

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200810018590.5

[51] Int. Cl.

C22C 38/18 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

C21D 1/00 (2006.01)

[43] 公开日 2008年12月3日

[11] 公开号 CN 101314833A

[22] 申请日 2008.2.29

[21] 申请号 200810018590.5

[71] 申请人 马鞍山钢铁股份有限公司

地址 243003 安徽省马鞍山市湖南西路8号
技术中心

共同申请人 铁道科学研究院金属及化学研究所

[72] 发明人 李小宇 安涛 张斌 江波

李翔 崔银会 吴耀光 陈刚

王世付 吴江淮 张弘 付秀琴

[74] 专利代理机构 芜湖安汇知识产权代理有限公司

代理人 徐晖

权利要求书1页 说明书11页

[54] 发明名称

一种用于重载铁路货车的车轮钢及其制备方法

[57] 摘要

本发明公开了一种用于重载铁路货车的车轮钢，由以下合金元素按质量百分数(%)组成：C 0.52 ~ 63%，Si 0.50 ~ 0.1.0%，Mn 0.80 ~ 1.20%，Cr ≤ 0.70%，S 0.005 ~ 0.020%，P ≤ 0.030%，其余为铁和杂质元素；其制备方法包括转炉炼钢工序、LF炉精炼工序、VD真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序，所述的热处理工序为：在880 - 900℃加热处理2.0 - 2.5小时，喷水淬火200 - 300S，再在500 - 550℃回火处理3 - 4小时。本发明制成的车轮在保持原有车轮韧性、塑性的基础上使强度、硬度性能显著增加。

1、一种用于重载铁路货车的车轮钢，其特征在于：由以下合金元素按质量百分数（%）组成：C 0.52~0.63%，Si 0.50~0.1.0%，Mn 0.80~1.20%，Cr ≤ 0.70%，S 0.005~0.020%，P≤0.030%，其余为铁和杂质元素。

2、根据权利要求1所述的一种用于重载铁路货车的车轮钢，其特征在于：所述的合金元素按质量百分数（%）组成为：C 0.58~0.63%，Si 0.75~0.85%，Mn 0.80~1.00%，Cr 0.30~0.40%，S：0.005~0.020%，P≤0.030%，其余为铁和杂质元素。

3、一种权利要求1或2所述的用于重载铁路货车的车轮钢的制备方法，包括转炉炼钢工序、LF炉精炼工序、VD真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序，其特征在于：所述的热处理工序为：在880—900℃加热处理2.0—2.5小时，喷水淬火200—300S，再在500—550℃回火处理3—4小时。

一种用于重载铁路货车的车轮钢及其制备方法

技术领域

本发明属铁道车辆车轮用钢及其制备方法，尤其涉及 25 吨轴重以上 120 千米/小时以下铁路货车车轮用钢及其制备方法。

背景技术

火车车轮是列车的关键部件之一，在列车运行中具有承载、导向、向钢轨传递动力和制动等功能。它不仅承受着火车全部载重量，更重要的是它在高速滚动，承受交变、动态的机械载荷和巨大的惯性力、冲击力，以及刹车制动力和因为刹车摩擦温升产生的热损伤；并且，以车轮为中心，车轮是唯一与钢轨、闸瓦、车轴同时存在三对摩擦副的部件。车轮运行从北到南、从冬到夏、面临线路条件不同，这些也严重影响车轮的力学性能。随着车辆轴重的加大，车轮承受载荷相应提高，车轮的使用条件必然会发生显著变，工况变得更加恶劣。在这种情况下，以前认为是安全的或是允许存在的车轮材质问题现在也极易引发车轮的失效。

重载铁路车轮以北美 AAR 为主要代表，其中 AAR-C 级钢车轮已经被广泛运用于北美铁路货运方面。其化学成分为：0.67%-0.77%C，0.6%-0.9%Mn，0.15%-1.0%Si， $Cr \leq 0.25\%$ ， $P \leq 0.03\%$ ，0.005%-0.04%S，其余为铁和参与元素，它是一种中高碳素钢车轮钢，组织状态为铁素体-珠光体，这种钢的显著特点是碳含量高，耐磨性好、抗接触疲劳强度高，但抵抗热损伤、内部疲劳裂纹扩展的能力较差。

日本 SSW-3R 材质主要用于载重量高的车轮上，其化学成分控制范围：0.60-0.75%C，0.15-0.35%Si，0.50-0.90%Mn， $S \leq 0.050\%$ ， $P \leq 0.045\%$ ， $Cu \leq 0.30\%$ 。其性能为：轮辋抗拉强度 970-1077MPa，硬度 311-363HB， $A5\% \geq 12$ ，常温轮辋断裂韧性 $\leq 50\text{Mpa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。这种材质用于 25T 轴重以上，特别是 35T 轴重以上的重载

车轮上时，同时会出现异常磨耗、踏面剥离和韧性差等问题。

我国车轮钢 CL60 钢的化学成分为：0.55-0.65%C，0.17-0.37%Si，0.50-0.80%Mn， $S \leq 0.035\%$ ， $P \leq 0.040\%$ ，用于 25 吨轴重火车时，使用 1 年左右踏面磨耗超过 3mm，2 年左右货车车轮踏面磨耗量已达到 7-10mm，踏面磨耗量过高。

从这三种钢比较看，SSW-3R 和 CL60 碳含量较低，故其韧性好，但其耐磨性较差，而 AAR-C 由于碳含量高，故其耐磨性好，但其韧性低，抗热损伤、内部疲劳裂纹扩展的能力较差。

发明内容

为克服现有技术的不足，本发明提供一种用于重载铁路货车的车轮钢及其制备方法，该车轮钢既有良好的耐磨性、抗接触疲劳性能，又有较好的抗热损伤、抗内部疲劳裂纹扩展性能。

为解决上述技术问题，本发明提供的一种用于重载铁路货车的车轮钢，由下列合金元素按质量百分比 (%) 组成：

C: 0.52~0.63%，Si: 0.50~0.1.0%，Mn: 0.80~1.20%， $Cr \leq 0.70\%$ ，S: 0.005~0.020%， $P \leq 0.030\%$ ，其余为铁和杂质元素。优选方案为：

C: 0.58~0.63%，Si: 0.75~0.85%，Mn: 0.80~1.00%，Cr : 0.30~0.40%，S: 0.005~0.020%， $P \leq 0.030\%$ ，其余为铁和杂质元素。

以下是本发明为解决上述技术问题而提出的更详尽的技术方案：

耐磨是铁路车轮应具备的基本功能。硬度水平相当时，铁素体-珠光体材料具有最好的耐磨性，因而，本发明的车轮材料应具有铁素体-珠光体组织状态。

根据铁素体-珠光体钢组织-性能关系，C 对强、硬度贡献最大、对韧性的损害最大，Si 则次之，若要保证韧性，降低 C 含量是最有效的，此时可通过 Si 弥补强度损失，从而获得较好的强韧配合。

在上述化学成分中，C 是关键元素，它能提高车轮钢的力学性能，具有优异

的抗磨损性能，但过高的碳会降低钢的冲击特性、断裂韧性和抗热裂损性能。通过试验发现，随着碳含量的降低，材料的抗磨损性能及耐接触疲劳性能降低，但材料的耐热疲劳性能显著提高，因此本发明将 C 的范围确定为 0.52~0.63% 之间，优选 0.58~0.63%。

Si 含量的确定：Si 是本发明中最重要的固溶强化元素，硅在钢中不形成碳化物，而是以固溶体的形态存在于铁素体或奥氏体中，具有提高它们的硬度和强度的作用，在常见元素中，仅次于磷，而较锰、镍、铬、钨、钼、钒等为强。这对于提高本发明的抗磨损性能是极为有利的。同时，硅是封闭 ν 相区的元素之一，能够提高钢的 Ac_1 、 Ac_3 点的温度，这意味着 Si 会使材质奥氏体化的温度升高，因此会使车轮在受到强烈的热输入时发生相变的几率减小，有利于缓解热致剥离、热裂纹等热损伤型缺陷的发生。但过高的 Si 会增加材料的热敏感性和脆性。因此本发明将 Si 的范围确定为 0.50~1.0% 之间，优选 0.75~0.85%。

Mn 能降低钢的共析转变温度，并使其共析转变向低碳方向转移，增加了珠光体体积分数，减少了珠光体片层间距，从而提高了车轮钢的强度、塑性及耐磨性。试验表明，钢的强度明显随着锰含量的增加而增加，但锰含量大于 1.2% 时，由于钢的粗化趋势明显，使钢的塑性、韧性明显降低。本发明碳含量较低，为弥补碳含量的不足，适当提高锰含量，故 Mn 含量控制在 0.80~1.2% 之间，优选 0.80~1.0%。

Cr 是强碳化物形成元素，加入 Cr 可减少碳在奥氏体中的扩散系数，从而细化奥氏体晶粒尺寸，减少了珠光体片层间距，使车轮钢强度、硬度、耐磨性升高，但会降低钢的塑性。从 Cr 元素对完全珠光体临界冷却速度的影响规律看，为使铁素体-珠光体组织易于获得，Cr 含量应该控制在不超过 0.70%，优选 0.3~0.45%。

P 和 S 是杂质元素，故其含量应该控制在不超过 0.040%。

为了实现与上述技术方案相同的发明目的，本发明所要解决的另一个问题

是还提供了上述车轮钢的制备方法。

制备方法包括转炉炼钢工序、LF 炉精炼工序、VD 真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序，所述的热处理工序为：在 845—855℃加热处理 2—2.5 小时，喷水淬火 200—300S，再在 500—550℃回火处理 3—4 小时。

本发明通过降低碳含量来提高车轮钢的韧性、塑性、抗热损伤性、抗内部疲劳裂纹扩展性能，由于碳含量建设导致的强度、硬度、耐磨耗性能的降低可通过提高硅、锰的含量及加入适量的铬来弥补。上述技术方案具有突出的实质性特点，并在现有技术的基础上取得了显著的技术进步，解决了本领域长期未能解决的技术难题，充分体现了本发明的新颖性、创造性和实用性。与现有技术相比，本发明获得了以下有益效果：

本发明制成的车轮在不同的加热速率下，相变温度 A_{c1} 和 A_{c3} 点明显升高，从而使车轮重新发生奥氏体相变的几率减小，提高了车轮抗热损伤性能。

本发明制成的车轮在高温（550—650℃）状态下，能够继续保持较高的硬度水平，提高了车轮使用的稳定性。

本发明制成的车轮在保持原有车轮韧性、塑性的基础上使强度、硬度性能显著增加，获得了更良好的综合力学性能，从而有效增强了车轮的耐磨性能。

同时，本发明制成的车轮能够保持原有车轮的金相组织状态，不增大车轮制备的难度。

具体实施方式

下面结合实施例对本发明做详细的说明。

实施例中的车轮钢均采用 120 吨氧顶底复吹转炉冶炼经 LF+VD 精炼真空脱气后直接连铸成 $\phi 380\text{mm}$ 的圆坯，经切锭加热轧制、热处理后形成直径为 840mm 的车轮。

实施例 1：

将钢水经过转炉炼钢工序、LF 炉精炼工序、VD 真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序而形成。所述的热处理工序为：在 850℃加热处理 2.5 小时，喷水淬火 200S，再在 500℃回火处理 4 小时，控制钢水中的各种元素重量百分浓度见表 1。

本实施例制成的车轮轮辋金相组织状态同现有技术制成的车轮一致，均为细珠光体+少量铁素体，这表明本发明的材质具有好的耐磨性，同时也未给车轮的制备增加任何难度。

按本实施例获得的不同加热速率下相变温度 Ac_1 和 Ac_3 点的变化见表 2，表明本发明获得的样品奥氏体化温度要明显高于现有技术获得的样品，这意味着本实施例制成的车轮在受到较大热输入的情况下，会减小车轮重新发生奥氏体相变的几率，提高了车轮抗热损伤性能。

按本实施例获得的机械性能如表 3—5 所示，表明本发明获得的样品在与现有技术获得的样品其韧性、塑性保持同等水平，而强度、硬度性能明显提高，获得了更良好的综合力学性能。

制动过程中，车轮踏面硬度如果因受热而大幅降低，可能使磨损、踏面辗宽问题加剧，为此，对本实施例制成的未回火态车轮进行了不同温度的回火处理后，测定了踏面下 30mm 处硬度，本实施例制备的车轮在不同温度下硬度均明显高于现有技术制备的车轮，这表明当受到长时间制动时，本实施例制成的车轮能够继续保持较高的硬度水平，提高了车轮使用的稳定性。

本实施例制备的车轮磨耗失重明显小于现有技术制备的车轮，这表明本实施例具有更良好的耐磨性能。

实施例 2:

将钢水经过转炉炼钢工序、LF 炉精炼工序、VD 真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序而形成。所述的热处理工序为：在 850℃加热处理 2.5 小时，喷水淬火 200S，再在 500℃回火处理 4

小时，控制钢水中的各种元素重量百分浓度见表 1。

本实施例制成的车轮轮辋金相组织状态同现有技术制成的车轮一致，均为细珠光体+少量铁素体，这表明本发明的材质具有好的耐磨性，同时也未给车轮的制备增加任何难度。

按本实施例获得的不同加热速率下相变温度 Ac_1 和 Ac_3 点的变化见表 2，表明本发明获得的样品奥氏体化温度要明显高于现有技术获得的样品，这意味着本实施例制成的车轮在受到较大热输入的情况下，会减小车轮重新发生奥氏体相变的几率，提高了车轮抗热损伤性能。

按本实施例获得的机械性能如表 3—5 所示，表明本发明获得的样品在与现有技术获得的样品其韧性、塑性保持同等水平，而强度、硬度性能明显提高，获得了更良好的综合力学性能。

制动过程中，车轮踏面硬度如果因受热而大幅降低，可能使磨损、踏面辗宽问题加剧，为此，对本实施例制成的未回火态车轮进行了不同温度的回火处理后，测定了踏面下 30mm 处硬度，本实施例制备的车轮在不同温度下硬度均明显高于现有技术制备的车轮，这表明当受到长时间制动时，本实施例制成的车轮能够继续保持较高的硬度水平，提高了车轮使用的稳定性。

本实施例制备的车轮磨耗失重明显小于现有技术制备的车轮，这表明本实施例具有更良好的耐磨性能。

实施例 3:

将钢水经过转炉炼钢工序、LF 炉精炼工序、VD 真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序而形成。所述的热处理工序为：在 850℃ 加热处理 2.5 小时，喷水淬火 200S，再在 500℃ 回火处理 4 小时，控制钢水中的各种元素重量百分浓度见表 1。

本实施例制成的车轮轮辋金相组织状态同现有技术制成的车轮一致，均为细珠光体+少量铁素体，这表明本发明的材质具有好的耐磨性，同时也未给车

轮的制备增加任何难度。

按本实施例获得的不同加热速率下相变温度 Ac_1 和 Ac_3 点的变化见表 2, 表明本发明获得的样品奥氏体化温度要明显高于现有技术获得的样品, 这意味着本实施例制成的车轮在受到较大热输入的情况下, 会减小车轮重新发生奥氏体相变的几率, 提高了车轮抗热损伤性能。

按本实施例获得的机械性能如表 3—5 所示, 表明本发明获得的样品在与现有技术获得的样品其韧性、塑性保持同等水平, 而强度、硬度性能明显提高, 获得了更良好的综合力学性能。

制动过程中, 车轮踏面硬度如果因受热而大幅降低, 可能使磨损、踏面辗宽问题加剧, 为此, 对本实施例制成的未回火态车轮进行了不同温度的回火处理后, 测定了踏面下 30mm 处硬度, 本实施例制备的车轮在不同温度下硬度均明显高于现有技术制备的车轮, 这表明当受到长时间制动时, 本实施例制成的车轮能够继续保持较高的硬度水平, 提高了车轮使用的稳定性。

本实施例制备的车轮磨耗失重明显小于现有技术制备的车轮, 这表明本实施例具有更良好的耐磨性能。

实施例 4:

将钢水经过转炉炼钢工序、LF 炉精炼工序、VD 真空处理工序、连铸成圆坯工序、切锭轧制工序、热处理工序、加工、成品检测工序而形成。所述的热处理工序为: 在 850°C 加热处理 2.5 小时, 喷水淬火 200S, 再在 500°C 回火处理 4 小时, 控制钢水中的各种元素重量百分浓度见表 1。

本实施例制成的车轮轮辋金相组织状态同现有技术制成的车轮一致, 均为细珠光体+少量铁素体, 这表明本发明的材质具有好的耐磨性, 同时也未给车轮的制备增加任何难度。

按本实施例获得的不同加热速率下相变温度 Ac_1 和 Ac_3 点的变化见表 2, 表明本发明获得的样品奥氏体化温度要明显高于现有技术获得的样品, 这意味着

本实施例制成的车轮在受到较大热输入的情况下，会减小车轮重新发生奥氏体相变的几率，提高了车轮抗热损伤性能。

按本实施例获得的机械性能如表 3—5 所示，表明本发明获得的样品在与现有技术获得的样品其韧性、塑性保持同等水平，而强度、硬度性能明显提高，获得了更良好的综合力学性能。

制动过程中，车轮踏面硬度如果因受热而大幅降低，可能使磨损、踏面辗宽问题加剧，为此，对本实施例制成的未回火态车轮进行了不同温度的回火处理后，测定了踏面下 30mm 处硬度，本实施例制备的车轮在不同温度下硬度均明显高于现有技术制备的车轮，这表明当受到长时间制动时，本实施例制成的车轮能够继续保持较高的硬度水平，提高了车轮使用的稳定性。

本实施例制备的车轮磨耗失重明显小于现有技术制备的车轮，这表明本实施例具有更良好的耐磨性能。

表 1 实施例 1—4 及常规 CL60 钢所采用的火车车轮的合金成分。(质量百分数%)

| | C | Si | Mn | P | S | Cr |
|--------|-----------|-----------|-----------|--------|------------|---------|
| 实施例 1 | 0.52 | 0.95 | 1.20 | 0.012 | 0.009 | 0.69 |
| 实施例 2 | 0.55 | 0.85 | 1.0 | 0.017 | 0.014 | 0.51 |
| 实施例 3 | 0.58 | 0.85 | 1.0 | 0.016 | 0.017 | 0.30 |
| 实施例 4 | 0.63 | 0.50 | 0.80 | 0.019 | 0.010 | 0.45 |
| CL60 钢 | 0.55-0.65 | 0.17-0.37 | 0.50-0.80 | ≤0.040 | 0.035 | ≤0.25 |
| AAR-C | 0.67-0.77 | 0.6-0.90 | 0.15-1.0 | ≤0.030 | 0.005-0.04 | ≤0.25 |
| SSW-3R | 0.60-0.75 | 0.15-0.35 | 0.50-0.90 | ≤0.045 | ≤0.050 | Cu≤0.30 |

表 2 不同加热速率条件下实施例 1—4 和常规 CL60 钢的相变温度 Ac1 和 Ac3。

| | 100°C/s | | 10°C/s | | 0.04°C/s | | 0.02°C/s | |
|--------|---------|-----|--------|-----|----------|-----|----------|-----|
| | Ac1 | Ac3 | Ac1 | Ac3 | Ac1 | Ac3 | Ac1 | Ac3 |
| 实施例 1 | 771 | 816 | 760 | 802 | 751 | 798 | 749 | 797 |
| 实施例 2 | 777 | 821 | 766 | 810 | 759 | 805 | 758 | 805 |
| 实施例 3 | 768 | 810 | 754 | 800 | 744 | 796 | 741 | 795 |
| 实施例 4 | 771 | 818 | 761 | 803 | 752 | 801 | 750 | 800 |
| CL60 钢 | 752 | 803 | 749 | 797 | 732 | 789 | 730 | 790 |
| AAR-C | 765 | 805 | 755 | 793 | 733 | 775 | 740 | 785 |
| SSW-3R | 755 | 805 | 750 | 795 | 736 | 790 | 733 | 795 |

表 3 实施例 1—4 和常规 CL60 钢制造的车轮轮辋拉伸性能

| | 常温拉伸性能 | | | |
|----------|-----------|-----------|-----------|---------|
| | Re1 (MPa) | Rm (MPa) | A, % | Z, % |
| 实施例 1 | 725 | 1090 | 15.0 | 28.0 |
| 实施例 2 | 740 | 1100 | 14.5 | 27.5 |
| 实施例 3 | 750 | 1110 | 14.5 | 27.0 |
| 实施例 4 | 775 | 1130 | 15.0 | 27.5 |
| CL60 钢车轮 | 720 | 1080 | 14.5 | 26.5 |
| AAR-C | 747-835 | 1153-1250 | 10.5-14.5 | 23-27.5 |
| SSW-3R | 720-750 | 970-1077 | 12-14 | 26-30 |

表 4 实施例 1—4 和常规 CL60 钢制造的车轮辐板拉伸性能

| | 常温拉伸性能 | | | |
|----------|-----------|----------|-------|-------|
| | Rel (MPa) | Rm (MPa) | A, % | Z, % |
| 实施例 1 | 465 | 880 | 16.0 | 36.0 |
| 实施例 2 | 470 | 910 | 15.5 | 35.0 |
| 实施例 3 | 485 | 925 | 14.5 | 35.5 |
| 实施例 4 | 495 | 940 | 14.3 | 34.5 |
| CL60 钢车轮 | 475 | 885 | 15.0 | 27.0 |
| AAR-C | 480-530 | 880-1105 | 12-14 | 24-30 |
| SSW-3R | 475-510 | 875-1050 | 12-15 | 27-33 |

表 5 实施例 1-4 和常规 CL60 钢制造的车轮踏面下 30mm 处硬度、轮辋常温 Aku5 冲击性能、辐板常温 Aku2 冲击性能、轮辋断裂韧性

| | 常温拉伸性能 | | | |
|----------|--------------------------|-------------------|--------------------------------------|-------------------|
| | 踏面下 30mm 处硬度 (HBw) | 20 Aku5 (J) | 断裂韧性 KQ (Mpam ^{1/2}) | 20 Aku2 (J) |
| 实施例 1 | 297 | 16.2 | 65.0 | 30.1 |
| 实施例 2 | 307 | 15.5 | 63.1 | 29.8 |
| 实施例 3 | 325 | 14.3 | 64.7 | 29.0 |
| 实施例 4 | 334 | 14.0 | 63.2 | 28.3 |
| CL60 钢车轮 | 292 | 13.0 | 63.9 | 29.3 |
| AAR-C | 320-363 | 11.3-12 | 50-60 | 23-27 |
| SSW-3R | 311-363 | 8-12 | ≅ 50 | 20-25 |

装车试验:

在中国铁道科学院环行试验线对试制出的实施例 3 车轮、AAR-C、SSW-3R、

CL60 车轮进行了装车试验，试验用车轴重 25t，试验速度 80-120Km/h，试验里程 20 万 Km，三种车轮的磨耗量分别为 1.8mm、1.5mm、>10mm、>12mm，本发明钢车轮的磨损性能明显好于 CL60 车轮和 SSW-3R，与 AAR C 级车轮基本持平。试验过程中定期检查踏面损伤情况，本发明和 CL60 和 SSW-3R 车轮的状态基本相同，踏面上可能出现少量“热斑”和细微热裂纹，而在 AAR C 级车轮的踏面上，“热斑”和热裂纹则经常出现，且“热斑”数量多、热裂纹开口度大。