

# 低合金钢表面 Fe 基 B<sub>4</sub>C 耐磨涂层组织与性能

蔡玮玮<sup>1</sup>, 邵帅<sup>1</sup>, 吴来军<sup>2</sup>

(1. 山东特种设备检验研究院威海分院, 山东 威海 264209;

2. 哈尔滨工业大学(威海) 材料科学与工程学院, 山东 威海 264209)

**摘要:** **目的** 在低合金结构钢表面制备一层高硬度、高耐磨的铁基陶瓷颗粒增强层, 并研究熔覆层的微观结构及性能。**方法** 利用等离子熔敷技术, 在 16Mn 钢基体上熔敷 Fe58 合金粉与 B<sub>4</sub>C 陶瓷粉的混合粉末。**结果** 在 16Mn 钢表面成功制备了高硬度、高耐磨的铁基陶瓷颗粒增强层, 陶瓷颗粒增强层致密、均匀、无气孔、无裂纹, 且与基体结合良好。XRD 及 SEM 结果表明, 熔覆层生成了细小、均匀的碳、硼化物增强相, 熔覆层与基体的相容性好, 界面呈冶金结合, 熔覆层的增强相主要有 Fe<sub>2</sub>B、FeB、Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>、Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 及 B<sub>4</sub>C 相, Fe 与 B 的化合物 Fe<sub>2</sub>B、FeB 呈链状沿晶界分布在 (Fe, Ni) 固溶体上, 并与 (Fe, Ni) 固溶体在晶界形成网状结构。铬的碳、硼化物 Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub> 和 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 及未完全反应的 B<sub>4</sub>C 陶瓷相, 则呈不规则块状和点状在晶内弥散分布。熔覆层断面的显微硬度及表面磨粒磨损测试结果表明, 熔覆层断面的显微硬度分布均匀, 平均硬度可达 11.9 GPa, 是 16Mn 钢基体的 7.95 倍, 耐磨粒磨损性能是基体的 7 倍以上。**结论** 晶内弥散分布的 B<sub>4</sub>C、Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub> 和 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 硬质相与晶界成链状分布的 Fe<sub>2</sub>B、FeB 共同作用, 使熔覆层的硬度、耐磨性明显提高。

**关键词:** 等离子熔敷; 铁基合金; 碳化硼; 耐磨涂层; 显微硬度; 微观结构

**中图分类号:** TG174.44; TH117 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2018)02-0130-06

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.02.021

## Microstructure and Properties of Fe-based B<sub>4</sub>C Wear-resistant Coating on 16Mn Steel

CAI Wei-wei<sup>1</sup>, SHAO Shuai<sup>1</sup>, WU Lai-jun<sup>2</sup>

(1. Shandong Special Equipment Inspection Institute, Weihai 264209, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Weihai 264209, China)

**ABSTRACT:** The work aims to prepare a hard and wear-resistant Fe-based ceramic particles-strengthened coating on surface of structural low-alloy steels by studying microstructure and properties of the cladding layer. Mixed powder of Fe58 alloy and B<sub>4</sub>C ceramic was cladded on the substrate 16Mn steel by applying plasma cladding technique. A coating strengthened by wear-resistant and ultrahard Fe-based ceramic particles was fabricated on the surface of 16Mn steel successfully, and microstructure, microhardness and wear resistance of the Fe58-B<sub>4</sub>C coating were investigated. The coating was dense, uniform, pore-free and crack-free, and was of good coating-substrate adhesion. Scanning electron microscope (SEM) and X-ray diffractometer (XRD) were used to observe coating morphology and phase composition. The results suggested that fine and uniform carbides and borides-reinforced phases, the cladding layer was compatible with the substrate, interface exhibited metallurgical bonding, reinforced phases were mainly Fe<sub>2</sub>B, FeB, Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> and B<sub>4</sub>C. In addition, ferrobore compounds (Fe<sub>2</sub>B and FeB) spread over

收稿日期: 2017-09-20; 修订日期: 2017-10-26

Received: 2017-09-20; Revised: 2017-10-26

作者简介: 蔡玮玮 (1963—), 男, 高工, 主要研究方向为无损检测、材料表面改性。

**Biography:** CAI Wei-wei (1963—), Male, Senior engineer, Research focus: nondestructive examination and modification of metal surface.

(Fe,Ni) solid solution phase along grain boundary in chain-like manner, and formed reticular structure together with (Fe,Ni) solid solution on the grain boundary. Chromic carbon, boride Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> and incompletely reacting B<sub>4</sub>C ceramic phase spread over in the grains in the form of irregular bulk and dot scope. Sectional microhardness and abrasive wear test results of the cladding layer showed that the sectional microhardness spread over uniformly, and average hardness was up to 11.9 GPa, which was over 7.95 times that of 16Mn steel; abrasive wear resistance of the coating was over 7 times that of 16Mn steel. As hard phases Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> and B<sub>4</sub>C dispersed in the grains jointly work with ferroboron compound (Fe<sub>2</sub>B and FeB) spreading over grain boundary in chain-like manner, microhardness and wear resistance of the cladding layer are increased dramatically.

**KEY WORDS:** plasma cladding; Fe-based alloy; boron carbide; wear-resistant coating; microhardness; microstructure

低合金结构钢具有良好的塑、韧性，但较差的耐磨性能使其在很多领域的应用受到限制，B<sub>4</sub>C 的硬度在自然界仅次于金刚石和立方氮化硼，是超硬家族的重要成员，其具有高硬度、高耐磨、自润性好的特点<sup>[1-4]</sup>，在硬质合金和涂层工业中有着重要作用，常用于制造耐磨部件。通过表面改性技术，在廉价的低合金结构钢表面生成具有高硬度和耐磨损的硼、碳化物颗粒增强层<sup>[5-8]</sup>，既可保持钢基体较好的韧性和塑性，又可使表面具有陶瓷的高硬度、高耐磨和优异的耐冲刷性能，提高钢在固态颗粒冲刷等恶劣环境中的服役能力。

材料表面耐磨涂层的制备方法有很多，如激光熔敷、TIG 熔敷、PVD、CVD 等<sup>[9-12]</sup>，但是各种制备涂层的方法均有一定局限性，如：工艺复杂、设备昂贵、效率低、受工件尺寸限制等。等离子熔敷技术的熔覆层与基材之间为冶金结合，与目前较为广泛研究的激光熔敷技术相比较，具有能量转换效率高、设备投资小及操作维修简便等特点<sup>[13-15]</sup>，更加适合工厂的大规模生产。本文利用等离子熔覆技术，在 16Mn 钢表面上进行了 Fe58-B<sub>4</sub>C 混合粉末熔敷试验，在低合金钢表面成功制备了铁基硬质陶瓷颗粒增强层。

1 试验过程与试验方法

1.1 试验材料及预覆层制备

基体材料选用热轧 16Mn 钢板，试件尺寸为 100 mm×100 mm×8 mm，对低合金钢表面进行打磨至露出银白色金属光泽，并用丙酮擦拭清理。

覆层材料选用 Fe58+B<sub>4</sub>C 粉，Fe58 合金粉的粒度为 74 μm，成分见表 1。B<sub>4</sub>C 陶瓷粉的粒度为 61 μm，纯度为 97%。将 Fe58 合金粉与 B<sub>4</sub>C 粉按质量比 11:9 进行配制，并充分混合搅拌，用水玻璃做粘结剂，粘结剂加入量为粉末总质量的 5%，加入适量去离子水制成糊状并均匀涂覆在 16Mn 钢表面，预置层厚度为 2 mm，在室温放置 2 h，然后放入 150 ℃烘干箱内烘烤 10 h。

表 1 Fe58 的化学成分  
Tab.1 Chemical composition of Fe58

wt%					
C	Cr	Si	Ni	B	Fe
0.8	7.5	2	4	4	余量

1.2 等离子熔敷

等离子熔覆设备采用 PTA-150P 全数字化控制脉冲等离子堆焊机，焊枪固定在行走装置上，等离子熔敷工艺参数见表 2。

表 2 等离子熔敷工艺参数  
Tab.2 Process parameters of plasma cladding

电流 I/A	电压 U/V	速度 v/(mm·s <sup>-1</sup> )	离子气流速 Q <sub>1</sub> /(L·min <sup>-1</sup> )	保护气流速 Q <sub>2</sub> /(L·min <sup>-1</sup> )
85	26~28	4.73	6	4

1.3 微观结构分析及性能测试

用 X 射线衍射仪对熔覆层表面进行物相分析。用扫描电子显微镜对熔覆层断面腐蚀后的样品进行组织观察。用显微硬度计沿熔覆层横断面由表至里间隔 0.2 mm 测熔覆层的显微硬度分布。利用 MLG-130B 型干式橡胶轮磨粒磨损试验机，对熔覆层表面进行磨粒磨损试验，熔覆层表面切割成 10 mm×20 mm 的试样，镶入 75 mm×23.5 mm 的标准件中进行试验，磨损时间为 1800 s。

2 结果及分析

2.1 熔覆层的物相分析

图 1 为等离子熔覆层表面 X 射线衍射图谱。由图 1 可见，熔覆层的主要物相有 Fe<sub>2</sub>B、FeB、Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>、Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、(Fe,Ni)、B<sub>4</sub>C 相，在图 1 中并没有发现 Fe 的碳化物 Fe<sub>3</sub>C 及 Fe<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 等衍射峰的存在，说明当覆层中有足够的 B<sub>4</sub>C 存在时，Fe 更倾向于以更稳定的硼化物 Fe<sub>2</sub>B、FeB 形式存在。

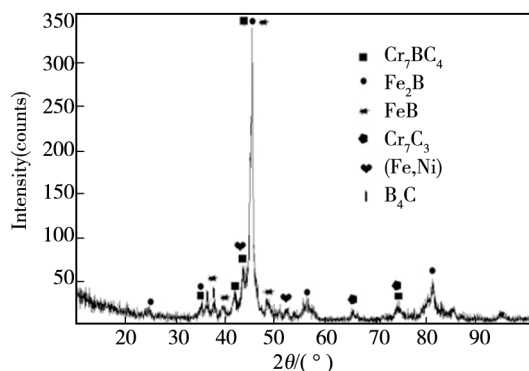
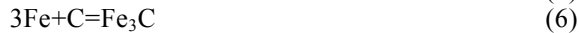
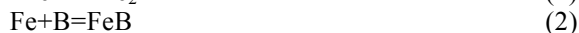


图1 熔覆层 X 射线衍射图谱  
Fig.1 XRD spectrum of cladding layer

在等离子弧高温下, Fe-Cr-Ni-B-C 系统可能存在的主要冶金反应有:



利用 HSC chemistry 分析软件, 对反应(1)~(7)在不同温度下的吉布斯自由能进行计算, 结果如图2所示。Fe-Cr-Ni-B-C 系统在电弧熔覆过程中, 反应(1)~(5)在 500~3000 K 范围内,  $\Delta G$  均为负值, 因此从热力学上分析, 以上反应在液态熔池中都可进行, 但 XRD 分析中并没有发现  $\text{Ni}_3\text{B}$  与  $\text{CrB}$  相的存在, 说明 Cr 在熔覆层中以更稳定的  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  和  $\text{Cr}_7\text{BC}_4$  形式存在。由图 2 可见,  $7\text{Cr} + 3\text{C} = \text{Cr}_7\text{C}_3$  系统的自由能更低、更稳定。Fe 在熔覆层中除了以  $(\text{Fe}, \text{Ni})$  铁基合金固溶体的形式存在外, 主要以  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{FeB}$  等硼化物的形式存在。由图 2 也可以看出, 反应(1)和(2)生成  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{FeB}$  的系统吉布斯自由能远低于生成  $\text{Fe}_3\text{C}$  的吉布斯自由能, 因此高温下覆层中  $\text{B}_4\text{C}$  分解的 B 元素首先与 Fe 反应形成  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{FeB}$ , 冶金反应  $2\text{Fe} + \text{B} = \text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{Fe} + \text{B} = \text{FeB}$  得以优先进行。反应(7)

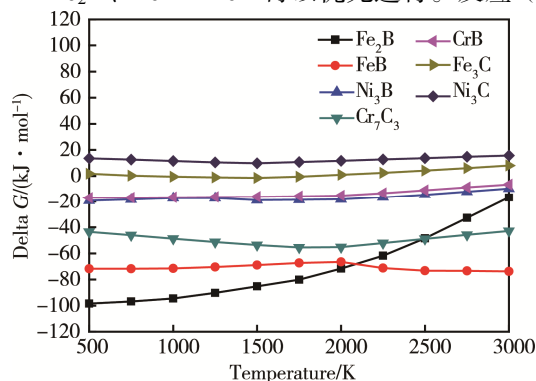


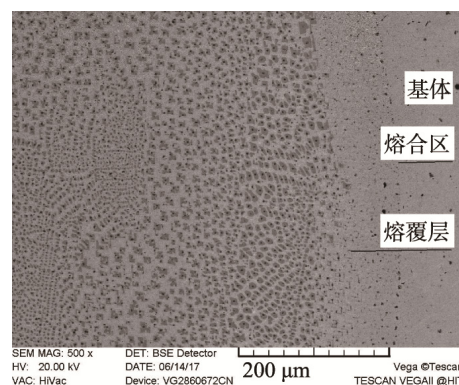
图2 Fe-Ni-Cr-B-C 系统反应在不同温度下的吉布斯自由能变化曲线

Fig.2 Gibbs free energy curves of Fe-Ni-Cr-B-C system reactions at different temperature

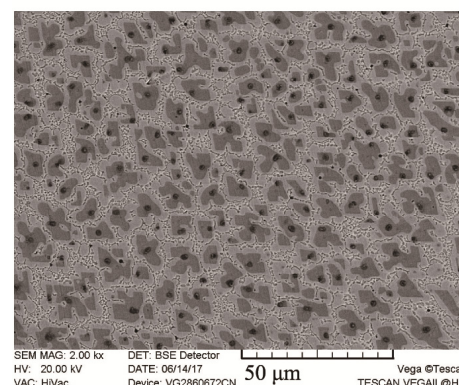
在 500~3000 K 范围内的  $\Delta G$  为正值, 因此从热力学上分析,  $\text{Ni}_3\text{C}$  是不可能存在的。反应(3)的  $\Delta G$  虽然为负值, 但形成  $\text{Ni}_3\text{B}$  的  $\Delta G$  远高于  $\text{Fe}_2\text{B}$  与  $\text{FeB}$ , 因此推断 Ni 在熔覆层中主要以铁基固溶体的形式存在, 这与图 1XRD 的结果一致。

## 2.2 熔覆层的微观形貌

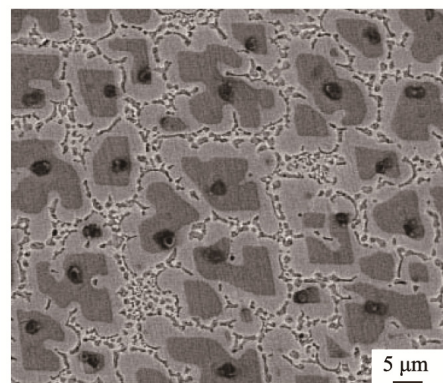
图 3 为等离子熔覆层的横断面形貌。从图 3a 中可以看出, 熔覆层与基体有很好的相容性, 界面呈冶金结合, 熔覆层致密、均匀, 无气孔、裂纹, 增强相以细小颗粒均匀弥散地分布于熔覆层中。图 3b 为熔



a 涂层-基体界面



b 涂层



c 图3b放大图

图3 熔覆层断面微观形貌

Fig.3 Sectional microstructures of cladding layer: (a) coating-substrate interface, (b) coating, (c) enlarged view of Fig.3b

覆层内部的 SEM 照片, 结合 XRD 及图 3 扫描电镜背散射图像的衬度推断, 覆层中黑色的点状小颗粒为未完全反应的 B<sub>4</sub>C 相, 黑点周围深灰色的不规则形态为铬的碳化物 Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub> 和 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>。在加热过程中, Fe58 合金粉末会先于 B<sub>4</sub>C 发生熔化, B<sub>4</sub>C 在高温下分解出 B 和 C 原子, 并向 Fe 合金熔液扩散, Fe 合金熔液中的 Cr 原子会与 B<sub>4</sub>C 分解的 B 和 C 原子发生冶金反应, 在 B<sub>4</sub>C 周围形成铬的碳化物 Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub> 和 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>。在铬的碳化物外侧沿晶界分布的浅灰色区域为 (Fe, Ni) 铁基合金固溶体, 固溶体上呈链状分布的为铁硼化合物 Fe<sub>2</sub>B、FeB, 且 Fe<sub>2</sub>B、FeB 与 (Fe, Ni) 铁基合金固溶体在晶界形成网状结构 (如图 3c)。由图 3c 可见, 熔覆层晶粒以 B<sub>4</sub>C 为核心, 形核并长大, 细小未充分反应的 B<sub>4</sub>C 陶瓷颗粒硬质相与反应生成铬的碳化物均匀弥散地分布在晶粒内部, 起着晶内弥散强化的作用, 而 Fe 基合金固溶体 (Fe, Ni) 沿晶界分布并与沿晶界呈链状分布的 Fe<sub>2</sub>B、FeB 形成强韧的网状结构, 改善晶界的强度和韧性。

### 2.3 熔覆层显微硬度分析

图 4 为等离子熔覆层横截面由表面至基体的显微硬度分布情况。由图 4 可见, 整个熔覆层的硬度分布比较均匀, 在 11.8~12.6 GPa 之间, 接近基体时, 硬度突然降低至 2.7 GPa, 远离熔合区后, 硬度逐渐降低至 1.5 GPa 左右, 与基体硬度值相当。整个熔覆层的平均硬度可达 11.9 GPa, 是基体的 7.95 倍。熔覆层显微硬度的显著增加与熔覆层中碳、硼化合物硬质相的均匀分布有关, 由于熔覆金属中 C、Cr、B 等合金元素的含量相对较多, 对 (Fe, Ni) 铁基合金固溶体有固溶强化的作用。同时, 晶内弥散分布的 B<sub>4</sub>C、Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub> 和 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 硬质相与沿晶界呈链状析出的 Fe<sub>2</sub>B、FeB 硼化物相, 使熔覆层具有析出相沉淀强化的效果, 使得熔覆层的硬度明显提高, 因此熔覆层的硬度远高于基体金属, 有利于提高熔覆层的抗磨粒磨损性能。

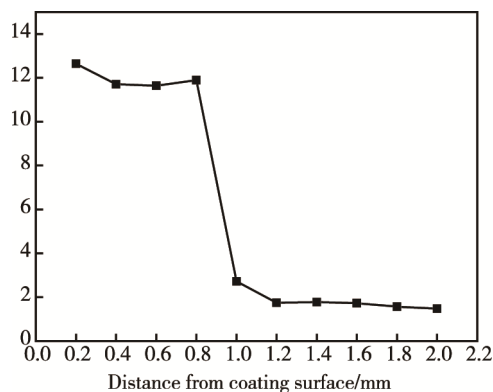


图 4 熔覆层硬度沿层深方向变化曲线

Fig.4 Variation curve of microhardness of the cladding layer along layer depth

### 2.4 熔覆层磨粒磨损试验

对 16Mn 钢基体与等离子熔覆层进行磨粒磨损对比试验, 结果如图 5 所示。由图 5 可见, 在 16Mn 钢表面形成铁基陶瓷颗粒增强层, 可以明显降低 16Mn 钢基体的磨损量, 等离子熔覆层的磨损量不到 16Mn 钢基体的 1/7。在熔覆层晶内原位生成的细小 Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>、Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和未完全反应的 B<sub>4</sub>C 相, 及沿晶界呈链状析出的 Fe<sub>2</sub>B、FeB 硼化物相, 均为高硬度的硬质相, 这些硬质相颗粒与基体结合牢固, 使基体的强度和硬度得到大大增强。材料表层的磨粒磨损破坏形式主要有微切削、微犁沟造成的材料塑性变形和基体中硬相质点的断裂剥落。在这三种机制中, 微切削是造成磨损的主要原因, 而微切削与材料的表面硬度关系很大, 一般地, 材料的表面硬度越高, 则磨粒楔入试样表面的深度越浅, 形成的犁沟深度也就越浅, 其耐磨性能越高<sup>[16]</sup>。Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub>、Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 B<sub>4</sub>C 硬质相在晶内弥散分布与 Fe<sub>2</sub>B、FeB 硼化物相沿晶界呈链状析出, 对涂层耐磨性能的作用可归因于弥散分布在软基体中的硬质相使熔覆层的整体硬度明显提高, 对微切削过程起抑制作用。磨料对熔覆层的作用力可分解为切向力和法向力, 法向力使磨粒压入熔覆层表面, 切向力使磨粒对材料产生犁削或犁沟作用。强化基体能够有效阻止大部分磨粒嵌入其中, 即使有一部分已嵌入的磨粒也会与基体中的硬相质点发生碰撞挤压, 部分磨粒将被挤碎或磨损而明显丧失切削能力, 从而使磨粒的微切削距离大幅缩短。

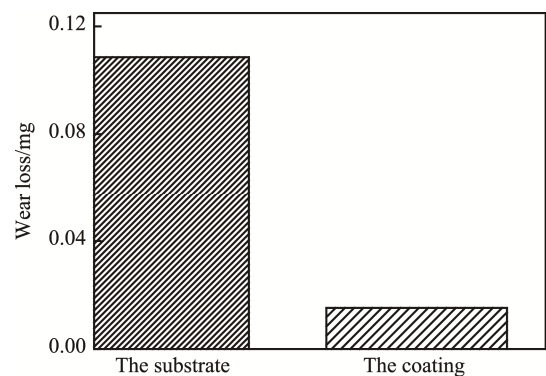


图 5 基体与涂层磨损量对比

Fig.5 Abrasion loss comparison of substrate-coating

晶内细小、弥散分布的 B<sub>4</sub>C 颗粒, 由于具有超高硬度、与基体组织结合牢固且在涂层中分布均匀, 在摩擦过程中不仅起到了形成非光滑表面, 有效地阻止磨粒对基体的犁削, 抵抗尖锐磨料颗粒的第一道防护作用, 还不断对磨料颗粒进行显微切削<sup>[2,17]</sup>, 导致其破裂脱落, 从而降低了磨料颗粒对涂层进一步磨损的能力。铬的碳化物 Cr<sub>7</sub>BC<sub>4</sub> 与 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 起到了析出相沉淀强化作用, 可以明显改善基体的强度和硬度, 有效



抵抗磨粒的压入。JIBO W 等人<sup>[18]</sup>认为, 细小均匀分布的  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  型碳化物, 可明显改善基体的强度和韧性, 并发现在磨损过程中  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  型碳化物会变薄而弯曲, 当碳化物变得足够薄时, 会发生弯曲而吸收能量, 改善材料的耐磨粒磨损性能。沿晶界呈断续网状分布的  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{FeB}$ , 则起到耐磨骨架的作用<sup>[16]</sup>, 可有效阻碍磨粒侵入, 阻碍磨粒的显微切削运动, 减少磨粒切削量, 从而显著改善合金的耐磨粒磨损性能。

熔覆层中 Fe 基合金固溶体( $\text{Fe}, \text{Ni}$ )沿晶界分布并与  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{FeB}$  形成网状结构, 可明显改善晶界的强度和韧性, 防止熔覆层磨粒磨损时的剥落。Fe 基合金固溶体( $\text{Fe}, \text{Ni}$ )具有较高的塑性和韧性, 可以起到固结、支撑硬质耐磨颗粒、吸收能量的作用, 改善熔覆层的塑性和韧性, 在磨粒磨损过程中, 能够将碳、硼化物硬质相颗粒受到的力有效地转移到 Fe 基合金固溶体中, 然后通过塑性变形将应力释放而自身并不发生脆性断裂, 从而显著缓解了碳、硼化物硬质相颗粒与基体之间界面上的剪切应力, 避免了碳、硼化物硬质相颗粒在磨损过程中的断裂、剥落。

### 3 结论

1) 利用等离子熔覆技术, 在 16Mn 钢表面上成功制备了  $\text{Fe}58\text{-B}_4\text{C}$  耐磨硬质颗粒增强层, 熔覆层致密、均匀, 无气孔、裂纹, 与基体有很好的相容性。

2) 未充分反应的  $\text{B}_4\text{C}$  陶瓷颗粒硬质相与反应生成铬的碳、硼化物  $\text{Cr}_7\text{BC}_4$ 、 $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , 在晶内呈细小的点状与块状弥散分布, 而 Fe 基合金固溶体( $\text{Fe}, \text{Ni}$ )与铁硼化合物  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{FeB}$  则沿晶界偏聚, 在晶界形成网状结构。

3) 熔覆层的显微硬度分布均匀, 平均硬度可达 11.9 GPa, 是基体的 7.95 倍, 耐磨粒磨损性能是基体的 7 倍以上。

#### 参考文献:

- [1] CHAO M J, NIU X, YUAN B, et al. Preparation and Characterization of In-situ Synthesized  $\text{B}_4\text{C}$  Particulate Reinforced Nickel Composite Coatings by Laser Cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(3-4): 1102-1108.
- [2] LYU Y, SUN Y F, JING F Y, et al. On the Microstructure and Wear Resistance of Fe-based Composite Coatings Processed by Plasma Cladding with  $\text{B}_4\text{C}$  Injection[J]. Ceramics International, 2015, 41(9): 10934-10939.
- [3] BAI L L, LI J, CHEN L J, et al. Effect of the Content of  $\text{B}_4\text{C}$  on Microstructural Evolution and Wear Behaviors of the Laser-clad Coatings Fabricated on Ti6Al-4V[J]. Optics and Laser Technology, 2016, 76(8): 33-45.
- [4] 刘旭, 王文先, 崔泽琴, 等.  $\text{B}_4\text{C}$  含量对激光熔覆 Fe 基陶瓷复合涂层组织及性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(10): 102-106.  
LIU Xu, WANG Xian-wen, CUI Ze-qin, et al. Influence of  $\text{B}_4\text{C}$  Content on Microstructure and Properties of Laser Cladding Fe-based Ceramic Composite Coating[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(10): 102-106.
- [5] MENG Q W, GENG T L, ZHANG B Y. Laser Cladding of Ni-base Composite Coatings onto Ti-6Al-4V Substrates with Pre-placed  $\text{B}_4\text{C}+\text{NiCrBSi}$  Powders[J]. Surface Coating and Technology, 2006, 200(1-2): 4923-4928.
- [6] 田浩, 耿林, 倪丁瑞, 等. TC4 合金表面激光熔覆  $\text{B}_4\text{C}$  及  $\text{B}_4\text{C}+\text{Ti}$  粉末涂层的微观组织[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(3): 420-423.  
TIAN Hao, GENG Lin, NI Ding-rui, et al. Microstructure of Laser Cladding Coating with Pre-placed  $\text{B}_4\text{C}$  and  $\text{B}_4\text{C}+\text{Ti}$  Powders on TC4 Substrate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(3): 420-423.
- [7] 王振廷, 秦立富. 氩弧熔覆 Ni-Mo-Zr-WC- $\text{B}_4\text{C}$  复合材料涂层组织与耐磨性[J]. 焊接学报, 2009, 30(8): 13-16.  
WANG Zhen-ting, QIN Li-fu. Microstructure and Wear Resistance of Argon Arc Cladding Ni-Mo-Zr-WC- $\text{B}_4\text{C}$  Composite Coating[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(8): 13-16.
- [8] AGARWAL A, DAHOTRE N B. Pulse Electrode Deposition of Superhard Boride Coatings on Ferrous Alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 106(2-3): 242-250.
- [9] ZEISIG J, SCHADLICH N, GIEBELER L, et al. Microstructure and Abrasive Wear Behavior of a novel FeCr-MoVC Laser Cladding Alloy for High-performance Tool Steels[J]. Wear, 2017, 382-383 (6): 107-112.
- [10] 乔虹, 李庆棠, 符寒光, 等. 激光熔覆原位合成陶瓷相增强铁基熔覆层的组织和性能[J]. 焊接学报, 2015, 36(1): 67-69.  
QIAO Hong, LI Qin-tang, FU Han-guang, et al. Microstructure and Properties of in-situ Synthesized Ceramic Phase Reinforced Fe-based Coating by Laser Cladding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(1): 67-69.
- [11] MANDEEP D, BARUN H, SAHA P. Development and Characterization of Hard and Wear Resistant MMC Coating on Ti-6Al-4V Substrate by Laser Cladding[J]. Procedia Materials Science, 2014, 6(7): 1226-1232.

- [12] MANOJ M, GANESH P, RAKESH K, et al. Development of a Hard Nano-structured Multi- component Ceramic Coating by Laser Cladding[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 508 (1-2) : 134-140.
- [13] 徐红勇, 王文权, 黄诗铭, 等. 等离子喷焊原位生成 TiC 硬质增强镍基耐磨层组织与性能[J]. *金属学报*, 2016, 52(11): 1423-1431.
- XU Hong-yong, WANG Wen-quan, HUANG Shi-ming, et al. Microstructures and Properties of Ni-based Wear-resistant Layers Reinforced by TiC Generated from in Plasma Spray Welding[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2016, 52(11): 1423-1431.
- [14] ZHANG L, SUN D, YU H, et al. Characteristics of Fe-based Alloy Coating Produced by Plasma Cladding Process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 457(5): 319-324.
- [15] WANG S F, LI H Q, CHEN X, et al. Improving Microstructure and Wear Resistance of Plasma Clad Fe-based Alloy Coating by a Mechanical Vibration Technique during Cladding[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 528(1): 397-401.
- [16] 国旭明, 郑玉贵, 姚治铭. CrMnB 堆焊合金抗空蚀和冲刷磨损性能的研究[J]. *金属学报*, 2002, 38(9): 936-940.
- CUO Xu-ming, ZHENG Yu-gui, YAO Zhi-ming. Cavitation Erosion and Erosive Wear Resistance of CrMnB Overlayers[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(9): 936-940.
- [17] 冯淑容, 张述泉, 王华明. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. *中国激光*, 2012, 39(2): 1-6.
- FENG Shu-rong, ZHANG Shu-quan, WANG Hua-ming. Wear Resistance of Laser Clad Hard Particiec Reinforced Intermetallic Composite Coating on TA15 Alloy[J]. *Chines Journal of Lasers*, 2012, 39(2): 1-6.
- [18] JIBO W, TIAN TIAN L, YEFEI Z, et al. Effect of Nitrogen Alloying on the Microstructure and Abrasive Impact Wear Resistance of Fe-Cr-C-Ti-Nb Hardfacing Alloy[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2017, 309: 1072-1080.