



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101818312 B

(45) 授权公告日 2012. 07. 25

(21) 申请号 201010034200. 0

实施例 .

(22) 申请日 2010. 01. 19

JP 2003293086 A, 2003. 10. 15, 权利要求

1-8.

(73) 专利权人 钢铁研究总院

审查员 张辉

地址 100081 北京市海淀区学院南路 76 号

专利权人 武汉钢铁(集团)公司

(72) 发明人 吉玉 杨忠民 桂美文 王慧敏

任安超 陈颖 吴庆辉

(74) 专利代理机构 北京华谊知识产权代理有限

公司 11207

代理人 刘月娥

(51) Int. Cl.

C22C 38/50 (2006. 01)

(56) 对比文件

CN 1793403 A, 2006. 06. 28, 权利要求 1-2 及

权利要求书 1 页 说明书 8 页

(54) 发明名称

具有优良强韧性能抗疲劳性能和耐磨性能耐蚀重轨钢

(57) 摘要

一种具有优良强韧性能抗疲劳性能和耐磨性能耐蚀重轨钢,属于重轨钢技术领域。基本合金体系中合金元素的重量百分含量为 :C :0. 55% ~ 0. 72%、Si :0. 35% ~ 1. 1%、Mn :0. 7 ~ 1. 40%、Cr :0. 2% ~ 0. 65%、Cu :0. 2% ~ 0. 65%,余量为 Fe,在上述基本成分基础上,同时添加一种或几种微合金元素 Nb、V、Ti、Ni、Mo,其中 Nb :0. 01% ~ 0. 055%、V :0. 05% ~ 0. 10%、Ti :0. 001% ~ 0. 05% ;Ni :0. 1% ~ 0. 3%、Mo :0. 15% ~ 0. 3%。优点在于,大幅提高钢轨的力学性能其中包括强度、韧性、疲劳性能、耐磨性能、断裂韧性和焊接性能。从而不需要采用轨头淬火的复杂生产工艺方式来获得超细珠光体。同时使该钢种具有耐腐蚀性能,大幅提高钢轨在腐蚀环境下的服役性能和寿命。

1. 一种具有优良强韧性能抗疲劳性能和耐磨性能耐蚀重轨钢,其特征在于,基本合金体系中合金元素的重量百分含量为:C:0.55%~0.72%、Si:0.35%~1.1%、Mn:0.7~1.40%、Cr:0.2%~0.65%、Cu:0.2%~0.65%,余量为Fe,在上述基本成分基础上,同时添加一种或几种微合金元素Nb、V、Ti、Ni、Mo,其中,Nb:0.01%~0.055%、V:0.05%~0.10%、Ti:0.001%~0.05%;Ni:0.1%~0.3%、Mo:0.15%~0.3%;

钢中有害元素和气体元素的含量控制应满足铁标《43~75kg/m 热轧钢轨订货技术条件(TB/T2344-2003)》或《时速350km/h 客运专线60kg/m 钢轨暂行技术条件》中规定要求,其中,P<0.025%以下、S为0.08~0.025%要求钢水H $\leq 2.5 \times 10^{-4}$ %或成品轨H $\leq 1.5 \times 10^{-4}$ %,钢中[T.O] ≤ 0.0020 %,Al ≤ 0.004 %;

在空冷条件下获得超细珠光体,同时通过微合金化控制奥氏体的晶粒长大和珠光体组织中渗碳体长大,钢轨截面上珠光体团组织均匀化,片层的超细化;

其机械性能为屈服强度大于500MPa,抗拉强度大于980MPa、室温冲击功 $A_{ku} > 17$ J,均匀延伸率大于13%,以及耐腐蚀性能与U75V相比提高50%以上,轧态钢轨截面硬度范围HV300-HV350;

-20℃条件下断裂韧性:最小值 $K_{Ic} > 35$ MPa $\cdot m^{1/2}$;

疲劳裂纹扩展速率:

当 $\Delta k = 10$ MPa $\cdot m^{1/2}$ 时, $da/dn < 12$ m/Gc;当 $\Delta k = 13.5$ MPa $\cdot m^{1/2}$ 时, $da/dN < 20$ m/Gc。

具有优良强韧性能抗疲劳性能和耐磨性能耐蚀重轨钢

技术领域

[0001] 本发明属于重轨钢技术领域,特别是提供了一种具有优良强韧性能抗疲劳性能和耐磨性能耐蚀重轨钢,用于普通环境或腐蚀环境下铁路用 60 公斤 / 米级别及以上高性能耐蚀重轨钢。

背景技术

[0002] 钢轨耐腐蚀技术开发

[0003] 我国铁路系统长距离隧道内钢轨严重腐蚀,每年更换费非常高,由于断裂、掉块、起皮等造成的损失更是无法估计;在海洋气候条件下,钢轨及扣件锈蚀严重,列车速度的提高和列车密度的增加又减少了钢轨的干燥时间,因此钢轨和扣件的锈蚀成为较严重的病害,我国广深铁路腐蚀现象严重就是上述原因所致。

[0004] 因此,针对隧道用轨、海洋气候用轨的迫切要求,需要开发高性价比和较高耐腐蚀性能新型钢轨;在保证强度的同时,要提高钢轨塑韧性能、接触疲劳性、耐磨性能和耐腐蚀性能。

[0005] 目前在提高钢轨的耐蚀性能上,还没有相对较成熟的、完全可以工业化的材料品种和应用技术,目前的技术路线主要包括:

[0006] (1) 牺牲阳极保护法提高钢轨耐蚀性能;

[0007] (2) 在钢轨钢中添加铜、铬等耐腐蚀合金元素,提高钢轨耐蚀性能;

[0008] (3) 钢轨表面热喷涂铝锌、耐腐蚀纳米涂料等涂层,提高钢轨耐蚀性能。

[0009] 在提高钢轨的耐蚀性能方面,国内的专利技术如下:

[0010] ZL03117936.3 中采用的是喷涂富锌、富锌铝、富锌铝等涂料,此方法生产流程长,占地面积较大,及喷涂的飞溅涂料无法回收及形成一定的污染物,带来处理成本较高的问题。富锌、富锌铝、富锌铝等涂层耐湿、耐盐雾性能好,但由于锌、锌铝、锌铝属两性金属,既可与酸反应,又可与碱反应,在酸性及碱性条件下,75 微米的涂层的保持时间短。

[0011] 申请专利号:CN200620035758.X,是在钢轨或车轮的非工作面直接安置阳极,并在钢轨或车轮的表面涂覆具有离子导电和缓蚀功能的缓蚀层,通过牺牲阳极或外接可控直流电源,实施阴极保护与缓蚀剂相结合的新型电化学保护,使钢轨和车轮及轨道配件的使用寿命延长数倍。

[0012] 攀钢钢研院研究申请专利号 ZL200610021839 “一种耐腐蚀涂层钢轨生产工艺”,该发明属于钢铁表面处理领域,具体涉及到一种耐腐蚀纳米涂料及其制备方法,以及用该涂料涂布制备得到的钢轨。据称该发明无机纳米涂料具有良好的涂装性能和机械强度,耐腐蚀性能和耐候性好,所形成的涂层薄、外观光滑平整、具有一定导电性能,且粘度低、易涂装、成本低廉。

[0013] 上述所采取的种种钢轨防腐保护措施均有一定的效果,但是,这些技术在生产工艺实施及成本上却存在明显的不足:

[0014] (1) 牺牲阳极保护法工艺操作复杂,成本高,仅能局部处理,且实施受线路限制,另

外牺牲保护回路的电流影响铁路信号,并且更换消耗性牺牲锌片的成本高,推广应用受到限制;

[0015] (2) 欧洲等发达国家针对铁路桥梁、火车车厢等采用热喷涂铝锌合金技术,法国曾尝试钢轨热喷涂铝锌合金层的试验;日本也曾对钢轨轨头喷砂除锈后,再喷涂的铝锌合金涂层,等实验,由于工艺复杂,无法规模化推广使用;

[0016] (3) 开发耐蚀钢轨一直是世界各国长期的研究方向,在钢轨合金体系中添加铜、铬等耐蚀合金元素,冶金工艺上和产品性能上一直没有较大突破,同时一直没有解决因铜、铬的加入对高碳钢轨的韧性和焊接性能带来副作用问题,因此降低了钢轨使用的安全性,因而未能推广。

[0017] 综合目前钢轨耐蚀方面技术存在的问题:操作工艺复杂、局部保护、成本高,性能不稳定。

[0018] 重轨钢的开发

[0019] 目前铁路上将钢轨分成客运轨、货运轨(或称重载轨)。客运轨通常主要是高速运行,要求安全,因此要求其韧性好,强度是次要的,如采用 U71Mn 品种。货运轨(或称重载轨)强调年通过货物运输总量,要求钢轨耐磨,强度高,如 U75V、U77MnCr 品种,以及采用两种钢轨的淬火工艺生产的 1300MPa 的钢轨,因此目前情况下高速与重载是不兼顾的。

[0020] 由于运输强度在不断的提高,运输强度包括行车速度、轴重和货运密度等方面,尤其是高速铁路的运行,对钢轨提出了更高要求。因此在高强度和高塑韧性方面铁路对钢轨有了更高的要求,钢轨的韧塑性指标以及焊接性能尤为重要,韧塑性是钢轨安全使用的重要指标。塑韧性越高,钢轨在使用中防断裂能力越强,焊接性也越好。新型的高强度高速、重载钢轨的抗拉强度可以达到:高速钢轨 TS 980 ~ 1130MPa;重载钢轨 TS 1300 ~ 1450MPa。

[0021] 我国目前钢轨品种为 U71Mn、U75V、U76NbRe 和新增 U77MnCr 主要品种,U71Mn 和 U75V 的力学性能分别为:抗拉强度 $R_m > 880\text{MPa}$ 和 $R_m > 980\text{MPa}$,延伸率 $> 10\%$,轨头踏面中心线硬度分别为 HB260-300 和 HB280-320(分别相当于 HV262-306 和 HV284-328)。对于铁路运专线,其中 250 公里/小时客运专线,可选择 EN260、U71Mn、U75V、U76NbRe 四个品种。350 公里/小时客运专线,可选择 EN260、U75V 两种。上述品种微观组织均是珠光体类型钢轨。事实上,对于 250 公里/小时客运专线可选择 U71Mn、U75V 两钢种,350 公里/小时客运专线推荐钢种为 U71Mn,这是由于 U75V 与 U71Mn 钢相比,碳含量提高,又增加了硅及钒元素,因此 U75V 钢轨的强度进一步提高,耐磨性能明显优于 U71Mn 钢轨,但是 U75V 钢种的塑韧性却不及 U71Mn 钢,同时 U71Mn 抗疲劳裂纹扩展性能、断裂韧性以及焊接性能优于 U75V 钢轨。因此 350 公里/小时客运专线用钢轨倾向于采用 U71Mn 钢种。实际上这是以牺牲强度和耐磨性能为前提的保钢轨长寿命及安全性能的选择。目前的高速铁路运行结果表明:高速铁路上使用的 U71Mn 钢轨的耐磨性的问题已经较为突出。

[0022] 磨损和滚动接触疲劳是影响钢轨使用寿命的两个主要因素。随着行车速度的提高、列车轴重的增加以及运输密度的加大,这两种损伤形式的发生频率越来越高,给正常的铁路运输带来了严重的影响。对于珠光体钢轨解决上述两种问题已经成为钢轨延长使用寿命降低铁路运营成本的主要关键问题。

[0023] 我国重载钢轨品种为 U75V 和新近开发的 U77MnCr 品种和利用 U75V 和 U77MnCr 两品种并采用淬火工艺生产 1300MPa 的高强重轨,是为了满足高速重载的需要,这是一种

采用在线或离线淬火方式获得的超细片层组光体（索氏体或屈氏体），提高钢轨的强度和来高耐磨性和抗应力疲劳性能指标的钢轨品种。据文献公布的数据表明：75kg/m 级 U77MnCr 和 PG4 高强钢轨，轧态轨面硬度分别： $> 306\text{HV}$ 和 $> 326\text{HV}$ ，热处理后的轨面硬度 $> 377\text{HV}$ ，抗拉强度分别达到 1280MPa 和 1295MPa。

[0024] 但是，热处理钢轨的特点是较高碳含量和仅有轨头一定深度（ $< 15\text{mm}$ ）范围内获得超细组织，不是钢轨全截面上的超细珠光体组织，因此微观组织均匀性不高，从而影响了使用寿命。重载铁路使用的数据表明：U75V 运行过程中的内部核伤裂纹问题十分突出，已经严重影响了使用寿命。

[0025] 综上所述，总体上高强钢轨的技术发展趋势可以归纳如下：

[0026] (1) 高强度、高韧性、高耐磨性。

[0027] (2) 良好的抗疲劳性能，特别是良好的抗接触疲劳性能。

[0028] (3) 良好的焊接性能，以适应无缝线路的要求。

[0029] (4) 良好的抗断裂性能，以保证铁路系统运行的安全可靠。

[0030] (5) 高的平直度和尺寸精度。

[0031] 对于类似于 U71Mn、U75V 和 U77MnCr 珠光体钢，满足上述发展需要的一个主要技术措施是珠光体组织的超细化，珠光体团的细小化控制以及钢轨截面组织的均匀化。

[0032] 当前高速钢轨、重载钢轨采取的以下几个技术路线，采用热处理工艺获得的超细珠光体（即索氏体或屈氏体组织）、贝氏体和过共析钢轨。在目前实际生产中，热轧后淬火处理的冷却速度决定了珠光体层片间距的尺寸和组织细化，而热轧形变热处理 TMCP 工艺决定了奥氏体的形变再结晶与奥氏体晶粒尺寸以及冷却相变后珠光体团块的大小。因此，目前超细珠光体钢是采用热轧 TMCP 工艺和在线或离线淬火处理的工艺获得。

[0033] 研究表明，对于珠光体钢材，微观组织珠光体层片间距的减小可以提高钢轨的硬度和耐磨性能，却不能改善钢轨的断裂韧性，而珠光体团块的大小（平均直径）决定了钢轨的断裂韧性。只有细化珠光体片层间距和细化珠光体团两方面控制，才能有效提高钢轨的强度、硬度和耐磨性能。同时珠光体组织的均匀性也是影响钢轨强度、硬度、耐磨性能和滚动接触疲劳性能的重要因素。因此，在实际生产中热轧形变热处理 TMCP 工艺控制与轧后在线或离线淬火工艺控制，对于珠光体组织的细化与均匀化具有同等重要的意义和作用。但是无论离线或在线淬火工艺仅仅使钢轨表层珠光体组织超细化，均不能保证钢轨整个截面组织的超细化和均匀化，并且生产工艺和装备复杂，世界上仅有少数生产厂掌握该项技术。

发明内容

[0034] 本发明的目的是提供一种具有优良强韧性能抗疲劳性能和耐磨性能耐蚀重轨钢，设计一种高强、高韧、高耐磨和高抗疲劳性能的耐蚀空冷索氏体钢轨钢品种。是从钢轨材料合金体系角度解决钢轨的耐蚀性问题，以及解决钢材的高强、高韧、高韧性、高耐磨、高抗疲劳等问题。也解决了该产品在生产成本、抗腐蚀、强度、韧性、疲劳性能、耐磨性能和焊接性能等方面的问题。

[0035] 本发明的基本合金体系中合金元素的含量（重量百分比，Wt%），C：0.55%~0.72%、Si：0.35%~1.1%、Mn：0.7~1.40%、添加含有耐蚀性能的微合金化元素 Cu、Cr，其中 Cr：0.2%~0.65%、Cu：0.2%~0.65%，余量为 Fe，在上述基本成分基础上，同时

添加一种或几种微合金元素 Nb、V、Ti 和 Ni、Mo 等合金元素,其中 Nb :0.01%~0.055%、V :0.05%~0.10%、Ti :0.001%~0.05% ;Ni :0.1%~0.3%、Mo :0.15%~0.3%。

[0036] 钢中有害元素和气体元素的含量控制应满足铁标《43~75kg/m 热轧钢轨供货技术条件 (TB/T2344-2003)》或《时速 350km 客运专线 60kg/m 钢轨暂行技术条件》中规定要求,其中 $P < 0.025\%$ 以下、 $S < 0.08 \sim 0.025\%$ 要求钢水 $H \leq 2.5 \times 10^{-4}\%$ 或成品轨 $H \leq 1.5 \times 10^{-4}\%$,钢中 $[T. O] \leq 0.0020\%$ 。Al $\leq 0.004\%$,控制夹杂物控制符合上述技术条件规定。该合金体系用于生产无需经过热处理工艺技术,实现在空冷条件下获得超细珠光体(索氏体、屈氏体)钢轨,同时通过微合金化技术控制奥氏体的晶粒长大和珠光体组织中渗碳体长大,实现了钢轨截面上珠光体团组织均匀化,片层的超细化。该合金体系具有在工业大气、海洋大气环境下耐腐蚀性能,与 U75V 相比耐腐蚀性能大幅提高。

[0037] 本发明通过建立新的合金体系,使钢轨奥氏体化后空冷方式既可以获得超细珠光体组织,即所谓的索氏体或屈氏体组织,这样保证了钢材整个截面微观珠光体组织的超细化和均匀化,同时通过合金体系的设计来控制减小珠光体团的尺寸,大幅提高钢轨的力学性能其中包括强度、韧性、疲劳性能、耐磨性能、断裂韧性和焊接性能。从而不需要采用轨头淬火的复杂生产工艺方式来获得超细珠光体。同时使该钢种具有耐腐蚀性能,大幅提高钢轨在腐蚀环境下的服役性能和寿命。

[0038] (1) 耐蚀重轨钢的性能指标及实施例如下:

[0039] 其机械性能为屈服强度大于 500MPa,抗拉强度大于 980MPa、室温冲击功 $A_{ku} > 17J$,均匀延伸率大于 13%,以及耐腐蚀性能与 U75V 相比提高 50% 以上,轧态钢轨截面硬度范围 HV300-HV350;

[0040] $-20^{\circ}C$ 条件下断裂韧性:最小值 $K_{Ic} > 35MPa \cdot m^{1/2}$;

[0041] 疲劳裂纹扩展速率:

[0042] 当 $\Delta k = 10MPa \cdot m^{1/2}$ 时, $da/dn < 12m/Gc$; 当 $\Delta k = 13.5MPa \cdot m^{1/2}$ 时, $da/dn < 20m/Gc$ 。

[0043] 因此,对比分析结果表明:断裂韧性、疲劳裂纹扩展速率和疲劳性能指标均优于《时速 350km 客运专线 60kg/m 钢轨暂行技术条件》中规定的技术指标。

具体实施方式

[0044] 实施例 1:铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率): C :0.65、Si :0.8、Mn :1.10、Cu :0.3、Nb :0.03、Cr :0.25,余下为 Fe。

[0045] 实施例 2:铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率): C :0.70、Si :0.65、Mn :1.4、Cu :0.25、Nb :0.023、Cr :0.2,余下为 Fe。

[0046] 实施例 3:铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率): C :0.55、Si :1.00、Mn :1.0、Nb :0.016、Cr :0.45、Cu :0.25,余下为 Fe。

[0047] 实施例 4:铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率): C :0.70、Si :0.35、Mn :1.40、Nb :0.036、Cr :0.55、Cu :0.30、Ni :0.1,余下为 Fe。

[0048] 实施例 5:铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率): C :0.55、Si :0.55、Mn :1.25、Nb :0.037、Cr :0.65、Cu :0.25,余下为 Fe。

[0049] 实施例 6:铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):

C :0.55、Si :1.1、Mn :1.0、Nb :0.026、Cr :0.35、Cu :0.30,余下为 Fe。

[0050] 实施例 7 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :0.80、Mn :1.25、Nb :0.024、Cr :0.50、Cu :0.25,余下为 Fe。

[0051] 实施例 8 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.60、Si :0.90、Mn :1.25、Nb :0.025、Cr :0.60、Cu :0.25,余下为 Fe。

[0052] 实施例 9 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :0.60、Mn :1.10、Nb :0.021、Cr :0.60、Cu :0.20,余下为 Fe。

[0053] 实施例 10 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.60、Si :0.90、Mn :1.0、Nb :0.020、Cr :0.65、Cu :0.25,余下为 Fe。

[0054] 实施例 11 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :1.0、Mn :1.10、Nb :0.020、Cr :0.5、Cu :0.25,余下为 Fe。

[0055] 实施例 12 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.60、Si :0.55、Mn :1.0、V :0.061、Cu :0.2、Cr :0.2、Mo :0.22,余下为 Fe。

[0056] 实施例 13 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.60、Si :0.95、Mn :1.05、V :0.066、Cu :0.20、Cr :0.2,余下为 Fe。

[0057] 实施例 14 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.60、Si :0.60、Mn :1.05、V :0.063、Cu :0.25、Cr :0.2、Ti :0.012,余下为 Fe。

[0058] 实施例 15 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.55、Si :0.65、Mn :1.05、V :0.049、Cu :0.25、Cr :0.2、Ni :0.2,余下为 Fe。

[0059] 实施例 16 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.55、Si :0.90、Mn :1.05、V :0.066、Cu :0.20、Cr :0.2,余下为 Fe。

[0060] 实施例 17 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :0.50、Mn :1.30、Cu :0.60、Cr :0.2、Nb :0.034、Mo :0.2,余下为 Fe。

[0061] 实施例 18 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :0.95、Mn :1.25、Cu :0.65、Cr :0.2、Nb :0.035,余下为 Fe。

[0062] 实施例 19 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.72、Si :0.60、Mn :1.25、Cu :0.40、Cr :0.55、Nb :0.032,余下为 Fe。

[0063] 实施例 20 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.55、Si :1.05、Mn :1.40、Cu :0.40、Cr :0.60、Nb :0.023,余下为 Fe。

[0064] 实施例 21 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :0.65、Mn :1.25、Cu :0.35、Cr :0.60、Nb :0.028,余下为 Fe。

[0065] 实施例 22 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :1.05、Mn :1.30、Cu :0.40、Cr :0.60、Nb :0.025,余下为 Fe。

[0066] 实施例 23 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.65、Si :0.90、Mn :1.30、Cu :0.35、Cr :0.60、Nb :0.01,余下为 Fe。

[0067] 实施例 24 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.72、Si :0.90、Mn :1.20、Cu :0.60、Cr :0.2、V :0.042,余下为 Fe。

[0068] 实施例 25 :铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨,其基础成分为(重量百分率):
C :0.60、Si :0.65、Mn :1.25、Cu :0.45、Cr :0.60、V :0.044,余下为 Fe。

[0069] 实施例 26 : 铁路用高强高韧耐蚀空冷索氏体钢轨, 其基础成分为 (重量百分率): C : 0.70、Si : 0.50、Mn : 1.30、Cu : 0.40、Cr : 0.60、Nb : 0.041, 余下为 Fe。

[0070] 实施例 27 : 本发明最佳实施钢种如下, 见表 1 :

[0071] 表 1 化学物元素为成分 (重量百分率, wt%)

[0072]

编号	C	Si	Mn	Cr	Cu	Nb	V	Fe	R _{e1} MPa	R _m MPa	A mm	说明
1	0.691	1.03	1.15	0.54	0.30	0.036	-	余量	703	1128	14	实验钢
2	0.622	0.97	1.27	0.39	0.27	0.025	-	余量	694	1104	15	
3	0.648	1.00	1.09	0.53	0.29	0.055	-	余量	615	1053	15	
4	0.520	0.88	0.95	0.20	0.25	-	0.053	余量	685	1100	13	
5	0.624	0.65	1.07	0.58	0.26	-	0.063	余量	730	1110	11	
6	0.60	0.55	1.05	0.047	0.35	-	0.068	余量	560	1100	13	
7	0.720	0.62	1.26	0.58	0.42	0.032	-	余量	615	1000	14	
8	0.551	1.08	1.48	0.61	0.43	0.023	-	余量	570	1090	13	
9	0.673	0.68	1.24	0.61	0.37	0.028	-	余量	620	1110	15	
10	0.676	0.89	1.28	0.59	0.34	0.026	-	余量	625	1120	12	
11	0.643	0.62	1.17	0.61	0.41	0.020	-	余量	580	1040	11	
12	0.685	0.53	1.30	0.58	0.39	-	0.041	余量	590	1090	13	
13	0.679	0.63	1.19	0.43	0.33	0.25	-	余量	685	1100	12	
U75V	0.77	0.73	0.91	-	-	-	0.08	余量	630	1100	13	对比钢

[0073] (2) 耐蚀重轨钢的耐腐蚀性能 :

[0074] 为了测试发明专利中高性能耐蚀重轨钢的耐腐蚀性能, 以目前铁路上主要钢轨 U75V 作为对比钢种, 进行了如下实验 :

[0075] 根据 TB/T 2375-93 铁路用耐候钢周期浸润腐蚀试验方法, 对实验钢进行周浸试验。每种钢 6 片试样, 其中 3 片失重, 2 片锈层, 1 片空白。试验条件 :

[0076] 试验溶液 : 1.0×10^{-2} mol/L NaHSO₃

[0077] 补给溶液 : 2.0×10^{-2} mol/L NaHSO₃ 试验温度 : $45 \pm 2^\circ\text{C}$

[0078] 相对湿度 : $70 \pm 5\%$ RH

[0079] 周浸轮转速 : 1 圈 / 60 分钟

[0080] 试验时间 : 150-300h

[0081] 加速腐蚀实验结果见表 2。

[0082] 表 2

实验钢编号	腐蚀率(g/m ² .h)	相对耐蚀性指数(%)	说明
1	2.0383	155	实验钢
2	2.1183	150	
3	1.9383	163	
4	1.8494	171	
5	2.018	157	
6	2.033	155	
7	2.1117	150	
8	2.0261	156	
9	2.0153	157	
10	1.9123	165	
11	1.9711	160	
12	2.0233	156	
13	2.1105	150	
U75V	3.1692	100	

[0084] 注：相对耐蚀指数为： $(U75V \text{ 腐蚀率} / \text{实验钢腐蚀率}) \times \%$

[0085] (3) 耐蚀重轨钢珠光体片层间距与珠光体团尺寸

[0086] 在当前实际生产中热轧形变热处理 TMCP 工艺控制与轧后在线淬火工艺控制,对于珠光体组织的细化与均匀化具有同等重要的意义和作用。然而,热轧形变热处理 TMCP 工艺控制与轧后在线淬火工艺仅能解决轨头截面部分深度范围内(约 15mm)的珠光体组织超细化问题,不能解决钢轨全截面珠光体组织超细化问题。

[0087] 本发明解决了上述问题,解决轨腰厚度在 16mm 以上的 60Kg/m、70kg/m 重轨因不同部位的冷却速度不一致所造成组织不均现象,生产中无需在线加速冷却热处理工艺,而是空冷状态下就能保证生产 60Kg/m、70kg/m 重轨横截面微观组织为超细珠光体(即为索氏体组织或屈氏体组织)。

[0088] 由于珠光体片层间距非常细小,本实验钢种的微观组织检验,需要经过硝酸乙醇混合液在放大 1000 倍的光学显微镜、扫描电镜或透射电镜观察。

[0089] 综合文献数据表明,对于珠光体钢,轧制淬火在 650 ~ 600℃形成的片层较薄的细珠光体(片间距约 80 ~ 150nm),称为索氏体(sorbite)。在 600 ~ 550℃形成的片层很薄的极细珠光体(片间距 30 ~ 80nm)称为屈氏体或托氏体(troosite)。

[0090] 以下为共析钢微观组织及相关技术参数：

	形成温度℃	片层间距 (nm)	HRC	HV
[0092] 珠光体 P	Ar1 ~ 650℃	500 ~ 700	< 25	< 255
[0093] 索氏体	650 ~ 600	80 ~ 150	25 ~ 33	255 ~ 312
[0094] 屈氏体	600 ~ 550	30 ~ 80	33 ~ 43	312 ~ 411

[0095] 综合文献报道,U71Mn 钢轨只有冷速为 6℃/s-13℃/s 范围内才会产生索氏体组织珠光体片层间距为 0.123 μm ~ 0.135 μm,维氏硬度为 HV 342-353。对于 U75V,冷却速度控制在 1℃/s-5℃/s 范围内为超细珠光体组织,片层间距在 0.12-0.15 μm 之间,硬度为 HV 320-370。热轧状态的 U75V 重轨珠光体片层间距,轨头约为 0.29 μm,轨腰约为 0.269 μm、

底部约为 $0.253\ \mu\text{m}$ 。欠速淬火的 U75V 钢轨珠光体团直径 $D_{pc} = 55 \sim 150\ \mu\text{m}$ ，片层间距 $\lambda = 0.11 \sim 0.35\ \mu\text{m}$ 。由于高速重轨的断面尺寸大，因此轨头欠速淬火的工艺获得的超细珠光体组织仅能保证钢轨表层一定尺寸深度内（通常小于 15mm）可以达到上述冷却速度，钢轨中心部位冷却速度无法达到上述要求，因此，钢轨中心部位的珠光体团和珠光体片层依旧尺寸较大。

[0096] 对于实验钢种：通过 CCT 曲线实验测定，实验钢种在所测试的 $0.01^\circ\text{C}/\text{s}$ 冷速以上范围内的奥氏体 - 珠光体相变点温度低于 650°C ，并且在 $0.01^\circ\text{C}/\text{s}$ 冷速条件下的维氏硬度为 $HV = 270$ 。热轧态维氏硬度为 HV300-350。因此可以在空冷较低冷速范围内形成超细珠光体组织，即索氏体或屈氏体组织。在热轧空冷条件下生产的钢轨的平均直径 $DPC = 6-15\ \mu\text{m}$ ，珠光体片层间距 $\lambda = 0.1 \sim 0.15\ \mu\text{m}$ 。超过了 U75V 钢轨在线淬火所形成的超细珠光体的片层间距和珠光体团的细化尺寸水平。