

激光选区熔化成形高强钛合金研究现状及展望

马尹凡¹, 樊江昆^{1,2,3}, 唐璐瑶¹, 翟浩宇¹, 张智鑫³, 陈彪^{1,2,3}, 王军^{1,2,3}, 唐斌^{1,2,3},
寇宏超^{1,2,3}, 李金山^{1,2,3}

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 先进金属材料精确热成型技术国家地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710072)

(3. 西北工业大学 重庆科创中心, 重庆 401135)

摘要: 以近/亚稳 β 钛合金为代表的高强钛合金具有高的比强度、良好的塑性加工性能、优异的淬透性以及可通过热处理强化获得强度-塑性-韧性匹配, 已广泛应用于航空航天等领域重大装备承力构件。激光选区熔化 (SLM) 作为钛合金增材制造领域的一项重要技术, 具有可以实现近净成形、复杂结构一体化成形等显著优势, 成为航空航天制造领域的重点发展技术和前沿方向。本文围绕 SLM 成形原理和特点, 从 SLM 成形高强钛合金经历极高加热/冷却速率以及独特的热循环历史出发, 重点介绍了高强钛合金微观结构特征、相组成以及力学性能特点。总结了 SLM 高强钛合金热处理工艺种类及其主要影响规律, 旨在为获得优异的力学性能匹配提供参考。最后, 根据对现有研究成果的分析, 总结了 SLM 成形高强钛合金研究面临的挑战, 并对未来该领域可能的研究方向作了展望。

关键词: 高强钛合金; 激光选区熔化; 微观组织; 力学性能; 增材制造

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)01-0280-13

针对未来航空航天装备对钛合金材料的综合高性能、结构-功能一体化、整体化、复杂化、更低的制造成本等需求, 尤其是随着目前新一代轻质高强材料的不断涌现和新型制造技术的应用, 对高强度航空航天结构件材料提出了更高的要求^[1-3]。基于钛合金相析出条件和强化特性, 近 β 钛合金和亚稳 β 钛合金具有更好的热处理响应和优异的强塑性匹配, 是理想的高强钛合金, 在航空航天应用中受到越来越多的关注^[4-6]。

钛合金熔炼加工与制造成本较高, 周期较长, 材料利用率低, 这些都制约着其在相应领域的应用。基于离散-堆积原理的增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术相比于传统减材制造和等材制造, 具有更高的设计自由度、更短的产品研发周期、更节能环保的制造工艺与实地按需的定制选项, 可以实现近净成形、复杂结构一体化成形, 为传统航空航天制造业的转型升级提供了新的思路和巨大契机^[7-10]。其中激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 作为增材制造技术的关键工艺之一, 可以成形复杂或极端复杂形状的构件, 成形精度高、表面质量好, 被视为重点发展技术和前沿方向^[11-13]。目前, SLM 成形工艺研究与工程化应用最为成熟的钛合金材料是 Ti-6Al-4V 合金, 而对于高强钛合金相关研究还不够系统

深入, 尚未进入到成熟的工程化应用。本文综述了 SLM 成形钛合金的原理及特点, 重点从 SLM 成形高强钛合金经历极高加热/冷却速率以及独特的热循环历史出发, 分析其微观组织特征、相组成、力学性能特点以及通过合理的后热处理调控实现优异的热处理强化效应, 总结发展方向并提出展望。

1 激光选区熔化成形原理及特点

激光选区熔化, 也称为激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF)^[10], 采用逐层铺粉、逐层熔化累积的成形方式, 使得该技术可以实现复杂或极端复杂形状构件的高效致密成形。其基本原理如图 1 所示, 由三维 CAD 数据驱动, 利用刮刀将粉末均匀铺于基板上, 高能激光束作为能量源, 在计算机控制下有选择性地熔化金属粉末层, 之后基板下降, 重复铺粉-熔化过程, 直至完成构件的整体成形, 实现三维实体金属零件的制造^[14-15]。

成形缺陷是 SLM 技术的一个常见问题和关键问题。如构件变形和分层是由于宏观残余应力引起的, 该残余应力源于温度梯度、热循环过程中构件的不均匀膨胀和收缩, 以及不均匀的非弹性应变^[16-17]; 而与表面完整性相关的缺陷, 如阶梯效应、部分熔化的粉末、球化效应以及

收稿日期: 2024-01-04

基金项目: 国家自然科学基金 (52074231, 52274396); 国家重点研发计划 (2021YFB3702601); 中国博士后科学基金 (2023M732851)

作者简介: 马尹凡, 男, 2000年生, 硕士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, E-mail: mayinfan@mail.nwpu.edu.cn

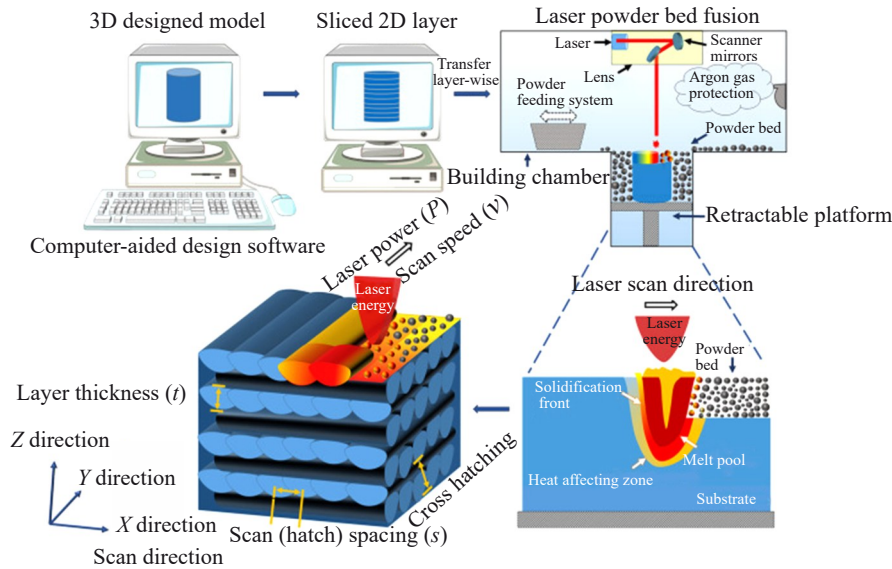


图 1 SLM 工艺示意图

Fig.1 Schematic diagram of SLM process^[15]

表面裂纹,将会导致较高的表面粗糙度^[16]。如图 2 所示,在 SLM 成形 Ti-5553 高强钛合金侧表面观察到粘附的粉末、球化现象、表面孔隙以及表面微裂纹等特征,Ahmed 等^[18]发现粘附粉末数量会随激光功率和扫描速度的增加而增加,在样品的侧面和粘附的粉末颗粒之间导致不良结合,而且表面孔隙可能作为裂纹萌生源,微裂纹也会在粉末颗粒和熔融部分的界面上发展。表面缺陷的形成与熔体粘度、表面张力以及凝固特征有关,通过工艺参数调

控有助于提高成形的表面质量和精度。

除上述缺陷外,在 SLM 构建过程中更为显著的是孔隙缺陷。根据孔隙形成机制可分为气孔和未熔合缺陷,气孔又可以分为冶金孔和匙孔孔隙^[19]。由于冷却速度快,内部气体无法及时逸出到熔池顶部,导致凝固熔池中存在气体被截留,从而形成了冶金孔^[16]。相比之下,匙孔是由不稳定熔化模式引起的。SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金过程中存在一定的能量密度阈值,导致熔池中出现匙

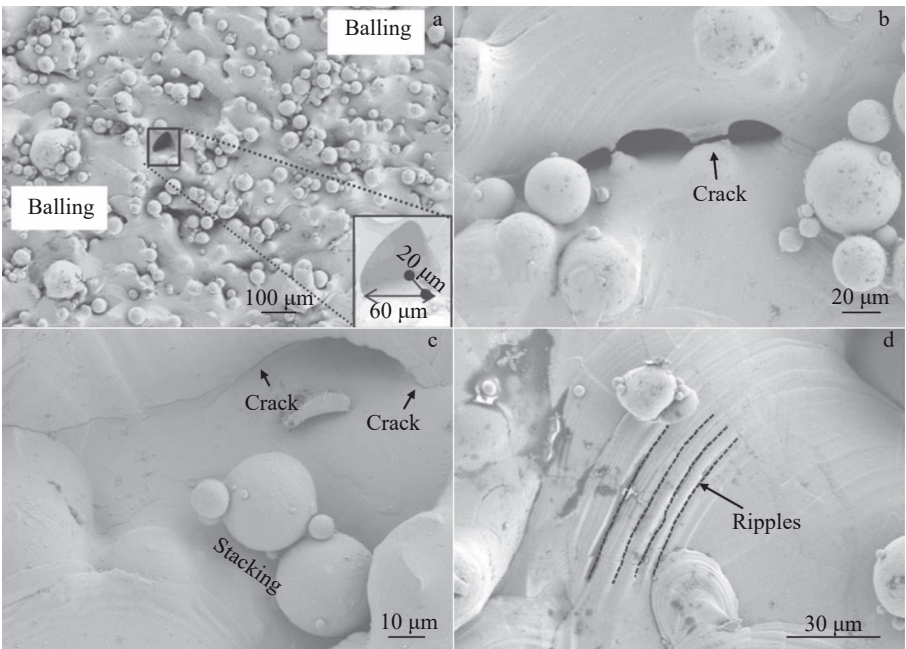


图 2 SLM 成形 Ti-5553 合金侧表面缺陷特征

Fig.2 Defects on the side surface of SLMed Ti-5553 alloy^[18]: (a) formation of balling; (b) open surface pores; (c) cracks originated from the open pore; (d) ripples observed in the samples

孔^[20]。在匙孔模式熔化时,金属快速蒸发产生的强大反冲压力将周围的熔融液体向下推动,形成一个深而窄的空腔。匙孔壁失稳会不断波动和坍塌,匙孔的根部在多种力(如 Marangoni 对流、反冲压力等)的综合作用下被掐断,孔隙快速移动直至被凝固前端钉扎,成为有害的微观缺陷^[21-22]。

与气孔缺陷不同,未熔合(lack of fusion, LOF)缺陷不规则且呈细长状,主要包括轨间 LOF 缺陷、层间 LOF 缺陷和飞溅引起的 LOF 3 种类型^[19,23]。轨间 LOF 缺陷是由成形期间熔池的不充分重叠引起的,而层间 LOF 缺陷是由于沉积层之间的结合不完全造成的,在较低的能量密度下,熔池的深度和流速难以实现良好的层间结合,球化效应也会进一步加剧层间 LOF 形成^[16]。此外,局部激光与粉末床相互作用的工艺不稳定性,导致粉末以及熔滴飞溅会阻碍均匀铺粉,从而造成 LOF 缺陷^[24]。Liu 等^[25]指出激光输入能量是提供稳定熔池的先决条件,熔池适当的几何重叠是制造最终致密构件的另一个必要条件。SLM 成形钛合金的质量控制在于缺陷的检测和消除,建立工艺参数调控与成形质量把控的准确联系,对于增材制造高强钛合金的研究及开发潜力具有重要意义。

2 SLM 成形高强钛合金组织与力学性能

2.1 SLM 成形高强钛合金微观结构特征

从微观角度出发,钛合金增材制造的瓶颈主要表现在:微观缺陷的防止和消除,以及微观结构的精细控制。与消除缺陷相比,实现精确的微观结构调控更具有挑战性。相应地,复杂的热历史导致了多尺度微观结构的发

展, Schwab 等^[26]通过 SLM 技术制备出了几乎完全致密的 Ti-5553 合金试样,并且发现试样的微观组织为全 β 相,这是由于 SLM 工艺快速冷却的结果。如图 3a~3b 所示,从平行构建方向的平面来看,扫描轨迹的边界呈现为鼻形粗白线,即熔池边界,晶界呈垂直发展的细白线。SLM 典型的外延生长主导了凝固,原始 β 晶粒沿构建方向伸长,尺寸高达几百微米的晶粒已经越过熔化边界生长,存在一定程度的沿 $\langle 001 \rangle$ 构建方向的织构(图 3d)。Zafari 等^[27]同样观察到柱状 β 晶粒在 SLM 制备 Ti-5553 合金过程中占主导地位,但也有部分晶粒的生长由于受到快速生长的 β 晶粒的阻碍,导致 β 晶粒变短或呈近等轴状。而 Liu 等^[28]使用粒径范围为 53~120 μm 的 Ti-55531 合金粉末用于 SLM 工艺发现,粒径分布较宽的粗粉打印的样品表现出短柱状、V 形和等轴 β 晶粒的混合组织,同时抑制了柱状 β 晶粒的外延生长,无明显织构形成。在 Qiu 等^[29]研究中发现,改变工艺参数如激光功率或扫描速度,会导致晶粒尺寸的变化,但不会显著改变晶粒形态,仍以柱状晶粒为主;但通过增加粉末层厚度能够有效促进柱状晶粒向等轴晶转变,细小的等轴晶粒更倾向于在层间界面处形成。这是由于使用较厚的粉末层导致熔池内热梯度的潜在下降,以及为等轴晶粒的异质成核提供了更大的层间界面。

温度梯度和凝固速率对凝固微观结构形貌和尺寸会产生影响,是影响熔池晶粒生长的 2 个关键热因素^[30]。通常,平界面、胞状或胞状枝晶等亚晶级凝固结构对应于较大的柱状晶粒^[16]。如图 3c 所示,由于热梯度与凝固速率的比值变化导致的平面凝固的不稳定,晶粒内部的凝

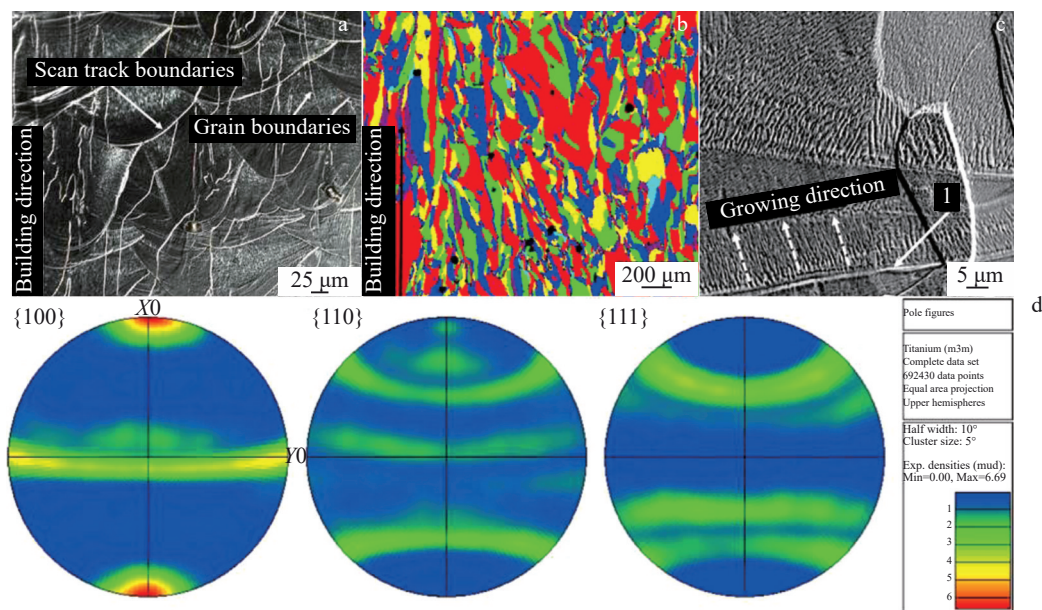


图 3 SLM 成形 Ti-5553 合金典型微观结构特征

Fig.3 Typical microstructures of SLMed Ti-5553 alloy^[26]: (a) OM image of melt pool and grain boundaries along the building direction; (b) EBSD IPF map of the grain structure; (c) SEM image of cellular/cellular-dendritic; (d) pole figures

固形貌从平界面生长转变为胞状/胞状枝晶结构。Xu等^[31]在Ti-15Mo合金中观察到类似的现象,在熔池底部的胞状枝晶垂直于熔池边界与构建方向平行,熔池边界中部胞状枝晶的生长方向与构建方向垂直,即沿最大热梯度方向由熔池边界指向熔池中心^[32]。

由于晶粒外延生长的特点和复杂的凝固环境,SLM高强钛合金中会形成大量的小角度晶界(LAGBs)且沿构建方向平行排列,如图4b所示,这与定向凝固中报道的现象类似^[33]。SLM成形过程中,热应力、局部温度梯度变化和熔体流动等不稳定因素是LAGBs形成的主要原因。熔池内陡峭的温度梯度、热应力和熔体对流可能会在凝固过程中引起枝晶的微小变形,从而导致单个枝晶取向的偏差,随后沿着构建方向汇聚形成LAGBs^[34]。LAGBs由亚晶界和位错组成,具有相对高的畸变能,如图4c所示。同时,考虑到亚晶界和位错是 α 相的理想形核位置,在SLM后热处理过程中,LAGBs的存在能够促进晶内 α 相的优先形核。

2.2 SLM成形高强钛合金相组成

SLM复杂的热历史条件使得高强钛合金相结构演变在不同研究中可能有所不同。高强钛合金含有大量 β 稳定元素,在SLM工艺固有的极高冷却速率($\geq 10^4$ °C/s)^[35]特点下,在制备成形后将保留几乎全 β 相。同时,SLM工艺独特的热循环历史,通常作为本征热处理(intrinsic heat treatment, IHT)^[36],能够促进高强钛合金中 α 相的析出。Bakhshivash等^[37]探讨了SLM工艺参数对Ti-5553合金显微组织演变的影响,发现在较高输入能量密度条件下有利于少量 α 相形核析出。Liu等^[38]指出 α 相不可能在新沉积层中形成,因为在SLM处理时,新沉积层通常经历显著高速率的冷却,容易抑制 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变,相析出是后续构建过程中施加在先前沉积层上的再加热循环的结果。Qiu等^[29]通过SLM制备成形Ti-1023合金,研究发现高输入能量密度在先前沉积层上产生更高的再加热温度,并且当温度达到 α 相临界形核温度时,将形成少量细

小的 α 板条,如图5a~5c所示。显然,SLM工艺下 α 相从 β 基体中形核析出存在一个临界温度,且 α 相的析出量有限,合金中仍以亚稳 β 相为主。于是有研究人员通过基板加热到500 °C的原位热处理制备出具有 $\alpha+\beta$ 两相组织的Ti-5553合金,SLM成形期间利用基板加热实现的温度机制使得合金能够很快地通过 β 相区,后续在构建过程中更长的时间将停留在较高温度的 $\alpha+\beta$ 两相区,获得晶粒内部次生 α 板条的精细分布^[39]。Deng等^[40]通过基板加热到700 °C也成功制备出具有精细 β 转变组织的Ti-55531合金,高温基板加热能够实现SLM高强钛合金中 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变,是一种很有潜力的SLM原位热处理方法。

近/亚稳 β 钛合金经历SLM工艺的快速冷却,可能会导致该类合金中立即形成无热 ω 相。Qiu^[29,41]和Liu^[38]等采用可调制脉冲激光模式首次在增材制造的 β 钛合金中观察到 ω 相,从图5d~5e中可以看出,在不同工艺参数下打印Ti-1023合金中,除 β 基体外,沿 $\langle 011 \rangle_\beta$ 带轴的衍射花样在1/3和2/3 $\{112\}_\beta$ 处存在 ω 相,而且显示出或多或少的倒易晶格条纹,表明析出相为无热 ω 相。随着输入能量密度提高,衍射花样中 ω 斑点变得模糊且微弱。由于后续沉积层的再加热效应,很有可能导致先前沉积层中析出的相结构改变。较高输入能量密度导致在先前沉积层上产生高的再加热温度,而 α 相形核温度通常高于无热 ω 相转变温度,沉积后立即形成的无热 ω 相会在再加热期间完全溶解。所以在高能量密度条件下,样品中存在的无热 ω 相是再加热过程中从高于 α 相临界形核温度快速冷却的结果。而低能量密度条件下的再加热温度可能过低而达不到无热 ω 相转变的临界温度,也可能高于 ω 相的溶解温度但低于 α 相临界形核温度,导致再加热后快速冷却过程中无热 ω 相的保留或再析出^[29]。

SLM工艺强烈的IHT效应除了促进成形过程中 α 相的析出,同样也可能会促进等温 ω 相的形成^[36]。Mantri等^[42]对SLM制备的Ti-1023合金采用透射电镜和三维原子探针分析(图6),可以看到 ω 相和 β 基体之间发生了明

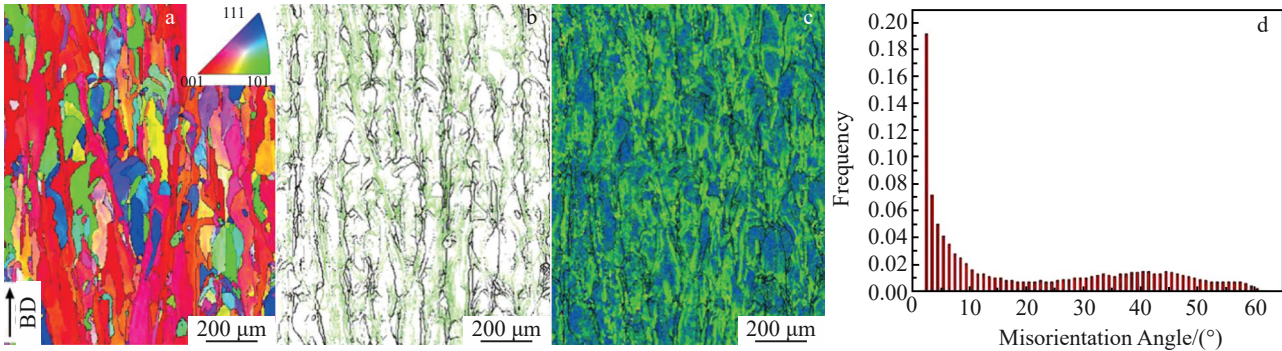


图4 SLM成形Ti-55531合金晶界结构特征

Fig.4 Grain boundary structures of SLMed Ti-55531 alloy^[34]: (a) EBSD IPF map along the building direction; (b) EBSD grain boundary map (LAGBs are indicated by the green lines); (c) corresponding KAM map; (d) corresponding misorientation angle distribution

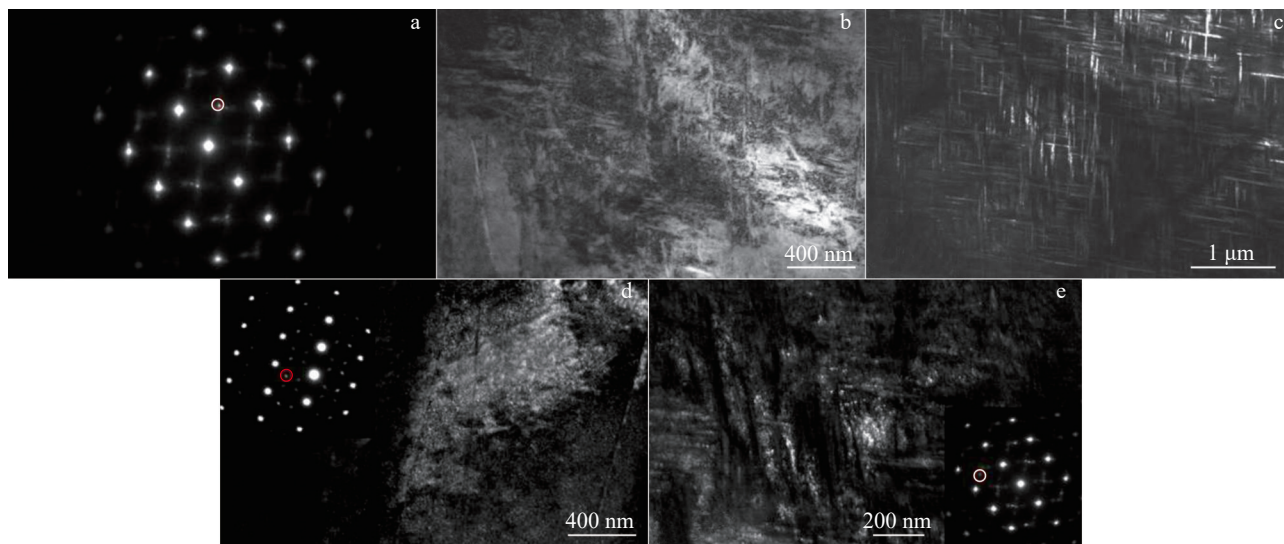


图5 SLM成形Ti-1023合金的 α 相及无热 ω 相的TEM分析

Fig.5 SAED pattern (a) and TEM images (b–e) of SLMed Ti-1023 alloy^[29]: (a–c) α phase under 296.3 J/mm³ (volumetric energy density); athermal ω phase under 92.6 J/mm³ (d) and 296.3 J/mm³ (e)

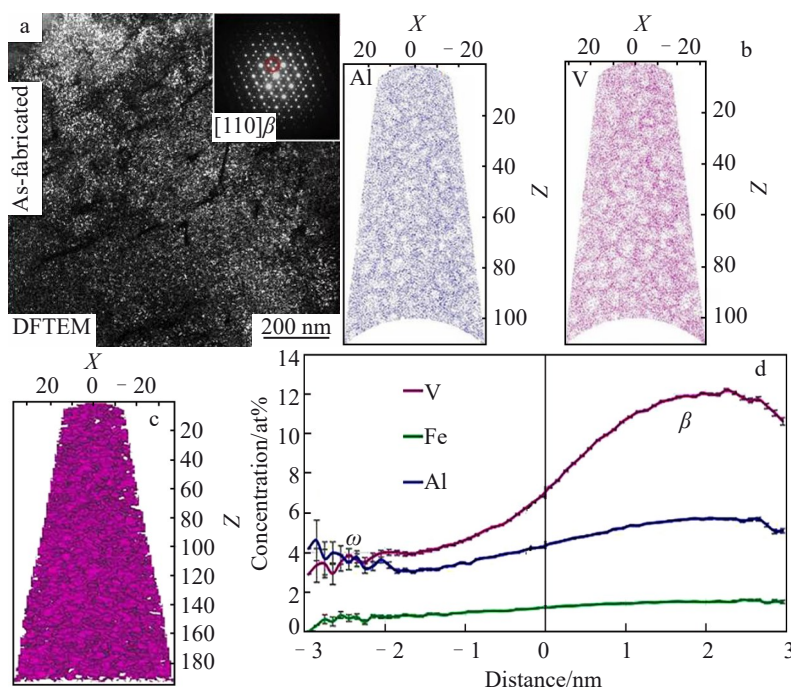


图6 SLM成形Ti-1023合金TEM及APT结果

Fig.6 TEM analyses and APT results of SLMed Ti-1023 alloy^[42]: (a) dark field TEM image and SAED pattern; (b) APT atom maps of ω precipitates; (c) V-isosurface; (d) proxigram analysis of ω and β phases showing the compositional changes between ω/β phases

显的成分再分配, ω 相排出 β 稳定元素,表明析出的为等温 ω 相。等温 ω 相形成机理是一种扩散现象,由热激活扩散机制控制,其析出发生在SLM多次再加热循环过程中。Xu等^[31]研究发现 ω 析出相含量随扫描速度的增加而减少,扫描速度越慢,SLM过程中构件温度保持越高,在热循环过程中可能达到等温 ω 相的形成温度。构件保

持的温度范围与亚稳相转变的温度相交时,在SLM过程中形成等温 ω 相,其演变取决于温度范围 ΔT 和作用时间 Δt ,热积累会随构建高度的增加而增加,而相互作用时间则相反,导致沿构建方向 ω 相的尺寸也会存在差异^[43]。关于等温 ω 相的析出,Devaraj等^[44]在Ti-12Mo合金中发现淬火过程中形成无热 ω 相,其 ω 晶胚的形成是化学成

分与结构的不稳定性相互竞争造成的结果,但此时成分调整不完全,从而导致 β 相 $\{111\}$ 晶面坍塌也不完全。而经过低温时效过程,由于热激活使得成分调整能够进行完全,同时, $\beta\{111\}$ 晶面坍塌也能够进行完全,从而形成了等温 ω 相。因此,部分等温 ω 相的形成可能还与快速冷却过程中析出的无热 ω 相有关。

SLM逐层沉积的工艺特点使得在打印过程中IHT效应在空间上是变化的,其热分布不一致,从而导致相分布不均匀。如果SLM基板预热,零件的下部区域更靠近预热的基板,并且经历更多的热循环,上部区域距离基底更远,经历的热循环更少,重复而复杂的热循环会导致不均匀的相分布,形成空间依赖性的微观组织。Zhang等^[36]发现基板加热和热循环的共同作用促进了等温 ω 相和 α 相的形成,而去除基板加热能够减少成形期间的热积累。对沿构建方向从下往上的3个试样进行EBSD表征(图7),发现构件不同位置的试样显示出基本相似的晶粒结构。然而位于中间的试样(3#)显示出更多的 α 相析出,即构件的中间区域表现出更强的IHT效应,导致不均匀的相分布。中间区域的硬度高于上/下区域,同样说明该区域 α 相的体积分数较高。Deng等^[45]在激光熔化沉积制备的Ti-55531合金中同样得到类似的结论, α 相的不均匀分布导致试样下部区域观察到大量细小的 α 相析出,而上部区域几乎无 α 相析出。此外,Bakhshivash等^[37]在高能量密度条件下制备的Ti-5553合金中还观察到下部区域和上部区域均析出 α 相,且底部区域由于更多的热积累导致针状 α 相明显粗化。多周期、变循环、剧烈加热和冷却的短时热历史,使得SLM成形构件的显微组织结构独特并表现出对制造工艺条件的强烈依赖性和多变性^[46]。通过SLM工艺实现微观组织的控制是极具挑战

性的,其独特的热循环历史和热分布会促进高强钛合金中等温 ω 相以及 α 相的析出和不均匀分布,在合适的工艺窗口下,高的输入能量密度也会促进有限的 α 相析出。通过调控工艺参数、设计沉积策略、改变基板预热温度甚至激光工作模式等,有望实现对SLM成形高强钛合金微观组织的有效控制。

2.3 SLM成形高强钛合金力学性能

在SLM成形过程中通过其复杂的热历史可以尝试调控合金微观组织^[31,36],但是由于打印态高强钛合金缺乏 α 相强化,其力学性能低于现有传统工艺制备高强钛合金的服役强度水平^[47]。如图8a所示为SLM典型高强钛合金拉伸性能总结^[26-27,34,36,41,47-56],打印态高强钛合金组织中主要为 β 相,其强度水平相对较低,但总体表现出优异的塑性。Schwab等^[26]制备的全 β 组织Ti-5553合金抗拉强度约为800 MPa,最大伸长率为14%,且与已知的全 β 组织Ti-5553合金力学性能相当。同样在不含 α 相的SLM成形Ti-1023合金中,其抗拉强度为920~950 MPa,延伸率达到10%~14%^[41]。不同的是,在Ramachandiran等^[48]的研究中,SLM成形Ti-5553合金抗拉强度约为780 MPa,延伸率约为30%,这不同寻常的拉伸塑性与其析出的少量非片层状 α 相有关。Zhang等^[36]指出热循环导致的不均匀相分布会造成不均匀和较差的拉伸塑性,考虑到等温 ω 相或 α 相的形成是强烈热驱动的,可以通过调整基板温度和层间沉积时间来减少制造期间的热积累,弱化热循环的负面影响。其研究结果表明,去除基板加热和增加层间沉积时间可以显著提高拉伸塑性,但不能完全消除沿构建方向的塑性变化。而设计梯度层间沉积时间的策略能够解决Ti-5553合金中相的不均匀分布性,实现SLM成形的Ti-5553合金均匀和增强的拉伸塑

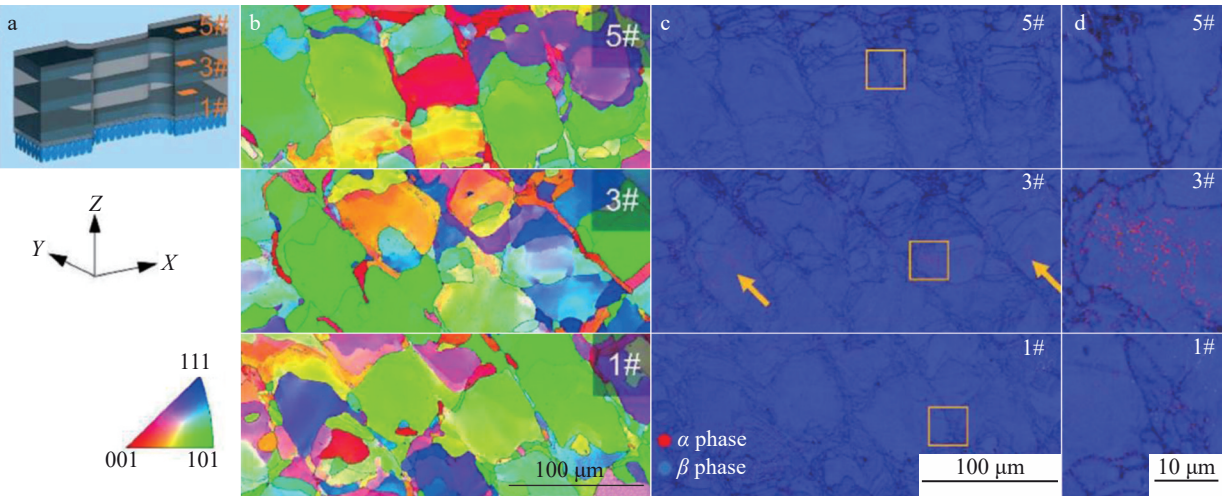


图7 SLM成形Ti-5553合金沿构建方向不同区域取样示意图、IPF图及相分布图

Fig.7 Sampling diagram along building direction (a); IPF maps of X-Y plane (b); overall (c) and partial enlarged (d) band contrast phase maps of SLMed Ti-5553 alloy^[36]

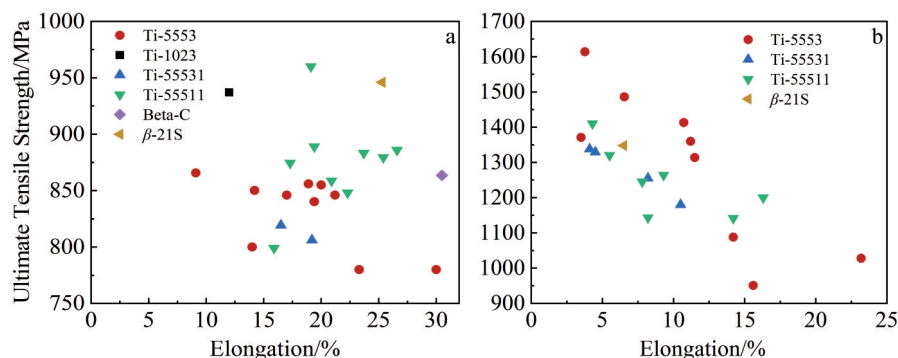


图8 打印态及热处理态 SLM 成形高强钛合金拉伸性能

Fig.8 Tensile properties of as-fabricated (a) and heat-treated (b) high-strength titanium alloys fabricated by SLM^[26-27,34,36,41,47-56]

性,延伸率提高4~5倍达到约19%,但同时也伴随着抗拉强度的轻微损失。

同其他增材制造钛合金一样,出现跨熔池的粗大柱状晶会导致高强钛合金打印构件的力学性能表现出明显的各向异性^[27,34,51]。Ramachandiran等^[51]沿竖直及水平方向打印 Ti-5553 合金柱状拉伸试样,竖直构建试样中柱状晶平行于加载方向,而在水平试样中柱状晶垂直于加载方向。水平试样比竖直试样表现出更高的拉伸强度和抗断裂扩展能力,竖直试样的抗拉强度为780 MPa,延伸率达到23.3%,而水平试样抗拉强度高达846 MPa,延伸率为21.2%。如图9所示,水平试样表现为穿晶断裂,而竖直试样表现为沿晶断裂模式。晶界和熔池边界是打印缺陷的潜在位置,在竖直试样中,熔池的排列垂直于施加的拉伸载荷容易造成应力集中。在拉伸加载期间施加足够

的应变,在平行排列变形带内形成微孔,微孔聚集形成裂纹。从图9c、9f可以看出,在竖直试样中观察到在靠近断裂起始的晶粒内,滑移面相对于加载方向约呈45°排列,远离断裂位置,滑移面的排列相对于加载方向约呈90°。此外,连续滑移面之间的距离相当,在部分晶粒内还可以看到滑移面交叉排列,其相互作用导致接合处明显的位错缠结^[27]。在水平试样中,交叉滑移面普遍存在,对断裂扩展路径无显著影响,还能够更好地抵抗拉伸载荷下的变形。Zafari等^[27]在水平打印的 Ti-5553 合金试样中发现,除{110}<111>确定的滑移系外,{112}<111>滑移系的存在增加了滑移带之间、滑移带和晶界之间的相互作用,与垂直试样相比表现出增强的加工硬化能力,从而提高拉伸塑性。

对于许多航空航天结构件来说,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

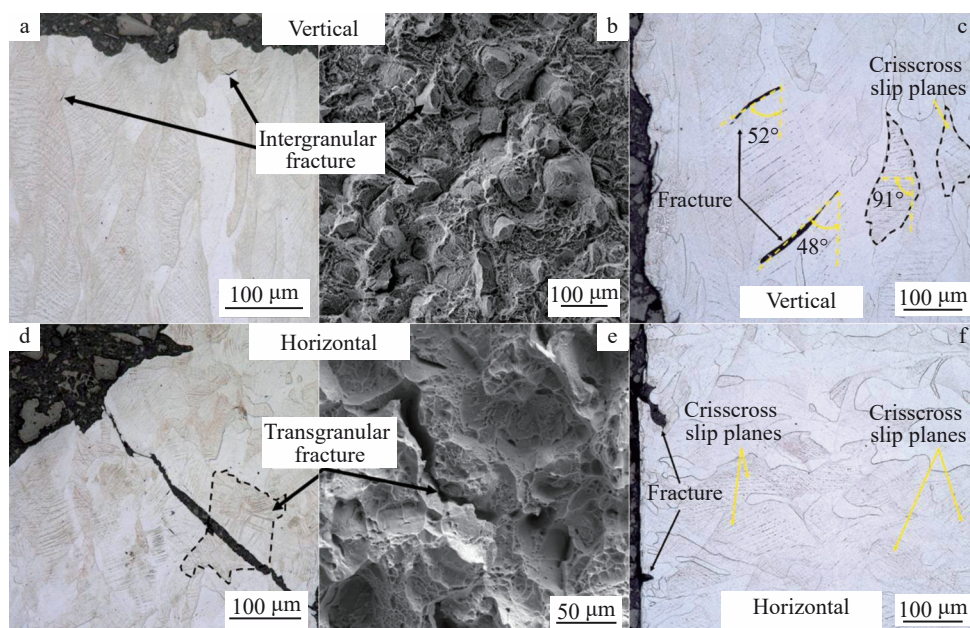


图9 SLM成形 Ti-5553 合金断面及滑移线特征

Fig.9 Fracture surfaces (a–b, d–e) and slip line characteristics (c, f) of SLMed Ti-5553 alloy^[51]: (a–c) vertically constructed specimen and (d–f) horizontally constructed specimen

此,疲劳性能对构件服役行为具有重要的影响。以研究较为成熟的 Ti-6Al-4V 钛合金为例,目前,增材制造 Ti-6Al-4V 合金的综合力学性能基本达到与锻件相当,仅疲劳性能还与锻件存在一定差距^[57]。Edwards 等^[58]研究表明 SLM 成形 Ti-6Al-4V 钛合金试样,其高周疲劳强度要比锻造态低 75% 以上。SLM 成形过程中产生的孔隙、残余应力等是导致高周疲劳差的主要原因。Leuders 等^[59]还指出构件中的孔隙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。同时,构建方向也会对试样的高周疲劳性能产生显著影响。通过后处理来消除缺陷、闭合气孔、抵消残余应力及对组织的优化,能够达到改善构件疲劳性能的目的^[60]。然而,目前针对 SLM 成形高强钛合金疲劳性能的研究还非常少,其微观组织特征对疲劳性能的影响尚不明确,提高 SLM 成形高强钛合金疲劳性能及探讨其疲劳破坏机理将是研究的重点方向,也是难点所在。

3 热处理工艺及优化

在实际应用中,传统制造高强钛合金经锻造、轧制等

复杂的冷/热成形工艺后,多数须再通过热处理强化来达到高强度和高韧性的最佳匹配,以满足构件服役性能要求。因此,通过控制 α 析出相形貌、体积分数等特征来调整合金性能至关重要^[61-62]。然而,打印态的 SLM 成形高强钛合金中缺乏 α 相析出的强化作用,原位热处理调控微观组织较为困难,而且由于 SLM 工艺中复杂而重复的热循环所导致的微观组织不均匀性也会造成构件力学性能的恶化,故必须通过后续热处理来提高 SLM 成形构件的力学性能。此外,残余应力的控制与消除决定着增材制造构件质量的优劣^[63],热处理的另一个明显优势是能够消除 SLM 过程中积累的残余应力。如表 1 所示,SLM 成形高强钛合金通过常规热处理能有效调控 α 相特征,以获得所期的强塑性匹配,其屈服强度 (yield strength, YS),抗拉强度 (ultimate tensile strength, UTS) 以及延伸率 (elongation, EL) 如表 1 所示,AC 表示空冷,FC 表示炉冷,WQ 表示水淬。

大量研究表明,在相变点以上 β 固溶处理可以促进增材制造钛合金中柱状晶粒向等轴晶粒的转变^[27,64]。这是界面能降低的结果, β 固溶处理能够使 β 晶粒发生再结

表1 SLM成形高强钛合金热处理后的拉伸性能
Table 1 Tensile properties of high-strength titanium alloys manufactured by SLM after heat treatment

Material	Heat treatment	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%	Ref.
Ti-5553 ($T_{\beta}\approx 845\text{ }^{\circ}\text{C}$)	1000 $^{\circ}\text{C}/10\text{ min}/\text{WQ}$	780	780	24	[27]
	880 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ (horizontal)	-	1430 $\pm$ 12.5	-	
	880 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ (vertical)	-	1412 $\pm$ 9.1	-	
Ti-55531 ($T_{\beta}\approx 849\text{ }^{\circ}\text{C}$)	880 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/1.5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}+750\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ (horizontal)	1278 $\pm$ 5.6	1338 $\pm$ 10.8	4.1 $\pm$ 1.1	[34]
	880 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/1.5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}+750\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ (vertical)	1267 $\pm$ 2.8	1329 $\pm$ 6.2	4.5 $\pm$ 0.2	
	790 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ (horizontal)	1274 $\pm$ 6.3	1255 $\pm$ 10.3	8.2 $\pm$ 1.5	
	790 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ (vertical)	1234 $\pm$ 4.7	1180 $\pm$ 8.6	10.5 $\pm$ 2.4	
Ti-55511 ($T_{\beta}\approx 870\text{ }^{\circ}\text{C}$)	830 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/\text{AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$	1195 $\pm$ 10.3	1245 $\pm$ 9.9	7.8 $\pm$ 0.5	[52]
	900 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}/1.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{FC}$	1295 $\pm$ 8.7	1320 $\pm$ 7.5	5.5 $\pm$ 0.1	
β -21S ($T_{\beta}\approx 805\text{ }^{\circ}\text{C}$)	850 $^{\circ}\text{C}/30\text{ min}/\text{AC}+538\text{ }^{\circ}\text{C}/8\text{ h}/\text{AC}$	1281 $\pm$ 6.0	1348 $\pm$ 4.0	6.5 $\pm$ 1.0	[55]
Ti-5553 ($T_{\beta}\approx 860\text{ }^{\circ}\text{C}$)	800 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}/\text{WQ}+500\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}/\text{WQ}$	-	1614 $\pm$ 15.38	3.77 $\pm$ 0.95	[47]
	800 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}/\text{WQ}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/0.5\text{ h}/\text{WQ}$	-	1486 $\pm$ 19.21	6.54 $\pm$ 0.82	
	800 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}/\text{WQ}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}/\text{WQ}$	-	1413 $\pm$ 15.85	10.72 $\pm$ 1.17	
	800 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}/\text{WQ}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}/\text{WQ}$	-	1360 $\pm$ 13.53	11.20 $\pm$ 3.35	
	800 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}/\text{WQ}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}/\text{WQ}$	-	1314 $\pm$ 27.32	11.49 $\pm$ 6.18	
	800 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}/\text{WQ}+700\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}/\text{WQ}$	-	1028 $\pm$ 10.16	23.19 $\pm$ 4.15	
Ti-55511	650 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}/\text{WQ}$	1338 $\pm$ 18.3	1410 $\pm$ 20.1	4.3 $\pm$ 0.6	[53]
	750 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}/\text{WQ}$	1121 $\pm$ 10.5	1143 $\pm$ 11.9	8.2 $\pm$ 0.7	
	750 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}/\text{WQ}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}/\text{WQ}$	1235 $\pm$ 9.4	1264 $\pm$ 18.7	9.3 $\pm$ 0.7	

晶^[42]。Qi等^[64]指出 β 固溶处理过程中柱状晶向等轴晶转变与应变储能有关,而其应变储能与位错密度有关。SLM成形Ti-55511合金试样中含有大量LAGBs和较高的KAM值,微观组织处于高应变储能状态。这意味着晶粒在热处理过程中不稳定,基于LAGBs的排列,再结晶形核优先沿着晶界或位错发生,在应变储能的驱动下,新的晶核长大。

如图10a~10b,经过 β 相区固溶处理促进了Ti-55531合金中柱状晶向等轴晶的转变,从表1结果可以看出,时效后合金拉伸各向异性可以忽略不计^[34]。 β 相区固溶后时效,SLM成形Ti-55531合金中亚稳 β 组织成为 β 转变组织,如图10d所示, β 基体内析出大量纳米级晶内 α 相,这导致了较高的强度(UTS>1400 MPa),而 β 晶界处会出现连续 α_{GB} 层,其延伸率几乎为0。经 β 退火缓冷双重时效,Ti-55531合金呈现含有粗大 α_p 片层和细小 α_s 相的双片层组织,如图10e所示,不同尺度的 α 片层组织还能够提高合金的断裂韧性。Bai等^[52]通过 β 退火缓冷时效对SLM成形Ti-55511合金进行处理获得类似的双片层组织,拉伸强度较高,而且由于 α_p 的存在以及混合的连续以及不连续 α_{GB} 组织特征,可以获得一定的延展性。

在 $\alpha+\beta$ 相区固溶时效后,SLM成形Ti-55531合金中亚稳 β 组织转变为具有棒状 α_p 相和针状 α_s 相的双态组织,如图10f所示。 α_{GB} 不连续分布,裂纹扩展不再沿原始 β 晶界,具有良好的强塑性匹配,与锻造Ti-55531合金拉伸性能相当^[65]。需要指出的是,如图10c所示,低于 β 转变温度的固溶处理,由于柱状原始 β 晶粒的形态得以保

持,故在时效后水平和垂直取向试样之间拉伸各向异性依然存在^[34]。Cao等^[66]对SLM成形Ti-55531合金经热处理发现,双态组织的冲击韧性相比片层组织明显较差,这是因为等轴 α_p 相比片层 α 相具有更好的协调变形能力,为位错滑移提供了较大的空间,从而易于过早发生屈服和裂纹萌生。时效处理导致的强度提高主要与热处理过程中 α_s 相含量及形貌有关,而 α_p 相的含量、形貌及分布主要影响合金的塑性。Ramachandiran等^[47]选取SLM成形Ti-5553合金经800℃固溶处理后在500~700℃时效0.5~4h,研究时效温度和时效时间对组织演变和力学性能的影响,其组织演变特征如图11所示。在600℃时效其强塑性匹配较好,随时效时间延长,透镜状 α 相逐渐转变为片层状、柱状形貌,从表1可以看出该条件下拉伸性能随时效时间差异较大。随时效温度升高,为 α_s 相的生长提供了更大的驱动力,同时降低了 α_s 相的形核率^[67],使得 α_s 相尺寸有所增加,700℃时效合金强度较低而具有优异的塑性。

由于SLM成形过程中快速凝固特性,使得合金组织中存在高密度位错等亚结构以及较大的残余内应力,有研究人员采用直接时效来处理SLM成形高强钛合金^[53,67],造成其时效过程中优先形核质点更多,促进了 α_s 相形核,使得 α_s 含量较高且尺寸细小。直接时效处理后试样晶粒的尺寸和形貌相对于打印态变化不大,而由于 α_s 相大都从 β 晶内析出,晶界的强度与晶内差别过大,造成材料过早地在晶界处失效,导致塑性降低。且随时效温度的升高, α_s 板条体积分数降低且尺寸增大。在Zhang

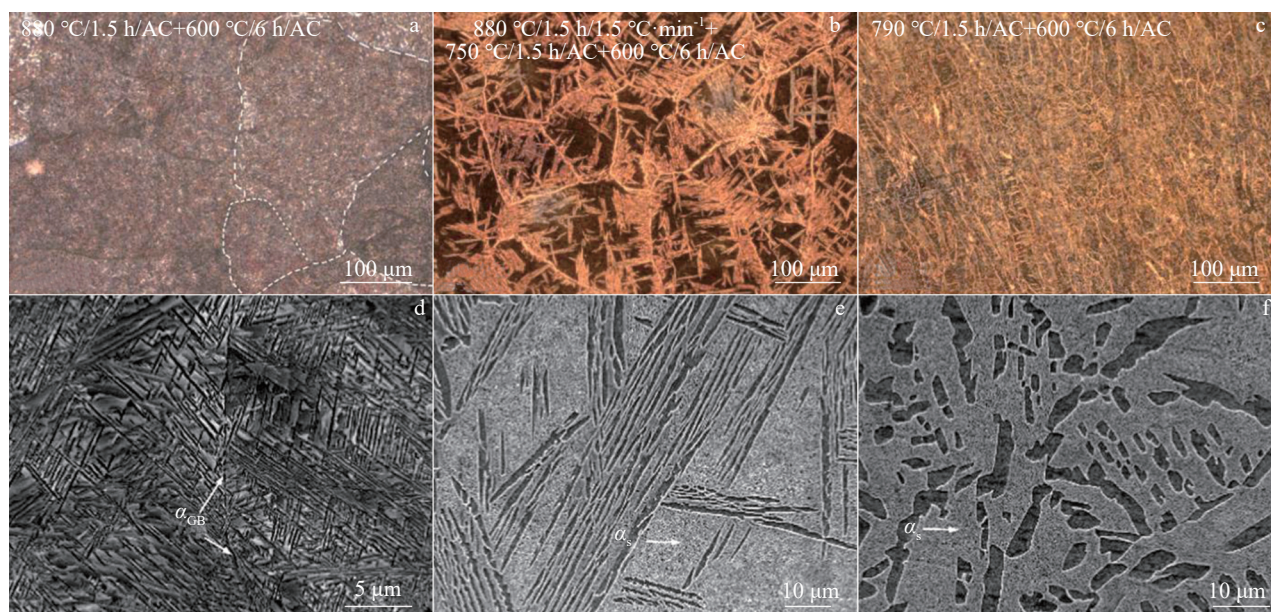


图10 SLM成形Ti-55531合金热处理后 β 晶粒的OM和SEM形貌及组织特征

Fig.10 OM (a–c) and SEM (d–f) morphologies and microstructural characteristics of β grain of SLMed Ti-55531 alloy after heat treatment^[34]. (a, d) solution in β phase region and aging; (b, e) beta annealing followed by slow cooling and double aging; (c, f) solution in $\alpha+\beta$ phase region and aging

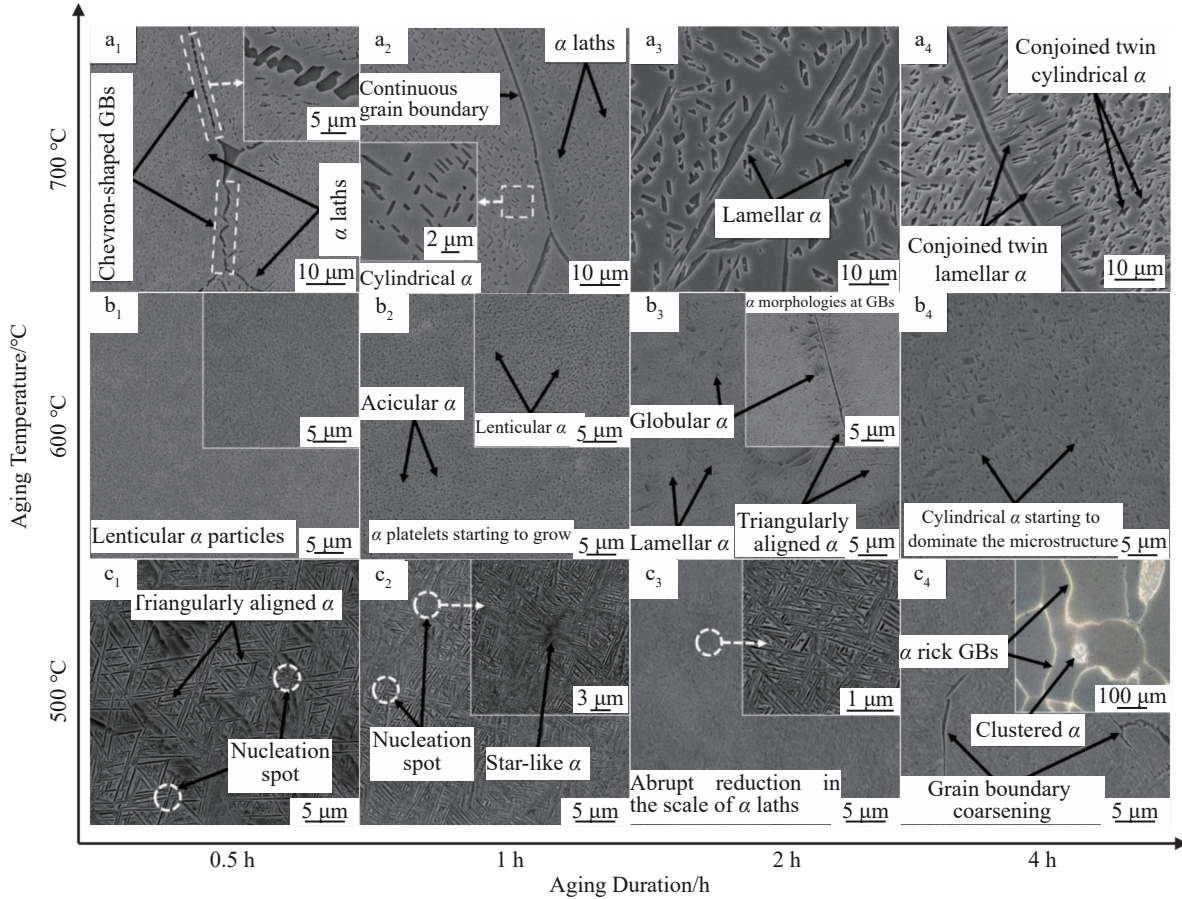


图 11 SLM 成形 Ti-5553 合金 α 相随时效温度 and 时间的演变特征

Fig.11 Evolution characteristics of α phase with aging temperature and time of SLMed Ti-5553 alloy^[47]

等^[53]研究中 Ti-55511 合金经 750 °C+600 °C 双重时效后,微米级 α_p 板条和纳米级的 α_s 板条随机分布在 β 晶粒中,晶界附近区域观察到较多 α_s 析出,合金具有较高的抗拉强度(1264 MPa)和塑性(10%)。Carlton 等^[54]通过对 SLM 制备成形的 Ti-5553 合金进行 400~800 °C 短时等温时效热处理,获得较宽范围变化的拉伸性能。值得注意的是,此时构件的拉伸延展性仍然表现出显著的分散性。

高强钛合金的力学性能主要受 α 相的形态、含量、尺寸及分布等特征参数的影响,固溶时效是高强钛合金最常用的热处理方法。相比于打印态试样,经过热处理后构件的综合力学性能有了较大的提升(图 8a~8b)。SLM 成形高强钛合金通过 β 相区固溶处理有助于消除由柱状晶导致的各向异性影响,但往往会导致晶粒粗化以及连续的 α_{GB} 析出。随后经过时效处理, α_s 相从 β 晶内析出作为主要强化相导致合金强度较高。对于未经固溶处理而直接时效处理的样品,其析出相也全为 α_s 相,但由于晶内的强度与晶界处相差更大,其塑性更低。通过 β 退火缓冷时效能够获得不同尺度的 α 片层组织,在一定程度上牺牲了强度但能够显著提高其韧性。而从目前的工程应用来看,微米级的等轴 α_p 相+纳米尺度的 α_s 相是多数高强钛合金典型组织特征,如 Ti-1023 与 Ti-5553 合金。两相

区固溶时效可能仍然是最常用的调控 SLM 成形高强钛合金的热处理工艺,能够获得更优异的强塑性匹配。

通过后续热处理能够有效消除残余应力、优化组织,以达到改善构件疲劳性能的目的。Shaha 等^[56]将 SLM 成形 Ti-55511 合金以 10 °C/min 的速率缓慢升温到 850 °C,保温 4 h 后随炉冷却,热处理后残余应力显著降低,与打印态试样相比残余应力降低 62%~91%。在应力振幅为 800 MPa 的完全反转($R=-1$)应力控制测试条件下,打印态试样的疲劳寿命周期约为 530,热处理试样的疲劳寿命周期约为 2850。在低于 β 转变温度的 850 °C 下炉冷,改变了微观组织, β 基体中有细小的 α 相析出,同时残余应力显著降低,获得了更长的疲劳寿命。Yasin 等^[68]研究了相同工艺参数成形的 Ti-5553 和 Ti-55511 合金在 900 °C 消除残余应力后的疲劳性能,并与 Ti-6Al-4V 合金进行对比,疲劳试验在完全反转应力控制条件下进行。研究表明,在低周疲劳状态下,3 种试样的平均疲劳寿命之间存在较大的差异,在高周疲劳状态下,平均疲劳寿命方面表现相似,疲劳数据分散度较大,如图 12 所示。试样疲劳寿命的变化可归因于试样中存在缺陷的数量、尺寸和位置,因为,在高周疲劳中,即使在弹性区域加载,近表面缺陷也会引起局部应力集中。热等静压(HIP)已被

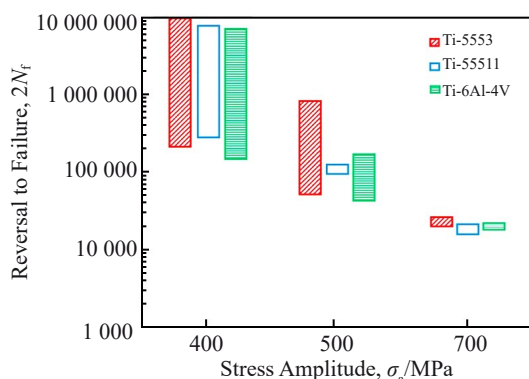


图12 SLM成形Ti-5553、Ti-55511和Ti-6Al-4V合金疲劳寿命范围
Fig.12 Fatigue life ranges of SLMed Ti-5553, Ti-55511 and Ti-6Al-4V alloy^[68]

证明可以消除气孔、未熔合等成形缺陷,能够使试样的疲劳数据的稳定性大大提高,而针对HIP工艺对SLM成形高强钛合金构件疲劳性能的影响,还需进一步地深入研究。

4 总结与展望

近 β 和亚稳 β 钛合金由于深淬透性及良好的强度、塑性和断裂韧性的匹配,是高强度航空航天结构件理想材料。现有研究表明,高强钛合金在SLM工艺极高冷却速率条件下将几乎保留全 β 相,独特的热循环历史和热分布会促进合金中等温 ω 相以及少量 α 相的析出和不均匀分布。打印态高强钛合金中沿构建方向粗柱状晶还会导致构件各向异性,且由于缺乏 α 相强化以及不均匀的微观组织,会导致打印态高强钛合金力学性能变差。因此,后续热处理是调控SLM成形高强钛合金微观组织特征和提高力学性能的重要手段。相较于研究与工程化应用较为成熟的 $\alpha+\beta$ 两相钛合金如Ti-6Al-4V,SLM成形高强钛合金相关研究还不够系统深入,存在的主要问题及未来可开展的工作如下:

1)针对SLM成形高强钛合金组织演变规律缺乏系统的研究。近/亚稳 β 钛合金中含有的大量 β 稳定元素有利于凝固过程中液固界面前成分过冷区的快速建立,从而抑制柱状晶的外延生长。因此,优化合金成分设计有望实现合金中凝固晶粒的有效调控。此外,SLM工艺热循环历史对 ω 相/ α 相析出形貌特征以及相变变体选择效应的影响仍不明确,限制了SLM成形新型高强钛合金的开发设计。

2)高强钛合金室温变形机制对于微观组织特征极为敏感,SLM成形过程中 ω 相/ α 相的析出及演变可能会导致 β 基体稳定性发生改变,对其变形产物及相应的变形机制缺乏细致的研究,不足以为SLM成形高强钛合金力学性能的精细调控提供基础支撑。

3)针对SLM成形高强钛合金力学性能的研究主要

集中于常规的拉伸性能,对于疲劳、蠕变等性能的研究比较欠缺,深入理解组织特征和强化机理之间的关系,是提升成形构件综合力学性能的关键。

4)由于SLM工艺近净成型的特点,构件无法再进行变形加工,严重限制了高强钛合金组织结构的调控方式。因此,针对特定合金制定合理的后续热处理制度提高组织均匀性以及调控初生/次生 α 相特征,是发挥SLM工艺优势,并获得具有理想力学性能的高强钛合金的关键。

参考文献 References

- [1] Zhao Q Y, Sun Q Y, Xin S W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143260
- [2] Williams J C, Boyer R R. *Metals*[J], 2020, 10(6): 705
- [3] Qin Haixu(秦海旭), Geng Naitao(耿乃涛), Yang Liu(杨柳) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(3): 6
- [4] Kolli R P, Devaraj A. *Metals*[J], 2018, 8(7): 506
- [5] Li Jinshan(李金山), Tang Bin(唐斌), Fan Jiangkun(樊江昆) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(11): 1438
- [6] Fan Jiangkun(樊江昆), Lai Minjie(赖敏杰), Tang Bin(唐斌) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2020, 40(3): 25
- [7] Lu Bingheng(卢秉恒). *China Mechanical Engineering*(中国机械工程)[J], 2020, 31(1): 19
- [8] Guo Yanhua(郭艳华), Dai Guoqing(戴国庆), Sun Zhonggang(孙中刚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4733
- [9] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R et al. *Science*[J], 2021, 372(6545): 932
- [10] Zhang T L, Liu C T. *Advanced Powder Materials*[J], 2022, 1(1): 100014
- [11] Blakey-Milner B, Gradl P, Snedden G et al. *Materials & Design* [J], 2021, 209: 110008
- [12] Yang Jiaoxi(杨胶溪), Wu Wenliang(吴文亮), Wang Changliang(王长亮) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2021, 41(2): 1
- [13] Ni Jiangtao(倪江涛), Zhou Qingjun(周庆军), Yi Feng(衣凤) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2022, 46(10): 1365
- [14] Lu J W, Zhuo L C. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 111: 106110
- [15] Wang J C, Zhu R, Liu Y J et al. *Advanced Powder Materials*[J], 2023, 2(4): 100137
- [16] Fu J, Li H, Song X et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 122: 165
- [17] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S et al. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [18] Ahmed M, Obeidi M A, Yin S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 910: 164760
- [19] Du C B, Zhao Y H, Jiang J C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 944: 169215

- [20] Cunningham R, Zhao C, Parab N *et al. Science*[J], 2019, 363(6429): 849
- [21] Zhao C, Parab N D, Li X X *et al. Science*[J], 2020, 370(6520): 1080
- [22] Huang Y Z, Fleming T G, Clark S J *et al. Nature Communications*[J], 2022, 13: 1170
- [23] Laleh M, Hughes A E, Yang S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 38: 101762
- [24] Qu M L, Guo Q L, Escano L I *et al. Nature Communications*[J], 2022, 13: 1079
- [25] Liu Z Y, Zhao D D, Wang P *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 100: 224
- [26] Schwab H, Palm F, Kühn U *et al. Materials & Design*[J], 2016, 105: 75
- [27] Zafari A, Lui E W C, Li M G *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 105: 131
- [28] Liu W H, Deng H, Zhou L J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 877: 145135
- [29] Qiu C L, Liu Q. *Additive Manufacturing*[J], 2019, 30: 100893
- [30] Colombo-Pulgarin J C, Biffi C A, Vedani M *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30: 6365
- [31] Xu H, Li Z J, Dong A P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 885: 161186
- [32] Ishimoto T, Hagihara K, Hisamoto K *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 132: 34
- [33] Newell M, Devendra K, Jennings P A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 412(1–2): 307
- [34] Deng H, Qiu W B, Cao S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 858: 158351
- [35] Yu W H, Sing S L, Chua C K *et al. Progress in Materials Science*[J], 2019, 104: 330
- [36] Zhang J Q, Bermingham M, Otte J *et al. Scripta Materialia*[J], 2023, 223: 115066
- [37] Bakhshivash S, Asgari H, Russo P *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 103: 4399
- [38] Liu Q, Qiu C L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 784: 139336
- [39] Schwab H, Bönisch M, Giebler L *et al. Materials & Design*[J], 2017, 130: 83
- [40] Deng H, Qiu W B, Chen L Q *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2021, 23(9): 2100265
- [41] Qiu C L, Liu Q, Ding R G. *Materials Science and Engineering A* [J], 2021, 816: 141291
- [42] Mantri S A, Nartu M S K K Y, Dasari S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 48: 102406
- [43] Xu H, Li Z J, Yu L *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2023, 863: 144546
- [44] Devaraj A, Nag S, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(2): 596
- [45] Deng H, Chen L Q, Qiu W B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151792
- [46] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2014, 35(10): 2690
- [47] Ramachandiran N, Asgari H, Dibia F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 938: 168616
- [48] Ramachandiran N, Asgari H, Dibia F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 841: 143039
- [49] Huang H L, Zhang T M, Chen C *et al. Materials*[J], 2022, 15(16): 5493
- [50] Madikizela C, Cornish L A, Chown L H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 747: 225
- [51] Ramachandiran N, Asgari H, Dibia F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 865: 144633
- [52] Bai H J, Deng H, Chen L Q *et al. Metals*[J], 2021, 11(4): 534
- [53] Zhang T M, Huang H L, Hosseini S R E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 835: 142624
- [54] Carlton H D, Klein K D, Elmer J W. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2019, 24(5): 465
- [55] Macias-Sifuentes M A, Xu C, Sanchez-Mata O *et al. Progress in Additive Manufacturing*[J], 2021, 6: 417
- [56] Shaha S K, Jahed H, Jahed J. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 94: 348
- [57] Ren Yongming(任永明), Lin Xin(林鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 3160
- [58] Edwards P, Ramulu M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 327
- [59] Leuders S, Thöne M, Riemer A *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2013, 48: 300
- [60] Xin Ruyi(辛如意), Lan Liang(兰亮), He Bo(何博). *Journal of Material Science & Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2022, 40(4): 706
- [61] Fan J K, Li J S, Kou H C *et al. Materials & Design*[J], 2015, 83: 499
- [62] Fan J K, Li J S, Kou H C *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2016, 682: 517
- [63] Yuan Zhanwei(袁战伟), Chang Fengchun(常逢春), Ma Rui(马瑞) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(3): 20090201
- [64] Qi M, Huang S S, Ma Y J *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 13: 1159
- [65] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 582
- [66] Cao Z Q, Deng H, Qiu W B *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2022, 24(5): 2101178
- [67] Zhang Dongyang(张东阳), Zhang Jun(张钧), Li Shujun(李述军) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(5): 647
- [68] Yasin M S, Soltani-Tehrani A, Shao S *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 2022, 38: 519

Research Status and Prospects of High-Strength Titanium Alloys Fabricated by Selective Laser Melting

Ma Yinfan¹, Fan Jiangkun^{1,2,3}, Tang Luyao¹, Zhai Haoyu¹, Zhang Zhixin³, Chen Biao^{1,2,3}, Wang Jun^{1,2,3}, Tang Bin^{1,2,3},
Kou Hongchao^{1,2,3}, Li Jinshan^{1,2,3}

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

(2. National & Local Joint Engineering Research Center for Precision Thermoforming Technology of Advanced Metal Materials, Xi'an 710072, China)

(3. Chongqing Innovation Center, Northwestern Polytechnical University, Chongqing 401135, China)

Abstract: High-strength titanium alloys, represented by near/metastable β titanium alloys, have high specific strength, good plastic processing properties, and excellent hardenability, and they can be strengthened through heat treatment to get a better match of strength-plasticity-toughness. They have been widely used in load-bearing components of major equipment in aerospace and other fields. Selective laser melting (SLM), as an important technique in the field of titanium alloy additive manufacturing, has significant advantages such as near-net shaping and integrated forming of complex structures. So it has become a key development technique and cutting-edge direction in the aerospace manufacturing field. This review focuses on the principle and characteristics of SLM, starting from the extremely high heating/cooling rate and unique thermal cycle history of SLMed high-strength titanium alloy, and primarily discusses the microstructural features, phase composition, and mechanical properties of high-strength titanium alloys. The types of heat treatment processes of SLMed high-strength titanium alloy and their main influencing rules are summarized, aiming to provide a reference for obtaining excellent mechanical property match. Finally, drawing upon an analysis of existing research outcomes, the challenges of SLMed high-strength titanium alloys are summarized. It also offers a forward-looking perspective on potential research directions in this field.

Key words: high-strength titanium alloy; selective laser melting; microstructure; mechanical property; additive manufacturing

Corresponding author: Fan Jiangkun, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: jkfan@nwpu.edu.cn