

选区激光熔化 3D 打印钛基复合材料研究进展

杨光¹, 王冰钰¹, 赵朔¹, 王伟¹, 李长富¹, 王向明²

(1. 沈阳航空航天大学 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 中国航空工业集团公司 沈阳飞机设计研究所, 辽宁 沈阳 110035)

摘要: 选区激光熔化 (SLM) 3D 打印技术是近年来快速发展的金属增材制造技术, 因其可设计性、快速净成形复杂构件、高表面质量等优势, 拥有广泛应用前景。基于 SLM 工艺制造的钛基复合材料通常可得到纳米级陶瓷增强相, 获得比钛合金更优异的性能, 成形构件力学性能优于铸件锻件水平。本文综述了近年来基于 SLM 工艺制备钛基复合材料的发展现状, 以陶瓷增强体的选择为切入点, 阐述其典型微观组织特征及演化规律, 探讨其性能表现, 分析其特有的强化机制, 并在此基础上, 对未来尚需解决的关键性学术问题和发展方向进行了展望。

关键词: 选区激光熔化; 陶瓷增强相; 组织演化; 性能; 强化机制

中图分类号: TG146.23; TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2641-11

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术是一种基于高能量激光束的金属增材 3D 打印技术。通过激光束照射, 选择性熔化预置金属粉末床来实现金属零件的逐层增材制造^[1-3]。与传统制造工艺相比, SLM 制造成形的金属构件具有表面成形质量优异、精度高、力学性能好、开发周期短等优点, 其成形致密度可达近乎 100%^[4-7], 其应用范围已经扩展到航空航天、医学医疗、汽车制造等领域。

钛基复合材料因其具有高硬度、高强度、耐磨损、耐腐蚀及良好的生物相容性等特性^[8-10], 往往比基体金属综合性能表现更佳, 因而逐渐成为研究重点。但在传统的机械加工过程中往往存在着生产的零件质量不高、内部产生大量孔隙等缺陷之类的问题^[11-13], 而由于 SLM 技术的出现和发展将有望解决此问题, 实现多品种、小批量、净成形、高密度零件的快速制造。

本文主要介绍了近年来基于 SLM 工艺制备钛基复合材料的研究进展, 以添加的陶瓷增强体为切入点, 阐述了其典型微观组织特征及演化规律, 探讨了其性能表现, 剖析了其特有的强化机制, 并在此基础上, 对未来尚需解决的关键性学术问题和发展方向进行了展望。

1 SLM 3D 打印钛基复合材料增强体的选择

随着中国航空航天事业的高速发展, 空天用结构

材料对于高强、高韧、高刚度及轻质量等方面的需求日益突出, 作为高性能轻质的钛合金及钛基复合材料, 已逐渐成为我国重大新材料研究发展方向之一^[14,15]。钛基复合材料是指在钛或钛合金的基体中引进刚硬陶瓷增强体的一种复合材料, 它可以把增强体的高强度和高模量与钛的延展性和韧性有机结合^[16], 以期获得更高强度以及更好的力学性能。

按照增强方式不同, 钛基复合材料主要可分为 2 大类: 连续纤维增强钛基复合材料与非连续增强钛基复合材料。早期主要倾向于对 SiC 纤维连续增强钛基复合材料的研究^[17], 与基体钛合金相比, 复合材料密度低, 强度高且其疲劳和蠕变性能大幅提高, 但其横向性能明显下降。通常被用于制作单向选择性增强部件, 如发动机的环、轴等^[18]。非连续增强钛基复合材料由于具有各向同性、易加工成形、成本低等特点, 成为目前的重点研究方向^[19,20]。非连续增强钛基复合材料按其增强相成形过程可分为外加法和原位自生法^[21-23]。传统的外加法制备技术增强相尺度受制于原始粉末粒度, 一般是微米级甚至是毫米级。此外, 成形过程中的关键问题, 如增强体润湿、增强体与基体的界面反应等尚未攻克, 已逐渐不再使用。原位自生法是一种通过促进金属基体与添加元素 (或成分) 之间相互反应生成增强体或强化相, 从而增强金属基体性能的工艺。除能解决传统外加法造成的一系列问题

收稿日期: 2020-07-21

基金项目: 国家自然科学基金 (51975387); 国家重点研发计划 (2016YFB1100504); 沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室开放基金 (SHSYS2017003)

作者简介: 杨光, 男, 1978 年生, 博士, 教授, 沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn

外，值得注意的是，该方法制备复合材料的陶瓷增强体和金属基体在热力学上稳定，该特性对提高材料的使用温度具有极为重要的意义。原位自生法是众多研究学者公认的现阶段制备颗粒增强钛基复合材料的主流方法^[21,24,25]，其制备技术主要有熔铸法、反应热压烧结法、自蔓延高温合成法、激光沉积、包套热挤压等方法。有研究表明^[26]，采用 SLM 技术实现制备原位自生颗粒增强钛基复合材料，一方面可最大程度地发挥复合材料的成形性，避免了常规制备方法的缺陷；另一方面可有效细化复合材料组织结构，避免传统制备方法的后续二次加工。该技术已逐渐应用于钛基复合材料加工成形领域，开辟了一个新的研究热点。

按照增强体种类不同，钛基复合材料可以具体分为颗粒增强、晶须增强、碳纳米管增强（石墨烯增强）、纤维增强钛基复合材料。钛基复合材料的增强体选择或者设计复合材料的增强相时，除需充分考虑增强体本身的力学性能特点、热稳定性外，还需明确增强体与金属基体之间的界面特性、二者热膨胀系数差等因素^[27-29]。若增强体热稳定性不高，在高温使用条件下增强体形貌极易发生改变，甚至增强体产生变性，复合材料性能将随之下降；若增强体与基体之间界面结合欠佳，会使零件在外加载荷的作用下增强体与基体脱粘，造成脱落，致使其过早断裂，减弱其强化作用；若二者的热膨胀系数差过大，增强体和基体在温度变化时膨胀收缩不一，在材料内部会萌生裂纹，严重制约了材料的使用。因此，选择恰当的增强体是保证复合材料性能的关键一环。钛基复合材料中常用增强体汇总如表 1 所示。 B_4C 和 Si_3N_4 与钛基体的热膨胀系数相差较大，在成形过程中会产生较大的残余应力，不适合作为非连续增强钛基复合材料的增强体。超高强度复合材料领域的研究热点之一就是利用碳纳米管（CNTs）增强金属基复合材料，石墨烯（Gr）与 CNTs 具有相同的元素组成，可视为 CNTs 的“同素异构体”。其中高含量碳纳米材料的分散、聚集、二次聚集等问题，明确界面强度与材料塑韧性之间的关系，实现其各项性能的兼容共存（如生物兼容性与材料的强韧性、导热性与材料强韧性等），目前仍需大量研究工作来丰富、支撑^[30]。上海交通大学 W.J.Lu 等^[31-33]在钛基复合材料中引入稀土元素，稀土元素在高温下易与 Ti 基体中的氧发生反应，生成稀土氧化物，如 La_2O_3 、 Nd_2O_3 、 Y_2O_3 等，弥散分布于复合材料基体中，对钛基复合材料的高温瞬时强度和持久强度有显著作用。可通过设计增强体的组合，发挥增强体之间的协同作用，如 TiC_p+TiB_w 共生效应^[34]、稀土氧化物弥散强化和 TiC_p+TiB_w 的协同增强作用^[35,36]，从而获得满足不

同需求的复合材料。 TiC 、 TiB 与 Ti 基体在热力学上相容，结合稳定，热膨胀系数相近，可有效降低材料中的残余应力，是颗粒增强钛基复合材料最理想的增强体选择^[37]。目前关于 SLM 制备铝基复合材料的研究较多，针对钛基复合材料尚处于起步阶段^[38]，且主要集中于 TC4 和 TiC 、 TiB 颗粒增强钛基复合材料。

2 SLM 3D 打印钛基复合材料增强相组织形貌演化

2.1 SLM 3D 打印钛基复合材料典型组织特征

与传统的熔铸、反应热压烧结等工艺制备的钛基复合材料相比^[40]，SLM 工艺制得的陶瓷增强相更为细化，可达纳米级，且弥散分布于钛基体中（无明显团聚现象），同时可细化钛基体晶粒。为避免其他因素的影响，利用材料本身高塑性制备较高增强体含量的钛基复合材料，获得更高的弹性模量及耐磨、耐腐蚀性能^[49,50]。SLM 制备钛基复合材料基体多选用纯 Ti。因纯钛本身较低的强度水平，使纯钛基复合材料室温力学性能只能达到相同状态下 TC4 钛合金的水平，因此大量研究学者研究重点逐渐转向选择钛合金作为基体金属，而目前此研究方向上实验甚少，有待后续进一步研究。

Gu 等^[41]向平均粒径 22.5 μm 的 Ti 粉末中添加平均粒径 50 nm 的 TiC 通过 SLM 成形 Ti-15% TiC （质量分数）复合材料，可得到均匀网状分布的

表 1 钛基复合材料常用增强体

Table 1 Common reinforcements of titanium matrix composites

Reinforced material	Reinforcement category	Forming process	Reinforcement phase	Ref.
Ti_5Si_3	Particulate reinforced	In situ synthesis	-	[39, 40]
TiC	Particulate reinforced	Applied /in situ synthesis	TiC	[41]
TiB_2	Particulate reinforced	Applied	TiB	[42]
TiB	Particulate reinforced	Applied	TiB	[43]
TiB	Whisker reinforced	In situ synthesis	-	[44]
B_4C	Particulate reinforced	Applied	$TiC+TiB$	[45]
SiC	Particulate reinforced /fiber	Applied	Ti_5Si_3+TiC	[46, 47]
Si_3N_4	Particulate reinforced	Applied	Ti_5Si_3+TiN	[48]
TiN	Particulate reinforced	Applied	-	[48]
CNTs	CNTs reinforced	Applied	-	[30]

树枝晶状 TiC 增强相(图 1a), 通过调整工艺参数可明显细化增强相, 出现平均厚度约 90 nm 的层片状纳米增强相(图 1b)。起始纳米 TiC 颗粒经激光熔化成形后演变成截然不同的层片状结构, 但仍具有典型的纳米结构^[51]。激光作用下 TiC 纳米陶瓷增强相具有的独特形貌与分布特征(增强相分布均匀, 几乎无团聚)是其他常规工艺制备的纳米复合材料中不曾发现过的。分析认为, 这可能得益于 SLM 成形过程中高能激光特有的具有逐点逐区域扫描特征的加热方式、瞬态升温可达 5000 °C 以上的能量特点以及快速凝固速率高达 10⁶ K/s 的冶金机制^[52]。激光增材制造过程中高度非平衡熔池内 Marangoni 流形成的液相毛细管力为增强粒子在熔池中的迁移和重排提供了驱动力, 有利于纳米 TiC 增强相均匀分散。而通过调整 SLM 工艺参数, 适当提高激光能量密度, SLM 温度上升, 熔池中 Ti 和 C 原子更加活跃, TiC 增强相的熔化程度增大。当熔池中的碳原子含量增至一定程度时, 初生枝晶 TiC 开始形成。此外, 由于此时激光能量高温化, 大量热积聚在枝晶尖端, 为枝晶的生长提供了内部能量和热力势能。

图 2 所示为 SLM 成形 Ti-5%TiB (质量分数) 复合材料的微观组织^[53], TiB 针状增强相弥散分布于 Ti 基体中。研究表明^[44,54], 与纯 Ti 相比, 复合材料

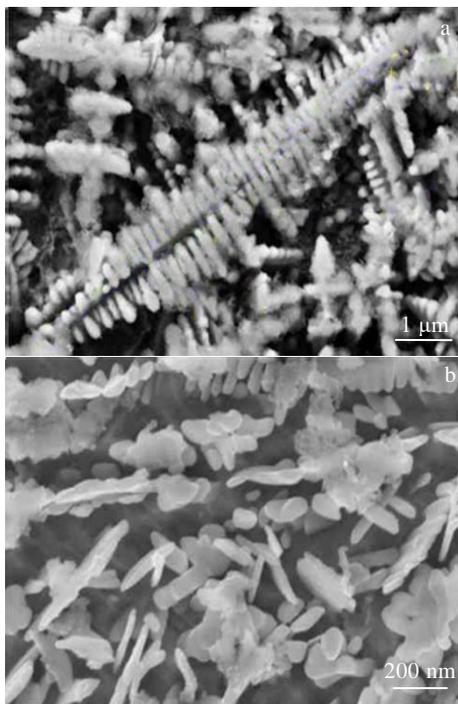


图1 SLM 成形 Ti-TiC 复合材料的微观组织

Fig.1 SEM microstructures of the SLM-produced Ti-TiC composite^[41,51]: (a) dendrite TiC and (b) flake nano TiC

中的钛晶粒得到了细化。Ti 晶粒细小的微观结构特征可归因于 B 的存在和 SLM 过程中的快速凝固^[55]。由于 B 在 Ti 中的固溶度非常低, 因此 B 从初级 β-Ti 核中被排斥到熔体中, 大多数 B 被掺入 TiB 中, B 进入熔体中会导致溶质在凝固前沿分配到液体中。在凝固过程中, 这种溶质富集会增加组织过冷度, 进而使液/固界面变得不稳定, 从而为在液/固界面之前成核更多细小的 Ti 晶粒提供了驱动力, 形成的 Ti 核的生长受到液/固界面处被排斥的 B 的限制, 从而导致更多的晶粒细化^[56]。文献^[57]的研究也得到了上述结论。图 3 为不同 TiB₂ 添加量的 SLM 成形 Ti-TiB 复合材料 EBSD 测试结果。图 3a 中平行分布的片状和针状晶粒为 α/α'-Ti。随着 TiB₂ 的加入, 晶粒的形状和尺寸逐渐发生变化, 由刚开始的片状和针状转化为等轴状, 平均尺寸也从 4.52 μm 细化至 1.1 μm。

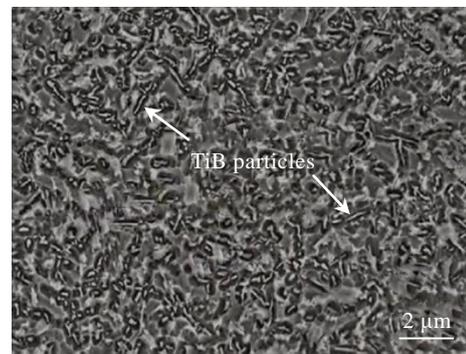


图2 SLM 成形 Ti-5%TiB 复合材料的微观组织

Fig.2 Microstructure of the SLM-produced Ti-5%TiB composite^[53]

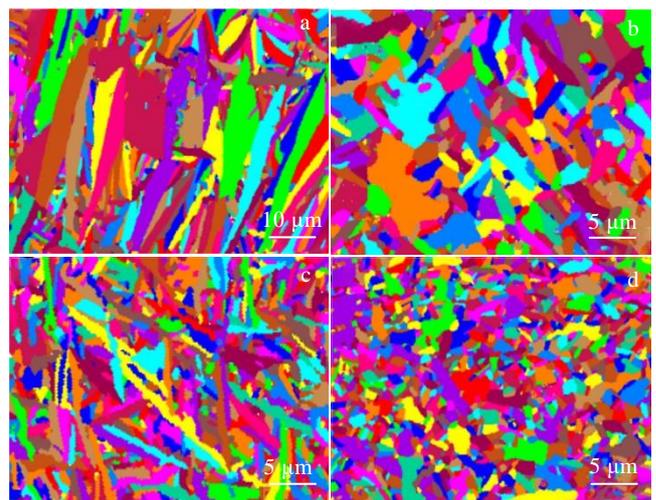


图3 不同 TiB₂ 添加量的 SLM 成形 Ti-TiB 复合材料的 EBSD 结果

Fig.3 EBSD results of SLM-produced Ti-TiB composite with different TiB₂ additions^[57]: (a) CP-Ti, (b) 0.5%TiB₂, (c) 1%TiB₂, and (d) 2%TiB₂

2.2 SLM 3D 打印钛基复合材料增强相形貌演化

采用 SLM 制备的钛基复合材料的增强相形貌与分布取决于 SLM 工艺参数、添加的增强体含量、增强体粒度等，而复合材料的性能与增强相的强化机理息息相关，故而研究以上方面对增强相组织结构演化的影响就显得尤为重要了。

SLM 成形工艺参数有扫描策略、激光功率、激光扫描速率、扫描间距、铺粉层厚等。要对其进行优化，引入单位体积内的平均施加能量，即体积能量密度 E (J/mm^3) 作为指征，表达式为^[58]：

$$E = \frac{P}{vht} \quad (1)$$

式中， P 为激光功率(W)； v 为激光扫描速度(mm/s)； h 为扫描间距(mm)； t 为层厚(mm)。

南京航空航天大学顾冬冬等^[59]在不同体积能量密度 (85、155、185 J/mm^3) 激光下进行 SLM 成形实验，成功制备 Ti-TiC 纳米复合材料试件。固定工艺参数为光斑直径 200 μm ，激光功率 110~130 W，扫描速率 100~400 mm/s，扫描间距 140 μm ，铺粉层厚 50 μm 。当 E 为 85 J/mm^3 时，TiC 增强相呈团絮状分布于 Ti 基体中 (图 4a、4d)，增强相尺寸形貌与分布不均匀。这是由于输入的单位体积激光能量密度过低，液相量不足，致使 TiC 增强相易于团聚。当 E 增大为 155 J/mm^3 时，显微结构明显细化，TiC 呈现典型的层片状纳米结构特征，弥散分布于 Ti 基体中 (图 4b、4e)。这是由于能量密度足够大，Marangoni

流形成的液相毛细管力较大^[60]，能够有效促使增强相均匀分布，避免发生团聚现象。当 E 继续增大为 185 J/mm^3 时，TiC 结构略粗化，仍具有纳米结构特征 (图 4c、4f)。在 SLM 工艺中，激光能量密度呈高斯分布，由于表面张力在液体界面起作用，引起液相表面张力梯度，在整个熔池具有明显的温度梯度的情况下，致使熔池中形成 Marangoni 流，进而形成液相毛细管力。当适当提高输入激光能量密度时，熔池中液相量增加，液相的表面张力下降，进而液相作用于增强相的毛细管力增加，毛细管力可有效提高 TiC 重排率，避免团聚现象发生^[61-63]。

图 5 为不同 TiC 含量下 SLM 成形 Ti-TiC 复合材料的微观组织^[47]。在优化的激光工艺参数下，TiC 增强相显微组织形貌受起始加入颗粒 TiC 含量的影响。当 TiC 含量仅为 7.5% (质量分数, 下同) 时，TiC 增强相呈细小层片状纳米结构，弥散分布于 Ti 基体中 (图 5a、5d)。这是由于在 SLM 过程中，TiC 粉末基于溶解/析出机制，在凝固过程中，材料的冷却速率极大，使得 TiC 增强相析出为细小层片状结构。当 TiC 含量由 12.5% (图 5b、5e) 增至 17.5% (图 5c、5f) 时，复合材料增强相显微组织呈现出细化的羽毛状 TiC 到枝晶状 TiC 的转变过程。分析原因，在 SLM 成形过程中，激光持续作用于粉末的时间较短，若添加的 TiC 颗粒含量较高，则会导致部分原始 TiC 粉末未熔，未熔的 TiC 颗粒会充当异质形核的基底，快速凝固过程中的形核率将增大，从而形成发达的枝晶结构。

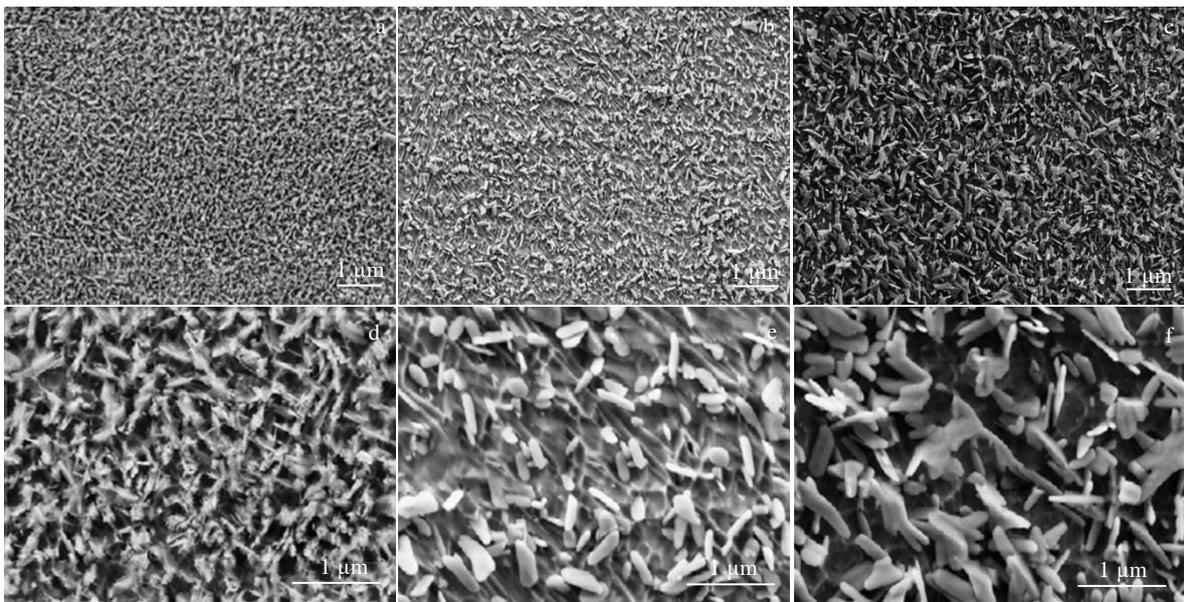


图 4 不同能量密度下 SLM 成形 Ti-TiC 复合材料的显微组织

Fig.4 SEM images of the SLM-produced Ti-TiC composite at various energy densities (E)^[59]: (a, d) 85 J/mm^3 ; (b, e) 155 J/mm^3 ; (c, f) 185 J/mm^3

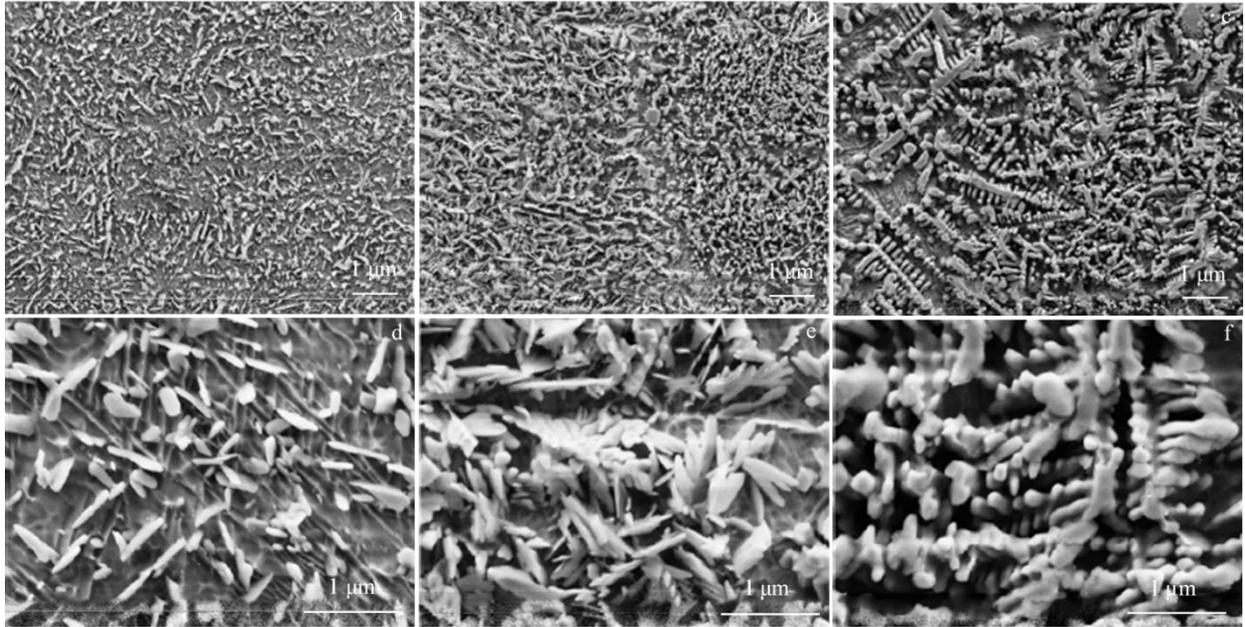


图5 不同TiC含量下SLM成形Ti-TiC复合材料的显微组织

Fig.5 SEM images of the SLM-produced Ti-TiC composite with different TiC contents^[47]: (a, d) 7.5%TiC; (b, e) 12.5%TiC; (c, f) 17.5%TiC

3 SLM 3D 打印钛基复合材料性能

3.1 SLM 3D 打印钛基复合材料力学性能

近年来的研究表明,钛基复合材料要获得理想的力学性能,需通过调整复合材料在制备过程中各个环节的微观组织结构,其中包括基体相和增强相的组织特征。已有研究表明^[44],采用SLM工艺通过调整参数及添加的增强体可制备细晶Ti及其复合材料,如图3所示,Ti晶粒平均尺寸(长×宽)由约 $15.3\ \mu\text{m} \times 2.1\ \mu\text{m}$ 细化至约 $1.1\ \mu\text{m} \times 0.6\ \mu\text{m}$,TiB增强相为晶须状或短纤维状,直径达到纳米尺寸,大量单根晶须聚集在一起形成晶须簇。

SLM制备工业纯钛(CP-Ti)得到的组织结构大都为粗条状 α 相+少量的细小针状 α' 马氏体,通过调整SLM工艺可使 α 相完全转化为细小针状 α' 马氏体,抗拉强度可从 $650\ \text{MPa}$ ^[64]提高至 $757\ \text{MPa}$ 。晶粒细化是提高纯Ti拉伸性能的原因。另外 α' 马氏体组织包含更紧密的界面和更高的位错密度,能够阻碍变形过程中的位错运动,这也有助于提高抗拉强度^[65]。目前SLM成形钛基复合材料室温力学性能表征多集中在压缩性能,而拉伸性能鲜有报道,这可能是由于添加的陶瓷增强体含量过多,易造成打印件失效。表2为SLM制备钛基复合材料的室温力学性能汇总。在SLM过程中,将高强度高硬度的陶瓷增强体引入钛基体中,由于钛基体晶粒细化和生成纳米增强相均匀分

布的共同效应(细晶强化+弥散强化)使得复合材料比基体金属获得更高的强度,陶瓷颗粒的加入会增加复合材料的脆性因而塑性下降、延伸率降低。从表中数据可看出,随着 TiB_2 添加量的增加,试件的抗压强度逐渐增大,而拉伸性能却表现欠佳。分析原因是由于相比于压缩测试,拉伸测试对于材料气孔和裂纹等微小的缺陷更敏感,故而更容易使试样失效。图6为SLM成形Ti-TiB复合材料拉伸断口SEM照片。纯Ti试件拉伸断口的断面上分布有大量的韧窝(图6a),由此可以判断断裂方式主要是塑性断裂,试样塑性较好;加入 TiB_2 陶瓷增强体,拉伸断口上分布有大量的舌状花样与撕裂棱(图6b),是典型的准解理断裂方式;随着 TiB_2 含量的增加,拉伸断口出现明显的解理台阶(图6c),断裂方式已趋于向解理断裂转变^[57]。

SLM成形纯Ti试样的HV显微硬度值较仅为 $2200\ \text{MPa}$ 传统工艺下的纯Ti件^[69]有了明显的提高。一般情况下,由于SLM成形过程中层层累加制造的特点,构件中残余应力较大,在无明显裂纹和孔洞等缺陷的形成、致密度较高的情况下,SLM成形件中适当残留一定程度的应力有利于提高材料的硬度^[70]。如表2所示,随着 TiB_2 含量的增加,复合材料的显微硬度逐渐增大。这是由于Ti基体在SLM过程中生成的 α' 马氏体硬度高,加之 TiB_2 颗粒本身具有的高硬度特性,而B元素又属于间隙型元素,可对Ti基体起到间隙固溶强化的作用。

表 2 SLM 制备钛基复合材料的室温力学性能

Table 2 Room-temperature mechanical properties of titanium matrix composites prepared by SLM

Material	σ_{UTS}/MPa	$\delta/\%$	σ_{UCS}/MPa	$\epsilon_{\text{max}}/\%$	Vickers hardness, HV/ $\times 10$ MPa	Ref.
TC4	1219 \pm 20	4.89 \pm 0.6	-	-	462	[66,67]
CP-Ti	757 \pm 12.5	19.5 \pm 1.8	1136 \pm 15	51 \pm 3.5	261	[68]
Ti-0.5wt%TiB ₂	1007	8	1646	43	340.9	[57]
Ti-1wt%TiB ₂	1100	1.7	1687	38	363.8	[57]
Ti-2wt%TiB ₂	-	-	1813	33	411.5	[57]
Ti-5wt%TiB ₂	-	-	1421	17.8 \pm 3.2	402	[44]

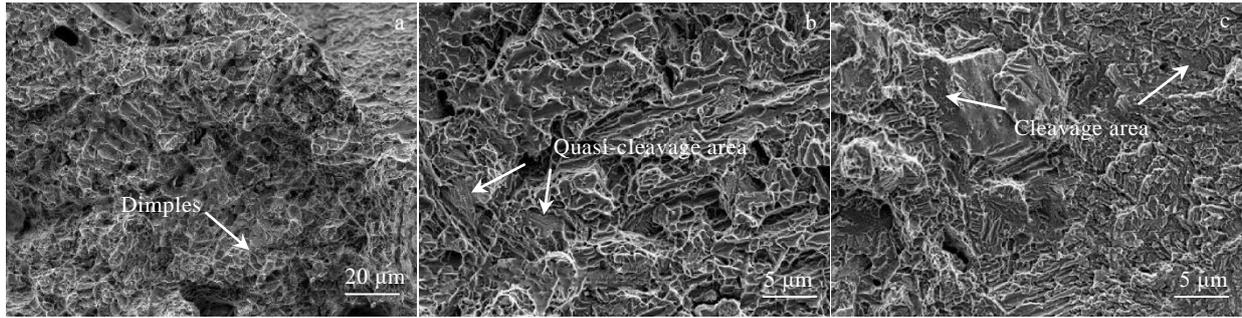


图 6 SLM 成形 Ti-TiB 复合材料拉伸断口 SEM 照片

Fig.6 SEM images of tensile fracture of the SLM-produced Ti-TiB composite^[57]: (a) CP-Ti, (b) Ti-0.5%TiB₂, and (c) Ti-1%TiB₂

3.2 SLM 3D 打印钛基复合材料其他性能

SLM 构件的摩擦磨损性能主要取决于钛基体与增强体材料本身的性质、原位自生增强相形貌与分布、增强体与钛基体界面结合能力等方面。与纯 Ti 试件相比, SLM 成形的 Ti-TiC 纳米复合材料试件的摩擦系数减小了一半^[47], 磨损率可从 $2.8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N m}$ 降至 $1.8 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N m}$ 。如前文所述, SLM 成形 Ti-TiC 复合材料中 TiC 增强相有 2 种形貌: 1 种是枝晶状 TiC, 1 种是纳米层片状 TiC, 具有后者微观组织的复合材料表现出了更优异的摩擦磨损性能, 试件的磨损机制由表面磨损向粘着磨损转变。其中纳米结构增强相发挥的作用主要体现在两方面, 一是纳米层片状 TiC 弥散分布于 Ti 基体中, 改善了增强体与基体之间的界面应力集中问题, 进而在摩擦过程中界面破坏的速度减小, 可有效降低复合材料的磨损率; 另一方面增强体本身的高显微硬度特性有效地促进了应力-硬化摩擦层的形成, 防止了复合材料的进一步磨损。由于增强体与基体之间的界面结合良好, 增强体在摩擦磨损过程中不易发生脱粘撕脱现象, 在承载大量法向载荷的同时能够分担基体传递的应力, 使材料能更好地抵抗磨粒对其切削、推挤和划擦作用^[71], 因此降低了复合材料的磨损率。同时, 钛基体组织 α' 马氏体具有较大的自扩散系数和同素异晶转变性质。在摩擦磨损过程中, 受摩擦速率等因素的影响, 钛基体的导热性较差^[72], 钛基复合材料表面温度随着摩擦

产生的热量不断累积, 形成等温面^[13], 磨损面上产生的细小磨屑暴露在空气中发生氧化反应, 生成的氧化膜阻止了部分材料直接与磨环接触, 可作为固体润滑剂有效降低材料的磨损。

SLM 成形构件的组织致密度、表面粗糙度以及引入的陶瓷增强体性质与分布是造成钛基复合材料电化学性能差异的主要原因。高致密度的表面在腐蚀过程中能够形成致密连续的钝化膜, 可有效阻碍溶液中氯离子的侵蚀破坏作用。而在 SLM 成形过程中由于热应力效应以及球化效应会产生微小热裂纹和孔隙, 在电化学腐蚀过程中, 溶液中氯离子会在该处形成闭塞电池, 引起材料局部电化学反应剧烈, 进而导致材料的局部腐蚀破坏。同时裂纹和孔隙的存在会造成金属表面电化学的不均一性, 在金属表面产生许多微小的电极, 由此形成大量的腐蚀微电池, 材料的腐蚀电流也随之增加, 这将加快材料的腐蚀速度, 而裂纹和孔隙区域在腐蚀后形成腐蚀坑^[73]。文献[47]认为, SLM 成形 Ti-TiC 复合材料的基体 Ti 和 TiC 颗粒本身都具有良好的耐腐蚀性, 加之原位生成增强相阻断了基体相的腐蚀通道, 因此复合材料的耐腐蚀性得到提高。且随着 TiC 含量的适当增加, SLM 成形构件的组织结构得到显著细化, 材料组织局部微电池的电动势随之降低, 提高了复合材料的抗腐蚀能力。赵宇等人^[74]研究了 SLM 成形 Ti-5%TiN (质量分数, 下同) 复合材料在 Hank 溶液中的电化学腐蚀性能。图 7

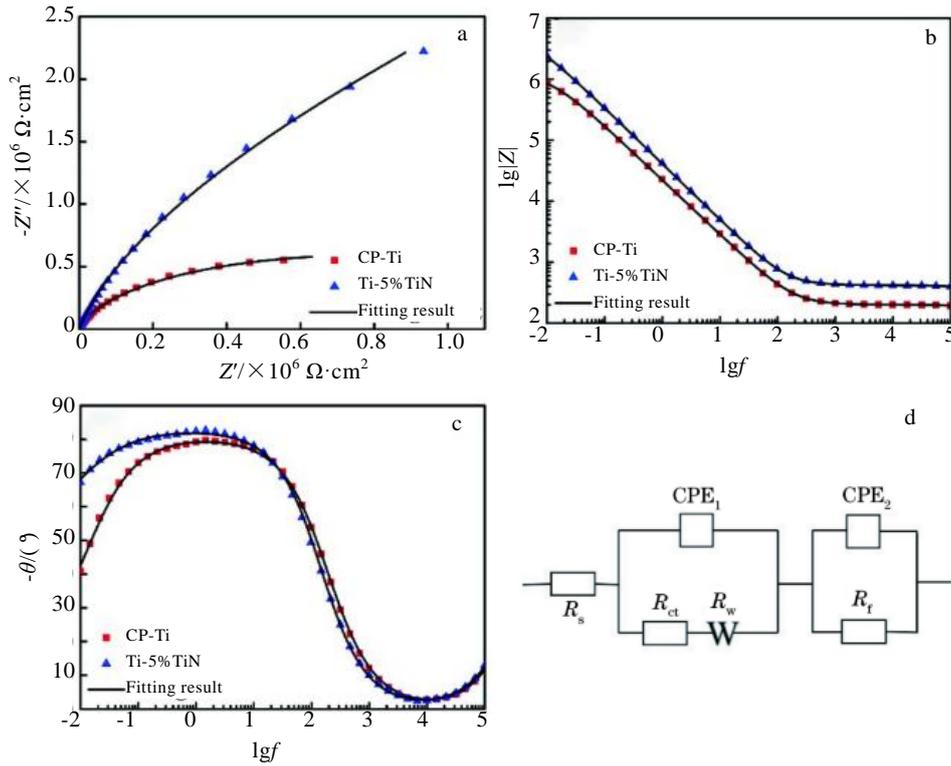


图 7 SLM 成形 CP-Ti 和 Ti-5%TiN 在 Hank 溶液中的电化学交流阻抗谱

Fig.7 Electrochemical impedance spectroscopies of SLM-produced CP-Ti and Ti-5%TiN in Hank's solution^[74]: (a) Nyquist plot, (b, c) bode plots, and (d) equivalent circuit

为 SLM 成形 CP-Ti 和 Ti-5%TiN 在 Hank 溶液中的 EIS 图谱。显然，Ti-5%TiN 相对于 CP-Ti 具有更大的阻抗模量 $|Z|$ 值和更大的相位角 θ 值，表明前者比后者表面形成的钝化膜更均匀致密，耐蚀性更优。这是由于均匀分布在钛基体内的 TiN 颗粒作为微阴极可加速钛基体的阳极溶解过程，使复合材料优先进入钝化状态。同时 CP-Ti 内针状 α' 马氏体的生长方向趋于一致，而 Ti-5%TiN 内的针状 α' 马氏体为无序状态，这种无序结构可以抑制腐蚀液的渗透，改善其表面钝化膜的电化学稳定性，有利于提高复合材料的耐腐蚀性。

4 SLM 3D 打印钛基复合材料强化机制

关于增强相强化机制的研究对于复合材料的设计及性能预测具有重要意义，在 SLM 3D 打印钛基复合材料的强化机制方面开展相关研究，有助于明确复合材料宏观力学性能与微观组织之间的关系，揭示有关物理本质^[75]。金属基复合材料中的强化机制主要有：基于 Orowan 机制的第二相强化，基于 Hall-Petch 效应的细晶强化，负载转移强化效应以及位错强化^[76-78]。根据 SLM 制备钛基复合材料原位自生增强相的微观组织

形貌与分布情况，围绕以上金属基复合材料强化机制，探讨 SLM 3D 打印钛基复合材料的特有强化机制。

1) 增强相弥散强化^[79-81]

SLM 工艺原位自生的增强相细小且弥散分布在钛基体中，能够有效阻碍位错运动，促进位错进行钉扎，提高了材料的抗变形能力。陶瓷增强体的添加相当于在单一基体金属中引入大量的第二相颗粒，在 SLM 成形颗粒增强钛基复合材料中，不可变形颗粒的强化作用可以用 Orowan 绕过机制来解释。根据 Orowan 机制，当位错运动到硬质增强体颗粒附近时会绕过颗粒，在颗粒附近形成位错环，位错绕过弥散相所需要的切应力 τ 与弥散相之间的距离 λ 之间的关系如下^[79]：

$$\tau = \frac{Gb}{\lambda} \tag{2}$$

式中， G 为剪切模量， b 为位错的伯氏矢量。从式(2)可以看出，强化作用与弥散相间距成反比，即增强相分布越均匀弥散，颗粒间距就越小，位错绕过弥散增强相所需的切应力就越大，强化效果也就越好，从而使材料获得更高的强度和硬度。

2) 细晶强化^[82-86]

陶瓷增强体的引入可以显著细化钛基体的微观组织,晶粒形状也由刚开始的片状转化为等轴状。细晶强化是目前所有金属强化方式中唯一既可以提高材料强度,又可以改善塑韧性的方法,其主要是利用晶界对位错运动的阻碍作用来达到强化材料的目的。晶界上的原子能量高且无序排列,有点阵畸变,晶界两侧晶粒的取向和滑移方向也都各不相同,此时位错在晶粒间的运动难度将增加,因此材料的抗变形能力得到提高。根据 Hall-Petch 公式,多晶金属屈服强度 σ_s 与晶粒平均直径 d 之间的关系如下^[82]:

$$\sigma_s = \sigma_0 + \frac{k}{d} \quad (3)$$

式中, σ_0 为位错运动的摩擦阻力, k 为晶界阻力。从式(3)可以看出,晶粒越细小,内部晶粒和晶界的数量也就更多,晶界形态更为曲折,因此对位错运动的阻碍作用越强,使位错在晶界处发生塞积,提升材料的强度和塑性。同时,复合材料受到外力作用发生的塑性变形可以分散在更多的晶粒内进行,应力集中更小,塑性变形更为均匀。

3) 载荷传递^[62,87,88]

陶瓷颗粒在 SLM 工艺下原位生成增强相,基体相与增强相之间形成了稳定的界面,这有助于复合材料在承载过程中,基体相通过界面将载荷传递给增强相。当界面结合足够强、增强体添加量足够多时,复合材料中的增强相起着主要承载作用,对金属基体相产生强化效应。而增强体本身的强度极高,相应复合材料整体的强度也得到了提升。在载荷传递机制中,界面对载荷传递效率的影响很大,形成稳定高强度的界面有助于提升载荷传递效率。

4) 位错强化^[89-91]

因陶瓷增强体和金属基体之间存在热膨胀系数的差异,在 SLM 快速凝固过程中,增强体周围产生高密度位错,能够阻碍位错运动和晶体的滑移,起到位错强化作用。复合材料在承担载荷时,基体首先发生位错滑移,并在晶须状增强体处形成位错塞积,直至晶须断裂。晶须断裂后,在裂纹尖端会存在一个较高的应力场,由于塑性区内应力重新分配,使得裂纹不易扩展甚至被钝化,进而形成“缺口强化”效应提高强度。而断裂后的晶须,可继续限制基体塑性变形,阻碍位错运动,能够再次对复合材料起到强化作用。

5 研究展望

与已趋向实用化的颗粒增强铝基复合材料相比,钛基复合材料的研究仍处于实验室阶段,基于 SLM 技术制备钛基复合材料方面的研究还相对较少,性能

表征等研究尚需更多的实验数据做支撑,相关工艺及应用并不成熟,无法大规模量产应用。为进一步提高 SLM 成形钛基复合材料的工艺水平,形成研发-应用-发展的良性循环,建议从以下几个方面进一步研究和突破关键性科学技术问题:

1) 将多元、多尺度颗粒混杂增强复合强化的概念引入钛基复合材料的研究,利用不同种类(如 TiB 和 TiC)、不同形态(如晶须和颗粒)和不同尺度(如微米和纳米)增强体本身的物理性质参数,基于 SLM 制备方法,深入研究多因素耦合作用机制,以期呈现出比单一增强体复合条件下更好的性能。

2) 目前钛基复合材料增强相空间配置模式大多为均匀分布,虽然提高了复合材料的强度,但塑韧性也下降较多。研究多尺度上调控增强相的有序非均匀分布(如网络互穿等)可为复合材料的可设计性提供更多的可能,有望改善以往钛基复合材料强度和塑韧性严重不协调的缺陷。

3) 增强相会随着 SLM 过程中形成的激光熔池内的对流运动而发生重新排布,可以考虑通过数值模拟仿真对熔池内的速度场进行模拟仿真,预测增强相的分布状态,从而确定适合成形不同增强相形貌与分布的工艺参数范围,为实验提供理论指导方向。

4) 增强体与金属基体之间的界面强度对钛基复合材料的力学性能有着重要的影响。对激光增材制造复合材料的性能调控可通过定量调控增强体与金属基体之间的界面反应程度实现。基于此,有必要进一步深入探讨和研究 SLM 工艺参数对钛基复合材料界面反应的影响机制,并建立工艺、组织及性能的映射规律。

5) 开发适用于 SLM 工艺的钛基复合材料混合粉末制备方法。目前多采用球磨法进行基于 SLM 金属基陶瓷复合材料混合粉末的制备,但当添加的纳米陶瓷颗粒较多时会发生团聚现象,陶瓷颗粒的分散效果不理想,为此,需要严格调控球磨转速、时间等工艺参数。因而有必要发展其他的粉末混合方法(如静电吸附),以获得更加均匀的分散效果。

参考文献 References

- [1] Zhang Jialian(张家莲), Li Faliang(李发亮), Zhang Haijun(张海军). *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2019, 56(10): 35
- [2] Yap C Y, Chua C K, Dong Z L *et al. Applied Physics Reviews*[J], 2015, 2(4): 411 101
- [3] Wang Di(王迪), Qian Zeyu(钱泽宇), Dou Wenhao(窦文豪) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(10): 49
- [4] Calignano F. *Materials and Design*[J], 2014, 64: 203

- [5] Hu Zhiheng, Zhu Haihong, Zhang Hu *et al.* *Optics and Laser Technology*[J], 2017, 87: 17
- [6] Wei Kaiwen, Wang Zemin, Zeng Xiaoyan. *Materials Letters*[J], 2015, 156: 187
- [7] Dai Donghua, Gu Dongdong. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2015, 88: 95
- [8] Ni Jia(倪嘉), Chai Hao(柴皓), Shi Kun(史昆) *et al.* *Materials Reports(材料导报)*[J], 2019, 33(S2): 369
- [9] Li S F, Sun B, Imai H *et al.* *Composites Part A*[J], 2013, 48: 57
- [10] Jiao Yang, Huang Lujun, Geng Lin *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 1196
- [11] Sun Hongji(孙洪吉), Wei Jing(韦靖), Zheng Zhaohong(郑兆宏) *et al.* *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2019, 46(3): 302 014
- [12] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K *et al.* *International Materials Reviews*[J], 2012, 57(3): 133
- [13] Jin Jianbo(金剑波), Zhao Yu(赵宇), Zhao Shuzhen(赵淑珍) *et al.* *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2019, 46(11): 186
- [14] Miracle D B. *Composites Science and Technology*[J], 2005, 65(15): 2526
- [15] Zhang Di(张荻), Zhang Guoding(张国定), Li Zhiqiang(李志强). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2010, 29(4): 1
- [16] Abkowitz S, Abkowitz S M, Fisher H *et al.* *JOM*[J], 2004, 56: 37
- [17] Lv Weijie(吕维洁). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2010, 29(4): 41
- [18] Wang Yumin(王玉敏), Zhang Guoxing(张国兴), Zhang Xu(张旭) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(10): 1153
- [19] Mao Xiaonan(毛小南), Yu Lanlan(于兰兰). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2010, 29(5): 18
- [20] Xiang Xuelian(向雪莲). *Reactive Fabrication and Mechanical Properties of Titanium Composites Based on ZrB₂-TC4(基于ZrB₂-TC4复合材料的反应制备与力学性能)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018
- [21] Huang Lujun(黄陆军), Geng Lin(耿林). *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2014, 34(4): 126
- [22] Huang L J, Wang S, Geng L *et al.* *Composites Science and Technology*[J], 2013, 82(15): 23
- [23] Xiao Lu, Lu Weijie, Yang Zhifeng *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 491(1-2): 192
- [24] Han Yuanfei(韩远飞), Qiu Peikun(邱培坤), Sun Xianglong(孙相龙) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2016, 510(15): 62
- [25] Ni D R, Geng L, Zhang J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 55(5): 429
- [26] Gu Dongdong, Wang Zhiyang, Shen Yifu *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2009, 255(22): 9230
- [27] Li Jiuxiao(李九霄). *Research on Microstructure and Mechanical Properties of High Temperature (TiB+La₂O₃)/Ti Composites((TiB+La₂O₃)增强高温钛基复合材料组织和性能研究)*[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013
- [28] Zhang Maosheng(张茂胜). *Research on the Microstructure and Properties of High Temperature Titanium Alloy Matrix Composites Enhanced by TiC and TiB(TiC+TiB增强高温钛合金基复合材料的组织和性能研究)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011
- [29] Liu Yanhui(刘延辉). *Study on Fabrication and Reinforcement Mechanism of Ni-based Composite Laser Cladding Coating on Ti6Al4V Alloy(Ti6Al4V钛合金表面激光熔覆镍基复合涂层及增强机理研究)*[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2015
- [30] Yan Qi(晏琪), Chen Biao(陈彪), Li Jinshan(李金山). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2019, 38(11): 1061
- [31] Kuang Wei(邝玮), Wang Minmin(王敏敏), Li Jiuxiao(李九霄) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料)*[J], 2015, 39(2): 67
- [32] Geng Ke, Lu Weijie, Yang Zhifeng *et al.* *Materials Letters*[J], 2003, 57(3): 4054
- [33] Lu W J, Xiao L, Xu D *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 433(1): 140
- [34] Ni D R, Geng L, Zhang J *et al.* *Materials Letters*[J], 2008, 62(4): 686
- [35] Geng Ke, Lu Weijie, Qin Yexia *et al.* *Materials Research Bulletin*[J], 2004, 39(6): 873
- [36] Yang Zhifeng, Lu Weijie, Qin Jining *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2006, 425(1): 185
- [37] Yu Lanlan(于兰兰), Mao Xiaonan(毛小南), Zhang Pengsheng(张鹏省). *Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2008, 25(4): 20
- [38] Lu Xuanfei(鲁轩飞). *Research on Simulation of Selective Laser Melting of Metal Matrix Nanocomposites(金属基纳米复合材料选区激光熔化数值模拟研究)*[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2019
- [39] Mao Jianwei(毛建伟). *Research on the Welding and Mechanism of In Situ Reinforced Titanium Matrix Composites(原位强化钛基复合材料的焊接工艺与机理研究)*[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014
- [40] Qu Xuanhui(曲选辉), Zhang Guoqing(张国庆), Zhang Lin(章林). *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2014, 34(1): 1
- [41] Gu Dongdong, Hagedorn Yveschristian, Meiners Wilhelm *et al.* *Composites Science and Technology*[J], 2011, 71(13): 1612
- [42] Attar H, Bonisch M, Calin M *et al.* *Journal of Materials Research*[J], 2014, 29: 1941
- [43] Zhang Tingbo, Zhao Naiqin, Shi Chunsheng *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2020, 174: 109 506
- [44] Attar Hooyar, Bonisch Matthias, Calin Mariana *et al.* *Acta Materialia*[J], 2014, 76: 13

- [45] Lu W J, Zhang D, Zhang X N *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 311: 142
- [46] Feyel Frederic, Chaboche Jeanlouis. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*[J], 2000, 183: 309
- [47] Meng Guangbin(孟广斌). *Selective Laser Melting Fabrication of Ti-based Nanocomposites: Process, Microstructure and Properties*(选区激光熔化成形 Ti 基纳米复合材料的工艺、组织及性能)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2012
- [48] Gu Dongdong, Shen Yifu, Lu Zhijian. *Materials Letters*[J], 2009, 63: 1577
- [49] Huang L J, Wang S, Dong Y S *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 545: 187
- [50] Huang L J, Geng L, Peng H X *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(9): 844
- [51] Gu Dongdong(顾冬冬), Shen Yifu(沈以赴). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2012(8): 32
- [52] Gu Dongdong(顾冬冬), Zhang Hongmei(张红梅), Chen Hongyu(陈洪宇) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(5): 32
- [53] Attar Hooyar, Prashanth Konda, Zhang Laichang *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(10): 1001
- [54] Dong Yangping, Li Yulong, Yan Mimg. *Materials Reports*[J], 2019, 33(5): 729
- [55] Kumar P, Chandran K S R. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2017, 48(5): 2301
- [56] Xie Wenqiang(谢文强), Wang Jieqi(王洁琪), Zhuang Peilin(庄沛林) *et al.* *Journal of Prevention and Treatment for Stomatological Diseases*(口腔疾病防治)[J], 2019, 27(1): 17
- [57] Dong Yangping(董阳平). *Study on Preparation of Low-cost, High-performance Titanium Matrix Composites Powder and Its SLM Forming*(低成本高性能钛基复合材料粉体制备及其选区激光熔化成形研究)[D]. Nanchang: Nanchang University, 2019
- [58] Thijs Lore, Verhaeghe Frederik, Craeghs Tom *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3303
- [59] Li Chuang(李闯), Gu Dongdong(顾冬冬), Shen Yifu(沈以赴) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(7): 1554
- [60] Kong Lingchao(孔令超), Song Weidong(宋卫东), Ning Jianguo(宁建国) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(10): 1756
- [61] Wang Z Y, Shen Y F, Gu D D *et al.* *Powder Metallurgy*[J], 2013, 54(3): 225
- [62] Rao Xiangwei(饶项炜), Gu Dongdong(顾冬冬), Xi Lixia(席丽霞). *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2019, 55(15): 1
- [63] Hu Liang(胡亮). *Effect of Nano-TiB₂ Particles on Microstructures and Mechanical Properties of 2024 Aluminum Alloy Prepared by Selective Laser Melting*(纳米 TiB₂ 颗粒对激光选区熔化成形 2024 铝合金显微组织与力学性能的影响)[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2019
- [64] Barbas A, Bonnet A S, Lipinski P *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2012, 9: 34
- [65] Xu Wei, Xiao Shiqi, Lu Xin *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 322
- [66] Rafi H K, Karthik N V, Gong H J *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22(12): 3872
- [67] Huang Jianguo(黄建国). *Study of Microstructure and Properties of TC4 Alloy by Selective Laser Melting*(TC4 合金选区激光熔化(SLM)成形的微观组织及性能研究)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2018
- [68] Attar H, Calin M, Zhang L C *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 593: 170
- [69] Fischer P, Leber H, Romano V *et al.* *Applied Physics A*[J], 2004, 78(8): 1219
- [70] Mercelis Peter, Kruth Jeanpierre. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2006, 12(5): 254
- [71] Chen Jufang(陈菊芳), Li Xiaoping(李小平), Xue Yaping(薛亚平). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2019, 46(5): 502 001
- [72] Hua Ke, Zhang Yudong, Kou Hongchao *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 132: 307
- [73] Han Changjun(韩昌骏). *Study on the Porous Metals and Their Composites Fabricated by Selective Laser Melting for Bone Implants*(激光选区熔化成形多孔金属及其复合材料骨植入体研究)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2018
- [74] Zhao Yu(赵宇), Song Zhenming(宋振明), Jin Jianbo(金剑波) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2019, 46(9): 112
- [75] Zhou Yan(周岩). *Investigation on Process Optimization and Organization Analysis of SiC Particles Reinforced Aluminum Matrix Composites by Selective Laser Melting*(选区激光熔化成形 SiC 颗粒增强铝基复合材料工艺优化与组织分析)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2018
- [76] Casati Riccardo, Vedani Maurizio. *Metals*[J], 2014, 4(1): 65
- [77] Chen Biao, Li Shufeng, Imai Hisashi *et al.* *Composites Science and Technology*[J], 2015, 113: 1
- [78] Chen Lianyi, Xu Jiaquan, Choi Hongdeok *et al.* *Nature*[J], 2015, 528(7583): 539
- [79] Moon Joonoh, Kim Sanghoon, Jang Jaeil *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 487(1): 552
- [80] Lian Qing(廉清). *Laser Additive Manufacturing of In-situ TiB₂/Al Composite: Microstructure and Mechanical Properties*(原位自生 TiB₂/Al 复合材料激光增材制造及其性能研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017
- [81] Luo Hao(罗昊). *Research on the Microstructure and Properties of Graphene Nanoplatelets Reinforced Aluminum Matrix Composites*(石墨烯微片增强铝基复合材料组织与

- 性能的研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015
- [82] Guo Baisong, Song Min, Yi Jianhong *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 120: 56
- [83] Lian Qing(廉清), Wu Yi(吴一), Wang Haowei(王浩伟) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(22): 113
- [84] Zhang Minli(章敏立), Wu Yi(吴一), Lian Qing(廉清) *et al.* *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2018, 35(11): 3114
- [85] Liu Zhiyuan(刘志远). *Research on Process, Microstructures and Strengthening of Metallic Material Matrix Via Phase Compositing for Laser Additive Manufacturing*(物相调控驱动激光增材制造合金强化工艺与组织性能研究)[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2019
- [86] Zhang Minli(章敏立). *Study on Strengthening and Toughening Mechanism of In-situ TiB₂/Al-Si Composite Fabricated by Selective Laser Melting*(激光选区熔化原位自生 TiB₂/Al-Si 复合材料强韧化机理研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2018
- [87] Zhao Xuan(赵轩). *Research on Selective Laser Melting Forming of Aluminum Matrix Composites Reinforced by SiC and TiB₂*(基于 SiC 和 TiB₂ 增强的 Al 基复合材料选区激光熔化成形研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019
- [88] Chen B, Shen J, Ye X *et al.* *Carbon*[J], 2017, 114: 198
- [89] Chen Hang(陈航), Mi Guangbao(弭光宝), Li Peijie(李培杰) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(9): 38
- [90] Feng Jiahao(冯家浩), Han Yuanfei(韩远飞), Huang Guangfa(黄光法) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2018, 42(2): 8
- [91] Huang Lujun(黄陆军), Geng Lin(耿林), Peng Huaxin(彭华新). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2019, 38(3): 214

Research Progress on Selective Laser Melting 3D Printing of Titanium Matrix Composites

Yang Guang¹, Wang Bingyu¹, Zhao Shuo¹, Wang Wei¹, Li Changfu¹, Wang Xiangming²

(1. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process,

Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. AVIC Shenyang Aircraft Design Institute, Shenyang 110035, China)

Abstract: Selective laser melting (SLM) 3D printing technology is a rapidly developing technology of metal additive manufacturing in recent years. Because of its designability, rapid net forming of complex components, high surface quality and other advantages, it has a wide range of application prospects. Titanium matrix composites based on SLM technology can usually obtain nano ceramic reinforcing phase, which has better performance than titanium alloy, and the mechanical properties of formed components are better than those of castings and forgings. In this paper, the development status of titanium matrix composite based on SLM technology in recent years was reviewed, the selection of ceramic reinforcements was used as an entry point to describe its typical microstructure characteristics and evolution laws, and its properties was also discussed and its unique strengthening mechanism was analyzed. And on this basis, the key academic problems needed to be solved and development direction in the future were prospected.

Key words: selective laser melting; ceramic reinforcing phase; microstructure evolution; properties; strengthening mechanism

Corresponding author: Yang Guang, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn