

Y_2O_3 弥散强化 TC4 钛合金粉末及其 激光熔覆组织性能研究

张成阳¹, 何思逸¹, 杨威², 郭双全³, 王宁^{4,5}, 徐轶^{1*}

(1. 西南交通大学材料科学与工程学院, 材料先进技术教育部重点实验室, 四川 成都 610031; 2. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司, 辽宁 沈阳 110043; 3. 成都天翔动力技术研究院有限公司, 四川 成都 610095; 4. 四川海泰普科技有限公司, 四川 成都 610095; 5. 四川六合特种金属材料股份有限公司, 四川 江油 621700)

摘要: 激光熔覆修复技术可用于修复损伤的钛合金工件。与锻造件相比, 熔覆件在激光熔覆过程中容易引入氧, 导致氧含量偏高和强度偏低的问题。采用等离子旋转电极法(PREP)制备了 TC4-xY($x = 0, 0.1, 0.3, 0.5$) 的预合金粉末, 并使用该合金粉末通过激光熔覆工艺技术方法修复 TC4 合金工件。结果表明, 在钇(Y)引入后产生的弥散体 Y_2O_3 均匀分布在粉末上, 随着 Y 含量的增加, 粉末的显微维氏硬度增加。在 TC4-xY 熔覆层中, 其显微维氏硬度随着 Y 含量的增加而增加。然而, 由于脆性相析出的影响, 熔覆层的拉伸性能呈现先上升后下降的趋势, 其伸长率呈现相反的趋势, TC4-0.3Y 熔覆层的 1 058 MPa 拉伸性能最优异, 同时伸长率也达到 7.2%。通过对 Y 含量的调控, 能够促进熔覆层组织改善与力学性能提升。

关键词: 激光熔覆修复; TC4 钛合金粉末; 等离子旋转电极雾化制粉; 稀土元素 Y; 氧化物弥散强化; 细化晶粒

中图分类号: TF823, TG665

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)01-0064-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.01.012

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Y_2O_3 dispersion strengthened TC4 powder and its laser cladding microstructure

Zhang Chengyang¹, He Siyi¹, Yang Wei², Guo Shuangquan³, Wang Ning^{4,5}, Xu Yi^{1*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Key Laboratory of Advanced Materials Technology, Ministry of Education, Chengdu 610031, Sichuan, China; 2. China Aviation Development Shenyang Liming Aeroengine Co., Ltd, Shenyang 110043, Liaoning, China; 3. Chengdu Tianxiang Power Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610095, Sichuan, China; 4. Sichuan Hitaipu Technology Co., Ltd., Chengdu 610095, Sichuan, China; 5. Sichuan Liuhe Special Metallic Materials Co., Ltd., Jiangyou 621700, Sichuan, China)

Abstract: Laser cladding repairing technology can be used to repair damaged TC4 alloy components. Compared with forged components, oxygen is more easily introduced during laser cladding, which results that cladding components have the problems of high oxygen content and low strength. In this study, TC4-xY ($x = 0, 0.1, 0.3, 0.5$) prealloyed powder was prepared by plasma rotating electrode process (PREP), then TC4 alloy components were laser cladding repaired with the powder. The results indicate that the introduction of yttrium (Y) induces Y_2O_3 dispersion evenly distributed on the powder, as the Y

收稿日期: 2022-11-02

基金项目: 四川省高新技术领域重点研发项目(20ZDYF0490、20ZDYF0236)。

作者简介: 张成阳, 1998 年出生, 男, 河南驻马店人, 硕士研究生, 研究方向: 金属粉末及激光修复技术, E-mail: 1419798960@qq.com; * 通讯作者: 徐轶, 1980 年出生, 男, 湖南湘乡人, 特聘研究员, 研究方向: 钒钛新材料、高温合金、高熵合金、粉末冶金等, E-mail: xywbj@swjtu.cn。

content increases, Micro Vickers hardness of the powder rises. In the TC4-xY cladding layers, the Micro Vickers hardness rises with the increase of Y content. However, because of the excessive precipitation of brittle phase, the tensile property of the cladding layers shows a trend from rise to decline, then the elongation just shows the reverse trend. The 1 058 MPa tensile property of the TC4-0.3Y cladding layer is the most excellent, then its 7.2% elongation is the worst. The regulation of Y content is conducive to improving the tensile strength of the cladding layer.

Key words: laser cladding repair technology, TC4 titanium alloy powder, plasma rotating electrode atomization powder production, rare earth element Y, oxide dispersion strengthening, grain refinement

0 引言

钛合金,特别是 TC4 合金,由于其具有高强度、耐腐蚀性、生物相容性和高温热稳定性的特点,被广泛用于航空航天、医疗和汽车领域^[1-3]。当 TC4 钛合金制成的工件发生损伤时,考虑到生产成本和钛合金加工的难度,采用激光熔覆技术对工件进行修复,能够降低生产成本,然而如何进一步提高修复 TC4 钛合金工件的性能,一直是国内外研究者的研究重点^[4]。除了优化激光加工的参数来提高激光熔覆工件的性能外,选用具有优异性能的激光熔覆粉末也是一种重要途径^[5]。使用熔覆粉末在 TC4 基体上进行激光熔覆修复时,若熔覆粉末与 TC4 合金之间的相容性不太好,激光熔覆层中容易出现裂纹和孔隙,因此应同时考虑熔覆层与基体材料之间的润湿性和相容性。选择相同材质的 TC4 钛合金粉末可以减少熔覆层与基体之间粘接不良的现象,然而相对于传统锻件,仍会存在熔覆层的氧含量高以及强度低等问题^[6-7]。

金属钇(Y)是一种典型的稀土元素,可用作弥散体在优化合金微观组织和改善熔覆层性能方面发挥着重要作用,但是通过传统铸造在钛合金中引入弥散体,不可避免地会加速弥散体的粗化,进而降低弥散强化的效果^[8]。在目前已经提出的在钛合金内获得弥散强化效果弥散体的方法中,我们选择通过快速凝固过程(例如制粉过程)产生氧化物弥散体的方法来引入弥散体,快速凝固可产生分散的细小 Y_2O_3 颗粒, Y_2O_3 可以使得 TC4 合金组织得到显著细化,这预示着由激光熔覆制备的 TC4 合金力学性能具有提升的空间。此外,激光熔覆过程也提供了快速凝固条件,这同样有利于细小的 Y_2O_3 颗粒分散来强化合金的性能。到目前为止,一些研究表明,将稀土元素引入传统制造钛合金内,钛合金能表现出拉伸强度和伸长率之间的良好平衡^[9]。试验表明,

稀土元素通常保持在 1.0% 以下,通过形成稀土氧化物(REOs)表现出弥散强化作用^[10],并呈现出良好的拉伸强度和伸长率^[11-13]。此外,粉末制备方法的选择也非常关键,传统的钛合金粉末是通过 EIGA 无坩埚电极感应熔融气体雾化法制备的^[14],而等离子旋转电极雾化制粉法(PREP)属于离心雾化技术,不同于传统气雾化制粉方法,PREP 法制备的粉末具有均匀统一的粒度分布、高的球形度、优异的流动性等特点,有利于制备更高性能的均匀激光熔覆修复层^[15-16]。Gao 等人^[17]表明,添加 Y_2O_3 在 TC4 沉积层中分散不够充分,导致团聚,随着 Y_2O_3 含量的增加,伸长率、区域收缩率和拉伸强度总体呈现下降趋势。Weng 等人^[10]将 Y 引入到 TNZMY 钛合金中,不均匀分布的 Y 在 TNZMY 的晶界和内部区域沉淀,合金拉伸强度和延展性并没有明显提高。因此我们认为, Y_2O_3 的引入方式、含量以及分布特征将直接影响激光熔覆工件的组织及性能。

笔者设计采用 PREP 法制备不同 Y 含量的 TC4 的预合金粉末,之后使用预合金粉末对 TC4 合金基板进行激光熔覆修复,研究添加 Y 对预合金粉末以及对激光熔覆修复层的微观组织形貌,力学性能的影响对于探索 TC4 钛合金的激光熔覆新材料及新工艺具有积极意义。

1 试验材料和方法

1.1 粉末制备

通过等离子旋转电极雾化设备(图 1(a)),制备纳米氧化钇弥散强化钛合金粉末。

试验原料选择纯度为 99.99% 的 Ti 金属颗粒、Al 金属颗粒、V 金属颗粒、Y 金属颗粒,按照元素配比使用天平称量,并进行配料。由真空自耗电弧炉熔炼成分分别为 TC4, TC4-0.1Y, TC4-0.3Y 和 TC4-0.5Y 的钛合金锭(图 1(b)),真空熔炼的次数为 3 次,确保合金锭中的元素分布尽可能均匀。将

熔炼后的合金块锭进行机械加工,加工成满足等离子旋转电极设备尺寸要求的合金棒料,棒料长度为 160 mm,直径为 29.2 mm,表面粗糙度 R_a 为 1.6 μm 。

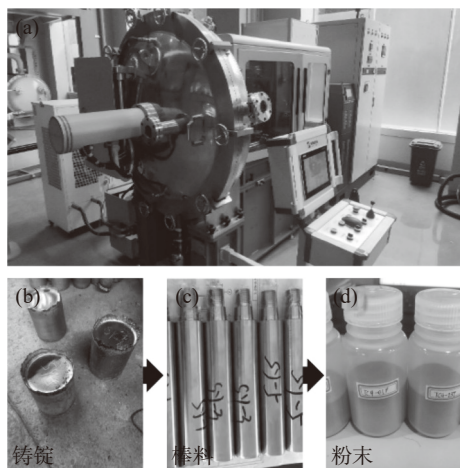


图 1 (a) 等离子旋转电极雾化设备; (b) 钛合金铸锭; (c) 钛合金棒料; (d) 钛合金粉末

Fig. 1 (a) Plasma rotating electrode atomization equipment; (b) Titanium alloy ingots; (c) Titanium alloy bar stock; (d) Titanium alloy powder

将棒材固定在等离子旋转电极雾化制粉设备内的旋转送料装置上,将雾化室内抽真空至 8.6×10^{-3} Pa, 填充惰性气体氩气使雾化室内的气压达到 1.7×10^5 Pa, 以确保雾化室中的氧含量(质量分数)不大于 1×10^{-4} , 控制雾化室中惰性气体的温度在 $200 \sim 280$ $^{\circ}\text{C}$ 。雾化制粉设备参数为: 工作电流 100 A, 主轴电流 600 A, 等离子枪功率为 100 kW, 合金棒料的转速为 30 000 r/min, 合金棒料的进给速度为 1.5 mm/s。在合金棒和等离子枪之间激发具有高温度的等离子弧来熔化合金棒料(图 1(c)), 棒料熔液在离心力和表面张力的共同作用下, 最后冷却凝固成球形 Y 增强钛合金粉末(图 1(d))。粉末完全冷却后, 将粉末收集装置中的粉末真空封装并储存, 最终获得 TC4, TC4-0.1Y, TC4-0.3Y 和 TC4-0.5Y 的增强合金粉末。

1.2 激光熔覆修复

采用等离子旋转电极雾化制备的增强钛合金粉末, 通过气相送粉法对 TC4 合金零件进行激光熔覆修复。图 2 为激光熔覆设备组件示意。

图 3 为激光熔覆过程示意。首先对基板进行抛光和超声波清洗, 然后将基材和合金粉末预热至 300 $^{\circ}\text{C}$, 此外, 因为钛合金在高温下化学性质比较活泼, 在熔覆过程中将纯度为 99.99% 的氩气用作保护气体来隔绝氧气, 以防止熔覆层被氧化而影响性

能。再在基材上进行多道次粉末激光熔覆过程。通过激光熔覆设备, 分别采用四种雾化钛合金粉末对基板进行熔覆。

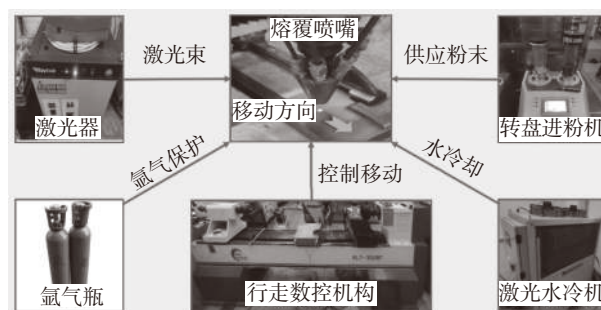


图 2 激光熔覆设备组件示意

Fig. 2 Schematic diagram of laser cladding equipment components

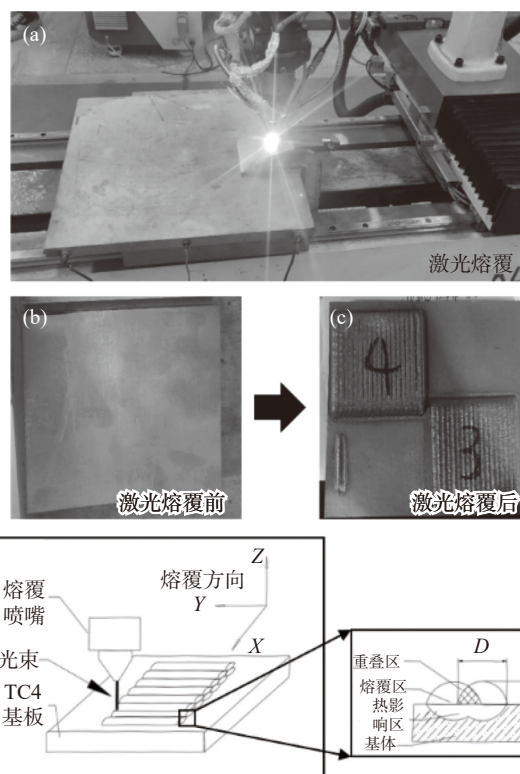


图 3 (a) 激光熔覆过程示意; (b) TC4 基板; (c) 激光熔覆后形貌; (d) 熔覆过程图解

Fig. 3 (a) Schematic diagram of the laser cladding process; (b) TC4 substrate; (c) Laser cladding topography; (d) Illustration of the cladding process

激光熔覆的具体流程及参数: 在熔覆前进行 TC4 合金零件的预热操作, 预热温度为 300 $^{\circ}\text{C}$; 熔覆过程中采用惰性气体氩气作为保护气体, 保护气体的送气速率为 5 L/min; 激光器的功率为 1 200 W, 激光器的孔径为 4 mm; 熔覆粉末的送粉速率为 2.3 g/min, 熔覆过程中激光喷嘴的进给速率为

150 mm/min; 多道熔覆层的搭接率为 45%。

1.3 试样表征

通过冷镶嵌树脂粉进行合金粉末的镶嵌, 然后粉末镶嵌样品和激光熔覆合金通过抛光机进行打磨抛光, 并用 Kroll 溶液 (10 mL HF, 30 mL HNO_3 和 130 mL H_2O) 腐蚀 5 s。通过倒置金相显微镜来观察粉末镶嵌样和激光熔覆样的组织形貌, 使用扫描电子显微镜观察粉末和熔覆样的微观结构。采用显微维氏硬度仪器对合金粉末和熔覆样品的力学性能进行评价, 负载为 200 g, 并在压力保持 10 s 后卸载。从熔覆层上切下狗骨拉伸标本, 厚度长度为 10 mm, 平行截面的横截面积为 $2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$, 以 1 mm/min 的标称速度进行位移控制拉伸试验, 并用扫描电子显微镜观察拉伸样品的断裂, 图 4 为激光熔覆样品取样示意。

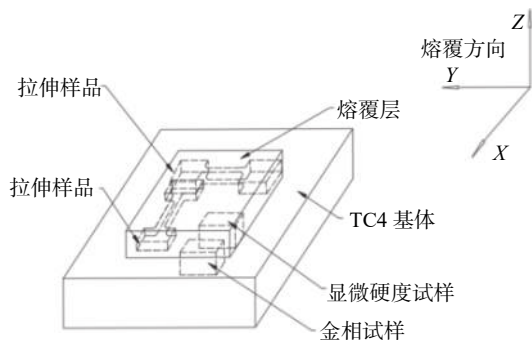


图 4 激光熔覆样品取样示意

Fig. 4 Schematic diagram of laser cladding sample sampling

2 结果和讨论

2.1 氧化钇弥散强化 TC4 粉末的形貌和性能

图 5 为 TC4 合金粉末颗粒横截面形貌。 β -Ti 相从马氏体转变温度迅速冷却, 并进行非扩散转变, 得到细针状 α' 相马氏体组织^[18]。引入 Y 元素后, 合金的组织没有变化, 主要是 α -Ti 相和少量残余 β -Ti 相。合金中 Y_2O_3 的体积分数太低, 不足以用 X 射线衍射仪检测。Wang 等^[19] 也报告了发现: 尽管 TC4 合金中 Y 的添加量达到 2.0%, 但它们也不能通过 XRD 检测到 Y_2O_3 的衍射峰。

图 6 为 TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 粉末表面的扫描电镜形貌, 通过 PREP 制备的粉末颗粒具有光滑的表面和良好的球形度, 可以观察到粉末表面存在大量的白色弥散体, 并且随着钛合金中 Y 的质量分数从 0.1% 增加到 0.3%, 0.5%, 弥散体的数量也

明显增加。图 7 为 TC4-0.5Y 粉末表面形貌及能谱分析, 弥散体的平均尺寸为数百纳米, 形状呈现为花瓣状, 这是由于纳米颗粒具有体积小、比表面积大、表面能高等特点, 因此纳米颗粒处于不稳定的能量状态, 并倾向于聚集以增大其粒径以获得较低的自由能, 小尺寸分散的颗粒更容易团聚成花瓣状^[17]。由于 PREP 制备合金粉末属于快速冷却过程, 弥散体在凝固之前尚未粗化长大到一定尺寸, 所以平均尺寸相对较小。Weng 等人^[20] 发现 Y_2O_3 颗粒首先分解成 Y 和 O 原子并进入 TC4 的熔池, 然后, 球形 Y_2O_3 颗粒随着熔池的凝固而形成。表 1 为 TC4-0.5Y 粉末表面分散相和基体 EDS 点分析元素含量, 因此, 结合 EDS 点分析发现分散相中的 Y 和 O 元素比基体更高, 定性分析判断分散相为 Y_2O_3 。

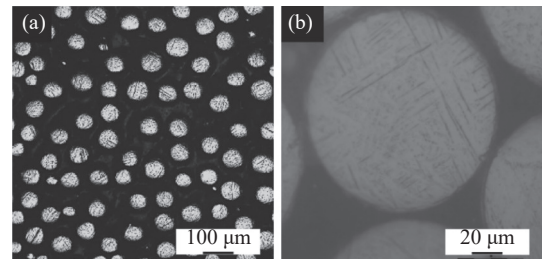


图 5 TC4 合金粉末颗粒的横截面形貌

Fig. 5 Cross-section morphology of TC4 alloy powder

Y 的氧化物 Y_2O_3 比 Ti 的氧化物 TiO_2 更稳定, Y 可以与基质中的任何可用氧反应生成 Y_2O_3 ^[9], 并且 Y_2O_3 的熔点为 $2410\text{ }^\circ\text{C}$, 明显高于 Ti 的熔点 $1668\text{ }^\circ\text{C}$, 冷却过程中熔池中液相 $\rightarrow \beta$ 相转化, 基体中 Y 与 O 容易结合凝固析出形成 Y_2O_3 ^[21], 率先析出的 Y_2O_3 在离心力的作用下更均匀地分布在熔池中, 不易出现弥散体团聚和氧化钇颗粒粗化快速生长。对 TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 粉末进行显微硬度测试, 随着 Y 含量的增加, 粉末的显微硬度 (HV) 分别为 326、336、342、347, 呈现明显增加趋势, 由于粉末中均匀分布的弥散体具有弥散强化作用, 因此粉末的显微硬度得到提高。

2.2 氧化钇弥散强化 TC4 粉末激光熔覆组织形貌和性能

图 8 为 TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金熔覆层微观分析。由于 Y 的加入会限制晶粒生长, 从而细化晶粒, 因此柱状晶体的宽度和长度随着 Y 含量的增加而显著减小。随着 Y 含量从 0、0.1%、0.3% 提高到 0.5%, 熔覆区粗柱状晶体的尺寸显著减小, 其平均尺寸分别为 235、201、200、142 μm 。

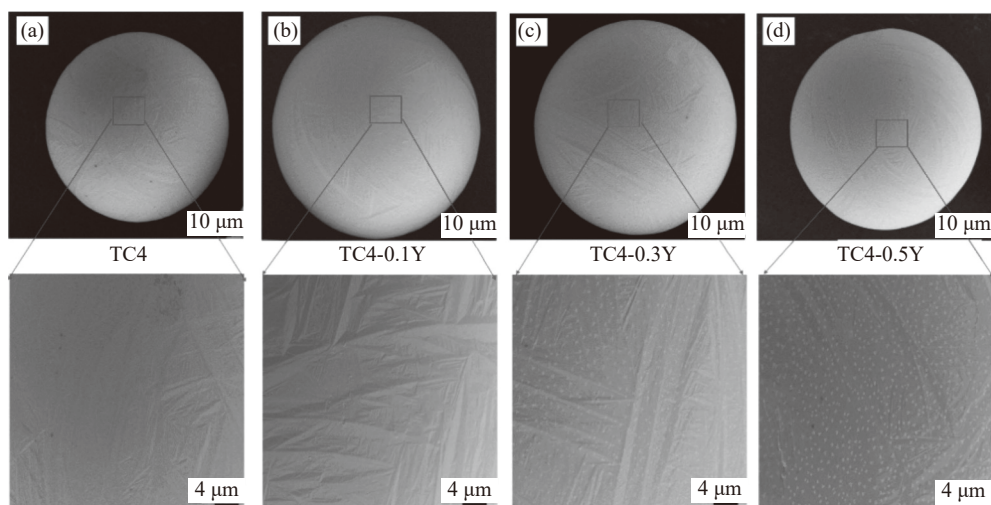


图 6 TC4- x Y($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 粉末表面的扫描电镜形貌
Fig. 6 SEM of the TC4- x Y ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) surface topography

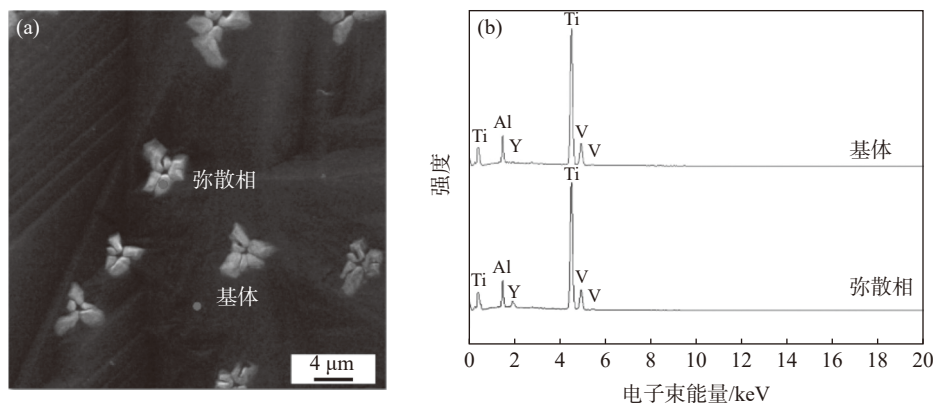


图 7 TC4-0.5Y 粉末表面形貌及能谱
Fig. 7 EDS of the TC4-0.5Y powder surface topography

表 1 TC4-0.5Y 粉末表面分散相和基体 EDS 点分析元素含量

Table 1 Elements content of dispersion and matrix EDS point analysis on TC4-0.5Y powder

元素	y/%	
	弥散相	基体
Al	8.32	9.70
Ti	69.43	82.23
V	2.60	3.60
O	18.18	4.25
Y	1.47	0.22
总量	100.00	100.00

图 9 为 TC4- x Y($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金熔覆层的扫描电镜形貌, 不同 Y 含量的 TC4 熔覆层的形貌均主要呈现为魏氏组织, 随着 Y 含量的增加, 条状 α 相的尺寸减小, 并且在含有 Y 的 TC4 粉末的扫描电镜中可以观察到明亮的白色颗粒。这些白色颗粒

的尺寸从几十纳米到几百纳米不等, 并均匀分散在整个基体中。图 10 为 TC4-0.5Y 合金熔覆层的能谱, TC4-0.5Y 合金的 EDS 表明白色颗粒中存在富集的 Y 元素和 O 元素, 其他元素的分布相对均匀, 因此判断白色颗粒为 Y_2O_3 。

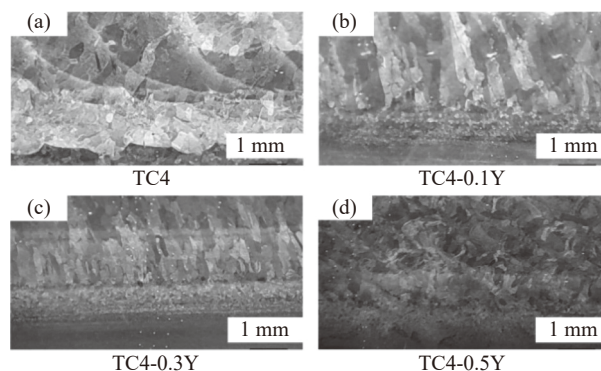


图 8 TC4- x Y($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金熔覆层的光镜
Fig. 8 OM of TC4- x Y ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) alloy cladding layer

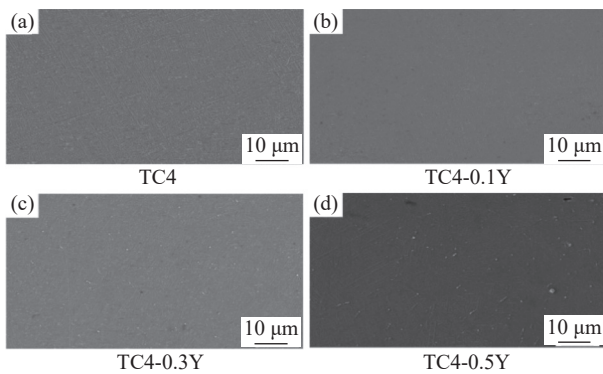


图 9 TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金熔覆层的扫描电镜形貌

Fig. 9 SEM of TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) alloy cladding layer

图 11 (a) TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金的显微硬度, TC4 熔覆层的平均显微硬度(HV)约为 348, 而 0.1%Y、0.3%Y 和 0.5%Y 的熔覆层平均显微硬度(HV)分别为 346、356 和 359。结果表明, Y 的加入可以显著提高熔覆层的硬度, 添加量越大, 熔覆层的显微硬度越高。此外, 无论是否加入 Y 元素, 热影响区的界面硬度最高, 而熔覆层区和基体的硬度一般都比较接近。因为后续堆焊层的热量对前缘堆焊层具有循环热处理的作用, 前一层的顶部被重熔并进一步细化以形成等轴晶粒。Wang 等^[22]认为增材制造过程中的大量热量积聚也会诱发再结晶的形成。细晶强化和弥散强化相结合, 因此提高了熔覆层的硬度。

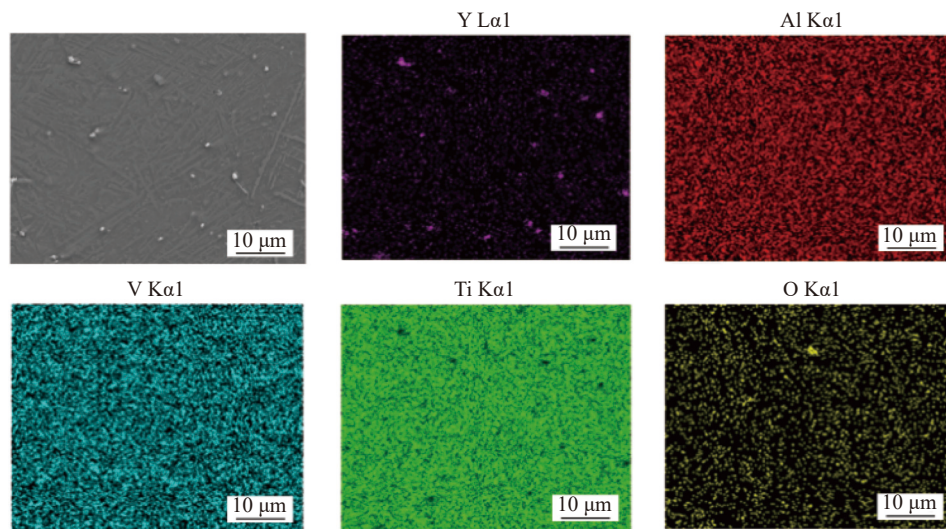


图 10 TC4-0.5Y 合金熔覆层的能谱

Fig. 10 EDS of TC4-0.5Y alloy cladding layer

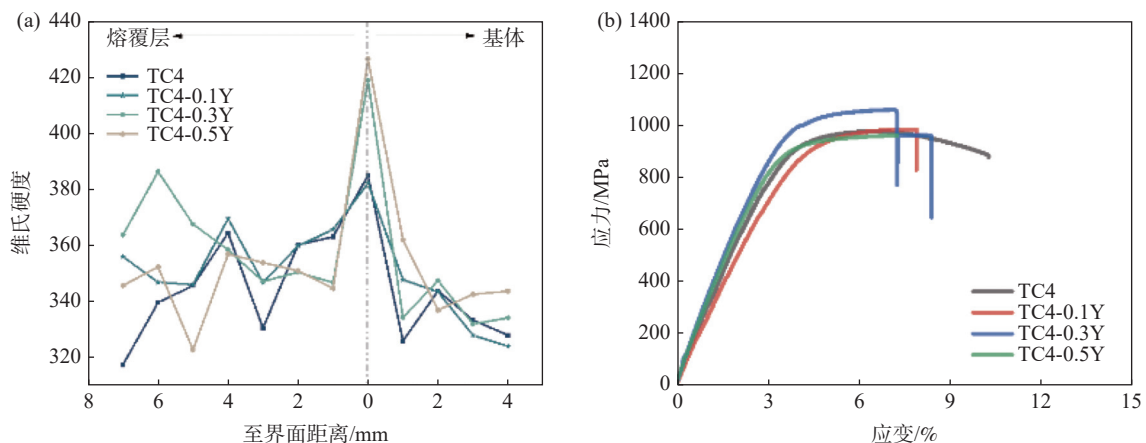


图 11 (a) TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金的显微硬度; (b) TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金的拉伸曲线

Fig. 11 (a) Micro Vickers hardness of TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) alloy; (b) Tensile Stress-strain curve of TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) alloy

图 11 (b) 为 TC4- xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金的拉伸曲线, 随着 Y 含量的增加, 合金的抗拉强度先

增加后减小, 而伸长率先减小后略有上升。当 Y 含量为 0.3% 时, 合金的抗拉强度增加约 8%, 而相应

的伸长率降低约 29%(与 Ti-6Al-4V 相比)。

图 12 为 TC4-xY($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金的拉伸断口形貌, 在 TC4 熔覆层的断裂处发现了许多撕裂脊和大尺寸的韧窝, 其微观形态特征显示为塑形断裂。加入 Y_2O_3 后, 熔覆层的拉伸断裂处有许多大面积平坦的区域。通过放大这些平坦区域, 观察到密集分布的小尺寸韧窝, Y_2O_3 颗粒出现在韧窝的底

部。与 TC4-0.3Y 合金相比, TC4-0.5Y 合金韧窝中 Y_2O_3 的含量更高, 因此更倾向于形成团聚并表现为长条状。最重要的是, TC4-0.5Y 合金熔覆层的拉伸断裂是受到具有裂解和延展性断裂特征的混合断裂。韧窝大小与晶粒尺寸有关, 因为晶界充当裂纹成核的位置来控制韧窝尺寸, 这也表明 Y_2O_3 颗粒可以细化 α -Ti 晶粒。

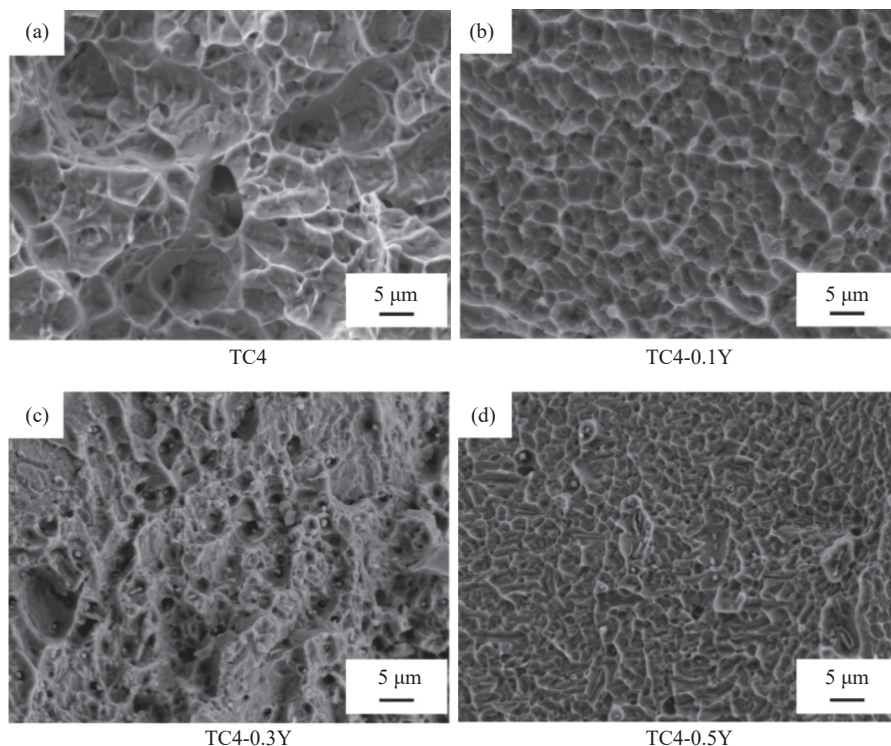


图 12 TC4-xY($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 合金的拉伸断口形貌
Fig. 12 Tensile fracture topography of TC4-xY ($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) alloy

3 结论

1) 选定 PREP 设备参数为工作电流 100 A、主轴电流 600 A、转速为 30 000 r/min, 制备的球形 TC4-xY($x=0, 0.1, 0.3, 0.5$) 预合金粉末具有优异的粉末特性, 可以明显观察到粉末上弥散体 Y_2O_3 呈现均匀分布。随着 Y 含量的增加, 合金粉末的显微硬度明显提高, TC4-0.5Y 合金粉末的平均显微硬度(HV) 达到 359。

2) 激光熔覆参数选择功率为 1 200 W、激光孔径为 4 mm、进给速率为 150 mm/min 时, Y_2O_3 颗粒形成后, 激光熔覆修复层的微观结构明显细化。随

着弥散相的析出, Y_2O_3 的含量及分布特征对于熔覆层的拉伸强度和延伸率具有重要影响, 熔覆层的拉伸性能呈现先上升再下降的趋势, 其伸长率呈现相反的趋势, TC4-0.3Y 熔覆层 1 058 MPa 的拉伸性能最优异, 但其 7.2% 的伸长率较差, 添加 0.3% Y 的熔覆层具有较佳的综合力学性能。

3) 虽然通过预合金粉末进行激光熔覆有利于形成具有优异性能的熔覆层, 但在激光熔覆修复过程中, 粉末层融化以及凝固造成的应力累计效应会形成残余应力, 不利于熔覆层延伸率等性能的提升。因此下一步考虑通过热处理减少残余应力, 探索热处理对于激光熔覆样品力学性能的影响。

参考文献

- [1] Li Yong, Wang Qiulin, Zhou Qing, *et al.* Research status and prospect of laser cladding technology on titanium alloy

- surfaces[J]. *Journal of Chengdu Aviation Vocational and Technical College*, 2021, 37(2): 63–65,88.
(李勇, 王秋林, 周青, 等. 钛合金表面激光熔覆技术研究现状与展望[J]. *成都航空职业技术学院学报*, 2021, 37(2): 63–65,88.)
- [2] Xie Faqin, He Peng, Wu Xiangqing, *et al.* Research and prospect of laser cladding technology for titanium alloy surfaces[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(4): 1514–1524.
(谢发勤, 何鹏, 吴向清, 等. 钛合金表面激光熔覆技术的研究及展望[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(4): 1514–1524.)
- [3] Zhang Leitao, Liu Dexin, Zhang Weiqiang, *et al.* Research progress of laser cladding coatings on titanium alloy surfaces[J]. *Surface Technology*, 2020, 49(8): 97–104.
(张蕾涛, 刘德鑫, 张伟樯, 等. 钛合金表面激光熔覆涂层的研究进展[J]. *表面技术*, 2020, 49(8): 97–104.)
- [4] Zhang Deqiang, Liu Xiande, Zhang Wenbo, *et al.* Experimental study on TC4 titanium alloy laser cladding[J/OL]. *Hot Working Technology*, 1-4[2022-12-06].
(张德强, 刘贤德, 张文博, 等. TC4钛合金激光熔覆实验研究[J/OL]. *热加工工艺*, 1-4[2022-12-06].)
- [5] Ju J, Zhao C L, Kang M D, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and tribological behavior of Ti-6Al-4V alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Tribol Int*, 2021, 159: 106996.
- [6] Zhao Z, Chen J, Tan H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser repaired TC4 titanium alloy[J]. *Rare Metal Mat Eng*, 2017, 46(7): 1792–1797.
- [7] Quazi M M, Fazal M A, Haseeb A S M A, *et al.* Effect of rare earth elements and their oxides on tribo-mechanical performance of laser claddings: A review[J]. *J Rare Earth*, 2016, 34(6): 549–564.
- [8] Pilchak A L, Williams J C. Effect of yttrium on the fatigue behavior of investment-cast and wrought Ti-6Al-4V[J]. *Metall Mater Trans A*, 2009, 40a(11): 2603–2615.
- [9] Kim D K, Kim Y I, Kim Y D, *et al.* Comparative study for microstructural characterisations and properties of Ti-Y powders produced by vacuum induction gas atomization cold crucible process[J]. *Powder Metall*, 2021, 64(5): 396–403.
- [10] Weng W J, Biesiekierski A, Lin J X, *et al.* Impact of the rare earth elements scandium and yttrium on beta-type Ti-24Nb-38Zr-2Mo-base alloys for orthopedic applications[J]. *Materialia*, 2020, 9: 100586–100597.
- [11] Yang Y F, Luo S D, Schaffer G B, *et al.* Impurity scavenging, microstructural refinement and mechanical properties of powder metallurgy titanium and titanium alloys by a small addition of cerium silicide[J]. *Mat Sci Eng a-Struct*, 2013, 573: 166–174.
- [12] Li A, Ma S, Yang Y J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Y_2O_3 reinforced Ti6Al4V composites fabricated by spark plasma sintering[J]. *J Alloy Compd*, 2018, 768: 49–56.
- [13] Zhang D Y, Qiu D, Gibson M A, *et al.* Refining prior- β grains of Ti-6Al-4V alloy through yttrium addition[J]. *J Alloy Compd*, 2020, 841: 155733–155740.
- [14] He W W, Liu Y, Tang H P, *et al.* Microstructural characteristics and densification behavior of high-Nb TiAl powder produced by plasma rotating electrode process[J]. *Mater Design*, 2017, 132: 275–282.
- [15] Yamanoglu R, German R M, Karagoz S, *et al.* Microstructural investigation of as cast and PREP atomised Ti-6Al-4V alloy[J]. *Powder Metall*, 2011, 54(5): 604–607.
- [16] Yin J O, Chen G, Zhao S Y, *et al.* Microstructural characterization and properties of Ti-28Ta at. % powders produced by plasma rotating electrode process[J]. *J Alloy Compd*, 2017, 713: 222–228.
- [17] Gao Z N, Bu H C, Feng Y, *et al.* Strengthening mechanism of Y_2O_3 nanoparticles on microstructure and mechanical properties of the laser additive manufacturing joint for large thickness TC4 titanium alloy[J]. *J Manuf Process*, 2021, 71: 37–55.
- [18] Song X, Niinomi M, Nakai M, *et al.* Improvement in fatigue strength while keeping low Young's modulus of a beta-type titanium alloy through yttrium oxide dispersion[J]. *Mat Sci Eng C-Mater*, 2012, 32(3): 542–549.
- [19] Wang L X, Yang L J, Huang Y M, *et al.* Effects of Y_2O_3 addition on the microstructure and wear-resistant performance of TiN/TiB-reinforced Ti-based laser-clad coatings on Ti-6Al-4V alloys[J]. *Mater Today Commun*, 2021, 29: 102752–102764.
- [20] Weng F, Yu H J, Chen C Z, *et al.* Microstructures and properties of TiN reinforced Co-based composite coatings modified with Y_2O_3 by laser cladding on Ti-6Al-4V alloy[J]. *J Alloy Compd*, 2015, 650: 178–184.
- [21] Wang X, Zhang L J, Ning J, *et al.* Effect of addition of micron-sized lanthanum oxide particles on morphologies, microstructures and properties of the wire laser additively manufactured Ti-6Al-4V alloy[J]. *Mat Sci Eng a-Struct*, 2021, 803: 632–639.
- [22] Wang J, Lin X, Li J Q, *et al.* Effects of deposition strategies on macro/microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. *Mat Sci Eng a-Struct*, 2019, 754: 735–749.