



# (12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103160736 A

(43) 申请公布日 2013.06.19

(21) 申请号 201110419183.7

*G22C 38/58* (2006.01)

(22) 申请日 2011.12.14

*G22C 38/44* (2006.01)

(71) 申请人 鞍钢股份有限公司

*G21D 9/04* (2006.01)

地址 114021 辽宁省鞍山市铁西区鞍钢厂区内

(72) 发明人 陈昕 金纪勇 杨玉 刘宏  
赵长兴 刘鹤

(51) Int. Cl.

*G22C 38/12* (2006.01)

*G22C 38/34* (2006.01)

*G22C 38/22* (2006.01)

*G22C 38/14* (2006.01)

*G22C 38/38* (2006.01)

*G22C 38/28* (2006.01)

权利要求书1页 说明书5页

(54) 发明名称

一种高强度贝氏体钢轨及其热处理工艺

(57) 摘要

本发明提供了一种高强度贝氏体钢轨及其热处理工艺,钢轨化学成分的重量百分比为:C:0.10% -0.32%, Si:0.80% -2.00%, Mn:0.80% -2.80%, Cr: < 1.50%, Mo:0.10% -0.40%, Ni:0-0.5%, 其中  $Mn+Cr+0.5Ni \leq 2.8\%$ , 余量为铁及不可避免的杂质。钢轨热轧后或热轧钢轨空冷至室温再重新加热至 850-1000℃奥氏体化后;钢轨轨头以 0.3-15℃/s 的冷速冷却到 620-570℃, 低于 620-570℃时,以 0.5-5℃/s 的冷速冷至 350-200℃,随后空冷至室温。本发明避免了热轧空冷至室温时粒状贝氏体内产生过多的不稳定的粗大 M-A 岛,降低了热轧钢轨发生矫直断裂(或延迟断裂)的风险,提高了钢种的生产工艺适应性。抗拉强度大于 1400MPa,实现强度和韧塑性的最佳匹配,使钢轨的耐滚动接触疲劳性能及耐磨性均优异。

CN 103160736 A

1. 一种高强度贝氏体钢轨,其特征在于钢轨化学成分的重量百分比为:C:0.10 % -0.32 %, Si :0.80 % -2.00 %, Mn :0.80 % -2.80 %, Cr : < 1.50 %, Mo :0.10 % -0.40 %, Ni :0-0.5 %,其中  $Mn+Cr+0.5Ni \leq 2.8\%$ ,余量为铁及不可避免的杂质。

2. 根据权利要求1所述一种高强度贝氏体钢轨,其特征在于所述的 Mo :0.10 % -0.25 %,复合加入 Nb :0.01 % -0.10 %, V :0.02 % -0.2 %, Ti :0.005 % -0.05 %。

3. 一种高强度贝氏体钢轨,其特征在于钢轨化学成分的重量百分比为:C:0.10 % -0.32 %, Si :0.80 % -2.00 %, Mn :0.80 % -2.80 %, Cr : < 1.50 %, 其中  $Mn+Cr \leq 2.8\%$ ,复合加入 Nb :0.01 % -0.10 %, V :0.02 % -0.2 %, Ti :0.005 % -0.05 %,余量为铁及不可避免的杂质。

4. 一种用于权利要求1~3所述高强度贝氏体钢轨的热处理工艺,其特征在于钢轨热轧后或热轧钢轨空冷至室温再重新加热至850-1000℃奥氏体化后,钢轨轨头以0.3-15℃ /s的冷速冷却到620-570℃后,以0.5-5℃ /s的冷速冷却到350-200℃,随后空冷至室温。

5. 根据权利要求4所述高强度贝氏体钢轨的热处理工艺,其特征在于将加速冷却后空冷至室温的钢轨加热至250-450℃进行回火处理,随后空冷至室温。

## 一种高强度贝氏体钢轨及其热处理工艺

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种铁路钢轨及其制造,特别涉及一种高强度贝氏体钢轨及其热处理工艺。

### 背景技术

[0002] 随着铁路重载运输技术的进步,我国铁路重载运输能力在不断提高,既有客货混运线路年通过列车总重在 1 亿吨以上已经很普遍,货车轴重在逐步提高,2008 年大秦线运量达 3.4 亿吨。这种背景下,促进了适合重载运输铁路钢轨的开发。

[0003] 重载运输对钢轨耐剥离掉块即耐滚动接触疲劳性能提出了更高的要求,贝氏体钢轨恰好以其优异的耐滚动接触疲劳性能满足了这种要求。这方面文献有:

[0004] K. Sawley, J. Kristan, Development of bainitic rail steels with potential resistance to rolling contact fatigue, Fatigue fract Engng Mater Struct 26, 2003, 1019-1029.

[0005] 文献中介绍的贝氏体钢轨 J6, 热轧钢轨强度级别达到 1400MPa, 轨头延伸率仅为 5.0%, 断面收缩率 6.4%, 轨腰的塑性更低, 延伸率 4.0-5.0%, 断面收缩率 2.8-5.9%。这种钢轨虽然强度较高, 但塑性过低, 无法满足铁路行车安全的需要。究其原因, 主要是合金元素含量过高, 尤其是提高淬透性的元素 Mn2.00%, Cr1.94%, Mn+Cr 达到了 3.94%, 提高淬透性的元素含量达到这么高的水平, 一方面钢中会产生较高比例的马氏体(在光学显微镜下观察), 另一方面产品的工艺性较差, 偏析严重。因此热轧贝氏体钢轨强度不宜过高, 否则会给钢轨生产加工和铁路安全运营带来更多的问题。

[0006] 现有技术“曲线和重载钢轨用贝氏体钢和贝氏体钢轨及其生产方法”(CN101921971A) 主要考虑热轧轨生产, 未考虑加速冷却工艺条件的可操作性, 例如, 当提高钢淬透性的元素全部达到成分上限水平时, 一方面淬火工艺规范中加热温度和冷却速度范围必须很窄, 另一方面非常容易在光学显微镜下发现马氏体等严重降低钢冲击韧性和断裂韧性的组织。因此该技术选择了较低的热处理冷却速度 10℃ -20℃ / 分。

### 发明内容

[0007] 本发明的目的在于提供一种高强度贝氏体钢轨及其热处理工艺, 钢种成分设计方面: 为避免热轧或热处理后钢轨在光学显微镜下检验时发现马氏体组织或透射电镜下检验时发现粗大的 M-A 岛组织而限制提高淬透性元素的总量, 通过轧后热处理(加速冷却)使钢轨的抗拉强度提高至 1400MPa 以上, 实现强度和韧塑性的最佳匹配, 使钢轨的耐滚动接触疲劳性能及耐磨性均优异。少量多元微合金化或 / 及热处理在显著提高钢轨强度的同时, 冲击韧性、断裂韧性也明显提高。

[0008] 钢中常用的合金元素对增大钢的淬透性的能力按照下列顺序增高: 镍、铬、锰。锰与铬提高淬透性的效果相当。镍提高淬透性的能力虽然较低, 但提高淬透性的同时还能够使钢保持较高的韧性。钼能够使贝氏体钢的先析铁素体 C 曲线显著右移, 从而使钢在热轧

空冷条件下就能够全部转变成贝氏体组织。镍、钼由于价格高，一般趋势是尽量少加或不加，其它元素在钢中一般大量采用。

[0009] 在合金设计时，只有对淬透性要求不高的钢，才使用单一的合金元素，如 40Cr、45Mn2。对淬透性要求较高的钢无例外地都采用复合合金化，这是因为多种元素同时存在对钢淬透性的增大起着相辅相成的作用。如镍单独存在时，增大淬透性的作用与硅元素相似，不是突出的，但是当将镍加入铬钢或铬锰钢中时，其增大淬透性的作用非常显著。因此，目前对淬透性要求高的钢的化学成分的配方，都采用多元合金化的原则，这样一方面可以充分发挥合金元素的作用，另一方面也可以节省合金资源。需要注意的是，在采用多元合金化的时候，要注意限制提高淬透性元素的总量，这样才能实现强度和韧塑性的最佳匹配。

[0010] 高强度贝氏体钢轨的化学成分：

[0011] C :0.10% -0.32%，Si :0.80% -2.00%，Mn :0.80% -2.80%，Cr :< 1.50%，Mo :0.10% -0.40%。其中  $Mn+Cr \leq 2.8\%$ ，满足这一要求，才能确保热处理后不会在光学显微镜下发现马氏体组织。

[0012] C :0.10% -0.32%，Si :0.80% -2.00%，Mn :0.80% -2.80%，Cr :< 1.50%，其中  $Mn+Cr \leq 2.8\%$ 。此外复合加入 Nb :0.01% -0.10%，V :0.02% -0.2%，Ti :0.005% -0.05%；Mo 含量为 0.10% -0.25%。

[0013] C :0.10% -0.32%，Si :0.80% -2.00%，Mn :0.80% -2.80%，Cr :< 1.50%，其中  $Mn+Cr \leq 2.8\%$ 。此外复合加入 Nb :0.01% -0.10%，V :0.02% -0.2%，Ti :0.005% -0.05%；不加 Mo 元素。

[0014] C :0.10% -0.32%，Si :0.80% -2.00%，Mn :0.80% -2.80%，Cr :< 1.50%，Mo :0.10% -0.40%；Ni :0-0.5%。其中  $Mn+Cr+0.5Ni \leq 2.8\%$ ，满足这一要求，才能确保热处理后不会在光学显微镜下发现马氏体组织。

[0015] 合金元素的作用：

[0016] 碳：低碳贝氏体具有良好的韧性及可焊性，碳含量过低（< 0.10%）则无法满足钢轨耐磨的要求；碳含量过高时，不利于贝氏铁素体的形核和长大，贝氏铁素体的形核必须在低碳区，贝氏铁素体的长大必须以碳从贝氏铁素体 / 奥氏体相界面的奥氏体侧扩散开去为先决条件，因此碳含量不能高于 0.32%。

[0017] 硅：特别强烈地阻止贝氏体转变时碳化物的形成，促使尚未转变的奥氏体富集碳，形成无碳化物贝氏体，提高贝氏体钢的韧性。硅含量低（< 0.80%）无法发挥抑制碳化物形成的作用，硅含量过高（> 2.00%）则残余奥氏体含量过高，致使钢的强度下降，所以硅含量应控制在 0.80% -2.00% 范围内。

[0018] 镍：提高淬透性的同时还能够使钢保持较高的韧性。但其含量越多成本越高，所以限制其含量在 0.5% 以下。

[0019] 锰和铬：锰和铬的作用相似，降低贝氏体形成的开始温度  $B_s$ ，推迟先析铁素体转变，是能够增大钢过冷能力的元素，以进一步保证空冷时足以在较低的温度发生贝氏体转变。锰、铬含量低于下限时，发挥不了上述作用；锰元素含量过高（> 2.80%），加剧其在钢中的偏析，在偏析严重的部位容易析出粗大马氏体，粗大马氏体会使钢的韧性急剧降低；铬含量过高时除了产生马氏体，还容易导致铬的碳化物的析出，降低钢的韧性。由于锰和铬都是强烈提高淬透性的元素，当含量过高尤其是  $Mn+Cr$  或  $Mn+Cr+0.5Ni$  高于 2.8% 时，提高钢

的淬透性的能力过强时,易于产生大量的马氏体,此时马氏体以板条(光学显微镜下)或粗大的M-A岛(透射电镜下)的形式出现,强烈降低钢的韧塑性,因此Mn+Cr或Mn+Cr+0.5Ni应低于2.8%。

[0020] 强碳化物形成元素Nb、V、Ti:会使铁素体珠光体转变的孕育期变长,而贝氏体转变的孕育期变短,空冷时比较容易得到贝氏体组织,从而使钢在贝氏体转变发生之前,没有或者只有少量的先共析铁素体析出,而不发生珠光体转变。

[0021] 钛、铌、钒复合加入:含这些元素的钢在高温加热时奥氏体粗化温度被提高,另一个更为重要的作用是这些元素的碳化物使奥氏体的再结晶过程延迟,因此使轧制过程中能够获得细晶组织。

[0022] 钛:可以细化轧制和加热时奥氏体晶粒,并增加贝氏体组织的韧性和刚度,因为在钢熔化和凝固时析出的碳氮化钛在钢轨重新加热进行轧制时保持在未熔融状态。然而,当钛含量小于0.005%时,这种效果就很小。另一方面,当钛添加超过0.050%时就形成粗化的碳氮化钛,后者就成为运行中疲劳损伤的起始点,从而导致产生裂纹。

[0023] 钒:通过析出硬化热轧后冷却过程中形成的碳氮化钒而增加强度,通过在钢高温轧制时阻止晶粒的生长来细化奥氏体晶粒,并改善贝氏体组织的强度和刚度。但是,当钒含量小于0.02%时,这种效果就不足。另一方面,当钒添加量超过0.20%时也不会增加上述效果。

[0024] 铌:像钒一样,通过形成碳氮化铌细化奥氏体晶粒。铌比钒能在更高温度区域阻止奥氏体晶粒长大(接近1200℃)。铌还改善贝氏体组织的刚度。但是,当铌含量小于0.01%时无法达到这些效果,而当铌添加量超过0.10%时由于形成金属化合物和粗状铌析出物而使韧性降低。所以,铌含量要限制在0.01%-0.10%之间。

[0025] 钢轨热轧后或热轧钢轨空冷至室温再重新加热至850-1000℃奥氏体化后,钢轨轨头以0.3-15℃/s的冷速冷却到620-570℃后,以0.5-5℃/s的冷速冷至350-200℃,随后空冷至室温。

[0026] 轧后或奥氏体化后至620-570℃,冷速 $\geq 0.3$ ℃/s是为了尽量减少先析铁素体的析出,冷速可以在较大范围内变化,是因为:轧后至高于贝氏体相变点温度的冷却过程中,可以根据生产节奏调节轧后冷速,提高轧后冷速更有利于与轧制节奏相匹配,但轧后冷速超过15℃/s以上时,会造成轨头断面温度的严重不均,不利于后续处理即贝氏体相变过程中产生的贝氏体组织均匀性,容易引起断面硬度不均匀分布,给钢轨形状控制带来难度,因此轧后冷速不易超过15℃/s。在620-570℃以下,以0.5-5℃/s的冷速冷至350-200℃,控制该冷速的原因是:冷速过慢(0.5℃/s<),达不到组织强化的目的;冷速过快(>5℃/s),则温度均匀性难以保证,容易造成局部温度过低,会产生不希望得到的过量的马氏体组织。350-200℃以下空冷至室温是为了在马氏体相变点以上停止加速冷却。

[0027] 为提高残余奥氏体的稳定性,上述加速冷却后空冷至室温的钢轨需在250℃-450℃进行回火处理。

[0028] 采用本发明技术方案的钢轨性能改善情况见表1。

[0029] 从表1可以看出:提高淬透性的元素Mn、Cr、Ni总量提高以后,钢的淬透性提高了,M-A更加粗大,虽然抗拉强度有所提高,但屈服强度并没有同步提高,由于粗大的M-A岛较多,钢的塑性、韧性均较低,强韧性匹配较差,此时钢轨进行矫直极易发生断裂。本发明通过

控制  $Mn+Cr+0.5Ni < 2.8$  或采用 Nb、V、Ti 复合微合金化以后,避免了热轧空冷至室温时粒状贝氏体内产生过多的不稳定的粗大 M-A 岛,这样还会避免热轧钢轨发生矫直断裂(或延迟断裂)的风险,提高了钢种的生产工艺适应性。

[0030] 表 1 采用本发明技术方案的钢轨性能改善情况

化学元素特点 wt%	钢轨 状态	Rp0.2 N/mm2	Rm N/mm2	A %	Z %	Aku 室温 J	KIC MPam <sup>1/2</sup> 室温	M-A 岛 平均尺寸(透 射电镜组织)	备注
C0.25, Mn2.0, Cr1.94 Mn+Cr: 3.94	热轧	975	1400	5.0	6.4	30	51	13 μm	Mn+ Cr+ 0.5Ni >2.8
C0.25, Mn1.55, Cr1.50 Ni0.50 Mn+Cr+0.5Ni: 3.30	热轧	1015	1350	6.0	14.0	42	55	9.5 μm	
C0.25, Mn2.0, Cr0.5 Mn+Cr: 2.5	热轧	985	1300	11.0	20.5	53	53	7.4 μm	本 发 明
	加速 冷却 处理	1250	1490	13.0	45.0	71	62	—	
C0.25, Mn1.80, Cr0.60 Ni0.30 Mn+Cr+0.5Ni<2.8 Nb、V、Ti 复合微合金化	热轧	1115	1350	13.0	35.0	65	75	6.5 μm	
	加速 冷却 处理	1290	1510	14.0	51.5	85	83	—	

[0032] 限制提高淬透性元素总量及 / 或少量多元微合金化钢轨经热处理后抗拉强度将达到 1400MPa 以上,同时冲击韧性、断裂韧性也明显提高。钢轨的耐磨性一般随着抗拉强度的提高而提高,因此本发明贝氏体钢轨的耐滚动接触疲劳性能及耐磨性均优异。

### 具体实施方式

[0033] 本发明实施例贝氏体钢轨的化学成分见表 2。本发明实施例贝氏体钢轨热处理工艺见表 3。本发明实施例贝氏体钢轨的机械性能见表 4。

[0034] 表 2 本发明实施例钢轨的成分和工艺

[0035]

实施 例	化学成分 (wt%)								
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ti
1	0.10	1.80	2.80	—	0.40	—	—	—	—
2	0.18	2.00	1.50	0.90	0.30	—	—	—	—
3	0.24	1.45	0.80	1.40	0.20	—	—	—	—
4	0.32	0.80	2.00	0.50	0.10	—	—	—	—
5	0.10	1.80	2.80	—	0.20	—	0.01	0.20	0.020
6	0.18	2.00	1.50	0.90	0.10	—	0.07	0.02	0.015
7	0.24	1.45	0.80	1.40	0.15	—	0.04	0.08	0.050
8	0.32	0.80	2.00	0.50	0.25	—	0.10	0.15	0.005

[0036]

9	0.10	1.80	2.80	—	—	—	0.01	0.20	0.020
10	0.18	2.00	1.50	0.90	—	—	0.07	0.02	0.015
11	0.24	1.45	0.80	1.40	—	—	0.04	0.08	0.050
12	0.32	0.80	2.00	0.50	—	—	0.10	0.15	0.005
13	0.10	1.80	2.70	—	0.40	0.10	—	—	—
14	0.18	2.00	1.50	0.90	0.30	0.40	—	—	—
15	0.24	1.45	0.80	1.40	0.20	0.30	—	—	—
16	0.32	0.80	2.00	0.50	0.10	0.50	—	—	—

[0037] 表 3 本发明实施例钢轨的热处理工艺

[0038]

实施例	终轧或 奥氏体化温度 (°C)	终轧或奥氏体化温度至 600°C时的冷速 (°C/s)	620-570°C至 350-200°C的冷速(°C/s)	回火温度 (°C)
1	1000	3.05	3.8	320
2	890	0.90	1.5	250
3	970	0.30	1.0	300
4	920	9.10	2.0	350
5	1000	3.05	3.1	—
6	890	0.90	3.8	—
7	970	0.30	0.5	300
8	920	9.10	1.5	450
9	850	15.00	5.0	350
10	980	5.00	4.2	250
11	950	13.00	1.7	—
12	900	10.00	3.0	—
13	850	13.00	5.0	280
14	980	5.00	4.2	250
15	950	0.30	1.7	350
16	900	8.00	3.0	300

[0039] 表 4 本发明实施例贝氏体钢轨的机械性能

[0040]

实施例	Rp0.2 N/mm2	Rm N/mm2	A %	Aku 室温, J
1	1050	1402	17	101
2	1130	1440	15	90
3	1200	1550	13	80
4	1360	1630	11	73
5	1100	1430	16.5	97
6	1160	1470	16	89
7	1260	1510	18	120
8	1330	1660	14.5	113
9	1110	1490	13.5	99
10	1180	1470	12	86
11	1230	1440	15	75
12	1300	1507	11.5	69
13	1170	1445	13.5	92
14	1140	1493	14	99
15	1135	1550	12	84
16	1335	1615	10	79