1144 **转造** FOUNDRY 铸钢 · 铸铁

## 辊芯温度对 Fe−Cr−B /45<sup>#</sup> 钢轧辊复合界面 显微组织影响

## 杨文成<sup>1</sup>,丁家伟<sup>2</sup>,耿德英<sup>3</sup>,丁 刚<sup>4</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 221004; 4. 江苏汇诚机械制造有限公司,江苏泰州 215307)

摘要:采用电渣结晶器快速冷却凝固Fe-Cr-B合金熔体与电磁感应加热45<sup>\*\*</sup>钢辊芯相结合的液-固复合铸造方法制备了Fe-Cr-B合金/45<sup>\*\*</sup>钢复合轧辊,研究了辊芯温度变化对轧辊复合界面显 微组织的影响。运用OM、SEM、EDS观察了复合界面的显微组织特征,XRD测试了物相组 成,维氏硬度计测试了复合界面硬度变化。结果表明:复合界面由包覆层亚区、复合界面区 和辊芯亚区三个部分组成。其中,复合界面区的显微组织主要由细珠光体、块状铁素体和少 量的M<sub>2</sub>B以及M<sub>3</sub>(C,B)组成;包覆层亚区主要由马氏体基体、残余奥氏体、共晶硼化物以及在 基体上分布的颗粒状析出物组成;辊芯亚区主要由铁素体和珠光体组成。辊芯温度由900℃ 升高至950℃时,整个复合界面区域扩大,两种金属材料的冶金结合质量改善。 关键词:Fe-Cr-B合金;预热温度;复合轧辊;复合界面;显微组织

冶金行业用复合轧辊通常是由两种力学性能不同的金属材料通过复合铸造的方法结合而成的双金属复合材料<sup>[1-2]</sup>。复合轧辊的外层,即:工作层也被称为包覆层,通常是由高强度、高硬度和耐磨性能优良的铁基材料构成,如:高铬铸铁和高速钢等;复合轧辊的内层,也被称为辊芯,通常是由韧性优良的金属材料构成,如:中碳碳素钢、低合金高强度钢和球墨铸铁等。复合轧辊的出现解决了长期以来由单一材质生产的轧辊所存在的耐磨性差、使用寿命低和断辊等问题。轧辊消耗通常占钢材产量的5%<sup>[3]</sup>,所以不断开发和应用高性能的复合轧辊具有重要意义。

Fe-Cr-B合金是近年来开发成功的一种耐磨性能优异的铁基耐磨材料。该合金以高硬度的M<sub>2</sub>B硼化物为耐磨骨架,20世纪90年初由澳大利亚昆士兰大学的D. Lakeland 研究员发明。其特点是硼含量高(质量分数)( $\geq$ 1.2%),铬含量高(Cr $\geq$ 10%)和碳含量适中(C $\leq$ 0.6%)<sup>[4]</sup>。因其硬度高、热稳定性好和耐磨性优异在破碎机锤头、泥浆搅拌泵叶轮、玻璃瓶模具等方面已获得成功应用<sup>[5-9]</sup>,特别是在轧辊方面效果更加显著。研究发现:由Fe-Cr-B合金制备的轧辊使用寿命是无限冷硬球墨铸铁轧辊的8倍<sup>[10]</sup>。正因为如此,Fe-Cr-B合金制备的轧辊使用寿命是无限冷硬球墨铸铁轧辊的8倍<sup>[10]</sup>。正因为如此,Fe-Cr-B合金制备的轧辊使用寿命是无限冷硬球墨铸铁轧辊的10°。正因为如此,Fe-Cr-B合金制备的轧辊使用寿命是无限冷硬球墨铸铁轧辊的2°。正因为如此,Fe-Cr-B合金制备的轧辊使用寿命是无限冷硬球墨铸铁轧辊的2°。

前些年本课题组的研究工作主要是针对合金元素含量变化对复合轧辊质量的影响<sup>[11-12]</sup>,但对于制备复合轧辊关键工艺参数影响的研究却很少涉及。为此,本研究探究了辊芯复合温度变化对Fe-Cr-B合金复合轧辊复合界面显微组织和性能的影响,观察了在铸态下复合界面显微组织的特征,合金元素的分布情况以及硬度变化规律。 在此基础上,探索了复合轧辊复合界面组织的形成机理和辊芯复合温度变化对复合 界面显微组织影响的机理。本研究工作对今后开发Fe-Cr-B合金复合轧辊具有一定的

作者简介: 杨文成(1994-),男,硕 士生,主要从事耐磨 材料的研究。E-mail: 945660194@qq.com 通讯作者: 郭长庆,男,教授。E-mail: guo\_changqing@126.com

中图分类号:TG335.8 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2020) 11-1144-07

收稿日期: 2020-05-22 收到初稿, 2020-06-19 收到修订稿。 参考价值。

## 1 试验材料及方法

## 1.1 包覆层 Fe-Cr-B 合金

试验用复合轧辊包覆层采用的Fe-Cr-B合金的化学 成分如表1所示。合金在100 kg中频感应炉中熔炼,坩 埚采用镁砂打结。所用原材料包括:Q235废钢、20<sup>\*</sup>硼 铁、60<sup>\*</sup>钼铁、电解镍板、60<sup>\*</sup>高碳锰铁和65<sup>\*</sup>高碳铬铁 等。熔炼开始前将部分废钢、全部钼铁、铬铁和电解 镍板加入到炉中。通电后,待全部炉料熔化后将上部 的炉渣去除,并将剩余的废钢加入熔化。之后,加入 0.5%的锰铁和0.5%的硅铁进行预脱氧。当熔池温度达 到1 620 ℃时取样,分析化学成分并及时加以调整。当 成分合格,并且熔池温度达到1 600 ℃时,加入占熔液 重量0.1%的铝丝进行终脱氧,之后加入0.04%的钛铁定 氮,最后加入硼铁进行硼合金化,3~5 min后摇动炉体 倒出合金熔液,准备浇注。

## 1.2 45<sup>#</sup> 钢辊芯

试验用辊芯选择强韧性优良、易于切削加工且成本低廉的45<sup>#</sup>钢锻造钢棒。钢棒经过车削加工去掉表面 氧化皮后制成Φ80 mm的辊芯。

#### 1.3 Fe-Cr-B 合金 /45<sup>#</sup> 钢复合轧辊的制备

复合前,在辊芯表面上涂覆一层含硼砂的防氧化 涂料。然后,将其放入箱式电阻炉中加热到900℃后 保温待用。开始冶炼Fe-Cr-B合金时,将辊芯从箱式电 阻炉中取出,通过天车吊装装置将其安放在电磁感应 复合铸造设备的辊径安装孔中。电磁感应复合铸造设 备的具体情况参见文献[12]。开启电磁感应加热线圈 保温或加热辊芯,与此同时不断向结晶器内通入氮气 以防止45<sup>#</sup>钢表面氧化。辊芯的温度主要通过观察紧 贴在辊芯上的热电偶所显示的温度及调控感应加热线 圈的加载功率来实现。辊芯温度控制在900℃±15℃ 和950℃±15℃。当辊芯温度达到预定温度,并且,

表1 试验用Fe-Cr-B合金的化学成分 Table 1 Chemical composition of experimental Fe-Cr-B alloy w<sub>B</sub>/% C Cr B Mo Si Mn S Ni Fe

0.45

0.25

0.014

余量

1.02

Fe-Cr-B合金熔液也完成准备时,停止喷吹氮气,将Fe-Cr-B合金熔液以底部浇注的方式注入到电渣结晶器复 合铸造设备中。浇注完成后,外部感应线圈继续供电 加热15 min。当铸件冷却到约700 ℃时从结晶器中取 出,埋放在砂子中缓慢冷却至室温。

#### 1.4 复合界面试样的制备、观察与分析

0.60

0.40

11.50

1.45

将复合轧辊用钼丝切割机首先沿轴向切开,一分为二。然后,再将半辊沿轴向间隔21 mm连续切取薄片。之后,从薄片上切取宽度为10 mm细长条试样, 图1为切取位置及尺寸示意图。最后用钼丝切割机从 细长条试样上切取含有复合界面的金相试样,尺寸为 10 mm × 10 mm × 15 mm。

将切取的含有复合界面的试样研磨、抛光制成金 相试样,采用4%体积分数的硝酸酒精溶液为侵蚀剂。 由于Fe-Cr-B合金包覆层的耐侵蚀能力强于辊芯一侧, 所以,为了使试样能够均匀侵蚀,侵蚀时将试样倾斜 45°放置,包覆层在下,辊芯在上,用棉签蘸取小剂 量腐蚀液不断地擦拭抛光面,先腐蚀包覆层一侧,然 后再腐蚀辊芯一侧。

采用Observer.Z1m Zeiss光学显微镜观察光学显微 组织,JSM-7800F型SEM扫描电子显微镜观察高倍组织 并进行EDS能谱成分分析。试验时,SEM的加速电压 15 kV,工作距离9 mm。硬度测试采用FM-ARS900型 维氏硬度计进行,载荷2.94 N,载荷时间15 s。由复合 界面包覆层一侧经过界面到辊芯一侧均匀打点,步进 0.1 mm,在每一个测试点位置横向选取3个测量点 进行测量,测试点间距为1 mm,取平均值作为该位 置点的硬度值。XRD物相分析采用日本理学Bruker D8 Advance全自动粉末X射线衍射仪,最大输出功率



图1 试样切割位置示意图 Fig. 1 Schematic diagram of cutting position of test sample

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, 30°~90°耦合连续扫 描,测试完成后借助Jade 6分析软件进行物相分析。

## 2 试验结果及分析讨论

## 2.1 辊芯温度对复合界面显微组织的影响

图2示出了辊芯复合温度900 ℃和950 ℃时复合界 面显微组织的光学金相照片。从图中可以看到,在照 片中间有一条曲折的细长黑线将光学显微组织一分为 二,这条黑线就是复合轧辊的复合界面。从图2b可以 发现这条黑线实际上有一定的宽度,所以,将黑线区 域称为"复合界面区"更为合适。在复合界面区的左 侧为包覆层区域。其中,复合界面区附近的组织形貌 与远离复合界面区不同,白色块状的树枝晶更多一些 和更细小一些,该区域被称为"包覆层亚区";在复 合界面区的右侧为辊芯区域,主要由黑白相间的块状 组织组成。其中,在复合界面区域附近的白色组织更 多一些,该区域被称为"辊芯亚区"。因此,Fe-Cr-B 合金/45<sup>#</sup>钢复合轧辊复合界面由包覆层亚区、复合界面 区和辊芯亚区组成。如果将图2a和图2b进行比较可以 发现: 辊芯复合温度从900 ℃升高到950 ℃后复合界面 的组织形貌基本没有发生变化,但是,包覆层亚区、 复合界面区以及辊芯亚区的范围都明显增大、变宽, 说明升高辊芯复合温度有利于改善复合轧辊复合界面 的结合质量。其中, 辊芯复合温度为900 ℃时包覆层 亚区、复合界面区以及辊芯亚区的宽度分布约为200~ 400 µm、20~40 µm和200~600 µm, 950 ℃时包覆 层亚区、复合界面区以及辊芯亚区的宽度分布约为  $400 \sim 500 \ \mu m_{\odot} \ 30 \sim 70 \ \mu m_{\Xi} 400 \sim 800 \ \mu m_{\odot}$ 

图3为图2的SEM放大组织。其中,图3a为图2a 的局部放大组织,图3b为图2b的局部放大组织。由图 3a和图3b可以看到,复合界面区的黑色组织主要由极 细的珠光体片、少量的小块状硬质相和块状铁素体组成。图3c为图3a复合界面区的高倍放大组织,该照片更加清晰地展示了复合界面区中极细的珠光体的组织形貌。此外,由位于图3a和图3b复合界面区左侧的包覆层亚区还可以看出,亚区组织也主要由树枝晶基体和基体之间的共晶组织组成,只不过相对于包覆层区域,亚区内的基体组织比较细小,共晶组织也较少。

图3d为图2a辊芯亚区的SEM放大组织,可以看出 光学金相照片中黑白相间的组织实际上是由块状铁素 体和珠光体组成。其中,亚区中铁素体组织数量相对 辊芯区明显多一些,珠光体数量明显少一些,并且亚 区中铁素体晶粒也相对粗大一些。对图3d中的显微组 织进一步放大可以看到,在晶界上其实还分布有条状 硬质析出相,如图3e中所示。

图3f给出了图3a中AB线的EDS能谱扫描分析结 果。AB线位置涉及了整个复合界面。从图3f可以看 出,Mo元素、Ni元素和Mn元素在复合界面的变化不 明显,但是在经过共晶硼化物M2B时Ni元素含量有所 下降,表明:共晶硼化物M<sub>2</sub>B中Ni元素的含量较低, 而Mn元素则在经过共晶硼化物M,B时含量有明显的增 加,表明: 共晶硼化物M<sub>2</sub>B中Mn元素的含量较高; C 在包覆层亚区和辊芯亚区的含量相当,但在复合界面 处明显升高,表明:复合界面处的含碳量较高;Cr含 量从包覆层亚区至辊芯亚区总的趋势是连续下降的, 但在经过共晶硼化物M<sub>2</sub>B时Cr元素的含量明显升高, 表明: 共晶硼化物M<sub>2</sub>B中Cr元素的含量较高; B为轻元 素,EDS能谱不容易捕捉其信号,所以其在复合界面上 的变化没有显示出来。但是从包覆层一侧至辊芯一侧B 含量的显著差别可以推测B含量从包覆层一侧至辊芯一 侧应该是连续下降的。

图4为测得的950 ℃试样复合界面断口左右两侧的 XRD分析结果。其中,图4上面的XRD图谱对应包覆层



(a) 900 ℃试样
(b) 950 ℃试样
图2 辊芯温度变化对复合轧辊复合界面铸态显微组织的影响
Fig. 2 Effect of roll core temperature on as-cast microstructure of composite roll interface

侧,而图4下面的XRD图谱则对应辊芯侧。由图中可以 看出:在包覆层亚区主要存在的物相有 α-Fe、γ-Fe、 M<sub>2</sub>B、M<sub>3</sub>(C,B)以及M<sub>23</sub>(C,B)<sub>6</sub>。结合图2中的 光学显微组织可以判断,包覆层亚区中的树枝晶基体 主要由马氏体组成,共晶组织主要是马氏体+M<sub>2</sub>B硼化 物组成,基体上的颗粒状析出物应该是M<sub>3</sub>(C,B)和 M<sub>23</sub>(C,B)<sub>6</sub>型碳硼化物,同时基体中还有少量的残 余奥氏体γ-Fe;复合界面区主要存在的物相有 α-Fe以 及M<sub>3</sub>(C,B)碳硼化物,即:复合界面组织主要由珠 光体组成;辊芯亚区侧,主要存在的物相有 α-Fe、M<sub>3</sub> (C,B)和M<sub>23</sub>(C,B)<sub>6</sub>,即:辊芯亚区侧的组织主 要由铁素体和珠光体组成,对应图3d中的条状硬质析 出相应该是 $M_3$ (C,B)或 $M_{23}$ (C,B)<sub>6</sub>型碳硼化物, 数量较少。

图5为辊芯温度变化对复合界面硬度的影响。可 以看出,从包覆层亚区到辊芯亚区硬度整体呈下降趋 势。其中,包覆层亚区硬度最高,到复合界面区发生 显著降低,在辊芯亚区继续下降,但下降幅度平缓, 并且辊芯温度为950 ℃试样的复合界面区硬度值的变化 较辊芯复合温度为900 ℃时的平缓。硬度变化曲线表 明:复合界面在形成过程中合金元素在复合界面上发 生了明显的相互扩散,辊芯温度为950 ℃试样的复合界 面的结合情况要好于900 ℃时的情况,即:升高辊芯温 度有利于改善复合轧辊复合界面的冶金结合质量。



(a) 900 ℃试样SEM组织形貌; (b) 950 ℃试样SEM组织形貌; (c) 图a局部放大组织; (d) 900 ℃试样辊芯亚区SEM组织形貌;
(e) 图d的局部放大组织; (f) 900 ℃试样复合界面EDS线扫描结果
图3 复合界面铸态SEM显微组织形貌特征及EDS分析
Fig. 3 Microstructure and morphology of as-cast SEM at the composite interface and EDS analysis

## 1148 **请造** FOUNDRY 铸钢 · 铸铁

### 2.2 分析与讨论

制备复合轧辊用电渣结晶器的内径200 mm, 辊芯 钢棒直径80 mm。所以,复合轧辊包覆层与辊芯的体积 比为5.25:1,辊芯占复合轧辊体积的16%。由于辊芯 在与Fe-Cr-B合金熔液复合时处于低温固态,虽然经过 了预热,但是,仍然是除水冷结晶器之外的一个激冷 源,并且复合界面区靠近辊芯。因此,复合界面的组 织形貌特征必然会受到辊芯强烈的影响。

当高温Fe-Cr-B合金熔液与预热后的45<sup>#</sup>钢辊芯接触 时,因过冷度大,会在辊芯表面迅速形成一层薄的激 冷凝固层。由于合金熔液具有较高的热能,并且体积 比较大,储存热量较大以及浇注完毕后外部电磁感应 线圈的持续加热作用使得该激冷凝固层会迅速熔化。 从而导致辊芯外表面处于熔融状态。熔融层的宽度与 辊芯的预热温度直接相关[13-18]。辊芯的预热温度越高, 熔化辊芯表面激冷凝固层所消耗的热量就相对越少, 辊芯的激冷作用就会越弱,熔融层的宽度就会越大, 辊芯与包覆层的冶金结合程度就会越好。熔融层随后 与Fe-Cr-B合金熔液发生混熔,并且受辊芯的激冷作 用,混熔的合金熔液温度快速降低,当到达固相点时 合金熔液以辊芯为基底开始发生凝固。室温下该熔融 凝固层形成了复合轧辊的复合界面区,而其两侧附近 金属直接参与了熔融层内成分变化的区域分别形成了 包覆层亚区和辊芯亚区。

当辊芯温度为900 ℃时,熔化辊芯表面激冷凝固 层所消耗的热量大,辊芯的激冷作用强,熔融层被快 速冷却凝固,所以形成的复合界面区窄,熔融层与两 侧附近金属合金组元相互交融程度差,形成的包覆层 亚区和辊芯亚区也窄,这种分析与文献[19-20]基本相 同。当辊芯温度进一步升高到950 ℃时,熔化辊芯表面 激冷凝固层所消耗的热量有所降低,辊芯的激冷作用 减弱,熔融层冷却凝固速度下降,形成的复合界面区 变宽,熔融层与两侧附近金属合金组元相互交融程度 加强,形成的包覆层亚区和辊芯亚区也加宽,包覆层 与辊芯的冶金结合质量得到改善。所以随着辊芯温度 的升高,包覆层亚区、复合界面区以及辊芯亚区的范 围增大、变宽,复合轧辊复合界面的冶金结合质量得 到改善。

在辊芯表面形成的熔融层与Fe-Cr-B合金熔液所 含合金化元素的种类及含量存在着明显的差异,所以 会发生相互扩散,使得其附近的Fe-Cr-B合金熔液溶 质元素的浓度下降而被稀释。辊芯的强烈冷却作用又 很快使得熔融层再次发生凝固。在Fe-Cr-B合金熔液 的包覆层冷却凝固过程中以及随后由高温固态向室温 的冷却过程中因包覆层Fe-Cr-B合金中硼、铬、锰、镍 以及钼等合金元素含量既高于熔融凝固层(即复合界



图4 复合界面X射线衍射图谱 Fig. 4 The X-ray diffraction patterns of composite interface



图5 不同预热温度下辊芯试样硬度随表面层深度变化 Fig. 5 Change of hardness of core specimen with surface layer depth under different preheating temperatures

面区),也高于辊芯,所以这些合金元素会通过复合 界面区向辊芯亚区扩散,使得合金元素由包覆层亚区 经复合界面区到辊芯亚区含量依次降低,而铁含量在 辊芯、复合界面区与包覆层正好相反,铁元素与铬、 锰、镍以及钼等合金元素的扩散方向相反,从而形成 合金元素的相互扩散。值得关注的是,扩散能力强的 碳元素在Fe-Cr-B合金和辊芯中的含量相近,碳原子会 共同向复合界面区扩散,使复合界面区碳元素含量上 升。

在复合轧辊复合界面冷却凝固过程中,熔融凝固 层(即复合界面区),是最先发生凝固的区域。由于 选分结晶的作用,熔融凝固层中溶质元素的浓度低, 在冷却过程中来自包覆层一侧含量较高的合金元素, 其中包括一些强碳化物形成元素,如铬,会由奥氏体 中过饱和析出,与部分碳相结合形成少量的小块状硬 质相。受包覆层含碳量及辊芯含碳量的限制,熔融凝 固层或复合界面区域奥氏体的含碳量也应该在亚共析 钢范围。亚共析钢奥氏体发生相变首先析出的相是铁 素体。受辊芯的强烈冷却作用,靠近辊芯部分应当首 先发生奥氏体转变析出铁素体,铁素体在长大过程中 把多余的碳向靠近包覆层部分的奥氏体中进行扩散, 导致复合界面区域后发生相变的奥氏体含碳量不断升 高,达到共析点的碳含量时全部转变为珠光体。复合 界面区散热方向及温度梯度均垂直于辊芯心部,故形 成的珠光体非常细小且具有一定的方向性。所以复合 轧辊复合界面区铸态显微组织主要由极细珠光体、少 量小块状硬质相和块状铁素体组成。

包覆层亚区的凝固过程为:首先由液相直接析出 先共晶奥氏体,当温度降低到1 149 ℃时,发生共晶 反应,生成共晶奥氏体和共晶Fe<sub>2</sub>B,反应结束后所有 液相均转变为固相。由于包覆层亚区的溶质元素被稀 释,所以,在包覆层亚区中形成的共晶体数量较少。 另外受辊芯强烈冷却作用的影响,形成的奥氏体基体 也非常细小。由高温固态向室温冷却过程中合金元素 在奥氏体中固溶度下降,向奥氏体晶界扩散,最终会 在奥氏体晶界和基体中形成一些细小的Fe<sub>3</sub>(C,B)和 Fe<sub>23</sub>(C, B)。型碳硼化物。当温度冷却到910 ℃时, 部分 $\gamma$ -Fe会与Fe<sub>2</sub>B发生包析转变生成 $\alpha$ -Fe,继续冷 却 y-Fe还会转变为马氏体,并有少量的残留成为残余 奥氏体。所以室温下包覆层亚区凝固组织为α-Fe、  $\gamma$ -Fe、Fe<sub>2</sub>B、Fe<sub>3</sub>(C, B)以及Fe<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub>。需 要指出的是,在冷却过程中铬、锰、镍以及钼等合金 元素会取代部分Fe元素,以 $M_2B$ 、 $M_3$ (C,B)以及 M<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub>等形式存在。

辊芯亚区在向室温冷却过程中45<sup>#</sup>钢中的部分碳 元素会与从Fe-Cr-B合金熔液包覆层扩散过来的碳化物 形成元素在晶界过饱和析出形成条状硬质相,并且在 晶界处碳含量较低的奥氏体地区析出铁素体并逐渐长 大。当温度达到共析点时,碳含量达到共析点范围的 奥氏体会变为珠光体。受碳元素向复合界面区域扩散 的影响,辊芯亚区中碳元素含量降低,从而导致珠光 体含量降低。另外,硼元素在向辊芯扩散过程中,会 与辊芯中的碳元素产生相互排斥,使碳元素向辊芯心 部进一步迁移,其结果也会导致辊芯亚区中铁素体比 例提高。

## 3 结论

(1) Fe-Cr-B合金/45<sup>#</sup>钢复合轧辊复合界面由包覆 层亚区、复合界面区和辊芯亚区组成。包覆层亚区主 要由细小的树枝晶基体和基体之间的共晶组织组成; 辊芯亚区主要由块状的铁素体和珠光体组成,其中, 亚区中铁素体组织的数量相对辊芯区多一些;复合界 面区主要由极细珠光体、块状铁素体和少量的块状硬 质析出相组成。

(2)在复合界面形成过程中,复合轧辊两侧金属中的合金元素发生了相互扩散。其中,Fe-Cr-B合金包 覆层侧的硼、铬、锰、镍以及钼等合金元素由包覆层 亚区通过复合界面区向辊芯亚区发生了迁移,而铁元 素则由辊芯侧向包覆层侧发生了迁移。

(3) 辊芯复合温度从900 ℃升高到950 ℃后复合 界面的包覆层亚区、复合界面区以及辊芯亚区的范围 都有所增大、变宽,复合轧辊的冶金结合质量得到改 善。

### 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]. 江苏大学, 2016.
- [2] 龚思敏,丁家伟,耿德英,等.Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊界面组织研究[J].铸造,2019(12):1336-1341.
- [3] 符寒光, 刑建东. 高速钢轧辊制造技术 [M]. 北京:冶金工业出版社, 2007.
- [4] 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(5): 30–32.
- [5] 符寒光. 高硼铸钢锤头的研究和应用 [J]. 铸造, 2006, 55(3): 292-295.
- [6] JIN H W, RHYIM Y M, HONG S G, et al. Microstructural evolution of the rapidly quenched Fe-Cr-B alloy thermal spray coatings [J]. Materials Science & Engineering A (Structural Materials, Properties, Microstructure and Processing), 2001, 304–306: 1069–1074.
- [7] 冯朝跃. 双金属锤头的生产及应用 [J]. 铸造, 2000 (9): 561-562.
- [8] 王智慧,冯萌,贺定勇,等.Fe-Cr-C-Ti堆焊合金组织及耐磨性能[J].北京工业大学学报,2013(2):275-279.
- [9] 刘锋,杜忠泽,符寒光,等.Fe-Cr-B合金研究与发展的探讨[J].热加工工艺,2013(4):45-47.
- [10] BRUCE H, HERTZMAN S, LEHTINEN B, et al. Case study of different cobra rolls, metal lographic study of impact samples project status report [R]. Stockholm: Swedish Institute for Metals Research, 1999: 1–11.

1150 **1150** FOUNDRY 铸钢 · 铸铁

[11] 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]. 江苏大学, 2017.

[12] 金波. 中锰Fe-Cr-B合金/42CrMo复合轧辊组织和性能的研究 [D]. 江苏大学, 2018.

[13] 邵抗振,魏世忠,龙锐,等.电磁复合铸造轧辊工艺研究[J].铸造技术,2005(10):112-113,117.

[14] 冯明杰,王恩刚,王俊刚,等.高速钢复合轧辊液固结合过程数值模拟 [J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27 (2): 104-107.

[15] 冀慧. 复合轧辊静态铸造凝固过程数值模拟 [J]. 铸造技术, 2010 (2): 122-126.

[16] 刘耀辉, 刘海峰, 于思荣. 液固结合双金属复合材料界面研究 [J]. 机械工程学报, 2000(7): 82-86.

[17] 李万明,姜周华,董艳伍,等. 复合轧辊界面理论研究的现状 [J]. 材料与冶金学报,2011,10(s1): 68-71.

[18] 蒋一,蒋业华,岑启宏,等.离心铸造高硼高速钢辊环组织及性能研究[J].铸造,2013,62(2):113-117.

[19] 刘清梅. 高铬铸铁/中碳钢复合材料界面研究与温度场数值模拟 [D]. 郑州大学, 2003.

[20] 万虹. CPC高速钢复合轧辊连续铸造温度场有限元模拟及参数优化设计 [D]. 武汉理工大学,2008.

# Effect of Roll Core Temperature on Interfacial Microstructure of Fe-Cr-B Alloy/ 45 Carbon Steel Composite Roll

## YANG Wen-cheng<sup>1</sup>, DING Jia-wei<sup>2</sup>, GENG De-ying<sup>3</sup>, DING Gang<sup>4</sup>, GUO Chang-qing<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130022, Jilin, China; 3. Xugong Group Xuzhou Heavy Machinery Co., Ltd., Xuzhou 221004, Jiangsu, China; 4. Jiangsu Huifeng Machinery Manufacturing Co., Ltd., Taizhou 225307, Jiangsu, China)

#### Abstract:

In this study, a Fe-Cr-B alloy/45 carbon steel composite roll was manufactured by using a liquid-solid composite casting method, in which the Fe-Cr-B alloy melt was poured into a mold with an electromagnetic induction heating 45 carbon steel roll core in an electro-slag casting equipment. The study focus was on the influence of the preheating temperature of roll core on the microstructure of interface of the composite roll. OM, SEM, EDS were used to observe the microstructure characteristics of interface of the composite roll, the phase composition was measured by XRD, and the hardness was tested by Vickers hardness tester. The results show that the interface was formed by the cladding sub-region, composite interface region and roller core sub-region. The microstructure was mainly composed of fine pearlite, ferrite and a small amount of  $M_2B$  and  $M_3(C,B)$  in the composite interface region, retained austenite, eutectic boride and martensite matrix that distributed certain amounts of granular precipitates in the cladding sub-region, and ferrite and pearlite in the roller core sub-region. When the core temperature was increased from 900 °C to 950 °C , the composite interface area was enlarged and the metallurgical bonding quality was improved.

#### Key words:

Fe-Cr-B alloy; preheating temperature; composite roll; composite interface; microstructure