

Nb₄Si 含量对激光熔覆 Ti-Fe 合金涂层组织和性能的影响

王 锐 王存山

(大连理工大学三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116023)

摘要 采用激光熔覆技术,在 TA15 钛合金表面制备了具有不同 Nb₄Si 添加量的 Ti-Fe 合金涂层。采用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电镜(SEM)、显微硬度计、纳米压痕仪和摩擦磨损试验机,系统研究了 Nb₄Si 含量对合金涂层组织和性能的影响规律。研究结果表明,不同 Nb₄Si 含量的 Ti-Fe 合金涂层皆主要是由 β -TiNb 树枝初晶和 β -TiNb+TiFe 共晶组织所构成。但有所不同的是,随着 Nb₄Si 添加量的增加,涂层中共晶组织的数量呈现出先增后减的变化趋势,即在 Nb₄Si 添加量为 2.0%(粒子数分数,下同)时,共晶组织的数量为最多,且在 Nb₄Si 的添加量超过 0.5%时,涂层中开始有少量的 β -(TiNb)₅Si₃ 相形成。由于受共晶组织增强作用的影响,在 Nb₄Si 添加量为 2.0%时,合金涂层的硬度、减磨性和耐磨性能为最高,而弹性模量为最低。

关键词 激光技术;激光熔覆;Ti-Fe 合金;共晶组织;磨损性能

中图分类号 TG178 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201340.0103002

Influence of Nb₄Si Content on Microstructure and Property of Ti-Fe Alloy Coating Prepared by Laser Cladding

Wang Rui Wang Cunshan

(Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams, Ministry of Education, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116023, China)

Abstract Ti-Fe alloy coatings with different Nb₄Si additions are prepared by laser cladding on TA15 alloy. The influence of Nb₄Si content on microstructures and properties of the coatings are investigated by means of X-ray diffraction, scanning electron microscopy (SEM), microhardness tester, nano-indenter, and friction wear testing machine. The results show that the coatings with different Nb₄Si additions mainly consist of β -TiNb dendrite and β -TiNb+TiFe eutectic. However, what has changed is that with the increase of the Nb₄Si addition, the content of the eutectic presents the trend of first increasing then decreasing, namely, the highest value is obtained when the atomic fraction of Nb₄Si particles is 2.0%. Another change in the microstructure is that a small amount of β -(TiNb)₅Si₃ phase is formed when the atomic fraction of Nb₄Si addition is beyond 0.5%. When the atomic fraction of Nb₄Si addition is 2.0%, the hardness, friction and wear properties of the coatings all reach the highest, while the elastic module is the lowest, as a result of high eutectic content.

Key words laser technique; laser cladding; Ti-Fe alloy; eutectic structure; wear properties

OCIS codes 140.3470; 140.3390; 310.1515

1 引 言

钛合金具有密度低、比强度高、耐腐蚀性和高温性能好等优异性能,在航空航天、国防军事、船舶、汽车、石化和生物医学等领域有着重要的应用价值和

广阔的应用前景^[1~3]。然而,钛合金低的耐磨性和差的强韧性匹配,在一定程度上制约了其应用。实验表明,激光熔覆技术因具有对基体热影响小、工艺灵活,且可实现涂层与基体间良好的冶金结合等优

收稿日期: 2012-06-08; 收到修改稿日期: 2012-09-12

作者简介: 王 锐(1985—),男,硕士研究生,主要从事激光表面改性方面的研究。E-mail: 287344745@qq.com

导师简介: 王存山(1963—),男,博士,副教授,主要从事激光表面改性方面的研究。

E-mail: laser@dlut.edu.cn(通信联系人)

点,是提高钛合金表面性能的一种有效方法^[4~7]。

熔覆材料的选择与设计是实现钛合金表面改性的重要前提。最近研究表明,Ti-Fe 二元共晶合金体系在无贵金属添加和冷却速度为 10 K/s 条件下,即可获得由有序 TiFe 金属间化合物和过饱和 β -Ti 固溶体构成的非平衡组织,其不仅具有优良的力学性能(压缩强度和塑性应变可分别达到 2200 MPa 和 6.7%),而且具有良好的流动性能和物化相容性^[8,9],是钛合金表面改性的理想材料。本课题组在前期进行多元钛合金研究中发现,当在合金中添加原子比为 4:1 的 Nb 和 Si 元素时,因其具有细晶强化和硬质增强作用,可以有效提高钛合金的力学性能。为此,本文采用激光熔覆技术,在具有重要工程应用价值的 TA15 钛合金表面制备了具有不同 Nb₄Si 含量的 Ti-Fe 合金涂层,系统研究了 Nb₄Si 含量对 Ti-Fe 合金涂层组织与性能的影响规律。

2 实验材料与方法

选取尺寸为 30 mm×20 mm×10 mm 的 TA15 钛合金作基体材料,其原始组织是由 α -Ti 和 β -Ti 固溶体所组成。选取总质量分数大于 99.9%、粒径为 127 μ m(即 200 目)的 Ti、Fe、Nb 和 Si 粉为熔覆材料。首先按照表 1 所示原子数分数计算粉末单重,然后将粉末按比例称重,并采用 QM-3SP4J 行星式球磨机进行均匀混合,混合具体参数为:转速 50 r/min,球磨时间 3 h,保护气为氩气。

表 1 熔覆材料的化学成分(原子数分数,%)

Table 1 Chemical composition of the laser clad powder (atomic fraction, %)

Sample number	Ti	Fe	Nb	Si
1	70.5	29.5	—	—
2	70.15	27.35	2	0.5
3	69.79	25.21	4	1
4	69.09	20.19	8	2
5	68.39	16.61	12	3
6	67.68	12.32	16	4

将厚度约为 1.0 mm 的合金粉末预置于 Ti 合金表面。在氩气保护下,采用 5 kW 横流 CO₂ 激光器进行单道激光熔覆。优化的工艺参数为:激光功率 3.3 kW,光斑直径 4 mm,扫描速度 6.0 mm/s。

采用线切割机沿垂直熔覆层方向截取 10 mm×10 mm×8 mm 的试样,经磨制、抛光和体积比 V(FH):V(HNO₃):V(H₂O)=1:3:6 的金相腐蚀液浸蚀后,利用 JSM-5600LV 型扫描电镜(SEM)和 EPMA-1600 型电子探针对合金涂层的微观组织形

貌和微区成分进行分析;重新抛光上述试样,利用 DMH-2LS 型显微硬度计测试其显微硬度。测试所加载荷为 0.245 N,加载时间为 15 s,沿合金涂层横截面由表及里每隔 0.10 mm 测试 3 个点,取其算术平均值;采用 MTS-Nano Indenter XP 纳米压痕仪测试熔覆层弹性模量,测试时采用波式压针,压入深度为 1000 nm,沿熔覆层横截面由表及里测试 20 个点,取其算术平均值。熔覆层表面经磨制(去除厚度约为 0.2 mm)和抛光后,用线切割机沿熔覆层轮廓截取 10 mm×3.5 mm×5 mm 的试样,分别利用 XRD6000 型 X 射线衍射仪(XRD)和 CETR UMT-2 磨损试验机对其进行物相分析和摩擦磨损性能测试。摩擦磨损测试时,采用球盘往复磨损方式,上试样为直径 5 mm 的刚玉球,下试样为激光熔覆试样。上试样所加法向载荷为 5 N,磨损时间为 30 min。

3 实验结果与分析

3.1 显微组织

图 1 为 Ti_{70.5}Fe_{29.5} 合金涂层的 XRD 图谱,其中 θ 为衍射角。可见,合金涂层是由体心立方结构的 β -Ti 固溶体和简单立方结构的 TiFe 金属间化合物所构成。

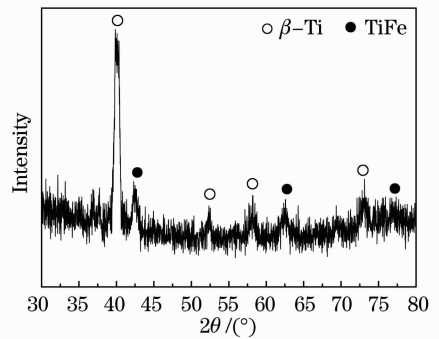


图 1 激光熔覆 Ti_{70.5}Fe_{29.5} 合金涂层 XRD 图谱
Fig. 1 X-ray diffraction pattern of the Ti_{70.5}Fe_{29.5} alloy coating

图 2 为 Ti_{70.5}Fe_{29.5} 共晶合金涂层横截面的微观组织形貌。由于受激光熔覆过程中来自基体稀释的影响,具有名义共晶成分的熔覆区呈现出明显的亚共晶组织形貌特征,即其是由树枝初晶 β -Ti 和晶间深色的(β -Ti+TiFe)共晶组织所构成[见图 2(a)]。采用深浸的方法,在放大视场下做进一步观察发现,共晶组织具有典型的胞状集群结构[见图 2(b)]。基于 Ti-Fe 二元合金相图,并结合组织形貌特征,可以判断合金熔体在非平衡凝固过程中首先析出树枝状的 β -Ti 初晶,温度继续降低时剩余合金熔体将发

生共晶转变,形成胞状(β -Ti+TiFe)共晶组织。由于 Fe 元素对 β -Ti 的稳定作用,以及激光熔覆快的凝固速率,使更低温度下发生的 β -Ti \rightarrow α -Ti+TiFe 共析反应受到抑制,从而使非平衡亚共晶组织被保留至室温。随着距表面距离的增加,由于凝固速率的降低、温度梯度的增大和稀释率的增高,组织中树枝初晶 β -Ti 缩短变粗,数量逐渐增加[见图 2(c)]。界面结合区是基体微熔表面与液态熔覆材料搅拌混合,并以热影响区为非均质形核位置凝固而成的。由于该微区是整个熔池中温度梯度最大和凝固速率最低的区域,致使界面结合区组织以平面晶的生长形态沿热流方向生长出来,并与热影响区之间的界

面近似平直。随着凝固过程的进行,生长着的凝固前沿由于受非平衡动态凝固特征的影响,凝固速率逐渐增加,温度梯度逐渐降低,加之凝固前沿合金熔体稀释程度的降低,凝固组织构成和形态也随之发生变化,形成呈聚合态生长的 β -Ti 初晶和(β -Ti+TiFe)共晶组织[见图 2(d)]。在热影响区,由于加热温度位于 α -Ti \rightarrow β -Ti 固溶体转变线(约为 950 °C)之上,将从 α -Ti 晶界处析出 β -Ti 固溶体,并依附于原始 β -Ti 固溶体长大。在随后的快速冷却过程中,因 β -Ti 向 α -Ti 扩散相变进行得较为缓慢,致使组织中 β -Ti 固溶体的数量较原始组织有明显增加,尺寸有所增大[见图 2(e)和(f)]。

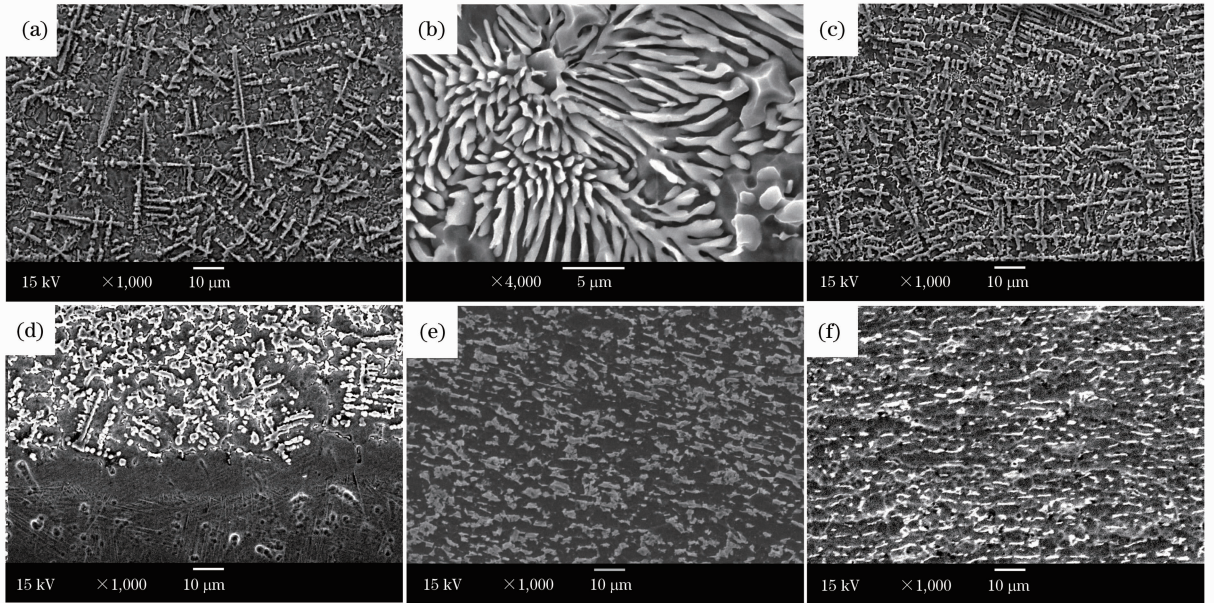


图 2 激光熔覆 Ti_{70.5}Fe_{29.5} 合金涂层横截面的组织形貌。(a)表面层;(b)共晶组织;(c)亚表面层;(d)界面结合区;(e)热影响区;(f)基体

Fig. 2 Cross-sectional SEM micrographs of the Ti_{70.5}Fe_{29.5} alloy coating. (a) Surface; (b) eutectic; (c) subsurface; (d) interface; (e) heat-affected zone; (f) substrate

图 3 为添加不同 Nb₄Si 含量合金涂层的 XRD 谱线图。当 Nb₄Si 的添加量为 0.5% (粒子数分数,下同)时,合金涂层组织仍是由 β -Ti 固溶体和 TiFe 金属间化合物所构成,只是与未添加 Nb₄Si 的合金涂层相比,组织中 TiFe 相数量有所增加;当 Nb₄Si 的添加量增至 1.0% 时,除上述两种组成相外,还发现有 β -(TiNb)₅Si₃ 新相的形成,且随着 Nb₄Si 添加量的增加, β -Nb₅Si₃ 和 TiFe 相的数量增多, β -Ti 相的数量减少;而当 Nb₄Si 的添加量继续增至 2.0% 以后, β -(TiNb)₅Si₃ 和 TiFe 相的数量开始减少,而 β 固溶体的数量则明显增多。在由 Ti-Fe-Nb-Si 组成的多元合金体系中,Ti、Nb 与 Si 间皆具有高的负混合焓(其值分别为 -66 和 -56 kJ/mol)。当 Nb₄Si 的

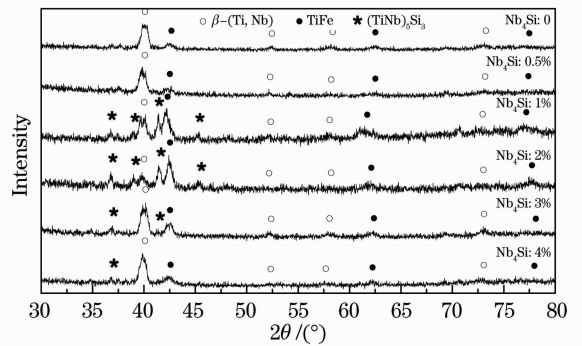


图 3 添加不同 Nb₄Si 含量合金涂层的 XRD 谱线图
Fig. 3 XRD spectra of the TiFe alloy coatings with different Nb₄Si additions

添加量超过一定阈值时,伴随着激光熔覆过程中组元

间的混合, Ti、Nb 与 Si 间将会发生强烈的原子结合反应, 形成高熔点的 β -(TiNb)₅Si₃ 相。随着 Nb₄Si 添加量的增加, (TiNb)₅Si₃ 相形成数量的增多, 将使其周围合金熔体的成分逐渐偏向共晶点, 从而导致共晶组成相 TiFe 数量的增多; 然而, 当 Nb₄Si 的添加量大于 2.0% 时, 多余的 Nb 将以 β 形式析出, 与 Ti 形成 β -TiNb 固溶体, 从而使与 β 固溶体相对应的衍射峰强

度逐渐增强, 其数量开始增加。同时, 由于 Nb 的费米能级半径 (0.147 nm) 高于 Ti 的费米能级半径 (0.146 nm), Nb 溶入 Ti 中会导致钛的晶格发生变化, 这体现在其衍射峰的位置随着 Nb₄Si 添加量的增加而逐渐向低角区偏移, 晶格常数有逐渐增大的变化趋势 (见表 2)。

表 2 β -TiNb 固溶体晶格常数随 Nb₄Si 添加量的变化关系

Table 2 Influence of Nb₄Si addition on lattice constant of the β -TiNb solid solution

Nb ₄ Si / %	0	0.5	1.0	2.0	3.0	4.0
Lattice constant / nm	0.31822	0.31936	0.31942	0.31950	0.31953	0.31967

图 4 为添加不同 Nb₄Si 含量合金涂层典型的 SEM 形貌。可见, 添加不同 Nb₄Si 含量的合金涂层仍保持着亚共晶组织的形貌特征。然而, 由于受 β -(TiNb)₅Si₃ 析出对合金熔体成分和晶粒生长抑制作用的影响, 以及 Nb 析出形式的多样化, 致使 β -TiNb 树枝初晶随着 Nb₄Si 添加量的增加逐渐细化, 其数量则呈现出先减少后增加的变化趋势, 即在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时, β -TiNb 树枝初晶的数量

为最少。而 β -TiNb+TiFe 共晶组织数量变化趋势则相反, 在添加量为 2.0% 时为最高, 这与上述 XRD 的分析结果是相一致的。由于 β -(TiNb)₅Si₃ 的数量相对较少, 而在 SEM 二次电子形貌衬度像下难以分辨, 但通过对 Nb、Si 两种元素进行成分分析, 并参照背散射电子像, 可以初步判断 β -(TiNb)₅Si₃ 主要分布于 β -TiNb 树枝初晶的周围 (见图 5)。

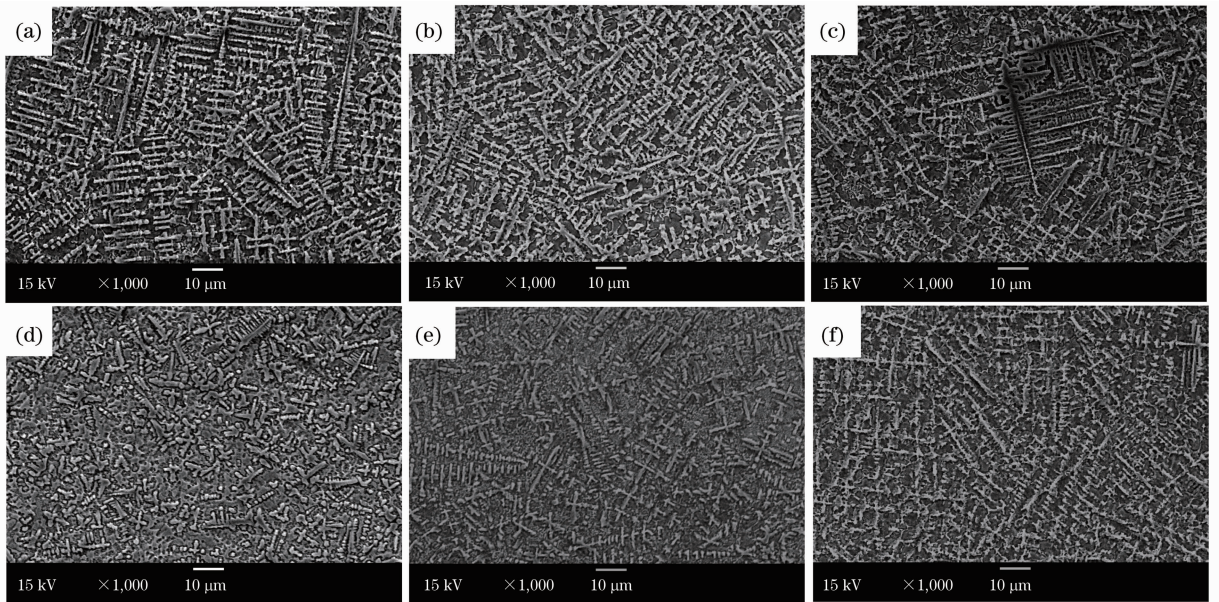


图 4 添加不同 Nb₄Si 含量合金涂层典型的 SEM 形貌。(a) 0%; (b) 0.5%; (c) 1.0%; (d) 2.0%; (e) 3.0%; (f) 4.0%

Fig. 4 SEM micrographs of the TiFe alloy coatings with different Nb₄Si additions. (a) 0%; (b) 0.5%; (c) 1.0%; (d) 2.0%; (e) 3.0%; (f) 4.0%

3.2 硬度和弹性模量

图 6 为不同 Nb₄Si 含量合金涂层显微硬度沿层深的变化曲线。可见, 不同成分合金涂层的显微硬度沿层深方向皆呈现出明显的阶梯状分布特征, 其分别与熔覆层 (CL)、界面结合区 (BZ)、热影响区 (HAZ) 和基体相对应。其中, 熔覆层因细小的 β -TiNb+TiFe 共晶组织的增强作用, 而具有最高的

平均硬度值, 且随着距表面距离的增加, 组织中 β -Ti 树枝初晶数量的增多, 显微硬度呈现出逐渐减低的变化趋势; 在界面结合区, 因其组织是由单相的 β -Ti 平面晶所组成, 致使显微硬度开始缓慢降低; 而至热影响区, 显微硬度开始发生陡降, 且随着层深的增加, 因组织中 β -Ti 固溶体数量的逐渐减少, 显微硬度也随之进一步降低。值得关注的是: 随着 Nb₄Si



图 5 合金涂层背散射电子像和元素的面分布。(a)背散射图;(b) Nb 元素;(c) Si 元素

Fig. 5 Back scattered electron photograph and element area distribution. (a) Back scattered electron photograph; (b) Nb element; (c) Si element

添加量的增加,尽管熔覆层组织逐渐细化,细晶强化作用逐渐增强,但因受 β-TiNb+TiFe 共晶组织数量变化的影响,熔覆层显微硬度呈现出先增后减的变化趋势,即在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,熔覆层具有最高的硬度值。

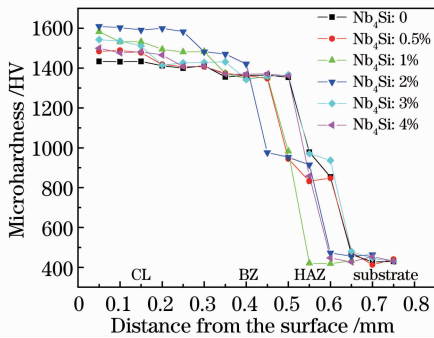


图 6 不同 Nb₄Si 含量合金涂层显微硬度沿层深的变化曲线

Fig. 6 Cross-section hardness curves of the TiFe alloy coatings with different Nb₄Si additions

图 7 为熔覆层弹性模量随 Nb₄Si 含量的变化曲线。弹性模量是一个只决定于原子间结合力的力学性能指标。晶界和相界是原子排列不规则的区域,其原子配位数要比晶粒和合金相内的原子配位数小,原子间距较大,原子间的作用力相对较小。因而,随着 Nb₄Si 添加量的增加,晶粒的逐渐细化,将有助于熔覆层整体弹性模量的降低。但从合金成分因素考虑,合金的弹性模量可用各组元的弹性模量来估算^[10],即

$$E^{-1} = \sum (f_i E_i^{-1}), \quad (1)$$

式中 f_i 和 E_i 分别为合金各组元的粒子数分数和组元的弹性模量。将相关参数代入(1)式进行计算表明,随着 Nb₄Si 添加量的增加,合金涂层的弹性模量则是逐渐增加的(图略)。由于受上述面缺陷因素和合金成分因素综合作用的结果,致使合金涂层的弹

性模量呈现出先降低后升高的变化趋势,即在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,合金涂层具有最低的弹性模量。

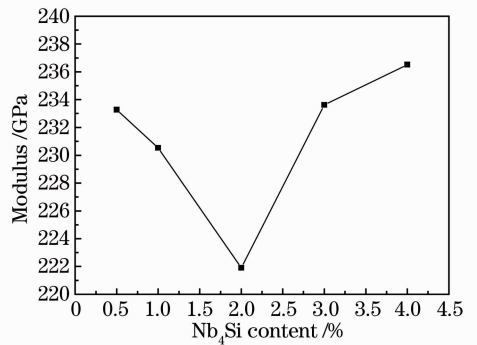


图 7 合金涂层弹性模量随 Nb₄Si 含量的变化曲线
Fig. 7 Influence of Nb₄Si content on elastic modulus of the Ti-Fe alloy coatings

3.3 摩擦磨损性能

在干滑动摩擦磨损过程中,合金涂层在稳定磨损阶段平均摩擦系数随 Nb₄Si 添加量的变化曲线如图 8 所示。随着 Nb₄Si 添加量的增加,因合金涂层硬度的逐渐增加,有效地降低其与摩擦副之间的粘着力,从而导致合金涂层摩擦系数随之减低,且在 Nb₄Si 添加量为 2% 时,其值降至最低,减摩性达到

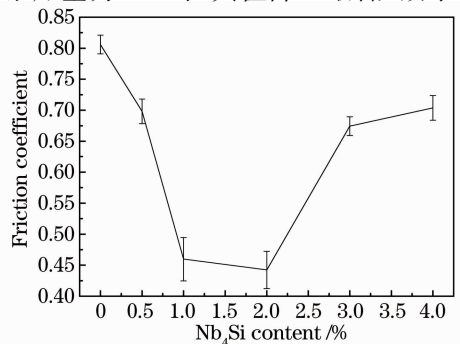


图 8 合金涂层摩擦系数随 Nb₄Si 添加量的变化曲线
Fig. 8 Influence of Nb₄Si content on friction coefficient of the Ti-Fe alloy coatings

最高。然而,随着 Nb₄Si 添加量的继续增加,因合金涂层开始出现软化现象,而导致其与摩擦副之间的粘着力提高,致使合金涂层的摩擦系数重新升高,减摩性降低。

合金涂层磨损体积随 Nb₄Si 添加量的变化曲线如图 9 所示。随着 Nb₄Si 添加量的增加,合金涂层的磨损体积亦呈现出先降低后升高的变化趋势,即在 Nb₄Si 的添加量为 2% 时,合金涂层具有最低的磨损体积,耐磨性为最高。在 SEM 下对合金涂层表面磨损形貌做进一步观察发现,由于未添加 Nb₄Si 合金涂层与摩擦副之间相对较高的粘着力,易使摩擦表面微突点之间产生粘着作用。这种局部受力特点会导致表面变形程度增大,实际接触面积增加。接触突点间长程范德华力及原子间强烈的短程交互作用,使接触面积发生焊合,最终被剪切,形成剥落坑。进而一些剥落下来、且呈游离态的磨屑将作为磨粒参与到磨损过程中,从而在磨损表面产生犁沟[见图 10(a)]; 当在合金涂层中添加粒子数分数为 0.5% 的 Nb₄Si 时,随着涂层与摩擦副间粘着力的降低,其粘着磨损程度有所减弱,但磨粒磨损程度则有所增加,磨损表面出现了深而宽的犁沟[见图 10(b)]; 随着 Nb₄Si 添加量的增加,由于合金涂层硬度的逐渐增加,使磨损表面抵抗粘着磨损和磨

粒磨损能力得到进一步增强,这体现在剥落坑的数量逐渐减少,犁沟逐渐变窄变浅[见图 10(c)],在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,合金涂层磨损表面甚至只发生了轻微的磨粒磨损[见图 10(d)]; 然而,当 Nb₄Si 添加量继续增加时,由于合金涂层开始出现软化现象,不仅降低了合金涂层的抗磨粒磨损能力,使犁沟重新变得宽而深[见图 10(e)],甚至在 Nb₄Si 添加量为 4.0% 时,合金涂层的磨损表面发生了明显塑性涂抹迹象[见图 10(f)]。这种粘着磨损形式主要来自硬质摩擦副对软涂层接触表面的推碾作用,使转移金属与涂层表面发生粘着,最终在剪切应力的作用下以磨屑的形式被撕脱下来。

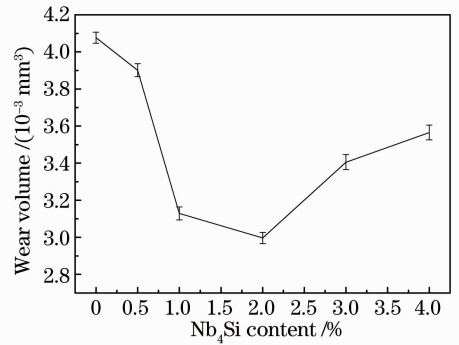


图 9 合金涂层磨损体积随 Nb₄Si 添加量的变化曲线
Fig. 9 Influence of Nb₄Si content on wear volume of the Ti-Fe alloy coatings

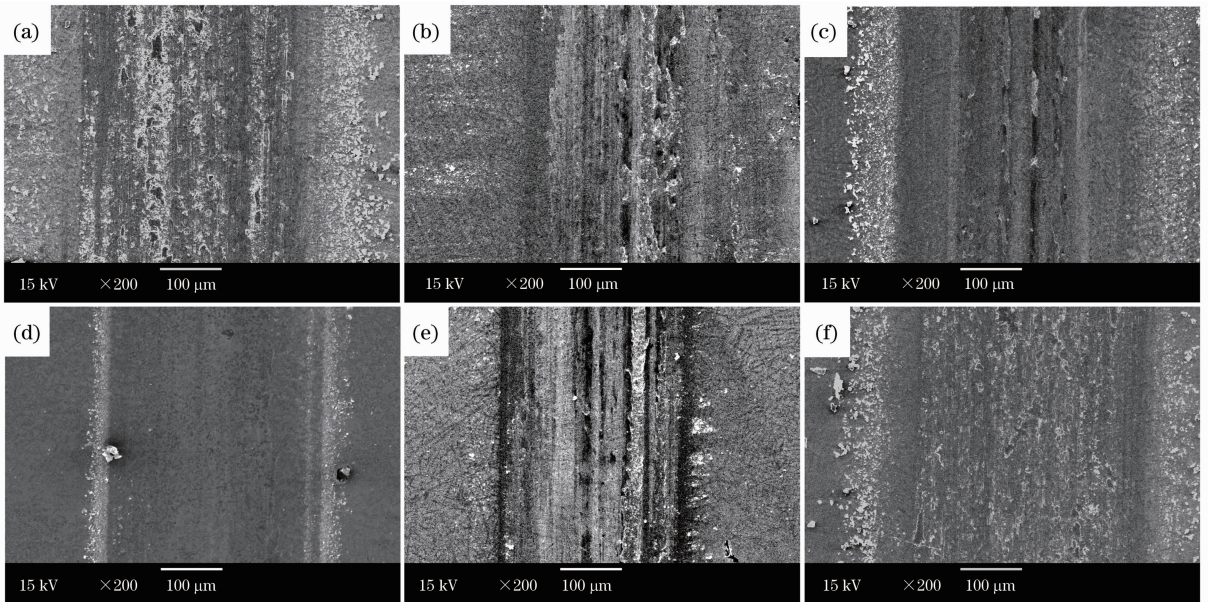


图 10 添加不同 Nb₄Si 含量的 Ti-Fe 合金涂层磨损表面形貌。(a) 0; (b) 0.5%; (c) 1.0%; (d) 2.0%; (e) 3.0%; (f) 4.0%

Fig. 10 Wear micrographs of the Ti-Fe alloy coatings with different Nb₄Si additions.
(a) 0; (b) 0.5%; (c) 1.0%; (d) 2.0%; (e) 3.0%; (f) 4.0%

4 结 论

1) 不同 Nb₄Si 含量的 Ti-Fe 熔覆层主要是由 β-TiNb 树枝初晶和 β-TiNb+TiFe 共晶组织所构成。但有所不同的是:随着 Nb₄Si 添加量的增加,熔覆层的组织逐渐细化,共晶组织的数量则呈现出先增后减的变化趋势,即在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,共晶组织的数量为最多,且在 Nb₄Si 的添加量超过 0.5% 时,涂层中开始有少量的 β-(TiNb)₅Si₃ 相形成;

2) 随 Nb₄Si 添加量的增加,熔覆层平均硬度因受晶粒尺寸和共晶组织数量变化的影响,呈现出先增后减的变化趋势,即在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,熔覆层具有最高的平均硬度值。而熔覆层弹性模量的变化趋势则相反,受面缺陷因素和合金成分因素综合作用,在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,其值为最低;

3) 随 Nb₄Si 添加量的增加,熔覆层摩擦系数和磨损体积皆呈现出先降后增的变化趋势,即在 Nb₄Si 添加量为 2.0% 时,熔覆层具有高的减摩和耐磨性能。

参 考 文 献

- 1 Yan Ping, Wang Li, Zhao Jun *et al.*. Development and applications of the high-strength cast Titanium alloy [J]. *Foundry*, 2007, **56**(5): 451~452
闫平,王利,赵军等. 高强度铸造钛合金的应用及发展 [J]. *铸造*, 2007, **56**(5): 451~452
- 2 Geng Baoyou. New materials science and technology introduction

[M]. Zhejiang: Zhejiang University Press, 2007

耿保友. 新材料科技导论[M]. 浙江: 浙江大学出版社, 2007

- 3 J. S. Selvan, K. Subramanian, A. K. Nath *et al.*. Laser burnishing of Ti-6Al-4V as a result of laser alloying with pre-placed BN [J]. *Materials Science and Engineering*, 1999, **260**(1-2): 178~187
- 4 Fengxiao Huang, Zhonghao Jiang, Ximing Liu *et al.*. Microstructure and properties of thin wall by laser cladding forming[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, **209**(11): 4970~4976
- 5 Li Chunyan, Zhang Song, Kang Yuping *et al.*. Comment on material system for laser cladding [J]. *Laser Journal*, 2002, **23**(3): 5~9
李春彦,张松,康煜平等. 综述激光熔覆材料的若干问题[J]. *激光杂志*, 2002, **23**(3): 5~9
- 6 Feng Shurong, Zhang Shuquan, Wang Huaming. Wear resistance of laser clad hard particles reinforced intermetallic composite coating on TA15 alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2012, **39**(2): 0203002
冯淑容,张述泉,王华明. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. *中国激光*, 2012, **39**(2): 0203002
- 7 Yao Biao, Wang Cunshan, Wang Rui *et al.*. Influence of scanning velocity on microstructure and properties of laser clad NiAlBSi high-temperature alloy coatings [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(10): 1003001
姚标,王存山,王锐等. 扫描速度对激光熔覆 NiAlBSi 高温合金涂层组织和性能的影响 [J]. *中国激光*, 2011, **38**(10): 1003001
- 8 D. V. Louzguine, H. Kato, A. Inoue. High strength and ductile binary Ti-Fe composite alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, **384**: L1~L3
- 9 D. V. Louzguine, H. Kato. High-strength binary Ti-Fe bulk alloys with enhanced ductility [J]. *Journal of Materials Research*, 2004, **19**(12): 3600~3606
- 10 M. Niinomi, P. Kvroda, K. Fvkvnhga *et al.*. Corrosion wear fracture of new β type biomedical titanium alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, **263**(2): 193~199

栏目编辑:宋梅梅