

增材制造 Ti-6Al-4V 合金微观组织等轴化调控研究进展

王楠, 戴国庆, 常辉

(南京工业大学, 江苏 南京 211816)

摘要: Ti-6Al-4V 合金因其优异的比强度、耐腐蚀性和生物相容性, 在航空航天、生物医疗等领域广泛应用。然而, 增材制造过程中快速凝固和复杂热循环常导致钛合金形成粗大的柱状 β 晶粒, 带来力学性能的各向异性和疲劳性能下降。实现微观组织的等轴化调控是提升增材制造钛合金综合性能的关键。本文系统总结了通过微合金化、外场辅助和热处理等手段实现 TC4 合金微观组织等轴化研究进展。重点探讨了 α 稳定元素、 β 稳定元素、外场辅助技术以及热处理工艺对 Ti-6Al-4V 合金微观组织和力学性能影响机制, 并展望了未来在精确调控微观组织、优化工艺参数和开发高性能钛合金方面的研究方向。本文旨在为增材制造钛合金的微观组织优化和性能提升提供理论指导和技术支持。

关键词: 增材制造; 钛合金; 微合金化; 外场辅助; 热处理

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)04-1102-13

1 引言

增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术以其高灵活性、近净成形能力和复杂结构的制备优势, 在航空航天、生物医疗、汽车工业等高端制造领域取得了广泛的应用^[1-2]。钛合金, 特别是经典的 Ti-6Al-4V (TC4) 合金, 由于其良好的力学性能、耐腐蚀性和生物相容性, 已成为增材制造领域最具代表性的金属材料之一^[3]。然而, 传统增材制造的 TC4 合金常表现出粗大柱状晶粒和明显的各向异性, 导致力学性能不均匀, 难以满足高性能和高可靠性装备对构件服役性能日益严格的要求。因此, 如何在增材制造过程中实现 TC4 合金晶粒的细化与等轴化, 突破晶粒形貌与取向的限制, 从而获得组织均匀、性能优异的构件, 已成为材料科学与先进制造领域亟待解决的关键技术难题之一。

金属材料的性能主要由其微观组织决定, 而晶粒尺寸、形态和取向则对力学性能具有重要影响。增材制造过程中, 熔池的高温梯度和快速冷却条件通常导致钛合金呈现明显的晶粒取向性和柱状晶结构。通过调整工艺参数、添加异质形核剂以及合金元素微调等策略, 可以显著改变熔池内部的凝固条件, 实现从柱状晶向等轴晶的转变 (columnar-to-equiaxed transition, CET)^[4-5]。其中, 异质形核剂的引入可提供有效的异质成核位点, 降低晶粒的形核能垒; 工艺参数的调控则可显著改变温度梯度和

凝固速率, 促进凝固前沿界面稳定性; 而合金元素的适量添加则可以通过影响相变行为和凝固区间, 进一步调控晶粒形貌与尺寸^[6-7]。总之, 通过上述方法的组合应用, 可在增材制造过程中精准控制 TC4 合金的微观组织, 实现晶粒细化与等轴化, 进而显著提升材料的强韧性、疲劳寿命和服役可靠性。

本文将围绕增材制造 TC4 合金等轴晶组织调控这一核心问题, 系统总结工艺参数优化、异质形核剂引入以及合金元素微调等多种等轴化调控方法的最新研究进展, 深入分析各调控策略的作用机制及其对微观组织与性能提升的内在规律, 并在此基础上探讨该领域未来可能的研究方向与关键挑战, 以期为实现增材制造 TC4 合金构件的高性能化、均质化提供全面的理论依据和实践指导。

2 不同微合金化方式对增材制造 Ti-6Al-4V 合金微观组织等轴化的影响机制

微合金化技术作为钛合金微观组织调控的重要手段, 通过向 TC4 合金中添加微量合金元素, 能够精细调控合金的相变行为、晶粒尺寸和晶界特性, 进而实现组织结构的细化与等轴化, 从根本上提升增材钛合金构件的综合力学性能^[8]。目前研究表明, 根据合金化元素对钛合金 α/β 相转变温度的影响程度, 可将其划分为 α 稳定元

收稿日期: 2025-04-15

基金项目: 国家自然科学基金“青年基金”(52205379)

作者简介: 王楠, 女, 2000年生, 博士生, 南京工业大学, 江苏 南京 211816, E-mail: 202462103017@njtech.edu.cn

素、 β 稳定元素(同晶型和共析型)及中性元素3大类^[7]。针对上述元素类型,本节将分别探讨不同微合金元素在增材制造条件下对TC4合金微观组织等轴化作用机制的最新研究成果。

2.1 α 稳定元素及间隙元素对TC4合金微观组织的调控机制

α 稳定元素通过提高 β 相转变温度,稳定 α 相并调控其形貌和分布,对TC4合金的微观组织等轴化具有重要影响^[9]。常见的 α 稳定元素包括铝(Al)、硼(B)和杂质元素氧(O)、氮(N)、碳(C)^[10-13]。

氧元素在TC4合金微观组织等轴化调控中具有特定作用,其通过影响熔池行为与晶粒生长条件参与等轴化进程的调控。在定向能量沉积(directed energy deposition, DED)制备TC4合金中,Rousseau等^[14]发现氧含量会改变微观组织形态:高氧含量样品中 α' 马氏体结构更显著且伴随清晰 β 晶界,这种组织特征的变化与晶粒生长取向相关,可能影响柱状晶向等轴晶的转变趋势;同时,热等静压(hot isostatic pressing, HIP)后处理对低氧样品冲击性能的取向敏感性影响更明显,暗示氧可能通过调控组织均匀性间接影响等轴化效果。激光粉末床熔化(laser powder bed fusion, LPBF)过程中,氧对熔池动力

学的调控是影响等轴化的关键^[15]:高氧含量使熔池粘度升高、流动减弱,熔道波动减少,这种稳定的熔池环境可能抑制柱状晶的择优生长,为等轴晶形成创造条件;尽管此时微观组织未发生显著的形态转变,但熔池行为的改善有助于减少因流动不均导致的晶粒取向差异,间接促进组织的等轴化倾向。此外,氧的固溶强化效应虽主要体现在力学性能上(如强度、硬度提升),但需注意其对韧性的负面影响——过高氧含量会显著降低冲击韧性^[14],这提示在利用氧调控等轴化组织时,需通过控制氧含量平衡组织调控效果与性能稳定性,避免因韧性下降影响等轴化组织的实际应用价值。

氧(O)作为间隙元素,对TC4合金的微观组织和力学性能有显著影响。在增材制造过程中,氧含量直接影响微观组织的形貌和相态。Rousseau等^[14]研究了定向能量沉积(DED)制备的TC4合金中氧含量对微观组织和力学性能的影响。通过扫描电子显微镜(SEM)分析3种不同氧含量的粉末(低氧、中氧和高氧),发现高氧含量的样品呈现出强烈的 α' 马氏体结构,伴随明显的 β 晶界(图1a)。X射线衍射(XRD)分析进一步确认了 α' 相的存在,且拉伸试验表明抗拉强度随着氧含量增加呈正相关。然而,高氧含量(质量分数超过0.25%~0.46%)显

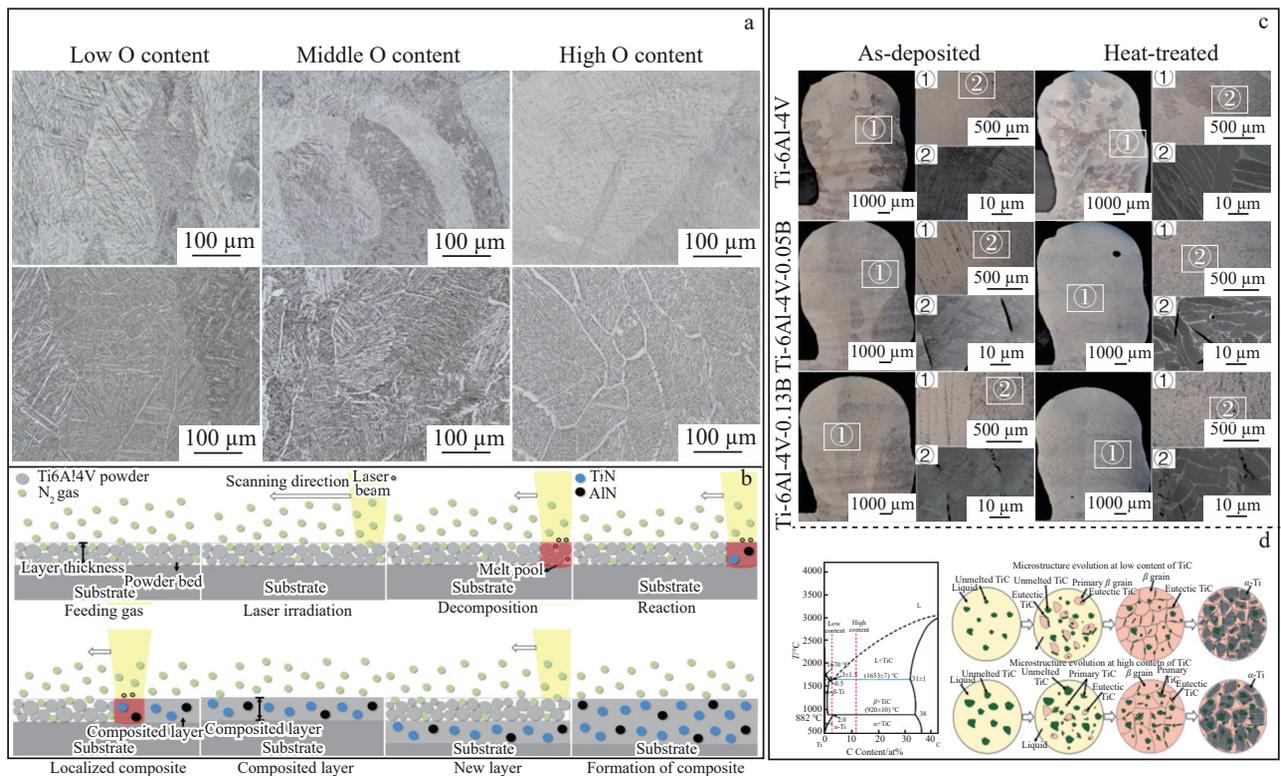


图1 不同O含量的TC4合金的微观组织,N元素的作用机制,不同B含量的TC4合金热处理前后的微观组织及C元素对微观组织的影响机制

Fig.1 Microstructures of TC4 alloy with different O contents (a)^[14]; influence mechanism of N on TC4 alloys (b)^[17]; microstructure evolution of different B contents on TC4 alloys before and after heat treatment (c)^[19]; influence mechanism of C element on microstructure evolution(d)^[23]

著降低了电子束熔化(EBM)制备 TC4 合金的 Charpy 冲击能量^[15]。热等静压(HIP)后处理可显著提高低氧或正常氧含量样品的冲击韧性,且样品取向对低氧含量样品的冲击性能影响更为显著。此外,氧含量与硬度呈正相关,未经 HIP 处理的样品硬度从约 Rockwell C 32 增加到 40,但取向对硬度无明显影响。在激光粉末床熔化(LPBF)过程中,Soundarapandiyar 等^[16]发现高氧含量的 TC4 粉末可减少熔体喷射、降低表面粗糙度和缺陷数量。随着氧含量增加,熔池粘度升高,熔体流动势头减弱,熔道波动减少,从而改善了表面质量。微硬度因固溶强化效应略有提升,但微观组织未发生显著变化。这些研究表明,氧通过改变熔池动力学和固溶强化机制,影响了凝固行为,对晶粒形态(柱状/等轴)的演变具有潜在调控作用,促进了微观组织的均匀化,但需严格控制氧含量以避免韧性下降。综合来看,氧对等轴化的调控存在阈值效应:适量氧通过优化熔池条件(如提高粘度、稳定熔池)可能间接利于减少缺陷和促进均匀化,但过量氧则倾向于强化马氏体相变,抑制等轴晶形成并损害韧性。

氮(N)作为间隙元素,其引入形成的强化相是调控增材制造钛合金凝固组织、促进晶粒细化(特别是柱状晶向等轴晶转变)的有效策略之一。N 元素通过原位反应生成强化相,显著细化 TC4 合金微观组织并提升力学性能。Wei 等^[17]在低浓度 N₂ 气氛下通过气液反应制备了 TiN 和 AlN 增强的 TC4 基复合材料(NTMCs)。随 N₂ 浓度增加,NTMCs 的微硬度、0.2% 压缩屈服强度及极限压缩强度显著提升。其强化机制包括晶粒细化、弥散强化、沉淀硬化及基体到强化相的载荷转移(图 1b)。Chen 等^[18]研究了高氮气气氛下 L-PBF 制备的 TC4 合金,发现针状 α' 马氏体显著细化,并形成 β 层。这种组织演变源于高氮气气氛下强烈的热循环,导致更高的热梯度和冷却速率。添加 25vol% 氮后,合金的压缩强度和应变显著提高,归因于马氏体细化、固溶强化及位错密度增加。

硼(B)作为晶粒细化剂,通过形成 TiB 强化相显著改善 TC4 合金的微观组织和性能。Birmingham 等^[19]研究了在电弧增材制造(wire arc additive manufacturing, WAAM)中添加微量硼(0.13wt%)对 TC4 合金的影响。结果表明,硼的添加消除了晶界 α 和团簇 α 相,形成均匀的细小等轴 α 晶粒。细小的 TiB 针状物分散在微观组织中,特别是在热处理后,TiB 针可有效作为 α 相的形核点,生成各向同性的 α 微观组织。与未改性的 TC4 合金相比,硼改性合金在室温单轴压缩中的塑性提高了 40%,且强度未受损失。Banerjee 等^[20]通过激光工程化净成形(laser engineered net shaping, LENS)工艺沉积 TC4 与硼粉末的混合物,生成原位 TiB 沉淀相,均匀分散在 α/β 基体中(图 1c)。硼不仅促进了 TiB 沉淀,还影响了 α/β 基体的微观组织演变,从而实现了晶粒细化和等轴化。Liu

等^[21]利用 L-DED 技术制备了 TiB/TC4 复合材料,解决了强度-延展性权衡和各向异性问题。在液相凝固过程中,TiB 的析出和生长引发成分过冷,促进晶粒形核。TiB 晶须在晶界处聚集,限制晶粒生长,导致柱状晶向等轴晶的显著转变(CET)。形成的网状强化相结构在保持较高延展性的同时提高了抗拉强度。因此,B 通过形成 TiB 相,从两方面调控等轴化机制:一方面通过成分过冷和提供异质形核点显著促进形核,另一方面通过钉扎晶界有效抑制柱状晶生长,是实现 CET、降低各向异性的强有力手段。

碳(C)通过形成 TiC 强化相,能够有效调控 TC4 合金的微观组织。Ma 等^[22]利用 DED 方法制备了 TiC_p 含量从 0%~50% 的无裂纹钛基复合材料。添加 TiC_p 后, α -Ti 晶粒细化, α -Ti 编织强度减弱,且 TiC 与 α -Ti 之间形成半共格晶格界面,有利于 Ti 的异质形核。50%TiC_p/TC4 复合材料的微硬度高达 730.2 HV_{0.2},磨损质量损失比 TC4 合金降低 45.9%。然而,高 TiC_p 含量显著降低抗拉强度和延伸率,因为脆性 TiC 相在拉伸过程中仅通过断裂释放应力,加速基体达到加工硬化饱和。Zhang 等^[23]制备了 TiC 增强的 TC4 功能梯度材料(FGM),发现随着 TiC 含量增加, α -Ti 和 β -Ti 晶粒呈现各向同性且尺寸减小。FGM 底部样品的抗拉强度达 1296 MPa,延伸率为 7.17%,主要归因于 Hall-Petch 强化和固溶强化效应。然而,高热梯度下脆性 TiC 相的存在降低了拉伸性能(图 1d)。此外,Wang 等^[24]研究了不同粒径 TiC 颗粒对 L-DED 制备的 TiC/TC4 复合材料的影响。超细 TiC 粉末(<10 μm)均匀涂覆在 TC4 粉末表面,形成原位合成的 TiC 强化相,主要为颗粒状和链状共晶 TiC,均匀分布于基体中。相比大颗粒混合粉末,涂层粉末制备的复合材料抗拉强度提高 4.6%,延伸率提高 259.3%,断裂机制主要为共晶 TiC 相的断裂和基体的韧性损伤。综合来看,TiC 颗粒通过提供异质形核并钉扎晶界迁移,可有效促进晶粒细化、驱动柱状晶向等轴晶转变(CET);然而,过高的 TiC 体积分数(尤其在陡峭热梯度条件下)易诱发脆性相富集,导致应力集中及裂纹优先形核,损害材料延展性与整体力学性能。这表明精确调控 TiC 临界体积分数及其空间分布对实现最优等轴化效果的核心作用。

2.2 β 稳定元素对 TC4 合金微观组织的调控机制

β 稳定元素通过降低 β 相转变温度,扩大 β 相区并增强其稳定性,对 TC4 合金的微观组织等轴化具有重要作用^[25]。根据晶格结构和相变行为, β 稳定元素可分为同晶型和共析型 2 类。

2.2.1 同晶型 β 稳定元素

同晶型 β 稳定元素(Mo、Nb、Ta)是调控增材制造钛合金晶粒形态、驱动柱状晶向等轴晶转变(CET)的关键策略之一,其作用核心在于稳定 β 相并优化凝固行为。

其中,钼(Mo)通过异质形核和固溶强化双重机制实现微观组织优化。Schneider-Maunoury等^[26]采用DED技术制备TC4-xMo合金(Mo含量0%、25%、50%、75%、100%),研究发现未完全溶解的Mo颗粒作为异质形核点,促进新晶粒形成,而溶解的Mo溶质通过形成过冷区提高晶粒细化效率(图2a)。随Mo含量从25wt%增至75wt%,微硬度显著提升,与Mo含量及沉积过程中的冷却速率密切相关。Ye等^[27]通过热力学分析进一步揭示,Mo溶质在固态热循环中稳定 β 相,减少 α/β 相异质性,从而改善强度与塑性的平衡。此外,Mo添加显著抑制粗大柱状晶生长,晶粒尺寸从未改性的约100 μm 减小至约50 μm ,显著提升各向同性。Mo改性TC4合金的抗拉强度可达1100 MPa以上,延伸率保持在10%左右,优于传统锻造TC4合金,展现出优异的强度-塑性匹配。

铌(Nb)通过细化初生 β -Ti及针状 α -Ti结构,显著促进TC4合金微观组织的等轴化。研究表明,Nb添加增加 β -Ti及 $\alpha+\beta$ 晶界比例,抑制柱状晶生长,促进等轴晶形成。Gou等^[28]采用L-PBF技术制备TC4-xNb合金(Nb含量0wt%~10wt%),发现随Nb含量增加, β 晶粒尺寸从约80 μm 减小至约40 μm , α 片层宽度从1.2 μm 减小至0.6 μm (图2b)。Nb通过固溶强化及形核促进作用,提高抗拉强度(达1150 MPa)、屈服强度(约950 MPa)及延伸率(约12%),优于未改性TC4合金并超越锻造标准。Nb的添加还在高温下稳定 β 相,减少 α' 马氏体形成,从而降低内应力并提高疲劳性能。此外,Nb改性合金在腐蚀环境中

表现出更高的稳定性,适于航空航天及生物医疗领域的高性能应用。

钽(Ta)通过调控 α/β 相比例及抑制柱状晶生长优化TC4合金微观组织。桑彪等^[29]研究表明,Ta添加增加初生 α 相比例,减少次生 α 相,略降低硬度(从约350 HV降至320 HV),但显著提高耐腐蚀性,尤其在高温高压环境下(图2d)。Ta通过促进细小晶粒形成及稳定 β 相,抑制 ω 相和 α 相的析出,显著提高合金的性能稳定性。此外,Ta通过调控熔池热动力学,降低热梯度,促进等轴晶形核,实现柱状晶向等轴晶的转变(CET),显著改善各向同性。

2.2.2 共析型 β 稳定元素

共析型 β 稳定元素(Fe、Cr、Cu、H)通过调控凝固动力学和相变行为,是促进增材制造钛合金柱状晶向等轴晶转变(CET)的重要途径^[30-31]。其中,铬(Cr)通过在凝固过程中引发成分过冷,促进细小等轴初生晶粒的形成。Byun等^[32]采用DED技术制备TC4-xCr合金(Cr含量0wt%~8wt%),发现随Cr含量增加,马氏体转变受抑,残余 β 相体积分数从5%增至20%,马氏体晶粒尺寸从约2 μm 减小至0.8 μm (图3a)。Cr的添加使抗拉强度从950 MPa增至1100 MPa,但延伸率从15%降至8%,反映出强度提升与延展性下降的权衡。Cr通过增加形核点及调控 β 相稳定性,显著促进等轴晶形成,晶粒尺寸从约90 μm 减小至约45 μm 。此外,Cr改性合金在高温下表现出更高的抗氧化性能,适于高温结构件应用。

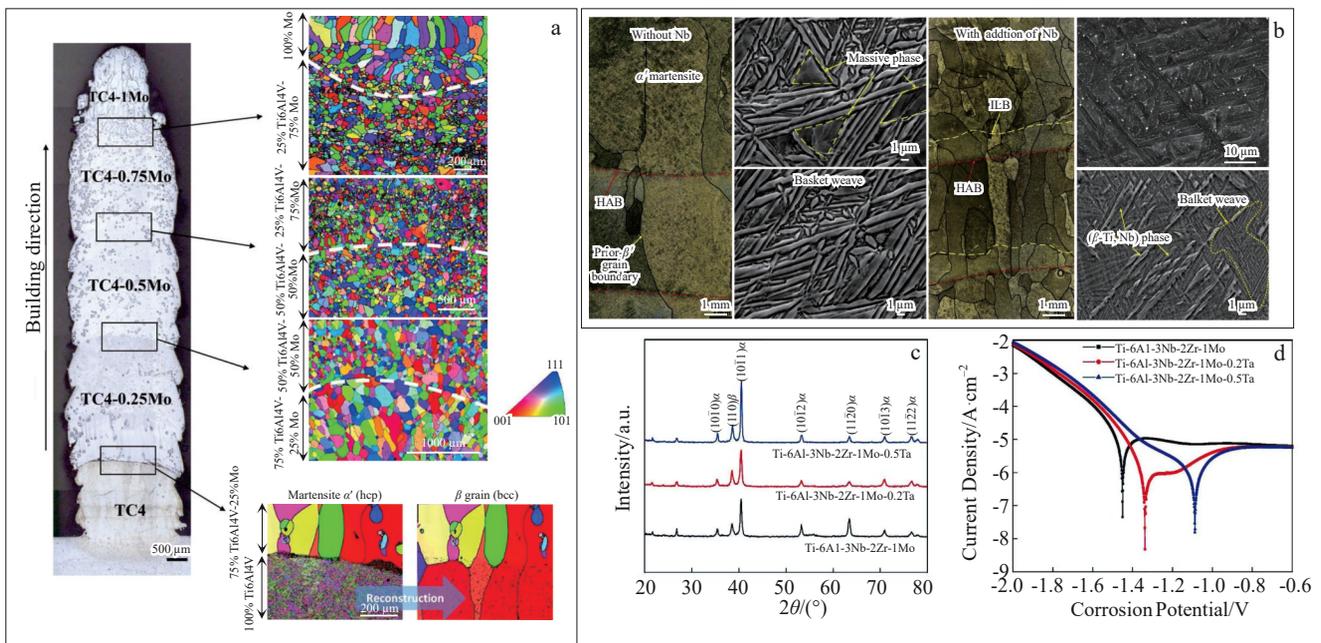


图2 不同Mo含量的TC4合金微观组织及梯度界面处的IPF图;Nb元素添加前后的Ti6Al4V合金微观形貌;不同Ta含量双态组织钛合金的XRD图谱及极化曲线

Fig.2 Microstructures of TC4 alloy with different Mo contents and IPFs at the gradient interface (a)^[26]; microstructures of Ti6Al4V alloy before and after Nb addition (b)^[28]; XRD patterns (c) and polarization curves (d) of dual-phase titanium alloys with different Ta contents^[29]

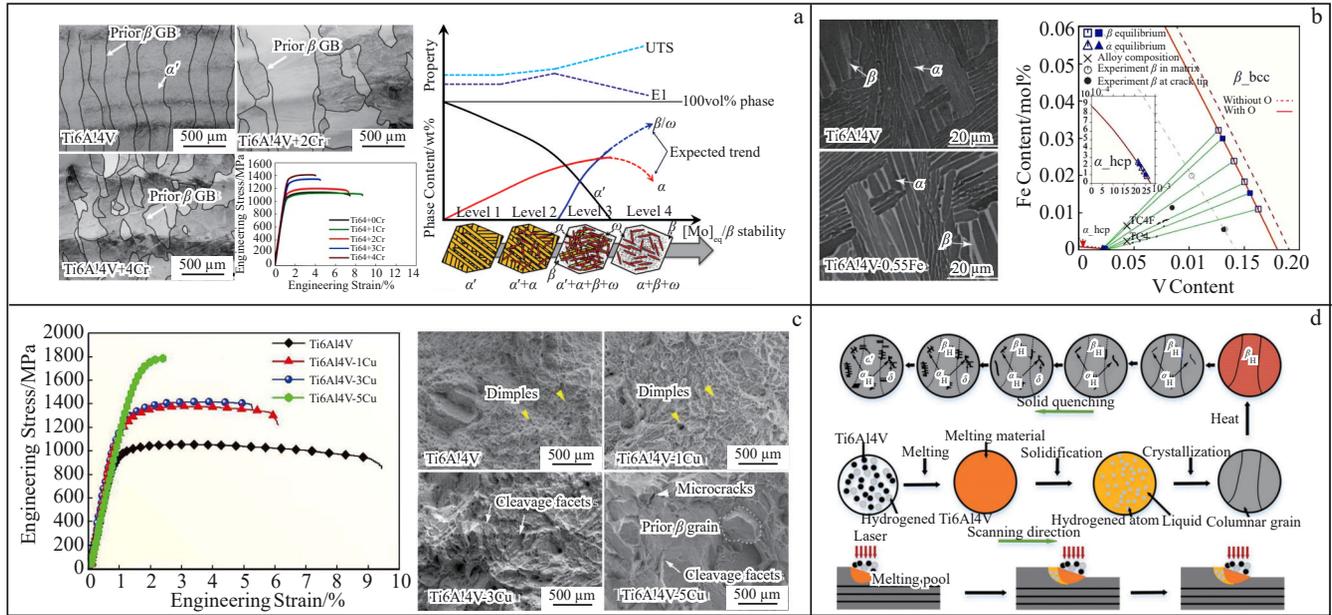


图3 不同Cr元素含量的TC4合金微观组织、力学性能及其影响机制;TC4和TC4-Fe合金的显微组织及等温计算相图;LPBF制备的Ti-6Al-4V-xCu合金的工程应力-应变曲线及其断裂形貌;H元素对TC4合金的影响机制
 Fig.3 Microstructure, mechanical properties, and influence mechanism of TC4 alloys with different Cr contents (a)^[32], microstructure and isothermal phase diagram of TC4 and TC4-Fe alloys (b)^[33], engineering stress-engineering strain curves and fracture morphologies of LPBF-prepared Ti-6Al-4V-xCu alloys (c)^[35], influence mechanism of H on TC4 alloys (d)^[37]

铁(Fe)作为最强的 β 稳定元素之一,通过抑制晶粒生长和加速扩散,是实现微观组织等轴化、改善各向同性的有效元素。Chen等^[33]研究表明,在TC4-Fe合金中,Fe在 β 晶界富集,抑制 β 晶粒生长,晶粒尺寸从约100 μm 减小至约50 μm ,同时增加晶格畸变及位错钉扎效应(图3b)。Fe改性合金的断裂韧性提高约20%,硬度从330 HV增至380 HV,延伸率从10%增至13%。Fe通过加速元素扩散,促进 α 和 β 片层的等轴化,显著改善微观组织的各向同性。Huber等^[34]采用L-PBF技术制备Fe改性的TC4合金,发现Fe含量为2wt%时,合金拉伸强度达1200 MPa,延伸率约10%,展现出优异的强度-塑性组合,适于高载荷应用场景。

铜(Cu)通过优化熔池热力学和提供形核点,实现柱状晶向等轴晶转变(CET)。Li等^[35]研究表明,L-PBF制备的TC4-xCu合金(Cu含量0wt%~5wt%)随Cu含量增加,抗拉强度从950 MPa增至1100 MPa,但延伸率从15%降至7%,断裂形貌从韧性断裂转变为脆性断裂(图3c)。Cu通过形成 Ti_2Cu 沉淀物及 α'' 相调控微观组织演变,晶粒尺寸从约80 μm 减小至约40 μm ,显著促进等轴晶形成。Wu等^[36]进一步发现,Cu添加通过降低熔池热梯度及提高形核速率,实现柱状晶向等轴晶的转变(CET),并提高抗腐蚀性能。然而,高Cu含量导致脆性相析出,需优化含量以平衡性能。

氢(H)作为临时合金化元素,通过促进形核和诱导

相变,是驱动柱状晶向等轴晶转变(CET)的特殊策略。Sun等^[37-38]研究激光熔化沉积(LMD)中H对TC4合金的影响,发现随H含量增加,粗大柱状晶转变为不规则等轴晶粒,晶粒尺寸从约120 μm 减小至约60 μm 。H原子在晶界富集并通过晶格扩散促进形核,超固溶度时析出氢氧化物作为形核点,加速晶粒细化。冷却过程中, β_{H} 转化为 δ 相,引发体积膨胀及内应力,诱导 α' 马氏体相变,形成 β_{H} 、 α_{H} 、 δ 和 α' 多相结构(图3d)。Dai等^[39]研究表明,H含量为0.2wt%时,合金拉伸强度达1050 MPa,延伸率约9%,展现出良好的强度-韧性匹配。然而,高H含量可能导致氢脆,需严格控制。

综上所述,不同类型的微合金化元素对增材制造TC4钛合金微观组织的等轴化调控具有显著作用,其核心在于驱动柱状晶向等轴晶转变(CET)并降低各向异性。 α 稳定元素(如O、N、B、C)主要通过提高 β 转变温度、形成原位增强相(如TiB、TiC)提供强效异质形核点、钉扎晶界抑制柱状晶生长,从而有效促进CET和晶粒细化。 β 稳定元素(包括同晶型Mo、Nb、Ta及共析型Fe、Cr、Cu、H)则主要通过降低 β 转变温度、稳定 β 相、调控凝固热力学(如降低热梯度)以及诱导相变(共析反应或氢氧化物析出),在细化 α/β 片层结构的同时,显著促进等轴晶形成或实现CET。具体而言,同晶型 β 稳定元素(Mo、Nb、Ta)常利用未溶颗粒或溶质引发的过冷进行异质形核并稳定 β 相以抑制柱状生长;而共析型 β 稳定元素(Fe、

Cr、Cu、H)则通过调控 β 相稳定性、引发共析反应形成沉淀相(如 Ti_2Cu)、或作为临时合金化元素促进形核来强化等轴化效果。合理选择与搭配这些元素,能在不显著增加材料成本的前提下,有效实现增材钛合金组织的精细调控,显著提升材料的综合力学性能与服役可靠性。

3 外场辅助技术对增材制造Ti-6Al-4V合金微观组织等轴化的影响机制

外场辅助技术通过引入超声振动、激光振荡和剧烈塑性变形等物理场,能够有效调控Ti-6Al-4V(TC4)合金在增材制造过程中的凝固行为和微观组织演变,促进柱状晶向等轴晶的转变(CET),从而显著提升材料的各向同性和力学性能^[40]。以下从不同外场辅助技术的角度,系统分析其对TC4合金微观组织等轴化的影响机制及其效果。

3.1 剧烈塑性变形

剧烈塑性变形(severe plastic deformation, SPD)技术通过在增材制造过程中或之后引入高应变与位错密度,强烈诱导动态再结晶,是破坏粗大柱状晶结构、驱动柱状晶向等轴晶转变(CET)并实现微观组织等轴化的关键后处理策略。SPD通过在增材制造的层间引入高应变和位错增殖,诱导动态再结晶和晶粒细化,有效抑制粗大柱状晶的形成,实现微观组织的等轴化。常见的SPD技术包括激光冲击强化(laser shock peening, LSP)、喷丸强化

(shot peening, SP)、机械锤击(mechanical horse power, MHP)和摩擦搅拌加工(friction stir processing, FSP)。

3.1.1 激光冲击强化(LSP)

激光冲击强化(LSP)利用高能量激光脉冲诱导等离子体冲击波,产生高达GPa级的压力和超高应变率($>10^6 s^{-1}$),显著改变TC4合金的微观组织。Lu等^[41]研究表明,LSP通过诱导位错增殖和亚晶界形成,为动态再结晶提供额外形核位点,使粗大 β 柱状晶显著细化, β 晶粒尺寸从 $33.6 \mu m$ 减小至 $24.3 \mu m$ (图4a)。微硬度从约330 HV增至380 HV,抗拉强度提升约15%(达1050 MPa),延伸率保持在10%以上,展现出优异的强度-塑性平衡。LSP还通过引入残余压缩应力(约300 MPa),显著提高疲劳性能和耐腐蚀性。然而,LSP的深层影响受限于冲击波衰减,需优化激光能量和覆盖率以实现均匀的微观组织调控。

3.1.2 喷丸强化(SP)

喷丸强化(SP)通过高速弹丸冲击材料表面,引入压缩应力和塑性变形,会激活大量棱锥型 $\langle c+a \rangle$ 位错,通过2种关键作用驱动微观组织等轴化:一是协调较大 c 轴应变,在纳米晶粒中实现广义塑性流动,打破原始定向生长趋势;二是与基面 $\langle a \rangle$ 位错相互作用,形成含基面-棱锥型位错锁(棱柱型 $\langle c \rangle$ 和 $\langle c+a \rangle$ 位错)的独特低角度晶界(LAGBs),该低能量晶界显著提升应变诱导晶界稳定性及位错密度。Zhang等^[42]研究表明,SP在L-PBF制备的

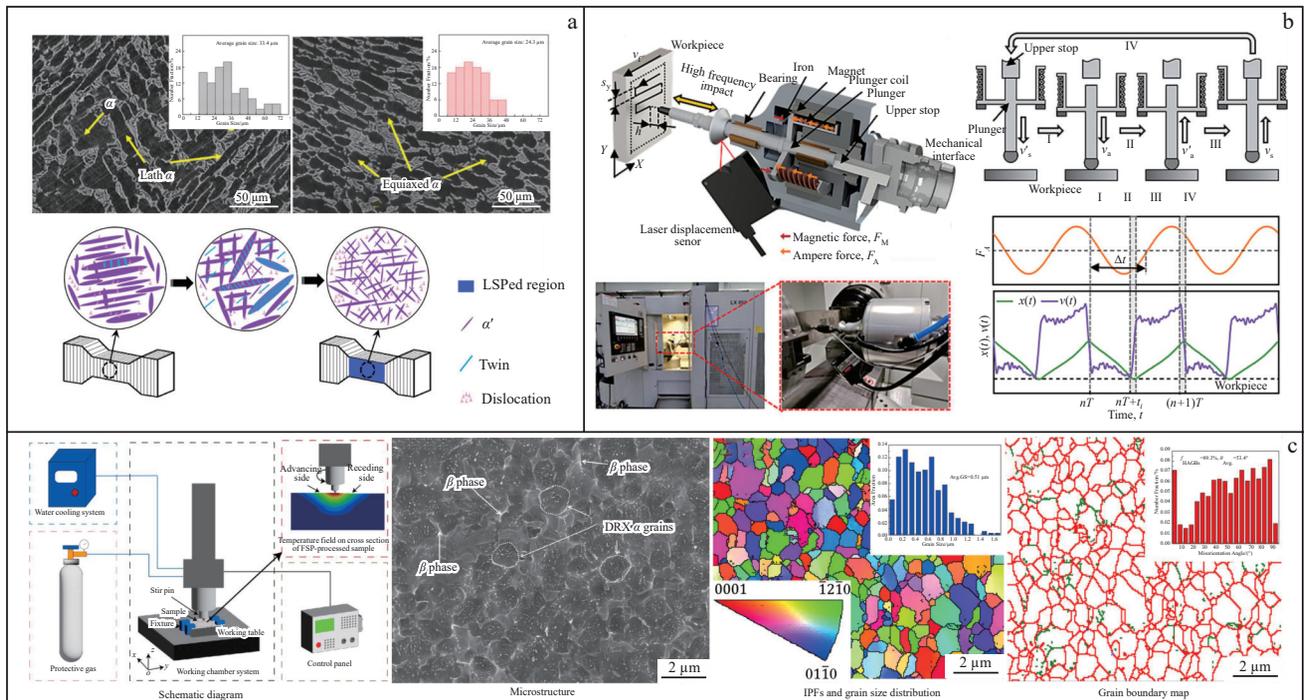


图4 激光冲击强化前后微观组织,晶粒尺寸分布及其作用影响机制;机械锤击装置原理图;搅拌摩擦加工原理及搅拌后微观组织 Fig.4 Microstructures and grain size distributions before and after LSP and their influence (a)^[41]; schematic diagrams of mechanical hammering device (b)^[43]; principle of FSP and post-stirring microstructure (c)^[44]

TC4 合金表面诱导约 200 μm 深的压缩应力层,残余应力从拉伸状态(约 100 MPa)转变为压缩状态(约-250 MPa),晶粒尺寸从约 40 μm 减小至 25 μm 。力学性能测试显示,SP 处理后合金的抗拉强度提高约 10%(达 1000 MPa),疲劳寿命延长约 30%。此外,SP 改善了表面粗糙度和耐腐蚀性,适于航空航天结构件的高性能要求。然而,SP 的表面强化效果对深层组织影响有限,需结合其他技术以实现整体等轴化。

3.1.3 机械锤击(MHP)

机械锤击(MHP)通过高频振动工具(频率约 50~100 Hz)冲击材料表面,诱导局部塑性变形和再结晶(图 4b)。局部塑性变形诱导合金形成周期性粗晶-细晶交替结构,锤击直接作用区域因动态再结晶形成细晶区,未受直接作用区域保留粗晶区,且不受后续沉积层影响,呈现显著周期性特征。同时机械锤击后引入高密度位错,通过位错缠结形成亚晶界,显微观察显示粗晶区因位错堆积产生大量低角度晶界,而细晶区因再结晶位错密度相对较低,为组织演化奠定结构基础。此外,MHP 驱动局部塑性应变与晶粒破碎,表层纵向拉伸塑性应变促使粗晶区晶粒沿锤击方向破碎为细小亚晶,中心区域因约束主要通过位错滑移协调应变,保留相对完整的晶粒形态。Lu 等^[43]研究表明,MHP 在激光直接能量沉积(L-DED)过程中将 β 晶粒尺寸降低约 40%(从 50~30 μm)。MHP 通过机械能输入增加位错密度,促进等轴晶形核,显著改善各向同性。力学性能测试显示,MHP 处理后合金的拉伸强度达 1080 MPa,延伸率提高约 20%(至 12%)。然而,MHP 受限于工具耐磨性和高温稳定性,需开发耐高温工具材料以提升工艺适用性。

3.1.4 搅拌摩擦加工(FSP)

搅拌摩擦加工(FSP)通过热机械作用诱导剧烈的塑

性变形和动态再结晶,形成细小等轴晶粒和双态($\alpha+\beta$)微观组织。Zhang 等^[44]采用 FSP 辅助电弧增材制造(WAAM),发现 FSP 使 β 晶粒尺寸从约 100 μm 减小至约 20 μm , α 片层宽度从 1.5 μm 减小至 0.5 μm (图 4c)。FSP 通过搅拌针的高速旋转(约 1000 r/min)和热输入(约 800 $^{\circ}\text{C}$)诱导局部再结晶,形成均匀的等轴晶结构,拉伸强度提高约 12%(达 1020 MPa),延伸率提升约 25%(至 13%)。FSP 还通过细化微观组织和消除气孔缺陷,显著提高疲劳性能。然而,FSP 受限于高温工具材料的可用性和加工区域的几何约束,需进一步优化工艺参数以扩展应用范围。

3.2 超声振动

超声振动通过声流、空化效应和机械振动,调控熔池动力学、均化元素分布、脱气并细化微观组织,显著促进 TC4 合金凝固过程中的等轴化^[45]。具体如下:

3.2.1 超声辅助激光能量沉积

Todaro 等^[46]研究了超声辅助激光能量沉积(laser directed energy deposition, LDED)对 TC4 合金微观组织的影响(图 5)。超声振动(频率约 20 kHz)增强熔池的马兰戈尼对流,降低表面粗糙度约 30%,并通过声流和空化效应减少气孔和微裂纹体积分数(从约 1% 降至 0.3%)。超声振动破碎新凝固的树枝晶,增加形核颗粒数量,使 β 晶粒尺寸从 81 μm 减小至 53 μm 。力学性能测试表明,超声辅助 L-DED 样品的显微硬度从 330 HV 增至 360 HV,抗拉强度提高约 10%(达 1000 MPa),延伸率提升约 15%(至 11%)。超声振动的细化机制主要源于声空化诱导的局部过冷和晶粒破碎,促进柱状晶向等轴晶的转变(CET)。

3.2.2 超声冲击处理(UIT)

超声冲击处理(UIT)通过高频振荡(约 27 kHz)诱导

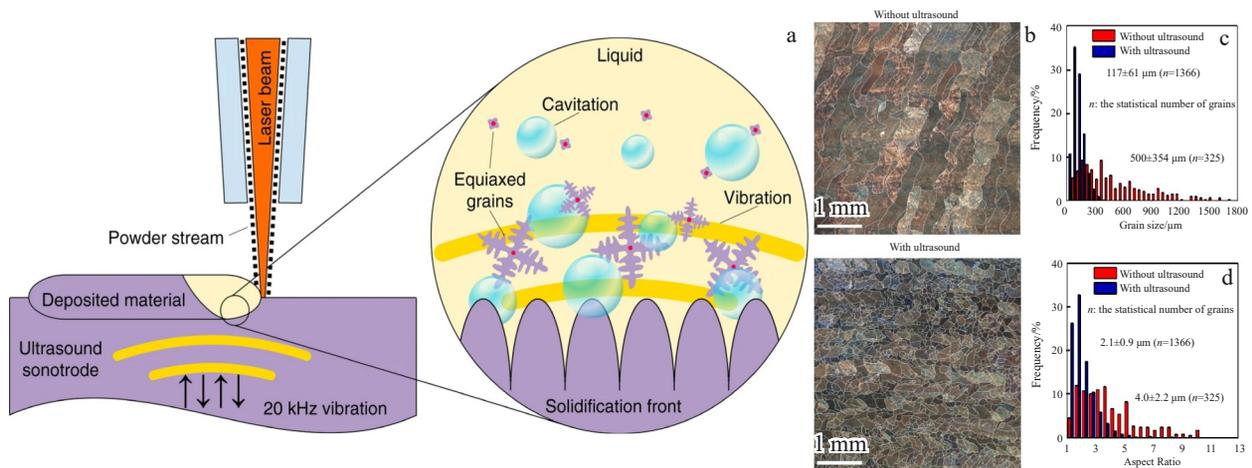


图 5 超声辅助激光能量沉积机制示意图及其微观组织演变

Fig.5 Schematic diagram of ultrasound assisted laser-energy-deposition process (a); microstructure evolution of samples (b)^[46]; grain size distribution (c) and aspect ratio (d) of the prior- β grain

表面纳米化和残余应力释放,是增材制造后处理中实现表面层组织等轴化和性能提升的重要技术。Yang等^[47]研究表明,UIT在L-PBF制备的TC4合金中使单层样品的残余应力降低40%(从150 MPa至90 MPa),多层样品降低70%(从200 MPa至60 MPa)(图6)。UIT通过高频机械振动诱导表面晶粒纳米化(晶粒尺寸从约50 μm减小至20 μm),并促进等轴晶形成,高角度晶界比例从70%增至85%。力学性能测试显示,UIT处理后合金的抗拉强度达1050 MPa,延伸率提高约20%(至12%)。UIT还通过改善表面质量和消除微观缺陷,显著提高疲劳寿命。然而,UIT的深层影响有限,需结合其他技术以实现整体微观组织的等轴化。

3.3 激光振荡

激光振荡技术通过动态调控熔池热力学行为,是增材制造钛合金实现晶粒细化、抑制柱状晶生长并驱动柱状晶向等轴晶转变(CET)的关键热场调控策略^[48]。Dai等^[49]开发了振荡激光熔化沉积技术(包括线性、圆形、8字形和无限形振荡),发现复杂振荡模式显著细化柱状晶(图7)。无限振荡使单道区的初生β晶粒尺寸减小54.24%,重叠区减小42.55%,高角度晶界(HAGB)含量分别从80.96%和79.47%增加到87.29%和89.63%。抗拉强度在平行和垂直方向分别提高16.95%和32.37%,延伸率提高83.60%和13.77%,实现了优异的强度-延展性组合。

此外,Guo等^[50]进一步研究了激光摆动频率和幅值对TC4合金微观组织的影响。结果表明,摆动频率为10~50 Hz、幅值为1~2 mm时,熔池热梯度降低约30%,形

核速率提高约50%,晶粒尺寸从约90 μm减小至40 μm。高频摆动(>50 Hz)可能导致熔池不稳定,而低频摆动(<10 Hz)对晶粒细化效果有限。优化摆动参数(频率30 Hz,幅值1.5 mm)使抗拉强度达1100 MPa,延伸率约12%,疲劳寿命延长约25%。激光摆动通过动态调控能量输入和凝固速率,显著改善微观组织的均匀性和各向同性,适于高性能TC4合金的制备。

综上所述,外场辅助技术通过引入剧烈塑性变形、超声振动以及激光摆动等物理场,能够有效优化增材制造Ti-6Al-4V合金的凝固行为与微观组织结构,显著促进晶粒的细化与柱状晶向等轴晶的转变。具体而言,剧烈塑性变形技术(如激光冲击强化、喷丸强化、机械锤击、搅拌摩擦加工)通过引入高位错密度、亚晶界和动态再结晶,显著减小晶粒尺寸,提高晶界角度比例,提升合金强度与延展性;超声振动技术(如超声辅助激光能量沉积和超声冲击处理)则主要依靠声空化和声流效应促进熔池内晶粒的破碎与异质成核,降低气孔含量,显著改善晶粒均匀性和组织致密性;激光摆动技术通过调控熔池热梯度和凝固速率,有效提高形核率、细化柱状晶组织,明显改善组织的各向同性和强韧性匹配。因此,合理应用并精细调控这些外场辅助技术的能量输入方式和参数,是实现增材制造Ti-6Al-4V合金微观组织精准等轴化调控、突破柱状晶主导结构限制、提升构件综合性能与服役可靠性的关键途径。

4 热处理工艺调控对增材制造Ti-6Al-4V合金微观组织等轴化的影响机制

热处理通过精确控制相变、晶粒生长及组织演

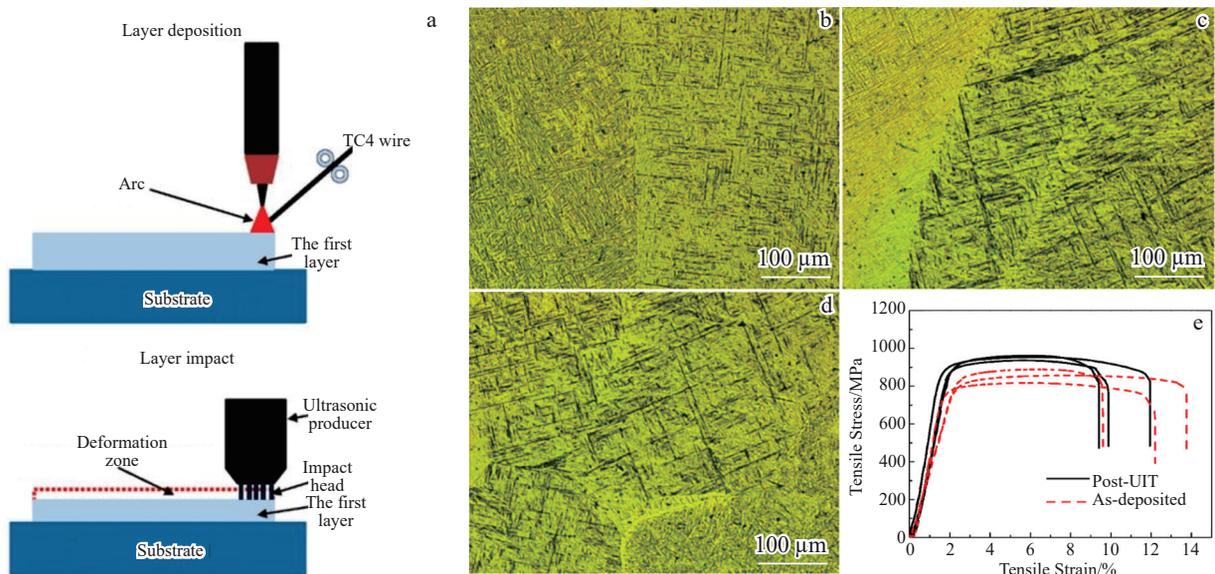


图6 超声冲击处理示意图,超声冲击处理前后的微观组织及拉伸应力-应变曲线

Fig.6 Schematic diagram of UIT (a); microstructure of coarsen columnar grains of as-deposited samples (b); microstructures of short columnar grains (c) and equiaxed grains (d) of post-UIT sample; tensile stress-tensile strain curves (e)^[47]

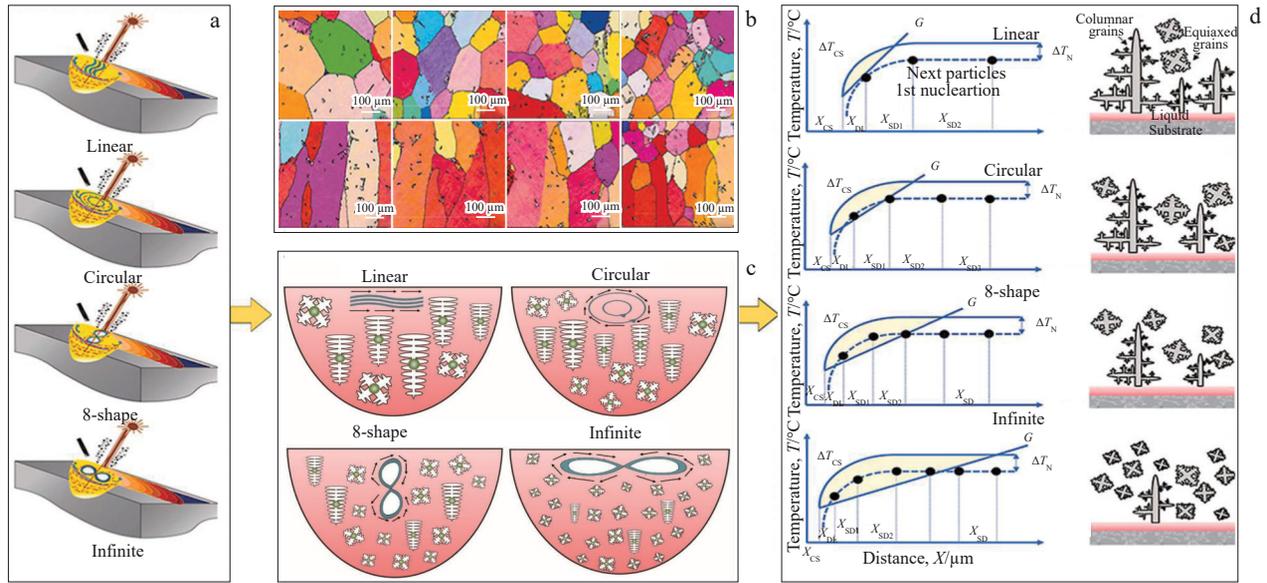


图7 不同激光摆动熔化沉积的原理图

Fig.7 Schematic diagrams of different oscillation LMD (a); grain refinement and transition of columnar grain to equiaxed grain (b); computational modeling temperature field evolution (c); key principles of microstructure evolution (d)

变,是实现增材制造 Ti-6Al-4V (TC4)合金微观组织等轴化的关键技术^[51]。增材制造的 TC4 合金通常以片层组织为主,其 α 相形貌、分布及力学性能受热处理工艺参数的显著影响。本节从激光增材制造 (LMD、SLM) 和电弧增材制造 (WAAM) 2 种主要工艺出发,系统分析热处理对 TC4 合金微观组织细化与等轴化的调控机制及效果。

4.1 激光增材制造钛合金热处理工艺

激光增材制造通过高能量密度激光实现快速熔化与凝固,赋予 TC4 合金独特的微观组织特征,但也带来粗大 β 柱状晶及非平衡相态的挑战。热处理通过调控相变和晶粒生长,能够有效优化微观组织,实现等轴化及性能提升。

4.1.1 激光熔化沉积(LMD)热处理

激光熔化沉积 (LMD) 采用高功率激光和同轴送粉技术实现近净成形,但快速熔化与凝固导致粗大 β 柱状晶 (尺寸为 100~200 μm) 及针状 α' 马氏体或 α 相,降低材料的延展性和各向同性。Qin 等^[52]研究了循环热处理对 LMD 制备 TC4 合金微观组织的影响 (图 8a)。通过在 850 $^{\circ}\text{C}$ 进行 2~8 次循环热处理, α 片层的平均宽度从 0.8 μm 增至 9 μm ,长度从 35 μm 减小至 28 μm ,部分针状 α 相转变为短棒状 α 相,显著改善塑性 (延伸率从 8% 增至 12%)。循环热处理通过反复加热和冷却诱导 α 相分解与再结晶,促进 β 晶界处等轴 α 晶粒的形核,晶粒尺寸从约 120 μm 减小至约 60 μm ,高角度晶界 (HAGB) 比例从 65% 增至 80%。力学性能测试显示,拉伸强度保持在 950 MPa 左右,延伸率提升约 50%,展现出优异的韧性增

强效果。

此外, LMD 制备的 TC4 合金通过固溶处理 (如 950 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ 水淬) 结合时效处理 (如 750 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ 空冷),可进一步优化微观组织。Xu 等^[53]研究表明,固溶处理使 α' 马氏体分解为细小的 $\alpha+\beta$ 双相结构, β 晶粒尺寸从约 150 μm 减小至 70 μm ,时效处理进一步促进等轴 α 晶粒的形成。处理后合金的抗拉强度达 1000 MPa,延伸率达 13%,加工硬化能力提高约 20%,适于高性能航空航天部件的应用。然而,高温固溶可能导致晶粒轻微粗化,需精确控制热处理参数以平衡强度与韧性。

4.1.2 选区激光熔化 (SLM) 热处理

选区激光熔化 (SLM) 因其极高的冷却速率 ($10^5\sim 10^6\text{ K/s}$),形成超细非平衡微观组织,包含 β 柱状晶 (尺寸为 50~100 μm) 及针状 α' 马氏体,导致高强度但低延展性^[54]。Zhang 等^[55]在 850~900 $^{\circ}\text{C}$ 进行亚转变热处理,发现 α' 马氏体完全分解为片状 $\alpha+\beta$ 结构, α 片层宽度从 0.5 μm 增至 1.2 μm ,晶粒尺寸从约 80 μm 减小至 40 μm 。此过程通过调控相变动力学,促进 α 相的均匀分布和晶粒细化,延伸率从 6% 增至 10%,抗拉强度保持在 1050 MPa 左右。热处理保留部分柱状晶结构,但通过增加形核点和抑制晶粒长大,显著改善各向同性。

进一步地,固溶处理结合时效 (如 910 $^{\circ}\text{C}/8\text{ h}$ 水淬 + 750 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ 炉冷) 可形成初生 α 和转化 β 的双相结构 (图 8b)。Vilaro 等^[56]研究表明,固溶处理使 β 晶粒尺寸从约 100 μm 减小至 50 μm ,时效处理诱导等轴 α 晶粒的析出,高角度晶界比例从 70% 增至 85%。处理后合金的抗拉强度达 1100 MPa,延伸率达 12%,加工硬化能力提

高约25%，展现出优异的强度-韧性组合。超转变热处理（如950 °C以上）通过完全再结晶进一步促进 β 晶粒等轴化，晶粒尺寸减小至约30 μm ，但需警惕高温下晶粒粗化风险。SLM热处理的优化需综合考虑温度、保温时间及冷却速率，以实现微观组织的精准调控。

综上所述，针对不同增材制造工艺(LMD, SLM)形成的柱状晶主导组织，特定的热处理工艺(循环热处理、固溶时效、超转变热处理)通过相变分解、再结晶和晶粒生长调控，能够有效破碎粗大柱状晶、促进等轴 α/β 晶粒形成，并显著提高高角度晶界比例，是实现微观组织等轴化重构、降低各向异性、优化强韧性匹配的关键后处理策略。精确控制热处理温度、时间及冷却路径是实现预期

等轴化效果的核心。

4.2 电弧增材制造钛合金热处理

电弧增材制造(WAAM)采用电弧作为热源，能量输入较高但冷却速率较低($10^3\sim 10^4$ K/s)，易形成粗大柱状晶组织， β 晶粒尺寸通常在200~500 μm ，显著影响材料的各向同性。热处理通过调控相变和晶粒生长，可显著细化微观组织并促进等轴化。

4.2.1 WAAM热处理工艺

Wang等^[57]采用930 °C/1 h水淬+800 °C/2 h空冷的两步热处理工艺，研究其对WAAM制备TC4合金微观组织的影响。结果表明，热处理后形成均匀分布的细小晶界 $\alpha(\alpha_{GB})$ 、初生 $\alpha(\alpha_p)$ 及分散次生 $\alpha(\alpha_s)$ ， β 晶粒尺寸从约

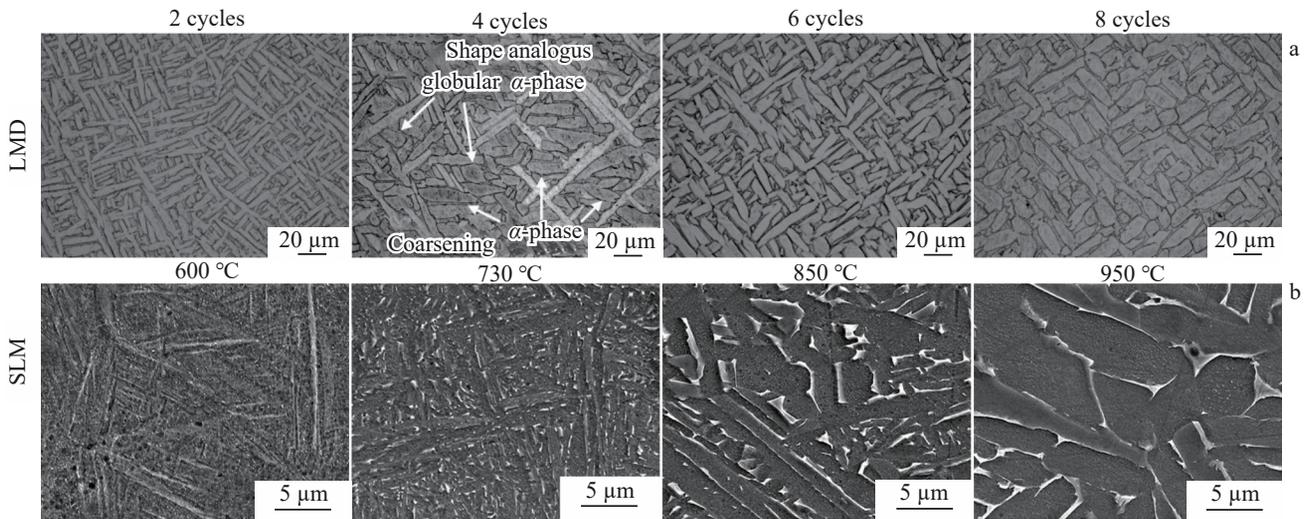


图8 经过不同次数热循环后的LMD-TC4微观组织及不同温度热处理2 h后的SLM-TC4的微观组织

Fig.8 Microstructures of LMD-TC4 after 2, 4, 6, and 8 heat cycles (a)^[52]; microstructures of SLM-TC4 after heat treatment for 2 h at different temperatures (b)^[55]

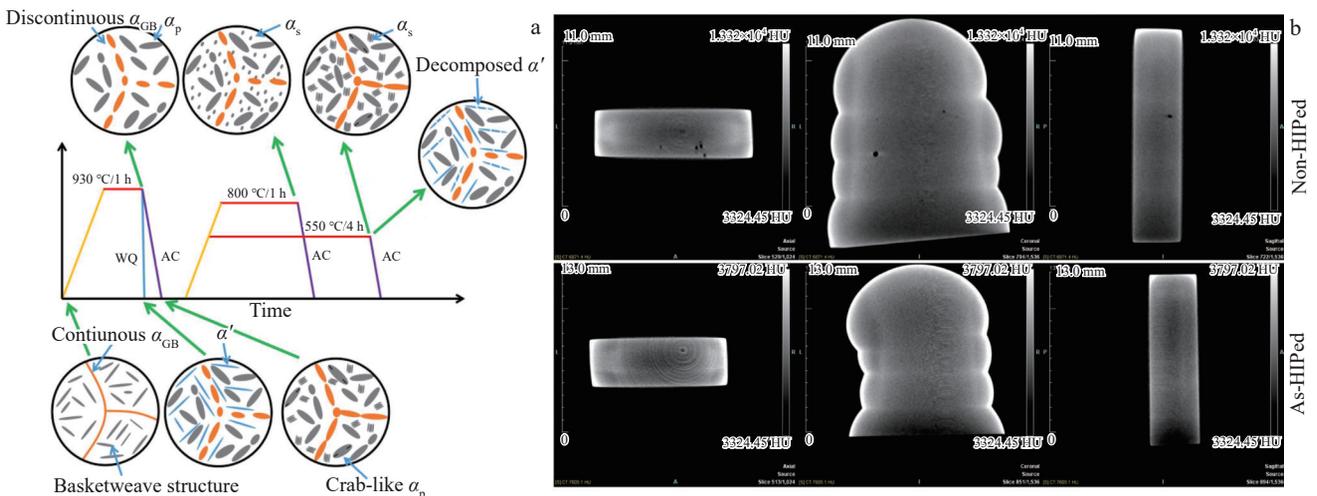


图9 WAAM固溶时效两步热处理过程中微观结构演变的示意图及WAAM制备的TC4合金典型CT切片

Fig.9 Schematic diagram of microstructure evolution of WAAM during the two-step heat treatment of solution and aging process (a)^[57]; typical CT slices of TC4 alloy prepared by WAAM (b)^[58]

300 μm 减小至 100 μm , α 片层宽度从 2 μm 减小至 0.8 μm (图 9a)。力学性能测试显示, 抗拉强度从 900 MPa 增至 980 MPa, 延伸率从 8% 增至 13%, 展现出显著的性能提升。两步热处理通过快速冷却抑制 β 晶粒长大, 并通过时效促进等轴 α 晶粒的析出, 高角度晶界比例从 60% 增至 80%, 显著改善各向同性。

4.2.2 应力消除退火与热等静压

应力消除退火(如 600 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ 空冷)通过释放增材制造过程中引入的残余应力(约 150~200 MPa), 显著增强 TC4 合金的塑性而不引起晶粒粗化。Birmingham 等^[58]研究表明, 应力消除退火使 WAAM 制备 TC4 合金的延伸率从 7% 增至 11%, 抗拉强度保持在 950 MPa 左右, 晶粒尺寸稳定在约 150 μm 。热等静压(HIP, 900 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$, 120 MPa)通过高压作用进一步减少微观缺陷, 如气孔和微裂纹, 体积分数从 1% 降至 0.2% (图 9b), 但对晶粒尺寸和力学性能的提升有限, 延伸率仅提高约 5%。HIP 处理后, α 片层略增宽(从 1~1.5 μm), 但未显著促进等轴化。WAAM 热处理的优化需结合多步热处理工艺, 以实现晶粒细化、缺陷消除及等轴化的协同调控。

从上述总结可以发现, 热处理作为增材制造 Ti-6Al-4V 合金微观组织等轴化调控的关键策略, 其核心在于解决不同工艺(LMD、SLM、WAAM)形成的粗大柱状晶问题, 驱动其向等轴晶组织转变。针对激光熔化沉积(LMD)与选区激光熔化(SLM)制备的合金, 通过循环热处理或亚转变热处理, 能够显著促进针状 α' 马氏体的分解和细化, 诱导片状或短棒状 α 相的形成, 显著减小晶粒尺寸, 提高材料延展性与各向同性^[59]。固溶结合时效处理进一步优化了微观组织结构, 提升了初生 α 和转化 β 相的比例与分布均匀性, 提高了高角度晶界比例和加工硬化能力, 获得了强度与韧性的优异匹配。对电弧增材制造(WAAM)制备的 TC4 合金, 通过适当的两步热处理工艺, 显著细化了 β 晶粒尺寸并诱导了大量均匀分布的细小 α 相析出。应力消除退火和热等静压(HIP)则分别降低残余应力和减少内部缺陷, 进一步提高了合金的塑性和均匀性, 但对晶粒尺寸影响相对有限。因此, 合理设计热处理工艺参数, 实现晶粒细化、等轴化与性能优化的协同调控, 对于增材制造 TC4 合金的高性能化和实际工程应用具有重要意义。

5 展 望

增材制造 TC4 合金在航空航天、生物医疗等高端制造领域中展现出广泛的应用前景, 然而其微观组织通常以粗大柱状 β 晶粒和针状 α' 马氏体为主, 导致各向异性显著、综合力学性能受限。实现组织细化与等轴化成为

提升 TC4 合金服役性能的关键。本文系统总结了微合金化技术、外场辅助工艺以及热处理方法在调控增材制造 TC4 合金微观组织等轴化方面的最新研究进展, 未来的发展方向可聚焦于以下方面:

1) 目前, 多元素微合金化研究面临实验维度高、变量耦合复杂等挑战, 传统“经验设计+试错法”效率低, 未来可探索通过高通量热力学/动力学模拟结合机器学习构建“成分-组织-性能”映射数据库, 提升微合金设计的预测能力。具体方法包括: 在小样本条件下采用支持向量机等算法, 学习 Ti、Al、Mo、V 等微量元素的协同作用对晶粒尺寸和 α/β 相比例的影响, 从而实现微观组织的精准预测与反向设计。

2) 当前超声、电磁等外场设备在增材制造中存在功率密度不足、结构庞大等问题, 难以适配复杂构件的制造需求。未来研究可聚焦在轻量化外场作用单元的开发上, 通过结构优化使其更易于集成到现有制造系统。同时, 结合多物理场数值模拟方法, 在成形过程中对外场的作用方式与时空分布进行优化调控, 从而更精准地干预材料的熔融流动与组织生长过程。

3) 在增材制造中, 传统热处理普遍存在“热过程滞后于成形路径”问题, 未来可以打造“成形-热历史联动模型+工艺反馈数据库”系统。具体来说, 就是在典型的增材制造过程中, 整合实时温度监测、数值模拟以及动态检测等手段, 搭建起构件热历史的数据库。在此基础上, 借助合适的数值优化方法, 实现后续热处理工艺的动态适配, 从而更好地提升材料组织的均匀性和晶粒的调控效果。

总体而言, 增材制造 TC4 合金的组织调控技术正朝着多学科交叉融合的方向发展, 未来需通过材料设计、工艺创新与装备升级的协同发力, 为高端领域的轻量化、高可靠性需求提供核心材料支撑。

参考文献 References

- [1] De F C, Brulard A, Vivès S *et al.* *Materials Research Letters*[J], 2017, 5: 201
- [2] Gorunov A I. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 59: 545
- [3] Guo W, Sun R J, Song B W *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 349: 503
- [4] Chen J J, Han Y F, Li S P *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2023, 235: 115625
- [5] Min J, Han W, Guo Y H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 900: 146474
- [6] Yang Junwei(杨俊伟), Tang Haibo(汤海波), Tian Xiangjun(田象军) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3316

- [7] Wang Zhuang(王壮), Shi Yilei(石毅磊), Sang Xinghua(桑兴华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(10): 2941
- [8] Richter B, Hocker S J, Frankforter E L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2024, 89: 104228
- [9] Jiao T, Jiang T, Dai G Q *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 197: 112665
- [10] Pan D, Li S F, Li S L *et al. Intermetallics*[J], 2024, 173: 108434
- [11] Liu H Q, Han J Z, Han Y F *et al. Composites Part B-Engineering*[J], 2023, 267: 111039
- [12] Liu C, Jin K H, Ye J T *et al. Composites Communications*[J], 2023, 40: 101611
- [13] Liu C, Ye J T, Wei X *et al. Composites Part B-Engineering*[J], 2023, 266: 111008
- [14] Rousseau J N, Bois-Brochu A, Blais C. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 23: 197
- [15] Grell W A, Solis-Ramos E, Clark E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 17: 123
- [16] Soundarapandiyam G, Leung C L A, Johnston C *et al. International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2023, 190: 104049
- [17] Wei W H, Wu W J, Fan S Q *et al. Materials & Design*[J], 2021, 202: 109578
- [18] Chen C Y, Liu L T, Zhao R X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 841: 143076
- [19] Birmingham M J, Kent D, Zhan H. *Acta Materialia*[J], 2015, 91: 289
- [20] Banerjee R, Collins P C, Genc A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 358(1-2): 343
- [21] Liu H Q, Fang M H, Han Y F *et al. Composites Part B-Engineering*[J], 2023, 262: 110822
- [22] Ma G Y, Yu C, Tang B K. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101323
- [23] Zhang J H, Wang L L, Zhao K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 893: 146136
- [24] Wang J D, Li L Q, Lin P P *et al. Optics and Laser Technology*[J], 2018, 105: 195
- [25] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58: 3303
- [26] Schneider-Maunoury C, Weiss L, Acquier P *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 17: 55
- [27] Ye Z M, Yu Z R, Gao P P *et al. Additive Manufacturing*[J], 2024, 86: 104226
- [28] Gou J, Wang Z J, Hu S S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 829: 154481
- [29] Sang Biao(桑彪), Han Wenwu(韩文武), Li Le(李乐) *et al. Iron Steel Vanadium Titanium*(钢铁钒钛)[J], 2021, 43(6): 1
- [30] Wang J D, Li L Q, Tan C W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 252: 524
- [31] Zeng Y Z, Wang J D, Wei J Z *et al. Materials Letters*[J], 2022, 316: 131989
- [32] Byun Y, Lee S, Seo S M *et al. Metals and Materials International*[J], 2018, 24: 1213
- [33] Chen F W, Gu Y L, Xu G L *et al. Materials & Design*[J], 2020, 185: 108251
- [34] Huber F, Papke T, Scheitler C *et al. Metals*[J], 2018, 8(12): 1067
- [35] Li K M, Yang J J, Yi Y L *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 256: 119112
- [36] Wu W M, Chen X C, Fang T H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1002: 175450
- [37] Sun Z G, Qi F J, Guo Y H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 877: 160122
- [38] Qi F J, Yao J C, Dai G Q *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2023, 48: 15292
- [39] Dai G Q, Yao J C, Guo Y H *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 205: 113188
- [40] Yuan D, Shao S Q, Guo C H *et al. Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2021, 73: 105472
- [41] Lu H F, Wu L J, Wei H L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102877
- [42] Zhang X Y, Huang S, Li D C *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 55: 102686
- [43] Lu S L, Zhang Z J, Liu R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 914: 165235
- [44] Zhang K, Li B H, Liu W J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1008: 176769
- [45] Ning F, Cong W L. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 51: 174
- [46] Todaro C J, Easton M A, Qiu D *et al. Nature Communications*[J], 2020, 11(1): 142
- [47] Yang Y C, Jin X, Liu C M *et al. Metals*[J], 2018, 8(11): 934
- [48] Meng X, Min J, Sun Z G *et al. Composites Part B-Engineering*[J], 2021, 212: 108667
- [49] Dai G Q, Sun Z G, Li Y S *et al. International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2023, 189: 104031
- [50] Guo W, Sun R J, Song B W *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 349: 503
- [51] Yan X C, Yin S, Chen C Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 1056
- [52] Qin L Y, Men J H, Zhang L S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 759: 404
- [53] Xu W, Brandt M, Sun S *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 85: 74
- [54] Li X, Shi J J, Wang C H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 639
- [55] Zhang X Y, Fang G, Leeftang S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 1562
- [56] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42: 3190
- [57] Wang J, Lin X, Wang M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 776: 139020
- [58] Birmingham M J, Nicastro L, Kent D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 753: 247
- [59] Xu Hao(徐浩), Sun Qianjiang(孙前江), Wen Chao(文超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 178

Research Progress on Equiaxed Microstructure Regulation of Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy

Wang Nan, Dai Guoqing, Chang Hui
(Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: Ti-6Al-4V alloy is widely used in aerospace, biomedical, and other fields due to its excellent specific strength, corrosion resistance, and biocompatibility. However, rapid solidification and complex thermal cycling during additive manufacturing often lead to the formation of coarse columnar β grains in titanium alloys, resulting in anisotropic mechanical properties and reduced fatigue performance. Achieving equiaxed microstructure control is crucial for improving the comprehensive properties of additively manufactured titanium alloys. This work reviewed recent advances in achieving equiaxed microstructures of Ti-6Al-4V (TC4) alloy through microalloying, composite fabrication, external field assistance, and heat treatment. The influence mechanisms of α -stabilizing elements, β -stabilizing elements, external field-assisted techniques, and heat treatment processes on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy were discussed. Furthermore, future research directions were outlined, focusing on precise microstructure control, process parameter optimization, and the development of high-performance titanium alloys. The aim of this work is to provide theoretical guidance and technical support for microstructure optimization and performance enhancement of additively manufactured titanium alloys.

Key words: additive manufacturing; titanium alloy; microalloying; external assistance; heat treatment

Corresponding author: Chang Hui, Ph. D., Professor, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, E-mail: ch2006@njtech.edu.cn