(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 111405949 A
(43)申请公布日 2020.07.10

(21)申请号 201880076276.4

(22)申请日 2018.11.27

(30)优先权数据
PCT/IB2017/057424 2017.11.27 IB

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2020.05.26

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/IB2018/059349 2018.11.27

(87)PCT国际申请的公布数据
WO2019/102439 EN 2019.05.31

(71)申请人 安赛乐米塔尔公司
地址 卢森堡卢森堡市

(72)发明人 何塞·阿兰孔阿尔瓦雷斯
大卫·阿尔瓦雷斯迭斯
何塞·曼努埃尔·阿蒂梅斯恩西纳
弗朗西斯卡·加西亚卡瓦列罗
本杰明·波胡

(74)专利代理机构 北京允天律师事务所 11697
代理人 董文国

(51)Int.Cl.
B21B 1/085(2006.01)
C21D 9/04(2006.01)
E01B 5/02(2006.01)
C22C 38/02(2006.01)
C22C 38/04(2006.01)
C22C 38/18(2006.01)

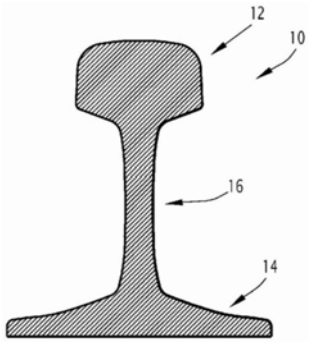
权利要求书3页 说明书10页 附图3页

(54)发明名称

用于制造钢轨的方法和相应的钢轨

(57)摘要

用于制造钢轨的方法，包括：-铸造钢以获得半成品，所述钢的组成包含0.20%≤C≤0.60%、1.0%≤Si≤2.0%、0.60%≤Mn≤1.60%和0.5≤Cr≤2.2%，任选地0.01%≤Mo≤0.3%、0.01%≤V≤0.30%，剩余部分为铁和杂质；-将所述半成品热轧成具有所述钢轨的形状并且包括头部的热轧半成品，其中最终轧制温度T_{FRT}高于Ar3；-将所述头部冷却到200℃至520℃的冷却停止温度T_{CS}，所述头部的随时间的温度在上边界与下边界之间，所述上边界具有由A1(0秒，780℃)、B1(50秒，600℃)和C1(110秒，520℃)限定的坐标，以及所述下边界具有由A2(0秒，675℃)、B2(50秒，510℃)和C2(110秒，300℃)限定的坐标；-将所述头部保持在300℃至520℃的温度范围内持续至少12分钟的保温时间$t_{保温}$；以及-将所述热轧半成品冷却至室温以获得所述钢轨。



CN 111405949 A

1.一种用于制造包括头部的钢轨的方法,所述方法包括以下顺序步骤:

-铸造钢以获得半成品,所述钢的化学组成以重量%计包含:

0.20%≤C≤0.60%,

1.0%≤Si≤2.0%,

0.60%≤Mn≤1.60%,

以及0.5≤Cr≤2.2%,

以及任选地选自以下中的一种或更多种元素:

0.01%≤Mo≤0.3%,

0.01%≤V≤0.30%;

剩余部分为Fe和由熔炼产生的不可避免的杂质;

-将所述半成品热轧成具有所述钢轨的形状并且包括头部的热轧半成品,其中最终轧制温度T_{FRT}高于Ar3;

-将所述热轧半成品的所述头部从所述最终轧制温度T_{FRT}冷却到200℃至520℃的冷却停止温度T_{CS},使得所述热轧半成品的所述头部的随时间的温度在上边界与下边界之间,所述上边界具有由A1(0秒,780℃)、B1(50秒,600℃)和C1(110秒,520℃)限定的时间和温度的坐标,所述下边界具有由A2(0秒,675℃)、B2(50秒,510℃)和C2(110秒,300℃)限定的时间和温度的坐标;

-将所述热轧半成品的所述头部保持在300℃至520℃的温度范围内持续至少12分钟的保温时间$t_{保温}$;以及

-将所述热轧半成品冷却到室温以获得所述钢轨。

2.根据权利要求1所述的方法,其中所述钢轨的所述头部的显微组织以表面分数计由以下组成:

-49%至67%的贝氏体;

-14%至25%的残余奥氏体,所述残余奥氏体的平均碳含量为0.80%至1.44%;

-13%至34%的回火马氏体。

3.根据权利要求2所述的方法,其中所述头部的显微组织中贝氏体的表面分数高于或等于56%。

4.根据权利要求2或3中任一项所述的方法,其中所述头部的显微组织中残余奥氏体的表面分数为18%至23%。

5.根据权利要求2至4中任一项所述的方法,其中所述头部的显微组织中回火马氏体的表面分数为14.5%至22.5%。

6.根据权利要求2至5中任一项所述的方法,其中所述残余奥氏体中的平均碳含量高于1.3%。

7.根据权利要求1至6中任一项所述的方法,其中所述冷却停止温度T_{CS}为300℃至520℃。

8.根据权利要求1至6中任一项所述的方法,其中所述冷却停止温度T_{CS}为200℃至300℃,以及所述方法在将所述热轧半成品的所述头部冷却到所述冷却停止温度T_{CS}的步骤之后且在将所述头部保持在所述温度范围内的步骤之前,还包括将所述热轧半成品的所述头部加热高至300℃至520℃的温度的步骤。

9.根据权利要求1至8中任一项所述的方法，其中将所述热轧半成品的所述头部冷却的步骤通过水射流进行。

10.根据权利要求1至9中任一项所述的方法，其中在将所述热轧半成品的所述头部冷却的步骤期间，将整个热轧半成品冷却使得所述热轧半成品的随时间的温度在所述上边界与所述下边界之间。

11.根据权利要求1至10中任一项所述的方法，其中在将所述半成品热轧的步骤期间，从高于1080℃，优选地高于1180℃的热轧起始温度对所述半成品进行热轧。

12.根据权利要求1至11中任一项所述的方法，其中所述钢的化学组成包含含量以重量％表示的：

0.30％≤C≤0.60％。

13.根据权利要求1至12中任一项所述的方法，其中所述钢的化学组成包含含量以重量％表示的：

1.25％≤Si≤1.6％。

14.根据权利要求1至13中任一项所述的方法，其中所述钢的化学组成包含含量以重量％表示的：

1.09％≤Mn≤1.5％。

15.一种钢轨，由化学组成以重量％计包含以下的钢制成：

0.20％≤C≤0.60％，

1.0％≤Si≤2.0％，

0.60％≤Mn≤1.60％，

以及0.5≤Cr≤2.2％，

以及任选地选自以下中的一种或更多种元素：

0.01％≤Mo≤0.3％，

0.01％≤V≤0.30％；

剩余部分为Fe和由熔炼产生的不可避免的杂质；

包括头部的所述钢轨的显微组织以表面分数计由以下组成：

49％至67％的贝氏体，

14％至25％的残余奥氏体，所述残余奥氏体的平均碳含量为0.80％至1.44％，

13％至34％的回火马氏体。

16.根据权利要求15所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的显微组织中贝氏体的表面分数高于56％。

17.根据权利要求15或16中任一项所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的显微组织中残余奥氏体的表面分数为18％至23％。

18.根据权利要求15至17中任一项所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的显微组织中回火马氏体的表面分数为14.5％至22.5％。

19.根据权利要求15至18中任一项所述的钢轨，其中所述残余奥氏体中的平均碳含量高于1.3％。

20.根据权利要求15至19中任一项所述的钢轨，其中所述钢的化学组成包含含量以重量％表示的：

0.30%≤C≤0.6%。

21.根据权利要求15至20中任一项所述的钢轨，其中所述钢的化学组成包含含量以重量%表示的：

1.25%≤Si≤1.6%。

22.根据权利要求15至21中任一项所述的钢轨，其中所述钢的化学组成包含含量以重量%表示的：

0.9%≤Mn≤1.5%。

23.根据权利要求15至22中任一项所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的硬度为420HB至470HB，优选高于450HB。

24.根据权利要求15至23中任一项所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的抗拉强度为1300MPa至1450MPa。

25.根据权利要求15至24中任一项所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的屈服强度为1000MPa至1150MPa。

26.根据权利要求15至25中任一项所述的钢轨，其中所述钢轨的所述头部的总延伸率为13%至18%。

用于制造钢轨的方法和相应的钢轨

[0001] 本发明涉及用于制造具有优异的机械特性以及耐磨性和抗滚压接触疲劳性的钢轨的方法,以及相应的钢轨。

[0002] 近年来,火车速度和负荷已经提高以改善铁路运输并且接触应力可能超过2000MPa。这些更严峻的服务条件需要新的具有更高的耐磨性和抗滚压接触疲劳性的钢轨,尤其是对于重工业铁路运输。

[0003] 磨损和滚压接触疲劳(Rolling Contact Fatigue,RCF)是可能引起铁路轨道中延迟故障的两个重要因素。虽然已经对磨损机理进行了充分的研究并得到了很好的理解,并且如今在铁路系统中已对磨损进行管理,但是对RCF的理解仍然不足以提供有效的方案来防止RCF缺陷的形成,这可能引起钢轨的逐渐劣化和过早的维护。

[0004] 开发新的钢轨钢以解决磨损和RCF的传统方法是增加钢硬度和强度。在用于轨道的常规珠光体等级的情况下,在过去40年中,通过减小层间间距,通过添加昂贵的合金元素或通过头部硬化实现了这样的增加。然而,这样的耐磨性的增加通常伴随着韧性的降低。前述挑战表明,尽管进行了所有研究来开发具有增强的机械特性的新显微组织,但珠光体钢种在磨损和滚压接触疲劳性能方面已经达到了其极限,这意味着现有的轨道等级无法应对最苛刻的服务条件。

[0005] 包含例如下贝氏体显微组织的贝氏体钢由于硬度、强度和韧性的良好组合而被认为是下一代高级高强度钢以及用于重载钢轨和铁路交叉点的候选材料。

[0006] 包含下贝氏体显微组织的贝氏体钢提供良好的耐磨性但是不能实现足够的RCF抗性。

[0007] 特别地,WO1996022396A1公开了一种用于制造高强度耐磨损且抗滚压接触疲劳的钢轨的方法。该钢轨由具有包含以下的组成的钢制成:0.05%至0.5%的C、1.00%至3.00%的Si和/或Al、0.50%至2.50%的Mn和0.25%至2.50%的Cr。该钢轨通过从最终热轧温度对钢进行空冷来制造。

[0008] EP 1 873 262公开了一种用于由包含0.3%至0.4%的C、0.7%至0.9%的Si、0.6%至0.8%的Mn和2.2%至3.0%的Cr的钢制造高强度导轨的方法。该制造方法包括在形成贝氏体组织之后对钢进行空冷。然而,EP 1 873 262没有教导任何具体的冷却速率。

[0009] EP 0 612 852、US2015218759和US201514702188公开了通过加速冷却来制造贝氏体钢轨的方法。然而,这些钢轨未表现出足够的抗滚压接触疲劳性。

[0010] 因此,仍然期望制造钢轨。

[0011] 本发明的目的是提供制造具有优异的抗滚压接触疲劳性和耐磨性的高性能钢轨的方法。

[0012] 特别地,期望制造这样的钢轨:其中钢轨头部具有至少1300MPa的抗拉强度、至少1000MPa的屈服强度、至少13%的总延伸率和至少420HB优选地至少430HB的硬度以及优异的抗滚压接触疲劳性和耐磨性。

[0013] 为此目的,本发明涉及用于制造包括头部的钢轨的方法,所述方法包括以下顺序步骤:

[0014] -铸造钢以获得半成品,所述钢的化学组成以重量%计包含:

[0015] 0.20%≤C≤0.60%,

[0016] 1.0%≤Si≤2.0%,

[0017] 0.60%≤Mn≤1.60%,

[0018] 以及0.5≤Cr≤2.2%,

[0019] 以及任选地选自以下中的一种或更多种元素:

[0020] 0.01%≤Mo≤0.3%,

[0021] 0.01%≤V≤0.30%;

[0022] 剩余部分为Fe和由熔炼产生的不可避免的杂质;

[0023] -将半成品热轧成具有轨道的形状并且包括头部的热轧半成品,其中最终轧制温度T_{FRT}高于Ar3;

[0024] -将热轧半成品的头部从最终轧制温度T_{FRT}冷却到200℃至520℃的冷却停止温度T_{CS},使得热轧半成品的头部的随时间的温度在上边界与下边界之间,所述上边界具有由A1(0秒,780℃)、B1(50秒,600℃)和C1(110秒,520℃)限定的时间和温度的坐标,所述下边界具有由A2(0秒,675℃)、B2(50秒,510℃)和C2(110秒,300℃)限定的时间和温度的坐标;

[0025] -将热轧半成品的头部保持在300℃至520℃的温度范围内持续至少12分钟的保温时间$t_{保温}$,以及;

[0026] -将热轧半成品冷却至室温以获得钢轨。

[0027] 用于制造钢轨的方法还可以包括以下特征中的一者或更多者,以下特征单独采用或者根据任何技术上可能的组合采用:

[0028] -钢轨的头部的显微组织以表面分数计由以下组成:

[0029] -49%至67%的贝氏体;

[0030] -14%至25%的残余奥氏体,残余奥氏体的平均碳含量为0.80%至1.44%。

[0031] -13%至34%的回火马氏体;

[0032] -头部的显微组织中贝氏体的表面分数高于或等于56%;

[0033] -头部的显微组织中残余奥氏体的表面分数为18%至23%;

[0034] -头部的显微组织中回火马氏体的表面分数为14.5%至22.5%;

[0035] -残余奥氏体中的平均碳含量高于1.3%;

[0036] -冷却停止温度T_{CS}为300℃至520℃;

[0037] -冷却停止温度T_{CS}为200℃至300℃,以及该方法在将热轧半成品的头部冷却至冷却停止温度T_{CS}的步骤之后且在将头部保持在所述温度范围内的步骤之前,还包括将热轧半成品的头部加热高至300℃至520℃的温度的步骤;

[0038] -将热轧半成品的头部冷却的步骤通过水射流进行;

[0039] -在将热轧半成品的头部冷却的步骤期间,将整个热轧半成品冷却使得热轧半成品的随时间的温度在上边界与下边界之间;

[0040] -在对半成品进行热轧的步骤期间,从高于1080℃,优选地高于1180℃的热轧起始温度对半成品进行热轧;

[0041] -钢的化学组成包含含量以重量%表示的:0.30%≤C≤0.60%;

[0042] -钢的化学组成包含含量以重量%表示的:1.25%≤Si≤1.6%;以及

[0043] -钢的化学组成包含含量以重量%表示的:1.09%≤Mn≤1.5%。

[0044] 本发明还涉及热轧钢部件,其化学组成以重量%计包含:

[0045] 0.20%≤C≤0.60%,

[0046] 1.0%≤Si≤2.0%,

[0047] 0.60%≤Mn≤1.60%,

[0048] 以及0.5≤Cr≤2.2%,

[0049] 以及任选地选自以下中的一种或更多种元素:

[0050] 0.01%≤Mo≤0.3%,

[0051] 0.01%≤V≤0.30%;

[0052] 剩余部分为Fe和由熔炼产生的不可避免的杂质;

[0053] 包括头部的钢轨的显微组织以表面分数计由以下组成:

[0054] 49%至67%的贝氏体,

[0055] 14%至25%的残余奥氏体,残余奥氏体的平均碳含量为0.80%至1.44%,以及

[0056] 13%至34%的回火马氏体。

[0057] 热轧钢部件还可以包括以下特征中的一者或更多者,以下特征单独采用或者根据任何技术上可能的组合采用:

[0058] -钢轨的头部的显微组织中贝氏体的表面分数高于56%;

[0059] -钢轨的头部的显微组织中残余奥氏体的表面分数为18%至23%;

[0060] -钢轨的头部的显微组织中回火马氏体的表面分数为14.5%至22.5%;

[0061] -残余奥氏体中的平均碳含量高于1.3%;

[0062] -钢的化学组成包含含量以重量%表示的:0.30%≤C≤0.6%;

[0063] -钢的化学组成包含含量以重量%表示的:1.25%≤Si≤1.6%;

[0064] -钢的化学组成包含含量以重量%表示的:0.9%≤Mn≤1.5%;

[0065] -钢轨的头部的硬度为420HB至470HB,优选地高于450HB;

[0066] -钢轨的头部的抗拉强度为1300MPa至1450MPa;

[0067] -钢轨的头部的屈服强度为1000MPa至1150MPa;以及

[0068] -钢轨的头部的总延伸率为13%至18%。

[0069] 本发明的其他方面和优点在阅读通过实例给出以及参照附图做出的以下描述后呈现,其中:

[0070] -图1是钢轨的截面图,以及;

[0071] -图2是示出在将头部冷却的步骤期间随时间的温度的上边界和下边界的图;

[0072] -图3是温度的三种样品热膨胀系数函数的线性热膨胀系数的图。

[0073] 图1中描绘了根据本发明的钢轨10的一个实施方案。

[0074] 钢轨10包括头部12和脚部14,脚部14和头部12通过支撑件16彼此连接。

[0075] 如图1所描绘,支撑件16的最大宽度严格小于头部12的最大宽度,特别地相对于头部12的最大宽度至少小50%。

[0076] 同样,支撑件的最大宽度严格小于脚部的最大宽度,特别地相对于脚部的最大宽度至少小50%。

[0077] 头部12、脚部14和支撑件16一体制成。

[0078] 钢轨10特别是钢轨10的头部12由化学组成以重量%计包含以下的钢制造：

[0079] 0.20%≤C≤0.60%，更特别地0.30%≤C≤0.60%，

[0080] 1.0%≤Si≤2.0%，优选地1.25%≤Si≤1.6%。

[0081] 0.60%≤Mn≤1.60%，优选地1.09%≤Mn≤1.5%，

[0082] 以及0.5≤Cr≤2.2%，

[0083] 以及任选地选自以下中的一种或更多种元素：

[0084] 0.01%≤Mo≤0.3%，

[0085] 0.01%≤V≤0.30%；

[0086] 剩余部分为Fe和由熔炼产生的不可避免的杂质。

[0087] 在这种合金中，碳是对控制和调节钢的期望的显微组织和特性具有主要影响的合金元素。碳使奥氏体稳定并因此即使在室温下也使其保持。此外，碳允许实现与良好的延展性和抗冲击性组合的良好的机械抗性和期望的硬度。

[0088] 低于0.20重量%的碳含量导致形成不足够稳定的残余奥氏体、不足够的硬度和抗拉强度以及不足够的抗滚压接触疲劳性和耐磨性。在高于0.60%的碳含量下，钢的延展性和抗冲击性由于出现中心偏析而劣化。因此，碳含量为0.20重量%至0.60重量%。

[0089] 碳含量优选为0.30重量%至0.60重量%。

[0090] 硅含量为1.0重量%至2.0重量%。Si是不溶于渗碳体的元素，防止或至少延迟碳化物析出(特别是在贝氏体形成期间)，并且使碳扩散到残余奥氏体中，因此有利于残余奥氏体的稳定化。Si通过固溶硬化进一步增加钢的强度。低于1.0重量%的硅，这些效果表现不足。在高于2.0重量%的硅含量下，抗冲击性可能因形成大尺寸氧化物而消极地受到影响。此外，高于2.0重量%的Si含量可能导致差的钢表面品质。

[0091] 优选地，Si含量为1.25重量%至1.6重量%。

[0092] 锰含量为0.60重量%至1.60重量%，并且优选为1.09%至1.5%。Mn对于控制显微组织和使奥氏体稳定具有重要作用。作为一种γ化元素，Mn降低奥氏体的转变温度，通过增加碳在奥氏体中的溶解度而增加碳富集的可能性，并且由于其延迟珠光体形成而扩展冷却速率的适用范围。Mn通过固溶硬化进一步提高材料的强度，并且使结构细化。低于0.6重量%，这些效果表现不足。在高于1.6%的含量下，Mn有利于形成太大分数的马氏体，这对产品的延展性不利。

[0093] 铬含量为0.5重量%至2.2重量%。Cr在使残余奥氏体稳定、确保预定量的残余奥氏体方面是有效的。其还可有益于强化钢。然而，Cr主要为了其硬化作用而添加。Cr促进低温转变相的生长并且允许以大范围的冷却速率获得目标显微组织。在低于0.5%的含量下，这些效果表现不足。在高于2.2%的含量下，Cr有利于形成太大分数的马氏体，这对产品的延展性不利。此外，在高于2.2%的含量下，Cr添加变得不必要地昂贵。

[0094] 当存在时，钼含量为0.01重量%至0.3重量%。在本发明的钢中，Mo可以作为杂质以通常至少0.01%的含量存在，或者可以作为主动添加而添加。当添加时，Mo含量优选为至少0.10%。当添加时，Mo改善钢的淬透性并且通过降低下贝氏体组织出现的温度而进一步促进该组织的形成，下贝氏体实现钢的良好的抗冲击性。然而，在大于0.3重量%的含量下，Mo可能对该相同的抗冲击性具有消极影响。此外，高于0.3%，Mo添加变得不必要地昂贵。

[0095] 当存在时，钒含量为0.01%至0.30%。钒作为强化和细化元素任选地添加。当添加

时，V含量优选为至少0.10％。低于0.10％，对机械特性未表现出显著效果。高于0.30％，在根据本发明的制造条件下，对机械特性表现出饱和效果。当不添加V时，V通常作为杂质以至少0.01％的含量存在。

[0096] 组成的剩余部分是铁和不可避免的杂质。在这方面，镍、磷、硫、氮、氧和氢被认为是残余元素，它们是不可避免的杂质。因此，它们的含量为至多0.05％的Ni、至多0.025％的P、至多0.020％的S、至多0.009％的N、至多0.003％的O和至多0.0003％的H。

[0097] 钢轨10特别是钢轨10的头部12的显微组织以表面分数计由以下组成：

[0098] -49％至67％的贝氏体，

[0099] -14％至25％的残余奥氏体，以及

[0100] -13％至34％的回火马氏体。

[0101] 贝氏体可以包括粒状贝氏体和无板条状碳化物的贝氏体。在本发明的框架中，无碳化物的贝氏体是指每100平方微米的表面单位含有少于100个碳化物的贝氏体。

[0102] 优选地，头部12的显微组织中贝氏体的表面分数高于或等于56％。

[0103] 残余奥氏体和回火马氏体通常作为M/A成分存在，位于贝氏体的板条或板之间。

[0104] 在贝氏体的板条或板之间的贝氏体中也包含奥氏体。

[0105] 残余奥氏体的平均碳含量为0.83％至1.44％，优选高于1.3％。

[0106] 优选地，头部12的显微组织中残余奥氏体的表面分数为18％至23％。

[0107] 回火马氏体包含在贝氏体的板条或板之间的贝氏体中，并且包含在M/A组分中。

[0108] 马氏体为回火马氏体并且优选为自回火马氏体。通常，回火马氏体具有低碳含量，即平均C含量严格低于钢中的平均C含量。

[0109] 优选地，头部12的显微组织中的回火马氏体的表面分数为14.5％至22.5％。

[0110] 钢轨10的头部12的硬度为至少420HB，通常为430HB至470HB，抗拉强度为至少1300MPa，通常为1300MPa至1450MPa，屈服强度为至少1000MPa，通常为1000MPa至1150MPa，以及总延伸率为至少13％，通常为13％至18％。

[0111] 根据本发明的钢轨10的制造可以通过任何合适的方法来进行。

[0112] 用于制造这样的钢轨的优选方法包括铸造钢以获得半成品的步骤，所述钢具有上述化学组成。

[0113] 方法还包括将半成品热轧成具有钢轨10的形状并且包括头部12的热轧半成品的步骤，其中最终轧制温度T_{FRT}高于Ar3。

[0114] 优选地，在对半成品进行热轧的步骤期间，从高于1080℃，优选地高于1180℃的热轧起始温度对半成品进行热轧。

[0115] 例如，在热轧之前，将半成品再加热到1150℃至1270℃的温度，然后热轧。

[0116] 在完成热轧之后，优选使钢轨10通过整个感应炉。这使得避免奥氏体分解。

[0117] 用于制造钢轨10的方法然后包括将热轧半成品的头部12从最终轧制温度T_{FRT}冷却到200℃至520℃的冷却停止温度T_{CS}，使得热轧半成品的头部12的随时间的温度在上边界与下边界之间，如图2所描绘，上边界具有由A1(0秒，780℃)、B1(50秒，600℃)和C1(110秒，520℃)限定的时间和温度的坐标，以及下边界具有由A2(0秒，675℃)、B2(50秒，510℃)和C2(110秒，300℃)限定的时间和温度的坐标。

[0118] 冷却停止温度T_{CS}为停止冷却时的温度。

[0119] 在第一实施方案中，冷却停止温度T_{CS}为300℃至520℃。

[0120] 在该实施方案中，头部可以在达到以上限定的点C1与点C2之间的点之前或之后达到冷却停止温度T_{CS}。

[0121] 在第二实施方案中，冷却停止温度T_{CS}为200℃至300℃。在该实施方案中，在冷却期间，在达到点C1与点C2之间的点之后，将头部12进一步冷却至冷却停止温度T_{CS}。在冷却至冷却停止温度T_{CS}期间，发生奥氏体向贝氏体和马氏体的部分转变。

[0122] 如果将热轧半成品的头部12冷却使得其随时间的温度高于上边界，则在冷却时会形成铁素体和珠光体并且会析出碳化物，使得无法获得期望的组织。

[0123] 如果将热轧半成品的头部12冷却使得其随时间的温度低于下边界，则会获得太高的马氏体分数和不足的贝氏体分数。

[0124] 更具体地，在将热轧半成品的头部12冷却的该步骤期间，将整个热轧半成品冷却使得热轧半成品的随时间的温度在上边界与下边界之间。

[0125] 将热轧半成品的头部12冷却的步骤优选通过水射流进行。这样的水射流允许实现快速的冷却速率以及受控的热释放和恢复温度。

[0126] 在该冷却步骤之后，方法包括将热轧半成品的头部12保持在300℃至520℃的温度范围内持续至少12分钟的保温时间$t_{保温}$的步骤，保温时间$t_{保温}$有利地为15分钟至23分钟。

[0127] 优选地，将整个热轧半产品保持在300℃至520℃的温度范围内持续所述保温时间$t_{保温}$。

[0128] 在该保持步骤期间，奥氏体向贝氏体的转变完成。

[0129] 此外，碳从马氏体分配到奥氏体，从而使奥氏体稳定并使马氏体回火。

[0130] 如果在300℃至520℃的温度范围内的保温时间$t_{保温}$小于12分钟，则形成分数不足的贝氏体，使得在随后的冷却到室温期间会发生奥氏体向马氏体过于大量的转变。

[0131] 例如，将头部12保温在300℃至520℃的保温温度$T_{保温}$下。

[0132] 如果冷却停止温度为300℃至520℃，则将头部12保持在300℃至520℃的温度范围内持续所述保温时间$t_{保温}$的步骤例如在冷却到冷却停止温度T_{CS}之后立即进行。此外，保温温度$T_{保温}$高于或等于冷却停止温度T_{CS}。

[0133] 如果冷却停止温度为200℃至300℃，则方法在将头部冷却至冷却停止温度T_{CS}之后且在将头部保持在所述温度范围内的步骤之前，还包括将热轧半成品的头部加热高至300℃至520℃的温度的步骤。在这种情况下，保温温度$T_{保温}$高于冷却停止温度T_{CS}。

[0134] 在将头部12保持在300℃至520℃的温度范围内之后，将热轧半成品冷却至室温以获得钢轨10。将热轧半成品优选地通过空冷，特别地通过自然空冷冷却至室温。

[0135] 有利地，在冷却之后，钢轨10的显微组织以表面分数计由以下组成的显微组织：

[0136] -49％至67％的贝氏体，

[0137] -14％至25％的残余奥氏体，以及

[0138] -13％至34％的回火马氏体。

[0139] 贝氏体可以包括粒状贝氏体和无碳化物的贝氏体。优选地，头部12的显微组织中贝氏体的表面分数高于或等于56％。

[0140] 残余奥氏体和回火马氏体通常作为M/A成分存在，位于贝氏体的板条或板之间。

[0141] 在贝氏体的板条或板之间的贝氏体中也包含奥氏体。

[0142] 残余奥氏体的平均碳含量为0.80％至1.44％，优选高于1.3％。

[0143] 优选地，头部12的显微组织中残余奥氏体的表面分数为18％至23％。

[0144] 回火马氏体包含在贝氏体的板条或板之间的贝氏体中，并且包含在M/A组分中。

[0145] 马氏体为回火马氏体并且优选为自回火马氏体。通常，马氏体具有低碳含量，即平均C含量严格低于钢中的平均C含量。

[0146] 优选地，头部12的显微组织中的回火马氏体的表面分数为14.5％至22.5％。

[0147] 钢轨10的头部12的硬度为430HB至470HB，抗拉强度为1300MPa至1450MPa，屈服强度为1000MPa至1150MPa，以及总延伸率为13％至18％。

[0148] 任选地，方法还可以包括例如在将热轧半成品冷却至室温之后进行的精加工步骤，特别是机械加工或表面处理步骤。表面处理步骤特别地可以是喷丸硬化处理。

实施例

[0149] 本发明的发明人进行了以下实验。

[0150] 提供了具有根据表1的组成(以重量表示)的半成品形式的钢。

[0151]

钢	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	N (ppm)	O (ppm)	H (ppm)
523513-L*	0.300	1.50	1.10	0.017	0.009	1.99	0.12	50	-	1.5
523514-L	0.318	1.52	1.11	0.017	0.011	1.97	0.02	56	-	1.6

[0152] 表1

[0153] 将半成品热轧成具有钢轨的形状的热轧半成品，其中最终轧制温度T_{FRT}高于Ar3，然后从最终轧制温度T_{FRT}冷却至冷却停止温度T_{CS}，其中冷却速率使得从初始冷却时间t0＝0秒时的温度T0起，热轧半成品在冷却50秒后达到温度T_{50}，然后在冷却110秒后达到温度T_{110}。

[0154] 然后，将钢轨的头部在等于冷却停止温度T_{CS}的温度$T_{保温}$下保持在300℃至520℃的温度范围内持续保温时间$t_{保温}$。

[0155] 最后将钢轨冷却至室温。

[0156] 钢轨的制造条件总结在下表2中。

[0157]

	钢	T_{FRT} (°C)	T0 (°C)	T_{50} (°C)	T0至T1的平均冷却速率 (°C/秒)	T_{110} (°C)	T1至T_{CS}的平均冷却速率 (°C/秒)	T_{CS} (°C)	$t_{保温}$ (分钟)
523513-Y208	523513-L*	998	750	592	3.2	481	1.9	434	18
523513-Y308	523513-L*	1012	754	572	3.6	446	2.1	429	20
523514-A208	523514-L	1003	751	563	3.8	467	1.6	423	23

[0158] 表2

[0159] 化学组成：

[0160] 从如EN 13674-1:2011的9.1.3中所述的拉伸试验样品位置获得用于化学分析的样品，然后对其进行抛光并通过火花源发射光谱法进行分析以确定平均重量百分比(重量%)。此外，提取几个1g的销，去除油污，并在LECO C/S和LECO N/O分析仪中经受燃烧痕量元素分析以得出N、O、S和C的百分比。还通过红外吸收分析了氢。钢的化学组成示于下表3中。

[0161]

样品	重量%							ppm		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	O	H
523513-Y208	0.34	1.59	1.09	0.020	0.014	2.07	0.05	65.8	29.1	1.8
523514-A208	0.34	1.58	1.09	0.019	0.016	2.04	0.01	63.9	10.6	1.5
523513-Y308	0.3	1.59	1.1	0.017	0.011	2.05	0.06	NA	NA	NA

[0162] 表3

[0163] 疲劳试验：

[0164] 从钢轨的头部提取疲劳样品，并根据ASTM E606-12进行机械加工。

[0165] 在室温下在液压万能试验机INSTRON 8801上以“峰到峰”幅度为0.00135μm的应变控制进行疲劳试验。所使用的波形为正弦波，其中拉伸时的对称应变为+0.000675μm以及压缩时的应变为-0.000675μm。输出(run-out)为500万次循环，在该值下停止试验。

[0166] 对各样品重复三次试验。

[0167] 输出为500万次循环，在该值下停止试验。

[0168]

样品	重复	循环次数(停止试验
523513Y208	1	输出($5\cdot10^6$次循环)
	2	
	3	
523514A208	1	输出($5\cdot10^6$次循环)
	2	
	3	
523513Y308	1	输出($5\cdot10^6$次循环)
	2	
	3	

[0169] 表4

[0170] 显微组织-光学显微术：

[0171] 根据EN 13674-1:2011中的第9.1.4条，从钢轨头部获得金相样品。

[0172] 将金相样品研磨，抛光，并用Nital 2％侵蚀以示出钢轨样品的显微组织。使用Leica DMi4000显微镜进行显微镜观察。

[0173] 对于所有的样品，整个钢轨头部的整体显微组织外观是完全贝氏体的，即，由贝氏体的板条或板以及分散在贝氏体的板条或板之间的马氏体和奥氏体组成。通过高分辨率扫描电子显微镜和XR衍射更详细地分析显微组织的性质。

[0174] 通过XR衍射和高分辨率扫描电子显微镜对显微组织的表征：

[0175] 对样品523513Y208进行详细的分析。通过高分辨率场发射枪电子显微镜(high resolution field-emission gun electron microscope，FEG-SEM)Zeiss Ultra Plus进行电子显微镜分析。在X射线衍射仪Bruker D8Advance上使用CuKα辐射进行衍射测试。

[0176] 按照ASTM E975标准的推荐，通过XRD测量奥氏体含量及其碳含量。

[0177] 根据ASTM E562标准，通过手动点计数法在SEM图像上获得M/A成分的含量。然后通过从M/A成分的含量中减去通过XRD测量的残余奥氏体的含量来确定马氏体含量。相对于100％的余量由贝氏体组成。

[0178] 显微组织包含61.3％的贝氏体、20.20％的残余奥氏体(碳含量为1.38％)和18.5％的马氏体。

[0179] 硬度：

[0180] 一方面，按照EN 13674-1:2011中的第9.1.8条，在钢轨头部滚压表面处评估布氏(Brinell)硬度(三次测量的平均值)。

[0181] 另一方面，使用自动硬度计Leco LV700AT在钢轨截面上评估布氏硬度。

[0182] 表5示出了在滚压表面(rolling surface，RS)中以及在截面的不同点上的硬度测试的平均值。

[0183]

样品	RS	点1			点2		点3	点4	
		左	中	右	左	右	中	左	右
523513/208	430	417	438	426	429	432	420	412	420
523514/208	431	429	432	420	426	420	426	426	420
523513/308	434	461	443	441	440	442	435	433	461

[0184] 表5

[0185] 拉伸试验：

[0186] 根据EN 13674-1:2011中的第9.1.9条，使用直径为10mm的成比例的圆形试验片根据ISO 6892-1进行拉伸试验。提取试验样品(D_0＝10mm，L_0＝50mm)并使用Instron 600DX万能机械试验机进行试验。

[0187] 对各样品重复三次试验。

[0188] 表6示出了屈服强度(YS)、抗拉强度(TS)和延伸率(A_{50})的结果。

[0189]

样品	YS(MPa)	TS(MPa)	A_{50}(%)
523513/Y208	1089	1440	14
523514/A208	1098	1452	14
52351A/Y308	1052	1442	14

[0190] 表6

[0191] 线性热膨胀系数(Linear Thermal Expansion Coefficient，LTEC)：

[0192] 在钢轨的滚压方向上测量LTEC。从拉伸样品中心位置提取试验样品(4mm直径和10mm长度)，并通过高分辨率膨胀测量法(BAHR 805A/D)以2℃/分钟从-70℃至70℃评估热膨胀系数。

[0193] 图3描绘了进行的三次加热运行之一的相对长度变化(dL/L_0)和热膨胀系数(CTE)。

[0194] 接着，表7示出了使用25℃作为参照温度的技术LTEC。

[0195]

牌号/热/钢轨	$LTEC_{25/50}$	$LTEC_{25/0}$	$LTEC_{25/-25}$	$LTEC_{25/-50}$
BAM 60E2 / 523513 / Y208	15.1	14.5	11.3	12.0
BAM 60E2 / 523514 / A208	14.6	14.4	11.2	11.9

[0196] 表7。

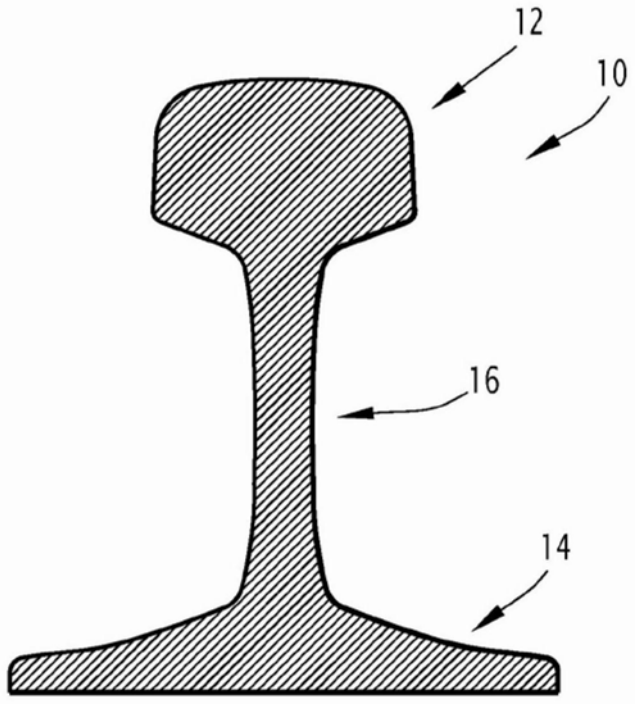


图1

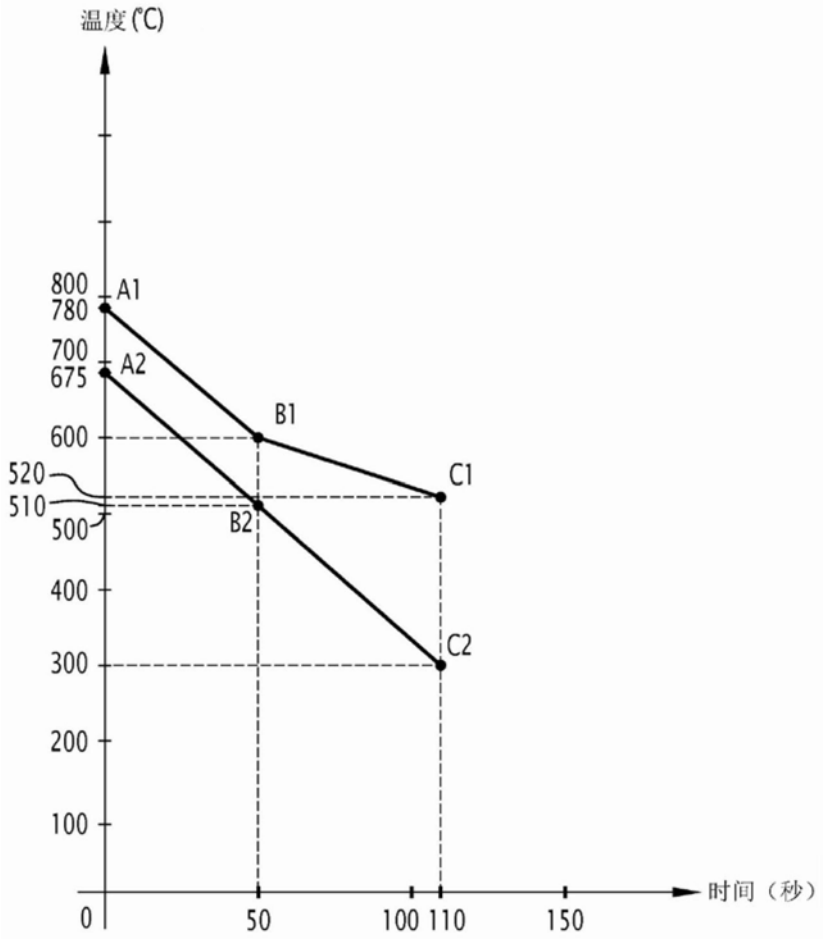

温度(℃)
800
780
A1
700
675
A2
600
520
510
500
400
300
200
100
0
B1
B2
C1
C2
50
100
110
150
时间（秒）

图2

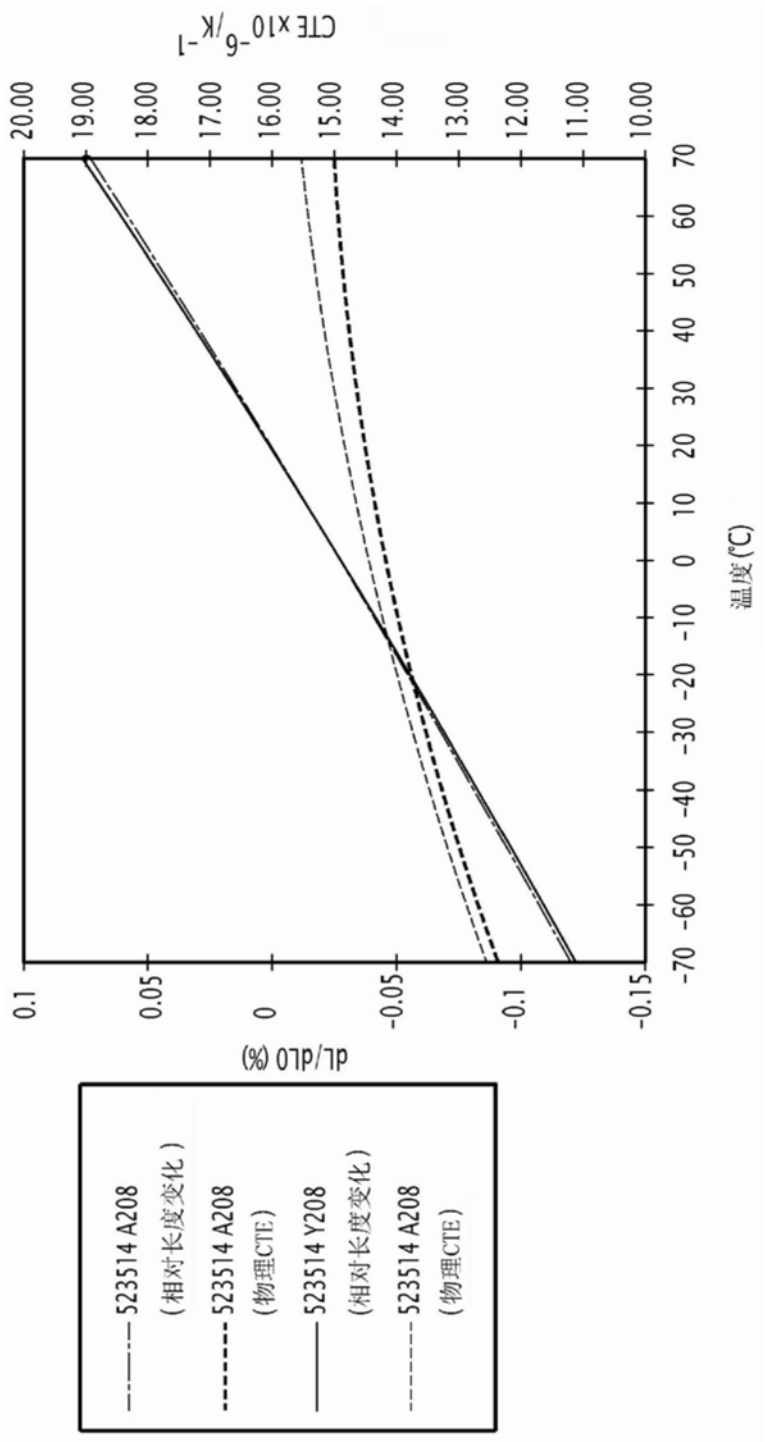

CTE x10-6/K-1
20.00
19.00
18.00
17.00
16.00
15.00
14.00
13.00
12.00
11.00
10.00
70
60
50
40
30
20
10
0
-10
-20
-30
-40
-50
-60
-70
温度(℃)
0.1
0.05
0
-0.05
-0.1
-0.15
dL/dL0 (%)
523514 A208 (相对长度变化)
523514 A208 (物理CTE)
523514 Y208 (相对长度变化)
523514 A208 (物理CTE)

图3