



## (12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101240402 B

(45) 授权公告日 2010.04.07

(21) 申请号 200810030625.7

(22) 申请日 2008.02.04

(73) 专利权人 娄底市三泰轧辊有限公司

地址 417009 湖南省娄底市经济技术开发区  
工业园群乐街 1 号

(72) 发明人 向勇 李聚良 陈牧原 郑星 李苏人

(74) 专利代理机构 湖南省娄底市兴泰专利事务  
所 43106

代理人 郭松生

(51) Int. Cl.

*C22C 38/48* (2006.01)

*C21D 9/38* (2006.01)

(56) 对比文件

CN 1624180 A, 2005.06.08, 说明书第 3 页第

11-30 行, 第 4 页第 24 行至第 5 页第 2 行.

JP 特开 2001-247905 A, 2001.09.14, 第 0005-  
0006 段, 第 0020 段.

JP 特开平 5-132738 A, 1993.05.28, 第 0010 段.  
刘仲礼等. 硼、碳含量对高硼铁基合金组织  
和性能的影响. 钢铁 42 6.2007, 42 (6), 78-82.

审查员 王敏

权利要求书 1 页 说明书 7 页

(54) 发明名称

一种复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢及其热  
处理方法

(57) 摘要

本发明公开了一种用于制作复合辊环轧辊  
用铸造高硼高速钢及其热处理方法, 它是一种  
抗热冲击性良好的耐磨材料, 也可应用其他  
合适的工况, 其化学成分设计为 (重量%):  
0.20-1.10C, 1.0-2.5B, 3.0-5.0Cr, 0.5-0.9Si,  
0.6-1.3Mn, 2.0-10.0V, 0.5-1.5Ni, 1.0-4.0Mo,  
0.2-4.0W, 0.1-2.0Nb, S < 0.04, P < 0.04,  
其余为 Fe; 它的热处理方法包括退火, 淬火和  
2-3 次回火, 退火加热温度为 800-860℃, 炉冷  
至小于 500℃后炉冷或空冷; 淬火加热温度为  
1020-1150℃, 随后风冷或空冷; 回火 2-3 次,  
加热温度 500-550℃, 随后炉冷或空冷。与传统  
高镍铬钼轧辊相比, 大幅提高合金耐磨性、耐热  
性、抗热冲击性, 减少轧辊在使用过程中出现的  
热疲劳裂纹现象及由此产生的掉肉、崩裂, 体现  
出良好的安全性与耐磨性的有机结合。

1. 一种复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢，其特征在于：化学成分以百分重量计：C = 0.20-1.10、B = 1.0-2.5、Cr = 3.0-5.0、Si = 0.5-0.9、Mn = 0.6-1.3、V = 2.0-10.0、Ni = 0.5-1.5、Mo = 1.0-4.0、W = 0.2-4.0、Nb = 0.1-2.0、S < 0.04、P < 0.04，余量为 Fe。

2. 根据权利要求 1 所述的一种复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢的热处理方法，其特征在于：

A、退火工艺：退火处理的加热温度为 800-860℃，保温时间  $t_1 = (1.2-1.6) \delta + 50$ ，炉冷至小于 500℃继续炉冷或空冷；

B、淬火工艺：淬火处理的加热温度为 1020-1150℃，保温时间  $t_2 = (1.0-1.4) \delta + 30$ ，以冷却速度不小于 5℃/min 进行风冷或空冷；

C、回火工艺：回火处理的加热温度为 500-550℃，保温时间  $t_3 = (1.0-1.5) \delta + 60$ ，随后炉冷或空冷到室温，再按同样工艺回火 1-2 次；其中

$t_1$  为珠光体退火保温时间，min；

$t_2$  为淬火保温时间，min；

$t_3$  为回火保温时间，min；

$\delta$  为工件厚度，mm。

## 一种复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢及其热处理方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种复合轧辊辊环用铸造高硼高速钢及其热处理方法。

### 背景技术

[0002] 我国是世界上轧辊生产与消耗最大的国家。轧辊在使用中，主要的失效形式是磨损与裂纹，其次是崩块、断辊等。在有色金属与钢铁轧制企业中，轧辊是对生产效率与产品质量影响最大的零件，为此，各国轧辊制造企业与有关研究单位一直在对轧辊材料与成型工艺在做不停的探索。

[0003] 上世纪 30 年代推出的高镍铬钼无限冷硬铸铁是轧辊材料发展史上的里程碑，至今仍然是用量最大的轧辊材料。此后高铬铸铁、高铬钢、高速钢、半高速钢、硬质合金等材料不断涌现。高速钢材料以其相对巨大的过钢量及优异的轧件产品表面质量不断得到人们的重视。高速钢轧辊材料的专利比较多，不一一列举。高速钢轧辊的主要成型方法有离心铸造、锻造和粉末冶金等，其主要成分大都符合如下范围：

[0004] ①铸造高速钢：

[0005]  $C = 1.4-2.2\%$ 、 $Ni = 0.3-1.2\%$ 、 $Cr = 4.0-8.0\%$ 、 $Mo = 2.0-6.0\%$ 、 $V = 4.0-7.5\%$ 、 $W = 0.0-5.0\%$ 、 $Nb = 0.0-4.0\%$ 、 $Co = 0.0-5.0\%$ ；

[0006] ②锻造高速钢：

[0007]  $C = 0.8-1.5\%$ 、 $Ni = 0.1-1.0\%$ 、 $Cr = 4.0-13.0\%$ 、 $Mo = 0.5-3.0\%$ 、 $V = 1.0-4.0\%$ 、 $W = 0.0-8.0\%$ ；

[0008] ③粉末冶金高速钢

[0009]  $C = 1.4-2.5\%$ 、 $Ni = 0.1-0.3\%$ 、 $Cr = 4.0-10.0\%$ 、 $Mo = 2.0-8.0\%$ 、 $V = 4.0-9.0\%$ 、 $W = 0.0-8.0\%$ 、 $Co = 0.0-8.0\%$ 。

[0010] 在实际生产中，高速钢轧辊以离心铸造生产为主，由于合金元素的比重差别大，因而很难解决成分偏析问题。同时高速钢轧辊在实际使用过程中，主要存在容易产生裂纹并由此导致剥落的现象。

[0011] 高硼钢轧辊材料：

[0012] 有关高硼合金钢的轧辊专利国内外目前检索到仅一项，由阿克苏公司、昆士兰大学、联邦科学与工业研究院等共同申报的轧辊专利 WO94/00253，其主要成分范围（重量%）： $1-20Cr$ ， $0.5-3B$ ， $\leq 1.0C$ ，还可以加入适量的  $Mo$ ， $V$ ， $Ti$ ， $W$ ， $Nb$ ， $Si$ ， $Al$ ， $Mn$ ， $Ni$  和  $Cu$ ；根据其实施例的结果，高硼高铬钢轧辊的使用寿命比传统的铸铁轧辊寿命有较大幅度提高，同时高硼高铬钢抗热裂能力优秀。

[0013] 国内外有关高硼钢的研究与结果：

[0014] 中国发明专利“高硼铸造铁基耐磨合金及其热处理方法”，公开号为 CN1624180A，其成分范围（重量%）： $0.15-0.70C$ ， $0.3-1.9B$ ， $0.3-0.8Cr$ ， $0.4-0.8Si$ ， $0.6-1.3Mn$ ， $0.05-0.20Ce$ ， $0.02-0.10La$ ， $S、P < 0.04$ ，其余为  $Fe$ ；它的热处理方法是：珠光体化预处理、淬火、回火。珠光体化预处理加热温度为  $760-820^{\circ}C$ ，炉冷至小于  $500^{\circ}C$

后炉冷或空冷，淬火加热温度为 960-1050℃，随后以冷却速度不小于 5℃/min 快速冷却，回火加热温度为 180-400℃，随后炉冷或空冷，硬度为 58HRC，冲击韧度 12J/cm<sup>2</sup>，断裂韧性 26.2MPa·m<sup>1/2</sup>，抗拉强度 659MPa。此发明的优点是大幅度提高了合金耐磨性，大幅度减少了铬合金加入量，生产成本显著降低，生产工艺简单，设备通用性强，其综合性能优于常用的高锰钢、高铬铸铁和低合金钢，具有极高的性能价格比。

[0015] 中国发明专利“铸造高硼合金的韧化方法”，公开号为 CN1804091A，其成分范围(重量%)：0.30-0.35C，1.0-1.5B，0.6-0.8Si，0.8-1.0Mn，S、P < 0.04，其余为 Fe、Ti 和不可避免的杂质元素。用 2.5-3.3Fe-Ti30 合金作为变质剂，韧化处理温度为 1020-1050℃保温 2-3 小时，然后淬火或正火。经过韧化处理后，砂型铸造的高硼耐磨合金的共晶硼化物呈孤立状分布于基体中，10mm×10mm×55mm 标准冲击试样的吸收功  $\alpha_k$  高达 12.5J/cm<sup>2</sup>，硬度为 51HRC，冲击韧性明显增强。

[0016] 中国发明专利“一种含有高硬度硼化物的铸造高硼耐磨不锈钢及制备方法”，公开号为 CN1924070A，其成分范围(重量%)：0.05-0.30C，0.5-3.0B，17.0-25.0Cr，6.0-8.0Si，0.4-1.5Ti，S、P < 0.04，其余为 Fe；它的热处理方法是：固溶处理温度为 1080-1150℃，去应力处理温度为 180-220℃，随后炉冷或空冷，硬度为 44HRC，冲击韧度 36.8J/cm<sup>2</sup>，断裂韧性 55.2MPa·m<sup>1/2</sup>，抗拉强度 934MPa，延伸率为 2.77%。此种材料的基体为奥氏体，具有良好的耐蚀性，在基体上还有 8-15% 高硬度硼化物，可明显改善钢的耐磨性。

[0017] 专利 WQ95/33080 介绍了一种高硼高铬钢，其成分为 1-2wt.% Cr，0.5-3wt.% B，≤1.0wt.% C，≤3wt.% Si，≤0.2wt.% Al，≤2wt.% Mn，≤3wt.% Ni，≤3wt.% Cu，≤5wt.% Mo。前苏联专利号为 SU1,447,926 的一种“高强度和高冲击韧性高硼合金制造方法”，其成分为 0.2-0.5% C，2.0-3.5% B，0.15-0.60% Si，0.25-0.80% Mn，0.2-0.8% Sb，该合金组成中含有较多的铈。又前苏联专利号为 SU1,581,771 的“一种高硼合金”，它是具有高硬度和高耐磨性还保留有较好韧性的用于铸造的高硼合金，其成分为 0.2-0.5% C，2.1-3.5% B，0.15-0.60% Si，1.5-6.0% Mn，1.0-4.0% Co，前苏联专利号为 SU5058116 的“一种铁基高硼铸造合金”，它是用于磨损和摩擦工况的铁基高硼铸造合金，其成分为：0.8-1.2% C，4.0-4.5% B，0.15-0.6% Si，4.0-6.0% Mn，1.0-4.0% Co，5.0-7.0% Cr，余量 Fe。日本专利号为 JP10219386 的一种“具有高强度和高韧性的结构高硼合金”，它的主要合金元素含量为(%)：0.03-0.24C，0.020-0.500B，0.005N，0.4Ni，0.9Cr，0.5Mo，0.3V，0.3Nb，0.3Ti，0.1Zr。其抗拉强度达到 510-550MPa。

## 发明内容

[0018] 本发明目的在于开发一种高硬度、热稳定性好的硼化物与细颗粒状碳化物共同形成硬质相，硬质相镶嵌在高韧性、高红硬性的合金低碳马氏体基体上，从而获得具有较高抗热裂性能、强韧性和优异耐磨性的复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢，同时本发明还提供了此种铸造高硼高速钢的热处理方法。

[0019] 为实现上述目的，本发明采用的技术方案是：

[0020] 本发明所述的铸造高硼高速钢的化学成分设计是(重量%)：0.20-1.10C，1.0-2.5B，3.0-5.0Cr，0.5-0.9Si，0.6-1.3Mn，2.0-10.0V，0.5-1.5Ni，1.0-4.0Mo，

0.2-4.0W, 0.1-2.0Nb, S < 0.04, P < 0.04, 其余为 Fe。

[0021] 高硼高速钢的热处理方法分三步：它的第一步热处理工序是退火，它的第二步热处理工序是淬火，它的第三步热处理工序是 2-3 次回火。

[0022] ①退火工艺：退火处理的加热温度为 800-860℃，保温时间按下式确定： $t_1 = (1.2-1.6) \delta + 50$

[0023] 式中

[0024]  $t_1$ ——珠光体退火保温时间，min； $\delta$ ——工件厚度，mm；炉冷至小于 500℃后继续炉冷或空冷。

[0025] ②淬火工艺：淬火处理的加热温度为 1020-1150℃，保温时间按下式确定：

[0026]  $t_2 = (1.0-1.4) \delta + 30$

[0027] 式中

[0028]  $t_2$ ——淬火保温时间，min； $\delta$ ——工件厚度，mm；

[0029] 随后快速冷却，冷却速度不小于 5℃/min。

[0030] ③回火工艺：回火处理的加热温度为 500-550℃，保温时间按下式确定：

[0031]  $t_3 = (1.0-1.5) \delta + 60$

[0032] 式中

[0033]  $t_3$ ——回火保温时间，min； $\delta$ ——工件厚度，mm；

[0034] 随后炉冷或空冷至室温后，再按同样工艺回火 1-2 次。

[0035] 采用如上技术方案提供一种复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢及其热处理方法与现有技术相比，技术效果在于：

[0036] 1、本发明以硬度高、热稳定性好的硼化物与碳化物为硬质相，基体采用高合金低碳马氏体，通过适当的热处理，产品硬度高，红硬性好，在实际使用中，产品硬度达到 60HRC 以上，体现出轧制量高，所轧产品表面质量好。

[0037] 2、本发明中碳含量低，在实际使用中，表现为抗热裂性能良好，在上机使用过程中，没有出现热裂现象。

[0038] 3、结合我国的矿产资源情况，充分利用我国富产的硼、钒元素，减少钼、镍等合金元素，适当降低生产成本，从而具有很好的市场竞争力；

[0039] 4、采用普通电炉熔炼，合金热处理用电炉加热，设备通用性强，生产工艺简单；

[0040] 5、具有良好的机械性能，其硬度  $\geq 58\text{HRC}$ 、冲击韧度  $\geq 8\text{J/cm}^2$ 、断裂韧性  $K_{1C} \geq 22\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、抗拉强度  $\sigma_b \geq 800\text{Mpa}$ 。

### 具体实施方式

[0041] 下面结合实施例对本发明的具体实施方式作进一步的详细描述。

[0042] 本发明所述的一种复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢的成分设计为(重量%)：C = 0.2-1.10、B = 1.0-2.5、Cr = 3.0-5.0、Si = 0.5-0.9、Mn = 0.6-1.3、V = 2.0-10.0、Ni = 0.5-1.5、Mo = 1.0-4.0、W = 0.2-4.0、Nb = 0.1-2.0、S < 0.04、P < 0.04，其余为 Fe，原因是：

[0043] 碳是影响高硼高速钢硬度、强度、韧性、耐磨性和耐蚀性的主要元素，碳含量

高时，基体中固溶的碳增多，材料固溶化效果增加，其硬度、强度、耐磨性增加，但韧性、耐蚀性下降，碳含量过低时，基体固溶效果差，硬度和强度降低，耐磨性差，铸造工艺性能降低。碳对高速钢各种性能的影响极为显著，为高速钢中的基本元素，它和高速钢中的碳化物形成元素结合起来，形成各种合金碳化物，通过适当热加工和热处理使其合理地分布而赋予高速钢各项性能最基本的影响。在实际应用中，60年代以前，基本上将碳量控制在一个使用硬度(HRC63-66)所要求的最起码水平，碳含量太高，在轧辊使用过程中易生产裂纹，因而将其碳含量控制在0.20-1.10%。

[0044] 硼是高硼铸造铁基合金中的主要合金元素，国内资源丰富，价格低廉且稳定。硼在铁中的溶解度很小，在 $\alpha$ -Fe的溶解度小于0.0004%，在 $\gamma$ -Fe中的最大溶解度也只有0.02%，加入铁中的硼大部分将会形成硼化物。硼与铁生成的 $\text{FeB}$ (HV1800-2000)和 $\text{Fe}_2\text{B}$ (HV1400-1500)。用合金硼化物代替合金碳化物作为耐磨合金的耐磨相，可明显提高耐磨合金的硬度和耐磨性。硼加入量过少，合金组织中高硬度的硼化物数量少，合金硬度低，耐磨性差。硼加入量过多，合金组织中高硬度的硼化物数量增多，合金硬度升高，耐磨性明显提高；但硼化物的增加会导致合金韧性大幅度降低。因此，硼含量以1.0-2.5%为宜。

[0045] 钒首次加入高速钢中是在1903年左右。当时是把钒作为一种净化剂以消除夹杂物和减少钢中残余的合金量，因为钒具有强的脱氧能力。钒在高速钢中，一部分溶解于基体中，一部分形成碳化物，而且是最稳定的碳化物形成元素之一。形成面心立方的间隙相VC通常具有一定缺位，因此实际钒、碳的比为 $\text{V}_4\text{C}_3$ ，VC的熔点和溶解温度都很高，在奥氏体化时，VC在1100℃以上才开始溶解，溶解量也不多，大部分的钒仍保留在碳化物中，溶解的钒能大大加强钢的二次硬化，而保留的VC则可大大增加钢的耐磨性，故高速钢加入钒对其耐磨性有极大的好处。

[0046] 钒对热处理的影响，主要表现在以下几个方面：

[0047] (1) 能细化钢的组织，提高晶粒粗化温度，从而降低了钢的过敏感性，并相应提高了钢的强度和韧性，这主要由于MC型碳化物不易溶解，并且在高温下不易发生聚集长大，所以能有效的防止晶粒长大。

[0048] (2) 能增加高速钢淬火后的回火稳定性。溶解的钒在提高热硬性和二次硬化方面都要比钨更为强烈，这主要由于溶解的钒在回火时析出的碳化物 $\text{VC}(\text{V}_4\text{C}_3)$ 分散粒度大，更不易聚集长大。

[0049] (3) 淬火剩余碳化物随钢中钒和碳量的增加而增加，所以耐磨性也随之明显增加。由于钒和碳的结合力强，因此淬火加热时会强烈地影响固溶到基体中的量。所以为了得到理想的热处理硬度，必须使钒和碳保持一定的关系。

[0050] 综合考虑，将钒含量控制在2.0-10.0%为宜。

[0051] 钨在高速钢中的原始(退火)状态形式 $\text{M}_6\text{C}$ 型碳化物，淬火加热时只能部分溶解，溶解的钨在回火时多以 $\text{W}_2\text{C}$ 型析出，产生弥散硬化，部分留在回火后的 $\alpha$ 相中，从而提高其室温硬度和抗回火性，而淬火时在高速钢基体中，大约固溶70%左右。正是这部分钨，赋予高速钢高温硬度以及二次硬化，从而给予高速钢优良的性能。钨原子和碳原子的结合力大，提高了马氏体的高温分解稳定性，钨高速钢在450℃以上马氏体才开始分解，温度高至550-600℃还能保持马氏体晶格特性，以维持高的硬度，同时也使钨的碳

化物在 500℃ 保持极为细小的尺寸，于是提供了钢的二次硬化能力。含钨量过低的钢在加热到高温时出现粗大晶粒，脆性很大，而且低钨高速钢熔点低，淬火时又要保证溶入足够的钨，所以淬火温度很窄，热处理时必须严格控制温度，否则易于发生因过热而报废的事故。钨量对高速钢的淬火及回火硬度有很大影响。

[0052] 钼的性能与钨相近，可以和碳形成同样类型的  $M_6C$ 、 $M_{23}C_6$  碳化物及六方晶格间隙相。但钨原子量小于钼原子量(约为一半)，所以重量百分比相同时，钼的原子百分数将要大一倍，故在钼钢中，如要形成相同数量的碳化物，钼和钨相比，钼的重量百分数可以减少一半。钼也是铁素体形成元素，能提高钢的  $AC_1$  点，并能降低  $M_s$  点，能强化基体，提高再结晶温度，钼又是常用合金元素中减轻回火脆性最有效的元素，除与碳形成碳化物外，还可部分溶于铁中。钼能降低高速钢结晶时包晶及共晶反应温度，使莱氏体组织细化，提高淬火后回火时马氏体的分解温度和延缓碳化物的聚集，从而增加抗回火稳定性。

[0053] 铬在高速钢中主要是提高淬透性和回火温度以及增加抗氧化性及抗腐蚀能力，缺点是增加高速钢碳化物不均匀性，降低热塑性、冷塑性和热处理的抗弯强度。早期的研究发现在含 0.63-0.68% C、17.80-19.40% W 而含铬量不同的高速钢中，当铬量在 3-6% 时，其工具的寿命最长。这项工作是长期以来铬含量在高速钢中总是在 4% 左右的主要依据。

[0054] 镍是一种非碳化物形成元素，它固溶于基体能提高基体的强度，显著提高奥氏体的稳定性，促进高硼合金钢的淬透性和耐蚀性。镍加入量少，强化效果弱，加入量过多，成本增加很大，因此将镍的含量控制在 0.5-1.5% 之间为宜。

[0055] 钛在高硼合金钢中主要起三方面作用，其一是与硼结合，形成高硬度硼化物 ( $TiB_2$ )，明显提高材料的耐磨性，其二是钛与钢中的 N、C 形成高熔点化合物  $Ti(C, N)$ ，这种化合物有助于铸钢的晶粒细化，使枝晶间和枝晶内的碳和合金元素分布均匀，其三是可以起到脱氧和变质作用。加入量过多，含钛化合物数量增加且粗化，导致材料韧性降低。

[0056] 稀土元素对材料的脱氧、脱硫、除气、晶粒细化有一定作用，加入少量稀土可净化钢液，稀土的加入量设定在 0.2%。

[0057] 硅是非碳化物和硼化物形成元素，加入高硼铸造铁基合金中的硅主要溶于基体，提高基本强度，合金强度的提高，可以确保合金使用过程中耐磨硼化物不易脱落和剥落，有利于提高合金耐磨性。硅加入量太少，合金强化作用弱，合金耐磨性较差。硅加入量过多，将导致基体脆化，反而降低合金韧性，因此合适的硅加入量控制在 0.5% -0.9%。

[0058] 锰是扩大奥氏体相区的元素，高硼铸造铁基合金加入锰的主要作用是提高合金淬透性，还起对钢液脱氧的作用。锰加入量太少，锰提高淬透性的作用不明显，锰加入量太多，淬火组织中残留奥氏体太多，反而降低合金的硬度，损害合金耐磨性，而且锰含量过高，合金凝固组织粗大，铸造成型过程中易产生裂纹，因此将其含量控制在 0.6% -1.3%。

[0059] 不可避免的微量杂质是原料中带入的，其中有硫和磷，均是有害元素，为了保证高硼铸造铁基合金的强度、韧性和耐磨性，将磷、硫含量控制在 0.04% 以下。

[0060] 所述的复合辊环轧辊用铸造高硼高速钢是以废钢、硼铁、钒铁、钼铁、钨铁、铬铁、硅铁、锰铁配料，采用酸性中频感应电炉冶炼，炉前调整成分合格后使其满足成分设计要求，加入微量稀土和钛进行复合变质处理。当熔液温度达 1600-1650℃时出钢，作为复合轧辊辊环的外环材料。作为复合辊环轧辊的内环，通常采用无缝钢管。把当作内环的无缝钢管在 300-800℃温度下预热，将预热好的无缝钢管置于砂型中，把出炉熔液浇铸到砂型内，并保持浇铸温度 1500℃左右，浇铸到无缝钢管上的高硼高速钢液成为铸造高硼高速钢，并当作轧辊辊环。

[0061] 随后将高硼高速钢进行热处理：退火——淬火——回火。

[0062] ①退火工艺：将铸造高硼高速钢放入井式电阻炉内，加热温度为 800-860℃，保温时间按  $t_1 = (1.2-1.6) \delta + 50$  确定，其中  $t_1$  为珠光体退火保温时间，min， $\delta$  为工件厚度，一般取  $\delta = 30-200\text{mm}$ 。炉冷至低于 500℃后继续炉冷或空冷。

[0063] ②淬火工艺，将退火后的铸造高硼高速钢放入井式电阻炉内加热，加热温度控制在 1020-1150℃，保温时间按  $t_2 = (1.0-1.4) \delta + 30$  确定，其中  $t_2$  为淬火保温时间 (min)， $\delta$  为工件厚度，一般取 30-200mm；在冷却速度不小于 5℃/min 进行风冷或空冷。

[0064] ③回火工艺：将淬火后的铸造高硼高速钢放入井式电阻炉内，加热温度为 500-550℃，保温时间按  $t_3 = (1.0-1.5) \delta + 60$  确定，min； $\delta$ ——为工件厚底，一般取  $\delta = 30-200\text{mm}$ 。随后炉冷或空冷至室温。

[0065] 按同样工艺再回火 1-2 次。

[0066] 如上热处理的依据是：

[0067] 高硼高速钢的铸态组织主要以非平衡组织（铁素体、珠光体和魏氏组织加硼化物）为主。非平衡组织加热时容易在其板条界上形成针状奥氏体晶核，这种针状晶核在进一步加热或恒温时会很快地长大、合并，形成新的奥氏体晶粒，其尺寸基本恢复原奥氏体晶粒尺寸，出现结晶组织遗传现象。对铸态高硼高速钢进行退火处理，可以消除非平衡组织，使组织均匀化。采用 800-860℃加热，保温时间按上述公式确定，炉冷至小于 500℃后炉冷或空冷。

[0068] 高硼高速钢的淬火加热温度 1020-1150℃，保温时间按上述的公式确定，随后快速冷却。在淬火加热温度低于 1000℃时溶解于高温奥氏体中的碳和合金元素数量太少，高温奥氏体稳定性差，淬火组织中易出现低硬度的珠光体和铁素体组织，降低铸造高硼高速钢的硬度和耐磨性，淬火温度超过 1150℃后，高温奥氏体显著粗化，导致淬火马氏体组织粗大，降低高硼高速钢的强度和韧性，保温时间按上述的公式确定，随后空冷或风冷却到室温，可以获得马氏体基体上镶嵌高硬度耐磨硼化物、碳化物的混合组织。

[0069] 高硼高速钢回火处理的目的是消除残余奥氏体和回火应力、析出二次碳化物，稳定回火组织，提高合金的综合机械性能。回火加热温度 500-550℃，保温时间按上述公式确定，随后炉冷或空冷，回火 2-3 次。

[0070] 实施例 1：

[0071] 带钢工作辊

[0072] 本实施例所述铸造高硼高速钢作为轧辊辊环，采用公称容量为 500 公斤酸性中频感应电炉熔炼。采用废钢、硼铁、钒铁、钼铁、铬铁、硅铁和锰铁配料，炉前调整成分合格后加稀土与钛铁脱氧和变质，1650℃出炉。将预热好的无缝钢管置于砂型内，



1500℃浇铸，产品合金化学成分为 (wt)：

[0073] C = 0.38%、B = 2.2%、V = 5.67%、Si = 0.66%、Mn = 0.83%、

[0074] Cr = 4.3%、W = 2.05%、Mo = 3.13%、Nb = 0.05%、Ti 微量、

[0075] S = 0.023%、P = 0.030%，余量为 Fe。

[0076] 热处理方法为：铸造高硼高速钢作为复合轧辊辊环随后进行热处理，退火工艺是在井式电阻炉内加热，加热温度 855℃，保温时间 180min，随后炉冷。

[0077] 铸造高硼高速钢复合轧辊辊环淬火处理工艺是在井式电阻炉内加热，加热温度 1100℃，保温时间 120min，随后风冷至室温。

[0078] 铸造高硼高速钢复合轧辊辊环回火处理工艺是在井式电阻炉内加热，加热温度 550℃，保温时间 180min，随后炉冷至室温。共回火三次。

[0079] 直接从铸造高硼高速钢复合轧辊辊环上取样分析合金的力学性能，其结果如下：硬度 61.3HRC，冲击韧度 9.6J/cm<sup>2</sup>，断裂韧性 22.6MPa·m<sup>1/2</sup>，抗拉强度 828MPa。结合层无缺陷，呈冶金结合。

[0080] 经装配制成带钢工作辊成品机架上机试验，过钢量 2300 吨，磨损轻微，无裂纹，过钢量为高镍铬钼无限冷铸铁轧辊的 5 倍。

[0081] 实施例 2：

[0082] 棒材成品机架轧辊

[0083] 本实施例所述铸造高硼高速钢作为复合轧辊辊环采用公称容量为 500 公斤酸性中频感应电炉熔炼。采用废钢、硼铁、钒铁、钼铁、钨铁、铬铁、硅铁和锰铁配料。炉前调整成分合格后加稀土与钛铁脱氧和变质，1650℃出炉。将预热好的无缝管置于砂型内，1500℃浇铸，产品合金化学成分为 (wt)：

[0084] C = 0.32%、B = 1.8%、V = 3.22%、Si = 0.76%、Mn = 0.73%、

[0085] Cr = 4.8%、W = 0.55%、Mo = 2.13%、Nb = 0.0%、Ti 微量、

[0086] S = 0.018%、P = 0.03%，余量为 Fe。

[0087] 热处理方法为：

[0088] 铸造高硼高速钢复合轧辊辊环随后进行热处理，退火工艺是在井式电阻炉内加热，加热温度 855℃，保温时间 180min，随后炉冷。

[0089] 铸造高硼高速钢复合轧辊辊环淬火处理工艺是在井式电阻炉内加热，加热温度为 1050℃，保温时间 120min，随后风冷至室温。

[0090] 铸造高硼高速钢复合轧辊辊环回火处理工艺是在井式电阻炉内加热，加热温度 550℃，保温时间 180min，随后炉冷至室温。共回火三次。

[0091] 直接从铸造高硼高速钢复合轧辊辊环上取样分析合金的力学性能，其结果如下：硬度 56.3HRC，冲击韧度 10.6J/cm<sup>2</sup>，断裂韧性 24.5MPa·m<sup>1/2</sup>，抗拉强度 628MPa。结合层无缺陷，呈冶金结合。

[0092] 经装配制成带钢工作辊成品机架上机试验，单槽过钢量 850 吨，磨损轻微，无裂纹，过钢量为高镍铬钼无限冷铸铁轧辊的 4 倍。