

机械振动辅助激光重熔 Ni 基合金 TiC 复合涂层微观组织研究

王传琦, 刘洪喜, 周 荣, 蒋业华, 张晓伟

(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

摘 要: 采用机械振动辅助激光重熔复合改性工艺在 45 钢表面制备了 NiCrBSi+TiC 复合涂层。运用扫描电镜(SEM), 能谱仪(EDS)和 X 射线衍射(XRD)等表征手段分析了涂层形貌、微观结构和相组成, 并测试了复合涂层的显微硬度分布。结果表明: 由于受到激光二次扫描和激振力综合作用的影响, 基体相由树枝晶向胞状枝晶转变, 增强相 TiC 等硬质颗粒分布呈现出递增趋势, 占选取视场内的面积分数提高约 18.2%。Ti 元素扩散趋势减缓, 细晶强化和弥散强化作用增强。机械振动激光重熔涂层近结合界面处显微硬度波动减缓, 结合区横向显微硬度波动有效改善。

关键词: 激光重熔; NiCrBSi+TiC 复合涂层; 机械振动; 微观组织; 显微硬度

中图分类号: TN249; TH113.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-2276(2013)10-2651-07

Microstructure of mechanical vibration assisted laser remelting Ni-based alloy and TiC composite coating

Wang Chuanqi, Liu Hongxi, Zhou Rong, Jiang Yehua, Zhang Xiaowei

(Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: NiCrBSi+TiC composite coating was fabricated by mechanical vibration assisted laser remelting hybrid modification process on 45 steel substrate surface. The morphology, microstructure and phase constitution of the composite coating were characterized by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy(EDS) and X-ray diffraction(XRD), respectively. Microhardness distribution of the composite coating was also analyzed. Results indicate that the matrix is changed from dendrites to cellular dendrite. The TiC particles and other reinforced phase shows an increasing trend, the area fraction in the field of view increases by 18.2%. The diffusion of Ti element exhibits a decreasing trend. The crystallization strength and dispersion strengthening are improved due to the influence of the combination of laser rescanning and vibrating force. The microhardness fluctuations trend of the mechanical vibration assisted laser remelting coating slows down in the interface. Mechanical vibration can improve effectively the transverse microhardness fluctuations of the bonding interface zone.

Key words: laser remelting; NiCrBSi+TiC composite coating; mechanical vibration; microstructure; microhardness

收稿日期: 2013-02-10; 修订日期: 2013-03-15

基金项目: 国家自然科学基金(51165015); 云南省自然科学基金(2008ZC021M); 昆明理工大学分析测试基金(2010025, 2011008)

作者简介: 王传琦(1984-), 男, 博士生, 主要从事激光束表面改性方面的研究。Email: wangchuanqi09@yahoo.cn

导师简介: 刘洪喜(1972-), 男, 教授, 博士, 主要从事激光束和离子束表面改性方面的研究。Email: vipliuhx@yahoo.com.cn

0 引言

机械制造业中对零部件在复杂工况下耐腐蚀和耐磨损等性能的日趋提高,促进了表面技术及其复合涂层制备技术的不断发展。复合涂层主要是由金属基合金和分布于其中的增强硬质颗粒构成,根据涂层所需的应用条件出现了诸如 NiCrBSiC+TiC 复合涂层^[1], Co 基合金+SiCp 复合涂层^[2]和 Fe 基+(Ti, Mo)C 复合涂层^[3]等组合方式,不同的复合涂层结构将决定着涂层的使用性能。

关于复合涂层的制备已有多种技术。其中,热喷涂涂层因显微结构的多孔性和不致密性导致其在机械应用中受到局限;等离子喷涂技术多集中于制备薄膜涂层。激光熔覆技术,介于前两类技术之间,在材料表面可获得厚度适中,显微组织致密的合金或生物涂层。但在使用预置法制备复合涂层时,由于粉末粘结剂在熔覆过程中会产生气体,若气体未完全溢出便会形成涂层内部气孔和表面缩孔,将直接影响涂层的综合性能和使用寿命。

为有效解决以上表面改性技术的制约性,激光重熔技术逐步成为其他表面技术制备涂层后的优化处理手段。如 K. C. Chang 等^[4]利用等离子喷涂技术在 304 不锈钢表面制备 NiCrAlY 和 ZrO₂-Y₂O₃ 梯度涂层后,采用单次激光重熔和二次激光重熔处理,结果发现,单次激光重熔处理减小了涂层表面的凹陷和裂纹宽度,二次激光重熔处理明显降低了表面缺陷的程度。在 1 200 °C 氧化试验中,二次激光重熔处理的涂层有更优异的抗氧化性能。R. González 等^[5]对灰口铸铁表面火焰喷射 NiCrBSi 合金涂层进行激光重熔,发现处理后的涂层与基材结合良好,几乎无气孔产生。M. S. F. Lima 等^[6]通过对激光重熔 TiN 涂层组织和表面性能的研究,获得了可有效控制 TiN 硬质相形成,提高涂层硬度和耐磨性能的最佳扫描速率和激光功率参数。

虽然目前国内外学者在激光重熔技术对涂层的组织和性能影响方面进行了相对系统的探讨,但在激光重熔技术的基础上辅助其他复合技术还鲜见报道。鉴于此,该研究通过机械振动辅助激光重熔复合改性技术在 45 钢表面制备了 TiC 颗粒增强 Ni 基合金复合涂层,运用扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)和 X 射

线衍射(XRD)对涂层形貌、微观结构和相组成进行了分析与表征,考察了机械振动对激光重熔处理涂层微观组织的影响,以期为进一步的性能分析奠定基础。

1 试验方法

实验用基材为 45 钢,尺寸为 100 mm×80 mm×6 mm。试样表面经金相砂纸打磨去氧化层,并用无水乙醇和丙酮清洗。熔覆材料采用 NiCrBSi 合金粉末(粒度范围 42~63 μm)中加入质量分数 5% 的 TiC(粒度 < 9 μm)进行机械混合,化学粘结后将复合粉末预涂在基材表面,厚度 1.4 mm,宽度 3 mm,通过自制夹具固定于振动台台面待用。NiCrBSi 合金粉末化学成分(原子分数,%)为:0.7~1.0 C, 3.5~5.5 Si, 3.0~4.5 B, 15~18 Cr, Fe < 10, Ni 余量。激光重熔在 GS-TFL-6000 型横流多模 CO₂ 激光器上完成,优化的工艺参数:激光功率 3.5 kW,束斑直径 4 mm,扫描速度 3.3 mm/s。机械振动台的工艺参数:台面振幅范围 0.05~0.3 mm,振动频率范围 100~350 Hz。振动及激振力方向垂直于基材表面。为使重熔过程中涂层熔化并提高熔池液体受激振力的作用时间,故两次激光扫描的工艺参数保持不变。重熔结束后,用线切割将试样分别沿垂直和平行于激光扫描方向切开,获得涂层沿层方向的剖面,经不同粒度金相砂纸打磨、抛光后,用王水 [V(HCl):V(HNO₃)=3:1 配置]进行深度腐蚀。通过分辨率为 3.5 nm 的 XL30ESEM-TMP 型扫描电镜(SEM)观察机械振动辅助激光重熔条件下,不同层深的显微组织分布变化,并测量涂层熔覆区域的增强相尺寸大小。借助 EDAX-Phoneix 一体化能谱仪对微区、增强相内部及其周围元素分布进行分析,结合图像分析软件测定熔覆层微区中 TiC 所占的面积分数。采用 HVS-1 000A 型数显显微硬度计测量重熔复合涂层沿层深方向和纵深方向的显微硬度分布值,载荷 2 N,加载持续时间 15 s。使用 D/max-3BX 型 X 射线衍射仪(Cu 靶 K_α 线波长 1.540 56 nm,管电压 40 kV,管电流 30 mA,扫描速度 10 (°)/min)对复合涂层表面进行物相表征。

2 结果与讨论

2.1 激光重熔复合涂层组成相分析

图 1 是激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层的 X 射

线衍射图谱。其中,图 1(a)是重熔涂层,图 1(b)是机械振动辅助重熔涂层。结合下文 SEM 和 EDS 分析结果可知,复合涂层主要存在的物相由 (Fe, Ni) 固溶体、CrB、B(Fe, Si)₃、TiC、M₂₃C₆、FeCr 和 Fe₃C 组成。从图 1(a)中可看到,由于重熔的能量将导致基材元素进一步熔化并随熔池流动扩散到复合涂层内部,存在一定程度的稀释,所以激光重熔后的复合涂层在某些衍射角度的衍射峰强度下降明显,有别于图 1(b)中机械振动辅助激光重熔复合涂层的衍射图谱,在高衍射角区域内的弱峰已经消失。已有研究表明^[7],涂层物相中以树枝状初晶 γ -Ni 固溶体、(Fe, Ni) 固溶体为主,经过对比 PDF 卡片发现图中衍射峰已由 γ -Ni 向左移动到 (Fe, Ni) 的峰位,说明重熔后 γ -Ni 已趋向以 (Fe, Ni) 固溶体为主;激光重熔后 FeCr 的出现则说明复合涂层熔池中的 Fe 在与 Ni 形成固溶体的同时,多余的 Fe 开始与熔池中的 Cr 形成新的 FeCr 相。

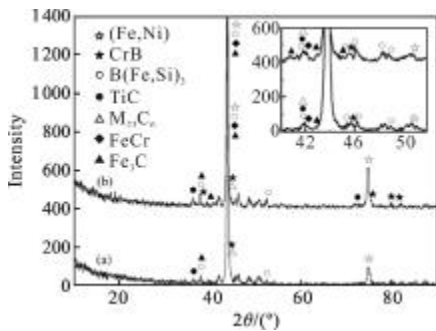


图 1 激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层 X 射线衍射图谱
Fig.1 XRD patterns of NiCrBSi+TiC composite coating

激光熔覆涂层中的亚稳相和细小的晶体相是在非平衡凝固条件下伴随而生,取决于熔池的冷却条件和化学成分。细晶组织的区域与温度下降相关,因为温度下降促进了成分过冷,从而抑制了熔池中初生晶的生长,也包括优先生长的共晶结构^[8]。该试验中涂层的成分相同,组织细化的决定因素是冷却条件的改变,激振力的引入是这一改变的诱发因素,导致涂层区域成分过冷的发生,最终将体现在涂层组织的细化和初生相的增多方面。

2.2 激光重熔复合涂层的组织

图 2 是 NiCrBSi+TiC 复合涂层纵截面形貌。

图中涂层均存在三个明显的分区结构,分别为熔覆区(CZ)、稀释区(DZ)和热影响区(HAZ)。图 2(a)

是激光重熔复合涂层,涂层平均厚度 0.95 mm,与基材界面呈良好的冶金结合,且存在少量残余气孔。图 2(b)是机械振动辅助激光重熔的复合涂层,涂层平均厚度 1.31 mm,涂层内部质量得到明显改善,基本已无残余气孔。在振动方向垂直于基材表面的激振力作用下,激光到达基材的焦距会发生规律性变化而引起涂层与基材的结合界面呈波浪形分布,此现象在图 2(c)中表现得较为明显。

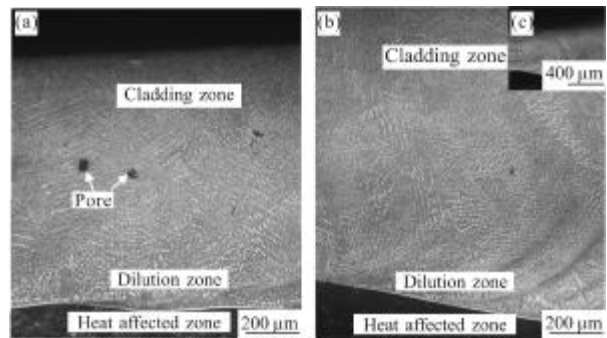
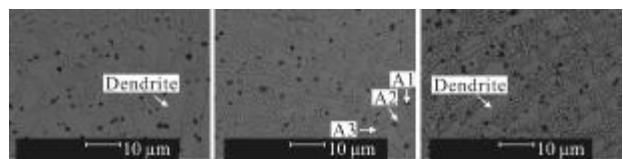


图 2 NiCrBSi+TiC 复合涂层纵截面形貌

Fig.2 Vertical-section morphology of NiCrBSi+TiC composite coatings

图 3 是激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层截面的 SEM 形貌。表 1 是激光重熔复合涂层截面元素的能谱分析,由于 EDS 检测对轻元素的定量测量存在误差,表中 C 元素的原子分数做定性分析使用。在图 3 中含有黑色衬度块状颗粒(A1),基体相(A2)和网状组织(A3)。



(a) 涂层底部 (b) 涂层中部 (c) 涂层顶部
(a) Bottom area of (b) Middle area of (c) Top area of
coating coating coating

图 3 激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层截面 SEM 形貌
Fig.3 Cross-section SEM morphologies of laser remelting
NiCrBSi+TiC composite coatings

可见,外加 TiC 颗粒在激光重熔过程中发生了大量的分解并原位析出。由于熔池内激流作用,存在明显的元素扩散,TiC 颗粒在原位析出过程中,基材内大量 Fe 元素的融入和 NiCrBSi 合金粉末中大量的 Ni 元素导致图 3(b)A1 相(原 TiC)中 Ti 元素急速下降,在保持形貌的基础上,成分组成却已发生急剧

表 1 激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层截面元素的能谱分析 (原子分数/%)

Tab.1 EDS element analysis results of laser remelting NiCrBSi+TiC composite coating section (atomic fraction, %)

Symbol	Phase composition	Element content					
		C	Ti	Cr	Fe	Ni	Si
A1	(Fe, Ni), Fe ₃ C, TiC	12.59	0.96	5.85	50.05	27.68	2.87
A2	(Fe, Ni), FeCr	10.35	-	6.71	56.16	24.23	2.55
A3	Cr ₂₃ C ₆ , CrB, B(Fe, Si) ₃	15.69	0.93	4.51	48.12	27.29	3.46
B1	(Fe, Ni), Fe ₃ C, TiC	18.41	6.96	6.97	48.09	17.95	1.62
B2	(Fe, Ni), FeCr	7.26	0.67	4.83	55.82	28.35	3.07
B3	Cr ₂₃ C ₆ , CrB, B(Fe, Si) ₃	8.46	0.54	4.06	54.64	28.90	3.40
B4	(Fe, Ni), Fe ₃ C, TiC	12.09	0.94	6.56	54.83	23.65	1.93

转变。同时, Fe 和 Cr 元素在快速凝固时析出将受限, 加之图 1 中 XRD 图谱分析结果, 发现相比 γ -Ni 相的峰位向左偏移, 说明其固溶度提高, 有 Fe 元素固溶于其中, 导致晶格畸变, 点阵常数增大, 出现了图 3(b) 中由 A2 的 (Fe, Ni) 固溶体、少量 FeCr 化合物组成的复合基体相。基体相以胞状枝晶析出完成, 在熔池凝固后期, 熔池内围绕在基体相周围的剩余液相元素组成较为复杂, 随着熔池温度的下降, 剩余溶液以网状相析出 A3, 但不是单一相, 多含碳化物颗粒及片状组织。A3 由 C、Cr、Fe、Ni 和 Si 元素组成, 而 Fe、Ni 元素含量很高也说明重熔对复合涂层有稀释作用。B 元素因原子数较小, 将增加测试误差, 此处加以回避。分体系可形成三个碳化物相, 即 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 、 $(Cr, Fe)_7C_3$ 、 $(Cr, Fe)_3C_2$, 还有一个如 A1 中含有的 FeCr 金属化合物相, 因为 A3 中 Cr 多存在于以上 6 种主要元素中, Cr、Fe 及 C 构成的三组分体系可形成三个碳化物相, 即 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 、 $(Cr, Fe)_7C_3$ 、 $(Cr, Fe)_3C_2$, 还有一个如 A1 中含有的 FeCr 金属化合物相, 因为 A3 中 Cr 多存在于碳化物中, 形成 FeCr 趋势较小。以上碳化物都属可变性组合相, 在碳化物晶格中可用 Fe 原子置换 Cr, 反之亦然。Cr₂₃C₆ 中 Fe

可置换的 Cr 量达 35%^[9], 形成 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 碳化物, 此为 X 射线衍射图谱(图 1)中标定的 M23C6 型碳化物成因。Fe、Si、B 在高温冶金反应中形成了 B(Fe, Si)₃。最终确定 A3 网状相是由 M₂₃C₆、B(Fe, Si)₃ 和 CrB 构成的复合相。

下面结合相图进一步验证上面的分析结果。图 4 是 Fe-Ti-C 三元相图 C 原子百分比占 19% 的垂直剖面^[10], 文中采用此 Fe-Ti-C 三元相图的原因是熔体中原位生成 TiC 颗粒的区域主要元素为 Fe、Ni、C, 复合涂层的 EDS 分析结果表 1 中表明: 熔池原位生成的 TiC 颗粒中 Fe 的原子分数占 50% 左右, Ni 的原子分数占 20% 左右, Cr 和 Si 含量较少, 经 JCPDS 标准卡片对比发现, 涂层中没有符合 Fe₂Ti, NiTi 等化合物的衍射峰, 而 (Fe, Ni) 固溶体的衍射峰明显, 说明涂层中 Fe、Ni 元素主要以固溶体形式存在。Fe 和 Ni 元素的原子半径相近, 属置换固溶体, 为便于分析, 可将 (Fe, Ni) 固溶体视作 γ -Fe。图 4 中, Ti 元素含量在冷却线 1(6.96%) 的相图区域, 所析出的相组成为 TiC、 γ -Fe 和剩余石墨 C。表 1 中与 A1 区域相同的 B1 区域由 (Ni, Fe) 固溶体、Fe₃C、TiC 组成, 由各元素的原子百分比可以看出, 相图中涉及的 C 原子百分比约 19%, Ti 原子百分比约为 7%, 而置换固

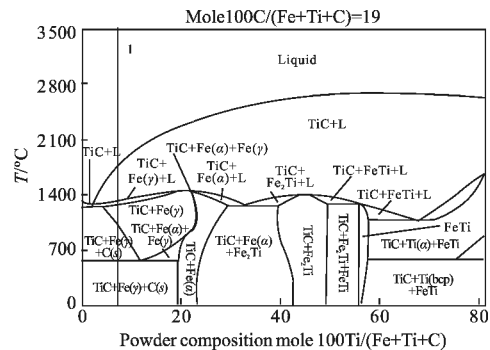


图 4 Fe-Ti-C 三元相图 C 原子百分比占 19% 的垂直剖面

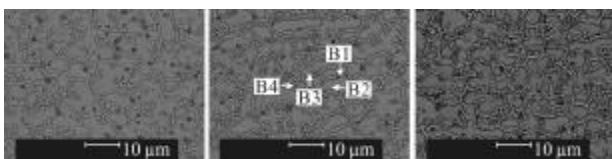
Fig.4 Vertical section of Fe-Ti-C ternary phase diagram at 19 at% C

溶体 (Fe, Ni) 可实现 Fe 与 Ni 的充分置换, 剩余的 Fe 原子百分比为 30.14%; TiC 颗粒形成后剩余的 C 元素百分比为 11.45%。Fe 与 C 比值近 2.63:1, 说明剩余的 Fe 与 C 在高温下形成复杂晶格结构间隙化合物 Fe₃C 的可能性极高。以上析出的三种相与三元相图中标定区域的相组成 TiC、 γ -Fe 和剩余石墨 C 相互匹配, γ -Fe 与 (Fe, Ni) 固溶体相互对应, 剩余石墨

C 与 Fe 形成了 Fe_3C 。通过图 4 中 Fe-Ti-C 三元相图的垂直剖面合理地解释了外加 TiC 颗粒溶解后原位析出过程发生了相组成的转变。

2.3 机械振动辅助激光重熔复合涂层的组织

图 5 是机械振动辅助激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层截面的 BSE 形貌。对比图 3 和图 1 的分析结果可知,机械振动在熔池凝固反应过程中具有显著的作用。相比图 3 中基体相有树枝晶和胞状晶共存的情况,图 5 中基体相已趋于胞状晶,且显微组织均匀化,细小化程度加深。熔池凝固后期所得到的网状相也发生了明显变化,具体表现在其内部含有的颗粒状和片状组织增多,其中含有硬质相的析出。对于析出的 TiC 颗粒衬度发生了变化,图 3 中 TiC 颗粒衬度较深,说明其周边的 Fe、Ni 等元素发生了扩散进入其中,图 5 中机械振动辅助激光重熔涂层内分布的 TiC 相衬度较浅,说明其更易保持析出前原 TiC 颗粒的原子结构。从 EDS 能谱结果角度分析,A1、B1、B4 中 Ti、C 原子含量的变化与相结构有非常密切的关系,A1 中的 C 和 Ti 原子分数分别为 12.59% 和 0.96%,B4 中 C 和 Ti 原子分数分别为 12.09% 和 0.94%;而 B1 中 C 原子分数为 18.41%,相对增加了约 6%,与此同时,Ti 原子分数相应增加了 6.96%,C 和 Ti 同比例的变化关系再次证明 A1、B1 和 B4 是原位析出生成的 TiC 颗粒,而且机械振动辅助激光重熔涂层中胞状晶间析出的 TiC 颗粒(B1)被周围熔体稀释的程度小,在高温重熔过程中利于保持 TiC 颗粒的原有抗磨损性能。



(a) 涂层底部 (b) 涂层中部 (c) 涂层顶部
(a) Bottom area of coating (b) Middle area of coating (c) Top area of coating

图 5 机械振动辅助激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层截面 BSE 形貌

Fig.5 Cross-section BSE morphologies of mechanical vibration assisted laser remelting NiCrBSi+TiC composite coatings

2.4 TiC 颗粒在涂层中的行为特征

图 6 是激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层横截面颗粒相尺寸和面扫描结果。其中图 6(a)~(c)是重熔

涂层形貌及其 Ti、C 元素分布;图 6(d)~(f)是机械振动辅助重熔涂层及其 Ti、C 元素分布。对图 6(a)涂层中部区域尺寸标定得到颗粒最大尺寸为 1.89 μm ,与图 6(d)中最大尺寸 1.39 μm 相比明显增大。图 6(b)和 6(c)中两类复合涂层中 Ti、C 元素浓度含量较图 6(e)和 6(f)降低,这与表 1 中得到的 A1 和 B1 颗粒相能谱分析结果相一致,说明激光重熔提供的能量使原位析出 TiC 颗粒发生了二次析出,这个过程在改善复合涂层组织缺陷的同时使 TiC 的纯度也发生了下降,而机械振动辅助下的激光重熔涂层可抑制原位二次析出的 TiC 颗粒受熔体中 Ni、Fe 元素的影响,这与激振力对熔池凝固过程的影响密切相关,原因在于高频激振力使熔池中析出的 TiC 颗粒形核长大过程处于高能量状态,加速了这一进程的进行,致使 TiC 颗粒形核析出后完整性提高,Ti 元素扩散趋势减缓。

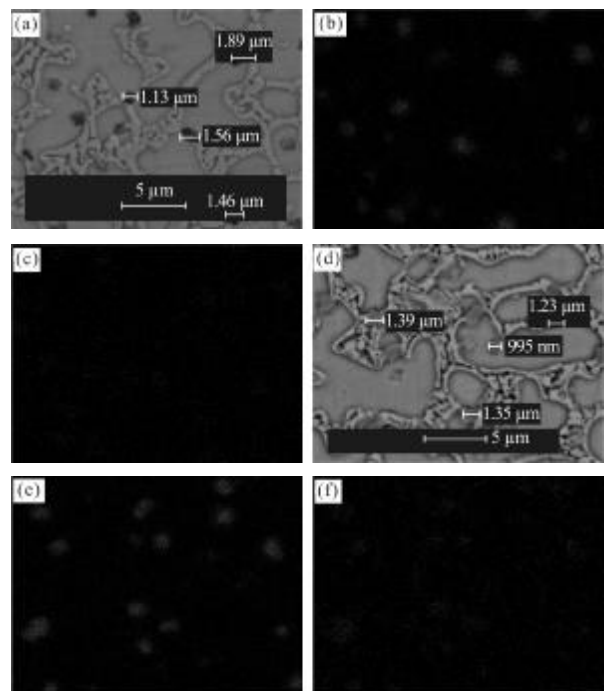


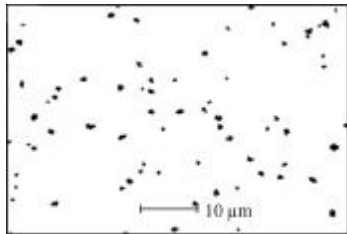
图 6 激光重熔 NiCrBSi+TiC 复合涂层横截面颗粒相尺寸和面扫描

Fig.6 Cross-section particle size and surface scanning of laser remelting NiCrBSi+TiC composite coatings

2.5 涂层硬质颗粒相和显微硬度分布

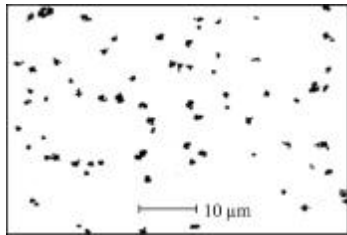
图 7 是复合涂层中部硬质颗粒相分布的图像软件处理图。其中图 7(a)是激光重熔涂层中部黑色部分的硬质颗粒相,经软件测量计算,所占区域总面积

的百分比为 2.279%; 硬质颗粒相在涂层底部和顶部所占面积百分比分别为 2.809% 和 3.537%, 颗粒相分布有起伏, 由涂层底部至顶部先减后增。图 7(b) 中机械振动辅助激光重熔涂层中部黑色部分的硬质颗粒相所占区域总面积的百分比为 3.298%; 经机械振动辅助的涂层中硬质颗粒相在底部和顶部所占面积的百分比分别为 3.262% 和 3.631%, 颗粒相分布沿涂层底部到顶部呈递增趋势, 且在各区域所占的面积比均较图 7(a) 有提高, 硬质相颗粒平均分布所占面积提高了 18.2%。说明机械振动辅助在激光重熔过程中对硬质颗粒相的数量及分布有显著影响。



(a) 激光重熔

(a) Laser remelting



(b) 机械振动辅助激光重熔

(b) Mechanical vibration assisted laser remelting

图 7 复合涂层中部硬质颗粒相分布

Fig.7 Hard particle phases distribution in the middle of composite coating

图 8 是复合涂层纵截面的显微硬度变化曲线和压痕分布。其中, 图 8(a) 是激光重熔涂层, 图 8(b) 是机械振动辅助激光重熔涂层, 图 8(c) 是机械振动辅助激光重熔涂层的压痕分布。在复合涂层结合区内为防止压头在涂层中产生微裂纹影响测量精度, 试验中的相邻压痕间距离需足够大, 以垂直结合界面分别为 200、400、600 μm 的水平方向每平移 100 μm 打一个硬度测试点, 每个水平梯度共计 5 个测试点。可以看出, 两类涂层水平方向的硬度起伏有明显差别。在距结合界面 200 μm 处, 图 8(a) 的硬度分布波动大于图 8(b); 在距结合界面 400 μm 和 600 μm 处,

图 8(a) 的硬度分布波动均小于图 8(b)。机械振动辅助作用体现在近基材端的硬度波动较原重熔涂层减缓。激光重熔涂层在距结合界面 200、400 和 600 μm 处的平均硬度分别为 363、370 和 374 $\text{HV}_{0.2}$; 机械振动辅助激光重熔涂层在距结合界面 200、400 和 600 μm 处的平均硬度分别为 348、354 和 353 $\text{HV}_{0.2}$; 其整体波动也下降。

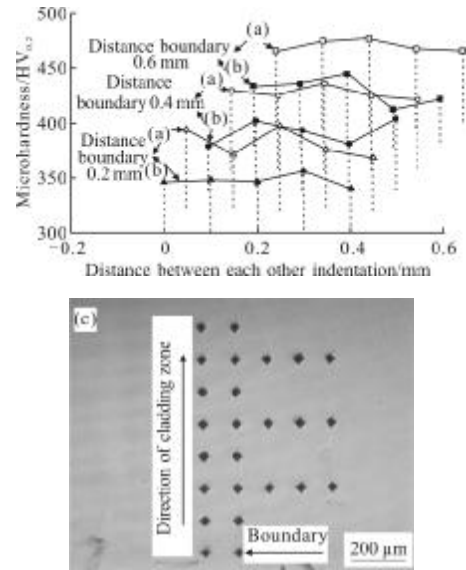


图 8 复合涂层纵截面的显微硬度曲线及其压痕分布

Fig.8 Microhardness curves and indentation distribution along composite coating longitudinal section

3 结论

综上所述, 得出以下结论:

(1) 机械振动辅助激光重熔 NiCrBSi-TiC 复合涂层显微组织均匀致密, 无气孔等缺陷, 与基材的结合界面呈良好的冶金结合。主要由物相 (Fe, Ni) 固溶体、CrB、 $\text{B}(\text{Fe}, \text{Si})_3$ 、TiC、 M_{23}C_6 、FeCr 和 Fe_3C 组成。

(2) 机械振动辅助激光重熔涂层与基材的结合界面呈波浪形分布, 有助于涂层与基材宏观层面的结合。基体相由树枝晶转变为胞状晶, 网状相内部含有的颗粒状和片状组织增多, 组织均匀化, 细小化程度加深。

(3) 原位析出过程 TiC 颗粒组成相转变为 (Fe, Ni) 固溶体、 Fe_3C 、TiC。高频激振力作用提高了 TiC 颗粒形核析出后完整性, 颗粒相分布由底部到顶部呈递增趋势, 颗粒相平均分布占选取视场内的面积分数提高了 18.2%, 并改善了颗粒相的分布起伏。

(4) 激振力作用直接影响到涂层的硬度分布。机械振动辅助激光重熔涂层结合界面处显微硬度波动减缓,横向整体波动也相对下降。

参考文献:

- [1] Sun R L, Mao J F, Yang D Z. Microscopic morphology and distribution of TiC phase in laser clad NiCrBSiC-TiC layer on titanium alloy substrate [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2002, 155: 203-207.
- [2] Li Mingxi, He Yizhu, Sun Guoxiong. Laser cladding Co-based alloy/SiCp composite coatings on IF steel [J]. *Materials and Design*, 2004, 25: 355-358.
- [3] Wang Xinhong, Zhang Min, Qu Shiyao. Development and characterization of (Ti, Mo)C carbides reinforced Fe-based surface composite coating produced by laser cladding [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, 48: 893-898.
- [4] Chang K C, Wei W J, Chen C. Oxidation behavior of thermal barrier coatings modified by laser remelting [J]. *Surface and Coatings Technology*, 1998, 102: 197-204.
- [5] González R, Cadenas M, Fernández R, et al. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser[J]. *Wear*, 2007, 262: 301-307.
- [6] Lima M S F, Folio F, Mischler S. Microstructure and surface properties of laser-remelted titanium nitride coatings on titanium[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 199: 83-91.
- [7] Sun Ronglu, Liu Yong, Yang Dezhuang. Microstructure and tribological properties of NiCrBSi-TiC laser on titanium alloy substrate [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2003, 30(7): 659-662. (in Chinese)
孙荣禄, 刘勇, 杨德庄. 钛合金表面激光熔覆 NiCrBSi-TiC 复合涂层的组织和摩擦磨损性能 [J]. *中国激光*, 2003, 30(7): 659-662.
- [8] Nicolas Serres, Françoise Hlawka, Sophie Costil, et al. Microstructures and mechanical properties of metallic NiCrBSi and composite NiCrBSi-WC layers manufactured via hybrid plasma/laser process[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257: 5132-5137.
- [9] Zhang Xianpeng. *Ferroalloy Dictionary* [M]. Shenyang: Liaoning Science and Technology Publishing, 1996: 118. (in Chinese)
张显鹏. *铁合金辞典* [M]. 沈阳: 辽宁科学技术出版社, 1996: 118.
- [10] Ali Emamian, Corbin Stephen F, Amir Khajepour. The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2011, 206: 124-131.