

TC4钛合金表面激光原位反应 制备TiN涂层及性能研究*

刘 熊,邱长军,刘 豪,胡良斌,陈 勇

(南华大学机械工程学院,衡阳 421001)

[摘要] 利用激光原位反应技术在 TC4 钛合金表面制备了无裂纹、组织均匀致密的 TiN 涂层,并分析了激光氮化层的显微组织、成分和物相,测试了涂层横截面显微硬度、涂层耐磨性能及抗 SiO₂ 颗粒高速冲蚀的能力。结果表明:在适当的激光参数下制备的氮化钛涂层与 TC4 基体之间呈现良好的冶金结合,其界面结合强度为 240~270MPa;涂层主要为硬质 TiN 相,涂层硬度高达 1550HV_{0.1},约为基材的 4.5 倍;涂层磨损失重量是 TC4 钛合金的 14.7%;在 60° 冲蚀角度下,基材的冲蚀质量损失为涂层的 2 倍。

关键词: TC4 钛合金;激光微熔;原位反应;TiN 涂层

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2018.23/24.052



刘 熊

硕士研究生,研究方向为金属材料表面改性。

钛合金具有强度高、耐高温、耐腐蚀等优点,被广泛应用于化工、航空航天等领域,但钛合金表面硬度不高,极易磨损。现实生产生活中需要高硬度、耐磨性好的材料,从而缩小了钛合金的使用范围。氮化钛具有高硬度、优异的化学稳定性、良好的耐磨损等优点,研究提高钛合金表面硬度、耐磨性、使用寿命得到延长的氮化钛改性层,是扩大使用范围的有效措施^[1]。

目前,氮化钛涂层的制备方法主要有电弧离子镀、直流磁控反应溅射离子镀和离子束辅助气相沉积等,其制备的膜层与基材的结合方式为机械结合。沉积速率低是常规 PVD 氮化物涂层制备方法的另一缺陷,极大地制约了氮化物涂层实际应用。据研究,钛合金由于微动作用使其疲劳寿命降低高达 20%~50%,因此,研究可靠的钛合金表防护技术,成为发展高可靠性、长寿命钛合金的重要课题

之一,其中采用表面合金化技术将合金的基体与改性表面结合起来,利用激光气体氮化技术在钛及钛合金表面形成氮化物等硬质相,满足材料的使用要求,是一种有效的措施^[1-2]。

激光气体微熔原位反应是利用高能激光束作为热源照射工件表面使其熔化,形成液相金属熔池;同时向熔池内输入高纯氮气,将其激活为活性氮原子,进而与金属熔池的液体发生强烈化学冶金反应。随着激光热源的移动,被处理钛合金在氮气氛围中快速冷却凝固,从而使金属表面的成分和微观结构得到改善,制备高硬度、耐磨性好的氮化层^[3-4]。该方法具有制备时间短、操作简单方便、工件热影响小、氮化层与基体形成冶金结合等优点,这项技术是近些年发展起来的很有前途的表面改性技术。北京工业大学王姗等^[5]利用 CO₂ 激光器研究了激光气体氮化参量对 TA2 钛合金表面形态的影响,发现

* 基金项目:国家自然科学基金(51474130);国家科技重大专项子课题项目(2015ZX06004001-002);湖南省重点学科建设项目(湘教发[2011]76);湖南省高校重点实验室基金项目(湘教发[2014]85);南华大学研究生科学基金项目(2018KYY063)。

激光功率密度小于 $3\text{kJ}/\text{cm}^2$, TA2 钛合金激光氮化表面后,其氮化层平整光滑,氮气流量对涂层的表面形貌无影响;凝固后钛合金表面凹凸不平,当激光功率密度高于 $7\text{kJ}/\text{cm}^2$ 时,激光氮化后的 TA2 钛合金钛合金表面平整,TA2 钛合金表面随着氮气流量的增大,其氮化后表面的平整度下降。陈晖等^[6]对工业纯钛 TA2 激光气体氮化表面硬度进行研究,发现随着激光能量密度的加大、氮气流量的降低,激光束移动速度的增加, TiN 的数量在 TA2 钛合金表层熔化区内也随之增多,制备出的 TiN 层越厚、TiN 分布越均匀,TA2 钛合金表面硬度就越高。Lima 等^[7]曾在纯钛表面进行激光氮化试验,研究发现当光斑直径为 0.7mm ,扫描速度 $5\text{mm}/\text{s}$,激光功率为 500W 时,能获得具有较好性能的氮化层。本文采用光纤激光器的高能激光束作为热源熔化工件表面,可选择性地对复杂工件的局部区域进行氮化处理,形成熔深小于 $100\mu\text{m}$ 的熔池,氮气与金属熔池的液体发生冶金反应,从而快速高效地制备与基材成冶金结合的微米级氮化钛涂层,是增加工件表面硬度的有效方法。

试验

1 试样制备

试验基材为 TC4 钛合金。试样尺寸为 $20\text{mm} \times 20\text{mm} \times 5\text{mm}$;采用 DK7763 型线切割机制备摩擦磨损试样,尺寸为 $\Phi 4.7\text{mm} \times 20\text{mm}$ 。试验试样分别用 360#、600#、800#、1000# 及金相砂纸磨掉表面氧化层,用无水乙醇结合超声波清洗基材表面,以确保基材表面的清洁度。激光气体氮化工艺如图 1 所示,在流量为 $10\text{L}/\text{min}$ 的高纯氮气气氛下使用 XL-F300 光纤激光器对其进行氮化试验。激光工艺参数为:激光能量密度为 $7200\text{W}/\text{mm}^2$ 、扫描速 $V=30\text{mm}/\text{s}$ 、搭接率为 30%。

2 试验方法

采用 QUANTA 400 FEG 型扫描电镜 (SEM) 观察涂层的截面形貌和微观结构,镜片和观测站高度为 10mm ,用 XD-3X 射线衍射仪 (XRD) 分析了涂层的相组成,以 Cu 靶为阳极靶。特征 X 射线为 $\text{CuK}\alpha$,波长为 0.154nm ,扫描速度为 $4^\circ/\text{min}$,扫描步长为 $20^\circ\sim 90^\circ$,扫描步长为 0.02° 。采用 WS-2005 型自动划痕仪对膜基结合性能进行测试;加载载荷为 50N ,记载速率为 $50\text{r}/\text{min}$ 。划痕长度 4mm 。采用 HXS-1000TAY 型显微硬度计测涂层截面和表面硬度,载荷为 100g ,加载时间 10s 。采用 KS6050A 型冲蚀设备对涂层和 TC4 钛合金基体进行冲蚀试验,冲蚀工艺如图 2 所示。冲蚀介质为约 $100\mu\text{m}$ 的 SiO_2 颗粒,气体压力 0.4MPa ,输送冲蚀颗粒的气体为空气;设定 15cm 冲蚀距离, 60° 的冲蚀角度。用 $1/10000$ 电子天平对腐蚀

前后样品质量进行了测定,准确度为 0.0001g ;采用 MMW-1 型立式万能摩擦磨损试验机,在室温下进行干滑动摩擦磨损试验,设定试验力 30N ,转速 $50\text{r}/\text{min}$,摩擦磨损时间 20min 。

结果与讨论

1 相组成

图 3 为 TiN 涂层的 XRD 图谱。对其衍射峰标定可知,涂层主要由 Ti 和 TiN 相组成。其形成过程分析如下:激光微熔 Ti 合金,使其表面金属融化,常温下 $\alpha\text{-Ti}$ 随着温度的上升大量转变为 $\beta\text{-Ti}$,其反应化学方程式为 $\beta\text{-Ti} + \text{N}_2 \leftrightarrow \text{TiN}$,形成 TiN/ $\beta\text{-Ti}$ 共晶体。图 3 标定的峰值说明其主要硬质相为 TiN。在图 3 中, TiN 出现 (111) 、 (200) 、 (220) 、 (311) 、 (222) 晶面的衍射峰, TiN 涂层中晶体的择优取向为 (111) 。众所周知,晶体生长的各向异性是由于不同晶面间的生长速度不同,而涂层中晶体

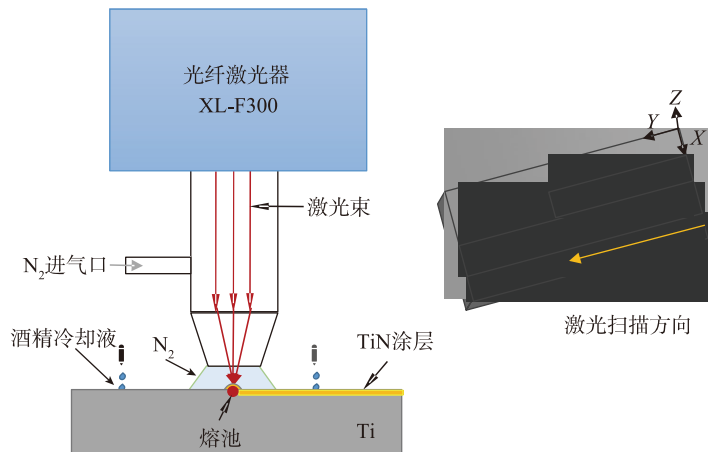


图1 激光微熔工艺示意图

Fig.1 Schematic of the laser micromelting process

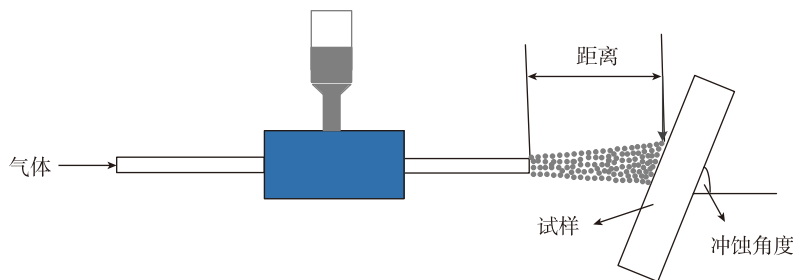


图2 高压冲蚀工艺示意

Fig.2 High pressure erosion process

的择优取向对其性能及应用是十分重要的。采用激光微熔 Ti 合金基材表面原位反应制备 TiN 涂层的择优取向会受工艺因素如激光能量密度、扫描速度等的影响, TiN 晶体中(2 2 2)晶面是表面能最小的晶面,(1 1 1)晶面是应变能最低的晶面, TiN 晶体的择优取向取决于表面自由能与应变能之间的竞争。涂层中 TiN 的衍射峰均出现了宽化,根据表 1 的计算结果可知,涂层衍射峰宽化是由 TiN 晶粒的微观应变所致。

晶粒微应变计算式^[8]:

$$\text{Strain} \left(\frac{\Delta d}{d} \right) = \frac{FW(S)}{4 \tan(\theta)} \quad (1)$$

式中, θ 为衍射角(rad); $FW(S)$ 为半峰宽(rad)。

2 涂层组织

图 4 为涂层的表面形貌,图 5 为涂层横截面 SEM 形貌。涂层结构均匀、致密、连续,无孔、裂纹等缺陷,其中图 5 (a) 为 TC4 合金表面激光微熔氮化层横截面低倍形貌图,可以观察到激光微熔形成的氮化钛涂层依次由涂层、结合区以及热影响区构成,涂层厚度约为 50 μm ,在膜基结合区没有明显的分界线,涂层与基体产生了良好的冶金结合。

涂层与基体结合处存在灰白色区域,其涂层在左, TC4 基体在右;

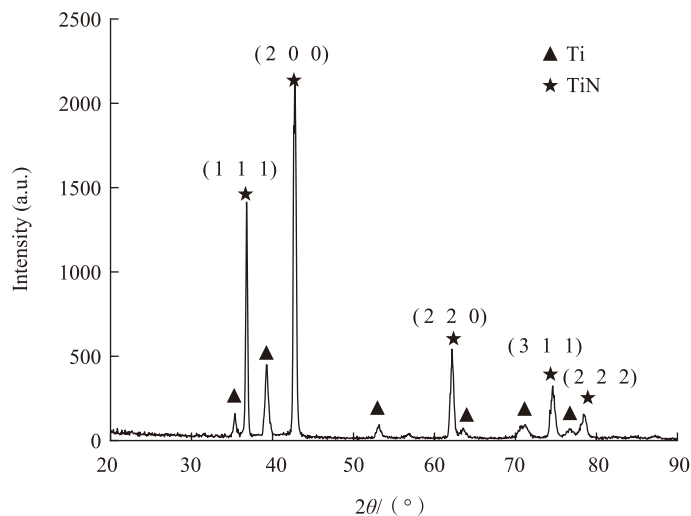


图3 涂层的XRD图谱

Fig.3 XRD pattern of coating

图 5 (b)、(c)、(d) 分别选取涂层的左、中和右的某一区域,可以看出,涂层左、中、右生成相同的组织,主要为基材和分布于基材上的涂层,自左向右涂层组织细化,这主要是由于冷却速度不同导致的。由图 5 (b) 可见,涂层组织表层由粗大的棒状、树枝状组织组成,同时有少量大颗粒状组织。由图 5 (c) 可见,涂层中部区域较左部区域树枝组织少,而棒枝状、颗粒状组织增加,且中部树枝状组织较左部粗大、稀疏,同时组织中还具有少量的板状组织。由图 5 (d) 可见,结合区存在大量致密细小的颗粒状组织,颗粒状组织之间形成网状结构。分析认为,在激光快速微熔钛合金表面的过程中,试样由表层至内部存在较大的温差,液态金属凝固的速度不同以及冷却的快慢,这些因素综合决定了涂层显微组织的变化^[9-10]。涂层组织从表层到膜基结合处由树枝向棒状、颗粒状转化,晶体形貌的差异是由于在激光微熔原位反应的过程中,基材表面存在较大的温度差且熔池底部氮气含量较熔池表面大大降低,冷却过程中,表面首先冷却形成了连续的涂层,而熔池底部区域处仍有液相金属,同时因为存在不同的温度,由表层到涂层内部的方向上存在过冷度,导致涂层组织沿着过冷

表1 TiN涂层微观应变分析结果

Table 1 Microstrain of TiN coating

分析结果	晶面			
	(1 1 1)	(2 0 0)	(2 2 0)	(3 1 1)
应变 /%	2.88	7.96	4.06	3.05

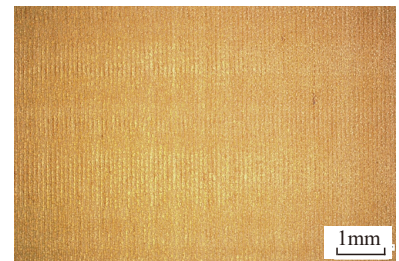
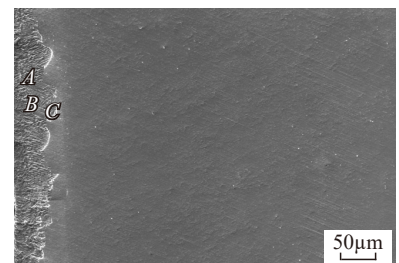
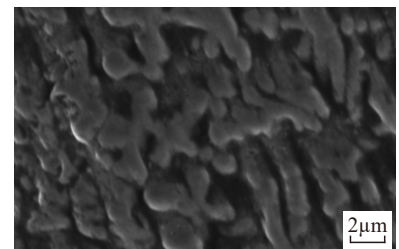


图4 涂层的表面形貌

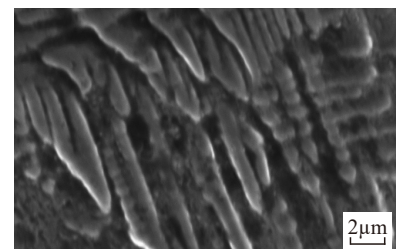
Fig.4 Micrographs of coating surface



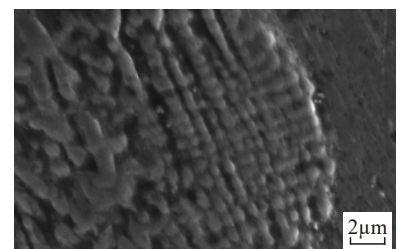
(a) 涂层截面放大



(b) 区域 A 放大



(c) 区域 B 放大



(d) 区域 C 放大

图5 涂层截面SEM形貌

Fig.5 SEM micrographs of coating cross section

度由大到小的方向生长,而在涂层的内部,由于金属处于熔融状态,其大的流动性以及复杂的温度差,从而在氮化钛形成的过程中具有多向性,晶体状态的分布也就呈现出杂乱无序^[11]。在膜基结合区域,由于基材的温度较熔池底部液态金属的温度低,因此晶体也垂直于界面向涂层内部生长,但由于此区域的溶液流动较小,因此TiN晶体的生长非常有规律,晶体呈网状交替生长特征。

3 硬度

图6为氮化钛涂层横截面的显微硬度分布图。由图6可知,涂层表面的显微硬度处于1450~1550HV_{0.1}之间,涂层的硬度是基材的4.5倍;

整个显微硬度由涂层区、热影响区、基材组成,涂层区的显微硬度最大;由于激光微熔过程中对基材瞬间加热,基材与涂层之间存在热影响区,其硬度较涂层大幅度降低,较钛合金基材有所改善。结果表明涂层到基材的硬度成递减的变化,因为氮化钛具有典型的NaCl型面心立方晶体,离涂层越远,氮气与液钛生成的氮化钛也就越少,从而导致涂层的硬度由外到内逐渐减小,硬度变化过程中表现出一定程度的波动,从分析涂层的显微组织可知,涂层左部组织TiN硬质相较多,且右部区域组织较中部细密;而涂层右部主要由细小的颗粒状组织组成,这是因为液态金属极易

形成对流运动,而造成了熔池中氮气与液态金属反应不充分,导致产生的TiN的分布不均匀^[12]。同时,涂层至基体的显微硬度变化平缓也说明了涂层与基体结合性能好,有助于改善涂层的整体强度。

4 结合性能

图7为TiN涂层与基材之间的划痕试验。当薄膜结合失败时,声发射信号峰值突然增强,因此,声发射信号峰值处的正常载荷可以作为临界载荷的初始评价,当摩擦系数为常数时,摩擦-法向载荷曲线为直线;当膜基结合失效时,摩擦系数产生改变,摩擦力瞬间增加或减小,曲线上出现“拐点”^[13]。从图7(a)可以看出,纵坐标中没有声发射信号的峰值,初步确定了TiN膜的临界载荷大于50N。图7(a)是用WS-2005划痕仪测量TiN时所绘制的摩擦-法向载荷曲线;摩擦力“拐点”出现在横坐标表示的正常载荷的49N处,“拐点”是TiN涂层的临界载荷。图7(b)划痕形貌表明涂层边沿未出现蹦碎,涂层未划破。

图8(a)为自主设计的膜层剪断装置原理图,利用剪断装置,给予氮化钛涂层剪切压力,记录切断时的载荷。主要目的是评估膜层与基材界面结合力强度。对试样剪切强度

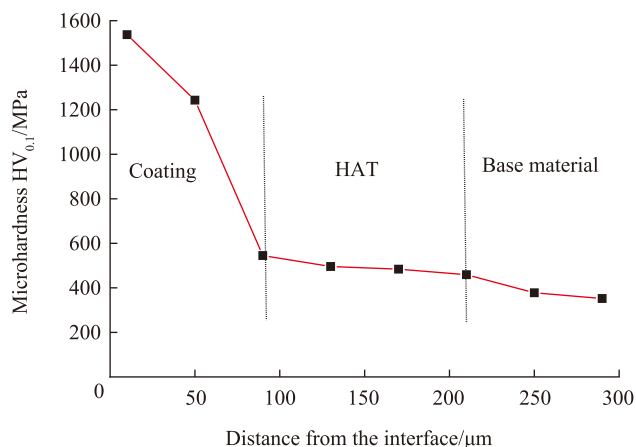
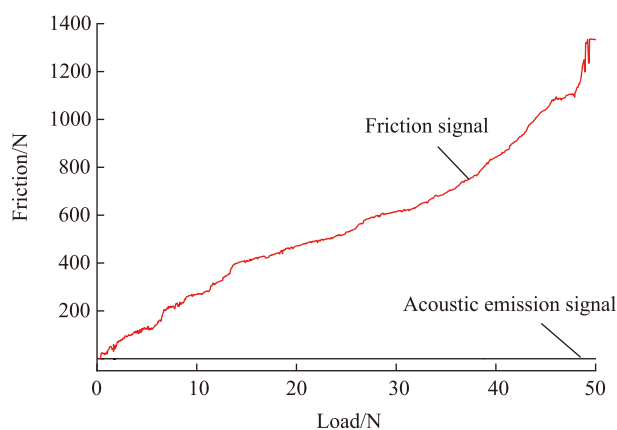
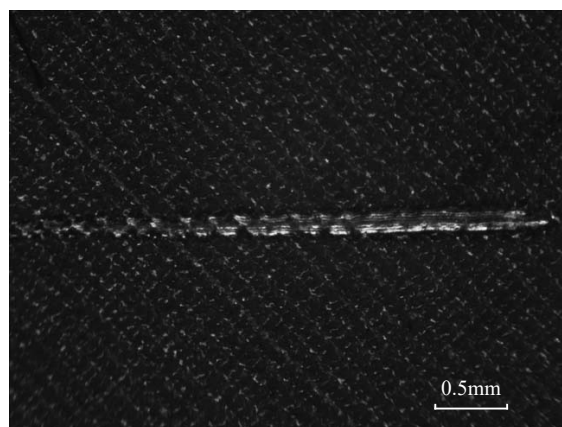


图6 涂层截面硬度随与表面距离的变化

Fig.6 Section hardness of coating with distance from surface



(a) 划痕曲线



(b) 划痕照片

图7 TiN涂层与基材之间的划痕试验结果

Fig.7 Scratch test between TiN coating and substrate

进行试验,并计算截面的剪切强度。图8(b)为剪断试样的截面形貌。

计算公式如所示:

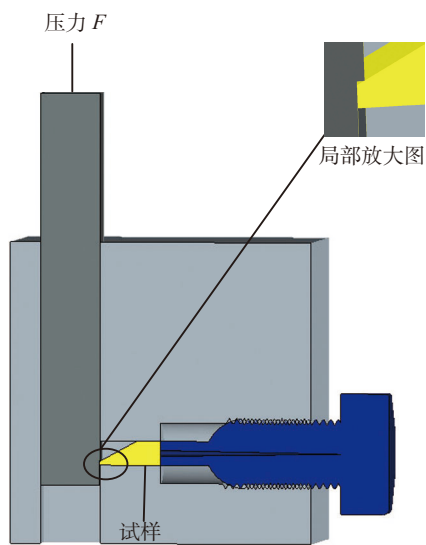
$$P_m = \frac{F_p}{S} \quad (2)$$

式中: S 为试样被剪断截面的面积, P_m 为涂层的剪切强度(MPa), F_p 为膜层被剪断的临界载荷(N)。

根据试验结果,涂层的剪切强度处于240~270MPa之间。综合以上判断: TiN 涂层实现了膜层与基材的冶金结合。

5 抗高速冲蚀性能

图9为用SiO₂颗粒冲蚀TC4钛合金和TiN涂层后的冲蚀质量损失随时间的变化曲线。在大冲蚀角度(60°~90°)下,当SiO₂撞击TC4钛合金时,在撞击部位会产生塑性变形,形成弧形凹痕,受挤压的部位形



(a) 剪断装置原理图

(b) 断口形貌

图8 剪断装置原理图与断口形貌

Fig.8 Schematic of the cutting device and fracture morphology

成突出的片状物。当试样表面不断受到后续颗粒的冲击时,会因硬化而脆化或被颗粒直接去除, TiN 涂层的冲蚀不是通过机床切削加工或塑性变形进行的,而是由高速的粒子撞击涂层的表面,由能量传递而形成的高冲击应力场,微裂纹在撞击点附近形成,涂层的脱落是由于微裂纹扩张造成的^[4]。由图9可知,基材的冲蚀质量损失为涂层的2倍。

6 摩擦磨损

表2为在同样的条件下,基材和TiN涂层的磨损量。由表2数据可知,涂层的磨损量较TC4钛合金基材降低85.3%,且平均摩擦系数降低10%。图10(a)为TiN涂层及钛合金基体摩擦系数的对比曲线,图10(b)为摩擦因数误差棒。从图10(a)可以看出,基材的摩擦系数随时间逐渐增大,涂层的摩擦系数基本不变。图11(a)、(b)分别为TC4合金基材、TiN涂层试样摩擦磨损后表面磨痕形貌。

从图11可知,基体的磨损痕迹是厚而深的,这显然为附着磨损,涂层磨痕不明显,覆盖着一层薄的对磨件合金材料磨粒,为典型磨粒磨损。

分析认为TC4钛合金基材较激光原位反应制备的氮化钛涂层光滑。摩擦磨损前期的因素比涂层小;由于基材较软,当对磨件端面微

小凸起嵌入基体时,基材塑性流动而犁削出一道深沟槽,摩擦因素也随之增大。而氮气与液钛发生化学反应,除在钛合金表面形成硬度高、耐磨性好的氮化钛物以外,氮原子还可以溶入钛的晶格中形成过饱和固溶体,起改善表面硬度的作用,即表面分布着大量高硬度的颗粒状的TiN增强相,同时,涂层组织结构和相成分分布均匀,涂层的显微硬度高,故涂层磨痕不明显,磨损量小,耐磨性较基材有显著提高。

结论

(1) TiN 涂层整体均匀致密,无裂纹且与TC4基体呈冶金结合;涂层厚度约为50µm,涂层主要为硬质TiN相。

(2) TiN 涂层的划痕临界载荷大于50N,涂层的剪切强度为240~270MPa, TiN 涂层实现了膜层与基材的冶金结合。

(3) 涂层表面的显微硬度高达1550HV_{0.1},约为基材的4.5倍;涂层

表2 TC4合金基材及TiN涂层的耐磨性
Table 2 Wear resistance of TC4 alloy substrate and TiN coating

试样	磨损量Δm/mg	平均摩擦系数
TC4 基材	1.7	0.148
TiN 涂层	0.25	0.135

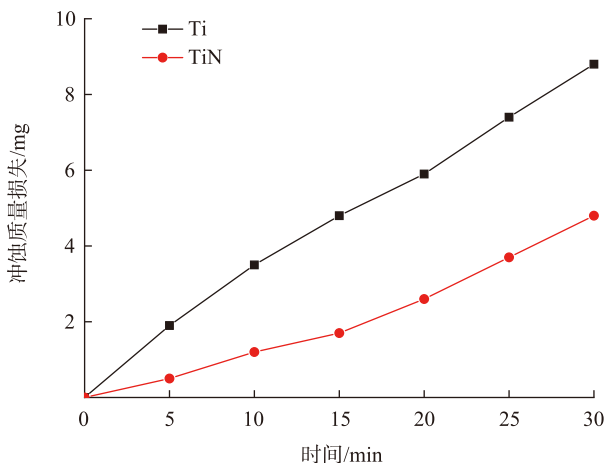


图9 冲蚀质量损失随时间的变化曲线

Fig.9 Curves of erosion mass loss with time

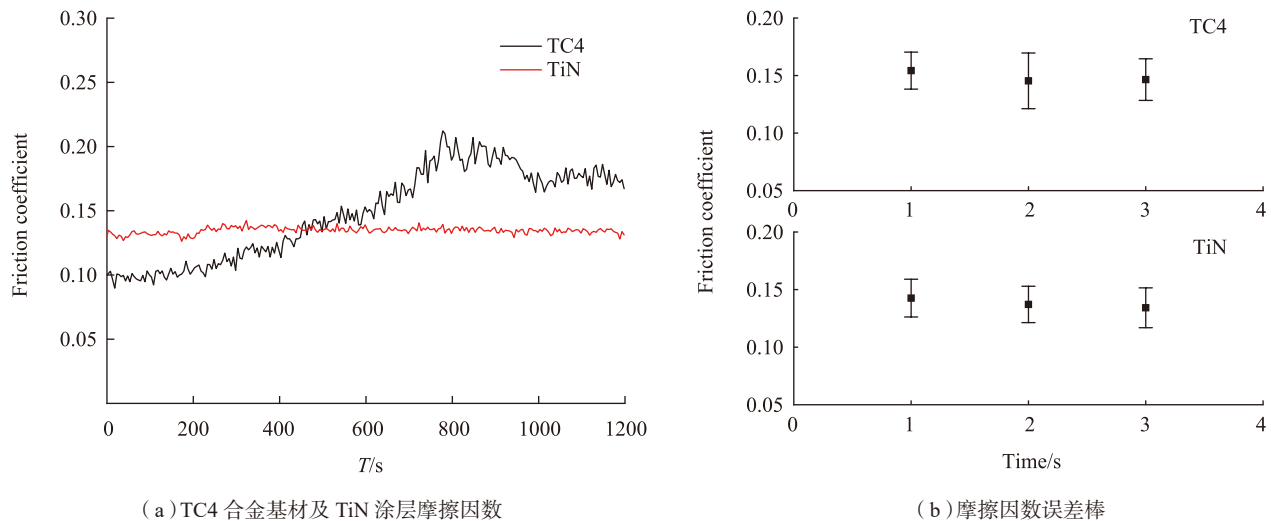
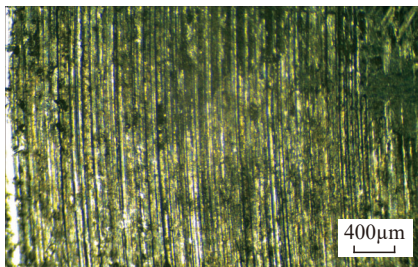
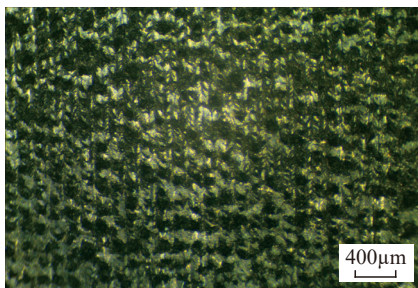


图10 TC4合金基材及TiN涂层摩擦因数与摩擦因数误差棒
Fig.10 Friction coefficient and error bar of friction coefficient of TC4 alloy substrate and TiN coating



(a) TC4 钛合金基材



(b) TiN 涂层

图11 基材与涂层磨损表面的OM形貌
Fig.11 OM morphology of TC4 titanium alloy substrate and TiN coating damage surfaces

磨损失重量是 TC4 钛合金的 14.7%，且平均摩擦系数降低了 10%；在 60° 冲蚀角度下，基材的冲蚀质量损失为涂层的 2 倍。

参考文献

[1] JIAN L N, WANG H M. Microstructure and wear behaviors of laser-clad Cr13Ni5Si2-based metal-silicide coatings

on titanium alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 192(2/3): 305-310.

[2] WANG H P, LI J, ZHANG G J. Microstructure and wear resistance of laser clad TiC coating on TC4 titanium alloy surface[J]. Heat Treatment of Metals, 2010, 35(8): 38-41.

[3] 张春华, 张松, 文效忠, 等. Ti6Al4V 合金的激光气体氮化[J]. 光电子·激光, 2004(8): 946-950.

ZHANG Chunhua, ZHANG Song, WEN Xiaozhong, et al. Laser gas nitriding of Ti6Al4V alloy[J]. Journal of Optoelectronics · Laser, 2004(8): 946-950.

[4] SELAMAT M S, BAKER T N, WASON L M. Study of the surface layer formed by the laser processing of Ti-6Al-4V alloy in a dilute nitrogen environment[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 113(1-3): 509-515.

[5] 王珊, 钱鸣. 激光气体氮化参量对 TA2 钛合金表面形态和硬度的影响[J]. 航天制造技术, 2018(4): 23-26.

WANG Shan, QIAN Ming. Effect of laser gas nitride parameters on surface morphology and hardness of TA2 titanium alloy[J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2018(4): 23-26.

[6] 陈晖, 凌人蛟. 工业纯钛 TA2 激光气体氮化表面硬度的研究[J]. 热加工工艺, 2007, 36(10): 9-16.

CHEN Hui, LING Renjiao. Study on surface hardness of laser gas nitrided TA2 alloy[J]. Hot

Working Technology, 2007, 36(10): 9-16.

[7] LIMA M S F, FOFIO F, MISCHIER S. Microstructure and surface properties of laser-remelted titanium nitride coatings on titanium[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 199(1): 83-91.

[8] 何荔, 丛秋滋. 微观应变测定原理及应用[J]. 分析测试技术与仪器, 1998, 4(1): 12-18.

HEI Li, CONG Qiuzi. Principle and application of determination of the microstrains[J]. Analysis and Testing Technology and Instruments, 1998, 4(1): 12-18.

[9] 宿冠群, 付尧, 张显程, 等. 激光气体氮化原位合成制备 TiN/Ti₃Al 复合涂层及其抗高温冲蚀性能[J]. 机械工程材料, 2018, 42(2): 52-57.

SU Guanqun, FU Yao, ZHANG Xiancheng, et al. In-situ synthesized TiN/Ti₃Al composite coating by laser gas nitriding and its high-temperature erosion resistance[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2018, 42(2): 52-57.

[10] 王新林, 郑启光. 石油化学阀门激光熔覆层凝固组织控制的研究[J]. 光电子·激光, 2002(3): 285-287.

WANG Xinlin, ZHENG Qiguang. Study on the solidification microstructure control of layer during laser cladding sealing surface of petrochemical valves[J]. Journal of Optoelectronics · Laser, 2002(3): 285-287.

[11] RAZAWI R S, SALEHI M, MONIRVAGHEFI M, et al. Effect of laser gas nitriding on the microstructure and corrosion on properties of Ti-6Al-4V alloy[J]. ISIJ International, 2007, 47(5): 709-714.

[12] MAJUMDAR J D. Laser gas alloying Ti-6Al-4V[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 472-477.

[13] 吴桂兰, 许晓静, 戈晓岚, 等. TC4

钛合金表面激光合金化制备 Ti-Si 涂层[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(7): 1949-1953.

WU Guilian, XU Xiaojing, GE Xiaolan, et al. Ti-Si coating by laser alloying on TC4 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(7): 1949-1953.

[14] 刘丹, 陈志勇, 陈科培, 等. TC4 钛合金表面激光熔覆复合涂层的组织和耐磨性[J]. 金属热处理, 2015, 40(3): 58-61.

LIU Dan, CHEN Zhiyong, CHEN Kepei, et al. Microstructure and wear resistance of laser clad composite coating on TC4 titanium alloy surface[J]. Heat Treatment of Metal, 2015, 40(3): 58-61.

通讯作者: 邱长军, 教授, 博士生导师, 研究方向为金属材料表面改性, E-mail: qiuchangjun@hotmail.com.

In-Situ Synthesized TiN Coating by Laser Nitriding on TC4 Titanium Alloy Surface

LIU Xiong, QIU Changjun, LIU Hao, HU Liangbin, CHEN Yong

(School of Mechanical Engineering, University of South China, Hengyang 421001, China)

[ABSTRACT] TiN coatings with no crack and uniform compact structure were fabricated on the TC4 titanium alloy by laser micro-fusion in-situ synthesized technology. The micro-structure, chemical composition and phase of the coating were analyzed, in addition, the micro hardness of the coating, bond strength between coating and titanium alloy matrix, and the wear resistance of coating were tested. The resistance of erosion of SiO₂ particles with high-speed was also tested. It was found that the bonding strength of TiN coating and TC4 titanium alloy was 240-270MPa due to good metallurgical combination between them. The micro hardness of the coatings was found to reach 1550HV_{0.1}, around 4.5 times of the matrix which is ascribed to the formation of TiN with high hardness. Moreover, the loss weight of coating wear was 14.7% of TC4 titanium alloy and the mass loss of the substrate was twice that of the coating at an erosion angle of 60°.

Keywords: TC4 titanium alloy; Laser micro-melting; In-situ synthesis; TiN coating

(责编 李丹)

(上接第51页)

Laser Alloying for Improvement of Oxidation Resistance at 1000°C of Ti₅Si₃/Ti₃Al Composite Coating on TA2 Titanium Alloy

HUANG Kaijin^{1,2}, HUANG Wanxia¹, LIN Xin², WANG Aihua¹

(1. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology,

Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China;

2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

[ABSTRACT] To improve the high temperature oxidation resistance of titanium and titanium alloys, a Ti₅Si₃/Ti₃Al composite coating with oxidation resistance at 1000°C was prepared by laser alloying on TA2 titanium alloy with inner layer of silicon powder and outer layer of aluminum powder. XRD, SEM and isothermal oxidation technology were used to study the microstructure and the air isothermal oxidation performance of the coating at 1000°C for 50h. The results show that the composite coating is mainly composed of primary Ti₅Si₃ phase and Ti₅Si₃/Ti₃Al eutectic structure; the oxidative weight gain rate of the composite coating is about one twelfth of that of the substrate; the oxidation products of the composite coating are mainly TiO₂, Al₂O₃ and SiO₂; the existence of two phases Ti₅Si₃ and Ti₃Al in the composite coating is the main reason for the improvement of its oxidation resistance at 1000°C.

Keywords: Laser alloying; TA2 titanium alloy; Ti₅Si₃/Ti₃Al composite coating; Microstructure; High temperature oxidation

(责编 李丹)