

WC 颗粒含量对 TC4 激光沉积耐磨特性的影响 机制研究

李鑫^{1,2}, 刘红军¹, 赵宇辉^{2,3}, 赵吉宾^{2,3}, 贺晨^{2,3}, 王志国^{2,3}, 何振丰^{2,3}

(1. 沈阳航空航天大学 机电工程学院, 辽宁 沈阳 110135)

(2. 中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中国科学院机器人与智能制造创新研究院, 辽宁 沈阳 110169)

摘要: 针对 TC4 钛合金耐磨性能差的缺点, 采用激光熔化沉积技术(LMD)进行同步送粉法熔覆复合粉末(3~5 μm WC 与 53~150 μm TC4)制备出 2 mm 厚的耐磨强化熔覆涂层。使用光学显微镜(OM)和扫描电镜(SEM)观察并分析熔覆层的显微组织及其组成成分, 在室温干摩擦往复滑动条件下测试熔覆层的磨损性能并分析其磨损机理。结果表明: 熔覆涂层与基体结合性良好, 无明显裂纹、气孔等缺陷。随着 WC 颗粒质量分数增加, (Ti,W)C_{1-x} 逐渐增加并分布在 α/β 相界和晶界处, 熔覆层平均硬度比基体提高约 34%, 硬度最高可达基体的 1.49 倍。熔覆层磨损体积和磨损系数变化规律一致, 呈现为先降低后升高再降低。磨损表现形式为磨料磨损, 磨损系数均与基材相近。磨损率随 WC 颗粒质量分数增加而降低, WC 含量 10%时熔覆层耐磨性能最好, 较基材提升 25%。

关键词: 激光熔化沉积; 钛合金; 颗粒增强; 显微组织; 耐磨性能

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1861-08

钛合金具有耐腐蚀性好、密度低、比强度高、较好的韧性和焊接性等优势, 但钛合金的磨损系数高、对粘着磨损和微动磨损非常敏感, 降低了在摩擦构件中的使用寿命, 更无法在恶劣磨损环境中使用^[1-3]。钛合金常用的表面改性手段包括热喷涂、磁控溅射、微弧氧化、电镀等。现如今热喷涂和磁控溅射制得涂层的结合强度很高, 但反应过程中仍存在碳化物脱碳产生无定形相现象, 使得涂层硬度降低、难以承受冲击载荷与干摩擦; 而微弧氧化和电镀的电解液中不溶性纳米颗粒分散性差, 导致微弧氧化膜外层不可避免地存在微孔, 有些涂层因结合力差容易从涂层内部产生裂纹^[4-9]。激光熔化沉积成形技术将高功率密度激光束辐照到基材表面, 使基材与熔覆层材料迅速熔化凝固, 获得与基材完全冶金结合的涂层^[10-13], 具有成本低、稀释率低、结构致密、成形速度快等特点。近年来国内外学者^[14-17]将颗粒增强相通过机械、冶金等手段引入钛合金中形成钛基复合材料, 使其比强度、比模量、耐磨性等都得以提高, 应用场景也越来越广阔。钛基复合材料进行激光熔覆时往往对材料的把控至关重要,

与基体材料的热膨胀系数越近, 越能避免熔覆层产生大裂纹、甚至剥落^[18-20]。其中高硬度陶瓷相 WC、TiC、SiC 等是最常用的陶瓷改性材料^[20-23]。罗军明^[24]等采用微波烧结法制备不同 TiC 含量的 TC4 复合材料, 结果表明 TiC 含量越高复合材料显微硬度越高、磨损体积越小, 增强颗粒的存在可以承受一定载荷, 从而减少磨损量提高整体耐磨性能。刘建弟^[25]等利用激光熔覆预置在钛合金表面的大粒度 WC 颗粒与 TA15 混合粉末制得熔覆涂层, 研究发现熔覆层中产生初生相(Ti,W)C、TiC 和(Ti,W)C+(Ti,W)的共晶组织, 新生相的产生使熔覆层硬度和韧性均有大幅度提升, 能够有效避免脆性剥落, 提高整体耐磨性能。李春燕^[26]等采用激光熔覆在钛合金表面制备 Co-WC 复合强化涂层, 结果表明熔覆层组织均匀致密, 没有气孔、裂纹等缺陷, WC 含量越高显微硬度越高; 当 WC 含量提高到 60%时, 因硬质相过度聚集导致内应力增加, 熔覆层内部发生断裂现象。Wang^[27]等使用不同含量 TiC 粉末与 TC4 丝材进行激光增材制备熔覆涂层, 结果表明 TiC 含量 24%时耐磨性能最好, TiC 含量达到 74%时熔覆层存在大

收稿日期: 2022-07-07

基金项目: 国防科技重点实验室基金(JCKY61420052017); 国家自然科学基金(52105415)

作者简介: 李鑫, 男, 1998 年生, 硕士生, 沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110135, 电话: 024-83601252, E-mail: lixin1395214469@foxmail.com

量未熔化的 TiC，此时熔覆层与基体结合力比较差、显微硬度开始降低。Liu^[28]等研究有无 TiC 对激光熔覆制备 TiC_x 复合涂层的影响，研究发现 TiC_x 增强体在横截面上呈线性分散，TiC 含量越多 TiC_x 增强体越多，熔覆涂层强化效果越明显。

目前，国内外学者对钛基复合材料激光熔覆中 WC 颗粒含量的研究较少，而在激光熔化沉积过程中，颗粒增强相含量对熔覆层组织及其力学特性的影响巨大。如何明晰 WC 颗粒含量对钛基熔覆涂层的硬度及耐磨性影响，对于研究表面强化机制和性能影响特性具有重要的意义。本实验基于激光熔化沉积工艺，通过改变 WC 颗粒与 TC4 粉末质量分数比以研究 WC 颗粒含量对耐磨熔覆层的强化效果，分析显微组织和显微硬度变化，在室温下进行磨损实验测试，分析其耐磨性能以及磨损机理。

1 实验

实验采用 F-P4000 型行星磨球以无水乙醇（纯度 99.7%）和直径 5 mm 的陶瓷磨球为介质，在尼龙罐中对粒径 3~5 μm WC 颗粒粉末和粒径 53~150 μm TC4 钛合金球形粉末进行湿磨混粉（化学成分分别如表 1 和表 2 所示），制得 WC 颗粒质量分数为 1%，2%，5%，10% 的复合粉末。无水乙醇一方面降低球磨过程中温度对粉末性能的影响，另一方面在干燥粉末过程中更易挥发、对粉末消耗小。行星磨球采用 200 r/min 恒速，球、粉、乙醇比为 1:2:2 进行湿磨混粉 4 h，各尼龙罐中材料质量比如表 3 所示。

混合粉末后在真空高温干燥机箱 120 °C 加热 5 h，直至进行激光熔化沉积实验前取出。基体选用 TC4 钛合金板材，其尺寸大小为 120 mm×50 mm×15 mm，实验前使用砂纸打磨基体表面以去除表面氧化膜，而后进行超声波清洗并晾干待用。

激光熔化沉积实验采用本课题组自行研发搭建的激光熔化沉积系统。制造系统包括：库卡 KR60 六轴

表 3 行星磨球各尼龙罐中材料质量

Table 3 Material mass in each nylon tank of planet ball mill (g)

| Number | WC | TC4 | Ceramic ball | Alcohol |
|--------|--------|---------|--------------|---------|
| 1 | 2.1060 | 198.782 | 101.787 | 200.862 |
| 2 | 4.0360 | 196.539 | 100.624 | 200.364 |
| 3 | 10.036 | 194.136 | 99.583 | 200.304 |
| 4 | 20.139 | 180.810 | 101.242 | 201.553 |

工业机器人，激光器型号为 YLS-10000-KC（输出功率可达 10 kW），送粉器为 RC-PGF-D 型煜宸双筒载气式送粉器、4 路同轴送粉喷嘴，Ar 气氛工作。同步送粉法工艺参数为：激光功率 2 kW、扫描速率 8 mm/s、送粉速率 1.6 g/min、载气流量 3.3 L/min、扫描方式为双向扫描、光斑直径 4 mm、氧气含量控制在 50 μg/g 以下、搭接率为 50%，每层 17 道共熔覆 3 层形成 50 mm×30 mm×2 mm 的熔覆层。

将熔覆层表面铣平后进行线切割、镶嵌、打磨、抛光得到实验样件。采用氢氟酸与硝酸的混合溶液(体积比为 HF:HNO₃:H₂O=5:5:90)进行腐蚀，使用 Zeiss Vert.A1 光学显微镜和 Zeiss EVO 10 扫描电子显微镜观察显微组织，分析不同质量分数 WC 颗粒对微观组织的影响；使用 FM-310 显微硬度仪采用 200 g 载荷加载 15 s，分别对熔覆层顶层和截面进行测试，分析 WC 颗粒含量对熔覆层硬度的影响（测试点如图 1 所示：截面 1-2 点为熔覆层；3-4 点为热影响区；5-7 点为 TC4 基材）；采用 CFT- I 型材料表面性能综合测试仪进行磨损实验（如图 2 所示），测试不同 WC 颗粒质量分数下的耐磨性能，摩擦方式为往复滑动干摩擦，摩擦副是球形的 GCr15 钢，摩擦副 1 min 往复 224 次，负载载荷为 10 N，运动时间为 30 min，往复距离为 5 mm/次，频率为 10 Hz，摩擦过程中记录摩擦系数；使用 MicroXAM-800 型白光干涉仪观察熔覆层磨损部位二维轮廓及形貌，分析磨损体积及其磨损机理。

表 1 TC4 合金化学成分

Table 1 Chemical components of TC4 alloy (ω/%)

| Al | V | Fe | O | C | Ti |
|------|------|------|------|------|------|
| 6.35 | 4.02 | 0.17 | 0.07 | 0.01 | Bal. |

表 2 WC 粉末化学成分

Table 2 Chemical components of WC alloy

| C | Co | Fe | Cr | Ti | W |
|------|----|-------|----|----|------|
| 3.95 | 95 | 0.157 | 90 | 12 | Bal. |

Note: C, Fe-ω/%; other elements-μg/g

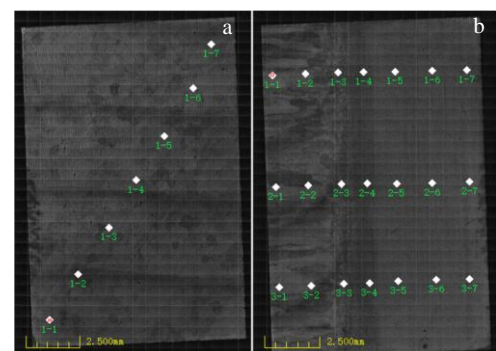


图 1 熔覆层显微硬度测试点示意图

Fig.1 Microhardness test point on top (a) and section (b) of cladding layer

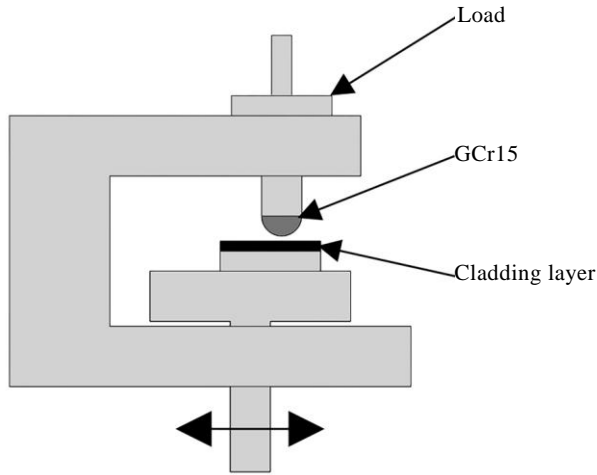


图2 摩擦磨损示意图

Fig.2 Schematic diagram of friction and wear

2 结果与讨论

2.1 WC颗粒含量对微观组织的影响

图3为同步送粉法1000倍光学显微镜下4种不同WC含量顶层熔覆层的组织。主要由晶内针状马氏体 α' 相及连续晶界 α 相组成。图4为WC含量1%的截面拼接而成的OM组织形貌,激光熔化沉积熔覆成形过程十分复杂,由于激光束快速移动使得熔池产生较大的温度梯度差且冷却速度极快,导致 β 相不能完全转变成 α 相,发生从 β 相转向 α' 相的相变。柱状晶 β 相及 α 相沿温度梯度方向向外延伸生长,熔覆层主要由初生 α 相(α_p)、过饱和马氏体 α' 相及 β 相组成。在堆积的过程中,新熔池会对已完成的熔覆层进行重熔,使得针状马氏体 α' 相解析出 β 相和次生 α 相(α_s)^[13]。随着WC颗粒含量增加,针状马氏体逐渐变得细小且致密,在其附近有“黑色颗粒物”析出。

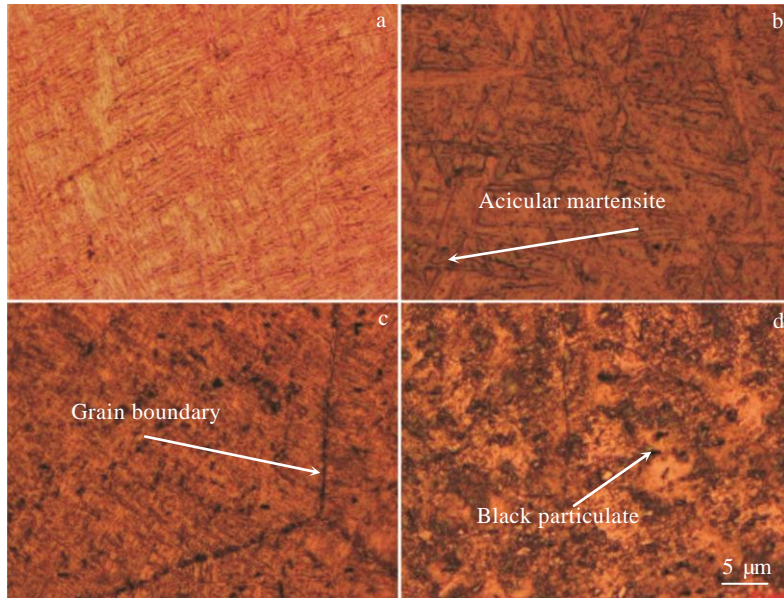


图3 4种不同WC含量顶层熔覆层的微观组织

Fig.3 OM microstructures of top cladding layer with different WC particle contents: (a) 1%, (b) 2%, (c) 5%, and (d) 10%

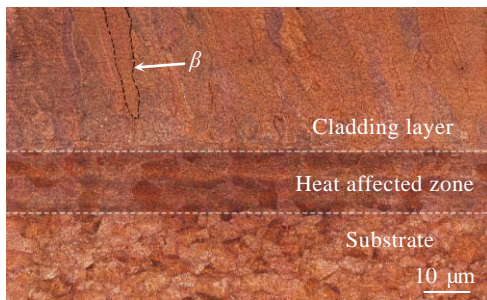


图4 熔覆层截面的微观组织

Fig.4 OM microstructure of cladding layer cross section

图5所示为采用扫描电镜观察4种不同WC含量样品微观组织。进一步分析熔覆涂层中各组织的元素分布认为,TC4基体表面熔化形成液体熔池,Wc颗粒在其中溶解形成富W和富C原子区,Ti元素的化学活性高对C元素的亲和力强于其他元素,快速发生化学反应形成了TiC导致W的浓度不断增加。由于TiC流动性低使得少量的W原子扩散到TiC晶格点阵中,替换Ti⁴⁺的位置形成固溶体(Ti,W)C_{1-x};另一方面在高温下Ti基体以 β -Ti的形式存在,大部分W原子与之结合形成 β -(Ti,W),随着熔池快速冷却 β -(Ti,W)分解形成 α -Ti和

W 单质^[9]。如图 5e~5h 所示，当 WC 质量分数增加时亮色条状、颗粒状逐渐增多，这与光镜下“黑色颗粒”增长趋势相同。这是因为在 BSE 模式下元素显示与光镜模式相反，原子量越大，颜色越亮。W 的原子量远大于 Ti、W、C 等其他元素，一般 W 是亮色，TiC 为黑色，(Ti,W)C_{1-x} 固溶体和基体为灰色。

为了进一步了解各组织的元素组成成分，对图 5h 进行不同点 EDS 元素分析，采样点如图 6 所示，元素成分组成如表 4 所示。根据表 4 可知，点 3（亮色颗粒）主要成分中没有 C 元素，可能是冷却过程中少量被保留下来的 β-(Ti,W)；点 5 和点 10 为亮色(Ti,W)C_{1-x}固溶体而点 6、点 7 和点 8 为黑色(Ti,W)C_{1-x}固溶体，这是因为

TiC 流动性差导致在富含 TiC 中产生的(Ti,W)C_{1-x}固溶体表现为黑色；相应的在附近会形成富 W 区，在富 W 区产生的(Ti,W)C_{1-x}固溶体会表现为亮色。

图 5a, 5e 所示针状马氏体 α'相内有颗粒状析出物并且在其附近有少量亮色颗粒，这是由于熔覆层反复重熔导致 α'相分解析出 β 相和次生相 α 相(α_s)，而亮色颗粒可能是少量的 β-(Ti,W)以及由于 WC 质量分数低导致 W 原子析出形成的单质。随着 WC 质量分数的增加，新生相(Ti,W)C_{1-x}和 TiC 逐渐增加并分布在 α/β 相界和晶界处，新生相的产生打散了原本的针式马氏体结构，使得马氏体更加致密均匀、马氏体之间的结合力得以增强。

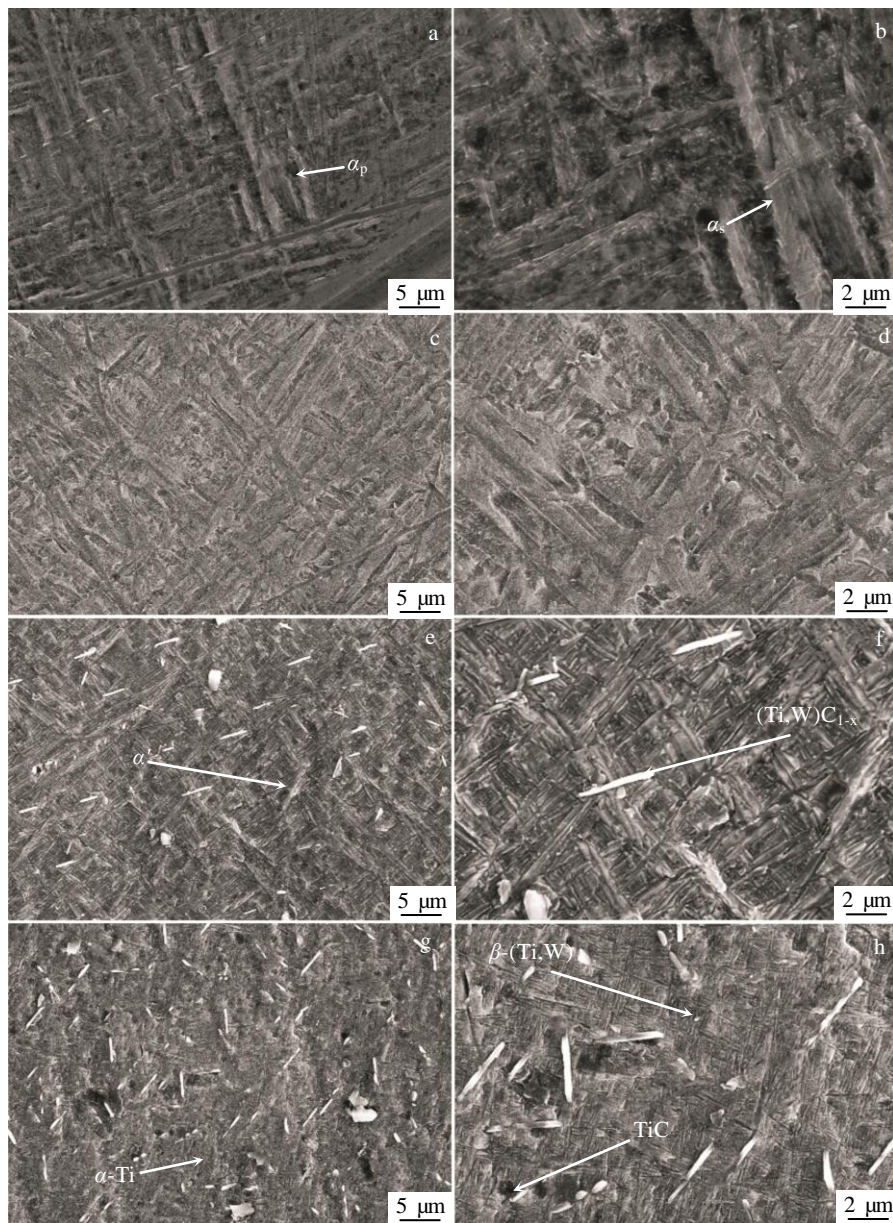


图 5 4 种不同 WC 含量顶层熔覆层 SEM 微观组织

Fig.5 SEM microstructures of top cladding layer with different WC particle contents: (a, b) 1%, (c, d) 2%, (e, f) 5%, and (g, h) 10%

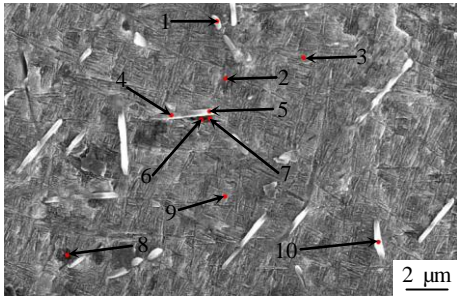


图6 10% WC 顶层熔覆层 SEM 微观组织的 EDS 测试点
Fig.6 EDS test point of SEM microstructure of top cladding layer with 10% WC particle

2.2 WC 颗粒含量对显微硬度的影响

图7为不同WC颗粒含量截面显微硬度值分布。随着WC颗粒含量增加熔覆层整体显微硬度有明显的提升,远远超过基材平均显微硬度HV(3173.34 MPa)。同步送粉法显微硬度最大值随着WC含量增加(1%到10%)从3436.1 MPa提升至4729.68 MPa,最大值较基材提升1556.34 MPa,且是基材的1.49倍。分析认为:当WC颗粒含量少时,熔覆层大部分为Ti基体导致整体硬度与基材接近,在熔覆层制备过程中产生的(Ti,W)C_{1-x}固溶体及TiC属于硬质相,硬质相显微硬度非常高,远远超过Ti基体。由于硬质相分布不均会使检测硬度值时产生波动,一般情况下硬度波动范围均值在98 MPa左右。随着WC含量不断增加TiC逐渐增加,少量的W元素与Ti元素置换产生(Ti,W)C_{1-x}固溶体,导致硬度产生更大的波动,最大波动范围为303.8 MPa。

表4 图6中不同点EDS分析结果

Table 4 EDS analysis results of different points in Fig.6

| Point | (ω/%) | | | | |
|-------|-------|-------|-------|------|------|
| | Ti | W | C | Al | V |
| 1 | 72.06 | 0.64 | 20.42 | 3.87 | 3.01 |
| 2 | 74.23 | 8.31 | 9.35 | 4.76 | 3.35 |
| 3 | 78.72 | 12.93 | 0 | 5.62 | 2.73 |
| 4 | 85.52 | 0.73 | 6.87 | 4.38 | 2.50 |
| 5 | 79.61 | 5.55 | 8.84 | 1.99 | 4.01 |
| 6 | 77.26 | 4.21 | 11.93 | 4.21 | 2.39 |
| 7 | 74.29 | 0.79 | 18.48 | 3.60 | 2.84 |
| 8 | 71.13 | 8.59 | 12.93 | 4.67 | 2.68 |
| 9 | 79.09 | 4.86 | 5.62 | 5.56 | 4.87 |
| 10 | 77.72 | 4.95 | 12.27 | 4.18 | 0.88 |

熔覆层平均显微硬度几乎一致,可以用熔覆层顶层显微硬度均值来表示整体硬度值,图8为WC颗粒不同含量下熔覆层顶层显微硬度值分布。由图8可知熔覆层顶层显微硬度HV平均值随着WC含量的增加,从3360.42 MPa提升到4260.26 MPa整体提升了26.78%。较基材平均显微硬度(3173.34 MPa)提高了34.25%,平均显微硬度提高了1.34倍。这是因为在TC4基体液体熔池中WC颗粒完全溶解,形成W元素和C元素并与Ti元素进一步产生化学反应,起到弥散强化作用并阻碍位错运动以提高熔覆层的硬度。纵横交错、无序的针状马氏体α/α'相会在β柱状晶中形成编织结构,随着WC含量的增加马氏体更加细小、致密、均匀,这样的马氏体结构能有效分散应力集中,大大提升整体的强度和延展性^[29]。

2.3 WC 颗粒含量对耐磨性能的影响

如图9所示,磨损开始阶段磨球与熔覆层表面接触面小,熔覆层表面所受应力较大,磨合反应剧烈导致

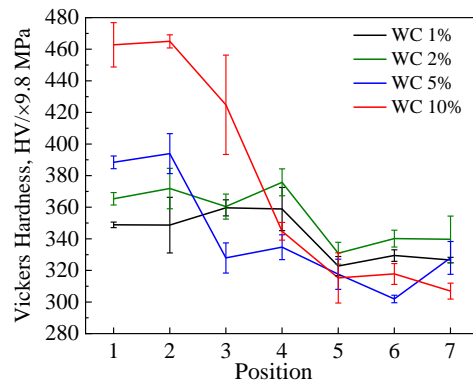


图7 不同WC含量熔覆层截面显微硬度
Fig.7 Microhardness of cladding layer section with different WC contents

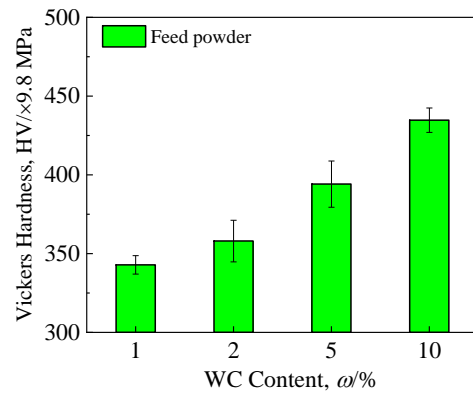


图8 不同WC含量熔覆层平均显微硬度
Fig.8 Average microhardness of cladding layer with different WC contents

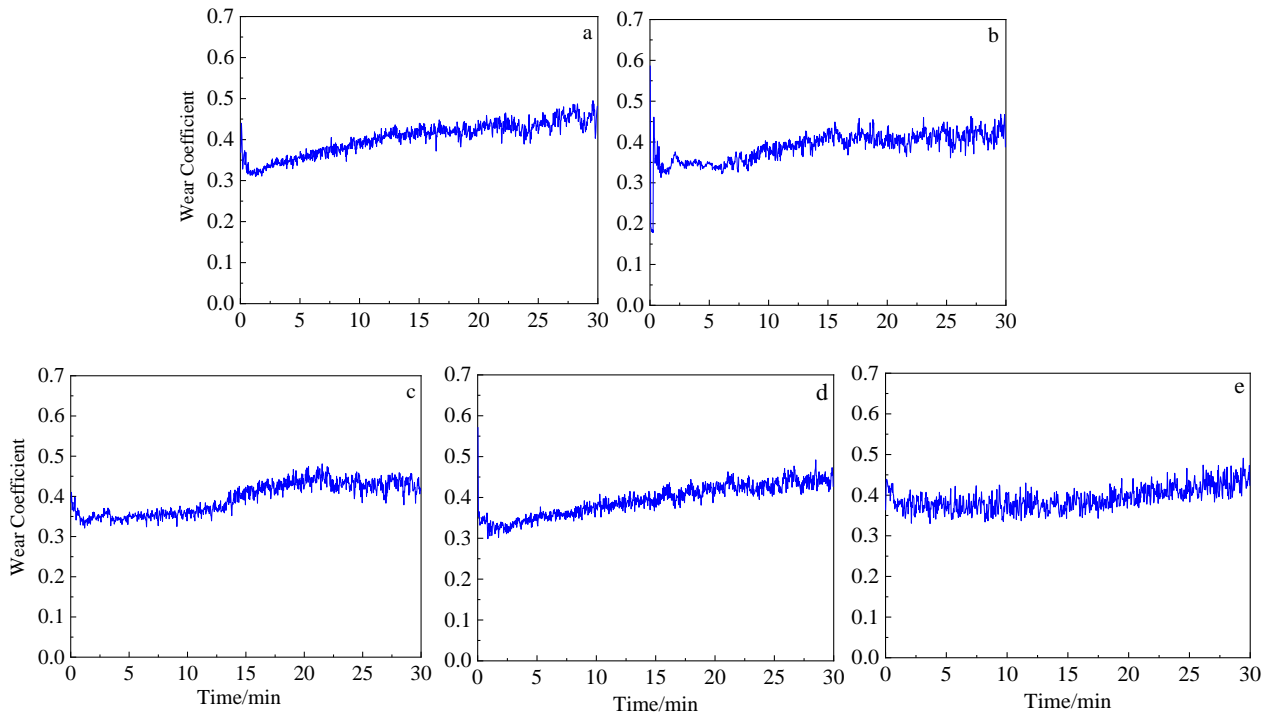


图 9 基体及不同 WC 含量熔覆层磨损系数

Fig.9 Wear coefficients of substrate (e) and cladding layer with different WC contents: (a) 1%, (b) 2%, (c) 5%, and (d) 10%

磨损系数快速上升。随着接触面积逐渐增大，表面接触应力减小，磨损系数开始逐渐下降，经过 1 min 左右磨损反应趋于稳定。随着时间增加和磨球与熔覆层表面之间温度上升，磨合反应再次加剧使磨损系数呈上升趋势。

新生相作为“二次磨料”对 Ti 基体进行二次磨损，导致整体磨损系数比基材高，整体浮动范围在基材磨损系数附近。随着 WC 含量增加，同步送粉法磨损系数先降低再上升再降低，为了更好地观察熔覆层的磨损程度，使用白光干涉仪对磨损部位进行二维轮廓及形貌分析，分别如图 10 和图 11 所示。

从图 10 磨损表面可以看出磨痕主要为平行凹槽以及不规则形状的碎屑，结合图 11 磨损部位二维轮廓可以确定样件磨损形式属于典型的低应力划伤式的磨料磨损。基材磨损产生的凹槽深度为 42.9 μm，同步送粉法槽深从 72.2 μm 下降到 63.5 μm，槽深整体先降低再升高再降低，在 WC 含量 2% 时最低为 63.5 μm。磨损体积整体的变化规律与磨损系数相一致，为了进一步确定熔覆层的磨损率，根据艾查德与磨损公式推导出磨损率表达式如式(1)所示。

$$w = \frac{\mu}{HM} \cdot Fvt \times 100\% \quad (1)$$

式中： w 为磨损率； μ 为磨损系数； H 为显微硬度； M

为磨损前样件质量； F 为施加载荷； v 为速度； t 为时间。

样件磨损前质量和熔覆层磨损率如表 5 所示。结果表明：随着 WC 质量分数的增加，熔覆层磨损率逐渐降低，这是因为新生相增强了复合材料的耐磨性能。当 WC 含量 10% 时 $(Ti,W)C_{1-x}$ 明显增加，在 α/β 相界和晶界处形成“织网状”结构，对 TC4 钛合金耐磨性能有明显提升效果，相对于基材提升 25%，这将有可能改善钛合金磨损消耗严重的问题，有利于提高构件的疲劳使用寿命。

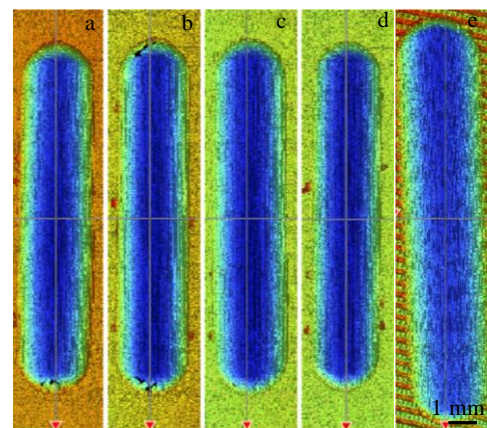


图 10 熔覆层磨损部位形貌

Fig.10 Topography of worn positions for cladding layer: (a) 1%, (b) 2%, (c) 5%, (d) 10%, and (e) substrate

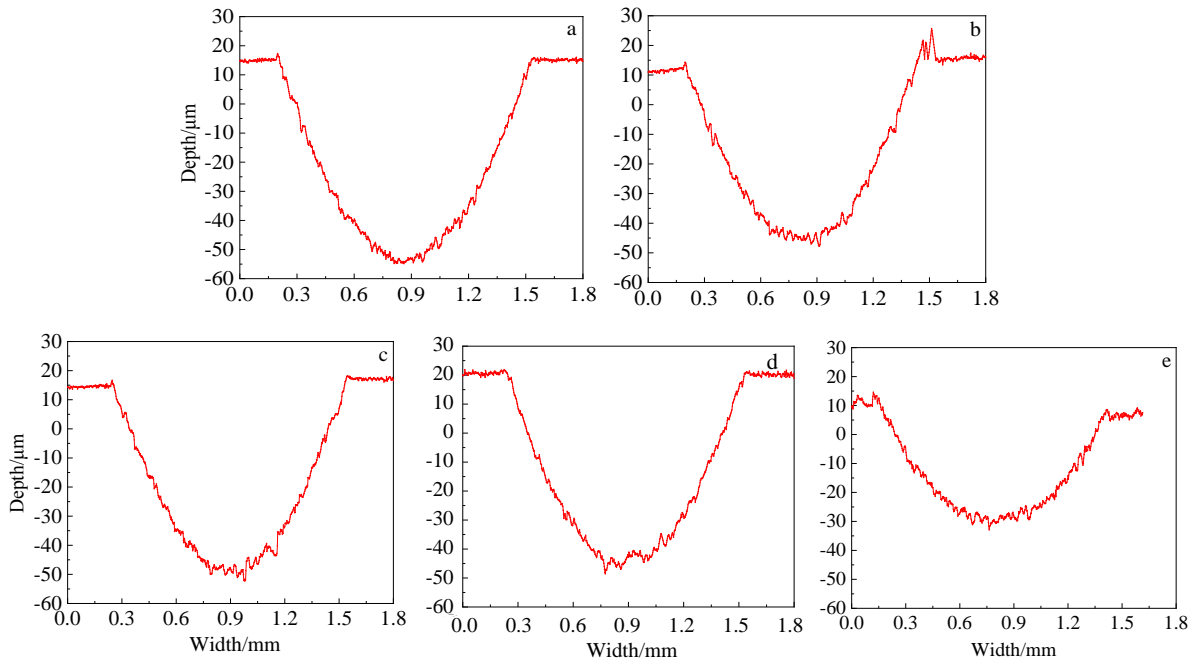


图 11 熔覆层磨损部位二维轮廓

Fig.11 2D-topography of substrate (e) and wear positions of cladding layer with different WC contents: (a) 1%, (b) 2%, (c) 5%, and (d) 10%

表 5 磨损率式 (1) 中变量参数

Table 5 Variable parameters in the formula (1) of wear rate

| Parameter | 1% WC | 2% WC | 5% WC | 10% WC | Substrate |
|-----------|--------|--------|--------|--------|-----------|
| μ | 0.4056 | 0.3902 | 0.3962 | 0.3953 | 0.3911 |
| M/g | 12.762 | 12.756 | 12.760 | 12.758 | 12.755 |
| $w/\%$ | 3.11 | 2.87 | 2.66 | 2.40 | 3.19 |

3 结论

1) 涂层主要由 α -Ti、 β -Ti、TiC、 $(Ti,W)C_{1-x}$ 及少量 β -(Ti,W)和单质 W 组成, $(Ti,W)C_{1-x}$ 含量随 WC 颗粒质量分数增加而增加, 分布在 α/β 相界和晶界处。

2) 随着 WC 含量增加, 硬质相 $(Ti,W)C_{1-x}$ 和 TiC 不断增加, 硬质相存在于纵横交错、无序的针状马氏体中使得整体硬度 HV 得以提升。当 WC 含量 10% 时最高可达 4729.68 MPa, 较基材提升 1556.34 MPa, 是基材的 1.49 倍; 显微硬度 HV 平均值最高可达 4260.26 MPa 比基材提高了 34.25%, 平均显微硬度提高了 1.34 倍。

3) 在室温干滑动磨损下熔覆层主要以磨料磨损方式受损, 磨损体积与磨损系数变化规律一致, 呈现为先降低再升高再降低, 在 WC 含量 2% 时达到最低值。当添加 WC 质量分数达到 10% 时, 同步送粉法磨损率相对于基材降低 25%, 硬质相的存在对 TC4 钛合金耐磨性能有着明显提升的效果。

参考文献 References

- [1] Guo Guifang(郭桂芳), Chen Furong(陈芙蓉), Li Linhe(李林贺). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2006(1): 66
- [2] Wang Huiping(王慧萍), Li Jun(李军), Zhang Guangjun(张光钧) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2010, 35(8): 38
- [3] Gao Yuan(高苑). *Research on Microstructures and Wear Resistance on the Laser Cladding Metal/ceramic Composite Coating Surface of Ti6Al4V Alloy* (Ti6Al4V 合金表面激光熔覆金属/陶瓷复合涂层的微观组织与耐磨性能研究)[D]. Beijing: North China University of Technology, 2021
- [4] Wang Yuanliang(王元良), Chen Hui(陈辉), Zhou Youlong(周友龙) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2005 (11): 1
- [5] Dang Zhe(党哲), Gao Dongqiang(高东强). *Electroplating & Finishing*(电镀与涂饰)[J], 2021, 40(6): 427
- [6] Li Zhonghao(李忠昊), Li Jinlong(李金龙), Wang Yongxin(王永欣) et al. *Natural Science Journal of Harbin Normal University*(哈尔滨师范大学自然科学学报)[J], 2016, 32(2): 94
- [7] Dong Kaihui(董凯辉), Song Yingwei(宋影伟), Han Enhou(韩恩厚). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(7): 57
- [8] Ao Ni, Liu Daoxin, Wang Shuaixing et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016, 32(10): 1071
- [9] Liu Donglei(刘东雷), Chen Qing(陈情), Wang De(王德)

- et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(7): 1025
- [10] Song Jianli(宋建丽), Li Yongtang(李永堂), Deng Qilin(邓琦林) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2010, 46(14): 29
- [11] Li Quanmin(刘全民). *Thermal Spray Technology*(热喷涂技术) [J], 2014, 6(2): 1
- [12] Wang Enting (王恩庭), Li Chonggui(李崇桂), Huang Qian (黄茜) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(20): 27
- [13] Hao Yunbo(郝云波), Mu Tianyi(母天翼), Qian Mingming(钱明明) *et al. Applied Laser*(应用激光)[J], 2021, 41(4): 805
- [14] Ni Jia(倪嘉), Cai Hao(柴皓), Shi Kun(史昆) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(S2): 369
- [15] Liu Shifeng(刘世锋), Song Xi(宋玺), Xue Tong(薛彤) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2020, 40(3): 77
- [16] Miao Run(苗润), Liu Binliang(刘兵亮), Ren Siyu(任思雨) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程) [J], 2021, 13(3): 25
- [17] Muhammad D H, Harshpreet S, Arthur M *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020(1): 92
- [18] Lu Shisheng(路世盛), Zhou Jiansong(周健松), Wang Lingqian(王凌倩) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(11): 82
- [19] Tan Jinhua(谭金花), Liu Ronglu(孙荣禄), Niu Wei(牛伟) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(15): 15 132
- [20] Qin Lanyun(钦兰云), Yang Guang (杨光), Wang Wei (王维) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2013, 44(S2): 325
- [21] Sun Lin(孙琳), Wei Chaoqun(位超群), Sui Ximmeng(隋欣梦) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(5): 54
- [22] Liu Donglei(刘东雷), Chen Qing(陈情), Wang De(王德) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(3): 25
- [23] Liu Yanan(刘亚楠), Gu Mi(谷米), Sun Ronglu(孙荣禄) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(14): 115
- [24] Luo Junming(罗军明), Wu Xiaohong(吴小红), Xu Jilin(徐吉林). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2017, 46(11): 3416
- [25] Liu Jiandi(刘建弟), Zhang Shuquan(张述泉), Wang Huaming(王华明). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(9): 2600
- [26] Li Chunyan(李春燕), Kou Shengzhong(寇生中), Zhao Yanchun(赵燕春) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2021, 13(3): 25
- [27] Wang F, Mei J, Wu X H. *Materials and Design*[J], 2006, 28(7): 2040
- [28] Liu S N, Liu Z D, Wang Y *et al. Science China Technological Sciences*[J], 2014, 57(7): 1454
- [29] Lv F Y, Wang L L, Feng Y *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 71: 12

Influence Mechanism of WC Particle Content on Wear Resistance of TC4 Laser Deposition

Li Xin^{1,2}, Liu Hongjun¹, Zhao Yuhui^{2,3}, Zhao Jibin^{2,3}, He Chen^{2,3}, Wang Zhiguo^{2,3}, He Zhenfeng^{2,3}
 (1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110135, China)
 (2. Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)
 (3. Institutes for Robotics and Intelligent Manufacturing, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110169, China)

Abstract: In view of the poor wear resistance of TC4 titanium alloy, laser melting deposition (LMD) technology was used to fabricate a 2 mm thick wear resistant cladding coating of composite powder (3-5 μm WC and 53-150 μm TC4) by synchronous powder feeding method. Optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) were used to analyze the microstructure and elemental composition of the cladding layer. The wear properties of the cladding layer were tested and its wear mechanism was analyzed under the condition of dry friction reciprocating sliding at room temperature. The results show that the cladding coating has good adhesion to the substrate and no obvious cracks, pores and other defects. With the increase in WC particle mass fraction, $(\text{Ti,W})\text{C}_{1-x}$ increases gradually and distributes at α/β phase boundary and grain boundary. The average hardness of cladding layer is ~34% higher than that of matrix, and the hardness is up to 1.49 times of that of the matrix. The wear volume and wear coefficient of the cladding layer change in the same way, decreasing first, then increasing and finally decreasing. The wear is abrasive wear, and the wear coefficient is close to that of the base material. The wear rate decreases with the increase in WC particle mass fraction. When WC content is 10%, the wear resistance of cladding layer is the best, which is 25% higher than that of base material.

Key words: laser melting deposition; titanium alloy; particle reinforcement; microstructure; wear-resistance

Corresponding author: Zhao Yuhui, Ph. D., Associate Researcher, Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83601252, E-mail: yzhzhao@sia.cn