

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200710017612.1

[51] Int. Cl.

- C22C 38/36 (2006.01)*
- C22C 33/04 (2006.01)*
- C21C 7/00 (2006.01)*
- C21C 7/06 (2006.01)*
- B22D 13/02 (2006.01)*
- B22D 27/04 (2006.01)*

[45] 授权公告日 2009年5月6日

[11] 授权公告号 CN 100485075C

[51] Int. Cl. (续)

- B22D 19/16 (2006.01)*
- C21D 9/38 (2006.01)*
- C21D 1/18 (2006.01)*
- C21D 11/00 (2006.01)*

[22] 申请日 2007.4.3

[21] 申请号 200710017612.1

[73] 专利权人 西安交通大学

地址 710049 陕西省西安市咸宁路 28 号

[72] 发明人 符寒光 邢建东 高义民 李明伟
张 轶 蒋志强 皇志富

[56] 参考文献

CN1186472C 2005.1.26

JP10-212552A 1998.8.11

JP62-167862A 1987.7.24

CN1916219A 2007.2.21

CN1091167C 2002.9.18

高速钢轧辊的研究和应用. 符寒光, 刘金海. 中国铸造装备与技术, 第 5 期. 2002

高碳高速钢轧辊中合金元素的作用及成分设计. 叶江, 符寒光, 李明伟, 张轶. 现代铸铁, 第 1 期. 2007

审查员 王 敏

[74] 专利代理机构 西安通大专利代理有限责任公司

代理人 李郑建

权利要求书 2 页 说明书 10 页 附图 1 页

[54] 发明名称

一种高碳高钒高速钢复合轧辊及其热处理方法

[57] 摘要

本发明公开了一种高碳高钒高速钢复合轧辊, 制得的该高碳高钒高速钢轧辊外层的化学成分及其重量百分比为: C: 1.8%~3.0%, V: 3.0%~6.0%, Cr: 4.0%~6.0%, Mo: 3.0%~6.0%, W: 1.0%~3.0%, Nb: 1.0%~5.0%, Co: 1.0%~5.0%, Si<1.0%, Mn<1.5%, P<0.04%, S<0.04%, Y: 0.05%~0.20%, Ti: 0.8%~0.25%, Mg: 0.03%~0.12%, Zr: 0.04%~0.18%, Te: 0.02%~0.12%, 余量为 Fe, 化学成分的总和为 100%。其制备利用电炉熔炼, 采用离心铸造方法铸造成形, 热处理包括淬火和回火处理。高速钢轧辊的硬度和强度高、韧性和耐磨性好, 且具有良好的抗热疲劳能力, 使用中无断辊和剥落现象出现。应用本发明制备的轧辊, 可降低轧

辊消耗, 提高轧钢机作业率, 延长换辊周期, 改善轧材表面质量, 具有良好的经济和社会效益。

1. 一种高碳高钒高速钢复合轧辊，其特征在于制得的该高碳高钒高速钢轧辊外层的化学成分及其重量百分比为：C：1.8%~3.0%，V：3.0%~6.0%，Cr：4.0%~6.0%，Mo：3.0%~6.0%，W：1.0%~3.0%，Nb：1.0%~5.0%，Co：1.0%~5.0%，Si<1.0%，Mn<1.5%，P<0.04%，S<0.04%，Y：0.05%~0.20%，Ti：0.08%~0.25%，Mg：0.03%~0.12%，Zr：0.04%~0.18%，Te：0.02%~0.12%，余量为Fe，化学成分的总和为100%。

2. 权利要求1所述的高碳高钒高速钢复合轧辊的制备方法，采用电炉生产，其特征在于，包括以下步骤：

①将普通废钢、生铁或增碳剂、铬铁、钨铁、钼铁、铌铁和金属钴按化学成分要求混合，放入炉中加热熔化，钢水熔清后加入锰铁，出炉前加入钒铁；

②炉前调整成分合格后将温度升至1550℃~1600℃，加入占钢水重量0.10%~0.20%的Al和0.05%~0.15%的Si-Ca合金，复合脱氧后出炉；

③将钇基镁稀土、钛铁、锆铁和铈铁破碎至粒度小于12mm的小块，经220℃以下烘干后，置于浇包底部，用包内冲入法对钢水进行复合变质处理；

④将出炉钢水用离心机浇铸轧辊外层，钢水浇铸温度为1430℃~1450℃；

⑤轧辊外层浇铸完成后，按以下两种方式的任意一种制备高速钢复合轧辊坯：

第一种，轧辊外层的内表面温度达到1130℃~1170℃时，直接浇铸辊芯，辊芯铁水选用球铁或高强度铸铁，冷却后获得高碳高钒高速钢复合轧辊坯；

第二种，将钢水直接在离心机上凝固成辊套，辊套经加工后与辊芯通过机械组合而成高碳高钒高速钢复合轧辊坯；

⑥高碳高钒高速钢复合轧辊坯经机械加工和热处理,即获得高碳高钒高速钢复合轧辊。

3、如权利要求2所述的方法,其特征在于,所述的热处理包括淬火和回火处理,淬火加热温度 $1000\sim 1050^{\circ}\text{C}$,保温时间 $2\sim 4$ 小时;淬火冷却时,先喷雾冷却 $10\sim 20$ 分钟,随后强制风冷 $20\sim 40$ 分钟,空冷至辊面温度低于 200°C 时,入加热炉进行第一次回火处理,回火升温速度 $<80^{\circ}\text{C/h}$,回火加热温度 $520^{\circ}\text{C}\sim 560^{\circ}\text{C}$,保温 $5\sim 8$ 小时后空冷,当辊面温度低于 200°C 时,置入加热炉进行第二次回火处理,回火升温速度 $<120^{\circ}\text{C/h}$,回火加热温度 $500^{\circ}\text{C}\sim 540^{\circ}\text{C}$,保温 $8\sim 12$ 小时后炉冷,当炉温低于 200°C 后出炉。

一种高碳高钒高速钢复合轧辊及其热处理方法

技术领域

本发明属于金属轧钢技术领域，涉及一种轧辊及其处理方法，特别是一种高碳高钒高速钢轧辊及其热处理方法。

背景技术

轧辊是轧钢生产中的主要消耗备件之一，轧辊消耗约为轧钢生产成本的5%~15%。如果考虑因轧辊消耗而带来的生产停机、降产和设备维护增加等因素，则其所占生产成本的比重会更高。轧辊质量不仅关系到轧钢生产成本和轧机生产作业率，还在很大程度上影响轧材质量。随着轧钢技术的发展，轧机速度和自动化程度不断提高，对轧辊质量特别是轧辊的耐磨性、强度及韧性等提出了更高的要求。近年来，由于对轧制钢材的特殊需求，对轧材的尺寸、表面精度、轧材的性能均提出了更高的要求。另外，随着轧制技术的发展，轧辊的工作环境也越来越苛刻，以热连轧为例，轧辊长期处于高温、高负荷、高速度的恶劣条件下，对轧辊的性能要求更高。如何提高轧辊性能以适应轧机的需要，是轧辊研制者面临的新课题。

在普通高速钢中增加碳含量和钒含量，可以增加高硬度MC型碳化物的数量，改善高速钢的耐磨性。目前以高碳高钒高速钢代替高铬铸铁、无限冷硬铸铁和铸造半钢制造轧辊是主要的发展方向之一。中国发明专利CN1631565公开了一种高钒高速钢复合轧辊及生产工艺，轧辊分为辊芯和轧辊耐磨层，辊芯采用韧性较好的低合金钢或中碳钢材料制作，轧辊耐磨层采用高钒高速钢材料，该高钒高速钢的主要元素含量为：C：1.8~3.5%、V：7~12%、Cr：4~5%、Mo：2~4%、Ni：0.5~1.5%，余量为铁。其生产工艺为：辊芯与轧辊耐磨层通过感应加热顺序凝固结晶方法复合熔铸为一

体。该发明轧辊的钒含量太高，易出现低硬度的 M_3C 型碳化物，降低高速钢的耐磨性（宫坂善和，片岡義弘，汤田浩二. 高炭素高速度鋼の炭化物形成に及ぼすバナジウム添加の影響，铸造工学，1997，69(3): 201~206）。中国发明专利 CN1807671 公开了一种连续复合高速钢轧辊工艺配方，辊芯采用高韧性的合金锻钢材料，外层辊身采用的高速钢成分是（重量%）： $1.5\sim 3.5C$ ， $2.0\sim 7.0Cr$ ， $2.0\sim 7.0Mo$ ， $4.0\sim 10.0V$ ， $4.0\sim 10.0W$ ， $0\sim 10.0Co$ ， $Ni < 2.0$ ，余量为 Fe。采用该配方可以开发 W、V 含量高、偏析轻、耐磨性好的复合高速钢轧辊，可以满足热连轧技术的需求。该材质高速钢轧辊只能采用连续复合工艺成形，装备复杂且生产效率低，采用离心铸造方法成形时，元素偏析严重，降低轧辊耐磨性。中国发明专利 CN1803325 公开了一种高速钢复合轧辊及其制备方法，其特征在于该复合轧辊的外层材料为高速钢，轧辊芯部材料为石墨钢，轧辊外层高速钢材料的化学成分（重量%）为： $1.2\sim 2.5C$ ， $0.3\sim 1.5Si$ ， $0.4\sim 1.0Mn$ ， $3.0\sim 8.0Cr$ ， $2.0\sim 7.0Mo$ ， $2.0\sim 7.0V$ ， $1.0\sim 5.0W$ ， $0.01\sim 0.5RE$ ， $P < 0.05$ ， $S < 0.05$ ，余量为 Fe。轧辊芯部石墨钢材料的化学成分（重量%）为： $1.2\sim 2.0C$ ， $1.5\sim 2.5Si$ ， $0.3\sim 1.0Mn$ ， $0.5\sim 1.5Ni$ ， $Cr < 0.2$ ， $Mo < 0.2$ ， $P < 0.05$ ， $S < 0.05$ ， $0.01\sim 0.2RE$ ， $0.05\sim 0.5Ca$ ，余量为 Fe，复合轧辊外层高速钢材料与芯部石墨钢材料为冶金结合。其制造方法是采用离心铸造工艺将两种金属材料浇铸成型后，再对复合轧辊进行粗加工和淬火热处理，采用该方法制造轧辊，具有轧辊芯部强度高，抗事故能力强和提高轧辊在线使用寿命以及生产成品率显著提高等特点。但该轧辊辊身组织粗大，部分碳化物呈连续网状分布，轧辊抗热疲劳性能差，轧辊使用中易出现龟裂和剥落，影响轧辊的正常使用。中国发明专利 CN1339342 公开了一种高速钢轧辊辊套的制造方法，其要点是先制造高速钢电极毛管，然后放在具有激冷结晶器的辊套电渣重熔设备中进行电渣重熔，制成毛坯，再进行热处理及机加工。其优点是：轧辊辊套晶粒细小，组织均匀，夹杂物少，没有缩孔、疏

松、元素偏析等缺陷，可使耐磨性、强韧性等性能提高，延长使用寿命，可克服目前离心铸造法和 CPC 法等制造轧辊或辊套的不足之处，进一步提高耐磨性和强韧性，可用于制造钢管轧机、高速线材预精轧机、窄带精轧机及小型轧机等辊套及轧辊。该方法存在工艺复杂、能耗高和效率低等不足。

发明内容

本发明目的在于，提供一种高碳高钒高速钢轧辊及其热处理方法。本发明采用高碳高钒高速钢制造轧辊外层，在高碳高钒高速钢中加入 Y、Ti、Mg、Zr 和 Te 等微合金元素，细化凝固组织，改善碳化物形态和分布，提高高碳高钒高速钢强韧性和热疲劳抗力，从而延长高速钢轧辊的使用寿命。此外，对高碳高钒高速钢轧辊的辊身采用高温固溶处理后，进行喷雾一吹风复合冷却，以进一步改善轧辊的耐磨性。

为了实现上述任务，本发明通过以下技术措施得以实现：

一种高碳高钒高速钢复合轧辊，其特征在于制得的该高碳高钒高速钢轧辊外层的化学成分及其重量百分比为：C：1.8%~3.0%，V：3.0%~6.0%，Cr：4.0%~6.0%，Mo：3.0%~6.0%，W：1.0%~3.0%，Nb：1.0%~5.0%，Co：1.0%~5.0%，Si<1.0%，Mn<1.5%，P<0.04%，S<0.04%，Y：0.05%~0.20%，Ti：0.08%~0.25%，Mg：0.03%~0.12%，Zr：0.04%~0.18%，Te：0.02%~0.12%，余量为 Fe，化学成分的和为 100%。

上述高碳高钒高速钢复合轧辊的制备方法，采用电炉生产，其特征在于，其工艺步骤是：

①将普通废钢、生铁或增碳剂、铬铁、钨铁、钼铁、铌铁和金属钴按化学成分要求混合，放入炉中加热熔化，钢水熔清后加入锰铁，出炉前加入钒铁；

②炉前调整成分合格后将温度升至 1550℃~1600℃，加入占钢水重量 0.10%~0.20%的 Al 和 0.05%~0.15%的 Si-Ca 合金，复合脱氧后出炉；

③将钇基镁稀土、钛铁、锆铁和铈铁破碎至粒度小于 12mm 的小块，经 220℃ 以下烘干后，置于浇包底部，用包内冲入法对钢水进行复合变质处理；

④将出炉钢水用离心机浇铸轧辊外层，钢水浇铸温度为 1430℃~1450℃；

⑤ 轧辊外层浇铸完成后，按以下两种方式的任意一种制备高速钢复合轧辊坯：

第一种，轧辊外层钢水的内表面温度达到 1130℃~1170℃时，直接浇铸辊芯，辊芯铁水选用球铁或高强度铸铁，冷却后获得高碳高钒高速钢复合轧辊坯；

第二种，将轧辊外层钢水直接在离心机上凝固成辊套，辊套经加工后与辊芯通过机械组合制成高碳高钒高速钢复合轧辊坯；

⑥高碳高钒高速钢复合轧辊坯经机械加工和热处理，即获得高碳高钒高速钢复合轧辊。

上述热处理包括高温淬火和回火处理，淬火加热温度 1000℃~1050℃，保温时间 2~4 小时。淬火冷却时，先喷雾冷却 10~20 分钟，随后强制风冷 20~40 分钟，空冷至辊面温度低于 200℃时，入加热炉进行第一次回火处理，回火升温速度<80℃/h，回火加热温度 520℃~560℃，保温 5~8 小时后空冷，当辊面温度低于 200℃时，入加热炉进行第二次回火处理，回火升温速度<120℃/h，回火加热温度 500℃~540℃，保温 8~12 小时后炉冷，当炉温低于 200℃后出炉，并精加工至规定尺寸。

本发明的高碳高钒高速钢复合轧辊与现有技术相比具有如下技术特点：

① 用本发明制造高速钢轧辊生产工艺简单，金相组织中含有 12~20% 高硬度碳化物，导致轧辊硬度高，达到 63~67 HRC，耐磨性好。用于棒材轧机成品机架上，本发明制造高速钢轧辊使用效果为 900~1050 t/mm，而高铬白口铸铁轧辊仅为 120~150 t/mm；用于热轧窄带钢成品机架上，本发

明制造高速钢轧辊使用效果为 1500 t/mm~1800 t/mm, 而高镍铬无限冷硬铸铁轧辊仅为 250 t/mm~300 t/mm。

② 本发明高速钢轧辊中加入 Y、Ti、Mg、Zr 和 Te 等微合金元素, 细化了凝固组织, 改善了碳化物形态和分布, 提高了高速钢轧辊强度和韧性, 其抗拉强度达到 950 MPa~1100 MPa, 冲击韧性达到 $15 \text{ J/cm}^2 \sim 18 \text{ J/cm}^2$ 。

③ 本发明高速钢轧辊高温固溶处理后, 进行喷雾一吹风复合冷却, 消除了轧辊组织中的珠光体, 使高速钢轧辊从表及里都具有良好的耐磨性。

附图说明

附图 1 是高速钢复合轧辊示意简图。

下面结合发明人给出的实施例对本发明作进一步详述。

具体实施方式

高速钢轧辊的性能是由金相组织决定的, 而一定的组织取决于化学成分及热处理工艺, 本发明的高碳高钒高速钢轧辊化学成分是这样确定的:

C: C 是高速钢轧辊中形成耐磨相碳化物的基本元素, C 太少导致碳化物数量少, 轧辊耐磨性低; 但 C 量过多会增大材料的脆性。而轧辊工作时与温度高达 1100°C 的轧件相接触, 轧辊表面最高温度可达 600°C , 且接着受高压水的冷却。因此, 若 C 含量过高, 增大了轧辊表面出现龟裂的危险, 最终将导致轧辊的剥落和破裂, 因此将 C 含量控制在 1.8~3.0%。

W 和 Mo: 高速钢轧辊中加入 W 和 Mo 的主要目的是为了提提高高速钢的红硬性, 改善高速钢轧辊的抗高温磨损性能, 而钨及其形成的碳化物密度大, 在离心力场作用下, 易出现偏析, 损害轧辊的耐磨性, 因此将 W 含量控制在 1.0%~3.0%, Mo 含量控制在 3.0%~6.0%。

V: 高速钢轧辊中加 V 的目的是为了获得高硬度的 MC 型碳化物, 改善轧辊的耐磨性, V 含量过高, 轧辊组织中易出现低硬度的 M_3C 型碳化物, 降低高速钢轧辊的耐磨性, 而且 V 含量过高的高速钢轧辊磨削性能差, 因

此将 V 含量控制在 3.0%~6.0V%。

Cr: Cr 加入高速钢轧辊中部分存在于 M_6C 和 M_7C_3 型碳化物中, 也能够形成 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 还有 40%左右存在于基体中。含 Cr 的 $M_{23}C_6$ 型碳化物在较低的淬火温度时便完全溶解, Cr 同样能促使 M_6C 型碳化物更好地溶解在奥氏体中, 使高速钢产生较高的淬硬性和淬透能力。Cr 含量过高, 多余的 Cr 参与回火时沉淀析出的碳化物的形成, 这种含 Cr 碳化物在较低温度时容易析出, 降低了钢的热稳定性。综合考虑将 Cr 含量控制在 4.0%~6.0%。

Nb: 高速钢轧辊中一次结晶 VC 密度小, 在离心力场中易产生偏析, 加入适量 Nb, 促进形成(Nb, V)C 复合碳化物, 提高碳化物密度, 减轻离心力引起的偏析, 促使高速钢轧辊耐磨性提高, 合适的 Nb 含量控制在 1.0%~5.0%。

Co: Co 是非碳化物形成元素, 进入基体可以明显提高高速钢的红硬性, 改善高温抗磨性能, 有利于延长高速钢轧辊的使用寿命, 加入量过多, 将降低高速钢轧辊的韧性, 因此, 将 Co 含量控制在 1.0%~5.0%。

Y: Y 具有净化晶界的作用, 而晶界是合金高温工作时的薄弱部位, 晶界净化能提高抗晶界氧化能力, 从而提高高速钢轧辊的高温强度。Y 还能促进高速钢凝固组织的细化, 提高高速钢轧辊的强韧性。过量 Y 将导致夹杂物增多, 反而降低高速钢的强韧性, 因此将 Y 含量控制在 0.05%~0.20%。

Ti: 在高速钢凝固过程中, Ti 和钢液中 C 反应, 生成大量弥散的 TiC 质点, TiC 和奥氏体以及 MC 碳化物均为面心立方晶格, 且晶格常数相近, $a_{TiC}=0.432nm$, $a_{MC}=0.415nm$, $a_{\gamma}=0.357nm$, 晶格错配度很小, TiC 可以作为奥氏体和 MC 的异质核心, 细化奥氏体枝晶, 促进孤立块状 MC 型碳化物大量形成, 使共晶碳化物的形态和分布得到改善, 改善高速钢轧辊的力学性能和抗热疲劳性能, 合适的 Ti 含量宜控制在 0.08%~0.25%。

Mg: Mg可以降低钢液中S、O含量,增加共晶凝固的过冷度,使共晶组织细化,Mg在高速钢中还有细化枝晶的作用,由于奥氏体枝晶的细化,在凝固后期,在奥氏体枝晶间形成的共晶钢液熔池变小,从而使共晶碳化物得到细化,有利于改善高速钢轧辊的抗热疲劳性能,合适的Mg含量宜控制在0.03%~0.12%。

Zr: 高速钢中加入适量Zr既可细化晶粒,提高高速钢轧辊的强韧性,Zr还易与C化合形成ZrC,ZrC具有很好的热稳定性且以弥散形式存在,有利于改善高速钢轧辊的抗热疲劳性能,合适的Zr含量宜控制在0.04%~0.18%。

Te: Te加入高速钢中具有强烈的过冷作用,有利于细化凝固组织,另外Te在基体中的固溶量极少,且大多富集在晶界附近,强烈地阻碍奥氏体晶粒的长大,从而细化了奥氏体初晶,增加了晶粒边界,Te还有利于碳化物细化和团球化,改善高速钢轧辊的强韧性和耐磨性,合适的Te含量宜控制在0.02%~0.12%。

高速钢轧辊的性能还与热处理工艺有直接关系,其制订依据是:

高速钢轧辊铸态组织中除了碳化物外,基体主要是马氏体、珠光体和奥氏体,硬度低,硬度均匀性差。在1000℃~1050℃进行高温奥氏体化处理,使部分碳化物溶解而进入高温奥氏体,提高高速钢轧辊的淬透性和淬硬性,奥氏体化温度过低,高速钢轧辊的淬透性和淬硬性差,淬火组织易出现低硬度的珠光体,损害高速钢轧辊的耐磨性。奥氏体化温度过高,淬火组织中残留奥氏体急剧增加,也不利于高速钢轧辊耐磨性的改善,且奥氏体化温度过高,轧辊组织粗大,降低轧辊的强度和韧性。在1000℃~1050℃进行奥氏体化处理,淬火组织细小,且易获得高硬度的马氏体基体,使高速钢轧辊具有良好的耐磨性。高速钢轧辊淬火冷却速度过快,易出现淬火裂纹,淬火冷却速度过低,轧辊内部易出现低硬度的珠光体,损害高速钢轧辊的耐磨性。

淬火冷却时，先喷雾冷却 10~20 分钟，随后强制风冷 20~40 分钟，可防止淬火组织中出现低硬度的珠光体，也可防止淬火裂纹的产生。高速钢轧辊淬火后，需要进行回火处理，主要是为了减少高速钢轧辊中残留奥氏体，稳定组织，消除淬火应力。第一次回火处理可以明显减少高速钢轧辊中残留奥氏体，第二次回火处理可以稳定组织，消除轧辊应力，确保高速钢轧辊的安全使用。

以下是发明人给出的具体实施例，需要说明的是，这些实施例是较优的例子，用于理解本发明，绝不是限定本发明。

实施例 1:

本实施例制备的高碳高钒高速钢轧辊，用 500 公斤容量的中频感应电炉生产，其制造工艺步骤是：

①将普通废钢、生铁、铬铁、钨铁、钼铁、铌铁和金属钴按化学成分要求混合，放入炉中加热熔化，钢水熔清后加入锰铁，出炉前加入钒铁；

②炉前调整成分合格后将温度升至 1580℃，加入占钢水重量 0.16%的 Al 和 0.08%的 Si-Ca 合金复合脱氧后出炉；

③将钇基镁稀土、钛铁、锆铁和铈铁破碎至粒度小于 12mm 的小块，经 220℃以下烘干后，置于浇包底部，用包内冲入法对钢水进行复合变质处理；

④将出炉钢水用离心机浇铸轧辊外层 1，钢水的浇铸温度为 1442℃。

⑤外层 1 浇铸完成后，当外层 1 的内表面温度达到 1130℃~1170℃时，直接浇铸辊芯 2，辊芯 2 的铁水为球铁，冷却后可获得高速钢复合轧辊坯；

⑥高速钢轧辊坯经机械粗加工后进行高温淬火和回火处理，淬火加热温度 1020℃，保温时间 3 小时。淬火冷却时，先喷雾冷却 15 分钟，随后强制风冷 32 分钟，空冷至辊面温度低于 200℃时，入加热炉进行第一次回火处理，回火升温速度<80℃/h，回火加热温度 540℃，保温 6 小时后空冷，当辊面温度低于 200℃时，入加热炉进行第二次回火处理，回火升温速度<120℃

h, 回火加热温度 520℃, 保温 10 小时后炉冷, 当炉温低于 200℃后出炉, 并精加工至规定尺寸。

制得的高碳高钒高速钢轧辊的化学成分见表 1, 其力学性能见表 2。

表 1 高速钢轧辊成分 (重量%)

元素	C	V	Cr	Mo	W	Nb	Co	Si
成分	1.97	3.85	5.49	5.26	1.92	1.88	3.35	0.93
Mn	Y	Ti	Mg	Zr	Te	P	S	Fe
1.04	0.17	0.23	0.06	0.08	0.11	0.033	0.026	余量

表 2 高速钢轧辊力学性能

硬度/HRC	抗拉强度/MPa	冲击韧性/ J.cm ⁻²
64~66	1030~1080	16~18

实施例 2:

本实施例的高碳高钒高速钢轧辊用 750 公斤容量的中频感应电炉生产, 其制造工艺步骤是:

① 将普通废钢、增碳剂、铬铁、钨铁、钼铁、铌铁和金属钴按化学成分要求混合放入炉中加热熔化, 钢水熔清后加入锰铁, 出炉前加入钒铁;

② 炉前调整成分合格后将温度升至 1593℃, 加入占钢水重量 0.18%的 Al 和 0.12%的 Si-Ca 合金复合脱氧后出炉;

③ 将钇基镁稀土、钛铁、锆铁和铈铁破碎至粒度小于 12mm 的小块, 经 220℃以下烘干后, 置于浇包底部, 用包内冲入法对钢水进行复合变质处理;

④ 将出炉钢水用离心机浇铸轧辊外层 1, 钢水浇铸温度为 1447℃。

⑤ 轧辊外层 1 浇铸完成后, 直接在离心机上凝固成辊套, 辊套经加工后与另外制作的辊芯 2 通过机械组合方式制成高速钢复合轧辊坯。

⑥ 高速钢轧辊坯粗加工后进行高温淬火和回火处理, 淬火加热温度 1045℃, 保温时间 2.5 小时。淬火冷却时, 先喷雾冷却 12 分钟, 随后强制

风冷 26 分钟，空冷至辊面温度低于 200℃时，入加热炉进行第一次回火处理，回火升温速度<80℃/h，回火加热温度 550℃，保温 5.5 小时后空冷，当辊面温度低于 200℃时，入加热炉进行第二次回火处理，回火升温速度<120℃/h，回火加热温度 525℃，保温 9 小时后炉冷，当炉温低于 200℃后出炉，并精加工至规定尺寸。

制得的高碳高钒高速钢轧辊化学成分见表 3，其力学性能见表 4。

表 3 高速钢轧辊成分（重量%）

元素	C	V	Cr	Mo	W	Nb	Co	Si
成分	2.47	5.14	5.82	4.66	1.71	3.45	2.80	0.84
Mn	Y	Ti	Mg	Zr	Te	P	S	Fe
1.25	0.08	0.19	0.07	0.11	0.06	0.035	0.022	余量

表 4 高速钢轧辊力学性能

硬度/HRC	抗拉强度/MPa	冲击韧性/ J.cm ⁻²
65~67	980~1040	15~17

应用本发明制造的高碳高钒高速钢轧辊，已在棒材轧机成品机架和热轧窄带钢成品机架上进行了工业运行试验，用于棒材轧机成品机架上，本发明高速钢轧辊的毫米过钢量达到了 900~1050 t，而高铬白口铸铁轧辊的毫米过钢量仅为 120t~150t；用于热轧窄带钢成品机架上，该高速钢轧辊的毫米过钢量达到了 1500t~1800t，而高镍铬无限冷硬铸铁轧辊的毫米过钢量仅为 250~300 t。

应用本发明制造的高碳高钒高速钢轧辊，硬度高，耐磨性好，且强度高、韧性好，本发明高速钢轧辊还具有良好的抗热疲劳能力，本发明高速钢轧辊使用中无断辊和剥落现象出现，本发明高速钢轧辊进行喷雾一吹风复合冷却，消除了轧辊组织中的珠光体，使高速钢轧辊从表及里都具有良好的耐磨性。应用本发明轧辊，可降低轧辊消耗，提高轧钢机作业率，延长换辊周期，改善轧材表面质量，具有良好的经济和社会效益。

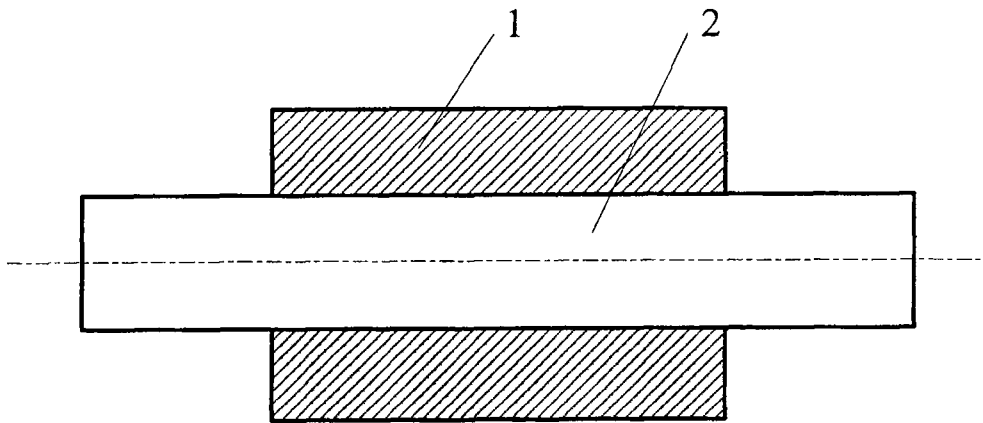


图 1