

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20180329002

感应熔覆原位 TiC/Ti 复合涂层的结构特征与纳米力学性能

于鹤龙¹, 魏敏^{2,3}, 张梦清¹, 王红美¹, 宋占永¹, 张伟^{2,3}

(1. 陆军装甲兵学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072; 2. 京津冀再制造产业技术研究院, 河间 062450; 3. 北京睿曼科技有限公司, 北京 100043)

摘要: 以钛和石墨为原料, 采用预置粉末结合高频感应加热熔化的方法在 Ti6Al4V 基体表面制备了原位自生 TiC 增强 Ti 基复合涂层, 研究了涂层微观结构、物相构成、纳米力学性能及显微硬度。结果表明, 感应熔覆钛基复合涂层表面平整, 内部无裂纹和孔隙, 与基体形成了冶金结合; 熔覆过程中 Ti 与石墨充分反应生成 TiC 增强相, 涂层基质相由 α -Ti 和少量 β -Ti 构成; TiC 在涂层内分布均匀, 其纳米压痕硬度和弹性模量高达 22 和 280 GPa, 较 Ti6Al4V 基体分别提高 18 和 130 GPa, 因此使复合涂层具有较高的硬度。

关键词: TiC; 原位合成; 钛基复合涂层; 感应熔覆

中图分类号: TG174.44

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2018)05-0150-09

Microstructure Characteristics and Nano Mechanical Properties of In-situ TiC/Ti Composite Coating by Induction Cladding

YU Helong¹, WEI Min^{2,3}, ZHANG Mengqing¹, WANG Hongmei¹, SONG Zhanyong¹, ZHANG Wei^{2,3}

(1. National Key Laboratory for Remanufacturing, Army Academy of Armored Forces, Beijing 100072, China; 2. Institute of Remanufacturing Industry Technology, Jing-jin-ji, Hejian 062450, China; 3. Beijing Ruiman Technology Co. Ltd., Beijing 100043, China)

Abstract: Induction cladding TiC/Ti composite coating was in-situ synthesized by induction heating the preplaced powder mixture of Ti and graphite on a Ti6Al4V substrate. The microstructure, phase composition, nano mechanical properties and microhardness of the coating were studied. Results show that the composite coating exhibits a smooth surface and a dense microstructure without cracks and pores. A metallurgical adherence is formed between the coating and the substrate. The graphite fully reacts with Ti to produce TiC reinforcement particles during the induction cladding process. The coating matrix is formed by the β -Ti and the equiaxed α -Ti phase. Fine titanium carbides are uniformly distributed in the coating. The nanoindentation hardness and modulus of the TiC particles are about 22 and 280 GPa, respectively, which increase the microhardness of the composite coating.

Keywords: TiC; in-situ synthesis; Ti matrix composite coating; induction cladding

0 引言

钛及钛合金具有比强度高、耐腐蚀性好、无磁性以及良好的生物相容性等优点, 在航空航天、化工、海洋装备和生物医学等领域应用广泛^[1]。但

钛合金摩擦因数高, 耐磨性和承载能力差, 极大地限制了其在工业领域的大规模使用^[2]。非连续增强钛基复合涂层技术是改善钛合金表面力学性能的有效手段。不同于传统外加颗粒法直接将硬质

收稿日期: 2018-03-29; 修回日期: 2018-09-28

网络出版日期: 2018-10-13 13:41; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20181013.1340.008.html>

通信作者: 于鹤龙 (1979—), 男 (满), 副研究员, 博士; 研究方向: 表面工程与摩擦学; E-mail: helong.yu@163.com

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFB0310703, 2017YFF0207905)

Fund: Supported by National Key R&D Program of China (2017YFB0310703, 2017YFF0207905)

引用格式: 于鹤龙, 魏敏, 张梦清, 等. 感应熔覆原位 TiC/Ti 复合涂层的结构特征与纳米力学性能[J]. 中国表面工程, 2018, 31(5): 150-158.

YU H L, WEI M, ZHANG M Q, et al. Microstructure characteristics and nano mechanical properties of in-situ TiC/Ti composite coating by induction cladding[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(5): 150-158.

相分散在涂层内部,原位(In-situ)合成方法在涂层成形过程中借助涂层原料中不同成分间的化学反应生成增强体,原位增强体与涂层基质相热力学稳定、界面纯净,有效解决了外加颗粒法制备复合涂层工艺中存在的增强体尺寸无法控制、分布不均、界面反应、相溶性差等问题,是一种极具潜力的钛合金表面高性能涂层制备工艺,引起了广泛关注^[3-5]。研究表明,采用激光熔覆等手段制备的原位 TiC^[6]、TiB^[7]、TiN^[8]或(TiC+TiB)^[9]等颗粒增强的钛基复合涂层均具有较高的硬度和良好的摩擦学性能。

感应加热技术具有高效节能、热响应快、运行成本低等特点,近年来被逐渐引入到表面涂层制备领域,如激光/感应复合^[10]、感应熔化^[11]和感应烧结^[12]等方法制备 Ni 基或 Co 基涂层。

在原位合成金属基复合涂层方面,Wang 等^[13]采用感应熔覆技术制备了原位 TiC 增强 Ni 基复合涂层,涂层硬度高达 1200 HV_{0.2},约为基体 16Mn 钢的 5 倍。但目前未见关于感应熔覆原位合成钛基复合涂层的相关报道,考虑到感应加热过程不同于激光、TIG、电子束等点状热源,其较大的熔覆面积可能有利于提高涂层沉积效率并减少裂纹等缺陷。

基于此,文中采用预置 Ti 与石墨混合粉末结合高频感应加热的方法,探索了在 Ti6Al4V 表面制备原位 TiC 增强 Ti 基复合涂层的可行性,研究了复合涂层的微观结构、物相构成、纳米力学性能及显微硬度。

1 试 验

1.1 涂层制备

试验用海绵钛(北京有色金属研究总院)粒度为 28 μm (500 目),纯度 99.7%;石墨(国药集团化学试剂有限公司)为光谱纯,呈片层状,片层直径 2~3 μm ,厚度 200~500 nm。利用三维混合机对钛粉和石墨构成的原料粉末进行混合,时间 24 h,转速 90 r/min。混合粉末中石墨质量分数分别为 2.7% 和 9.7%,对应的 C 原子数分数为 10% 和 30%。图 1 所示为混合粉末典型的 SEM 形貌。

试验选择 TC4(Ti6Al4V) 热轧钛合金厚板作为基体材料,试样尺寸为 50 mm×30 mm×10 mm,采用喷砂方法去除钛合金表面氧化层,用石油醚溶液对处理后基体表面进行清洗。将混合后的 Ti 和石墨粉末与粘结剂(松香:松节油=1:3,质量比)混合制成膏状物,均匀涂于 TC4 基体表面,并在真空干燥箱中进行烘干处理,温度 150 $^{\circ}\text{C}$,时间 2 h,获得表面预置厚度 1.6~1.7 mm 反应物粉末的待熔覆样品。

图 2 所示为感应熔覆合成钛基复合涂层工艺的示意图。熔覆过程中试样放置在充满氩气的石英罩内,采用数控机床控制试样或线圈线性运动。熔覆试验采用广东万江广源公司的 GY-40AB 型高频感应加热设备,振荡频率(f)为 80~200 kHz,最大输出功率(p)为 40kW。采用平面感应线圈进行熔覆,线圈外形尺寸为 30 mm×50 mm×8 mm、方形铜管尺寸 8.0 mm×8.0 mm、壁厚 0.5 mm。在

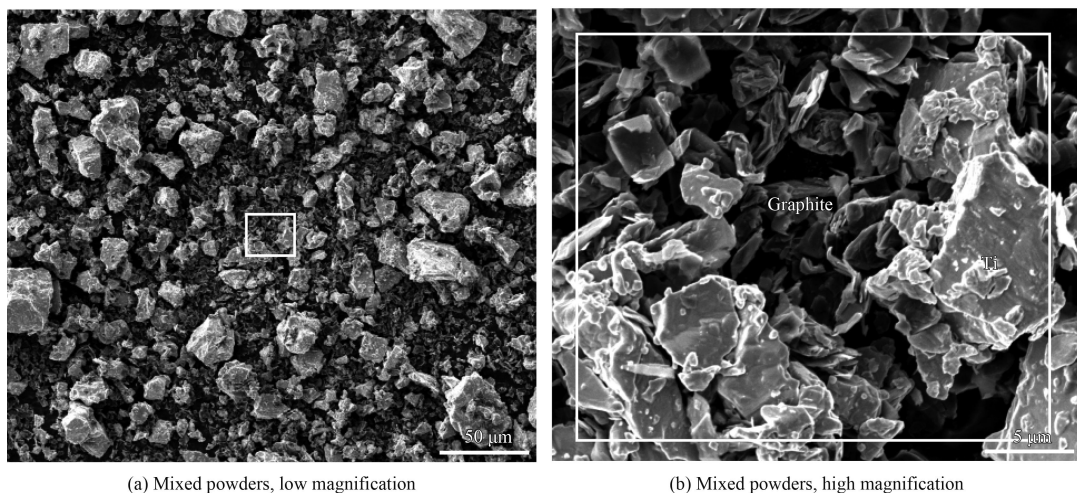


图 1 钛与石墨粉混合后典型的 SEM 形貌

Fig.1 Typical SEM images of the mixed graphite and Ti powders

大量工艺试验的基础上, 采用优化的工艺参数:
 $P=13 \text{ kW}$, $v=1.9 \text{ mm/s}$, $a=5 \text{ mm}$, $f=120 \text{ kHz}$ 。

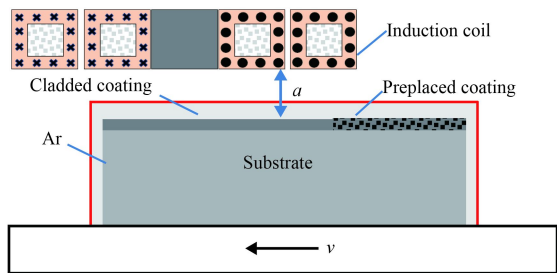


图2 感应熔覆合成钛基复合涂层工艺过程示意图

Fig.2 Schematic diagram of induction cladding process of in-situ Ti matrix composite coating

1.2 涂层物相与结构分析

采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪对涂层表面进行物相分析, 使用 Cu 靶 $K\alpha$ 射线 ($\lambda=1.54056 \text{ \AA}$)。用 Olympus 激光共聚焦显微镜和带有电子背散射衍射 (EBSD, 配有 TSLOIM 软件) 系统的 FEI Nova NanoSEM 450 型场发射扫描电子显微镜 (FESEM) 对涂层截面金相样品进行形貌和微观组织分析。金相样品制备过程中, 分别用 200、400、800、1200 和 2000 号的 SiC 水磨砂纸对截面样品进行打磨, 之后用氧化硅溶胶+0.2% 氢氧化钠+0.6% 双氧水溶液复配制得的抛光液进行机械抛光, 抛光后样品用 Kroll 试剂 (体积分数为 2% HF+5% HNO₃ 的水溶液) 进行腐蚀 (腐蚀时间约 10 s)。

1.3 涂层微纳力学性能分析

采用 Buehler micromet 6030 型显微硬度计测量涂层截面显微硬度, 使用标准 Vickers 四棱锥形金刚石压头, 载荷为 200 g, 加载时间为 15 s。采用 Agilent Nano Indenter G200 型纳米压痕仪测量涂层纳米力学性能, 使用标准三棱锥形金刚石压头, 使用连续刚度测试模式 (CSM), 设定最大压痕深度为 1000 nm, 计算弹性模量时泊松比取 0.25, 最终获得涂层截面不同相结构沿深度方向的压痕硬度和弹性模量分布。

2 结果与讨论

2.1 涂层的物相与结构特征

图3为感应熔覆前预置粉末和熔覆后复合涂层的 XRD 图谱。可以看出, 涂层的 XRD 图谱中

可识别明显的 TiC 特征峰, 同时未见石墨和 TiO₂, 表明熔覆过程中石墨与 Ti 完全反应形成 TiC。此外, 由 XRD 图谱可知, 涂层基质相由 α -Ti 和少量 β -Ti 构成。

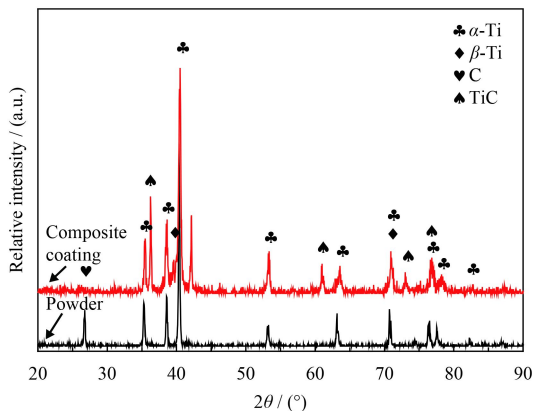


图3 原料粉末和复合涂层的 XRD 图谱 (30% C)

Fig.3 XRD patterns of the raw Ti and graphite powders and the composite coating (30% C)

图4为 (10%C+90%Ti, 原子数分数, 下同) 预置粉末经熔覆后获得的复合涂层截面金相组织。涂层组织致密、厚度约为 1.6 mm, 涂层内部和界面区域无孔隙和裂纹缺陷, 涂层表面平整, 涂层与基体界面结合紧密, 形成了良好的冶金结合。由图4(c)可以看出, 涂层内部均匀分布大量析出相, 呈短纤维状。同时涂层内部存在明显的晶界组织 (如图4(c)中箭头所示), 涂层晶粒较大, 约为 400~500 μm 。由图4(d)还可以看出, 临近界面处的基体组织因受熔覆过程的热影响而形成了粗大的条状组织。

图5所示为 (30% C+70% Ti) 预置粉末经熔覆后获得的复合涂层截面金相组织。可以看出, 预置粉末中石墨含量升高后, 复合涂层同样组织致密、表面平整, 但涂层晶粒尺寸明显减小, 约为 40~50 μm 。涂层内部析出相以等轴晶为主, 其中一部分沿晶界析出, 一部分弥散分布在晶粒内部, 尺寸约为 1~2 μm 。同时, 由图5(d)可以看出, 涂层与基体界面处形成了一定宽度的过渡区, 该区域内析出相呈短纤维状, 直径和长度分别约为 1 和 3 μm 。此外, 与过渡区相邻的 TC4 基体附近同样形成了粗大的条状组织。实际上, 当预置粉末中 C 含量超过 10% 后, 复合涂层内部增强相形貌与分布特征均与 30%C 含量预置粉末条件下获得的涂层相近。

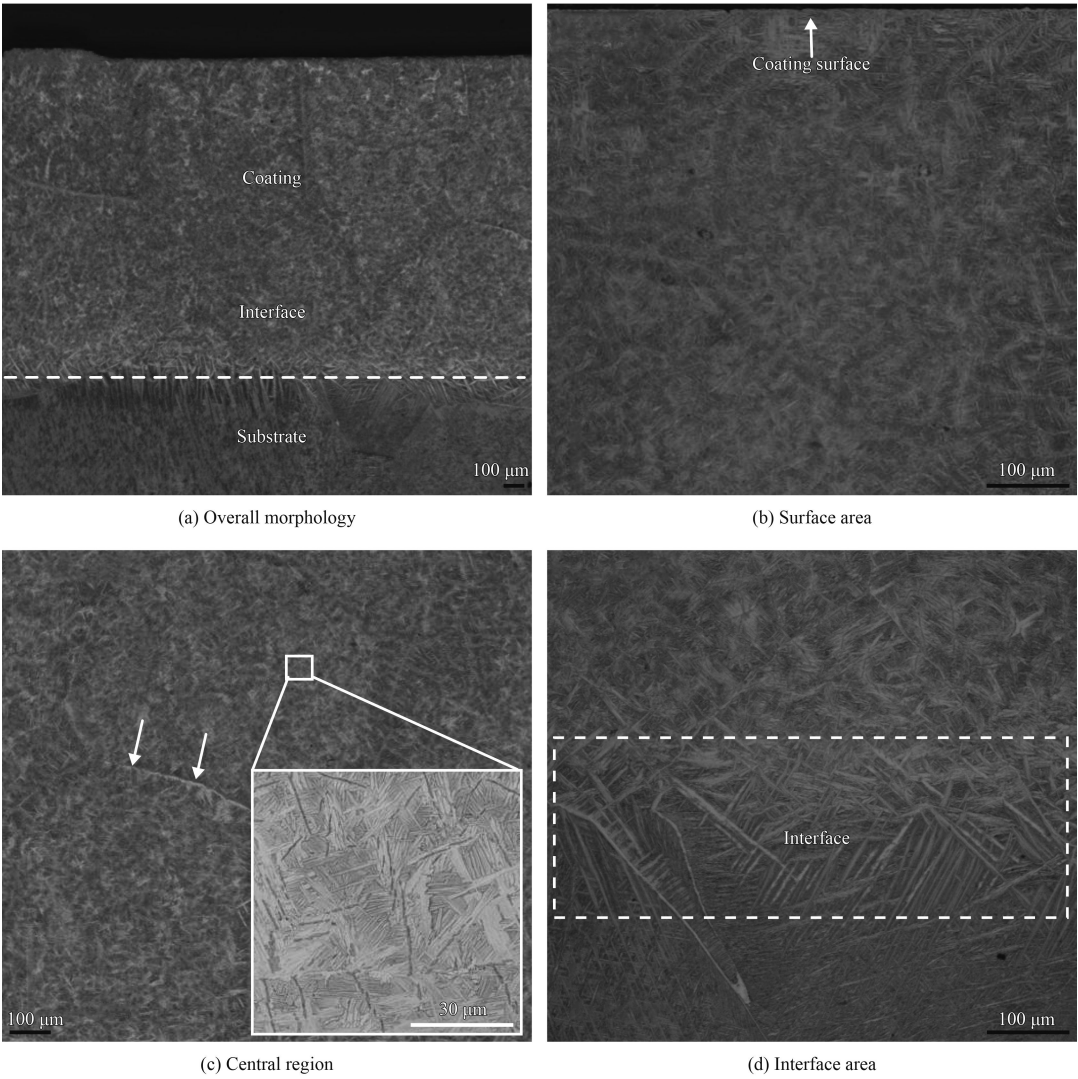


图 4 10% 石墨预置粉末经熔覆后得到的钛基复合涂层截面形貌

Fig.4 Cross-sectional SEM images of Ti matrix composite coating clad by raw powders containing 10% graphite

图 6 所示为 30% C 含量预置粉末经熔覆后得到的复合涂层截面 EBSD 分析结果。由图 6(b)(c)(d) 可以看出, 涂层主要由等轴状 TiC 和 α -Ti 构成, 同时含有少量 β -Ti, 这与前文中涂层 XRD 分析结果一致。结合 EBSD 和 XRD 综合分析, 由图 6(e) 可以看出, 涂层内部残留石墨含量极低, 进一步表明预置粉末中的石墨与钛在感应熔覆过程中反应充分。此外, 图 6(f) 中氧化物的含量很少, 表明涂层制备过程中钛在氩气氛围下保护良好, 未发生氧化

图 7 为涂层内部不同形状 TiC 增强体典型形貌的 SEM 照片。可以看出, 复合涂层内部 TiC 呈现 4 种典型形貌特征, 分别为短纤维状、近似等轴状、小尺寸等轴状和大尺寸等轴状颗粒。通过

对大量涂层试样截面的 SEM 观察可以得出以下规律, 短纤维状 TiC 的直径为 $0.5 \sim 1.0 \mu\text{m}$, 长度为 $3 \sim 6 \mu\text{m}$, 近似等轴状 TiC 尺寸约为 $1 \sim 2 \mu\text{m}$, 小尺寸 TiC 直径为 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$, 大尺寸 TiC 直径为 $2 \sim 10 \mu\text{m}$ 。另外, 从分布规律上来看, 在预置粉末中 C 含量为 10% 条件下获得的涂层中, TiC 增强体主要以短纤维状为主, 在涂层表面、中部及界面处分布均匀; 在预置粉末中 C 含量为 30% 条件下获得的涂层中, 则同时存在 4 种形态的 TiC 增强体。其中, 涂层的表面与中部, TiC 增强体的形貌为近似等轴状、小尺寸等轴状和大尺寸等轴状, 且在涂层内部的分布密度明显大于涂层表面; 而涂层与基体的界面处, TiC 增强体的形貌为短纤维状。

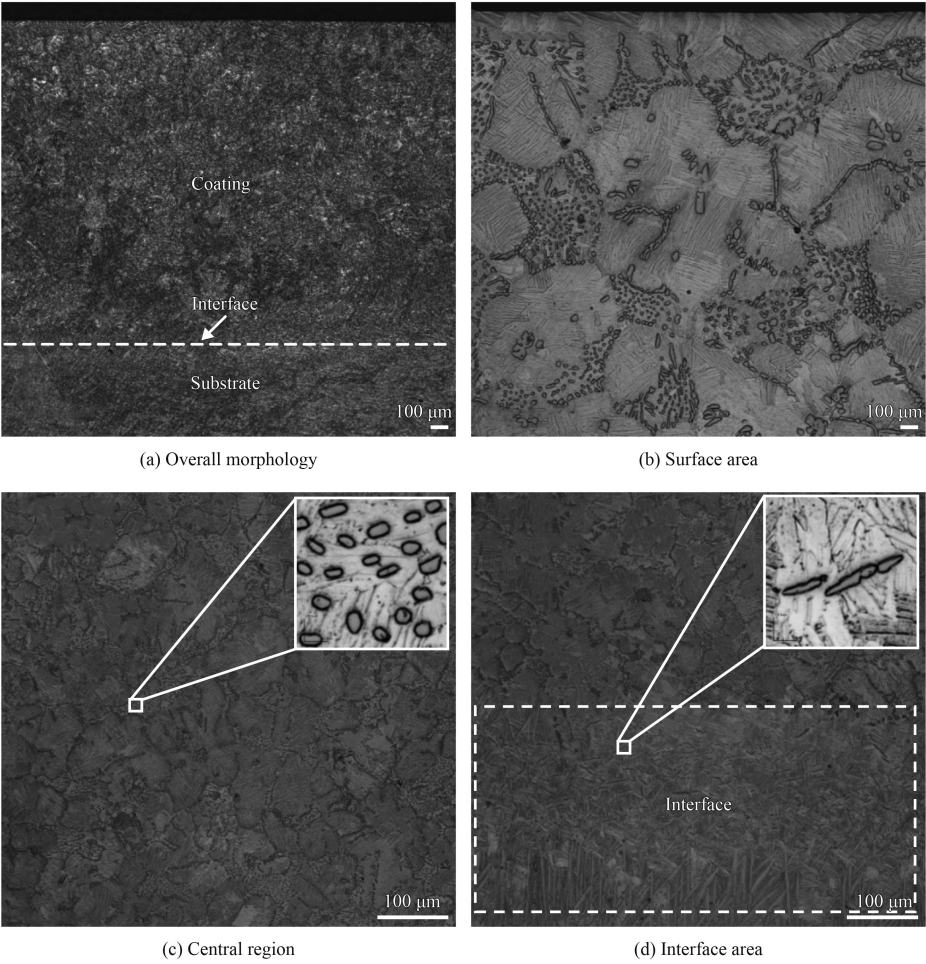


图 5 30% C 预置粉末经熔覆后得到的钛基复合涂层截面形貌

Fig.5 Cross-sectional SEM images of Ti matrix composite coating clad by raw powders containing 30% graphite

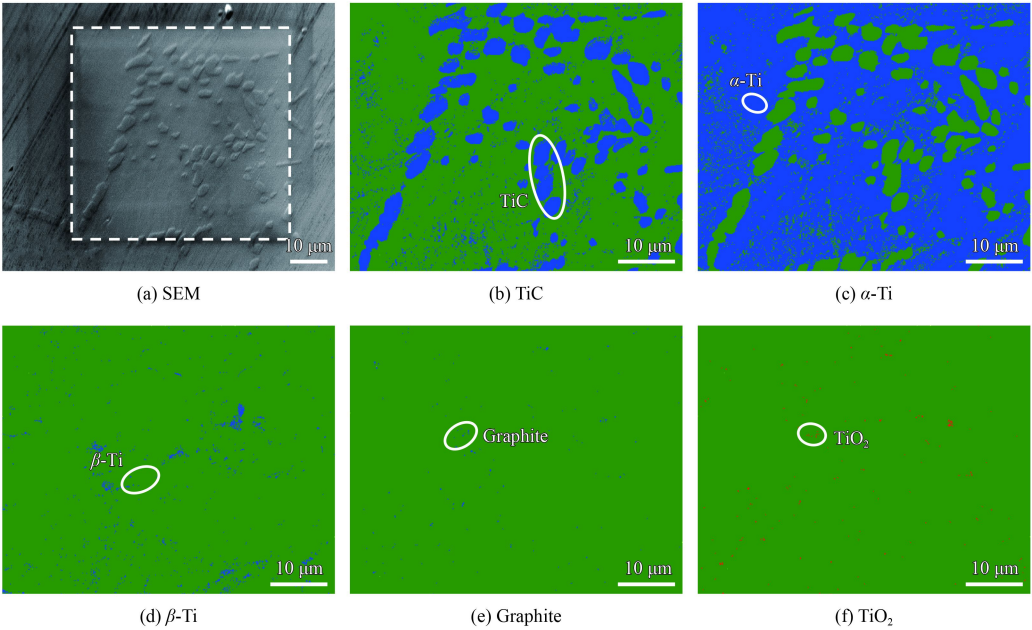


图 6 30%C 预置粉末熔覆后得到的钛基复合涂层 EBSD 分析结果

Fig.6 EBSD analysis results of Ti matrix composite coating clad by raw powders containing 30% C

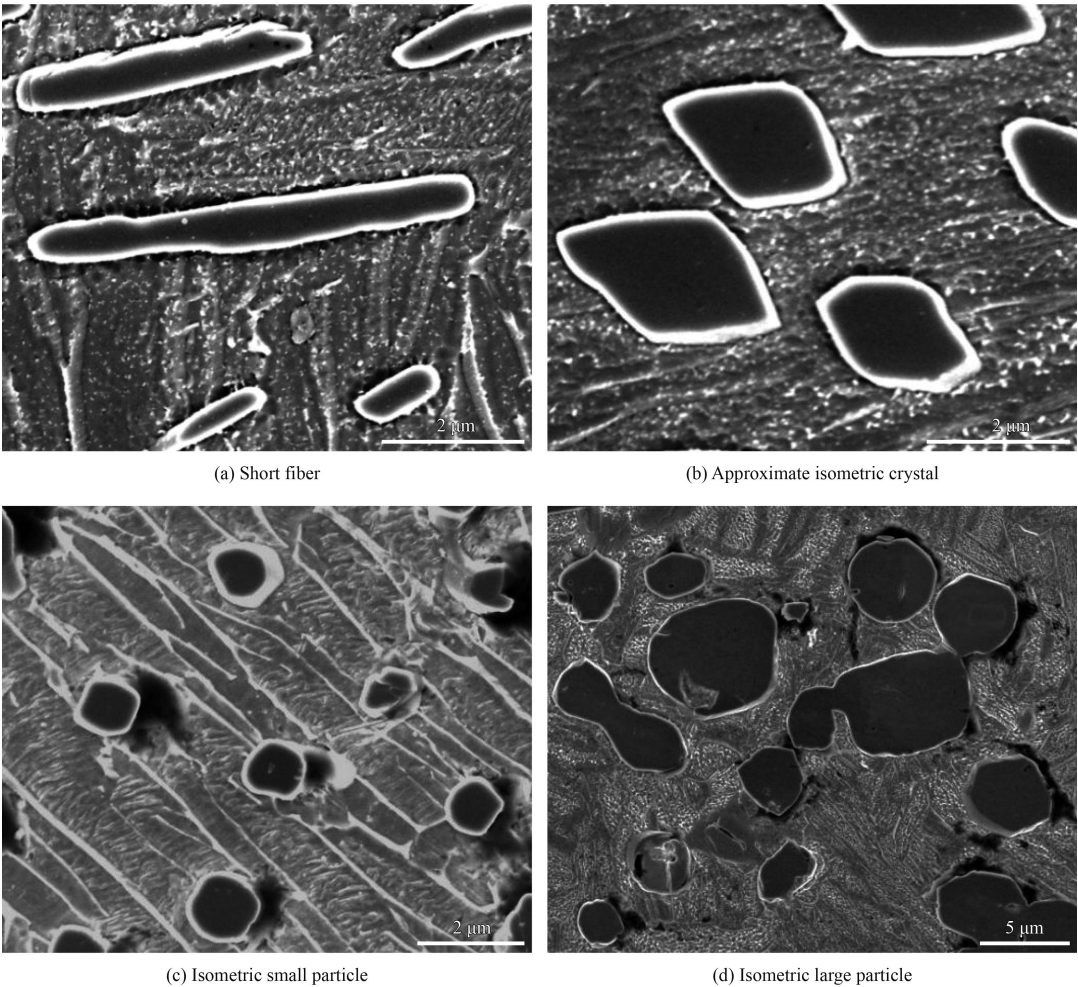


图 7 感应熔覆 TiC/Ti 复合涂层内部增强相的典型 SEM 形貌

Fig.7 Typical SEM images of the reinforcement phases in the induction cladding TiC/Ti composite coating

2.2 涂层显微硬度及力学性能

图 8 所示为预置粉末中碳含量分别为 10% 和 30% 条件下获得的复合涂层截面显微硬度变化曲线。可以看出, 随着预置粉末中石墨含量的增

加, 经熔覆后获得的 TiC/Ti 复合涂层显微硬度明显升高。根据前文涂层物相和微结构分析可知, 随着石墨含量增加, 复合涂层内部 TiC 的体积分数增大, 增强体颗粒对涂层的强化作用加强, 从而引起涂层显微硬度升高。在预置粉末中碳含量 30% 的条件下, 涂层平均显微硬度约为 600 HV_{0.2}, 较 TC4 基体提高 85% 以上。

采用纳米压痕仪研究了原位 TiC/Ti 复合涂层内部 TiC、α-Ti、β-Ti 以及 TC4 基体的纳米力学行为。为获得单一 TiC 增强体的力学性能, 选择颗粒尺寸为 3~4 μm 的 TiC 进行压痕测试。图 9 为复合涂层内部不同相结构以及 TC4 基体压痕的三维形貌。可以看出, 三棱锥形压头在一定载荷作用下, 压入材料内部, 在达到预设压入深度后保压并卸载, 材料经历弹塑性变形后形成了典型的三棱锥形压痕形貌。

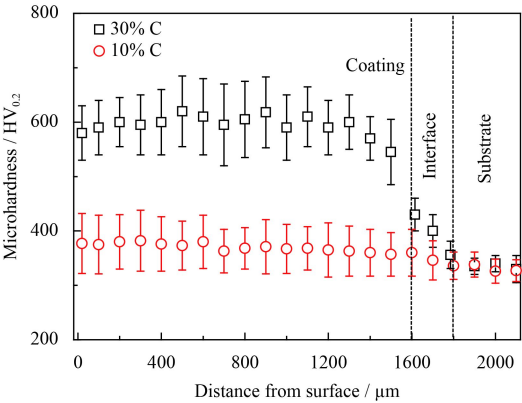


图 8 TiC/Ti 复合涂层的截面显微硬度分布曲线

Fig.8 Cross-sectional microhardness profile of the TiC/Ti composite coating

图 10 为纳米压痕测试获得的载荷-位移曲线, 以及压痕硬度 (H_T) 和弹性模量 (E_T) 随压入深度的变化曲线。由载荷-位移曲线可以看出, 在金刚石压头压入过程中, 在 0 至 720 nm 深度范围内, TiC 所需的载荷最大, 表明其硬度最高。涂层内部 α -Ti 和 TC4 基体在同一深度范围内的载荷-位移曲线几乎重合, 表明二者在一定深度内力学性能相近。而涂层内部 β -Ti 在表面至 720 nm 深度内的加载曲线处于 TiC 和 TC4 基体之间, 表

明其性能劣于 TiC 而优于 TC4 基体和 α -Ti。在 720 nm 至最终压入深度 (约 1000 nm), 不同结构在达到相同压入深度时所需的压入载荷大小依次为: β -Ti>TiC> α -Ti>TC4。总体上, 原位 TiC 增强体具有最高的压痕硬度和弹性模量, 其最大值分别为 22 GPa 和 280 GPa; β -Ti 的硬度和模量平均值分别为 6.1 GPa 和 200 GPa; 而 α -Ti 与 TC4 基体具有相似的力学性能, 平均压痕硬度约为 4 GPa, 模量约为 150 GPa。

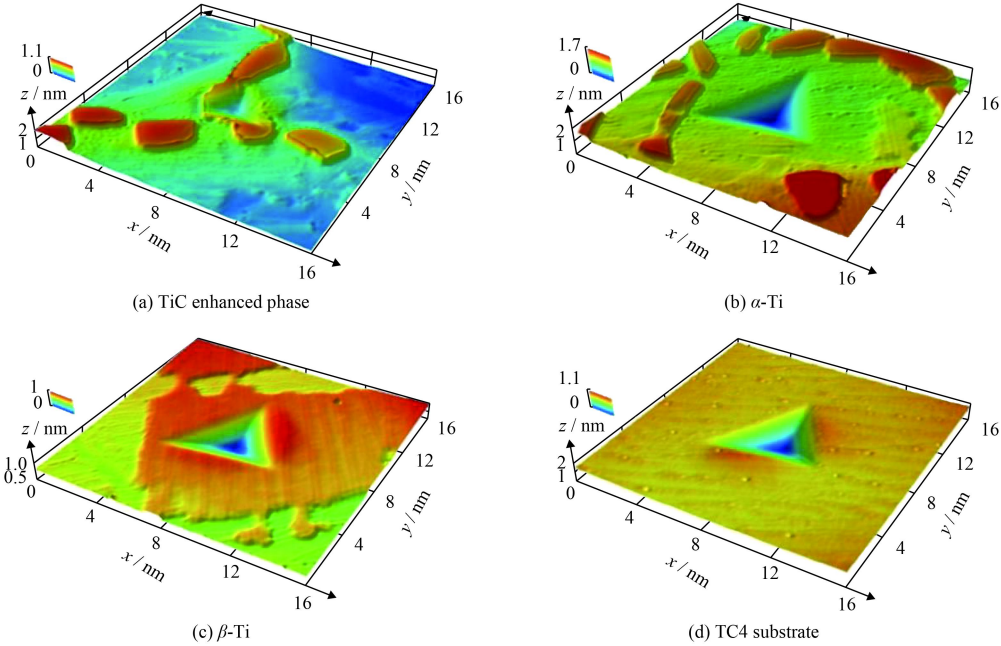


图 9 TiC/Ti 复合涂层内部不同组成相和 TC4 基体纳米压痕的三维形貌

Fig.9 3D images of indentation marks of the different phases in the composite coating and the TC4 substrate

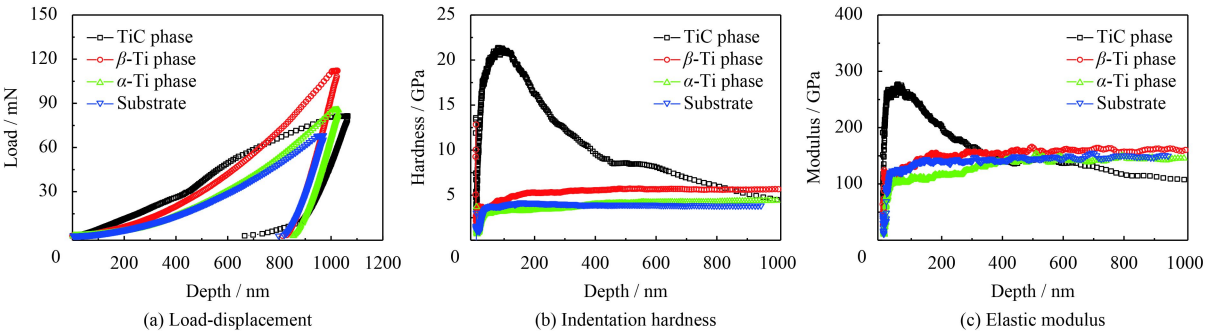


图 10 TiC/Ti 复合涂层内部不同组成相和 TC4 基体的纳米力学性能

Fig.10 Nano mechanical properties of TC4 substrate and the different phases in the composite coating

2.3 结果讨论

已有研究表明^[14], 感应熔覆过程中 Ti 与石墨首先发生固相反应形成 TiC, 而后 TiC 溶解在液相中并在熔池凝固过程中析出长大, 形成涂层增

强相。由于 TiC 具有 NaCl 型晶体结构^[15], 其几何和化学键结构均呈对称状态, 对称晶面在结晶形核时具有相同生长速率, 易形成中心对称结构。因此, TiC 增强体在冷却过程中初晶从液相中析

出, 在初晶粒子周围冷却条件相同的情况下, 易长大形成等轴状球形颗粒。

而对于预置涂层中 C 含量为 10% 的情况, 根据 TiC 体积分数计算可知该成分的涂层内部 C 原子数分数约为 3.2 %, 接近 Ti-C 二元相图共晶点成分。在共晶析出过程中, 在二相之一的体积分数小于 30% 的情况下, 共晶体中的该相以棒状分布时总的相界面表面积最小, 界面能也因此最低, 因而容易在析出过程中形成纤维状^[16]。这同样适用于解释涂层/基体界面过渡区内短纤维状 TiC 增强体的形成原因。TiC 增强体的压痕硬度和弹性模量随压入深度的变化较大, 呈现出明显的尺寸效应。但这种尺寸效应与复合涂层硬质相/软基体的特殊结构有关, 并非传统意义上纳米压痕过程中的尺寸效应 (Indentation size effect, ISE)^[17]。为揭示压入深度、压痕体积与颗粒尺寸同原位 TiC 增强体力学性能之间的相互关系, 更好地阐明 TiC 增强体对钛基复合涂层的强化机制, 研究了纳米压入过程中压入深度与压痕几何尺寸的对应关系。图 11 为采用标准正三棱锥形压头进行纳米压痕过程及形成的压痕平面投影示意图。压痕半径 (R_i) 与压入深度 (h) 之间的关系与金刚石压头几何尺寸有关, 可以表述为:

$$R_i = 2h \cdot \operatorname{tg} a_1$$

(1)

其中, a_1 为正三棱锥压头棱线与测试平面的夹角, 文中所用压头 $a_1=63.5^\circ$ 。

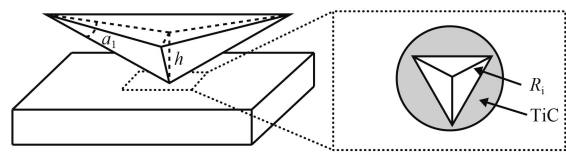


图 11 TiC 增强体纳米压痕过程及压痕形貌的示意图

Fig.11 Schematic diagram of the nanoindentation mark and indentation process on the surface of the reinforcement

在压痕样品制备过程中, 压痕测试中选取的 3~4 μm 的 TiC 增强体在压入方向上尺寸已被磨抛减薄。在这种情况下, TiC 颗粒的纳米压痕测试相当于对金属基体上硬质 TiC 薄膜的测试。根据 ISO14577 关于纳米压痕测试的规定, 为避免基体对薄膜材料压痕硬度和弹性模量的影响, 薄膜表面纳米压痕测试的压入深度应小于薄膜厚度的 1/10。根据公式 (1) 可知, 120 nm 压入深度对应的

压痕半径约为 520 nm, 远小于 TiC 颗粒的尺寸, 尽管此时压痕测试尚未受到 TiC 周围涂层基质相的影响, 但由于压入深度已接近磨抛后 TiC 厚度的 1/10, 测试结果开始受 TiC 下层基质相的影响。通过以上分析可以认为, 70~120 nm 压入深度范围内获得的 TiC 压痕硬度与其真实性能接近, 约为 22 GPa, 通过如下公式可将压痕硬度换算成维氏硬度 H_v :

$$H_v = 94.5 H_{IT}$$

(2)

换算后获得 TiC 颗粒的维氏硬度约 2079 HV, 这一数值与文献报道的 2000~3000 HV 的 TiC 硬度值相符^[18]。因此, 弥散分布的原位自生 TiC 增强体显著改善了钛基复合涂层的性能。当压入深度超过 450 nm 时, 继续压入过程中来自 TiC 周围和下层基质相的影响逐渐加大, 使其硬度和模量逐渐下降。

3 结 论

(1) 以钛和石墨为原料, 通过预置粉末结合高频感应加热的方法在 Ti6Al4V 表面制备了原位 TiC 增强钛基复合涂层, 涂层表面光滑平整, 内部组织致密, 由原位自生 TiC 增强体、 α -Ti 及少量 β -Ti 构成, 与基体形成了良好的冶金结合。

(2) TiC 增强体的纳米硬度约为 22 GPa, 弹性模量约为 280 GPa; β -Ti 相硬度和模量分别为 6.1 GPa 和 200 GPa, α -Ti 相和 Ti6Al4V 基体硬度和模量相近, 分别为 4 GPa 和 150 GPa; 涂层纳米力学性能受压痕尺寸效应和 TiC 尺寸的双重影响。

(3) 弥散分布的原位自生 TiC 增强体提高了复合涂层的显微硬度, 预置粉末成分为 30% C+70% Ti 条件下获得的复合涂层平均显微硬度约为 600 HV_{0.2}, 较 Ti6Al4V 基体硬度提高 85% 以上。

参考文献

[1] GUO C, ZHOU J S, ZHAO J R, et al. Microstructure and friction and wear behavior of laser boronizing composite coatings on titanium substrate[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257: 4398-4405.

[2] LI X X, ZHOU Y, JI X L, et al. Effects of sliding velocity on tribo-oxides and wear behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Tri-bology International*, 2015, 91: 228-234.

[3] LI J, LUO X, LI G J. Effect of Y₂O₃ on the sliding wear resistance of TiB/TiC-reinforced composite coatings fabricated

- by laser cladding[J]. [Wear](#), 2014, 310: 72-82.
- [4] PU Y P, GUO B G, ZHOU J S, et al. Microstructure and tribological properties of in situ synthesized TiC, TiN, and SiC reinforced Ti₃Al intermetallic matrix composite coatings on pure Ti by laser cladding[J]. [Applied Surface Science](#), 2008, 255: 2697-2703.
- [5] LI M, HUANG J, ZHU Y Y, et al. Effect of heat input on the microstructure of in-situ synthesized TiN-TiB/Ti based composite coating by laser cladding[J]. [Surface & Coatings Technology](#), 2012, 206: 4021-4026.
- [6] WU Y, WANG A H, ZHANG Z, et al. Wear resistance of in situ synthesized titanium compound coatings produced by laser alloying technique[J]. [Surface & Coatings Technology](#), 2014, 258: 711-715.
- [7] TIAN Y S. Growth mechanism of the tubular TiB crystals in situ formed in the coatings laser-borided on Ti-6Al-4V alloy[J]. [Materials Letters](#), 2010, 64: 2483-2486.
- [8] YANG Y L, YAO W M, ZHANG H Z. Phase constituents and mechanical properties of laser in-situ synthesized TiCN/TiN composite coating on Ti-6Al-4V[J]. [Surface & Coatings Technology](#), 2010, 205: 620-624.
- [9] LI J, YU Z S, WANG H P. Wear behaviors of an (TiB+TiC)/Ti composite coating fabricated on Ti6Al4V by laser cladding[J]. [Thin Solid Films](#), 2011, 519: 4804-4808.
- [10] ZHOU S F, DAI X Q. Microstructure evolution of Fe-based WC composite coating prepared by laser induction hybrid rapid cladding[J]. [Applied Surface Science](#), 2010, 256: 7395-7399.
- [11] CHANG J H, CHOU J M, HSIEH R I, et al. Influence of fusing temperature on microstructure, wear and corrosion resistance of induction melted bimetal of Co-based alloy and AISI 4140 steel[J]. [Materials Chemistry and Physics](#), 2009, 118: 314-321.
- [12] GAFO Y N, SOSNOVSKII I A. Thermal parameters for centrifugal induction sintering of powder coatings[J]. Thermal parameters for centrifugal induction sintering of powder coatings[J]. [Powder Metallurgy and Metal Ceramics](#), 2009, 48: 105-111.
- [13] WANG Z T, WANG Y D. Microstructure and properties of in-situ synthesis of TiC particle reinforced composite coating by induction cladding[J]. [Key Engineering Materials](#), 2007, 336-338: 1725-1727.
- [14] YU H L, ZHANG W, WANG H M, et al. In-situ synthesis of TiC/Ti composite coating by high frequency induction cladding[J]. [Journal of Alloys and Compounds](#), 2017, 701: 244-255.
- [15] JEITSCHKO W, POTTGEN R, HOFFMAN R D. Structural chemistry of hard materials, in: R. Riedel (Ed.), Handbook of Ceramic Hard Materials[M]. Wiley-VCH, New York, 2003.
- [16] 李超. 金属学原理[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1990.
- LI C. Principles of Metallography[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1990.
- [17] NIX W D, GAO H. Indentation on size effects in crystalline materials: a law for strain gradient plasticity[J]. [Journal of the Mechanics and Physics of Solids](#), 1998, 46: 411-425.
- [18] JIANG C C, GOTO T, HIRAI T. Microhardness of non-stoichiometric TiCx, plates prepared by chemical vapour deposition[J]. [Journal of the Less Common Metals](#), 1990, 163: 339-346.

(责任编辑: 陈茜)