

激光增材制造钛合金冶金组织特征及其调控方法 研究进展

郭艳华, 戴国庆, 孙中刚, 陈小龙, 常 辉

(南京工业大学 材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816)

摘要: 增材制造技术是近年来迅速发展起来的一种快速成型技术, 由于其具有制造周期短、成本低、可制造复杂零件等诸多优点而被广泛应用。本文介绍了增材制造的分类以及特殊的超常冶金过程, 综述了增材制造下钛合金的冶金组织特征。目前, 增材制造过程导致钛合金冶金组织存在显著粗大的柱状晶, 且随着制造方法的改变, 柱状晶尺寸发生变化; 组织分布不均匀, 包括相分布和晶粒尺寸分布不均性等。围绕上述问题系统阐述了改善冶金组织的方法, 主要包括改变工艺参数, 外场辅助, 如磁场、超声场, 在线轧制塑性变形, 添加形核剂等来细化晶粒等, 这将为未来增材制造组织改善提供借鉴。

关键词: 增材制造; 冶金组织; 晶粒细化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4733-12

有低成本、短周期、高性能、数字化制造特点的增材制造 (addition manufacture, AM) 被誉为“变革性”的新技术, 有望为航空、航天及重大装备复杂承力构件制造提供一条新途径^[1-4]。近年来, 增材制造技术获得了广泛关注, 并在装备、工艺、材料等方面发展迅猛。尽管如此, 当前的应用大多停留在替代传统铸件或者非承力构件中, 在承力结构件上的应用还有一定距离^[1-4]。究其原因在于超常冶金条件下, 凝固组织容易形成柱状晶、应力及裂纹等缺陷, 这些“内部质量”控制困难, 即使后续采用热等静压 (HIP) 处理, 其高周疲劳等关键力学性能也未达到同级锻造水平^[2,5-7]。

如表 1 所示, 现有的增材制造技术可被分为多种, 主要以熔融沉积成型 (fused deposition modeling, FDM)、光固化立体成型 (stereo lithography apparatus, SLA)、分层实体制造 (laminated object manufacturing, LOM)、激光选区烧结 (selective laser sintering, SLS)。又例如可直接制造金属实体零部件的基于同轴送粉的激光熔化沉积 (laser melting deposition, LMD)、基于粉末床的激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 和以电子束为热源的电子束熔化制造技术 (electron beam melting, EBM)。图 1 为金属增材制造主要类型及其加工示意图^[8,9], 其中, 激光选区熔化和电子束制

造技术适用于制造小型精细的金属零件, 而激光熔化沉积技术多用于直接制造大尺寸金属毛坯零部件。同样地, 以丝材为原料而利用不同的热源同样可分为以电弧为热源的金属增材制造方式—电弧增材制造 (wire arc additive manufacturing, WAAM), 电子束为热源的电子束熔丝增材制造 (electron beam additive manufacturing, EBAM) 和激光为热源的激光熔丝增材制造 (wire laser additive manufacturing, WLAM)^[4,10]。与粉末增材类似, 通过焊丝的熔化沉积, 逐层堆积出金属实体零部件。不同的是, 丝材的熔化沉积材料利用率高, 相比于粉末 50% 的材料利用率, 丝材的利用率在 95% 以上。电弧增材制造的电弧可达成性、精度及能量控制较弱, 成型零件精度低, 适用于金属精度较低的毛坯件制造。电子束熔丝增材制造沉积速率高, 成型金属零部件致密度大, 成型质量较高。但其成型环境较为严格, 需要在真空室内进行。激光束反而具有时间、空间的能量精确控制性能, 因此相对于电弧增材制造和电子束熔丝增材制造来说, 激光熔丝增材制造具有 2 种方式的优点, 更有效的技术优势, 可用于未来大型金属件的结构件制造。Lu^[11]等人在 H13 工具钢上制备铁基和镍基过渡层, 通过激光喷丸来改善涂层的力学性能, 结果表明, 经过激光喷丸后, 熔覆层表面硬度提高了 32%, 其强化机制是纳米颗粒强化、

收稿日期: 2021-12-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51875274)

作者简介: 郭艳华, 女, 1983 年生, 博士, 副教授, 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816, E-mail: guoyanhua@njtech.edu.cn

位错强化等典型的强化方式，从而提高了耐磨性。Xu^[12]等人为了全面提高纯熔覆层的表面质量和层间内部结合强度，首次提出了一种超高速激光熔覆与激光重熔相结合的工艺，该工艺有效地优化了表面粗糙度，消除了层间缺陷，特别是多层涂层缺陷。Lu^[13]研究了激光冲击强化对选区激光融化 Ti6Al4V 钛合金热腐蚀行为的影响，结果表明，激光喷丸强化处理后，产生了高密度的位错和大量的纳米孪晶，促进了表层的晶界效应。激光喷丸强化诱导的晶界效应与塑性变形的耦合效应有效地提高了选区熔化的热腐蚀性能。Lu^[14]等人采用选区激光熔化和激光喷丸相结合的混合增材制造技术，经过大规模激光选区工艺 (laser

selective processing, LSP) 处理后的表面显微硬度显著提高，残余拉应力通过 LSP 诱导的塑性变形转化为残余压应力，水平方向和垂直方向的试样均表现出良好的抗拉强度和延展性。

1 增材制造冶金组织特征与形成原因

1.1 激光增材制造技术典型冶金组织特征

增材制造形成的柱状晶和组织不均匀的根源，即合金经历极速熔化及凝固，微区熔池内过冷度极大，而且液固界面成分过冷严重不足，导致自发形核率显著下降，其核心问题是凝固过程热力学与动力学的不匹配性。因此，增材制造特殊的冶金过程导致柱状晶的形成。

表 1 金属增材制造类型及其主要特征

Table 1 Types of metal additive manufacturing and their main characteristics

Technology	SLM	LMD	EBM	WAAM	WLAM	EBAM
Materials	Powder	Powder	Powder	Wire	Wire	Wire
Size	0~53 mm	53~200 μm	45~100 μm	0.8~2 mm	0.8~2 mm	0.8~2 mm
Energy type	Laser	Laser	Electron beam	TIG or MIG	Laser	Electron beam
Power/W	100~1000	1000~10000	1000~3000	3000	2000~4000	1500~4000
Light spot diameter	70~100 μm	0.6~5 mm	> 180 μm	-	-	-
Single layer thickness/μm	20~200	100~1000	50~200	> 500	> 500	> 700
Energy density	200~400 J/mm ³	100~200 J/mm ²	4~3 J/mm	TIG(100 W/mm ²) MIG(500 W/mm ²)	-	-

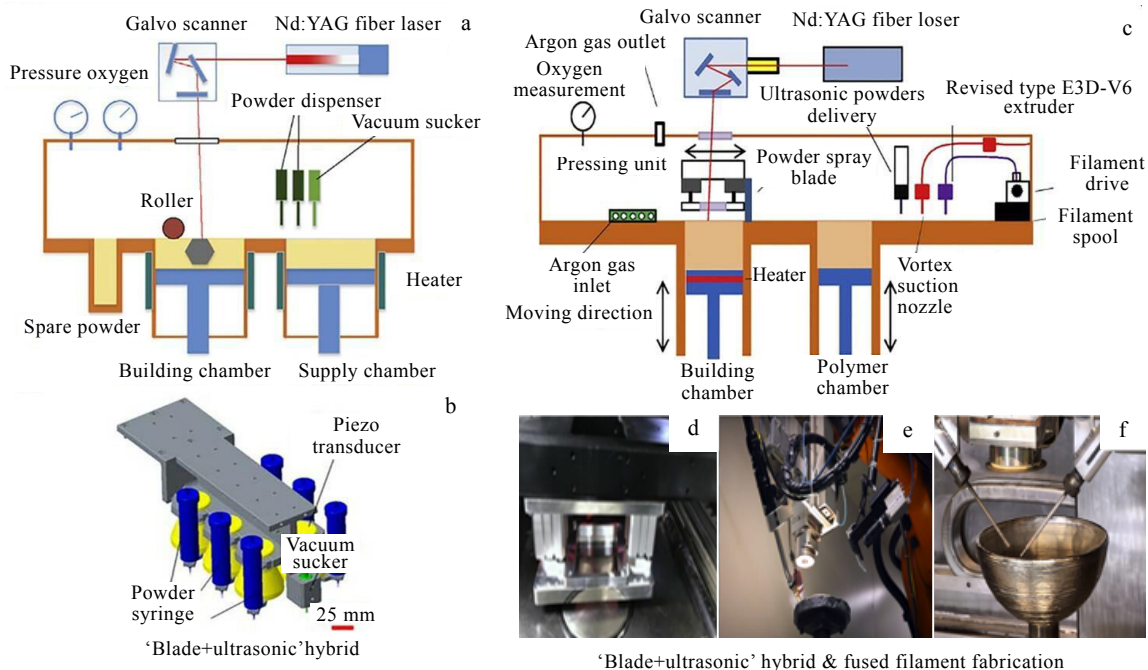


图 1 金属增材制造主要类型及其示意图

Fig.1 Main types and their schematic diagrams of metal additive manufacturing: (a) SLM, (b) SEBM, (c) LMD, (d) WAAM, (e) WLAM, and (f) EBAM^[8,9]

针对 LDM、SLM、WAAM、WLAM 的 TC4 合金，初始沉积层和基板结合处往往出现细小晶粒，接着随着沉积层数的不断增多，在重熔的过程中，柱状晶均会沿着外延方向生长，这是由于在加热的过程中，熔池移动的凝固条件产生的，这种凝固条件在凝固前沿促进了陡峭的正热梯度，这导致了最小的成分过冷和狭窄的糊状区，阻止了枝晶的分裂成核，不同增材制造方式所产生的柱状晶尺寸不一样，SLM 过程中所形成的柱状晶宽度通常为 100~200 μm，随着激光直径的增大和成型效率的提高，LDM 所形成的柱状晶宽度可达 3 mm 以上，并且明显的贯穿沉积层。图 2^[12,15-18]为电弧增材制造与激光定向沉积典型柱状晶组织特征。由图 2 可以看出，WAAM 的柱状晶更加粗大，这与电弧熔化丝材过程中后续多层打印过程中的峰值温度和冷却速率有关。初始 β 晶粒首层沉积时趋于等轴化，但在打印过程中继续的外延生长导致了贯穿沉积层的柱状晶的生成。每一种增材制造方

式的颗粒生长方向均与热流方向相反，晶粒组织的方向性非常强，从而带来了各向异性的机械性能。与 WAAM 有类似的特点，WLAM 同样会出现相似地增材制造冶金缺陷。

Liang 等人^[19]通过激光选区熔化制备 Ti-6Al-4V 合金并尝试使用热处理工艺优化合金组织，消除柱状晶，(见图 3)。结果表明，通过热处理工艺能够有效调控合金的晶粒尺寸，但难以抑制激光熔化选区柱状晶组织。Brandl 等人^[20]利用激光熔化沉积技术制造 Ti-6Al-4V 合金，发现在不同的激光工艺参数下，合金的组织都产生了明显的柱状晶，约为 600 μm，见图 4。表明通过改变激光工艺参数并不能解决增材制造柱状晶问题。图 5 展示了 Brandl 等人^[20]利用 WLAM 工艺制造的 Ti6Al4V 合金，相比激光选区熔化和激光熔化沉积工艺，激光熔丝工艺制备的样品晶粒尺寸更为粗大，并且沿着建造方向累积贯穿。

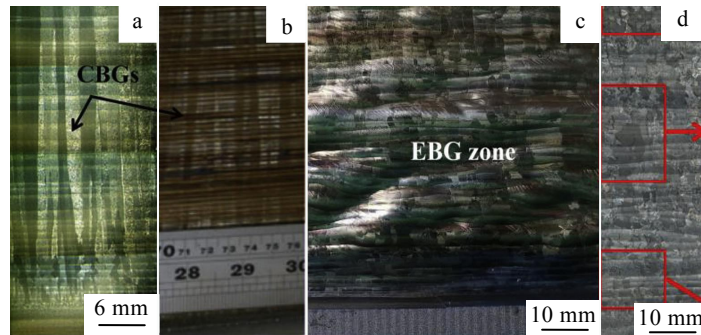


图 2 增材制造典型柱状晶组织特征

Fig.2 Typical columnar crystal structure characteristics of additive manufacturing: (a) LDM, (b) SLM, (c) WAAM, and (d) WLAM^[12,15-18]

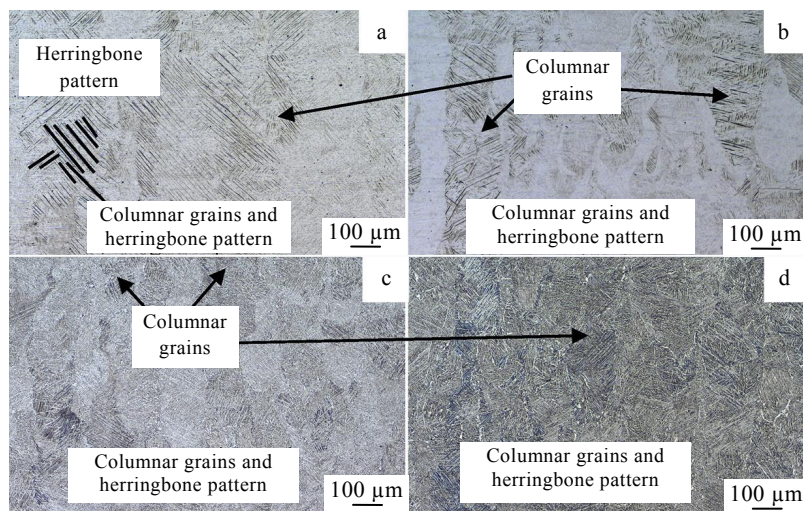


图 3 激光选区熔化 Ti-6Al-4V 柱状晶组织特征

Fig.3 Microstructure characteristics of Ti-6Al-4V columnar crystals by SLM: (a) without treatment; (b) 600 °C/4 h, AC; (c) 800 °C/4 h, AC; (d) 850 °C/4 h, AC^[19]

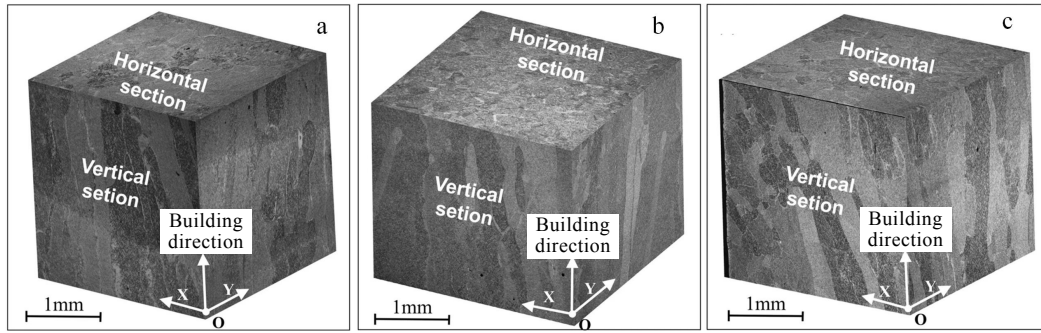


图 4 不同工艺参数激光熔化沉积 Ti-6Al-4V 合金组织

Fig.4 Meso-structures of LMDed Ti-6Al-4V samples under different parameters: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 3#[20]

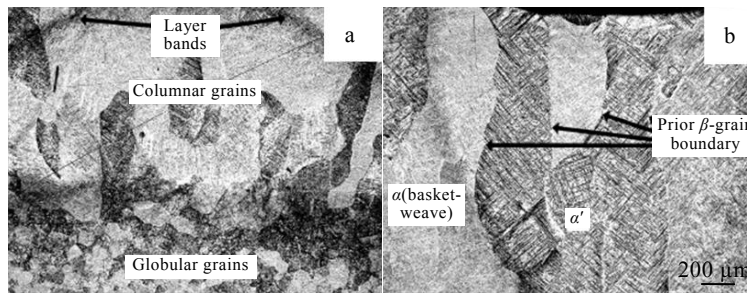


图 5 激光熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 典型组织特征

Fig.5 Typical microstructure characteristics of prepared Ti-6Al-4V by WLAM: (a) bottom area (partly globular and partly columnar prior β -grains) and (b) top area (columnar prior β -grains)[20]

1.2 增材制造合金的组织不均匀性

组织均匀性是影响合金最终性能的另一个主要因素。增材制造经历液固转变过程，熔化后微小熔池内的金属液与基板接触，冷却凝固速度很快，因此在基板与初始沉积层结合处的晶粒组织往往表现出细小的晶粒，沉积层增加由于受到元素扩散，过冷度等因素影响形核质点数量下降，重熔时形成柱状晶，在打印最后冷却环境再次改变，在成型顶部再次形成细晶组织。除此之外，由于打印方法及其环境的变化，每种工艺条件下的不均匀性又有不同。

以钛合金为例，存在 2 种微观组织不均匀的现象：

(1) 晶粒大小分布不均匀；(2) 不同区域 β 转变组织内部片层尺寸分布不均匀。Barriobero 等人[21]研究表明激光选区熔化试样中心区域，沿着打印方向的初生 β 柱状晶界间最短距离在 70~140 μm ，在晶粒的顶部初生 β 内部则为针状马氏体组织，片层厚度约为 1 μm ，与顶部组织不一样的是与基材连接位置以及中心位置中存在细小的 $\alpha+\beta$ 片层，其中 α 层为 100~400 nm， β 片层约为 50 nm（见图 6）。总体来说，增材制造后微观组织的不均匀不仅存在于宏观的初生晶粒，内部组织也同样因为位置不同，距离打印基板的远近都存在不同程度的不均匀性。

2 激光增材制造解决冶金问题的方法

2.1 通过工艺参数与后续热处理组织调节

从工艺上寻找解决增材制造组织细晶化和均匀化途径被广泛探索。Keist[22]、Zhai[23]等国内外学者系统研究了工艺参数及热处理对组织形成的影响，结果表明降低功率或能量密度、扫描速度或打印速度可以一定程度上改善柱状晶大小，合理控制后处理制度可以避免晶粒长大，但柱状晶仍然无法消除。分析认为，增材制造冷却速度往往高达 103~108 K/s，大过冷提供了晶粒细化的能量，但形核质点却显著不足，这是工艺无法实现等轴晶的本质。

Xu 等人[24-26]在 SLM Ti-6Al-4V 进行工艺参数上和热处理上的调整，如图 7 所示通过组织和相的表征，通过原位分解将不利于性能的马氏体 α' 转变为具有可调整长度尺度上的片层状 $(\alpha+\beta)$ 组织，并带来优异的力学性能。Carroll 等人[27]通过 LMD 直接定向沉积研究了 Ti-6Al-4V 薄壁墙壁结构，获得纵横 2 个方向上的力学性能。其中，延伸率的不同一部分归因于柱状初始 β 晶粒和晶界 α ，一部分归因于通过调节合适的工艺参数导致空隙等缺陷率的减少。但是，单单通过工艺参数的调整和热处理可以在一定程度上改善晶粒大

小，但控制晶粒长大，并不能完全消除柱状晶。要想实现等轴化，需要提供足够的形核质点。

2.2 电磁/超声外场辅助组织调节

传统铸造中经常会在金属液体凝固的状态下会使用电磁搅拌或超声搅拌得到组织细化的效果。目前提出的超声细化的机制主要为空腔化诱导机制和空腔化增强的异质形核^[28]。基于此种技术，Todaro 等人^[29]在不改变化学成分的情况下，展示了一种高强度超声波调幅 LMD 增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金柱状晶向等轴晶的转变，见图 8。与未引入超声波的相比，屈服应

力和拉伸强度提高了 12%。并在 Inconel 625 镍基高温合金中采用同样的方法进一步证明了超声调幅增材制造的在其它金属材料中运用的可实现性。Yuan 等人^[30]也利用金属凝固过程中的声波空化效应和声流效应，将同步耦合高强度超声波应用在 Ti-6Al-4V 激光熔丝增材制造过程中，研究发现高强度超声波有效地打断了初始柱状 β 晶粒的外延生长趋势，同时 β 晶粒的组织强度也因超声波的介入大大减弱，导致柱状晶的宽度尺寸大大降低，验证了超声介入在激光熔丝增材制造过程中组织调控的可行性（图 9）。

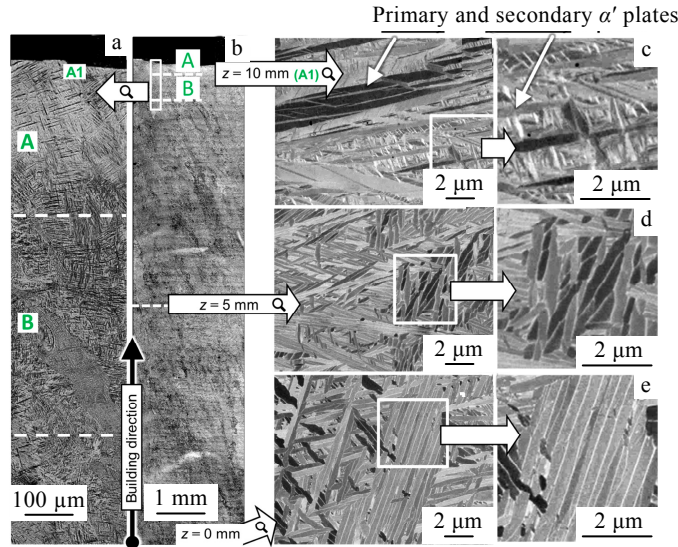


图 6 不同区域激光选区熔化 Ti-6Al-4V 的微观组织特征

Fig.6 Microstructure characteristics of Ti-6Al-4V laser melted in different regions: (a) top area, (b) central area, (c) $z=10$ mm(top), (d) $z=5$ mm (center), and (e) $z=0$ mm (bottom)^[21]

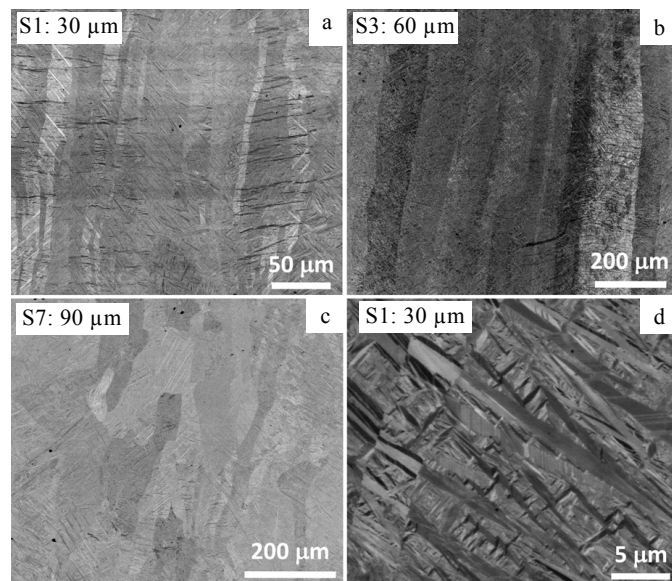


图 7 SLM 增材制造 Ti-6Al-4V 的典型柱状 β 晶粒结构

Fig.7 Typical columnar prior- β grain structures of SLM-fabricated Ti-6Al-4V: (a) S1 (a layer thickness of 30 μm); (b) S3 (a layer thickness of 60 μm); (c) S7 (a layer thickness of 90 μm); (d) the α' martensite formed inside the prior- β grains in S1^[25]

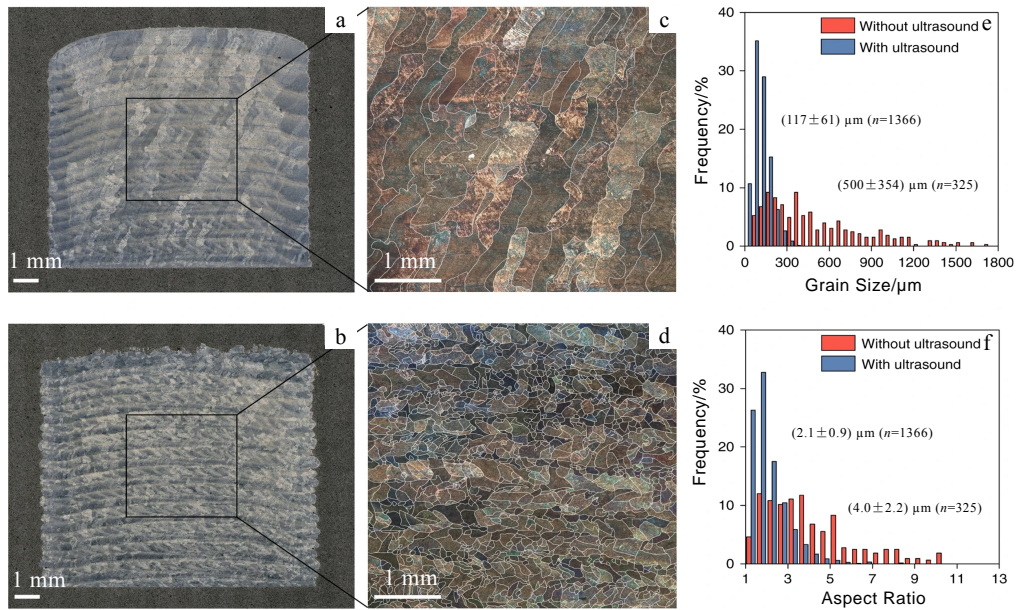


图 8 高强超声辅助 LMD 增材制备的 Ti-6Al-4V 细晶组织

Fig.8 Grain refinement of LMD-fabricated Ti-6Al-4V by high-intensity ultrasound: (a) without ultrasound, (b) ultrasound, (c) large columnar grains, (d) fine equiaxed grains, (e) histograms of the prior-β grain size, and (f) prior-β grain aspect ratio^[29]

哈尔滨工程大学 Yuan 等人^[30]将高强度超声振动引入激光熔丝增材制造过程中，发现高强度超声的引入能有效地中断初始 β 晶体的外延生长趋势，并削弱初始 β-Ti 的组织强度，超声波的引入在熔池较小的体

积内部产生了较大的温度梯度和凝固过程中的过冷度，并且高强度的顺势冲击波加速了熔池的流动，产生完全对流，Ti-6Al-4V 合金的微观结构从典型的粗柱状晶体转变为细柱状晶体。

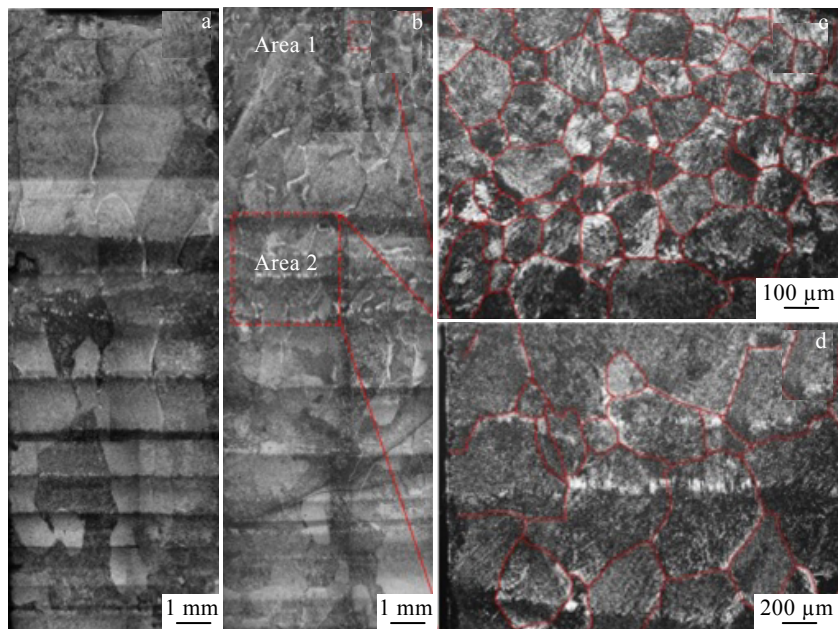


图 9 外场辅助调节激光熔丝增材 Ti-6Al-4V 显微组织

Fig.9 Microstructures of laser fuse additive manufactured Ti-6Al-4V by field assisted adjustment: (a) the deposited zone; (b) the molten pool zone; (c) enlarged image of marked area 1 in Fig.9b; (d) enlarged image of marked area 2 in Fig.9b^[30]

同样地，参考电磁搅拌在铸造中的应用，同样有电磁外场辅助金属增材制造的相关研究。国内沈阳航空航天大学 Qin 等人^[31]采用电磁搅拌辅助激光沉积成形研究钛合金的组织变化。结果表明通过外加磁场在熔池中的强烈对流作用，沉积表面呈现出向下凹陷的趋势。且在一定参数下，磁场搅拌频率越大， α 片层组织越细小，这是因为磁场加剧了激光熔化过程中微熔池的对流，从而加快其冷却速度，细化了激光沉积的钛合金组织（见图 10）。

国外 Huang 等人^[32]同样在 SLM 增材制造 Ti-6Al-4V 过程中，因 SLM 冷却速率受到致密产品的最佳参数设置的限制，提出了一种利用电磁振动调节微观组织的方法，工作原理如图 11 所示。在电磁振动改变固化的过程中，通过磁通量密度来改变微结构，用于制造具有复杂形状的微结构可控的生物植入产品。

综上，增材制造合金中的柱状晶组织通过电磁外场辅助并不能完全消除，而经过超声外场辅助似乎效果更好，更能促进柱状晶向等轴晶的转变。

2.3 利用外加形核剂组织调节

另外，添加强化相来对激光增材制造钛合金进行调节，通过 TiC、B₄C、Ti₂C、TiB 等外加增强相来促进钛合金中外加原子在基体中的固溶和扩散，从而解决增材制造过程中钛合金的非自发形核、组织生长和沉积层间循环重熔再生等问题。因为增强相能作为合金的增强体，同时可以作为细晶化的形核质点。Hu 等人^[33]选用 TiB 作为增强相来促进 Ti 在打印凝固时的各向异性，通过超细晶三维网络微结构的 TiB 增强钛基复合材料来提高钛合金的断裂韧性，特殊的三维网络增强结构使得各向同性增强成为现实。

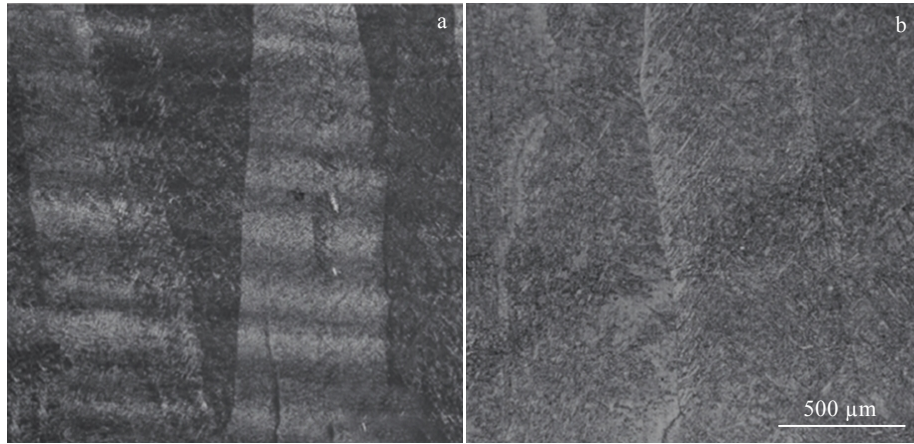


图 10 TA15 激光沉积层的柱状晶

Fig.10 Columnar grain in LMD of TA15: (a) without magnetic field and (b) 50 mT, 240 r/s^[31]

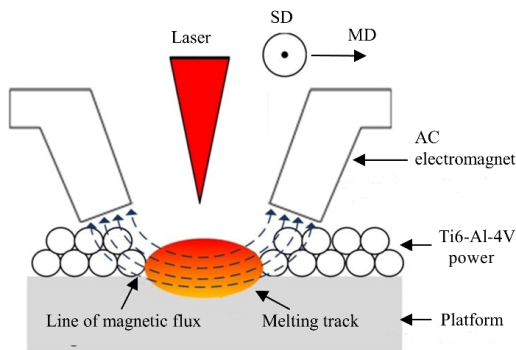


图 11 超声波外场辅助增材制造熔池对流示意图

Fig.11 Schematic diagram of convection in the molten pool by ultrasonic field-assisted additive manufacturing^[32]

Gu 等人^[34]通过选区激光熔化制备了以钛-铝-石墨为基体的复合结构材料，图 12 为该复合结构形成机制示意图。Zhang 等人^[35]通过在纯 Ti 中添加 Cu，通过 LMD 制备 Ti-8.5Cu 合金，因在 792 °C 会发生 $\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_2\text{Cu}$ ，此种钛铜合金的晶粒细化源于铜溶质在固-液界面前建立足够大的结构过冷区的高容量，相比 Ti-6Al-4V，Al 和 V 元素则提供的成分过冷则可以忽略，且 LMD 沉积过程中，成分过冷区 Ti-8.5Cu 比 Ti-6Al-4V 大 8 倍，充分的成分过冷可以有效地抵消高温梯度带来的负面影响，且在这个过程中，异质形核可以充分的在凝固的过程中发生，最终形成完全的柱状晶-等轴晶转变，如图 13 所示。

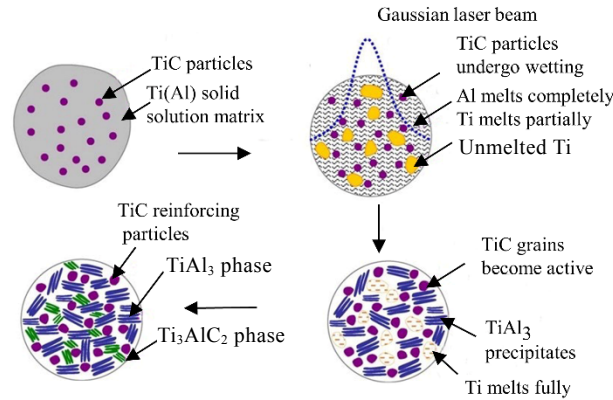


图 12 SLM 制备复合结构形成机制示意图

Fig.12 Schematic of formation mechanism of composite structure by SLM^[34]

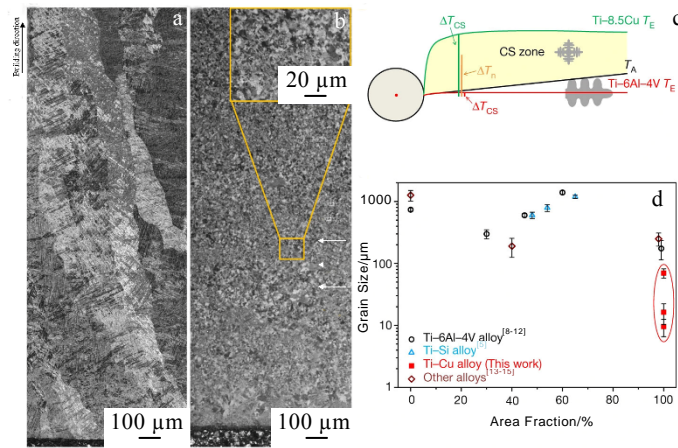


图 13 LMD 制备的 Ti-6Al-4V 和 Ti-8.5Cu 合金的微观组织与晶粒生长示意图及增材制造钛合金等轴晶粒的面积百分比与晶粒尺寸的比值

Fig.13 Microstructures of Ti-6Al-4V (a) and Ti-8.5Cu (b) alloys prepared by LMD; schematic diagram of the grain growth mechanism of Ti-8.5Cu and Ti-6Al-4V alloys (c); the area fraction of equiaxed grains versus grain size for the additive manufactured titanium alloy (d)^[35]

Wang 等人^[36-38]针对 TiC 增强 Ti-6Al-4V，研究了不同体积分数下的微观组织演变以及热处理对复合材料微观结构和性能的影响，实验证明添加 TiC 后，强度、塑性均发生了一系列改变，这归因于钛基复材中的网篮组织和溶解后的条状共晶 TiC。Meng 等人^[39]通过在 Ti-6Al-4V 中添加 B₄C，通过 LMD 制备钛基复合材料，在晶界上析出的 TiC 和 TiB 增强相不仅抑制了晶粒的增长，而且还充当新的形核质点，以促进 β 晶粒的非自发形核，从而实现细晶强化，抗拉强度与屈服强度也得到了较大提高（见图 14）。

2.4 利用激光形状变化组织调节

对于高度组织化的金属增材制造而言，巨大的温

度梯度和快速凝固速度导致了外延生长的柱状晶粒。相关研究也聚焦在激光本身对增材制造沉积过程中柱状晶组织变化的影响。Roehling 等人^[40]将有限元模拟和实验相结合研究了激光强度分布和椭圆度对 316L 不锈钢沉积轨迹宏观结构的影响，结果表明随着激光功率和扫描速度的增加，优先形成柱状晶。但当激光的传导模式开始之后使用高斯轮廓会产生粗大柱状晶的微观组织，而使用椭圆轮廓产生了部分等轴晶和等轴晶柱状晶的混合组织结构。Shi 等人^[41]同样通过热模拟等方法，对 2 种不同形状的激光进行研究，对比了 Gaussian 模型（圆形）和椭圆（横向和纵向）激光束形状对组织特征的影响，同样研究了 316L 不锈钢

单道激光粉末熔化凝固过程中的柱状晶向等轴晶的转变过程，模拟计算表明产生等轴晶的形核概率与椭圆横向激光束所传递的光束宽度有关，(见图 15)。类似的结果同样通过实验数据被验证^[41]。

2.5 通过激光振荡熔池进行自搅拌调节

华中科技大学 Gong 等人^[8]对比了电弧增材制造 (WAAM)、激光熔丝增材制造 (WLAM) 和振荡激光熔丝增材制造(O-WLAM)的 316L 不锈钢制备情况 (见图 16)，当周期性振荡的激光钥匙孔可以“捕获”气泡时，光束振荡可以抑制 O-WLAM 样品中的孔隙率，因为微观结构的变化和孔隙率的抑制，O-WLAM 几乎消除了拉伸的各向异性，强度提升。此外，激光

振荡过程中，温度场方向不再与热流方向一致，因为激光的摆动不断改变了此 2 种方向。不同晶粒组织的形成是在一个特定的时间节点，而不是在整个凝固过程中，因此，O-WLAM 的 {001} <100>立方织构是最低的。Zhan 等人^[42]通过在 LMD 过程中引入温度场和凝固场的计算模拟 (图 17)，研究表明柱状晶粒的外延生长填充了熔池的底部，柱状晶粒的取向与熔池中最大温度梯度的方向一致，而熔池的顶部被等轴晶粒占据。对比其单沉积实验结果，其晶粒模拟过程真实反映了柱状晶与等轴晶间的生长竞争和相转变关系。因熔池中温度场的动态变化，柱状晶的生长取向方向与熔池中的最大温度梯度方向一致。

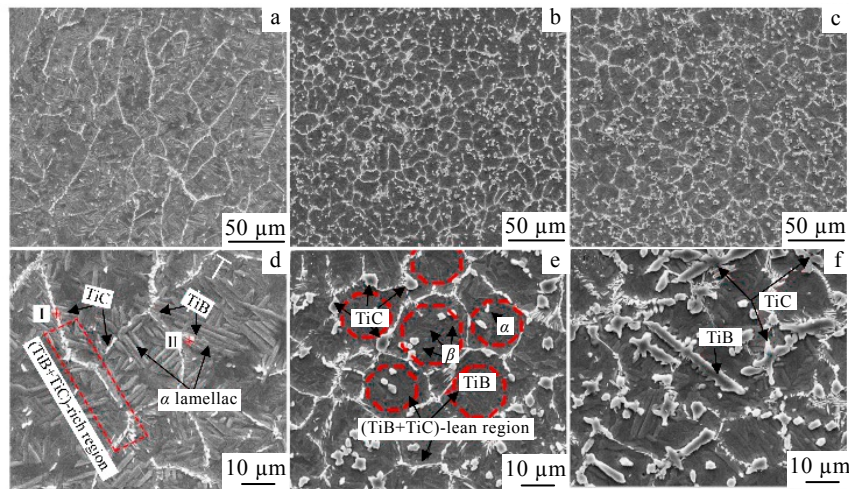


图 14 多层沉积 SEM 组织

Fig.14 SEM microstructures of central regions of multi-layer (a, d) TMC1; (b, e) TMC2; (c, f) TMC3^[39]

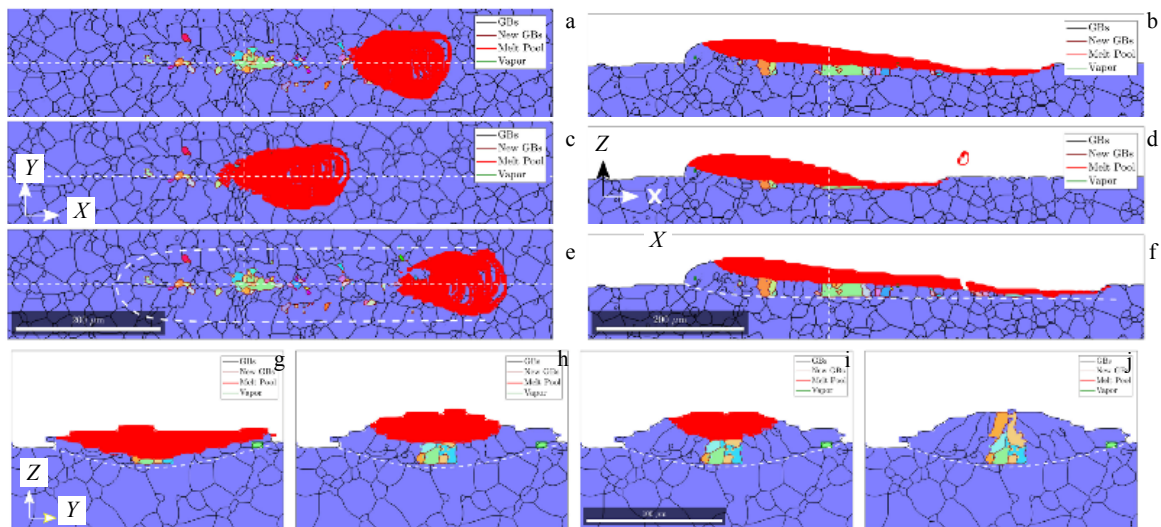


图 15 316L 不锈钢 SLM 单道沉积过程晶粒结构演变

Fig.15 Evolution of grain structure during a single track SLM AM of 316L stainless steel^[41]: (a, b, g) $t=123 \mu\text{s}$; (c, d, h) $t=283 \mu\text{s}$; (e, f, i) $t=323 \mu\text{s}$; (j) $443 \mu\text{s}$

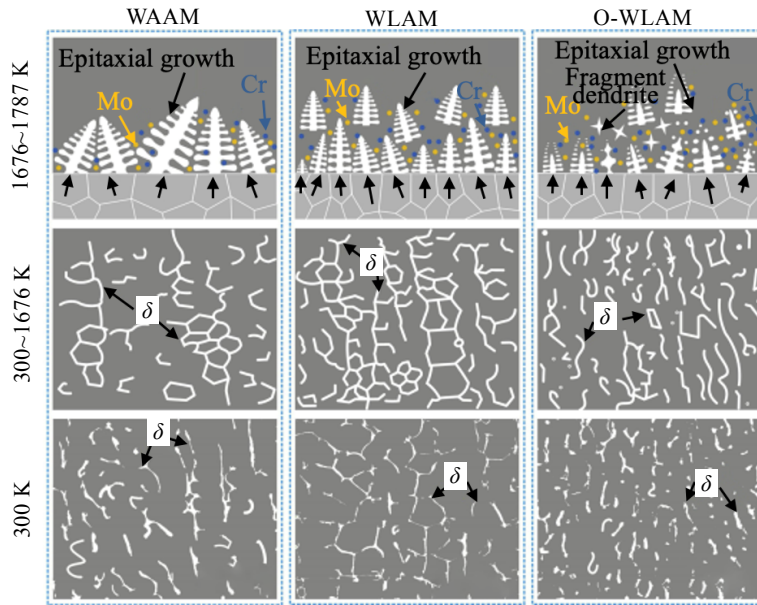


图 16 316L 不锈钢微观组织演变对比

Fig.16 Comparisons of microstructure evolution of 316 L stainless steel^[13]

2.6 通过增材制造结合塑性变形调节

针对传统承力构件而言，采用锻造等大塑性变形将铸态的柱状晶破碎，以优化组织和性能，大塑性变形也是细晶强化的核心技术。基于这一理论，国内外学者均尝试将塑性变形理论引进到增材制造过程。英国 Martina 等人^[43,44]为解决电弧送丝沉积态粗大的钛合金的初生 β 晶粒，设计制造了不同类型的高压轧辊(见图 18)，对沉积层进行轧制。对每一层采用不同的压力(50 和 75 kN)进行轧压后再进行沉积。经过轧压后，初始 β 晶粒的晶粒尺寸随压力的增大而减小，且发现经过轧制后在沉积的组织出现了明显的 3 个区域(见图 19)：

(1) 接近沉积顶部区域展现出明显的等轴晶带；(2) 沉积底部展现出细小的等轴晶区域；(3) 柱状晶区。通过 3 个区域比较，经过轧压的变形组织在随后的沉积过程受热产生了再结晶，形成了再结晶细晶区。进一步地，当对每一层进行轧制时，细化的核心区域的宽度增加，这个 β 细化区域随着轧制载荷的增加而增加。并且通过对轧辊的形状的调整，进一步优化组织的均匀性和细晶效果。据推测，变形步骤通过促进孪生引起 β 晶粒细化，从而产生新的 β 取向，然后在 $\alpha \rightarrow \beta$ 转化过程中随着每层被后续沉积过程重新加热而增长，相关电子背散射衍射的表征结果见图 20^[45]。国内同样开始借助塑性变形进行增材制造组织调控的相关研究，例如，华中科技大学张海鸥团队^[46]也开发了以电弧、等离子束为热源，并结合智能微铸锻铣等塑性变形的复合增材制造技术，目前已取得了一定成果。广州工业大学张永康教授^[47-49]团队采

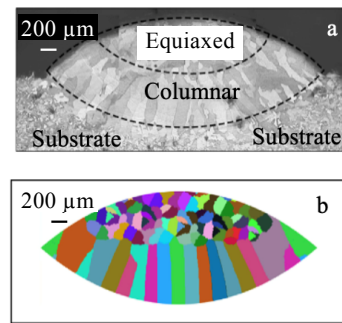


图 17 单道金相组织与模拟结果的对比

Fig.17 Comparison of single-channel metallographic structure (a) and simulation results (b)^[42]

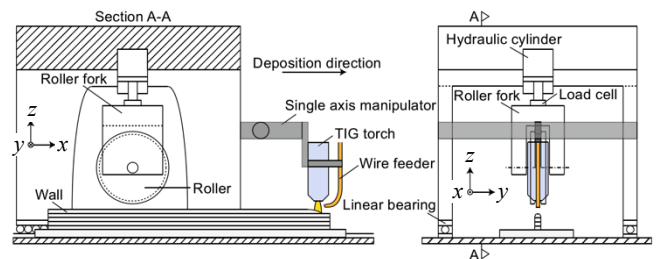


图 18 轧制和焊接设备示意图

Fig.18 Schematic diagram of rolling and welding equipment^[43]

用激光冲击方法对增材制造组织进行塑性强化，由此可见，大塑性变形是未来实现增材制造组织细化最直接有效的办法，但由于打印原理的差异，对于激光选区熔化等实现轧压还存在一定的难度，需要进行广泛且深入的研究。

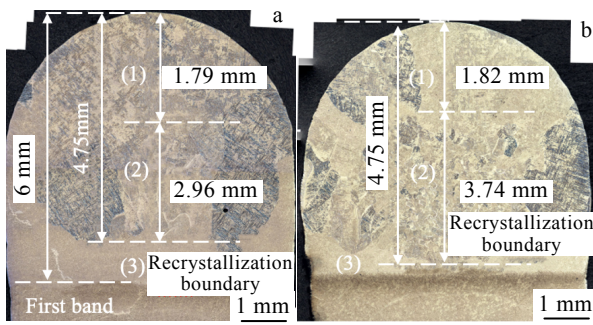


图19 轧制样品的OM照片

Fig.19 OM images of rolled samples: (a) the load of 50 kN and subsequent deposited layer; (b) the load of 75 kN and subsequent deposited layer ((1) indicates the top area with columnar grains; (2) indicates the recrystallized area); (3) indicates the based area)^[44]

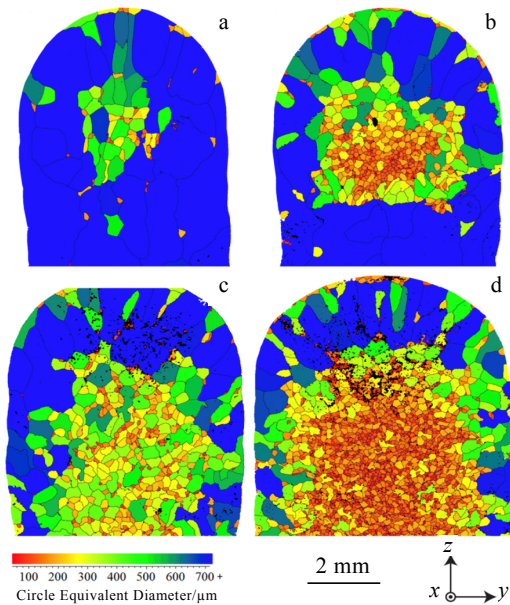
图 20 从轧制 WARM 壁顶部附近的横向 y - z 截面重建晶粒尺寸EBSD图

Fig.20 EBSD reconstructed grain size maps from transverse, y - z , cross-sections near the top of rolled WARM walls: (a, b) with only one rolling pass applied to the penultimate layer; (c, d) with a rolling pass applied to every layer, both with the rolling load of 50 and 75 kN, respectively^[45]

3 结束语

随着 3D 打印技术的不断进步, 多种增材制造形式均呈现了不同方向的良好发展前景, 但增材制造熔池中特殊的冶金环境不可避免地会产生柱状晶等组织

缺陷。通过对上述几种增材制造方法的讨论, 促进柱状晶向等轴晶转变的微观组织调控, 主要包括工艺参数调控、热处理调控、熔池内部温度场调控、塑性变形调控、外加形核剂增加形核质点调控。

不同的增材制造组织调控思路均取得了相关进展, 得到了柱状晶向等轴晶转变的现象及相关机制。但是, 不同的增材制造组织调控方法均具有组织调控不完全或原有材料体系改变等一系列问题。继续开发相关组织调控工艺仍具有科研及工程应用价值。

参考文献 References

- [1] Zhang Y N, Groden C, Nyberg E *et al.* *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2023, 18(1): 2 137 048
- [2] Fayazfar H, Salarian M, Rogalsky A *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 144: 98
- [3] Ngo T D, Kashani A, Imbalzano G *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2018, 143: 172
- [4] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [5] Harun W S W, Kamariah M S I N, Muhamad N *et al.* *Powder Technology*[J], 2018, 327: 128
- [6] Giannatsis J, Dedoussis V. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2009, 40(1-2): 116
- [7] Spierings A B, Voegtlin M, Bauer T *et al.* *Progress in Additive Manufacturing*[J], 2016, 1(1-2): 9
- [8] Gong M C, Meng Y F, Zhang S *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2020, 33: 101 180
- [9] Sames W J, List F A, Pannala S *et al.* *International Materials Reviews*[J], 2016, 61(5): 315
- [10] Oliveira J P, Santos T G, Miranda R M. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 107: 100 590
- [11] Lu H F, Cai J, Luo K L *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 408: 126 808
- [12] Xu X, Lu H F, Qiu J X *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 75: 243
- [13] Lu H F, Wang Z, Cai J *et al.* *Corrosion Science*[J], 2021, 188: 109 558
- [14] Lu J Z, Lu H F, Xu X *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2020, 148: 103 475
- [15] Wang J, Lin X, Li J Q *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2020, 772: 138 703
- [16] Wang F, Williams S, Rush M. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2011, 57(5-8): 597
- [17] Wang T, Zhu Y Y, Zhang S Q *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 505
- [18] Li G C, Li J, Tian X J *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2017, 684: 233
- [19] Liang Z L, Sun Z G, Zhang W S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1041

- [20] Brandl E, Schoberth A, Leyens C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 295
- [21] Barriobero-Vila P, Gussone J, Haubrich J *et al. Materials*[J], 2017, 10(3): 268
- [22] Keist J S, Palmer T A. *Materials & Design*[J], 2016, 106: 482
- [23] Zhai Y, Galarraga H, Lados D A. *Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 69: 3
- [24] Xu W, Lui E W, Pateras A *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 125: 390
- [25] Xu W, Brandt M, Sun S *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 85: 74
- [26] Xu W, Sun S, Elambasseril J *et al. JOM*[J], 2015, 67(3): 668
- [27] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. *Acta Materialia*[J], 2015, 87: 309
- [28] Wang G, Dargusch M S, Qian M *et al. Journal of Crystal Growth*[J], 2014, 408: 119
- [29] Todaro C J, Easton M A, Qiu D *et al. Nature Communications*[J], 2020, 11(1): 142
- [30] Yuan D, Shao S Q, Guo C H *et al. Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2021, 73: 105 472
- [31] Qin L Y, Yang G, Bian H Y *et al. Chinese Journal of Lasers*[J], 2014, 41(3): 0 303 004
- [32] Huang W C, Chuang C S, Lin C C *et al. Physics Procedia*[J], 2014, 56: 58
- [33] Hu Y B, Zhao B, Ning F D *et al. Materials Letters*[J], 2017, 195: 116
- [34] Gu D D, Wang Z Y, Shen Y F *et al. Applied Surface Science*[J], 2009, 255(22): 9230
- [35] Zhang D, Qiu D, Gibson M A *et al. Nature*[J], 2019, 576(7785): 91
- [36] Wang J D, Li L Q, Lin P P *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2018, 105: 195
- [37] Li L Q, Wang J D, Lin P P *et al. Ceramics International*[J], 2017, 43(18): 16 638
- [38] Wang J D, Li L Q, Tan C W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 252: 524
- [39] Meng X, Min J, Sun Z G *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 212: 108 667
- [40] Roehling T T, Wu S S Q, Khairallah S A *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 128: 197
- [41] Shi R, Khairallah S A, Roehling T T *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 184: 284
- [42] Zhan X H, Lin X, Gao Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 755: 12
- [43] Colegrove P A, Coules H E, Fairman J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213(10): 1782
- [44] Martina F, Colegrove P A, Williams S W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(12): 6103
- [45] Donoghue J, Antonysamy A A, Martina F *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 114: 103
- [46] Xie C, Wu S C, Yu Y K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 291: 117 039
- [47] Zhu Ran(朱 然), Zhou Yongkang(周永康), Sun Guifang(孙桂芳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 33
- [48] Lu G X, Li J, Zhang Y *et al. Materials and Manufacturing Processes*[J], 2019, 34(6): 598
- [49] Zou S K, Wu J F, Zhang Y K *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 347: 398

Research Progress of Metallurgical Structure Characteristics and Control Methods of Laser Additive Manufacturing Titanium Alloys

Guo Yanhua, Dai Guoqing, Sun Zhonggang, Chen Xiaolong, Chang Hui
(College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: Additive manufacturing technology is a rapid prototyping technology that has developed rapidly in recent years. It is widely used due to its many advantages, such as short manufacturing cycle, low cost, and the ability to manufacture complex parts. This article introduced the classification of additive manufacturing and the characteristics of the metallurgical structure. The special super-normal metallurgical process of the additive manufacturing process leads to the existence: (1) significant coarse columnar crystals in the metallurgical structure of titanium alloys, and with the change of manufacturing methods, the size change of the columnar crystals occurs; (2) there is an uneven distribution of the structure, including the uneven distribution of phase and grain size. Focusing on the metallurgical structure of additive manufacturing, the method to improve the metallurgical structure was systematically explained, including changing process parameters, external field assistance, such as magnetic field, ultrasonic field, online rolling plastic deformation, adding nucleating agent to refine grains, etc. The systematic elaboration of the thesis will provide a reference for the improvement of additive manufacturing organization in the future.

Key words: additive manufacturing; metallurgical microstructure; grain refinement

Corresponding author: Sun Zhonggang, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, E-mail: sunzgg@163.com