引用格式：向军淮，何宜，吴屹文，等．激光熔覆TiC/Fe复合涂层的“高硬-减摩”协同策略[J]．材料工程，2026，54(9)：172-182.
XIANG Junhuai，HE Yi，WU Yiwen，et al. Synergistic strategy of “high hardness-antifriction” TiC/Fe composite coatings prepared via laser cladding[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(9)：172-182.

激光熔覆TiC/Fe复合涂层的“高硬-减摩”协同策略

向军淮[1,2]，何　宜[1]，吴屹文[1]，肖伯涛[1,2*]，白凌云[1,2]，张　豪[1,2*]，王继娜[3]
（1 江西科技师范大学 材料与能源学院，南昌 330038；2 江西科技师范大学 材料表面工程江西省重点实验室，南昌 330038；3 河南城建学院 材料与化工学院，河南 平顶山 467036）

摘要：以高温能够被铁基合金润湿的TiC颗粒为硬质相，在Q235钢板表面激光熔覆成形软硬相间的TiC/Fe复合涂层，提高其在耐磨使用工况时的使用寿命。结果表明：激光熔覆制备的TiC/Fe复合涂层形成TiC硬质相与γ-Fe软相相间的复合结构，但是，软相与硬质相面积比较大(大于1.8)时未获得“高硬-减摩”TiC/Fe复合涂层，而当软相与硬质相面积比约为1∶1时实现“高硬-减摩”协同效应，即合金涂层的平均硬度高达1300.39$HV_{0.2}$，平均摩擦因数仅为0.1127。未添加TiC颗粒的铁基合金涂层磨损机制为磨粒磨损、黏着磨损和氧化磨损的混合磨损机制，添加TiC颗粒后，合金涂层磨损机制主要为轻微氧化磨损，且随着TiC颗粒添加量的增加，合金涂层的氧化磨损减弱。

关键词：表面工程；高硬-减摩；TiC/Fe涂层；激光熔覆
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000527　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000527
中图分类号：TG178　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)09-0172-11

Synergistic strategy of “high hardness-antifriction” TiC/Fe composite coatings prepared via laser cladding

XIANG Junhuai[1,2]，HE Yi[1]，WU Yiwen[1]，XIAO Botao[1,2*]，BAI Lingyun[1,2]，
ZHANG Hao[1,2*]，WANG Jina[3]
（1 School of Materials and Energy，Jiangxi Science and Technology Normal University，Nanchang 330038，China；2 Jiangxi Province Key Laboratory of Surface Engineering，Jiangxi Science and Technology Normal University，Nanchang 330038，China；3 School of Material and Chemical Engineering，Henan University of Urban Construction，Pingdingshan 467036，Henan，China）

Abstract：TiC particles that can be wetted by iron-based alloys at elevated temperatures act as the hard phase. The TiC/Fe composite coatings featuring alternating hard and soft phases are cladded on the surface of Q235 steel plates to enhance their service life under wear resistant conditions. The results show that the TiC/Fe composite coatings prepared by laser cladding form a composite structure with alternating hard TiC phase and soft γ-Fe phase. However，when the area ratio of the soft phase to the hard phase is large (greater than 1.8)，the “high hardness-antifriction” TiC/Fe composite coatings are not obtained. When the area ratio of the soft γ-Fe phase to the hard TiC phase is approximately 1∶1，a “high hardness-antifriction” synergistic effect is achieved，that is，the average hardness of the alloy coatings is as high as 1300.39$HV_{0.2}$，and the average coefficient of friction is only 0.1127. The wear mechanism of the iron-based alloy coatings without TiC particles is mixed a wear mechanism of abrasive wear，adhesive wear and oxidative wear. After adding TiC particles，the wear mechanism of the alloy coatings are mainly slight oxidative wear，and with the increase of TiC particles addition，the oxidative wear of the alloy coatings weakens.
Key words：surface engineering；high hardness-antifriction；TiC/Fe coating；laser cladding

Q235钢具有较高的强度、良好的塑韧性、较低的成本等优点，被广泛用于机械结构件的制造[1]。但是，其较低的硬度导致摩擦因数高、抗黏着与抗划伤能力差，尤其在无润滑或苛刻工况下易发生严重磨损，使

机械结构件发生磨损失效，降低使用寿命[2-4]。为提高Q235钢的表面性能，延长其使用寿命，表面熔覆被证明是一种既经济又有效的方法。目前常用的表面熔覆方法包括激光熔覆、等离子熔覆等。同其他表面熔覆方法相比，激光熔覆因热输入可控、涂层组织均匀、与基体冶金结合良好等优点备受关注[5-7]。在激光熔覆时，熔覆层与基体材料的匹配尤为重要，否则涂层易出现开裂等问题。研究人员围绕熔覆层与基体材料的匹配以及熔覆强化开展研究，结果表明，在合金涂层中添加陶瓷相（如 TiC、TiB_2、WC 等）能够提高熔覆层的硬度与耐磨性[8-10]。华石伟等[8]在Q235钢表面激光熔覆 Ti_3SiC_2 增强镍基涂层，其高温耐磨性得到显著改善。毕文彪等[9]在Q235钢表面等离子熔覆 TiB_2-TiC/Fe 涂层后，发现其耐磨性约是基体的7倍。雷声等[10]在40Cr钢表面熔覆制备了硬度高、耐磨性好的WC＋Fe基复合涂层。可知已有的研究多关注于合金涂层的“硬度-耐磨性”的协同提升，而对“高硬-减摩”的协同作用报道较少。高硬合金涂层的摩擦因数过高（0.4～0.9），导致其在使用过程中出现能耗增大、表面损伤等严重问题，制约其工业应用[11-12]。因此，实现合金涂层“高硬-减摩”协同强化是改善Q235钢耐磨损性能、提高其使用寿命的重要方法。

通过纳米复合结构设计和多组元协同能够应对“高硬-减摩”协同强化的挑战[13-14]。张雨[15]利用限域结构（TiN柱状晶限域Ag纳米团簇），使贵金属/陶瓷复合体系保持高硬度（约22.9 GPa）的同时显著降低摩擦因数（约0.20），并提升了韧性。王彦峰等[16]研究发现，C掺杂的Ti-Al-Si-C-N五元硬质膜层硬度高达41 GPa，摩擦因数却低于0.2。周升国[17]发现，非晶碳薄膜通过纳米晶复合与功能梯度涂层设计，同样能够实现强韧与减摩抗磨一体化。此外，软-硬相间复合涂层（如Ni基涂层与PTFE/MoS_2软质层的结合）在宽载荷范围内实现稳定的低摩擦（约0.15）和耐磨性能协同[18]。上述结果表明，软硬相间“高硬-减摩”涂层的设计策略与应用为新的耐磨-减摩材料的结构设计提供了重要研究方向。

因此，本工作以高温能够被铁基合金润湿的TiC颗粒为硬质相，采用激光熔覆方法在Q235钢表面成形与其体积膨胀系数相近且成本较低的软硬相间TiC/Fe复合涂层，探索激光熔覆TiC/Fe复合涂层的“高硬-减摩”性能协同强化策略，为Q235钢机械结构件的表面改性、降低成本、延长使用寿命等提供理论依据和技术支撑。

1　实验材料与方法

1.1　基体材料与激光熔覆粉末

激光熔覆基体材料选用商用Q235钢板，利用线切割的方法切取尺寸为80 mm×40 mm×20 mm的实验样块。线切割后将钢板放入无水乙醇中进行超声洗涤，以去除其表面油污和杂质。

采用雾化制粉方法制备激光熔覆铁基合金粉末，其化学成分如表1所示。然后将铁基合金粉末与机械破碎制得的TiC颗粒机械混合，获得TiC颗粒添加量分别为0%（质量分数，下同）、10%、20%和30%的激光熔覆合金粉末。本工作将0%TiC、10%TiC、20%TiC和30%TiC的合金粉末成形的TiC/Fe复合涂层分别编号为FT0、FT10、FT20和FT30。图1为激光熔覆粉末的SEM图。由图1(a)可以看出，雾化制得的铁基合金粉末呈球形，分布较均匀，TiC颗粒直径为20～100 μm。由图1(b)～(d)可知，经机械破碎处理得到的TiC颗粒形状不规则，呈多面体结构，尺寸较小。通过调控铁基合金粉末以及TiC颗粒的尺寸、形状，可以改善合金粉末在激光熔覆时的流动性。

表1　铁基合金粉末化学成分（质量分数/%）

Table 1　Chemical compositions of Fe-based alloy powder (mass fraction/%)

Cr	Ni	Mo	Nb	Mn	O	B	Si	C	Fe
18.86	2.89	0.98	0.33	0.30	0.028	1.1	0.75	0.20	Bal.

1.2　激光熔覆涂层制备

激光熔覆处理前将制备的四种粉末在100 ℃的干燥箱中干燥2 h，以去除粉末中的结晶水，减少熔覆层出现气孔等缺陷。粉末干燥后采用GZcald-LC300激光器进行激光熔覆，熔覆时以纯度为99.999%的氩气进行同轴送粉，同时对熔覆层施以保护。激光熔覆选用的优化工艺参数为：激光功率3 kW，送粉速率约18～24 g/min，激光光斑直径3 mm，激光进给速率0.02 m/s，搭接率40%。

1.3　组织观察及硬度测试

激光熔覆涂层经腐蚀液（100 mL HCl＋100 mL H_2O＋20 g $CuSO_4$）腐蚀后，利用MDS400型光学显微镜进行截面组织观察，借助Image-Pro Plus软件统计TiC硬质相的面积比，每组样品统计10个选区，以其平均值作为最终结果。利用X射线衍射仪XRD-6100分析涂层的相组成，扫描范围为30°～80°，扫描速度为5 (°)/min，步长为0.02°。利用场发射扫描电子显微镜（FE-SEM）观察涂层表面形貌，借助能谱分析仪

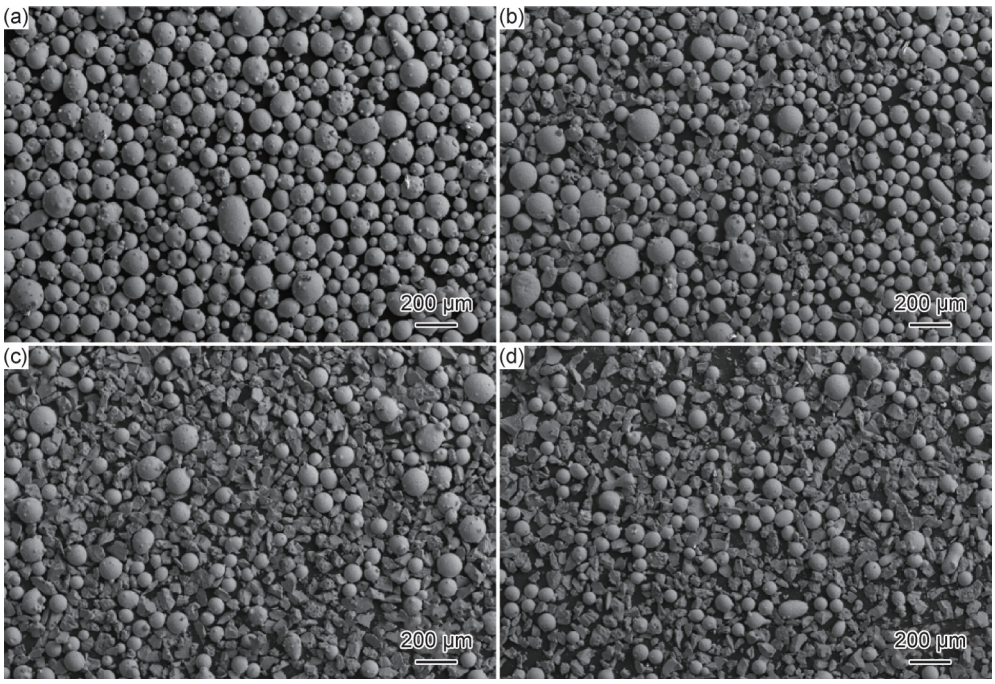

图 1 激光熔覆粉末 SEM 图 (a)FT0;(b)FT10;(c)FT20;(d)FT30

Fig.1 SEM images of laser cladding powders (a)FT0;(b)FT10;(c)FT20;(d)FT30

(EDS)测试 TiC/Fe 复合涂层表面元素的分布。采用 HV-1000 型维氏显微硬度计测试涂层表面及截面的硬度分布,相邻压痕间距为 0.1 mm,载荷为 2 N,加载时间为 10 s。

1.4 摩擦磨损实验

借助摩擦磨损实验仪(MFT-R4000 型)进行往复式摩擦磨损实验,以 φ5 mm 的 Si_3N_4 球($1530HV_{10}$)为摩擦副[19],载荷为 4 N,往复距离为 3 mm,摩擦磨损时间为 900 s,频率为 2 Hz。利用场发射扫描电子显微镜(FE-SEM)观察磨痕形貌,借助能谱分析仪(EDS)对磨屑进行成分分析,采用量测法获取磨痕宽度,每组磨痕随机选取 10 个测量点,以其平均值作为最终结果。采用精度为 1×10^{-5} g 的电子天平称量样品磨损前后的质量,利用式(1)计算合金涂层的磨损速率[20]。

$$W=\frac{\Delta m}{F_N\cdot L} \tag{1}$$

式中:W 为质量磨损速率,mg/(N·m);Δm 为样品磨损前和磨损后的质量差,mg;F_N 为法向载荷,N;L 为磨球滑动距离,m。

2 结果与分析

2.1 熔覆层物相

图 2 为 TiC/Fe 合金涂层的 XRD 图。可知,在 FT0 涂层中仅有 γ-Fe 相和 CrC 相生成。然而,对比 FT10、FT20 和 FT30 三种合金涂层的 XRD 谱图可以看出,在铁基合金粉末中添加 TiC 颗粒后所制得的合金涂层中不仅存在 γ-Fe 相和 CrC 相,而且出现 TiC 硬质相。并且,在铁基合金粉末中加入的 TiC 颗粒含量越多,TiC 硬质相特征峰的峰强越强,而 γ-Fe 相特征峰的峰强越弱。此外,在四种合金涂层的 XRD 谱图中并未观察到氧化物的特征峰,由此表明,在激光熔覆时氩气不仅可以实现同轴送粉,而且对熔覆层起到良好的保护作用。

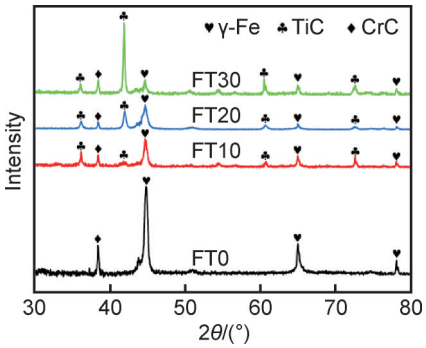

图 2 TiC/Fe 合金涂层的 XRD 谱图

Fig.2 XRD patterns of TiC/Fe alloy coatings

2.2 涂层微观形貌

图 3 为激光熔覆合金涂层的截面形貌图。可知,熔覆后涂层未开裂,没有出现颗粒剥落等缺陷,合金涂层与铁基合金基体呈现良好的冶金结合。由 FT0 涂层的放大图可以看出,激光熔覆铁基合金涂层组织呈明显的树枝晶形貌特征,在树枝晶之间分散着均

匀、细小的等轴晶。根据金属凝固理论[21]可知，在激光熔覆时，由于合金涂层的厚度相对基体材料较薄，受合金基体的急冷作用，激光熔覆合金涂层发生快速凝固，熔覆层与基体之间形成较大的温度梯度，易形成树枝晶。另外，在熔覆层表面，由于外部空气直接与涂层表面接触，冷却速率较快，组织无明显的生长方向，从而在表层区易生成细小的等轴晶。由 FT10、FT20、FT30 涂层的放大图可以看出，当在铁基合金粉末中加入 TiC 颗粒后，激光熔覆后制得的合金涂层中未生成树枝晶和等轴晶，而是生成了尺寸差异较大的颗粒。由此可知，在铁基合金粉末中添加的 TiC 颗粒以第二相形式存在。另外，TiC 颗粒在激光束的高能量密度作用下易分解[22]，在局部区域引起 C 浓度起伏，当 C 元素与强碳化物形成元素相遇时发生化学反应生成碳化物。结合 XRD 物相分析结果可知，在 TiC 颗粒增强铁基合金涂层中除生成 TiC 硬质相外，还生成了 CrC 相。这是因为熔覆层在快速凝固时，其反应产物存在两种形式[23]：(1)部分反应产物以游离态分布于熔覆层中；(2)固溶于熔覆层中的碳化物通过二次析出机制生成新相，二次析出相的相变行为导致原始显微组织类别、形态及分布的显著改变。

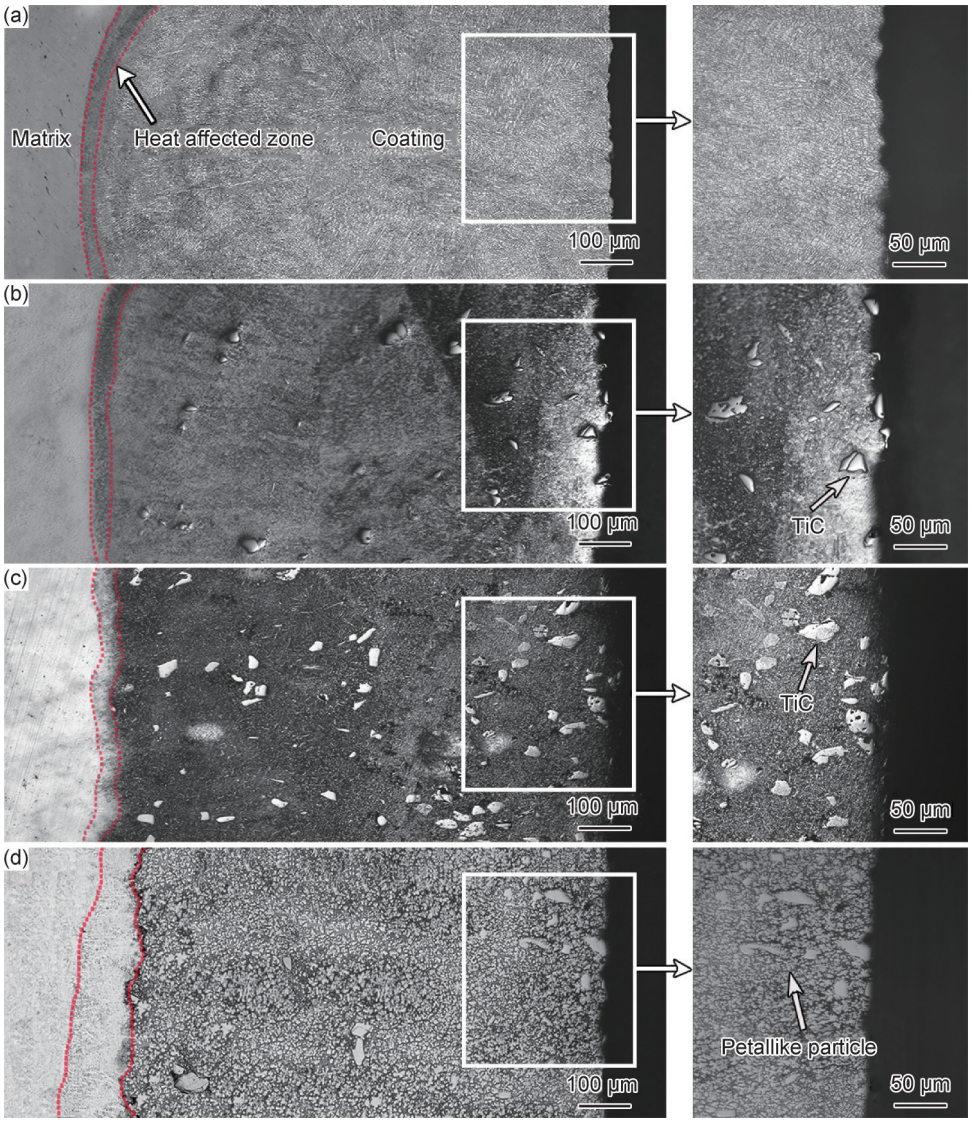

图 3　合金涂层截面微观组织　(a)FT0；(b)FT10；(c)FT20；(d)FT30

Fig.3　Microstructures of alloy coating cross-section　(a)FT0；(b)FT10；(c)FT20；(d)FT30

进一步增加 TiC 颗粒的添加量至 30%，得到与文献[24]相类似的实验结果，即 FT30 合金涂层组织中出现较多的 TiC 硬质相，同时生成了花瓣状组织。当 TiC 含量增加时，熔覆层过冷度增大，促使第二相形核驱动力增强，同时，初始形核点周围的 Ti、C 元素浓度提升，为第二相(如 TiC 相)的形核与长大提供有利的

条件，促使 TiC 硬质相形成花瓣状组织。

为了分析合金元素在激光熔覆合金涂层中的分布，对 TiC/Fe 复合涂层的表面进行 EDS 分析，结果如图 4 所示。可知，FT10、FT20 和 FT30 合金涂层均由灰色组织以及不规则形状的黑色颗粒相组成，其中，灰色组织为铁基合金，而黑色颗粒相为 TiC 相。TiC 硬质相在铁基合金涂层中弥散分布，此与 Zhang 等[18]在 Ni@MoS_2涂层研究中所观察到的 Ni、S 元素均匀分布规律一致。当关键元素在合金涂层内实现均匀分布时，能够为第二相在基体中的均匀析出提供保障，在发生摩擦磨损时，使摩擦界面稳定维持“软-硬”复合结构[18]。该结构能够有效抑制摩擦过程中摩擦因数的波动，是“软-硬”复合涂层减摩的核心机制之一。另外，由图 4 可以看出，增加激光熔覆涂层组织中的 TiC 含量，不仅使 TiC 硬质相所占面积比增大，而且其在合金涂层中的分布均匀性相应增加。

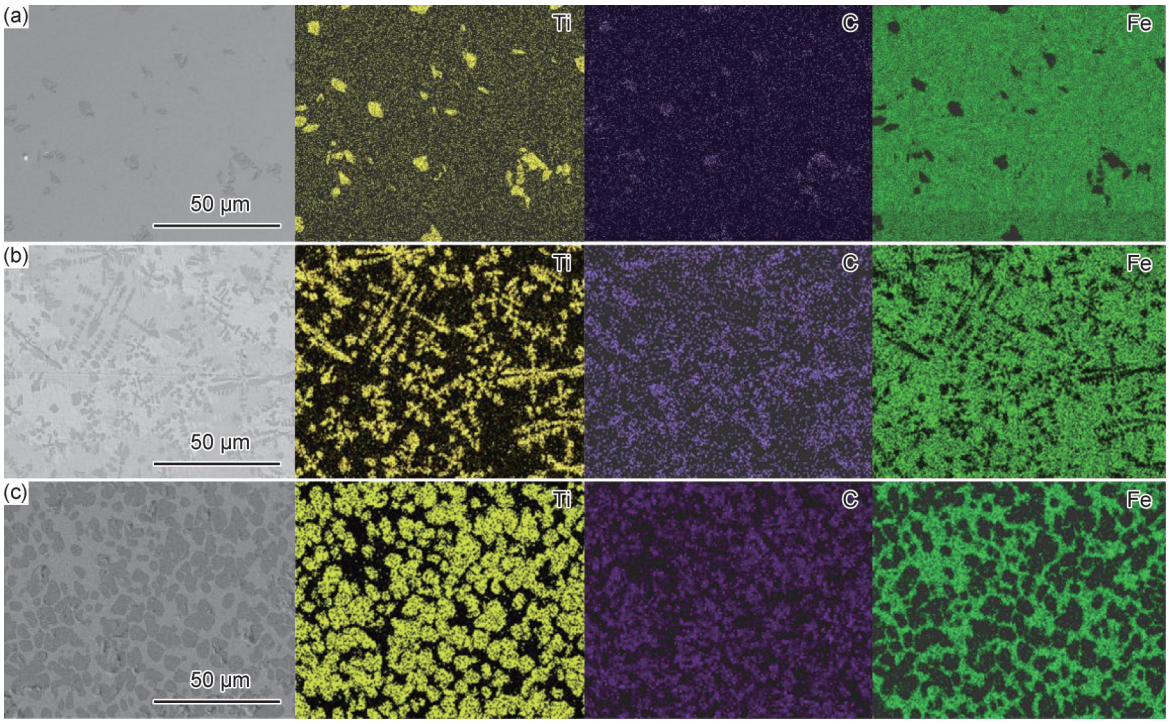

图 4 合金涂层表面 EDS 分析 (a)FT10;(b)FT20;(c)FT30

Fig.4 EDS surface analysis of alloy coatings (a)FT10;(b)FT20;(c)FT30

图 5 为采用 Image-Pro Plus 软件统计的 TiC 硬质相在合金涂层中所占面积比。可以看出，TiC 硬质相在 FT10、FT20 和 FT30 合金涂层中所占面积比随着 TiC 颗粒添加量的增加而增大，其面积比分别为 15.13%、35.89% 和 51.35%，其中，在 FT30 合金涂层中 TiC 硬质相所占的面积比最大。同 FT10 合金涂层相比，TiC 硬质相在 FT30 合金涂层中所占面积比约是其在 FT10 合金涂层中所占面积比的 3.4 倍。

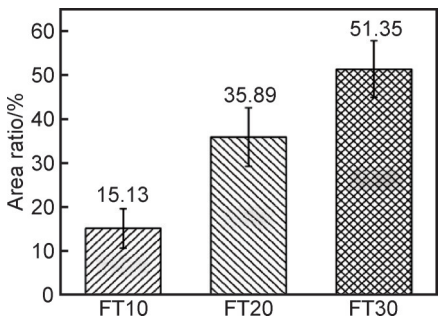

图 5 合金涂层中 TiC 硬质相面积比

Fig.5 Area ratio of hard TiC phase in alloy coatings

2.3 涂层硬度

图 6 为 TiC/Fe 复合涂层截面维氏硬度分布图。可以看出，从试样表面到合金基体，合金涂层的截面硬度值呈梯度变化。这主要是因为熔覆涂层由涂层

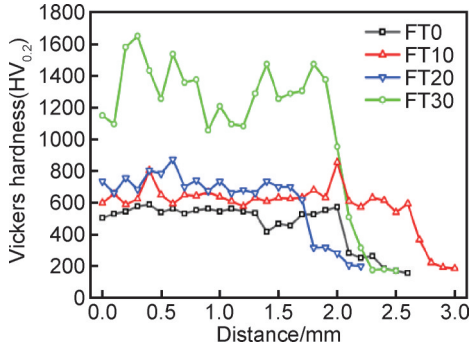

图 6 合金涂层截面维氏硬度

Fig.6 Vickers hardness of alloy coating cross-section

区、热影响区和基体区组成[25]，各区域组织差异较大是导致其截面硬度呈梯度分布的根本原因。

另外，由图 6 可以看出，同另外三种 TiC/Fe 复合涂层相比，FT30 合金涂层的硬度急剧增加，其平均硬度值约为 1300.39$HV_{0.2}$。FT30 合金涂层由表层到基体的硬度呈现出较大的波动性，这主要是因为：(1) TiC 硬质相在激光熔覆组织中弥散分布，起到弥散强化作用；(2) TiC 颗粒的添加量越多，激光熔覆后在涂层中保留下来的 TiC 硬质相数量越多，如图 4 所示。因此，在硬度测试时，若压头压在 TiC 硬质相时硬度值较大，而压头压在铁基合金基体处则硬度值较小。在 FT30 合金涂层中，TiC 硬质相数量较多，因此，合金涂层中硬度值较高的位置较多，同时，TiC 硬质相之间的距离减小。另外，在添加 TiC 颗粒制得的 TiC/Fe 复合涂层中，不仅 TiC 硬质相所在位置处的硬度高于 FT0 合金涂层，而且在非 TiC 硬质相所在区域的硬度也明显高于 FT0 合金涂层。

图 7 为合金涂层表面形貌。为了进一步揭示 TiC/Fe 合金涂层非 TiC 硬质相区的硬度高于 FT0 合金涂层的原因，对非 TiC 硬质相区进行 EDS 数据分析，结果如表 2 所示。结合图 7 和表 2 可知，在合金涂层中添加 TiC 颗粒不仅引起 TiC 邻近区域的增碳，促使 CrC 形成，而且有 TiC 颗粒残留，这有利于增加非 TiC 硬质相区的硬度。

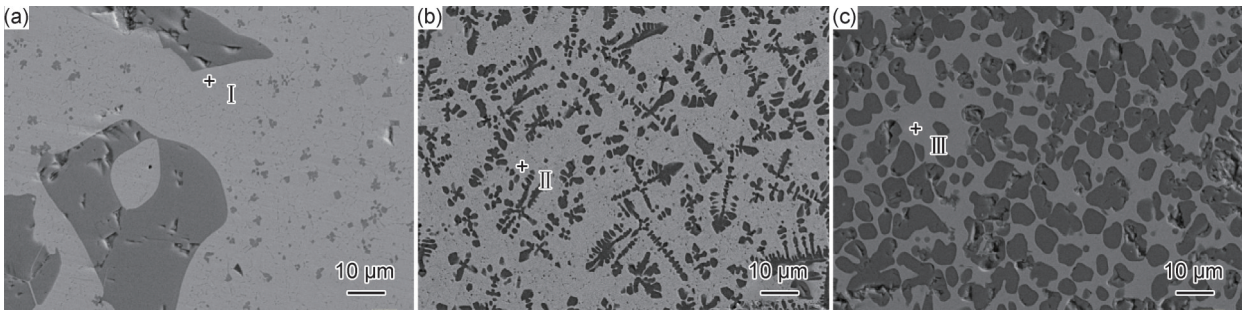

图 7　合金涂层表面形貌　(a)FT10；(b)FT20；(c)FT30

Fig.7　Surface morphologies of alloy coatings　(a)FT10；(b)FT20；(c)FT30

表 2　合金涂层表面非 TiC 区 EDS 结果(原子分数/%)

Table 2　EDS results of non-TiC regions on alloy coating surface(atom fraction/%)

Point	C	Si	Ti	Cr	Fe
Ⅰ	12.81	1.67	1.81	4.27	79.44
Ⅱ	13.41	1.33	2.71	5.20	77.35
Ⅲ	15.28	2.24	1.71	4.55	76.22

为了研究激光熔覆合金涂层硬度分布，在 FT30 合金涂层表面随机选取 10 个区域，分别对其进行 4×4 (16 个点)的维氏硬度测试，相邻点之间的距离为 0.1 mm。其中 1 个选区的压痕形貌如图 8 所示，对应 16 个点的维氏硬度值见表 3。可以看出，在每个选区内，每一行的维氏硬度值基本上符合软-硬相间的分布特点；同每一行的维氏硬度值变化趋势类似，选区内每一列的维氏硬度值变化也基本符合软-硬相间的特点。表明通过改变合金涂层中的 TiC 颗粒加入量，使其面积比达到 51.35%，即软相与硬相面积比约 1∶1 时能够形成软-硬相间的组织结构。

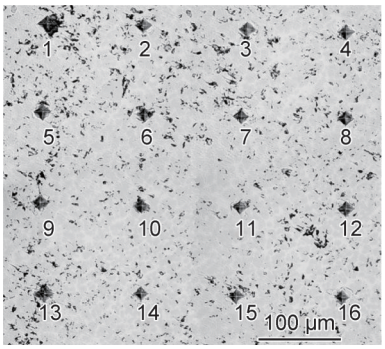

图 8　FT30 合金涂层表面压痕形貌

Fig.8　Morphology of surface indentation on FT30 alloy coatings

2.4　摩擦磨损性能

增加合金涂层的硬度能够提高其耐磨性，这一现

表 3　FT30 合金涂层表面维氏硬度

Table 3　Surface Vickers hardness of FT30 alloy coatings

Point	1	2	3	4	5	6	7	8
Hardness	756.6	1204.2	1045.2	1193.7	964.8	1340.3	1433.6	998.2
Point	9	10	11	12	13	14	15	16
Hardness	1057.6	1136.4	1136.3	1150.3	876.4	1208.7	1057.3	1021.2

象已被诸多研究结果所证实[26-27]。然而，关于高硬耐磨涂层减摩特性的研究报道较少，而减摩特性是影响合金与工件使用寿命的另一关键因素[13-18]。

2.4.1 TiC颗粒添加量对减摩性能的影响

图9为添加不同含量TiC颗粒的铁基合金涂层的摩擦因数-时间关系曲线及平均摩擦因数。可知，随着TiC颗粒添加量的增加，摩擦因数逐渐减小。当TiC颗粒添加量为30%时，摩擦因数最低（平均摩擦因数仅为0.1127）。在FT30合金涂层中，TiC硬质相呈弥散分布，同时，TiC硬质相在涂层中所占的面积比以及显微硬度增加。在涂层摩擦磨损时，TiC硬质相承载大部分载荷，减少铁基软相与磨球的直接接触，降低黏着磨损倾向，使合金涂层的摩擦因数显著降低，仅为FT0合金涂层的42.75%。较低的摩擦因数在降低合金涂层磨损、延长使用寿命方面发挥重要作用。

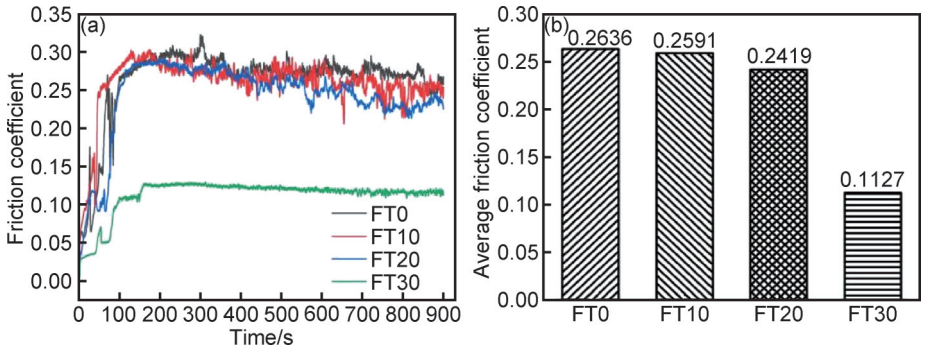

图9 合金涂层摩擦因数-时间关系曲线(a)及平均摩擦因数(b)

Fig.9 Friction coefficient-time relationship curves(a) and average friction coefficient(b) of alloy coatings

库仑摩擦定律如式(2)所示。

$$\mu=\frac{F_f}{F_N} \tag{2}$$

式中：μ为摩擦因数；F_f为摩擦载荷，N。

由于TiC硬质相的硬度高达2400～3000$HV_{0.2}$[28]，而本工作采用的Si_3N_4磨球硬度仅为1530HV_{10}，当Si_3N_4磨球与TiC硬质相对磨时，TiC硬质相难以发生塑性变形。因此，在摩擦磨损过程中，涂层表面所受到的切应力降低，必然伴随着磨球在摩擦界面上所受阻力减小，此时会引起合金涂层摩擦因数的显著降低[29]。由此可知，TiC含量的增加能够保护铁基合金涂层中γ-Fe相的含量，对合金涂层的减摩、增硬发挥重要作用。其中FT30合金涂层的摩擦因数远低于FT0、FT10和FT20，且摩擦因数曲线波动较小，减摩效果最佳(图9(a))。

由上述分析可知，在激光熔覆制备的FT30合金涂层中形成了“软-硬”相间的组织结构，其中，γ-Fe相充当黏结剂，并能在高温条件下润湿TiC硬质相，而TiC硬质相在合金涂层中充当强化相，且在合金涂层中的分布较均匀，在摩擦磨损时能够避免因TiC弥散强化作用不均引发的局部硬度差异，进而避免发生选择性磨损（如涂层内软质基体区域优先被磨损），显著降低合金涂层发生磨粒磨损的概率，使摩擦表面较为平整，无犁沟产生。因此，激光熔覆制备的TiC/Fe“软-硬”相间结构有利于获得增硬与减摩协同作用的合金涂层，实现激光熔覆涂层的“高硬-减摩”协同策略[18]。

2.4.2 TiC颗粒添加量对耐磨性能的影响

图10为TiC/Fe复合涂层在4 N载荷下摩擦磨损后的磨痕形貌，表4为磨痕的EDS分析结果。基于TiC颗粒的物理特性及其与基体的相互作用机制，TiC/Fe复合涂层的磨损机理可分为黏着磨损、磨粒磨损及氧化磨损[30-32]。

由图10(a)可以看出，FT0合金涂层的磨痕具有明显的犁沟形貌特征，并且在磨痕区存在较大面积的深黑色块状区域。结合表4磨痕EDS数据可知，犁沟和深黑色块状区域中Si元素和O元素的含量较高，由此表明在摩擦过程中合金涂层主要为磨粒磨损、黏着磨损和氧化磨损相混合的复合磨损机制，同时Si_3N_4在磨痕区发生了黏着。结合图9和式(2)可知，未添加TiC硬质相的铁基合金涂层摩擦因数较高，抵抗剪切应变能力较差，当合金涂层与Si_3N_4磨球对磨时，易产生碎屑，碎屑剥落后在摩擦界面充当磨粒，对磨痕产生二次犁削，导致磨痕区形成犁沟[33]。磨屑形成的“微凸起”阻碍了摩擦界面间的相互运动，使摩擦因数增加。

当在铁基合金粉末中添加10%TiC颗粒后，涂层表面磨粒磨损受到抑制，但分散的TiC硬质相导致局部硬度增大，Si元素含量急剧上升，表面磨损加重，如图10(b)所示。另外，由图3(b)可知，当合金涂层中含

有较少 TiC 硬质相时，其相组成主要以 γ-Fe 相为主。在摩擦磨损时，磨球主要与 γ-Fe 相接触，由于 γ-Fe 相的硬度远小于 TiC 硬质相，因此，γ-Fe 相含量的增多会使铁基合金涂层发生较大塑性变形，此时主要发生黏着磨损，合金涂层的减摩作用降低。进一步增加 TiC 颗粒的添加量，TiC 硬质相在合金涂层中所占面积比增加，磨球与 γ-Fe 软相接触减少，同 TiC 硬质相接触概率增多，主要发生磨球与 TiC 硬质相之间的对磨作用。由于 TiC 硬质相的硬度高于 γ-Fe 相，合金涂层很难发生塑性变形，摩擦磨损后合金表面难以出现犁沟，此时，由磨球转移到磨痕表面的 Si 元素含量降低，如图 10(c)和表 4 所示。进一步将 TiC 颗粒添加量增加至 30%，TiC 硬质相所占面积比增至 51.35%，界面摩擦由软(γ-Fe)-硬(磨球)接触向硬(磨球)-硬(TiC 硬质相)接触的模式转变，使磨痕区变得平整，摩擦阻力减小，实现减摩功能。结合文献[34]可知，当 TiC 硬质相在涂层中的含量适宜且均匀分布时，易获得高硬-减摩合金涂层。同时，TiC 硬质相与基体之间形成良好的冶金结合界面，在摩擦磨损时，能够抑制应力集中所导致的颗粒剥落，如图 10(d)所示。另外，相较其他涂层，FT30 合金涂层的磨痕平整无犁沟，未出现磨粒磨损与黏着磨损。结合 EDS 结果可知，点 8 和点 9 的 O 元素和 Si 元素含量较少，FT30 合金涂层发生轻微的氧化磨损，同时磨痕上有微量磨球的黏着。

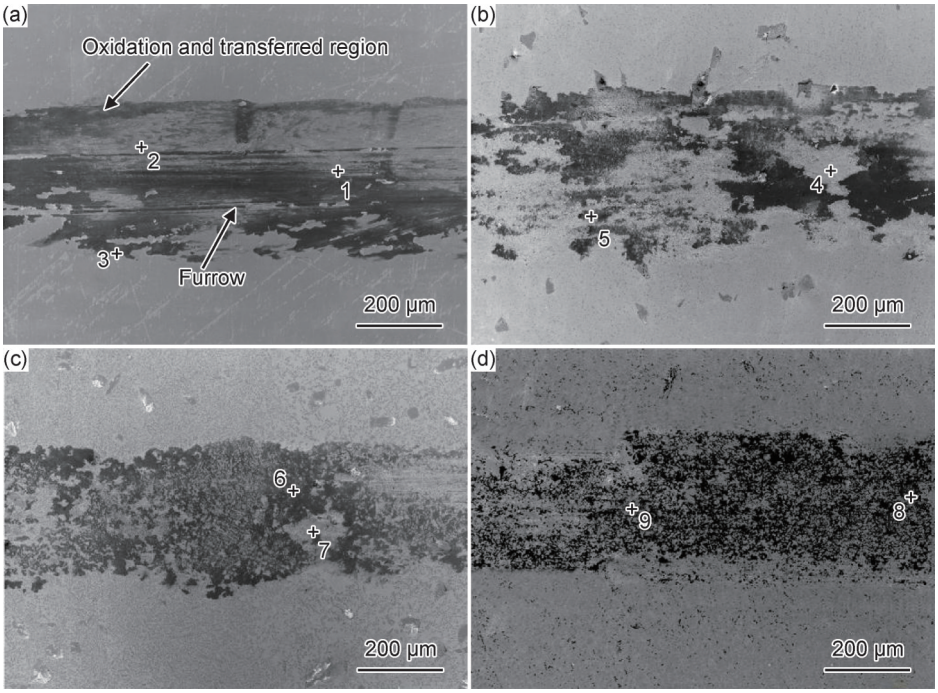

图 10　合金涂层磨痕形貌　(a)FT0;(b)FT10;(c)FT20;(d)FT30

Fig.10　Morphologies of wear scar on alloy coatings　(a)FT0;(b)FT10;(c)FT20;(d)FT30

表 4　合金涂层磨痕的 EDS 结果(原子分数/%)

Table 4　EDS results of wear scar on alloy coatings (atom fraction/%)

Point	C	Si	O	Cr	Fe	Ti
1	11.66	9.28	46.54	5.99	26.53	—
2	12.75	3.35	18.69	9.40	55.81	—
3	11.10	9.55	42.85	5.20	31.30	—
4	13.52	1.27	2.31	2.69	79.44	0.77
5	20.78	15.08	55.33	0.23	6.51	2.07
6	10.24	7.64	29.31	3.56	48.17	1.08
7	12.84	1.06	2.58	4.88	77.54	1.10
8	41.62	0.30	0.97	0.26	0.82	56.03
9	15.32	3.01	9.92	3.49	65.64	2.62

图 11 为磨痕宽度统计分析结果图。可知，随着 TiC 所占面积比的增加，在“高硬-减摩”协同作用下，激光熔覆 TiC/Fe 复合涂层的磨痕宽度逐渐减小[35]。

Mo 等[36]探讨了不同 TiC 含量对激光熔覆 420 马氏体不锈钢(martensitic stain steel，MSS)涂层组织和耐磨性的影响，结果表明，4TiC-420 马氏体不锈钢涂层(4%TiC)的磨痕最窄(宽度为 548.29 μm)，且磨损表面较光滑，黏着区域减少，这归因于 TiC 硬质相的弥散强化和晶粒细化作用，但 TiC 硬质相分散不均匀会导致局部应力集中，从而出现磨损加重现象。继续增加 TiC 颗粒的添加量，420 马氏体不锈钢涂层(6%TiC)因 TiC 严重团聚产生孔隙和微裂纹，磨损表面出现剥落坑和磨粒磨损，磨损体积大于 4TiC-420 马氏体不

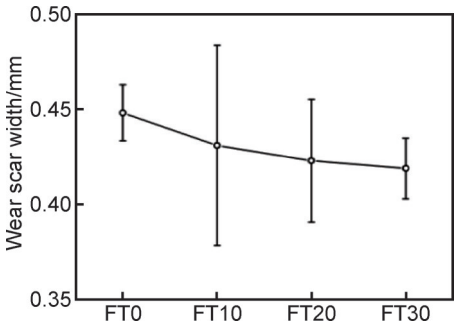

图11 磨痕宽度统计结果

Fig.11 Statistical results of wear scar width

锈钢涂层。而本工作发现，在FT30合金涂层中TiC硬质相所占面积比高达51.35%，且TiC硬质相分布均匀，摩擦磨损后合金涂层的磨痕平整，同时磨痕宽度最小。因此，只有当硬质相所占面积比达到某个阈值时，软-硬相间组织才能实现“高硬-减摩”协同策略。

图12为合金涂层质量磨损速率对比图。可知，同其他三种合金涂层相比，FT30合金涂层的质量磨损速率最低，仅为2.07×10^{-2} mg/(N·m)，比FT10合金涂层约降低32.6%，耐磨性能最佳。

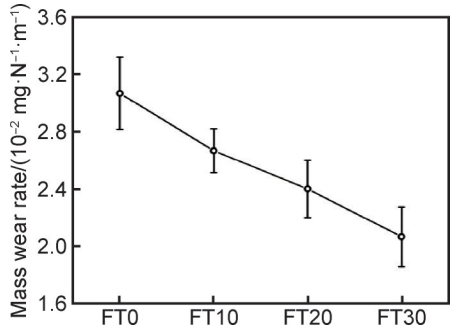

图12 合金涂层质量磨损速率

Fig.12 Mass wear rate of alloy coatings

在铁基合金涂层中，TiC硬质相所占面积比直接决定熔覆涂层的硬度和减摩特性，是实现“高硬-减摩”协同效应的关键因素之一。此外，由Archard公式(式(3))可知[37]，在无润滑的条件下，材料的磨损量与硬度成反比。因此，FT30合金涂层的硬度和耐磨性能均优于另外三种合金涂层。

$$V=k\cdot\frac{F\cdot S}{H} \tag{3}$$

式中：V为磨损量；k为磨损常数；S为滑动距离，mm；H为材料硬度。

3 结论

(1)激光熔覆后在铁基合金涂层中生成γ-Fe相和CrC相，且组织呈树枝晶和等轴晶相间结构，组织致密无裂纹。当在铁基合金涂层中添加TiC颗粒后，熔覆层由TiC、γ-Fe和CrC相组成，涂层组织中未出现树枝晶和等轴晶。Ti、C元素在组织中弥散分布，获得“软-硬”相间的组织结构，实现激光熔覆TiC/Fe涂层的“高硬-减摩”协同策略。

(2)TiC颗粒的添加显著增加铁基合金涂层的硬度，且随TiC颗粒添加量的增加，合金涂层的硬度增大，其中，FT30合金涂层截面平均硬度高达1300.39$HV_{0.2}$。

(3)合金涂层的摩擦因数、质量磨损速率均随TiC颗粒添加量的增加而降低，FT30合金涂层的平均摩擦因数仅为0.1127，具有优异的减摩特性，其磨损机制为轻微氧化磨损。

(4)采用软-硬相间组织结构设计能够实现“高硬-减摩”协同强化策略，当软相与硬相面积比约为1∶1时能够实现“高硬-减摩”协同强化。

参考文献

[1] Liang S, Wang X X, Chen Y H, et al. Research status and application of 304/Q235 stainless steel clad plate[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2024, 2819(1): 012005.

[2] Liu J N, Yang D L, Ma W, et al. Optimization of biomimetic weave parameters using response surface methodology to improve tribological performance of HSLT-Q235[J]. Applied Surface Science, 2025, 696: 162894.

[3] 李聪，陈雪琴，彭道衡，等. Q235结构钢堆焊熔覆表面的摩擦磨损性能[J]. 材料保护，2019，52(10)：70-74.
Li C, Chen X Q, Peng D H, et al. Friction and wear properties of the surfacing welding cladding surface on Q235 structural steel[J]. Materials Protection, 2019, 52(10): 70-74.

[4] 徐望圣，周瑞，陈作新，等. Q235压接硬化前后的低温冲击韧性试验研究[J]. 环境技术，2023，41(3)：74-76.
Xu W S, Zhou R, Chen Z X, et al. Experimental study on low temperature impact toughness of Q235 before and after hardening[J]. Environmental Technology, 2023, 41(3): 74-76.

[5] Liu Y F, Zhuang S G, Liu X B, et al. Microstructure evolution and high-temperature tribological behavior of Ti_3SiC_2 reinforced Ni60 composite coatings on 304 stainless steel by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 420: 127335.

[6] Wang Y, Liu X B, Liu Y F, et al. Microstructure and tribological performance of Ni60-based composite coatings on Ti6Al4V alloy with different Ti_3SiC_2 ceramic additions by laser cladding[J]. Ceramics International, 2020, 46(18): 28996-29010.

[7] 姜明明，孙树峰，王津，等. 激光熔覆制备高熵合金涂层耐磨性研究进展[J]. 材料工程，2022，50(3)：18-32.
Jiang M M, Sun S F, Wang J, et al. Research progress in wear resistance of high entropy alloy coatings prepared by laser cladding[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(3): 18-32.

[8] 华石伟，庞铭. Ti_3SiC_2对Q235钢表面激光熔覆制备镍基涂层性

能的影响[J].材料热处理学报,2021,42(10):133-140.
Hua S W,Pang M.Effect of Ti_3SiC_2 on properties of Ni based layers prepared by laser cladding on Q235 steel surface[J].Transactions of Materials and Heat Treatment,2021,42(10):133-140.

[9] 毕文彪,崔洪芝,张新杰,等.Q235低碳钢表面等离子熔覆 TiB_2-TiC/Fe 复合涂层及耐磨性[J].复合材料学报,2018,35(11):3097-3105.
Bi W B,Cui H Z,Zhang X J,et al.Microstructure and wear resistance of TiB_2-TiC/Fe composite coatings on Q235 steel prepared by plasma cladding[J].Acta Materiae Compositae Sinica,2018,35(11):3097-3105.

[10] 雷声,张海浪,李侠,等.WC含量对激光熔覆Fe基复合涂层性能的影响[J].兵器材料科学与工程,2025,48(2):45-53.
Lei S,Zhang H L,Li X,et al.Effect of WC content on properties of laser cladding Fe-based composite coatings[J].Ordnance Material Science and Engineering,2025,48(2):45-53.

[11] Akhtar F.Microstructure evolution and wear properties of *in situ* synthesized TiB_2 and TiC reinforced steel matrix composites[J].Journal of Alloys and Compounds,2008,459(1/2):491-497.

[12] 宣天鹏.表面镀覆层失效分析与检测技术[M].北京:机械工业出版社,2012.
Xuan T P.Failure analysis and detection technology of surface plating layer[M].Beijing:China Machine Press,2012.

[13] Li W L,Tao N R,Lu K.Fabrication of a gradient nano-microstructured surface layer on bulk copper by means of a surface mechanical grinding treatment[J].Scripta Materialia,2008,59(5):546-549.

[14] 庄宿国,贺泊铭,刘秀波,等.Inconel718合金激光熔覆Co/TiN复合涂层摩擦学及氧化行为[J].材料工程,2024,52(3):71-81.
Zhuang S G,He B M,Liu X B,et al.Tribological and oxidation behaviors of TiN/Co composite coatings on Inconel718 alloy by laser cladding[J].Journal of Materials Engineering,2024,52(3):71-81.

[15] 张雨.贵金属/陶瓷复合薄膜纳米结构构筑及其力学和摩擦学行为研究[D].长春:吉林大学,2023.
Zhang Y.Nanostructure construction and investigation on mechanical and tribological behaviors for nobel metal/ceramic composite films[D].Changchun:Jilin University,2023.

[16] 王彦峰,李争显,杜继红,等.C掺杂硬质膜层的组织及性能研究[J].稀有金属材料与工程,2012,41(增刊2):178-181.
Wang Y F,Li Z X,Du J H,et al.Microstructure and properties of hard coatings with C doping[J].Rare Metal Materials and Engineering,2012,41(Suppl 2):178-181.

[17] 周升国.多元碳基薄膜的非晶/纳米晶微结构设计及其摩擦自适应行为[D].北京:中国科学院大学,2012.
Zhou S G.Microstructure design and friction adaptive behavior of amorphous/nanocrystalline multi-element carbon-based thin films[D].Beijing:University of Chinese Academy of Sciences,2012.

[18] Zhang Z Q,Pei X H,Du Y,et al.Effect of Ni@MoS_2 addition on the microstructure and tribological performance of β-phase matrix composite coatings[J].Tribology International,2025,207:110610.

[19] 张晶,王文雪,孙峰,等.烧结温度对氮化硅陶瓷球显微结构和力学性能的影响[J].硅酸盐通报,2021,40(1):252-257.
Zhang J,Wang W X,Sun F,et al.Effect of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of silicon nitride ceramic balls[J].Bulletin of the Chinese Ceramic Society,2021,40(1):252-257.

[20] 张鹏鹏,赵伟刚,董光能.铜基石墨密封材料的摩擦磨损性能研究[J].西安交通大学学报,2017,51(9):92-97.
Zhang P P,Zhao W G,Dong G N.Investigation into friction and wear behaviors of copper-based graphite seal material[J].Journal of Xi'an Jiaotong University,2017,51(9):92-97.

[21] Li P,Hou D H,Han E H,et al.Solidification of Mg-Zn-Zr alloys:grain growth restriction,dendrite coherency and grain size[J].Acta Metallurgica Sinica (English Letters),2020,33(11):1477-1486.

[22] 李天澍,邓德伟,李振华,等.激光功率对Fe-TiC复合涂层组织及硬度的影响[J].激光与光电子学进展,2023,60(19):1914002.
Li T S,Deng D W,Li Z H,et al.Effect of laser power on microstructure and hardness of Fe-TiC composite coatings[J].Laser & Optoelectronics Progress,2023,60(19):1914002.

[23] 李玉安,程悦,曹鲲鹏,等.复合碳化物增强铁基激光熔覆层中碳化物的演变行为研究[J].热加工工艺,2024,53(14):38-41.
Li Y A,Cheng Y,Cao K P,et al.Investigation on evolution behavior of carbide in composite carbide reinforced Fe-based laser cladding coating[J].Hot Working Technology,2024,53(14):38-41.

[24] Li D M,Sun X F,Li Z M,et al.Effect of TiC content on the microstructure and properties of large-area laser-cladded TiC Ni-based composite coatings[J].Materials Research Express,2021,8(2):026516.

[25] 方金祥,王玉江,董世运,等.激光熔覆Inconel718合金涂层与基体界面的组织及力学性能[J].中国机械工程,2019,30(17):2108-2113.
Fang J X,Wang Y J,Dong S Y,et al.Microstructure and mechanics properties of interfaces between laser cladded Inconel718 coating and substrate[J].China Mechanical Engineering,2019,30(17):2108-2113.

[26] 陈星,尹健,皮自强,等.TiC含量对激光熔覆Fe基复合涂层组分和性能的影响[J].热喷涂技术,2021,13(4):35-41.
Chen X,Yin J,Pi Z Q,et al.Effects of TiC content on chemical composition and properties of laser cladding Fe-based composite coatings[J].Thermal Spray Technology,2021,13(4):35-41.

[27] 董虎林,包海萍,彭建洪.TiC含量对铁基复合材料力学性能及耐磨性能的影响[J].金属学报,2019,55(8):1049-1057.
Dong H L,Bao H P,Peng J H.Effect of TiC contents on mechanical properties and wear resistance of iron-based composites[J].Acta Metallurgica Sinica,2019,55(8):1049-1057.

[28] 森维,徐宝强,杨斌,等.碳化钛粉末制备方法的研究进展[J].轻金属,2010(12):44-48.
Sen W,Xu B Q,Yang B,et al.Research progress on preparation of TiC powders[J].Light Metals,2010(12):44-48.

[29] Liang J,Liu Y,Yang S,et al.Microstructure and wear resistance of laser cladding Ti-Al-Ni-Si composite coatings[J].Surface and Coatings Technology,2022,445:128727.

[30] 丁睿,王杏华,胡成辉,等.激光熔覆涂层摩擦磨损性能的研究进

展[J].科技与创新,2025(10):35-38.
Ding R, Wang X H, Hu C H, et al. Research progress on friction and wear properties of laser cladding coatings [J]. Science and Technology & Innovation, 2025(10): 35-38.

[31] 王贺千,康嘉杰,王浩东,等.铁基非晶合金涂层的制备及其耐磨防腐性能研究进展[J].材料工程,2025,53(2):1-13.
Wang H Q, Kang J J, Wang H D, et al. Research progress in preparation and wear corrosion resistance of Fe-based amorphous alloy coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(2): 1-13.

[32] 牛海云,王开明,马鹏飞,等.激光熔覆铁基涂层显微组织和摩擦磨损性能的研究[J].应用激光,2023,43(12):21-26.
Niu H Y, Wang K M, Ma P F, et al. Investigation on the microstructure and wear resistance of laser coated Fe-based coating[J]. Applied Laser, 2023, 43(12): 21-26.

[33] Gou Y Q, Yan Y H. Experimental study on secondary wear of friction pair surface [J]. World Journal of Engineering and Technology, 2019, 7(3): 513-519.

[34] Qu S Y, Wang X H, Zhang M, et al. Microstructure and wear properties of Fe-TiC surface composite coating by laser cladding [J]. Journal of Materials Science, 2008, 43(5): 1546-1551.

[35] Xie X Q, Liu J S, Zhang D. Tribology properties of TiC_p/ZA43 composite under continuously lubricated sliding condition [J]. Advanced Composite Materials, 2002, 11(2): 211-221.

[36] Mo K K, Cao L C, Zhao D K, et al. Study on the microstructure and wear resistance of laser clad martensitic stainless steel 420 with different content of TiC [J]. Materials Today Communications, 2025, 46: 112615.

[37] Gao Z M, Niu Z M, Gao Z T, et al. Microstructure and wear behavior of *in-situ* synthesized TiC-reinforced CoCrFeNi high entropy alloy prepared by laser cladding [J]. Applied Surface Science, 2024, 670: 160720.

基金项目:国家自然科学基金(51865014,52262006,52465040);材料成形与模具技术国家重点实验室开放课题研究基金(P2019-012);河南省科技研发计划联合基金(产业类)(202324207)

收稿日期:2025-09-19;**录用日期**:2025-11-26

通讯作者:肖伯涛(1978—),男,副教授,博士,研究方向为金属基耐磨材料、精密铸造等,联系地址:江西省南昌市红谷滩新区学府大道589号江西科技师范大学(330038),E-mail:xltao_2005@163.com;张豪(1986—),男,副教授,博士,研究方向为表面工程技术、热障涂层新材料和腐蚀与防护等,联系地址:江西省南昌市红谷滩新区学府大道589号江西科技师范大学(330038),E-mail:zhanghao@jxstnu.edu.cn

(本文责编:王 晶)