

# Fe-Cr-B/42CrMo 复合轧辊界面组织研究

龚思敏<sup>1</sup>, 丁家伟<sup>2</sup>, 耿德英<sup>3</sup>, 丁刚<sup>4</sup>, 曹杰瑞<sup>1</sup>, 杨文成<sup>1</sup>, 郭长庆<sup>1</sup>

(1. 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏镇江 212013; 2. 吉林大学材料科学与工程学院, 吉林长春 130022; 3. 徐工集团徐州重型机械有限公司, 江苏徐州 221000; 4. 江苏汇诚机械制造有限公司, 江苏泰州 215307)

**摘要:** 采用电渣结晶器熔铸包覆高碳中锰Fe-Cr-B合金熔液与电磁感应预热42CrMo低合金钢辊芯相结合的固-液复合材料制备方法制备了高碳中锰Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊。运用OM、SEM、EDS、XRD研究了铸态下复合轧辊复合界面的显微组织特征, 运用洛氏硬度计测试了复合界面两侧的硬度。结果表明: 复合界面由极细的层片状珠光体组成; 界面附近包覆层一侧主要由共晶组织和一种细小、致密的蜂窝状组织组成。其中, 共晶硼化物为M<sub>2</sub>B, 蜂窝状组织的硬质相为M<sub>3</sub>(C, B)碳硼化物; 界面附近辊芯一侧主要由大量的细层片状珠光体、少量的块状铁素体和网状晶界碳化物组成。复合界面的铸态显微组织特征与其形成过程中两侧合金元素的相互扩散密切相关。其中, C、Mn、Cr、Mo和B从包覆层一侧向辊芯一侧进行了扩散, 而Fe元素则由辊芯一侧向包覆层一侧进行了扩散。

**关键词:** 高碳中锰Fe-Cr-B合金; 复合轧辊; 复合界面; 显微组织

复合轧辊是由两种性能具有明显差异的不同金属通过一定的冶金工艺组合而成的高强度耐磨轧辊<sup>[1]</sup>, 外层为包覆层, 通常选择耐磨和耐热性能优异的合金铸铁或高合金铸钢, 内部辊芯则选择强韧性优良的球墨铸铁或低合金高强度钢。组合在一起的复合轧辊兼有两种金属材料的优点, 既能满足轧机对辊身耐磨性、抗热疲劳等性能的要求, 又能同时保证芯部和辊颈对强韧性的要求<sup>[2-4]</sup>。作为高铬铸铁之后的第四代耐磨材料, Fe-Cr-B合金以其优越的耐磨性在国内外得到广泛的应用<sup>[5-6]</sup>。然而, Fe-Cr-B合金存在韧性储备不足的严重缺点, 单一Fe-Cr-B合金轧辊曾经出现过断裂的报道就说明了完全采用这种材料制备轧辊存在的问题<sup>[7-9]</sup>。因此, 可以通过控制Fe-Cr-B合金的碳、硼含量来分别控制基体的碳含量和硼化物的体积分数, 使其兼有高的耐磨性和优良的强韧性<sup>[10-12]</sup>。42CrMo中碳合金钢经调质处理后具有优异的综合力学性能, 特别是具有高强韧性, 适合作为制造复合轧辊的辊芯材料<sup>[13]</sup>。所以, Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊是该类轧辊今后主要的发展方向。

复合界面的研究是复合轧辊的核心问题。复合界面除了应保证不同材料之间实现冶金结合的最基本要求外, 还应当保证轧辊在严苛的服役环境中两者之间不脱粘、不分离。因此, 研究复合轧辊的复合界面的组织特征以及掌握复合界面显微组织的形成规律对于开发性能优良的复合轧辊至关重要。

本研究试图在中锰Fe-Cr-B合金的基础上通过进一步增加合金中的含碳量来增加包覆层中硬质相的数量, 从而, 进一步提高复合轧辊的耐磨性。通过研究铸态高碳中锰Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊复合界面的显微组织特征、界面两侧元素的分布规律以及硬度的变化规律探索复合界面组织的形成机理, 为今后改善复合轧辊复合界面的结合质量和使用性能提供参考。

## 1 试验材料及方法

试验用复合轧辊采用电渣重熔用结晶器熔铸包覆与电磁感应预热辊芯相结合的方法制备。其中, 包覆层材料为高碳中锰Fe-Cr-B合金, 辊芯和辊颈为42CrMo低合

### 作者简介:

龚思敏(1994-), 男, 硕士, 主要从事耐磨材料的研究。  
E-mail: gong\_simin123@163.com

### 通讯作者:

郭长庆, 男, 教授。E-mail: guo\_changqing@126.com

中图分类号: TG172

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2019)

12-1336-06

### 收稿日期:

2019-05-27 收到初稿,

2019-07-28 收到修订稿。

金锻造钢棒。复合铸造制备复合轧辊的试验装置如图1所示。其中,图1a为装置的结构示意图,图1b为包覆层、辊芯、电磁感应加热线圈和水冷结晶器等相对位置的局部放大示意图。

高碳中锰Fe-Cr-B合金在500 kg中频感应电炉中熔炼,其炉衬采用碱性的镁砂颗粒砌筑。熔炼用金属原材料包括Q235废钢、20#硼铁、60#钼铁、电解镍板、60#高碳锰铁和65#高碳铬铁等。开始熔炼之前,将部分废钢、钼铁、金属镍板、高碳锰铁和高碳铬铁全部放入坩锅内。待原料熔化后,将钢液上部的熔渣去掉并加入余下的废钢,然后加入0.5%的硅铁进行预脱氧。当熔池温度达到约1 620 ℃时取样分析化验并根据分析结果调整高碳中锰Fe-Cr-B合金的化学成分。当合金的成分合格并且炉内熔液温度达到1 580~1 620 ℃时,加入占熔液重量0.1%的铝丝进行二次脱氧。然后加入0.04%钛铁,最后加入硼铁3~5 min后准备浇注。表1给出了试验用高碳中锰Fe-Cr-B合金的化学成分。

辊芯和辊颈采用直径为100 mm的42CrMo锻造钢棒。复合前对钢棒表面进行车削加工以去掉表面的氧化皮。然后,在钢棒表面上涂抹一层防氧化涂料。之后,将钢棒放入马弗炉中加热至750 ℃保温待用。复合时,首先将钢棒从炉中取出安放在图1所示水冷结晶器型内的辊颈安装定位孔处。然后,使用水冷结晶器外围安放的中频感应加热设备将芯棒表面加热至920~930 ℃并保温。在此过程中不断向结晶器内喷吹氮气以防止钢棒氧化,浇注开始时停止喷吹氮气。之后,将高碳中锰Fe-Cr-B合金高温熔液采用底注法浇入结晶器中。浇注完毕后,保持中频感应加热设备通电保温20~30 min。当复合轧辊表面降温到800 ℃左右时,通过升降装置将复合轧辊从结晶器内抽出,并将其埋入石灰内缓慢冷却到室温。

复合轧辊制备完成之后,首先沿轧辊纵向向中心线将其一分为二切开,然后,再从半轧辊上连续切取厚

度为21 mm的薄片,之后,沿径向从薄片上切取长条试样,图2为切取位置及尺寸示意图。最后用钼丝切割机从长条试样上切取含有复合界面的金相试样,其尺寸为10 mm×10 mm×15 mm。用砂轮机首先把金相试样磨出一个平整的表面,然后,用砂纸由粗到细逐级研磨,抛光后用浓度为4%硝酸酒精溶液腐蚀。由于包覆层比辊芯的耐腐蚀性强,所以,金相试样不能同时进行腐蚀,先腐蚀包覆层,再腐蚀辊芯。

分析复合界面及其两侧附近的物相组成时采用了复合界面的断口作为XRD分析试样。将包含复合界面的金相试样两端固定,在界面处施力。试样会在界面处发生断裂,对复合界面断口包覆层一侧和辊芯一侧分别进行XRD检测。

光学显微组织采用Observer.Z1m Zeiss显微镜拍摄。高倍组织采用JSM-7800F型扫描电子显微镜拍摄,加速电压15 kV,工作距离9 mm。硬度测试采用HRS-150数显洛氏硬度计,载荷1 470 N,测试时,在复合界面两侧均匀定长打点,点间距1 mm。物相分析采用日本理学D/max 2500PC型X射线衍射仪,最大输出功率3 kW,靶材为铜靶,管电流和管电压分别为30 mA和40 kV,扫描速度为5°/min,10°~90°耦合连续扫描,测试完之后借助Jade6分析软件进行物相分析。

## 2 试验结果

图3为高碳中锰Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊复合界面及其两侧附近的铸态光学显微组织。其中,图3b中间位置的那条细长黑带即为复合界面,如图中箭头所示。界面组织致密,没有气孔和夹层等铸造缺陷,表明:复合界面为良好的冶金结合;图3a为从复合界面至接近高碳中锰Fe-Cr-B合金包覆层中心区域的光学显微组织,其中包括复合界面附近的组织。从图3a可以看到:复合界面附近主要分布着细小的共晶组织,随

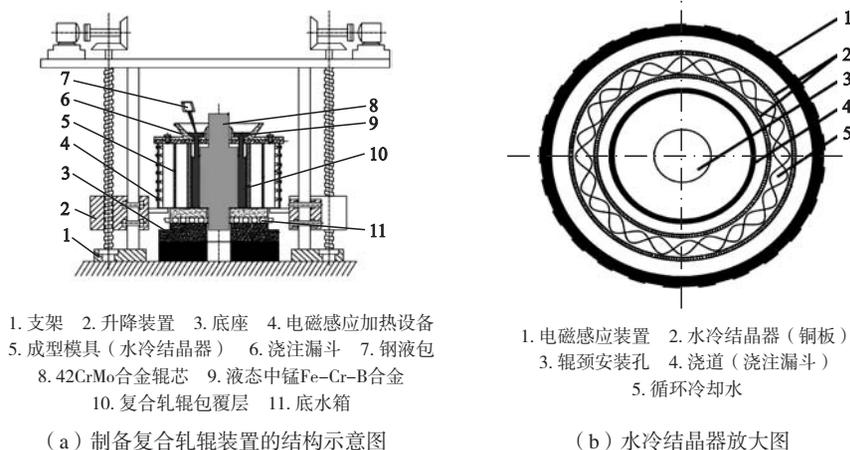


图1 试验用复合轧辊制备装置图  
Fig. 1 Composite roll preparation device for test

着远离界面或接近包覆层中心区域，组织逐渐变得粗大，长条状的先共晶组织逐渐出现。除了共晶组织外，还出现了另外一种更为细小、致密的蜂窝状组织，如图中箭头所示。距离复合界面越远，长条状的先共晶组织和细小的蜂窝状组织越多。图3c为在复合界面右侧42CrMo低合金钢辊芯一侧的光学显微组织。从图3c可以看到：右侧主要由灰（黑）白相间的组织组成。其中，白色细长条组织主要分布在晶界上，白色块状组织则主要分布在晶粒内部，灰（黑）色组织呈块状，也主要分布在晶粒内部。沿复合界面向辊芯内部方向分布在晶界上的细长条白色组织逐渐减少，白色块状组织逐渐增多，灰（黑）色的块状组织逐渐减少。

图4为复合界面及其两侧的SEM高倍放大组织。其中，图4b为复合界面组织。由图4b知，在图3b中的黑色复合界面条带实际上全部由细片状的珠光体组成，并且，珠光体中的渗碳体片垂直于复合界面，越靠近复合界面，渗碳体片层的间距越小，如图4c所示。图4a为复合界面附近包覆层一侧的SEM放大组织，从该照片中可以清晰地看到比较粗大的网状共晶组织。

图5a为复合界面附近辊芯一侧的SEM放大图像。从该照片中可以清晰地看到图3c中的灰（黑）白相间的组织实际上由分布在晶粒内部的珠光体团和块状铁素体组成，而在晶界上分布的细长条白色组织为网状碳化物，如图5a中箭头所示。图5b为块状铁素体的能

谱分析EDS结果：块状铁素体除了主要含Fe外，还含有少量的Cr和C。

图6为在复合界面两侧合金元素分布的EDS能谱线扫描分析结果。从图中可以看到：从左至右，即从包覆层一侧通过复合界面到辊芯一侧，Ni、Mo含量变化不明显；C含量变化也不明显，但是C含量在复合界面处有所升高，说明在复合界面处有大量碳化物形成；Mn元素和Cr元素总的趋势是在逐渐下降，但在包覆层一侧，分析位置处于共晶碳化物时，Mn元素含量明显升高，特别是Cr元素含量显著升高，而Ni元素含量微弱有所下降，

表1 试验用Fe-Cr-B合金的化学成分  
Table 1 Chemical composition of Fe-Cr-B alloy  $w_B/\%$

C	Cr	Mo	Mn	Si	Ni	B	S	P
0.97	9.67	0.51	8.73	1.62	1.01	2.5	0.001	0.024

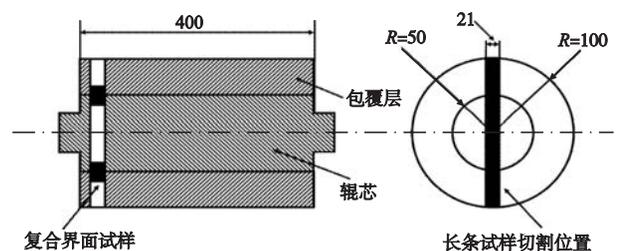
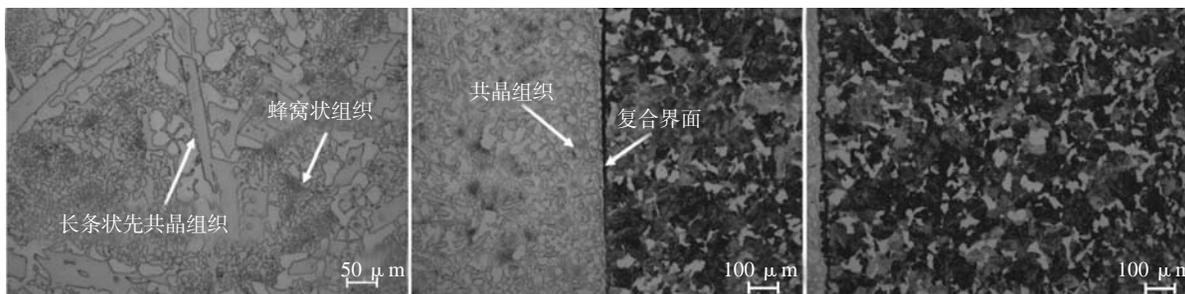


图2 复合轧辊试样切割示意图

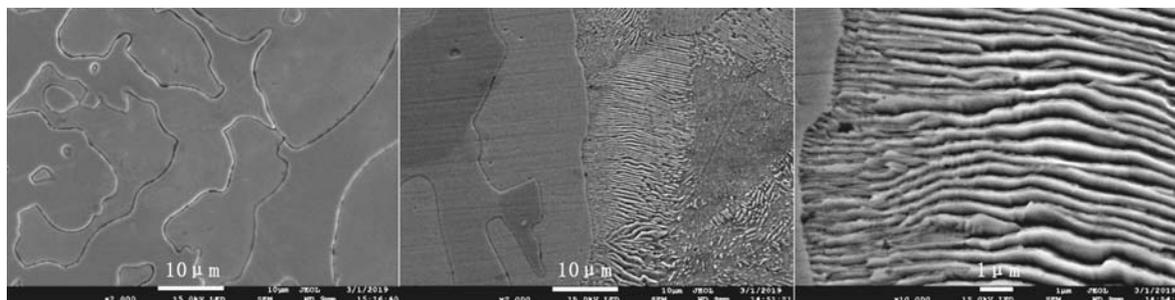
Fig. 2 Schematic diagram of sampling from composite roll



(a) 复合界面包覆层一侧 (b) 复合界面 (c) 复合界面辊芯一侧

图3 复合界面光学显微组织

Fig. 3 Optical microstructure of composite interface



(a) 复合界面包覆层一侧 (b) 复合界面 (c) 复合界面中的珠光体组织

图4 Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊复合界面SEM图像

Fig. 4 SEM image of composite interface

说明共晶碳化物含有较高含量的Cr，一定量的Mn和较低含量的Ni或不含Ni。EDS线扫描分析结果表明：在复合界面的形成过程中合金元素Cr和Mn会由包覆层一侧向辊芯一侧发生扩散，Ni、C和Mo元素扩散迹象不明显。但是，由于包覆层中高碳中锰Fe-Cr-B中这三个合金元素的含量均高于42CrMo辊芯，所以，可以推测这三个合金元素在复合界面的形成过程中也会由包覆层一侧向辊芯一侧扩散。另外，B为轻元素，原子量低，EDS能谱分析难以检测到其信号，但是，结合包覆层和辊芯两种材料中B元素的含量差异，可以推测：B元素也会由包覆层一侧向辊芯一侧扩散。

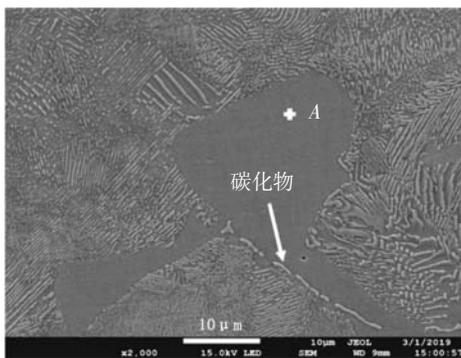
图7为复合界面断口包覆层一侧和辊芯一侧的X射线衍射图谱，可以清晰的看到：复合界面包覆层一侧的物相主要由 $\alpha$ -Fe、 $M_2B$ 、 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ 或 $M_6(C, B)$ 和少量残余奥氏体组成，即：复合界面包覆层一侧的硬质相主要由 $M_2B$ 、 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ 或 $M_6(C, B)$ 组成。与常规Fe-Cr-B合金的X射线衍射分析相比多了 $M_3(C, B)$ 碳化物，说明：细小蜂窝状组织的硬质相为 $M_3(C, B)$ 碳化物；复合界面辊芯一侧物相主要由 $\alpha$ -Fe和 $M_3(C, B)$

组成，即：复合界面辊芯一侧硬质相主要由渗碳体组成。

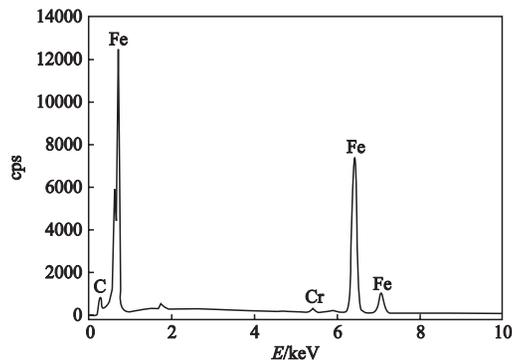
图8为复合界面及其两侧的硬度分布示意图，可知：从包覆层一侧至辊芯一侧硬度总体趋势是逐渐下降的，在界面处平缓过渡。其中，包覆层一侧硬度最高达HRC55.8，复合界面HRC30.2，辊芯一侧最低硬度仅为HRC8.7。图8硬度分布曲线进一步表明：在复合界面形成过程中，高碳中锰Fe-Cr-B合金熔液与42CrMo辊芯进行了融合，融合过程中两种材料所含的合金元素进行了充分的相互扩散。

### 3 分析讨论

复合轧辊固-液复合界面的形成是两种性能具有明显差异的不同金属相互融合和合金元素相互扩散共同作用的结果。辊芯体积约为结晶器内腔体积的1/4，呈固态预热的辊芯与水冷结晶器一样也是一个强制冷却器。当合金熔液浇注到结晶器后，受到辊芯的激冷作用，在辊芯的表面形成一层极薄的激冷凝固层。在选分结晶的作用下，激冷凝固层的含Fe量高而其他合金元素含量极低。随着后续合金熔液快速注入和热量



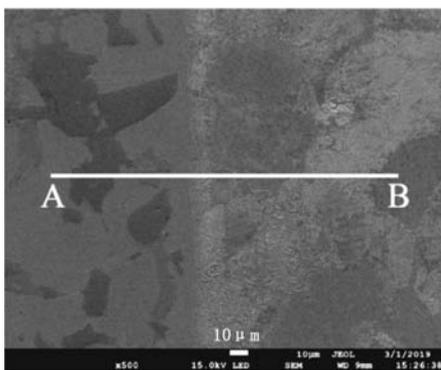
(a) 复合界面辊芯一侧SEM组织



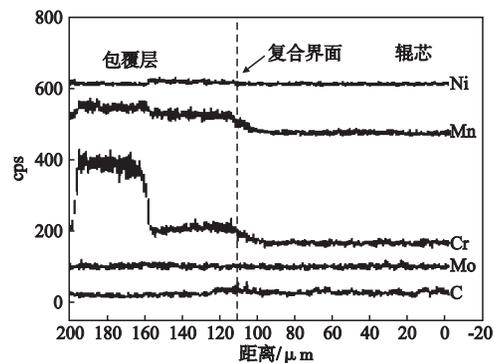
(b) A点能谱分析(EDS)结果

图5 复合界面辊芯一侧SEM图像和能谱分析

Fig. 5 SEM image of roll core side near composite interface and EDS analysis in point A



(a) 线扫描位置



(b) EDS能谱线扫描分析结果

图6 线扫描位置及能谱分析(EDS)线扫描结果

Fig. 6 EDS line scanning results of composite interface

迅速向辊芯传输致使激冷凝固层和辊芯表面的温度迅速升高。此外，高碳和高合金含量的合金熔液会把C等合金元素向激冷凝固层中扩散导致其熔点下降而被快速熔化。之后，激冷熔化层与合金熔液发生混合，辊芯表面也开始直接接触高温合金熔液并与高温合金熔液发生融合。另一方面，辊芯强烈地冷却作用又抑制了辊芯表层的熔化深度并将熔化层快速凝固而成为复合轧辊的复合界面。

合金熔液中的C等合金元素在向复合界面层进行扩散的同时也稀释了其在合金熔液中的浓度，使得复合界面附近的合金熔液在随后凝固时达不到先共晶熔液的成分而没有析出先共晶硼化物，只发生了共晶反应。同样，受辊芯激冷作用的影响，复合界面附近析出的共晶组织相对细小。

根据Fe-B二元相图和Fe-C-B三元相图推测<sup>[14-15]</sup>：高碳中锰Fe-Cr-B合金溶液开始凝固时，首先析出长条状的先共晶硼化物 $Fe_2B$ 。当合金温度冷却到1 149 °C左右时，即：当合金熔液的硼含量达到共晶点时发生共晶反应： $L \rightarrow \gamma-Fe + Fe_2B$ 生成共晶组织。随着凝固的继续进行，当合金熔液的温度降低到1 100 °C左右时，剩余熔液发生三元包晶反应： $L + Fe_2B \rightarrow \gamma-Fe + Fe_3(B, C)$ ，生成了细小的蜂窝状组织。由于蜂窝状组织最后凝固形成，所以蜂窝状组织细小，并且总是被周围共晶组织包围着的原因。

包覆层全部凝固后，随着温度的继续降低，奥氏体中过饱和的C等溶质原子一部分以 $Fe_{23}(B, C)$ 或 $Fe_6(B, C)$ 碳化物的形式析出，另外一部分则继续向辊芯一侧溶质浓度较低的区域进行扩散。同时，部分Mn、Cr等合金元素在冷却过程中溶入硬质相中并取代部分Fe元素形成了 $M_2B$ 、 $M_3(B, C)$ 、 $M_{23}(B, C)_6$ 、 $M_6(B, C)$ 复合硬质相。当温度降低到约910 °C时，部分 $\gamma-Fe$ 发生包析反应： $\gamma-Fe + Fe_2B \rightarrow \alpha-Fe$ <sup>[14-15]</sup>。继续冷却过程中大部分奥氏体 $\gamma-Fe$ 转变为马氏体，少部分则被保留下来成为残余奥氏体。所以，复合界面附近包覆层一侧的铸态组织由细小的共晶组织和蜂窝状包晶组织组成，所含物相主要有 $\alpha-Fe$ 、 $\gamma-Fe$ 、 $M_2B$ 、 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ 或 $M_6(C, B)$ 。

在浓度梯度的作用下，C原子由包覆层向辊芯扩散，Fe原子则由辊芯向包覆层扩散。C等其他合金元素不会在复合界面处发生富集现象，这是因为穿过复合界面的C等其他合金元素会不断向辊芯区域扩散。所以，C等其他合金溶质元素在复合界面的最大浓度只能等于共析点成分。另外，受到辊芯的强烈冷却作用，并且，温度梯度或散热方向垂直于辊芯壁，所以，复合界面全部由细小的片层状且具有方向性的珠光体组成。

在复合界面辊芯一侧，来自于包覆层一侧的C等其他合金元素进入辊芯后会向着辊芯的心部不断扩散，从

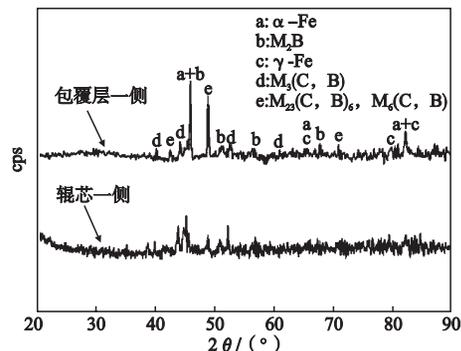


图7 复合界面X射线衍射图谱

Fig. 7 X-ray diffraction patterns of composite interface

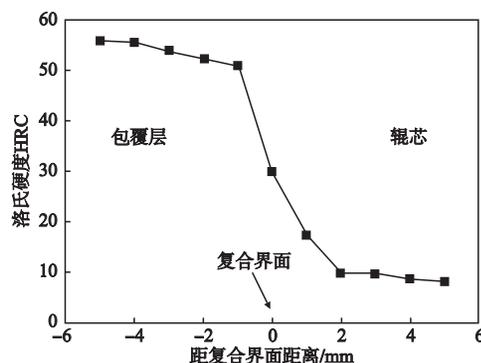


图8 复合界面及其两侧硬度分布

Fig. 8 Hardness distribution across composite interface

而形成了由复合界面至辊芯心部溶质元素浓度不断下降的情形。随着温度的降低，在复合界面附近过饱和的C等其他合金元素在晶界上以网状碳化物的形式析出。当温度降低到共析点时，碳含量达到共析点成分的复合界面附近的奥氏体全部转变为片状珠光体，而远离复合界面的奥氏体转变为珠光体的量逐渐减少，低碳的块状铁素体的量逐渐增多直至呈现正常的42CrMo显微组织为止。所以，复合界面附近辊芯层一侧的铸态组织由片层状珠光体、网状晶界碳化物和铁素体组织组成，所含物相主要有 $\alpha-Fe$ 和合金渗碳体组成。

## 4 结论

(1) 复合界面包覆层一侧显微组织主要由共晶组织和细小的蜂窝状包晶组织组成，复合界面由垂直于界面的细片层状珠光体组成，辊芯一侧主要由层片状珠光体、块状铁素体和少量的网状碳化物组成。

(2) 复合界面包覆层一侧的物相主要为 $\alpha-Fe$ 、 $\gamma-Fe$ 、 $M_2B$ 、 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ 或 $M_6(C, B)$ ，辊芯一侧物相主要为 $\alpha-Fe$ 和渗碳体。

(3) 复合轧辊的复合界面在形成过程中两种不同金属进行了相互融和扩散，合金元素C、Mn、Cr、Mo和B从包覆层一侧向辊芯一侧进行了扩散，而Fe元素则由辊芯一侧向包覆层一侧进行了扩散。

## 参考文献:

- [1] 韩继炜. W6Mo5Cr4V2高速钢/35CrMo低合金钢复合轧辊包覆层和复合界面组织特征及性能的研究 [D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
- [2] 贾耿伟. 高速钢W6Mo5Cr4V2冷轧芯辊断裂分析与疲劳寿命研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2005.
- [3] 俞贻达, 陈函. 我国轧辊业现状及发展中应重视的问题 [J]. 钢铁, 2007, 42 (7): 1-6.
- [4] 李颖, 杜忠泽, 符寒光, 等. Fe-Cr-B合金的组织性能研究与应用发展前景 [J]. 热加工工艺, 2012, 41 (22): 76-79.
- [5] GUO C, KELLY P M. Boron solubility in Fe-Cr-B cast irons [J]. Materials Science & Engineering A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing), 2003, 352 (1-2): 40-45.
- [6] 刘仲礼, 李言祥, 陈祥, 等. 硼、碳含量对高硼铁基合金组织和性能的影响 [J]. 钢铁, 2007, 42 (6): 78-82.
- [7] CHEN X, ZHANG H. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron with about 4 wt% chromium [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46 (4): 957-963.
- [8] 汪圣林, 崔丽, 贺定勇, 等. Cr对Fe-Cr-B-C系堆焊合金热处理后的组织和磨损性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36 (10): 224-229.
- [9] 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): 1000-1002.
- [10] 王智慧, 万国力, 贺定勇, 等. Fe-Cr-B-C堆焊合金的组织与耐磨性 [J]. 材料工程, 2014 (9): 57-62.
- [11] 王琦环, 郭长庆, KELLY P M. Fe-Cr-B合金的显微组织 [J]. 金属热处理, 2004, 29 (5): 30-32.
- [12] 万国力. Fe-Cr-B系耐磨堆焊合金组织与性能研究 [D]. 北京: 北京工业大学, 2012.
- [13] 王毛球, 董瀚, 惠卫军, 等. 热处理对42CrMo钢的耐延迟断裂性能的影响 [J]. 金属学报, 2002, 38 (7): 715-719.
- [14] 曹国君. 碳、硼含量对Fe-Cr-B合金/42CrMo复合磨辊组织影响的研究 [D]. 镇江: 江苏大学, 2017.
- [15] 金波, 王天瑶, 郭长庆, 等. 中锰Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊包覆层显微组织特征的研究 [J]. 铸造, 2018 (3): 231-236.

---

## Study on Interface Microstructure of Fe-Cr-B/42CrMo Composite Roll

GONG Si-min<sup>1</sup>, DING Jia-wei<sup>2</sup>, GENG De-ying<sup>3</sup>, DING Gang<sup>4</sup>, CAO Jie-rui<sup>1</sup>, YANG Wen-cheng<sup>1</sup>, GUO Chang-qing<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China; 2. College of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130022, Jilin, China; 3. Xugong Group Xuzhou Heavy Machinery Co., Ltd., Xuzhou 221000, Jiangsu, China; 4. Jiangsu Huicheng Machinery Manufacturing Co., Ltd., Taizhou 225307, Jiangsu, China)

### Abstract:

High carbon and medium manganese Fe-Cr-B/42CrMo composite rolls were prepared via pouring high carbon and medium manganese Fe-Cr-B alloy melt into the electroslag remelting mold to combine with a forged 42CrMo low alloy steel roll core inside preheated to 920-930 °C by electromagnetic induction device around the mold. The 42CrMo roll core needed to be preheated to about 750 °C in a heat treatment furnace before it was moved into the electroslag remelting mold. OM, SEM, EDS and XRD were used to study the microstructural characteristics of the composite interface of as-cast composite rolls. Rockwell hardness tester was used to test the hardness of both sides of the composite interface. The results show that the composite interface is composed of very fine lamellar pearlite, and the cladding layer near the interface is mainly composed of eutectic structure and a fine, compact honeycomb structure, in which the eutectic boride is  $M_2B$ , the hard phase of honeycomb structure is  $M_3(C, B)$  carbon boride, and the roll core side near the interface is mainly composed of a large amount of fine lamellar pearlite, a small amount of massive ferrite and network grain boundary carbide. The as-cast microstructures of the composite interface are closely related to the diffusion of alloy elements on both sides during the forming process. Among them, C, Mn, Cr, Mo and B diffuse from one side of the cladding layer to the one side of the roll core, while Fe diffuses from one side of the roll core to the other side of the cladding layer.

### Key words:

high carbon medium manganese Fe-Cr-B alloy; composite roll; composite interface; microstructure