

文章编号: 0258-7025(2009)04-0998-07

# 激光熔覆原位生成 TiC-ZrC 颗粒增强镍基复合涂层

张现虎 晁明举 梁二军 袁斌

(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 45# 钢表面制备出原位生成 TiC-ZrC 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, 在适当的工艺条件下, 原位生成 TiC-ZrC 颗粒增强镍基复合涂层形貌良好, 涂层与基材呈冶金结合。熔覆层底部组织为定向生长的  $\gamma(\text{NiFe})$  树枝晶, 熔覆层中上部组织为先共晶析出的 TiC-ZrC 颗粒相和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  条状相均匀分布于  $\gamma(\text{NiFe})$  树枝晶基体中。熔覆层具有高的硬度(平均硬度  $\text{HV}_{0.3} 1300$ )和良好的耐磨性, 与纯 Ni60 熔覆层相比, 其磨损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/4。熔覆层硬度和耐磨性的提高归因于大量 TiC-ZrC 复合颗粒的形成及其在涂层中的均匀弥散分布。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 原位生成 TiC-ZrC; 显微组织; 耐磨性

中图分类号 TN249; TG665 文献标识码 A doi: 10.3788/CJL20093604.0998

## In-Situ Synthesis of TiC-ZrC Particulate Reinforced Ni-Based Composite Coatings by Laser Cladding

Zhang Xianhu Chao Mingju Liang Erjun Yuan Bin

(Key Laboratory of Material Physics, Ministry of Education, College of Physics Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou, Henan 450052, China)

**Abstract** A TiC-ZrC particulate reinforced Ni-based composite coating has been synthesized in-situ by laser cladding with pre-pasting on steel 45#. The microstructural and metallographic analyses were performed by scanning electron microscopy(SEM), energy-dispersive spectroscopy(EDS) and X-ray diffractometer(XRD). The microhardness and wear resistance of the coatings were tested. The results indicate that the composite coating is bonded metallurgically to the substrate. The microstructure at the bottom of coating consists mainly of oriented dendrites of  $\gamma(\text{NiFe})$ . The microstructure locating at the middle and upper zones contains both TiC-ZrC particle and acicular  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  phase dispersed in the matrix of  $\gamma(\text{NiFe})$  solid solution. The TiC-ZrC particulate reinforced composite coating has a high average hardness of  $\text{HV}_{0.3} 1300$  and better wear resistance. The wear mass loss of the composite is just one fourth that of the pure Ni60 coating. The improvement in wear resistance is due to the presence of numerous of in-situ synthesized TiC-ZrC particles and their well distribution in the composite coatings.

**Key words** laser technique; laser cladding; in-situ synthesized TiC-ZrC; microstructure; wear resistance

## 1 引言

激光熔覆陶瓷颗粒增强金属基涂层, 成功地将金属的高强度、高韧性和陶瓷的高熔点、高化学稳定性、高硬度和抗磨损等性能相结合, 在低成本材料上制成高性能工作表面, 节约贵重、稀有金属材料, 具

有广阔的应用前景<sup>[1~5]</sup>。

原位生成颗粒增强金属基复合材料的增强体是从金属基体中原位形核、长大的热力学稳定相, 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良的问题, 且界面结合强度高, 增强颗粒细

收稿日期: 2008-03-21; 收到修改稿日期: 2008-05-23

基金项目: 河南省教育厅自然科学研究计划基金项目(200614009)资助课题。

作者简介: 张现虎(1982-), 男, 硕士研究生, 主要从事激光表面改性技术方面的研究。E-mail: zyyunj@126.com

导师简介: 晁明举(1964-), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光与物质相互作用和激光加工技术方面的研究。

E-mail: chaomingju@zzu.edu.cn

小、分布均匀<sup>[6,7]</sup>。因此,利用激光熔覆的方法制备原位生成的颗粒增强金属基涂层,可以将激光熔覆和原位复合两种手段有机地结合起来,发挥两者的长处,从而获得性能优异的颗粒增强金属基涂层。

有关激光熔覆原位生成陶瓷颗粒增强金属基涂层,研究较多的是 TiC<sup>[8]</sup>, ZrC<sup>[9]</sup>, NbC<sup>[10]</sup>, WC<sup>[11]</sup>, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub><sup>[12]</sup>, B<sub>4</sub>C<sup>[2]</sup>, TiB<sub>2</sub><sup>[13]</sup> 和 TiN<sup>[14]</sup> 等。随着该技术研究深入发展,激光熔覆原位生成多相复合陶瓷颗粒增强金属基涂层已成为激光熔覆的又一热点。魏仑等<sup>[15]</sup>以 Al, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub> 和 Ni-Cr-Al 粉末为原料,利用激光熔覆技术在 40Cr 钢表面原位生成 TiB + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒,在很大程度上提高了钢体表面的抗磨损性能;H. C. Man 等<sup>[16]</sup>利用激光熔覆技术加入 Ti, W 和 C 元素,在 Al6061 表面原位生成 TiC + WC 颗粒,有效提高铝合金复合涂层的强度和耐磨性;杜宝帅等<sup>[17]</sup>采用钛铁、钒铁、石墨等组分,利用激光熔覆的方法在 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。

对于激光熔覆复合涂层的设计,除了考虑复合涂层的使用性能外,还应该考虑陶瓷颗粒与合金基体之间物理性能的匹配、陶瓷颗粒与液态金属之间的润湿及化学反应、涂层与基材间的界面结合等因素,以获得组元之间物理、机械性能的最佳组合。由于 TiC 和 ZrC 具有相同的晶格类型和相近的晶格常数、热膨胀系数,且二者对镍基合金都有小的润湿

角。因此在熔覆过程中二者具有很好的热力学和化学相容性,易于碳化物颗粒的形成,在凝固过程中,更容易被凝固界面捕捉到,有利于其在基体中的均匀分布,从而有效增强 Ni 基复合涂层<sup>[18,19]</sup>。基于此,本文尝试以 Ni60+(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)混合粉末为原料,利用激光熔覆技术,在 45<sup>#</sup> 钢上制备出原位生成 TiC-ZrC 颗粒增强的 Ni 基复合涂层,并对其显微组织和耐磨性能进行研究。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 实验材料

实验用基材为热轧 45<sup>#</sup> 钢,成分如表 1 所示。试样尺寸为 100 mm×35 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+(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)混合粉末。Ni60 合金粉末粒度-150~+320 目,成分如表 2 所示。TiO<sub>2</sub> 粉末纯度 99.9%,ZrO<sub>2</sub> 粉末纯度 99.9%,石墨粉纯度 99.85%,粒度≤35 μm。(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)粉末按 TiO<sub>2</sub>+3C = TiC+2CO↑ 和 ZrO<sub>2</sub>+3C = ZrC+2CO↑ 反应式的摩尔比进行配比,即 TiO<sub>2</sub>:ZrO<sub>2</sub>:C 的摩尔比为 1:1:6。将(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)粉末加入 Ni60 后,在 QM-ISP04 行星球磨机中研磨 1 h,制备成混合均匀的实验用混合粉末,(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)加入量分别为 10%,15%,20% 和 25% 质量分数。

表 1 45<sup>#</sup> 钢成分

Table 1 Composition of steel 45

Element	C	Si	Mn	P	S	Fe
Mass fraction %	0.45	0.27	0.64	0.016	0.0022	Bal.

表 2 Ni60 合金粉末成分

Table 2 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	8~10	Bal.

### 2.2 实验方法

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在试样表面,涂层厚度~1.9 mm,空气中自然晾干。

实验用激光器为 TJ-HL-5000 连续波 CO<sub>2</sub> 激光器,工作模式为多模。使用焦距 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 2 mm/s 和离焦量 50 mm(到达样品表面的激光束光斑直径 5 mm),激光功率分别为 1.4 kW,1.6 kW,1.8 kW,2.0 kW 和 2.2 kW,多道搭接率为 40%。

将熔覆试样沿垂直于扫描方向线切割,横断面用砂纸打磨并抛光,用质量分数为 8% 的  $\text{FeCl}_3$  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 射线衍射仪(XRD)分析涂层的相构成。摩擦实验在 MRH-3 高速环块摩擦磨损实验机上进行。上试样为  $12\text{ mm} \times 12\text{ mm} \times 19\text{ mm}$  块,摩擦面(熔覆面)尺寸  $12\text{ mm} \times 19\text{ mm}$ ,下试样为标准环(GCr15),硬度 HRC60.5。对磨环转动速度  $322\text{ r/min}$ (相对滑动速度  $0.92\text{ m/s}$ ),持续时间  $900\text{ s}$ ,滑动总距离  $828\text{ m}$ ,法向载荷  $300\text{ N}$ ,大气室温下无润滑滑动摩擦。使用分析天平(精度  $0.1\text{ mg}$ )称量试块摩擦前后质量,计算摩擦磨损失重。摩擦实验后立即在 4XB-TV 金相显微镜下观察其摩擦表面形貌。

### 3 实验结果与分析

#### 3.1 熔覆层形貌

对  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  加入量分别为 10%, 15%, 20% 和 25% 质量分数,激光功率分别为  $1.4\text{ kW}$ ,  $1.6\text{ kW}$ ,  $1.8\text{ kW}$ ,  $2.0\text{ kW}$  和  $2.2\text{ kW}$  的各个试样进行形貌观察,熔覆层均成形完好。图 1(a) 和 (b) 分别为  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  质量分数 15% 和 20% 的熔覆层宏观形貌,在同一激光功率下的各个试样,熔覆道表面光洁度随着  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  含量的增加而有所降低。这可能是由于  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  的掺入,使得合金的润湿性有所降低,因而造成熔覆道的表面光洁度减小。对于同一  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  含量的各个试样,熔覆道表面形貌几乎不受激光功率变化的影响,但熔覆道的宽度和厚度随着激光功率的增大而分别略有增加和减小。这是因为随着入射激光功率的增加,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。

对各个试样的硬度测试表明,当  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  的质量分数从 10% 增加到 15% 时,相同激光功率下的熔覆层硬度(平均值)增加,当  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  的质量分数从 15% 继续增加,熔覆层硬度反而下降。分析认为,当  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  的质量分数从 10% 增加到 15% 时,熔覆层中原位生成的  $\text{TiC-ZrC}$  颗粒增强相增多,使得熔覆层具有较高硬度;但  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  含量过多(20%, 25% 质量分数)时,由于激光熔覆过程持续时间很短,造成熔

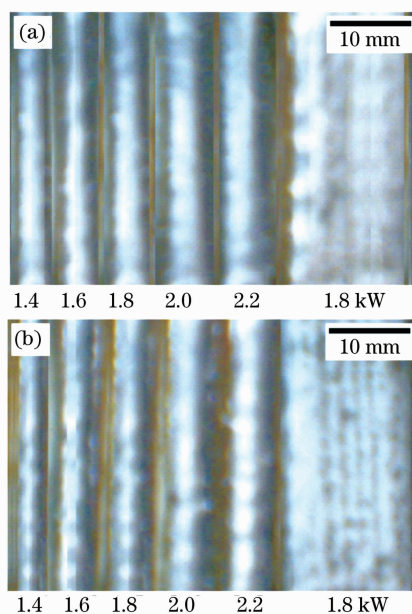


图 1 (a) Ni60+15%  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  和

(b) Ni60+20%  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  熔覆层宏观形貌

Fig. 1 Macromorphology of the (a) Ni60+15%  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  and (b) Ni60+20%  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  coatings(mass fraction)

体中  $\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2$  和 C 的反应不完全而形成熔覆层的氧化物夹杂,从而使熔覆层综合性能降低。对于相同  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  含量的各个试样,熔覆层硬度随激光功率的增大先升高继而降低,激光功率  $1.8\text{ kW}$  时,其硬度最高。当功率低于  $1.8\text{ kW}$  时,  $\text{TiO}_2$  ( $\text{ZrO}_2$ ) 和 C 的反应不完全,造成熔覆层内含有氧化物夹杂、气孔等缺陷;当功率高于  $1.8\text{ kW}$  时,由于输入激光能量密度过高,不但基体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。综合形貌观察和硬度测量,当  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  加入量为 15% 质量分数、激光功率  $1.8\text{ kW}$  时,熔覆层既有良好的形貌又有高的硬度。

#### 3.2 显微组织

图 2 (a), (b) 和 (c) 分别为在激光功率  $1.8\text{ kW}$ , 扫描速率  $2\text{ mm/s}$  条件下, Ni60+15%  $(\text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2 + \text{C})$  熔覆层上部、中部和底部的扫描电镜图像。熔覆层上部(图 2(a))和中部的显微组织类似,均为非常细小的非定向生长的树枝晶,枝晶内和枝晶间弥散分布大量细小的白色颗粒相。熔覆层底部呈现快速定向凝固特征,涂层组织为逆热流方向生长的典型的树枝晶(图 2(c))。在涂层/基底的界面处有一狭窄的白亮带(厚度约  $2\text{ }\mu\text{m}$ ),其组织为平面晶,呈现冶金结合的特征。

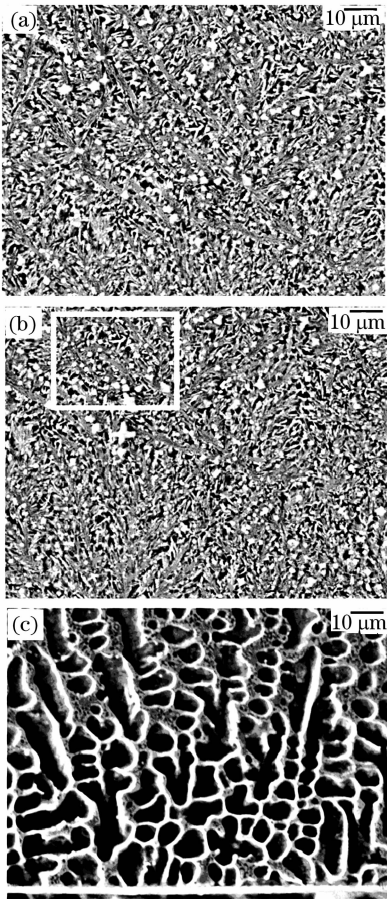


图 2 Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层的 SEM 像  
(a)上部 ;(b)中部 ;(c)底部

Fig.2 SEM micrograph of (a) upper, (b) middle and (c) lower zone in the Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C) coating(mass fraction)

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 TiC, ZrC, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, CrB, FeSi 和 γ(NiFe) 固溶体等相组成。

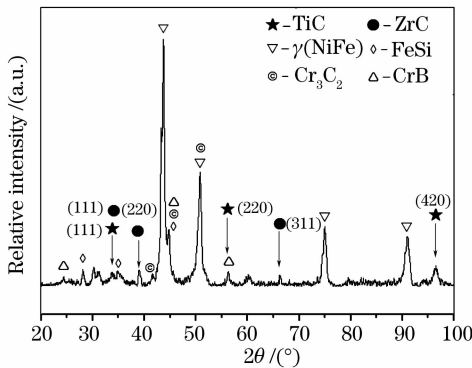


图 3 Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层的 X 射线衍射图谱

Fig.3 XRD pattern of the Ni60+15% (TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C) coatings(mass fraction)

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：白色颗粒相 P1(尺寸 1~2 μm)、灰色条状相 P2(长度 3~5 μm,直径约 1.0 μm)、灰色树枝相 P3。图 4 (b), (c)和(d)分别是这三种相的 EDS 能谱。

由图 4(b)可知,白色颗粒相富含 Ti, Zr 和 C, 结合 X 射线衍射分析(图 3), 白色颗粒应为 TiC-ZrC 复合相, 弥散分布在枝晶间和枝晶中。由图 4(c), 灰色条状相富含 Cr, Fe, Ni 和一定量的 C, 结合 XRD 分析, 可判断灰色条状相为 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>。TiC-ZrC 颗粒复合相和 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 条状相均为涂层的强化相。由

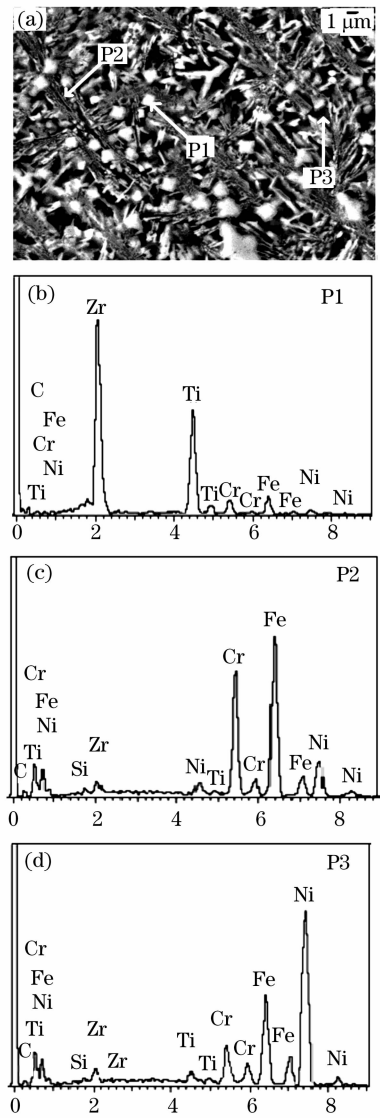


图 4 Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层中部的 SEM 像(a)及对应相的 EDS 图谱(b), (c)和(d)

Fig.4 Typical SEM micrograph of the middle Ni60+15% (TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C) coating(a) . EDS spectra of the corresponding phases (b) , (c) and (d) respectively(mass fraction)

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  $\gamma$  (NiFe) 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。 $\gamma$  (NiFe) 固溶体树枝晶构成熔覆层的基体。

在激光熔覆过程中, Ni60 + (TiO<sub>2</sub> + ZrO<sub>2</sub> + 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 TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub> 与 C 发生如下反应: TiO<sub>2</sub> + 3C = TiC + 2CO↑ 和 ZrO<sub>2</sub> + 3C = ZrC + 2CO↑ 而生成 TiC 和 ZrC。图 5 为生成 TiC 和 ZrC 的 Gibbs 自由能随温度的变化情况<sup>[20]</sup>。由图 5 可见, 当温度达到 1600 K 时 TiC 的 Gibbs 生成自由能( $\Delta G$ )成为负值, 而当温度达到 2000 K 时 ZrC 的 Gibbs 生成自由能也变为负值。并且在 1600~2500 K 间, TiC 的 Gibbs 生成自由能始终低于 ZrC。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 TiC 的生成稍先于 ZrC。TiC 和 ZrC 均为面心立方结构, 且其晶格常数接近, 具有良好的热力学和化学相容性, 细小的 TiC, ZrC 颗粒在熔池凝固过程中极易相互结合依附生长, 形成 TiC-ZrC 互溶体的复合碳化物结构。由于 TiC (3140 °C) 和 ZrC (3530 °C) 的熔点很高, 当熔体冷却时, TiC-ZrC 互溶体首先以颗粒方式析出, 形成熔覆层的颗粒增强相。随着熔体温度的继续下降, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 碳化物先共晶析出并生长成为条状相<sup>[7]</sup>, 是熔覆层的条状增强相。当温度继续下降到共晶温度时, 剩余的合金熔液凝固成为  $\gamma$  (NiFe) 固溶体, 形成熔覆层的基体。在此凝固过程中, 由于合金熔液中含有少量的 B 和 Si, 由 XRD 分析结果可知, 熔覆层中还有少量的 CrB 和 FeSi 相形成, 存在于  $\gamma$  (NiFe) 固溶体树枝晶中。

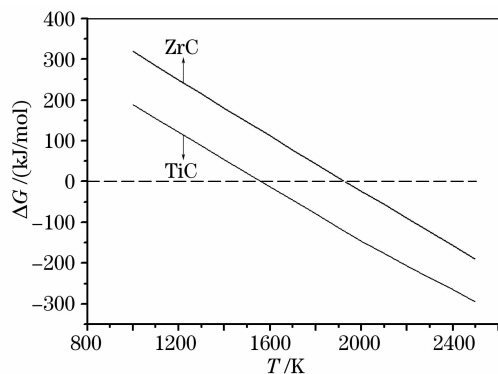


图 5 TiC 和 ZrC 的 Gibbs 自由能随温度的变化曲线  
Fig. 5 Gibbs free energy versus temperature for TiC and ZrC

由于 TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub> 和石墨 (C) 粉末的密度较 Ni60 镍基合金粉末小得多, 在熔池中对流的作用下, 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 TiC-ZrC 颗粒相的形成与长大, 故熔覆层内上部原位生成的 TiC-ZrC 颗粒多于中部, 而底部很少。

综上所述, Ni60 + 15% (TiO<sub>2</sub> + ZrO<sub>2</sub> + C) 激光熔覆层底部组织为定向生长的  $\gamma$  (NiFe) 树枝晶, 熔覆层中上部的组织为先共晶析出的 TiC-ZrC 颗粒相和 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 条状相均匀分布于  $\gamma$  (NiFe) 树枝晶基体中。

### 3.3 显微硬度

图 6 为在激光功率 1.4 kW, 1.6 kW, 1.8 kW, 2.0 kW 和 2.2 kW, 扫描速率 2 mm/s 条件下, Ni60 + 15% (TiO<sub>2</sub> + ZrO<sub>2</sub> + C) 激光熔覆层横断面沿层深方向的显微硬度分布。其显微硬度曲线均呈现阶梯分布, 分别对应于熔覆层 (CL)、过渡区 (BZ)、基体热影响区 (HAZ) 和基底 (Substrate)。在激光功率为 1.8 kW 时, 熔覆层硬度在 HV<sub>0.3</sub> 1200~1400 之间, 平均硬度 HV<sub>0.3</sub> 1300。由于 TiC, ZrC 对镍基合金具有小的润湿角, 因而在快速凝固过程中更易被凝固界面所捕获, 大量 TiC-ZrC 颗粒的形成且先共晶析出, 成为新的异质核, 增加了形核率, 不但产生颗粒强化, 而且产生细晶强化, 因而涂层具有很高的硬度。在过渡区, 由于 TiC-ZrC 颗粒增强相较少, 且由于基材对涂层的稀释作用, 因此, 熔覆层底部到界面之间的过渡区的硬度逐渐降低。在基体热影响区, 从界面到基材内部区域, 温度呈梯度分布, 其硬度分布具备激光淬火的硬度分布特征。

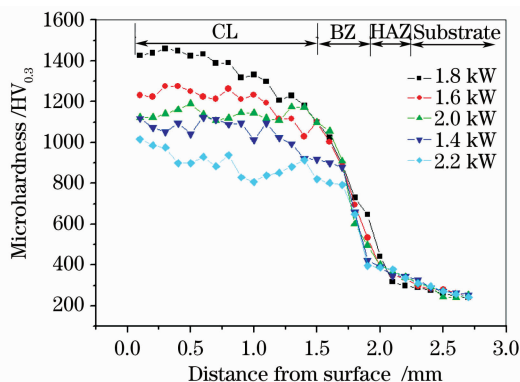


图 6 Ni60 + 15% (TiO<sub>2</sub> + ZrO<sub>2</sub> + C) 熔覆层的显微硬度分布曲线

Fig. 6 Microhardness distribution in the cross-section of Ni60 + 15% (TiO<sub>2</sub> + ZrO<sub>2</sub> + C) coatings (mass fraction)

### 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+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层的摩擦磨损失重图。由图 7 可知,与纯 Ni60 熔覆层相比,TiC-ZrC 复合颗粒增强镍基熔覆层的摩擦磨损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/4,耐磨性明显提高。图 8(a)和 (b)分别为纯 Ni60 熔覆层和 TiC-ZrC 复合颗粒增强镍基熔覆层的摩擦表面形貌图。纯 Ni60 熔覆层摩擦表面既有深的犁沟,又发生严重黏着,表面上布满块状磨屑脱落的痕迹和许多即将脱落的磨屑;而 TiC-ZrC 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,表明其具有优良的抵抗滑动摩擦磨损能力。TiC-ZrC 复合颗粒增强镍基熔覆层中原位自生的 TiC-ZrC 复合颗粒增强相是其耐磨性得以大大提高的关键因素。一般认为,影响金属材料磨损的机械性能主要有塑性、硬度和抗拉强度,而表面的耐磨性能与其硬度呈大致的线性关系。具有弥散分布的、原位生成的、细小的 TiC-ZrC 颗粒增强相的存在,很好地起着均匀载荷和减摩抗磨作用,使对磨偶件微凸体难以有效压入产生犁削磨损,只能依靠轻微擦划缓慢地磨耗涂层,发生轻微的粘着磨损,表现出优良的抗干滑动摩擦磨损能力。

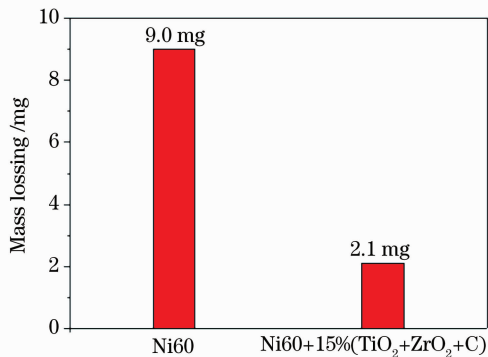


图 7 摩擦磨损失重

Fig. 7 Wear and tear mass loss of the specimens

## 4 结论

在合适条件下,激光熔覆 Ni60+(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)合金粉末,可获得形貌良好的、原位自生 TiC-ZrC 复合颗粒增强的镍基熔覆层。最佳工艺参数为:(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)的质量分数为 15%,激光功率 1.8 kW,离焦量 50 mm,扫描速度 2 mm/s。

Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)激光熔覆层底部

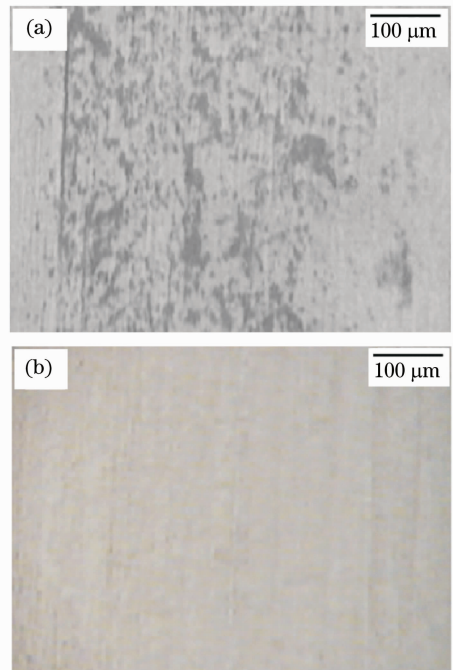


图 8 Ni60 熔覆层(a)和 Ni60+15%

(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层(b)的磨损表面形貌

Fig. 8 Wear pattern of the specimens of (a) Ni60 and (b) Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C) coating(mass fraction) 组织为定向生长的  $\gamma$ (NiFe)树枝晶,熔覆层中上部组织为先共晶析出的 TiC-ZrC 颗粒相和 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 条状相均匀分布于  $\gamma$ (NiFe)树枝晶基体中。

Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层中的 TiC-ZrC 颗粒与基体具有良好的相容性,在熔覆层起着颗粒强化和细晶强化的作用。Ni60+15%(TiO<sub>2</sub>+ZrO<sub>2</sub>+C)熔覆层平均硬度高达 HV<sub>0.3</sub> 1300,与纯 Ni60 熔覆层相比,其摩擦磨损失重仅为纯 Ni60 熔覆层的 1/4。

## 参 考 文 献

- Chengyun Cui, Zuoxing Guo, Hongying Wang *et al.*. In situ TiC particles reinforced grey cast iron composite fabricated by laser cladding of Ni - Ti - C system [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **183**(2-3):380~385
- Cui Aiyong, Hu Fangyou, Hui Li. Microstructure and wear-resisting property of (Ti + Al/Ni) / (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + CeO<sub>2</sub>) laser cladding on titanium alloy [J]. *Chinese. J. Lasers*, 2007, **34**(3):438~441  
崔爱永,胡方友,回 丽. 钛合金表面激光熔覆(Ti+Al/Ni)/(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+CeO<sub>2</sub>)复合涂层组织与耐磨性能[J]. *中国激光*, 2007, **34**(3):438~441
- Zhang Shihong, Li Mingxi, Cho Tong-Yul *et al.*. Laser clad Ni-base alloy added nano- and micron-size CeO<sub>2</sub> composites [J]. *Optics & Laser Technology*, 2008, **40**(5):716~722
- Wu Xiaolei, Hong Youshi. Microstructure and mechanical properties at TiC<sub>p</sub>/Ni-alloy interfaces in laser-synthesized coatings [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, **318**(1~2):15~21

- 5 Wang Weifu, Sun Fengjiu, Wang Maoai. Laser cladding Ni-based tribaloy 700 Coatings on TA2 titanium alloy [J]. *Chinese. J. Lasers*, 2007, **34**(12):1710~1715  
王维夫,孙凤久,王茂才. TA2 钛合金表面激光熔覆 Ni 基 Tribaloy 700 涂层 [J]. *中国激光*, 2007, **34**(12):1710~1715
- 6 Jiang Xu, Zhengyang Li, Wenhui Zhu *et al.*. Investigation on microstructural characterization of in situ TiB/Al metal matrix composite by laser cladding [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, **447**(1~2):307~313
- 7 Chao Mingju, Wang Wenli, Liang Erjun *et al.*. Microstructure and wear resistance of TaC reinforced Ni-based coating by laser cladding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, **202**(10):1918~1922
- 8 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
- 9 Zhang Qingmao, He Jinjiang, Liu Wenjin *et al.*. Microstructure characteristics of ZrC-reinforced composite coating produced by laser cladding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2003, **162**(2~3):140~146
- 10 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
- 11 Chen Huahui, Xu Caiyun, Chen Jun *et al.* Microstructure and phase transformation of WC/Ni60B laser cladding coatings during dry sliding wear [J]. *Wear*, 2008, **264**(7~8):487~493
- 12 Dawei Zhang, T. C. Lei, Fujun Li. Laser cladding of stainless steel with Ni - Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> for improved wear performance [J]. *Wear*, 2001, **251**:1372~1376
- 13 Baoshuai Du, Zengda Zou, Xinhong Wang *et al.*. In situ synthesis of TiB<sub>2</sub>/Fe composite coating by laser cladding [J]. *Materials Letters*, 2008, **62**(4~5):689~691
- 14 Baogang Guo, Jiansong Zhou, Shitang Zhang *et al.*. Microstructure and tribological properties of in situ synthesized TiN/Ti<sub>3</sub>Al 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 Wei Lun, Chen Qinghua, Long Jiming *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. 激光熔覆原位自生复相陶瓷颗粒增强涂层 [J]. *激光技术*, 2002, **26**(4):246~249
- 16 H. C. Man, Y. Q. Yang, W. B. Lee. Laser induced reaction synthesis of TiC + WC reinforced metal matrix composites coatings on Al 6061 [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2004, **185**(1):74~80
- 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 Chian 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 Le Zhiqiang, Bo Shengmin, Wang Guangjian. Handbook of Fine Inorganic Compounds [M]. Beijing: Chemistry Industry Press, 2001. 819, 843  
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. 819, 843
- 19 Xiong Rongting, Duan Hanqiao, Yan Youwei *et al.*. Progress in research on in-situ synthesized particles reinforced iron-based composites [J]. *Modern Cast Iron*, 2004, **24**(3): 22~26  
熊容廷, 段汉桥, 严有为 等. 原位合成颗粒增强铁基复合材料的研究进展 [J]. *现代铸铁*, 2004, **24**(3):22~26
- 20 Liang Yingjiao, Che Yinchang, Liu Xiaoxia *et al.*. Thermodynamic Data Handbook of Inorganic Compounds [M]. Shenyang: Northeastern University Press, 1994. 1~7, 83, 380~381, 438~440  
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, 83, 380~381, 438~440