

专题——激光表面处理技术

# 热处理对 TA2 合金表面激光熔覆 $\text{Ti}_2\text{SC}/\text{TiS}$ 涂层组织和力学性能的影响

翟永杰<sup>1</sup>, 刘秀波<sup>1,2</sup>, 乔世杰<sup>1</sup>, 徐江宁<sup>1</sup>, 耿荣华<sup>1</sup>, 彭勇<sup>1</sup>

(1. 苏州大学 机电工程学院, 江苏 苏州 215006;

2. 清华大学 摩擦学国家重点实验室, 北京 100084)

**摘要:** **目的** 对激光熔覆自润滑耐磨涂层进行热处理, 获得具有较好摩擦学性能的复合涂层。**方法** 采用激光熔覆技术在 TA2 合金表面熔覆 40%Ti-25.2%TiC-34.8%WS<sub>2</sub> 复合粉末制备自润滑耐磨复合涂层。将涂层置于 500 °C 真空中分别保温 1、2 h, 采用扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD)、能谱仪 (EDS)、显微硬度计、摩擦磨损试验机以及原子力显微镜 (AFM) 系统地分析了热处理前后涂层的物相、组织、显微硬度及摩擦学性能。**结果** 未经热处理和经过热处理涂层的主要物相均为  $\alpha$ -Ti、(Ti,W)C<sub>1-x</sub>、TiC、Ti<sub>2</sub>SC 和 TiS。相比未经热处理涂层的显微硬度 (1049.8 HV<sub>0.5</sub>), 经过热处理 1 h 和 2 h 涂层的显微硬度 (1143.3 HV<sub>0.5</sub> 和 1162.7 HV<sub>0.5</sub>) 有所上升。热处理 1 h 和 2 h 涂层的摩擦系数和磨损率分别为 0.29 和  $6.66 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$  以及 0.29 和  $5.65 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ , 比未热处理涂层 (0.32 和  $18.92 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ) 的耐磨减摩性能有所提升。经过热处理 1 h 和 2 h 涂层的磨损机理均主要表现为磨粒磨损, 未经热处理涂层的磨损机理主要为塑性变形和粘着磨损。**结论** 相比未经热处理的涂层, 经过热处理 1 h 和 2 h 的涂层显微硬度有所升高, 摩擦学性能得到提升, 但在两种热处理时间条件下, 涂层显微硬度和摩擦学性能变化较小。

**关键词:** 激光熔覆; TA2 合金; 热处理; 钛基; 自润滑; 耐磨减摩

**中图分类号:** TG166.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)06-0207-08

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.06.033

## Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Cladding $\text{Ti}_2\text{SC}/\text{TiS}$ Coating on TA2 Alloy

ZHAI Yong-jie<sup>1</sup>, LIU Xiu-bo<sup>1,2</sup>, QIAO Shi-jie<sup>1</sup>, XU Jiang-ning<sup>1</sup>, GENG Rong-hua<sup>1</sup>, PENG Yong<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical and Electric Engineering, Soochow University, Suzhou 215006, China;

2. State Key Laboratory of Tribology, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**ABSTRACT:** The work aims to obtain composite coatings of better tribological properties by performing heat treatment to laser

收稿日期: 2017-01-20; 修订日期: 2017-03-10

Received: 2017-01-20; Revised: 2017-03-10

基金项目: 国家自然科学基金委员会-中国民航局民航联合研究基金 (U1533101); 武汉理工大学材料复合新技术国家重点实验室开放基金 (2017-KF-05); 苏州市科技计划项目 (SYG201635)

**Fund:** Supported by the National Natural Science Foundation of China (U1533101), the State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing (2017-KF-05), the Suzhou Municipal Scientific Program of China (SYG201635)

作者简介: 翟永杰 (1992—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为表面工程。

**Biography:** ZHAI Yong-jie (1992—), Male, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 刘秀波 (1968—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为激光材料加工、表面工程与摩擦学。

**Corresponding author:** LIU Xiu-bo (1968—), Male, Doctor, Professor, Research focus: laser material processing, surface engineering and tribology.

cladding self-lubricating wear-resistant coatings. The composite coatings were fabricated by cladding 40% Ti-25.2% TiC-34.8%WS<sub>2</sub> composite powder on TA2 alloy by taking advantage of laser cladding technology. The coatings were kept at 500 °C in vacuum for 1 h and 2 h, respectively, and then phases, microstructure, microhardness and tribological property of the coatings subject to heat treatment or not were analyzed with scanning electron microscope (SEM), X-ray diffractometer (XRD), energy dispersive system (EDS), microhardness tester, friction wear testing machine and atomic force microscope (AFM) systematically. Main phases of the coatings subject to heat treatment or not were  $\alpha$ -Ti, (Ti,W)C<sub>1-x</sub>, TiC, Ti<sub>2</sub>SC and TiS. Microhardness of the coatings subject to 1 h and 2 h heat treatment (1143.3HV<sub>0.5</sub> and 1162.7HV<sub>0.5</sub>) has increased compared with that of coatings not subject to heat treatment (1049.8HV<sub>0.5</sub>). Coefficient of friction and wear rate of the coatings subject to 1 h and 2 h heat treatment were 0.29 and  $6.66 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/(N · m), 0.29 and  $5.65 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/(N · m), respectively. Compared with the coating not subject to heat treatment (0.32 and  $18.92 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/(N · m)), those coatings subject to heat treatment exhibited better wear resistance and antifriction property. Wear mechanism of the coatings subject to 1 h and 2 h heat treatment was mainly presented as abrasive wear, while that of coatings not subject to heat treatment was mainly plastic deformation and adhesive wear. Compared with the coating not subject to heat treatment, microhardness and tribological properties of the coatings subject to 1 h and 2 h heat treatment have improved, but those of the coatings change slightly in different time of heat treatment.

**KEY WORDS:** laser cladding; TA2 alloy; heat treatment; Ti-based; self-lubrication; wear resistance and antifriction

钛合金因为具有比强度高、生物相容性好以及良好的高低温力学性能等优点,被广泛应用于化工、航天航空以及生物领域<sup>[1-3]</sup>。但其硬度低、耐磨性能差、摩擦系数大的缺点极大地限制了其作为关键运动副零部件的应用<sup>[4-5]</sup>。激光熔覆技术具有能量密度高、使涂层与基体呈冶金结合、制备的涂层稀释率小、组织致密等优点,被广泛应用于制备高性能复合材料<sup>[6-8]</sup>。Yakovlev 等<sup>[9]</sup>采用激光熔覆技术制备以 WC/Co 为增强相和以 CuSn 为自润滑相的复合涂层,结果表明涂层的平均显微硬度为 730HV,并且具有较好的摩擦学性能。Zhang 等<sup>[10]</sup>在 1Cr18Ni9Ti 基体表面采用激光熔覆技术制备 Ni-hBN 自润滑涂层,结果表明涂层在室温到 800 °C 条件下均具有较好的耐磨减摩性能。

但激光熔覆是一个快速熔化和快速凝固的非平衡过程,所制备的涂层中具有较大的残余应力,在外力的诱导下易产生应力集中和微裂纹,这极大地减小了涂层的应用范围和服役寿命<sup>[11-12]</sup>。合适的热处理工艺可以有效地降低激光熔覆涂层中的残余应力,避免其在服役过程中由于外界因素的诱导产生裂纹<sup>[13]</sup>。Sun 等<sup>[14]</sup>对激光沉积制备的 Co-285+WC 涂层在 500 °C 下进行 1 h 热处理,结果表明热处理后涂层的残余应力下降,其耐磨性能是原涂层的 6.8 倍。但目前国内外关于热处理对钛基自润滑复合涂层组织和力学性能影响的报道较少。

本文采用激光熔覆技术在 TA2 合金表面熔覆 40%Ti-25.2%TiC-34.8%WS<sub>2</sub> 复合粉末,制备自润滑耐磨复合涂层。将涂层在 500 °C 真空加热炉中分别保温 1 h 和 2 h,以研究热处理对钛基自润滑耐磨复合涂层组织和力学性能的影响,为钛合金作为关键运动副零部件应用提供技术参考和理论依据。

## 1 试验

选用 TA2 合金作为实验基体材料,样品尺寸为 40 mm×20 mm×8 mm,以 40 mm×20 mm 面为熔覆面。熔覆实验前,熔覆面经过砂纸打磨去除表层氧化膜,置于无水乙醇中用超声波清洗后,装袋密封备用。熔覆材料选用 40%Ti-25.2%TiC-34.8%WS<sub>2</sub> 复合粉末,其中 Ti、TiC 和 WS<sub>2</sub> 颗粒大小分别约为 37、2、1 μm。将复合粉末混合后,放入行星磨磨机(QM-3SP04)中球磨 12 h 以混合均匀。使用甲基纤维素粘结剂,将粉末预置在 TA2 合金基体上,厚度为 1.5~2 mm,最后放入干燥箱中 120 °C 下保温 2 h。

采用 DILAS SD3000L-3 kW 型半导体激光器进行激光熔覆试验,主要工艺参数为:激光功率 1.5 kW,扫描速度 4 mm/s,光斑尺寸 4 mm×3 mm。将熔覆制备的试样分为 3 组,分别在 500 °C 的真空加热炉中保温 0、1、2 h,随炉冷却(三种试样分别记为 N0 涂层、N1 涂层和 N2 涂层)。3 组试样经线切割后制成金相试样,打磨抛光后使用的 HF, HNO<sub>3</sub> 和 H<sub>2</sub>O 体积比为 1:3:7 的混合溶液作为腐蚀剂,进行金相腐蚀。

使用 X 射线衍射仪(XRD)、Zeiss 场发射扫描电镜(SEM)和能谱分析仪(EDS)分析涂层组织与物相。使用维氏硬度计(MH-5)测定涂层截面的显微硬度,载荷 500 g,加载时间 10 s。摩擦学性能采用球-盘式高温摩擦磨损试验机(HT-1000)进行测试,试验参数见表 1。每组实验重复 3 次,以 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 陶瓷球作为摩擦对偶件。摩擦磨损试验结束后,用导电胶收集磨屑,用无水乙醇清洗试样磨损表面,采用 SEM 分析磨屑和磨损表面磨损形貌,并用原子力显微镜

(AFM)测试磨损表面三维形貌及其粗糙度。利用表面轮廓位移传感器测试磨痕深度与磨损体积,测试并根据公式(1)计算磨损率。

$$W = \frac{V}{NS}$$

(1)

式中,  $W$  为磨损率,  $\text{mm}^3/\text{Nm}$ ;  $V$  为磨损体积,  $\text{mm}^3$ ;  $N$  为法向载荷,  $\text{N}$ ;  $S$  为对磨球试验过程的位移,  $\text{m}$ 。

表 1 摩擦磨损实验参数  
Tab.1 Experimental parameters of wear test

Load/ N	Tempera- ture/°C	Wear time/min	Rotation radius/mm	Linear velocity/ ( $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ )
6	20	30	1.5	12.66

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

图 1 为 N0 涂层横截面宏观形貌及结合区形貌,由图可见熔覆层的厚度约为 2 mm,涂层表面无明显裂纹和气孔,结合区有针状组织 A 存在。图 2 为三种涂层的 XRD 图谱,由图 2 可见,热处理前后各涂层的主要物相均为  $\alpha\text{-Ti}$ 、 $(\text{Ti,W})\text{C}_{1-x}$ 、 $\text{TiC}$ 、 $\text{Ti}_2\text{SC}$  和  $\text{TiS}$ 。对比三种涂层的 XRD 图谱可以发现,经过热处理的 N1 和 N2 涂层的  $\alpha\text{-Ti}$  波峰明显降低,而  $(\text{Ti,W})\text{C}_{1-x}$ 、 $\text{TiC}$

以及  $\text{Ti}_2\text{SC}$ 、 $\text{TiS}$  的波峰都有不同程度的升高。这是因为激光熔覆是一个快速熔化和快速凝固的非平衡过程,部分溶解于熔池中的 S、C 和 W 元素没有足够的时间化合,固溶在  $\alpha\text{-Ti}$  基体中,但物相  $\alpha\text{-Ti}$  并不稳定,当涂层在进行热处理时,内部原子激活能增加,一部分固溶在  $\alpha\text{-Ti}$  基体中的原子进行化合,结合为硬质相  $(\text{Ti,W})\text{C}_{1-x}$ 、 $\text{TiC}$  以及润滑相  $\text{Ti}_2\text{SC}$ 、 $\text{TiS}$ <sup>[15-17]</sup>。N1 和 N2 涂层的波峰区别不是很大,可能是因为经过 1 h 热处理后,大部分固溶在基体中的原子已进行化合,在 1 h 以后,化合反应较少。

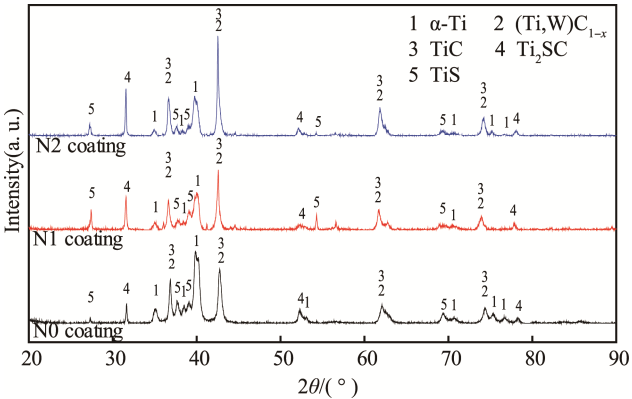


图 2 不同涂层 XRD 图谱  
Fig. 2 XRD analysis results of different coatings

图 3 为三种涂层上部区域显微组织 SEM 图。如图所示,未经热处理的 N0 涂层上部组织主要由较大的灰色块状组织 B、连续基体 C 和夹杂在块状组织 B 之间的胞状组织 D 组成。而经过热处理的 N1 和 N2 涂层上部组织则由弥散分布的不规则浅灰色组织 E 和杆状物 F 组成。图 4 为 N0 和 N1 涂层上部组织元素分布图, N0 涂层的上部组织中, Ti 和 C 元素均匀分布在各个组织中,而 S 元素主要分布在连续性基体 C 中, W 元素主要分布在胞状组织 D 中。而 N1 涂层的上部组织中,弥散分布的浅灰色组织中含有大量的 W 元素,杆状物 F 中含有较多的 S 元素。表 2 为图 1、图 3 中组织 A—F 的 EDS 结果。结合 XRD 图谱、元素分布图以及 EDS 结果分析推测:图 1 中的针状物 A 主要包含 Ti 和 S 元素,推测为  $\text{TiS}$ 。图 3 中灰色块状组织 B 主要由 Ti 和 C 元素组成,推测其为  $\text{TiC}$ ;连续性基体 C 主要包含 Ti 元素,其中夹杂少量的 C、S 和 W 元素,推测为  $\alpha\text{-Ti}$  基体;胞状组织 D 和浅灰色不规则组织 E 由 Ti、C 和 W 元素组成,应为  $(\text{Ti,W})\text{C}_{1-x}$ ;杆状组织 F 包含 Ti、C 和 S 元素,推测为  $\text{Ti}_2\text{SC}$ 。图 5 为三种涂层下部组织 SEM 图,与上部组织比较而言,除了 N0 涂层下部组织出现杆状物以及 N1 和 N2 涂层下部组织弥散分布的浅灰色组织和杆状组织增多外,变化不是很明显。

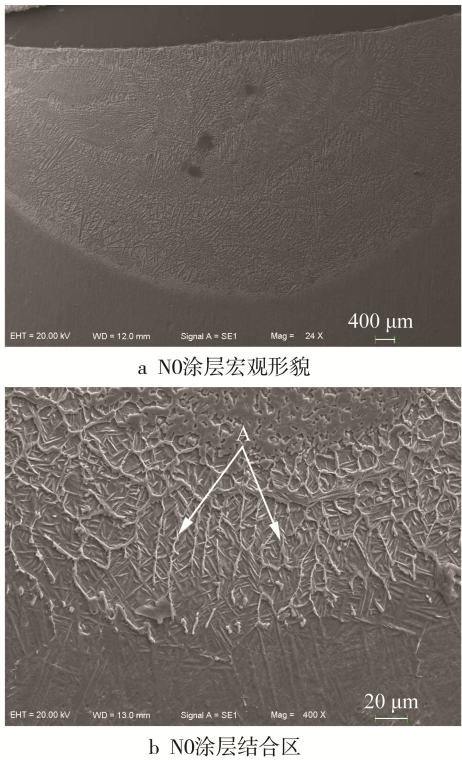


图 1 N0 涂层宏观形貌及 N0 涂层结合区形貌  
Fig.1 SEM micrographs of N0 coating: a) Overview, b) bonding zone

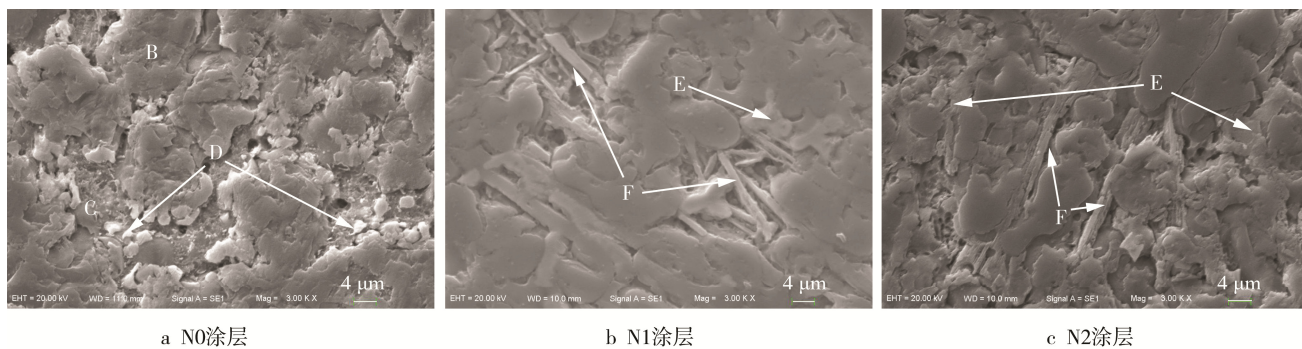


图 3 不同涂层上部组织 SEM 照片

Fig.3 SEM micrographs in upper regions of different coatings: a) N0 coating, b) N1 coating, c) N2 coating

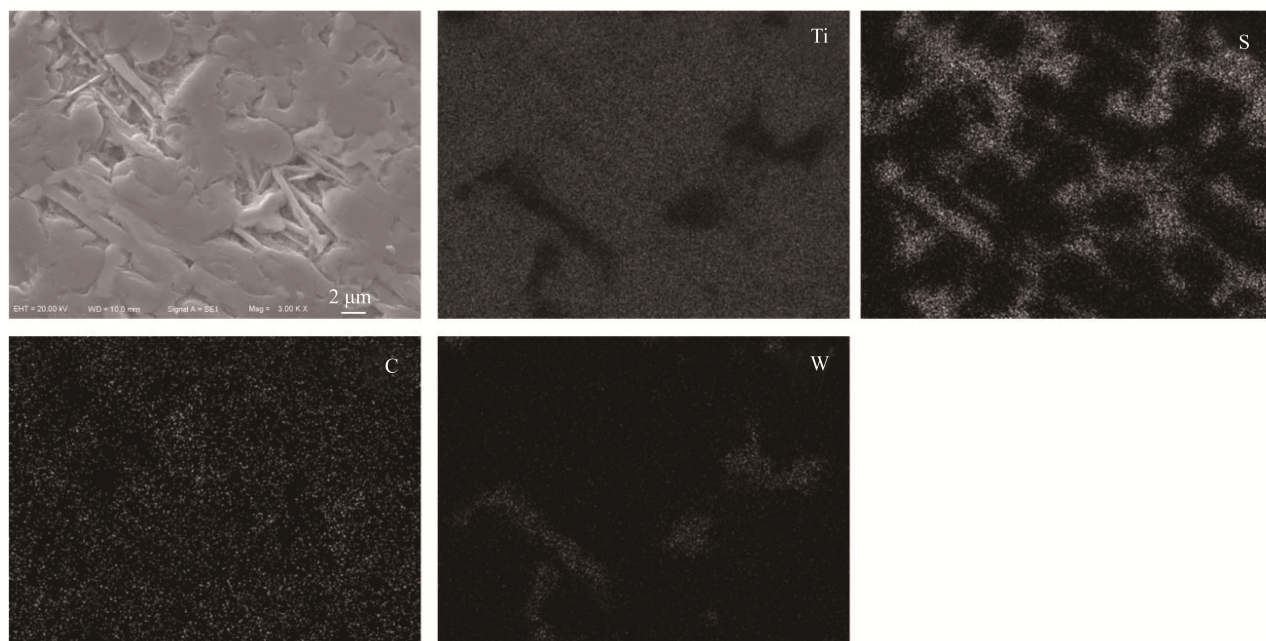
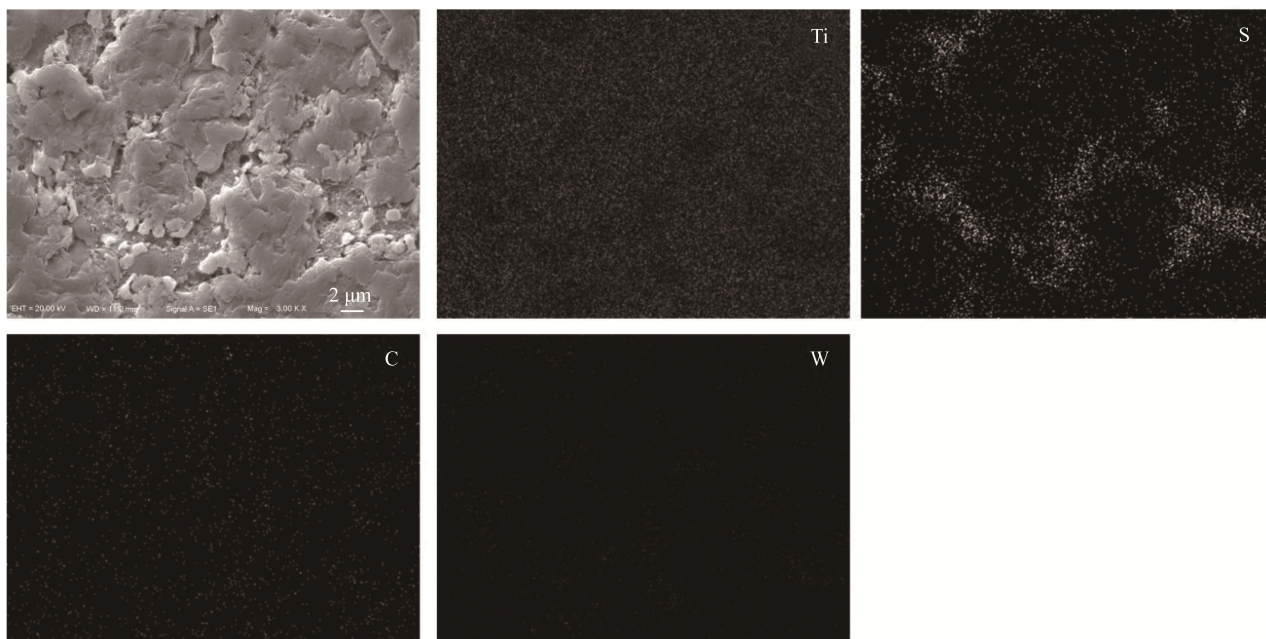


图 4 N0 和 N1 涂层上部组织元素分布图

Fig.4 EDS mapping of element distribution of the upper region of the N0 and N1 coating: a) N0 coating, b) N1 coating

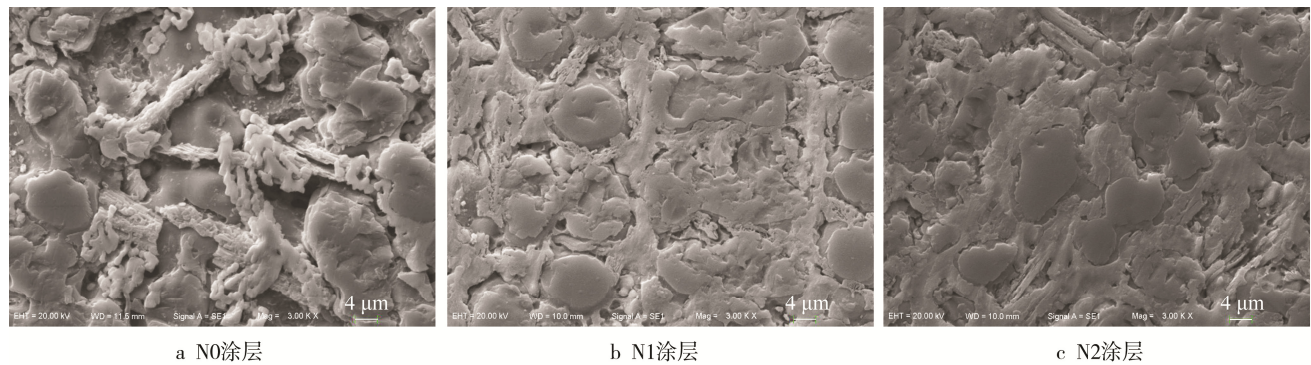


图 5 不同涂层下部组织 SEM 照片  
Fig.5 SEM micrographs in lower regions of different coatings: a) N0 coating, b) N1 coating, c) N2 coating

表 2 图 1 及图 3 中不同区域 EDS 结果  
Tab.2 EDS analysis of different areas in Fig. 1 and Fig. 3 at%

Areas	Ti	C	W	S
A	72.5	13.8	0.9	12.8
B	74.4	23.2	0.7	1.6
C	83.0	7.2	0.1	9.8
D	37.4	41.8	20.8	0
E	34.2	41.3	24.5	0
F	54.3	28.4	0.9	16.4

2.2 显微硬度

图 6 为不同涂层横截面显微硬度分布曲线。如图所示，N0 涂层的平均显微硬度约为 1049.8HV<sub>0.5</sub>，N1 和 N2 涂层的平均显微硬度分别为 1143.3HV<sub>0.5</sub> 和 1162.7HV<sub>0.5</sub>。可见经过热处理后，涂层的显微硬度略有上升。结合涂层的 XRD 和显微组织分析，推测涂层显微硬度升高的主要原因是热处理后涂层的硬质相(Ti,W)C<sub>1-x</sub>增多。而 N1 和 N2 涂层的显微硬度相近可能是由于涂层经过 1 h 热处理后，涂层中的硬质相已大部分析出，在 1~2 h 热处理过程中，无明显的硬质相析出。

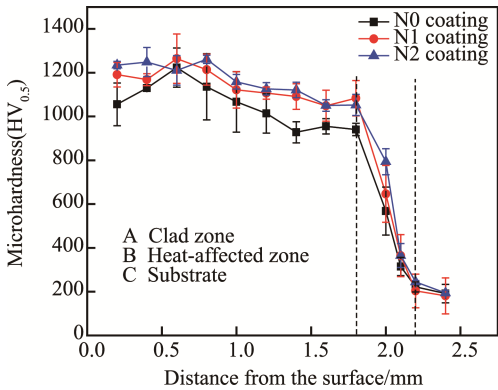


图 6 不同涂层显微硬度曲线  
Fig.6 Microhardness profiles of different coatings

2.3 摩擦学分析

图 7 为 TA2 基体及各涂层的平均摩擦系数和磨损率。由图可知，TA2 基体的摩擦系数最大，为 0.38，N0 涂层的摩擦系数约为 0.32，N1 和 N2 涂层的摩擦系数均为 0.29。TA2 基体和三种涂层的磨损率分别为  $66.63 \times 10^{-5}$ 、 $18.92 \times 10^{-5}$ 、 $6.66 \times 10^{-5}$ 、 $5.65 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/(N·m)。由此可见，经过热处理的 N1 和 N2 涂层耐摩擦性能得到一定的提升。

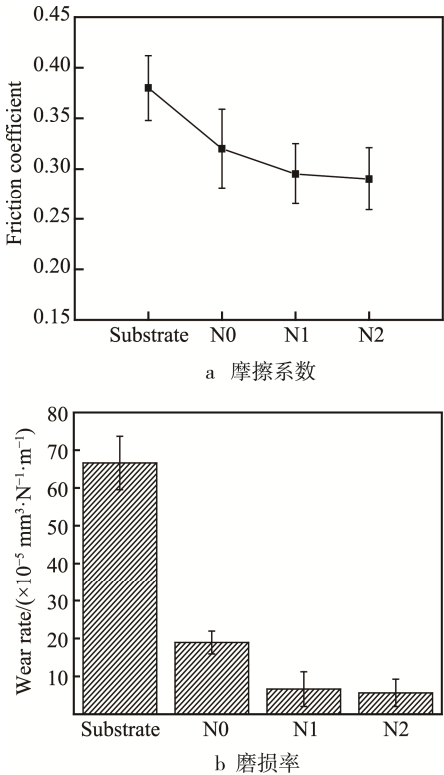


图 7 基体以及各涂层的摩擦系数及磨损率  
Fig.7 Coefficients of friction and wear rate of substrate and different coatings

图 8 和图 9 分别为基体和各涂层磨损表面形貌图以及三维形貌图，表 3 为基体和各涂层的表面粗糙度，图 10 为基体和涂层磨屑 SEM 图。由表 3 可

知,基体的磨损表面最为粗糙,N0涂层次之,N1和N2涂层磨损表面比较光滑。结合图8a和图9a可见,TA2基体磨损表面有严重的塑性变形、犁沟和粘着痕迹。这是由于基体显微硬度低,在对偶件的作用下易产生应力集中和微裂纹,微裂纹扩展后,沿着裂纹的轨迹剥落形成磨屑。由图10a可见,基体产生的磨屑为较大的块状磨屑,而较大的块状磨屑在对偶件和基体的相互作用下,形成三体磨粒磨损,从而加剧基体表面的磨损,基体的磨损机理主要为塑性变形、犁沟和粘着磨损。结合图8b和图9b可见,N0涂层的磨损表面相比于基体较为光滑,磨损表面有塑性变形和粘着痕迹。N0涂层的三维形貌有类似山峰的突起,推测可能是由塑性变形造成的块状脱落。由于激光熔覆是一个快速熔化和快速凝固的非平衡过程,所制备的试样内部具有较大的残余应力。摩擦磨损试验过程中,当N0涂层在对偶件正应力的作用下,易产生塑性变形和块状剥落。如图10b所示,N0涂层在摩擦磨损过程中产生的磨屑为大部分的粉末和小部分的块状磨屑。润滑相 $Ti_2SC$ 在对偶件和涂层之间形成了润滑膜,不仅降低了涂层摩擦系数,也减少了涂层的磨损。但是由于涂层内

部具有较大的残余应力,N0涂层的磨损表面还存在一定程度的塑性变形。推测其磨损机理为轻微的塑性变形和粘着磨损。结合图8c、图8d和图9c、图9d,N1和N2涂层磨损表面主要表现为与磨损痕迹一致的划痕,没有明显的塑性变形和粘着痕迹。而两种涂层磨损表面的三维形貌同样较为光滑,无明显波峰、波谷存在。同时由图10c、图10d可见,两种涂层的磨屑均为细小的粉末,这是由于经过热处理,涂层内部的残余应力得到释放,在摩擦磨损过程中,涂层不易产生应力集中和微裂纹。而N1和N2涂层中的润滑相在对偶件的作用下,在对偶件和涂层之间形成润滑膜,有效地降低了涂层的摩擦系数和磨损率,N1和N2涂层的磨损机理主要为磨粒磨损。

表 3 基体和各涂层的表面粗糙度  
Tab.3 Average roughness( $R_a$ ) and arithmetical mean deviation of the profile( $R_q$ ) of different areas

	Substrate	N0 coating	N1 coating	N2 coating
$R_a/nm$	137	45.6	19.9	24.0
$R_q/nm$	170	61.9	26.9	29.8

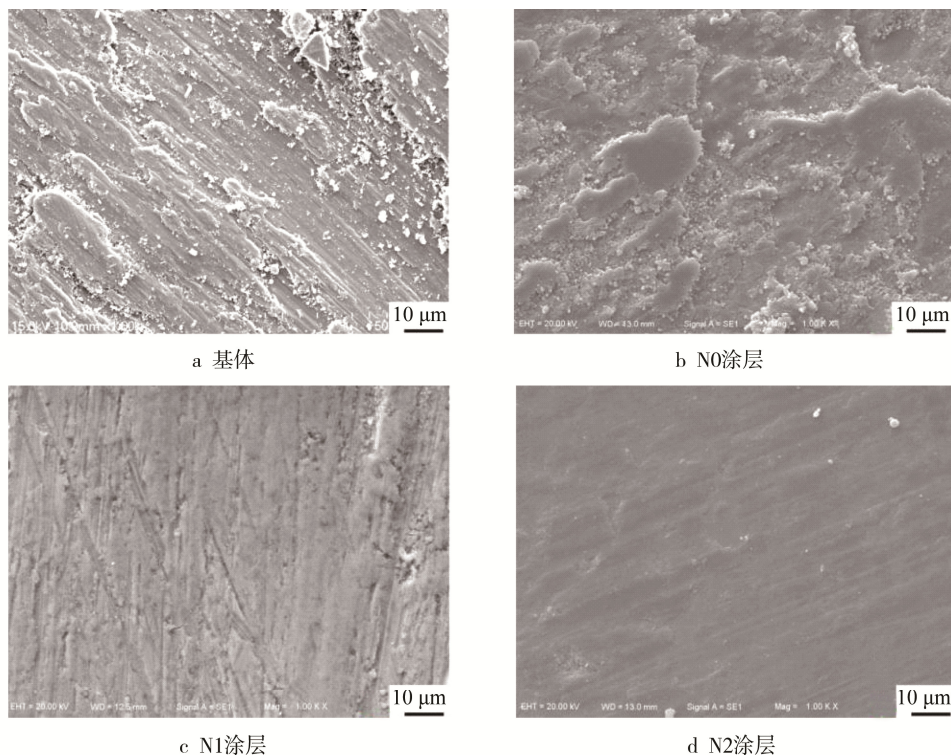


图 8 基体和各涂层磨损表面形貌 SEM 图

Fig.8 SEM micrographs of the worn surfaces in the substrate and composite coatings: a) TA2 substrate, b) N0 coating, c) N1 coating, d) N2 coating

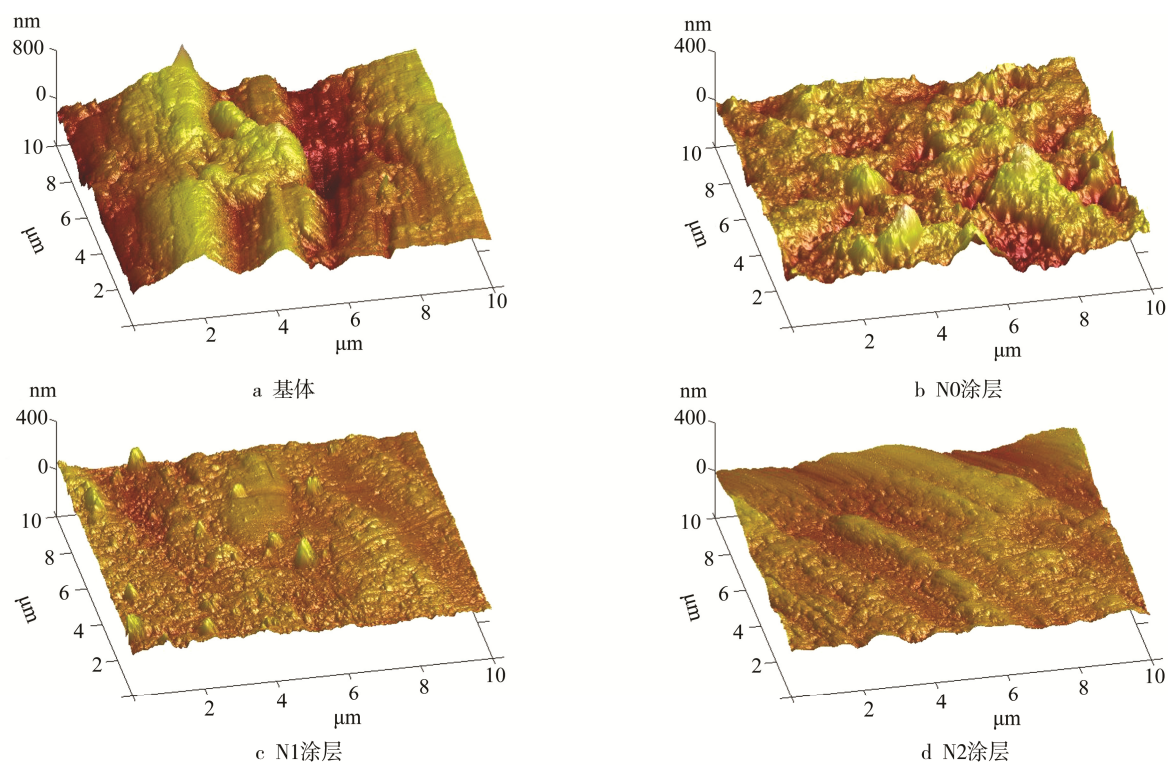


图 9 基体和各涂层磨损表面三维形貌图  
Fig.9 3D-morphologies of the worn surface in the substrate and composite coatings: a) TA2 substrate, b) N0 coating, c) N1 coating, d) N2 coating

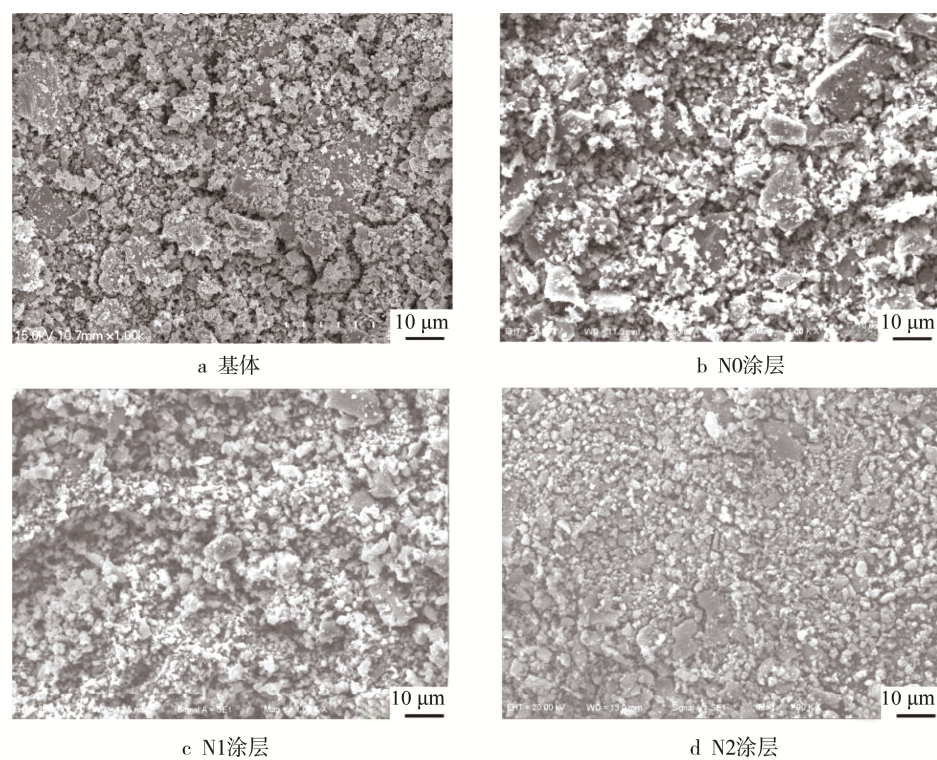


图 10 基体和各涂层磨屑 SEM 照片  
Fig.10 SEM micrographs of the wear debris: a) TA2 substrate, b) N0 coating, c) N1 coating, d) N2 coating

3 结论

1)采用激光熔覆技术在 TA2 合金表面熔覆

40%Ti-25.2%TiC-34.8%WS<sub>2</sub> 复合粉末,制备自润滑耐磨复合涂层,涂层主要物相为 α-Ti 基体、硬质相 (Ti,W)C<sub>1-x</sub>、TiC、润滑相 Ti<sub>2</sub>SC 和 TiS。

2)相比于 N0 涂层 (1049.8HV<sub>0.5</sub>), 经过热处理的 N1 和 N2 涂层的显微硬度 (1143.3HV<sub>0.5</sub> 和 1162.7 HV<sub>0.5</sub>) 有所上升, 但热处理时长对涂层显微硬度的影响不大。

3)经过不同时长热处理的 N1 和 N2 涂层摩擦磨损性能得到提升, 磨损机理为轻微的磨粒磨损。

4)在本文试验条件下, 热处理 1 h 和 2 h 的涂层的显微组织和力学性能都较为相近, 热处理时长对涂层的影响不大。

#### 参考文献:

- [1] CHENG J, YANG J, ZHANG X H, et al. High Temperature Tribological Behavior of a Ti-46Al-2Cr-2Nb Intermetallics[J]. *Intermetallics*, 2012, 31: 120—126.
- [2] WENG F, CHEN C Z, YU H J. Research Status of Laser Cladding on Titanium and Its Alloys: A Review[J]. *Matre Des*, 2014, 58: 412—425.
- [3] MOSKALEWICZ T, WENDLWE B, ZIMOWSKI S, et al. Microstructure, Micro-mechanical and Tribological Properties of the nc-WC/aC Nanocomposite Coatings Magnetron Sputtered on Non-hardened and Oxygen Hardened Ti-6Al-4V alloy[J]. *Surf Coat Technol*, 2010, 205(7): 2668—2677.
- [4] 相占凤, 刘秀波, 罗健, 等. 添加固体润滑剂 h-BN 的钛合金激光熔覆  $\gamma$ -Ni 基高温耐磨复合涂层研究[J]. *应用激光*, 2014, 38(5): 383—388.  
XIANG Zhan-feng, LIU Xiu-bo, LUO Jian, et al. Study of  $\gamma$ -Ni Based High Temperature Anti-wear Composite Coatings with Addition of h-BN Solid Lubricant on Titanium Alloy by Laser Cladding[J]. *Applied Laser*, 2014, 38(5): 383—388.
- [5] LI J N, CHEN C Z, WANG D G. Surface Modification of Titanium Alloy with Laser Cladding RE Oxides Reinforced Ti<sub>3</sub>Al-matrix Composites[J]. *Compos B-Eng*, 2012, 43(3): 1207—1212.
- [6] 尹泉, 彭如恕, 朱红梅. 激光熔覆原位生成增强相强化铁基涂层性能研究[J]. *表面技术*, 2016, 45(4): 99—104.  
YIN Q, PENG R S, ZHU H M. Performance Improvement of Iron Base Coating by Laser Cladding In-situ Generated Reinforced Phase[J]. *Surface Technology*, 2016, 45(4): 99—104.
- [7] WU Y, WANG A H, ZHANG Z, et al. Laser Alloying of Ti-Si Compound Coating on Ti-6Al-4V Alloy for the Improvement of Bioactivity[J]. *Appl Surf Sci*, 2014, 305: 16—23.
- [8] 周芳, 朱涛, 何良华. 激光熔覆原位合成 TiC-TiB<sub>2</sub> 复合涂层[J]. *中国表面工程*, 2013, 26(6): 29—34.  
ZHOU Fang, ZHU Tao, HE Liang-hua. In-situ Synthesized TiC-TiB<sub>2</sub> Composite Coatings Prepared by Laser Cladding[J]. *China Surface Engineering*, 2013, 26(6): 29—34.
- [9] YAKOVLEV A, BERTRAND P, SMRUOV I. Laser Cladding of Wear Resistant Metal Matrix Composite Coatings[J]. *Thin Solid Films*, 2004, 453: 133—138.
- [10] ZHANG S, ZHOU J, GUO B, et al. Friction and Wear Behavior of Laser Cladding Ni/hBN Self-lubricating Composite Coating[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, 491(1): 47—54.
- [11] LU X D, WANG H M. High-temperature Phase Stability and Tribological Properties of Laser Clad Mo<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si/NiSi Metal Silicide Coatings[J]. *Acta Mater*, 2004, 52(18): 5419—5426.
- [12] WANG D, LIANG E, CHAO M, et al. Investigation on the Microstructure and Cracking Susceptibility of Laser-clad V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/NiCrBSiC Alloy Coatings[J]. *Surf Coat Technol*, 2008, 202(8): 1371—1378.
- [13] LI G J, LI J, LUO X. Effects of Post-heat Treatment on Microstructure and Properties of Laser Cladded Composite Coatings on Titanium Alloy Substrate[J]. *Opt Laser Technol*, 2015, 65: 66—75.
- [14] SUN G F, WANG K, ZHOU R, et al. Effect of Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Deposited Co-285+WC Coatings[J]. *Opt Laser Technol*, 2015, 66: 98—105.
- [15] SKARVELIS P, ROKANOPOULOU A, PAPADIMITRIOU G D. Formation of TiS and Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> in Steel Matrix Composites Prepared by the Plasma Transferred Arc (PTA) Technique Using TiS<sub>2</sub> and TiC Powders[J]. *Tribol Int*, 2013, 66: 44—48.
- [16] GUPTA S, AMINI S, FILIMONOV D, et al. Tribological Behavior of Ti<sub>2</sub>SC at Ambient and Elevated Temperatures[J]. *J Am Ceram Soc*, 2007, 90(11): 3566—3571.
- [17] SKARVELIS P, PAPADIMITRIOU G D. Plasma Transferred Arc Composite Coatings with Self-lubricating Properties, Based on Fe and Ti Sulfides: Microstructure and Tribological Behavior[J]. *Surface&Coatings Technology*, 2009, 203(10—11): 1384—1394.