

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6002

激光和电子束增材制造 β 凝固 γ -TiAl 合金的研究进展和展望

戴国坤, 曹庭玮, 赵睿鑫, 侯雨阳, 玄伟东, 王江, 陈超越, 任忠鸣
(上海大学材料科学与工程学院 先进特殊钢全国重点实验室(上海) 上海 200444)

摘要: β 凝固 γ -TiAl 合金兼具低密度与优良的中高温力学性能, 是航空发动机低压涡轮叶片的重要候选材料。其通过 β 相凝固可改善高温加工性, 但室温塑性不足、传统铸锻工艺成形受限, 制约了复杂构件的工程应用。增材制造为 β 凝固 γ -TiAl 合金的近净成形与组织调控提供了新的技术路径。本文采用文献综述与对比分析方法, 系统总结了激光粉末床熔融(L-PBF)、激光定向能量沉积(L-DED)和电子束粉末床熔融(EB-PBF)制备 β 凝固 γ -TiAl 合金的研究进展。激光增材制造具有成形精度高、组织细化显著的优势, 但面临裂纹敏感性和残余应力大的挑战; EB-PBF 可以通过工艺参数优化和高预热条件有效抑制裂纹, 获得室温抗拉强度超过 800 MPa、伸长率达 2%~3%的综合性能, 但存在铝元素挥发和组织粗化问题。本文重点评述了工艺参数、热处理与后处理对相组成、层片组织及力学性能的影响机理, 并展望了合金设计、过程调控与多尺度表征的发展方向。

关键词: β 凝固 TiAl 合金; 激光粉末床熔融; 激光定向能量沉积; 电子束粉末床熔融; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0344-22

Research Progress and Prospects of Laser and Electron Beam Additive Manufacturing for β -Solidifying γ -TiAl Alloys

DAI Guokun, CAO Tingwei, ZHAO Ruixin, HOU Yuyang, XUAN Weidong,
WANG Jiang, CHEN Chaoyue, REN Zhongming

(State Key Laboratory of Advanced Special Steels (Shanghai), School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: β -solidifying γ -TiAl alloys combine low-density and excellent mechanical properties at intermediate and high temperatures, making them promising candidates for low-pressure turbine blades in aeroengines. Solidification through the β phase improves hot workability; however, the limited room-temperature ductility and poor formability of conventional casting and forging routes restrict the engineering application of complex components. Additive manufacturing offers a new technological pathway for near-net-shaped fabrication and microstructural control of β -solidifying γ -TiAl alloys. In this review, a comprehensive literature survey and comparative analysis are employed to systematically summarize recent progress in the fabrication of β -solidifying γ -TiAl alloys by laser powder bed fusion (L-PBF), laser-directed energy deposition (L-DED), and electron beam powder bed fusion (EB-PBF). The results indicate that laser-based additive manufacturing provides high geometric accuracy and significant microstructural refinement but suffers from strong crack susceptibility and high residual stresses. Under appropriate process parameters and high preheating conditions, EB-PBF can effectively reduce the cracking tendency, achieving a combination of room-temperature tensile strength exceeding 800 MPa and elongation reaching 2%~3%. However, issues such as aluminium element volatilization and microstructural coarsening remain. This paper focuses on the effects of processing parameters, thermal management, and postprocessing on the phase constitution, lamellar microstructures, and mechanical properties and further outlines future perspectives in alloy design,

收稿日期: 2026-01-09

基金项目: 国家自然科学基金(52474412); 上海市自然科学基金面上项目(23ZR1421500)

作者简介: 戴国坤, 2003 年生, 硕士生。研究方向为 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金的微观组织与力学性能。Email: 17806785389@shu.edu.cn

通信作者: 陈超越, 1987 年生, 博士, 教授, 博士生导师。研究方向为激光增材制造组织与性能调控。Email: cchen1@shu.edu.cn

引用格式: 戴国坤, 曹庭玮, 赵睿鑫, 侯雨阳, 玄伟东, 王江, 陈超越, 任忠鸣. 激光和电子束增材制造 β 凝固 γ -TiAl 合金的研究进展和展望[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 344-365.

DAI G K, CAO T W, ZHAO R X, HOU Y Y, XUAN W D, WANG J, CHEN C Y, REN Z M. Research progress and prospects of laser and electron beam additive manufacturing for β -solidifying γ -TiAl alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 344-365.

process optimization, and multiscale characterization.

Key words: β -solidifying TiAl alloy; laser powder bed fusion; laser-directed energy deposition; electron beam powder bed fusion; microstructure; mechanical properties

随着全球绿色低碳转型加速,中国“十五五”规划将进一步强化碳排放控制,推动高端制造业节能降耗,航空航天、能源装备等领域对轻量化且高温性能优异的材料具有迫切需求。TiAl 合金作为目前炙手可热的轻质高强材料,具有比强度高、高温强度及抗蠕变性能优异等特点,在同等服役条件下,其密度仅为镍基高温合金的 1/2(约 3.7~4.5 g/cm³)^[1-4],在航空航天等高端制造领域具有广阔发展前景。早在 2006 年 GE 成为首家在 GENx-1B 发动机上应用 TiAl 合金的公司,其利用 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金代替传统镍基高温合金让发动机质量减轻 100 kg,燃油效率提高了 20% 以及降低 80% 氮氧化物气体排放。另外,CFM International 的 LEAP 发动机自 2016 年起大规模应用 TiAl 低压涡轮叶片。2020 年,Avio Aero 采用 EB-PBF 生产的 TiAl 合金也成功通过 FAA 认证,应用于 GE9X 发动机。如今,国产大飞机 C919 发动机 CJ-1000A 也将采用 TiAl 合金作为低压涡轮叶片材料^[5-6]。然而,由于 TiAl 合金的金属间化合物结构受其本征脆性的影响,传统 TiAl 合金在实际加工(如锻造、轧制)和高温服役的时候容易发生裂纹,严重制约了其工程化应用。另外,传统 TiAl 合金的稳定使用温度约为 650 °C,其高温强度、蠕变抗力和抗氧化性能仍有提升空间。

近年来, β 凝固 TiAl 合金得益于其良好的热加工窗口以及潜在的铸造优势,受到众多研究学者的关注。 β 凝固 TiAl 合金通过添加 β 相稳定元素(Mo、V、Nb、Ta 等)或降低 Al 元素含量(Al: 42%~45%),将合金的凝固路径从传统的包晶凝固 ($L \rightarrow L + \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$),转变为 $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ ^[1,7],消除了由于包晶凝固产生的元素偏析和成分不均匀的问题,减少了铸造织构,并且高温 β 相的引入促进 TiAl 合金在热加工过程中更易于实现均匀变形^[8]。典型的 β 凝固 TiAl 合金体系包括 Ti-Nb-Mo 系列合金(Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B)^[9]和高 Nb-TiAl 系列合金(Ti-45Al-8Nb)^[10],Ti-Al-Mo 系列合金(Ti-45Al-3Mo)^[11],Ti-Al-Cr 系列合金(Ti-45Al-8Nb-2Cr-0.2B)^[12]等。

随着航空发动机向高推重比和高集成度方向发展,TiAl 构件逐渐呈现出结构复杂化、一体化和轻量化的特点,传统“铸造或锻造—机加工—连接”的工艺路线在构型自由度、材料利用率以及制造成

本等方面的局限性日益突出,难以满足复杂 TiAl 合金构件高效、低损耗成形的工程需求,在此背景下,增材制造技术凭借其近净成形、结构设计自由度高和材料利用率高等优势,为 β 凝固 TiAl 合金复杂构件的制备提供了新的技术途径;同时, β 凝固 TiAl 合金在凝固过程中经历单一 β 相凝固,其冶金特性在一定程度上有利于适应增材制造过程中快速熔凝和多次热循环的成形条件,使得将 β 凝固 TiAl 合金与增材制造工艺相结合成为一种具有研究价值和工程潜力的发展方向。目前,应用于 β 凝固 TiAl 合金的增材制造技术主要包括激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, L-PBF),电子束选区熔化(electron beam powder bed fusion, EB-PBF)和激光定向能量沉积(laser directed energy deposition, L-DED)^[13-17]。

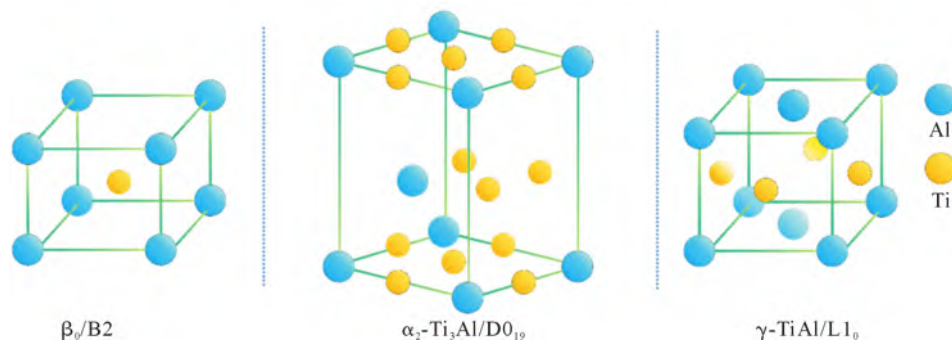
β 凝固 TiAl 合金在冷却过程中, β 相会通过有序化转变为脆性 B2 相,对合金的室温组织不利,这也在一定程度上限制了 β 凝固 TiAl 合金增材制造技术的发展。前人对增材制造成形 β 凝固 TiAl 合金开展了大量研究,这些成果不仅为 β 凝固 TiAl 合金的组织调控提供理论指导,还对改善合金性能具有工程借鉴价值。本综述将系统阐述增材制造 β 凝固 TiAl 合金的最新研究进展,重点分析不同增材制造技术的工艺、组织与性能的关系,探讨微观结构调控与力学性能优化策略,并展望未来研究方向,以推动该先进材料在高端装备制造领域的应用^[18-19]。

1 β 凝固 TiAl 合金的组织特征

1.1 β 凝固 TiAl 合金的相组成

β 凝固 TiAl 合金的相组成与传统的 TiAl 合金有所不同,传统的 TiAl 合金的相组成主要由 $\gamma + \alpha_2$ 相为主,而 β 凝固 TiAl 合金的相组成以 β /B2 相和 γ 相为主,在一定情况下,其 β /B2 相的含量可显著高于普通 TiAl 合金^[20]。

TiAl 合金的 γ -TiAl 相为有序面心立方结构($L1_0$),常作为片层状在 α_2/γ 片层团中或以等轴 γ 状单独存在, α_2 -Ti₃Al 为有序密排六方($D0_{19}$),与 γ -TiAl 相形成 α/γ 片层团,也是 TiAl 合金的基体相, β/β_0 相为体心立方结构,在高温时以无序 β 相存在,当冷却到室温时,无序 β 相转变为有序 B2 相,通常为块状,分布于片层团晶界,三个 β 凝固 TiAl 合金的主要相的晶体结构如图 1 所示^[21]。

图1 β 凝固 TiAl 合金的主要相晶体结构^[21]Fig.1 Crystal structures of the primary phases in β -solidifying TiAl alloys^[21]

α_2 -Ti₃Al、 γ -TiAl 和 β/β_0 -TiAl 三相构成了合金的微观骨架,决定了其基本性能。与传统的包晶凝固合金相比,传统 TiAl 合金凝固时会先经过 α 相,沿 c 轴方向优先生长,形成柱状的微观结构,随后 γ 相根据 Blackburn 取向关系 $(0001)\alpha// (111)\gamma$ 和 $\langle 11-20 \rangle \alpha // \langle 110 \rangle \gamma$ 从 α 柱状晶粒析出,形成具有独特纹理的层状微观结构^[22]。 β 凝固 TiAl 合金在高温下首先析出体心立方结构的 β 相,随着合金的冷却,大部分高温 β 相会遵循特定的晶体学位向关系转变为密排六方结构的 α 相。随后,在进一步的冷却过程中, α 相会通过固态相变分解为 γ -TiAl 相和 α_2 -Ti₃Al 相,二者遵循经典的 Blackburn 取向关系 $(111)\gamma // (0001)\alpha_2$ 和 $\langle 11-0 \rangle \gamma // \langle 11-20 \rangle \alpha_2$,从而形成高度共格的片层状组织(α_2/γ 片层团)。这种片层组织是 TiAl 合金获得优异高温抗蠕变性能和抗氧化性能的关键^[23],适量的 β_0 相存在于晶界有助于协调变形,但过量则会导致室温脆性^[24-25]。

β 凝固 TiAl 合金除了以上三相外,在特定的情况下还会产生析出相以及化合物相。 ω_0 相是一种在高温蠕变过程中由 α_2 片层分解产生的关键脆性相, ω_0 相是一种硬而脆的金属间化合物相,其通常作为裂纹的形核点并导致其脆性断裂,直到最终蠕变失效,并且会阻碍位错运动,诱发应力集中^[25-26]。Yu 等^[27]的研究发现,在 TNM 合金(Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B)蠕变时, α_2/γ 界面处的成分偏聚和界面失配会先诱发 β_0 相的沉淀,这些 β_0 相进而作为形核点,协助板条状 ω_0 相的析出。 ω_0 相和 β_0 相一样由于其本征脆性,会损害合金的室温塑性,因此需要对合金的 ω 相进行抑制或控制,Nb 元素是 ω 相的稳定元素,适量的 Nb 元素添加虽然能提高 TiAl 合金的抗氧化性能和抗蠕变性能。但是过高的 Nb 含量会促进 ω 相的析出,因此对合金的成分控制来调控 ω 相的析出尤为重要,其最有效的手段为添加 Mo 元素来控制 Mo/Nb 比例,另外 ω 相是一个扩散控制的过程,通过快速冷却也能抑制 ω 相的析出^[7, 26, 28-29]。化合物相如碳化

物和硼化物通常属于有益强化相,例如 Li 等^[30]通过对 TNM 合金中添加碳,超过溶解度极限后会形成 h 型碳化物 Ti₂AlC,这有助于细化 α_2/γ 片层团。添加硼会形成 TiB,能有效细化铸态组织^[31]。 β 凝固 TiAl 合金常见相及其晶体结构类型和形貌特性如表 1 所示。

1.2 β 凝固 TiAl 合金的典型微观组织特征

与传统 TiAl 合金不同, β 凝固 TiAl 合金的微观组织通常含有 β 相,传统 TiAl 合金与 β 凝固 TiAl 合金的典型微观组织如图 2a 和 b 所示。对于 β 凝固 TiAl 合金,其 β 相会以树枝状出在层片团或网状析出在层片团的边界处。图 2b₁ 为 Ti-46Al-5Nb-0.2B 铸态的微观组织,由于凝固过程中 β 稳定元素在枝晶干富集以及 Al 元素在枝晶间富集形成了树枝状偏析,而层片团边界处没有等轴 γ 相,为全层片结构(fully lamellar, FL)。图 2b₂ 为 Ti-44Al-5Nb-0.2B 的铸态微观组织,是典型的近层片结构(near lamellar, NL),具有细小的等轴($\alpha_2+\gamma$)层片团,仅由少量 $\beta/B2$ 相析出在层片团内部,其余主要以网络状析出在层片团的晶界处,同时还有少量的 γ 相在层片团晶界处将 $\beta/B2$ 相进行分割,这种 $\beta/B2$ 相与等轴 γ 相混合形成的网状结构可能由于 $\beta \rightarrow \beta+\gamma$ 的不连续反应造成^[7, 33]。图 2b₃ 为 Ti-42Al-5Mn 合金的锻态显微组织,为典型的双态组织(duplex, DP),其相组成为($\alpha_2+\gamma$)层片团加网状 β 加等轴粗化 γ 相,网状 β 相分布在层片团晶界处,在冷却过程中等轴的 γ 相从 β 相中析出,图 2b₄ 为近 γ 组织(near gamma, NG),由暗色的等轴 γ 相与灰色的网格状 B2 相组成^[34]。

β 凝固 TiAl 合金的微观组织除与合金成分有关,还与凝固速率有关^[37]。如图 3 为铸造成形 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)合金在 1 500 °C 保温 30 min 后,不同冷却速率下的微观组织变化情况。当冷却速度较低时,可以获得粗化全层片组织。当冷却速率为 100 °C/min 时,合金室温组织呈现近层片状,层片团的晶界出现少量 B2 相残余,含量约为 5.76%(体积分数)。当冷却速度达到 700 °C/min 时,出现大量 B2

表 1 β 凝固 TiAl 合金相类型
Tab.1 Phase types and their characteristics in β -solidifying TiAl alloys

Phase composition	Crystal structure type	Morphology and distribution	Key characteristic
γ -TiAl	Ordered face-centered cubic (L1 ₀)	Lamellar (within the α_2/γ lamellar colonies), equiaxed grains	Matrix phase, provides excellent high-temperature strength and creep resistance
α_2 -Ti ₃ Al	Ordered hexagonal close-packed (D0 ₁₉)	Lamellar (within the α_2/γ lamellar colonies)	Matrix phase, coherent lamellar structure with the γ phase for improved high-temperature stability
β/β_0 -TiAl	Body-centered cubic (β : disordered; β_0 : ordered B2)	Massive, distributed along lamellar colony grain boundaries	Characteristic phases: The β phase imparts excellent hot workability, whereas an excessive amount of the β_0 phase may compromise plasticity
ω_0	Ordered complex hexagonal	Lamellar or granular, precipitated within the α_2 lamellae or at the α_2/γ interfaces	Brittle phase, formed by the decomposition of the α_2 phase during high-temperature creep, significantly deteriorates plasticity ^[27]
Orthorhombic O phase (Ti ₂ AlNb)	Ordered orthorhombic	Associated with specific high-Nb compositions	The O phase induces a significant precipitation hardening effect in the α_2 lamellae and the $\gamma/(\alpha_2 + O)$ lamellar microstructure ^[32]
Laves phase	C14, C15	Associated with specific element addition	May form in the presence of elements such as Ru, and is generally considered a brittle phase
Carbide (Ti ₂ AlC)	Hexagonal crystal system	Fine particles, distributed within grains or at grain boundaries	Forms upon carbon addition, refines grains, and enhances creep strength

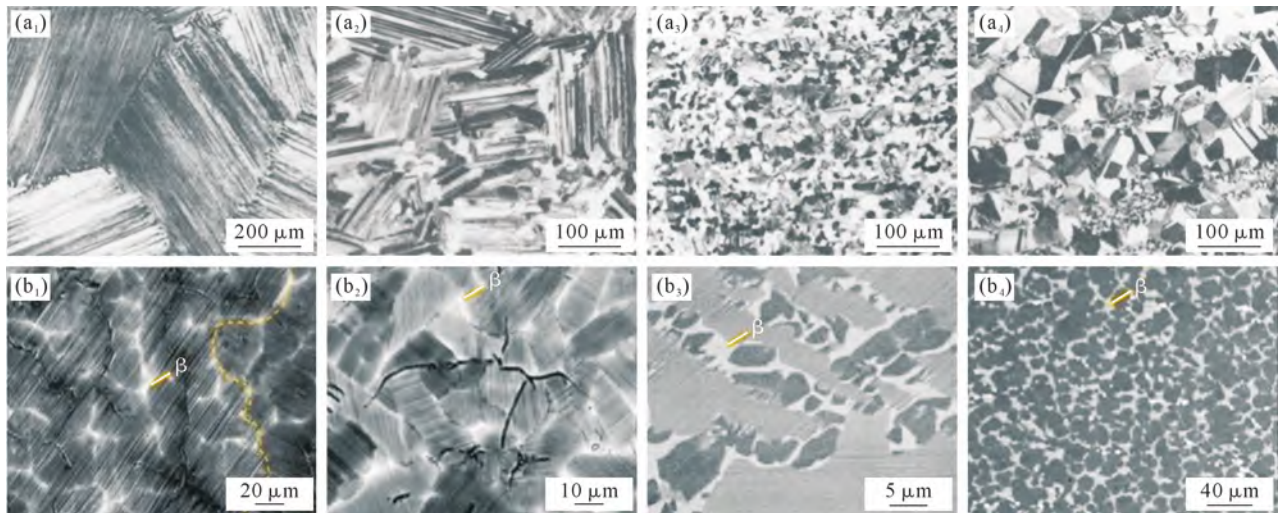


图 2 传统 TiAl 合金与 β 凝固 TiAl 合金典型微观组织:(a₁~a₄) 传统 TiAl 合金典型微观组织,分别为 α_2/γ 全层状结构、近层状结构、双态组织、近 γ 组织;(b₁~b₄) β 凝固 TiAl 合金典型微观组织,分别为全层状结构、近层状结构、双态组织、近 γ 组织^[33-36]

Fig.2 Typical microstructures of conventional TiAl alloys and β -solidifying TiAl alloys: (a₁~a₄) α_2/γ fully lamellar structure, near-lamellar structure, duplex structure and near- γ structure of conventional TiAl alloys, respectively; (b₁~b₄) fully lamellar structure, near-lamellar structure, duplex structure and near- γ structure of β -solidifying TiAl alloys, respectively^[33-36]

相残余,含量约为 9.64%(体积分数),并且存在少量的不连续块状 γ 相,合金的微观结构为细小近层片组织。在水淬处理后的微观结构中, α 相通过马氏体相变形成板条马氏体^[37]。

相较于传统铸造和锻造工艺,增材制造成形 TiAl 合金过程中,合金会经历多次重熔和凝固过程,并且冷速较快,在这种成形方式下, β 凝固 TiAl 合金会形成特有的微观结构。例如,L-DED 成形传统 TiAl(如 Ti-48Al-2Cr-2Nb, Ti4822)时,由于其沉积过程中已沉积层能量的降低和周期性的热循环的影响,TiAl 合金的微观结构沿着构建方向发展出复

杂的微观带和粗层片团交替结构^[39],而 EB-PBF 则由于其较高的预热温度形成由细小的层片团以及粗大的等轴 γ 相交替带状结构组成^[40]。对于 L-DED 和 EB-PBF 而言,其成形 TiAl 合金的时候都会形成沿构建方向生长的柱状结构,并且出现从顶部到底部逐渐加剧的微观组织的退化^[41-42]。 β 凝固 TiAl 合金由于其 Al 含量更低,其凝固路径经历 β 单相区,倾向于形成全层状微观结构,另外由于较低的 T_α ,在受热循环影响时 α 相区会经历更多的本征热处理。因此,L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金时可能会形成无带状的全层或近层片微观结构,而 EB-PBF 则会形

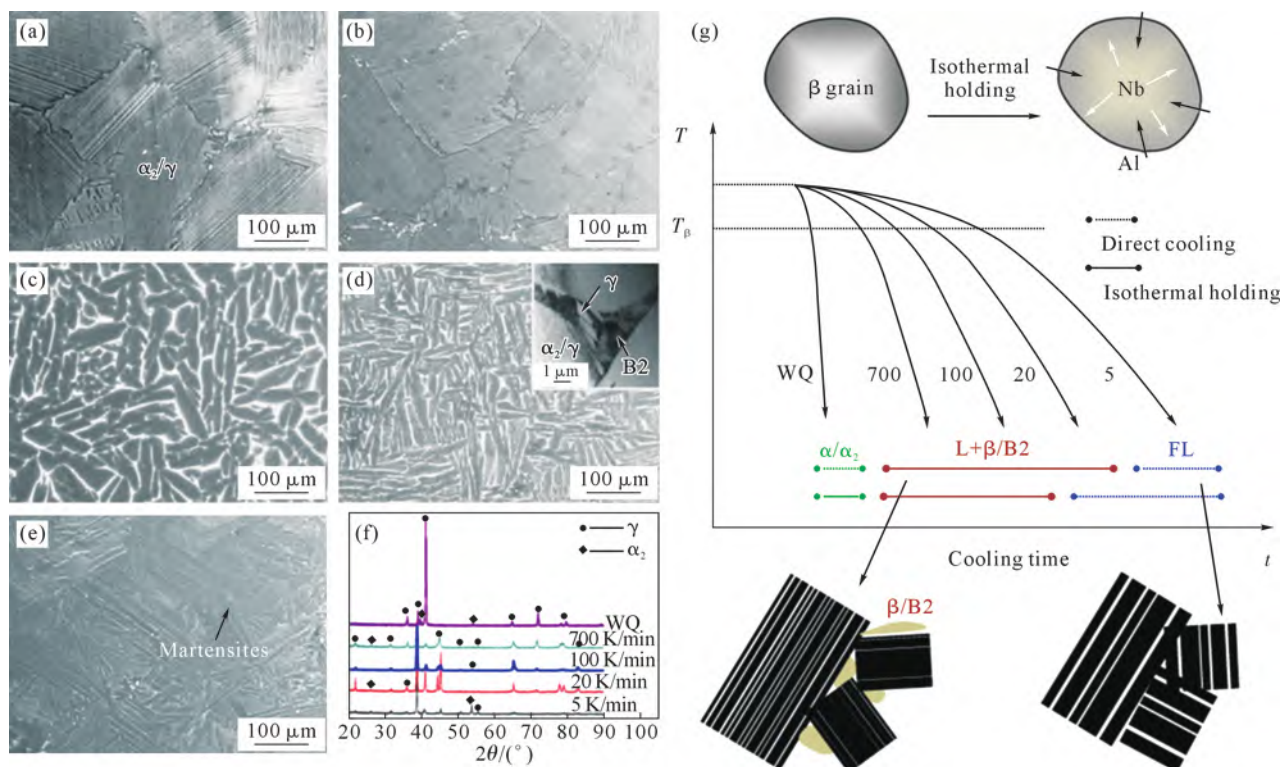


图3 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)合金在1500 °C保温30 min后,不同冷却速率下的微观组织情况:(a) 5 °C/min;(b) 20 °C/min;(c) 100 °C/min;(d) 700 °C/min;(e) 水淬;(f) 不同冷却速率下的XRD谱;(g) 不同冷却速率微观组织演化^[38]

Fig.3 Microstructures of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy held at 1500 °C for 30 min under different cooling rates: (a) 5 °C/min; (b) 20 °C/min; (c) 100 °C/min; (d) 700 °C/min; (e) water quenching; (f) XRD patterns at various cooling rates; (g) schematic diagram of microstructural evolution at different cooling rates^[38]

成无带状的沿构建方向对齐的柱状层状结构^[43-44]。L-PBF 由于其较大的冷却速度,成形的 TiAl 合金会形成无外延生长的等轴状或细小的柱状微观组织^[45]。

2 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金

激光粉末床熔融采用粉末床铺粉并且利用高能激光束作为能量源成形金属粉末,其成形样品具有较高的表面精度,适合涡轮叶片等复杂构件的近净成形。L-PBF 成形的显著特点是快速冷却,冷却速度可达 10^6 K/s 以上,能形成精细的微观结构和非平衡相结构。然而,超高的冷速以及强烈的热梯度会导致较大的残余热应力的产生从而形成裂纹。目前较为有效地减少 L-PBF 成形 TiAl 裂纹形成的方法为基底预热和降低扫描速度^[46-47],但进行基板预热,工艺探索方面仍然面临巨大经济和时间挑战。因此利用 L-PBF 对 TiAl 合金的裂纹和组织进行协同调控是目前的关键瓶颈。

2.1 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金缺陷与组织

L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金开裂的直接原因在于残余应力超过了 TiAl 合金基体的结合强度,其主要原因可分为两点。首先,由于 Ti 原子和 Al 原子具有强的定向共价键,Nb 元素的存在会削弱共价键并且增加滑移面,从而降低 TiAl 合金的脆性,而贫

Nb 的区域会更脆导致裂纹的产生。其次,室温下存在的 B2 相和 α_2 相其热膨胀系数差异大,热膨胀系数之间的巨大不匹配导致界面附近产生较大的残余热应力,最终导致裂纹产生^[48],B2 相分布情况如图 4 所示。

L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金的主要 3 种裂纹形式是:未融合孔洞和搭接不足引发的裂纹、凝固裂纹和冷裂纹^[49]。对于未融合孔洞和搭接不足引发的裂纹,一方面由于层与层间或道间搭接不足引发裂纹,另一方面由于较大冷速导致层间未融合孔洞产生应力集中提供了裂纹源,道间搭接强度无法承受成形过程中的热应力导致裂纹产生。凝固裂纹是由于较高的冷却速度以及温度梯度促进柱状晶粒形成。在凝固末期,柱状晶间液相补缩不足形成薄液膜,在后续成形过程中受热应力影响导致裂纹产生^[50]。冷裂纹是由于 β 凝固 TiAl 合金凝固后由于较大的冷速度导致残留的 β 相增加,在室温下 β 相通过有序化转变为 B2 相,降低了 β 凝固 TiAl 合金的室温塑性,在较大的热应力下产生冷裂纹。

高冷却速度是导致 β 凝固 TiAl 合金产生裂纹的主要因素之一,而通过工艺参数优化能大幅度降低冷却速度,从而抑制裂纹产生^[45,51]。目前在通过工艺优化减少裂纹的产生已经做了部分研究,Löber

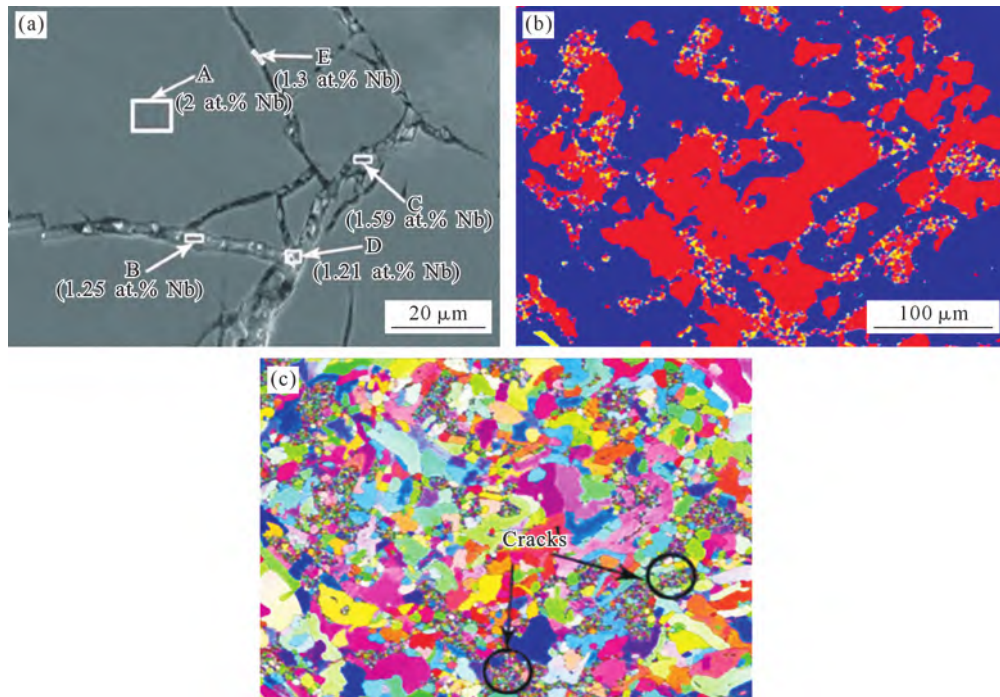


图 4 B2 相分布情况:(a) 合金样品的裂纹图像及各区域 Nb 元素含量;(b) EBSD 的相分布;(c) EBSD 的晶粒分布^[48]

Fig.4 Distribution of the B2 phase: (a) crack morphology of the alloy sample and the Nb content in different regions; (b) EBSD phase distribution map; (c) EBSD grain distribution map^[48]

等^[51]发现优化工艺参数可以有效减少 L-PBF 加工合金中的 TNM(含量为 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B)裂纹数量残余应力并且减少裂纹的产生,但裂纹的存在依旧不可避免,部分无裂纹的样本的孔隙率急剧增加;Gao 等^[50]研究了不同工艺参数成形 Ti-40Al-9V-0.5Y 合金的致密度与裂纹影响,发现通过优化 L-PBF 工艺参数提升激光的体能量密度可以获得无裂纹 TiAl 合金单道,当扫描速度从 100 mm/s 提升至 1 000 mm/s 的时候,裂纹密度呈上升趋势,孔隙率呈下降趋势如图 5a 所示。此外,研究发现,由于扫描速度较慢,冷却速率较慢的钥匙孔模式相比传导模式表现出更低的裂纹敏感性。另外 Li 等^[52]发现,L-PBF 中激光能量输入减少,加速冷却速率会促进 β 相的体积分数形成,从而导致冷裂纹的出现。Ma 等^[53]研究了 TiAl 合金在不同扫描策略下的裂纹产生行为如图 5b 所示,发现在不同的扫描策略下,条纹岛的扫描策略获得最低裂纹密度,并且残余应力分布最均匀,处于较低水平。由此可见,通过优化工艺参数和扫描策略可以在一定程度上降低裂纹的密度,但要获得无裂纹的 β 凝固 TiAl 合金仍是巨大的挑战。

基板预热也是抑制 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金裂纹缺陷的主要手段之一。然而,L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金必须达到较高的基板预热温度才能完全消除。如 Sizova 等^[54]和 Schimbäck 等^[55]利用 L-PBF 在成形底板下方内置感应线圈获得了 800 和 1 200 °C 的高预热温度,成形了高致密度的样品(致密度接近

99%)。虽然得到了无裂纹样品,但是其研究发现过高的预热温度会导致铝元素损失加剧,并且出现表面粗糙,内部微观结构不均匀以及晶粒尺寸异常粗化等问题,表现出较差的力学性能。Gussone 等^[56]通过大幅提高基板预热温度至 800~1 000 °C 以降低冷却速度的方法,基板预热减少了成形样品与基板区域之间的温度梯度,宏观冷裂纹倾向大幅下降,但是样品中仍然存在不可避免的少量裂纹和孔隙。其成形的微观组织如图 5c 所示。研究中,基于微观结构分析获得了 γ -TiAl 在高温下 L-PBF 的合适参数。高能量密度下的大量 Al 损失导致过冷熔体凝固成 β ,所得微观结构以 β /B2 为主。由 L-PBF 制造的 TiAl 样品,能量密度相对较低显示少量的铝蒸发,并在层状(α_2/γ)微观结构,因为凝固直接发生在 α 中。但是明确提出预热平台上多余的粉末由于发生烧结而无法回收利用,因此,高预热温度带来的成本和设备损耗导致其很难实现商业化应用。

此外,激光振荡被证明可以通过调控合金的微观组织,有效控制 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金的裂纹缺陷。目前,圆束振荡法已经被应用进 L-PBF 成形,该技术通过软件驱动扫描振荡器透镜的偏转,让激光器沿着特定的轨迹移动进行成形。已有部分研究表明,利用振荡激光成形可以有效扩大熔池尺寸,延长熔池存在时间(10~100 ms),并且通过剧烈搅拌熔融材料让材料的温度梯度均匀化,在这种情况下,材料的冷却速度和热应力会大幅度的降低,并

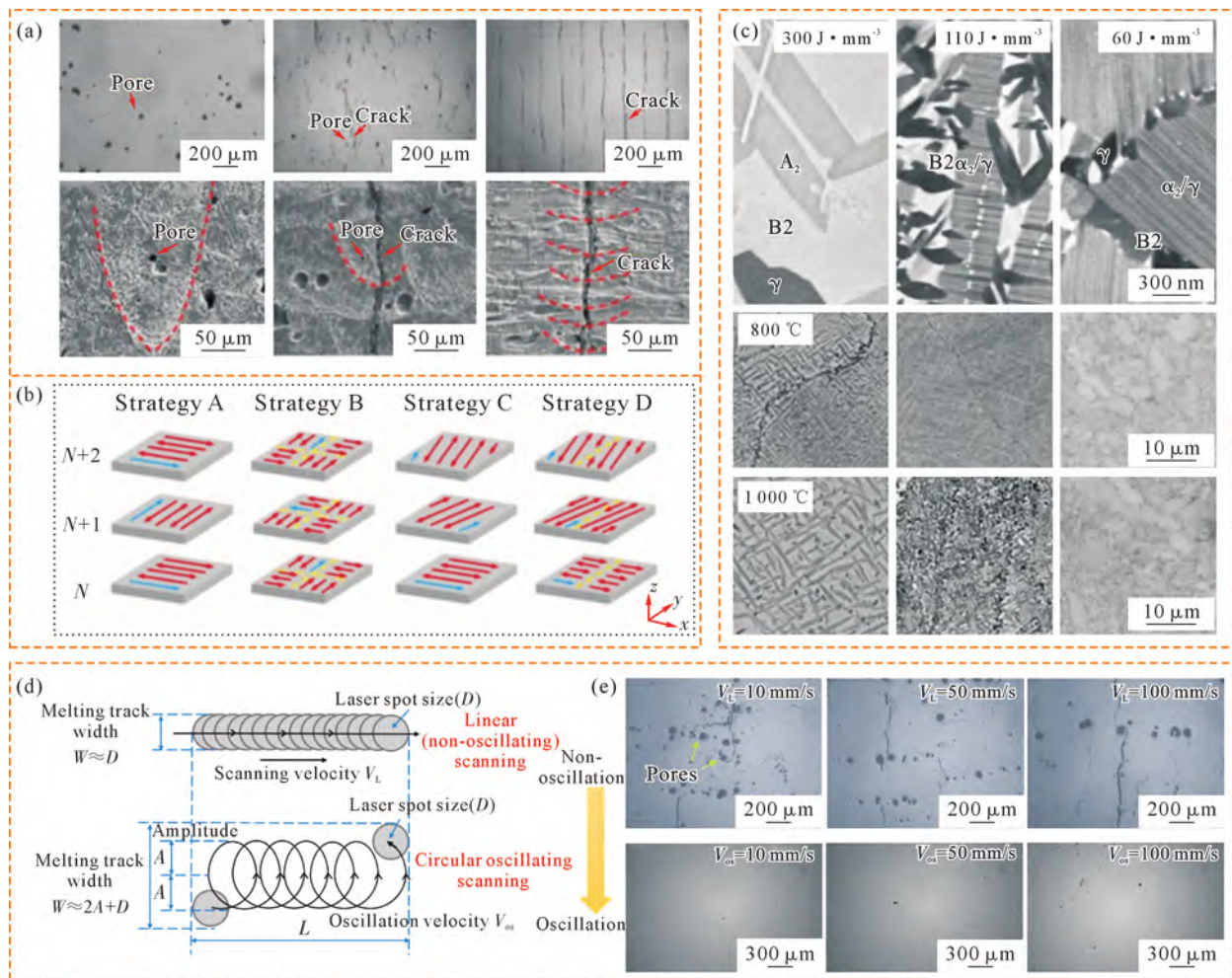


图5 L-PBF成形策略对微观组织的影响:(a) Ti-40Al-9V-0.5Y合金在不同工艺参数下的微观结构;(b) L-PBF成形TiAl合金的扫描策略;(c)不同预热温度对Ti-44.8Al-6Nb-1.0Mo-0.1B合金的微观结构影响;(d)圆束振荡方式;(e)非振荡与振荡对成形性的影响^[50,53,56,58]

Fig.5 Effect of the forming strategy on the microstructures: (a) microstructures of Ti-40Al-9V-0.5Y alloys under different processing parameters; (b) scanning strategies for L-PBF of TiAl alloys; (c) effect of different preheating temperatures on the microstructure of Ti-44.8Al-6Nb-1.0Mo-0.1B alloys; (d) circular beam oscillation mode; (e) influence of non-oscillation and oscillation on formability^[50,53,56,58]

且成形过程中产生的气泡也有足够的时间和动力进行逃逸,成形样品不容易开裂并且致密度高^[57-60]。Gao等^[58]对L-PBF成形Ti-43Al-9V-0.5Y进行了振荡速度探索,振荡方式如图5d所示,研究发现当振荡速度小于等于100 mm/s时,由于激光振荡的搅拌效应,和缓慢的冷却速度促进了细小等轴晶生成并减少了脆性B2相的形成,显著提升了延展性,从而有效防止裂纹。在给定的参数下,可以获得致密度为99.98%的无裂纹样品,如图5e所示。在后续研究中,Gao等^[59]对线性和振荡扫描过程和冷却过程进行比较,对L-PBF成形Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B合金的缺陷形成和抑制机制进行了分析。研究发现,由于圆束振荡扫描的激光作用时间比线性扫描的作用时间延长6.28~31.4 ms,凝固时间延长40.02~185.94 ms,以及圆束振荡让熔体产生湍流,导致液体对流更加充分扩散能力大幅度提升,能有效抑制

冶金缺陷产生。

合金元素对于调控L-PBF成形 β 凝固TiAl合金的成形性也至关重要^[61]。对于TiAl合金而言,通常会添加 β 稳定相元素让TiAl合金避开包晶反应,从而获得 β 凝固的TiAl合金,其主要的元素包括Nb、Mo、V、Cr、Ta、W、Mn和B等元素^[62]。元素的添加除让TiAl合金转变为 β 凝固外还能进行微观结构和力学性能调节。研究人员通常添加Mo、V、Nb和Mn元素来提高延展性和稳定微观结构中的 β 相,目的皆在提升 β 凝固TiAl合金的力学性能^[27,63-64]。而Mo、W和Ta元素则用来提升抗氧化性能^[63],Zr、Nb和Ta等元素被用作提升高温抗蠕变性能^[65-66],同时Ta元素还能细化晶粒^[65]。由于L-PBF成形的 β 凝固TiAl的易开裂性,Gao等^[45]系统研究了通过添加Y元素作为提高TiAl合金成形性的方法,并且通过使用较慢的冷却速率成功获得了致密的 β 凝

固 TiAl 合金。研究发现添加 Y 元素可让 β 凝固 TiAl 合金的激光能量吸收率提升且降低熔体的黏度,如图 6a 和 b 所示,让 L-PBF 成形 TiAl 过程中的熔体充分流动,有效防止了裂纹的形成并显著提升打印性能。随 Y 含量增加,Y 的合金化会导致 β 凝固 TiAl 合金形成细等轴晶粒,降低 B2 相含量。该研究还表明工艺参数对开裂敏感性的影响主要取决于具有不同传热模式的熔池中的冷却速率。冷却速率较慢的匙孔模式比传导模式具有更低的开裂敏感性。由冷却速率控制的微观组织特性和相变决定了 β 凝固 TiAl 合金的固有延展性。粗柱状晶粒和脆性 B2 在高冷却速率下的相导致延展性显著下降,从而分别引起凝固开裂和冷裂化。而细等轴晶粒和脆性 B2 较慢的冷却速率大大提高了延展性,可以有效防止这两种裂纹的产生。Löber 等^[51]通过使用 L-PBF 成形含有高 Nb,Mo 元素的 TNM-B1 成功获得无裂纹的 β 凝固 TiAl 合金。Xie 等^[67]利用球磨法制备了 25%TC4/Ti-48Al-2Cr-2Nb(质量分数),为 β 凝固 TiAl 合金。由于 TC4 的加入,降低了铝含量,抑制包晶反应,实现 β 凝固路径,获得的 β 凝固 TiAl 在成形

过程中降低了冷却速率,提高小角度晶界比例,如图 6c 和 d 所示,大幅度降低了裂纹密度。由 L-PBF 制备的 Ti488 裂纹密度为 (1.57 ± 0.42) mm/mm²,到 L-PBF 制备 TC4/Ti4822 裂纹密度为 (0.87 ± 0.12) mm/mm²,并且孔隙率仅为 $(1.21 \pm 0.27)\%$,裂纹密度降低 44.6%,由此可见,通过添加 β 稳定元素扩大 β 窗口是减少裂纹产生的有效措施。同时,TC4 作为第二相添加能有效消除降低 TC4 与 TiAl 之间的热膨胀系数差异从而消除裂纹^[68]。

近年来,通过第二相调控 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金也备受关注。添加的第二相能作为非均质成核位点促进晶粒形核从而细化晶粒,并且还能抑制热撕裂的出现,降低裂纹的产生^[69-72]。例如,Li 等^[61]研究了还原石墨烯氧化物(RGO)添加量对 L-PBF 成形 Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B 的微裂纹和微空隙的影响,如图 7 所示,结果表明当添加 1%(质量分数)的 RGO 时可以通过晶粒细化效应显著减少微裂纹数量。本质上,添加第二相的目的旨在将主导凝固模式从定向柱状生长转变为等轴生长^[73]。Xue 等^[69]利用 L-PBF 成形纳米 W 颗粒(约 200 nm)复合高 Nb-TiAl

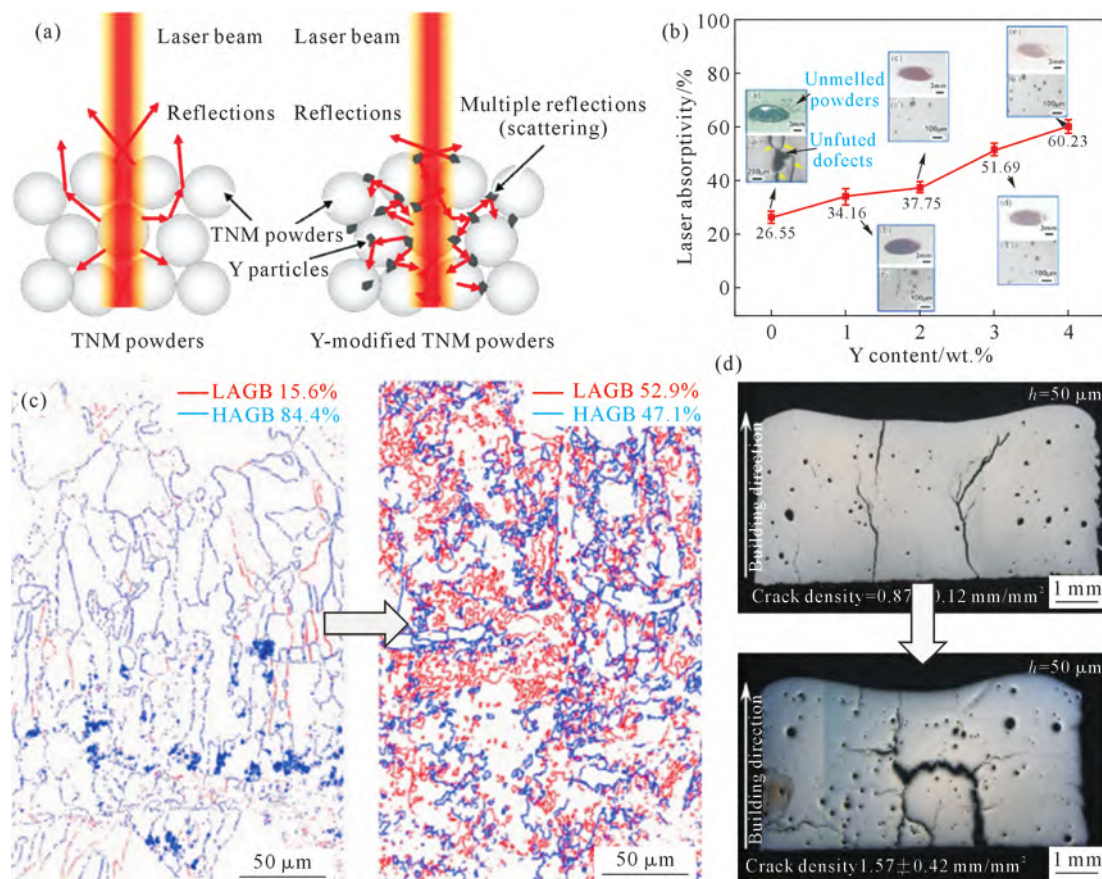


图 6 合金元素和合金化对微观结构影响:(a) Y 元素影响激光能量吸收的机理;(b) 不同 Y 含量的激光吸收率;(c) 添加 TC4 后晶界占比变化情况;(d) 添加 TC4 后裂纹密度^[45,67]

Fig.6 Effects of alloying elements and alloying on the microstructure: (a) mechanism through which Y affects laser energy absorption; (b) laser absorption rate at different Y contents; (c) variation in the grain boundary fraction with increasing TC4 addition; (d) crack density after TC4 addition^[45,67]

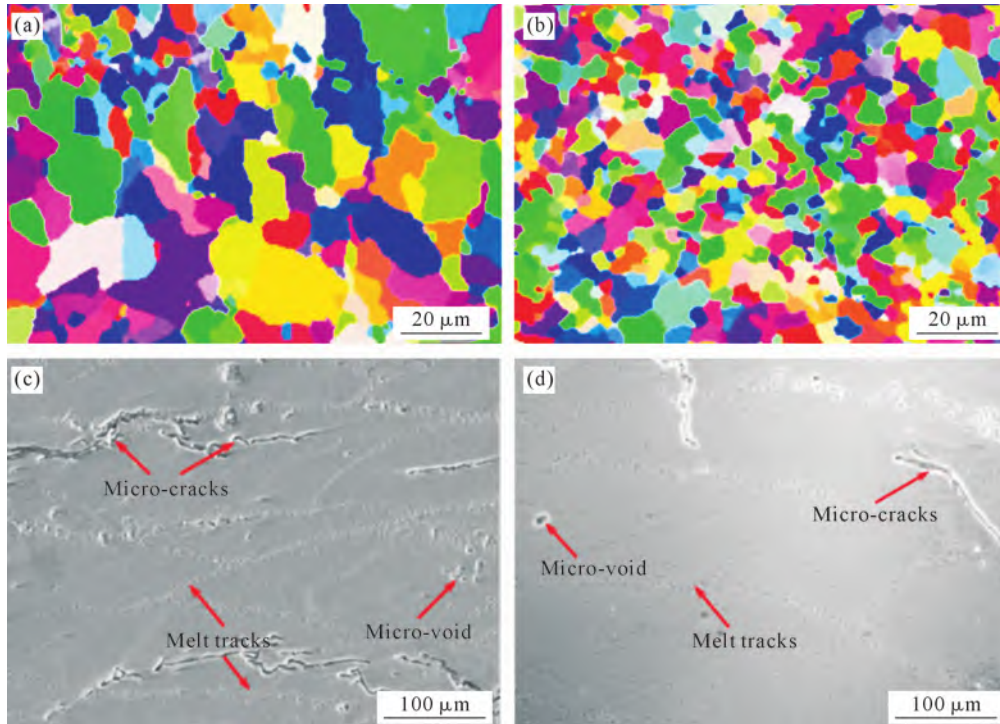


图7 含量为1%(质量分数)RGO/Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B的晶粒细化及裂纹情况:(a, c)未添加RGO的晶粒大小及裂纹产生情况;(b, d)添加RGO后的晶粒大小及裂纹产生情况^[61]

Fig.7 Grain refinement and crack suppression in Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B alloy with 1 wt.% added RGO: (a, c) grain size and crack morphology without added RGO; (b, d) grain size and crack morphology with added RGO^[61]

合金,纳米W颗粒主要在熔池的边界处分布。而且由于L-PBF的高冷速,纳米W粒子均匀分布在整個熔池范围,纳米W颗粒不仅作为形核剂促进晶粒形核细化晶粒,同时W颗粒会均匀分布在熔池的边界处,能有效阻碍溶质原子迁移,阻断柱状晶粒的生长。晶粒生长方向受到抑制,最终形成随机生长方向的等轴晶粒微观结构。

氧含量是影响热裂纹的一个重要因素。在成形过程中,Ti和Al元素会与O元素发生反应生成 TiO_2 和 Al_2O_3 ,这两个氧化物会降低相邻晶粒间的润湿性,并且O原子会降低基体的延展性从而导致裂纹产生。然而氧气的来源主要是成形环境和原始粉末,几乎无法避免,因此大量研究人员开始通过添加第二相与氧原子反应从而减弱氧气对成形过程中的危害。目前普遍用到的第二相添加剂为 TiB_2 、 LaB_6 、 TiC 等^[74-77],如 TiB_2 和 LaB_6 都是通过引入硼化物作为晶粒细化剂,同时通过原位形成 La_2O_3 或者 TiO_2 基质的氧含量,从而增强材料的延展性能。

2.2 L-PBF成形 β 凝固TiAl合金力学性能

表2为L-PBF成形 β 凝固TiAl合金压缩力学性能^[50-51,58-59,61,78],表3为L-PBF成形 β 凝固TiAl合金的拉伸力学性能^[56,58]。由于L-PBF成形 β 凝固TiAl合金的裂纹消除仍具有较大挑战,并且L-PBF成形TiAl合金过程易产生孔隙、未融合等缺陷,这些缺陷在拉伸应力下极为敏感,导致过早断裂,数据不能反

映其真实的材料性能。因此,其力学性能主要集中在纳米硬度和压缩性能上,对于拉伸性能鲜有报道。目前,Gao等^[58]利用L-PBF成形Ti-43Al-9V-0.5Y获得了良好的力学性能,其V和Y元素的添加促进了晶粒细化并且细致分布的 YAl_2 分布在晶粒内部和晶界沿线的沉淀有效阻碍位错运动并诱发位错堆积,抑制了粗大柱状晶的形成。并且在一定的工艺参数下B2相含量较少从而形成了细小均匀的等轴晶大幅提升了材料的塑性,防止裂纹的产生,其压缩性能达到1931 MPa,压缩应变为13.29%同时拉伸性能上抗拉强度达到253 MPa,断裂伸长率达到0.45%。

虽然通过L-PBF可以成形精细的微观结构和高致密度样品,但对于成形 β 凝固TiAl合金仍存在高裂纹敏感性和较窄加工窗口的问题,严重阻碍了其实际生产和应用。通过优化工艺参数和扫描策略以及在此基础上添加一定的预热温度可以有效缓解裂纹的产生,并大幅提升L-PBF成形 β 凝固TiAl合金的稳定性。但高预热设备成本较高,大规模应用仍存在限制。此外,添加一定的合金元素(Y、B等)和第二相(LaB_6 和TC4等)可进一步增强微观结构和降低裂纹密度,在后续可通过热处理等方式进一步调控微观组织,提升整体性能。通过加入外部场辅助技术(如磁场或超声振动),以降低热应力;优化激光振荡策略,延长熔池存在时间,促进温度均匀化等能大幅降低裂纹产生的可能。总之,L-PBF在成形 β

表 2 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金压缩力学性能
Tab.2 Compressive mechanical properties of β -solidifying TiAl alloy fabricated by L-PBF

Material	Compressive strength/MPa	Compressive strain/%	Microstructure feature
Ti-40Al-9V-0.5Y ^[50]	2 106±13	10.89±0.57	Fine equiaxed grains (3~10 μm) with YAl ₃ precipitates at grain boundaries and within the grains
TNM-B1 (as-built) ^[51]	1 816~1 903	4.5~9.5	Near-layered β structure
TNM-B1 (heat-treated)	886~1 071	12.3~16.5	Coarsened uniform near-lamellar β structure with γ phase
Ti-43Al-9V-0.5Y (Oscillating: 100 mm/s) ^[58]	1 931.33±34.57	13.29±1.5	Fine equiaxed grains (10~30 μm), predominantly composed of the α_2 phase with an extremely low content of the B2 phase
TNM (Oscillating: 100 mm/s) ^[59]	1 738.03±43.76	13.21±0.29	Fine equiaxed α_2 + γ lamellar colonies (10~30 μm), surrounded by B2 phase
0 wt.% RGO/Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B ^[61]	1 162.48±15.32	3.44±0.11	Equiaxed grains (6.25 μm) composed of α_2 + γ +B2 phase
0.5 wt.% RGO	1 358.65±18.18	4.06±0.15	Equiaxed grains (3.4 μm) composed of α_2 + γ +B2 phase
1 wt.% RGO	1 546.00±22.63	5.34±0.22	Equiaxed grains (2.8 μm) composed of α_2 + γ +B2 phase
2 wt.% RGO	1 460.28±15.27	4.59±0.18	Equiaxed grains (2.3 μm) composed of α_2 + γ +B2 phase
Ti-44Al-6Nb-1.2Cr (scan interval: d0.01 mm) ^[78]	1 422.6±20.4	13.1±0.2	Basketweave α_2 phase structure
Ti-44Al-6Nb-1.2Cr (d0.02)	1 470.3±16.8	13.3±0.8	Basketweave α_2 phase structure
Ti-44Al-6Nb-1.2Cr (d0.04)	1 512.6±2.7	8.7±0.5	Massively transformed α_2 phase microstructure
Ti-44Al-6Nb-1.2Cr (d0.06)	1 544.8±13.8	8.5±0.7	Massively transformed α_2 phase microstructure

表 3 L-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金拉伸力学性能
Tab. 3 Tensile mechanical properties of β -solidifying TiAl alloy fabricated by L-PBF

Material	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Microstructure feature
Ti-43Al-9V-0.5Y (Oscillating: 100 mm/s) ^[58]	253.27±29.72	0.45±0.16	Fine equiaxed grains (10~30 μm), predominantly composed of the α_2 phase with an extremely low content of the B2 phase
Ti-44.8Al-6Nb-1.0Mo-0.1B ^[56]	900	-	B2 matrix with acicular α_2 phase

凝固 TiAl 的精细化微观结构具有巨大潜力,但成形无裂纹和降低成形成本方面的问题仍有待研究。

3 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金

激光定向能量沉积使用激光作为聚焦热源,以粉末或金属丝的形式熔化/融化材料,并将其逐层沉积在基板上,以一步加工构建产品的最终形状。与 L-PBF 和 EB-PBF 相比,L-DED 具有更高的沉积效率,可以成形体积更大的工件。此外,L-DED 采用多轴喷嘴为其成形提供了更大的自由度,使其成为修复受损部件高效工具。同时,L-DED 具有更高的功率和更大的光斑直径,该特点会导致 L-DED 的冷却速度也会远小于 L-PBF 和 EB-PBF,能有效降低残余应力的产生,大幅提升 TiAl 合金的成形性。然而,成形合金具有相对粗糙的表面光洁度。因此,为了开发具有精确形状和尺寸的合金,还需进行二次机加工。另外,L-DED 成形方式会导致 TiAl 合金出现沿构建方向生长的柱状晶粒,并且较低的冷速会导致晶粒尺寸粗化,恶化 TiAl 合金性能,因此对 L-DED 成形 TiAl 合金的微观组织调控至关重要。

3.1 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金缺陷与组织

工艺参数是 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 的重要因素。L-DED 成形工艺参数通常包括激光功率,扫描速度,送粉量和抬升量。通过调整参数有利于提高 β 凝固 TiAl 合金的成形性和调整成形后的微观结构。L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金的裂纹部分是冷裂纹,这些裂纹通常由于高的能量输入和较小的热量影响区导致的高冷却速率以及高热应力产生,通过调整工艺参数一定程度上调整了能量的输入从而降低裂纹产生的可能。Huang 等^[79]研究了激光功率对 Ti-44Al-4Nb-1Mo-1Cr 合金的成形性影响,如图 8 所示,通过提升激光功率能抑制裂纹的产生。

β 凝固 TiAl 合金通常会添加 β 稳定元素(如 Nb、Ta 等),以及 L-DED 成形具有快速凝固特性,其成形后的微观组织会存在一定的元素偏析现象,从而形成树枝晶,通过调整工艺参数也能改变其微观组织。Di 等和 Ma 等^[24,80-82]对 Ti-45Al-8Nb 合金进行工艺参数探索,研究发现由于 Nb 的存在导致 β 偏析的存在,通过调整扫描速度能够改变冷却速率,更高的扫描速度能够促进柱状树枝晶转变为等轴枝晶,

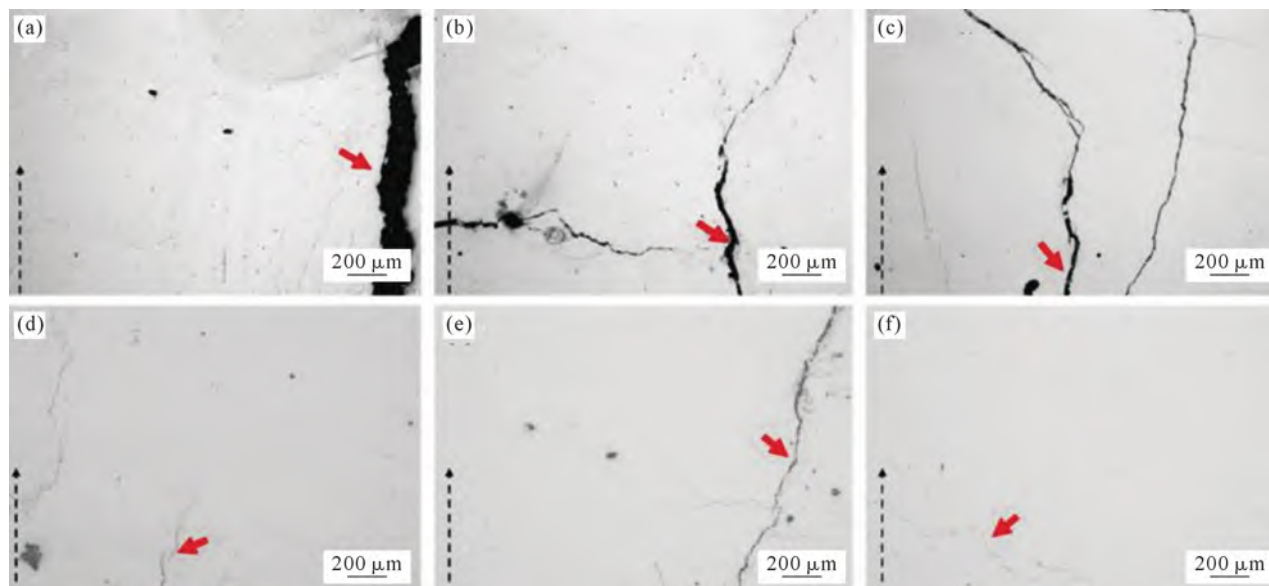


图8 激光功率对 L-DED 成形 Ti-44Al-4Nb-1Mo-1Cr 合金成形性影响:(a) 230 W; (b) 260 W; (c) 290 W; (d) 320 W; (e) 350 W; (f) 380 W^[79]

Fig.8 Effect of laser power on the formability of L-DED Ti-44Al-4Nb-1Mo-1Cr alloys: (a) 230 W; (b) 260 W; (c) 290 W; (d) 320 W; (e) 350 W; (f) 380 W^[79]

如图9所示,从而促进微观结构的精细化;另外还发现通过调整激光功率,可以改变一次枝晶臂间距和层片团的层间距,从而提升力学性能。高温压缩实验表明,虽然高Nb含量可提高高温强度,但同时加剧了偏析倾向和组织不均匀性,使层片界面成为高温变形的软化区,要获得均匀的微观组织和消除偏析还需进一步热处理。此外,Zheng等^[83]指出,采用基板预热(500~800℃)能部分缓解热应力集中,有效缓解裂纹的产生,然而无法从根本上消除裂纹问题。由此可见,TiAl合金的DED成形具有一定的裂纹敏感性,通过改变工艺参数或者添加预热对部分合金

在一定程度上很难做到完全无裂纹。

在 L-DED 沉积过程中热影响区会对已沉积部分产生本征热处理,其热影响温度会将已凝固部分提升到其温度对应的相区,达到充分相变的效果。并且由于 L-DED 的快冷,晶粒不会过分长大,同时相较于传统工艺而言还能达到晶粒细化的效果,提高其成形性和改善微观组织。Zhu等^[28]提出高频热循环诱导固态相变的新方法(high-speed laser deposition, HLD),通过提升扫描速率与减小层厚,反复诱导新的 α 晶粒成核并限制其生长,完全消除了非平衡凝固残留的 β 相,获得平均晶粒尺寸约50 μm 的

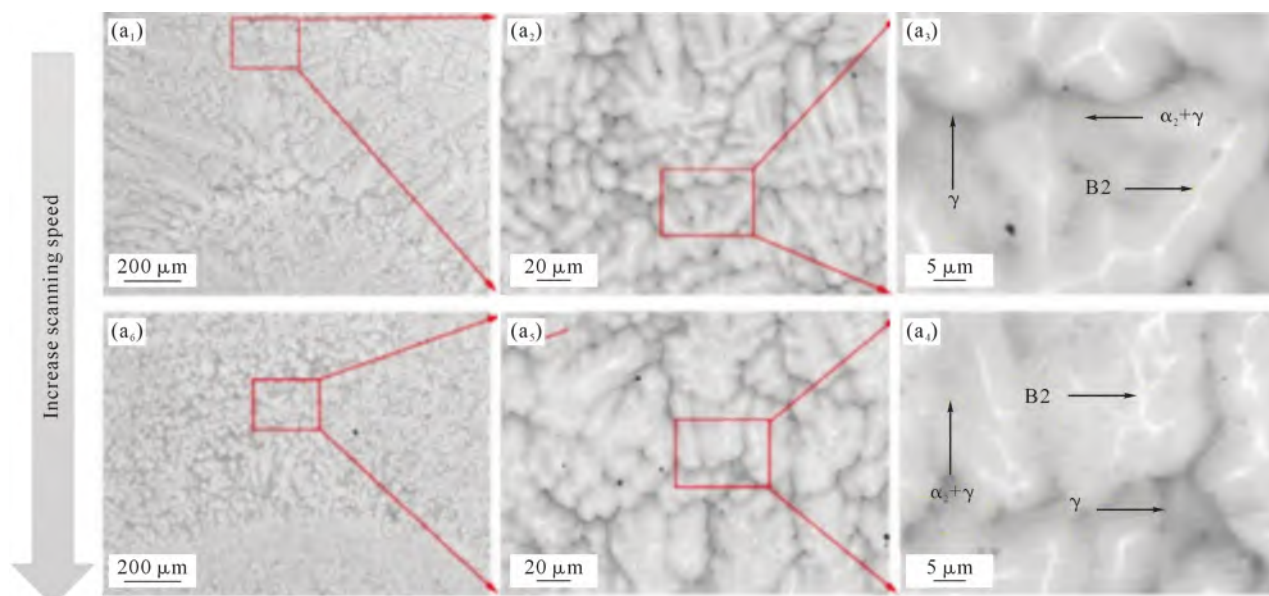


图9 Ti-45Al-8Nb 扫描速度对树枝晶的影响:(a₁~a₃) 80 mm/min; (a₄~a₆) 140 mm/min^[24]

Fig.9 Effects of the scanning speed on the morphology of Ti-45Al-8Nb dendrites: (a₁~a₃) 80 mm/min; (a₄~a₆) 140 mm/min^[24]

细晶全层片组织,从而在室温下增强了拉伸强度(800 MPa)和伸长率(1.5%),并提高了抗蠕变能力,成功兼顾了室温塑性 with 高温强度,其处理方法和成形微观结构如图 10 所示。这类热循环控制策略在获得较好的成形性的同时还打破了 TiAl 体系中“高温强度与低温塑性互斥”的传统瓶颈。

TiAl 合金的成形性不仅受残余热应力的影响,还受其微观结构特性影响。除通过改变成形策略和工艺参数外,采用合金化也能有效调节相含量,晶粒尺寸和微观结构形貌,从而提高 TiAl 合金的力学性能^[84]。Raji 等^[62]对多种合金元素包括 Nb、Mo、V、Cr、Mn、W、Ta 等对 β 凝固 TiAl 合金的微观结构、相稳定性、力学性能影响做了详细分析,发现合金元素通过调控相变路径和微观结构,显著影响 β 凝固 TiAl 合金的性能。合理设计成分(如 TNM 合金中的 Nb-Mo-B 体系)并结合热处理,可克服脆性,扩展其在轻量化高温部件中的应用。Weisheit 等^[85]在 Ti-45Al-5Nb-0.5Si 基体中引入 5%~10%(质量分数) TiC 颗粒,实现了显著的组织细化与硬度提升,揭示了激光功率、晶粒尺度与显微力学性能间的定量关系。Huo 等^[86]在 Ti-45Al-8Nb 合金中加入 0.5%(原子分数)硼元素,通过形成弥散 TiB 颗粒抑制 β 晶粗化并削弱织构强度,使层片尺寸由 75 μm 减至 45 μm ,室温延展性提高约 51%,为高 Nb-TiAl 合金的增韧提供了新的合金化思路,晶粒尺寸变化如图 11a 所示。Huang 等^[87]利用 L-DED 技术成形 β 凝固 TiAl 合金,研究和理解了 La 和 B 对 L-DED 的 TiAl 合金的微观组织演变、晶粒细化和力学性能的影响。

通过加入 LaB_6 显著减小晶粒尺寸并改变了微观形貌,获得了完全无裂纹 β 凝固 TiAl 合金,如图 11b 和 c 所示。研究表明添加的 LaB_6 的 B 溶质导致初级 β 期的细化,这归因于与凝固过程中 B 的强烈分配相关的生长限制效应。原位形成的带状硼化物沉淀物被确定为 TiB 和 β 的纳米级混合物,这种共晶相混合物的形成支持了凝固过程中晶粒细化的 B 诱导结构过冷机制。 La_2O_3 的固定效果 TiB 也可抑制初级 β 晶粒的生长,但不直接导致初级 β 晶粒的任何异质位点。Song 等^[88]同样利用 LaB_6 作为第二相与 Ti-45Al-8Nb 合金进行原位合成进行 DED 制备,其中当 LaB_6 浓度为 0.1%(原子分数)时获得最优力学性能,其微观结构稳定性也有所提升。研究发现,位于晶界的杆状 TiB 和均匀分布的球形 La_2O_3 使得微观组织转变为细小的等轴全层片结构,并且 TiB 和 La_2O_3 与 TiAl 合金基体的相干特性及其形成的多级网络结构可以有效传递载荷,提高界面的可变形性,阻碍裂纹扩展。此外, La_2O_3 作为第二相分布在晶界和层片团内,发挥协同效应,有效细化 TiAl 合金,同时促进层片团从柱状转变为等轴状,这有效抵消了 DED 中柱状晶粒形成的固有倾向。TiB₂ 增强材料同样使柱状向等轴晶粒转变成为可能。 β 凝固 TiAl 合金通过引入 β 稳定元素(如 Nb、Cr、Mo、W 等)改变了凝固路径。这种变化显著拓宽了合金的液相区间,增强了熔池的流动性,并在高温下提供了较强的塑性缓冲能力,从而有效抑制热裂纹的产生。冷却过程中, β 相部分转变为 α 相,再进一步分解形成 $\alpha_2+\gamma$ 层片组织,从而获得更加均匀的层片分布和较

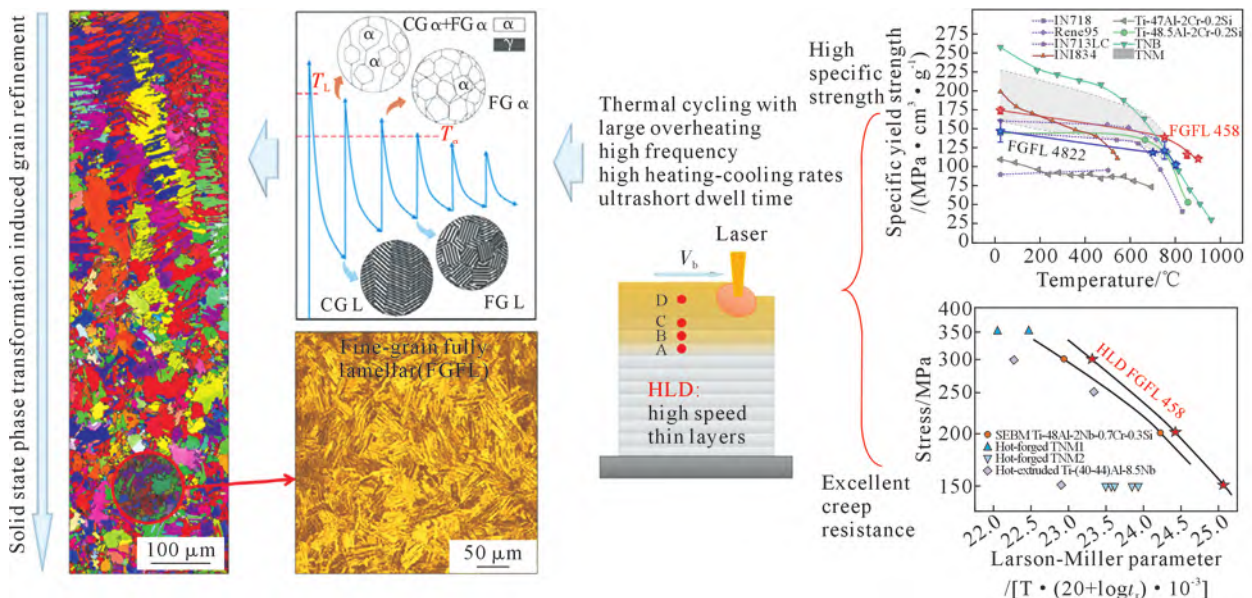


图 10 LMD 制备的 Ti-45Al-8Nb 合金经过 HDL 处理的微观结构和力学性能^[28]

Fig.10 Evolution of the microstructure and mechanical properties of Ti-45Al-8Nb alloys fabricated via LMD upon HDL treatment^[28]

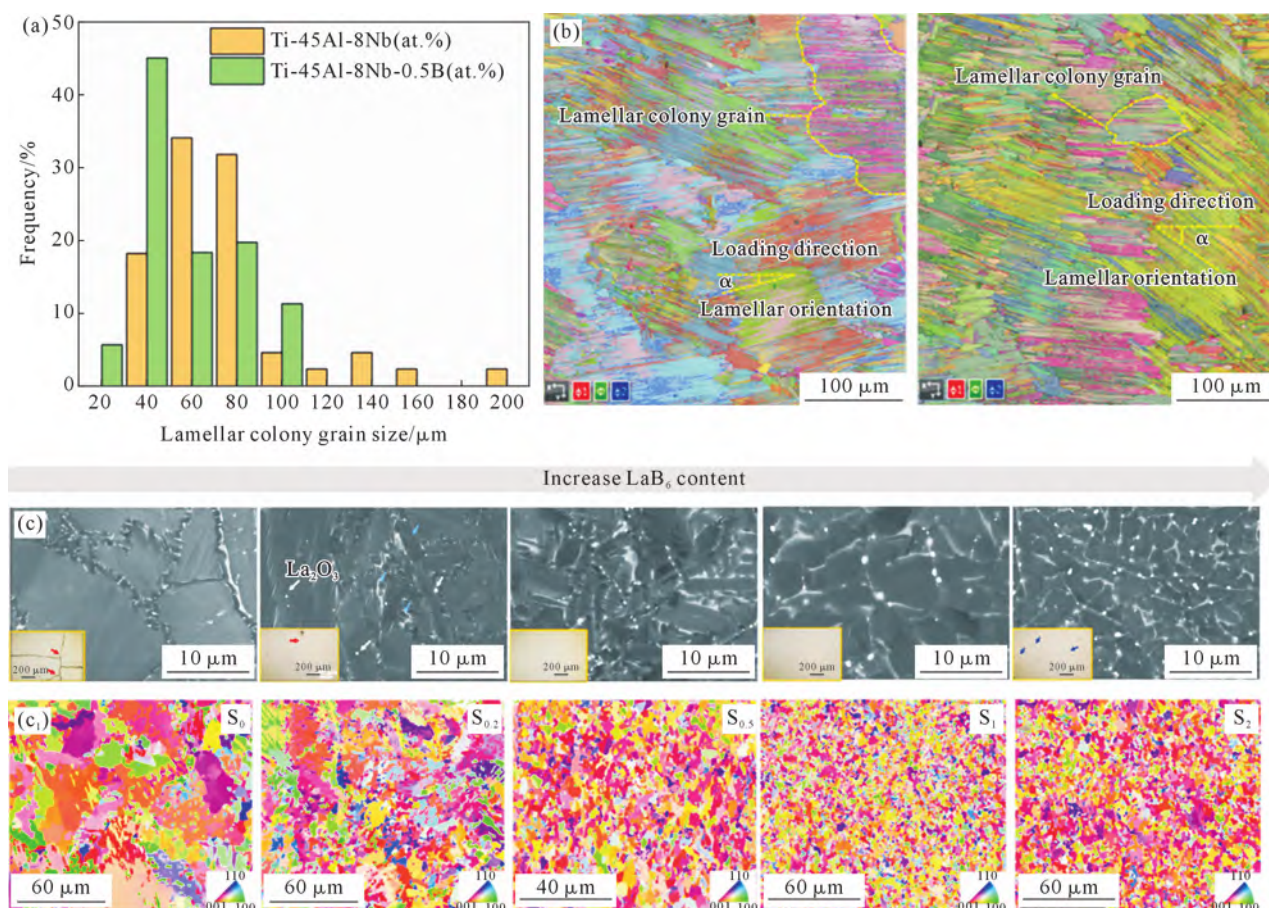


图 11 合金元素和合金化对微观结构影响:(a) B 元素添加 Ti-45Al-8Nb 合金晶粒尺寸变化;(b) B 元素添加 Ti-45Al-8Nb 合金 EBSD 分析;(c) 不同含量 LaB₆ 添加后的微观结构变化;(c₁) 不同含量 LaB₆ 添加后的晶粒尺寸变化的 EBSD 分析^[86-87]

Fig.11 Effects of alloying elements and alloying on the microstructure: (a) grain size variation of Ti-45Al-8Nb alloy with B addition; (b) EBSD analysis of Ti-45Al-8Nb alloy with B addition; (c) microstructural evolution with different LaB₆ additions; (c₁) grain size variation with different LaB₆ additions via EBSD^[86-87]

弱的织构取向。

3.2 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金的力学性能

表 4^[24,28,81-82,86,88]和 5^[87,89]总结了 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金的拉伸与压缩性能。与 L-PBF 相比, L-DED 获得的微观组织偏向于细小的全层片结构或者近层片结构,细小的层片结构为 TiAl 合金提供较高的强度、硬度和抗蠕变性能。Di 等^[24,80-81]对 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金的研究发现, Ti-45Al-8Nb 合

金的力学性能与层片尺寸、晶粒形貌及织构分布有关,并且层片间距与强度符合 Hall-Petch 关系,即屈服强度随层片间距减小而增加,说明层片界面对位错运动的强烈阻碍作用是主要的强化机制。同时,层片的取向和晶粒形貌决定合金的各向异性, L-DED 成形的热梯度方向导致 α₂+γ 层片呈明显的择优取向生长,从而表现出较强的方向性的塑性差异。通过优化扫描策略或调控能量密度,可实现柱状向等轴

表 4 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金拉伸力学性能
Tab.4 Tensile mechanical properties of β-solidifying TiAl alloy fabricated by L-DED

Material	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Microstructure feature
Ti-45Al-8Nb ^[82]	365±11	0.36	Near-lamellar structure (α ₂ +γ)
Ti-45Al-8Nb ^[81]	379±32	0.35	Near-lamellar structure (α ₂ +γ)
Ti-45Al-8Nb ^[24]	900 °C: 280.8±33.1	2.12	Near-lamellar structure (α ₂ +γ)
Ti-45Al-8Nb ^[86]	662.17	0.53	Fully lamellar structure
Ti-45Al-8Nb-0.5B	711.65	0.80	Fully lamellar structure with borides precipitating at grain boundaries
Ti-45Al-8Nb ^[28]	800	1.70	Fine-grained fully lamellar (50 μm)
	RT: 997	0.63	
Ti-45Al-8Nb+0.1 at.% LaB ₆ ^[88]	900 °C: 685	>5	Equiaxed lamellar colonies (26 μm) with TiB and La ₂ O ₃ precipitates at grain boundaries and within the grains
	950 °C: 461	>14	

表 5 L-DED 成形 β 凝固 TiAl 合金压缩力学性能
Tab.5 Compressive mechanical properties of β -solidifying TiAl alloy fabricated by L-DED

Material	Compressive strength/MPa	Compressive strain/%	Microstructure feature
Ti-45Al-8Nb ^[87]	1800	12	Coarse near-lamellar colonies (40 μm)
Ti-45Al-8Nb-0.2 wt.% LaB ₆	RT: 2000 800 $^{\circ}\text{C}$: 725	RT: 16 800 $^{\circ}\text{C}$: 0.47	Refined near-lamellar colonies (17 μm)
Ti-45Al-8Nb-0.5 wt.% LaB ₆	RT: 2030 800 $^{\circ}\text{C}$: 800	RT: 18.5 800 $^{\circ}\text{C}$: 0.5	Fine duplex microstructure (1.5 μm)
Ti-45Al-8Nb-1.0 wt.% LaB ₆	RT: 2017 800 $^{\circ}\text{C}$: 690	RT: 17.7 800 $^{\circ}\text{C}$: 0.5	Fine duplex microstructure with coarsened TiB phase (1.2 μm)
Ti-45Al-8Nb-2.0 wt.% LaB ₆	RT: 1865 800 $^{\circ}\text{C}$: 600	RT: 15.7 800 $^{\circ}\text{C}$: 0.5	Fine duplex microstructure with coarsened TiB phase (1.5 μm)
Ti-44Al-4Nb-1Mo-1Cr ^[89]	1 806.90 $\pm$ 37.96	11.50 $\pm$ 0.45	Coarse near-lamellar colonies
Ti-44Al-4Nb-1Mo-1Cr-0.5 wt.% LaB ₆	2 031.00 $\pm$ 26.92	18.60 $\pm$ 1.46	Equiaxed duplex microstructure with La ₂ O ₃ precipitates along grain boundaries

晶的转变,减弱织构强度,提高各向力学性能。此外, L-DED 过程中的快速凝固和多次热循环会引发 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \gamma$ 多级相变,使组织处于非平衡态,再加上熔池重复加热引起的“再熔带”效应,可诱导部分 β 相重新析出,从而强化界面结合并提高组织稳定性。Zhu 等^[28]利用 L-DED 快速本征循环热处理制备了 Ti-45Al-8Nb 合金获得了伸长率大于 1.5%并且抗拉强度大于 800 MPa 的优异力学性能样品。通过添加微量合金元素和颗粒弥散强化也能有效提升合金的力学性能。Huo 等^[86]研究表明,在 Ti-45Al-8Nb-0.5B 合金中, TiB 颗粒在层片界面处起到钉扎与晶界固定作用,与 Ti-45Al-8Nb 相比室温延展性提升约 50% 约为 0.8%,同时抗拉强度也有所提升,为 662.17 MPa。Song 等^[88]通过在 Ti-45Al-8Nb 中加入 0.10%(原子分数)LaB₆,获得了多级网络状 TiB-La₂O₃ 析出结构,该结构在室温下极限抗拉强度达 997 MPa,在 900 $^{\circ}\text{C}$ 仍保持 685 MPa,显著优于未添加样品(560 MPa)。

L-DED 工艺具有高效沉积,快速制备中大型成形件的能力,同时对多种类型 TiAl 合金都具有一定的可成形性,具有巨大的功能梯度成形潜力。另外热积累和冷却是影响 DED 成形 β 凝固 TiAl 的重要因素,未来通过本征循环热处理的方式改变热积累从而改变微观结构具有重大潜力。尽管热应力低于 L-PBF,但高能量输入仍可能诱发冷裂纹,通过基板预热或先沉积一定层数基板材料再沉积 TiAl 也能达到预热效果,可以适当降低热应力,有效保证 TiAl 合金成形性。引入 Nb、B 等微量元素的 TiAl 合金能进一步调节相组成并优化性能,而通过引入第二相强化可以促进晶粒形成从而细化晶粒,抑制裂纹产生提高力学性能。目前 β 凝固 TiAl 合金面临成形后的偏析严重以及室温下残留的 B2 相对力学性能产生影响的问题,因此成形后还需要对其进行热

处理以达到提高性能的目的。

4 EB-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金

4.1 EB-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金缺陷与组织

电子束粉末床熔融技术采用高能电子束为热源。由于高能电子束穿透能力更强,能够获得更高的能量输入。高能电子束可以把整个腔体加热,达到目标高温或者接近 TiAl 合金的韧脆转变点^[90-91]。同时,由于预热温度高,成形件的残余应力较低,可以有效减少变形和抑制裂纹产生^[92-93]。另外,EB-PBF 成形过程中处于真空环境,允许氧气、氢气等杂质气体逸出。然而,由于高能量的输入以及成形过程的真空环境,可能导致 EB-PBF 成形 TiAl 合金显著的铝损失,以及不均匀的铝烧损,进而对合金的力学性能和微观结构产生不良影响^[43,94]。

EB-PBF 成形 TiAl 合金时,其铝损失可达约 8%(原子分数)^[95],通过调整工艺参数降低热输入可以将铝损失降低到 0.5%^[94],Moritz 等^[95]系统研究了 EB-PBF 成形 TNM-B1+3%Al(原子分数)合金,在不同体能量密度下的铝烧损量,研究表明随着体能量密度的增加,铝烧损量显著增加,在体能量密度为 32.5 J/mm³ 时烧损量为添加的铝含量,此时合金凝固方式为 β 凝固。调整工艺参数是提高 TiAl 合金的成形质量重要途径。其中加速电压是关键参数之一。加速电压的增加可以减少预热时间并且扩大预热区域^[43],这可以大幅度减少粉末床内的电荷积累以及烟雾现象^[96]。另外增加加速电压会增强电子束的穿透能力,有效改善熔池的均匀性和成形件的致密度,优化能量的分布,实现更精细化的光束点直径,从而降低成形件的粗糙度并提升加工稳定性^[97]。由于 Al 含量与 TiAl 合金的凝固方式紧密相关,在不同 Al 含量下, β -TiAl 的室温组织,相组成及其含

量都会有所区别,因此通过调节工艺参数还能调节 β 凝固 TiAl 合金的成形性和微观组织等。Tang 等^[98]对 EB-PBF 成形 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金进行了工艺参数探索,研究了不同工艺下的缺陷产生。通过加大高速电压,增加能量输入,配合循环加热,能大幅度降低成形过程中的热应力,减少裂纹的形成,但是随着能量输入的增大,会导致带状异质结构的出现;而能量输入不足则会导致缺乏融合和未结合的层界面。另外,Kan 等^[93]研究了不同预热电流下 EB-PBF 成形 Ti-45-Al-8Nb 合金的微观结构的影响,如图 12a~e 所示,其中预热电流分别为 24、25 和 26 mA,对应的预热温度分别为 1 241、1 226 和 1 211 $^{\circ}\text{C}$ 。在预热温度为 1 211 $^{\circ}\text{C}$ 的时候,微观结构以等轴 γ 相为主,层片团占比约为 20%;当预热温度升高至 1 226 $^{\circ}\text{C}$ 的时候,微观结构变为双态微观结构,并且等轴 γ 相变得粗糙;当预热温度升高至 1 241 $^{\circ}\text{C}$ 的时候,微观结构变为近层片状,只有少量细小的等轴 γ 相。而且在预热温度不变的情况下,层片团与扫描速度成反比,与束流成正比。随着预热束流电流度在单相 α 区的保持时间增加,从而使 α 相晶粒完全转变和生长, $\beta_0/\text{B2}$ 相几乎消失,并且形成精细的层片团,大幅提升了合金室温塑性。然而,由于 EB-PBF 的原位退火效应导致 α_2 层片解体,拉伸性能的提升仍然提升有限。Cho 等^[42]研究了 EB-PBF 不同输入能量密度下制造的 Ti-44Al-4Cr

合金,其成形机理如图 12f 和 g 所示,其通过控制束电流和扫描速度,改变输入能量密度(energy density, ED) 从 0.9 J/mm² 到 12.5 J/mm²,发现在高能量密度(ED>3 J/mm²)条件下,形成了均匀的 $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合结构,包含 α_2/γ 层状区域和 β/γ 双相区域。该结构的室温抗拉强度为 773 MPa,1 023 K 时为 644 MPa,伸长率为 40%。在低能量密度(ED<3 J/mm²)条件下,形成垂直于构建方向的层状微观结构,包含超细 α_2/γ 层状晶粒层和 $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合结构层。该结构的室温抗拉强度为 773 MPa,1 023 K 时为 644 MPa,伸长率为 40%。通过控制 EB-PBF 工艺的输入能量密度,可以获得具有优异高温拉伸性能的含 β 相 TiAl 合金。高能量密度条件下形成的均匀混合结构和低能量密度条件下形成的层状结构均表现出高强度和良好的延展性。

4.2 EB-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金的力学性能

表 6^[42,91,93,99-100]和 7^[98]为 EB-PBF 成形 TiAl 合金的力学性能。由于 EB-PBF 的成形特性,其 TiAl 合金通常会出现由等轴粗状晶粒和层片团交替组成的带状结构,该结构会导致构建方向以及扫描方向上的性能差异^[39]。目前对于 EB-PBF 成形 TiAl 的拉伸性能各向异性研究较多的是 Ti4822 合金^[101-102],对于 β 凝固 TiAl 合金的各向异性研究较少。另外对于 EB-PBF 成形 TiAl 合金,其成形后会出现微观结构退化,并且这种退化效果从上到下沿成形方向逐渐

表 6 EB-PBF 成形 TiAl 合金拉伸力学性能
Tab.6 Tensile mechanical properties of TiAl alloy fabricated by EB-PBF

Material	Tensile Strength/MPa	Elongation/%	Microstructure Feature
Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B ^[99]	800 $^{\circ}\text{C}$: 580	58	Near-lamellar microstructure (2 μm) with B2 phase
Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (HT: $\alpha+\beta$)	697	4	Equiaxed α_2 phase (10 μm)/short rod-like α_2 phase (1 μm)
Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (HT: β)	770	6	Acicular α_2 phase with B2 phase
Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (HT: $\beta+\gamma$)	680	3	Acicular α_2 phase with B2 phase
	RT: 226	0.09	
	400 $^{\circ}\text{C}$: 321	0.138	
Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B ^[100]	700 $^{\circ}\text{C}$: 347	0.140	Near-lamellar colonies (<4 μm) with B2 phase
	800 $^{\circ}\text{C}$: 400	0.279	
	850 $^{\circ}\text{C}$: 396	0.310	
	RT: 650~700	-	Ipreheat=24 mA: Near-gamma microstructure
Ti-45Al-8Nb ^[93]	800 $^{\circ}\text{C}$: 700~800	-	Ipreheat=25 mA: Duplex microstructure
	900 $^{\circ}\text{C}$: 450~500	-	Ipreheat=25 mA: Near-lamellar microstructure
	600~700	<0.6	
Ti-45Al-8Nb ^[91]	800 $^{\circ}\text{C}$: 600~800	<0.6	Near-lamellar microstructure, and the volume fraction of lamellar colonies decreased with increasing deposition height
	900 $^{\circ}\text{C}$: 450~500	<0.6	
	RT + HIP: 600~800	<0.6	
	RT: 700~800	0.4~0.8	ED<3 J/mm ² : α_2 lamellar colonies+ β/γ cellular structure, with an interlamellar spacing of 32.5 nm
Ti-44Al-4Cr ^[42]	750 $^{\circ}\text{C}$: 580~650	39~46	ED>3 J/mm ² : α_2 lamellar colonies+ β/γ dual-phase region, with an interlamellar spacing of 62 nm

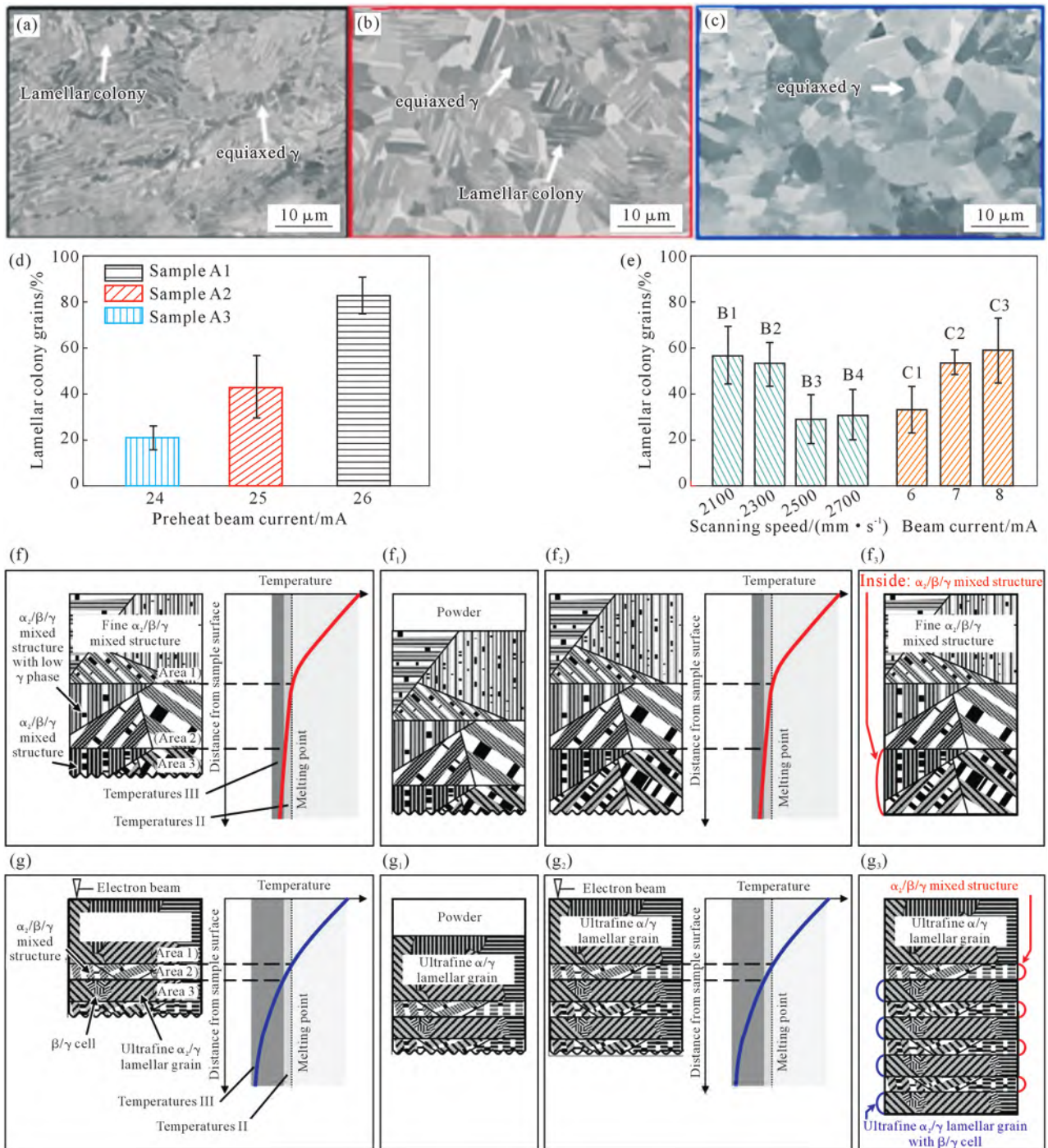


图 12 EB-PBF 成形时不同电流及不同能量输入对合金微观结构的影响: (a-e) EB-PBF 成形 β 凝固 TiAl 合金在 26、25、24 mA 不同电流下的微观结构, 预热电流对 A1、A2、A3 层片团分布直方图, 及样品组 B- 不同扫描速度和样品组 C- 不同预热电流的层片团分布直方图; (f, g) Ti-44Al-4Cr 合金在 EB-PBF 中分别利用高能量密度和低能量密度成形微观组织, 其中 (f) 和 (g) 为熔融表面, (f₁) 和 (g₁) 为送料新的粉末层, (f₂) 和 (g₂) 为再次熔融顶表面, (f₃) 和 (g₃) 为成形微观结构^[42, 93]

Fig.12 Effect of different currents and energy inputs on the microstructure of the EB-PBFed alloy: (a-e) microstructure of the EB-PBF- β -solidifying TiAl alloy under different currents of 26, 25, and 24 mA; lamellar colony distribution histogram for sample set A (A1: 26 mA; A2: 25 mA; A3: 24 mA) with preheating current; and lamellar colony distribution histogram for sample set B (different scanning speeds) and sample set C (different preheating currents); (f, g) microstructure of the Ti-44Al-4Cr alloy formed by electron beam melting with high energy density and low energy density, respectively. Here, (f₁) and (g₁) are molten surfaces, (f₂) and (g₂) are new powder layers, (f₃) and (g₃) are remelted top surfaces, and (f₄) and (g₄) are as-fabricated microstructures^[42, 93]

加剧, 从而导致其在成形方向上出现性能差异。除了 EB-PBF, 在 L-DED 上也出现类似效果^[41]。出现这种效果可能与 AM 的成形方式有关, 且这种退化也会一定程度上损害 TiAl 和力学性能。Kan 等^[91]发现, 通过 EB-PBF 制备的 Ti-45Al-8Nb 合金出现了由顶

部到底部的微观结构退化的增加, 其归因于 EB-PBF 成形过程中不连续的动态再结晶以及热循环。对于力学性能, 在不同的成形高度上都得到了较低的伸长率, 出现该情况可能是由于层状界面的破坏, α 相退化以及 γ 层大量聚集导致, 需要通过优化成分(添

表 7 EB-PBF 成形 TiAl 合金压缩力学性能
Tab.7 Compressive mechanical properties of TiAl alloy
fabricated by EB-PBF

Material	Compressive strength/MPa	Compressive strain/%	Microstructure feature
Ti-45Al-7Nb-0.3W ^[98]	2 029	32	Near-lamellar colonies
Ti-45Al-7Nb-0.3W	2 750	37	Fine fully lamellar (30 μm)
Ti-45Al-7Nb-0.3W	2 374	33	Banded structure

加 Nb 含量)和工艺参数(降低温度波动)改善。Cho 等^[42]研究了 EB-PBF 成形 Ti-45Al-8Nb 合金的能量密度对力学性能影响。研究发现在能量密度大于 3 J/mm² 的时候获得的均匀无层状微观结构具有最优力学性能,并且表现出塑性变形,室温下抗拉强度约为 800 MPa,伸长率约为 0.8%。随着能量密度下降,力学性能也随着降低。在 750 °C 下,最优延伸性能可达到 46%且抗拉强度达到 611 MPa,其通过调整能量密度获得了分层结构(超细 α_2 /层状晶粒层和 $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合层)。超细的层状晶粒(层间距约为 32.5 nm)和 β 相提供了高强度和耐高温性能。Narayana 等^[99]通过 EB-PBF 成形 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B 获得了细晶结构(α_2/γ 尺寸小于 5 μm),热处理后形成超细层状结构(层间距 20~40 nm),在 800 °C 下获得抗拉强度为 580 MPa、伸长率 58%的优异力学性能。Tang 等^[103]同样研究了工艺参数对力学性能的影响。对于 EB-PBF 成形 Ti-45Al-7Nb-0.3W,当电流为 10 mA,基底预热温度为 1 050 °C 时获得了无层带结构的精细全层片组织,实现了最佳的压缩性能(2 750 MPa)和 37%的应变断裂性。工艺参数对 EB-PBF 成形 β 凝固 TiAl 至关重要,不恰当的工艺参数可能会导致合金出现孔隙,未融合缺陷(lack of fusion, LOF)等,严重影响合金的力学性能。Teschke 等^[100]利用 EB-PBF 成形 TNM-B1 中发现成形样品存在大量孔隙和 LOF 的存在,导致其在室温和高温的拉伸下都表现出较差的力学性能,并且指出缺陷对力学性能的影响大于微观结构的影响,需要通过调整工艺参数减少缺陷。由此可见,EB-PBF 成形 TiAl 合金时容易出现层带状结构和微观结构退化,进而导致合金力学性能的各向异性和异质性,并产生缺陷,严重影响其力学性能。通过工艺参数优化能对微观结构和成形性进行调控,从而提升力学性能。

本节回顾了电子束熔化技术制备的 TiAl 合金,其凭借其特有的高温预热能力、高能量密度及真空环境,能够有效抑制裂纹形成、降低残余应力,同时实现高致密度与良好的成分稳定性。通过调控束流、

扫描速度及预热温度等关键工艺参数,可显著优化成形质量与微观组织,从而实现从近 γ 相到全片层结构的可控调控,消除内部缺陷,均匀化微观结构,从而全面提升其力学性能。然而,EB-PBF 的高预热与真空环境会导致 Al 含量烧损严重和组织缺陷,引发成分偏差和组织不均匀性,影响其性能。同时电子束穿透能力强,控制不当会导致表面质量下降,需要后续机加工处理等。未来 EB-PBF 可以通过优化工艺参数,采用循环加热策略达到均匀化微观结构的效果。同时探索电子束与激光复合工艺,精准控制温度梯度,减少层带结构产生。结合热处理(如热等静压,磁场下热处理等),达到提升性能的效果。

5 结论与展望

β 凝固 TiAl 合金凭借着其高温性能优异,在航空航天低压涡轮叶片等轻量化高温部件中展出巨大潜力。然而,其室温塑性、裂纹敏感性、组织不均匀性等仍是工业化瓶颈。本文通过对比激光粉末床熔融、激光定向能量沉积和电子束粉末床熔融三种技术系统阐述了其在 β 凝固 TiAl 合金的成形缺陷、微观组织和力学性能的研究进展。利用 L-PBF 技术成形 β 凝固 TiAl 合金虽然可以获得精细的微观组织和优异的表面精度,但是快冷的特性容易引发未融合孔洞、凝固裂纹和冷裂纹。通过工艺参数的优化、添加基板预热、改变扫描策略和添加合金元素或第二相,可显著抑制裂纹的产生并且细化晶粒提升力学性能。L-DED 技术沉积效率高,适用于中大型构件的成形和零件修复。但是低冷速和高温度梯度会诱导组织粗化、形成柱状晶粒和微观组织退化。通过高频热循环或添加 LaB₆ 等方式能获得细化的等轴全层片组织,提高室温塑性。EB-PBF 凭借着高能电子束和真空环境,可实现高温预热,有效降低裂纹倾向,但高预热会带来铝的严重烧损。通过调控束流、扫描速度等参数可以降低铝烧损,优化组织均匀性。总体而言,AM 技术通过快速熔凝和热循环调控,实现了 β 凝固 TiAl 合金的微观组织和力学性能的双重调控,但裂纹控制、成分稳定及成本控制仍是挑战。

基于当前进展,未来增材制造 β 凝固 TiAl 合金的发展应聚焦于多学科交叉创新,通过机械学习辅助成分优化,添加 Nb、Y、Mo 等 β 稳定元素,调控相组成,扩大成形窗口。结合红外预热,超声振动或电磁场等外部场,降低热应力并促进熔池均匀化。未来需探索电子束—激光复合制造,实现温度梯度精准控制。利用数字孪生和在线监测系统(如高速摄像、热成像等),实时反馈熔池的行为与缺陷生成。深度

学习算法优化工艺参数(如圆形激光束振荡轨迹),预测组织演变(如层片团尺寸),实现“首次即正确”成形。最终,通过上述创新,有望制备出大尺寸、无裂纹的高性能 β 凝固 TiAl 合金构件,助力中国“十五五”规划的高端制造业节能降耗目标。

参考文献:

- [1] 牛红志,张于胜,陈玉勇. β 型 γ -TiAl 合金的组织特征及其超塑性变形行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(4): 892-896.
NIU H Z, ZHANG Y S, CHEN Y Y. Microstructure characteristics and superplastic deformation behavior of a β - γ TiAl alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(4): 892-896.
- [2] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 129-147.
- [3] 王江,曹庭玮,陈超越,赵睿鑫,徐松哲,胡涛,帅三三,任忠鸣. 激光增材制造钛铝系金属间化合物的研究现状[J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 14-32.
WANG J, CAO T W, CHEN C Y, ZHAO R X, XU S Z, HU T, SHUAI S S, REN Z M. Research status of laser additive manufacturing of titanium-aluminum intermetallic compounds[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 14-32.
- [4] CAO T W, CHEN C Y, WANG W, ZHAO R X, LU X F, YIN S, XU S Z, HU T, SHUAI S S, WANG J, REN Z M. Evolution of microstructure and mechanical property of Ti-47Al-2Cr-2Nb intermetallic alloy by laser direct energy deposition: From a single-track, thin-wall to bulk[J]. Materials Characterization, 2022, 190: 112053.
- [5] 孙世杰. 增材制造方法生产的 TiAl 合金零件将被应用于飞机发动机涡轮叶片[J]. 粉末冶金工业, 2015, 25(1): 65-66.
- [6] 杨兵,贺跃辉,谭晓琼. 粉末冶金 TiAl 合金的研究进展[J]. 粉末冶金工业, 1998(2): 26-28.
YANG B, HE Y H, TAN X Q. Advances in PM TiAl alloy investigation[J]. Powder Metallurgy Industry, 1998(2): 26-28.
- [7] 陈玉勇,张树志,孔凡涛,刘祖岩,林均品. 新型 β - γ TiAl 合金的研究进展[J]. 稀有金属, 2012, 36(1): 154-160.
CHEN Y Y, ZHANG S Z, KONG F T, LIU Z Y, LIN J P. Progress in β -solidifying γ -TiAl based alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(1): 154-160.
- [8] 林均品,陈国良. TiAl 基金属间化合物的发展[J]. 中国材料进展, 2009, 28(1): 31-37.
LIN J P, CHEN G L. Development of TiAl intermetallic based compound[J]. Materials China, 2009, 28(1): 31-37.
- [9] ZHANG W J, LI H Z, HU Z Z, LIANG Y F, YANG J H, SI Z X, CLEMENS H, SCHEU C, DEHM G, CHA L M. Precipitation and growth behavior of β_0 phase in the α_2/γ lamellar colonies of an intermetallic Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1020: 179381.
- [10] JIANG L L, LAN L, BAI C Y, XIN R Y, GAO S, WANG H Y, HE B, CHEN C Y, LU G X. Influence of laser shock peening on microstructure and high-temperature oxidation resistance of Ti45Al8Nb alloy fabricated via laser melting deposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35(1): 157-168.
- [11] CHOI K, SONG Y, YI S, PARK J S. Oxidation behaviors of alloys containing β/β_2 phases of Ti-45Al-Mo-Nb alloys and evaluation of the oxidation behaviors of Si pack cementation coated alloys[J]. Korean Journal of Metals and Materials, 2019, 57(3): 131-137.
- [12] SINGH V, MONDAL C, KUMAR A, BHATTACHARJEE P P, GHOSAL P. High temperature compressive flow behavior and associated microstructural development in a β -stabilized high Nb-containing γ -TiAl based alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 788: 573-585.
- [13] 张兆裕,陈超越,徐松哲,王江,任忠鸣. 面向单晶高温合金叶片的激光增材制造修复研究进展[J]. 精密成形工程, 2024, 16(10): 61-72.
ZHANG Z Y, CHEN C Y, XU S Z, WANG J, REN Z M. Research progress of laser additive manufacturing repair for nickel-based single crystal superalloy turbine blades [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2024, 16(10): 61-72.
- [14] 朱雄劲,赵睿鑫,侯雨阳,李霞,陈超越,任忠鸣. 基于激光定向能量沉积的 Ni_3Al 基金属微观组织和力学性能[J]. 粉末冶金工业, 2025, 35(4): 40-51, 71.
ZHU X J, ZHAO R X, HOU Y Y, LI X, CHEN C Y, REN Z M. The microstructure and mechanical properties of Ni_3Al -based alloy based on laser directed energy deposition[J]. Powder Metallurgy Industry, 2025, 35(4): 40-51, 71.
- [15] 蔡嘉楠,陈超越,赵睿鑫,徐松哲,玄伟东,王江,任忠鸣. 扫描间距对激光粉末床熔融制备 Inconel 939 高温合金裂纹缺陷的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(11): 1015-1024.
CAI J N, CHEN C Y, ZHAO R X, XU S Z, XUAN W D, WANG J, REN Z M. Effect of hatch distance on the cracking of Inconel 939 superalloy fabricated via laser powder bed fusion[J]. Foundry Technology, 2024, 45(11): 1015-1024.
- [16] ZHAO R X, WANG J, CAO T W, HU T, SHUAI S S, XU S Z, QIAN M, CHEN C Y, REN Z M. Additively manufactured Ti-6Al-4V alloy by high magnetic field heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 871: 144926.
- [17] ZHAO R X, CHEN C Y, SHUAI S S, HU T, FAUTRELLE Y, LIAO H L, LU J, WANG J, REN Z M. Enhanced mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by laser additive manufacturing under static magnetic field[J]. Materials Research Letters, 2022, 10 (8): 530-538.
- [18] 谢华生,刘时兵,赵军,张志勇,包春玲. TiAl 合金精密成形技术发展现状及展望[J]. 精密成形工程, 2022, 14(1): 44-54.
XIE H S, LIU S B, ZHAO J, ZHANG Z Y, BAO C L. Development status and prospect of precision forming technology for TiAl alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(1): 44-54.
- [19] 李岩,王天浩,张黎伟,林均品,丁贤飞,李建崇,南海. 凝固模式对定向凝固 TiAl-Nb 合金组织和力学性能影响[J]. 精密成形工程, 2018, 10(3): 6-11.
LI Y, WANG T H, ZHANG L W, LIN J P, DING X F, LI J C, NAN H. Effects of solidification modes on microstructure and mechanical properties of directionally solidified TiAl-Nb alloys[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2018, 10(3): 6-11.

- [20] KONG F T, CHEN Y Y, WANG W, LIU Z G, XIAO S L. Microstructures and mechanical properties of hot-pack rolled Ti-43Al-9V-Y alloy sheet[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(5): 1126-1130.
- [21] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y, FENG Q S, MAO L, ZHANG X X, JIAO L N, LU X G, CHEN G Y, LI C H. History and development of γ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164811.
- [22] DEY S R, HAZOTTE A, BOUZY E. Crystallography and phase transformation mechanisms in TiAl-based alloys - A synthesis[J]. Intermetallics, 2009, 17(12): 1052-1064.
- [23] LI X B, QIAN K, SHU L, ZHANG M S, CHEN B, LIU K. Tailored fully lamellar microstructure of a newly developed Mn-containing β -solidifying γ -TiAl alloys rolled bar[J]. JOM, 2022, 74: 2985-2995.
- [24] DI T D, WANG J L, MA G Y, SONG C C, NIU F Y, WU D J. The columnar dendrite and equiaxed dendrite transformation of high Nb-TiAl alloy by laser-directed energy deposition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 980: 173439.
- [25] WANG Y C, XUE X Y, KOU H C, YU Y H, JIA M Y, LI J S. The interfacial β_0 phase strengthening the creep properties of powder hot isostatic pressing γ -TiAl alloy[J]. Materials Research Letters, 2022, 10(5): 327-333.
- [26] SCHLOFFER M, RASHKOVA B, SCHÖBERL T, SCHWAIGHOFER E, ZHANG Z L, CLEMENS H, MAYER S. Evolution of the ω_0 phase in a β -stabilized multi-phase TiAl alloy and its effect on hardness[J]. Acta Materialia, 2014, 64: 241-252.
- [27] YU Y H, KOU H C, WANG Y C, JIA M Y, XU X X, ZHANG Z L, WANG Y R, LI J S. Formation of core-shell-like structure in β -solidified TiAl alloy and its effect on hot workability[J]. Acta Materialia, 2023, 255: 119036.
- [28] ZHU Y C, WANG Z F, YU B, LI G C, XUE Y F, LIANG Y J. Additive manufacturing of fine-grain fully lamellar titanium aluminide alloys[J]. Materials & Design, 2023, 230: 111989.
- [29] SONG L, XU X, YOU L, LIANG Y, WANG Y, LIN J. Ordered α_2 to ω_0 phase transformations in high Nb-containing TiAl alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 91: 330-339.
- [30] 王强, 李小兵, 郝俊杰, 陈波, 张滨, 张二林, 刘奎. 一种新型 Ti-Al-Mn-Nb 合金的固态相变行为[J]. 金属学报, 2025, 61(7): 1060-1070.
- WANG Q, LI X B, HAO J J, CHEN B, ZHANG B, ZHANG E L, LIU K. Solid-state phase transformation behavior of a novel Ti-Al-Mn-Nb alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2025, 61(7): 1060-1070.
- [31] BONG-JAE C. Microstructure evolution of in-situ synthesised (TiB +TiC) particulate reinforced titanium matrix composites casting [J]. Materials Science and Technology, 2024, 40: 528-537.
- [32] REN G D, DAI C R, MEI W, SUN J, LU S, VITOS L. Formation and temporal evolution of modulated structure in high Nb-containing lamellar γ -TiAl alloy[J]. Acta Materialia, 2019, 165: 215-227.
- [33] IMAYEV R M, IMAYEV V M, OEHRING M, APPEL F. Alloy design concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys[J]. Intermetallics, 2007, 15(4): 451-460.
- [34] KONG F T, CHEN Y Y, WANG W, LIU Z G, XIAO S L. Microstructures and mechanical properties of hot-pack rolled Ti-43Al-9V-Y alloy sheet[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(5): 1126-1130.
- [35] KOTHARI K, RADHAKRISHNAN R, WERELEY N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques [J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55: 1-16.
- [36] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, TAKEYAMA M. A newly developed hot worked TiAl alloy for blades and structural components[J]. Scripta Materialia, 2002, 47(6): 399-403.
- [37] YANG J R, WANG X Y, CAO B, WU Y L, ZHANG K R, HU R. Tailoring the microstructure of a β -solidifying TiAl Alloy by controlled post-solidification isothermal holding and cooling[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48: 5095-5105.
- [38] CAO B, YANG J, WANG X, WU Y, HU R. Microstructure evolution and mechanical properties of a Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy obtained by controlled cooling from a single β region[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 740: 1140-118.
- [39] ZHANG X Y, LI C W, ZHENG M Y, YE Z H, YANG X D, GU J F. Anisotropic tensile behavior of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by direct laser deposition[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101087.
- [40] MOHAMMAD A, ALAHMARI A M, MOHAMMED M K, REN-GANAYAGALU R K, MOIDUDDIN K. Effect of energy input on microstructure and mechanical properties of titanium aluminide alloy fabricated by the additive manufacturing process of electron beam melting[J]. Materials, 2017, 10(2): 211.
- [41] CAO T W, CHEN C Y, ZHAO R X, LU X F, ZHEN G, LU C, XU S Z, SHUAI S S, HU T, WANG J, REN Z M. Hierarchically heterogeneous microstructure and mechanical properties in laser-directed energy deposition of γ -TiAl alloy through intrinsic cyclic heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 910: 46867.
- [42] CHO K, KAWABATA H, HAYASHI T, YASUDA H Y, NAKASHIMA H, TAKEYAMA M, NAKANO T. Peculiar microstructural evolution and tensile properties of β -containing γ -TiAl alloys fabricated by electron beam melting[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102091.
- [43] WARTBICHLER R, CLEMENS H, MAYER S. Electron beam melting of a β -solidifying intermetallic titanium aluminide alloy [J]. Advanced Engineering Materials, 2019, 21(12): 1900800.
- [44] WANG L, ZHANG Y L, HUA X M, SHEN C, LI F, HUANG Y, DING Y H, ZHANG P L, LU Q H, ZHANG T, SHANG J. Twin-wire plasma arc additive manufacturing of the Ti-45Al titanium aluminide: Processing, microstructures and mechanical properties[J]. Intermetallics, 2021, 136: 107277.
- [45] GAO P, WANG Z M. Formability improvement, cracking behavior and control of Y- modified Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B alloys produced by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 854: 157172.
- [46] DOUBENSKAIA M, DOMASHENKOV A, SMUROV I, PETROVSKIY P. Study of selective laser melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2018, 129: 1-14.

- [47] CAPRIO L, DEMIR A G, CHIARI G, PREVITALI B. Defect-free laser powder bed fusion of Ti-48Al-2Cr-2Nb with a high temperature inductive preheating system[J]. JPhys Photonics, 2020, 2: 024001.
- [48] WANG M S, LIU E W, DU Y L, LIU T T, LIAO W H. Cracking mechanism and a novel strategy to eliminate cracks in TiAl alloy additively manufactured by selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2021, 204: 114151.
- [49] 高飘. β - γ 型 TiAl 合金的激光选区熔化成形工艺与机理研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2022.
- GAO P. Research on processing and mechanism of β - γ TiAl alloys by selective laser melting[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2022.
- [50] GAO P, HUANG W P, YANG H H, JING G Y, LIU Q, WANG G Q, WANG Z M, ZENG X Y. Cracking behavior and control of β -solidifying Ti-40Al-9V-0.5Y alloy produced by selective laser melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 39: 144-154.
- [51] LÖEBER L, SCHIMANSKY F P, KÜHN U, PYCZAK F, ECKERT J. Selective laser melting of a beta-solidifying Ti-60Al-40Nb titanium aluminide alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(9): 1852-1860.
- [52] LI K H, WANG X L, BRODUSCH N, TU G F. Mitigating cracking in laser powder bed fusion of Ti-48Al-2Cr-2Nb via introducing massive β phase[J]. Materials Characterization, 2023, 196: 112558.
- [53] MA C L, ZHUO Z, XIE Z W, WANG Q L, WU M P. Effect of scanning strategy on the thermo-structural coupling field and crack ing behavior during laser powder bed fusion of Ti48Al2Cr2Nb alloys[J]. Materials Today Communications, 2024, 41: 110372.
- [54] SIZOVA I, SVIRIDOV A, BAMBACH M, EISENTRAUT M, HEMES S, HECHT U, MARQUARDT A, LEYENS C. A study on hot-working as alternative post-processing method for titanium aluminides built by laser powder bed fusion and electron beam melting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 291: 117024.
- [55] SCHIMBÄCK D, BRAUN J, LEICHTFRIED G, CLEMENS H, MAYER S. Laser powder bed fusion of an engineering intermetallic TiAl alloy[J]. Materials & Design, 2021, 201: 109506.
- [56] GUSSONE J, HAGEDORN Y C, GHEREKHLOO H, KASPEROVICH G, MERZOUK T, HAUSMANN J. Microstructure of γ -titanium aluminide processed by selective laser melting at elevated temperatures[J]. Intermetallics, 2015, 66: 133-140.
- [57] WU Q, XIAO R S, ZOU J L, XU J J. Weld formation mechanism during fiber laser welding of aluminum alloys with focus rotation and vertical oscillation [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 36: 149-154.
- [58] GAO P, LAN X Q, YANG S Q, WANG Z M, LI X Y, CAO L C. Defect elimination and microstructure improvement of laser powder bed fusion β -solidifying γ -TiAl alloys via circular beam oscillation technology[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 873: 145019.
- [59] GAO P, CAO L C, DONG Y A, WANG Z M. Improved formability and microstructure of laser powder bed fusion Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy with circular beam oscillation[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 130: 35-47.
- [60] CHEN B, DONG B X, BIAN Y H, LI S X, TIAN C X, LI Z Y, LI P, HE X L, YU G. Effects of laser beam oscillation on molten pool formation and solidification characteristic in directed energy deposition of Inconel 718 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 38: 3482-3499.
- [61] LI W, LI M, LIU J, YANG Y, WEN S F, WEI Q S, YAN C Z, SHI Y S. Microstructure control and compressive properties of selective laser melted Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B alloy: Influence of reduced graphene oxide (RGO) reinforcement[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 743: 217-222.
- [62] RAJI S A, POPOOLA A P I, PITYANA S L, POPOOLA O M. Characteristic effects of alloying elements on R solidifying titanium aluminides: A review[J]. Heliyon, 2020, 6(7): e04463.
- [63] FANG H Z, CHEN R R, LIU Y L, TAN Y M, SU Y Q, DING H S, GUO J J. Effects of niobium on phase composition and improving mechanical properties in TiAl alloy reinforced by Ti₂AlC[J]. Intermetallics, 2019, 115: 106630.
- [64] HAN J C, LIU Z D, JIA Y, WANG T, ZHAO L P, GUO J B, XIAO S L, CHEN Y Y. Effect of TiB₂ addition on microstructure and fluidity of cast TiAl alloy[J]. Vacuum, 2020, 174: 109210.
- [65] BRESLER J, NEUMEIER S, ZIENER M, PYCZAK F, GÖEKEN M. The influence of niobium, tantalum and zirconium on the microstructure and creep strength of fully lamellar γ/α_2 titanium aluminides[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 744: 46-53.
- [66] ISMAEEL A, WANG C S. Effect of Nb additions on microstructure and properties of γ -TiAl based alloys fabricated by selective laser melting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(5): 1007-1016.
- [67] XIE Z W, MA C L, LIU Y, LI D Y, DAI D H, WANG Q L, XU X L, WU M P. Role of Ti-6Al-4V addition in modulating crack sensitivity, solidification microstructure and mechanical properties of laser powder bed fused γ -TiAl alloys[J]. Vacuum, 2025, 231: 113758.
- [68] MA R X, LIU Z Q, WANG W B, XU G J, WANG W. Laser deposition melting of TC4/TiAl functionally graded material[J]. Vacuum, 2020, 177: 109349.
- [69] XUE H, LIU C, SONG Y, LIANG Y F, TONG X H, WANG Y L, LIN J P. Additive manufacturing of nano-W composite high Nb-TiAl alloys fabricated via selective laser melting[J]. Materials Letters, 2023, 347: 134569.
- [70] KENEL C, DASARGYRI G, BAUER T, COLELLA A, SPIERINGS A B, LEINENBACH C, WEGENER K. Selective laser melting of an oxide dispersion strengthened (ODS) γ -TiAl alloy towards production of complex structures[J]. Materials & Design, 2017, 134: 81-90.
- [71] MCGUINNESS P, PAULIN I, DONIK Č, DOBKOWSKA A, KUBÁSEK J, POKORNY J. Recent progress in oxide-dispersion-strengthened (ODS) alloys produced by additive manufacturing[J]. Materiali in Tehnologije, 2025, 59(1): 3-10.
- [72] MA C L, GU D D, DAI D H, ZHANG H, ZHANG H M, YANG J K, GUO M, DU Y X, GAO J. Microstructure evolution and high-temperature oxidation behaviour of selective laser melted

- TiC/TiAl composites[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 375: 534-543.
- [73] TODD I. No more tears for metal 3D printing[J]. *Nature*, 2017, 549: 342-343.
- [74] ZHUO Z, FANG Z Y, MA C L, XIE Z W, PENG X, WANG Q L, MIAO X J, WU M P. Influence of LaB₆ inoculant on the thermodynamics within the molten pool and subsequent microstructure development and cracking behavior of laser powder bed fused TiAl-based alloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 2363-2381.
- [75] LI W, YANG Y, LIU J, ZHOU Y, LI M, WEN S F, WEI Q S, YAN C Z, SHI Y S. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB in-situ metal matrix composites prepared via selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2017, 136: 90-104.
- [76] YANG Y, WEN S F, WEI Q S, LI W, LIU J, SHI Y S. Effect of scan line spacing on texture, phase and nanohardness of TiAl/TiB₂ metal matrix composites fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 728: 803-814.
- [77] 杜立华, 王立强, 王敏敏, 覃继宁, 吕维洁, 张荻. TiB 和 TiC 对 TiAl 基金属间化合物显微组织和拉伸性能的影响[J]. *机械工程材料*, 2012, 36(12): 45-48.
- DU L H, WANG L Q, WANG M M, QIN J N, LYU W J, ZHANG D. Effects of TiB and TiC on microstructure and tensile properties of TiAl-based intermetallic compounds[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2012, 36(12): 45-48.
- [78] PARK S H, GOKCEKAYA O, OH M H, NAKANO T. Effects of hatch spacing on densification, microstructural and mechanical properties of β -solidifying γ -TiAl alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Materials Characterization*, 2024, 214: 114077.
- [79] HUANG D N, DONG Y P, CHEN H C, ZHOU Y H, ZHANG M X, YAN M. Effects of processing parameters on a β -solidifying TiAl alloy fabricated by laser-based additive manufacturing[J]. *Microstructures*, 2022, 2: 2022019.
- [80] DI T D, SONG C C, MA G Y, WANG J, WANG Z X, WU Y, NIU F Y, WU D J. Strengthening mechanism of high-temperature compression properties of high Nb-TiAl alloy by laser-directed energy deposition[J]. *Coatings*, 2025, 15(4): 495.
- [81] DI T D, ZHAO Y H, SONG C C, HU Y, MA G Y, WANG Z G, NIU F Y, WU D J. Mechanism of grain refinement and mechanical property enhancement of Ti-45Al-8Nb alloy by directed laser deposition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 939: 168729.
- [82] MA G Y, DI T D, SONG C C, NIU F Y, LU J Z, WU D J. Phase transformation mechanism and mechanical properties of Ti-45Al-8Nb alloy prepared by directed laser deposition[J]. *Materials Characterization*, 2022, 193: 112256.
- [83] ZHENG Y, FENG M Y, CHEN C R, LIAN G F. Forming quality, wear resistance, and corrosion resistance of Ti-45Al-8Nb alloy improved by preheating-assisted laser cladding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 149: 27-42.
- [84] MOHANTY I, KAR S K. A comprehensive review of aspects of columnar to equiaxed transition, phase stability, and properties in novel Ti-alloys developed by additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1038: 182642.
- [85] WEISHEIT A, DUTTA A, RITTINGHAUS S K, MAJUMDAR J D. Structure-property-process parameters correlation of laser additive manufactured TiC dispersed titanium aluminide (Ti45Al5-Nb0.5Si) composite[J]. *Intermetallics*, 2021, 134: 107185.
- [86] HUO J M, HE B, LAN L. Effects of boron on microstructure and mechanical properties of high-Nb TiAl alloy fabricated via laser melting deposition[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023, 32: 10104-10114.
- [87] HUANG D N, ZHOU Y H, YAO X Y, TAN Q Y, CHANG H W, WANG D W, LU S H, LIU S Y, XU J Y, JIN S B, SHA G, HUANG H, YAN M, ZHANG M X. From crack-prone to crack-free: Unravelling the roles of LaB₆ in a β -solidifying TiAl alloy fabricated with laser additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 861: 144358.
- [88] SONG Y, XUE H, TONG X H, FU L Z, SHANG S L, LIU Z K, LIANG Y F, LIN J P. Additively manufactured TiAl-based composite with a multi-stage network structure synergically enabling strength and microstructural stability[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 300: 112460.
- [89] HUANG D N, TAN Q Y, ZHOU Y H, YIN Y, WANG F, WU T, YANG X L, FAN Z Q, LIU Y G, ZHANG J Q, HUANG H, YAN M, ZHANG M X. The significant impact of grain refiner on γ -TiAl intermetallic fabricated by laser-based additive manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102172.
- [90] SJÖSTRÖM W, RÄNNAR L E, BOTERO C, MEMBRADO L O. Process developments in electron-beam powder bed fusion enabled by near-infrared radiation[J]. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2024, 8(5): 211.
- [91] KAN W B, LIANG Y F, PENG H, CHEN B, GUO H B, LIN J P. Microstructural degradation of Ti-45Al-8Nb alloy during the fabrication process by electron beam melting[J]. *JOM*, 2017, 69: 2596-2601.
- [92] LIN B C, CHEN W. Mechanical properties of TiAl fabricated by electron beam melting - A review[J]. *China Foundry*, 2021, 18: 307-316.
- [93] KAN W, CHEN B, JIN C, PENG H, LIN J. Microstructure and mechanical properties of a high Nb-TiAl alloy fabricated by electron beam melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 160: 611-623.
- [94] SCHWERTFEGGER J, KÖRNER C. Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: Microstructure and aluminium loss[J]. *Intermetallics*, 2014, 49: 29-35.
- [95] MORITZ J, TESCHKE M, MARQUARDT A, STEPIEN L, LÓPEZ E, BRÜCKNER F, BARRIENTOS M M, WALTHER F, LEYENS C. Electron beam powder bed fusion of γ -titanium aluminide: Effect of processing parameters on part density, surface characteristics, and aluminum content[J]. *Metals*, 2021, 11(7): 1093.
- [96] YIM S K, AOYAGI K, YANAGIHARA K, BIAN H K, CHIBA A. Effect of mechanical ball milling on the electrical and powder bed properties of gas-atomized Ti-48Al-2Cr-2Nb and elucidation of the smoke mechanism in the powder bed fusion electron beam melting process[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 137: 36-55.
- [97] KLASSEN A, BAUEREIß A, KÖRNER C. Modelling of electron beam absorption in complex geometries[J]. *Journal of Physics D:*

- Applied Physics, 2014, 47: 065307.
- [98] TANG H P, YANG G Y, JIA W P, HE W W, LU S L, QIAN M. Additive manufacturing of a high niobium-containing titanium aluminide alloy by selective electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 636: 103-107.
- [99] NARAYANA P L, LI C L, KIM S W, KIM S E, MARQUARDT A, LEYENS C, REDDY N S, YEOM J T, HONG J K. High strength and ductility of electron beam melted β stabilized γ -TiAl alloy at 800 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 756: 41-45.
- [100] TESCHKE M, MORITZ J, TELGHEDER L, MARQUARDT A, LEYENS C, WALTHER F. Characterization of the high-temperature behavior of PBF-EB/M manufactured γ titanium aluminides [J]. Progress in Additive Manufacturing, 2022, 7: 471-480.
- [101] CHO K, KOBAYASHI R, OH J Y, YASUDA H Y, TODAI M, NAKANO T, IKEDA A, UEDA M, TAKEYAMA M. Influence of unique layered microstructure on fatigue properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys fabricated by electron beam melting [J]. Intermetallics, 2018, 95: 1-10.
- [102] TODAI M, NAKANO T, LIU T Q, YASUDA H Y, HAGIHARA K, CHO K, UEDA M, TAKEYAMA M. Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting [J]. Additive Manufacturing, 2017, 13: 61-70.
- [103] TANG H P, YANG G Y, JIA W W, HE W W, LU S L, QIAN M. Additive manufacturing of a high niobium-containing titanium aluminide alloy by selective electron beam melting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 636: 103-107.

(责任编辑:杨浩雪)