

# 热处理对高硼铁基堆焊合金材料组织与性能的影响

何金字<sup>1</sup>, 徐艳升<sup>2</sup>, 苏健晖<sup>1</sup>

(1. 佳木斯大学材料科学与工程学院, 黑龙江 佳木斯 154007;

2. 青岛亚通达铁路设备有限公司, 山东 青岛 266111)

**[摘要]** 为了拓展高硼铁基堆焊合金在高温耐磨领域的应用,采用耦合电弧热丝 TIG 堆焊方法分别制备了不同碳含量的高硼铁基堆焊合金材料,并对堆焊合金进行了 800 ℃、保温 24 h 热处理,同时,考察了堆焊合金材料的组织和性能的变化。结果表明:Fe-B-C 堆焊合金组织为硼化物和基体 Fe,硼化物呈棒状(初晶 Fe<sub>2</sub>B)、鱼骨状(共晶 Fe<sub>2</sub>B)和菊花状 Fe<sub>3</sub>(B,C)。Fe-B-C 堆焊合金经热处理后,初晶 Fe<sub>2</sub>B 组织形态未发生变化,鱼骨状共晶 Fe<sub>2</sub>B 组织断裂,形成不连续的细棒状硼化物组织,菊花状 Fe<sub>3</sub>(B,C)组织消失。焊态条件下 Fe-B-C 堆焊合金材料的硬度变化较小,硬度在 62~65 HRC 范围内;热处理后硬度降低明显,随着碳含量的增加,堆焊合金材料硬度下降幅度最大,碳含量为 0.97%(质量分数)时下降到 49 HRC。

**[关键词]** 高硼; 堆焊合金; 硼化物; 热处理; 组织; 性能

**[中图分类号]** TG455 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1001-1560(2020)12-0034-05

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of High Boron Iron Based Surfacing Alloy Materials

HE Jin-yu<sup>1</sup>, XU Yan-sheng<sup>2</sup>, SU Jian-hui<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiamusi University, Jiamusi 154007, China;

2. Qingdao Yatongda Railway Equipment Co., Ltd., Qingdao 266111, China)

**Abstract:** In order to expand the application of high-boron iron-based surfacing alloys in the field of high temperature wear resistance, the coupled arc hot wire TIG surfacing method was used to prepare high-boron iron-based surfacing alloy materials with different carbon contents, and the surfacing alloy was heat treated at 800 ℃ for 24 hours to investigate the changes in the structure and properties of the surfacing alloy material. Results showed that the microstructure of Fe-B-C surfacing alloy was boride and matrix Fe, and the boride was rod-shaped (primary Fe<sub>2</sub>B), fishbone (eutectic Fe<sub>2</sub>B) and chrysanthemum Fe<sub>3</sub>(B,C). After heat treatment of Fe-B-C surfacing alloy, the microstructure of primary crystal Fe<sub>2</sub>B did not change, the fish bone eutectic Fe<sub>2</sub>B structure broke, forming a discontinuous thin rod-like boride structure, and the chrysanthemum Fe<sub>3</sub>(B,C) tissue disappeared. Under the condition of soldering, the hardness of Fe-B-C surfacing alloy material changed little, the hardness was in the range of 62~65 HRC. The hardness decreased obviously after heat treatment. With the increase of carbon content, the hardness of surfacing alloy material decreased greatly. When the carbon content was 0.97, the hardness dropped to 49 HRC.

**Key words:** high boron; surfacing alloy; boride; heat treatment; structure; property

## 0 前言

钢铁冶金行业机械设备高温磨损件较多,致使其更换周期短、检修时间长、设备运转不稳定,制约了生产,导致企业生产成本较高。研究和推广高温耐磨材料,降低企业生产成本,是材料工作者的当务之急。目

前,铁基高温耐磨堆焊合金材料以高铬高碳为主,主要是因为高铬高碳耐磨材料性价比高、焊接性好、成型优良,可修复复杂结构的机械部件,不同程度地延长零部件的使用寿命<sup>[1-3]</sup>。但由于高铬高碳耐磨材料自身属性的限制,高温条件下强化相易分解,热稳定性变差,降低了材料的高温耐磨性。随着耐磨材料成本的增加和

[收稿日期] 2020-07-21

[基金项目] 黑龙江省大学生创新创业训练项目(201910222073)资助

[通信作者] 何金字(1999-),本科,主要研究方向为耐磨材料,E-mail:252930179@qq.com

贵重金属资源的短缺,迫使人们寻求性价比更高的耐磨材料。为此,人们开发了高硼高温耐磨合金材料,利用硼化物作为耐磨相而开发新型铁基耐磨材料<sup>[4]</sup>。高硼铁基耐磨材料的力学性能和磨损性能取决于其微观结构和化学成分<sup>[5,6]</sup>。为了获得抗冲击性,材料必须具有良好的延展性和良好的界面硼化物-基体黏合。为保证材料的耐磨性,确保硬质相的高硬度十分重要,尤其重要的是确保硬质相的硬度和基体的硬度<sup>[7]</sup>。为了进一步拓展高硼铁基合金在高温耐磨领域的应用,本工作对低碳、中碳、高碳的高硼铁基堆焊合金进行热处理,研究了其热处理和焊态下的组织与性能,为发展高硼铁基堆焊合金材料提供试验支持和理论指导。

## 1 试验方法及材料

利用耦合电弧热丝 TIG 堆焊方法,采用无熔滴过渡方式在 100 mm×45 mm×15 mm 的低碳钢试板上制备堆焊合金材料,焊丝为自行设计的 3 组不同碳含量高硼系金属粉芯焊丝,焊丝直径为 1.6 mm,填充率为 23%,堆焊合金材料的化学成分见表 1。

表 1 堆焊合金材料的化学成分(质量分数) %

堆焊合金	C	B	Si	Mn	P	S	Fe
I	0.12	5.94	0.69	1.63	0.02	0.01	余量
II	0.59	5.99	0.70	1.66	0.03	0.02	余量
III	0.91	5.89	0.68	1.62	0.02	0.02	余量

焊接工艺参数:主弧电压 20 V,主弧电流 100 A,辅弧电流 140 A,送丝速度 7.2 m/min,焊接速度 4.4 mm/s,堆焊层厚度为 4 mm。利用线切割设备将不同碳含量的堆焊合金材料切割成尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的试样,再将其加热至 800 ℃,保温 24 h 后,随炉冷却。采用 150~2 000 目的碳化硅砂纸制备焊态和热处理后的堆焊合金材料的金相试样,利用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后,利用蔡司光学显微镜观察堆焊层的组织结构。采用 X 射线衍射分析堆焊合金焊态与热处理后的物相结构,扫描范围为  $0^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ ,步长为  $0.05^\circ$ 。采用 HR-150A 型洛氏硬度,载荷 1 500 N,检测堆焊合金材料的宏观硬度,每个试样测试 5 个点取平均值。采用 CUBE 高速观摄像机对熔滴过渡进行拍摄观察,最高拍摄速度为 10 000 帧/s。

## 2 试验结果和分析

### 2.1 Arcing-wire GTAW 无熔滴过渡

为了提高金属粉芯焊丝中合金元素的利用率,采

用新型焊接方法制备堆焊合金材料,即无熔滴耦合电弧热丝 TIG 焊,图 1 为焊接系统控制原理。由图 1 可知,工件与钨极之间形成的主弧用于焊接母材和焊丝,钨极和焊丝之间形成的电弧用于预热和熔化焊丝。送丝机可将焊丝不断地送至主弧区内,通过调整送丝速度可实现有熔滴过渡、无熔滴过渡。本试验采用无熔滴过渡方式,主要原因是无熔滴过渡在焊接过程中不产生熔滴,焊丝在主电弧中直接插入焊接熔池。

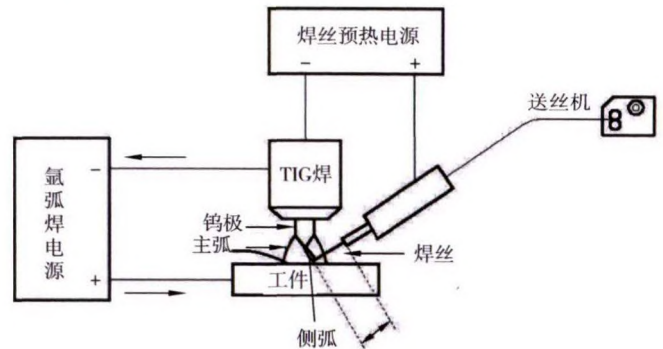


图 1 耦合电弧热丝 TIG 焊系统控制原理<sup>[8]</sup>

由于送丝的快速持续跟送进,阳极斑点并非连续产生,进而降低了阳极斑点的作用,减少了阳极焰的形成,同时减少了高速的蒸汽流,熔滴不会处于严重过热的状态,减少了金属粉芯焊丝合金元素的烧损,以获得满足设计要求的堆焊合金材料。通过调控耦合电弧热丝 TIG 焊送丝速度,当焊接送丝速度为 7.2 m/min 实现无熔滴过渡方式,无熔滴过渡高速摄影图像如图 2 所示,由此得以解决了耐磨堆焊金属粉芯焊丝中合金元素烧损的问题,并增加了焊接熔敷率,实现了高效优质堆焊。

### 2.2 测试分析

不同碳含量高硼铁基堆焊合金焊态和热处理后的 XRD 谱如图 3 所示。焊态条件下高硼铁基堆焊合金材料的相组成为基体 Fe、初晶和共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ ,与标准 PDF 卡片相对应的峰位相对应。碳含量为 0.12% (质量分数,下同) 时,高硼堆焊合金的相组成为基体 Fe 和  $\text{Fe}_2\text{B}$ 。碳含量增加至 0.59% 时高硼堆焊合金的相组成为基体 Fe、 $\text{Fe}_2\text{B}$  和  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ 。 $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  相的衍射峰的出现,主要是因为  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  与  $\text{Fe}_3\text{C}$  都属于正交晶系,且 B、C 原子半径接近,当堆焊合金中碳含量达到一定时, $\text{Fe}_3\text{C}$  中的碳原子能够被硼原子置换形成含硼渗碳体  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ 。当碳含量达到 0.91% 时,相组成仍然为 Fe、 $\text{Fe}_2\text{B}$  和  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ 。由碳含量为 0.59% 和 0.91% 的堆焊合金材料的 XRD 谱可以发现,衍射角为  $42.527^\circ$  的  $\text{Fe}_2\text{B}$  衍射峰相对强度显著增加,堆焊合金材

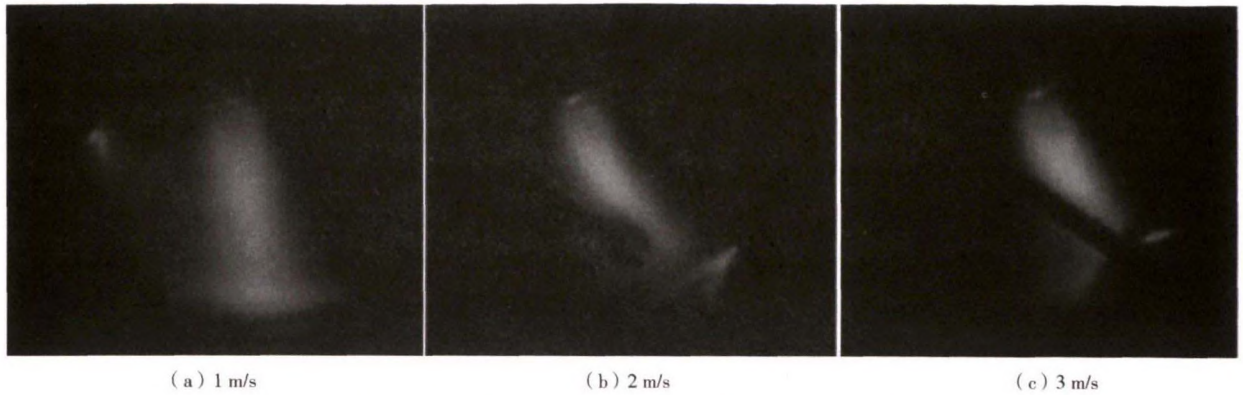


图2 焊接送丝速度对金属转移和电弧行为的影响<sup>[8]</sup>

料中大量  $\text{Fe}_2\text{B}$  相的(002)晶面参与了衍射。随着堆焊合金中碳含量变化,  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  峰强逐渐变强, 主要因为高硼 Fe-B-C 铁基堆焊合金中物相衍射峰峰强变化与合金体系中 B、C 的相对含量有关,  $\text{Fe}_2\text{B}$  相的衍射峰强取决于 B 含量变化,  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  相的衍射峰强由 C 含量决定, 随碳含量增加  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  的衍射峰峰强加强。

Fe-B-C 堆焊合金经过  $800\text{ }^\circ\text{C}$ , 保温 24 h 热处理后, 碳含量为 0.12% 的堆焊合金材料 XRD 图谱变化较

小, 相组成为 Fe 和  $\text{Fe}_2\text{B}$ , 碳含量为 0.59% 时,  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  衍射峰消失,  $\text{Fe}_2\text{B}$  衍射峰增加, 主要因为高温条件下  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  转变为  $\text{Fe}_2\text{B}$  和 Fe。碳含量为 0.91% 时, 堆焊层的相组成由  $\text{Fe}+\text{Fe}_2\text{B}+\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  转变为  $\text{Fe}+\text{Fe}_2\text{B}$ 。XRD 分析表明, 热处理后低碳堆焊合金材料组织中没有新的硼化物产生, 相组成仍为  $\text{Fe}+\text{Fe}_2\text{B}$ 。中碳、高碳堆焊合金材料热处理后组织有着明显改变,  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  相组织消失。

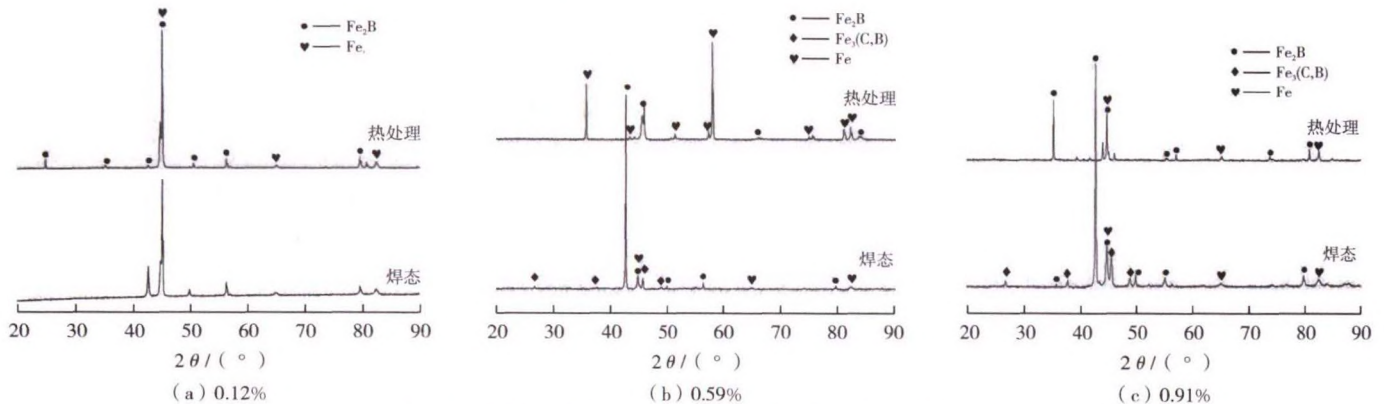
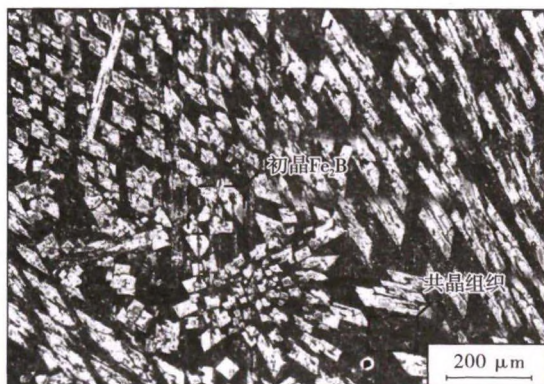


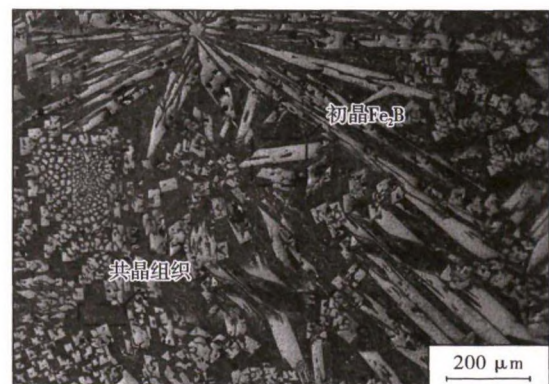
图3 不同碳含量堆焊合金材料焊态与热处理后的 XRD 谱

## 2.3 金相组织

### 2.3.1 碳含量为 0.12% 时堆焊焊缝组织



(a) 焊态组织



(b) 热处理后组织

图4 低碳高硼堆焊合金焊缝金相显微组织

图4为低碳高硼堆焊层横截面焊态和热处理后的金相显微组织。

由 Fe-B-C 三元合金相图和堆焊层化学成分可知,低碳高硼堆焊合金材料为过共晶成分合金。

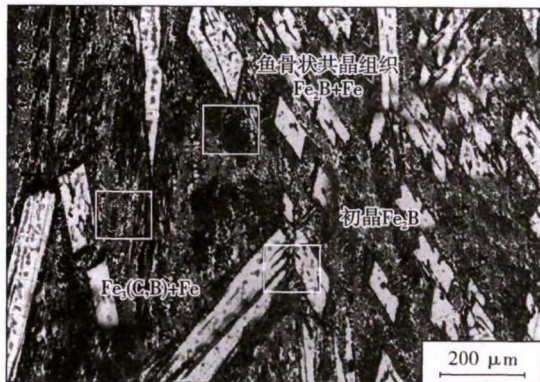
在焊缝凝固时,先从液相中析出初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,随着温度的进一步降低,初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  周围发生共晶反应形成共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  和  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ 。符寒光等<sup>[6]</sup>认为碳不以固溶的形式存在  $\text{Fe}_2\text{B}$  中,但是 B 可置换 C 形成含硼渗碳体  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ ,B 在渗碳体中的固溶度取决于温度,950 °C 时可达 4.8%,1 000 °C 时可达 5.3%。观察图 4a 可知,焊态组织中析出了数量较多的块状、菱形和 L 形组织,且其分布广、尺寸较大,具有平直界面的细长棒状结构。棒状  $\text{Fe}_2\text{B}$  体积分数由硼含量决定,与碳含量无关<sup>[1]</sup>。棒状  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织间分布着大量的呈鱼骨状的共晶  $\text{Fe}_2\text{B}+\text{Fe}$  组织。观察图 4b 中热处理后堆焊层组织形态可知,焊缝组织中析出的大量块状及长条状初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织无变化,仍保持着块状、长条状组织;鱼骨状

共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织显微组织形貌变化明显,由于长时间高温作用,使鱼骨状共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织断裂,形成不连续的细棒状硼化物组织,基体 Fe 经过 800 °C,保温 24 h 热处理后发生氧化。

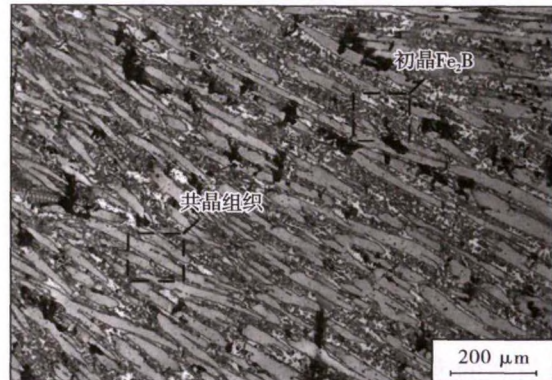
### 2.3.2 碳含量为 0.59% 时堆焊焊缝组织

图 5 为中碳高硼堆焊层横截面焊态和热处理后的金相显微组织。观察图 5a 可知,随着堆焊合金中碳含量的增加,初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织未发生变化,仍然呈菱形或长方形,但棒状  $\text{Fe}_2\text{B}$  间分布的大量共晶

组织为呈鱼骨状的共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织和少量菊花状的  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  组织。观察图 5b 可知,当经过 800 °C,24 h 热处理后中碳高硼堆焊焊缝显微组织中的初  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织仍维持着棒状,棒状初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织间分布的鱼骨状  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织没有发生变化,但在热处理的作用下菊花状的  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  组织消失。



(a) 焊态组织



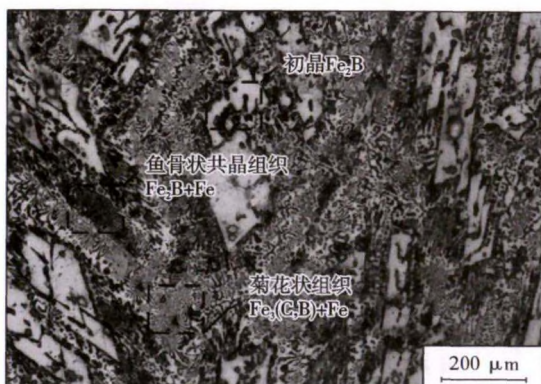
(b) 热处理后组织

图 5 中碳高硼堆焊合金焊缝金相显微组织

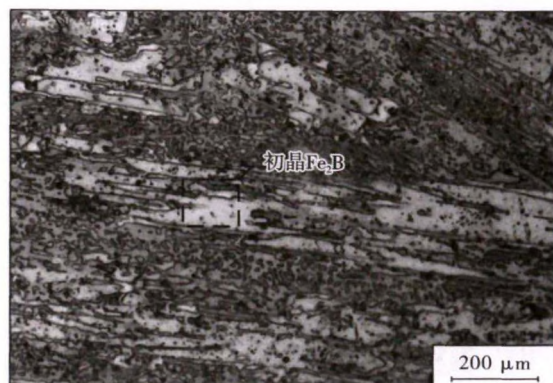
### 2.3.3 碳含量为 0.91% 时堆焊焊缝组织

图 6 为高碳高硼堆焊层横截面焊态和热处理后的金相显微组织。由图 6a 可知,焊态下析出块状初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织,呈方形、长方形,棒状组织间分布着大量的共晶组织。C 含量增加至 0.91% 时,共晶鱼骨状  $\text{Fe}_2\text{B}+\text{Fe}$  组织消失,共晶组织由菊花状的  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  组成。

Fe-B-C 系铁基合金中的共晶组织显微结构取决于堆焊合金材料中的含碳量,低碳为鱼骨状共晶组织,增加碳含量,共晶组织向菊花状组织转变<sup>[1]</sup>。由图 6b 可知,经过 800 °C,24 h 热处理后高碳高硼堆焊焊缝中初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  仍为棒状组织,但棒状  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织间分布的菊花状共晶组织  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  消失,主要由于在热处理的作用



(a) 焊态组织



(b) 热处理后组织

图 6 高碳高硼堆焊合金显微组织

下,共晶组织  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  的不稳定所致。综上分析可知,高碳高硼堆焊焊缝中的硬质相  $\text{Fe}_2\text{B}$  的具有良好的热稳定性,菊花状的共晶组织热稳定性较差。

#### 2.4 洛氏硬度

图7为不同碳含量的堆焊合金材料的焊态与热处理后的表面洛氏硬度。焊态时,当堆焊合金材料中硼含量为5.9%时,随着碳含量的增加,堆焊层的洛氏硬度呈现缓慢增加趋势,碳含量为0.12%时,洛氏硬度达到62 HRC,碳含量为0.91%时,洛氏硬度达到65 HRC,过高的硬度会使堆焊层产生大量的微裂纹和贯穿裂纹,导致堆焊合金材料的脱落,从而限制了其应用。

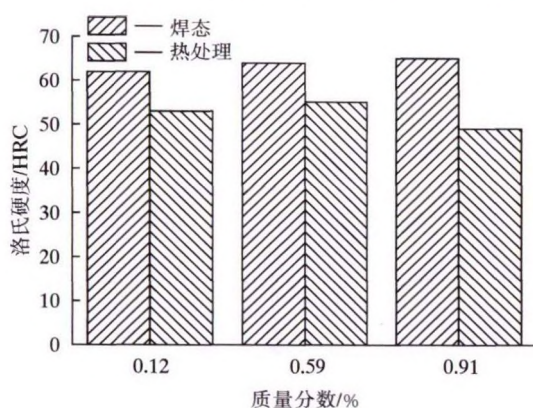


图7 洛氏硬度

热处理后堆焊层硬度变化明显,碳含量为0.12%的堆焊合金材料的表面洛氏硬度由焊态的62 HRC下降到55 HRC;碳含量为0.59%时的堆焊合金材料的表面洛氏硬度由焊态的64 HRC下降到52 HRC;碳含量为0.91%的堆焊合金材料的表面洛氏硬度由焊态的65 HRC下降到49 HRC,下降幅度最大。随着碳含量的增加,焊态下高硼铁基堆焊合金材料的洛氏硬度逐渐变大,主要是因为堆焊合金中  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  相的体积分数的增加导致硬度变大,而热处理后堆焊合金材料的洛氏硬度反而随着碳含量的增加而下降较大,这主要与菊花状  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  和共晶鱼骨状的  $\text{Fe}_2\text{B}$  的组织形态有关,堆焊合金材料加热至  $800\text{ }^\circ\text{C}$ ,保温24 h后,虽然初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  的组织形态未发生变化,但热处理后菊花状  $\text{Fe}_3(\text{B},\text{C})$  和共晶鱼骨状的  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织的体积分数减少或为零,使堆焊合金材料的硬度下降。

### 3 结论

(1) Fe-B-C 堆焊合金组织为硼化物和基体 Fe,硼化物呈棒状(初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$ )、鱼骨状(共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$ )和菊花状  $\text{Fe}_3(\text{B},\text{C})$ 。

(2) Fe-B-C 堆焊合金经过  $800\text{ }^\circ\text{C}$ ,保温24 h处理后,初晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织形态未发生变化,鱼骨状共晶  $\text{Fe}_2\text{B}$  组织断裂,形成不连续的细棒状硼化物组织,菊花状  $\text{Fe}_3(\text{B},\text{C})$  组织消失。

(3) 焊态条件下 Fe-B-C 堆焊合金材料的硬度变化较小,硬度在62~65 HRC 范围内;热处理后硬度降低明显,随着碳含量的增加,堆焊合金材料硬度下降幅度最大,碳含量为0.97%时下降到49 HRC。

#### [ 参 考 文 献 ]

- [1] 庄明辉,李慕勤,王 军,等. 碳化硼对粉/丝复合堆焊高硼铁基合金组织结构的影响[J]. 焊接学报, 2015, 36(10):57-60.
- [2] 刘小萍,高原,徐晋勇,等. 等离子表面高铬高碳耐磨层的研究[J]. 材料科学与工艺, 2006, 14(3):251-253.
- [3] 徐滨士. 新时代中国特色再制造的创新发展[J]. 中国表面工程, 2018, 31(1):1-6.
- [4] 宋绪丁,符寒光,杨 军. 热处理对耐磨铸造 Fe-C-B 合金组织及性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2008, 29(1):38-41.
- [5] CHRISTODOULOU P, CALOS N. A step towards designing Fe-Cr-B-C cast alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 301(2):103-117.
- [6] 符寒光,蒋志强. 耐磨铸造 Fe-B-C 合金的研究[J]. 金属学报, 2006, 42(5):545-548.
- [7] 郭红星,强少光. Fe-Cr-B-C 合金中硬质相种类及其力学模量和硬度[J]. 铸造, 2016, 65(10):1 000-1 002.
- [8] WANG J, LI M Q, MA Z. Cross touching behavior in arcing-wire gas tungsten arc welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 260:38-47.

[编校:宋 媛]



材料保护已开通微信客服,请扫描二维码关注材料保护公众号,与本刊互动。