评 述

高性能金属构件的激光增材制造

林鑫*, 黄卫东*

西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072

* 通信作者. E-mail: xlin@nwpu.edu.cn, huang@nwpu.edu.cn

收稿日期: 2015-02-05; 接受日期: 2015-05-20; 网络出版日期: 2015-08-18

国家自然科学基金 (批准号: 51323008)、国家高技术研究发展计划 (863) (批准号: 2013AA031103)、国家重点基础研究发展计划 (973) (批准号: 2011CB610402) 和高等学校博士学科点专项科研基金 (批准号: 20116102110016) 资助项目

摘要 激光增材制造技术是一种兼顾精确成形和高性能需求的一体化制造技术, 包含以同步材料送进为主要技术特征的激光立体成形技术和以粉末床为主要技术特征的选区激光熔化技术. 激光增材制造金属构件的组织通常由自基体连续外延生长的柱状枝晶组成, 晶粒粗大, 但是晶内亚结构细小、组织致密、无宏观偏析. 这使得激光增材制造金属构件的力学性能与锻件相当. 特别是部分钛合金件在沉积态下, 其拉伸性能也能满足锻件标准. 激光增材制造还可以与传统加工技术相结合, 实现复杂高精度构件的组合/复合制造. 本文从激光增材制造的技术原理、组织特征、力学性能和应用现状 4 个方面出发, 综合论述了激光增材制造技术的研究现状, 在此基础上, 对该领域的发展趋势和需进一步解决的关键科学问题进行了探讨, 指出激光增材制造技术的发展将使基于功能性优先的金属构件最优化结构设计成为可能.

关键词 激光增材制造 激光立体成形 选区激光熔化 微观组织 机械性能

1 引言

自 20 世纪 80 年代末期立体光刻 (stereolithography, SL) 技术^[1] 诞生以来, 产生了很多构思奇妙的增材成形制造技术. 增材制造技术是制造技术原理的一次革命性突破, 它形成了最能代表信息化时代特征的制造技术, 即以信息技术为支撑, 以柔性化的产品制造方式最大限度地满足无限丰富的个性化需求. 但早期大多数增材成形技术主要是应用于快速原型或模型制造, 所以一度被冠以“快速原型 (rapid prototyping, RP)”技术的名称. 但增材成形原理绝非只能用于成形, 也可以解决高性能的需求. 激光增材制造 (laser additive manufacturing, LAM) 技术就是一种兼顾精确成形和高性能需求的一体化制造技术. 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技术 (laser solid forming, LSF), 和以粉末床为主要技术特征的选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM). 其中, LSF 技术可以实现力学性能与锻件相当的复杂高性能构件的高效率制造, 并且成形尺寸基本不受限制 (取决于设备运动幅面), 同时 LSF 技术所具有的同步材料送进特征, 还可以实现同一构件上多材料的任意复合和梯度结构制造, 便于进行新型合金设计, 并可用于损伤构件的高性能成形修复; SLM 技术则可以实现力学性能优于铸件的高复杂性构件的直接制造, 但是通常成形尺寸较小, 只能进行单种材料的直接成形, 目前成熟的商用化装备的成形尺寸一般小于 300 mm. 另外, SLM 技术的沉积效率要

引用格式: 林鑫, 黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造. 中国科学: 信息科学, 2015, 45: 1111–1126, doi: 10.1360/N112014-00245

比 LSF 技术低一个数量级, 但成形件的复杂性基本不受限制. 需要指出的是, 以同步材料送进为主要技术特征的激光立体成形技术 (LSF) 还可方便地同传统的加工技术, 如锻造、铸造、机械加工或电化学加工等等材或减材加工技术相结合, 充分发挥各种增材与等材及减材加工技术的优势, 形成金属结构件的整体高性能、高效率、低成本成形和修复新技术. 高性能金属构件增材制造技术的发展史可追溯到 20 世纪 70 年代末期关于激光熔覆技术的研究. 1979 年, 美国联合技术公司 (United Technologies Corporation) 的 Snow 等针对高温合金涡轮盘的制造难题, 发展了同步送粉激光熔覆方法, 采用 LSF 方法制造了径向对称镍基高温合金零件, 并取得了相关专利^[2,3]. 不过受限于当时的计算机技术水平, 当时的激光增材制造技术还只能制造一些板型件或回转件. 尽管如此, 其初步的研究结果已经显示出了激光增材制造技术的光明前景. 不过直到 2000 年, 美国波音公司首先宣布采用 LSF 技术制造的 3 个 Ti-6Al-4V 合金零件在 F-22 和 F/A-18E/F 飞机上获得应用, 才在全球掀起了金属零件的直接增材制造的第一次热潮. 针对 LSF 技术的应用, 美国汽车工程师协会 (Society of Automotive Engineers, SAE) 在 2002 年制定了 LSF 成形 Ti-6Al-4V 合金零件的美国航空材料规范 (该标准在 2011 年进行了修订)^[4,5]. 实际上, 从 20 世纪 90 年代开始, 随着计算机技术的迅速发展以及快速原型技术的逐渐成熟, LSF 技术逐渐成为国际先进材料加工领域研究的热点, 并迅速进入高速发展阶段, 吸引了众多著名的研究机构参与其中. 研究内容日益系统化, 在新材料和新技术的研发与商业应用方面均取得了卓有成效的业绩. 目前, LSF 技术所应用的材料已涵盖钛合金、镍基高温合金、铁基合金、铝合金、难熔合金、非晶合金以及梯度材料等. 不过, 目前钛合金的 LSF 技术最为成熟, 其他合金 LSF 技术的成熟度远不如钛合金. 同时, LSF 过程中尽管成形效率高, 但通常成形件的表面较为粗糙, 需要进行进一步的加工. 另外, LSF 过程中一般无支撑结构, 同时所采用的激光束斑尺寸较大, 因此, 成形复杂程度与铸件相比还有一定差距. 特别是, 对于大型构件的 LSF, 如何有效地控制内部应力分布和变形仍然是一个亟待解决的问题. 至于 SLM 技术, 这项技术实际上是在德克萨斯大学奥斯汀分校 (University of Texas at Austin) 的 Deckard^[6] 所发明的基于粉末床的选区激光烧结 (selective laser sintering, SLS) 技术上发展起来的. 1995 年, 德国 Fraunhofer 应用研究促进协会 ILT 激光技术研究所的 Meiners 等^[7] 和日本大阪大学的 Abe 等^[8] 为了解决 SLS 过程中粉末的连接强度不高的问题, 提高材料致密度, 提出了基于粉末激光熔凝的 SLM 技术构思. 不过受限于粉末在成形过程中易出现的部分熔化现象, 以及粉末在熔化后易发生的球化问题, SLM 技术早期成形构件的致密度和强度并不太高, 直到 2010 年前后, 随着工艺的优化部分金属材料致密度显著提高, SLM 技术才在有限的几种典型钛合金、高温合金、钢、铝合金材料致密度方面取得重要突破, 并随着 SLM 装备的快速商业化, 开始应用于医学、汽车和航空领域. 由于 SLM 装备是在 SLS 装备的基础上进行的进一步开发, 因此目前的装备成熟度较高. 同时, SLM 过程中激光的束斑尺寸较小, 粉末床中易于构造支撑结构, 因此, 成形的构件复杂程度较高, 而且表面粗糙度接近铸件. 目前美国材料与试验协会 (American Society for Testing and Materials, ASTM) 发布相关的增材制造标准大部分是针对 SLM 成形的. 不过, 目前 SLM 成形制造构件的尺寸较小, 而且粉末熔化易发生球化, 使得目前 SLM 成形的构件内部难以避免有一些微小孔洞, 对其疲劳性能有一定损伤. 由于 SLM 成形对工艺控制相对要求较为苛刻, 目前适用于 SLM 成形的材料种类还较少. 另外, 对于大型构件的 SLM 成形, 由于难以在粉末床中获得均匀的温度场, 如何有效地控制应力分布和构件变形同样是一个关键问题. 成形尺寸的增大还将导致未熔残留粉末数量的急剧增加, 因此, 如何提高粉末的有效利用率及再利用率也是一个必须解决的重要问题. 需要指出的是, 相比于 SLM 技术, LSF 技术于 20 世纪 90 年代在国际多个研究机构相对独立地发展起来, 并且被赋予了不同的名称, 如直接金属沉积 (direct metal deposition, DMD)^[9,10]、激光固化 (laser consolidation, LC)^[11]、激光金属成形 (laser metal forming, LMF)^[12]、激光工程化净成形 (laser engineered net shaping,

LENS)^[13]、受控光制造 (directed light fabrication, DLF)^[14]、激光成形 (laser forming, LF)、激光增材制造 (laser additive manufacturing, LAM)^[15]、基于激光的自由实体制造 (laser based free-form fabrication, LBFFF)、直接激光制造 (direct laser fabrication, DLF)^[16]、形状沉积制造 (shape deposition manufacturing, SDM)^[17] 和激光快速成形 (laser rapid forming, LRF)^[18] 等. 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成形——激光立体成形. 基于激光增材制造技术在复杂金属构件高性能自由实体成形的技术优势, 及这项技术在先进工业领域的重要应用前景, 本文综述了金属构件激光增材制造的典型组织特征, 同时分析了激光增材制造典型金属材料的力学性能, 并对激光增材制造技术的应用情况和前景进行了介绍.

2 金属构件激光增材制造的典型组织特征

激光增材制造的组织特征与金属材料在激光束作用下的热过程密切相关. 在激光增材制造过程中, 高能量密度的激光束在很短的时间内和很小的区域内与金属材料发生交互作用, 材料表面局部区域的快速加热和熔池周围冷态基材的强换热作用, 导致激光熔池及其热影响区通常具有高的冷却速率, 即使考虑到多层多道熔覆沉积的热积累, 激光增材制造熔池和热影响区的冷却速率仍可达到 $10^2 \sim 10^6$ K/s 左右, 呈现典型的近快速凝固和固态相变特征. 在这种条件下, 金属材料的凝固和固态相变将会较大地偏离平衡, 使得材料的固溶极限显著扩大、晶内微观亚结构显著细化, 并可能出现新的亚稳相甚至非晶, 从而改善成形金属构件的物理、化学和力学性能. 同时, 激光增材制造过程中, 由于采用的是逐点逐层熔覆沉积, 这样只要保证所采用沉积粉末成分的一致性, 将不会出现整体的宏观偏析, 而微观偏析也将局限于同其细小凝固亚结构尺度相当的极小范围 (实际上, 由于组织明显细化, 即使存在一定的微观偏析, 也很容易通过随后的热处理消除). 另外, 激光熔覆沉积时, 熔池的尺寸小、浅, 并且液固界面的温度梯度大, 固液两相区小, 易于对凝固收缩进行充足的液态金属补缩, 极大地抑制缩松和缩孔的产生, 可以获得全致密的合金组织. 如上所述, 激光增材制造的这些优异铸态组织特征为激光增材制造构件获得极高的力学性能奠定了重要的基础. 要知道, 通常锻件的性能之所以比铸件力学性能高, 主要是因为通常铸件凝固较低的冷却速率导致铸态晶粒和晶内组织较为粗大, 并且难以避免宏观偏析, 而且往往存在缩松、杂质集中分布等缺陷, 锻造过程通过对铸坯施加力的作用, 使金属材料发生塑形变形、流动, 进而使材料组织致密、成分均匀、晶粒细化、杂质均匀分布, 从而相比常规铸态组织显著提高了力学性能. 从前述可知, 激光增材制造过程的逐点熔覆沉积和高梯度近快速熔凝特征恰好实现了锻造过程通过强制力的作用而实现的组织优化目标. 需要指出的是, 激光增材制造过程所存在的多层多道熔覆沉积的热作用, 会对已熔覆沉积金属材料产生往复退火/回火处理, 进而使得激光增材制造构件呈现出复杂的“铸态 + 不完全热处理”组织特征, 同时也使得成形构件的残余应力呈现复杂的分布.

对于具有不同固态相变特征的金属材料, 其激光增材制造构件将呈现出不同的微观组织形态. 对于材料的固态相变不显著的合金, 沉积态组织更多地呈现高温凝固的组织形态, 如镍基高温合金、铁素体、奥氏体不锈钢等.

图 1 显示了 LSF 制造的 316L 奥氏体不锈钢构件在垂直光束扫描方向上的横截面显微组织及在垂直沉积方向的横截面上所获得的 XRD 谱线. 成形件主要由自基材外延生长的细长柱状枝晶列组成. 在外延生长的枝晶组织中, 有相当大的一部分枝晶沿熔池底部到顶部的方向进行多层连续生长, 也就是说垂直扫描方向而趋向沿材料熔覆沉积方向生长. 这也导致 316L 不锈钢 LSF 构件呈现了极强的晶体取向性, 其 $\langle 100 \rangle$ 晶向族中与热流方向趋近的一个取向, 也就是 γ 奥氏体枝晶臂生长的择优取向,

图 1 LSF 制造 316L 不锈钢的微观组织及 XRD 谱线^[19], B 表示沉积方向

Figure 1 The microstructure and XRD pattern of the 316L by LSF^[19], where B indicates the deposition direction. (a) The microstructure of the transverse cross section vertical to the laser scan direction; (b) the XRD pattern of the transverse cross section vertical to the laser scan direction. ©Copyright 2006 Acta Metall Sin

基本平行沉积方向. 这也意味着 LSF 的金属构件会存在一定的力学行为各向异性. 另外, LSF 过程的逐层熔覆沉积特征也使得成形件的各沉积层组织之间在宏观上呈现明显的层带结构, 不过相邻熔覆沉积层仍是以冶金的方式结合在一起的, 并且外延组织在生长方向上仍然保持良好的连续性.

图 2 显示了 Inconel 718 镍基高温合金 SLM 成形件在平行沉积方向的横截面宏微观组织和在垂直沉积方向的横截面上所获得的 XRD 谱线. 由于 SLM 所采用的激光光斑直径要比 LSF 小一个数量级, 导致激光熔池尺寸相比 LSF 制造过程要小, 这也意味着 SLM 熔池的冷却速率要比 LSF 过程更高. 同时, 相比 LSF 过程中激光熔池液固界面与连续固相相连, 粉末主要是送入连续液态熔池中才发生熔化和凝固, SLM 过程中, 粉末熔化后, 激光熔池液固界面除了熔池底部为连续固相, 周围皆为晶粒取向不同、离散分布的粉末颗粒. 这使得激光熔池凝固时容易受到周围细小固相粉末颗粒的影响, 导致成形件的微观组织尽管仍由外延生长的柱状晶组织构成, 但是整体的晶粒取向比 LSF 构件杂乱, 不过, 这也导致 SLM 成形的构件晶粒组织和晶内的枝晶组织比 LSF 构件更为细化. 需要指出的是, SLM 过程中所存在的粉末球化和未熔粉末问题, 导致 SLM 构件中难免存在一些细小的孔洞.

对于整体组织的固态相变较显著的合金, 沉积态组织中的高温凝固特征将不明显, 最终组织形态取决于其在快速冷却和多层熔覆沉积所导致往复退、回火过程的固态相变特征. 如马氏体不锈钢、 α 和 $\alpha+\beta$ 钛合金等. 图 3 显示了 LSF 制造的 $\alpha+\beta$ 钛合金 Ti-6Al-4V 构件从底部到顶部的宏微观组织. 与 316L 不锈钢所呈现的柱状枝晶组织形态不同, Ti-6Al-4V 合金成形件的宏观组织由贯穿多个熔覆层呈外延生长的粗大 β 柱状胞晶组成, 胞晶间距约为 200~500 μm , 柱状晶主轴垂直于激光束扫描方向或略向光束扫描方向倾斜. 初生柱状 β 晶内微观组织是由极少量针状 α 、大量的魏氏 α 板条及一定体积分数的板条间 β 相组成. 在 LSF 件的顶部, 由于局部凝固条件的变化, 出现了尺寸约 300 μm

图 2 SLM 成形 Inconel 718 镍基高温合金的宏微观组织及 XRD 谱线^[20], B 标示沉积方向

Figure 2 The macro/microstructure and XRD pattern of the Inconel 718 by SLM^[20], where B indicates the deposition direction. (a) The macro/microstructure along the deposition direction; (b) the XRD pattern vertical to the deposition direction. ©Copyright 2012 Elsevier B.V

的等轴晶层, 也就是说在沉积层顶部发生了柱状晶向等轴晶的转变 (columnar to equiaxed transition, CET), 等轴晶层的宽度 0.5 mm. 需要指出的是, Ti-6Al-4V 合金 LSF 构件的沉积态组织特征之所以呈现柱状胞晶生长, 主要是由于 Ti-6Al-4V 合金在高温凝固时的外延初生 β 柱状枝晶生长和随后冷却过程中快速地进行 $\beta \rightarrow \alpha$ 固态相变. 由于初生 β 柱状枝晶凝固过程中枝晶间无低熔点共晶相, 固态相变过程中 α 板条的生长使得初生 β 枝晶的亚晶界被其穿透而消失, 使得最终的 β 胞状晶界面实际上应是高温凝固柱状 β 枝晶列的晶界. 钛合金的这种凝固和固态相变组织特征可由 Bermingham 等^[22] 在铸造钛合金中的实验结果间接加以揭示. 为了理解钛合金的凝固组织, Bermingham 等通过在钛合金中加入少量的 B, 使其形成金属间化合物而偏析于枝晶间, 由于金属间化合物的存在未影响 α 板条的生长, 进而在发生固态相变后的组织中勾勒出了钛合金高温凝固的初生 β 枝晶组织形态 (请参考文献^[22] 中的图 6). 这种高温凝固行为实际上也可以根据凝固时胞、枝晶本征的生长行为来加以推断. 图 4 显示了 LSF 过程熔覆沉积层中纵截面示意图及固液界面温度梯度 G 和凝固速度 V_S 随熔池深度变化示意图. 可以看到, 熔池凝固时固液界面温度梯度的方向会由熔池底部的垂直激光扫描方向逐渐转变为趋向扫描方向, 这意味着若是以胞晶生长, 由于胞晶通常沿热流方向生长, 这样, 熔覆沉积层底部到顶部将会出现组织转向生长, 相邻熔覆沉积层不易出现连续外延生长. 而枝晶组织的生长方向主要由其择优取向决定, 与温度梯度方向最为接近的择优取向往往在枝晶生长中占据最为有利的地位, 这使得沿该方向生长的枝晶在生长过程中能够逐步将生长取向与温度梯度方向相差较大的枝晶组织淘汰掉, 进而在 LSF 过程中呈现出沿平行沉积方向的定向枝晶生长. 而 LSF 成形的 Ti-6Al-4V 合金的顶部之所以会发生柱状晶/等轴晶转变, 这也是由熔覆沉积层熔池凝固时的凝固条件变化所决定的^[23]. 激光扫描过程中, 熔池底部的温度梯度最高, 同时基本垂直于激光束扫描方向, 而熔池底部也是熔池凝固开始的地方, 因而初生的柱状 β 晶粒将沿着沉积方向连续外延生长. 仅在熔池顶部, 由于

图 3 LSF 成形 Ti-6Al-4V 合金的宏观和微观组织 [21]

Figure 3 The macro\microstructure of the Ti-6Al-4V by LSF [21]. (a) Bottom and middle macrostructure parallel to the direction of laser scan; (b) SEM microstructure inner prior β grain of (a); (c) and (d) vertical to the direction of deposition (middle of the specimen); (e) and (f) parallel to the direction of laser scanning (top of the specimen). @Copyright 2009 Northwestern Polytechnical University

温度梯度的降低和凝固速度的增大, 导致柱状晶列凝固界面前沿的过冷度增大, 进而在界面前沿的过冷区中出现自由形核和等轴晶生长. 若后一层的熔覆沉积所导致的前一层的重熔将前一层的等轴晶生长层熔掉, 试样将在整体上呈现柱状外延生长形态, 仅在成形件顶部由于无进一步的重熔发生, 才可能保留这一等轴晶层. LSF 过程中熔覆沉积层凝固组织的这种外延生长特性, 使得可以以单晶或具有大尺寸定性凝固晶粒的金属材料作为基材, 直接制备单晶 [24, 25]. 同时, 结合 LSF 所具有的粉末同步送进特征, 还可以通过采用多路粉末送进的方法, 实时控制送进粉末材料的种类和粉末材料的成分配比, 实现微观组织连续变化的多材料、任意复合梯度材料及零件的制备 [26~29].

图 5 显示了 Ti-6Al-4V 合金构件 SLM 成形的显微组织形貌. 相比 LSF 组织, SLM 成形的 Ti-6Al-4V 合金中, 初生 β 晶粒明显细化, 晶粒宽度约为 100 μm . 同时受激光交叉式的扫描路径所限, 初生 β 晶粒在垂直沉积方向的横截面上呈现出了锯齿形形貌, 同时, 其在沿沉积方向连续外延柱状生长的行为, 相比 LSF 构件明显减弱, 这也意味着 SLM 成形件力学性能的各向异性比 LSF 构件要弱. 另外, 由于 SLM 成形所产生的小激光熔池的冷却速率很高, 同时, 热积累相比 LSF 过程要弱, 导致初生 β 晶内形成了具有不同晶体取向的马氏体 α' 板条, 这与 LSF 制造所获得 Ti-6Al-4V 合金组织是明显不同的. 通常在 Ti-6Al-4V 合金的 LSF 过程中, 只可能在成形件底部或顶部, 由于底部基材和外界环境的

图 4 LSF 过程熔覆沉积层中纵截面示意图及固液界面温度梯度 G 和凝固速度 V 随熔池深度变化示意图, V_s 为熔池中液固界面的法向移动速度, V_b 为激光束的扫描速度

Figure 4 Illustration of the longitude cross section by LSF and the evolution of the solidification velocity V and temperature gradient G along the solid/liquid interface, where V_s is the growth speed normal to the interface, V_b is the laser scan speed

强冷却, 形成马氏体 α' 板条, 而在其余部位, 由于热积累所导致的冷却速率的降低, 反而主要呈现魏氏或网篮 α 板条 (图 3). 另外, 可以看到, SLM 成形的 Ti-6Al-4V 合金构件同样难以完全消除孔洞.

如前所述, 激光增材制造的优异组织特征源于制造成形中的逐点熔覆沉积过程, 同时, 逐点熔覆沉积也使得我们可以通过控制逐点沉积条件对成形构件的整体组织进行精细控制. 例如, 由于激光熔池中的宏观组织形态与熔池形状密切相关, 从而可以在逐点沉积过程中通过控制输入熔池的能量密度、输入质量以及束斑尺寸, 控制熔池形状, 进而实现对所制造构件宏观晶粒组织形态的控制; 另外, 还可通过控制不同沉积层的沉积路径、不同熔覆沉积层间的主温度梯度方向, 进而实现对不同沉积层宏观晶粒取向的控制. 除此之外, 利用激光增材制造逐点熔覆沉积的特征以及熔池的高冷却速率, 还可以避免传统大块非晶铜模铸造所存在的临界冷却速率和临界尺寸限制, 使无尺寸限制大块非晶的制造成为可能^[31,32]. 需要指出的是, 激光增材制造过程中的逐点近快速熔凝也使得成形制造过程中易产生较大的应力和变形, 不过若能结合成形过程中构件应力/应变的准确模拟仿真以及成形过程中的闭环控制, 对逐点沉积的能量密度、质量输入以及沉积路径进行自适应控制, 将有望在激光增材制造过程中实现对构件的逐点控形控性, 这是以往成形制造方法所难以实现的. 当然, 以上控形控性的实现有赖于我们对激光增材制造成形过程全面深刻的科学认识和装备的高控制精度.

3 典型金属合金激光增材制造的力学性能

表 1 分别给出了 LSF 制造典型钛合金、镍基高温合金及钢的室温拉伸力学性能. 其中 Ti-6Al-4V (TC4) 钛合金、Inconel 718 镍基高温合金以及 316L 不锈钢, 作为目前应用最为广泛的金属合金, 目前的研究相比其他合金更为成熟, 无论是拉伸强度、屈服强度还是延伸率, 普遍满足锻件标准. 尤其是对于 α 钛合金 (如 TA15) 和 $\alpha+\beta$ 钛合金 (如 Ti-6Al-4V), 由于 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的体积变化效应小, 相变应力值低, 且因体心立方 β 相自扩散系数高, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变迅速, 若激光立体成形的工艺恰当, 可利用往复熔覆沉积对已熔覆沉积层进行充分的退火和回火热处理, 实现成形和热处理一体化, 使得这些钛合金在沉积态的情况下也可以满足锻件指标. 而对于镍基高温合金和一些高强钢来说, 由于合金化程度较高, 凝固过程中容易在枝晶间产生有害的低熔元素、化合物相或共晶偏析, 同时在激光往复熔覆沉积的快

图 5 (网络版彩图) SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金构件的微观组织^[30]

Figure 5 (Color online) The microstructure of Ti-6Al-4V by SLM^[30]. (a) Top view; (b) front view; (c) lateral view; (d) schematic of the scan path. ©Copyright 2010 Elsevier B.V

速加热和冷却导致的应力作用下, 若工艺控制不当, 极易产生热裂等冶金缺陷, 导致力学性能的降低. 如对于 Rene88DT 粉末冶金高温合金, 尽管其 LSF 构件的室温力学性能已经十分接近粉末冶金的技术标准, 但仍然存在一定差距, 而对于 300 M 超高强度钢, 尽管拉伸强度和屈服强度已基本满足锻件标准, 但延伸率相比锻件还有一定差距. 图 6 给出了 Ti-6Al-4V 合金 LSF 构件的疲劳 S-N 曲线. 可以看到, LSF 构件的高周疲劳性能与退火态锻件的性能基本相当, 但是中低周疲劳性能稍低. 依据疲劳理论, 由图 3 所示的 Ti-6Al-4V 合金 LSF 的组织特征可以推断, Ti-6Al-4V 合金 LSF 构件所具有的较好高周疲劳性能应与其所具有的晶内细化魏氏或网栏状 α 板条相关, 但是 Ti-6Al-4V 合金 LSF 构件所具有的粗大初生 β 晶粒可能在一定程度上导致其低周疲劳性能的弱化.

表 2 给出了 SLM 成形的 Ti-6Al-4V 钛合金和 Inconel 718 镍基高温合金的室温拉伸力学性能. 与

图 6 (网络版彩图) 固溶时效处理的 LSF 制造 Ti-6Al-4V 合金光滑试样的低周疲劳 S-N 曲线
Figure 6 (Color online) The low-cycle fatigue S-N curves of Ti-6Al-4V by LSF during the solid solution aging treatment

表 1 LSF 典型金属合金的室温力学性能

Table 1 The mechanical properties of typical metal alloys by LSF

Alloy	Forming process and state	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)
Ti-6Al-4V(TC4)	Deposited	955~1000	890~955	10~18
	LSF+Heat treated	1050~1130	920~1080	13~15
	Forging\annealing standard	≥ 895	≥ 825	≥ 8
TA15	Deposited	1030~1190	955~1150	10~14
	LSF+Heat treated	1160~1330	1040~1140	8~9.5
	Forging\annealing standard	930~1130	≥ 855	≥ 8
Inconel 718	LSF+Heat treated	1325~1380	1065~1165	16.5~30
	Forging standard	≥ 1240	≥ 1030	≥ 6
Rene88DT	LSF+Heat treated	1440~1450	1060~1080	20~23
	Powder metallurgy standard	1520~1600	1080~1210	17~25
316L stainless steel	LSF+Heat treated	≈ 605	≈ 400	≈ 53
	Forging\annealing	≥ 586	≥ 241	≥ 50
300M steel	LSF+Heat treated	1895~1965	1748~1849	5.5~8
	Forging standard	≥ 1862	≥ 1517	≥ 8

LSF 构件相似, SLM 成形的 Ti-6Al-4V 钛合金和 Inconel 718 镍基高温合金的拉伸强度、屈服强度和延伸率同样满足锻件标准. 另外, 由于 SLM 成形过程中熔池的冷却速率要高于 LSF 过程, 同时沉积态的晶粒尺寸要小于 LSF 构件的晶粒尺寸, 这使得沉积态 SLM 成形件的拉伸强度、屈服强度要高于沉积态 LSF 构件, 但是, 经过热处理后, SLM 成形件和 LSF 构件的力学性能基本相当. 需要指出的是, 由于 SLM 成形件难以完全消除孔洞, 使得 SLM 成形件的延伸率要比 LSF 构件稍低, 这也将导致 SLM 成形件的疲劳性能要明显低于 LSF 构件及锻件. 而通常材料的静载拉伸强度对微小缺陷不敏感,

表 2 SLM 成形典型金属合金的室温力学性能 [33, 34]
Table 2 The mechanical properties of typical metal alloys by LSM [33, 34]

Alloy	Forming process and state	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)
Ti-6Al-4V(TC4)	Deposited	1267±5	1110±9	7.28±1.12
	SLM+Heat treated	1082±34	1026±35	9.04±2.03
	Forging\annealing standard	≥895	≥825	≥8
Inconel 718	Deposited	1137~1148	889~907	19.2~25.9
	SLM+Heat treated	1280~1358	1102~1161	10~22
	Forging standard	≥1240	≥1030	≥6

图 7 (网络版彩图) SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金光滑试样的疲劳寿命 [35]
Figure 7 (Color online) The fatigue life of the Ti-6Al-4V by SLM [35]. ©Copyright 2014 Elsevier B.V

因此, SLM 成形件中的微小孔洞并未对 SLM 成形件的拉伸强度产生明显影响. 图 7 给出了美国波音公司的 Edwards 等 [35] 所测试的 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金构件的疲劳寿命. 图 8 给出了相应的 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金构件的沿沉积方向的疲劳断口形貌. 对比图 6, 可以看到, 由于 SLM 成形件中所存在的细小未熔颗粒及孔洞, 导致 SLM 成形件的疲劳性能相比锻件和 LSF 构件显著降低. 同时, 可以看到, SLM 成形件中所存在的较小的杂乱取向晶粒使得 SLM 成形件仅存在较弱的力学性能各向异性.

需要指出的是, 目前激光增材制造所采用的合金大多是传统的铸造合金或锻造合金, 所采用的热处理制度大多数是沿用传统铸件和锻件的热处理制度. 之所以把这些合金称为铸造合金或锻造合金, 是因为这些合金的成分设计、热处理制度制定都是针对着合金在铸造或锻造过程的工艺特征、组织及合金化特征和强韧化机制, 而激光增材制造的工艺特性决定了其组织和合金化特征必然与传统的铸件

图 8 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金构件沿沉积方向的疲劳断口 [35]

Figure 8 The fatigue fracture along deposition direction of Ti-6Al-4V by SLM [35]. @Copyright 2012 Elsevier B.V

或锻件具有较大差别, 使得这些合金的设计及热处理制度通常无法充分发挥激光增材制造构件的力学性能, 因此发展激光增材制造专用合金势在必行。

4 激光增材制造技术的典型应用

激光增材制造技术最初的应用主要是针对航空、航天等技术领域对装备极端轻质化与可靠化的需求。这种需求使得单个结构件的尺寸和复杂性都在不断地增加, 并且大幅增加钛合金、高温合金和超高强度钢等高强度合金的用量, 导致采用传统热加工和机械加工进行复杂构件的整体化制造变得非常困难, 而激光增材制造技术所具有的自由实体成形高性能增材制造的特征是解决这种材料成形技术困难的重要途径。随着这项技术研究的深入和工程化研发的开展, 激光增材制造技术开始逐渐应用于能源、动力、医学等更广阔的领域, 并在金属构件的创新优化设计和新材料设计开发领域显示出了重要的应用前景。

目前激光增材制造技术已可以实现小到几毫米, 大到几米的高性能零件的快速制造。图 9 显示了采用激光增材制造技术制造的人体用纯钛牙冠和肩胛骨植入体。采用激光增材制造技术后, 可以大大缩短各类人体金属植入体和代用器官的制造周期, 并且可以针对个体情况, 进行个性化优化设计, 大大缩短手术周期, 提高人们的生活质量。图 10 显示了采用激光增材制造技术制造的航空航天零件。图 10(a) 显示的是采用 LSF 制造的 C919 飞机 Ti-6Al-4V 合金翼肋缘条, 长约 3100 mm, 其探伤和力学性能测试结果皆符合设计要求。在制造前的力学性能考核中, LSF 制造的 Ti-6Al-4V 合金试样的高周疲劳性能优于实测锻件, 同时, 拉伸和屈服强度的批次稳定性优于 3%。

图 9 (网络版彩图) 激光增材制造的植入体

Figure 9 (Color online) The prosthesis by laser additive manufacturing. (a) The tooth crown of pure Ti by LSF; (b) the shoulder blade of Ti-6Al-4V by SLM

图 10 (网络版彩图) 激光增材制造的航空航天钛合金和铝合金构件

Figure 10 (Color online) Aerospace titanium alloy and aluminium alloy components by laser additive manufacturing. (a) The central wing rib in C919 by LSF; (b) aerospace Ti-6Al-4V alloy and AlSi10Mg alloy components by SLM

激光增材制造所具有的自由实体成形增材制造特征, 可以方便地将激光增材制造技术与传统加工制造技术相结合, 实现“锻造 + 激光增材制造”、“铸造 + 激光增材制造”以及“激光增材 + 机械加工减材组合/复合制造”, 进一步提高制造效率, 降低制造成本。

目前, 激光增材制造已开始在金属构件的创新设计方面发挥重要作用。由于激光增材制造可以制造很多传统加工方法难以或无法制造的结构, 这使得实现功能性优先的结构设计及最优化设计成为了可能。欧洲空中客车集团创新中心 (Airbus Group Innovations) 依托 SLM 技术对空客 320 和 380 飞机的钢制舱门托架和发动机舱门铰链进行了拓扑优化设计。应用新设计后, 采用 SLM 技术制备的 Ti-6Al-4V 合金舱门托架和铰链在承受同样外部载荷的情况下, 最大应力减小 49%, 同时重量减轻

图 11 (网络版彩图) 采用 LSF 技术修复的损伤零件

Figure 11 (Color online) The repaired components by LSF. (a) High temperature alloy turbine blade; (b) titanium alloy casing; (c) high temperature alloy tubing

了 60%.

除此之外, 结合激光增材制造所具有的逐点逐线逐层控制思路, 以损伤零件为基体, 采用 LSF 技术, 在待修复区域逐层堆积粉末或丝材, 还可以在不破坏零件本体性能的前提下, 恢复零件的几何性能 (几何形状、尺寸精度) 和力学性能 (强度、塑性等), 使损伤零件再次达到使用要求. 图 11 显示了采用 LSF 技术修复的航空发动机零部件. 这使得复杂构件的高性能修复成为了激光增材制造的另一个重要的应用领域.

5 结论与展望

激光增材制造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技术, 和以粉末床为主要技术特征的选区激光熔化技术. 其中, 激光立体成形技术可以实现力学性能与锻件相当的复杂高性能构件的高效率制造, 选区激光熔化技术则可以实现力学性能优于铸件的高复杂性构件的直接制造. 本文综述了金属构件激光增材制造的典型组织和力学性能特征, 探讨了激光增材制造构件获得高力学性能的主要因素, 并介绍了激光增材制造技术目前的主要应用情况.

(1) 激光增材制造金属构件的组织通常由自基体连续外延生长的柱状枝晶组成. 激光增材制造组织这种外延生长特性使得沉积层的晶粒通常较大, 但激光熔池及热影响区的快速冷却特征使得其晶内亚结构非常细小, 同时, 激光增材制造的逐点沉积特征使得成形件通常无宏观偏析. 这些组织和偏析特征为激光增材制造金属构件获得高的力学性能奠定了重要基础.

(2) 激光增材制造金属构件, 特别是钛合金构件的力学性能与锻件相当. 部分钛合金件在沉积态下, 其拉伸性能也能满足锻件标准. 不过, 对于镍基高温合金和一些高强钢来说, 由于合金化程度较高, 凝固和固态相变过程复杂, 工艺成熟度与钛合金还有一定差距, 使得其目前力学性能, 特别是塑性, 与锻件还有一定差距.

(3) 激光增材制造技术可以实现小到几毫米, 大到几米零部件的高性能快速制造, 目前已应用于航空、航天、能源、动力以及医学植入等领域. 除了直接制造, 激光增材制造还可以与传统加工技术相结合, 实现复杂高精度构件的组合/复合制造. 另外, 采用激光增材制造技术进行零件的高性能修复也是激光增材制造的一个重要领域.

(4) 激光增材制造所具有的自由实体高性能增材成形特征, 使得实现功能性优先的结构设计及最优设计成为了可能.

可以看到, 目前激光增材制造技术中, 无论是 LSF 还是 SLM 技术, 都已在航空航天和生物医疗领域获得了初步的成功应用, 但是相比传统的制造加工技术, 目前激光增材制造的技术成熟度仍有一定差距, 激光增材制造技术的潜力还有待进一步挖掘, 还有许多关键科学问题有待进一步解决, 如:

(1) 从目前金属材料的激光增材制造工艺特性来看, 目前除了钛合金较为成熟外, 其他合金的成形工艺与钛合金相比还有较大差距, 目前报道的可用于激光增材制造的其他合金, 如高温合金或铝合金, 种类还较少, 这些合金在成形过程中极易出现一些缺陷, 如裂纹、气孔或熔合不良等, 这说明对于不同合金激光增材制造的工艺特性还有待进一步挖掘, 理清影响不同合金增材制造工艺特性的关键因素非常重要;

(2) 激光增材制造的逐点熔覆沉积特征使得对其过程进行准确控制非常关键, 但沉积过程的复杂性, 使得采用数值模拟仿真已经成为了理解和预测激光增材制造过程的主要途径;

(3) 从激光增材制造金属材料的力学性能来看, 其力学性能远未完美, 即使是对于目前研究最为成熟的 Ti-6Al-4V 合金, 其中、低周疲劳强度还有待进一步的提高, 这说明深入理解激光增材制造的组织特征和强韧化机理仍然是目前亟待解决的问题, 发展适用于激光增材制造技术的专用材料是一条必然之路;

(4) 激光增材制造的自由实体成形特征, 使得激光增材制造可以制造以往采用传统方法很难或无法实现的结构, 但任何技术都有其局限性, 因此理清适用于激光增材制造的结构类型, 发展基于激光增材制造技术的新设计原理和方法是促进和发展激光增材制造技术的一个必由之路。

总而言之, 激光增材制造技术已有了一些成功的实施案例, 同样, 激光增材制造技术仍有许多需要进一步深入研究和解决的科学和技术问题。但是, 从现有激光增材制造技术的研究和应用成果, 可以预见, 激光增材制造技术必将在工业、医疗和信息化领域产生深远的影响, 这项技术已经快步向我们走来。

参考文献

- 1 Hull C W. Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography. US Patent, US4575330 A, 1986-03-11
- 2 Snow D B, Breinan E M, Kear B H. Rapid solidification processing of superalloys using high power lasers. In: Tien J K, Wlodek S T, Morrow III H, et al, eds. Superalloys 1980 : Proceedings of the Fourth International Symposium on Superalloys. Ohio: ASM Metals Park, 1980. 183-203
- 3 Brown C O, Breinan E M, Kear B H. Method for fabricating articles by sequential layer deposition. US Patent, US4323756 A, 1979-10-29
- 4 SAE International. Titanium Alloy Laser Deposited Products 6Al-4V Annealed, aerospace material specification, SAE AMS 4999, 2002-02
- 5 SAE International. Titanium Alloy Direct Deposited Products 6Al-4V Annealed, aerospace material specification, SAE AMS 4999A, 2011-09
- 6 Deckard C. Method and apparatus for producing parts by selective sintering. US Patent 4863538, 1986-10-17
- 7 Meiners W, Wissenbach K D, Gasser A D. Shaped body especially prototype or replacement part production. Germany Patent, DE 19649865 C1, 1996-12-02
- 8 Abe F, Osakada K. A study of laser prototyping for direct manufacturing of dies from metallic powders. In: Altan T, ed. Advanced Technology of Plasticity 1996, Vol. II, Proceedings of the 5th International Conference on Technology of Plasticity. Columbus: Ohio State Univ, 1996. 923-926
- 9 Koch J L, Mazumder J. Rapid prototyping by laser cladding. SPIE, 1993, 2306: 556-557
- 10 Murphy M L, Steen W M, Lee C. A novel prototyping technique for the manufacture of metallic components. In: McCay T D, Matsunawa A, Hugel H, eds. ICALEO '94: Laser Materials Processing. Orlando: Laser Institute of America, 1994. 31-40

- 11 Xue L, Islam M. Free-form laser consolidation for production functional metallic components. In: Bajor J, ed. Proceedings of the Laser Materials Processing Conference: ICALEO' 98. Orlando: Laser Institute of America, 1998. 15–24
- 12 Gremaud M, Wagmiere J D, Zryd A, et al. Laser metal forming: process fundamentals. *Surf Eng*, 1996, 12: 251–259
- 13 Griffith M L, Keicher D M, Atwood C L, et al. Freeform fabrication of metallic components using laser engineered net shaping LENS. In: Marcus H L, Beaman J J, Barlow J W, et al, eds. Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings. Austin: University of Texas at Austin Publisher, 1996. 125–133
- 14 Mah R. Directed light fabrication. *Adv Mat Proc*, 1997, 151: 31–33
- 15 Abbott D H, Arcella F G. Laser forming Titanium components. *Adv Mat Proc*, 1998, 153: 29–30
- 16 Wu X, Sharman R, Mei J, et al. Direct laser fabrication and microstructure of a burn-resistant Ti alloy. *Mat Des*, 2002, 23: 239–247
- 17 Merz R, Prinz F B, Ramaswami K, et al. Shape deposition manufacturing. In: Harris Marcus J J, Beaman J W, Barlow D L, et al, eds. In: Proceedings of the 1994 Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin: University of Texas at Austin Publisher, 1994. 1–8
- 18 Li Y M, Yang H O, Lin X, et al. The influences of processing parameters on forming characterizations during laser rapid forming. *Mat Sci Eng*, 2003, 360: 18–25
- 19 Lin X, Yang H O, Chen J, et al. Microstructure evolution of 316L stainless steel during laser rapid forming. *Acta Metall Sin*, 2006, 42: 361–368 [林鑫, 杨海欧, 陈静, 等. 激光快速成形过程中 316L 不锈钢显微组织的演变. *金属学报*, 2006, 42: 361–368]
- 20 Amato K N, Gaytan S M, Murr L E, et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Mater*, 2012, 60: 2229–2239
- 21 Zhang S Y. Research on the heat treated microstructures and properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy. Dissertation for Ph.D. Degree. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2009. 34–36 [张霜银. 激光立体成形 Ti-6Al-4V 合金的热处理组织与性能. 博士学位论文. 西安: 西北工业大学, 2009. 34–36]
- 22 Bermingham M J, McDonald S D, Dargusch M S, et al. Microstructure of cast titanium alloys. *Mat Foru*, 2007, 31: 84–89
- 23 Lin X, Li Y M, Wang M, et al. Columnar to equiaxed transition during alloy solidification. *Sci China Tech Sci*, 2003, 46: 475–489
- 24 Tan H. Temperature measurement and research on microstructure controlling in laser rapid forming process. Dissertation for Master Degree. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2005. 74–82 [谭华. 激光快速成形过程温度测量及组织控制研究. 硕士学位论文. 西安: 西北工业大学, 2005. 74–82]
- 25 Gaumann M, Bezencon C, Canalis P, et al. Single-crystal laser deposition of superalloys: processing-microstructure maps. *Acta Mat*, 2001, 49: 1051–1062
- 26 Lin X, Yue T M, Yang H O, et al. Laser rapid forming of SS316L/Rene88DT graded material. *Mat Sci Eng A*, 2005, 391: 325–336
- 27 Lin X, Yue T M, Yang H O, et al. Microstructure and phase evolution in laser rapid forming of a functionally graded Ti-Rene88DT alloy. *Acta Mat*, 2006, 54: 1901–1915
- 28 Liu J T, Lin X, Lv X W, et al. Research on laser solid forming of a functional graded Ti-Ti2AlNb alloy. *Acta Metall Sin*, 2008, 44: 1006–1012 [刘建涛, 林鑫, 吕晓卫, 等. Ti-Ti2AlNb 功能梯度材料的激光立体成形研究. *金属学报*, 2008, 44: 1006–1012]
- 29 Yue T M, Li T, Lin X. Microstructure and phase evolution in laser cladding of Ni/Cu/Al multilayer on Magnesium substrates. *Met Mat Trans A*, 2010, 41A: 212–223
- 30 Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T, et al. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Mater*, 2010, 58: 3303–3312
- 31 Yang G L, Lin X, Liu F C, et al. Laser solid forming Zr-based bulk metallic glass. *Intermetallics*, 2012, 22: 110–115
- 32 Pauly S, Lober L, Petters R, et al. Processing metallic glasses by selective laser melting. *Mater Today*, 2013, 16: 37–41
- 33 Vrancken B, Thijs L, Kruth J-P, et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: microstructure and mechanical properties. *J Alloys Comp*, 2012, 541: 177–185
- 34 Wang Z M, Guan K, Gao M, et al. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting. *J Alloys Comp*, 2012, 513: 518–523

- 35 Edwards P, Ramulu M. Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V. *Mater Sci Eng A*, 2014, 598: 327–337

Laser additive manufacturing of high-performance metal components

LIN Xin* & HUANG WeiDong*

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

*E-mail: xlin@nwpu.edu.cn, huang@nwpu.edu.cn

Abstract Laser additive manufacturing is an integrated manufacturing technology that takes precision forming and high performance into consideration. Laser additive manufacturing includes the laser solid forming technique, which is characterized by synchronized powder feeding, and selective laser melting, which is characterized by powder bed fusion. The microstructure of metal components produced by laser additive manufacturing technology consists of columnar dendrite that is epitaxially grown from the substrate. The grains in the metal components are coarse; however, the microstructure in the grains is fine, without the macro segregation. As a result, the mechanical properties of the components produced by laser additive manufacturing technology are equivalent to the forging standard. Laser additive manufacturing technology can also be combined with traditional processing technology to achieve combination manufacturing for the production of complex and high-precision components. In the present paper, recent developments in laser additive manufacturing technology have been reviewed in the following aspects: technical principles, microstructure characteristics, mechanical properties, and application status. On this basis, this paper discusses the development trends in the field and the key scientific issues to be solved. It is noted that the optimized structural design of metal components based on functional priority has become possible.

Keywords laser additive manufacturing, laser solid forming, selective laser melting, microstructure, mechanical properties

LIN Xin was born in 1973. He received his Ph.D. degree from the Northwestern Polytechnical University of China in 2000. From 2003 to 2005, he did post-doctoral research in The Hong Kong Polytechnic University. Currently, he is the deputy director of the State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, China. His research fields include laser additive manufacturing, solidification

fundamental and technology.

HUANG WeiDong was born in 1956. He is a professor and doctoral tutor of College of Materials Science and Engineering at Northwestern Polytechnic University. At present, he is the director of the State Key Laboratory of Solidification Processing. He has received several distinguished honors and awards for his outstanding work on crystal growth and laser materials processing.