

文章编号: 0258-7025(2003)10-0947-06

TiO₂ 对 45[#] 钢表面激光熔覆镍基合金的影响

晁明举, 梁二军, 赵 栋

(郑州大学物理工程学院, 河南省材料物理重点实验室, 河南 郑州 450052)

摘要 采用激光熔覆技术,在 45[#] 钢表面进行了镍基合金粉末添加 TiO₂ 的熔覆试验。通过对激光熔覆工艺参数及 TiO₂ 含量的优选可以获得质量良好的熔覆层。对激光熔覆层横断面进行了显微硬度测量和显微组织分析,对熔覆层表面进行了 X 射线衍射(XRD)物相分析及摩擦学性能测试。试验表明,当 TiO₂ 含量 3 wt.-%~4 wt.-%,激光功率 1.8 kW,扫描速度 2~4 mm/s 时,可以获得无裂纹、无气孔且与基底呈冶金结合的质量良好的熔覆层。TiO₂ 能够提高镍基合金熔覆层的韧性、耐磨性,细化熔覆层的组织,降低熔覆层的裂纹敏感性。TiO₂ 对 G112 镍基合金激光熔覆层的改善归因于 TiO₂ 对熔覆层组织的均匀细化、对粗大针状脆性硬质相的抑制以及对韧性相成分的提高作用。

关键词 激光技术;TiO₂;激光熔覆;裂纹;耐磨性

中图分类号 TN 249;TG 665 **文献标识码** A

Effect of TiO₂ on the Laser Cladding Layers of Ni-based Alloy on 45[#] Steel

CHAO Ming-ju, LIANG Er-jun, ZHAO Dong

(Department of Physics and Laboratory of Materials Physics of Henan Province, Zhengzhou University, Zhengzhou, Henan 450052, China)

Abstract The experiments of laser cladding of Ni-base composite alloy powder doped with TiO₂ were carried out. Various laser processing parameters and different TiO₂ content were chosen to obtain a perfect clad layer. The microstructure observation and microhardness test of the cross-section of the laser cladding zone were performed. X-ray diffraction analysis and tribotesting of the surface of the laser coatings were also accomplished. A good finish and crack- and porosity-free surface clad layer was obtained with the TiO₂ content of 3 wt.-%~4 wt.-% at the beam scanning velocity of 2~4 mm/s. An excellent interface between the coatings and the substrate was formed. It is shown that the addition of TiO₂ can enhance the toughness of coatings, refine the microstructure of clad layer, and reduce the cracking susceptibility obviously. The improvement of properties of the laser-clad layer is due to the effect of TiO₂ on it, in which TiO₂ with a proper content can uniformly refine the structural grains, entirely suppress the formation of big nubby hard-phases, greatly reduce the size of dendritic phases and increase the tenacity of coatings.

Key words laser technique; TiO₂; laser cladding; crack; wear resistance

1 引言

由于激光表面熔覆技术具有涂层与基底结合牢固、涂层稀释率低、工件变形小等其他表面技术难以实现的特点,以及广阔的应用前景,在工业技术和科

学研究领域引起了普遍重视^[1,2]。高硬度镍基合金粉末具有耐磨、耐蚀、耐热等优异的综合性能,采用激光表面熔覆技术将其涂敷于机器、设备的易磨损或易腐蚀部位,形成耐磨、耐蚀层,可以大大延长机器、设备的使用寿命,提高生产效率。然而,由于镍

收稿日期:2002-07-11;收到修改稿日期:2002-09-02

基金项目:河南省高校创新人才基金(1999-125)及河南省杰出人才创新基金资助项目。

作者简介:晁明举(1964—),男,河南泌阳人,副教授,郑州大学物理工程学院博士研究生,主要从事激光熔覆和激光热处理技术研究。E-mail:mjchao@163.com

基合金材料和基底材料的性质差异、熔覆过程中不可避免的热效应以及现有激光熔覆技术的局限性,熔覆层中裂纹和气孔的问题仍未解决^[3],这已成为激光熔覆技术工业化应用的一大障碍。对此,国内外学者已进行了许多有益的探索^[4,5],并取得了一些进展。不少研究表明,在合金粉末中加入适量的氧化物、稀土元素可改善熔覆层组织和性能^[6~8]。TiO₂在纯氧化物陶瓷涂层中可以提高韧性和耐磨性^[9,10]。本文采用往镍基合金粉末 G112 中加入 TiO₂ 的方法,获得了无裂纹、组织致密的镍基激光熔覆层,并对熔覆层的形貌、组织、硬度分布、摩擦和磨损性能进行了研究。

表 1 G112 合金粉末成分 (wt.-%)

Table 1 Composition of G112 superalloy (wt.-%)

Composition	Cr	Fe	C	B	Si	Ni
wt.-%	15~18	14.3	0.6~0.8	3.5~4.5	3.0~4.0	Bal.

均匀,用适量的粘结剂调和后均匀涂敷于样品表面,涂敷厚度 1 mm,100℃干燥 2 h 待用。

试验所用激光器为 TJ-HL-5000 横流 CW CO₂ 激光器,光束模式为多模,工作台为 SIEMENS 数控机床。试验中聚焦光束垂直入射样品表面,吹 Ar 气保护。试验工艺参数:激光功率 1.8 kW,光斑直径 5 mm,扫描速度分别为 2,3,4,5,6 mm/s。

激光熔覆后,将试样沿垂直于扫描方向线切割,横断面打磨抛光后用 HF + HNO₃ 溶液腐蚀,在 MBA-21000 型金相显微镜和 JSM5600 扫描电镜上观察显微组织,利用扫描电镜附件 Inca energy 能谱仪拍摄 EDS 图谱,进行成分分析,在 HXD-1000 显微硬度计上测试硬度,采用 X 射线衍射仪(XRD)对涂层进行物相分析。

摩擦试验是在 MRH-3 高速环块磨损试验机上进行的。上试样为 12 mm×12 mm×19 mm 块,摩擦面(熔覆面)尺寸 12 mm×19 mm,下试样为 GCr15 标准环,外径 49.2 mm,宽 13.0 mm,硬度 60.5HRC。摩擦方式为干滑动摩擦,法向载荷 300 N,滑动速度 54.07 m/min,滑动距离 810 m。

3 试验结果及分析

3.1 熔覆层形貌

观察单个熔覆道的表面形貌发现,纯 G112 的熔覆道表面光滑,熔覆道两侧出现许多珠状凝固体。

2 试验材料和方法

2.1 试验材料

试验基底材料为热轧 45# 钢,样品尺寸为 100 mm×50 mm×19 mm。试验前将待涂敷面用砂纸打磨(表面粗糙度 $Ra = 0.2 \mu\text{m}$)并用丙酮清洗干净。试验使用 G112+TiO₂ 合金粉末,G112 粉末粒度为 -150~+300 目,TiO₂ 掺入量分别是 0.0 wt.-%,0.5 wt.-%,1 wt.-%,2 wt.-%,3 wt.-%,4 wt.-%。G112 合金粉末化学成分如表 1 所示。

2.2 试验方法

将按比例配好的合金粉末在球磨机中球磨混合

加入 TiO₂ 粉末的熔覆道表面光滑,且表面呈现不均匀的棕黄与深蓝相间的颜色,用砂纸可擦去。棕黄与深蓝相间的表面层很薄,可能是熔池中小部分 TiO₂ 浮出到熔池表面,在高温作用下发生少量失氧而变成缺氧状的 TiO_{2-x} ($x = 0.005 \sim 0.1$),从而表面呈现棕黄色或深蓝色^[11]。随 TiO₂ 粉末加入量的增加,熔覆道两侧珠状凝固体减少直至消失。当 TiO₂ 含量 = 2 wt.-%,3 wt.-%,4 wt.-% 时,熔覆道两侧珠状凝固体完全消失。这说明镍基合金粉末 G112 虽然具有良好的成形能力,但在钢基体上的润湿能力并不是很好,而加入 TiO₂ 的 G112+TiO₂ 混合粉末在钢基体上具有良好的润湿性。

同样的试验工艺参数,纯 G112 涂层与添加 2 wt.-%~4 wt.-% TiO₂ 涂层的单道熔宽和涂层厚度(0.9 mm 左右)大致相当;当扫描速度为 2,3,4 mm/s 时,添加 2 wt.-%~4 wt.-% TiO₂ 涂层表面出现波纹,而纯 G112 涂层表面没有出现波纹。说明加入适量的 TiO₂,可使熔池中熔体的粘度降低、流动性提高,涂层与基材的润湿能力提高。

观察熔覆层的横断面:纯 G112 涂层与基体交界处出现大致垂直于扫描方向的宏观裂纹和微观裂纹,扫描速度越大,裂纹数目越多。对于添加 TiO₂ 的涂层,在 TiO₂ 含量 $c = 3 \text{ wt.-%}$,扫描速度 $v = 2, 3 \text{ mm/s}$ 和 TiO₂ 含量 $c = 4 \text{ wt.-%}$,扫描速度 $v = 2, 3, 4 \text{ mm/s}$ 时,在 400×光学显微镜下均未观察到微观裂纹。此结果表明,加入适量的 TiO₂,在适当

的工艺条件下,可以抑制熔覆层裂纹的出现,降低熔覆层的裂纹敏感性。

3.2 显微组织

图 1 是在激光功率 $p = 1.8 \text{ kW}$,扫描速度 $v = 2 \text{ mm/s}$ 条件下激光熔覆 G112+4 wt.-% TiO₂ 合金粉末的涂层底部的扫描电子显微镜(SEM)像,呈现定向快速凝固特征,在涂层/基底的界面处(BZ)很窄的范围内为平面晶区,随着距界面距离的增加,涂层组织继之为胞状晶区(CZ),最后变为树枝状晶区(DZ)。由于在熔池底部,温度梯度 G 最大,凝固速率 R 最小,凝固首先以无晶核、直接在基底上通过晶体外延附生的方式生长出一层平面晶;随着固/液界面的推进,温度梯度 G 逐渐减小,凝固速率 R 逐渐增大, G/R 减小,凝固组织进而变为胞状晶;在距离涂层/基底界面约 $30 \mu\text{m}$ 处, G/R 继续减小至某一数值,凝固组织发生胞枝转变($C \rightarrow D$)成为树枝晶^[1,12]。SEM 能谱(EDS)分析表明,平面晶区(BZ)主要含 Ni,Fe 等元素,是二者的固溶体^[12],其中有少量的 Cr,Si 等其他元素。基底热影响区(HAZ)主要是细化马氏体和少量的残余奥氏体。

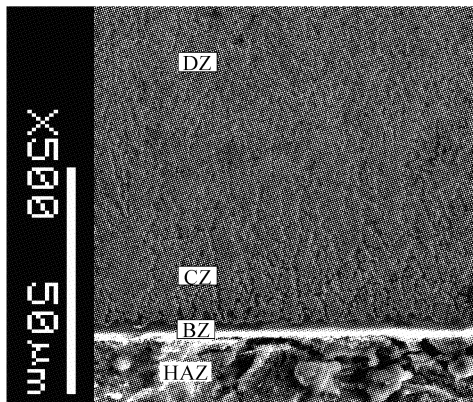


图 1 涂层/基底结合区凝固组织的 SEM 像

Fig. 1 SEM micrograph of fusion bonding zone between clad and substrate

观察 G112+4 wt.-% TiO₂ 合金粉末涂层的上部和中部的显微组织,均为非常细小的树枝状晶区。树枝状或花朵状析出相均匀分布在合金层的基体中,并且弥散分布一些细小的白色颗粒相。图 2 和图 3(a)~(c)是在激光功率 $p = 1.8 \text{ kW}$,扫描速度 $v = 2 \text{ mm/s}$ 条件下激光熔覆 G112+4 wt.-% TiO₂ 合金粉末涂层中部的 SEM 像和 EDS 图谱。图 3(a)是白色颗粒相(图 2 中点 1)的 EDS 图谱,表明其富含 Ti,C;由于白色颗粒相很小(小于 $1 \mu\text{m}$),而 EDS 的分辨率有限($\sim 1 \mu\text{m}$),且 EDS 对 B 的探测

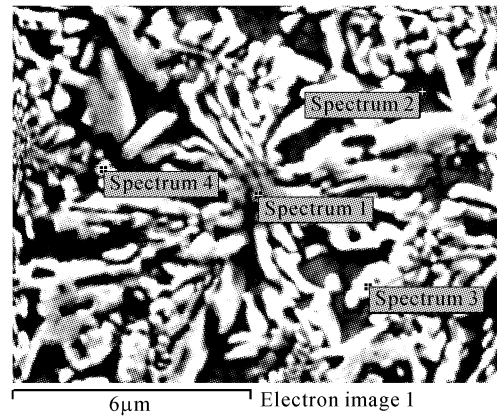


图 2 涂层中部树枝状晶区(DZ)的 SEM 像

Fig. 2 SEM micrograph of dendritic zone in the intermediate region of the clad layer

不敏感,结合 XRD(图 6),白色颗粒相应为 Ti 的硼化物(TiB₂)或碳化物(TiC),它也是合金层中的强化相。由图 3(b),合金层基体(图 2 中点 2)的元素主要是 Ni,Fe,Cr,Si 等,结合 XRD(图 6),可知合金层基体的组织主要为 γ (NiFe)固溶体,其中的 Fe 可被 Cr 置换,可能还有少量的 γ' (NiSi)相,它是合金层中的韧性相。由图 3(b),树枝状或花朵状析出相(图 2 中点 3)的元素主要是 Ni,Fe,C,Cr,Ti,Si 等,结合 XRD(图 6),可知树枝状或花朵状析出相的组织是 $M_{23}(\text{CB})_6 + M_7\text{C}_3 + \text{B}_{14}\text{Si} + \gamma$ (NiFe)的共晶体,它是合金层中的强化相。 $M_{23}(\text{CB})_6$ 和 $M_7\text{C}_3$ 中的 M 主要是 Cr 和 Fe,且 Cr,Fe 可被 Ni,Ti 原子置换。

图 4(a)是在激光功率 $p = 1.8 \text{ kW}$,扫描速度 $v = 2 \text{ mm/s}$ 条件下激光熔覆 G112+4 wt.-% TiO₂ 合金粉末涂层底部胞状晶区(CZ)的 SEM 像。EDS 分析表明,其组织和成分构成与涂层中部相似,只不过其含 Fe 更多些。

图 4(b)是在激光功率 $p = 1.8 \text{ kW}$,扫描速度 $v = 2 \text{ mm/s}$ 条件下激光熔覆 G112 合金粉末涂层中部的金相组织:大量的粗大针状物+少量的颗粒+块状物+枝晶。文献[4,13]对 NiCrBSi 激光熔覆层的相和组织进行了详细的分析,表明粗大针状物为 CrB 相,是 NiCrBSi 激光熔覆层的主要析出相,Cr 原子可被 Ni,Fe 等置换。颗粒相是 Ni₃B 相,Ni 原子可被 Cr,Fe 等置换。块状物是 $M_{23}(\text{CB})_6$ 碳化物析出相。以上三种相均为合金层中的强化相。 γ (NiFe)和 γ' (NiSi)相共存于涂层基体组织的枝晶中,是合金层中的韧性相。

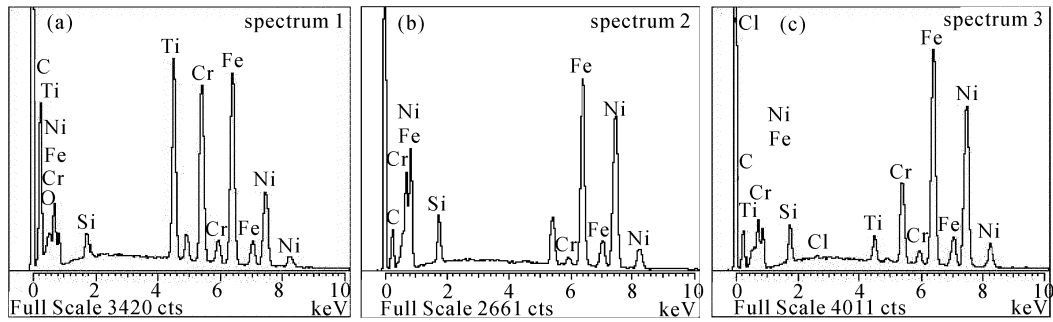


图3 图2中标定点的EDS图谱:点1(a),点2(b)和点3(c)

Fig. 3 EDS spectrum of the labeled spot 1 (a), spot 2 (b) and spot 3 (c) in the Fig. 2

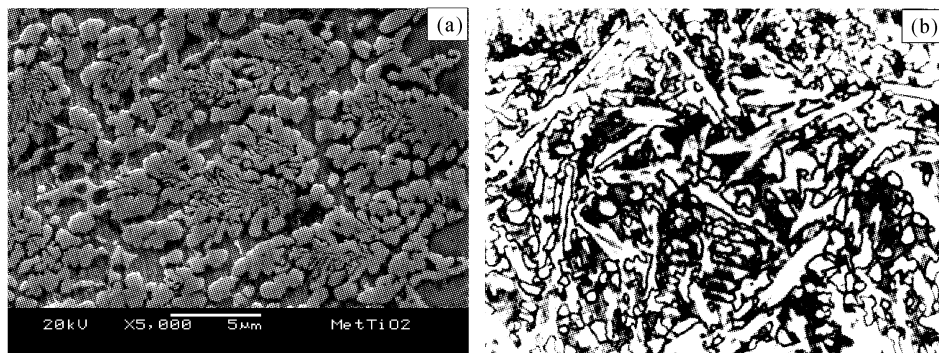


图4 G112+4 wt.-%TiO₂ 熔覆层底部胞状晶区(CZ)的SEM像(a)和G112熔覆层组织中部的金相组织(600×)
Fig. 4 (a) SEM micrograph of cellular zone in the bottom of the clad layer of G112+4 wt.-% TiO₂;
(b) Microstructure in the intermediate of the clad layer of G112 (600×)

在NiCrBSi(G112合金粉末)激光熔覆层中,裂纹形成的基本微观组织原因可归因于涂层中大量存在的多种硬质相以及硬质相的不良分布形态所造成的熔覆层整体高脆性,难以承受熔覆过程中所产生的较高拉应力所致^[4]。往G112合金粉末中添加一定量的TiO₂,其激光熔覆层的组织发生了明显的变化:G112+4 wt.-%TiO₂熔覆层中没有在G112熔覆层中大量出现的粗大针状CrB脆性相,且组织均匀、颗粒细化。在激光熔覆G112+4 wt.-%TiO₂过程中,TiO₂除少部分浮出熔池表面,在高温作用下发生少量失氧而变成缺氧状的TiO_{2-x}附着在熔覆层表面外,剩余的在熔池中与Cr,Fe等发生作用,Cr,Fe置换出Ti。Ti一方面具有强烈的细晶作用,使得熔覆层组织细化;另一方面形成Ti的硼化物(TiB₂)或碳化物(TiC)在熔液凝固时以细小颗粒状弥散析出^[14],大大提高了形核率,因而熔覆层的组织得到显著细化。由于TiO₂与Cr,Fe等发生作用,部分Cr与O结合为氧化物浮出熔池成为熔渣,而置换出的Ti与B优先形成硼化物,熔液的化学成分发生变化,由图2和图4(a)可知,G112+4

wt.-%TiO₂熔覆层中不再析出粗大的CrB脆性相,其组织为非常细小的树枝状或花朵状碳、硼化物多元共晶体+细小颗粒相+韧性基体相,熔覆层的微观组织均匀而细密。因而熔覆层的韧性增加,塑性提高,裂纹敏感性降低^[4]。

3.3 硬度分析

图5(a),(b)分别为G112熔覆层,G112+4 wt.-%TiO₂熔覆层在激光功率 $p=1.8\text{ kW}$, $v=2\text{ mm/s}$ 条件下横断面的硬度分布曲线。由图可知,熔覆层的硬度存在三个台阶,它们分别对应涂层(距离表面 $0\sim 0.9\text{ mm}$)、基底热影响区(基底硬化层,距离表面 $0.9\sim 1.7\text{ mm}$)、基底的硬度。比较图5(a)和图5(b),虽然G112+4 wt.-%TiO₂涂层的硬度(平均 $750\text{ Hv}_{0.3}$)比G112涂层的硬度(平均 $910\text{ Hv}_{0.3}$)有所降低,但硬度分布均匀,这是因为G112+4 wt.-%TiO₂涂层组织中韧性相增加,粗大的针状脆性相消失,组织整体得到均匀细化的缘故(参见图2,3和图4(b))。

3.4 X射线衍射分析

图6为在激光功率 $p=1.8\text{ kW}$, $v=2\text{ mm/s}$

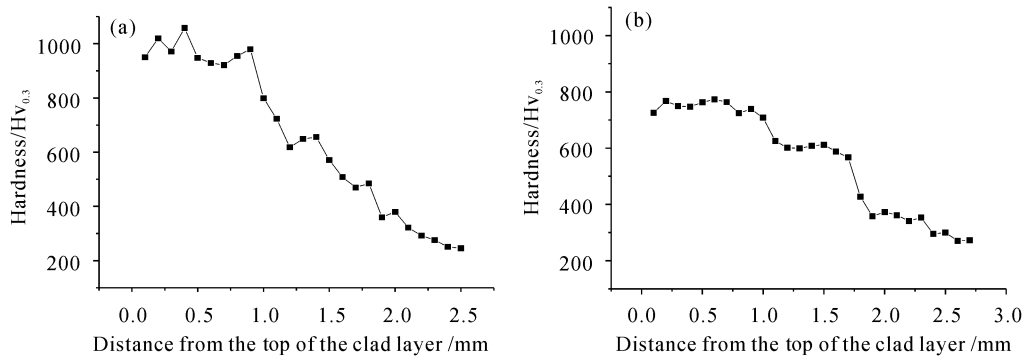
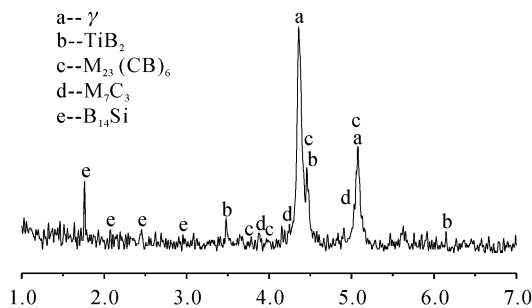


图 5 熔覆层横断面硬度分布

Fig. 5 Hardness distribution across the laser-clad passes of (a) G112 and (b) G112+4 wt.-% TiO₂图 6 G112+4 wt.-%TiO₂ 熔覆层的 X 射线衍射图Fig. 6 X-ray diffraction spectra of the top of clad layer of G112+4 wt.-% TiO₂

条件下, G112+4 wt.-%TiO₂ 熔覆层的 X 射线衍射图。涂层主要由 γ (NiFe) 相, TiB₂ 相, M₂₃(CB)₆, M₇C₃ 和 B₁₄Si 相构成。结合 SEM 和 EDS 分析(图 2, 3), γ (NiFe) 相是涂层中的韧性基体相, 其中的 Ni 可被 Cr 置换, M₂₃(CB)₆, M₇C₃ 相 [M=Fe, Cr] 和 TiB₂ 相是涂层中的强化相, B₁₄Si 相可能存在于共晶中。衍射图中未发现 TiC 相, 这可能是由于 TiC 颗粒较少且一些 TiC 颗粒分布在树枝中或花朵中心有关(图 2 和图 4(a))。由于 TiO₂ 的作用, G112+4 wt.-%TiO₂ 熔覆层组织大为细化, 且在合金涂层中形成 Ti 的硼化物、碳化物颗粒相, 熔池中溶液的化学成分发生变化, 原在 G112 熔覆层组织中出现的粗大针状 CrB 脆性相消失。

3.5 摩擦试验

图 7(a) 是在 300N 载荷干摩擦条件下, G112, G112+1 wt.-% TiO₂, G112+3 wt.-% TiO₂ 和 G112+4 wt.-% TiO₂ 熔覆层的摩擦特性曲线。可以看出, G112 熔覆层的摩擦系数曲线呈现较大的起伏, 数值大且呈较快的上升趋势; 而加 TiO₂ 后, 摩

擦系数随着 TiO₂ 含量的增加而减小; G112+4 wt.-%TiO₂ 熔覆层的摩擦系数最小且曲线变化比较平稳, 5 min 后基本保持在一较低值(0.2)不变。图 7(b) 是四个试样的摩擦磨损失重。可见, TiO₂ 的含量为 4 wt.-% 时, 耐磨性能最好。这表明适量 TiO₂ 的加入可以改善熔覆层的摩擦性能, 提高耐磨性, 从图 8 的磨损表面形貌也可以说明这一点。从图 8 的表面磨损形貌看, G112 熔覆层和加 4 wt.-% TiO₂ 熔覆层的磨损均为犁削磨损, 但 G112 熔覆层(图 8(a)) 的表面出现大大小小的剥落坑, 且出现了横向微裂纹(摩擦过程中产生); 而加 4 wt.-% TiO₂ 熔覆层(图 8(b)) 的表面却无剥落坑出现, 显得平坦。这是由于 G112 熔覆层中有粗大的针状、块状的脆性相存在(图 4(b)), 在较高应力长时间作用下, 脆性相碎裂而剥落; 并且由于涂层组织中韧性相比较少, 涂层塑性不好, 因而在摩擦过程中引发组织中本已较大的拉应力更加增大, 最终超过材料的强度而产生裂纹, 导致熔覆层磨损抗力降低。加 TiO₂ 后, 由于 TiO₂ 使涂层中韧性相增加, 粗大的针状脆性硬质相消失, 而细小的硬质相弥散分布在韧性相中, 不易脱落, 很好地起着均匀载荷和减摩擦作用, 故摩擦系数小; 并且由于 TiO₂ 使熔覆层组织细化、均匀, 故在摩擦过程中摩擦系数基本保持不变。总之, 由于 TiO₂ 提高了涂层的韧性和塑性, 细化和均匀了显微组织, 细小硬质相的均匀弥散分布, 虽然涂层的硬度有所降低, 但其耐磨性却得到提高。

4 结 论

1) 在适当的工艺参数下, 激光熔覆添加适量 TiO₂ 的 G112 镍基合金粉末, 可以获得成形良好、无裂纹、组织致密细化、耐磨性能好的高质量熔覆

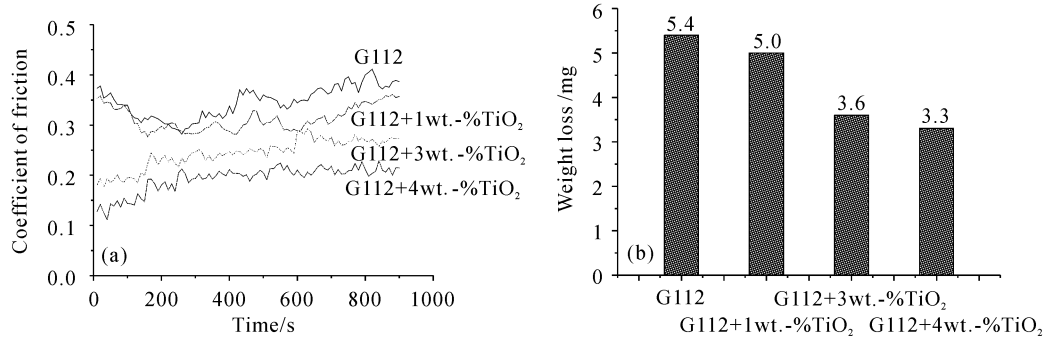


图7 熔覆层的摩擦系数曲线(a)和摩擦磨损失重(b),载荷 300 N

Fig. 7 (a) Curve of coefficient of friction vs sliding time and (b) friction weight loss of the clad layers of G112, G112+1 wt.-% TiO₂, G112+3 wt.-% TiO₂ and G112+4 wt.-% TiO₂, at load of 300 N

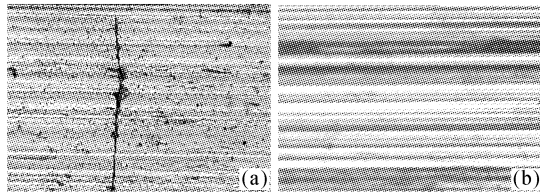


图8 磨损表面形貌(100×)

(a) G112 熔覆层; (b) G112+4 wt.-% TiO₂ 熔覆层

Fig. 8 Wear patterns of the clad layers of (a) G112 and (b) G112+4 wt.-% TiO₂

层。试验表明:TiO₂ 含量 3 wt.-%~4 wt.-%,激光功率 1.8 kW,扫描速度 2~4 mm/s 时,可以获得质量良好的熔覆层。

2) TiO₂ 对 G112 镍基合金激光熔覆层性能的改善归因于 TiO₂ 对熔覆层组织的均匀细化、对粗大针状脆性硬质相的抑制以及对韧性相成分的提高。

3) 加入 TiO₂ 虽然使熔覆层的硬度降低,但由于熔覆层韧性的提高、组织的细化和涂层裂纹敏感性的降低,熔覆层的耐磨性不但不降低,反而提高。

参 考 文 献

- 1 R. Vilar. Laser cladding [J]. *The International Journal of Powder Metallurgy*, 2001, **37**(2):31, 34~48
- 2 Qian Ming, L. C. Lim, Z. D. Chen. Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys [J]. *Surface and Coatings Technology*, 1998, **106**(2-3):174~182
- 3 Y. P. Kathuria. Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2000, **132**(2-3):262~269
- 4 Zhong Minlin, Liu Wenjin, Ren Jialie *et al.*. The critical influence factors on crack formation during high power CO₂ laser cladding of NiCrSiB alloy by powder feeding [J]. *Applied Laser (应用激光)*, 2000, **20**(5): 193~197, 224 (in Chinese)
- 5 Wu Xinwei, Zeng Xiaoyan, Zhu Beidi *et al.*. Cracking tendency of laser cladding Ni-based WC composite coatings [J]. *Chinese J. Lasers (中国激光)*, 1997, **A24**(6):570~576 (in Chinese)
- 6 Chao Mingju, Yuan Bin, Zhao Dong *et al.*. Effect of MgO on the microstructure and wear resistance of laser clad Ni/WC coatings [J]. *Applied Laser (应用激光)*, 2002, **22**(2):127~131,126 (in Chinese)
- 7 Cha Ying, Zhou changchi, Tang Xinan *et al.*. Study of improvement of properties of laser cladding Ni superalloy and WC composite layers [J]. *Chinese J. Lasers (中国激光)*, 1999, **A26**(10):947~950 (in Chinese)
- 8 K. L. Wang, Q. B. Zhang, M. L. Sun *et al.*. Rare earth elements modification of laser-clad nickel-based alloy coatings [J]. *Applied Surface Science*, 2001, **174**(3-4):191~200
- 9 Yang Yuanzheng, Zhu Youlan, Liu Zhengyi *et al.*. Laser remelting of plasma sprayed Al₂O₃ ceramic coatings and subsequent wear resistance [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, **291**(1-2):168~172
- 10 J. H. Ouyang, S. Nowotny, A. Richter *et al.*. Laser cladding of yttria partially stabilized ZrO₂ (YPSZ) ceramic coatings on aluminum alloys [J]. *Ceramics International*, 2001, **27**(1):15~24
- 11 Editorial Group of Technologic Handbook of Materials for Mechanical Manufacture Technics. *Technologic Handbook of Materials for Mechanical Manufacture Technics* [M]. Beijing: Machine Industry Press, 1993. 620 (in Chinese)
- 12 Li Qiang, Wang Fuchi, Lei Tingquan *et al.*. Microstructures and friction and wear properties of laser clad Ni-Cr-B-Si-C alloy [J]. *Chinese J. Nonferrous Metals (中国有色金属学报)*, 1998, **8**(2):201~205 (in Chinese)
- 13 Wang Anan, Yuan Bo. Microstructure and phase constitution in NiCrSiB alloy produced by laser cladding [J]. *Chinese J. Lasers (中国激光)*, 1997, **A24**(2):169~173 (in Chinese)
- 14 Yang Songlan, Wang Fuhui, Feng Zhongchao *et al.*. Study on microstructure of laser clad Fe-Ti-B multiphase coating [J]. *Heat Treatment of Metals (金属热处理)*, 1999, **24**(3):20~23 (in Chinese)