

射频等离子体球化 Ti-25Ta 合金粉末及其 选区激光熔化成形性能研究

蒲芸娜^{1,2}, 赵德伟³, 施 麒², 谭 冲², 郑海忠¹, 刘 辛², 丁忠耀^{4*}

(1. 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063; 2. 广东省科学院新材料研究所, 国家钛及稀有金属粉末冶金工程技术研究中心, 广东省金属强韧化技术与应用重点实验室, 广东 广州 510650; 3. 大连大学附属中山医院, 辽宁 大连 116001; 4. 稀美资源(广东)有限公司, 广东 清远 513055)

摘 要:利用射频等离子体球化工艺成功制备了 Ti-25Ta 合金粉末, 采用选区激光熔化成形 Ti-25Ta 合金球形粉末, 研究了激光功率对打印件表面形貌、致密度、微观组织和力学性能的影响。结果显示, 球化后 Ti-25Ta 合金粉末 D_{50} 为 43.8 μm , 较原料粒径略有增大。原料粉末内部为枝晶组织, 球化后粉末内部呈胞状组织。粉末的流动性、松装密度和振实密度均有大幅提高。随着激光功率增加, α' 马氏体细化明显。在较高激光功率 200 W 时, 致密度达到最大 95.32%, 显微硬度(HV_{0.3})为 378.2。拉伸试验表明, 随着激光功率的增大, 材料断裂机制由脆性断裂转变为脆性和韧性断裂。

关键词: Ti-25Ta 合金; 粉末; 射频等离子体球化; 选区激光熔化; 致密度; 显微硬度

中图分类号: TF123, TG665

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2022)06-0058-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.06.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Research on radio frequency plasma spheroidized Ti-25Ta powder and its fabrication by selective laser melting

Pu Yunna^{1,2}, Zhao Dewei³, Shi Qi², Tan Chong², Zheng Haizhong¹, Liu Xin², Ding Zhongyao^{4*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Aviation University, Nanchang 330063, Jiangxi, China; 2. Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, National Engineering Research Center of Powder Metallurgy of Titanium & Rare Metals, Guangdong Provincial Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Guangzhou 510650, Guangdong, China; 3. Affiliated Zhongshan Hospital of Dalian University, Dalian 116001, Liaoning, China; 4. Ximei Resources (Guangdong) Co., Ltd., Qingyuan 513055, Guangdong, China)

Abstract: The Ti-25Ta alloy powder was successfully prepared by radio frequency plasma spheroidization, and the Ti-25Ta alloy spherical powder was subsequently formed by selective laser melting. The effect of laser power on the surface morphology, density, microstructure and mechanical properties was studied. The results show that the D_{50} of the Ti-25Ta alloy powder after spheroidization is 43.8 μm , which is slightly larger than that of the raw material. The interior of the raw material powder exhibits dendrite structure, while the interior of the powder after spheroidization shows a cellular structure. The flowability, bulk density and tap density of the powder are greatly improved. As the laser power in-

收稿日期: 2022-07-31

基金项目: 中国与乌克兰政府间科技交流项目(国科外[2021]13号); 广州市重点研发计划(202206040001); 清远市科技计划项目(2021DZX028)。

作者简介: 施麒, 1987年出生, 男, 汉族, 浙江绍兴人, 博士, 高级工程师, 主要从事金属粉体制备及其增材制造研究, E-mail: shiqi@gdinm.com; * 通讯作者: 丁忠耀, 男, 汉族, 工程师, 主要从事钽铌粉体制备研究, E-mail: 370794312@qq.com。

creases, the α' martensite refinement is obvious. At a higher laser power of 200 W, the density reaches a maximum of 95.32% vs. solid, and the microhardness (HV_{0.3}) is 378.2. The tensile testing shows that with the increase in laser power, the fracture mechanism of the material changes from brittle fracture to brittle-ductile fracture.

Key words: Ti-25Ta alloy, powder, radio frequency plasma spheroidization, selective laser melting, densification, microhardness

0 引言

钛及钛合金因其具有优异的生物相容性、良好的力学性能和耐蚀性能,已成为骨科植入材料的主流,其中 Ti-6Al-4V 是应用最为广泛的医用钛合金^[1]。然而, Ti-6Al-4V 的弹性模量(~110 GPa)与人体骨(~30 GPa)差异较大,极易引起“应力屏蔽”现象,植入体周围的骨组织因失去应力刺激,导致萎缩和组织功能退化,进而导致植入体失效^[2-4]。此外, Ti-6Al-4V 合金中的 V 元素和 Al 元素可能对人体的神经系统和免疫系统产生严重危害^[5]。因此,开发不含毒性元素的低模量钛合金成为了医用金属材料领域的研究热点。钽(Ta)是一种无毒、延展性好、耐蚀性高的金属,与人体生物相容性优异^[6],已被证明是极具生物医学应用前景的材料。然而,钽的密度较高(16.6 g/cm³),价格昂贵,限制了其应用推广,而其与 Ti 结合形成的 Ti-Ta 合金,不仅无毒、比强度高、耐磨耐蚀性强,且与 Ti-6Al-4V 和纯钛相比,弹性模量较低约为 64 GPa,被视为极具潜力的新一代骨骼植入材料^[7-9]。

在骨科植入手术中,患者个体差异性临床治疗面临的难题之一。近年来,增材制造技术的发展为骨科植入个性化诊疗提供了契机^[10]。目前,采用增材制造技术定制化的骨骼植入体已成为生物医用金属材料的研究热点之一。其中,选区激光熔化(Selective laser melting, SLM)作为最具代表性的增材制造技术,可实现结构复杂的金属零件直接精细制造^[11]。然而,选区激光熔化要求粉末原料球形度高、流动性好、成分均匀,且粒度可控(15~53 μm)^[12]。增材制造用钛合金粉末制备方法主要包括电极感应熔炼气雾化、等离子旋转电极雾化和射频等离子体球化等^[13]。钽的加入导致感应熔炼困难,且气雾化制粉容易产生空心粉、卫星球等缺陷;而等离子旋转电极雾化制粉粒径偏粗,难以满足选区激光熔化成形要求^[14]。射频等离子体球化利用等离子体高温使粉末迅速吸热熔融,并在表面张力作用下缩聚成球状,粉末通过等离子高温区后进入冷却室,由于骤

冷作用将球形固定下来,从而获得球形粉末^[15]。该技术是制备组分均匀、球形度高、流动性好的难熔金属球形粉末的良好途径。笔者采用射频等离子体球化技术制备球形 Ti-25Ta 合金粉末,获得适用于选区激光熔化的钛钽预合金粉末,并通过研究其选区激光熔化成形性能,期望获得致密度高、力学性能优良的 Ti-Ta 合金材料。

1 试验

1.1 钛钽合金球形粉末制备

本试验以氢化脱氢 Ti-25Ta 合金粉末为原料,采用 Tekna GN40 射频等离子体球化制粉系统制备钛钽合金球形粉末。试验装置如图 1 所示,原料粉末由载气(氩气)经探针送入等离子体高温区,中心气和鞘气分别为氩气和氩气/氦气混合气。试验工艺参数如表 1 所示。

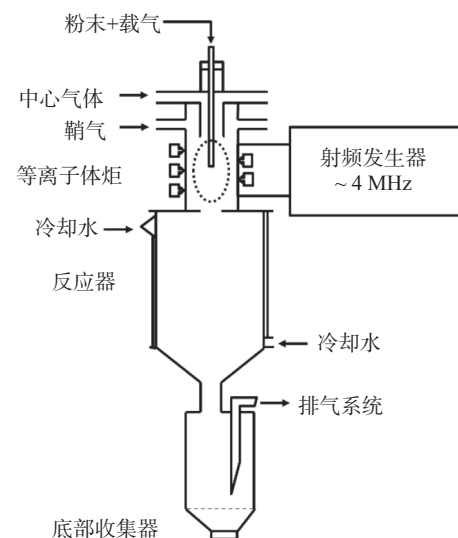


图 1 等离子体试验装置示意

Fig. 1 Schematic of radio frequency plasma spheroidization process

表 1 射频等离子体球化 Ti-25Ta 合金粉末试验参数
Table 1 Experimental parameters of radio frequency plasma spheroidization of Ti-25Ta powder

载气(Ar)输送量/ (L·min ⁻¹)	鞘气(He)输送量/ (L·min ⁻¹)	输送粉末速率/ (g·min ⁻¹)	等离子体输 出功率/kW
5	10	30	26

1.2 选区激光熔化

采用 EOS M100 设备成形钛铝合金试样,工作气氛为高纯氩气,以 Ti-6Al-4V 为成形基板,预热温度约 100 °C,铺粉层厚 30 μm,扫描间距 60 μm,层间夹角 67°。选区激光熔化的成形工艺参数如表 2 所示。

表 2 选区激光熔化成形参数
Table 2 SLM process parameters

编号	激光功率/W	扫描速度/(mm·s ⁻¹)	层厚/μm	扫描间距/μm	激光能量密度/(J·mm ⁻³)
S1	80	500	30	60	88.88
S2	120	500	30	60	133.33
S3	160	500	30	60	177.77
S4	200	500	30	60	222.22

1.3 性能测试

采用 LECO CS600 硫氮测定仪检测粉末中碳元素的含量。采用 ON-3000 型氧氮氢联测定仪检测粉末中氧、氢等元素的含量。采用化学分析法定量分析合金粉末中钽元素的含量。采用 Archimedes 排水法测定选区激光熔化成形钛钽试样的密度。利用 BT-100/300 型粉体密度测量仪、

BT-200 型霍尔流速计、马尔文 Mastersizer3000 测量型激光粒度分析仪分别测定粉末的松装密度、振实密度、流动性能及其粒度分布。使用 JEOLJXA-8100 型扫描电子显微镜观察粉末表面形貌、选区激光熔化成形试样表面形貌。采用 Rigaku D/MAX-RC 型 X 射线衍射仪分析粉末和打印试样的物相。采用装有 Oxford Symmetry S2 EBSD 检测器的卡尔·蔡司 Gemini 300 显微镜进行电子背散射衍射分析。采用 Zwick-Roell Zhu 硬度测试仪测试试样的维氏硬度。利用 Zwick/Roell Z250 型万能拉力试验机在室温下对样品进行抗拉强度和屈服强度的测量,并计算样品的延伸率。

2 结果与讨论

2.1 射频等离子体球化制备钛钽合金球形粉末分析

2.1.1 粉末特性

图 2 是 Ti-25Ta 合金粉末球化前后粒度分布。由图 2 可知,原料粉末各粒度段粒径($D_{10}/D_{50}/D_{90}$)经射频等离子体球化后均有增大。这是由于细粒径粉末在通过等离子体炬高温区时,吸收热量容易汽化,冷却后黏附在大颗粒表面或反应器壁上,从而导致粉末颗粒的平均粒径增加^[16]。

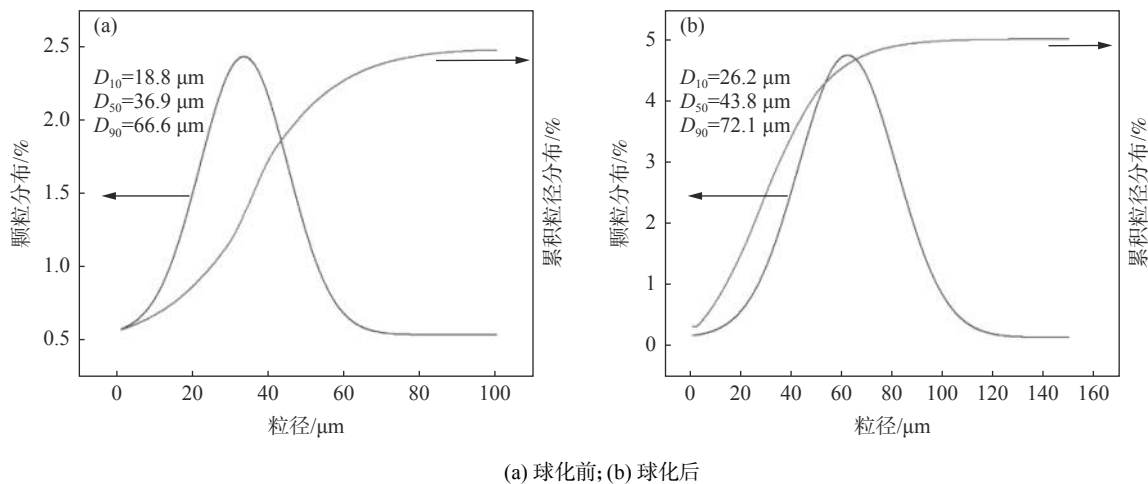


图 2 Ti-25Ta 合金粉末粒度分布

Fig. 2 Particle size distribution of Ti-25Ta alloy powder before and after spheroidization

表 3 为球化前后的 Ti-25Ta 合金粉末特性。由表 3 可知,球化处理后的粉末的流动性、振实密度与松装密度都有显著提高。这是由于原料粉末呈不规则形状,存在团聚和搭桥现象,而经球化后,粉末球形度高,粉末间摩擦力降低,流动性能和填充性能均得到改善。

表 3 Ti-25Ta 合金粉末球化前后的粉末特征
Table 3 Particle characteristics of Ti-25Ta powder before and after spheroidization

钛钽合金粉末	流动性 (以 50 g 计)/s	松装密度/ (g·cm ⁻³)	振实密度/ (g·cm ⁻³)
原料粉末		1.38	2.54
球化粉末	6.27	3.11	7.73

球化前后 Ti-25Ta 合金粉末化学成分如表 4 所示。由表 4 可知, 球化后粉末中钽含量略微增大, 这是由于钽的熔点 (2 996 °C) 比钛 (1 668 °C) 高, 经过等离子体高温区域时烧损较少。球化后钛钽合金粉末 C、H 含量降低, 证明射频等离子体球化过程有一定的纯化作用。这与 Gu^[17] 等人研究发现一致, 即射频等离子体球化可在一定程度上降低粉末中 C、H、N 等杂质元素含量。

表 4 球化前后 Ti-25Ta 合金粉末化学成分
Table 4 Chemical compositions of Ti-25Ta powder before and after spheroidization %

	Ti	Ta	H	O	C
球化前	Bal.	26.57	0.028	0.15	0.032
球化后	Bal.	28.24	0.02	0.16	0.026

2.1.2 粉末物相及组织分析

粉末球化前后的 X 射线衍射图谱如图 3 所示。由图 3 可知, 球化前原料粉末由 HCP 结构的 α' -Ti 和少量 BCC 结构的 β -Ti 组成; 球化后 Ti-25Ta 合金粉末完全为 α' -Ti 相。

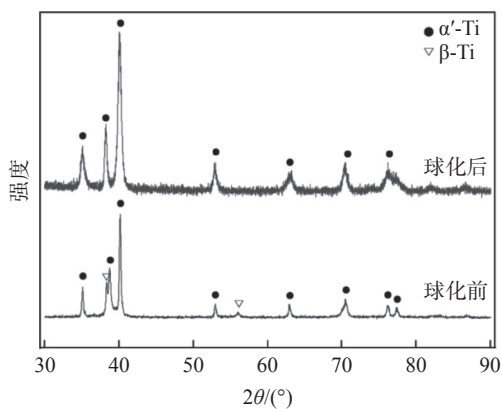
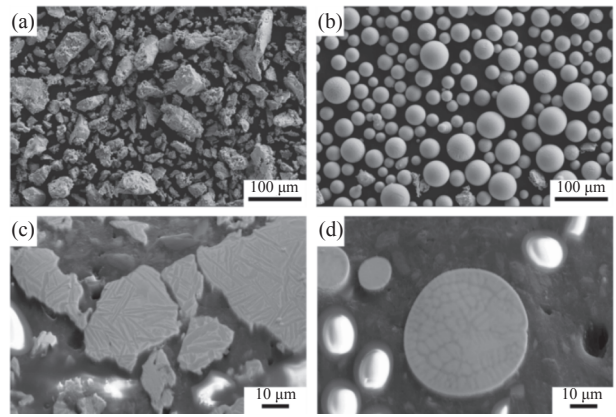


图 3 Ti-25Ta 合金粉末球化前后 X 射线衍射图谱
Fig. 3 XRD patterns of Ti-25Ta powder before and after spheroidization

钛钽合金粉末球化前后的微观形貌对比如图 4 所示。由图 4 可知, 原料粉末呈不规则形状, 且内部微观组织为板条状结构, 其宽度约 3 ~ 6 μm 。经射频等离子体球化后, 粉末球形度高, 表面光滑, 基本未发现卫星球。粉末内部呈胞状结构, 晶粒直径约为 3 ~ 8 μm 。分析认为原料钛钽合金粉末截面的枝晶结构是由合金铸造工艺因足够长的时间使晶粒形核长大; 球化后钛钽合金组织呈胞状, 是由于在等离子体高温下粉末快速熔化和凝固, 胞状来不及长大为枝晶结构。Jiang 等人^[18] 采用射频等离子体球化

对钨颗粒进行球化, 结果显示, 当熔融钨颗粒的温度远高于其熔点时, 在粒子完全凝固之前, 晶粒有足够的时间向粒子中心生长; 当熔融粒子的温度接近钨的熔点时, 在凝固过程中没有时间让晶粒长大, 在钨颗粒中形成了大量的小晶粒。



(a) 原料粉末形貌; (b) 球形粉末形貌;
(c) 原料粉末截面; (d) 球形粉末截面

图 4 球化前后 Ti-25Ta 合金粉末的扫描电子显微镜形貌
Fig. 4 SEM images of raw material powder (a), spherical powder (b), and the cross sections of raw material powder (c) and spherical powder (d)

采用电子背散射衍射 (EBSD) 详细分析粉末内部微观结构。由图 5(a) 和 5(c) 的反极图可以看出, 粉末经球化由粗大板条状晶粒转变为细小胞状晶粒。结果表明, 射频等离子体球化后的晶粒尺寸相对均匀, 晶粒明显细化。图 5(b) 中原料钛钽合金粉末黄色区域为密排六方 α' -Ti (HCP), 含量为 90.73%。图 5(d) 中粉末经过射频等离子体球化后, α' -Ti 含量为 98.62%。球化后粉末 β -Ti 相均匀分布在合金颗粒中, 而因物相含量较低, 故 X 射线衍射图谱 (XRD) 未检测出来。

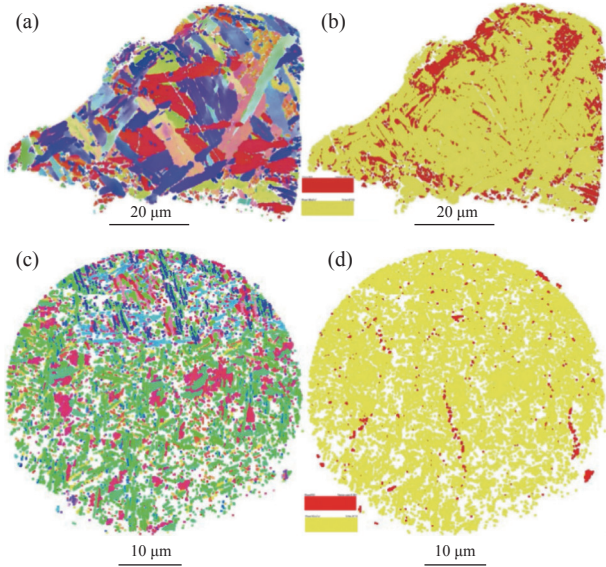
2.2 选区激光熔化钛钽合金

2.2.1 钛钽合金打印件物相与微观结构

图 6 为选区激光熔化时不同功率打印钛钽合金的 XRD 谱。结果表明, 激光功率对钛钽合金的相组成没有显著影响。由图 6 可知, $\alpha'(002)$ 与 $\alpha'(101)$ 的衍射峰比强度随激光功率由 80 W 到 200 W 的变化分别为 0.81, 1.07, 1.34 和 0.89。

不同选区激光熔化功率下, 扫描速度同为 500 mm/s 成形 Ti-25Ta 合金的致密度变化曲线如图 7 所示。由图 7 可知, 试样致密度随功率的升高而增大, 当激光功率较低为 80 W 时, 试样内部出现大量不规则的大尺寸孔隙, 致密度为 94.46%。当激光功率提高为 200 W 时, 致密度达到最高值 95.32%。

这是由于当激光功率较低时,金属溶液流动性和润湿性较差,部分区域熔池来不及铺展已凝固收缩,容易出现大尺寸孔隙;当激光功率较高时,粉末吸收的激光能量较高,熔池流动性和润湿性较好,液相更易铺展和填充,故内部孔隙较少。

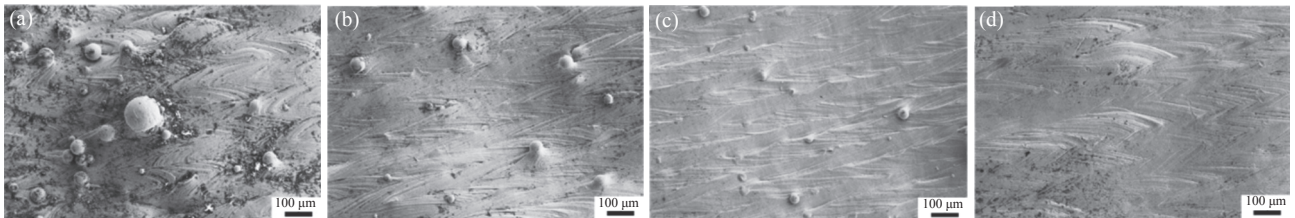


(a) 原料粉末取向; (b) 原料粉末相分布;
(c) 球化粉末取向; (d) 球化粉末相分布

图 5 Ti-25 Ta 合金粉末球化前后电子背散射衍射

Fig. 5 (a) Orientation map of raw material powder; (b) Phase distribution map of raw material powder; (c) Orientation map of spheroidized powder; (d) Phase distribution map of spheroidized powder

不同功率制备的钛钽合金试样上表面形貌如图 8 所示。由图 8 可知,当激光功率较低时,样品表面粗糙,有明显的鱼鳞状熔池和大量的未熔颗粒。这是由于激光能量密度低,导致熔池内金属液体流动性差,不稳定的液相线容易分裂成球状的团聚体,以降低表面能达到平衡状态,导致“球化效应”的产



(a) 80 W; (b) 120 W; (c) 160 W; (d) 200 W

图 8 不同功率制备 Ti-25Ta 合金零件表面的扫描电子显微形貌

Fig. 8 SEM images of surface morphologies of Ti-25Ta alloy parts prepared using different laser powers

图 9 为选区激光熔化过程中不同功率打印钛钽合金的扫描电子显微镜形貌。Soro [19] 等人对 Ti-25Ta 元素混合粉末进行选择性激光熔化,由于熔池

生。随着激光功率增大,熔池粘度降低,熔体流动性提高,使成形件致密度和冶金结合能力提高。当激光功率增大至 200 W 时,成形试样表面接近全致密状态,形成了连续的扫描轨迹,没有明显的孔隙和裂纹出现,相邻扫描线间结合致密。

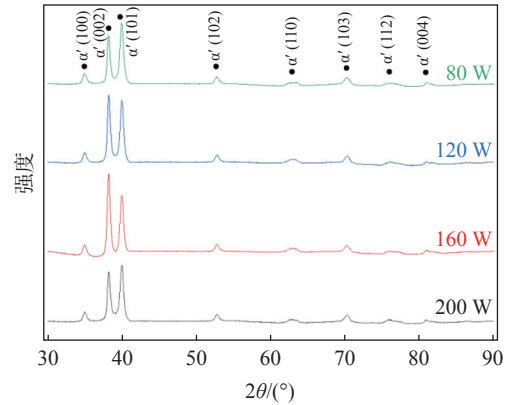


图 6 选区激光熔化 Ti-25Ta 合金不同功率 XRD 谱
Fig. 6 XRD spectra of selective laser melted Ti-25Ta using different laser powers

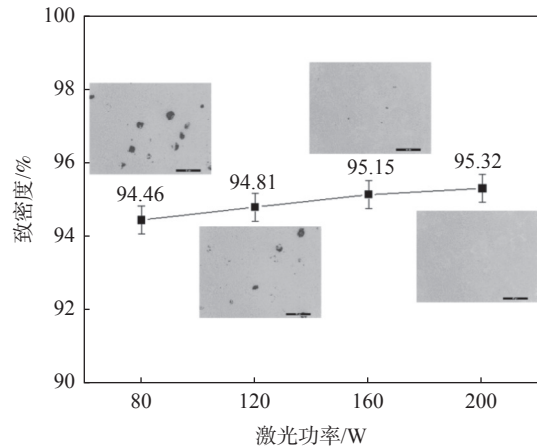


图 7 选区激光熔化 Ti-25Ta 合金致密度随激光功率的变化
Fig. 7 Relative density variation of Ti-25Ta alloy produced by selective laser melting

中激光能量密度不足以完全熔化钽颗粒,成形件中未熔钽的百分比为 1.23%±0.24%。相较于 Ti-25Ta 元素混合粉末,钛钽合金试样中无未熔化的钽颗粒,

合金元素分布均匀,这是因为本试验所用的是钛钽预合金粉末,而非元素混合粉末。在图 9(a) 中黄色箭头所指是成形过程中产生的孔隙,图 (b) 中为粉末熔化边界。孔隙的产生是由于体系液相表面张力梯度的存在,从而引发表面张力低的部分流体向表面张力高的液相方向流动所产生的 Marangoni 效应。由图 9 可知,随着激光功率增大,成形试样的显微组织逐渐细化,表面孔隙减少。如图 9(a) 在较低的 $P=80\text{ W}$ 时,成形试样的组织是较为粗大的板条 α' 相和灰暗的 β 相。当激光功率增大为 120 W 时,如

图 9 (b), 成形材料在冷却过程中发生了马氏体相变,形成了具有细小的针状组织结构的 α' 相随机分布在 β 基体中。如图 9 (c), 当 $P=160\text{ W}$ 时, α' 相马氏体晶体组织进一步细化,可以观察到在整个 β 晶粒中的沉淀带。如图 9(c) 中熔池边界呈现为鱼鳞状,观察到凝固的熔池边界终止于先前凝固的熔池边界。紧密堆叠的熔池边界在两个相邻层之间形成了良好的冶金结合。如图 9 (d), 当 $P=200\text{ W}$ 时, α' 相马氏体组织明显粗化,随着激光功率的增大在熔池内引起高温,液固相的过冷度增大,马氏体生长完全。

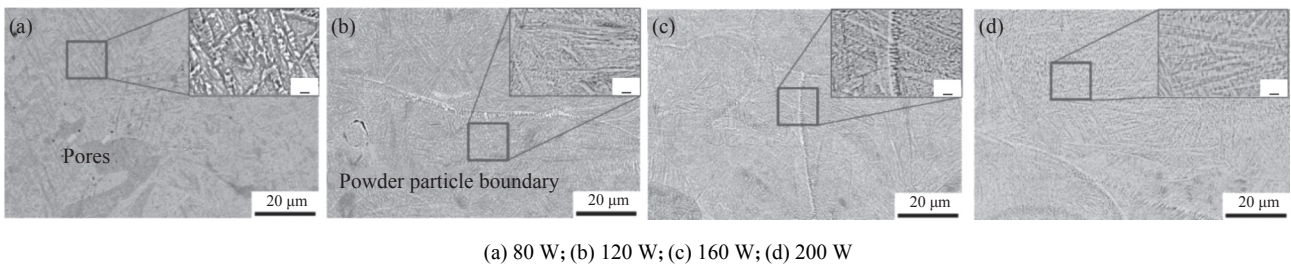


图 9 选区激光熔化过程中不同功率下 Ti-25Ta 合金的扫描电子显微镜形貌
Fig. 9 SEM images of Ti-25Ta alloy fabricated using different laser powers

对比不同功率下制备的钛钽合金 EBSD 谱(图 10) 可知,由图 10(a) 可以看出在激光功率为 120 W 时晶粒细小。由图 10(c) 可以看出,在激光功率为 160 W 时,随着熔池温度更高,有利于针状马氏体生长。由相分布图 10(b) 和 (d) 可知钛钽合金中都含有微量 β 相。

所示。由图 11 可知,显微硬度随激光功率升高而增大。当激光功率为 200 W 时,选区激光熔化成形的钛钽合金试样具有最高的显微硬度($HV_{0.3}$)为 378.2 。

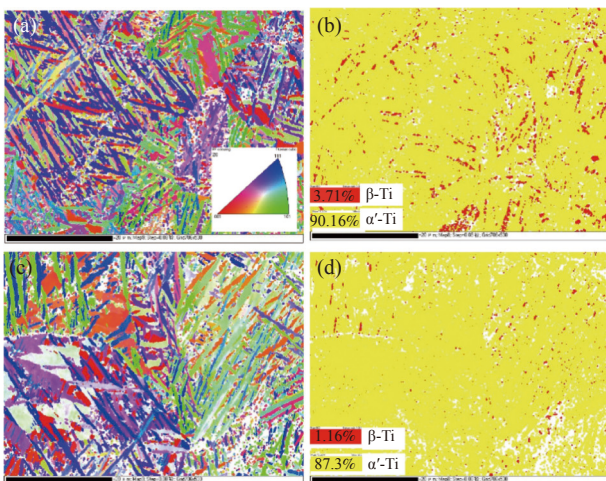


图 10 不同功率制备 Ti-25Ta 合金的 EBSD: (a) 和 (b) 功率为 120 W 时取向图和相分布; (c) 和 (d) 功率为 160 W 时取向图和相分布
Fig. 10 EBSD orientation maps and phase distribution maps of Ti-25Ta alloy fabricated using laser powers of (a) and (b) 120 W , (c) and (d) 160 W

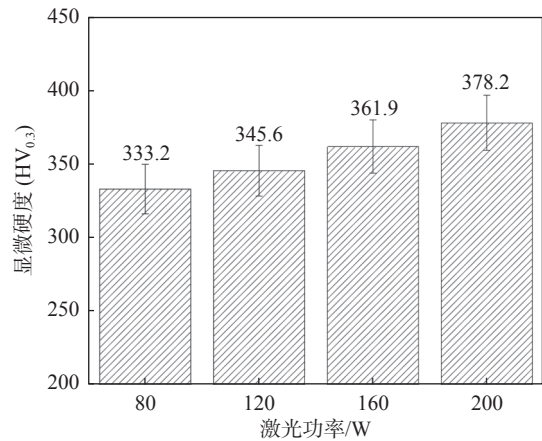


图 11 选区激光熔化钛钽合金显微硬度随激光功率的变化
Fig. 11 Variation of microhardness of Ti-25Ta alloy by selective laser melting with different laser powers

2.2.2 选区激光熔化钛钽合金力学性能

钛钽合金显微硬度随激光功率的变化如图 11

不同功率下钛钽合金试样的拉伸性能如表 5 所示。由表 5 可知,钛钽合金力学性能随激光功率增大而提高。当激光功率为 200 W 时,试样的抗拉强度、屈服强度和延伸率均达到最高,分别为 $1\ 035\text{ MPa}$ 、 523 MPa 和 5% 。

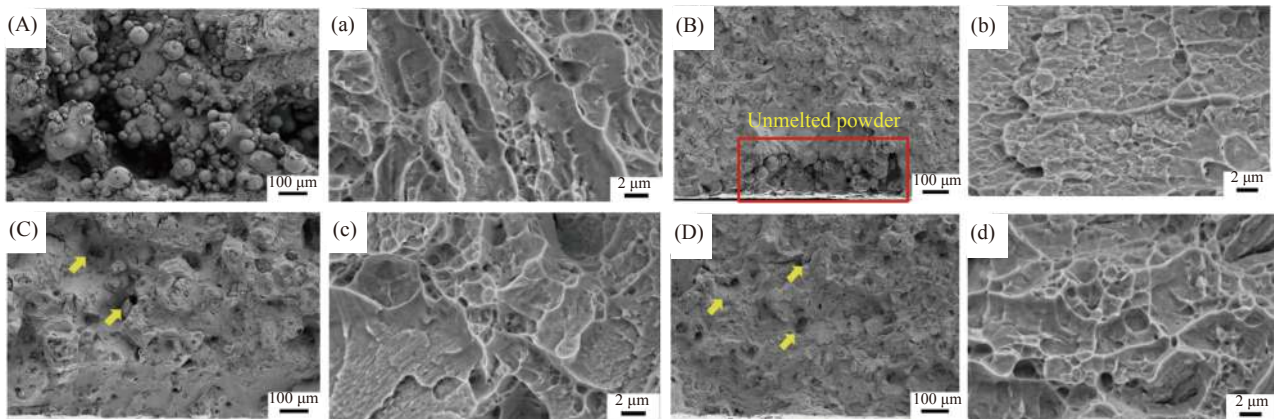
Ti-25Ta 合金的拉伸断口如图 12 所示。随着激光功率的增加,材料断裂机制由脆性断裂转变为脆性和韧性断裂。如图 12(A) 所示,在较低激光功率

(80 W)时,试样断口呈现大量未熔化颗粒和孔洞,孔洞的存在会使拉伸件在该位置的有效承载面积减小,导致该位置在加载过程中无法承受较大的应力,同时由于孔洞的存在会导致应力集中,在加载过程中这些孔洞就会成为裂纹源。由图 12(a) 可以看出,在断口中存在大量沟壑和台阶,在沟壑中出现了大量的类似蜂窝状形貌。当激光功率增加到 120 W 时(图 12(B)),未熔化颗粒区域相较于图 12(A) 中缩小(如红框所示)。图 12(b) 中观察到断口存在呈现脆性断裂的解理面。当激光功率进一步增加时,出现如 12(C) 和 (D) 中黄色箭头指出的韧窝,表明材料

断裂机制转变为部分韧性断裂。图 12(c) 和 (d) 中有小尺寸韧窝。抗拉强度和断裂韧性变化也印证该现象。

表 5 不同功率下 Ti-25Ta 合金试样的拉伸性能
Table 5 Tensile properties of Ti-25Ta specimens fabricated using various laser powers

编号	激光功率/W	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%
S1	80	408	219	1
S2	120	906	468	2
S3	160	831	397	4
S4	200	1 035	523	5



(A)、(a) 80 W; (B)、(b) 120 W; (C)、(c) 160 W; (D)、(d) 200 W

图 12 Ti-25Ta 合金拉伸断口形貌

Fig. 12 Tensile fracture morphology of Ti-25Ta alloys fabricated using various laser powers

3 结论

本研究对不规则 Ti-25Ta 合金粉末进行射频等离子体球化处理,将球化前后 Ti-25Ta 合金粉末进行粉末特性对比分析,采用选区激光熔化工艺对球化后合金粉末成形,研究激光功率对试样组织及性能的影响,具体结论如下:

1) 利用射频等离子体球化技术成功制备了球形度高,表面光滑并且粉末的流动性、松装密度和振实密度较球化前均有大幅提高的 Ti-25Ta 合金粉

末,球化后粉末粒径略有增大,球化后粉末含 α -Ti 相,内部呈胞状组织。

2) 对球化后 Ti-25Ta 合金粉末进行选区激光熔化成形。结果显示,钛钽合金在选区激光熔化过程中元素分布均匀,无未熔化颗粒,随着激光功率增加, α' 马氏体细化明显。在较高激光功率 200 W 时,致密度达到最大 95.32%,显微硬度(HV_{0.3})为 378.2。拉伸试验表明,随着激光功率的增大,材料断裂机制由脆性断裂转变为脆性和韧性断裂。

参考文献

- [1] Oliveira Campos F, Araujo A C, Munhoz A L J, *et al.* The influence of additive manufacturing on the micromilling machinability of Ti6Al4V: A comparison of SLM and commercial workpieces[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 60: 299–307.
- [2] Harun W S W, Manam N S, Kamariah M, *et al.* A review of powdered additive manufacturing techniques for Ti-6Al-4V biomedical applications[J]. *Powder Technology*, 2018, 331: 74–97.
- [3] Sopata M, Sadej M, Jakubowicz J. High temperature resistance of novel tantalum-based nanocrystalline refractory

- compounds[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 788: 476–484.
- [4] Sun P, Fang Z Z, Zhang Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting of powder produced by granulation-sintering-deoxygenation method[J]. *JOM*, 2017, 69(12): 2731–2737.
- [5] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P, *et al.* Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2014, 68: 150–158.
- [6] Morita A, Fukui H, Tadano H, *et al.* Alloying titanium and tantalum by cold crucible levitation melting (CCLM) furnace[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2000, 280(1): 208–213.
- [7] Laheurte P, Prima F, Eberhardt A, *et al.* Mechanical properties of low modulus β titanium alloys designed from the electronic approach[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2010, 3(8): 565–573.
- [8] Málek J, Hnilica F, Veselý J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Ti-35Nb-6Ta alloy after thermomechanical treatment[J]. *Materials Characterization*, 2012, 66: 75–82.
- [9] Brodie E G, Robinson K J, Sigston E, *et al.* Osteogenic potential of additively manufactured Ti-Ta alloys[J]. *ACS Applied Bio Materials*, 2021, 4(1): 1003–1014.
- [10] Sehhat M H, Behdani B, Hung C H, *et al.* Development of an empirical model on melt pool variation in laser foil printing additive manufacturing process using statistical analysis[J]. *Metallography, Microstructure and Analysis*, 2021, 10(5): 684–691.
- [11] Hung C H, Turk T, Sehhat M H, *et al.* Development and experimental study of an automated laser-foil-printing additive manufacturing system[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2022, 28(1): 20–21.
- [12] Behdani B, Senter M, Mason L, *et al.* Numerical study on the temperature-dependent viscosity effect on the strand shape in extrusion-based additive manufacturing[J]. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2020, 4(2): 46.
- [13] Han C, Fang Q, Shi Y, *et al.* Recent advances on high - entropy alloys for 3D printing[J]. *Advanced Materials*, 2020, 32(26): 1903855.
- [14] Sun P, Fang Z Z, Zhang Y, *et al.* Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder[J]. *JOM*, 2017, 69(10): 1853–1860.
- [15] Ogren J R. Powder metallurgy of iron and steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1998, 7(4): 455.
- [16] Samal P, Newkirk J. Powder metallurgy methods and applications[J]. *JOM*, 2020, 31(10): 1356–1357.
- [17] Gu Z T, Ye G Y, Jin Y P. Composition analysis of spherical titanium powder prepared by radio frequency induced plasma[J]. *Intense Laser and Particle Beam*, 2012, 24(6): 1409–1413.
- [18] Jiang X L, Boulos M. Induction plasma spheroidization of tungsten and molybdenum powders[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, 16(1): 13–17.
- [19] Soro N, Attar H, Brodie E, *et al.* Evaluation of the mechanical compatibility of additively manufactured porous Ti–25Ta alloy for load-bearing implant applications[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2019, 97: 149–158.

编辑 杨冬梅

美联新材计划投资近百亿建设硫酸和钛白粉生产线

美联新材 11 月 21 日晚间发布公告称, 公司已与四川省宣汉县人民政府签署《招商引资协议》。根据协议, 美联新材拟以自有或自筹资金向全资子公司美联新材料(四川)有限公司增资 4.5 亿元, 并以该子公司为实施主体投资 100 亿元建设“年产 230 万 t 新能源及高分子材料产业化建设项目”。

此次百亿投资共分三期, 具体来看, 前两期项目均将建设硫酸装置和钛白粉装置, 可以生产钛白粉和副产品硫酸亚铁(生产新能源材料磷酸铁、普鲁士蓝的中间原料), 并将钛白粉作为原料直接用于生产白色母粒, 实现白色母粒的一体化生产。如此一来, 公司不仅降低了自身生产成本, 同时也降低因钛白粉大幅波动而可能出现的经营风险。与此同时, 公司采用硫磺制酸的过程会产生大量蒸汽, 可用于生产电池湿法隔膜。在扩大产能方面, 该项目三期将建设 15 亿平方米动力锂电池隔膜生产线。

摘自 https://www.cnfeol.com/taibaifen/n_084308371137.aspx