

# 基于激光选区熔化的高塑性钛合金设计



刘英航,王乐耘

上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200240

**摘要:**激光选区熔化制备的钛合金的显微组织是由粗大的柱状晶快速冷却形成的针状 $\alpha'$ 马氏体,材料具有强度高、塑性差的性能特点。通过合金成分设计及成形工艺优化,可以调控显微组织,从而提高成形材料的塑性,使成形部件能够达到航空航天装备的使用要求。本文综述了调控激光选区熔化钛合金塑性的一些基本思路及最新研究进展,包括柱状 $\rightarrow$ 等轴晶转变、相变调控等。另外,还介绍了与合金设计相关的计算模拟与原位同步辐射试验表征的相关工作。这些研究结果可为开发航空航天专用增材制造钛合金提供参考借鉴。

**关键词:**增材制造;激光选区熔化;钛合金;力学性能;计算模拟;同步辐射

中图分类号:V252.2

文献标识码:A

DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2022.09.010

航空航天制造业具有技术含量高、研发周期长、专业覆盖面广的特点,是一个国家工业水平和综合国力的集中体现。航空航天构件通常面临复杂应力条件、高温、腐蚀等恶劣服役环境,对材料性能的要求极高。钛合金具有高比强度、耐热、抗腐蚀等优点,是航空航天制造业中用量最大的一种金属材料,其中又以Ti-6Al-4V(Ti64)应用最为广泛。然而,Ti-6Al-4V需要较高的锻造温度且不易切削加工,许多结构精密复杂的构件需要较长的加工周期,同时质量控制较为困难。另外,航空航天构件的小批量、多品种的生产特点进一步推高了生产的成本。因此,高质量的钛合金构件的生产加工一直是我国航空航天制造业的一大“瓶颈”问题。

近年来,增材制造(AM),又称3D打印,作为一种全新的材料成形工艺,为航空航天构件的制造提供了新的途径。其中,基于粉末床预置铺粉的激光选区熔化(SLM)被认为是最具潜力的钛合金增材制造工艺之一<sup>[1-4]</sup>。SLM设备根据计算机输入的三维模型,采用自动铺粉 $\rightarrow$ 激光熔化特定区域 $\rightarrow$ 快速冷却 $\rightarrow$ 去除多余粉末的工序来逐层堆叠出所需的构件。这些构件在成形后无须进一步机加工,仅经过简单的热处理及表面抛光,即可直接使用,尤其适合小批量、定制化的生产流程。Ti64非常适合SLM增材制造,但是由

SLM法成形的Ti64材料(SLM-Ti64)的显微组织和力学性能明显不同于传统工艺成形的Ti64。传统Ti64在高温下加工变形,冷却后往往得到由等轴晶 $\alpha$ 相以及篮网状 $\alpha+\beta$ 片层共同组成的双相结构<sup>[5-6]</sup>,SLM法通过激光快速熔化Ti64粉末来成形,熔池冷却速率可达 $10^3\sim 10^8\text{K/s}$ ,冷却后得到的是针状的 $\alpha'$ 马氏体相结构<sup>[7]</sup>,而且快速冷却造成外延生长使得晶粒沿打印方向形成粗大的柱状晶,使成形件的力学性能呈现明显的不均匀性和各向异性<sup>[8]</sup>。

马氏体相结构和粗大的柱状晶使得SLM-Ti64材料具有“强度高、塑性差”的典型特点。根据选用的设备型号、粉末质量及SLM工艺参数,不同文献报道的成形态(as built)SLM-Ti64的力学性能略有不同。总体而言,成形态SLM-Ti64的屈服强度( $\sigma_{ys}$ )为 $1150\text{MPa}\pm 100\text{MPa}$ ,断裂延伸率( $\epsilon_f$ )为 $7\%\pm 4\%$ ,均匀延伸率( $\epsilon_{uni}$ )为 $4\%\pm 2\%$ <sup>[9-10]</sup>。航空航天装备对服役安全性要求很高,尤其是构件须具有足够的塑性,一般要求断裂延伸率 $> 10\%$ 。尽管SLM成形件一般无须机加工即可直接使用,但是由于材料本身的延伸率低、易开裂,尚未完全达到航空航天装备的使用要求,直接制约了SLM工艺的实际应用<sup>[11]</sup>。因此,提高SLM-Ti64的塑性是一个亟须解决的关键技术问题。

收稿日期: 2022-05-19; 退修日期: 2022-06-23; 录用日期: 2022-07-13

基金项目: 国家自然科学基金(U2032124)

引用格式: Liu Yinghang, Wang Leyun. Design ductile titanium alloys for selective laser melting[J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(09): 84-93. 刘英航,王乐耘. 基于激光选区熔化的高塑性钛合金设计[J]. 航空科学技术, 2022, 33(09): 84-93.

目前,改善 SLM-Ti64 塑性的常用手段是高温热处理,使  $\alpha'$  相部分或完全分解为  $\alpha+\beta$ <sup>[12-13]</sup>。西北工业大学的黄卫东教授团队提出的三步热处理法(980°C/2h + 920°C/1h + 600°C/4h)以及印度科技学院的 Suwas 教授等提出的循环热处理法(975°C ↔ 875°C/24h)分别将 SLM-Ti64 的断裂延伸率提高到 25% 和 18%,而屈服强度分别降至 829MPa 和 865MPa<sup>[14-15]</sup>。

除了在成形后进行热处理之外,还可以通过改变成形工艺条件,如降低扫描速度、缩小搭接间距等来提高局部能量密度,使  $\alpha'$  相在成形时就原位分解为  $\alpha+\beta$ ,也能显著提高材料的塑性<sup>[16-17]</sup>。

尽管高温热处理和改变成形工艺条件所导致的马氏体分解可以提高 SLM-Ti64 的塑性,但材料强度会随之下降。此外,复杂工序的高温热处理和改变成形工艺条件推高了构件的生产周期和成本,削弱了增材制造技术本身的优势。与之相比,如果能通过合金成分及工艺优化来调控显微组织,例如,柱状→等轴晶转变以及在打印时实现相变调控直接提高成形 SLM-Ti64 的塑性,则将给产业界带来巨大的技术与经济价值。

## 1 柱状→等轴晶转变

SLM 增材制造的凝固过程具有几个特征<sup>[18]</sup>,包括高热梯度、高冷却速率和复杂的循环加热。高的热梯度和高的冷却速率通常会导致外延生长,故在成形件材料中往往会出现跨越多个沉积层的粗大的柱状晶。循环加热导致已沉积材料部分再熔化,抑制了等轴晶的生长。出于上述原因,SLM 钛合金往往具有各向异性的力学性能和较差的塑性,这是在航空航天领域中需要避免的。通过添加合金元素提高成分过冷可以促进柱状晶向等轴晶转变(CET),细化晶粒,从而提高塑性。

为了实现 CET 这一目标,添加的合金元素通常具有高生长限制因子 $[Q=mc_0(k-1)]$ ,其中  $m$  为液相线的斜率,  $c_0$  为合金元素浓度,  $k$  为固相-液相配分系数。等轴晶的形成需要在凝固时成分过冷度大于临界形核过冷度,具有高  $Q$  值的溶质元素可提高成分过冷度,促进钛晶粒大量形核,有利于等轴晶的形成<sup>[18]</sup>。硼、铍等溶质元素都具有较大的生长限制因子 $Q$ <sup>[18]</sup>,添加到钛合金后可以实现晶粒细化。然而,硼等溶质元素一般只能降低 SLM 钛合金柱状晶粒的宽度,或者只实现部分柱状→等轴晶的转变。Zhang 等<sup>[19]</sup>使用纯(99.9%)钛和纯(99.5%)铜混合粉末进行了激光金属沉积,得到了具有完全等轴晶的细晶钛-铜合金。铜在钛中的最

大溶解度( $c_{0-\max}$ )高达 17wt%,且铜具有较大的  $m(k-1)$  值(约 6.5K),所以它的  $Q_{\max}=c_{0-\max}m(k-1)=110.5K$ ,远超硼等元素。基于这个原因,钛-铜合金具有较高的成分过冷度,从而获得等轴晶粒。除此之外,铜也是钛合金中典型的共晶元素,钛-铜合金在 792°C 下发生  $\beta\rightarrow\alpha+Ti_2Cu$  的共晶反应,产生非常精细的共晶片层,从而同时提高成形试样的强度和延展性。

图 1(a)展示了采用相同激光沉积参数制造的 Ti-6Al-4V(左)和 Ti-8.5Cu(右)合金的光学显微照片。Ti-6Al-4V 呈现粗大的柱状晶微观组织, Ti-8.5Cu 则呈现等轴的细小晶粒组织。图 1(b)比较了用激光沉积制备的不同含铜量的钛-铜合金的拉伸性能。Ti-6.5Cu 的强度显著高于 Ti-3.5Cu,但降低了延展性。Ti-8.5Cu 具有更高的强度,但延展性更低。与传统锻造钛合金相比,具有超细等轴  $\beta$  晶粒的钛-铜合金的屈服强度和延展性的组合可与之媲美。由于铜是一种成本相对较低的合金元素,钛-铜合金可以作为增材制造的理想材料。

除了铜以外,铁也有较好的晶粒细化的作用。Simonelli<sup>[20]</sup>等在 Ti-6Al-4V 合金粉末中加入纯 Fe 粉进行激光选区熔化,制备了 Ti-6Al-4V-xFe 合金( $x=2.0, 3.0, 4.0$ )。

图 2 展示了 Ti-6Al-4V、Ti-6Al-4V-2Fe、Ti-6Al-4V-3Fe、Ti-6Al-4V-4Fe 的光学显微组织照片,白色箭头表示成形方向。SLM Ti-6Al-4V 合金呈现典型的柱状晶组织,随着 Fe 元素的加入,可以观察到柱状晶的逐步细化。添加 3wt% 的 Fe 即可以显著细化晶粒。

Fe 的  $k$  值为 0.33,再加上较高的液相线斜率  $m$  值,所以  $Q$  值较高,从而促进了 CET。此外,Fe 作为  $\beta$  相稳定剂,在 SLM 条件下,促进微观结构中 亚稳  $\beta$  相的保留。因此, Ti-6Al-4V-3Fe 合金相对于 Ti-6Al-4V 更容易发生  $\alpha'\rightarrow\alpha+\beta$  的相变。由此产生的微观结构可以更好地平衡强度和延展性。

除了添加外加元素之外,通过改变钛合金中的铝元素含量,也可以达到晶粒细化的效果。本文作者近期设计了一种新的钛合金粉末(Ti-4Al-4V, Ti44),成形后的 SLM-Ti44 合金的塑性和各向同性明显优于 SLM-Ti64<sup>[21]</sup>。图 3 展示了该合金的显微组织,可以看到,相比于 SLM-Ti64 中所形成的大块柱状晶, SLM-Ti44 的显微组织由柱状晶向等轴晶部分转变,晶粒尺寸也有所减小。这是 SLM-Ti44 塑性和各向同性更好的一个关键原因。此外,铝元素的减少能够促进材料在变形时同时启动基面滑移和柱面滑移,这也有助于材料塑性的提升。

需要指出的是,除了改变合金成分之外,在成形时使用

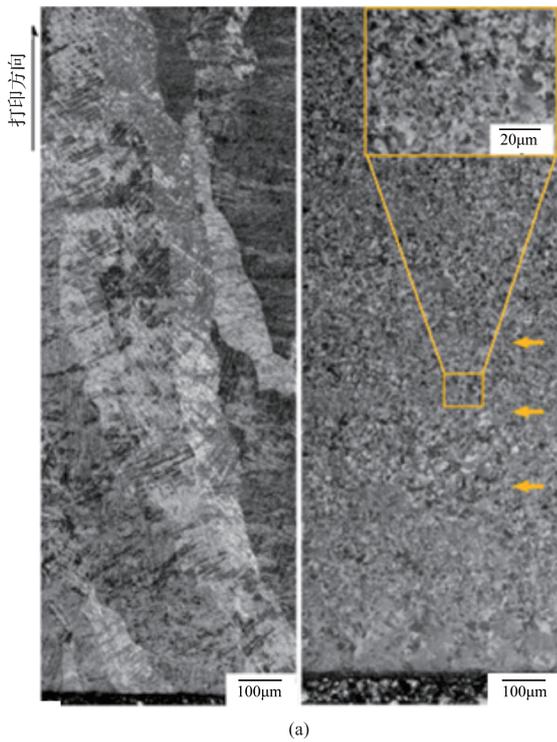


图1 激光增材制造的Ti-6Al-4V和Ti-Cu合金的显微组织与拉伸性能  
Fig.1 Microstructure and tensile properties of AM Ti-6Al-4V and Ti-Cu alloys

超声<sup>[22]</sup>或者添加细小陶瓷颗粒<sup>[23]</sup>,也可以起到CET及晶粒细化的作用。

## 2 相变调控

相变诱导塑性(TRIP)和李晶诱导塑性(TWIP)是提高金属材料塑性的两种经典机制,以往通常在钢铁材料设计时得以发挥作用。TRIP效应是指变形过程中残余奥氏体逐渐转

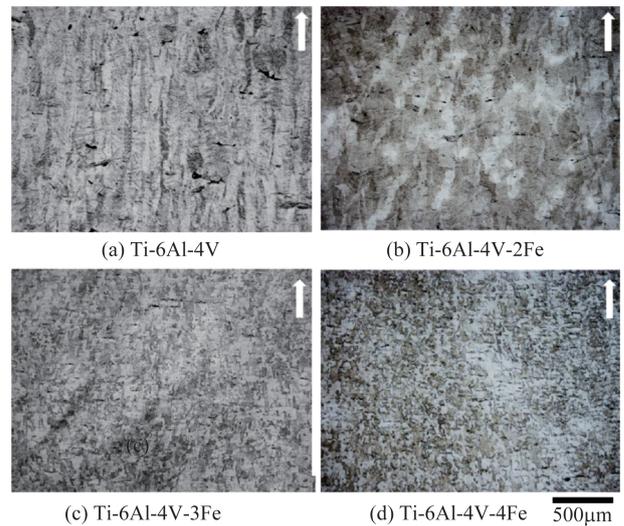


图2 激光选区熔化的Ti-6Al-4V-xFe合金的光镜照片  
Fig.2 Optical images of as built Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V-2Fe, Ti-6Al-4V-3Fe, and Ti-6Al-4V-4Fe

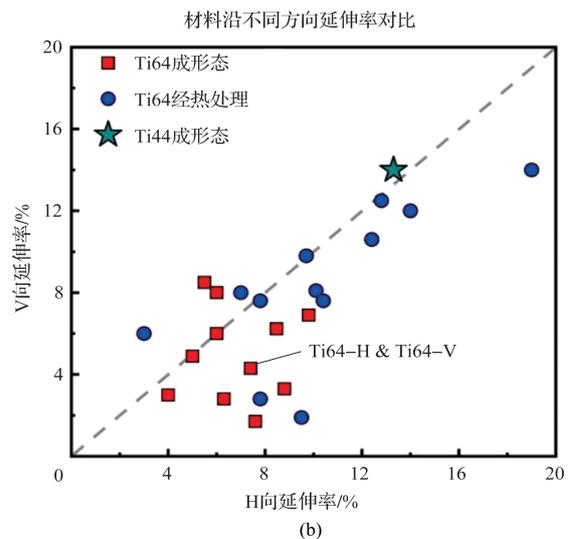
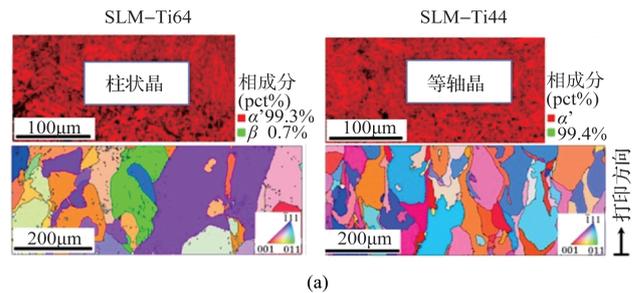


图3 SLM-Ti64与SLM-Ti44的显微组织与塑性对比  
Fig.3 Comparison of the microstructure and ductility between SLM-Ti64 and SLM-Ti44

变为马氏体,引起显著的加工硬化,从而同时提升材料的强度和塑性的现象。TWIP效应是指变形过程中通过产生李

晶, 逐渐减少位错的平均自由程, 导致动态 Hall-Petch 效应, 使材料强度和塑性同时提升。最近, TRIP 效应和 TWIP 效应也被用来设计高强度高塑性的增材制造钛合金。

Zhang<sup>[24]</sup>等在 Ti-6Al-4V 合金粉末中加入少量的 316L 不锈钢粉末, 对混合粉末用 SLM 方法制备了 Ti64-x%316L (x=2.0, 4.5, 6.0) 三种合金。由于 316L 钢中的元素多为钛的  $\beta$  相稳定剂 (Fe、Cr、Ni 和 Mo), 因此在冷却时一部分  $\beta$  相来不及转变为  $\alpha'$ 。在 Ti64-(4.5%)316L 中产生了  $\beta+\alpha'$  双相结构, 该样品在塑性加载过程中发生了  $\beta\rightarrow\alpha$  的 TRIP 效应, 从而使样品拥有约 1300MPa 的高抗拉强度以及约 9% 的均匀伸长率, 如图 4(a) 所示。与其他 SLM 钛合金相比, Ti64-(4.5%)316L 合金同时具有高强度和高塑性, 打破了强度和塑性之间的互斥关系, 如图 4(b) 所示。

普通 SLM-Ti64 中的  $\beta$  相体积分数不超过 3%, 而在 Ti64-(4.5%)316L 合金中, 通过电子背散射衍射 (EBSD) 发

现  $\beta$  相体积分数高达 60%, 由 X 射线衍射 (XRD) 和 EBSD 方法测定的相组成如图 4(c)、图 4(d) 所示。Ti64-(2.0%)316L 由于不锈钢粉添加量少, 仍然以  $\alpha'$  为主, 如图 4(d) 所示, 无法产生 TRIP 效应, 塑性较差。Ti64-(6.0%)316L 中添加了过多的不锈钢粉, 导致该合金中基本全是  $\beta$  相, 如图 4(d) 所示, 材料强度和塑性都不如 Ti64-(4.5%)316L。

P. Barriobero-Vila<sup>[25]</sup>等通过优化 SLM 成形策略获得了  $\beta+\alpha$  双相结构, 其中  $\beta$  相位于晶界, 具有纳米尺度。这些  $\beta$  相促进了  $\alpha$  相晶粒在加载时产生孪晶, 获得了 TWIP 效应, 材料的强度和塑性同时提高, 如图 5(a) 所示。XRD 分析表明, 该材料中,  $\beta$  相体积分数为  $6.7\%\pm 2\%$ , 如图 5(b) 所示。

除了 TRIP 效应和 TWIP 效应之外, 提高 SLM 钛合金强韧性手段还包括异质结构设计以及纳米陶瓷相的添加<sup>[26-29]</sup>, 在此不一一赘述。

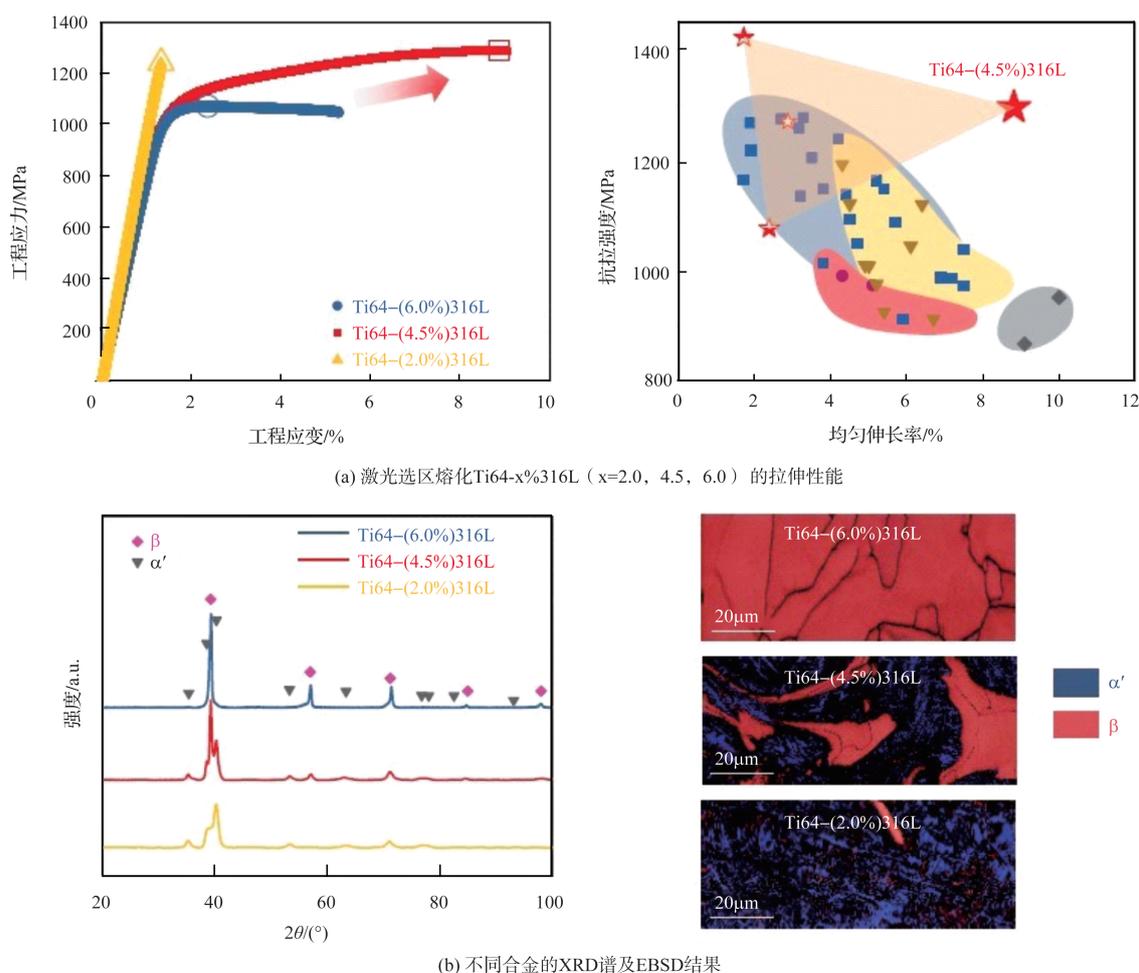


图4 TRIP效应提升SLM钛合金塑性

Fig.4 Enhancing the ductility of SLM Ti alloys by the TRIP effect

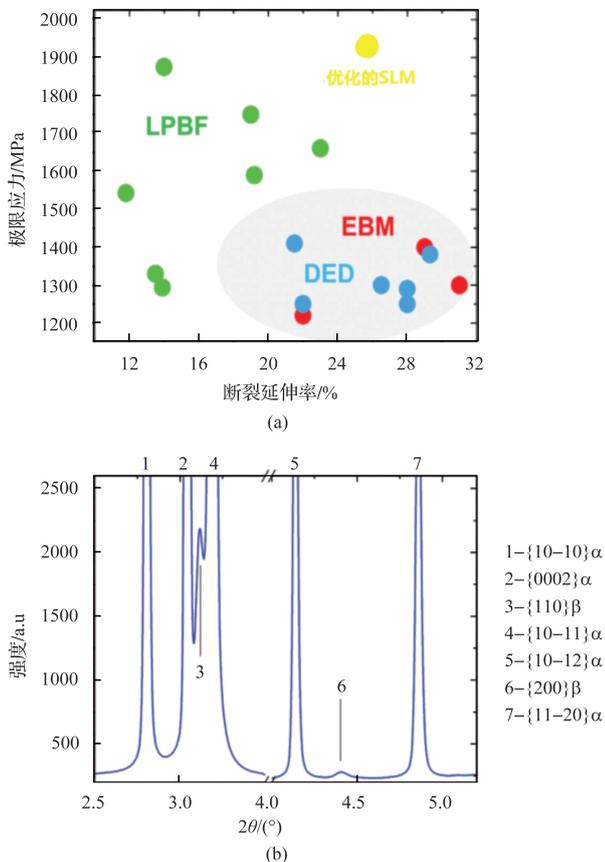


图5 TWIP效应提升SLM钛合金塑性

Fig.5 Enhancing the ductility of SLM Ti alloys by the TWIP effect

### 3 常用的计算与表征手段

在使用上述合金化和改变成形工艺等思路进行SLM成形的过程中,为确保设计的新合金无制造缺陷,可以使用计算工具来模拟成形过程。研究新合金的变形机理则可以采用同步辐射的方法来挖掘出材料内部微观组织的演化。以下将对这类研究作简要介绍。

#### 3.1 计算模拟

利用计算工具建立相关数值模型,模拟材料增材制造过程中的微观结构演化,进而指导实际增材制造是一种高效的材料研究手段,而其中的关键就是建立反映准确物理机制的数值模型来模拟材料增材制造过程。

金属增材制造中一个关键的问题是如何避免制造缺陷<sup>[30]</sup>,主要包括球化效应(balling effect)和不均匀单轨(nonuniform single track)两类缺陷。Yan Wentao等<sup>[30]</sup>使用有限体积法(FVM)建立了高保真粉末尺度模型,用于揭示在试验中难以直接观察的球化效应和不均匀单轨缺陷的产生机制。

SLM的基本原理是利用激光沿指定的扫描路径选择性地熔化金属粉末层沉积材料,以逐层方式构建所需的复杂形状。球化效应指的是粉末颗粒在被加热熔化时,没有铺开形成连续熔池,而是团聚成一个个小簇,凝固后形成一个分离的小球。计算模拟显示,球化效应主要是由熔化颗粒底下的基板未熔融所导致的,如图6(a)所示。如果基板也熔融,熔化的颗粒将平摊到熔化的基底上,以最小化表面积和表面能,从而避免球化效应。所以减小粉末层厚度和增加输入能量是避免球化效应的有效途径。

该工作还研究了不均匀单轨缺陷的形成,如图6(b)所示,即在表面张力的作用下,熔化轨道两侧熔池附近熔融颗粒附着不对等。这种缺陷较难避免,因为粉末颗粒的随机堆积必然导致熔池和部分熔化的粉末颗粒之间的附着。一种可能的解决方案是将粉末颗粒从熔池边界移除,以便使边界附近没有部分熔化的粉末颗粒附着到熔池。但是试验中操控粉末很难,需要后续进行进一步的工艺改进。

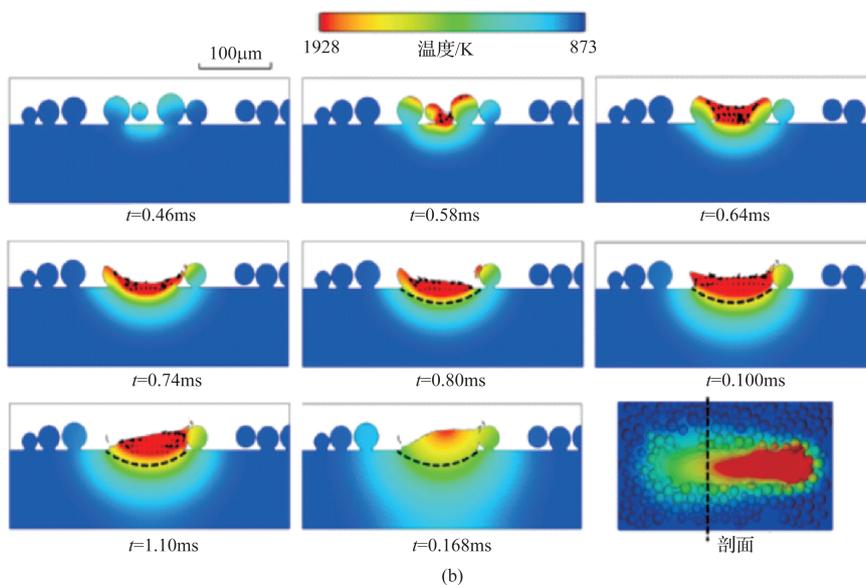
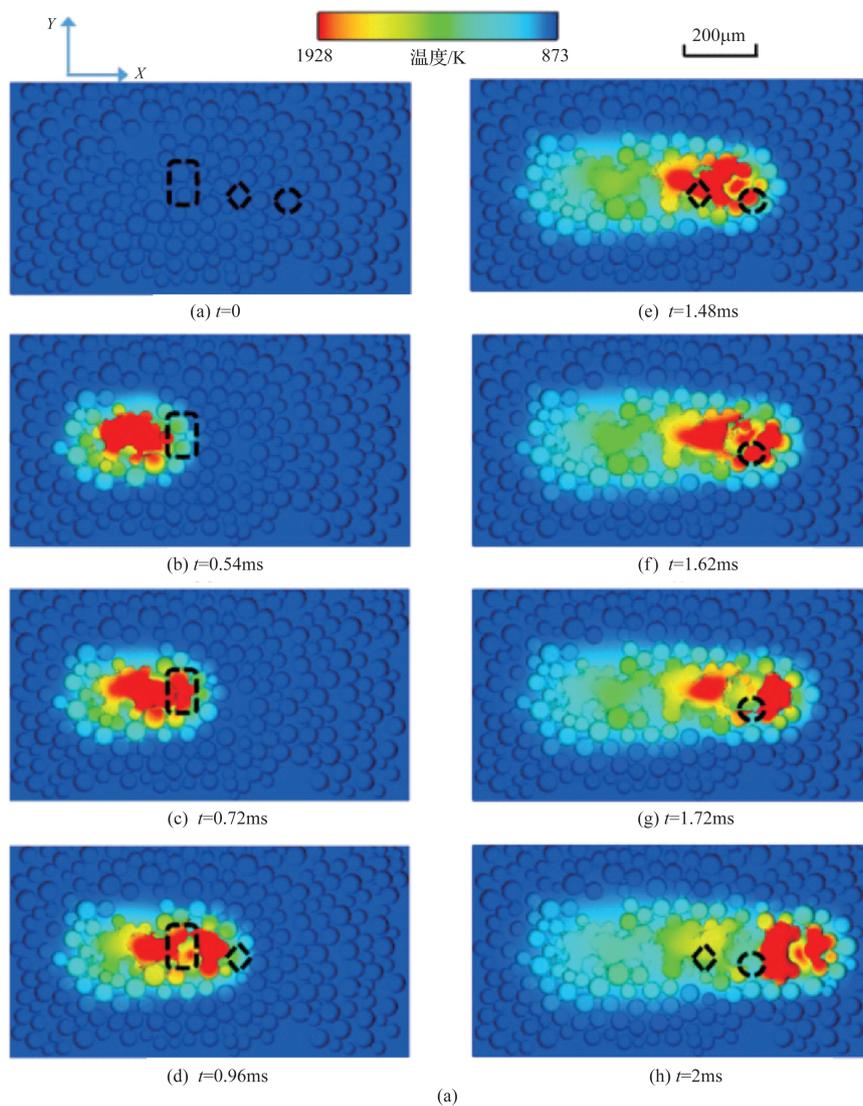
另外,该工作还研究了多轨扫描的设计,如图6(c)所示,建立了搭接间距和扫描路径的设计依据。该模型为设计新合金的成形参数提供了指导。

成形显微组织的预测对于激光选区熔化成形工艺设计具有重大意义。Yang Xinyu<sup>[31]</sup>等提出了一套用于SLM-Ti64的晶粒形态预测的方法。通过Hunt准则将凝固晶粒形态划分为三个区域(见图7),即全柱状、全等轴和混合区域。随着 $G$ (热梯度)/ $R$ (凝固速率)比的降低,晶粒形态从平面柱状枝晶转变为蜂窝状柱状枝晶,最终转变为等轴晶。

#### 3.2 同步辐射原位表征

原位同步辐射技术是研究金属材料变形机制的有力试验手段。根据同步辐射产生的高能XRD获取材料内部结构信息。结合原位试验可以研究材料的结构与性能之间的联系。

本文作者通过原位同步辐射XRD,研究了SLM-Ti64在拉伸时的微观变形机制<sup>[32]</sup>。根据 $\alpha'$ 相不同衍射峰的晶格应变演化,发现 $\alpha'$ 相可以发生有限塑性变形,但主要集中在 $\{0001\}$ 基面滑移系上。由于基面滑移系数量少,且与 $\alpha'$ 相板条垂直,导致材料的塑性变形能力差。对SLM-Ti64在900°C进行热处理后, $\alpha'$ 相转化为 $\alpha$ 相,后者的塑性变形可以同时依靠 $\{0001\}$ 基面滑移和 $\{1100\}$ 柱面滑移进行,因此材料的塑性得到了明显提升,如图8所示。峰宽分析表明, $\alpha'$ 相具有很高的初始位错密度,但在后续塑性变形中, $\alpha'$ 相容纳位错的能力明显低于 $\alpha$ 相,削弱了SLM-Ti64的加



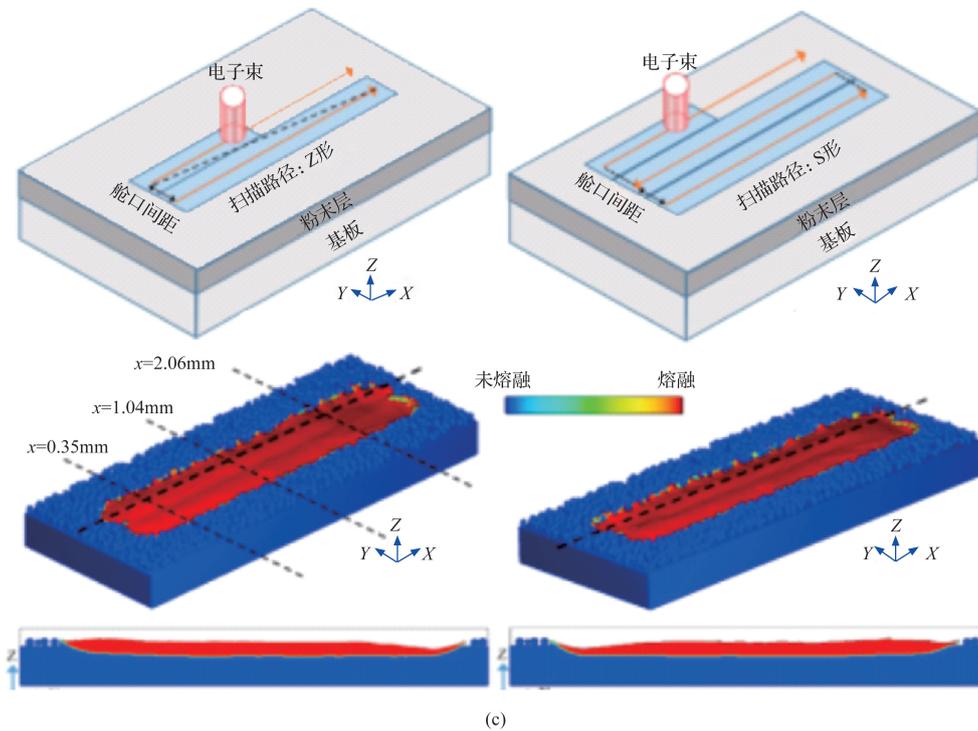


图6 SLM常见缺陷模拟与多轨扫描设计

Fig.6 Simulation of common defects in SLM and design of multi-track scanning

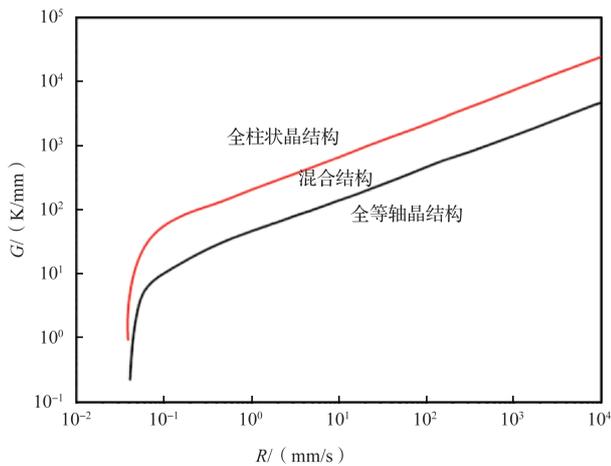


图7 激光选区熔化Ti64的显微组织受热梯度和凝固速率的影响

Fig.7 Microstructure of SLM-Ti64 as a function of thermal gradient and solidification rate

工硬化能力。除了 $\alpha'$ 相外,我们还发现SLM-Ti64中存在极少量的残余 $\beta$ 相,后者在材料受载时会产生应力集中,这是材料塑性差的另一个原因。该工作建立了激光选区熔化钛合金塑性与显微组织之间的定量联系,为设计材料的热处理工艺提供了理论依据。

除了衍射之外,近期一些国外课题组使用同步辐射X

射线高速成像原位观察了激光增材制造的成形过程以及缺陷形成,为设计成形工艺参数提供了直接的试验依据<sup>[33-35]</sup>。

## 4 结论与展望

本文总结了近期通过合金设计及工艺改进提高激光选区熔化钛合金塑性的最新研究进展,主要思路包括柱状 $\rightarrow$ 等轴晶转变以及相变调控。另外,还介绍了通过计算模拟预测增材制造钛合金中缺陷与显微组织、通过原位同步辐射试验理解材料结构-性能联系以及成形缺陷形成的最新工作。

增材制造钛合金的强韧性提升是一个值得长期研究的课题。一方面,增材制造的特殊加热与凝固方式往往会损害塑性,需要在成分及工艺设计中予以考虑;另一方面,增材制造为构筑新的材料体系(合金、复合材料)提供了机遇<sup>[36-37]</sup>,多材料、梯度功能材料部件的直接增材制造将为航空航天零件的设计提供新的舞台<sup>[38]</sup>。

AST

## 参考文献

- [1] 陈玮,李志强. 航空钛合金增材制造的机遇和挑战[J]. 航空制造技术,2018,61(10):30-37.

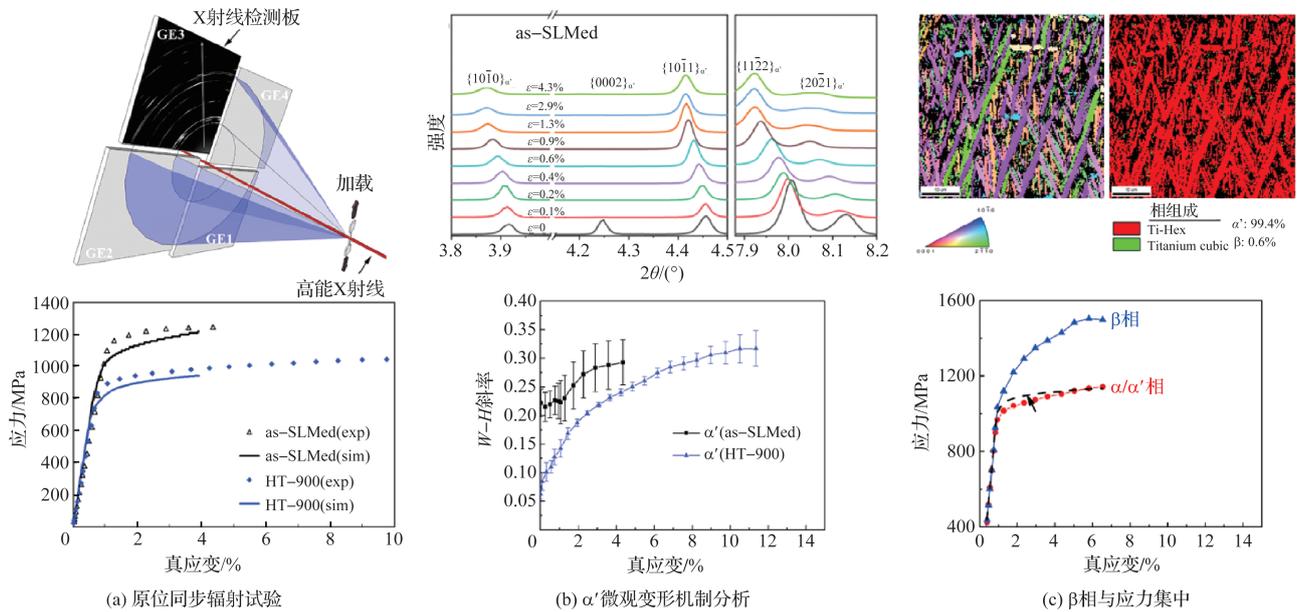


图8 原位同步辐射试验与材料变形机制分析

Fig.8 In situ synchrotron X-ray experiment to analyze the deformation mechanisms in SLM-Ti64

Chen Wei, Li Zhiqiang. Additive manufacturing of aerospace Titanium alloys: Opportunities and challenges[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(10): 30-37. (in Chinese)

[2] Murr L E, Gaytan S M, Ramirez D A, et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2012, 28 (1): 1-14.

[3] 林鑫, 黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造[J]. 中国科学: 信息科学, 2015, 45(9): 1111-1126.

Lin Xin, Huang Weidong. Laser additive manufacturing of high-performance metal components[J]. Science China: Information Sciences, 2015, 45(9): 1111-1126. (in Chinese)

[4] Debroy T, Wei H L, Zuback J, et al. Additive manufacturing of metallic components-Process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.

[5] Lütjering G, Williams J C. Engineering materials and processes: Titanium[M]. 1st edition. Springer, 2007.

[6] Bridier F, McDowell D L, Villechaise P, et al. Crystal plasticity modeling of slip activity in Ti-6Al-4V under high cycle fatigue loading[J]. International Journal of Plasticity, 2009, 25: 1066-1082.

[7] Shipley H, McDonnell D, Culleton M, et al. Optimization of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review[J]. International

Journal of Machine Tools and Manufacture, 2018, 128: 1-20.

[8] 刘斌超, 王秋懿, 杨蓉, 等. 材料因素对金属疲劳裂纹扩展的影响[J]. 航空科学技术, 2022, 33(3): 77-85.

Liu Binchao, Wang Qiuyi, Yang Rong, et al. Impacts of material factors on metal fatigue crack growth[J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(3): 77-85. (in Chinese)

[9] Lewandowski J J, Seifi M. Metal additive manufacturing: A review of mechanical properties[J]. Annual Review of Materials Research, 2016, 46: 151-186.

[10] Liu S, Shin Y C. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: A review[J]. Materials & Design, 2019, 164: 107552.

[11] 王向明. 飞机新概念结构设计与工程应用[J]. 航空科学技术, 2020, 31(4): 1-7.

Wang Xiangming. New concept structure design and engineering application of aircraft[J]. Aeronautical Science & Technology, 2020, 31(4): 1-7. (in Chinese)

[12] Vilaro T, Colin C, Bartout J D, et al. Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 534: 446-451.

[13] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P, et al. Heat treatment of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds,

- 2012, 541: 177-185.
- [14] Zhao Z, Chen J, Tan H, et al. Achieving superior ductility for laser solid formed extra low interstitial Ti-6Al-4V Titanium alloy through equiaxial alpha microstructure[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 146: 187-191.
- [15] Sabban R, Bahl S, Chatterjee K, et al. Globularization using heat treatment in additively manufactured Ti-6Al-4V for high strength and toughness[J]. *Acta Materialia*, 2019, 162: 239-254.
- [16] Xu W, Brandt M, Sun S, et al. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition[J]. *Acta Materialia*, 2015, 85: 74-84.
- [17] Xu W, Lui E W, Pateras A, et al. In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance[J]. *Acta Materialia*, 2017, 125: 390-400.
- [18] Zhang D, Prasad A, Bermingham M J, et al. Grain refinement of alloys in fusion-based additive manufacturing processes[J]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2020, 51: 4341-4359.
- [19] Zhang D, Qiu D, Gibson M A, et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high strength Titanium alloys[J]. *Nature*, 2019, 576(7785): 91-95.
- [20] Simonelli M, McCartney D G, Barriobero-Vila P, et al. The influence of iron in minimizing the microstructural anisotropy of Ti-6Al-4V produced by laser powder bed fusion[J]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2020, 51: 2444-2459.
- [21] Wang L, Song Z, Zhang X, et al. Developing ductile and isotropic Ti alloy with tailored composition for laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 52: 102656.
- [22] Todaro C J, Easton M A, Qiu D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high intensity ultrasound[J]. *Nature Communications*, 2020(11): 142.
- [23] Bermingham M J, StJohn D H, Krynen J, et al. Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of Titanium alloys during additive manufacturing[J]. *Acta Materialia*, 2019, 168: 261-274.
- [24] Zhang T, Huang Z, Yang T, et al. In situ design of advanced Titanium alloy with concentration modulations by additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 374: 478-482.
- [25] Barriobero-Vila P, Vallejos J M, Gussone J, et al. Interface-mediated twinning-induced plasticity in a fine hexagonal microstructure generated by additive manufacturing[J]. *Advanced Materials*, 2021, 33: 2105096.
- [26] Kumar P, Prakash O, Ramamurty U. Micro-and meso-structures and their influence on mechanical properties of selectively laser melted Ti-6Al-4V[J]. *Acta Materialia*, 2018, 154: 246-260.
- [27] Issariyapat A, Bahador A, Visuttipitukul P, et al. Strengthening and deformation mechanism of selective laser-melted high concentration nitrogen solute  $\alpha$ -Ti materials with heterogeneous microstructures via heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 826: 141935.
- [28] Wang X, Zhang L J, Ning J, et al. Hierarchical grain refinement during the laser additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloys by the addition of micron-sized refractory particles[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 45: 102045.
- [29] Lin K, Fang Y, Gu D, et al. Selective laser melting of graphene reinforced Titanium matrix composites: Powder preparation and its formability[J]. *Advanced Powder Technology*, 2021, 32: 1426-1437.
- [30] Yan W, Ge W, Qian Y, et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting[J]. *Acta Materialia*, 2017, 134: 324-333.
- [31] Yang X, Barrett R A, Tong M, et al. Towards a process-structure model for Ti-6Al-4V during additive manufacturing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 61: 428-439.
- [32] Zhang D, Wang L, Zhang H, et al. Effect of heat treatment on the tensile behavior of selective laser melted Ti-6Al-4V by in situ X-ray characterization[J]. *Acta Materialia*, 2020, 189: 93-104.
- [33] Zhao C, Fezzaa K, Cunningham R W, et al. Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction[J]. *Scientific Reports*, 2017(7): 3602.
- [34] Cunningham R, Zhao C, Parab N, et al. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed X-ray imaging[J]. *Science*, 2019, 363: 849-852.
- [35] Hojjatzadeh M, Parab N D, Yan W, et al. Pore elimination mechanisms during 3D printing of metals[J]. *Nature Communications*, 2019(10): 3088.
- [36] Attar H, Ehtemam-Haghighi S, Kent D, et al. Recent develop-

- ments and opportunities in additive manufacturing of Titanium-based matrix composites: A review[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2018, 133: 85-102.
- [37] Pollock T M, Clarke A J, Babu S S. Design and tailoring of alloys for additive manufacturing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions:A*, 2020, 51: 6000-6019.
- [38] Gu D, Shi X, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 372: 1487.

## Design Ductile Titanium Alloys for Selective Laser Melting

Liu Yinghang, Wang Leyun

*National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China*

**Abstract:** Microstructure of Titanium alloys made by selective laser melting is a needle-shaped  $\alpha'$  martensite structure within coarse columnar grains, which leads to high strength but poor ductility. Through alloy design and building process optimization, microstructure can be altered to improve the material ductility to meet the requirement for the aerospace industry. This paper reviews some of the latest research progress to improve the ductility of the selective laser melted Titanium alloys. The main approaches include columnar to equiaxed grain transformation and phase transformation design. This paper also introduces some works of computational simulation and in situ synchrotron X-ray experiments related to additive manufacturing. These studies provide useful guide for designing new AM Titanium alloys for the aerospace industry.

**Key Words:** additive manufacturing; selective laser melting; titanium alloys; mechanical properties; simulation; synchrotron radiation

---

**Received:** 2022-05-19; **Revised:** 2022-06-23; **Accepted:** 2022-07-13

**Foundation item:** National Natural Science Foundation of China (U2032124)