

稀土对 Ti 基激光熔覆层组织与摩擦磨损性能的影响

张天刚¹, 庄怀风^{2*}, 肖海强³, 柏明磊², 安通达³

¹中国民航大学工程技术训练中心, 天津 300300;

²中国民航大学中欧航空工程师学院, 天津 300300;

³中国民航大学航空工程学院, 天津 300300

摘要 采用同轴送粉激光熔覆技术在 Ti811 表面制备了 CeO₂ 质量分数分别为 0, 1%, 3% 的 TC4+Ni45+CeO₂ 多道搭接激光熔覆层。采用 X 射线衍射仪、扫描电镜和能谱仪分析了熔覆层的微观组织和物相, 利用显微硬度计、摩擦磨损试验机和白光轮廓仪测试分析了熔覆层的显微硬度和摩擦磨损性能。结果表明: 熔覆层中的物相包括 TiC、TiB₂、TiB、Ti₂Ni 和 α -Ti; 随着 CeO₂ 加入量增加, 熔覆层中的物相未发生改变; 当 CeO₂ 添加量为 0 时, 熔覆层内部组织粗大, 显微硬度为 590~640 HV, 磨损机制主要为磨粒磨损和黏着磨损; 当添加 CeO₂ 的质量分数为 1% 时, 熔覆层组织逐步细化, 枝晶的方向性减弱, 显微硬度为 625~655 HV, 磨损机制主要为磨粒磨损和黏着磨损; 当添加 CeO₂ 的质量分数为 3% 时, 熔覆层中的增强相由树枝晶状、长条状、须晶状向颗粒状、层状、短棒状转变, 且均匀弥散地分布于熔覆层中, 显微硬度为 560~575 HV, 磨损机制主要为磨粒磨损。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 稀土氧化物; 微观组织; 显微硬度; 摩擦磨损

中图分类号 TG174.44

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0903001

Effect of Rare Earth on Microstructure and Friction and Wear Properties of Ti-Based Laser Cladding Layer

Zhang Tiangang¹, Zhuang Huafeng^{2*}, Xiao Haiqiang³, Bai Minglei², An Tongda³

¹Engineering Technological Training Center, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China;

²Sino-European Institute of Aviation Engineering, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China;

³College of Aeronautical Engineering, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China

Abstract TC4+Ni45+CeO₂ multi-pass overlapping laser cladding layers with 0, 1%, and 3% CeO₂ content are achieved on the surface of Ti811 using synchronous powder-feeding laser cladding. The microstructure and phase compositions of the coating are analyzed via X-ray diffractometry, scanning electron microscopy, and energy dispersive spectrometry. The microhardness and friction and wear properties of the coating are investigated via a microhardness tester, friction and wear test machine, and white-light interferometer. The results demonstrate that the formation phases in the coating include TiC, TiB₂, TiB, Ti₂Ni, and α -Ti. With the addition of CeO₂, the phase compositions of the coating remain unchanged. When the CeO₂ content is 0, the internal crystal grains are coarse, the microhardness is 590-640 HV, and the wear mechanisms are primarily abrasive and adhesive wears. When the CeO₂ content is 1%, the microstructure of the coating is refined, the orientation of dendrites is weakened, the microhardness is 625-655 HV, and the wear mechanisms are primarily abrasive and adhesive wears. When the CeO₂ content is 3%, the reinforcing phase in the coating is changed from dendritic, long strip, and whisker-like to granular, layered, short rod-like, and is uniformly dispersed in the coating. Under this condition, the microhardness is 560-575 HV, and the wear mechanism is primarily abrasive wear.

Key words laser technique; laser cladding; rare earth oxide; microstructure; microhardness; friction and wear

OCIS codes 140.3510; 140.3390; 350.3850

收稿日期: 2019-01-23; 修回日期: 2019-03-22; 录用日期: 2019-04-28

基金项目: 国家自然科学基金(51371125)、中央高校基本科研项目(3122018S004)

* E-mail: 774742827@qq.com

1 引 言

Ti811(Ti-8Al-1Mo-1V)钛合金是近 α 型耐热钛合金,可在400~450℃的工作环境下长期使用,具有高比强度、高热稳定性、易焊接成型以及优异的阻尼性等特点,是航空发动机压气机高温端转动部件和蒙皮、骨架的理想选材之一,CFM56-3、CFM56-5和CFM56-7系列民用航空发动机高压压气机前三级转子叶片就是以Ti811钛合金为基材锻造而成^[1]。然而,Ti811钛合金的低硬度以及较差的摩擦学特性,使得长时间工作在高速气动载荷、离心载荷以及风沙冲蚀等恶劣工作环境下的压气机转子叶片常出现叶尖损伤,服役寿命缩短^[2-3]。

激光熔覆技术是一种具有较高研究价值和广阔应用前景的表面改性技术,大量研究表明,通过激光熔覆技术在钛合金表面制备复合涂层可以明显改善钛合金硬度低、耐磨性差等缺陷^[4-5]。刘亚楠等^[6]利用激光熔覆技术在Ti811钛合金表面制备了TiC和TiB₂增强Ti基复合涂层,涂层的显微硬度为617HV,较基材硬度提高了1.62倍,涂层的磨损体积和平均摩擦因数较基材明显下降,摩擦磨损性能得到了有效提升。Li等^[7]采用激光熔覆技术在Ti-6Al-4V钛合金表面制备了Ti₃Al/TiAl+TiC复合涂层,当TiC含量(质量分数,全文同)为30%~40%时,涂层硬度较基材大幅提高,摩擦因数低,耐磨性得到显著改善,但当TiC含量高于40%后,涂层表面会出现明显的裂纹等缺陷。Candel等^[8]利用激光熔覆技术在Ti-6Al-4V钛合金表面制备了TiC增强复合涂层,该涂层较基材具有较高的硬度和较低的摩擦因数、磨损率。Maliutina等^[9]利用激光熔覆技术在Ti6242钛合金表面制备了 γ -TiAl基复合涂层,测试后发现:涂层中存在少量气孔,涂层的硬度约为477HV,较基材的硬度更高;涂层的平均摩擦因数和磨损体积较基材明显降低,耐磨性显著改善。Kumar等^[10]利用激光熔覆技术在Ti-6Al-4V钛合金表面制备了AlN+Ni+TC4复合涂层,

结果表明,涂层表面依然存在气孔和裂纹,涂层硬度较基材约提高了3倍,摩擦因数大幅降低,涂层的摩擦磨损性能显著提升。

虽然通过激光熔覆技术在钛合金表面制备复合涂层可有效改善其硬度低、耐磨性差等缺点,但激光熔覆的工艺特点以及熔覆材料体系设计等因素会使获得的涂层出现组织偏析现象,致使熔覆层出现裂纹等缺陷,严重影响了涂层的质量性能。近几年来,在激光熔覆材料体系中加入稀土氧化物成为了研究热点,大量研究表明,在熔覆材料体系中加入适量稀土氧化物可以显著细化涂层组织,抑制涂层开裂,提升熔覆层的整体性能^[11-12]。如,翁飞^[13]发现在Ni60A+B₄C熔覆材料体系中添加适量纳米稀土氧化物La₂O₃后,熔覆层的微观组织明显细化,显微硬度有所提高,摩擦磨损性能得到显著改善。

本文以TC4+Ni45+CeO₂复合材料体系为研究对象,采用同轴送粉激光熔覆技术制备了多道搭接激光熔覆层,综合运用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、X射线衍射仪(XRD)、显微硬度计、摩擦磨损试验机等,深入研究稀土氧化物CeO₂对TC4+Ni45材料体系激光熔覆层微观组织及力学性能的影响规律,为Ti811的工业化应用提供参考。

2 试验条件

本试验选用10mm厚的Ti811钛合金作为基材,其化学成分如表1所示。将基板切割为60mm×40mm×10mm的试块,采用喷砂技术对试块进行表面处理,去除其表面的氧化层及污垢,然后置于真空箱中待用。未经喷砂处理的基材的表面粗糙度R_a约为1.05 μ m,经喷砂处理后,基材的表面粗糙度R_a约为2.07 μ m。可见,喷砂处理增大了基材表面与高能激光束的接触面积,提高了基材对激光的吸收率,使基材表面熔化量增加,增大了熔融材料粉末与熔融基材界面处原子的扩散程度,有利于提高熔覆层与基体材料的冶金结合强度^[14]。

表1 Ti811钛合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Ti811 alloy

Element	Al	V	Mo	C	N	Fe	O	Ti
Mass fraction /%	8.1	0.99	1.05	0.03	0.01	0.05	0.06	Bal.

熔覆材料体系的设计方案见表2。同轴送粉激光熔覆技术要求金属粉末具有良好的流动性,因此TC4、Ni45和CeO₂均采用球形粉,其中TC4和

Ni45的粒度控制在20~100 μ m,它们的主要成分分别见表3和表4,SEM形貌如图1(a)、(b)所示。由于制粉工艺的限制,CeO₂球形粉的粒度为10~

30 μm , 纯度大于 99%, 其 SEM 形貌如图 1(c) 所示。TC4 的加入可以增加熔覆层与基材的相容性; Ni45 提供的 C、B 等元素与 Ti 反应后会生成高熔点、高硬度的化合物, 从而可以显著提高熔覆层的硬度和耐磨性; CeO_2 不仅可以提高熔覆材料体系对激光能量的吸收率, 还可以起到细化熔覆层组织和减少熔覆层缺陷的作用。

表 2 熔覆粉末的配比

Table 2 Proportions of cladding powder

No.	Mass fraction / %		
	TC4	Ni45	CeO_2
1	75	25	0
2	74	25	1
3	72	25	3

表 3 TC4 球形粉的主要化学成分

Table 3 Main chemical compositions of TC4 spherical powder

Element	Al	V	Fe	C	N	O	Ti
Mass fraction / %	5.5-6.8	3.5-4.5	0.30	0.10	0.05	0.20	Bal.

表 4 Ni45 球形粉的主要化学成分

Table 4 Main chemical compositions of Ni45 spherical powder

Element	C	Cr	B	Si	Fe	Co	Ni
Mass fraction / %	≤ 3	10-14	3.5-5.5	4.5-6.5	≤ 10	8-12	Bal.

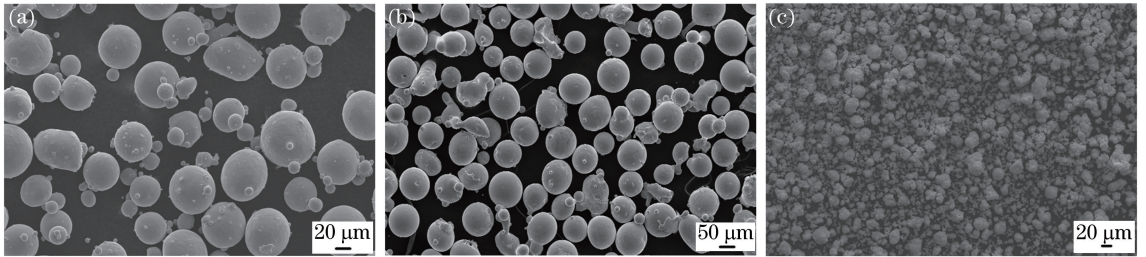


图 1 不同粉末的微观形貌图。(a) TC4; (b) Ni45; (c) CeO_2

Fig. 1 Morphologies of different powders. (a) TC4; (b) Ni45; (c) CeO_2

使用 TRUMPF Laser TruDisk 4002 激光器对试件进行熔覆试验, 激光功率 $P = 900 \text{ W}$, 扫描速度 $V = 400 \text{ mm/min}$, 激光光斑直径 $D = 3.0 \text{ mm}$, 送粉量为 1.3 r/min (约 $4 \sim 6 \text{ g/min}$, 送粉量随密度不同而改变), 同轴送粉气体为氦气, 气体流量约为 7.0 L/min , 熔池保护气体为氩气, 气体流量为 11 L/min , 激光头焦距为 16 mm , 多道搭接率为 50% 。

利用 Dektak 6M 接触式表面形貌测量仪测试基材的表面粗糙度; 利用 TDF-3200 型 XRD 分析熔覆层的物相; 使用 Leica DVM6 光学显微镜测算熔覆层的稀释率; 采用 Hitachi S-3000N 型扫描电镜分析熔覆层的微观组织; 采用 Oxford INCA PentaFET-X3 能谱仪 (EDS) 分析熔覆层的元素组成; 采用 KB30SR-FA 型数字显微硬度计对熔覆层进行显微硬度测试, 测试时加载的砝码为 200 g , 保载时间为 12 s ; 使用布鲁克 UMT 摩擦磨损试验机测试熔覆层的摩擦磨损性能, 测试条件为室温, 法向载荷为 100 N , 磨损时间为 90 s ; 采用 RTEC UP 白光非接触式轮廓仪对激光熔覆层的磨

损形貌进行检测, 以获得磨损形貌的三维轮廓图。

3 试验结果及分析

3.1 熔覆层的宏观形貌及稀释率

从图 2(a) 中可以看出: 不添加 CeO_2 的激光熔覆材料体系形成的熔覆层厚度约为 $946 \sim 1030 \mu\text{m}$, 熔覆层与基体的结合界面比较平直; 添加质量分数为 $1\% \text{ CeO}_2$ 和 $3\% \text{ CeO}_2$ 的粉末后, 激光熔覆材料体系对激光辐照能量的吸收率显著增大^[15], 因此形成的熔覆层与基体的界面呈明显的波浪形。由图 2 可以看出, 当在材料体系中添加质量分数分别为 0 、 1% 和 3% 的 CeO_2 时, 制备的熔覆层的最大厚度分别约为 1.03 、 1.39 、 1.65 mm 。这说明, 随着 CeO_2 添加量增加, 材料体系对激光能量的吸收率增大, 从而导致熔覆层的稀释率增大, 熔覆层变厚。

熔覆层沿搭接方向的横截面形貌如图 3(a) 所示, 横截面示意图如图 3(b) 所示, 其中 S 为多道搭接的起始点, F 为多道搭接的终点, A_1 为 SF 线上熔覆层的横截面面积, A_2 为 SF 线下熔覆层的横截面面积。熔覆层稀释率 (λ) 的计算公式为^[16]

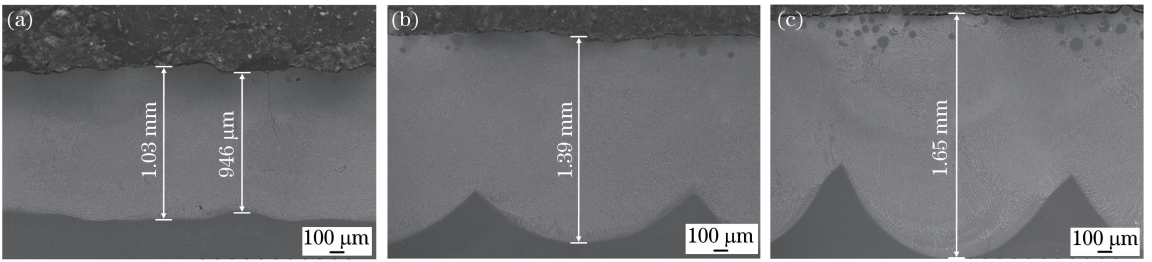


图 2 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的横截面形貌。(a) 0%;(b) 1%;(c) 3%

Fig. 2 Cross-section images of cladding coating prepared with different contents of CeO₂. (a) 0%; (b) 1%; (c) 3%

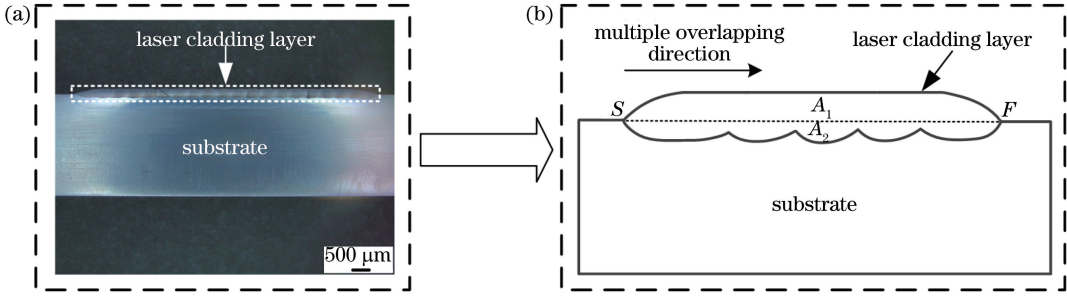


图 3 多道搭接激光熔覆层的横截面。(a)实物图;(b)示意图

Fig. 3 Cross-section of multi-pass overlapping laser cladding layer. (a) Physical map; (b) schematic

$$\lambda = \frac{A_2}{A_1 + A_2} \quad (1)$$

熔覆层稀释率的计算结果如图 4 所示,可以看出,熔覆层稀释率随着 CeO₂ 含量的增加而增大,这与图 2 的分析结果一致。

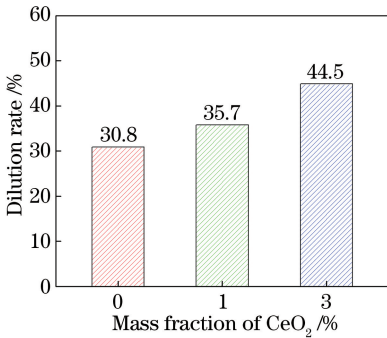


图 4 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的稀释率

Fig. 4 Dilution rate of cladding coatings prepared with different contents of CeO₂

3.2 熔覆层的微观组织

图 5 为熔覆层的 XRD 衍射图谱,可以看出:当熔覆材料体系中未添加 CeO₂ 时,熔覆层中主要含有 TiC、TiB₂、Ti₂Ni 和基体 α-Ti 相;随着 CeO₂ 的加入,熔覆层中的主要物相并未发生改变,说明熔覆材料体系中 CeO₂ 的加入并未影响熔覆层中 TiC、TiB₂、Ti₂Ni 和基体 α-Ti 的生成;随着材料体系中 CeO₂ 添加量的增多,基体 α-Ti 衍射峰的峰值增大,这主要是因为将 CeO₂ 加入到材料体系后,材料体

系对激光能量的吸收率增加,熔覆层稀释率增大,基材熔化量增加,从而使得 α-Ti 衍射峰的峰值增大。同时,由于材料体系中 CeO₂ 的加入量较少,所以 XRD 衍射结果中没有检测到对应的衍射峰。

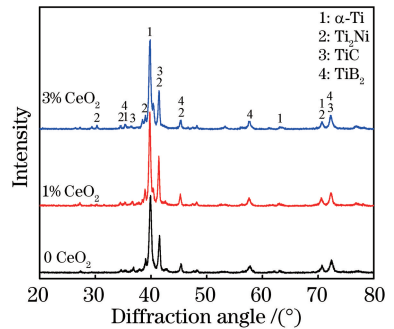


图 5 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的 XRD 图谱

Fig. 5 XRD spectra of cladding coatings prepared with different contents of CeO₂

图 6(a)、(c)、(e) 分别为添加质量分数为 0、1%、3% 的 CeO₂ 制备的熔覆层的低倍微观形貌,图 6(b)、(d)、(f) 分别是图 6(a)、(c)、(e) 的局部放大图。对图 6(b) 中的树枝晶状相和条状相利用 EDS 进行分析,结果见图 7。树枝晶状相 A1 主要含 Ti 和 C,且二者的原子比接近 1:1;须晶状相 A2 主要含 Ti 和 B,二者的原子比接近 1:1;粗大条状相 A3 主要含 Ti 和 B,二者的原子比接近 1:2;晶界组织 A4 主要含 Ti 和 Ni,二者的原子比接近 2:1。结合 XRD 分析结果可知,树枝晶 A1 主要为 TiC,须晶

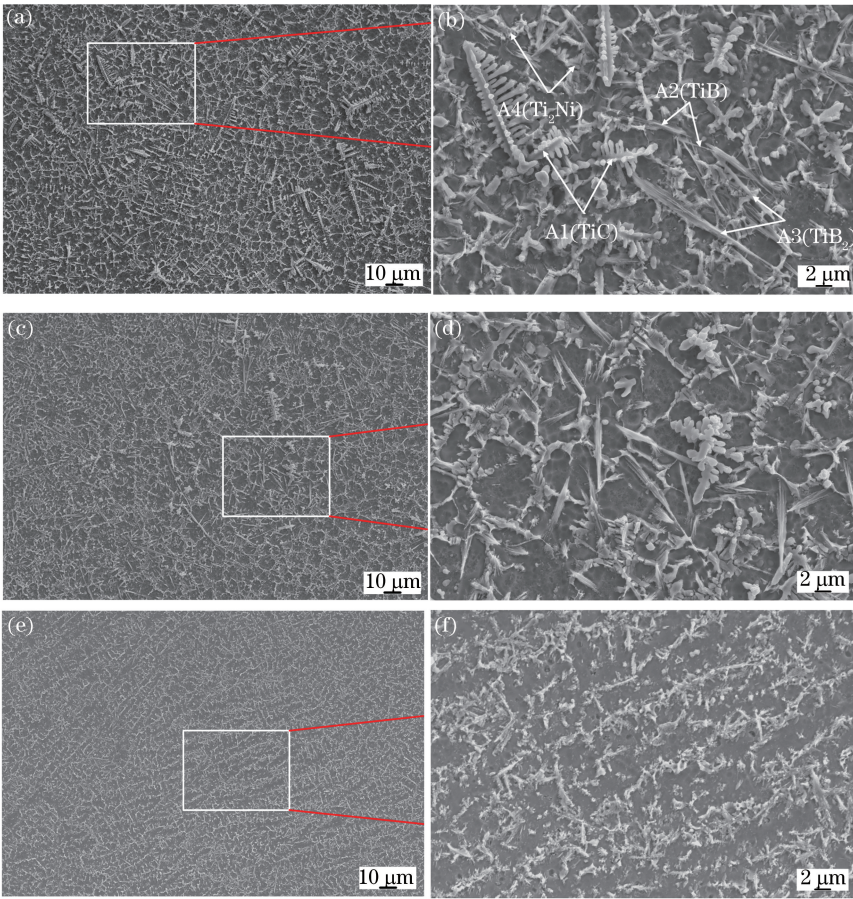


图 6 不同 CeO_2 添加量下制备的熔覆层的微观形貌。(a)(b) 0%;(c)(d) 1%;(e)(f) 3%
 Fig. 6 Microscopic morphologies of cladding coatings prepared with different contents of CeO_2 .
 (a)(b) 0%; (c)(d) 1%; (e)(f) 3%

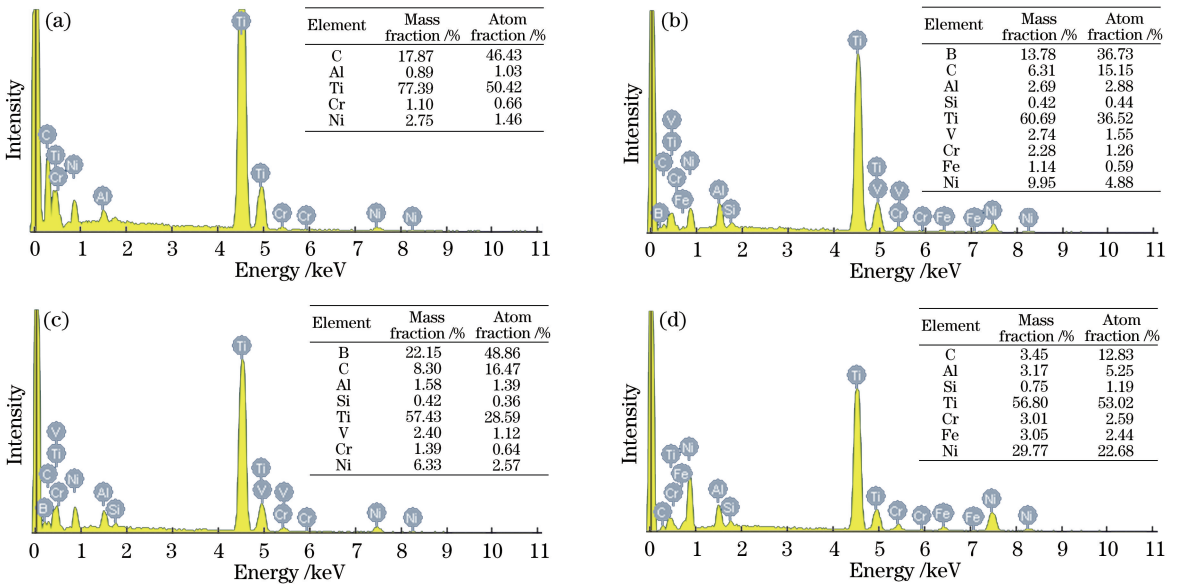


图 7 熔覆层中各物相的 EDS 图谱。(a) A1(TiC);(b) A2(TiB);(c) A3(TiB₂);(d) A4(Ti₂Ni)

Fig. 7 EDS spectra of each phase in cladding coating. (a) A1(TiC); (b) A2(TiB); (c) A3(TiB₂); (d) A4(Ti₂Ni)

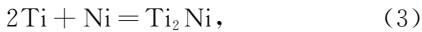
状相 A2 为 TiB,粗大条状相 A3 为 TiB₂,晶界组织为 Ti₂Ni。基体 Ti 的质量分数接近 70%,可知基体

为 α -Ti。

由图 6(b)可以看出,在不含 CeO_2 的熔覆层中

分布着大量树枝晶状 TiC、条状 TiB₂、须晶状 TiB 和 Ti₂Ni 等脆性硬质相,这会在一定程度上增大熔覆层开裂的敏感性^[17]。由图 6(d)可以看出,随着 CeO₂ 的加入,熔覆层中的树枝晶状相、条状相等得到显著细化,枝晶方向性减弱,基体显露面积增加。由图 6(f)可以看出,当熔覆粉末中 CeO₂ 的质量分数为 3%时,熔覆层中的树枝晶状相、条状相基本消失,熔覆层中的析出相均被显著细化,增强相的形态随着 CeO₂ 的加入由树枝晶状、长条状、须晶状向颗粒状、层状、短棒状转变,且均匀弥散分布于熔覆层中。发生上述现象的主要原因如下:在高能激光的作用下,熔覆材料体系中的 CeO₂ 分解后产生的 Ce 原子是晶界偏聚元素,其原子半径大于 180 pm,因此 Ce 原子不能间隙掺杂在 TiC、TiB₂、TiB 和 Ti₂Ni 等增强相中,而是会在晶界、位错等处扩散和偏聚,以降低体系的吉布斯自由能,减小晶粒生长的驱动力,从而细化熔覆层组织^[18];而且,稀土 Ce 原子的特殊理化活性会使其与 B、Cr 等其他元素反应生成高熔点化合物,成为新的形核质点,增大形核率,从而细化组织^[19]。此外,将 CeO₂ 加入到熔覆材料体系后,熔覆材料体系对激光能量的吸收率大幅增加,这将使熔池的对流性显著改善,进而使熔覆层中生成相的分布更加均匀。

在本试验中,虽然在 XRD 图谱中未检测到 TiB 衍射峰,但却在熔覆层的微观组织中发现了须晶状相 TiB,其主要原因如下:在激光熔覆过程中,Ti811 基材和 TC4 粉末及 Ni45 粉末的熔化为熔池提供了 Ti、B、C 和 Ni 等元素,从而为 TiC、TiB₂、TiB 和 Ti₂Ni 的生成提供了必要条件。根据上述分析可知,熔覆材料体系在激光的作用下,主要发生以下化学反应:



在本试验的熔覆材料体系中,TC4 的质量分数大于 70%,为典型的钛基复合材料体系,因此,熔体中的 Ti 含量较高。关于激光熔覆过程中 Ti 和 B 的反应,蔡利芳等^[20]认为,(4)~(5)式吉布斯自由能的变化值 ΔG 均为负值,且(4)式中反应的 ΔG 最低,因此熔池中会优先生成 TiB₂,当熔池中 Ti 含量偏多时,反应析出的 TiB₂ 会发生(5)式所示的反应生成 TiB。但 XRD 并未检测到 TiB 的存在,这主要是因为一方面熔池存在对流,使得熔池中元素的

微观分布不均匀,熔池中的不同部位将同时满足(4)式和(5)式;另一方面是激光熔覆加热、冷却速度极快,熔池存在的时间短,反应生成的中间相 TiB₂ 来不及向 TiB 转变,导致 TiB 的析出量较少,所以 XRD 未能检测到 TiB。由此可见,熔池中的化学反应不仅受热力学条件的影响,还会受熔池化学成分等动力学因素的制约,使熔池中的物相呈现多样化特征。

3.3 熔覆层的显微硬度

从图 8 可以看出,未添加 CeO₂ 时,熔覆层的显微硬度为 590~640 HV,波动幅度较大;添加 1% CeO₂ 制备的熔覆层的显微硬度为 625~655 HV,较未添 CeO₂ 时的熔覆层的硬度有所增大,且显微硬度的波动幅度有所降低,熔覆层结合区呈波浪形过渡;添加 3% CeO₂ 制备的熔覆层的显微硬度为 560~575 HV,显微硬度的波动幅度进一步减小,此时熔覆层的晶粒细化最为明显,显微硬度却有所降低,这是由于熔覆层硬度不仅仅受熔覆层组织结构的影响,还会受到稀释率的影响,熔覆层显微硬度是两者综合作用的结果。从上述结果可以看出,在熔覆材料体系中加入 CeO₂ 后,熔覆层中的增强相可以得到有效细化,且弥散、均匀地分布于熔覆层中,这将有助于减小熔覆层显微硬度的波动幅度,使熔覆层的硬度分布更加均匀,但 CeO₂ 的添加量不宜过大,否则会造成熔覆层稀释率过大,降低熔覆层的硬度。

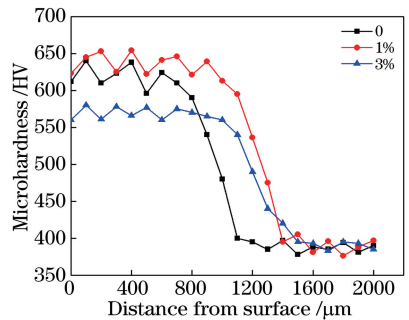


图 8 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的显微硬度曲线
Fig. 8 Microhardness curves of cladding coatings with different contents of CeO₂

3.4 熔覆层的摩擦磨损性能

由图 9(a)可以看出,未添加 CeO₂ 的熔覆层的平均磨损深度为 51~60 μm,熔覆层的磨损形貌中存在明显的尖峰凸起和凹陷,磨损表面的平整度较差,磨损深度波动较大。由图 9(b)可以看出,添加 1% CeO₂ 制备的熔覆层的平均磨损深度为 66~71 μm,磨损表面的平整度有所增加,磨损深度波动

较小。由图 9(c)可以看出,添加 3%CeO₂ 的熔覆层的平均磨损深度为 64~69 μm,磨损表面的平整度较高,相比图 9(a)、(b)磨损深度的波动更小。上述试验现象说明熔覆材料体系中加入 CeO₂ 后,熔覆

层组织可以得到细化,熔覆层的稀释率增大,增强相呈均匀、弥散的分布状态,这使得熔覆层磨损表面的平整度增大,基材熔化量增大,磨损深度较不含 CeO₂ 时有所增大。

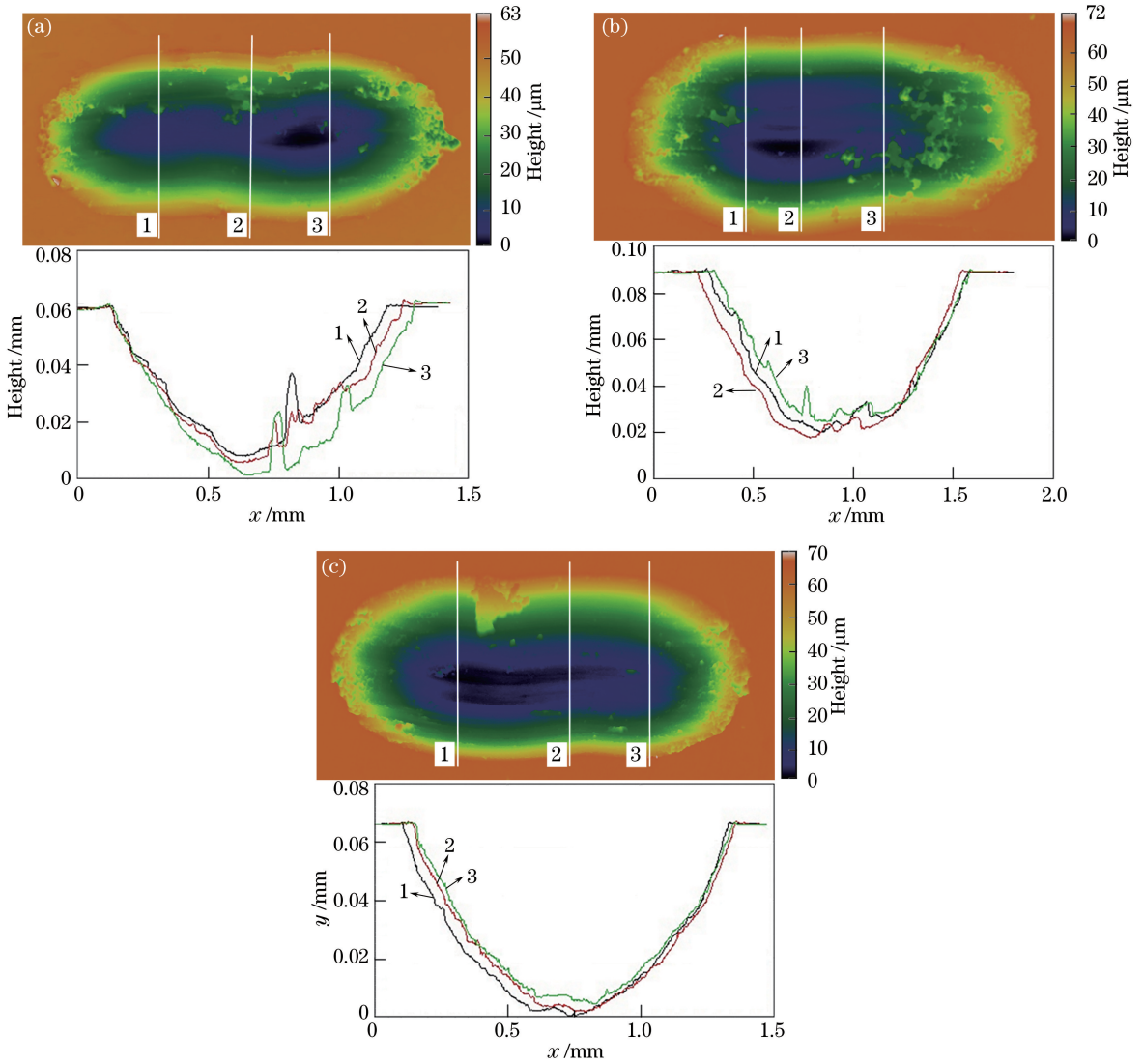


图 9 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的摩擦磨损白光干涉图。(a) 0%;(b) 1%;(c) 3%
 Fig. 9 Friction and wear white light interferograms of cladding coatings prepared with different contents of CeO₂. (a) 0%; (b) 1%; (c) 3%

由非接触式白光轮廓仪测得的熔覆层的磨损体积如图 10 所示,可以看出:添加 1%CeO₂ 制备的熔覆层的磨损体积最小,为 $110.36 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$;添加 3%CeO₂ 制备的熔覆层的磨损体积最大,为 $115.19 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ 。根据 Holm 和 Achard 黏着磨损理论^[21]可知,当滑动位移和外加载荷保持恒定时,材料的磨损量与其硬度成反比,即显微硬度越低,磨损体积越大,这与上文中显微硬度的测试结果一致。

粗糙度较大,这主要是由于 TiC、TiB₂ 和 Ti₂Ni 等增强体与对磨球(WC)摩擦时产生了崩损和剥离,磨损表面出现了典型的剥落和轻微的犁沟,磨损机制主要为磨粒磨损和黏着磨损的复合磨损机制。由图 11(b)可见,当熔覆材料体系中加入 1%CeO₂ 后,熔覆层磨损表面的平整度增加,这主要是因为熔覆层中的增强体得到了细化,犁沟现象加重,材料剥落程度减弱,磨损机制为磨粒磨损和黏着磨损的复合磨损机制。从图 11(c)可以看出,当熔覆材料体系中加入 3%CeO₂ 后,熔覆层磨损表面出现了大量的细

由图 11(a)可见,未添加 CeO₂ 制备的熔覆层的

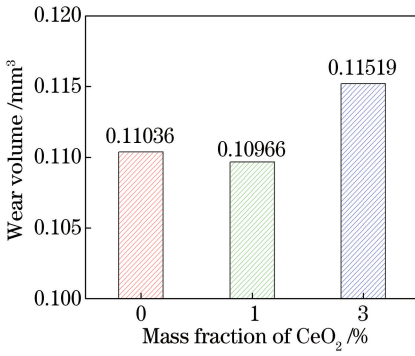


图 10 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的磨损体积

Fig. 10 Wear volume of cladding coatings prepared with different contents of CeO₂

长划痕,犁沟现象更加明显,这主要是因为熔覆层中增强相的尺寸小、数量多,在摩擦过程中起到了很好的钉扎强化作用,提高了熔覆层的强韧性,有效抑制了材料剥落,磨损机制主要为磨粒磨损。

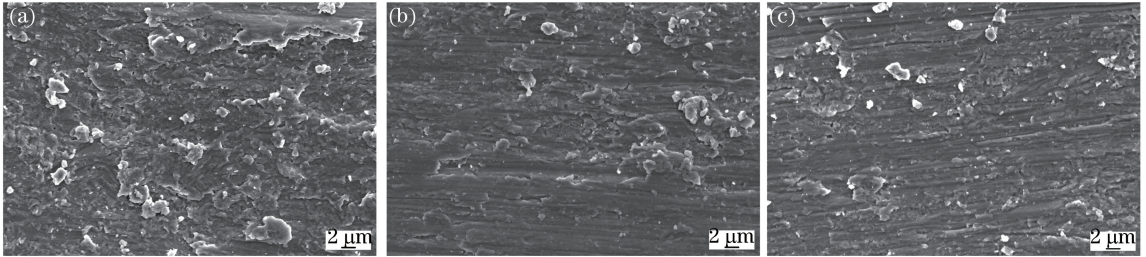


图 11 不同 CeO₂ 添加量下制备的熔覆层的摩擦磨损形貌。(a) 0%;(b) 1%;(c) 3%

Fig. 11 Morphologies of friction and wear of cladding layers with different contents of CeO₂. (a) 0%; (b) 1%; (c) 3%

参 考 文 献

[1] Dai J J, Zhu J Y, Chen C Z, *et al.* High temperature oxidation behavior and research status of modifications on improving high temperature oxidation resistance of titanium alloys and titanium aluminides: a review [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 685: 784-798.

[2] Zhang X H, Liu D X, Wang X F, *et al.* The effect of TiN/Ti composite film and multilayer on fretting fatigue resistance of Ti811 alloy at elevated temperature[J]. *Tribology*, 2009, 29(4): 311-318.
张晓明, 刘道新, 王小锋, 等. TiN/Ti 复合膜与多层膜对 Ti811 合金高温摩擦性能及微动疲劳抗力的影响[J]. *摩擦学学报*, 2009, 29(4): 311-318.

[3] Zhang T G, Sun R L. Microstructure and properties of nano-Ti₃Al laser cladding layer prepared on Ti811 alloy surface[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(1): 0102002.
张天刚, 孙荣禄. Ti811 表面原位生成纳米 Ti₃Al 激光熔覆层的组织和性能[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102002.

4 结 论

利用激光熔覆技术在 Ti811 钛合金表面制备了添有不同含量 CeO₂ 的多道搭接激光熔覆层,得到如下结论:不同 CeO₂ 含量下制备的熔覆层中的物相基本不变,主要包括 TiC、TiB₂、TiB、Ti₂Ni 和基体 α-Ti;随着 CeO₂ 含量增加,熔覆层的稀释率逐渐增大,枝晶的方向性逐渐减弱,熔覆层中的增强相由树枝晶状、长条状、须晶状逐渐向颗粒状、层状、短棒状转变;当添加 CeO₂ 的质量分数为 3% 时,增强相均匀弥散地分布于熔覆层中,熔覆层组织得到显著细化;随着 CeO₂ 的加入,熔覆层的硬度先增大后减小,当添加 CeO₂ 的质量分数为 0 和 1% 时,磨损机制主要表现为磨粒磨损和黏着磨损;当添加 CeO₂ 的质量分数为 3% 时,磨损机制主要为磨粒磨损。

[4] Wang Y F, Xiao L J, Liu M X, *et al.* Research progress of laser cladding amorphous coatings [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2014, 51(7): 070002.
王彦芳, 肖丽君, 刘明星, 等. 激光熔覆制备非晶复合涂层的研究进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2014, 51(7): 070002.

[5] Sun R L, Niu W, Lei Y W, *et al.* Microstructure and tribological properties of laser clad NiCrBSi + Ni/MoS₂ coating on TC4 titanium alloy [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2014, 35(6): 157-162.
孙荣禄, 牛伟, 雷贻文, 等. 钛合金 TC4 激光熔覆 NiCrBSi + Ni/MoS₂ 涂层组织和摩擦磨损性能[J]. *材料热处理学报*, 2014, 35(6): 157-162.

[6] Liu Y N, Sun R L, Niu W, *et al.* Microstructure and friction and wear resistance of laser cladding composite coating on Ti811 surface [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(1): 0102010.
刘亚楠, 孙荣禄, 牛伟, 等. Ti811 表面激光熔覆复合涂层的微观组织及摩擦磨损性能[J]. *中国激光*, 2019, 46(1): 0102010.

- [7] Li J N, Chen C Z, Squartini T, *et al.* A study on wear resistance and microcrack of the Ti₃Al/TiAl+TiC ceramic layer deposited by laser cladding on Ti-6Al-4V alloy[J]. *Applied Surface Science*, 2010, 257(5): 1550-1555.
- [8] Candel J J, Amigó V, Ramos J A, *et al.* Sliding wear resistance of TiCp reinforced titanium composite coating produced by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 204(20): 3161-3166.
- [9] Maliutina I N, Si-Mohand H, Piolet R, *et al.* Laser cladding of γ -TiAl intermetallic alloy on titanium alloy substrates [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47(1): 378-387.
- [10] Kumar S, Mandal A, Das A K, *et al.* Parametric study and characterization of AlN-Ni-Ti6Al4V composite cladding on titanium alloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 349: 37-49.
- [11] Du T. Physical-chemistry effect of rare earth elements on metallic materials[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1997, 33(1): 69-77.
杜挺. 稀土元素在金属材料中的一些物理化学作用[J]. *金属学报*, 1997, 33(1): 69-77.
- [12] Yang Y L, Zhang D, Yan W, *et al.* Microstructure and wear properties of TiCN/Ti coatings on titanium alloy by laser cladding [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, 48(1): 119-124.
- [13] Weng F. Microstructure and wear property of ceramics reinforced metal matrix composite laser cladding coatings on titanium alloy [D]. Jinan: Shandong University, 2017.
翁飞. 钛合金表面陶瓷强化金属基复合激光熔覆层的微观组织与耐磨性能研究[D]. 济南: 山东大学, 2017.
- [14] Zhang J, Zhou J H. Research of combining capability in interface of bimetal hammer [J]. *Hot Working Technology*, 2007, 36(21): 28-30.
张军, 周金汉. 双金属复合锤头界面性能的研究[J]. *热加工工艺*, 2007, 36(21): 28-30.
- [15] Zhang G Y, Wang C L, Gao Y, *et al.* Effect of rare earth La₂O₃ on the microstructure of laser cladding Ni-based coatings on 6063 Al alloys [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(11): 1103001.
张光耀, 王成磊, 高原, 等. 稀土 La₂O₃ 对 6063Al 激光熔覆 Ni 基熔覆层微观结构的影响[J]. *中国激光*, 2014, 41(11): 1103001.
- [16] Li J N. Technology and application of laser cladding [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2016.
李嘉宁. 激光熔覆技术及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2016.
- [17] He Q K, Wang Y, Zhao W M, *et al.* Cracking control technology of TiC/Ni coatings prepared by *in situ* fabrication through laser cladding [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2009, 30(4): 21-24.
赫庆坤, 王勇, 赵卫民, 等. 激光合成 TiC/Ni 涂层裂纹控制技术[J]. *焊接学报*, 2009, 30(4): 21-24.
- [18] Wang H Y, Gao X Y, Ren H P, *et al.* Density functional theory study on cerium occupying tendency and effecting mechanism in bcc α -Fe[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(11): 2739-2742.
王海燕, 高雪云, 任慧平, 等. 稀土 Ce 在 α -Fe 中占位倾向与作用机理的密度泛函理论研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(11): 2739-2742.
- [19] Fang H J, Sun J, Wang H B, *et al.* Influence of alloy added trace cerium on microstructure and properties of 7136 aluminum [J]. *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*, 2016, 34(3): 313-319.
房洪杰, 孙杰, 汪洪波, 等. 微量铈对 7136 铝合金微观组织和性能的影响[J]. *中国稀土学报*, 2016, 34(3): 313-319.
- [20] Cai L F, Zhang Y Z, Xi M Z, *et al.* *In-situ* synthesis of TiB+TiB₂/Ti composite coating by laser cladding on titanium alloy surface[C]// National Cast Steel and Smelting Academic Annual Meeting and China Nonferrous Metals Processing Industry Association. Wuhan: Special Casting & Nonferrous Alloys, 2006: 284-286.
蔡利芳, 张永忠, 席明哲, 等. 钛合金表面激光熔覆原位合成 TiB+TiB₂/Ti 复合材料涂层[C]// 全国铸钢及熔炼学术年会暨中国有色金属加工工业协会重有色分会技术交流会. 武汉: 特种铸造及有色合金, 2006: 284-286.
- [21] Wen S Z, Huang P. Principles of tribology [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2018: 348-349.
温诗铸, 黄平. 摩擦学原理[M]. 北京: 清华大学出版社, 2018: 348-349.