

文章编号: 0258-7025(2009)01-0231-07

# 原位生长 $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB 复合增强镍基 激光熔覆层研究

敬晓定 晁明举 孙海勤 张现虎 梁二军

(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** 采用预涂激光熔覆技术, 在 A3 钢表面制备原位生长  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB 复合增强镍基激光熔覆层。使用金相显微镜、扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)和 X 射线衍射(XRD)仪对熔覆层进行了显微组织和物相分析, 并测试了熔覆层显微硬度及摩擦性能。结果表明, 在适当工艺条件下, 熔覆层成形良好、表面光滑, 涂层与基体呈现良好的冶金结合。熔覆层底部组织为包含 Cr, Fe 的碳、硼化物的  $\gamma(\text{NiFe})$  树枝晶结构。熔覆层中上部组织为先共晶析出、规则排列的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  杆状相和 CrB 颗粒相分布在  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶基体中。由于  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB 复合强化相的原位生成且均匀弥散分布在基体中, 使得熔覆层具有高的硬度(平均硬度  $\text{HV}_{0.3}1100$ )和良好的耐磨性, 其磨损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/3。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 原位生成  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB; 显微组织; 耐磨性

**中图分类号** TN249; TG665 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL20093601.0231

## Investigation on In-Situ Synthesis of $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB Reinforced Ni-Based Composite Coatings by Laser Cladding

Jing Xiaoding Chao Mingju Sun Haiqin Zhang Xianhu Liang Erjun

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

**Abstract** The  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB reinforced Ni-based composite coating is successfully in situ synthesized by laser cladding on steel A3 substrate by prior pasting. The microstructural and metallographic analyses are performed by metallurgical microscope, scanning electron microscope (SEM), energy-dispersive spectrometer (EDS), and X-ray diffractometer (XRD). The microhardness and wear-resistance of the coatings are investigated. It is indicated that a smooth and in situ synthesized  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB reinforced composite coating can be achieved employing a proper amount of  $(\text{B}_2\text{O}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{C})$  doping under suitable processing parameters, and the excellent bonding between the coating and substrate is ensured by the strong metallurgical interface. The bottom of the coating is composed of  $\gamma(\text{NiFe})$  dendrite containing Cr, Fe borides and carbides. In the middle and upper zones of the coating, lots of pre-eutectic  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  rods are abreast arranged and CrB particles dispread in the  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  eutectic matrix. Because of the presence of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  - CrB reinforcements and their homogeneous distribution, the composite coating gives the high average hardness of  $\text{HV}_{0.3}1100$  and better wear resistance. The wear mass loss of the composite coating is just one third of that of the pure Ni60 coating.

**Key words** laser technique; laser cladding; in-situ synthesized  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -CrB; 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, 能将金属材料较高的强度、韧性和良好的工艺性

能与陶瓷材料优异的耐磨、耐蚀、高温抗氧化等性能有机地结合起来, 而且颗粒增强相是在涂层形成过程中原位形核、长大的热力学稳定相, 增强体表面清

收稿日期: 2008-02-18; 收到修改稿日期: 2008-08-22

基金项目: 河南省教育厅自然科学研究计划(200510459005 和 2006140009)基金资助。

作者简介: 敬晓定(1981-), 男, 硕士研究生, 研究方向为激光表面改性技术。

导师简介: 晁明举(1964-), 男, 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(通信作者)

洁无污染,与金属基体润湿良好,界面结合强度高,增强颗粒细小、分布均匀<sup>[1~6]</sup>,极大地提高了金属表面性能,尤其适用于一些在极端条件下关键部件的强化,近年来成为金属基复合材料制备领域及材料表面改性领域的重要发展方向<sup>[1~7]</sup>。

硼原子因其电子构造的特殊性,几乎和所有金属均能形成硼化物<sup>[8]</sup>。比起碳化物陶瓷,硼化物陶瓷具有较高的抗高温氧化性能,使用温度达 1400 ℃。硼化物陶瓷主要用于高温轴承、内燃机喷嘴等各种高温器件<sup>[9]</sup>。李福民等<sup>[10]</sup>采用电镀硬铬层在熔渣中渗硼获得了硼化铬覆层,研究了覆层的相结构,分析了硼化铬覆层的形成机制及工艺参数的控制。顾钰熹等<sup>[11,12]</sup>研究了 CrB, Cr<sub>2</sub>B 硼化物对堆焊层耐磨性的影响,表明硼化物或碳、硼化物的堆焊层耐磨性高于碳化物堆焊层的耐磨性。系统地研究了 Fe-Cr-B 系耐磨合金堆焊层的组织及耐磨性,并讨论铬对堆焊层耐磨性的影响。激光熔覆 Ni 基自熔性合金粉末的研究中发现 Ni 基合金中的 Cr 元素固溶在 Ni 的面心立方晶体中,既对晶体起固溶作用<sup>[13]</sup>,又对熔覆层起氧化钝化作用,从而提高了耐蚀性能和抗高温氧化性能;富余的 Cr 与 C, B 形成碳化铬和硼化铬硬质相,提高了合金的硬度和耐磨性<sup>[14]</sup>。Zhenyi Huang 等<sup>[15]</sup>采用等离子弧处理的方法,在镍基合金中添加质量分数为 30 % Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 粒子,所得的复合涂层具有高的硬度和良好的耐磨性。本文以 Ni60+(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C)混合粉末为原料,采用预涂法,在 A3 钢表面制备出原位生成硼化铬颗粒增强的镍基复合激光熔覆层,并对其显微组织和耐磨性能进行了分析。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 材料

实验用基材为 A3 钢,其化学成分(质量分数%)为:C 0.14~0.22, Si 0.12~0.30, Mn 0.40~0.65, P ≤ 0.04, S ≤ 0.055,其余为 Fe,试样尺寸 100 mm×35 mm×20 mm。实验前将待涂敷面用砂纸打磨并依次用乙醇、丙酮清洗干净。熔覆粉末为 Ni60+(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C)合金粉末。Ni60 为工业用合金粉末,粒度 -150~+320 目,成分如表 1 所示。Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为工业用粉末,纯度 99%, C 为石墨粉,纯度 99%。

(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C)粉末按 1:2.25:9 摩尔比进行配比。Ni60+(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C)混合粉末中(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C)加入量的质量分数分别是 4%,

8%,12%,16%和 20%。将配制好的合金粉末球磨均匀,用醋酸纤维素丙酮溶液将混合粉末预涂在基材表面,预涂厚度为 1.5 mm,在室温下自然晾干。

表 1 Ni60 合金粉末成分

Table 1 Composition of Ni60 alloy

Element	C	Si	B	Cr	Fe	Ni
mass						
fraction/%	0.8~1.0	3.5~5.5	3~4.5	16	<10	Bal

### 2.2 方法

实验用激光器为 TJ-HL-5000 横流连续 CO<sub>2</sub> 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。工艺参数:固定扫描速率 4 mm/s 和离焦量 45 mm(光斑直径 4.5 mm),激光功率分别为 1.2 kW, 1.4 kW, 1.6 kW, 1.8 kW 和 2.0 kW。

将熔覆后的试样沿垂直于扫描方向线切割,横断面用砂纸打磨并抛光后,使用质量分数为 8% FeCl<sub>3</sub> 乙醇溶液腐蚀。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 图谱,进行成分分析。在 HXD-1000 显微硬度仪上测试硬度,利用 D/MAX-3B 型转靶 X 射线衍射(XRD)仪分析涂层的相构成。在 MRH-3 高速环块磨损试验机上进行摩擦磨损实验。上试样为 12 mm×12 mm×19 mm,摩擦面(熔覆面)尺寸 12 mm×19 mm,下试样为标准环(GCr15),硬度 HRC60.5。法向载荷为 300 N,对磨环转速 322 r/min,试样相对滑动速度 49.77 m/min,持续时间 900 s,大气室温无润滑滑动摩擦。使用电子分析天平(精度 0.1 mg)称量试块摩擦前后质量,计算摩擦磨损失重。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 熔覆层形貌

对各个试样进行形貌观察,均可连续成形,但熔覆道表面光洁度随(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C)含量的增加而稍有降低。这可能是由于添加溶质的含量增加导致熔液的黏度增大,熔液对流阻力增加,流动性变差,激光熔覆过程持续时间很短,造成熔体中 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, C 的反应不完全而形成熔覆层的氧化物夹杂,因而造成熔覆道的表面光洁度降低。但由于激光束功率密度越高,熔池对流强度越大,因此熔覆道表面光洁度随激光功率的增加而略有改善。

同时对各个试样进行硬度测试。综合形貌观察

和硬度测量,当( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ )的质量分数为16%,激光功率为1.6 kW时,熔覆层既有良好的形貌又有高的硬度。

### 3.2 显微组织

图1(a)~(c)分别为在激光输出功率1.6 kW,扫描速率4 mm/s条件下,Ni60+16%(质量分数)( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ )合金粉末涂层底部、中部和上部的显微组织。由图1(a)可见在熔覆层和基材之间存在一狭窄的白亮带(厚度 $\sim 3 \mu\text{m}$ ),表明熔覆层与基材呈现良好的冶金结合<sup>[16~20]</sup>。

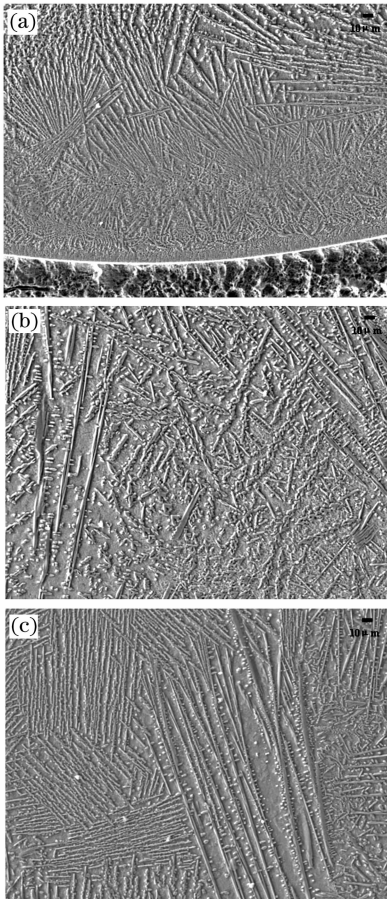


图1 Ni60+16%( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ )

熔覆层的SEM像。(a)底部;(b)中部;(c)上部

Fig.1 SEM micrographs of (a) lower, (b) middle, and (c) upper zones in the Ni60+16%( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) coating

熔覆层底部(图1(a))组织呈现定向快速凝固特征,且随着距涂层/基材界面距离的增加,其组织依次为:首先是逆热流方向生长的胞状晶(厚度 $\sim 10 \mu\text{m}$ ),其次是逆热流方向生长的树枝晶,然后转变为规则排列的杆状相结构,且在杆状相之间弥散分布有许多细小颗粒相。杆状相直径 $1\sim 2 \mu\text{m}$ ,长度在 $10\sim 60 \mu\text{m}$ 之间,颗粒相尺寸 $2\sim 4 \mu\text{m}$ 。

熔覆层中部(图1(b))定向凝固的趋势弱化,组织中形成较多的棒状相和颗粒相。棒状相长度在 $10\sim 20 \mu\text{m}$ ,颗粒相尺寸为 $2\sim 10 \mu\text{m}$ 。

熔覆层上部(图1(c))呈现类共晶结构。规则排列的杆状相之间弥散分布大量颗粒相,杆状相直径 $1\sim 5 \mu\text{m}$ ,长度在 $10\sim 100 \mu\text{m}$ 之间,颗粒相尺寸为 $1\sim 3 \mu\text{m}$ 。

熔覆层底部、中部和上部不同凝固组织特征的形成是Ni60- $\text{Cr}_2\text{O}_3$ - $\text{B}_2\text{O}_3$ -C合金粉末体系的热力学、电化学特性和激光熔覆特殊的工艺条件共同作用的结果。在激光熔覆过程中,熔池底部温度梯度 $G$ 最大,凝固速率 $R \rightarrow 0$ , $G/R$ 值很大,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,形成涂层/基底冶金结合界面;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,由平面晶进而变为胞状晶;当 $G/R$ 继续减小至某一数值时,凝固组织发生胞枝转变成为树枝晶甚至成为等轴晶<sup>[20,21]</sup>。Gäumann等<sup>[22]</sup>从简化计算的角度出发,将柱状晶/等轴晶转变界限定为等轴晶的体积分数是否大于0.5,若大于则为等轴晶生长,反之为柱状晶生长。因此,随着凝固进行,温度梯度出现下降,在固/液界面前沿过冷区内有可能出现等轴晶的形核、长大。当等轴晶体积分数达到一定值时,将导致柱状晶向等轴晶的转化,从

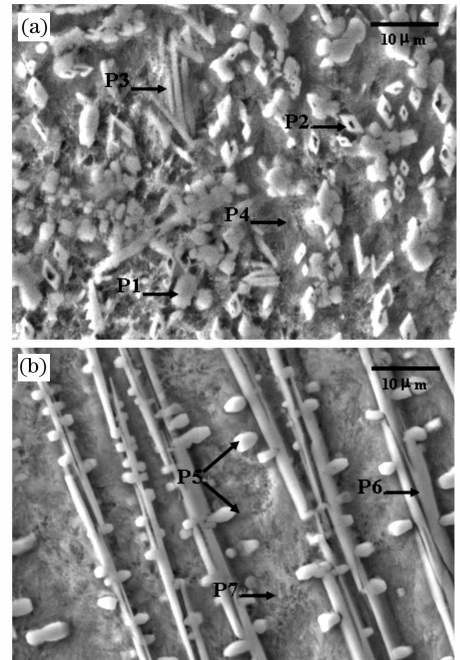


图2 Ni60+16%( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ )熔覆层 (a)中部和(b)上部放大的SEM像

Fig.2 Enlarged SEM micrographs of (a) middle and (b) upper zones in the Ni60+16%( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) coating

而破坏定向凝固过程,发生柱状晶/等轴晶转变。

在熔池中的熔体冷却时,不仅向基体方向热传导散热,同时也通过表面向环境辐射散热,因此,与熔体中部相比,熔体上部温度下降快,先于熔体中部凝固,但  $G/R$  较小,形成柱状晶为主的组织结构。

图 2(a)和(b)分别为涂层中部和上部放大  $2000\times$  的 SEM 像,图 3(a)~(g)分别为对应图 2(a),(b)各点的 EDS 图谱,图 4 为涂层的 XRD 衍射图谱。

涂层中部(图 2(a))组织主要包括四种相:椭圆颗

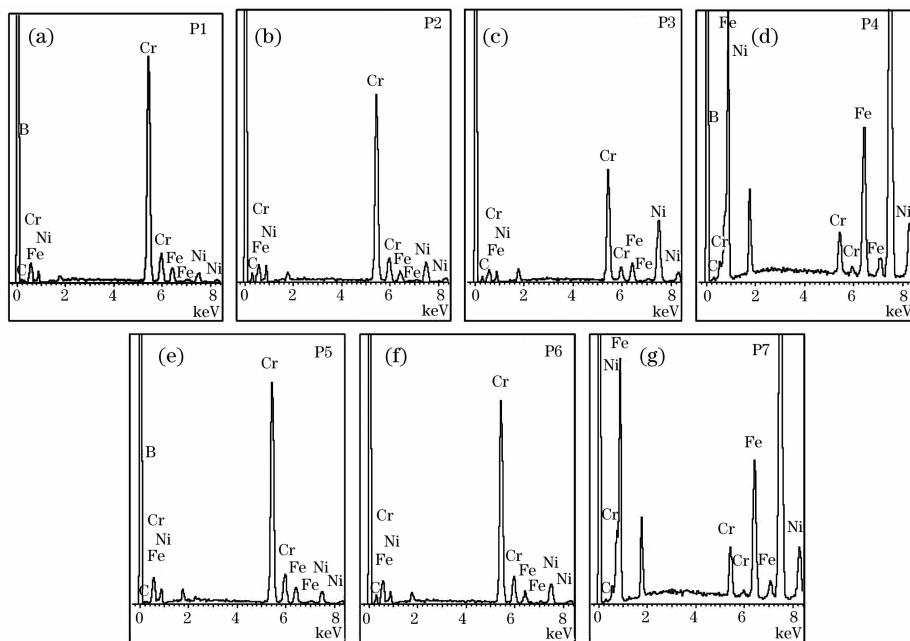


图 3 图 2 中对应点的电子能谱图

Fig. 3 Corresponding EDS spectra of fig. 2

涂层上部(图 2(b))组织主要包括三种相:椭圆颗粒相(P5)、杆状相(P6)和基体相(P7)。椭圆颗粒相(P5)富含 B 和 Cr,结合图 4,可以看出,应为先共晶析出的 CrB。杆状相(P6)中富含 C, Cr,结合图 4,可判断杆状相应为先共晶析出的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,杆状相中 Cr 原子可部分地被 Ni 或 Fe 原子置换。基体(P7)主要为 Ni, Fe, C,结合图 4,为 C 过饱和的  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶组织。

综上所述,  $\text{Ni}60+16\%$  (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层底部组织为包含 Cr, Fe 的碳、硼化物的  $\gamma(\text{NiFe})$  树枝晶结构。熔覆层上部组织为先共晶析出、规则排列的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  杆状相和 CrB 颗粒相分布在  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶基体中。与熔覆层上部组织类似,熔覆层中部组织仍为先共晶析出的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  棒状相和 CrB 颗粒相分布在 C 过饱和的  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶基体中,只不过其杆状相长度减小,颗粒相比例增大,且出现 CrB 和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  混合的菱形颗

粒相(P1)、菱形颗粒相(P2)、棒状相(P3)和基体(P4)。椭圆颗粒相(P1)富含 B 和 Cr,结合图 4 分析结果,可判定椭圆颗粒相为先共晶析出的 CrB。菱形颗粒相(P2)富含 C, B, Cr,与椭圆颗粒相一样为先共晶析出的 CrB,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  混合强化相。棒状相(P3)中富含 C, Cr,可判断为先共晶析出的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 。菱形颗粒相与棒状相中 Cr 原子可部分地被 Ni 或 Fe 原子置换。基体中(P4)富含 Ni, Fe 和 C,为 C 过饱和的  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶组织,是涂层的韧性相。

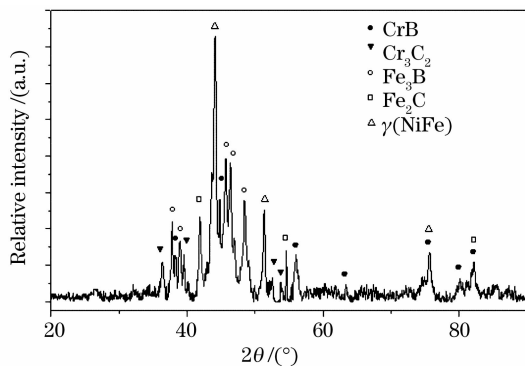


图 4  $\text{Ni}60+16\%$  ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD spectra of  $\text{Ni}60+16\%$  ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) coating

粒相。

在激光熔覆  $\text{Ni}60-\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3-\text{C}$  过程中,  $\text{Ni}60-\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3-\text{C}$  合金粉末在 高能密度的辐射下迅速熔化并形成熔池。由于  $(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C})$  的加入,

熔体中的 Cr、B 和 C 均过饱和,因此当激光束离开,熔体温度下降,Cr 和 B 形成间隙化合物  $\text{CrB}$ (熔点  $2100^\circ\text{C}$ )首先以颗粒相析出,过多的 C 与 Cr 形成间隙化合物  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ (熔点  $1810^\circ\text{C}$ )以杆状相生长析出,成为涂层的主要增强相。Cr 与 C 形成  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  而未形成  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  或  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  的原因与熔体中的 C 含量高有关,由 Cr-C 二元相图,在高 C 含量的情况下,更容易形成  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ <sup>[4]</sup>。当熔体温度继续降低达到共晶温度时,剩余的合金熔液以  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶凝固,形成熔覆层基体。

### 3.3 显微硬度

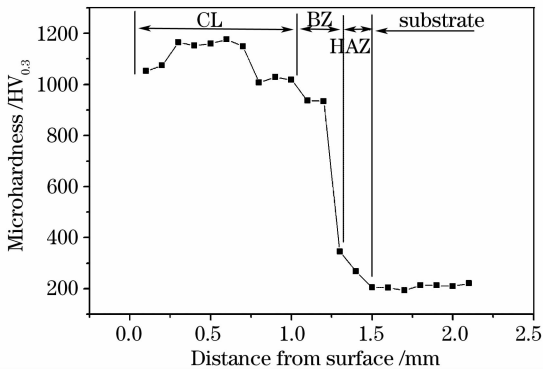


图 5 Ni60+16% ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层显微硬度分布曲线

Fig. 5 Microhardness distribution in the cross-section of Ni60+16% ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) coating

图 5 为在激光功率 1.6 kW,扫描速率 4 mm/s 条件下,Ni60+16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 激光熔覆层试样横断面沿层深方向的显微硬度分布。曲线大致呈阶梯分布,分别对应于熔覆层 (CL)、过渡区 (BZ)、基体热影响区 (HAZ) 和基材 (Substrate)。根据熔覆层组织分析,Ni60+16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层由于  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  杆状相和  $\text{CrB}$  颗粒相的共同强化作用,使得熔覆层具有很高的硬度 ( $\text{HV}_{0.3}$  1000~1200),过渡区,因  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  杆状相和  $\text{CrB}$  颗粒相很少,且由于基材对涂层的稀释作用,其硬度很快降低。在基体热影响区,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,随着距界面距离的增加,硬度逐渐从淬火硬度 ( $\text{HV}_{0.3}$  400) 降低到 A3 钢的原始硬度 ( $\sim \text{HV}_{0.3}$  200)。

### 3.4 摩擦试验

图 6 为载荷 300 N,持续时间 900 s,大气环境、干摩擦条件下,纯 Ni60 熔覆层和 Ni60+16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层的摩擦磨损失重。

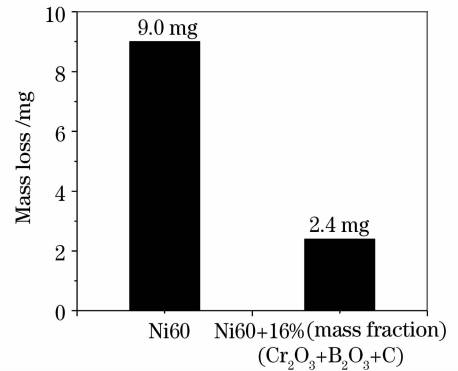


图 6 摩擦磨损失重

Fig. 6 Wear and tear mass loss of the specimens

与纯 Ni60 熔覆层相比, Ni60+16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层的耐磨性得到大幅提高,磨损失重为纯 Ni60 熔覆层磨损失重的 1/3。图 7 (a) 和 (b) 分别是纯 Ni60 熔覆层与 Ni60+16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层的摩擦表面形貌。纯 Ni60 熔覆层组织在摩擦过程中,由于摩擦对偶环的连续切削而留下较长的、连续的犁沟,具有磨粒磨损的特征。另外,纯 Ni60 涂层中粗大的硬质脆性相在剪切应力的作用下,容易破碎而剥落,成为磨屑粘着在表面上,发生粘着磨损<sup>[23]</sup>,因此,在图 7(a) 所示的纯 Ni60 涂层试样的摩擦表面中,呈现许多连续的犁沟和大量的剥落坑。而 Ni60+16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层上中部组织主要为高

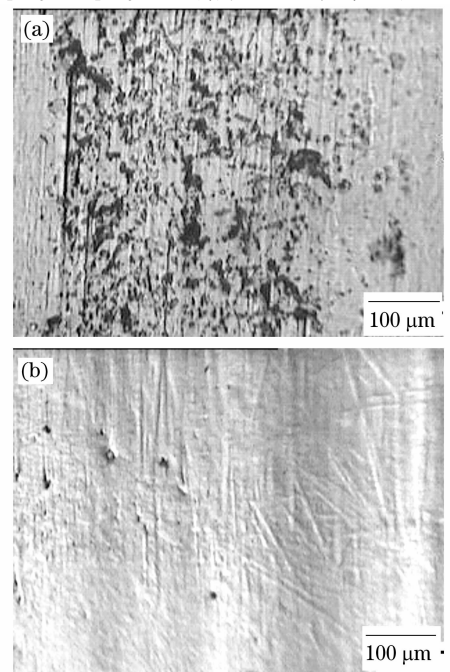


图 7 磨损表面形貌

Fig. 7 Wear pattern of the specimens (a) Ni60; (b) Ni60+16% ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ )

硬的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  杆状相和 CrB 颗粒相分布在  $\gamma(\text{NiFe})$  基体中,原位生成的杆状和颗粒增强相与  $\gamma(\text{NiFe})$  基体结合牢固,在摩擦过程中很好地起着减摩抗磨作用。首先,作为增强相的铬的硼化物和碳化物原子间结合力强,磨损过程中不易与对磨偶件粘着,不产生严重磨损。其次,铬的硼化物和碳化物具有高的硬度,在摩擦试验中不易被切削、变形。因此, Ni60 + 16% (质量分数) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 熔覆层中由于硬质增强相的存在,有效地提高耐磨粒磨损能力,其表面只出现了轻微的特征磨粒磨损特征的犁沟。

## 4 结 论

激光熔覆 Ni60 + ( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ ) 合金粉末,在适当( $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{C}$ )含量、合适工艺条件下可以获得形貌良好、原位生长  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{CrB}$  复合增强的镍基激光熔覆层。熔覆层底部组织为包含 Cr, Fe 的碳、硼化物的  $\gamma(\text{NiFe})$  树枝晶结构。熔覆层中上部组织为先共晶析出、规则排列的  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  杆状相和 CrB 颗粒相分布在 C 过饱和的  $\text{Fe}_2\text{C}/\gamma(\text{NiFe})$  共晶基体中。由于  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{CrB}$  复合强化相的原位生成且均匀弥散分布在基体中,使得熔覆层具有高的硬度(平均硬度  $\text{HV}_{0.3} 1100$ )和良好的耐磨性,其摩擦磨损损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/3。

## 参 考 文 献

- Xiaolei Wu. Rapidly solidified nonequilibrium microstructure and phase transformation of laser-synthesized iron-based alloy coating [J]. *Surface and Coatings Technology*, 1999, **115**(1): 153~162
- D. W. Zeng, C. S. Xie, M. Q. Wang. In situ synthesis and characterization of  $\text{Fe}_p/\text{Cu}$  composite coating on SAE 1045 carbon steel by laser cladding [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, **344**(1~2): 357~364
- Niu Xin, Chao Mingju, Zhou Xiaowei *et al.*. Research on in-situ synthesis of  $\text{B}_4\text{C}$  particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding [J]. *Chinese J. Lasers*, 2005, **32**(11): 1583~1588  
牛 薪, 晁明举, 周笑薇等. 激光熔覆原位生成  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒增强镍基复合涂层的研究[J]. 中国激光, 2005, **32**(11): 1583~1588
- Mingju Chao, Wenli Wang, Erjun Liang *et al.*. Microstructure and wear resistance of TaC reinforced Ni-based coating by laser cladding[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, **202**(10): 1918~1922
- 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, 晁明举, 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
- Huang Kaijin, Lin Xin, Chen Chi *et al.*. Microstructure and wear behaviour of laser-clad Zr-Cu-Ni-Al/TiC composites on AZ91D magnesium alloy[J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(4): 549~554

- 黄开金, 林 鑫, 陈 池等. AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Zr-Cu-Ni-Al/TiC 复合粉末的组织与磨损[J]. 中国激光, 2007, **34**(4): 549~554
- Zhang Weiping, Liu Shuo, Ma Yutao. Study of in-situ synthesis of  $\text{TiB}_2$  by laser cladding and its microstructure[J]. *Journal of Dalian University of Technology*, 2004, **44**(3): 402~406  
张维平, 刘 硕, 马玉涛. 激光熔覆原位生成  $\text{TiB}_2$  及其组织结构研究[J]. 大连理工大学学报, 2004, **44**(3): 402~406
- Jiang Ming. Nature and application of boride [J]. *Inorganic Chemicals Industry*, 1981, (01): 58  
蒋 明. 硼化物的性质和应用[J]. 无机盐工业, 1981, (01): 58
- Yang Zhongmin. Future of the property and application of the new ceramic material[J]. *Metal World*, 2006, (01): 43~45  
杨忠敏. 新型陶瓷材料的性能及应用前景[J]. 金属世界, 2006, (01): 43~45
- Li Fumin, Liu Xinsheng, Wang Shuhuan. Study on phases of boronized coating on chromium electroplated carbon steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2006, **27**(1): 100~107  
李福民, 刘新生, 王书恒. 45 钢表面镀铬渗硼层的相结构分析[J]. 材料热处理学报, 2006, **27**(1): 100~107
- Gu Yuxi. The effect of super-hard phase on wear-resistance of the surfacing alloy [J]. *Journal of Shenyang University of Technology*, 1987, **9**(2): 49~58  
顾钰鑫. 超硬质相对堆焊层耐磨性的影响[J]. 沈阳工业大学学报, 1987, **9**(2): 49~58
- Gu Yuxi, Wu Gansheng, Qi Weipui *et al.*. The study on hardfacing of Fe-Cr-B wear-resisting alloy—The influence of alloying elements on the structure and properties of Fe-Cr-B plasma arc hardfacing alloy [J]. *Journal of Shenyang University of Technology*, 1983, (2): 53~70  
顾钰鑫, 吴敢生, 祁维朴等. Fe-Cr-B 系耐磨合金堆焊的研究—合金元素对等离子弧堆焊层组织及耐磨性的影响[J]. 沈阳工业大学学报, 1983, (2): 53~70
- Luo Genxiang, Wu Guoqing, Huang Zheng *et al.*. Microstructures of Ni-Cr-Ti-Al laser claddings on K418 superalloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(2): 283~287  
罗根香, 吴国清, 黄 正等. K418 合金激光熔覆 Ni-Cr-Ti-Al 涂层的组织研究[J]. 中国激光, 2007, **34**(2): 283~287
- Tang Ying, Yang Jie. Study on laser cladding Ni-based alloy powder of coating [J]. *Hot Working Technology*, 2004, (2): 16~22  
唐 英, 杨 杰. 激光熔覆镍基粉末涂层的研究[J]. 热加工工艺, 2004, (2): 16~22
- Zhenyi Huang, Qingyu Hou, Ping Wang. Microstructure and properties of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -modified nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc process [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, **202**(13): 2993~2999
- Qingmao Zhang, Jinjiang Liu, Wenjin Liu *et al.*. Microstructure characteristics of ZrC-reinforced composite coating produced by laser cladding [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, **162**(1): 140~146
- Sen Yang, Na Chen, Wenjin Liu *et al.*. Fabrication of nickel composite coatings reinforced with TiC particles by laser cladding [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, **183**(2~3): 254~260
- Wei Lun, Chen Qinghua, Long Jinming *et al.*. Laser cladding in situ formed polyphase ceramic particle reinforced coating [J]. *Laser Technology*, 2002, **26**(4): 246~249  
魏 仑, 陈庆华, 龙晋明等. 激光熔覆制备原位自生复相陶瓷颗粒增强涂层[J]. 激光技术, 2002, **26**(4): 246~249
- Si Songhua, Yuan Xiaomin, He Yizhu. Microstructure and properties of laser clad Ni-based metal-ceramics layers [J]. *Chinese J. Lasers*, 2002, **A29**(8): 759~762  
斯松华, 袁晓敏, 何宜柱. 激光熔覆镍基金属陶瓷涂层的组织性

- 能研究[J]. 中国激光, 2002, **A29**(8):759~762
- 20 Chao Mingju, Liang Erjun, Zhao Dong. Effect of  $\text{TiO}_2$  on the laser cladding layers of Ni-based alloy on 45# steel [J]. *Chinese J. Lasers*, 2003, **30**(10):947~952  
晁明举, 梁二军, 赵 栋.  $\text{TiO}_2$  对 45# 钢表面激光熔覆镍基合金的影响[J]. 中国激光, 2003, **30**(10):947~952
- 21 Li Qiang, Wang Fuchi, Lei Tingquan *et al.*. Microstructures and friction and wear properties of laser clad NiCrBSiC alloy [J]. *Chinese J. Nonferrous Metals*, 1998, **8**(2):201~205  
李 强, 王富耻, 雷廷权等. 激光熔覆 Ni-Cr-B-Si-C 合金的组织及其摩擦磨损特性[J]. 中国有色金属学报, 1998, **8**(2):201~205
- 22 M. Gäumann, C. Bezencon, P. Canalis *et al.*. Single crystal laser deposition of superalloys; processing- microstructure maps [J]. *Acta Mater*, 2001, **49**:1051~1062
- 23 Liu Xiubo, Wang Huaming. Study on wear and high-temperature oxidation properties of laser clad metallic silicide composite coatings on TiAl inter metallic alloy [J]. *Chinese J. Laser*, 2005, **32**(8):1143~1149  
刘秀波, 王华明. TiAl 合金激光熔覆金属硅化物复合材料涂层耐磨性和高温抗氧化性能研究[J]. 中国激光, 2005, **32**(8):1143~1149