

Ti811 表面原位生成纳米 Ti_3Al 激光熔覆层的组织和性能

张天刚¹, 孙荣禄^{2,3}

¹ 中国民航大学工程技术训练中心, 天津 300300;

² 天津工业大学机械工程学院, 天津 300387;

³ 天津市现代机电装备技术重点实验室, 天津 300387

摘要 利用同步送粉激光熔覆技术在 Ti811 合金表面制备了单道激光熔覆层。利用 X 射线衍射仪、扫描电镜、能谱分析仪等分析了熔覆层的组织和相组成, 利用显微硬度计测试了熔覆层的显微硬度, 利用摩擦磨损试验机 and 白光干涉轮廓仪测试了熔覆层的摩擦磨损性能。结果表明: 熔覆层为典型的魏氏组织, 在 α -Ti 围成的晶界中分布着 α' -Ti、 α'' -Ti 和 β' -Ti, 纳米 Ti_3Al 颗粒弥散分布在熔覆层中; 与基底相比, 熔覆层的显微硬度较, 最高为 480 HV; 涂层中弥散分布着大量纳米 Ti_3Al 颗粒, 有效降低了熔覆层的摩擦因数, 提高了熔覆层的摩擦磨损性能。

关键词 激光技术; Ti811 合金; 激光熔覆; TC4 合金; 纳米 Ti_3Al ; 摩擦磨损性能

中图分类号 TG174.44

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0102002

Microstructure and Properties of Nano- Ti_3Al Laser Cladding Layer Prepared on Ti811 Alloy Surface

Zhang Tiangang¹, Sun Ronglu^{2,3}

¹ Engineering Techniques Training Center, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China;

² School of Mechanical Engineering, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300387, China;

³ Tianjin Key Laboratory of Advanced Mechatronics Equipment Technology, Tianjin 300387, China

Abstract Single channel laser cladding layer is prepared on Ti811 titanium alloy surface using synchronous powder feeding laser cladding technology. Microstructure and phase composition of the layer are analyzed with utilization of X-ray diffractometer, scanning electron microscope and energy dispersive spectrometer. The microhardness of the layer is measured with utilization of micro-sclerometer, and friction and wear properties are measured with utilization of the friction wear testing machine and the white-light interferometry profilometer. The results show that the typical Widmanstatten structure is found in the layer. α' -Ti, α'' -Ti, and β' -Ti are distributed in the crystal boundary surrounded by α -Ti, and the nano- Ti_3Al particles are dispersively distributed in the layer. The highest microhardness of the layer is 480 HV, which is higher than that of the substrate. A large number of nano- Ti_3Al particles are dispersively distributed in the layer. Under the action of particles, the friction coefficient decreases and the friction and wear properties increase.

Key words laser technique; Ti811 alloy; laser cladding; TC4 alloy; nano- Ti_3Al ; friction and wear property

OCIS codes 140.3510; 140.3390; 350.3850

1 引言

航空发动机高压压气机叶片的修复技术是国内民航领域公认的技术难题。到目前为止, 在民航发动机高压压气机叶片修复领域, 国内还没有具备自

主知识产权的企业, 也没有相关科研院所制定出叶片的修复工艺和评价标准, 而且涉及航空发动机高压压气机叶片的相关修复技术, 国外一直对我国进行技术封锁。Ti811 合金具有密度小、弹性模量高、振动阻尼性能优良、热稳定性好、焊接性能和成型性

收稿日期: 2017-06-22; 收到修改稿日期: 2017-08-29

作者简介: 张天刚(1978—), 男, 博士, 副教授, 主要从事金属表面改性方面的研究。E-mail: 113099506@qq.com

能良好等诸多优点,已成为先进航空发动机压气机高温端转动部件的重要备选材料之一^[1-3]。例如,CFM56系列发动机高压压气机转子叶片前3级的主要材料为Ti811钛合金,其工作温度为120~230℃,属于发动机的高温热端部件,长期受到风沙等杂质的严重冲蚀,工作环境十分恶劣。常见的叶片失效形式为尺寸整体超差、叶尖磨损、叶片表面冲蚀损伤等,各大航空公司只能将叶片送至国外原厂完成叶片的修复和更换,严重影响和制约了国内在此领域的自主开发和创新能力。

激光熔覆技术是目前国外航空维修企业采用的主要修复手段,可针对不同航空零部件的服役条件,利用激光加热温度高与冷却速率快等特点,在航空零部件表面制备金属、陶瓷等强化涂层,可将金属材料的高塑性、高韧性与陶瓷材料优异的耐磨、耐腐蚀等性能有机结合起来,从而达到大幅延长航空零部件使用寿命的目的^[4]。当发动机叶片发生局部损伤或叶片表面出现小范围损伤时,主要依靠激光单道熔覆来完成修补或修复。

本课题组以Ti811合金为基底,采用光纤式激光器同步送TC4粉制备了单道激光熔覆层,并分析了涂层的微观组织、显微硬度和摩擦磨损性能,为我国今后开展此项技术的研究奠定了一定的实验和理论基础。

2 实验条件

基底材料为Ti811近 α 型钛合金,采用电火花线切割机对其进行切割,得到尺寸为50 mm×30 mm×8 mm的试块。实验钛合金的主要化学成分(质量分数)为:8.0%~8.3% Al, 0.96%~1.03% V, 1.30%~1.08% Mo, 0.03%~0.05% C, 0.01%~0.02% N, 0.03%~0.07% Fe, 0.05%~0.07% O,其余为Ti。采用喷砂处理的方式对待熔覆试块进行表面处理,去除表面的氧化层及污物。熔覆粉采用TC4真空气雾化球形粉,粒径为60~120 μm ,其主要化学成分(质量分数)为:5.5%~6.8% Al, 3.5%~4.5% V, 0.28%~0.33% Fe, 0.08%~0.12% C, 0.04%~0.06% N, 0.01% H, 0.18%~0.22% O,其余为Ti。TC4合金粉的形貌如图1所示。

实验用激光器为TRUMPF Laser TruDisk 4006,主要参数如下:功率 P 为600~900 W,扫描速率 v 为350~450 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$,激光光斑直径 D 为3.0 mm,送粉量为1.4 $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$ (6~8 $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$),



图1 TC4合金粉的形貌

Fig. 1 Morphology of TC4 alloy powders

送粉气体为氦气(气体流量为7.0 $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$),保护气体为氩气(气体流量为8~15 $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$),激光头焦距为16 mm。

用蔡司SIGMA300型扫描电镜分析熔覆层的微观组织;用Wilson 2500-6型电子显微硬度计测熔覆层的显微硬度;用Optimal SRV型高温摩擦磨损试验机测试熔覆层的摩擦磨损性能(加载载荷为50 N,滑动速率为0.8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$,温度设置为高压压气机前三级转子叶片的最高工作环境温度230℃);用Phase Shift MicroXAM-3D非接触式白光干涉轮廓仪测量磨损体积和磨损深度。

3 实验结果及分析

3.1 激光熔覆层的宏观形貌

图2为TC4激光熔覆层横截面的形貌,从图中可以看出涂层内部组织致密均匀,涂层与基底的结合区形成了光滑连续的白色亮带,达到了良好的冶金结合,涂层中不存在裂纹和气孔等缺陷。

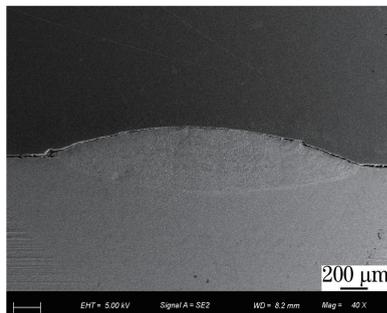


图2 激光熔覆层的横截面形貌

Fig. 2 Morphology of cross-section of laser cladding layer

需要指出的是,激光熔覆层的质量以及裂纹、气孔等缺陷的产生不仅与激光熔覆工艺参数密切相关,而且与保护气体的流量等密切相关。经多次实验,确定了最佳的激光功率 P 为700 W,扫描速率 v 为420 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$,保护气体流量为11 $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$ 。

3.2 激光熔覆层的微观组织

图 3 为激光熔覆层的 X 射线衍射图谱,由图可见,熔覆层中主要含有 α -Ti、 β -Ti 和 Ti_3Al 。

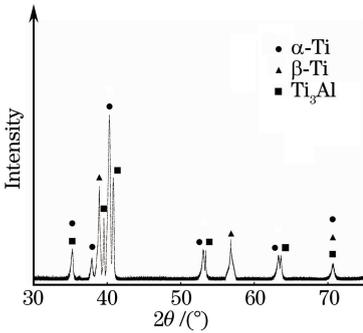


图 3 激光熔覆层的 X 射线衍射图谱

Fig. 3 X-ray diffraction pattern of laser cladding layer

图 4(a)为激光熔覆层的微观形貌。由图 4(a)可见:激光熔覆层中生成了典型的魏氏体组织^[5]; A1 相呈粗大的板条状,在 A1 包围的区域内分布着大量的细长针状相 A2、粗长针状相 A3 和暗色区域 A4,对 A1、A2、A3 和 A4 进行能谱分析,结果显示 Ti 元素的质量分数均在 90% 以上,可见 A1、A2、A3 和 A4 均为 Ti 元素组成的不同形态的物相。图 4(b)为图 4(a)的局部放大图,可以看出,涂层中弥散分布着 10~50 nm 的白色纳米颗粒 A5。

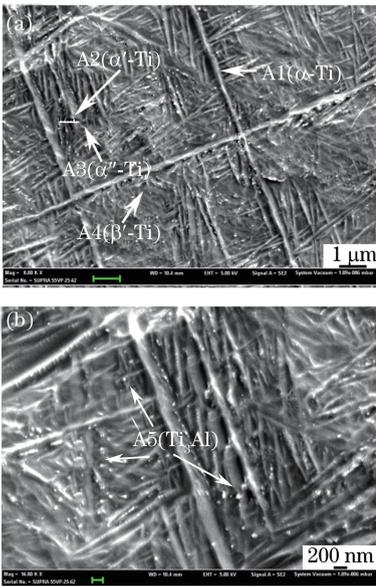


图 4 (a)激光熔覆层的微观形貌;(b)局部放大图

Fig. 4 (a) Morphology of laser cladding layer;

(b) partial enlarged drawing

图 5 为 Ti-Al 二元合金相图。对 A1、A2、A3 和 A4 的分析除了要基于图 5 外,还要充分考虑熔池的冷却速率以及合金的成分。TC4 为典型的 $\alpha + \beta$ 型钛合金, Ti811 属于典型的近 α 型钛合金, TC4

与 Ti811 通过激光作用形成的熔池从液相区冷却至固相区过程中,合金的相变形式主要与冷却速率相关,而相变产物主要与合金成分相关^[6]。由于激光熔覆形成的熔池冷速极快^[7],远大于钛合金发生马氏体相变的冷速($410 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$),所以 TC4 与 Ti811 形成的熔池在冷却过程中只发生马氏体相变。

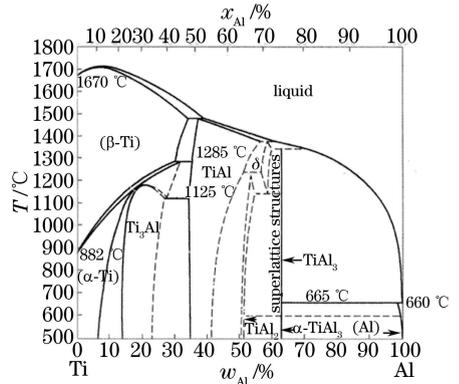


图 5 Ti-Al 二元合金相图

Fig. 5 Ti-Al binary alloy phase diagram

钛合金自高温快速冷却时,根据合金成分的不同, β 相可以转变为马氏体 α' 或 α'' 、 ω 或过冷 β 等亚稳定相^[6]。钛与 β 同晶元素组成的相图如图 6 所示,其中, t_p 为 β 至 α 相的转变温度, t'_k 为 α 至 α' 相的转变温度, t_k 为 β 至 $\alpha' + \alpha''$ 相的转变温度, t_q 为 β 至 α 相的转变温度, t_r 为 β 至 β' 相的残留温度, a_1 为 $\alpha + \beta$ 相, a_2 为 $\alpha + \alpha' + \beta$ 相, a_3 为 $\alpha + \alpha' + \alpha'' + \beta$ 相, p 为 β 至 α 相转变开始时 β 相同晶元素的临界浓度, q 为 β 至 α' 相转变开始时 β 相同晶元素的临界浓度, r 为 β 至 β' 相转变结束后残留的 β 相同晶元素的临界浓度, p' 为 β 至 α 相的转变点, q' 为 β 至 α' 相的转变点, r' 为 β 至 β' 相的残留点, M_s 为马氏体转变开始温度, M_f 为马氏体转变终止温度, C_α 为 α 与 $\alpha + \beta$ 的相界, C_k 为马氏体转变开始的 β 相同晶元素的临界浓度, C'_k 为马氏体转变终了的 β 相同晶元素的临

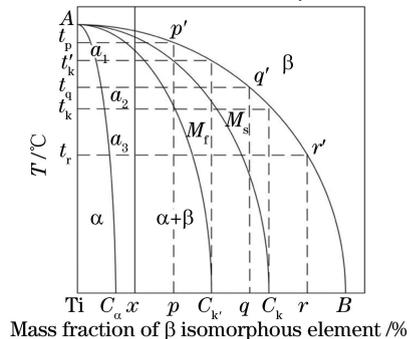


图 6 钛与 β 同晶元素组成的相图

Fig. 6 Phase diagram of Ti- β isomorphous element

界浓度, A 为马氏体转变开始温度, B 为 β 与 $\alpha + \beta$ 的相界, x 为实际 β 相同晶元素的含量。含 β 稳定元素的合金自 β 相区缓慢冷却时, 将从 β 相中析出 α 相, 其成分随着温度下降沿 AC 曲线变化, β 相的成分沿 AB 曲线变化。但在快速冷却时, β 相除了析出 α 相以外, 其晶体结构也发生了改变, 这是因为虽然冷速快, 部分 β 相析出 α 相的过程来不及进行, 但是 β 相的晶体结构不易被冷却抑制, 仍然发生了改变。这种原始 β 相的成分未发生变化, 但晶体结构

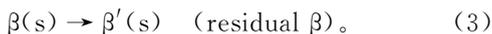
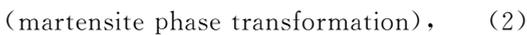
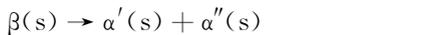
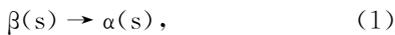
表 1 常见 β 相稳定元素的临界质量分数

Table 1 Critical mass fraction of common β phase stable elements

Element	Mo	V	Cr	Nb	Ta	Mn	Fe	Co	Cu	Ni	W
Critical mass fraction / %	10	15	7	33	40	6.4	5	7	13	9	20

钛合金的马氏体相变产物与合金中 β 相稳定元素的添加量有很大关系^[6]。当 β 相稳定元素的添加量相对较少时, 转变阻力小, β 相由体心立方晶格直接转变为密排六方晶格, 这种具有六方晶格的过饱和固溶体称为六方马氏体, 一般用 α' 表示。当 β 相稳定元素的添加量相对较多时, 晶格转变阻力大, 不能直接转变为六方晶格, 只能转变为斜方晶格, 这种具有斜方晶格的马氏体称为斜方马氏体, 一般用 α'' 表示。斜方马氏体 α'' 相呈细针状, 六方马氏体 α' 相的组织形态与 α'' 相接近, 也是针状结构, 只是形态更为粗大, 因此有时也可以认为 α' 是片层状结构。

有研究认为^[8], 钛合金中 β 相稳定元素增加或 Al 元素的增加都可以促进 α'' 相的生成, 在 Ti811 和 TC4 形成的熔池中, TC4 引入的 β 相稳定元素 V 的质量分数为 3.5%~4.5% (临界质量分数为 15%), 而 Ti811 中的 Al 含量相对较多 (质量分数为 8.1%), 这都为 α'' 相的析出创造了条件, 且 α'' 比 α' 相的强度更低, 塑性更好。由图 4(a) 可见, 熔覆层中既有细针状马氏体 α'' , 也有粗针状马氏体 α' , 这也与上述分析结果相吻合。具体的反应过程如下:



(1) 式表示正常 β 相析出 α 相的相变。(2) 式为典型钛合金马氏体相变^[6], 这种相变属于无扩散型相变, 在相变过程中不会发生原子扩散, 只发生晶格重构, 其动力学特点是转变无孕育期, 瞬间形核长大, 转变速率极快。由于激光过冷度较大而产生的 β 相残留称为 β' 相, 属于无多型性转变的淬火相变, 相当于固溶处理, 这种固溶处理获得的高强度合金

发生改变过饱和固溶体就是马氏体^[6]。此外, 由于激光熔覆急冷急热的特点, 部分 β 相来不及进行相变就被冻结到室温, 形成的 β 相称为过冷 β 相或残留 β 相 (β' 相)^[6]。 ω 相是当 β 相稳定元素钼 (Mo)、钒 (V)、铌 (Ta)、铪 (Nb)、铬 (Cr)、钨 (W)、镍 (Ni) 等在合金中达到临界值时 (常见 β 稳定元素临界质量分数见表 1), β 相淬火后的相变产物, TC4 和 Ti811 合金中 β 相的临界值都没有达到表 1 中的临界值, 所以涂层中不具备析出 ω 相的条件^[6]。

化 β' 相经过时效处理后可显著提高合金的强度^[6]。(2) 式生成的 α' 和 α'' 均为亚稳相, 通常的 X 射线衍射分析无法区分 α 相、 α' 相和 α'' 相, α' 相和 α'' 相在室温以上加热即可分解成为 $\alpha + \beta$ 相。结合能谱分析结果及图 4(a) 中 A2、A3 的形貌可以断定, A2 为粗针状六方马氏体 α' -Ti, A3 为细针状斜方马氏体 α'' -Ti。结合图 4 以及 X 射线衍射、能谱分析结果可以判定 A4 为围绕 α' -Ti 和 α'' -Ti 的残留 β' -Ti。另外, 虽然 α'' -Ti 比 α' -Ti 的强度更低, 塑性更好, 但钛合金中的马氏体不同于钢中的马氏体, 钛合金中的 α' 相与 α'' 相的硬度略高于 α 固溶体, 对合金的强化作用有限。

魏氏组织的显著特点是晶界清晰完整^[8], 钛合金从 β 相区快速冷却过程中从原始 β 晶界上析出连续的晶界 α , 在晶界围成的 β 晶粒上析出针状 α' (α''), 且晶界 α 相呈现出细长平直、相互平行的特点。图 4(a) 中的晶界细长平直, 呈平行的条状相, 晶界围成的区域内分布着大量针状马氏体, 结合魏氏组织中晶界的生长特点以及 X 射线衍射和能谱分析结果可以判定 A1 为晶界 α 相。

有研究证明^[6], 当钛合金中 Al 的质量分数为 5%~25% 时, 钛合金在相变过程中会生成 Ti_3Al 金属间化合物, Ti811 中 Al 的质量分数为 8.1%, TC4 中 Al 的质量分数为 5.5%~6.8%, 涂层具备生成 Ti_3Al 的条件; 再结合二元合金相图可知, Ti_3Al 可以沉淀析出。

孙峰^[9] 通过热膨胀法研究了 Ti60 钛合金中 Ti_3Al 的生长机制, 结果发现, 在通常情况下, Ti_3Al 相在基体中呈弥散分布状态, 直径为 5~15 nm, 长度为 20~50 nm。Chen 等^[10] 通过原位烧结 $TiH_2-47Al-0.1Si-5Nb$ 等合金制备了超细纳米晶粒 Ti_3Al ,

其尺寸为 20~50 nm,弥散分布在基体中。由图 4 (b)可见,A5 相的形貌尺寸和分布特点完全符合上述研究对 Ti_3Al 的描述,即 A5 相呈纳米颗粒状,并伴随 α 相、 α' 相、 α'' 相和残留 β 相弥散分布在涂层中。综合上述分析,并结合 X 射线衍射分析结果以及 Ti-Al 二元合金相图可以判定,A5 为纳米级 Ti_3Al 颗粒,沉淀析出后均匀弥散分布在涂层中,对涂层具有沉淀强化^[11]和弥散强化^[12]作用。

图 7 为 β 相区变形及冷却过程中魏氏组织的形

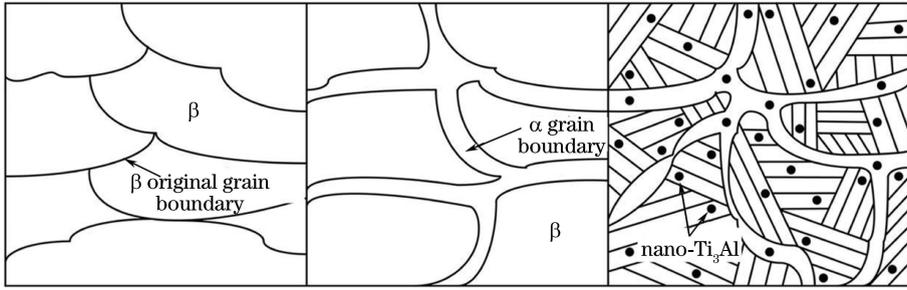


图 7 β 相区变形及冷却过程中魏氏组织的形成过程示意图

Fig. 7 Schematic for formation of Widmanstatten structure during β phase deformation and cooling process

3.3 涂层的显微硬度

图 8 为激光熔覆层表面到基体的显微硬度测试点分布图,图 9 为激光熔覆层表面到基底的显微硬度曲线图。从图 9 中可以看出,激光熔覆层的显微硬度相比基底有所提高,涂层最高硬度为 480 HV,基底的平均硬度约为 390 HV,涂层显微硬度提高的主要原因为:1)纳米 Ti_3Al 的沉淀强化和弥散强化作用;2) $\alpha_2(Ti_3Al) + \beta$ 双相合金的强度和韧性相比单相 $\alpha_2(Ti_3Al)$ 化合物有显著提高;3)虽然钛合金中的马氏体与钢中马氏体的作用不一样,不能显著提高合金硬度,对合金的强化作用有限,但是 α' 相与 α'' 的硬度高于 α 固溶体,这在一定程度上增大了涂层的显微硬度。

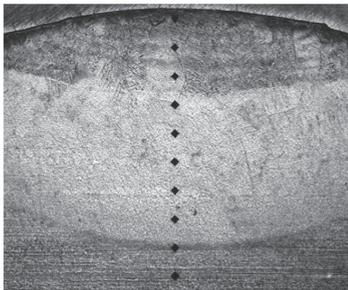


图 8 激光熔覆层表面到基体的显微硬度测试点分布
Fig. 8 Microhardness measurement points from surface of laser cladding layer to substrate

3.4 激光熔覆层的摩擦磨损性能

表 2 为激光熔覆层的摩擦磨损性能。为了进行

成过程。虽然 Ti_3Al 固有的 $D0_{19}$ 结构使合金的韧性下降,变为脆性相,但研究发现^[13],当含 Ti_3Al 的钛合金中加入 β 相稳定元素(如 V、Mo 等元素)后,合金的延展性和韧性均有了显著提高,且 $\alpha_2(Ti_3Al) + \beta$ 的双相合金通过适当的热处理后,其强度和韧性比单相 $\alpha_2(Ti_3Al)$ 化合物的强度和韧性均有显著提高,这是因为 β 相或有序 $\alpha_2(Ti_3Al)$ 相具有易变形的立方结构,两者结合后表现出了比较理想的整体性能。

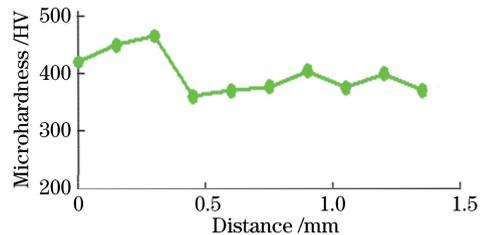


图 9 激光熔覆层表面到基底的显微硬度曲线
Fig. 9 Microhardness curve of laser cladding layer from surface to substrate

比较,同时给出了基底 Ti811 合金在相同条件下的摩擦磨损性能指标。由表 2 可见,激光熔覆层的磨损深度和磨损体积均小于基底 Ti811 合金,说明激光熔覆层具有较高的耐磨性能和较低的摩擦因数,能显著改善基底 Ti811 合金的摩擦性能。激光熔覆层和基底的磨损体积如图 10 所示。

表 2 激光熔覆层和基底 Ti811 合金的摩擦磨损性能
Table 2 Friction and wear properties of laser cladding layer and Ti811 alloy

Material	Wear depth / μm	Wear volume / μm^3	Friction coefficient
Laser cladding layer	51.8	5.46×10^7	0.46-0.52
Ti811 alloy	65.3	6.82×10^7	0.66-0.72

图 11(a)、(b)分别为白光干涉轮廓仪分析得出的激光熔覆层和基底的磨损表面形貌。由图可见,基底底部蓝色区域较深,说明基底的磨损深度大于熔覆层

的磨损深度,且底部附着了摩擦磨损过程中剥落的残留物。图 12(a)、(b)分别为激光熔覆层和基底磨损表面的扫描电子显微镜(SEM)图。由图 12(b)可以看出,基底 Ti811 合金磨损表面存在深且宽的犁沟,且在摩擦磨损过程中出现了大块剥落。这是由于 Ti811 钛合金的硬度较低,在摩擦过程中摩擦磨损试验机的

YG8B 硬质合金对试样表面产生了较强的犁削作用,磨损形式主要为黏着磨损^[14]。而由图 12(a)可见,激光熔覆层的磨损表面比较光滑、平坦,磨痕既细又浅,磨损表面上存在着局部轻微的剥落现象,因摩擦磨损产生的大量细微颗粒物附着在磨损表面。激光熔覆层的磨损机制为疲劳磨损^[15]。

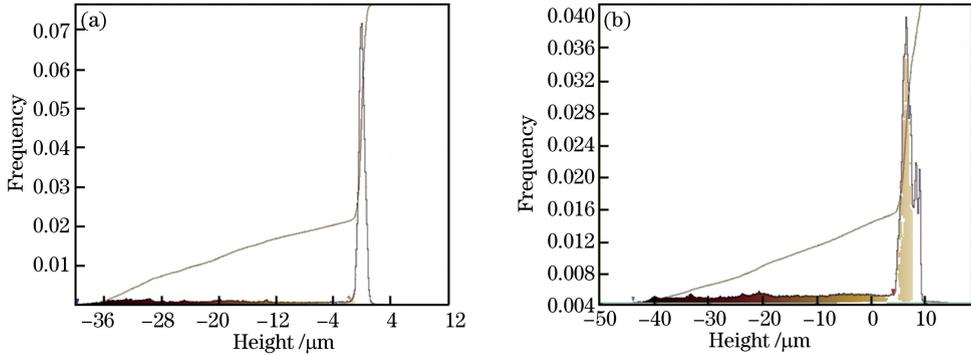


图 10 (a)激光熔覆层和(b)基底的磨损体积

Fig. 10 Wear volume of (a) laser cladding layer and (b) substrate

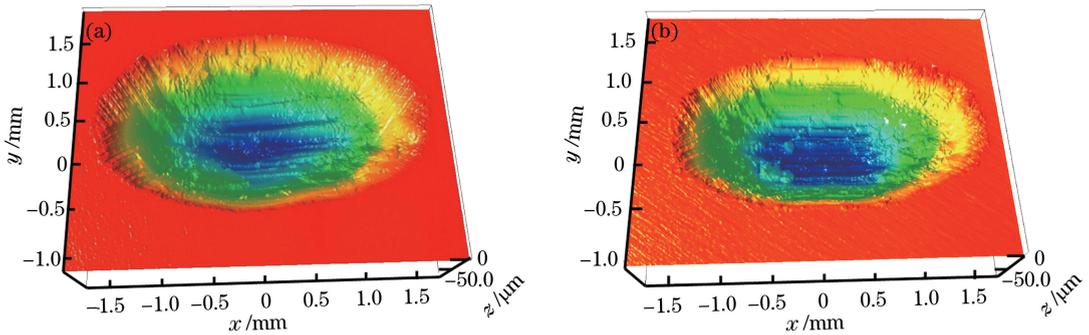


图 11 白光干涉轮廓仪分析结果。(a)熔覆层磨损表面;(b)基底磨损表面

Fig. 11 Analysis results from white-light interferometry profilometer.

(a) Wear morphology of cladding layer; (b) wear morphology of substrate

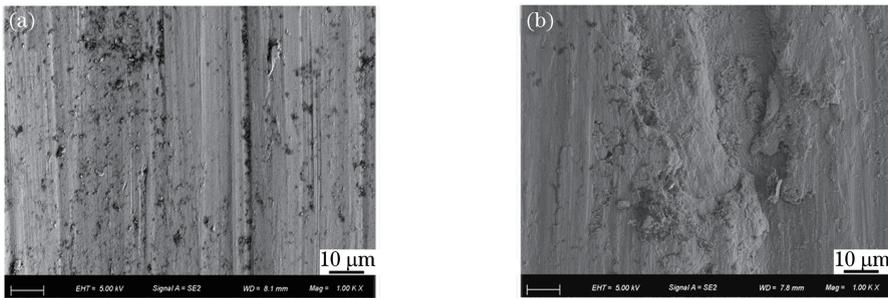


图 12 (a)激光熔覆层和(b)基体磨损表面的 SEM 形貌

Fig. 12 SEM morphology of wear surface of (a) laser cladding layer and (b) substrate

图 13(a)、(b)为激光熔覆层和基底磨损表面的高倍 SEM 图。由图中可以看出,熔覆层表面存在大量纳米 Ti_3Al 颗粒,这些颗粒弥散分布在熔覆层中,起到了弥散强化作用,对熔覆层的强度有利。同时,弥散分布的纳米 Ti_3Al 质点可以有效防止熔覆层中裂纹的扩展,延长磨屑产生的时间,在摩擦过程

中可以防止涂层剥落,使涂层表现出较好的磨损性能。另一方面,纳米 Ti_3Al 颗粒嵌入到熔覆层中使磨损过程不易被焊合和黏着^[16],使得在相同的载荷下,摩擦表面的切应力较小,大大降低了摩擦因数,减小了熔覆层出现裂纹的概率,延缓了裂纹扩展的速率,提高了材料的耐磨性能。

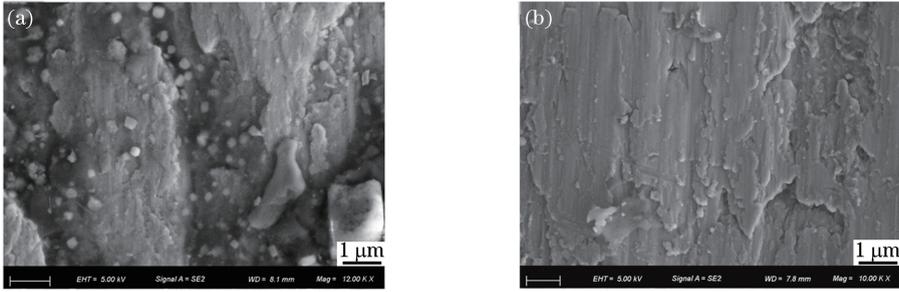


图 13 (a)激光熔覆层和(b)基体磨损表面的高倍 SEM 形貌

Fig. 13 (a) SEM high magnification morphology of wear surface of (a) laser cladding layer and (b) substrate

4 结 论

利用同步送粉激光熔覆技术在 Ti811 合金表面制备了 TC4 单道激光熔覆层,熔覆层为典型的魏氏组织,在 α -Ti 围成的晶界中分布着大量粗针状六方马氏体 α' -Ti、细针状斜方马氏体 α'' -Ti 和残留的过冷 β' -Ti,围绕 α -Ti、 α' -Ti、 α'' -Ti 和 β' -Ti 弥散分布着大量纳米 Ti_3Al 颗粒。与基底相比,激光熔覆层的显微硬度有所提高,显微硬度最高为 480 HV,基底的平均硬度为 390 HV。显微硬度提高一方面是由于 Ti_3Al 的沉淀强化和弥散强化作用,另一方面是由于 $Ti_3Al+\beta$ 的双相合金提高了熔覆层的强度和韧性。另外,钛合金中的马氏体 α' 相与 α'' 相也在一定程度上增加了涂层的硬度。摩擦磨损实验结果表明,激光熔覆层主要为疲劳磨损,涂层中弥散分布着的大量纳米 Ti_3Al 可以有效防止裂纹的产生,有效降低了熔覆层的摩擦因数,提高了摩擦磨损性能。

参 考 文 献

[1] Zhang X H, Liu D X. Influence of surface coating on Ti811 alloy resistance to fretting fatigue at elevated temperature[J]. *Rare Metals*, 2009, 28(3): 266-271.

[2] Bhaumik S K, Rangaraju R, Venkataswamy M A, *et al.* Fatigue fracture of crankshaft of an aircraft engine[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2002, 9(3): 255-263.

[3] Wang Y F, Xiao L J, Liu M X, *et al.* Research progress of laser cladding amorphous coatings[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2014, 51(7): 070002.
王彦芳,肖丽君,刘明星,等.激光熔覆制备非晶复合涂层的研究进展[J].*激光与光电子学进展*, 2014, 51(7): 070002.

[4] Li J N, Gong S L, Shan F H, *et al.* Analysis of microstructure performance of laser clad Ti_3Al matrix

composite coating on aviation titanium alloy [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2013 (16): 76-80, 84.

李嘉宁,巩水利,单飞虎,等.航空钛合金表面激光熔覆 Ti_3Al 基复合涂层的组织性能分析[J].*航空制造技术*, 2013(16): 76-80, 84.

[5] Zhu Z S. Research and development of new-brand titanium alloys of high performance for aeronautical applications[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2013.
朱知寿.新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展[M].北京:航空工业出版社,2013.

[6] 张喜燕,赵永庆,白晨光.钛合金及应用[M].北京:化学工业出版社,2005.

[7] Li R F. Synthesis and characterization of Ni-based amorphous composite coating using diode laser processing [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013.
李瑞峰.镍基非晶复合涂层的半导体激光制备及表征[D].上海:上海交通大学,2013.

[8] Zhao Y Q, Chen Y N, Zhang X M, *et al.* Phase transformation and heat treatment of Titanium alloys [M]. Changsha: Central South University Press, 2012.
赵永庆,陈永楠,张学敏,等.钛合金相变及热处理[M].长沙:中南大学出版社,2012.

[9] Sun F. Investigation of phase transformation kinetics and microstructure evolution in Ti60 alloy [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015.
孙峰. Ti60 钛合金相变动力学及组织演变研究[D].西安:西北工业大学,2015.

[10] Chen H, Zhou H M, Zou Y. Synthesis of ultrafine crystal/nanocrystalline TiAl-based alloy by *in situ* sintering[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(10): 2387-2390.

[11] Yan Y J. Study of hydrogen embrittlement of precipitation strengthened austenitic stainless steel weldment [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015.

- 闫英杰. 沉淀强化奥氏体不锈钢焊件氢脆研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2015.
- [12] Zhou H P. Fabrication and properties of ultrafine-grained AZ31 magnesium alloys strengthened with Ti dispersions [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- 周海萍. Ti 弥散强化超细晶 AZ31 镁合金制备与组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [13] 黄伯云. 钛铝基金属间化合物[M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1998.
- [14] Gao X S, Huang Y H, Tian Z J, *et al.* Erosive wear resistance behavior of laser cladding $\text{Al}_2\text{O}_3 + 13\% \text{TiO}_2$ coating prepared by plasma spraying on titanium alloy surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(3): 858-862.
- 高雪松, 黄因慧, 田宗军, 等. 钛合金表面激光熔覆等离子体喷涂 $\text{Al}_2\text{O}_3 + 13\% \text{TiO}_2$ 涂层冲蚀磨损性能[J]. 中国激光, 2010, 37(3): 858-862.
- [15] Guo C, Chen J M, Yao R G, *et al.* Microstructure and tribological properties of Ti_3Al intermetallic compound coating by laser cladding[J]. Tribology, 2013, 33(1): 14-21.
- 郭纯, 陈建敏, 姚润钢, 等. 激光熔覆原位制备 Ti_3Al 金属间化合物涂层结构及摩擦学性能[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(1): 14-21.
- [16] Ju Y, Guo S Y, Chen S Z, *et al.* Tribological properties of Ni-clad nano- Al_2O_3 composite coatings by high-energy laser irradiation[J]. Tribology, 2007, 27(1): 50-53.
- 居毅, 郭绍义, 陈生钻, 等. 激光镍包纳米 Al_2O_3 增强复合涂层的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2007, 27(1): 50-53.