

文章编号: 1002-025X(2000)05-0016-02

# 稠油泵内表面合金化及 TIG 电弧重熔强化

安希忠<sup>1</sup>, 刘政军<sup>1</sup>, 林克光<sup>1</sup>, 郝雪枫<sup>2</sup>

(1. 沈阳工业大学 焊接教研室, 辽宁 沈阳 100023; 2. 沈阳锅炉压力容器检验研究所, 辽宁 沈阳)

**摘要:** 介绍了用 TIG 电弧对涂敷合金元素的灰铸铁表面进行局部重熔处理, 找出了电弧电流、电弧移动速度等工艺参数及各合金元素 Cr、W、Mo、V 对试样表面性能的影响规律。并对不同条件下, 重熔层的相结构、元素分布、显微组织、硬度和耐磨性进行了测试和分析。结果表明: 用 TIG 电弧进行重熔处理能使灰铸铁表面产生多种强化效果, 而且表面性能有很大提高。

**关键词:** 局部重熔; 钨极氩弧; 硬度; 耐磨性; 灰铸铁  
**中图分类号:** TG444.7 **文献标识码:** B

稠油泵

表面合金化

## 1 前言

铸铁局部重熔强化是以钨极氩弧电弧热来熔化工件, 冷却凝固后形成新的组织和性能的一种工艺方法。利用 TIG 电弧对稠油泵铸铁内表面进行局部重熔处理, 可以显著地提高金属和合金的表面性能<sup>[1]</sup>。本文主要介绍用 TIG 电弧对涂敷合金元素的灰铸铁表面进行局部重熔处理的工艺过程、高硬度和耐磨性的表面合金层的形成以及合金层的相组成与合金元素的强化作用。

## 2 试验设备和实验方法

铸铁牌号为 HT200, 试块尺寸为 300 mm × 80 mm × 40 mm。重熔前先清理试块表面, 在其上涂敷合金粉末, 各粉末的技术指标如表 1 所示。

表 1 各种粉末的技术指标

| 合金材料  | Cr   | B-Cr     | Mo  | W    | V         |
|-------|------|----------|-----|------|-----------|
| 成分含量  | >98% | B% ≈ 20% | 56% | >99% | 67% ~ 68% |
| 粒度(目) | 200  | 50 ~ 70  | 200 | 100  | 100       |

## 3 试验结果及分析

### 3.1 局部重熔强化试样的显微组织

铸铁局部重熔强化后的试样沿深度方向可以分为重熔区、热影响区和母体三部分。

重熔区的形成过程遵循 Fe-C 相图规律<sup>[1]</sup>。由于铸铁自身的激冷作用, 重熔层的最终组织为细的莱氏体共晶, 马氏体和残余奥氏体。

热影响区受重熔区的影响, 组织发生奥氏体化转变, 在随后的快速冷却过程中, 部分奥氏体转变成马氏体, 所以热影响区的最终组织是马氏体、残余奥氏体及细小石墨, 而且与母体形成良好的冶金结合。

### 3.2 电弧电流对试样性能的影响

图 1a、b 分别是 B-Cr 合金(加入量为 0.15 g/cm<sup>2</sup>) 在电弧移动速度  $v = 8.5$  cm/min 的条件下, 电弧电流对重熔层表面硬度和耐磨性的影响曲线。由图可见, 随着电流强度的增加, 重熔层的表面硬度呈上升趋势, 同时耐磨性越来越好, 当电流达到一定程度时, 它们分别达到一个峰值, 继续增大电流, 硬

度和耐磨性均有所下降。试验中除了电流强度不同外, 其它因素均相同, 影响熔池中晶粒长大的因素就主要取决于液相内的温度梯度。电流强度大, 电弧的能量密度就大, 吸收热量较多, 过热程度增加, 相应的温度梯度减小, 冷却速度减慢, 因而在重熔层中呈现出较大的树枝晶显微组织, 导致了硬度较低, 耐磨性较差; 电弧的电流强度小, 电弧的能量密度就小, 试样表面吸收的热量少, 因而晶粒长大的时间短, 晶粒进一步长大之前液相已经凝固成固相, 因而重熔层的组织细小而致密<sup>[1]</sup>, 它宏观表现为硬度很高, 耐磨性很好。但电流强度下能太小, 否则会使重熔层很薄或没有很好熔化, 造成重熔层的硬度和耐磨性不高, 因此没有实用意义。

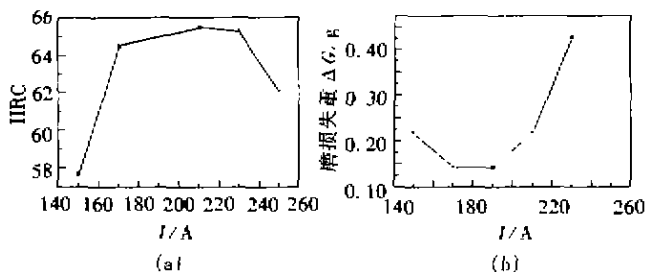


图 1 电弧电流对重熔层硬度和耐磨性的影响

### 3.3 电弧移动速度对重熔层性能的影响

图 2a、b 分别是 B-Cr 合金(合金加入量为 0.15 g/cm<sup>2</sup>) 在  $I = 210$  A 的条件下, 电弧移动速度对试样重熔层表面硬度和耐磨性的影响曲线。电弧移动速度对试样表面硬度的影响与电弧电流的影响都是使试样表面吸收的电弧能量不同, 造成的激冷效果不同, 从而获得的组织粗细不同, 表现出不同的性能。可以看出, 随着电弧移动速度的增大, 试样重熔层表面硬度升高, 耐磨性变好, 达到峰值后, 随着速度的进一步增大呈下降趋势。这是因为电弧移动速度快时, 电弧停留在试样表面的时间短, 表层吸收热量较少, 熔池小, 在母体相同传热的条件下, 激冷作用大, 大量的晶核来不及进一步长大, 所以, 显微组织细小而均匀, 表现出较高的硬度和耐磨性。当电弧移动速度慢时, 电弧在试样表面停留的时间长, 吸收的热量多, 熔池大, 需要较长的时间才能凝固, 晶核有比较充分的时间长大, 显微组织粗大, 硬度和耐磨性均不高。当电弧移动速度太快

时,也会造成重熔层很薄或没有很好的熔化。

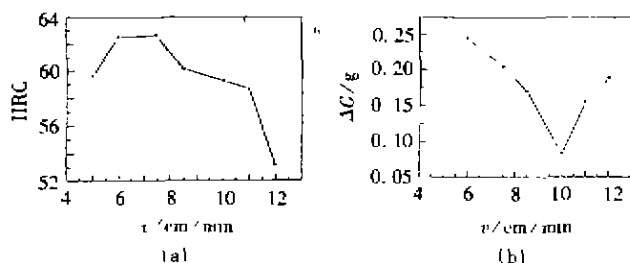


图2 电极移动速度对重熔层硬度及耐磨性的影响

### 3.4 不同合金的性能对比

加入不同合金元素时(合金加入量  $0.15 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2}$ ,  $I=210 \text{ A}$ ,  $v=8.5 \text{ cm/min}$ ),重熔层硬度都很高,一般在 HRC60 以上,比未加合金元素的试样高得多(未添加合金元素的试样硬度很低,在洛氏硬度计上无法测出其硬度值),说明合金元素在重熔层中所起的作用是显著的。合金熔化层的高硬度,是其凝固组织的多种硬化机制共同作用的结果。首先,由于合金化,使得凝固组织中产生大量细小的化合物,这些高硬度化合物的存在是硬度值提高的主要因素;其次是大量高碳针状马氏体的生成,常规淬火条件下获得的马氏体硬度一般在 HRC55 左右<sup>[6]</sup>,而重熔强化处理得到的马氏体,碳的过饱和度大大增加、畸变和缺陷密度也高得多,因而使硬度大为提高;第三是残余奥氏体的硬化,在快速加热和冷却条件下,奥氏体中富集较多的碳和合金元素,使得残余奥氏体中 C 和合金元素的质量分数很高,造成强化;第四是快速冷却得到的超细晶粒、初生的细小奥氏体晶粒造成马氏体及残余奥氏体均很细小,共晶莱氏体中的碳化物也被明显细化并获得弥散分布<sup>[1]</sup>。

图3是各种合金的耐磨性对比,虽然 B-Cr 合金重熔层的硬度不如加 W 试样的高,但其耐磨性却比加 W 试样的好得多,证明了元素 B 在重熔层中所起的良好作用。

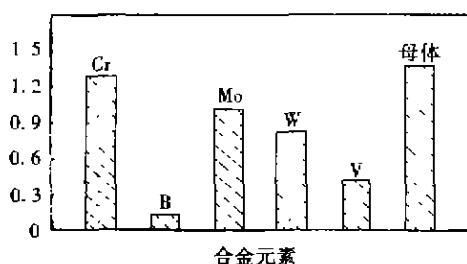


图3 不同合金试样的耐磨性

### 3.5 物相分析

为弄清重熔层的化学成分,用 D/max-rB 型 X 射线衍射仪对重熔层进行了物相分析。重熔层的组织除马氏体和残余奥氏体外,还析出了各种硬化化合物。衍射图谱表明,这些化合物主要有  $\text{Fe}_3\text{B}$ 、 $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{Fe}_7\text{B}_3$ 、 $\text{MoC}$ 、 $\text{Fe}_3\text{C}$ 、 $\text{Fe}_5\text{C}_2$ 、 $\text{WC}_{1-x}$ 、 $\text{Fe}_2\text{C}$  等,它们的生成无疑对重熔层的强化起着极为重要的作用。

### 3.6 合金元素在重熔层及热影响区中的分布

用 EPM-810 型电子探针针对试样由重熔层表面到母体进行线成分分析,可以看出,合金元素在重熔层中的分布比较均匀,说明随着磨损的进行,不会出现硬度越来越低、耐磨性越来越差的现象。

用电子探针针对重熔层和热影响区做了面分析(背散射电子像)。图4为各元素面分布的结果。从图4a中看出元素 Cr 并

没有溶入或很少溶入初生奥氏体所构成的鱼骨状组织中,而是分布于树枝晶之间。这种现象说明,并非合金元素在重熔层中溶入得越多,其性能就越好,从线分析中可知,Cr 溶入重熔层中的相对量较多,但面分布测试表明它主要是位于树枝晶之间,对奥氏体的强化作用不大,因而表现为性能不如添加其它合金元素的试样好。

分析 Mo 和 W 元素的背散射电子像不是很强,表明其溶入量不是很多,线分析也证明了这一点,但它们主要分布在奥氏体中,起到了强化奥氏体的作用,因而其性能也很高。

由图4b可知,V 溶入重熔层中的数目较多,且主要分布在初生奥氏体中,对奥氏体起强化作用,因此添加 V 的重熔层表现出良好的耐磨性。

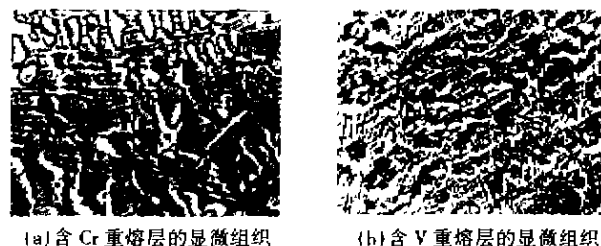


图4 合金元素 Cr, V 的面分布 1000×

重熔层中溶入了很多元素 V,热影响区 V 的背散射电子像强度比重熔层弱,但比母体强,而且是由重熔层向母体逐渐减弱,这再次证明了合金元素对热影响区也有一定的强化作用。对其它元素在热影响区中的分布也做了分析,结果与图4所示大致相同,不再赘述。

## 4 结论

(1)利用 TIG 电弧对灰铸铁表面进行局部重熔处理,可以显著地提高铸铁表面硬度和耐磨性。

(2)重熔后,试样的组织沿深度方向可分为重熔区、热影响区和母体三个部分。重熔区的组织为马氏体+残余奥氏体+碳化物;热影响区的组织是马氏体+残余奥氏体+细小石墨;母体的组织为珠光体+铁素体+片状石墨。

(3)合金元素的强化作用是因 B、Mo、W、V 等产生的细小化合物,过饱和马氏体和残余奥氏体综合作用的结果。

(4)铸铁局部重熔强化,能在极短的时间内达到一般渗金属需要几十小时甚至上百小时的渗层效果;同时其表面成形要远好于碳化钨堆焊。

(5)在  $v=8.5 \text{ cm/min}$ 、 $I=170 \text{ A}$  以及  $I=210 \text{ A}$ 、 $v=10 \text{ cm/min}$  的条件下,重熔层表现出了良好的综合性能。

铸铁局部重熔强化技术虽然出现不久,但却表现出较强的生命力,此项研究具有重要的理论价值和应用前景。

## 参考文献:

- [1] 安希忠,林克光,刘政军,等. 钨极氩弧局部重熔对铸铁组织和性能的影响[J]. 铸造,1999.
- [2] 贾鸿漠. 手工钨极氩弧焊接法[M]. 太原:山西人民出版社,1980.
- [3] Minkoff L. The Physical Metallurgy of Cast Iron[C]. 1983, 78-80.
- [4] 郑立. 激光熔覆硬质合金 WC-Ti-Co 特性的研究[J]. 激光技术,1994, (21): 18.
- [5] 洪锦钧. 用等离子弧处理铸铁件表面的白口[J]. 金属热处理,1982, (3): 35.