

Ti811 表面激光熔覆复合涂层的微观组织及 摩擦磨损性能

刘亚楠¹, 孙荣禄^{1,2*}, 牛伟^{1,2}, 张天刚³, 谭金花¹

¹天津工业大学机械工程学院, 天津 300387;

²天津市现代机电装备技术重点实验室, 天津 300387;

³中国民航大学工程技术训练中心, 天津 300300

摘要 通过激光熔覆技术在 Ti811 钛合金表面制备了 Ti 基复合涂层,研究了涂层的物相组成、微观组织、显微硬度及摩擦磨损性能,分析了 TiB₂-TiC 复合镶嵌结构的形成机理。结果表明:涂层主要由增强相 TiC 和 TiB₂、金属间化合物 Ti₂Ni 以及基底 α -Ti 组成;TiB₂ 的(0001)面和 TiC 的(111)面之间的错配度仅为 1.057%,TiB₂ 可以作为 TiC 最有效的异质形核的核心,形成 TiB₂-TiC 复合结构;弥散强化、固溶强化和细晶强化效应使得涂层的显微硬度可达 617 HV,为 Ti811 钛合金的 1.62 倍;涂层具有良好的摩擦磨损性能,磨损体积、磨损深度和平均摩擦因数分别为 $175 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ 、80.13 μm 和 0.39,磨损体积较基体约下降了 26%。

关键词 材料;激光熔覆;Ti811 钛合金;微观组织;错配度;显微硬度;耐磨损性能

中图分类号 TG174.44

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0102010

Microstructure and Friction and Wear Resistance of Laser Cladding Composite Coating on Ti811 Surface

Liu Yanan¹, Sun Ronglu^{1,2*}, Niu Wei^{1,2}, Zhang Tiangang³, Tan Jinhua¹

¹School of Mechanical Engineering, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300387, China;

²Tianjin Area Major Laboratory of Advanced Mechatronics Equipment Technology, Tianjin 300387, China;

³Engineering Technology Training Center, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China

Abstract Ti-based composite coating is successfully fabricated on Ti811 titanium alloy surface by laser cladding. The phases, microstructures, microhardness, friction and wear resistance of the coating are studied, and the formation mechanism of TiB₂-TiC composite mosaic structure is analyzed. The results show that the main phases of the coating are reinforced phases of TiC and TiB₂, intermetallic compound Ti₂Ni and matrix α -Ti. The misfit between the (0001) face of TiB₂ and the (111) face of TiC is only 1.057%, which indicates that TiB₂ can be the most effective heterogeneous nucleation core of TiC to form a TiB₂-TiC composite structure. Due to dispersion strengthening, solid solution strengthening and fine-grain strengthening effect, the microhardness of the coating can reach 617 HV, which is 1.62 times that of Ti811 titanium alloy. The coating has good friction and wear resistance, its wear volume, wear depth and average friction coefficient are $175 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$, 80.13 μm and 0.39, respectively, and the wear volume of the coating is about 26% lower than that of the substrate.

Key words materials; laser cladding; Ti811 titanium alloy; microstructure; misfit; microhardness; wear resistance

OCIS codes 140.3390; 140.3510; 140.3590

1 引 言

Ti8Al1Mo1V(Ti811)钛合金具有比强度高、弹

性模量大、密度小及成型性能良好等优点,已成为航空发动机压气机转动部件的理想材料。然而,Ti811 钛合金的显微硬度小、摩擦学性能差等缺点,严重影

收稿日期: 2018-07-23; 修回日期: 2018-08-13; 录用日期: 2018-09-03

基金项目: 国家自然科学基金(51371125)

* E-mail: rlsun@tjpu.edu.cn

响了它的可靠性和寿命^[1-4]。激光熔覆是钛合金表面改性的主要技术之一。采用激光熔覆技术制备的涂层组织致密均匀,能与基材形成良好的冶金结合。该技术通过引入不同的熔覆材料体系可以提高钛合金的表面性能,因此得到了广泛应用^[5-7]。孙荣禄等^[8]采用激光熔覆技术在 TC4 钛合金表面制备了 TiB₂ 和 TiC 增强 Ni 基复合涂层,该涂层的摩擦因数为 0.25~0.50,使得成型件的摩擦性能显著提高。张天刚等^[9]发现,弥散分布的纳米 Ti₃Al 颗粒可有效提高 TC4 激光熔覆层的硬度和磨损性能。Zhai 等^[10]的研究表明,原位生成的增强相 (Ti, W)C_{1-x} 和 TiC 可以显著增大 Ti-TiC-WS₂ 梯度涂层的显微硬度,润滑相 Ti₂SC 和 TiS 可使涂层具有优异的减摩性能。

本文采用激光熔覆技术在 Ti811 钛合金表面制

备了增强 Ti 基复合涂层,研究了它的微观组织、显微硬度及摩擦磨损性能,并结合 Bramfitt 二维点阵错配度理论分析了 TiB₂-TiC 复合镶嵌结构的形成机理,为进一步研究钛合金激光熔覆技术提供了试验依据与理论基础。

2 试验材料与方法

选用 Ti811 近 α 型钛合金作为试验材料,其化学成分见表 1。基体尺寸为 100 mm×100 mm×10 mm,其表面经喷砂处理后用无水乙醇超声清洗 20 min,烘干后待用。将纯度不低于 99.5% 的 TC4 粉和 Ni60 粉按 3:1 的质量比置于行星式球磨机中混合均匀,将混合粉作为熔覆材料。采用电子显微镜 (SEM) 观察 TC4 粉和 Ni60 粉的形貌,如图 1 所示,可以看出,TC4 粉和 Ni60 粉的粒径为 40~100 μm。

表 1 Ti811 近 α 型钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti811 near α titanium alloy

Element	Al	Mo	V	C	N	Fe	O	Ti
Mass fraction /%	8.10	1.05	0.99	0.03	0.01	0.05	0.06	Bal.

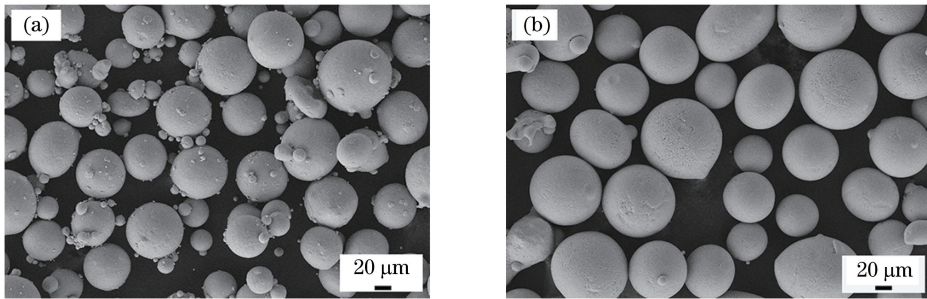


图 1 粉末的 SEM 形貌。(a) TC4 粉;(b) Ni60 粉

Fig. 1 SEM morphology of the powders. (a) TC4 powders; (b) Ni60 powders

采用 TRULASER Cell 7040 激光加工中心进行激光熔覆试验,激光器为 TRUMPF Laser TruDisk 4002 光纤激光器。试验参数如下:激光功率为 1100 W;扫描速率为 400 mm·min⁻¹;光斑直径为 3 mm;多道搭接率为 50%;送粉速率为 1.4 r·min⁻¹;送粉气体为氦气,气体流量为 7 L·min⁻¹;保护气体为氩气,气体流量为 11 L·min⁻¹;激光头焦距为 16 mm。

采用 D8 型 X 射线衍射分析仪 (XRD) 分析涂层的物相,采用 CuK_α 靶材,加速电压为 40 kV,电流为 150 mA,衍射角 2θ 为 10°~90°,衍射速率为 8 (°)·min⁻¹。利用 ZEISS Sigma 300 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 及其自带的能谱分析仪 (EDS) 观察涂层的显微结构。利用 THV-1MT 显微硬度计测试涂层的显微硬度,加载载荷为 5 N,保载时间

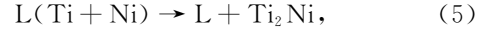
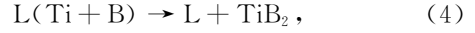
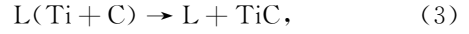
为 10 s,从涂层表层至基体每隔 0.05 mm 测一个硬度值。利用 Rtec 多功能摩擦磨损试验机测试涂层与基体 Ti811 钛合金的摩擦磨损性能,测试试样的尺寸为 14 mm×14 mm×10 mm,对磨件为 WC 球 (直径为 9.5 mm),往复行程为 2.0 mm,频率为 15 Hz,加载载荷为 50 N,加载时间为 200 s。利用 Phase Shift MicroXAM-3D 非接触式白光干涉轮廓仪测量涂层的磨损体积和磨损深度。

3 试验结果与讨论

3.1 物相分析

熔覆粉和涂层的 XRD 图谱如图 2 所示。由图 2(a)、(b) 可以看出:TC4 粉主要由 α-Ti 组成, Ni60 粉主要由基底 γ-Ni 以及 Ni₃B、CrB、Cr₂B、Cr₂₃C₆ 等金属间化合物组成;同时,图谱中没有发

现氧化物等杂质相的衍射峰,表明熔覆粉的纯度很高。从图 2(c)可以看出,涂层主要由 α -Ti 相以及 TiC、TiB₂、Ti₂Ni 增强相组成。在激光束的辐照作用下,基体(Ti811 钛合金)表面上一薄层和熔覆粉同时熔化,稀释效应的作用使得大量 Ti 及部分 Al、V 元素从基体进入熔池中,随后在熔池内发生复杂的物理化学反应;随着激光束的扫描,熔池快速凝固形成各种物相。激光熔覆过程中发生的反应为



(1)~(2)式为激光束直接照射时发生的反应,形成复杂的 Ti-C-B-Ni 合金熔池;(3)~(6)式为激光束移开后发生的反应。

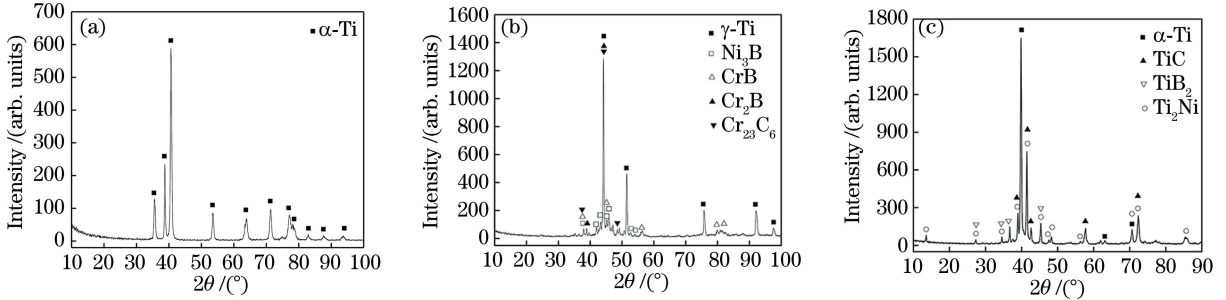


图 2 熔覆粉和涂层的 XRD 图谱。(a) TC4 粉;(b) Ni60 粉;(c) 涂层

Fig. 2 XRD patterns of cladding powders and coating. (a) TC4 powders; (b) Ni60 powders; (c) coating

3.2 显微结构

涂层的横截面形貌如图 3 所示。从图 3(a)可以看出:涂层的厚度约为 1.30 mm,涂层与基体间紧密结合,呈平缓过渡的特征,有利于增加涂层与基体间的结合强度;涂层中无裂纹产生,但存在少数气孔,这是因为在激光熔覆过程中熔覆粉和 Ti811 钛合金中残余的气体、H₂O 以及少量的 C 元素反应生

成了 CO、CO₂,这些物质在激光熔覆快速凝固前不能上浮逸出而被固封在熔覆层内部^[11]。

为了研究涂层从顶部到底部的微观结构演变,结合涂层的微观组织特征和显微硬度变化趋势,将横截面划分为两个区域:上部区域(距顶部 0~860 μm)和底部区域(860~1300 μm),示意图如图 3(b)所示。

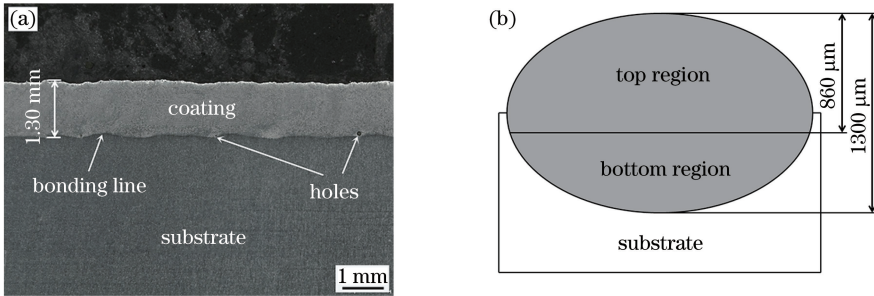


图 3 涂层的横截面形貌。(a) 宏观形貌;(b) 示意图

Fig. 3 (a) Cross-section morphology of the coating; (b) schematic of the coating

涂层横截面的微观组织如图 4 所示。从图 4(a)~(c)可以看出,枝晶主要位于涂层的上部区域,粒状晶体与少数枝晶位于涂层的底部区域。当激光熔覆工艺参数不变时,熔池底部的温度梯度(G)很大,但凝固速率(R)很小,使得涂层的微观结构由位于底部区域的粒状晶体逐渐转变为上部区域的枝晶,激光熔覆过程中涂层各区域的凝固形态主要取决于固/液界面的生长因子(G/R)^[12-13]。从

图 4(d)可以看出,临近熔覆区(CZ)的热影响区(HAZ)呈淬火组织形态,热影响区的加热温度高于 Ti811 钛合金的相变点,在随后的激冷过程中形成了针状马氏体^[14-16]。

涂层中各相的 EDS 分析结果如图 5 所示。从图 4 可以看出,涂层中存在 5 种相,分别记为 A1~A5。结合图 2 和图 5 可知,枝晶 A1 和粒状晶体 A2 中均含有大量的 Ti 元素和 C 元素,且 Ti 与 C 的原

子比接近 1:1,为增强相 TiC;条状相 A3 主要包含 Ti、Ni 元素,且 Ti 与 Ni 的原子比约为 2:1,为金属间化合物 Ti_2Ni ;A4 相主要由 Ti、Cr、Al、Fe、Ni 等元素组成,且 Ti 元素的质量分数约为 70%,为连续基底 α -Ti 固溶体;长杆状相 A5 主要包含 Ti、B 元素,且 Ti 和 B 的原子比近似为 1:2,为增强相 TiB_2 。

从图 4(g)~(h)可以看出,粒状 TiC 以长杆状 TiB_2 为基底形核长大,近枝晶状 TiC 在长杆状 TiB_2 表面依附生长形成 TiB_2 -TiC 复合结构。在激光熔覆过程中,熔覆材料和基体表面薄层熔化形成熔池,并生成 TiB_2 、TiC 等物相。由于 TiB_2 和 TiC 的熔点分别为 $3250\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $3067\text{ }^\circ\text{C}$ ^[17],因此,在激光熔覆熔池凝固过程中, TiB_2 将先从熔池内部形核生

长。随着 TiB_2 的析出,其表面贫 B 富 C,当 Ti 和 C 的饱和度达到 TiC 的形核条件时,TiC 以 TiB_2 为异质形核核心形成 TiB_2 -TiC 复合镶嵌结构(TiB_2 为初生相、TiC 为次生相)。

关于 TiB_2 -TiC 复合镶嵌结构已有较多研究。翁飞^[18]通过研究发现,利用激光熔覆技术在 TC4 钛合金表面制备的 $Ni60+20\%\mu-B_4C$ 复合涂层为 TiB_2 -TiC 复合共晶组织,TiC 以“螺旋位错”机制依附生长在 TiB_2 表面。Sorrell 等^[19]估算出 TiB_2 与 TiC 的错配度约为 1.6%,证明 TiC- TiB_2 共晶中的宏观裂纹并非是由晶格失配造成的。然而,结合二维点阵错配度理论对 TiB_2 -TiC 形成机理进行分析的研究鲜有报道。

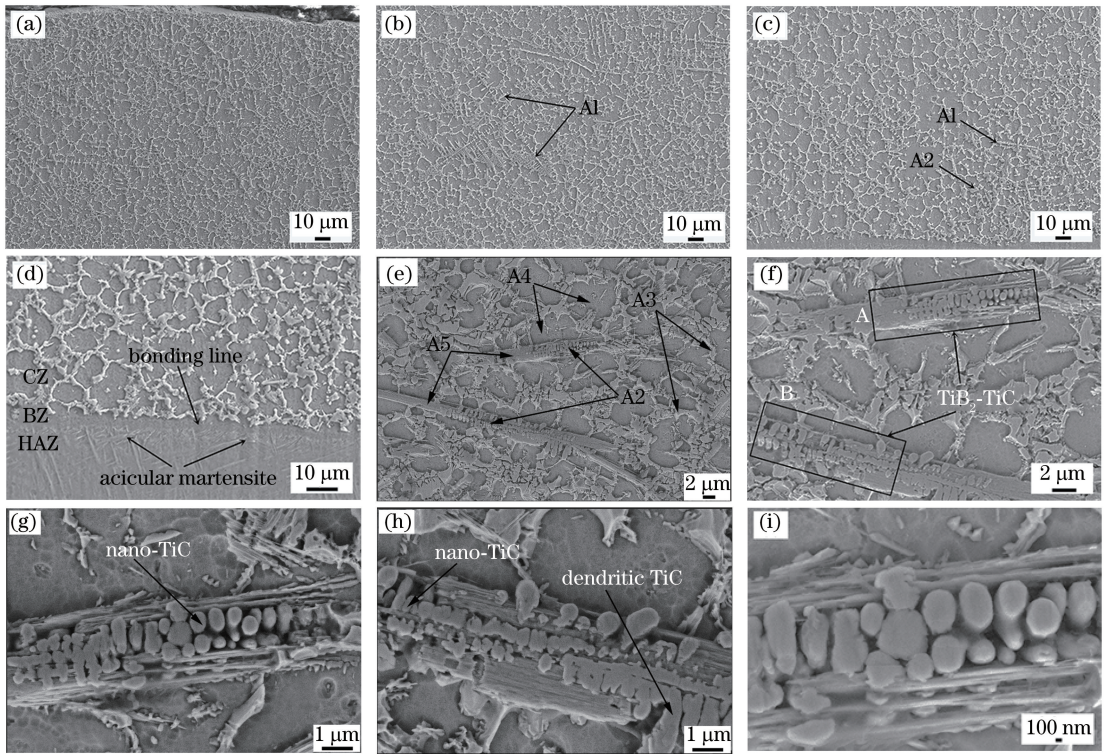


图 4 涂层横截面的微观组织。(a)~(b)涂层上部;(c)涂层底部;(d)结合区;(e)涂层上部;
(f)图(e)的放大图;(g) A 区域的放大图;(h) B 区域的放大图;(i)图(g)的放大图

Fig. 4 Microstructures of cross-section of the coating. (a)-(b) Top region of the coating; (c) bottom region of the coating; (d) bonding zone; (e) top region of the coating; (f) magnified image of Fig. 4 (e); (g) magnified image of A region in Fig. 4 (f); (h) magnified image of B region in Fig. 4 (f); (i) magnified image of Fig. 4 (g)

3.3 二维点阵错配度计算

TiC 在 TiB_2 表面异质形核需要满足界面共格原则,即两者晶格的匹配程度越大,原子间的结合力越大,结晶相就越容易在基底上形核生长。通常用错配度 δ 表示异质形核的基底与结晶相之间的晶格匹配程度。 TiB_2 能否作为 TiC 非均质形核的核心与 Bramfitt 二维点阵错配度有关。Bramfitt^[20]提出了二维点阵错配度的概念,其定义为

$$\delta_{(hkl)_s}^{(hkl)_n} = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \left(\frac{|d_{[uvw]_s}^i \cos \theta - d_{[uvw]_n}^i|}{d_{[uvw]_n}^i} \right) \times 100\%, \quad (7)$$

式中: $(hkl)_s$ 为基底的一个低指数面; $[uvw]_s$ 为 $(hkl)_s$ 上的一个低指数方向; $(hkl)_n$ 为结晶相的一个低指数面; $[uvw]_n$ 为 $(hkl)_n$ 上的一个低指数方向; $d_{[uvw]_s}$ 为沿 $[uvw]_s$ 的原子间距; $d_{[uvw]_n}$ 为

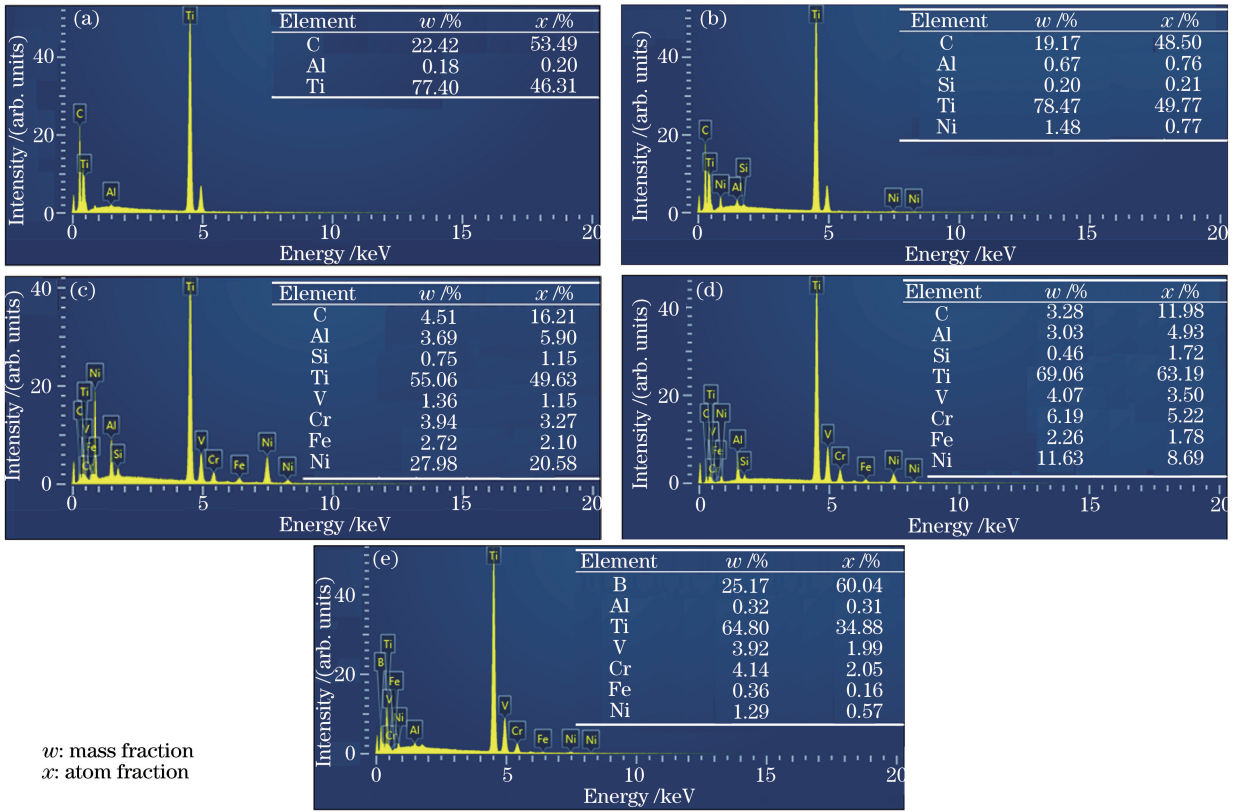


图 5 涂层中各相的 EDS 分析。(a)枝晶 TiC;(b)粒状 TiC;(c) Ti₂Ni;(d) α-Ti;(e) TiB₂

Fig. 5 EDS analysis of phases in the coating. (a) Dendritic TiC; (b) granular TiC; (c) Ti₂Ni; (d) α-Ti; (e) TiB₂

沿 $[uvw]_n$ 的原子间距; θ 为 $[uvw]_s$ 与 $[uvw]_n$ 之间的夹角,该角不应为钝角。

根据 Bramfitt 理论,在异质形核时, δ 小于 6% 的核心最有效, δ 为 6%~12% 的核心中等有效, δ 大于 12% 的核心无效。基于 Bramfitt 二维点阵错配度理

论计算 TiB₂ 和 TiC 之间的二维点阵错配度,并以此来判断 TiB₂ 是否可以作为 TiC 异质形核的核心,同时验证图 4(e)中 TiB₂-TiC 复合镶嵌结构的形成。

通过 Materials Studio 2017 软件建立的 TiB₂ 和 TiC 的晶体结构如图 6 所示,晶格参数见表 2。

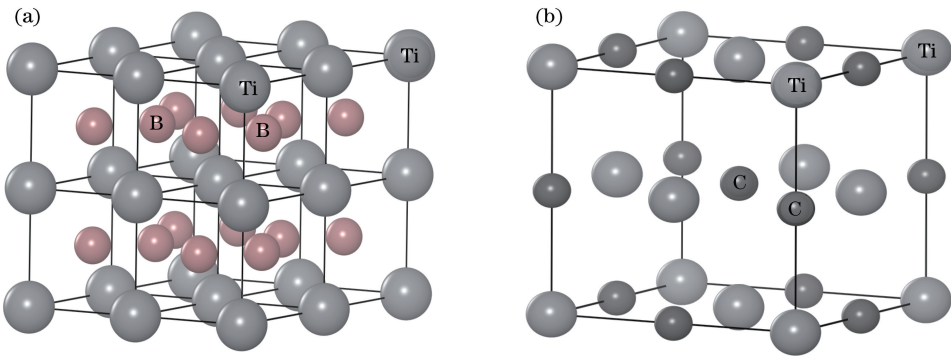


图 6 晶体结构。(a) TiB₂;(b) TiC

Fig. 6 Crystal structures. (a) TiB₂; (b) TiC

表 2 TiB₂ 和 TiC 的晶格参数

Table 2 Lattice constants of TiB₂ and TiC

Crystal	Crystal system	Space group	Lattice constant / nm		
			a	b	c
TiB ₂	Hexagonal	P6-MMM	0.3028	0.3028	0.3228
TiC	Cubic	FM-3M	0.4328	0.4328	0.4328

计算得到的 TiB₂ 与 TiC 原子之间的晶格错配度 δ 如表 3 所示, TiB₂ 和 TiC 的匹配关系示如图 7 所示。由表 3 可以看出, TiB₂ 的(0001)面与 TiC 的(111)面之间的二维点阵错配度仅为 1.057%, 为最有效非均质形核。杨庆祥等^[21]的研究表明, Y₂O₃ 的(001)面和 M₇C₃ 的(100)面之间的二维点阵错配度为 8.59%, Y₂O₃ 可以成为 M₇C₃ 的异质形核核心, 细化过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金中的初生 M₇C₃ 碳化物, 提高合金表面的耐磨性能。Shi 等^[22]的研究表明, Y₂O₃ 的(111)面和 TiC 的(110)面之间的错配度为 8.6%, Y₂O₃ 作为 TiC 的异质形核核心为中等有效, 能够进一步细化 TiC。据此判断, 结晶相 TiC 与基底 TiB₂ 间存在良好的共格对应关系, 在较小的过冷度下即可获得较大的形核速率。因此, 激光熔覆 TC4+Ni60 合金中原位生成的 TiB₂ 可以作为 TiC 最有效的异质形核核心。同时, 从图 4(i)可以看出, 以 TiB₂ 异质形核的 TiC 纳米尺寸远小于涂层底部的粒状 TiC, 其在形成 TiB₂-TiC 复合镶嵌结构的同时细化了初生 TiC, 而依附生长在 TiB₂ 表面的近枝晶 TiC 的尺寸有所增大, 从而出现从纳米级近球形 TiC 以杆状 TiB₂ 为异质形核核心过渡到微米级近枝晶状 TiC 依附在杆状 TiB₂ 表面的现象。

表 3 计算 TiB₂ 与 TiC 之间晶格错配度的参数及结果
Table 3 Parameters in calculating lattice misfit between TiB₂ and TiC, and calculated misfit

Parameter	TiB ₂ (0001)//TiC(111)		
$[uvw]_{TiB_2}$	$[\bar{2}110]$	$[\bar{1}100]$	$[\bar{1}2\bar{1}0]$
$[uvw]_{TiC}$	$[\bar{1}01]$	$[\bar{1}11]$	$[\bar{1}10]$
$\theta / (^\circ)$	0	0	0
$d_{TiB_2} / (10^{-10} \text{ m})$	3.028	5.245	3.028
$d_{TiC} / (10^{-10} \text{ m})$	3.060	5.301	3.060
$\delta / \%$	1.057		

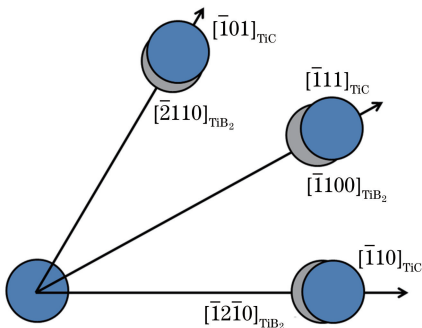


图 7 (0001)TiB₂ 与(111)TiC 的晶体学关系

Fig. 7 Crystal relationship between (0001)TiB₂ and (111)TiC

3.4 显微硬度

涂层的显微硬度分布如图 8 所示。可以看出:

涂层的最大显微硬度为 617 HV, 约为 Ti811 钛合金的 1.62 倍。与基材相比, 涂层的显微硬度增大了。这是因为: 激光熔覆过程中生成了大量增强相 TiC、TiB₂ 以及金属间化合物 Ti₂Ni, 它们具有弥散强化的作用; Cr、Al、Fe、Ni 等合金元素固溶于富 Ti 基底起到了固溶强化的作用; 涂层中生成了 TiB₂-TiC 复合结构, TiB₂ 作为 TiC 异质形核的核心细化了部分 TiC, 产生细晶强化效应, 使涂层的显微硬度增大^[23]。可见, 涂层显微硬度的增大是由弥散强化、合金元素固溶强化和细晶强化综合作用的结果。

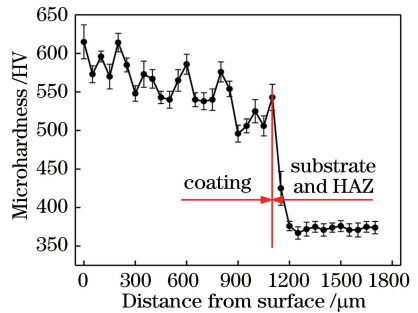


图 8 涂层的显微硬度分布

Fig. 8 Microhardness distribution of the coating

3.5 摩擦磨损性能

Ti811 钛合金和涂层的摩擦磨损性能见表 4, 磨损体积、摩擦因数及磨损轨迹截面轮廓曲线如图 9 所示。从图 9(a)~(b)中可以看出, 涂层的磨损体积和磨损深度均小于 Ti811 钛合金的, 涂层的磨损体积率约减小了 26%, 表明涂层具有较好的耐磨性能。从图 9(c)可以看出, 在相同的摩擦磨损条件下, Ti811 钛合金在稳定摩擦磨损阶段的摩擦因数为 0.56~0.75, 而涂层的摩擦因数为 0.37~0.41, 即涂层具有较小的摩擦因数, 显著改善了 Ti811 钛合金表面的减摩性。从图 9(d)可以看出, 涂层磨损深度和磨损面积均小于 Ti811 钛合金的, 这是因为涂层中原位生成了陶瓷增强相 TiC 及 TiB₂, 它们在磨损过程中起到了“骨架”作用, 有效阻碍了磨粒的楔入, 减小了磨损过程中撕裂剪切点的行程, 使涂层具有良好的耐磨性^[24-25]。

表 4 Ti811 钛合金和涂层的摩擦磨损性能

Table 4 Friction and wear properties of Ti811 titanium alloy and the coating

Material	Wear volume / (10 ⁻³ mm ³)	Wear depth / μm	Wear volume rate / (10 ⁻³ mm ³ ·s ⁻¹)
Ti811	238.3	94.35	1.19
Coating	175	80.13	0.88

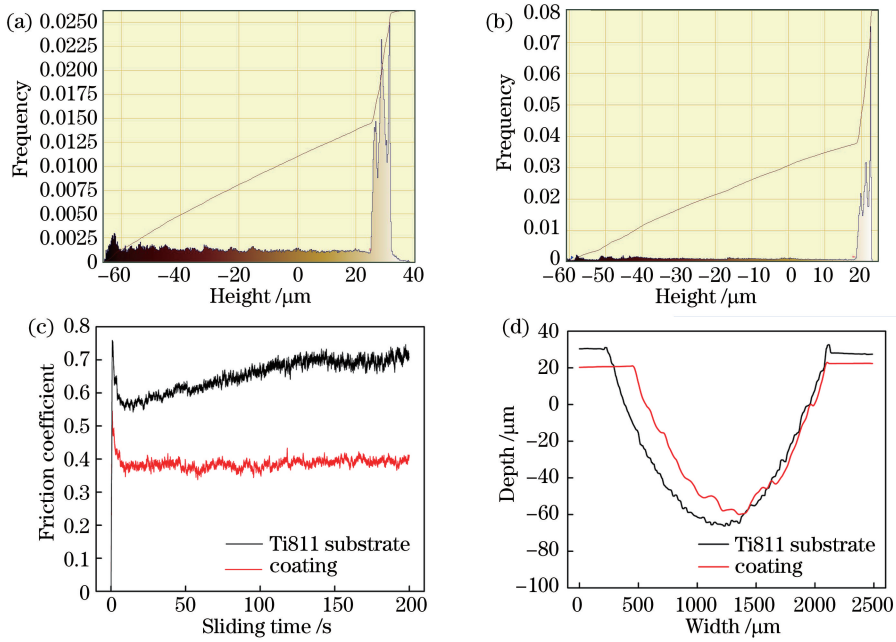


图 9 (a) Ti811 钛合金的磨损体积;(b)涂层的磨损体积;(c)摩擦因数曲线;(d)典型磨损轨迹截面轮廓
Fig. 9 (a) Wear volume of Ti811 titanium alloy; (b) wear volume of the coating; (c) friction coefficient curves; (d) section profiles of a typical wear track

Ti811 钛合金及涂层的轮廓扫描及磨损形貌如图 10 所示。从图 10(a)、(c)可以看出, Ti811 钛合金的磨损表面非常粗糙, 并伴有深犁沟和材料剥落, 表现为严重的磨粒磨损和黏着磨损特征。在磨损试

验过程中, 对磨件 WC 球表面坚硬的凸起很容易渗入相对较软的 Ti811 钛合金表面, 在基体表面形成微切削和犁沟。从图 10(b)、(d)可以看出, 涂层的磨损表面较光滑, 犁沟较浅且材料剥落情况明显减

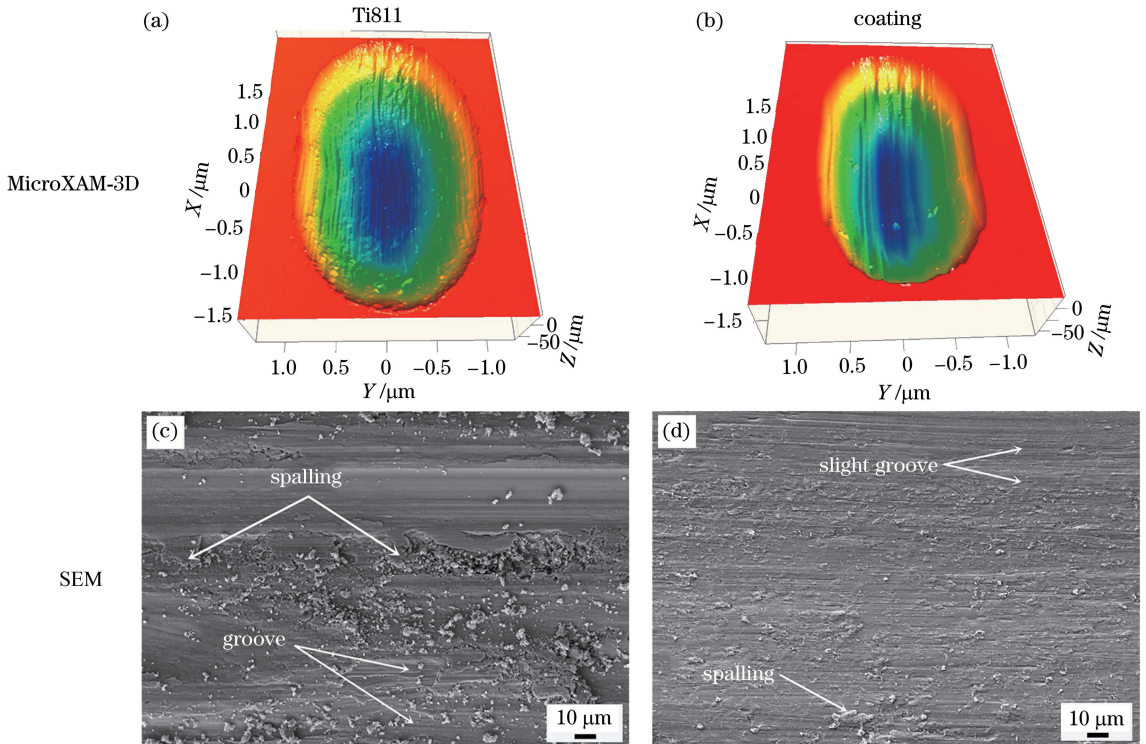


图 10 Ti811 钛合金及涂层的磨损形貌
Fig. 10 Wear appearances of Ti811 titanium alloy and the coating

弱,这是因为:一方面,涂层具有较大的显微硬度,可以有效提高涂层的抗磨粒磨损性能,减弱 WC 对磨球对涂层的犁削作用;另一方面,涂层中大量的增强相 TiC 和 TiB₂ 起到了弥散强化作用,在涂层与摩擦副对磨过程中承担了主要载荷,同时 TiB₂-TiC 复合镶嵌结构细化了部分 TiC,有效防止了涂层和 WC 球的进一步磨损,减小了涂层和摩擦副之间的黏附力,改善了涂层的抗黏着磨损能力。涂层的磨损机制主要为黏着磨损及轻微的磨粒磨损^[26-28]。

4 结 论

通过激光熔覆技术在 Ti811 钛合金表面制备了 Ti 基复合涂层,得到以下结论:

- 1) 涂层主要由 TiC、TiB₂、Ti₂Ni 及 α -Ti 组成;
- 2) TiB₂ 可以作为 TiC 的最有效的异质形核核心,形成 TiB₂-TiC 复合镶嵌结构;
- 3) 弥散强化、固溶强化作用及细晶强化作用使得涂层的显微硬度显著增大;
- 4) 涂层的摩擦磨损性能优于基体,其磨损机制主要为黏着磨损及轻微的磨粒磨损。

参 考 文 献

- [1] Zhao Y Q, Zhu K Y, Li Z C, *et al.* Thermal stability of the Ti811 alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 1997, 26(3): 35-39.
赵永庆, 朱康英, 李佐臣, 等. Ti811 合金的热稳定性[J]. *稀有金属材料与工程*, 1997, 26(3): 35-39.
- [2] Zhao Y Q. Ti-8Al-1Mo-1V alloy [J]. *Titanium Industry Progress*, 1994(6): 11-12.
赵永庆. Ti-8Al-1Mo-1V 合金 [J]. *钛工业进展*, 1994(6): 11-12.
- [3] Zhang X H, Liu D X. Influence of surface coating on Ti811 alloy resistance to fretting fatigue at elevated temperature[J]. *Rare Metals*, 2009, 28(3): 266-271.
- [4] Wendt U, Settegast S, Grodrian I U. Laser alloying of aluminum with titanium wire [J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2003, 22(19): 1319-1322.
- [5] Weng F, Yu H J, Chen C Z, *et al.* Microstructures and wear properties of laser cladding Co-based composite coatings on Ti-6Al-4V [J]. *Materials & Design*, 2015, 80: 174-181.
- [6] Sun R L, Yang D Z, Guo L X, *et al.* Effect of laser parameter on microstructure and microhardness of NiCrBSi laser cladding layer[J]. *Optical Technique*, 2001, 27(1): 34-36, 38.

孙荣禄, 杨德庄, 郭立新, 等. 激光工艺参数对钛合金表面 NiCrBSi 合金熔覆层组织及硬度的影响[J]. *光学技术*, 2001, 27(1): 34-36, 38.

- [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]. *Applied Surface Science*, 2014, 305(30): 16-23.
- [8] Sun R L, Niu W, Lei Y W, *et al.* Tribological properties in vacuum of TiB₂-TiC/Ni laser clad layer on titanium alloy substrate [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, 33(5): 131-135.
孙荣禄, 牛伟, 雷贻文, 等. 钛合金表面激光熔覆 TiB₂-TiC/Ni 复合涂层的真空摩擦磨损性能[J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(5): 131-135.
- [9] Zhang T G, Sun R L. Microstructure and properties of nano-Ti₃ Al laser cladding layer prepared 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 Ti₃ Al 激光熔覆层的组织和性能[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102002.
- [10] Zhai Y J, Liu X B, Qiao S J, *et al.* Characteristics of laser clad α -Ti/TiC + (Ti, W) C_{1-x}/Ti₂SC + TiS composite coatings on TA2 titanium alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 89: 97-107.
- [11] 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.
- [12] Zhou S F, Zeng X Y. Growth characteristics and mechanism of carbides precipitated in WC-Fe composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 505(2): 685-691.
- [13] Schwendner K I, Banerjee R, Collins P C, *et al.* Direct laser deposition of alloys from elemental powder blends[J]. *Scripta Materialia*, 2001, 45(10): 1123-1129.
- [14] Masanta M, Shariff S M, Roy Choudhury A. Evaluation of modulus of elasticity, nano-hardness and fracture toughness of TiB₂-TiC-Al₂O₃ composite coating developed by SHS and laser cladding [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(16/17): 5327-5335.
- [15] Xuan H F, Wang Q Y, Bai S L, *et al.* A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni-Cr-B-Si coating prepared by laser cladding

- [] . Surface and Coatings Technology, 2014, 244: 203-209.
- [16] Weng F, Yu H J, Chen C Z, *et al.* Microstructure and property of composite coatings on titanium alloy deposited by laser cladding with Co42 + TiN mixed powders [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 686: 74-81.
- [17] Li P T, Wu Y Y, Liu X F. Controlled synthesis of different morphologies of TiB₂ microcrystals by aluminum melt reaction method [J]. Materials Research Bulletin, 2013, 48(6): 2044-2048.
- [18] 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.
- [19] Sorrell C, Beratan H R, Bradt R C, *et al.* Directional solidification of (Ti, Zr) carbide-(Ti, Zr) diboride eutectics [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2006, 67(3): 190-194.
- [20] Bramfitt B L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1970, 1(7): 1987-1995.
- [21] Yang Q X, Zhao B, Yun X, *et al.* Influence of nano-Y₂O₃ on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloy surface [J]. Surface Technology, 2015, 44(4): 42-47, 53.
杨庆祥, 赵斌, 员霄, 等. 纳米 Y₂O₃ 对过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金表面微观组织与耐磨性的影响 [J]. 表面技术, 2015, 44(4): 42-47, 53.
- [22] Shi Z J, Liu S, Gao Y K, *et al.* Mechanism of Y₂O₃ as heterogeneous nucleus of TiC in hypereutectic Fe-CrC-Ti-Y₂O₃ coating: first principle calculation and experiment research [J]. Materials Today Communications, 2017, 13: 80-91.
- [23] Hansen N. Hall-Petch relation and boundary strengthening [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(8): 801-806.
- [24] Zhu C C, Qu W, Zhang X H, *et al.* Progress in research on TiC-TiB₂ composites [J]. Materials Review, 2003, 17(1): 48-50, 54.
朱春城, 曲伟, 张幸红, 等. TiC-TiB₂ 复合材料的研究进展 [J]. 材料导报, 2003, 17(1): 48-50, 54.
- [25] Wang Y, Zou B L, Cao X Q. Combustion synthesis of TiC-TiB₂ particulates locally reinforced steel matrix composites from an Al-Ti-B₄C system during casting [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(3): 367-372.
王盈, 邹兵林, 曹学强. Al-Ti-B₄C 体系熔体内燃烧合成 TiC-TiB₂ 颗粒局部增强钢基复合材料 [J]. 金属学报, 2014, 50(3): 367-372.
- [26] Chen T, Liu D F, Wu F, *et al.* Effect of CeO₂ on microstructure and wear resistance of TiC bioinert coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding [J]. Materials, 2018, 11(1): 58.
- [27] Sun R L, Yang X J. Microstructure, friction and wear properties of *in situ* synthesized TiC-TiB₂/Ni-based metallic ceramic coating by laser cladding [J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2003, 31(12): 1221-1224.
孙荣禄, 杨贤金. 激光熔覆原位合成 TiC-TiB₂/Ni 基金属陶瓷涂层的组织和摩擦磨损性能 [J]. 硅酸盐学报, 2003, 31(12): 1221-1224.
- [28] Wang S, Cheng X, Tian X J, *et al.* Effect of TiC addition on microstructures and properties of MC carbide reinforced Inconel625 composites by laser additive manufacturing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(6): 0602002.
王舒, 程序, 田象军, 等. TiC 添加量对激光增材制造 MC 碳化物增强 Inconel625 复合材料组织及性能的影响 [J]. 中国激光, 2018, 45(6): 0602002.