

文章编号:1003-1545(2024)04-0010-08

增材制造不同微-纳粒径比 B_4C 增强 TC4 复合材料组织及性能研究

张文书¹, 魏晨², 李兵^{3,4}, 任勇⁵, 闵金⁶, 常辉¹, 周廉¹

(1. 南京工业大学, 江苏南京 211816; 2. 宝鸡中燃城市燃气发展有限公司, 陕西宝鸡 721000; 3. 中国石油煤层气有限责任公司工程技术研究院, 陕西西安 710068; 4. 中联煤层气国家工程研究中心有限责任公司, 陕西西安 710068;
5. 中国石油长庆油田分公司油气工艺研究院 低渗透油气田勘探开发国家工程实验室, 陕西西安 710021;
6. 南京大学, 江苏南京 210046)

摘要:采用直接激光沉积(LDM)工艺在TC4钛合金表面成功制备含有3%(质量分数) B_4C 增强的 $B_4C/TC4$ 复合材料。分别选用粒径50 μm和50 nm的 B_4C 颗粒与TC4粉末进行机械混粉,并完成LDM成型,对比测试了微米级 B_4C 增强颗粒与纳米级 B_4C 增强颗粒质量分数比值分别为1%:2%、1.5%:1.5%、2%:1%的3种具有不同微-纳 B_4C 增强颗粒比例样品的显微组织和界面处显微硬度。研究结果表明,添加 B_4C 增强相后,材料的显微组织明显细化,不同尺度 B_4C 增强颗粒含量能够对第二相TiB与TiC的结晶度以及晶粒尺寸产生影响,纳米 B_4C 较多时,样品中的TiC结晶度较好,TiB以纳米颗粒镶嵌在TC4晶体中。当微-纳 B_4C 比例相近时,TC4基体硬度最高,样品内部的TiB具有较高的结晶度与较大的晶粒尺寸,同时第二相区域内的TiB与TiC的硬度也最高。

关键词:直接激光沉积;钛基复合材料; B_4C ;微观组织;显微硬度

中图分类号:TG146.23 文献标识码:A

Microstructure and Properties of Laser Direct Manufacturing TC4 Alloy Reinforced by B_4C with Different Micro/Nano Particle Ratios

ZHANG Wenshu¹, WEI Chen², LI Bing^{3,4}, REN Yong⁵, MIN Jin⁶,
CHANG Hui¹, ZHOU Lian¹

(1. Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China; 2. Baoji China Gas City Gas Development Co., Ltd., Baoji 721000, China; 3. Engineering Technology Research Institute, PetroChina Coalbed Methane Co., Ltd., Xi'an 710068, China; 4. China United National Engineering Research Center for Coalbed Methane Co., Ltd., Xi'an 710068, China; 5. National Engineering Laboratory for Exploration and Development of Low Permeability Oil and Gas Field, Oil & Gas Technology Institute, Changqing Oilfield Company of Petrochina, Xi'an 710021, China; 6. Nanjing University, Nanjing 210046, China)

收稿日期:2023-11-28

基金项目:国家自然科学基金面上项目(5207050258)

作者简介:张文书,男,1988年生,博士,助理研究员,主要研究方向:钛基复合材料制备及增材制造技术。E-mail:
wenshu@njtech.edu.cn

引用格式:张文书,魏晨,李兵,等. 增材制造不同微-纳粒径比 B_4C 增强 TC4 复合材料组织及性能研究[J]. 材料开发与应用,2024, 39(4): 10-17.

ZHANG W S, WEI C, LI B, et al. Microstructure and properties of laser direct manufacturing TC4 alloy reinforced by B_4C with different micro/nano particle ratios [J]. Development and Application of Materials, 2024, 39 (4): 10-17.

Abstract: The reinforced TC4 matrix composites are fabricated by adding 3% (mass fraction) B_4C particles by the laser direct manufacturing (LDM) technology. The B_4C particles with diameters of 50 μm and 50 nm are mixed with the TC4 particles, and the reinforced TC4 alloys are prepared by LDM technology, with the mass fraction ratios of the micro and nano B_4C particles are 1% : 2%, 1% : 1%, and 2% : 1%. The microstructures and hardness of the reinforced TC4 alloy with different ratios of micro-nano B_4C particles are investigated. The results show that the microstructure of the TC4 alloy is significantly refined after adding B_4C reinforcing phase. The content of B_4C particles with different sizes can affect the crystallinity and grain size of the second phase TiB and TiC. When the content of the nano- B_4C particles is higher, the TiC crystallinity is better, and the TiB phase is embedded in the TC4 crystal as nano-sized particles. When the contents of micro- and nano- B_4C particles are similar, the TC4 matrix has the highest microhardness, so do the the TiB and TiC in the second phase region. Besides, the TiB phase has high crystallinity and large grain size.

Keywords: laser direct manufacturing; titanium matrix composites; B_4C ; microstructure; microhardness

钛合金具有密度低、比强度高、耐蚀性能好等特点, 被广泛应用于航空航天、海水淡化及医疗器械等领域^[1-2]。但钛合金在机加工过程中存在变形抗力大、热导率低、回弹大等劣势, 导致其加工成本高, 限制了钛合金进一步的应用。增材制造技术(additive manufacturing, AM)是使用粉末、线材等原料, 经过堆叠, 最终构建三维零件的一种成型制造工艺, 具有无需模具、可近净成形、材料利用率高等优点, 已被广泛应用于钛合金结构件的快速成型与制造^[3-5], 由于钛合金存在流动性差、热导率低等缺点, 极易在成型过程中形成气孔、热裂纹等成型缺陷, 严重降低了钛合金成形件的服役性能, 因此越来越多的研究人员着眼于提高增材制造钛合金结构件的力学性能, 并取得了一定的研究成果。YAN^[6]等采用940 °C/3 h/150 MPa的工况对增材制造TC4进行热等静压处理, 处理后样品抗拉强度约为890 MPa, 两个方向伸长率都达14.0%, 达到最佳匹配。ROUDNICKA^[7]等采用氩气条件下进行920 °C/2 h/102 MPa的热等静压试验, 提高了TC4增材件综合力学性能; QI^[8]等将L-PBF制备的TC4样品加热至900 °C并空冷和时效处理, 结果表明该后处理制度显著降低了材料的各向异性, 提高了材料的综合性能; JABER^[9]加热TC4增材制造样品至850 °C后炉内冷却可获得最佳的塑性(13%)和抗拉强度(932 MPa)组合。但上述研究只着眼于增材制造的后处理, 与此同时, 热等静压和升温到β相变点以上的后处理方式会导致钛合金增材制造结构件晶粒进一步长大, 反而使得强度、韧性等力学性能指标有所下降。

近年来, 通过添加增强相的方式制备金属基复合材料, 进一步提高材料的使用性能, 已成为研究的热点^[10]。通常情况下增强相主要通过两种方式添加: 一是在材料制备阶段, 加入微米尺度硬质增强相; 二是通过机械合金化+热压烧结的方法, 使材料在成型过程中发生原位自生反应, 生成增强相^[11]。这两种方法都有自身的缺点。前者加入的增强相容易团聚, 不易弥散均匀, 造成局部增强相富集, 力学性能提高不明显; 后者可形成较为弥散均匀的增强体, 但是反应过程难以控制, 增强体尺寸较为粗大, 影响材料综合性能。BRICE^[12]通过外加增强相的方法, 在铸造钛合金过程中添加1%(质量分数)B元素, 虽然提高了钛合金室温和高温强度, 但还存在组织细化比例不高的问题。

增材制造过程, 具有冷却速度快、温度梯度大等特点, 利用增材制造局部高温区域可以良好控制原位自生反应中增强体生长尺寸, 结合原位自生反应可形成均匀弥散增强体的优势, 从而制备钛基复合材料。目前, 利用增材制造原位自生反应成型具有细小均匀弥散增强相钛基复合材料的研究鲜见报道。

基于此, 本研究采用微米和纳米两种尺度的 B_4C 颗粒与TC4合金粉末进行混合, 采用直接激光沉积(LDM)的方法, 利用 B_4C 与钛的反应, 成功制备了具有微纳尺度的TiC/TiB多颗粒协同增强钛基复合材料, 对比分析了加入不同尺度 B_4C 后, 钛基复合材料的显微组织特征, 并对比评估了表观力学性能, 为后续进一步均匀调节、精细分布钛基复合材料设计提供思路。

1 实验材料及实验方法

实验所用 TC4 粉末的粒径为 53~150 μm , 其流动性为 23.7 s/50 g, 松装密度为 2.61 g/cm^3 ; B_4C 为微米/纳米复合粉末, 根据 MENG^[13] 的发现, 3% (质量分数) 的 TMC_s 材料强度表现最好, 随着增强相质量分数的增大, 复合材料抗拉强度反而开始下降, 故本实验选用粒径分别为 50 nm 和 50 μm 两种尺度的 B_4C 增强颗粒, 按总质量分数 3% 与 TC4 粉末进行混料, 其中微米/纳米混合比例为: 微米级 B_4C 增强颗粒与纳米级 B_4C 增强颗粒质量分数比值分别为 1% : 2%、1.5% : 1.5%、2% : 1%。利用行星式球磨机对 TC4 与 B_4C 进行混合, 球磨机转速设定为 100 r/min, 混粉时间为 15 min, 3D 打印基板采用 TC4 板材, 送粉打印前用砂纸打磨并用酒精清洗。

送粉加工设备选用中科煜宸 LDM8060, 激光打印功率选为 1 600 W、采用同轴送粉, 送粉速度控制在 1.0 r/min, 搭接率为 40%, 激光扫描速度为 600 mm/min, 在打印过程中, 为避免氧化采用氩气保护熔池, 控制系统氧含量小于 5×10^{-5} , 送粉的气流量是 6.5 L/min。制备好的样品经切割、镶嵌制样、打磨抛光和腐蚀, 在金相预磨机上依次使用 100#、400#、1 000#、3 000# 水磨砂纸通水冲洗打磨; 后使用蒸馏水清洗酒精, 擦干并吹风干燥, 使用抛光布配合二氧化硅抛光液 ops 进行抛光 20 min。随后采用 Kroll 溶液 (化学配比为 $V(\text{HF}) : V(\text{HNO}_3) : V(\text{H}_2\text{O}) = 1 : 2 : 7$) 进行金相腐蚀, 腐蚀时间约为 8~10 s。室温下, 采用 ZEISS Ultra Plus 型场发射扫描电镜, 观察样品中的增强相的分布情况, 并利用 EDS 对增强相的成分进行鉴定, 为了进一步分析增强相的分布情况, 采用 JSM-2100F 透射电镜对样品的第二相进行观察, 电镜样品通过 TENUPOL-5 型双喷电解减薄仪进行穿孔减薄制成, 所使用的减薄液配方为 $V(\text{HClO}_4) : V(\text{CH}_3\text{CH}_2\text{CH}_2\text{CH}_2\text{OH}) : V(\text{CH}_3\text{OH}) = 6 : 34 : 60$, 电压为 25 V, 温度为

-20 °C。电镜下拍取选区衍射图片进一步分析相组成, 最后采用 MICRO-586 型显微硬度计对基板以及打印区中心区域进行硬度测量, 进而总结出不同比例的微纳 B_4C 复合对 TC4 材料显微硬度的影响规律。各样品编号如表 1 所示。

表 1 各样品中成分及编号

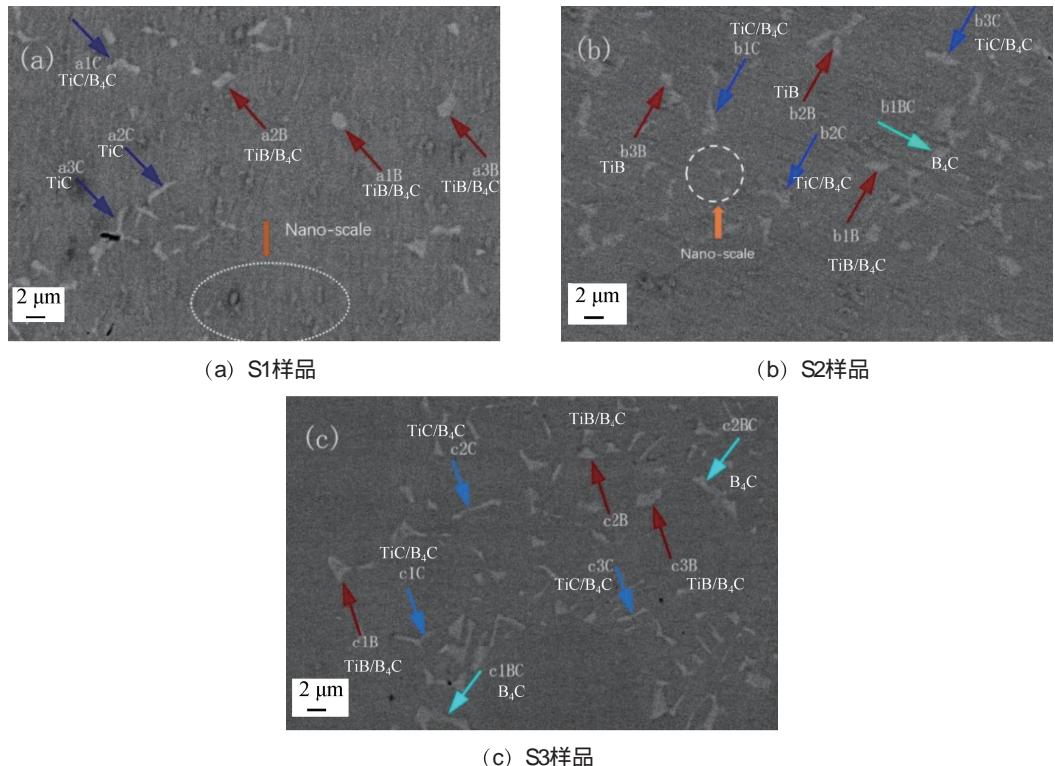
Table 1 Sample number and composition of each sample (ω)

样品编号	粉末成分
S1	$\text{TC4} + 3\% \text{B}_4\text{C}$ (1%微米级+2%纳米级)
S2	$\text{TC4} + 3\% \text{B}_4\text{C}$ (1.5%微米级+1.5%纳米级)
S3	$\text{TC4} + 3\% \text{B}_4\text{C}$ (2%微米级+1%纳米级)

2 数据分析

图 1 所示为样品 S1~S3 的背散射电子图像, 从图 1 能够看出, S1 样品中第二相尺寸约为 2~5 μm , S2 与 S3 样品中第二相尺寸约为 5~10 μm 。S1~S3 样品的 TEM 图像如图 2 所示, 在 S1 样品中, 可观察到许多尺寸为纳米尺度的第二相, 见图 2(a) 与图 2(b), TiC 宽度约为 200 nm, TiB 的直径约为 100 nm, 而掺杂纳米级 B_4C 含量最少的 S3 样品中则很难观察到类似的现象, 这表明在纳米级 B_4C 含量较多的情况下, 能够在 3D 打印的钛合金中生成纳米级的第二相, 然而掺杂微米级 B_4C 含量较多的样品中, 却并没有明显观察到大尺度微米级的第二相出现。

为了进一步研究第二相的成分, 在图 1(a)~1(c) 中分别选取了 S1~S3 样品中的 6~8 个第二相进行 EDS 分析 (见图 3), 样品中各元素的质量分数见表 2~表 4, 从数据中可以看出, 第二相主要以富硼相与富碳相为主, 从形貌而言, 富硼相多以圆形为主, 近似于等轴晶粒, 而富碳相多以条形为主, 以柱状晶形式存在。



(c) S3样品

Fig. 1 SEM backscattering images of S1–S3 samples

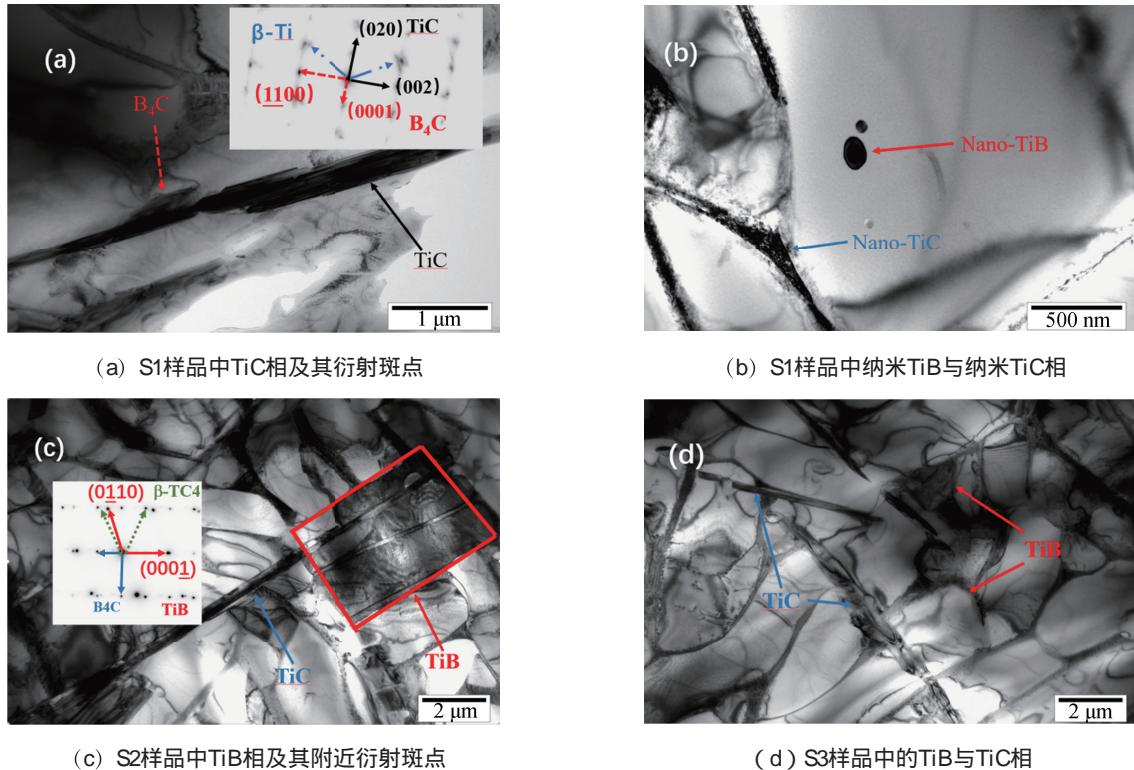


图 2 S1~S3 样品在 TEM 下的观察结果

Fig. 2 Morphology of S1–S3 samples by TEM

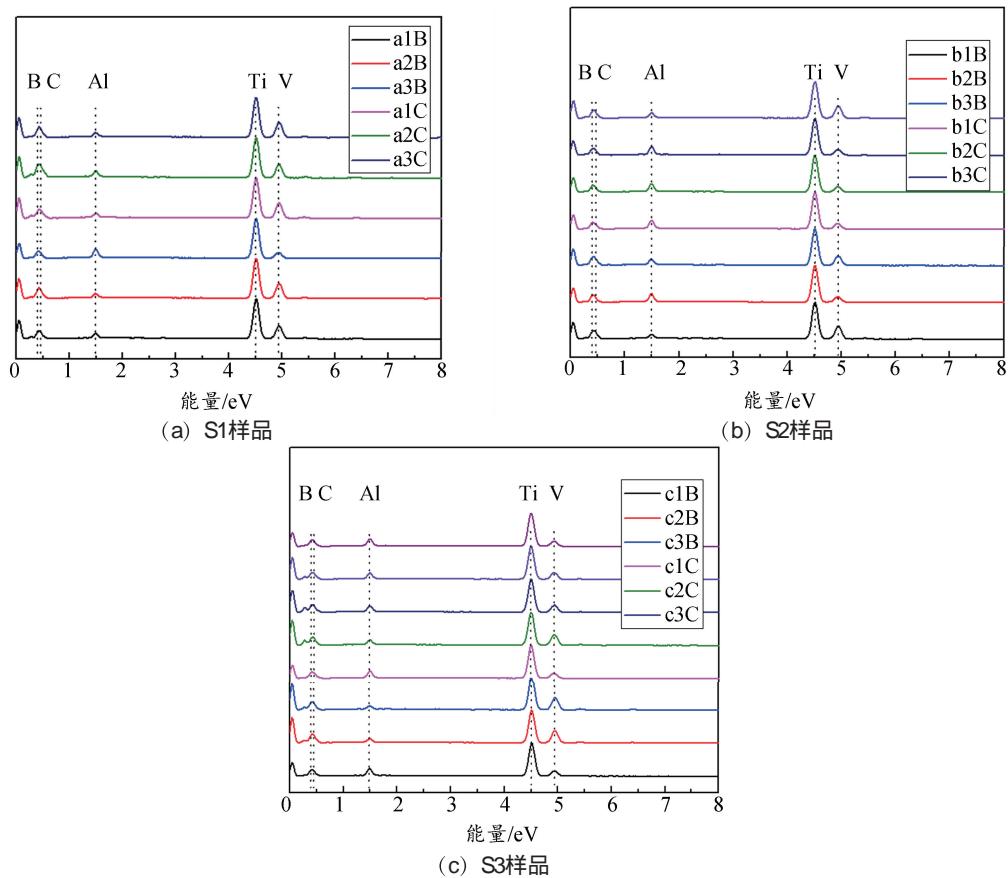


图 3 S1~S3 样品 EDS 能谱分析

Fig. 3 EDS results of S1~S3 samples

当样品中纳米级 B_4C 含量较多时,由表 2 可以得出,S1 样品中的富硼相中的 Ti 元素的含量约为 68%,与富碳相相比,Ti 元素的含量较低。一方面,由于 S1 样品中,纳米级 B_4C 粉末的含量较多,而微米级 B_4C 粉末含量较少,在打印过程中,TC4 粉末与 B_4C 复合时,Ti 元素与 B 元素首先反应生成 TiB ,由于纳米相颗粒表面活化能较大,因此有进一步向 TiB_2 转变的趋势,这导致了 Ti 元素含量降低而 B 元素含量进一步增大,因此对于微米级 B_4C 而言,会出现能量过低而无法与 TC4 完全反应的情况;另一方面,由于存在微米级 B_4C 颗粒,且 B 元素与 C 元素比例为 4:1,这也就意味着 B 元素与 Ti 元素进行化合时需要更多的能量。在打印过程中,由于激光束的加热时间较短,且熔化的区域有限,这就造成纳米级 B_4C 在打印过程中率先与 TC4 合金进行反应从而吸收能量,而微米级 B_4C 中由于能量不足存在一些并未完全参与反应的残留 B_4C 相,因此也进一步

提高了 B 元素的含量,从而导致 Ti 元素含量整体降低。进一步推断,富硼相作为第二相掺杂,其中不仅含有 TiB 相,同时会存在少量的 TiB_2 以及未反应的 B_4C 相。而反观富碳相,可以看出 Ti 元素含量较高,同时 B 元素含量较低,这表明富碳相中以 TiC 相为主,同时仍存在少量的 B_4C 相。

表 2 EDS 测量 S1 样品中各元素的质量分数

Table 2 The weight percentage of each element

编号	in S1 sample by EDS(ω)						%
	Ti	Al	V	B	C	相	
a1B	69.20	2.67	16.37	8.51	3.25	TiB/B_4C	
a2B	67.49	2.17	20.47	7.26	2.60	TiB/B_4C	
a3B	68.00	2.45	20.98	6.65	1.91	TiB/B_4C	
a1C	85.62	6.16	2.95	1.95	3.31	TiC/B_4C	
a2C	82.52	4.93	9.57	0.00	2.97	TiC	
a3C	86.36	6.42	2.52	0.98	3.72	TiC	

当 B_4C 纳米颗粒与微米颗粒含量一致时, 由于纳米颗粒数量的减少, S2 样品中可观测到纳米级第二相的区域也相应减少, 同时微米级颗粒与 TC4 基体反应的数量开始增多。如表 3 所示, 与 S1 样品相比, 在 S2 样品中的富硼相内, Ti 元素的质量分数明显升高, 从 68% 提升至 86%, 同时 C 元素的质量分数明显降低, 这表明 TC4 与 B_4C 在打印过程中进一步充分反应生成了 TiB 与 TiC, 此时由于纳米颗粒含量的减少, TiB₂ 生成的含量也相应降低, 因此 B 元素在富硼区的含量也相应降低。对于富碳区域, 与 S1 样品相比, 由于纳米 B_4C 含量减少, 样品内部缺少由 B_4C 完全分解生成的 TiB 与 TiC, 导致 TC4 合金在与 B_4C 进行反应的过程中带有一定量的 B 元素。此外, 从图 1(b) 中的 b1BC 点处的能谱也能够证实, 微米级 B_4C 在打印过程中存在着残留, 即当微米与纳米 B_4C 含量接近时, 样品中 TiB 含量得到进一步的提升, 而 TiC 在生成的过程中, 会伴有未充分反应的 B_4C 。

表 3 EDS 测量 S2 样品中各元素的质量分数

Table 3 The weight percentage of each element in S2 sample by EDS(ω) %

编号	Ti	Al	V	B	C	相
b1B	84.10	5.63	2.97	5.34	1.96	TiB/ B_4C
b2B	86.73	6.18	2.96	3.83	0.30	TiB
b3B	86.46	6.28	2.29	4.21	0.75	TiB
b1C	79.49	4.06	10.35	2.79	3.31	TiC/ B_4C
b2C	75.09	3.24	13.89	3.53	4.25	TiC/ B_4C
b3C	80.85	4.02	13.06	0.00	2.07	TiC/ B_4C
b1BC	66.62	2.67	16.81	8.39	5.51	B_4C

随着微米级 B_4C 含量的进一步提升, 从表 4 中 S3 的 EDS 数据以及上述讨论的结果可以得知: 无论是富硼区域还是富碳区域, 均有一定比例未完全反应的 B_4C 存在于第二相中, 同时由于微米级 B_4C 含量的增多, 第二相中存在的未反应的 B_4C 数量也有所增加。此外在该样品中, 难以观察到大面积纳米尺度的第二相, 这也能够表明: 获得第二相的 TiB 与 TiC 均未与微米级 B_4C 进行反应。因此从表 4 的结果中可以看到, 富硼区域内仍含有较高的碳元素, 同时富碳区域内也

存有较多的硼元素。

表 4 EDS 测量 S3 样品中各元素的质量分数

Table 4 The weight percentage of each element in S3 sample by EDS(ω) %

编号	Ti	Al	V	B	C	相
c1B	65.19	2.44	17.61	9.70	5.07	TiB/ B_4C
c2B	66.21	3.41	13.22	10.56	6.61	TiB/ B_4C
c3B	64.63	3.39	7.73	15.89	8.36	TiB/ B_4C
c1C	81.02	6.55	1.48	2.15	8.79	TiC/ B_4C
c2C	58.79	2.46	13.75	9.65	15.34	TiC/ B_4C
c3C	64.63	3.39	7.73	8.89	15.36	TiC/ B_4C
c1BC	66.36	3.13	12.44	8.26	9.81	B_4C
c2BC	63.27	1.98	19.38	6.76	8.60	B_4C

综上所述可以得出: 当 B_4C 中纳米颗粒较多时, TC4 能够首先与纳米级 B_4C 反应, 所得到样品中的 TiC 较为纯净, 而当二者比例较为接近时, 样品中 TiB 含量较多, 而 TiC 依附在较多未反应的 B_4C 周围, 而当微米级 B_4C 含量较多时, 在 TiB 与 TiC 附近会存在剩余的未完全反应的 B_4C 相。

为了进一步验证 SEM 的分析结论, S1 ~ S3 样品的 TEM 图像如图 2(a) ~ (d) 所示。对于 S1 样品, 由图 2(a) 能够观察到 TiC 以及 β -Ti 的衍射斑点, 这表明 TiC 作为第二相嵌入至 β 相中形成增强体, 此外在衍射斑点中能够发现较弱的 B_4C 衍射斑点, 这也意味着, B_4C 在打印过程中, 存在着一部分残留未与 TC4 反应。图 2(b) 中可以清晰地观察到 TiB 与 TiC 的纳米相, 能够得出, 纳米级 TiB 以“固溶”的形式在 TC4 中存在, 而纳米 TiC 则存在于 TC4 的晶界处。

当微米级 B_4C 含量升高时, 由图 2(c) 可知, TiB 的衍射斑点较为明锐, 意味着 TiB 的结晶度较好, 从 TEM 图像可知, 当 TiB 尺寸达到微米级后, 由于晶格的不匹配, TiB 能够阻断 β -TC4 合金晶体生长, 使得 TC4 晶粒由柱状晶向等轴晶转变。结合表 3 的 EDS 分析可知: 一方面, 微米级 B_4C 在与 TC4 发生熔融时, Ti 原子能够与 B 原子迅速化合, 形成六方相于 β -TC4 处形成阻隔形核; 另一方面游离出的 C 原子在 β -TC4 边界与 Ti 原子进行化合, 形成 TiC 阻断层, 由于打印过

程中加热时间较短,C原子难以扩散至TC4晶体内部,因此在TC4晶界处形成阻断层,以阻止TC4晶粒进一步生长,二者共同作用使得TC4晶粒产生细化现象。当微米级 B_4C 含量进一步提高时,由图2(d)能够观察到,S3样品中TC4晶界处的TiC含量开始增多,同时TiB区域与S2样品相比也变得不规则,从表4的结论中可知,微米级的 B_4C 在打印过程中并未完全与TC4样品进行反应,同时由于 B_4C 与 β -TC4同样存在着晶格不匹配现象,TiB被夹在 B_4C 与TC4晶粒之间形成阻隔层,因此在微米级 B_4C 增多的情况下,TC4晶粒也难以生长成柱状晶。

结合上述分析可以确定:纳米级 B_4C 含量较多时,TC4合金内能够获得结晶度较高的TiC增强相,且增强相处于 β -TC4晶界处,同时纳米级TiB能够镶嵌在TC4的晶粒中形成增强相,当微-纳尺度 B_4C 含量相近时,增强相TiB的结晶度变好,并聚集在 β -TC4晶粒周围导致其难以生长成为柱状晶,同时TiC增强相尺寸增大并进一步沿着TC4的晶界进行扩展。当微米级 B_4C 含量提高后,在TC4与 B_4C 之间能够形成较大区域的TiB阻隔层,此时有更多的C元素进入到TC4的晶界中,二者共同作用进一步抑制TC4晶粒生长,因此在微米级 B_4C 掺杂量增多后,TC4中出现等轴晶的数量变多。

样品的显微硬度结果如图4所示,其中S1~S3样品的硬度测量点分别选取TC4基体、富硼区以及富碳区域,实验测得S1基体钛合金的硬度约为390HV,而S2、S3基体硬度较为接近,约为395HV,略高于S1样品的。结合上述分析可知,S1样品中纳米级 B_4C 生成的第二相尺寸较小,重熔过程中未能对TC4基体中柱状晶粒长大产生阻碍,柱状晶尺寸较大;而在S2、S3样品中,微米级 B_4C 能够阻断TC4晶粒熔合生长,因此能够细化晶粒,导致硬度增强。富碳区主要以TiC为主,由图4可以得出,S2样品中TiC的硬度最高,约为430HV,S1样品与S3样品的接近,但S3略高于S1的,其中S3硬度约为420HV,S1约为415HV。尽管在S1样品中,TiC的结晶度较好,但是由于其尺寸较小,因此在硬度测试中容易打在基体处而导致硬度偏低,而S3样品中,由于TiC中含有一定量的 B_4C ,也能够影响该区域的

硬度。对于富硼区域内的硬度,仍然是S2样品的最高,约为480HV,一方面S2样品中TiB结晶度最好,且晶粒尺寸较大,因此其硬度也较高,相比于S1与S3样品的,与富碳区域类似,S3样品中由于TiB中含有 B_4C ,S1样品中TiB尺寸颗粒过小均导致了其硬度低于S2样品的。

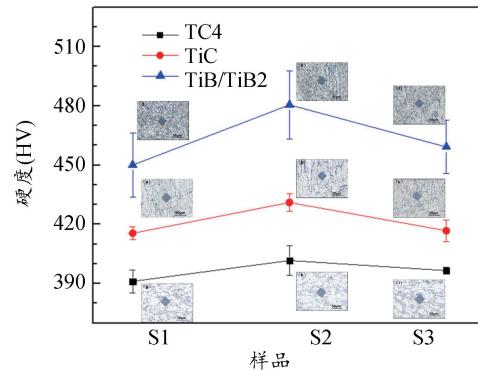


图4 S1~S3样品微观硬度测量结果

Fig. 4 Micro-hardness results of S1~S3 samples

综上所述:当纳米 B_4C 含量过低时,由于第二相形成尺寸偏小,材料的平均硬度较低,而当纳米 B_4C 与微米 B_4C 含量接近时,由于TiB的结晶度较高,晶粒尺寸较大,其硬度最高,随着微米级 B_4C 含量进一步增大,由于第二相内部含有一定数量的 B_4C ,导致其硬度再次降低。

3 结论

(1)微米级 B_4C 与纳米级 B_4C 含量能够对第二相TiB与TiC的结晶度以及晶粒尺寸产生影响,纳米级 B_4C 较多时,样品中的TiC结晶度较好,且TiB以纳米颗粒镶嵌在TC4晶体中。当微-纳 B_4C 比例相近时TiB的结晶度最好,且晶粒尺寸较大,当微米级 B_4C 含量较高时,第二相中均出现反应剩余的 B_4C 。

(2)当纳米级 B_4C 含量较高时,TiB与TiC的粒径较小,对TC4柱状晶生长影响较弱,当微米级 B_4C 含量较高时,由于TiB、TiC以及 B_4C 的存在对TC4晶粒生长起阻碍作用,因此使TC4晶粒由柱状晶向等轴晶转变。

(3)当微-纳 B_4C 比例相近时,TC4基体硬度最高,同时第二相区域内的TiB与TiC的硬度也最高。

参考文献:

- [1] WEI C B, MA X L, YANG X J, et al. Microstructural and property evolution of Ti6Al4V powders with the number of usage in additive manufacturing by electron beam melting [J]. Materials Letters, 2018, 221: 111–114.
- [2] HAMZA H M, DEEN K M, HAIDER W. Microstructural examination and corrosion behavior of selective laser melted and conventionally manufactured Ti6Al4V for dental applications [J]. Materials Science and Engineering: C, 2020, 113: 110980.
- [3] QIAO S C, SHENG Q B, LI Z H, et al. 3D-printed Ti6Al4V scaffolds coated with freeze-dried platelet-rich plasma as bioactive interface for enhancing osseointegration in osteoporosis [J]. Materials & Design, 2020, 194: 108825.
- [4] BARTOLOMEU F, COSTA M M, ALVES N, et al. Additive manufacturing of NiTi – Ti6Al4V multi-material cellular structures targeting orthopedic implants [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2020, 134: 106208.
- [5] GARBOCZI E J, HRABE N. Particle shape and size analysis for metal powders used for additive manufacturing: technique description and application to two gas-atomized and plasma-atomized Ti64 powders[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100965.
- [6] YAN T Q, CHEN B Q, JI X, et al. Influence of hot isostatic pressing on microstructure, properties and deformability of selective laser melting TC4 alloy[J]. China Foundry, 2021, 18(4): 389–396.
- [7] ROUDNICKA M, MERTOVA K, VOJTECH D. Influence of hot isostatic pressing on mechanical response of as-built SLM titanium alloy [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 629(1): 012034.
- [8] QI C Q, DU Y, YANG P, et al. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC4 fabricated by laser melting deposition [J]. Metals and Materials International, 2022, 28(12): 3068–3079.
- [9] JABER H, KÓNYA J, KULCSÁR K, et al. Effects of annealing and solution treatments on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V manufactured by selective laser melting [J]. Materials, 2022, 15(5): 1978.
- [10] HAYAT M D, SINGH H, HE Z, et al. Titanium metal matrix composites: an overview[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 121: 418–438.
- [11] ZENG Y Z, WANG J D, LIU X R, et al. Laser additive manufacturing of ceramic reinforced titanium matrix composites: a review of microstructure, properties, auxiliary processes, and simulations [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2024, 177: 107941.
- [12] BRICE D A, SAMIMI P, GHAMARIAN I, et al. Oxidation behavior and microstructural decomposition of Ti-6Al-4V and Ti-6Al-4V-1B sheet[J]. Corrosion Science, 2016, 112: 338–346.
- [13] MENG X, MIN J, SUN Z G, et al. Columnar to equiaxed grain transition of laser deposited Ti6Al4V using nano-sized B_4C particles [J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 212: 108667.