

选区熔化 3D 打印 TiAl 基合金的研究现状及展望

王虎^{1,2}, 彭云¹, 赵琳¹, 田志凌¹

(1.钢铁研究总院 先进钢铁流程及材料国家重点实验室, 北京 100081;
2.北华航天工业学院 材料工程学院, 河北 廊坊 065000)

摘要: TiAl 基合金 (TiAl 基金属间化合物), 被认为是一种理想的新型轻质高温结构材料, 在当代民用工业、兵器工业以及航空航天等领域具有广阔的应用前景。然而 TiAl 基合金脆性较大, 传统的成形方法难以制备出复杂结构的构件, 严重制约了该合金的推广与应用。选区熔化 3D 打印是按照 CAD 模型的分层切片数据, 以激光或者电子束为高能量热源逐层扫描熔化粉末, 逐层堆积, 直接实现构件的制造, 代表了 TiAl 基合金成形最前沿、最新颖的技术。基于激光选区熔化成形 (SLM) 与电子束选区熔化成形 (SEBM) 制备 TiAl 基合金的最新研究成果, 重点归纳了成形过程中常见缺陷的形成原因以及控制措施, 详细阐述了工艺参数对成形质量、微观组织以及力学性能的影响规律, 然后对比分析了 SLM 和 SEBM 制备 TiAl 基合金的优缺点。国内外的研究表明, 控制 TiAl 合金的开裂倾向是 SLM 制备 TiAl 合金需要解决的首要问题, 也是提高成形件致密度, 改善力学性能的基础; 而 SEBM 技术通过工艺优化, 能够较好地抑制 TiAl 合金的开裂, 获得高致密度成形件, 其力学性能可以达到传统锻件、铸件的水平, 更加适合 TiAl 合金的 3D 打印。最后对选区熔化 3D 打印 TiAl 基合金的研究方向提出了建议。

关键词: TiAl 基合金; 3D 打印; 激光选区熔化成形; 电子束选区熔化成形; 冶金缺陷; 致密度; Al 元素烧损; 微观组织

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2021)01-0173-14

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2021.01.014

Research Progress and Prospection Selective Melting 3D Printing of TiAl-based Alloys

WANG Hu^{1,2}, PENG Yun¹, ZHAO Lin¹, TIAN Zhi-ling¹

(1.State Key Laboratory of Advanced Steel Processes and Products, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China; 2.College of Materials Engineering, North China Institute of Aerospace Engineering, Langfang 065000, China)

收稿日期: 2020-04-01; 修订日期: 2020-06-09

Received: 2020-04-01; Revised: 2020-06-09

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFB1103300); 河北省重点研发计划 (18211041); 河北省高等学校科学技术研究项目 (QN2020256); 河北省大学生创新创业训练计划项目 (CX2021123)

Fund: Supported by the National Key Research and Development Program of China (2017YFB1103300); the Key Research and Development Program of Hebei Province of China (18211041); the Research Foundation of Education Bureau of Hebei Province of China (QN2020256), Hebei College Students' Innovation and Entrepreneurship Training Program Project (CX2021123)

作者简介: 王虎 (1986—), 男, 博士, 讲师, 主要研究方向为表面工程和增材制造。

Biography: WANG Hu (1986—), Male, Doctor, Lecturer, Research focus: surface engineering and additive manufacturing.

通讯作者: 赵琳 (1977—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为焊接冶金、激光加工和增材制造。邮箱: hhnds@aliyun.com

Corresponding author: ZHAO Lin (1977—), Male, Doctor, Professor, Research focus: welding metallurgy, laser processing and additive manufacturing. E-mail: hhnds@aliyun.com

引文格式: 王虎, 彭云, 赵琳, 等. 选区熔化 3D 打印 TiAl 基合金的研究现状及展望[J]. 表面技术, 2021, 50(1): 173-186.

WANG Hu, PENG Yun, ZHAO Lin, et al. Research progress and prospection selective melting 3D printing of TiAl-based alloys[J]. Surface technology, 2021, 50(1): 173-186.

ABSTRACT: TiAl-based alloys (TiAl-based intermetallics) are considered as an ideal novel light-weight high temperature structural material, which have a broad application prospect in civilian, weapon and aerospace industries. However, due to the brittleness of TiAl-based alloys, it is difficult to produce complex structural components by traditional forming methods, seriously restricting the popularization and the application of TiAl-based alloys. According to the layered slice data of the CAD model, selective melting 3D printing uses laser or electron beam as high energy heat source to scan and melt the powder layer by layer, and the manufacturing of parts is directly realized by the layer by layer stacking method. Selective melting 3D printing represents the most advanced and novel technology of TiAl-based alloys forming. In this paper, based on the latest research results of TiAl-based alloys prepared by selective laser melting (SLM) and selective electron beam melting (SEBM), the formation causes and control measures of common defects in the forming process are summarized emphatically, and the influence laws of process parameters on forming quality, microstructure and mechanical properties are elaborated in detail. Furthermore, the advantages and disadvantages of SLM and SEBM to produce TiAl-based alloys are compared and analyzed. The Chinese and international research results show that controlling the cracking tendency of TiAl alloys is the most important problem to be solved for TiAl alloys prepared by SLM, and is also the basis for improving the density and mechanical properties of the formed parts. By optimizing the process, SEBM can better restrain the cracking of TiAl alloys and obtain high density formed parts, of which the mechanical properties can reach the level of traditional forgings and castings. Therefore, SEBM is more suitable for 3D printing of TiAl alloys. Suggestions for further development on selective melting 3D printing of TiAl-based alloys are proposed finally.

KEY WORDS: TiAl-based alloys; 3D printing; selective laser melting; selective electron beam melting; metallurgical defects; density; the burning loss of Al; microstructure

TiAl 基合金 (TiAl 基金属间化合物), 被认为是一种理想的新型轻质高温结构材料, 密度仅为镍基高温合金的 1/2, 使用温度高达 700~1000 °C, 具有高强度、耐腐蚀、良好的结构稳定性、优异的抗疲劳和抗氧化等性能, 在当代民用工业、兵器工业以及航空航天等领域具有广阔的应用前景, 有望部分替代目前广泛使用的镍基高温合金^[1-5]。然而, TiAl 基合金室温和高温塑性较差, 断后伸长率仅为 0.5%~3%, 机械加工难度大, 这成为限制该合金工业化应用的主要瓶颈^[6,7]。

目前, TiAl 基合金的成形方法^[8,9]主要有铸造(金属型铸造和熔模精密铸造)、铸锭冶金(铸锭挤压、板材轧制、等温锻造以及包套锻造等)以及粉末冶金(放电等离子烧结、自蔓延高温合成、反应烧结、机械合金化、热等静压等)。铸造法成本低, 工艺简单, 可以直接成形, 但 TiAl 基合金的铸造性能较差, 容易出现成分偏析、组织粗大、缩松缩孔等缺陷。此外, 由于 TiAl 基合金化学性质较为活泼, 熔融状态下极易与型壳材料发生化学反应, 在表面形成脆性层, 严重影响使用寿命。铸锭冶金法可以获得组织均匀、性能优异的大尺寸 TiAl 基合金构件, 但是该方法通常需要加热到 1000 °C 以上, 对设备要求苛刻, 同时原材料利用率低, 工艺复杂, 成本高昂。粉末冶金法可以有效避免铸造缺陷, 准确控制合金成分, 但是粉末流动性较差, 难以制备形状复杂的构件, 同时也无法完全消除孔隙, 其力学性能低于铸态合金。上述方法在制备 TiAl 基合金时, 均存在自身的局限和不足, 因此急需探索新一代 TiAl 基合金成形技术。

近年来, 3D 打印的迅速发展极大地改变了传统的生活与生产方式, 成为先进制造的重点发展方向之一。3D 打印是增材制造 (Additive Manufacturing, AM) 的俗称, 它按照 CAD 模型的分层切片数据, 通过逐层打印方式, 直接进行构件的制造^[10,11]。选区熔化 3D 打印以激光或者电子束为高能量热源, 逐层扫描熔化粉末, 逐层堆积, 直接实现构件的制造, 在模具工业、医疗器械、船舶制造、国防军工以及航空航天等领域具有广泛应用^[12]。选区熔化 3D 打印不使用模具或者夹具, 成形件的结构、形状以及复杂程度不受限制, 可以显著缩短生产周期, 提高原料利用率, 降低制造成本。同时, 3D 打印的快速凝固过程使得晶粒细小, 综合力学性能优异, 特别适合高强度、难熔金属以及复杂构件的近净成形^[13]。因此, 选区熔化 3D 打印技术在制造高性能复杂结构 TiAl 合金构件方面拥有巨大优势, 逐渐受到国内外学者的广泛关注。该技术主要包括: 激光选区熔化成形 (Selective Laser Melting, SLM) 与电子束选区熔化成形 (Selective Electron Beam Melting, SEBM)。本文主要介绍 SLM 和 SEBM 制备 TiAl 基合金的最新研究成果, 对比分析 SLM 和 SEBM 成形 TiAl 基合金的优缺点, 并对未来的研究方向提出建议。

1 SLM 成形 TiAl 基合金的研究现状

SLM 技术由德国 Fraunhofer 研究所于 1995 年提出, 该技术是在激光选区烧结 (Selective Laser Sintering, SLS) 的基础上发展而来。其原理^[14]是, 利用

计算机软件 (Pro/E、UG 等) 对构件模型进行分层切片, 然后根据分层切片数据, 设计激光束扫描路径, 输入合理的工艺参数以后, 在计算机控制下进行扫描, 通过逐层铺粉, 逐层选择性熔化, 直至构件成形, 整个过程在惰性气氛保护下完成。SLM 技术已经成功应用于钛合金结构的制造, 但是 TiAl 基合金室温和高温塑性较差, 导致 SLM 成形 TiAl 基合金样品极易出现开裂、孔隙等, 制造难度较大, 因此国内外主要围绕工艺优化开展了初步探索。目前, SLM 成形 TiAl 基合金的研究主要集中在: 工艺参数对冶金缺陷和致密度的影响; Al 元素烧损的控制; 工艺参数对 TiAl 基合金微观组织及性能的影响。以下将从这几个方面进行概述。

1.1 工艺参数对 SLM 成形 TiAl 基合金冶金缺陷的影响

SLM 技术的主要工艺参数包括: 激光功率 (P)、扫描速度 (v)、扫描间距 (d)、粉末层厚度 (h) 等。这些参数之间是互相联系的, 常用“体积能量密度 (E_v)”来解释这些工艺参数对 SLM 成形的影响, E_v 的表达式为:

$$E_v = \frac{P}{vdh} \quad (1)$$

工艺参数是决定成形件成形质量优劣的最直接因素。Löber 等^[15]采用单熔道成形方法对 Ti-28.9Al-9.68Nb-2.26Mo-0.024B (化学组成按质量分数计) 合金进行 SLM 工艺优化。结果表明, 当工艺参数选取不合理时, 表面会出现球化、不稳定熔道、裂纹等缺

陷, 如图 1 所示。为了保证 SLM 稳定进行, 需要选择适中的激光功率 (100~250 W) 以及较小的扫描速度 (50~100 mm/s)。Shi 等^[16]研究了激光功率、扫描速度对 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金 SLM 单熔道扫描成形质量的影响, 确定了最优的工艺窗口 (图 2a), 将优化后的工艺参数应用于成形件的制造, 其致密度在 97.34%~98.95% 之间, 如图 2b 所示。

石文天等^[17]认为, 残余应力和温度梯度是导致 SLM 成形 TiAl 基合金出现裂纹的主要原因, 并提出预烧结、重熔和基板预热三种抑制裂纹的方法。单独使用某一种方法时, 基板预热的效果最好, 预烧结、重熔次之; 在组合方法中, 使用基板预热+预烧结的效果最佳, 可以明显抑制裂纹的产生。Osakada 等^[18]对 SLM 过程中的应力分布进行了有限元模拟, 提出基板预热、对先沉积层再加热、整体去应力退火等措施, 降低残余应力, 减少裂纹的产生。但是需要指出的是, SLM 成形件的晶粒细小, 在去应力退火过程中, 可能出现晶粒长大现象, 从而影响力学性能, 所以退火工艺需要严格控制。

1.2 致密度的优化

SLM 成形件中的孔隙会促进裂纹的扩展, 显著降低力学性能, 因此制备高致密度 (一般>99.5%) 成形件是 3D 打印工艺优化的首要目标^[19]。SLM 过程中, 过低的能量密度无法完全熔化粉末, 导致成形件中出现形状不一的孔隙; 而过高的能量密度会造成球形孔隙的产生, 进而降低致密度^[20]。通常情况下, 能量密度越接近粉末熔化所需能量的下临界值, 所得成

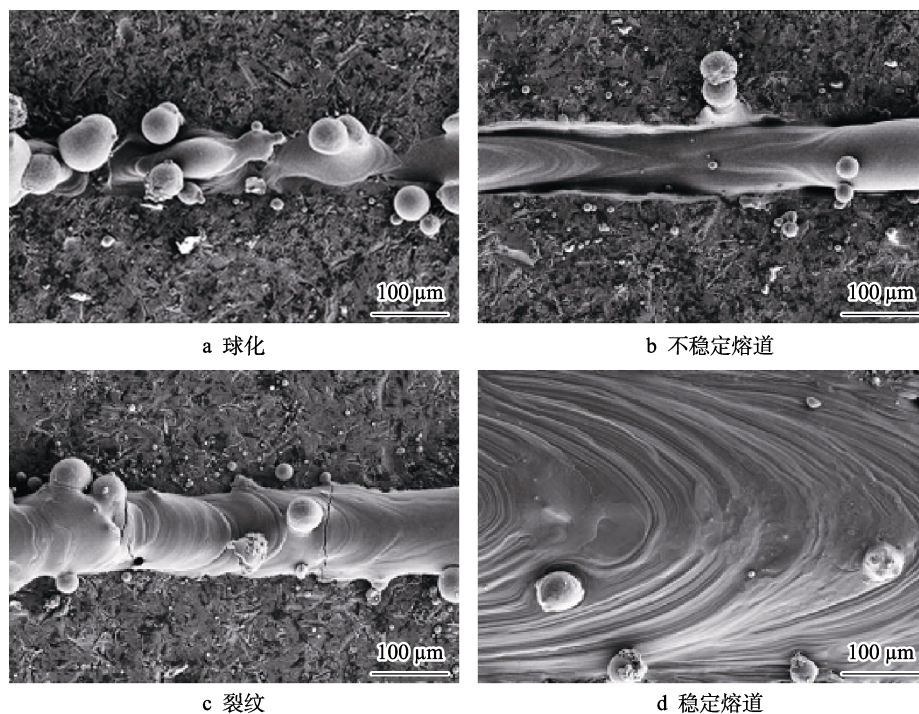
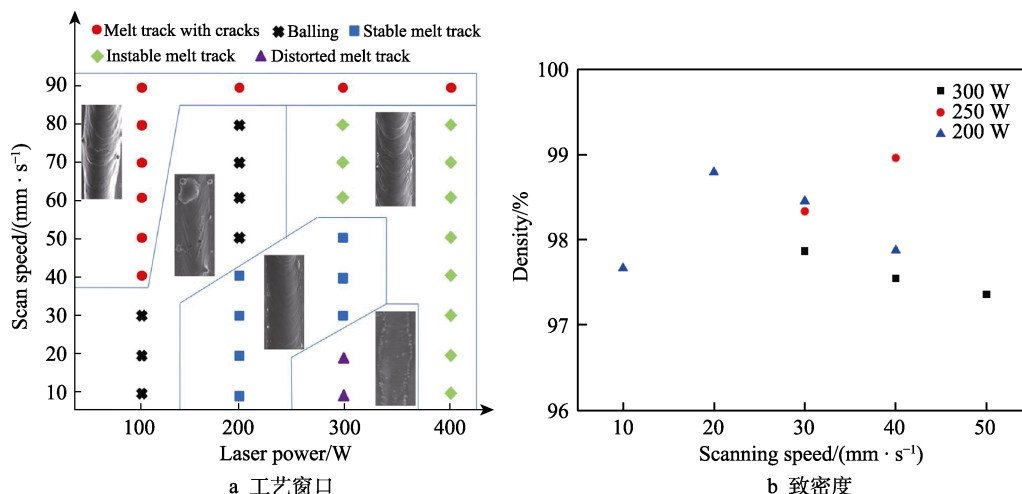


图 1 单熔道形貌图^[15]

Fig.1 Singlemelt track morphology^[15]: a) balling; b) instable melt track; c) cracks; d) stable melt track

图2 单熔道成形工艺窗口以及不同工艺下的致密度^[16]Fig.2 The single melt track process window and density under different processes: a) the process window; b) density^[16]

成形件的致密度越高^[21]。SLM 成形件上表面的粗糙度对下一层成形质量具有较大影响,最终也会影响致密度。其原因是,较高的粗糙度会使熔池无法完全润湿铺展,从而导致孔隙的生成。研究表明^[22],成形件的上表面粗糙度主要受熔道宽度、扫描间距以及粉末层厚度三个因素的共同影响,其中,熔道宽度是最重要的影响因素,而熔道宽度主要由激光功率与扫描速度决定。此外,表面粗糙度也受扫描方式的影响,采用层错正交的扫描方式有助于减小制备过程中的热应力,从而改善表面的平整度^[23]。SLM 成形件经热等静压(Hot Isostatic Pressing, HIP)处理后,可以有效降低孔隙率,提高致密度,改善合金性能^[24]。

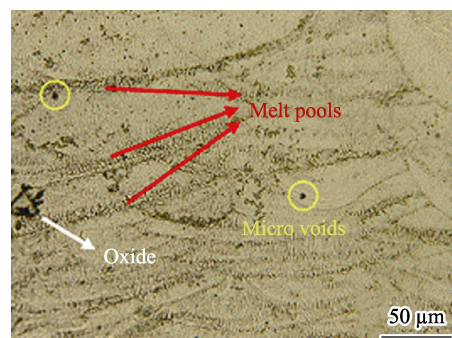
1.3 Al 元素烧损的控制

Shi 等^[16]在 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金 SLM 成形过程中发现了 Al 元素的烧损问题,工艺参数经过优化以后,Al 元素的烧损量(以摩尔分数计)由最高值 5.73% 降低至 0.32%,同时,样品的致密度由 97.34% 增加至 98.95%。Gussone 等^[25]利用 SLM 技术制备 Ti-44.8Al-6Nb-1.0Mo-0.1B 合金时发现,Al 元素的烧损量主要取决于能量密度。当能量密度较大时,Al 元素的烧损量较多,约为 8.7%,组织中出现大量 B2 相;当能量密度较小时,Al 的烧损量相对较少,最终获得了近层片组织。值得注意的是, TiAl 基合金的力学性能与 Al 含量直接相关,Al 的大量烧损会导致合金性能的恶化。因此在设定工艺参数时,应避免过大的热输入,防止熔池过热,减少 Al 元素的烧损。

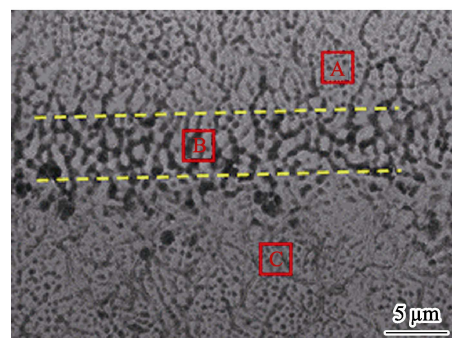
1.4 工艺参数对微观组织及性能的影响

SLM 成形过程中熔池的快速迁移、极速凝固、极大的温度梯度以及方向性传热等特点,导致成形件具有特殊的微观组织以及力学性能,主要表现在晶粒细小且生长方向复杂,残余应力大,即高强度、低塑性、各向异性。由于 SLM 冶金过程的复杂性,导致

成形件的组织及性能与工艺参数密切相关。Li 等^[26]采用不同的激光功率(250、300、350 W)对 Ti-45Al-2Cr-5Nb 合金进行了 SLM 成形试验。结果表明,成形件的上表面(水平方向)为等轴晶,而侧面(垂直方向)为柱状晶(图 3a)。图 3b 为熔敷道轨迹横截面高倍显微组织,由于 SLM 成形过程中激光束的快速移动、极大的温度梯度以及晶粒生长速度的变化,导致熔敷道轨迹横截面呈现三个不同的区域:细等轴晶区、过渡区和粗等轴晶区(分别对应图 3b 中的 A 区、B 区和 C 区)。合金主要由 α_2 -Ti₃Al 相以及少量



a 侧面低倍显微组织(OM)



b 横截面高倍显微组织(SEM)

图3 SLM 成形 Ti-45Al-2Cr-5Nb 合金的显微组织^[26]Fig.3 Microstructure of the SLM processed Ti-45Al-2Cr-5Nb^[26]: a) low-magnification image of vertical section (OM); b) high-magnification image of horizontal section (SEM)

的 B2 相与 γ -TiAl 相构成, B2 相和 γ 相均匀地分布在 α_2 相基体上。随着激光功率的增加, α_2 相的含量逐渐增多, B2 相与 γ 相的含量逐渐减小, 晶粒尺寸逐渐增大, 大角度晶界的含量也随之增大, 晶粒取向由强烈的 (0001) 转变为 (0001)、(10 $\bar{1}$ 1) 以及 (11 $\bar{2}$ 1) 的混合取向。随着激光功率的增加, 合金维氏硬度由 (580.1 \pm 16.4)HV 减小至 (561.7 \pm 16.1)HV。

文献[27]则研究了不同扫描速度 (500、600、700、800 mm/s) 对 SLM 成形 Ti-45Al-2Cr-5Nb 合金组织及性能的影响。结果表明, 合金主要由 α_2 相以及少量的 B2 相与 γ 相构成, B2 相和 γ 相随机分布在 α_2 相基体上, 随着扫描速度的增加, α_2 相的含量逐渐减小, B2 相与 γ 相的含量逐渐增加, 晶粒尺寸逐渐减小 (7.11 μ m 减小至 5.43 μ m), 大角度晶界的含量也逐渐减小 (91.60% 减小至 86.19%), 晶粒取向基本维持 (0001)、(10 $\bar{1}$ 1) 以及 (11 $\bar{2}$ 1) 的混合取向不变。与此同时, 随着扫描速度的增加, 合金的纳米硬度从 (7.90 \pm 0.32) GPa 增加到 (9.49 \pm 0.46) GPa, 抗压强度也从 (829.41 \pm 24.88) MPa 上升到 (1216.16 \pm 36.48) MPa。

Li 等^[28]在研究不同基板预热温度 (298、423、523、623 K) 对 SLM 成形 Ti-45Al-2Cr-5Nb 合金微观组织及硬度的影响时, 发现合金主要由 α_2 相以及少量的 B2 相与 γ 相构成。随着预热温度的增加, 合金中 α_2 相的含量逐渐减小, B2 相与 γ 相的含量逐渐增加, 晶粒尺寸逐渐增大 (8.3 μ m 增加至 15.2 μ m), 大角度晶界的含量也逐渐增多 (88.2% 增加至 93.9%)。晶粒取向由 (10 $\bar{1}$ 1) 和 (11 $\bar{2}$ 1) 混合取向逐渐变为强烈的 (0001) 取向, 最终转变为 (0001)、(10 $\bar{1}$ 1) 以及 (11 $\bar{2}$ 1) 的混合取向, 合金的纳米硬度由 (7.57 \pm 0.38) GPa 增加到 (8.47 \pm 0.42) GPa。

综上所述, 利用 SLM 可以成功制备出 TiAl 基合

金, 但由于 TiAl 基合金的本征脆性, 导致成形件极容易形成孔隙、裂纹等冶金缺陷。这些缺陷会显著降低成形件的致密度并影响其力学性能, 严重制约了 SLM 制备 TiAl 基合金的工程化应用, 成为亟待解决的根本难题。虽然科研人员已经开展了相关研究, 阐述了孔隙、裂纹等缺陷产生的原因, 并提出了一些控制措施。但是, 目前关于 SLM 制备 TiAl 基合金的研究尚不够深入和系统, 因此开展工艺优化以及组织性能调控等方面的基础性研究是十分必要的。

2 SEBM 成形 TiAl 基合金的研究现状

SEBM 的原理与 SLM 基本相似, 使用更高能量的电子束作为热源, 电子束按照设定的扫描路径将预先铺放的金属粉末熔化, 层层堆积形成实体。制备过程在真空条件下完成, 可以有效降低空气中 O、N 对成形件的污染。此外, SEBM 工艺还具有辐射深度大、粉末反射小、能量利用率高等优势^[29]。目前, SEBM 成形 TiAl 基合金的研究主要集中在: “粉末溃散” 现象产生的原因以及控制措施; 工艺参数对冶金缺陷和致密度的影响; Al 元素烧损的控制; 工艺参数、Al 元素烧损、成形高度、成形角度以及热处理工艺对 TiAl 基合金微观组织及性能的影响。以下将从这几个方面进行概述。

2.1 “粉末溃散” 现象

在选区熔化前, 预置的粉末床在电子束的作用下发生溃散, 在真空室内形成粉末团, 即 “粉末溃散” 现象, 见图 4。“粉末溃散” 是 SEBM 的一种特殊现象, 它会导致试样内部孔隙的产生, 甚至影响后续加工。科研人员总结出 “粉末溃散” 产生的三种原因:

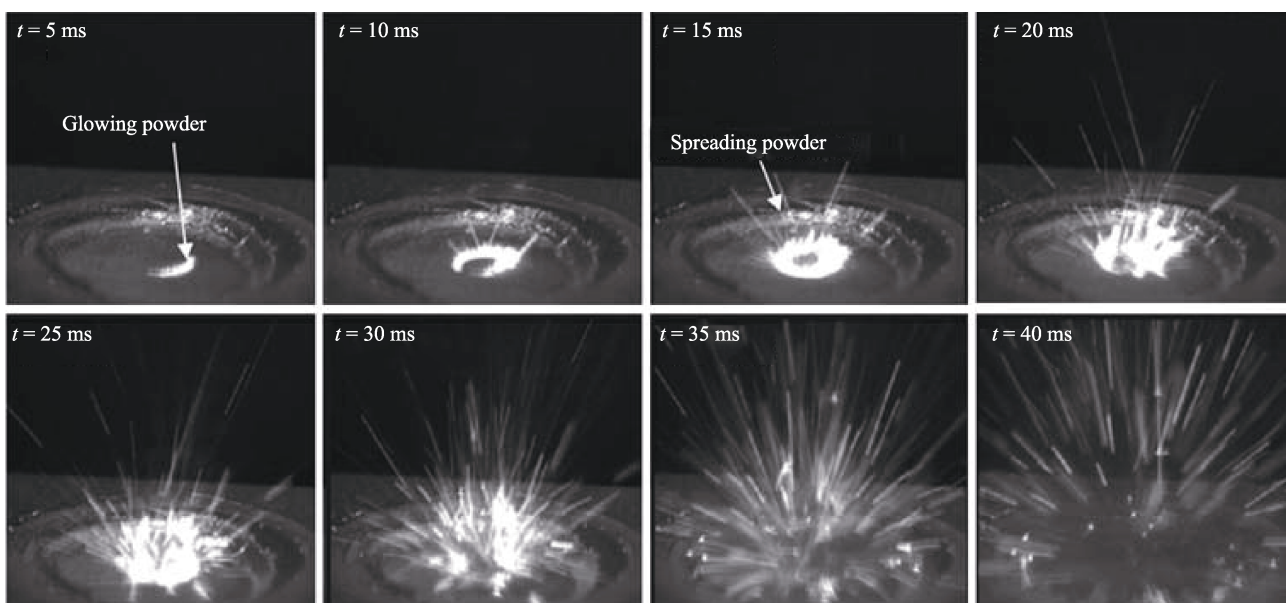


图 4 高速摄影下的 “粉末溃散” 现象^[30]

Fig.4 The phenomenon of “powder collapsing” in high speed photography^[30]

一是高速电子流在轰击预置粉末时产生了较大的压力,致使其飞离原来位置,从而产生“粉末溃散”;二是预置粉末在电子束的轰击作用下产生电荷,造成粉末与基板之间、粉末与粉末之间以及粉末与电子束束流之间出现斥力^[30];三是电子束产生的磁场会对粉末产生洛伦兹力^[31],也会导致“粉末溃散”现象的发生。

从工艺角度出发,粉末层预热是避免“粉末溃散”的最佳方法。预热可以使粉末层预烧结,提高粉末之间的结合力。此外,预热还可以迅速传导粉末所带的电荷,减小斥力,从而避免“粉末溃散”。

2.2 工艺参数对 SEBM 成形 TiAl 基合金冶金缺陷的影响

SEBM 的主要工艺参数包括:电子束束流(I)、加速电压(U)、扫描间距(d)、扫描速度(v)、粉末层厚度(h)等。工艺参数对 SEBM 成形质量、微观组织及力学性能具有重要影响,激光与粉末作用时常用“体积能量密度(E_v)”进行计算, E_v 的表达式为:

$$E_v = \frac{UI}{vdh} \quad (2)$$

冶金缺陷会严重降低 TiAl 基合金 SEBM 成形件的使用性能,TiAl 基合金在 SEBM 成形过程中的主要缺陷包括孔隙和裂纹。目前,工艺参数对 TiAl 合金内部缺陷的影响规律已有研究,但制备完全无缺陷的成形件依然存在困难。SEBM 成形件的孔隙率一般在 2% 左右,经热等静压处理后,可以减小至 1%^[32]。Cormier 等^[33]分别采用预合金 Ti-47Al-2Cr-2Nb 粉末和混合元素粉末进行 SEBM 成形试验。结果显示,采用预合金 Ti-47Al-2Cr-2Nb 粉末可以成功制备出较为致密的成形件,显微组织为细小的 α_2/γ 层片组织以及等轴 γ 晶粒构成的双态组织。采用混合元素粉末作为原料时,Al 元素挥发严重,挥发量(按质量分数计)高达 6.1%,成形件缩松且多孔,致密度不足 80%,合金中残留大量未反应的 Ti、Al 粉末,物相主要为 α_2 -Ti₃Al,而非 γ -TiAl。Turner 等^[34]研究发现,在低能量密度下,SEBM 成形 TiAl 基合金中存在圆形和长条形两类孔隙,孔隙率达 5.1%,见图 5a。金属粉末普遍采用雾化法或离心雾化法(均采用氩气保护)制备,制备过程中,不可避免地形成一些空心粉,氩气也残留在其中。SEBM 由于快速凝固的特点,致使空心粉中的氩气无法及时逸出,最终形成圆形孔隙。此类孔隙尺寸较小,在晶粒内部随机分布,经热等静压处理后可以缩小甚至消失,不会对力学性能产生明显影响。长条形孔隙是由于层与层之间结合力不足,未能完成粘合而造成,此类孔隙会显著降低材料的力学性能。适当增加能量密度,可以消除此类孔隙,获得较为致密的成形件,如图 5b。

Tang 等^[35]研究了 SEBM 工艺参数对 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金内部缺陷的影响。在电子束束流(8 mA)

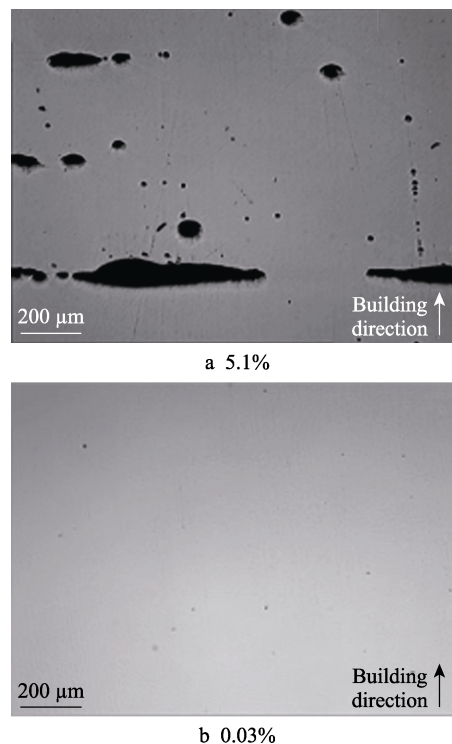


图 5 SEBM 成形 TiAl 合金的内部孔隙^[34]
Fig.5 Interior pores of TiAl alloys formed by SEBM^[34]

较小时,由于能量密度不足,导致层间未能完成粘合,形成长条形孔隙(图 6a)以及未熔化的粉末颗粒(图 6b)。此外,层间的快速凝固,使得合金内部残余应力增加,加之 TiAl 基合金的本征脆性,导致该区域产生裂纹(图 6c)。随后采取三项措施抑制了缺陷的产生,获得了较为致密的成形件(图 6d)。这三项措施为:电子束束流从 8 mA 增加至 10 mA 或更高;将基板预热温度从 1000 °C 提高至 1050 °C 或 1100 °C;使用电子束($I=20$ mA, $v=10$ m/s)对已凝固层进行重新加热。

可以看出,提高电子束束流、基板预热温度以及中间预热等增加能量密度的措施,均可以有效避免孔隙、未熔化以及裂纹的产生。但是过高的能量密度会使熔池体积增大,导致成形件表面呈波浪状,从而恶化组织,影响致密度^[36]。Schwerdtfeger 等^[37]对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金进行了一系列 SEBM 成形试验,获得了低扫描速度(图 7a)和高扫描速度(图 7b)下的最优工艺窗口。该图综合考虑了线能量、扫描速度、粉末层厚度以及预热温度等因素对致密度的影响。

综上所述,SEBM 工艺优化的出发点是保证能量密度与粉末熔化速度之间的匹配,若能量密度过低,会导致部分预置粉末不能完全熔化,层与层之间的结合力较差,容易形成孔隙或者裂纹;若能量密度过高,会造成局部过热,熔池体积扩大,表面呈现波浪状,而波浪状表面容易导致粉末层厚度出现差异,最终造成层间熔合不良,并且过高的能量密度也会加重 Al 元素的烧损。

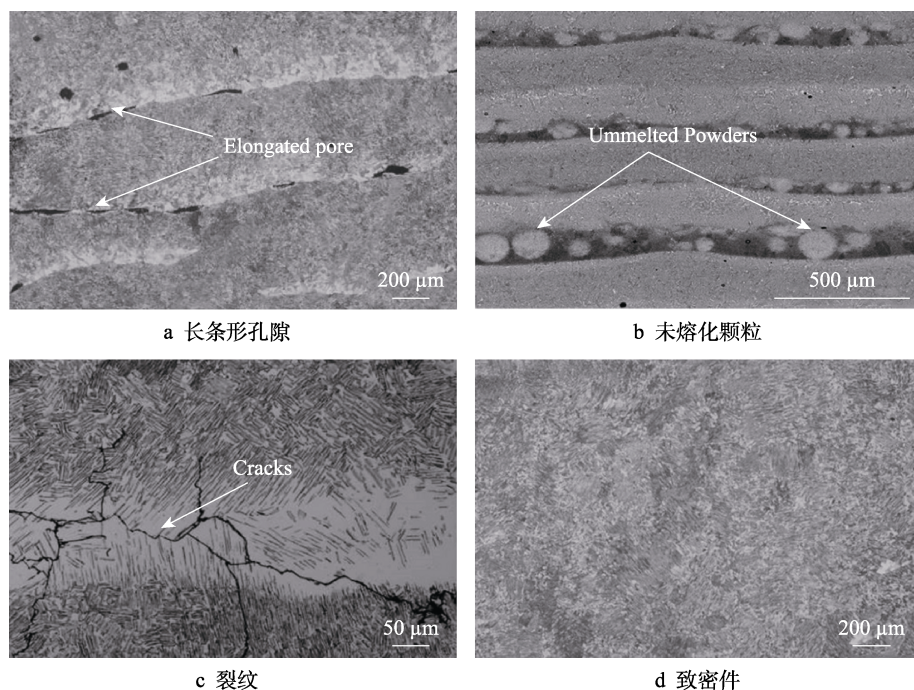
图 6 SEBM 成形 TiAl 合金的冶金缺陷^[35]

Fig.6 Metallurgical defects of TiAl alloys formed by SEBM^[35]: a) elongated pore; b) unmelted powders; c) cracks; d) dense parts

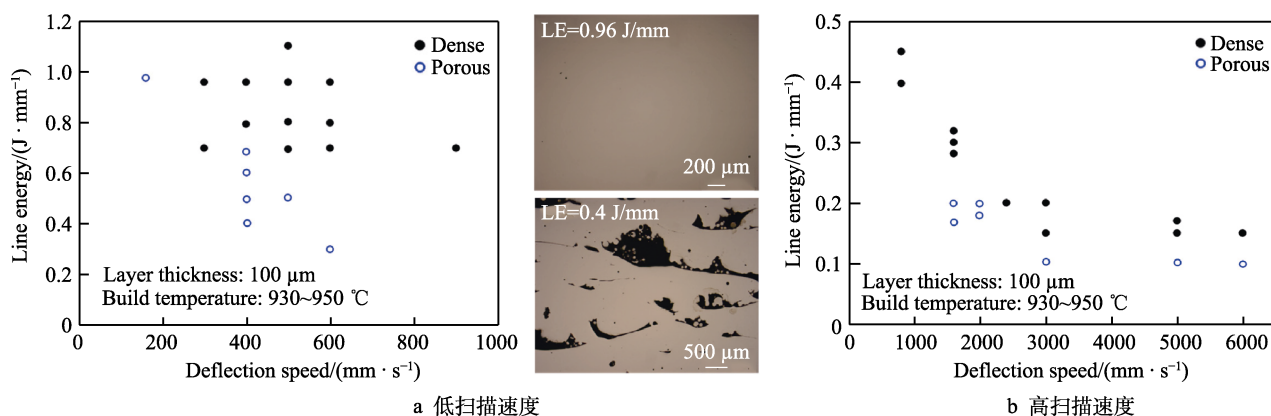
图 7 SEBM 成形 TiAl 合金的工艺窗口^[37]

Fig.7 The process window of TiAl alloys formed by SEBM^[37]: a) low scan speeds; b) high scan speeds

2.3 Al 元素烧损的控制

SEBM 工艺在真空环境下进行, 并且电子束能量密度比激光束高, 因此 SEBM 比 SLM 更容易造成 Al 元素的烧损。Schwerdtfeger 等^[37]研究发现, SEBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金中 Al 元素的摩尔分数较原始粉末下降了 0.6%~4.1%, 并且能量密度越高, Al 元素的烧损越严重。周俊等^[38]研究了不同线能量 (1680~2880 J/m) 对 SEBM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金中 Al 元素烧损的影响, 结果表明, 当线能量为 1680 J/m 时, Al 元素的烧损量最小。Biamino 等^[39]采用 SEBM 制备 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金, 其中 Al 元素的烧损量 (按质量分数计) 为 1%。还有研究表明^[32], 在 SEBM 成形 TiAl 基合金中, 并未发现 Al 元素的烧损现象, 但文中没有给出具体的制备工艺参数。由上可

以推断, 优化工艺参数是控制 Al 元素烧损的有效途径。一般而言, 降低能量密度可以减少 Al 元素的烧损, 然而过低的能量密度也会导致粉末不能完全熔化, 因此优化工艺参数应在保证粉末充分熔化的前提下进行。

2.4 微观组织及性能的控制

铸态 TiAl 基合金通常形成粗大的 α_2/γ 层片组织。与传统的铸造法相比, 选区熔化 3D 打印在成形过程中具有熔池小、冷却速度快的特点, 属于非平衡凝固过程, 因此可以获得超细化的凝固组织。Murr 等^[32]、Cormier 等^[33]采用 SEBM 技术制备的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金, 均为细小的 α_2/γ 层片组织以及等轴 γ 晶粒构成的双态组织。但是, Yang 等^[40]发现, SEBM 成形 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金为细小的 α_2/γ 层片组织, 极

快的冷却速度导致合金在凝固过程中经过 β 相区,经历 $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \beta + \alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma$ 的相变过程,最终形成层片组织。相同成分的TiAl基合金微观组织出现这种差异的原因是,SEBM成形过程中,工艺参数会改变温度梯度、冷却速度,进而影响显微组织及力学性能。例如,当电子束束流为8 mA时,Ti-45Al-7Nb-0.3W合金主要由部分层片组织以及不规则的 γ 相、 α_2 相组成;当束流为10 mA时,则呈现细小的全层片组织^[35]。Yue等^[41]研究表明,随着电子束束流的变化(4.5 mA增大到8.5 mA),Ti-47Al-2Cr-2Nb合金的微观组织由细小的双态组织逐渐转向粗大的近 γ 组织,其中 α_2 相和B2相的含量逐渐增多(α_2 相由0.9%增至3.6%,B2相由2.8%增至18.8%), γ 相的含量逐渐减小(96.3%减少至77.6%),平均晶粒尺寸逐渐增大(3.02 μm 增加到6.28 μm),大角度晶界的含量也逐渐增大(71.63%增加到75.32%),压缩强度逐渐减小(2930 MPa降低至2457 MPa)。随着扫描速度的增加(1500 mm/s增加到2400 mm/s),Ti-47Al-2Cr-2Nb合金由粗大的近 γ 组织逐渐转变为细小的双态组织,其中 α_2 相和B2相的含量逐渐减小(α_2 相由5.0%减至1.2%,B2相由11.6%减至1.5%), γ 相的含量逐渐增多(83.4%增至97.3%),平均晶粒尺寸逐渐减小(5.11 μm 减至2.98 μm)。此外,随着扫描速度的增加,抗拉强度先增加后减小,当扫描速度为2100 mm/s时,抗拉强度最佳,为684 MPa,断后伸长率为0.7%^[42]。

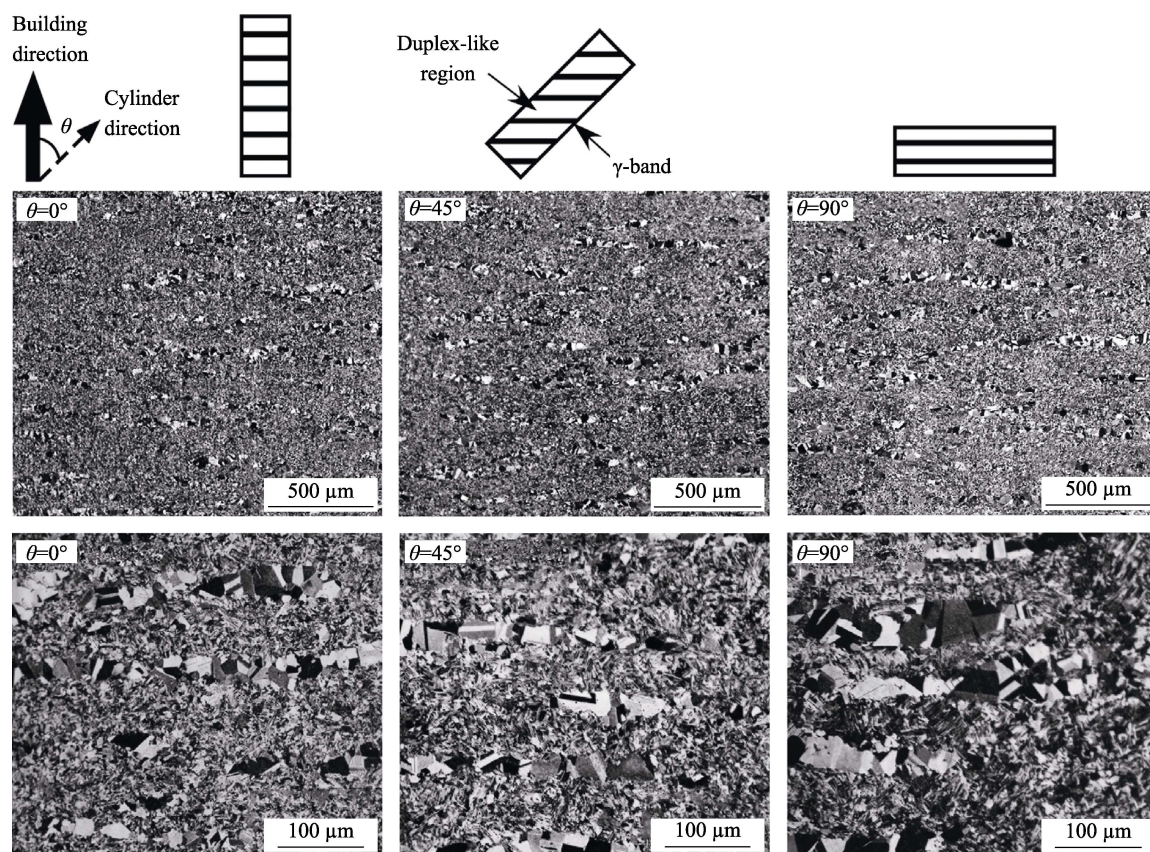
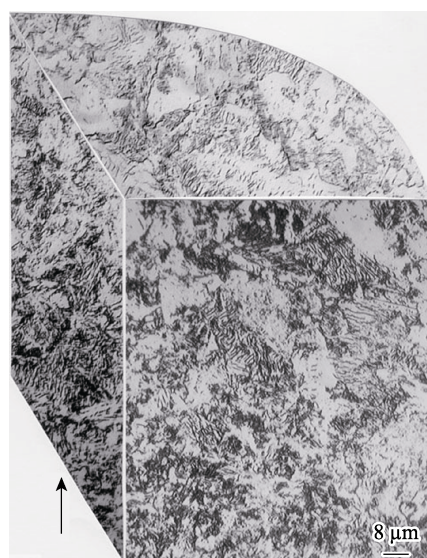
TiAl基合金对Al元素含量极其敏感,Al元素在SEBM过程中损失过多也会影响微观组织,而Al元素的烧损往往与能量密度密切相关。随着能量密度的不断增加,Ti-47Al-2Cr-2Nb合金SEBM成形件中Al元素的损失量也逐渐增大,试样的显微组织由细小的 α_2/γ 层片组织转变为 α_2 和B2相组成的网篮状结构。当Al损失较少时,物相主要为 γ 相;当Al损失较多时,物相主要为 α_2 相^[43]。Schwerdtfeger等^[37]在研究SEBM成形Ti-47Al-2Cr-2Nb合金时发现,过大的能量密度会造成Al元素的大量挥发,凝固组织出现 β 单相区。甚至Al元素的过多烧损会导致TiAl基合金出现不均匀的带状组织^[35]。

除工艺参数外,试样的成形高度也可以影响TiAl基合金的微观组织。与传统成形工艺不同,SEBM技术是一个逐层熔化、逐层堆积的制造过程,已凝固沉积层会受到多次快速加热和冷却的原位热循环的影响。当再热温度超过相变温度时,已凝固的沉积层将会发生相变,这种原位热循环的影响程度与试样高度有关,因此最终组织是由经历多次相变后的组织以及未经历热循环而快速凝固形成的顶部组织构成。Yang等^[40]发现,SEBM成形Ti-47Al-2Cr-2Nb合金顶部组织的层片晶团尺寸约为50 μm ,层片间距约为20 μm ,而底部组织出现明显的粗化现象,层片晶团尺寸约为100 μm ,层片间距约为40 μm 。这是因为在增材制造过程中,较高的熔池温度(>2000 $^{\circ}\text{C}$)使得底部组织

不断经历热循环的作用,最终导致了晶粒粗化,并且粗化程度与能量密度密切相关^[43]。Chen等^[44]采用SEBM技术制备了高度为20 mm的Ti-47Al-2Cr-2Nb合金样品。最顶部为近层片组织,主要由 γ 相以及少量的B2相与 α_2 相构成;在试样高度为19 mm处,晶团中部分 α_2 层片开始发生分解,棒状B2相在层片晶团内部沿着初始 α_2 层片析出;在高度15 mm和5 mm处,层状晶团中的 α_2 层片进一步分解,B2相的含量明显增加,组织也明显粗化,在SEBM过程中可以观察到三种相变,即 $\alpha_2 \rightarrow \text{B2}$, $\alpha_2 \rightarrow \gamma$, $\gamma + \alpha_2 \rightarrow \text{B2}$ 。试样的维氏硬度与高度和显微组织密切相关,当试样高度低于19 mm时,其维氏硬度值变化不大(342HV到360HV之间变化);试样高度从19 mm至顶部20 mm处,维氏硬度从360HV增加至394HV。细小层片晶团含量的不断增加,是顶部区域硬度升高的主要原因。此外,顶部区域极快的冷却速度导致残余应力增加,进而提高硬度。

通常把成形件高度方向与基板的夹角定义为成形角度。不同的成形角度会对SEBM成形TiAl基合金的组织与性能产生一定影响。Todai等^[45]采用SEBM技术,制备了不同成形角度(0 $^{\circ}$ 、45 $^{\circ}$ 、90 $^{\circ}$)的Ti-47Al-2Cr-2Nb合金,试样的垂直截面均获得了由双态组织和 γ 带组成的独特层状结构,见图8。其原因是,SEBM成形过程中,部分双态组织由于反复经历相变温度附近的原位热循环,最终转变为 γ 带组织;除此之外,较高的预热温度(1050 $^{\circ}\text{C}$)也有利于 γ 带组织的产生。不同成形角度(0 $^{\circ}$ 、45 $^{\circ}$ 、90 $^{\circ}$)试样的屈服强度分别为605、566、587 MPa,其中,45 $^{\circ}$ 成形试样的断后伸长率最大。Cho等^[46]在研究不同SEBM成形角度(0 $^{\circ}$ 、45 $^{\circ}$)Ti-47Al-2Cr-2Nb合金时,也观察到这种独特的层状结构,并发现成形件的疲劳强度与成形角度密切相关,其中45 $^{\circ}$ 成形试样的疲劳强度最佳,与热等静压处理后的铸态合金相当。

目前SEBM的研究大多选取钛合金作为成形材料,其垂直截面组织均为柱状晶^[47,48]。而SEBM成形TiAl基合金的垂直截面组织却出现了等轴晶^[37,49,50],见图9。Al-Bermani等^[51]对两种典型SEBM工艺条件下TC4合金的熔池形状和凝固条件进行了模拟计算,指出熔池的散热具有明显的方向性。固液界面处温度梯度与结晶速度的比值较大,与柱状晶的生长条件相吻合,因此液态熔池以柱状晶的形式进行外延生长,呈现快速凝固组织的特征,这也导致SEBM成形TC4合金的力学性能表现出各向异性的特点。对于TiAl基合金而言,目前还缺乏准确凝固条件的模拟计算。一般认为垂直截面组织出现非柱状晶的原因是:一方面,为了减小TiAl合金在SEBM成形过程中出现的变形、开裂,需要进行较高温度的预热,使固液界面处的温度梯度减小;另一方面,TiAl基合金中第二组元含量较高,呈现高溶质体系的包晶凝固特点。

图 8 不同成形角度 TiAl 合金垂直截面的微观组织^[45]Fig.8 Microstructure of vertical section of TiAl alloys with different forming angles^[45]图 9 SEBM 成形 TiAl 合金的垂直截面组织^[49]Fig.9 Vertical section structure of TiAl alloys formed by SEBM^[49]

2.5 热处理对 SEBM 成形 TiAl 基合金的影响

SEBM 成形 TiAl 基合金通过热等静压处理以及常规热处理, 可以实现组织状态的调整。SEBM 成形 Ti-47Al-2Cr-8Nb 合金经过热等静压处理后, 可以获得各向同性的等轴组织, 尺寸约为 10~50 μm^[34]。而

常规热处理过程中的保温温度和保温时间是影响组织的关键因素。一般而言, 随着保温温度的提高或者保温时间的延长, 晶粒尺寸和层片间距逐渐增大, 合金中层片组织的比例也随之增加, 直至全部转变为层片组织, 反之亦然。例如, SEBM 成形 Ti-47Al-2Cr-8Nb 合金在 1295~1305 °C 进行热处理, 均可获得双态组织, 其中层片晶团的尺寸为 50~100 μm, 等轴晶的大小为 10~40 μm; 而在 1315 °C 进行热处理后, 形成了粗大的全层片组织, 尺寸为 200~500 μm^[34]。

文献^[39]证实, SEBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金经过热等静压和热处理 (1320 °C/2 h) 后, 分别获得了等轴组织和双态组织。力学性能测试表明, 两者在室温下的屈服强度和抗拉强度没有太大差异, 延伸率均为 1.1%, 双态组织在 800 °C 下的抗拉强度为 500 MPa, 略大于其室温抗拉强度, 延伸率高达 5.2%, 见图 10。Hernandez 等^[49]采用 SEBM 制备 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金, 其维氏硬度达 4.3 GPa, 热处理后的双态组织 (1150 °C/5 h) 和全层片组织 (1380 °C/1 h) 的维氏硬度分别为 4.6 GPa 和 4.5 GPa。

2.6 SEBM 成形 TiAl 基合金的应用

目前, SEBM 技术制备的 TiAl 基合金在航空航天领域已经得到了应用。意大利 Avio 公司利用 SEBM 技术成功制备出 γ-TiAl 合金涡轮叶片 (见图 11), 尺

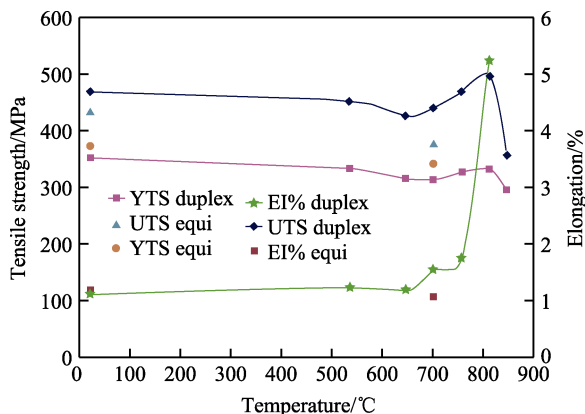


图10 热处理后的双态组织以及HIP后的等轴组织在不同温度的拉伸性能^[39]

Fig.10 Tensile properties of duplex structure after heat treatment and equiaxed structure after HIP at different temperatures^[39]



图11 SEBM制造的 γ -TiAl合金涡轮叶片^[52]

Fig.11 γ -TiAl turbine blade made by SEBM^[52]

寸为325 mm×12 mm×8 mm,质量0.5 kg,并于2012年在航空发动机上进行了试车。使用 γ -TiAl合金叶片的涡轮发动机整体质量减轻20%,显著降低了燃油消耗,并且单支叶片的平均制造时间仅为7 h,生产成本却与精密铸造接近^[52]。2014年底,美国GE公司完成了SEBM成形 γ -TiAl合金叶片的测试工作,并将该叶片应用于当今世界上推力最大的商用航空发动机GE9X,而波音公司设计的新一代长途客机777X将使用GE9X型发动机^[53]。

3 SLM和SEBM成形TiAl基合金的对比分析

Lober等^[54]采用SLM和SEBM分别制备了

Ti-48Al-2Cr-2Nb合金,并对成形件表面和内部质量进行了研究。结果表明,SLM成形件表面出现大量裂纹,而SEBM成形件表面几乎观察不到裂纹的存在。经内部质量检测后发现,SLM成形件内部存在明显的孔隙和裂纹,致密度仅为90%,压缩性能较低,而SEBM成形件内部无裂纹,具有较高的致密度(>98%),压缩性能达到传统工艺制备合金的水平。在选区熔化成形过程中,较大的温度梯度和极快的冷却速度是成形件产生裂纹的主要原因,而粉床预热可以有效抑制裂纹的生成。SLM的预热温度较低,一般在300℃以下,而SEBM的预热温度可以达到1100℃^[55],后者能够显著减少TiAl基合金在3D打印过程中的应力累积、变形、开裂。

TiAl基合金为脆性难加工材料,对O、N等杂质元素的含量极其敏感。与SLM相比,SEBM在真空环境下完成,成形件中杂质元素含量更低。研究表明^[39],Ti-48Al-2Cr-2Nb合金SEBM成形件中O的质量分数与原始金属粉末相同,均为0.06%,N的质量分数(0.006%)略高于粉末(0.004%),但是均小于触发脆性转变的临界浓度(O为0.1%,N为0.06%)。

目前采用选区熔化3D打印制备TiAl基合金仍然存在一定困难,关于力学性能的研究报道相对有限,表1和表2分别列出了不同制备工艺下,TiAl基合金的室温拉伸和压缩性能。可以看出,当SEBM工艺选取合理时,成形件的力学性能可以达到传统锻件、铸件的水平,并且SEBM成形TiAl基合金的力学性能具有较好的重复性^[39]。

综上所述,SLM和SEBM均能够实现复杂精密结构件的快速成形。SLM以激光作为热源,SEBM以电子束作为热源,表3为两种工艺的技术对比。SLM设备出现较早,技术较为成熟,价格相对便宜,其成形件精度略高于SEBM。但是相比于SLM,SEBM有如下优势:1)在真空环境下进行,成形件中O、N等杂质含量更低;2)能量密度更高,加工速度更快;3)对粉末粒径的要求相对宽泛,制粉难度相对较低;

表1 不同工艺制备TiAl合金的室温拉伸性能

Tab.1 Room temperature tensile properties of TiAl alloys prepared by different methods

Materials	Fabricating technologies	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[39]	SEBM+HIP	370~390	430~450	1.00~1.20
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[39]	SEBM+1320℃/2h	350~370	460~480	1.00~1.20
Ti-47Al-2Cr-2Nb ^[42]	SEBM		556~684	0.31~0.70
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[45]	SEBM	566~605		0.50~2.80
Ti-47Al-2Cr-2Nb ^[50]	SEBM	462~523	462~568	0.27~0.98
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[56]	SEBM		503±18	
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[56]	SEBM+HIP+1260℃/2h	382±11	474±23	1.30±0.30
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[56]	SEBM+HIP+1360℃/2h	373±13	429±25	0.80±0.20
Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B ^[57]	Forged	440±15	557±15	1.30±0.10
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[58]	Cost	312±10	570±20	0.48±0.05

表 2 不同工艺制备 TiAl 基合金的室温压缩性能
Tab.2 Room temperature compression properties of TiAl alloys prepared by different methods

Materials	Fabricating technologies	S_b /MPa	δ /%
Ti-45Al-2Cr-5Nb ^[27]	SLM	829~1216	8.38~12.96
Ti-47Al-2Cr-2Nb ^[41]	SEBM	2457~2930	27.50~37.00
Ti-47Al-2Cr-2Nb ^[59]	Cost	1600	31.00
Ti-44Al-1Cr-6Nb-2V ^[60]	Cost	1741	11.64

表 3 SLM 和 SEBM 的技术对比^[55,61-64]
Tab.3 Comparison between SLM and EBSM^[55,61-64]

	SLM	SEBM
Processing environment	Inert gases	Vacuum
Working power/W	50~500	50~3500
Preheating temperature/℃	≤300	≤1100
Forming efficiency/(cm ³ ·h ⁻¹)	5~10	55~80
Layer thickness/μm	20~100	50~200
Spot diameter/μm	50~500	100~1000
Powder size/μm	20~60	40~100
Forming precision/μm	50~100	200~300
Surface quality/μm	$Ra \leq 10$	$Ra \leq 30$
Post treatment	Heat treatment is always required	No heat treatment is required

4) 预热温度更高, 残余应力更小, 可以有效避免变形与开裂, 成形件力学性能出色, 后续无需热处理。由上可知, SEBM 的技术优势较为明显, 更适合 TiAl 基合金的 3D 打印。

4 选区熔化 3D 打印 TiAl 合金存在的问题与发展建议

TiAl 基合金室温和高温塑性较差, 属难加工材料, 传统的成形方法难以制备出复杂结构的构件, 严重制约了该合金的应用。选区熔化 3D 打印作为先进制造的重点发展方向之一, 代表了 TiAl 合金成形最前沿、最新颖的技术。但是由于研究时间较短, 选区熔化 3D 打印 TiAl 基合金领域仍然存在若干技术难题, 有待进一步解决。

TiAl 合金粉末作为选区熔化 3D 打印最重要的基础技术环节, 仍然面临诸多挑战。例如, 选区熔化专用 TiAl 预合金粉末生产成本较高。目前, TiAl 合金球形粉末的制备以雾化法和离心雾化法为主, 整个过程需在惰性气体保护下进行, 制备难度大, 生产成本高, 导致粉末价格昂贵, 可达原料售价的 10 倍以上, 并且球形粉末收得率较低, 不同批次产品的质量稳定性较差, 因此高品质球形粉末生产工艺以及设备

仍依赖进口。
受设备工艺以及粉末质量稳定性的限制, 选区熔化 3D 打印产品使用性能的稳定性有待加强。由于各供应商生产球形粉末的固有特性(粒径分布、球形度、松装密度、杂质含量等) 不尽相同, 导致打印前需要根据粉末特性调整工艺参数, 并且随着粉末循环使用次数的增加, 其理化性能也会发生较大改变, 导致成形件质量和使用性能容易出现不稳定现象。

目前, 选区熔化 3D 打印所选取的 TiAl 合金牌号均是基于传统加工工艺(铸造、锻造、粉末冶金) 而设计的, 缺乏适合选区熔化 3D 打印的专用合金体系。由于选区熔化 3D 打印是一种典型的极端非平衡凝固过程, 其中涉及的物理、化学以及冶金行为还缺乏深入的研究, 而采用常规的平衡/近平衡设计理论难以准确获得适合 3D 打印的专用合金体系, 因此有必要开展 3D 打印非平衡条件下的 TiAl 基合金理论设计以及工艺验证等方面的研究工作。

选区熔化 3D 打印 TiAl 基合金成形件内部冶金缺陷无法避免。3D 打印过程具有逐层快速凝固的特征, 导致成形件内部形成较大的热应力, 而基板的约束作用又对成形件产生拘束应力。并且 TiAl 基合金中第二组元含量较高, 相变过程较为复杂, 容易产生相变应力。在以上三种应力的作用下, TiAl 基合金成形件极易出现变形甚至开裂现象。而且选区熔化 3D 打印过程中的快速凝固、超常冶金和超常固态相变行为, 使得成形件冶金缺陷难以控制。

综上所述, 为了促进选区熔化 3D 打印 TiAl 合金的进一步发展, 建议从以下几个方面开展研究:

- 1) 改进 TiAl 基合金球形粉末的制备方法, 提高粉末收得率以及产品批次的稳定性, 探索新一代低成本、高品质预合金粉末的制备工艺。
- 2) 对粉末特性进行量化评价, 完善粉末原材料特性的表征方法, 探明粉末特性对成形质量的影响规律, 明确“原材料特性-3D 打印工艺-成形质量”之间的耦合关系, 以期生产出产品批次差异小, 使用性能更优异的成形件。
- 3) 基于现有 TiAl 基合金的性能数据和选区熔化 3D 打印工艺, 对成熟 TiAl 合金牌号进行优化, 建立 3D 打印专用合金体系。
- 4) 利用计算机模拟技术构建并优化选区熔化 3D 打印的热加工模型, 模拟 TiAl 基合金在成形过程中温度场和应力场的变化规律, 准确预测成形件中的冶金缺陷, 从而优化生产工艺, 降低试验费用, 缩短研发周期, 提高产品质量。
- 5) 完善 3D 打印 TiAl 基合金成形件内部缺陷的无损检测方法, 建立相关无损检测的标准体系, 开展成形件服役行为、失效分析以及寿命预测等安全评定方面的研究工作, 为成形件的安全服役提供理论参考。

参考文献:

- [1] KESLER M S, GOYEL S, EBRAHIMI F, et al. Effect of microstructural parameters on the mechanical behavior of TiAlNb(Cr,Mo) alloys with $\gamma+\sigma$ microstructure at ambient temperature[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2017, 695: 2672-2681.
- [2] ZHOU H T, KONG F T, WANG X P, et al. High strength in high Nb containing TiAl alloy sheet with fine duplex microstructure produced by hot pack rolling[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2017, 695: 3495-3502.
- [3] PALOMARES-GARCÍA A J, PÉREZ-PRADO M T, MOLINA-ALDAREGUIA J M. Effect of lamellar orientation on the strength and operating deformation mechanisms of fully lamellar TiAl alloys determined by micro-pillar compression[J]. *Acta materialia*, 2017, 123: 102-114.
- [4] LIU Y W, HU R, YANG J R, et al. Tensile properties and fracture behavior of in-situ synthesized $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{Ti48Al2Cr2Nb}$ composites at room and elevated temperatures[J]. *Materials science and engineering A*, 2016, 679: 7-13.
- [5] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, et al. Effect of microstructural instability on the creep resistance of an advanced intermetallic γ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2017, 80: 1-9.
- [6] VARLESE F A, TULUI M, SABBADINI S, et al. Optimized coating procedure for the protection of TiAl intermetallic alloy against high temperature oxidation[J]. *Intermetallics*, 2013, 37: 76-82.
- [7] AGUILAR J, SCHIEVENBUSCH A, KÄTTLITZ O. Investment casting technology for production of TiAl low pressure turbine blades-process engineering and parameter analysis[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(6): 757-761.
- [8] DAS G, KESTLER H, CLEMENS H, et al. Sheet gamma TiAl: Status and opportunities[J]. *Journal of metals*, 2004, 56(11): 42-45.
- [9] 陈玉勇, 苏勇君, 孔凡涛. TiAl 金属间化合物制备技术的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(3): 757-761.
CHEN Yu-yong, SU Yong-jun, KONG Fan-tao. Research progress in preparation of TiAl intermetallic based compound[J]. *Rare metal materials and engineering*, 2014, 43(3): 757-761.
- [10] GUO N N, LEU M C. Additive manufacturing: Technology, applications and research needs[J]. *Frontiers of mechanical engineering*, 2013, 8(3): 215-243.
- [11] CHEN L, HE Y, YANG Y X, et al. The research status and development trend of additive manufacturing technology[J]. *The international journal of advanced manufacturing technology*, 2017, 89(9-12): 3651-3660.
- [12] KÖRNER C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting—A review[J]. *International materials reviews*, 2016, 61(5): 361-377.
- [13] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive manufacturing of metallic components—Process, structure and properties[J]. *Progress in materials science*, 2018, 92: 112-224.
- [14] OLAKANMI E O, COCHRANE R F, DALGARNO K W. A review on selective laser sintering/melting(SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties[J]. *Progress in materials science*, 2015, 74: 401-477.
- [15] LÖBER L, SCHIMANSKY F P, KÜHN U, et al. Selective laser melting of a beta-solidifying TNM-B1 titanium aluminide alloy[J]. *Journal of materials processing technology*, 2014, 214(9): 1852-1860.
- [16] SHI X Z, MA S Y, LIU C M, et al. Parameter optimization for Ti-47Al-2Cr-2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks[J]. *Optics & laser technology*, 2017, 90: 71-79.
- [17] 石文天, 王朋, 刘玉德, 等. 选区激光熔化 TiAl 合金裂纹产生机制及工艺优化试验研究[J]. *稀有金属*, 2019, 43(4): 349-358.
SHI Wen-tian, WANG Peng, LIU Yu-de, et al. Crack initiation mechanism and experiment study of process optimization of TiAl alloy formed by selective laser melting[J]. *Chinese journal of rare metals*, 2019, 43(4): 349-358.
- [18] OSAKADA K, SHIOMI M. Flexible manufacturing of metallic products by selective laser melting of powder[J]. *International journal of machine tools and manufacture*, 2006, 46(11): 1188-1193.
- [19] DIRK H, VANESSA S, ERIC W, et al. Additive manufacturing of metals[J]. *Acta materialia*, 2016, 117: 371-392.
- [20] THIJS L, VERHAEGHE F, CRAEGHS T, et al. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V[J]. *Acta materialia*, 2010, 58(9): 3303-3312.
- [21] FAMODIMU O H, STANFORD M, ODUOZA C F, et al. Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite[J]. *Frontiers of mechanical engineering*, 2018, 13(4): 520-527.
- [22] 陈光霞, 王泽敏, 关凯, 等. 工艺参数对 SLM 激光快速成型件表面粗糙度的影响[J]. *制造技术与机床*, 2009(12): 86-89.
CHEN Guang-xia, WANG Ze-min, GUAN Kai, et al. Effects of parameters on surface roughness of samples by selective laser melting[J]. *Manufacturing technology & machine tool*, 2009(12): 86-89.

- [23] 尚纯. 激光沉积制造 TiAl 合金工艺与组织演变研究[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2017.
SHANG Chun. Study on process and microstructure evolution of fial alloy fabricated by laser deposition manufacturing[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2017.
- [24] CHLEBUS E, KUŹNICKA B, KURZYNOWSKI T, et al. Microstructure and mechanical behaviour of Ti-6Al-7Nb alloy produced by selective laser melting[J]. Materials characterization, 2011, 62(5): 488-495.
- [25] GUSSONE J, HAGEDORN Y C, GHEREKHLOO H, et al. Microstructure of γ -titanium aluminide processes by selective laser melting at elevated temperatures[J]. Intermetallics, 2015, 66: 133-140.
- [26] LI W, LIU J, WEN S F, et al. Crystal orientation, crystallographic texture and phase evolution in the Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting[J]. Materials characterization, 2016, 113: 125-133.
- [27] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Effect of laser scanning speed on a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting: microstructure, phase and mechanical properties[J]. Journal of alloys and compounds, 2016, 688: 626-636.
- [28] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Effect of substrate preheating on the texture, phase and nanohardness of a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting[J]. Scripta materialia, 2016, 118: 13-18.
- [29] ZHANG L C, LIU Y J, LI S J, et al. Additive manufacturing of titanium alloys by electron beam melting: A review[J]. Advanced engineering materials, 2017, 20(5): 1700842.
- [30] MILBERG J, SIGL M. Electron beam sintering of metal powder[J]. Production engineering, 2008, 2(2): 117-122.
- [31] ESCHEY C, LUTZMANN S, ZAEH M F. Examination of the powder spreading effect in Electron Beam Melting (EBM)[J]. Proceedings of the national academy of sciences of the united states of America, 2009, 81(18): 5724-5728.
- [32] MURR L E, GAYTAN S M, CEYLAN A, et al. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting[J]. Acta materialia, 2010, 58(5): 1887-1894.
- [33] CORMIER D, HARRYSSON O, MAHALE T, et al. Freeform fabrication of titanium aluminide via electron beam melting using prealloyed and blended powders[J]. Research letters in materials science, 2008, 2007: 6822.
- [34] TERNER M, BIAMINO S, EPICOCO P, et al. Electron-beam melting of high niobium containing TiAl alloy: Feasibility investigation[J]. Steel research international, 2012, 83(10): 943-949.
- [35] TANG H P, YANG G Y, JIA W P, et al. 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.
- [36] MARKL M, AMMER R, LJUNGBLAD U, et al. Electron beam absorption algorithms for electron beam melting processes simulated by a three-dimensional thermal free surface lattice boltzmann method in a distributed and parallel environment[J]. Procedia computer science, 2013, 18: 2127-2136.
- [37] SCHWERDTFEGER J, KÖRNER C. Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb: Microstructure and aluminium loss[J]. Intermetallics, 2014, 49: 29-35.
- [38] 周俊, 周斌, 李宏新, 等. 电子束选区熔化线能量密度对钛铝合金粉末中铝元素挥发的影响[J]. 电加工与模具, 2018(4): 52-56.
ZHOU Jun, ZHOU Bin, LI Hong-xin, et al. Influence of line energy density of electron beam selective melting on volatilization of aluminum in TiAl alloy powders[J]. Electromachining & mould, 2018(4): 52-56.
- [39] BIAMINO S, PENNA A, ACKELID U, et al. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation[J]. Intermetallics, 2011, 19: 776-781.
- [40] YANG G Y, JIA W P, ZHAO P, et al. Microstructures of as-fabricated and post heat treated Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy produced by selective electron beam melting(SEBM)[J]. Rare metal materials and engineering, 2016, 45(7): 1683-1686.
- [41] YUE H Y, CHEN Y Y, WANG X P, et al. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting[J]. Journal of alloys and compounds, 2018, 750: 617-625.
- [42] CHEN Y Y, YUE H Y, WANG X P. Microstructure, texture and tensile property as a function of scanning speed of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting[J]. Materials science and engineering: A, 2018, 713: 195-205.
- [43] GE W J, GUO C, LIN F. Effect of process parameters on microstructure of TiAl alloy produced by electron beam selective melting[J]. Procedia engineering, 2014, 81: 1192-1197.
- [44] CHEN Y Y, YUE H Y, WANG X P, et al. Selective electron beam melting of TiAl alloy: Microstructure evolution, phase transformation and microhardness[J]. Materials characterization, 2018, 142: 584-592.
- [45] TODAI M, NAKANO T, LIU T Q, et al. 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.
- [46] CHO K, KOBAYASHI R, OH J Y, et al. 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.
- [47] 董伟, 黄志涛, 刘红梅, 等. 电子束成形 TC18 钛合金晶体取向规律研究[J]. *材料研究学报*, 2017, 31(3): 203-210.
- DONG Wei, HUANG Zhi-tao, LIU Hong-mei, et al. Crystal orientation distribution of TC18 titanium fabricated by electron beam wire deposition[J]. *Chinese journal of materials research*, 2017, 31(3): 203-210.
- [48] 童邵辉, 李东, 邓增辉, 等. 电子束快速成形 TC4 合金的组织与断裂性能[J]. *材料工程*, 2019, 47(1): 125-130.
- TONG Shao-hui, LI Dong, DENG Zeng-hui, et al. Microstructure and fracture property of electron beam rapidly manufactured TC4 alloy[J]. *Journal of materials engineering*, 2019, 47(1): 125-130.
- [49] HERNANDEZ J, MURR L E, GAYTAN S M, et al. Microstructures for two-phase gamma titanium aluminide fabricated by electron beam melting[J]. *Metallurgy microstructure and analysis*, 2012, 1: 14-27.
- [50] YUE H Y, CHEN Y Y, WANG X P, et al. Microstructure, texture and tensile properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy produced by selective electron beam melting[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2018, 766: 450-459.
- [51] AL-BERMANI S S, BLACKMORE M L, ZHANG W, et al. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V[J]. *Metallurgical and materials transactions A (physical metallurgy and materials science)*, 2010, 41(13): 3422-3434.
- [52] 郭超, 张平平, 林峰. 电子束选区熔化增材制造技术研究进展[J]. *工业技术创新*, 2017, 4(4): 10-18.
- GUO Chao, ZHANG Ping-ping, LIN Feng. Research advances of electron beam selective melting additive manufacturing technology[J]. *Industrial technology innovation*, 2017, 4(4): 10-18.
- [53] 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.
- SUN Shi-jie. TiAl alloy turbine blade produced by additive manufacturing method applied to aircraft engine[J]. *Powder metallurgy industry*, 2015, 25(1): 65-66.
- [54] LOEBER L, BIAMINO S, ACKELID U, et al. Comparison of selective laser and electron beam melted titanium aluminides[C]//International symposium 22nd, solid freeform fabrication symposium. Austin: University of Texas at Austin, 2011: 547-556.
- [55] FRANZÉN S F. Titanium aluminide manufactured by electron beam melting[D]. Gothenburg: Chalmers University of Technology, 2010: 12-14.
- [56] 陈玮, 杨洋, 刘亮亮, 等. 电子束增材制造 γ -TiAl 显微组织调控与拉伸性能研究[J]. *航空制造技术*, 2017(Z1): 37-41.
- CHEN Wei, YANG Yang, LIU Liang-liang, et al. Microstructure control and tensile properties of EBM γ -TiAl[J]. *Aeronautical manufacturing technology*, 2017(Z1): 37-41.
- [57] HU D, GODFREY A, BLENKINSOP P A, et al. Processing-property-microstructure relationships in TiAl-based alloys[J]. *Metallurgical and materials transactions A*, 1998, 29(3): 919-925.
- [58] HAN J C, XIAO S L, TIAN J, et al. Microstructure characterization and tensile properties of a Ni-containing TiAl-based alloy with heat treatment[J]. *Rare metals*, 2016, 35(1): 26-34.
- [59] WANG Q, DING H S, ZHANG H L, et al. Influence of Mn addition on the microstructure and mechanical properties of a directionally solidified γ -TiAl alloy[J]. *Materials characterization*, 2018, 137: 133-141.
- [60] CHEN R R, ZHENG D S, MA T F, et al. Effects of ultrasonic vibration on the microstructure and mechanical properties of high alloying TiAl[J]. *Scientific reports*, 2017, 7: 41463.
- [61] 杨全占, 魏彦鹏, 高鹏, 等. 金属增材制造技术及其专用材料研究进展[J]. *材料导报*, 2016, 30(S1): 107-111.
- YANG Quan-zhan, WEI Yan-peng, GAO Peng, et al. Research progress of metal additive manufacturing technologies and related materials[J]. *Materials review*, 2016, 30(S1): 107-111.
- [62] 牛京喆, 孙中刚, 常辉, 等. 3D 打印医用钛合金研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(5): 1697-1706.
- NIU Jing-zhe, SUN Zhong-gang, CHANG Hui, et al. Review on 3D printing of biomedical titanium alloy[J]. *Rare metal materials and engineering*, 2019, 48(5): 1697-1706.
- [63] 赵霄昊, 左振博, 韩志宇, 等. 粉末钛合金 3D 打印技术研究进展[J]. *材料导报*, 2016, 30(23): 120-126.
- ZHAO Xiao-hao, ZUO Zhen-bo, HAN Zhi-yu, et al. A review on powder titanium alloy 3D printing technology[J]. *Materials review*, 2016, 30(23): 120-126.
- [64] 李海亮, 贾德昌, 杨治华, 等. 选区激光熔化 3D 打印钛合金及其复合材料研究进展[J]. *材料科学与工艺*, 2019, 27(22): 1-15.
- LI Hai-liang, JIA De-chang, YANG Zhi-hua, et al. Research progress on selective laser melting 3D printing of titanium alloys and titanium matrix composites[J]. *Materials science and technology*, 2019, 27(22): 1-15.