

TC4 钛合金表面激光熔覆 WC 增强镍基复合涂层的组织及耐磨性

刘金刚, 杨建花, 王高升, 李毅, 郑剑云

(湘潭大学 机械工程学院, 湖南 湘潭 411105)

摘要: 为提高 TC4 钛合金的耐磨性, 利用激光熔覆技术 (laser cladding, LC) 在 TC4 钛合金表面制备 Ni60+50%WC (体积分数) 和 deloro22 (d22) 粉末打底+ (Ni60+50%WC) 2 种耐磨复合涂层。采用扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 以及 X 射线衍射仪 (XRD) 来表征涂层的微观结构和物相组成; 使用 HV-1000 显微维氏硬度计、HRS-2M 型高速往复摩擦磨损试验机和 WDW-100D 电子万能试验机来分析涂层的性能。结果表明: 2 种涂层均由 W_2C 、TiC、 $Ni_{17}W_3$ 、 Ni_3Ti 和 Ti_xW_{1-x} 相组成, 2 种涂层不仅与基体呈现出优异的冶金结合, 而且组织均匀致密, 没有裂纹瑕疵; 由于涂层中存在着原位合成的硬质相和细晶强化共同作用使得涂层硬度显著提高, 约为 TC4 基体的 2.82 倍; 2 种涂层的摩擦系数 (COF) 和磨损量都远低于 TC4 钛合金基体; Ni60+50%WC 复合涂层和 d22 粉末打底+ (Ni60+50%WC) 复合涂层的抗剪切结合强度分别为 188.19 和 49.11 MPa。2 种涂层均能显著改善 TC4 钛合金基体表面的硬度和耐磨性能, 其中 Ni60+50%WC 复合涂层在硬度、耐磨性和结合强度等方面表现得更出色。

关键词: 激光熔覆; 钛合金; 微观组织; 显微硬度; 耐磨性

中图分类号: TG174.453

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-2907-08

钛合金因其具有低密度、高比强度、耐腐蚀等一系列优良特性被广泛用于航空航天、石油化工、汽车工业和生物医学等领域^[1,2]。但同时钛合金受硬度低、易粘着、耐磨性能差等缺陷的影响, 严重制约了其在恶劣磨损环境中的应用^[3,4]。由于钛合金零部件的磨损失效通常来源于表面或表面层, 因而在不影响材料自身性能的前提下, 通过使用表面改性技术来提高钛合金的磨损性能以防止早期失效具有重要意义^[5]。近年来, 等离子喷涂、物理/化学气相沉积以及激光熔覆等表面改性的方法已被普遍用来提高钛合金表面的耐磨性能^[6-8]。其中, 激光熔覆具有稀释度低、变形量小、涂层厚度可控且能与基体形成优异的冶金结合等优势, 已经被广泛用来增强钛的耐磨性能和扩大钛工业品种及范围的应用^[9]。

陶瓷-金属复合涂层因其高硬度和高耐磨性等综合性能, 已成为现阶段钛合金表面改性领域的热门话题^[10]。目前对这类涂层研究较多的是选用 TiC、TiB₂ 和 WC 等硬质颗粒来增强钴基、镍基或铁基粉末^[11,12]。其中 Ni 基粉末因其中等的价格以及卓越的耐磨性能等优点得到了广泛应用, 尤其被普遍用来作为激光熔覆材料^[13]。与 TiC 和 TiB₂ 陶瓷粉末相比, WC 不仅热膨胀系数与钛

合金很相近, 而且还具有高硬度、与 Ni 基合金的良好润湿性等优良性能被认为是钛合金耐磨涂层的理想增强材料^[14,15]。近几年来, 激光熔覆 WC 硬质颗粒增强 Ni 基合金粉末来制备耐磨复合涂层受到了国内外众多学者的青睐, Zhou 等^[16]在中碳钢板上选择激光熔覆 (LC) 和激光感应混合熔覆 (LIHC) 2 种方法制备 50%WC+Ni 基复合涂层并对其组织结构和耐磨性进行了对比研究, 结果表明选用 LC 制备的复合涂层显微硬度更高、耐磨性能更好。陈永刚^[17]研究了 WC 含量和粒度对 Ni 基涂层组织和磨损特性的影响, 结果表明当 WC 为 50vol%、粒度为 1 μm 时, 复合涂层的耐磨性能最优, 是 Ni60 涂层的 5 倍, 是 45 钢基体的 7 倍。Guo 等^[18]研究了不同体积分数的 WC 对 Ni 基涂层耐磨性的影响, 结果表明当 WC 增加到 50vol% 时, 熔覆层磨损率最低, 且硬度 HV 可达到 11760 MPa, 约为不锈钢基体的 5 倍。Fernández 等^[19]研究了不同含量的 WC (0vol%~50vol%) 增强 Ni 基涂层的摩擦学性能和磨损机理, 发现磨损随 WC 体积分数的增长呈指数下降, 主要磨损机理是粘着磨损、氧化和磨粒磨损。

Ni 基+50%WC 复合涂层因其具有高硬度和优异的

收稿日期: 2021-09-26

基金项目: 国家自然科学基金 (52075465); 湖南省杰出青年基金 (2019JJ20015); 湖南省科技创新计划 (2020RC4038); 湖南省研究生科研创新项目 (CX20200644); 湖南省教育厅资助科研项目 (20B131)

作者简介: 刘金刚, 男, 1979 年生, 博士, 教授, 湘潭大学机械工程学院, 湖南 湘潭 411105, E-mail: liujingang@xtu.edu.cn

耐磨性而被广泛用于中碳钢、45 钢和不锈钢等材料的表面处理，但将 Ni 基+50%WC 复合涂层应用在 TC4 钛合金上的研究却很少报道。因此，本实验从提高 TC4 钛合金的耐磨性能出发，提出在 TC4 钛合金板表面激光熔覆制备 Ni60+50%WC 和 d22 粉末打底+(Ni60+50%WC) 2 种耐磨复合涂层，对比研究 2 种涂层的显微组织和力学性能，该研究还可为陶瓷-金属复合涂层在钛合金上的进一步应用提供一种思路。

1 实验

试验选择大小为 100 mm×50 mm×10 mm 的 TC4 钛合金板作为基体材料，并选择 Ni60、WC 和 deloro22 3 种粉末作为熔覆材料，表 1~4 所列分别为 TC4 钛合金基体和 3 种熔覆材料的化学成分。将 Ni60 和 WC 粉末按一定的配比放入行星球磨机中混合 10 h，确保让粉末搅拌均匀，然后将混合好的粉末放入 100 °C 的真空干燥机中干燥 1.5 h。

在进行激光熔覆实验前，将 TC4 钛合金基体待熔覆面依次用 400#和 600#粗砂纸进行粗磨以去除表层的氧化膜，然后再反复使用乙醇和丙酮在超声波清洗去掉表面残留的杂质和油污。在氩气保护下使用 GSTFL-H10000CO2 激光器以同步送粉的方式进行激光熔覆实验（原理图见图 1）。优化后的工艺参数如下：熔覆功

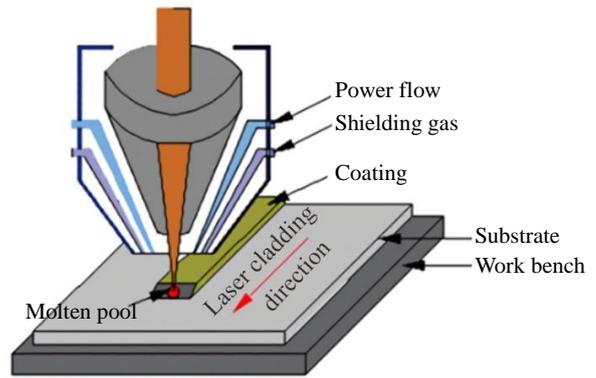


图 1 激光熔覆原理图

Fig.1 Schematic of laser cladding

率 P 为 2200 W，光斑直径 d 为 5 mm，扫描速度 v 为 6 mm/s，送粉量 g 为 20 mg/s。最终得到涂层总厚度为 1.2~1.5 mm 的熔覆试样，其中 d22 打底层厚度约 0.6 mm。当 WC 浓度上升达到 30% 以上时，涂层会出现开裂现象^[20]，为了避免这种情况，在激光熔覆前将基板预热至 500 °C。

借助线切割机将熔覆样块沿涂层横截面切割成尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的试样并将其制成金相试样，采用 X 射线衍射仪（XRD）分析涂层的物相组成，扫描速度为 10 %/min，测试范围为 10°~90°。将金相试样横截面在 1HF:3HNO₃:20H₂O 的腐蚀液腐蚀 15~20 s 后，使用自带能谱仪的扫描电子显微镜（SEM）对涂层的显微组织结构和成分进行分析。

使用 HV-1000 显微维氏硬度计沿基体-涂层方向对试样的显微硬度进行测定，同一水平方向上测量 3 个点并取平均值，加载为 1.96 N，保载时间为 10 s。利用 HRS-2M 型高速往复摩擦磨损试验机将打磨抛光后的 TC4 钛合金基体和熔覆试样在室温下进行干滑动摩擦磨损实验，原理见图 2。

表 1 TC4 钛合金板化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy plate (wt%)

Al	V	Si	Fe	C	N	H	O	Ti
6.5	4.3	0.03	0.096	0.01	0.015	0.005	0.05	Bal.

表 2 WC 合金粉末化学成分

Table 2 Chemical composition of WC alloy powder (wt%)

Fe	Co	Cu	Si	Al	C	O	WC
0.10	0.05	0.001	0.001	0.015	0.05	0.30	Bal.

表 3 Ni60 合金粉末化学成分

Table 3 Chemical composition of Ni60 alloy powder (wt%)

C	Cr	Si	W	Fe	B	Ni
0.80	15.5	4.00	3.00	15.00	3.50	Bal.

表 4 deloro22 合金粉末化学成分

Table 4 Chemical composition of deloro22 alloy powder (wt%)

C	Cr	Si	Mn	Fe	B	Ni
0.20	0.10	2.850	0.50	0.50	1.45	Bal.

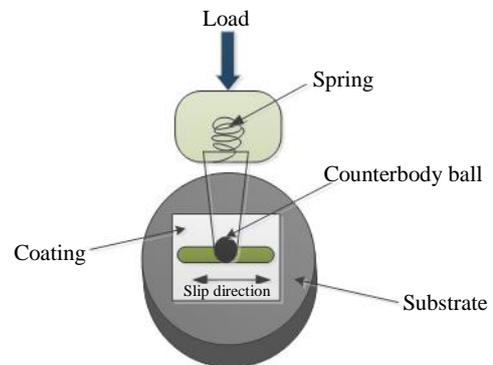


图 2 摩擦磨损试验原理图

Fig.2 Principle diagram of friction and wear test

磨损试验参数如下：对磨件为直径 6 mm 的硬质合金 YG6 碳化钨钢珠，载荷为 90 N，运行长度 5 mm，旋转半径 5 mm，转速为 600 r/min，试验时间为 30 min。对每个试样都采取重复做 3 次磨损实验以确保实验结果的可靠性，并经分析计算确定最终的磨损结果。用自带能谱仪的扫描电子显微镜 (SEM) 观察磨损后的 TC4 钛合金基体和涂层试样的表面形貌并分析其磨损机理。涂层试样的结合强度在 WDW-100D 电子万能试验机上测定，当涂层从 TC4 钛合金基体上剥离时，记录此时的压力载荷 F 。涂层结合强度计算公式：

$$\sigma = \frac{F}{A} \tag{1}$$

式中： σ 为涂层结合强度； F 为涂层剥离时的压力载荷；

A 为结合区面积。

2 结果与讨论

2.1 涂层的物相

图 3 所示为复合涂层的 XRD 图谱，涂层 A 为 Ni60+50%WC 复合涂层，涂层 B 为 d22 打底+(Ni60+50%WC) 复合涂层。由图 3 可知，涂层 A 和 B 都由 W_2C 、TiC、 Ni_3Ti 、 $Ni_{17}W_3$ 和 Ti_xW_{1-x} 相组成。由于激光器功率为 2.2 kW，功率比较大，WC 粉末很大一部分被融化分解为 W 和 C 元素，而 C 与 Ti、W 都有着较强的“亲和力”，因此很容易发生反应并形成原位碳化物 TiC 和 W_2C 。

2.2 显微组织

图 4 所示为涂层 A 和涂层 B 横截面的 SEM 形貌。

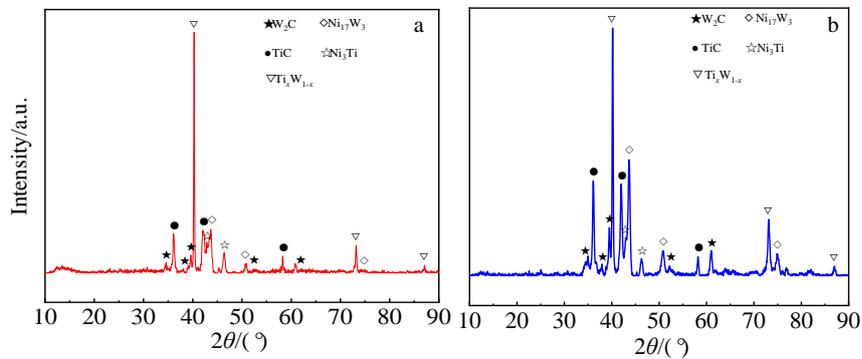


图 3 激光熔覆涂层的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of laser cladding coating A (a) and coating B (b)

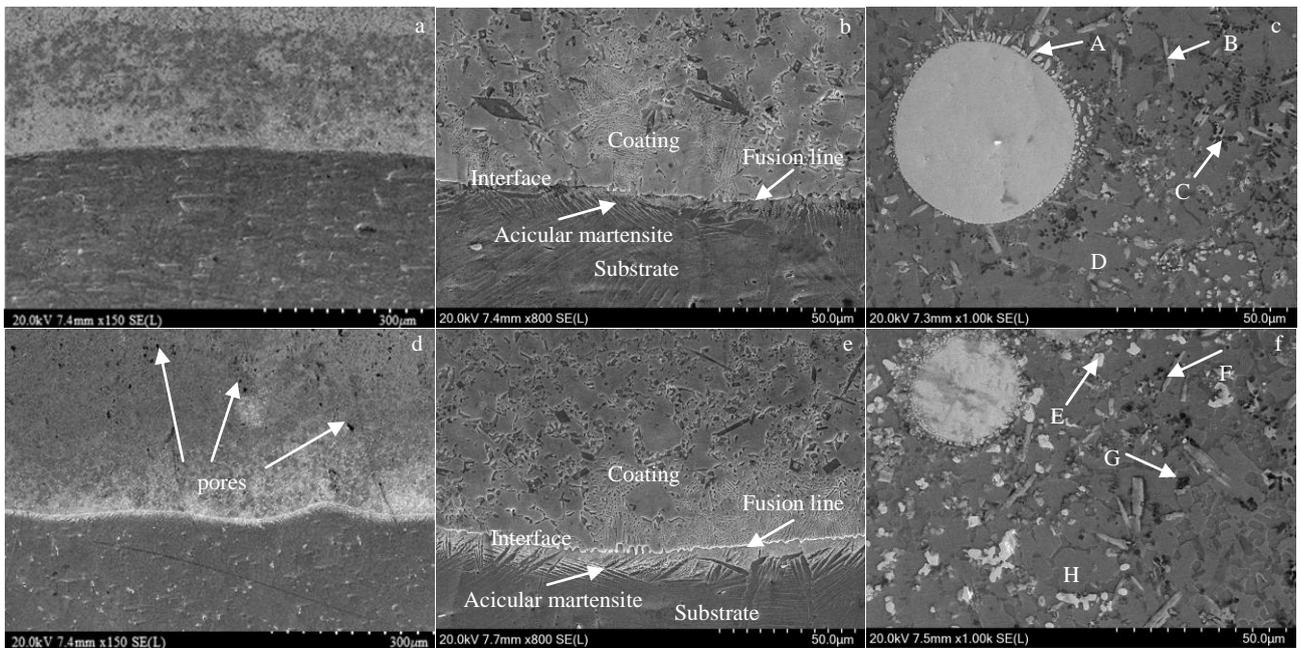


图 4 涂层横截面的 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphologies of cross section of coating A (a~c) and coating B (d~f): (a, d) overall picture of the coating, (b, e) bottom enlarged area, and (c, f) enlarged area in the middle

从图 4a 和 4d 中观察到 2 个涂层组织均匀致密，涂层 A 没有明显的裂纹和气孔缺陷，涂层 B 没有裂纹瑕疵但有明显的气孔（图 4d）。从图 4b 和 4e 观察到涂层 A 和涂层 B 的底部都有一条清晰的“熔合线”，另外涂层与基体之间呈交错状，且涂层中有些组织像楔子一样扎入基体中，这表明了涂层 A 和涂层 B 都能与基体产生优异的冶金结合，而且这种结构使得结合界面具有足够的强度^[9]。此外，在涂层的熔合线附近的基体具有针状马氏体的特征，这是由热影响区（HAZ）的冷却速率高于临界冷却速率所致^[21]。

选择涂层截面的中间区域作为研究目标，使用能谱仪对该区域的组织成分进行分析。从图 4c 和 4f 中可以观察到，2 个涂层的微观结构均有白色不规则组织（A，E），以及浅灰色棒状组织（B，F），黑色球形组织（C，G）和深灰色基质（D，H）组成。表 5 所列为上述特征组织的 EDS 能谱结果。结合 XRD 和 EDS 分析，白色不规则组织（A，E）主要由 W 和 C 元素组成，推测该组织为 W_2C ；在浅灰色棒状组织（B，F）上 C 和 Ti 元素比接近 1:1，推断该组织为 TiC；黑色球形组织（C，G）主要由 Ti，Ni 组成，元素比约为 1:3，可推断该组织为 Ni_3Ti ；深灰色基质（D，H）主要由 W、Ti 和 Ni 元素构成，其他元素如 C、Cr 和 Si 等其他元素也被检测到，推断该组织为 Ti_xW_{1-x} 和 $Ni_{17}W_3$ 的混合物。

图 5 所示为利用能谱仪对涂层横截面（方向以涂层中间区域作为起点垂直于基体）的 Ti、Ni 元素含量进行 EDS 线扫描来验证基体和涂层的结合方式。由图可知，Ti、Ni 2 种元素在涂层 A 和 B 中的扩散情况类似，以涂层 A 为例进行说明，2 种元素在界面处均出现阶梯状变化，Ti 含量从起点至基体呈递增趋势，而 Ni 含量从起点开始逐渐减少到基体中几乎为零。熔覆材料与基体彼此之间发生扩散能促进冶金键的形成，从而使界面产生可靠的冶金结合。

2.3 显微硬度

图 6 所示为涂层 A、B 横截面以基体与涂层交界处为零点沿着涂层厚度方向间隔 0.05 mm 测试的显微硬度分布曲线。由图 6 可知，2 个涂层横截面按照硬度值可依次划分为基体、过渡区和熔覆区 3 个部分，并且硬度在逐渐变大。涂层 A 的表面硬度 HV 值基本稳定在 9281.2 MPa 左右，涂层 B 的打底层和表面硬度值分别稳定在 8316.8 和 9103.1 MPa 左右。此外，热影响区（HAZ）由于受到 Ni、W 等元素的扩散，使其硬度 HV 上升到 4735.2 MPa 左右。与涂层 B 相比，涂层 A 的表面硬度值较 TC4 钛合金基体有较大提高且分布较均匀，是基体（3297 MPa）的 2.82 倍。涂层的显微硬度显著提高，主要原因包括：

（1）未熔 WC 颗粒和原位生成的 W_2C 、TiC、 $Ni_{17}W_3$ 等硬质相分布在涂层中阻碍了位错移动，从而使涂层的

表 5 图 4c 和 4f 涂层中不同位置点的 EDS 分析结果

Table 5 EDS analysis of points A~H in Fig.4c and 4f (mol%)

Point	W	C	Ti	Ni	V	O	Cr	Si	B	N
A	80.18	11.57	1.58	4.98	-	-	-	1.69	-	-
B	51.74	10.18	11.56	6.18	4.75	1.78	1.03	1.61	11.17	-
C	0.84	6.03	18.35	48.94	-	19.19	-	-	-	6.65
D	6.83	7.60	15.85	66.93	1.44	-	1.35	-	-	-
E	80.01	12.57	1.11	4.36	-	-	-	1.95	-	-
F	50.96	11.73	13.08	6.94	3.94	1.63	1.19	1.49	9.04	-
G	3.84	13.53	16.83	54.85	-	9.65	-	1.30	-	-
H	6.93	5.16	21.46	53.01	2.20	-	1.91	5.86	-	3.47

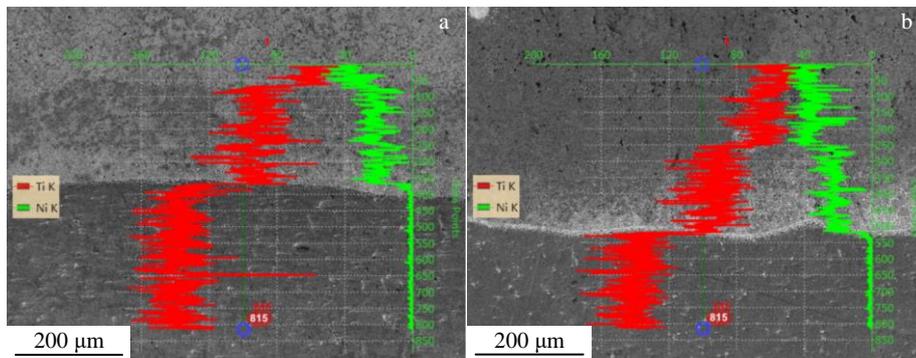


图 5 涂层熔合线附近 EDS 元素线扫描

Fig.5 EDS line scan of elements near the fusion line for coating A (a) and coating B (b)

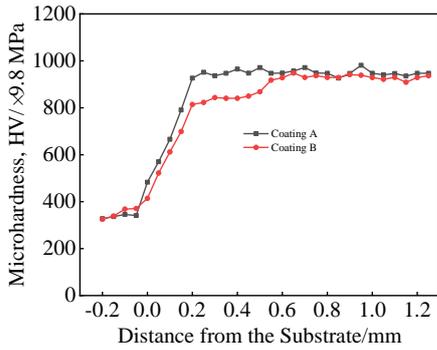


图 6 涂层横截面的显微硬度分布曲线

Fig.6 Microhardness distribution curves of the cross-section of the coatings

硬度得到了显著的提高。(2)由于在顶部区域过冷度大，得到的晶粒比较细小，而细化的晶粒可以提高涂层的显微硬度^[22]。

2.4 干滑动磨损研究

2.4.1 摩擦系数

图 7 所示为 TC4 钛合金基体、涂层 A 以及涂层 B 的摩擦系数 (COF) 随时间的变化曲线。通常，磨损过程分为 2 个阶段：跑和阶段和稳定磨损阶段。从图 7 中可以看出，刚开始 COF 都呈现出很大的波动，显然处于跑和阶段；约 5 min 后 2 种涂层的 COF 相对波动较小，处于稳定磨损阶段，然而基体需要 10 min 左右才达到稳定磨损阶段且波动最大。当到达稳定磨损阶段后，TC4 钛合金基体、涂层 A 和涂层 B 的平均摩擦系数分别为 0.865、0.476 和 0.55。此外，从图中也可观察到涂层 A、涂层 B 和 TC4 钛合金基体的 COF 随着时间的增加都有逐渐增大的趋向，这主要是由于摩擦装置的限制，碎屑很难被排出，导致越来越多的碎屑被压入摩擦区域，从而使得摩擦系数增大^[10]。

2.4.2 磨损量

图 8 展示了在相同磨损条件下涂层 A、涂层 B 以及

TC4 钛合金基体的磨损性能参数表征。图 8a 为磨损轮廓曲线。从图中可以观察到，与涂层相比，TC4 钛合金基体的磨损轮廓不仅深且宽，深度最深达到 308 μm ，涂层 A 和涂层 B 的磨损深度分别为 49 和 65 μm 左右。磨损面积由表面轮廓仪测得，进而得出磨损体积 (磨损量) 如图 8b 所示，从图中可以看出涂层 A、涂层 B 和 TC4 钛合金基体的磨损量依次为 0.1787、0.2458 和 3.1955 mm^3 ，TC4 钛合金基体的磨损量是涂层 A 的 18 倍，是涂层 B 的 13 倍。对比可知涂层 A 比涂层 B 具有更出色的摩擦学性能，主要原因是涂层 A 的微观结构不存在气孔等缺陷且相比于涂层 B 组织更均匀致密，另外涂层 A 的硬度相对较高。

2.4.3 磨面形貌

图 9 所示为在相同条件下 TC4 钛合金基体、涂层 A 和涂层 B 磨损后的表面微观形貌 SEM 照片。结合表 6 所列的 EDS 能谱结果来进一步分析 TC4 钛合金基体和涂层 A、B 的磨损机理。

从图 9a 中可以很明显看到磨损后的 TC4 钛合金基体表面有许多平行于滑动方向的深沟槽以及磨屑等特征，这主要由于 TC4 钛合金基体硬度低 (大约 3297 MPa)，坚硬的 YG6 碳化钨钢珠很容易渗入基体的表面，基体软表面上的滑移线和交变应力具有连续的塑性剪切力，从而

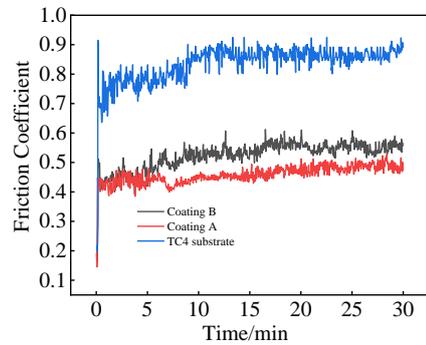


图 7 涂层及 TC4 基体的摩擦系数-时间曲线

Fig.7 Friction coefficient-time curves of coating A, B and TC4 substrate

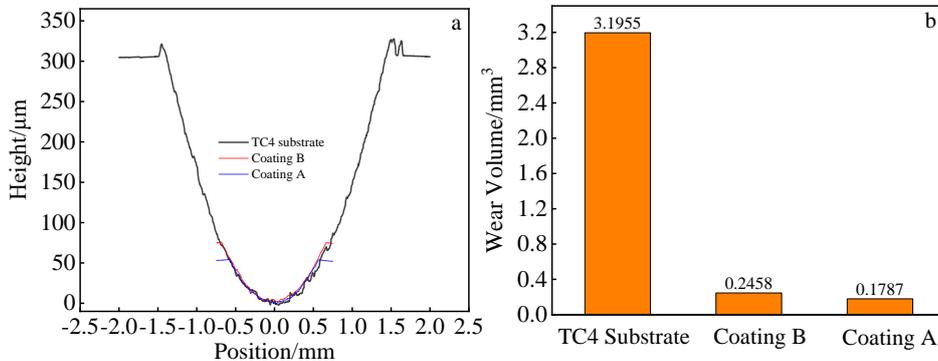


图 8 涂层及 TC4 基体磨损性能的参数表征

Fig.8 Characteristic parameters of wear performance for coating A, B and TC4 substrate: (a) wear profile curves and (b) wear volume

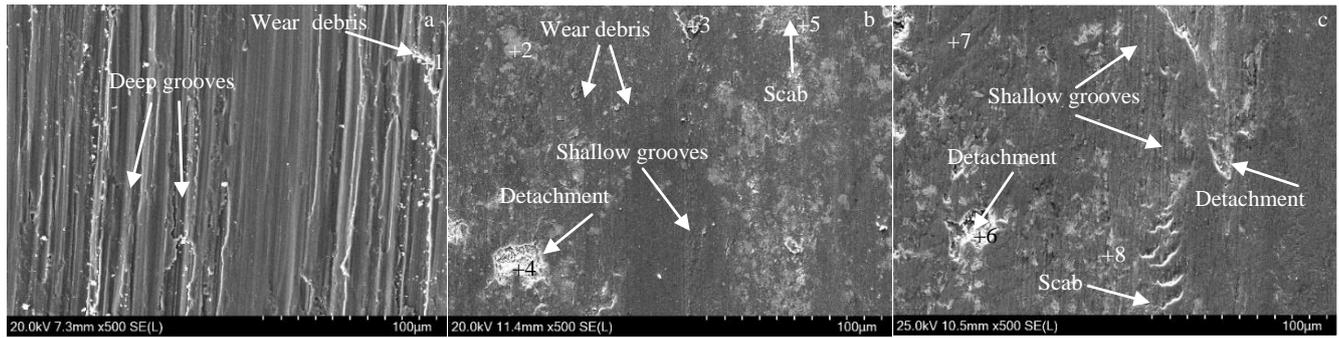


图 9 涂层及 TC4 基体的磨损表面 SEM 形貌

Fig.9 SEM worn surface morphologies of TC4 substrate (a), coating A (b) and coating B (c)

表 6 磨损表面的能谱结果

Table 6 EDS analysis results of points 1~8 in Fig.9 (mol%)

Sample	Point	W	C	Ti	Al	Ni	V	O	Cr	N
TC4 substrate	1	-	7.01	50.63	6.23	-	2.20	18.77	-	15.16
	2	81.46	11.15	2.23	-	2.78	-	4.62	-	-
Coating A	3	41.99	7.85	7.44	-	31.83	1.78	6.83	2.28	-
	4	54.32	15.12	2.75	-	3.77	-	24.04	-	-
	5	42.13	8.19	6.75	1.94	28.96	1.01	1.45	1.57	-
Coating B	6	9.47	12.19	10.83	1.78	33.99	-	31.74	-	-
	7	1.95	8.66	14.32	-	73.11	-	1.96	-	-
	8	42.23	8.12	15.25	-	26.61	1.25	5.19	1.35	-

导致深沟和磨损碎片^[10]。结合点 1 的 EDS 结果, 该部分 O 元素含量较高, 可见 TC4 钛合金基体的磨损机制以粘着磨损和磨粒磨损为主, 同时还有氧化磨损发生。从图 9b 可以看出, 涂层 A 磨损后表面有结疤、少量的磨屑和剥落等特征, 但沟槽基本不存在, 仅有很小的浅刮痕。涂层 B 磨损后可以观察到明显的层片状脱落、剥落和浅沟槽等特征 (图 9c)。结合其能谱分析, 点 4 和点 6 部分氧元素含量高, 2 种涂层均发生氧化磨损, 这主要归因于在高速往复磨擦磨损的情况下 YG6 碳化钨钢珠与耐磨层表面接触处产生高温, 使得磨屑氧化并软化黏着在表面。可见涂层 A 与涂层 B 的磨损机制都是以粘着磨损和

疲劳磨损为主, 同时存在磨粒磨损和氧化磨损的发生。

与基体相比, 2 个涂层的磨损表面比较平整光滑, 沟槽明显变浅变窄这主要归因于在涂层与 YG6 碳化钨钢珠的磨损试验过程中, 未熔的 WC 颗粒和原位形成的 W₂C、TiC、Ni₃Ti、Ni₁₇W₃ 等增强相起“骨架”作用, 能有效地防止涂层的进一步磨损以及变形; 另一方面, 涂层的高硬度在增强耐磨性能方面也起着积极的作用。

2.5 结合强度

通过万能试验机测量熔覆层与基体的结合强度, 图 10 所示为加载过程中仪器压头施加的压力载荷与其位移的变化关系。表 7 所列为使用公式 (1) 计算得出涂层

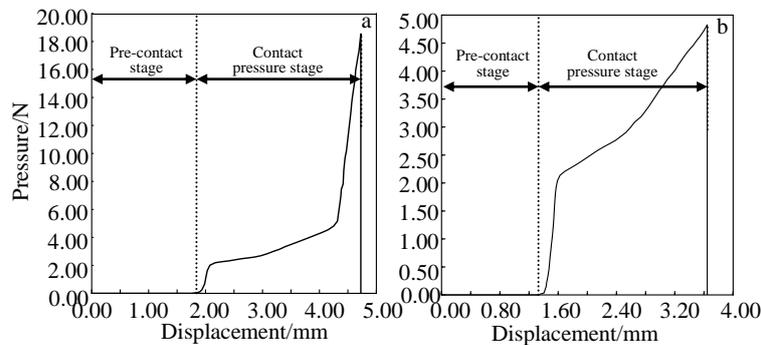


图 10 对涂层的压力-位移曲线

Fig.10 Pressure-displacement curves of coating A (a) and coating B (b)

表 7 抗剪切结合强度实验数据

Table 7 Experimental data of shear bond strength

Sample	Pressure, F/N	Bonding area, A/mm ²	Shear bond strength, σ /MPa
Coating A	18443	98	188.19
Coating B	4813	98	49.11

结合强度的具体数据。

由表可知, 涂层 A 和涂层 B 的抗剪切结合强度分别为 188.19 和 49.11 MPa。导致涂层 B 的结合强度远低于涂层 A 的原因是: (1) 涂层 B 中存在明显的孔洞、针孔等缺陷; (2) d22 打底层(约 0.6 mm) 过厚, 很容易使界面脆化, 进而导致结合强度低^[23]。

3 结 论

1) 涂层 A 和涂层 B 的物相由 W₂C、TiC、Ni₁₇W₃、Ni₃Ti 和 Ti_xW_{1-x} 组成, 且 2 种涂层均能与 TC4 钛合金基体呈现优异的冶金结合, 且都没有观察到裂纹瑕疵, 但涂层 B 有明显的气孔缺陷。

2) 涂层 A 和涂层 B 的表面显微硬度 HV 分别是 9281.2 和 9103.1 MPa, 涂层 A 的表面硬度约是基体(3297 MPa) 的 2.82 倍, 2 种涂层的显微硬度能够显著提高主要是由于 W₂C、TiC、Ni₃Ti 等硬质相的存在以及细晶强化共同作用的。

3) 涂层 A、涂层 B 和 TC4 钛合金基体的 COF 分别为 0.476、0.55 和 0.865; 涂层 A、涂层 B 的磨损量分别为 0.1787 和 0.2458 mm³, 仅为 TC4 基体(3.1955 mm³) 的 1/18~1/13, 耐磨性显著提高。其中, 涂层 A 无论在硬度还是耐磨性能方面都比涂层 B 和基体表现得更出色。

4) 涂层 A 具有较好的结合强度, 结合强度高达 188.19 MPa。而涂层 B 存在孔洞、针孔缺陷以及打底层太厚等原因导致结合强度低。

参考文献 References

[1] Wang Y, Li J, Dang C *et al.* *Tribology International*[J], 2017, 109: 285

[2] Li Mingchuan(李明川), Zhang Peilei(张培磊), Yu Zhishui(于治水) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1225

[3] Xu Jiangning(徐江宁), Liu Xiubo(刘秀波), Qiao Shijie(乔世杰) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(1): 46

[4] Yuan Yungang(元云岗), Kang Jiajie(康嘉杰), Yue Wen(岳文) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2020,

48(2): 156

[5] 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

[6] Gao Y, Shen K, Wang X. *Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 393: 125 792

[7] Koseki S, Inoue K, Sekiya K *et al.* *Precision Engineering*[J], 2017, 47: 434

[8] Yang C, Cheng X, Tang H *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 337: 97

[9] He Xinghua(何星华), Xu Xiaojing(许晓静), Ge Xiaolan(戈晓岚) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 1074

[10] Gao Q, Yan H, Qin Y *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2019, 113: 182

[11] Shen J, Zou B, Cai X *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2019, 378(C): 125 055

[12] Peng Y B, Zhang W, Li T C *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2019, 84(C): 105044

[13] Gao Zhongtang(高中堂), Tan Jinjiang(谭金强), Guo Wei(郭卫) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(20): 161

[14] Li Fuquan(李福泉), Gao Zhenzeng(高振增), Li Liqun(李俐群) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 177

[15] Wang X, Zhou S, Dai X *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2017, 64: 234

[16] Zhou S, Lei J, Dai X *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2016, 60: 17

[17] Chen Yonggan(陈永刚). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2025, 51(2): 106

[18] Guo C, Chen J, Zhou J *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206(8): 2064

[19] Fernández M R, García A, Cuetos J M *et al.* *Wear*[J], 2015, 324-325: 80

[20] Van Acker K, Vanhoyweghen D, Persoons R *et al.* *Wear*[J], 2005, 258(1): 194

[21] Li J, Chen C, Lin Z *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(14): 4882

[22] Duan X, Gao S, Dong Q *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 291: 230

[23] Su Xiuliang(苏修梁), Zhang Xinyu(张欣宇). *Electroplating & Pollution Control*(电镀与环保)[J], 2004(2): 6

Microstructure and Wear Resistance of Laser Cladding WC Reinforced Ni Based Composite Coating on TC4 Titanium Alloy

Liu Jingang, Yang Jianhua, Wang Gaosheng, Li Yi, Zheng Jianyuan

(School of Mechanical Engineering and Mechanics, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China)

Abstract: In order to improve the wear resistance of TC4 titanium alloy, two wear-resistant composite coatings of Ni60+50vol%WC and d22 powder based+(Ni60+50%WC) were prepared on the surface of TC4 titanium alloy by laser cladding. Microstructure and phase composition of the coating were characterized by scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and X-ray diffractometer (XRD). The properties of the coating were analyzed by HV-1000 micro Vickers hardness tester, HRS-2M high-speed reciprocating friction and wear tester and WDW-100D electronic universal testing machine. The results show that the two coatings are composed of W_2C , TiC, $Ni_{17}W_3$, Ni_3Ti and Ti_xW_{1-x} phases; the two coatings not only exhibit excellent metallurgical bonding with the substrate, but also have uniform and dense microstructure without cracks. Due to the presence of the in-situ synthesized hard phase and fine-grain strengthening, the hardness of the coating is significantly increased, which is about 2.82 times that of the TC4 substrate. The friction coefficient (COF) and wear amount of the two coatings are much lower than that of TC4 titanium alloy substrate. The shear bonding strength of Ni60+50%WC composite coating and d22 powder based+(Ni60+50%WC) composite coating are 188.19 and 49.11 MPa, respectively. Both coatings can significantly improve the hardness and wear resistance of the TC4 titanium alloy substrate surface, and Ni60+50%WC composite coating performs better in hardness, wear resistance and bonding strength.

Key words: laser cladding; titanium alloy; microstructure; microhardness; wear resistance

Corresponding author: Liu Jingang, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering and Mechanics, Xiangtan University, Xiangtan 411105, P. R. China, E-mail: liujingang@xtu.edu.cn