

## 铁基合金激光熔覆涂层的高温回火组织及其磨损性能

王 军<sup>1</sup>, 武晓雷<sup>2</sup>, 洪友士<sup>2</sup>

(1. 太原理工大学环工系, 山西 太原 030024; 2. 中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100080)

**摘 要:** 研究了铁基合金激光熔覆涂层的高温回火组织。结果表明, 高温回火(690 °C × 1 h)时在M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>与γ奥氏体的相界面原位形成M<sub>6</sub>C及M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, 非平衡相γ中析出M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>2</sub>C及MC碳化物。该涂层具有二次硬化特征及较高的磨损性能。

**关键词:** 铁基合金; 激光熔覆; 微观组织; 回火; 磨损

**中图分类号:** TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-0963(2000)03-0051-04

## High Temperature Tempered Microstructure and Wear Resistance of Laser Cladded Iron-Based Alloy Coating

WANG Jun<sup>1</sup>, WU Xiao-lei<sup>2</sup>, HONG You-shi<sup>2</sup>

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2. Institute of Mechanics, Beijing 100080, China)

**Abstract** The high temperature tempered microstructures and the wear resistance of a laser cladded iron-based alloy coating were investigated. During tempering at 690 °C for 1 h, an in situ transformation of M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> to M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> or M<sub>6</sub>C and the precipitation of M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>2</sub>C and MC from austenite were observed. The coating exhibits secondary hardening feature and reveals superior wear resistance.

**Key words:** iron-based alloy; laser cladding; microstructure; tempering; wear

激光熔覆与新材料的制备融为一体, 可获得非平衡的微观结构与优异性能。从经济性考虑, 制备铁基合金抗磨涂层是目前令人感兴趣的研究领域<sup>[1,2]</sup>。对熔覆涂层的微观组织和磨损性能已进行了较多的研究<sup>[3~5]</sup>。然而, 涂层常需在高温下使用, 此时涂层发生原有非平衡亚稳相的分解、转变, 亦可形成新的亚稳或平衡相结构, 对于这种条件下微观组织变化对高温性能的影响迄今未见详细报道。同时, 在冲击、疲劳磨损等条件下, 磨损性能与微观组织的塑韧性密切相关, 有针对性地设计微观结构可有效提高性能。本文设计了一种新型铁基合金抗磨涂层, 能使熔覆态以及回火态组织中均存在相当数量的韧性奥氏体相, 并研究了此种涂层的高温组织及其磨损性能。

### 1 实验材料及方法

熔覆涂层合金由高纯度的合金粉末研磨混合而成, 粉末粒度范围为 10~45 μm, 成分配比为(质量比): Fe-Cr-W-Ni-C=10-5-1-1-1。激光熔覆参数为: 功率 2 kW, 光斑直径 2 mm, 送粉率 0.35 g/s, 扫描速度 15 mm/s, 由同轴及侧向氩气保护熔池。涂层厚度为 0.8 mm, 稀释率为 9%。基底材料为淬火和高温回火的 5CrMnMo 钢, 试样尺寸为 20 mm × 20 mm × 50 mm。

涂层经 690 °C × 1 h 高温回火, 利用 Philips EM 420 分析型透射电子显微镜(TEM/EDX)进行微观结构观察及合金元素成分测定, EDX 电子束的

作者简介: 王 军(1940-), 女, 大学本科, 副教授; 收稿日期: 1999-08-20; 修订日期: 2000-03-02

光斑直径为 10 mm。利用显微硬度仪(载荷 0.2 kg)测试涂层的显微硬度。

用冲击加载磨损试验机进行涂层熔覆态及高温回火态组织的冲击磨损实验,并与 M4 高速钢的常规处理组织及激光重熔组织作对比。冲击磨损试样尺寸为  $\phi 10\text{ mm} \times 40\text{ mm}$ ,激光熔覆时采取搭接处理方式,搭接率为 25%。M4 的化学成分为(质量分数, %): C 1.33, Cr 4.3, W 9.3, Mo 4.9, V 4.2。常规处理工艺为: 1 180 油淬+ 3 次 580  $\times$  2 h 回火。激光重熔参数为: 激光功率 2 kW, 束斑直径 3 mm, 扫描速率 20 mm/s。磨损时预磨及正式磨时间分别为 2 min 和 6~12 次/m in, 磨粒为粒度 42  $\mu\text{m}$  的石英砂, 砂粒流速 180 g/m in, 冲击功为 0.2 J 及 3.0 J, 冲击频率 120 次/m in, 对磨副为常规淬火及回火处理的 GCr15 钢, 其硬度为 HRC60。利用电子分析天平测量磨损失重, 每个数据点取 3 个试样的平均值, 相对耐磨性定义为: 标样磨损失重/试样磨损失重。

## 2 实验结果与分析讨论

### 2.1 熔覆组织

图 1 为熔覆涂层的 SEM 图像,可以看出快速凝固组织由枝晶形态的领先相与枝晶间的层片状共晶组成。TEM 观察表明: 领先相为合金元素过饱和含量很高的非平衡  $\gamma$  奥氏体, 共晶组织为  $\gamma + M_{7-8}C_3$  合金碳化物<sup>[6]</sup>。图 2 为涂层的 XRD 谱, 涂层的相组成为  $\gamma$  奥氏体与  $M_{7-8}C_3$  合金碳化物, 不存在铁素体及马氏体等 bcc 相。定量 X 射线衍射分析表明: 涂层中残留奥氏体的体积分数约为 56%。同时,  $\gamma$  奥氏体的衍射峰明显宽化, 表明奥氏体的合金元素过饱和程度较高。熔覆组织的显微硬度为 HV<sub>0.025</sub>30。



图 1 涂层的 SEM 图像

Fig 1 SEM photo of the coating

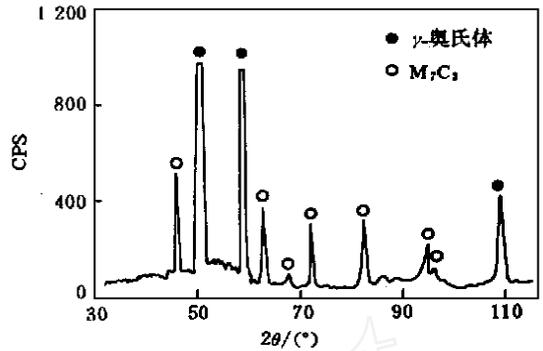


图 2 涂层的 XRD 谱

Fig 2 XRD spectrum of the coating

### 2.2 回火组织

图 3(a) 为共晶  $M_{7-8}C_3$  原位转变为  $M_{6-7}C$  碳化物的 TEM 明场像, 其中具有片状形貌的共晶  $M_{7-8}C_3$  碳化物呈现浅黑色衬度。可以看出在  $M_{7-8}C_3$  与  $\gamma$  奥氏体界面, 原位形成了呈现深黑色衬度的细小颗粒。图 3(b) 为其选区电子衍射花样 (SADP), 标定结果表明其为  $M_{6-7}C$  型碳化物。EDX 分析表明  $M_{6-7}C$  为钨基碳化物, 其化学计量比范围为  $W_{3.8-1.4}Cr_{1.2-1.4}Fe_{1-1.2}$ , 因而形成  $M_{6-7}C$  需要  $M_{7-8}C_3$  中 W 的界面扩散而不是体扩散, 这类原位转变可表示为  $M_{7-8}C_3 + \gamma \rightarrow M_{6-7}C$ 。图 4(a) 为共晶  $M_{7-8}C_3$  原位转变为  $M_{23}C_6$  碳化物的 TEM 明场像,  $M_{7-8}C_3$  与  $M_{23}C_6$  分别呈浅黑及深黑色衬度。原位形成的细小颗粒状  $M_{23}C_6$  在  $M_{7-8}C_3$  内部及  $M_{7-8}C_3/\gamma$  相界面形核。图 4(b) 为  $M_{23}C_6$  的 SADP。EDX 分析表明  $M_{23}C_6$  为 Cr-Fe 基合金碳化物, 其化学计量比为  $Cr_{12.72}Fe_{10}W_{0.08}Ni_{0.2}C_6$ 。

碳化物的类型、尺寸、分布及形态对材料磨损性能有较大影响, Fe-C-X (X = Cr, W, Mo, V, Ni) 合金系中碳化物相的演变关系一直引起广泛的兴趣<sup>[7]</sup>。涂层中  $M_{7-8}C_3$  为亚稳相,  $\gamma$  奥氏体亦为合金元素过饱和含量较高的非平衡相, 因而  $M_{7-8}C_3$  及  $\gamma$  将在高温分解。由图 3 和图 4 可见, 高温转变不仅有效地改善了碳化物的形态及分布特征, 同时细化了碳化物。图 5(a) 为奥氏体中的  $M_{23}C_6$  型碳化物, 它以细小弥散状析出, 尺寸为 10~20 nm, 具有在高密度位错处形核的典型特征。同时, 在奥氏体中亦观察到析出的  $M_{23}C_6$  及  $M_{6-7}C$  合金碳化物。大量碳化物析出导致奥氏体中合金元素过饱和程度降低, 部分奥氏体转变为马氏体, 如图 6 所示。图 7 为涂层回火组织的 X 射线衍射谱, 表明新形成的相结构与 TEM 观察结果吻合。

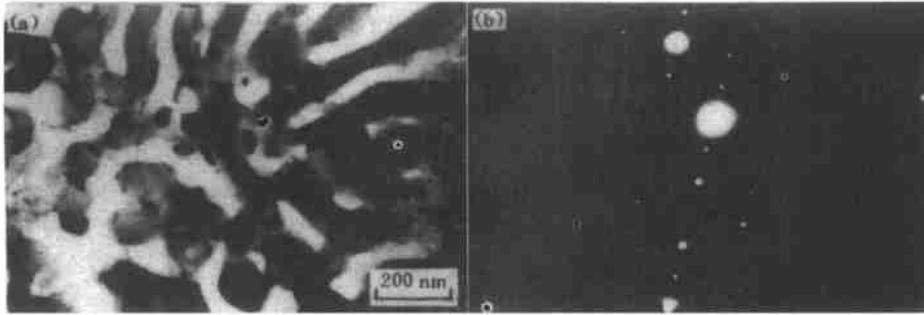


图3  $M_7C_3$  原位转变为 $M_6C$ 的TEM图像(a)及 $M_6C$ 选区衍射花样(b)

Fig 3 TEM photo (a) and SADP (b) showing in situ transformation of  $M_7C_3$   $M_6C$

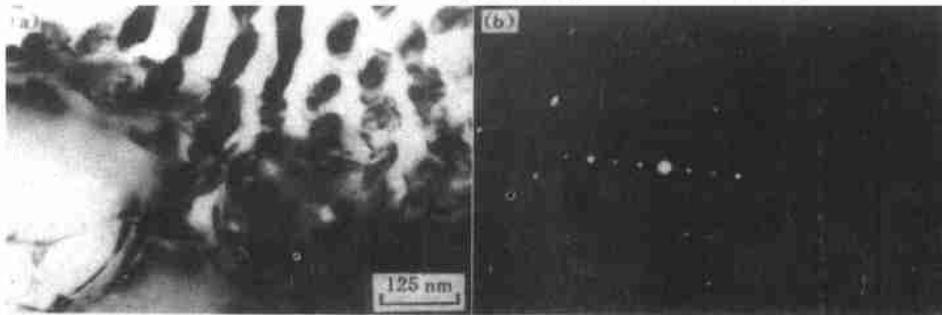


图4  $M_7C_3$  原位转变为 $M_{23}C_6$ 的TEM图像(a)及 $M_{23}C_6$ 选区衍射花样(b)

Fig 4 TEM photo (a) and SADP (b) showing in situ transformation of  $M_7C_3$   $M_{23}C_6$

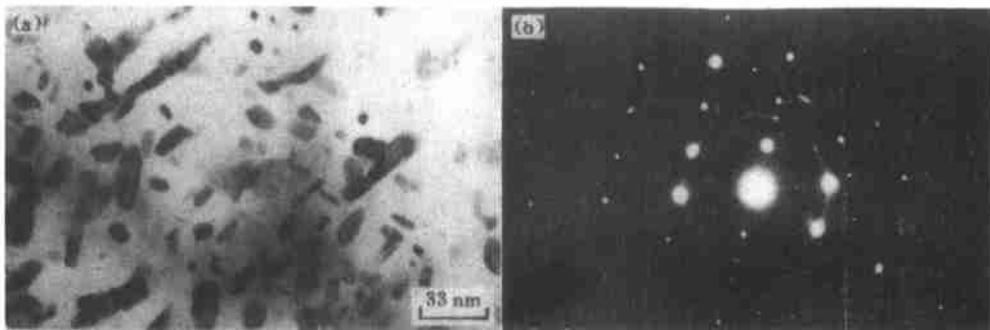


图5  $M_2C$ 的TEM明场像(a)及其衍射谱(b)

Fig 5 Bright-field TEM photo (a) and SADP (b) of  $M_2C$

定量X射线衍射分析表明涂层中残留奥氏体的体积分数约为18%。

### 2.3 二次硬化

图8为涂层的二次硬化曲线,回火时间为2h。涂层具有明显的二次硬化特征,峰值硬化温度及峰值硬度分别为690及 $HV_{0.2}1140$ 。二次硬化机制为奥氏体中析出大量细小弥散的 $M_2C$ 碳化物。

### 2.4 冲击磨料磨损

表1为涂层在熔覆态及峰值回火态的磨损实验

结果,并与高速钢的常规及激光重熔组织进行对比。峰值回火组织在0.2J及3J两种冲击功条件下均具有最高的相对耐磨性。韧性相奥氏体在冲击磨损过程中发生的加工硬化包括形变加工硬化和应力诱发相变硬化,前者通过塑性变形造成的残余应力和晶格畸变来提高硬度,而后者则通过改变晶体结构和原子间结合力来提高硬度,其中应力诱发相变硬化可显著提高耐磨性<sup>[8]</sup>。X射线衍射分析与TEM观察均证实峰值回火态组织的亚表层因应力诱发形成

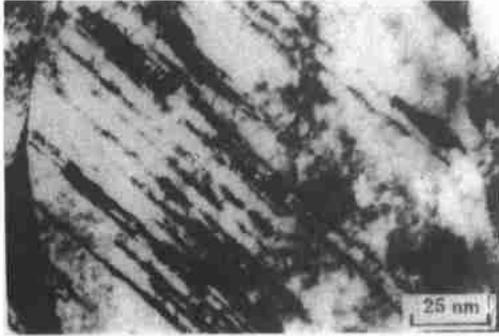


图 6 马氏体的 TEM 明场像

Fig 6 Bright-field TEM photo of martensite

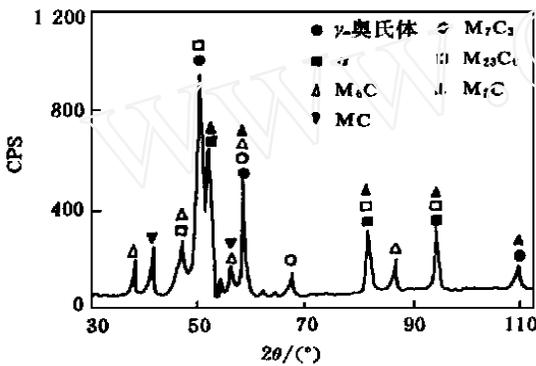


图 7 回火组织的 XRD 谱

Fig 7 XRD spectrum of the tempered microstructure

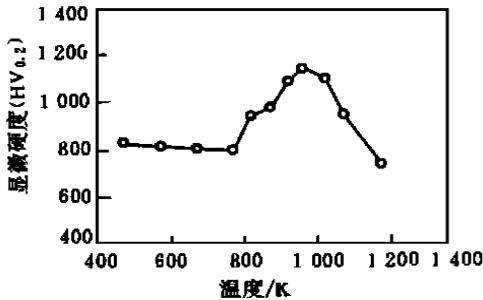


图 8 涂层的二次硬化曲线

Fig 8 Secondary hardening curve of the coating

了一定数量的马氏体;而熔覆态组织因奥氏体合金元素过饱和程度较高,应力诱发马氏体的可能性较小。显微硬度分析进一步表明:在磨损过程中,峰值回火态组织硬度提高幅度为 HV<sub>0.2</sub>120~180,大于熔覆态组织的硬度提高幅度(约 HV<sub>0.2</sub>60),而高速钢组织在磨损过程中硬度几乎没有变化。可以推测,峰值回火态组织中奥氏体应力诱发相变硬化是提高磨损

表 1 涂层的冲击磨损性能

冲击功 J		激光熔覆涂层		高速钢	
		熔覆态 (830)	回火态 (1 150)	常规处理 (780)	激光重熔 (1 120)
0.2	失重/mg	171.44	128.58	508.21	312.73
	相对耐磨性	2.96	3.95	1.0	1.63
3.0	失重/mg	130.09	86.72	387.66	230.75
	相对耐磨性	2.98	4.47	1.0	1.68

注:括号内数字为显微硬度 HV<sub>0.2</sub>

性能的主要原因。同时,峰值回火态组织中形成大量细小、弥散分布的碳化物亦可明显提高磨损性能。一定数量的奥氏体改善了磨损表层与亚表层的断裂韧性,提高了抗塑性变形能力以及裂纹萌生扩展阻力<sup>[8]</sup>。因此,峰值回火态组织具有较高的磨损性能。

### 3 结 论

(1) 铁基合金激光熔覆涂层高温回火时,观察到 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 转变为 M<sub>6</sub>C 或 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 的原位转变方式,以及奥氏体中析出 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、M<sub>6</sub>C 及 M<sub>2</sub>C 碳化物。

(2) 铁基合金激光熔覆涂层具有二次硬化特征及较高的磨料磨损性能。

#### 参考文献:

- [1] Mazumder J. Non-Equilibrium Synthesis by Laser for Tailored Surface [J]. Nato ASI Series, 1996, 307: 47-75
- [2] Draper C W, Poate J M. Laser Surface Alloying [J]. Int Met Rev, 1985, 30(2): 85-108
- [3] Nagarathnam K, Komvopoulos K. Microstructural and Microhardness Characteristics of Laser-Synthesized Fe-Cr-W-C Coatings [J]. Metall Mater Trans, 1995, 26A (8): 2131-2139
- [4] Singh J, Mazumder J. Microstructure and Wear Properties of Laser Clad Fe-Cr-Mn-C Alloys [J]. Metall Mater Trans, 1987, 18A (2): 313-322
- [5] Anjoms M A, Vilar R, Qiu Y Y. Laser Cladding of ASTM S31254 Stainless Steel on a Plain Carbon Steel Substrate [J]. Surf Coating Technol, 1997, 92(2): 142-149
- [6] Wu X L. Microstructural Features of an Iron-Based Laser Coating [J]. J Mater Sci, 1999, 34(10): 3355-3361
- [7] Shtansky D V, Inden G. Phase Transformation in Fe-Mo-C and Fe-W-C Steels [J]. Acta Metall Mater, 1997, 45(7): 2861-2878
- [8] Zum Gahr K H. Microstructure and Wear of Materials [M]. Amsterdam: Elsevier Sci Pub Co, 1987.