2019 年 11 月 November 2019

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2019.11.09

感应熔覆原位合成 TiC/Ti 复合涂层的 显微组织演变规律



于鹤龙¹,魏 敏^{2,3},张梦清¹,李恩重¹,张 伟^{2,3},徐滨士¹
(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. 河北京津冀再制造产业技术研究有限公司,河间 062450;
3. 北京睿曼科技有限公司,北京 100043)

摘 要: 以石墨和 Ti 粉为原料,在 Ti6Al4V 基体表面感应熔覆原位合成了 TiC 增强 Ti 基复合涂层,研究了预置 反应物粉末中 C 含量和熔覆工艺参数对复合涂层微观组织演变、物相组成、增强体形态与分布、界面结合行为以 及显微硬度的影响规律。结果表明,复合涂层内部原位自生 TiC 增强体分布均匀,与 Ti 基质相结合紧密、界面洁 净,TiC 增强体的最终形态与分布主要受涂层成分、凝固过程和自身晶体结构的影响。随着石墨含量升高,TiC 增强体形态逐渐由短纤维状演变为等轴晶状,尺寸和体积分数以及涂层显微硬度逐渐增大。随着热输入量增加, TiC 尺寸逐渐增大,界面过渡区宽度及基体热影响也随之增加。

关键词: 原位合成; 碳化钛; 感应熔覆; 显微组织; 钛基复合材料 文章编号: 1004-0609(2019)-11-2524-09 中图分类号: TG174, TB33 文献标志码: A

非连续增强钛基复合材料兼具高比强度和良好的 承载能力,特别是原位合成钛基复合涂层可显著改善 钛合金的性能^[1-2]。不同于外加颗粒法直接将硬质相分 散在涂层内部,原位合成技术在涂层制备过程中通过 原料中不同成分间的化学反应原位生成强化相,克服 了传统复合涂层制备工艺中存在的增强体尺寸不可 控、分布不均、界面不纯净等问题,在钛合金表面防 护技术领域引起了较大关注^[3-4]。在众多的增强体材料 中,TiC 具有高硬度和高弹性模量,其泊松比与钛接 近,二者在热力学上具有良好的相容性,是当前钛合 金增强体材料研究的热点^[5-6]。

目前钛基复合涂层原位合成方法主要包括激光熔覆^[7]、钨极惰性气体保护焊^[8]、烧结^[9]、等离子熔覆^[10]等,其中激光熔覆技术由于具备稀释率低、冷却速率高、变形量小等优点,广泛应用于原位自生钛基复合材料的制备。HAMEDI等^[7]以石墨和 Ti 粉为原料,采用激光熔覆方法在纯 Ti 基体表面原位合成了硬度达到 1700HV 的 TiC 枝晶增强钛基复合涂层。 LANGELIER等^[11]以石墨、Ti、Co 粉末为原料,激光熔覆原位合成了硬度为 1125HV 的 TiC 枝晶增强钛钴 基复合涂层。ZHANG等^[12]以 Cr₂C₃和 Ti 粉为原料, 在 Ti6Al4V 表面激光原位制备了等轴晶 TiC 增强钛基 复合涂层。

感应加热技术具有高效节能、易于实现自动化等 优点,近年来逐渐应用于金属基复合涂层的原位合成。 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 1200HV_{0.2},约为基体 16Mn 钢的 5 倍。但目前关于感应熔覆原位合成钛基 复合涂层的相关报道较少,特别是未见关于 C 含量和 熔覆工艺对涂层结构和性能影响的研究。基于此,本 文采用预置 Ti/石墨粉末结合高频感应加热熔化的方 法,在 Ti6Al4V 表面制备了 TiC/Ti 复合涂层,研究了 预置反应物粉末中石墨含量和熔覆工艺参数对涂层微 观组织、物相组成、增强体形貌与分布、界面结合行 为以及显微硬度的影响规律。

1 实验

实验用海绵钛粒度 25 μm, 纯度 99.7%。实验用 石墨为光谱纯,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进行混合

收稿日期: 2018-04-03; 修订日期: 2019-06-24

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

通信作者:于鹤龙,副研究员,博士;电话: 18811025912; E-mail: helong.yu@163.com

处理,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%、5.9%、9.7%和 14.3%,对应的 C 原子摩尔分数分别为 10%、20%、30%和 40%。以 TC4(Ti6Al4V)热轧钛合金厚板为基体材料,试样尺寸 为 50 mm×30 mm×10 mm,采用喷砂方法去除表面 氧化层和油污,用石油醚溶液清洗处理后基体表面。 将混合后的 Ti 和石墨粉末与粘结剂(松香:松节油为 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 ℃, 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 1 所示为感应熔覆原位合成钛基复合涂层过程的示意图^[14]。熔覆过程中试样放置在充满氩气的石英玻璃罩内。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。采用表 1 所列优化后的工艺参数进行熔覆实验。其中, *P* 为功率, *v* 为线圈扫描速度, *Q* 为热输入量, *a* 为线圈与预置粉末表面的距离。



图1 感应熔覆原位合成钛基复合涂层工艺过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram showing set-up of induction cladding of in-situ Ti matrix composite coating

表1 涂层感应熔覆工艺参数

 Table 1
 Processing parameter of coating induction cladding

No.	P/kW	$v/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	$Q/(kJ \cdot mm^{-1})$	<i>a</i> /mm
1	16.5	2.7	6.11	5
2	13	1.9	6.84	5
3	10	1.2	8.33	5

采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪分析涂 层物相组成,用 FEI Nova NanoSEM 450 型场发射扫 描电镜分析腐蚀后涂层截面金相组织,用 JEM-2100 型透射电镜分析复合涂层微观结构,用 Buehler micromet 6030 型显微硬度计测量涂层显微硬度。

2 结果与讨论

2.1 涂层物相组成

图 2 所示为预置粉末和复合涂层的 XRD 谱。从 图 2 可以看出,不同成分的感应熔覆涂层 XRD 谱中 均可识别明显的 TiC 特征峰,同时未见明显的石墨和 氧化物特征峰,表明熔覆过程中石墨与 Ti 完全反应生 成 TiC。通过对比可知,不同石墨含量下制备得到的 复合涂层物相组成相同,不同之处在于 TiC 衍射峰的 强度随石墨含量的增加而增强,表明复合涂层中 TiC 增强相的体积分数逐渐增多。此外,涂层基质相由大 量 α-Ti 和少量 β-Ti 构成。



图 2 感应熔覆前预置粉末和熔覆后复合涂层的 XRD 谱 Fig. 2 XRD patterns of preplaced powders before cladding and composite coating after cladding: (a) Preplaced powders; (b) Composite coating prepared by preplaced powders with different C contents

2.2 涂层显微组织

图 3 所示为感应熔覆 TiC/Ti 复合涂层截面的 SEM 像(预置粉末中 C 含量为 30%)。从图 3 可以看出,涂





Fig. 3 Cross-sectional SEM images of in-situ TiC/Ti composite coating: (a) General view; (b) Middle area; (c) Upper area; (d) Interface area (30% C in raw powders)

层表面平整,组织致密、厚度均匀,内部和界面无孔 隙和裂纹,与钛合金基体形成了良好的冶金结合。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。由图 3(d)可见,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 μm和3 μm。在实际观察中发现,当预置粉 末中 C 含量超过 10%(摩尔分数)后,涂层内部增强 相形貌与分布特征较为相似,TiC 均为等轴晶。而 C 含量在 10%或以下时,涂层内 TiC 以短纤维状为主。

为进一步确定涂层内析出相的构成,采用 TEM 结合选区电子衍射分析了等轴晶和纤维状增强体的微观结构,结果如图 4 所示。由图 4 可见,增强体与基质相界面洁净,结合紧密,未发现孔隙、裂纹等缺陷及明显的界面反应产物。SAD 分析结果表明,等轴晶增强体与条形增强体均为 TiC 颗粒。原位自生 TiC 颗粒与基质相的良好结合为其作为增强相改善涂层的力学性能提供了良好的基础。

图 5 所示为不同石墨含量预置粉末在工艺 1 条件 下获得的涂层截面 SEM 像。由图 5 可以看出, C 含量 为 10%条件下, TiC 增强体呈短纤维状, 平均直径约 为 500 nm, 长度约为 2~4 µm, 短纤维状 TiC 沿直线 排列构成长约 20~30 µm 的条状增强相, 均匀分布在 涂层内部。当 C 含量增至 20%时, TiC 由短纤维演变 为等轴状和近似等轴状颗粒, 粒径约为 0.5~2.0 µm。 等轴状 TiC 颗粒一部分沿晶界析出, 一部分弥散分布 在晶粒内。当 C 含量为 30%时, 增强体形态和分布与 20%石墨条件下获得的涂层情况相似, 但 TiC 尺寸和 含量进一步增大。当 C 含量达到 40%时, TiC 以等轴 晶为主, 均匀分布在整个涂层内部, 尺寸为 2~8 µm。

图 6 所示为不同石墨含量预置粉末在工艺 2 条件 下获得的涂层截面 SEM 像。由图 6 可见,当 C 含量 为 10%时,涂层内 TiC 同样呈短纤维状,但其尺寸同 工艺 1 条件下获得的涂层内增强体相比略有增大;当 C 含量为 20%时,TiC 形状和分布与相同成分下由工 艺 1 制备的涂层相似,短纤维状 TiC 逐渐向等轴状转



图 4 复合涂层内部增强体与基质相的 TEM 形貌及选区电子衍射花样 **Fig. 4** TEM images and SAD patterns of reinforcement and matrix of composite coating: (a) Equiaxed TiC; (b) Short fiber TiC; (c) α-Ti phase; (d) β-Ti phase (30% C in raw powders)



图 5 工艺 1 条件下不同成分预置粉末经熔覆后获得的复合涂层截面形貌的 SEM 像 Fig. 5 SEM images of cross-sectional morphologies of composite coatings with different chemical compositions in raw powders, and synthesized under conditions of *P*=16.5 kW and *v*=2.7 mm/s: (a) 10% C; (b) 20% C; (c) 30% C; (d) 40% C



图 6 工艺 2 条件下不同成分预置粉末经熔覆后获得的复合涂层截面形貌的 SEM 像 Fig. 6 SEM images of cross-sectional morphologies of composite coatings with different chemical compositions in raw powders, and synthesized under conditions of *P*=13 kW and *v*=1.9 mm/s: (a) 10% C; (b) 20% C; (c) 30% C; (d) 40% C

变,增强体尺寸略有增大,约为0.8~4.0 μm;当C含量增至30%时,等轴状增强体尺寸明显增大,且仍一部分沿晶界析出,一部分弥散分布在晶粒内,尺寸为2~10 μm;当C含量增至40%后,短纤维状增强体完全消失,TiC以等轴状和近似等轴状均匀分布。

图 7 所示为不同石墨含量预置粉末在工艺 3 条件 下获得的涂层截面 SEM 像。由图 7 可见,在对应的 C 含量下,复合涂层内部 TiC 增强体的形态与分布同工 艺 1 和工艺 2 条件下获得的涂层相似,但其尺寸进一 步增大,特别是当 C 含量为 40%时,部分 TiC 颗粒尺 寸甚至超过 20 μm。

综合图 5~7 所示结果可以得出,相同工艺条件下,随着预置粉末中石墨含量的增加,TiC/Ti 复合涂层内 TiC 增强体的含量增多,尺寸增大,形状由短纤维状 向等轴状转变,分布由沿晶界析出和在晶粒内部弥散 分布向整个涂层内均匀分布转变。在预置粉末成分相 同的条件下,随着感应熔覆功率和相应感应线圈扫描 速度的增加,即随着热输入量的降低,TiC 增强体尺 寸逐渐减小。此外,根据图像灰度处理方法计算得到 的涂层内部 TiC 体积分数结果显示,不同工艺条件下 相同成分的复合涂层内部 TiC 增强相含量接近,预置 粉末中 C 含量分别为 10%、20%、30%和 40%条件下 获得的复合涂层,其内部 TiC 的体积分数分别近似为 3.8%、13.6%、16.9%和 26.7%。

2.3 界面结合行为

图 8 所示为 C 含量为 20%的预置粉末在不同熔 覆工艺下获得的复合涂层界面区域的 OM 照片。由 图 8 可以看出,感应熔覆钛基复合涂层界面区域沿涂 层至基体方向存在明显的过渡区和热影响区,其宽度 随工艺条件变化,过渡区与涂层内部的增强体形状不 同。如前所述,C 含量为 20%的预置粉末经熔覆后获 得的涂层,其内部 TiC 以等轴晶为主,沿晶界析出同 时弥散分布在部分晶粒内部。而过渡区内 TiC 呈短纤 维状,分布均匀。总体上,随着热输入量的增加,涂 层界面处的过渡区逐渐变宽,临近基体一侧形成了明 显的组织粗化,晶粒逐渐增大,表明涂层热影响区不 断增大。



图 7 工艺 3 条件下不同成分预置粉末经熔覆后获得的复合涂层截面形貌的 SEM 像 Fig. 7 SEM images of cross-sectional morphologies of composite coatings with different chemical compositions in raw powders, and synthesized under conditions of *P*=10 kW and *v*=1.2 mm/s: (a) 10% C; (b) 20% C; (c) 30% C; (d) 40% C



2530

2.4 涂层显微硬度

图 9 所示为不同石墨含量的预置粉末经感应熔覆 后得到的复合涂层截面显微硬度变化曲线。由图 9 可 见,随着 C 含量增加,TiC/Ti 复合涂层显微硬度逐渐 升高。由涂层物相和微观组织分析可知,涂层内部 TiC 增强体的体积分数随预置粉末中 C 含量增加而升高, TiC 颗粒对涂层的强化作用引起了涂层显微硬度的升 高。





Fig. 9 Microhardness profile of cross section of TiC/Ti composite coating

2.5 涂层显微组织演变机理分析

已有的研究结果表明^[15], Ti 与 C 之间的自蔓延高 温合成反应在 1500 K 以下即可发生, 而原位反应形成 TiC 后增强体的生长机制可归纳为扩散机制和溶解--析出机制。文献[16-17]通过进行热力学和动力学计算 后发现, TiC 的长大在温度低于 1554 K 时以扩散机制 为主, 在温度高于 1554 K 时以溶解--析出机制为主。 通常情况下, 当反应合成温度高于液相线温度时, 增 强相的原位生长机制为溶解--析出机制^[18]。根据前期 研究结果^[14], 感应熔覆钛基复合涂层的合成温度超过 2000 ℃, 远高于 Ti 的液相线温度。按照 Ti-C 二元相 图, 在熔覆过程中, TiC 增强体已完全溶解在液相中, TiC 在凝固过程中以形核并长大的方式从液相中析 出并不断生长。在 TiC 生长过程中,成分、凝固过程 和自身晶体结构对其最终形态与分布具有重要影 响^[14, 18]。

尽管由于溶质再分配导致固液两相溶质无法均匀 化,使快速凝固过程无法按照平衡相图描述的过程进 行,但非平衡凝固过程仍遵循平衡凝固过程中的基本 规律。因此,基于经典假设的平衡相图仍有助于认识 和理解非平衡凝固现象。预置粉末中C含量为10%的

情况下,复合涂层内部 TiC 呈短棒状,根据 TiC 体积 分数计算结果可知,该成分涂层内部C原子的摩尔分 数约为3.2%,接近共晶点成分。而在共晶析出过程中, 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,容易在析出过程中形成纤维状^[19]。当 C 含量为 20%和 30%时,复合涂层内的实际 TiC 含量分 别为10.8%和13.2%。在此条件下,T-C相图的L+TiC 液相线逐渐趋于平缓,同时由于非平衡凝固过程,使 液相线进一步发生移动,不易形成成分过冷,液相中 析出的 TiC 由于其 NaCl 型晶体结构的特点更容易长 大形成等轴晶^[14, 18, 20]。在 TiC 含量较高时,由于感应 熔覆过程所能达到的最高温度有限,导致 TiC 无法在 熔池内全部溶解,而是仅发生大尺寸 TiC 颗粒的部分 溶解或局部区域的 TiC 溶解;在随后的冷却凝固过程 中,溶解的 TiC 析出长大形成小尺寸的 TiC 增强体, 而未溶解或部分溶解的 TiC 则形成大尺寸的增强体颗 粒。

此外,表1所列的感应熔覆工艺参数中,随着功率的增加,为避免涂层过熔,与之匹配的线圈扫描速度也相应增加,而总体上的热输入有所下降。其中, 线圈扫描速度主要影响涂层的加热和冷却速度,特别 是随着感应线圈扫描速度的增加,涂层凝固过程中的 冷却速度加快,使析出过程中的TiC晶体来不及进一 步长大,从而有利于增强体尺寸的降低;反之,则TiC 在熔池内析出长大的时间进一步增加,导致复合涂层 内部TiC 增强体的尺寸随着热输入量的升高而不断增 大。

3 结论

 1)感应熔覆原位合成 TiC/Ti 复合涂层的组织致 密、表面平整,与基体形成了冶金结合。涂层内部原 位自生 TiC 分布均匀,与基质相结合紧密、界面洁净。

2) TiC 增强体的长大机制主要为溶解--析出机制, 涂层成分、凝固过程和 TiC 晶体结构对其最终形态与 分布具有重要影响。

3) 石墨含量一方面影响复合涂层内部原位自生 TiC 的形态、含量、粒径与分布,另一方面因 TiC 的 弥散强化作用而影响涂层硬度。随着石墨含量增加, 涂层内 TiC 由短纤维状演变为等轴晶状,其尺寸、体 积分数及涂层硬度逐渐增大。

4) 熔覆工艺影响增强体粒径以及涂层与基体的

界面结合行为: 随着热输入量增加, TiC 尺寸逐渐增 大, 界面过渡区宽度及基体热影响随之加大。

REFERENCES

袁有录,张 屹,李铸国. 原位自生 TiC-M₇C₃粒柱混杂结构及其干滑动摩擦学特征[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(10): 2062-2071.
 YUAN You-lu, ZHANG Yi, LI Zhu-guo. Hybrid structure

and dry sliding tribological characteristics of in-situ synthesizing TiC- $M_7C_3[J]$. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(10): 2062–2071.

[2] 兰志俊,张德闯,杨 飞,罗致春,林建国.
 Ti-7.5Nb-4Mo-2Sn 合金碳硅元素激光表面合金化涂层的显微组织及耐磨性能[J].中国有色金属学报,2014,24(8):2100-2106.

LAN Zhi-jun, ZHANG De-chuang, YANG Fei, LUO Zhi-chun, LIN Jian-guo. Microstructures and wear properties of coating on Ti-7.5Nb-4Mo-2Sn alloy prepared by laser surface alloying of C-Si powders[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 2100–2106.

- [3] HONG X, TAN Y F, WANG X L, TAN H. Effects of nitrogen flux on microstructure and tribological properties of in-situ TiN coatings deposited on TC11 titanium alloy by electrospark deposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25: 3329–3338.
- BAO Y, HUANG L J, AN Q, JIANG S, GENG L, MA X X.
 Wire-feed deposition TiB reinforced Ti composite coating: Formation mechanism and tribological properties[J].
 Materials Letters, 2018, 229: 221–224.
- [5] 张长江,张树志,侯赵平,林 鹏,孔凡涛,陈玉勇. (TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的高温拉伸力学行为与失效机理
 [J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(11): 2287-2295.
 ZHANG Chang-jiang, ZHANG Shu-zhi, HOU Zhao-ping, LIN Peng, KONG Fan-tao, CHEN Yu-yong. Tensile mechanical behavior and failure mechanism of (TiB_w+TiC_p)/Ti composites at elevated temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(11): 2287-2295.
- [6] SAVALANI M M, NG C C, LI Q H, MAN H C. In situ formation of titanium carbide using titanium and carbon-nanotube powders by laser cladding[J]. Applied Surface Science, 2012, 258: 3173–3177.
- [7] HAMEDI M J, TORKAMANY M J, SABBAGHZADEH J.Effect of pulsed laser parameters on in-situ TiC synthesis in

laser surface treatment[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2011, 49: 557–563.

- [8] YANG R J, LIU Z D, YANG G, WANG Y T. Study of in-situ synthesis TiC_p/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding[J]. Procedia Engineering. 2012, 36: 349–354.
- [9] ZHOU W, ZHAO Y G, LI W, MEI X L, JIANG Q C. The in situsynthesis and wear performance of a metal matrix composite coating reinforced with TiC-TiB₂ particulates, formed on Ti-6A1-4V alloy by a low oxygen partial pressure fusing technique[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202: 1652–1660.
- [10] 吴玉萍,林萍华,王泽华. 等离子熔覆原位合成 TiC 陶瓷
 颗粒增强复合涂层的组织与性能[J]. 中国有色金属学报,
 2004, 14(8): 1335-1339.
 WU Yu-ping, LIN Ping-hua, WANG Ze-hua. Microstructure

and properties of in-situ synthesis of TiC particle reinforced composite coating by plasma cladding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(8): 1335–1339.

- [11] LANGELIER B C, ESMAEILI S. In-situ laser-fabrication and characterization of TiC-containing Ti-Co composite on pure Ti substrate[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 482: 246–252.
- [12] ZHANG S, WU W T, WANG M C, MAN H C. In-situ synthesis and wear performance of TiC particle reinforced composite coating on alloy Ti6Al4V[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 138: 95–100.
- [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, JI X C, SONG Z Y, LI X Y, XU B S. In-situ synthesis of TiC/Ti composite coating by high frequency induction cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 701: 244–255.
- [15] NUKAMI T, FLEMINGS M C. In situ synthesis of TiC particulate-reinforced aluminum mateix composites[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(7): 1877–1884.
- TONG X C, FANG H S. Al-TiC composites in situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology: Part I. Microstructural evolution[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29: 875–891.
- [17] TONG X C, FANG H S. Al-TiC composites in

situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology: Part II. Mechanical behavior[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29: 893–902.

[18] 吕维洁,杨志峰,张 荻,张小农,吴人洁.原位合成钛 基复合材料增强体TiC的微结构特征[J].中国有色金属学 报,2002,12(3):511-515.

LÜ Wei-jie, YANG Zhi-feng, ZHANG Di, ZHANG Xiao-nong, WU Ren-jie. Microstructural characterization of TiC in in situ synthesized titanium matrix composites[J]. The

Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(3): 511–515.

[19] 李 超. 金属学原理[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版 社, 1990.

LI Chao. Principles of metallography[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1990.

[20] JEITSCHKO W, POTTGEN R, HOFFMAN R D. Structural chemistry of hard materials, in: R. Riedel (Ed.), Handbook of ceramic hard materials[M]. New York: Wiley-VCH, 2003.

Microstructure evolution mechanism of in-situ TiC/Ti composite coating by induction cladding

YU He-long¹, WEI Min^{2, 3}, ZHANG Meng-qing¹, LI En-zhong¹, ZHANG Wei^{2, 3}, XU Bin-shi¹

National Key Laboratory for Remanufacturing, Army Academy of Armored Forces, Beijing 100072, China;
 Hebei Jingjinji Institute of Remanufacturing Industry & Technology Co., Ltd., Hejian 062450, China;

3. Beijing Ruiman Technologies Co., Ltd., Beijing 100043, China)

Abstract: TiC/Ti composite coating was in-situ synthesized on Ti6Al4V substrate using the powder mixture of Ti and graphite by induction cladding method. The effects of chemical composition of raw materials and processing parameter on the microstructure, phase structure, morphology and distribution of the reinforcements, interface bonding behavior and microhardness of the composite coating were studied. The results indicate that fine TiC reinforcements, with a clean interface and tight bond with the matrix, are in-situ formed and uniformly dispersed in the coating. The morphology and distribution of TiC reinforcements in coating are mainly influenced by the composition, solidification process and crystal structure of TiC. With the increase of graphite content, the morphology of the in-situ TiC gradually evolves from short fiber to equiaxed crystal, and its size and volume fraction and the coating hardness increase. With the increase of heat input, the size of TiC increases, and the width of the interface transition region and the heat effect on the substrate also increase.

Key words: in-situ synthesis; TiC; induction cladding; microstructure; Ti matrix composite

Foundation item: Projects(2017YFB0310703, 2017YFF0207905) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2018-04-03; Accepted date: 2019-06-24

Corresponding author: YU He-long; Tel: +86-18811025912; E-mail: helong.yu@163.com

(编辑 何学锋)