

文章编号: 0258-7025(2008)11-1723-07

原位生成 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强 镍基激光熔覆层

晁明举 张现虎 杨宁 杨文超 程慧

(郑州大学物理工程学院 材料物理教育部重点实验室, 河南, 郑州 450052)

摘要 采用预涂粉末激光熔覆技术, 在 A3 钢表面成功制备出原位生成 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强的镍基复合涂层。使用扫描电镜(SEM), EDS 能谱和 X 射线衍射(XRD)对熔覆层的显微组织和物相构成进行了分析, 并对熔覆层进行了硬度、摩擦性能测试。结果表明, 原位生成 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强镍基复合涂层与基材呈冶金结合。熔覆层底部组织为定向生长的 γ (Ni) 树枝晶, 熔覆层中、上部组织为大量先共晶析出的 VC-VB-B₄C 颗粒相和 Cr₃C₂ 条状相均匀分布于 γ (Ni) 基体中。熔覆层具有高的硬度(平均硬度 HV_{0.3} 1350)和良好的耐磨性, 其磨损损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/3。熔覆层硬度和耐磨性的提高归因于大量 VC-VB-B₄C 复合颗粒的形成及其在涂层中的均匀分布。

关键词 激光熔覆; 原位生成; VC-VB-B₄C 复合颗粒; 显微组织; 耐磨性

中图分类号 **文献标识码** A **doi:** 10.3788/CJL20083511.1723

In Situ Synthesized VC-VB-B₄C Complex Particulates Reinforced Ni-based Composite Coating by Laser Cladding

Chao Mingju Zhang Xianhu Yang Ning Yang Wenchao Cheng Hui

(*Department of Physics & Key Laboratory of Material Physics of Ministry of Education,*
Zhengzhou University, Zhengzhou, Henan 450052, China)

Abstract The VC-VB-B₄C complex particulate reinforced Ni-based composite coating has been successfully synthesized in situ by prior pasting laser cladding on steel A3. The microstructural and metallographic analyses were carried out by a scanning electron microscopy, energy-dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffractometer (XRD). The microhardness and wear resistance of the coatings were also tested. The results indicate that the composite coating is bonded metallurgically to the substrate. The microstructure in the bottom of coating consists mainly of oriented dendrites of γ (Ni). The microstructure locating in the center and upper zones contain a large number of VC-VB-B₄C complex particles and acicular Cr₃C₂ phases distributed uniformly in the matrix of γ (Ni) solid solution. The VC-VB-B₄C particulate reinforced composite coating gives a high average hardness of HV_{0.3} 1350 and better wear resistance. The wear mass loss of the composite is just one third of that of the pure Ni60 coating. This could be attributed to the presence of the high content of in-situ synthesized VC-VB-B₄C complex particulates and their well distribution in the composite coatings.

Key words laser cladding; in-situ synthesized; VC-VB-B₄C complex particle; microstructure; wear resistance

1 引言

激光熔覆原位生成陶瓷颗粒增强金属基复合涂层, 可将金属的高塑、高韧性和陶瓷的高硬、耐磨、耐蚀性能有机结合起来, 大大提高材料的表面性

能, 具有很好的发展前景^[1~9]。原位生成颗粒增强金属基复合层的增强体是在涂层形成过程中原位形核、长大的热力学稳定相, 因此, 增强体表面无污染, 与金属基体浸润性好, 避免了与基体相容性不

收稿日期: 2008-09-16; 收到修改稿日期: 2008-10-08

基金项目: 河南省教育厅自然科学研究计划基金(2006140009)资助课题。

作者简介: 晁明举(1964—), 男, 河南人, 教授, 博士生导师, 研究方向为激光与物质相互作用和激光加工技术。

E-mail: chaomingju@zzu.edu.cn

良的问题,且界面结合强度高,增强颗粒细小、分布均匀^[1~7]。近年来,有关激光熔覆原位生成陶瓷颗粒增强金属基复合涂层,国内外研究较多的是 TiC^[10], WC^[11], B₄C^[12], ZrC^[13], TiN^[14] 和 TiB₂^[15] 等单一碳、氮、硼化物陶瓷。然而,随着对该技术研究的深入,人们发现激光熔覆原位生成多相复合陶瓷颗粒增强金属基涂层更易于颗粒增强相的形成,并使涂层具有更高的性价比。吴朝锋等^[16]分别以(质量分数)2% Ti, 4% Zr, 1% Zr+1% Ti 加 C, Fe 基合金粉为原料,激光熔覆原位生成陶瓷颗粒增强 Fe 基复合涂层,并对陶瓷颗粒的结构组成及形成机制进行了研究。结果表明,原位生成多相复合碳化物颗粒比单一碳化物颗粒更有利于颗粒的形成和分布;杜宝帅等^[17]利用激光熔覆,以廉价钛铁、钒铁、石墨等为原料,在 Q235 钢表面原位自生 TiC-VC 颗粒增强相,使 Fe 基复合涂层的强度和耐磨性均得到提高;范小红等^[18]选用 NiCrBSi 及 B₄C 混粉在 Ti6Al4V 合金表面进行激光熔覆处理,制备出 TiC 与 TiB₂ 等增强相增强钛基复合材料涂层,基体硬度有效提高 3~4 倍。

碳化硼(B₄C)熔点 2350 °C,莫氏硬度 9.3,仅次于金刚石和氮化硼,密度为陶瓷材料中最低的物质(相对密度 2.508)。B₄C 具有高的化学位,对 neutron 吸收能力大,高的耐腐蚀性能和恒定的高温强度(>30 GPa),是一种重要的磨料和耐磨材料。碳

化矾(VC)熔点 2810 °C,莫氏硬度 9~10,相对密度 5.77,热膨胀系数 $7.2 \times 10^{-6}/K$ 。在硬质合金中添加 VC 能有效阻止硬质合金晶粒的长大,具有细化组织的作用,是钢铁材料中良好的硬质合金改性添加剂和理想的合金增强相^[19]。本文以 Ni60+(V₂O₅+B₂O₃+C)混合粉末为原料,利用激光熔覆技术,在 A3 钢上制备出原位生成 VC-VB-B₄C 颗粒增强的镍基合金复合涂层,并对其组织和耐磨性等进行研究。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

实验用基材为热轧 A3 钢,成分如表 1 所示。试样尺寸为 100 mm×40 mm×20 mm,实验前将待涂敷面用砂纸打磨并用丙酮清洗干净。实验用粉末为 Ni60+(V₂O₅+B₂O₃+C)混合粉末。Ni60 合金粉末粒度 -150~+320 目,成分如表 2 所示。V₂O₅ 粉末纯度 99.0%, B₂O₃ 粉末纯度 99.9%, 石墨粉纯度 99.85%, 粒度 ≤35 μm。(V₂O₅+B₂O₃+C)粉末按 V₂O₅+7C=2VC+5CO↑和 2B₂O₃+7C=B₄C+6CO↑反应式进行配比(摩尔比)。将(V₂O₅+B₂O₃+C)粉末分别按 10%, 15%, 20% 和 25%(质量分数(下同))加入 Ni60 合金粉末中,在 QM-ISP04 行星磨机中研磨 1 h。

表 1 A3 钢成分

Table 1 Composition of steel A3

(mass fraction %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Fe
	0.14~0.22	0.12~0.30	0.40~0.65	≤0.04	≤0.055	Bal

表 2 Ni60 合金粉末成分

Table 2 Composition of Ni60 alloy

(mass fraction %)

Element	C	Si	B	Cr	Fe	Ni
	0.8~1.0	3.5~5.5	3~4.5	16	8~10	Bal

2.2 实验及测试方法

激光熔覆采用预涂法。使用甲基纤维丙酮黏结剂将混合粉末预涂于试样表面,涂层厚度~1.5 mm, 100 °C 干燥 2 h 待用。

实验用 TJ-HL-5000 连续波 CO₂ 激光器,工作模式为多模。使用焦长 300 mm 的 GaAs 透镜变换光束。实验中以聚焦光束垂直入射样品表面,对预涂层进行

单道和多道搭接激光熔覆。在熔覆试验中,多道搭接率为 40%,离焦量为 50 mm(此时到达样品表面的激光束光斑直径 $D=5$ mm)。扫描速率保持不变,激光功率分别为 $P=1.4$ kW, 1.6 kW, 1.8 kW 和 2.0 kW,对应地,平均激光比能线密度 $[P/(vD)]$ 分别为 1.4×10^8 J/m², 1.6×10^8 J/m², 1.8×10^8 J/m² 和 2.0×10^8 J/m²,具体工艺参数如表 3 所示。

表 3 工艺参数

Table 3 Processing parameters in the laser cladding

Transverse speed	Out-of-locus	Laser specific energy
$v/(mm/s)$	/(mm)	$(P/(vD))/(10^8 J/m^2)$
2	50	1.4, 1.6, 1.8 and 2.0 respectively

激光熔覆后, 将试样沿垂直于扫描方向进行线切割, 横断面用砂纸打磨并抛光, 用质量分数 8% FeCl₃ 水溶液腐蚀。在 4XB-TV 金相显微镜和 JSM-6700F 扫描电镜(SEM)下观察显微组织, 利用扫描电镜附件 Inca Energy 能谱仪拍摄 EDS 能谱, 进行成分分析。在 HXD-1000 显微硬度仪上测试显微硬度, 利用 X'Pert PRO 型转靶 X 射线衍射(XRD)仪分析涂层的相构成。摩擦实验在 MRH-3 高速环块摩擦磨损试验机上进行。上试样为 12 mm×12 mm×19 mm 块, 摩擦面(熔覆面)尺寸 12 mm×19 mm, 下试样为标准环(GCr15), 硬度 HRC60.5。对磨环转动速度 322 r/m(相对滑动速度 0.79 m/s), 持续时间 900 s, 滑动总距离 711 m, 法向载荷 300 N, 大气室温下无润滑滑动摩擦。摩擦试验前后将试样用超声波清洗, 使用分析天平(精度 0.1 mg)称量试块摩擦前后质量, 计算摩擦磨损失重。摩擦试验后立即在 4XB-TV 金相显微镜下观察摩擦表面形貌。

3 实验结果与分析

3.1 熔覆层形貌

对 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 加入量分别为 10%, 15%, 20% 和 25%, 平均激光比能线密度分别为 1.4×10⁸ J/m², 1.6×10⁸ J/m², 1.8×10⁸ J/m² 和 2.0×10⁸ J/m² 的各个试样进行形貌观察, 熔覆层均成形完好。对于在同一比能线密度下的各个试样, (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量对熔覆层形貌影响不大, 仅当 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量为 25% 时, 熔覆层表面出现凹陷, 这可能是混合粉末中 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量过高, 造成熔覆层中氧化物夹杂所致。对于同一 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量的各个试样, 熔覆道表面形貌几乎不受激光比能线密度变化的影响,

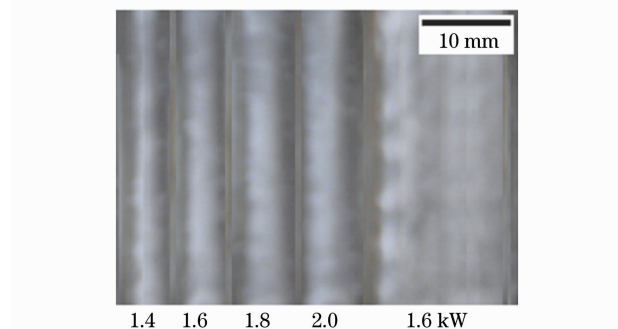


图 1 Ni60+20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 熔覆层形貌

Fig. 1 The macromorphology of the Ni60+20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) coatings

但熔覆道的宽度和厚度随着激光比能线密度的增大而分别略有增加和减小。这是因为随着入射激光比能线密度的增加, 熔池的整体温度升高, 熔体的流动性增强, 且熔池的尺寸也稍有增大, 因而当熔体凝固后, 熔覆道的宽度稍有增大而厚度略有减小。图 1 为 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量 20% 各熔覆道和多道搭接的熔覆层形貌。

综合形貌观察和硬度测量(参见 3.3 节), 当 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 加入量为 20%, 激光比能线密度 1.6×10⁸ J/m² 时, 熔覆层既有良好的形貌又有高的硬度。

3.2 显微组织

图 2 为在激光比能线密度 1.6×10⁸ J/m², 扫描速率 2 mm/s 条件下, Ni60 + 20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 熔覆层上部、中部和底部的扫描电镜图

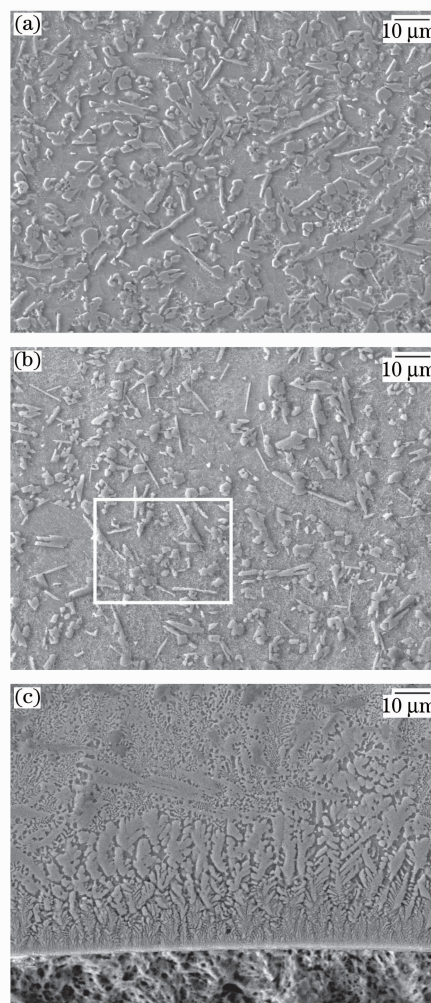


图 2 Ni60+20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 熔覆层的 SEM 像。(a) 上部; (b) 中部; (c) 底部

Fig. 2 SEM micrograph of (a) upper, (b) middle and (c) lower zone in the Ni60+20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) coating

像。熔覆层上部图 2(a)和中部图 2(b)的显微组织类似,均为非定向生长的树枝晶,枝晶内弥散分布大量颗粒相和条状相。熔覆层底部图 2(c)呈快速定向凝固特征,涂层组织为逆热流方向生长的树枝晶。在涂层/基底的界面处有一狭窄的白亮带(厚度 $\sim 2.5 \mu\text{m}$),其组织为由基体向外延生长的平面晶,熔覆层与基体之间达到了良好的冶金结合,没有裂纹和孔洞。

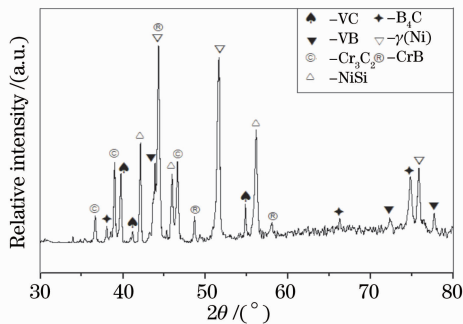


图 3 Ni60+20%($\text{V}_2\text{O}_5 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$)熔覆层的 X 射线衍射图谱

Fig. 3 XRD pattern of the Ni60+20%

图 3 为该试样熔覆层中上部的 X 射线衍射图谱。由图可见熔覆层主要由 VC, B_4C , VB, Cr_3C_2 , CrB, NiSi 和 $\gamma(\text{Ni})$ 等相组成。

图 4(a)为涂层中部小矩形区域[见图 2(b)]放大 3000 倍的 SEM 图像。其组织主要包括三种相:多面体颗粒相 P1 (尺寸 $1\sim 2 \mu\text{m}$)、条状相 P2 (长度 $3\sim 7 \mu\text{m}$, 直径 $\sim 0.5 \mu\text{m}$)、树枝相 P3。图 4(b)~(d)分别是这三种相的 EDS 能谱。

由图 4(b)可知,多面体颗粒相富含 V, C 和 B, 结合 X 射线衍射分析(图 3),颗粒应为 VC-VB- B_4C 复合相,弥散分布在枝晶间和枝晶中。由图 4(c),条状相富含 Cr 和一定量的 C, 而 Fe, Ni 相对较少,结合 XRD 分析,可判断灰色条状相为 Cr_3C_2 。VC-VB- B_4C 颗粒复合相和 Cr_3C_2 条状相均为涂层的强化相。由图 4(d),树枝相含有大量的 Ni 和 Fe, 而 Cr, C 和 Si 相对较少,结合 X 射线衍射分析结果,其构成应为 $\gamma(\text{Ni})$ 固溶体,其中部分 Ni 和 Fe 原子可被 Cr 原子置换,且固溶少量的 Si 和 C 原子。 $\gamma(\text{Ni})$ 固溶体树枝晶构成熔覆层的基体。

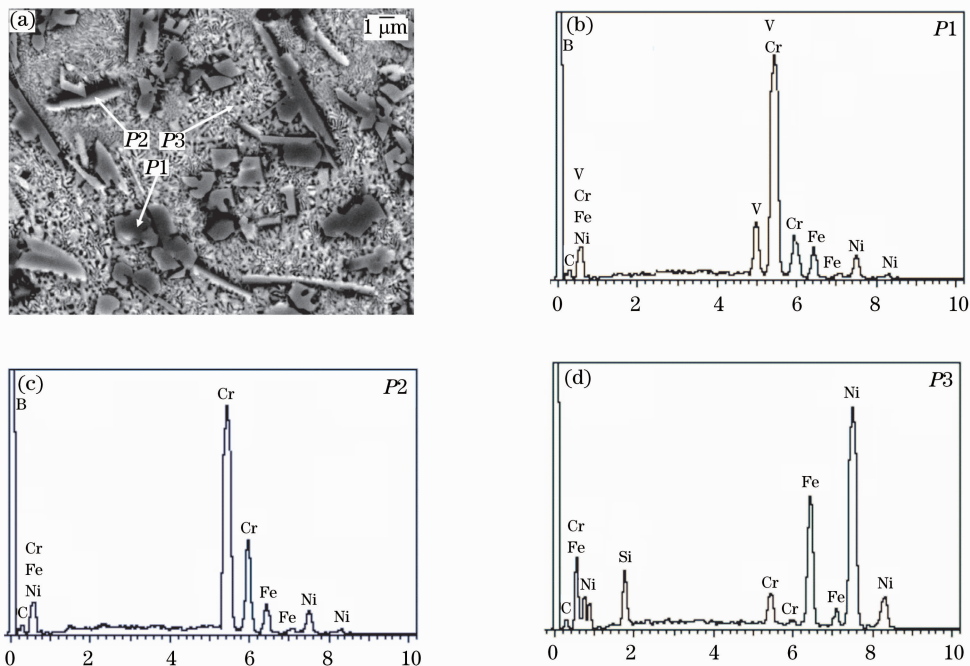


图 4 (a) Ni60+20%($\text{V}_2\text{O}_5 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$)熔覆层中部的 SEM 像, (b), (c)和(d)为(a)中对应相的 EDS 图谱

Fig. 4 (a) Typical SEM micrograph of the Ni60+20% ($\text{V}_2\text{O}_5 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$) coating, (b), (c) and (d)

The EDS spectra of the corresponding phases in the (a) respectively

在激光熔覆过程中, Ni60+($\text{V}_2\text{O}_5 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$)混合粉末在高能密度的激光束辐照下融化并形成熔池。合金熔液中的 V_2O_5 , B_2O_3 与 C 发生反应: $\text{V}_2\text{O}_5 + 7\text{C} = 2\text{VC} + 5\text{CO} \uparrow$, $2\text{B}_2\text{O}_3 + 7\text{C} = \text{B}_4\text{C} + 6\text{CO} \uparrow$ 和 $\text{V}_2\text{O}_5 + \text{B}_2\text{O}_3 + 8\text{C} = 2\text{VB} + 8\text{CO} \uparrow$ 而生成

VC, B_4C 和 VB。图 5 为生成 VC, B_4C 和 VB 的 Gibbs 自由能随温度变化情况^[20]。由图 5, 当温度达到 1000K 时 VC 的 Gibbs 生成自由能成为负值, 而当温度达到 1200 K 时 VB 的 Gibbs 生成自由能也变为负值, 并且在 1000~1700 K 间, VC 的

Gibbs 生成自由能始终低于 VB。对于 B₄C, 温度达到 1800 K 时其 Gibbs 生成自由能也变为负值。此热力学数据表明, 随着熔池中熔体温度的升高, 上述反应能够自发进行, 且 VC 和 VB 的生成稍先于 B₄C。由于 VC (2810 °C), VB (2550 °C) 和 B₄C (2350 °C) 的熔点很高, 当熔体冷却时, VC-VB-B₄C 互溶体首先以颗粒方式析出, 形成复合颗粒增强相。随着熔体温度的继续下降, Cr₃C₂ 碳化物先共晶析出并生长成为条状相^[2], 是熔覆层的条状增强相。当温度继续下降时, 剩余的合金熔液凝固成为 γ (Ni) 固溶体, 形成熔覆层的基体。合金熔液中含有的少量 B, Si 和 Cr, 形成 CrB 和 NiSi 固溶于 γ (Ni) 中。

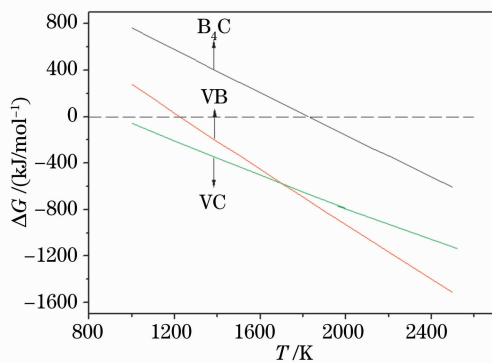


图 5 VC, VB 和 B₄C 的 Gibbs 自由能随温度变化曲线

Fig. 5 Comparison of VC, VB and B₄C in the relation of Gibbs free energy and temperature

由于 V₂O₅, B₂O₃ 和石墨 (C) 粉末的密度较 Ni60 镍基合金粉末小得多, 在熔池对流作用下, 它们均有上浮的趋势, 且熔池上部温度高, 更有利于合金元素的扩散和 VC-VB-B₄C 颗粒相的形成与长大, 故熔覆层内上部原位生成的 VC-VB-B₄C 颗粒多于中部, 而底部很少。

综上所述, Ni60 + 20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 激光熔覆层底部组织为定向生长的 γ (Ni) 树枝晶, 熔覆层中上部其组织为先共晶析出的 VC-VB-B₄C 复合颗粒相和 Cr₃C₂ 条状相均匀分布于 γ (Ni) 基体中。

3.3 显微硬度

对各个试样的硬度测试表明: 当 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量从 10% 增加到 20% 时, 同激光比能线密度下的熔覆层硬度 (平均值) 增加, 当 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量从 20% 继续增加, 熔覆层硬度反而下降。当 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量从 10% 增加到 20% 时, 熔覆层中原位生成的 VC-VB-B₄C 颗粒增强相明显

增多, 使得熔覆层具有较高硬度; 但 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量过多 (25%) 时, 造成熔体中 V₂O₅ (B₂O₃) 和 C 的反应不完全而形成氧化物夹杂, 降低了熔覆层的性能。对于相同 (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 含量的各个试样, 熔覆层硬度随激光比能线密度的增加先升高继而降低, 激光比能线密度 1.6×10^8 J/m² (激光功率 1.6 kW) 时, 其硬度最高 (图 6)。分析认为, 当激光比能线密度从 1.4×10^8 J/m² 到 1.6×10^8 J/m² 变化过程中, 熔覆层中原位生成的 VC-VB-B₄C 颗粒增强相逐渐增多; 当比能线密度高于 1.6×10^8 J/m² 时, 熔体吸收热量过多, 不但基底材料在熔覆层内的稀释率增加, 而且熔池中 B 和 C 的烧损程度增大, 从而导致原位生成硬质相的相对比例减小。

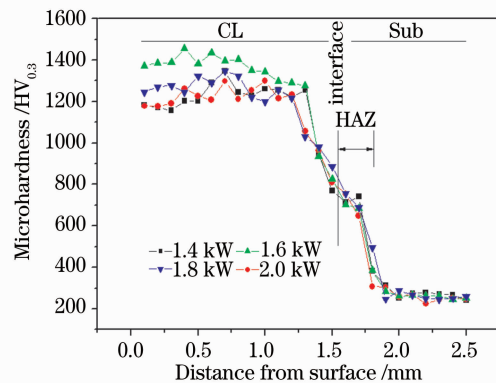


图 6 Ni60 + 20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 熔覆层的显微硬度分布曲线

Fig. 6 Microhardness distribution in the cross-section of Ni60 + 20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) coatings

图 6 为在激光功率 1.4 kW, 1.6 kW, 1.8 kW 和 2.0 kW, 扫描速率 2 mm/s 条件下, Ni60 + 20% (V₂O₅ + B₂O₃ + C) 激光熔覆层横断面沿层深方向的显微硬度分布。其显微硬度曲线呈现阶梯分布, 分别对应于熔覆层 (CL)、基体热影响区 (HAZ) 和基底 (Sub)。在激光比能线密度为 1.6×10^8 J/m² 时, 熔覆层硬度在 HV_{0.05} 1300~1400 之间, 平均硬度约 HV_{0.05} 1350。由于 VC, VB, B₄C 对镍基合金具有小的润湿角, 因而在快速凝固过程中很容易被凝固界面所捕获, 大量 VC-VB-B₄C 颗粒的形成且先共晶析出, 不但产生颗粒强化, 而且产生细晶强化, 因而熔覆层具有很高的硬度。由于基底对涂层的稀释作用, 熔覆层底部到界面之间过渡区的硬度逐渐降低。在基底热影响区, 从界面到基材内部区域, 温度呈梯度分布, 达到相变温度的区域发生相变硬化, 其硬度分布具备激光淬火的硬度分布特征。

3.4 摩擦实验

图 7 是在载荷 300 N, 持续时间 900 s, 转速 322 r/min, 大气环境干摩擦条件下, 纯 Ni60 熔覆层和 Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C)熔覆层的摩擦磨损损失重图。由图 7 可知, 与纯 Ni60 熔覆层相比, VC-VB-B₄C 复合颗粒增强镍基熔覆层的摩擦磨损损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/3, 耐磨性显著提高。

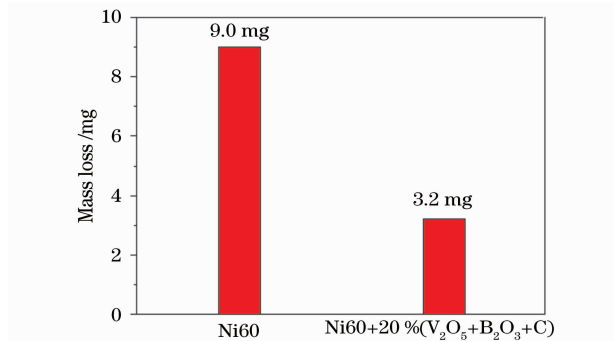


图 7 摩擦磨损损失重

Fig. 7 Wear and tear mass loss of the specimens

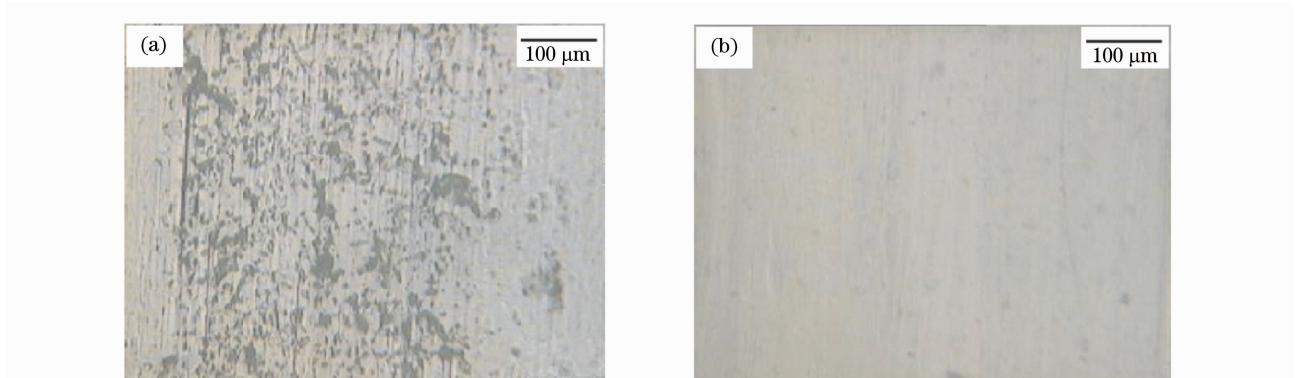


图 8 (a) Ni60 熔覆层和 (b) Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C) 熔覆层的磨损表面形貌

Fig. 8 Wear pattern of the specimens of (a) Ni60 and (b) Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C) coating

4 结 论

1) 在适当条件下, 激光熔覆 Ni60+(V₂O₅+B₂O₃+C)合金粉末, 可获得形貌良好的、原位自生 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强的镍基熔覆层。本工作最佳工艺参数为:(V₂O₅+B₂O₃+C)含量 20%, 激光比能线密度 1.6×10^8 J/m², 离焦量 50 mm, 扫描速度 2 mm/s。

2) Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C)激光熔覆层底部组织为定向生长的 γ (Ni) 树枝晶, 熔覆层中上部组织为先共晶析出的 VC-VB-B₄C 颗粒相和 Cr₃C₂ 条状相均匀分布于 γ (Ni) 基体中。

3) Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C)熔覆层中的 VC-VB-B₄C 复合颗粒与基体具有良好的相容性,

图 8(a)和(b)分别为纯 Ni60 熔覆层和 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强镍基熔覆层的摩擦表面形貌图。纯 Ni60 熔覆层组织中存在许多粗大的碳化物、硼化物块状相, 在摩擦过程中, 它们在熔覆层中残余应力和摩擦过程产生的剪切应力的双重作用下, 很容易破碎而成为磨屑。由于其硬度比纯 Ni60 熔覆层和对磨环都要高, 因而其成为磨粒, 产生严重的磨粒磨损。所以纯 Ni60 熔覆层摩擦表面布满大大小小的剥落坑和擦痕。而 Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C)熔覆层中细小、原位生成的高硬度 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强相, 由于与基体结合牢固, 在摩擦过程中很难被压破, 可很好地起着减摩抗磨作用。另外, 由于 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强熔覆层的硬度比对磨环高, 使得对磨偶件微凸体难以有效压入产生犁削磨损, 仅只发生轻微的粘着磨损, VC-VB-B₄C 复合颗粒增强镍基熔覆层的摩擦表面相当平坦, 无明显划痕和黏着痕迹, 仅有极微小的剥落坑。

在熔覆层起着颗粒强化和细晶强化的作用。Ni60+20%(V₂O₅+B₂O₃+C)熔覆层平均硬度高达 HV_{0.3}1350, 与纯 Ni60 熔覆层相比, 其摩擦磨损损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/3。

参 考 文 献

- 1 Sun Jianjun. Research on reactive synthesis TiC /Al composite coatings by laser cladding [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2008, **33**(3): 70~72
孙建军. 激光熔覆反应合成 TiC /Al 基复合涂层研究[J]. 金属热处理, 2008, **33**(3): 70~72
- 2 Wang Wenli, Chao Mingju, Wang Dongsheng *et al.*. Investigation on in-situ synthesis of TaC particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding [J]. *Chinese. J. Lasers*, 2007, **34**(2): 277~282
王文丽, 晁明举, 王东升 等. 原位生成 TaC 颗粒增强镍基激光熔覆层[J]. 中国激光, 2007, **34**(2): 277~282

- 3 Cui Aiyong, Hu Fangyou, Hui Li *et al.*. Microstructure and wear-resisting property of (Ti+Al/Ni) / (Cr₂O₃+CeO₂) laser cladding on titanium alloy [J]. *Chinese. J. Lasers*, 2007, **34**(3): 438~441
崔爱永, 胡方友, 回丽 等. 钛合金表面激光熔覆(Ti+Al/Ni)/(Cr₂O₃+CeO₂)复合涂层组织与耐磨性能[J]. *中国激光*, 2007, **34**(3): 438~441
- 4 Niu Xin, Chao Mingju, Wang Wenli *et al.*. In situ synthesized NbC particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding [J]. *Chinese. J. Lasers*, 2006, **33**(7): 987~992
牛薪, 昆明举, 王文丽 等. 原位生成 NbC 颗粒增强镍基激光熔覆层[J]. *中国激光*, 2006, **33**(7): 987~992
- 5 Jiang Xu, Wenjin Li. Wear characteristic of in situ synthetic TiB₂ particulate-reinforced Al matrix composite formed by laser cladding [J]. *Wear*, 2006, **260**(4-5): 486~492
- 6 X. H. Wang, M. Zhang, X. M. Liu *et al.*. Microstructure and wear properties of TiC/FeCrBSi surface composite coating prepared by laser cladding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, **202**(15): 3600~3606
- 7 C. Navas, R. Colaco, J. de Damborenea *et al.*. Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, **200**(24): 6854~6862
- 8 Cai Lifang, Zhang Yongzhong, Shi Likai. Microstructure and formation mechanism of titanium matrix composites coating on Ti-6Al-4V by laser cladding [J]. *Rare Metals*, 2007, **26**(4): 342~346
- 9 Tian Hao, Geng Lin, Ni Dingrui *et al.*. Microstructure of laser cladding coating with pre-placed B₄C and B₄C+Ti powders on TC4 substrate [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, **36**(3): 420~423
田浩, 耿林, 倪丁瑞 等. TC4 合金表面激光熔覆 B₄C 及 B₄C+Ti 粉末涂层的微观组织[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, **36**(3): 420~423
- 10 Yang Yuling, Zhang Duo, Chen Ha *et al.*. In situ formation of TiC by laser cladding Ti/C coatings [J]. *Appl. Laser*, 2008, **28**(1): 6~8
杨玉玲, 张多, 陈浩 等. 激光熔覆 Ti/C 混合粉末原位生成 TiC 的研究[J]. *应用激光*, 2008, **28**(1): 6~8
- 11 Minlin Zhong, Wenjin Liu, Yu Zhang *et al.*. Formation of WC/Ni hard alloy coating by laser cladding of W/C/Ni pure element powder blend [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2006, **24**(6): 453~460
- 12 Niu Xin, Chao Mingju, Sun Xiaowei *et al.*. Research on in-situ synthesis of B₄C particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding [J]. *Chinese. J. Lasers*, 2005, **32**(11): 1583~1588
牛薪, 昆明举, 孙笑薇 等. 激光熔覆原位生成 B₄C 颗粒增强镍基复合涂层的研究[J]. *中国激光*, 2005, **32**(11): 1583~1588
- 13 Zhang Qingmao, He Jinjiang, Liu Wenjin. Investigation on microstructural characteristics of ZrC-reinforced metal matrix composite layer produced by laser cladding [J]. *Transactions of The China Welding Institution*, 2002, **23**(2): 22~24
张庆茂, 何金江, 刘文今 等. 激光熔覆制备 ZrC 颗粒增强金属基复合表层组织[J]. *焊接学报*, 2002, **23**(2): 22~24
- 14 Baogang Guo, Jiansong Zhou, Shitang Zhang *et al.*. Microstructure and tribological properties of in situ synthesized TiN/Ti₃Al intermetallic matrix composite coatings on titanium by laser cladding and laser nitriding [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, **480**(1-2): 404~410
- 15 Baoshuai Du, Zengda Zou, Xinhong Wang *et al.*. Laser cladding of in situ TiB₂/Fe composite coating on steel [J]. *Applied Surface Science*, 2008, **254**(20): 6489~6494
- 16 Chaofeng Wu, Mingxing Ma, Wenjin Liu *et al.*. Laser producing Fe-based composite coatings reinforced by in situ synthesized multiple carbide particles [J]. *Materials Letters*, 2008, **62**(17-18): 3077~3080
- 17 Du Baoshuai, Li Qingming, Wang Xinhong *et al.*. In situ synthesis of TiC-VC particles reinforced Fe-based metal matrix composite coating by laser cladding [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2007, **28**(4): 65~68
杜宝帅, 李清明, 王新洪 等. 激光熔覆原位自 TiC-VC 颗粒增强 Fe 基金属陶瓷涂层[J]. *焊接学报*, 2007, **28**(4): 65~68
- 18 Fan Xiaohong, Geng Lin. The laser cladding composite coating of NiCrBSi+B₄C on Ti6Al4V alloy substrate [J]. *China Surface Engineering*, 2006, **19**(1): 28~32
范小红, 耿林. Ti6Al4V 表面激光熔覆 NiCrBSi+B₄C 涂层的组织结构[J]. *中国表面工程*, 2006, **19**(1): 28~32
- 19 Le Zhiqiang, Bo Shengmin, Wang Guangjian. Handbook of fine inorganic compounds [M]. Beijing: Chemistry Industry Press, 2001, **108**: 888
乐志强, 薄胜民, 王光建. 无机精细化学品手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2001, **108**: 888
- 20 Liang Yingjiao, Che Yinchang, Liu Xiaoxia *et al.*. Thermodynamic data handbook of inorganic compounds [M]. *Shenyang: Northeastern University Press*, 1994, 1~7, 64~65, 83, 408~409
梁英教, 车荫昌, 刘晓霞 等. 无机物热力学数据手册[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 1994, 1~7, 64~65, 83, 408~409