



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104294173 A

(43) 申请公布日 2015. 01. 21

(21) 申请号 201410532108. 5

(22) 申请日 2014. 10. 11

(71) 申请人 马钢(集团) 控股有限公司

地址 243000 安徽省马鞍山市雨山区九华西路 8 号

申请人 马鞍山钢铁股份有限公司

(72) 发明人 高海潮 孙维 杜松林 汪开忠
于文坛 许兴

(74) 专利代理机构 马鞍山市金桥专利代理有限公司 34111

代理人 奚志鹏

(51) Int. Cl.

C22C 38/54 (2006. 01)

权利要求书1页 说明书5页

(54) 发明名称

一种含铌高速列车车轴用钢

(57) 摘要

本发明提供了一种含铌高速列车车轴用钢, 其化学成分的质量百分比(wt %) 为 :C : 0. 25~0. 32, Si :0. 15~0. 40, Mn :0. 60~0. 90, P : ≤ 0. 015, S : ≤ 0. 010, Cr :1. 00~1. 20, Mo : 0. 20~0. 35, Ni :0. 15~0. 30, Nb :0. 015~0. 060, Cu :0. 10~0. 30, B :0. 0008~0. 0050, Als : 0. 010~0. 050, 其余为铁和残余的微量杂质 ;采用上述成分制备的车轴热处理后, 晶粒度大于等于 8. 5 级, 组织为回火索氏体+ 贝氏体, 其中, 车轴近表面回火索氏体含量约在 70~90%, 车轴 1/2 半径处回火索氏体含量约在 40~60%。

1. 一种含铌高速列车车轴用钢,其特征在于,其化学成分的质量百分比(wt%)为: C :0.25~0.32, Si :0.15~0.40, Mn :0.60~0.90, P : \leq 0.015, S : \leq 0.010, Cr :1.00~1.20, Mo :0.20~0.35, Ni :0.15~0.30, Nb :0.015~0.060, Cu :0.10~0.30, B :0.0008~0.0050, Als : 0.010~0.050,其余为铁和残余的微量杂质;采用上述成分制备的车轴热处理后,晶粒度大于等于8.5级,组织为回火索氏体+贝氏体,其中,车轴近表面回火索氏体含量约在70~90%,车轴1/2半径处回火索氏体含量约在40~60%。

2. 如权利要求1所述的含铌高速列车车轴用钢,其特征在于,采用上述成分制备的车轴力学性能为:屈服强度 $R_{p0.2} \geq 589\text{MPa}$,抗拉强度 $R_m \geq 736\text{MPa}$,延伸率 $A \geq 20\%$,断面收缩率 $Z \geq 66\%$, -40°C 纵向冲击吸收功 $KV_2 \geq 187\text{J}$,表面光滑试样的疲劳极限 $R_{fL} \geq 371\text{MPa}$,表面带有缺口试样的疲劳极限 $R_{fE} \geq 304\text{MPa}$, $R_{fL}/R_{fE} \leq 1.25$ 。

一种含铌高速列车车轴用钢

技术领域

[0001] 本发明属于车轴钢领域,尤其涉及高速列车车轴用合金结构钢及其热处理工艺技术领域。

背景技术

[0002] 车轴是车辆行走部分的关键零件,承受着车辆的自重和负荷,在车辆运行和停车时还承受冲击力和制动力,在高速和重载的状态下受力情况就更为复杂,是铁路建设的三大关键零件(重轨、车轴和车轮)之一,火车轴属于超大型轴对称阶梯状轴类零件,其最大直径为 200mm 左右,长度达 2200mm 左右。

[0003] 随着我国高速铁路的投入运行,火车速度进一步提高,作为铁路列车关键部件之一的高速车轴是铁路列车重要的走行部件,其质量直接关系到高速铁路运行安全。高速列车车轴要保证在所规定的使用条件下,具有足够的安全性、可靠性和长使用寿命,这就对车轴材料相关技术提出了更高的要求。高速列车车轴承受着源自车体及轨道的各种载荷,其中主要是旋转弯曲载荷和扭转载荷。据统计资料,在这些失效形式中,裂纹引起的失效占全部失效车轴的 90% 以上,裂纹引起的车轴失效形式最终表现为疲劳断裂,疲劳断裂是一个裂纹产生、扩展导致断裂的过程,其疲劳破坏直接危及运输安全。因此,对车轴钢材而言,主要是保证其良好的强度(特别是弯扭复合疲劳强度)及韧性。影响钢材疲劳性能的因素主要有:钢的洁净度、钢的成分和组织、钢的表面状态及尺寸效应、钢的耐腐蚀性等。

[0004] 世界各铁路发达国家都非常重视高速车轴的研究工作,从材料、设计、生产、热处理和运用维护等方面不断改善。由于各国的国情和技术观点不同,选用的车轴材料也不相同。目前,国内外高速车轴用钢大致可分为 3 类:优质碳素结构钢、中合金结构钢、高合金结构钢。

[0005] (1) 优质碳素结构钢。日本采用普通碳素钢(S38C)加表面中频淬火热处理工艺,相比欧洲采用合金钢加调质热处理工艺而言,日本高速车轴原材料成本低,但热处理工艺复杂,热处理工艺参数控制精度要求高。

[0006] (2) 中合金结构钢。欧洲高速车轴材料大多采用中合金结构钢(如 EA4T),通过采用强化处理方法来提高车轴的强韧性指标,热处理工艺简单。但 EA4T 钢只含 Cr0.90~1.20%、Mo0.15~0.30%,钢的淬透性不是太好,对于大截面车轴来说,存在淬不透的问题,导致车轴截面显微组织和性能不均匀,影响了高速车轴的整体性能指标。中国专利 201210555924.9 提供了一种车轴钢,其成分为 C:0.38~0.44, Si:0.17~0.37, Mn:0.60~0.80, P: \leq 0.015, S: \leq 0.010, Cr:0.90~1.20, Mo:0.15~0.30, Ni:0.10~0.25, V:0.07~0.2, Cu:0.08~0.2, Als:0.02~0.05。采用该专利生产的大截面车轴来也存在淬不透的问题。

[0007] (3) 高合金结构钢。部分欧洲高速车轴材料选用 30NiCrMoV12 等高合金结构钢,钢中含 Cr0.60~1.00%、Ni2.70~3.30%、Mo0.40~0.60%、V0.08~0.13%,该类钢种有很多优点诸如淬透性好、可油淬、变形小、硬度高、屈强比高、耐腐蚀性能好等等,但是造价比较高。

发明内容

[0008] 为克服现有技术存在的问题,本发明提供一种含铌高速列车车轴用钢并利用微量 Nb、B 及少量 Ni、Cu 复合合金化原理,结合对热处理工艺优化,在少量增加成本的前提下,显著提高高速列车车轴用钢的淬透性、耐腐蚀性、抗疲劳性和低温韧性,进而显著提高高速列车车轴用钢的整体性能、寿命和安全性,使高速列车车轴用钢的生产工艺更加简易、高效,从而生产出低成本高性能的高速列车车轴用钢。

[0009] 为解决上述技术问题,本发明提供一种含铌高速列车车轴用钢,其化学成分的质量百分比(wt %)为:C:0.25~0.32, Si:0.15~0.40, Mn:0.60~0.90, P:≤0.015, S:≤0.010, Cr:1.00~1.20, Mo:0.20~0.35, Ni:0.15~0.30, Nb:0.015~0.060, Cu:0.10~0.30, B:0.0008~0.0050, Als:0.010~0.050,其余为铁和残余的微量杂质;采用上述成分制备的车轴热处理后,晶粒度大于等于8.5级,组织为回火索氏体+贝氏体,其中,车轴近表面回火索氏体含量约在70~90%,车轴1/2半径处回火索氏体含量约在40~60%。

[0010] 本发明钢以多元少量的合金化原则进行了成分设计。

[0011] (1) 碳:C是主要强化元素,对钢的强度、塑性和韧性有很大影响,C过高会引起钢的塑性和韧性的降低。为保证钢的塑性和韧性,C含量应适当降低,损失的强度则由其它合金元素和微合金元素来弥补。综合考虑,高速车轴钢的C含量范围应在0.25%~0.32%为宜。

[0012] (2) 硅:Si是固溶强化作用最明显的元素,同时也是对韧性损失最大的元素。车轴钢强度水平要求不是太高,从综合性能考虑,不采用Si作为主要强化元素,因此Si含量控制在一般较低的水平,以不超过0.4%为宜,范围考虑在0.15%~0.40%。

[0013] (3) 锰:Mn主要起固溶强化作用。与Si不同的是Mn在1.0%含量以内,其对韧性并无损害,但随着Mn含量的进一步增加,钢的韧性逐渐降低。因此高速车轴钢设计Mn含量以不超过1.0%为宜,范围可控制在0.60%~0.90%。

[0014] (4) 铬:Cr能够增加钢的淬透性,促使淬火及回火后工件整个截面上获得较均匀的组织。范围可控制在0.90%~1.20%。

[0015] (5) 钼:Mo能够显著的提高钢的淬透性和热强性,防止回火脆性;同时,Mo能使钢的晶粒细化,提高钢的强韧性,但Mo的成本较高。综合考虑,范围可控制在0.15%~0.30%。

[0016] (6) 镍:Ni具有细化钢的组织、改善钢的低温性能的作用,并具有固溶强化、提高淬透性作用,但其价格昂贵。综合考虑,范围可控制在0.15~0.30%。

[0017] (7) 铜:Cu在固溶强化、提高淬透性方面与Ni相似;同时,在钢中加入铜还可提高钢的抗疲劳性能,因为细小的Cu沉淀阻滞了疲劳的初期阶段脉状结构的形成,并且铜析出物具有良好的塑性,可阻碍疲劳裂纹的扩展,从而提高钢的疲劳强度;另外,Cu还有一定的提高钢耐蚀性作用,钢中加入0.1%Cu即可显著提高其耐蚀性。但Cu含量过高,钢在加热轧制或锻造过程中容易引起热脆。综合考虑,范围可控制在0.15~0.30%。

[0018] (8) 铌:Nb对车轴钢的强韧化效果主要表现为晶粒细化、析出强化和相变强化。Nb在钢中以置换溶质原子存在,Nb原子比铁原子尺寸大,易在位错线上偏聚,对位错攀移产生强烈的拖曳作用,使再结晶形核受到抑制,对再结晶具有强烈的阻止作用,提高了奥氏体的再结晶温度,从而达到细化奥氏体晶粒的目的,晶粒细化不仅能提高钢材的强韧性,而且改善钢材的低温性能。但其价格昂贵。综合考虑,Nb的范围可控制在0.015%~0.060%。

[0019] (9) 硼:当钢中含有微量的(0.0008~0.005%)硼时,钢的淬透性可以显著提高,对

于C含量为0.25~0.32%的中碳合金结构钢,加硼后其最大淬透直径可提高50%以上。对于大截面中合金车轴用结构钢,存在淬不透的问题,导致车轴截面显微组织和性能不均匀,影响了高速车轴的整体性能指标,因此需要通过硼合金化来进一步提高其淬透性。同时,硼合金化成本低,且硼对钢的淬裂敏感性影响很小。

[0020] 本发明含铌高速列车车轴用钢生产工艺流程为:电弧炉或转炉冶炼→LF炉精炼→RH或VD真空脱气→连铸→铸坯加热炉加热→车轴坯轧制→车轴坯锻造→毛坯车轴粗车→车轴齐端面加工→正火+淬火+高温回火热处理→车轴外圆精车加工→车轴内孔镗削加工→外圆磨削→探伤。

[0021] 本发明关键的热处理工艺步骤如下:

(1) 正火:将最大直径为200mm左右、长度达2200mm左右的含铌高速列车车轴以50~100℃/h的速度加热至900~950℃保温,保温时间按1.2~1.7min/mm计算,随后空冷至室温。经正火后不仅细化了晶粒,而且改善了组织的不均匀性,为随后的最终热处理做好组织准备。

[0022] (2) 淬火:将最大直径为200mm左右、长度达2200mm左右的含铌高速列车车轴以50~100℃/h的速度加热至880~930℃保温,保温时间按1.5~2.0min/mm计算,随后进行水冷至室温。

[0023] (3) 回火:将最大直径为200mm左右、长度达2200mm左右的含铌高速列车车轴以50~100℃/h的速度加热至620~680℃保温,保温时间按2~2.5min/mm计算,随后空冷至室温。经过回火,可获得均匀细密回火索氏体+下贝氏体的金相组织,从而可获得良好的韧塑性及合适的强度指标。

[0024] 采用本发明的化学成分、工艺流程和热处理工艺参数生产的含铌高速列车车轴用钢,测定钢材的纵向力学性能可达到: $R_{p0.2} \geq 589\text{MPa}$, $R_m \geq 736\text{MPa}$, $A \geq 20\%$, $Z \geq 66\%$, -40°C 纵向冲击吸收功 $Kv_2 \geq 187\text{J}$, 表面光滑试样的疲劳极限 $R_{FL} \geq 371\text{MPa}$, 表面带有缺口试样的疲劳极限 $R_{FE} \geq 304\text{MPa}$, $R_{FL}/R_{FE} \leq 1.25$ 。车轴钢材的晶粒度大于等于8.5级。高速列车车轴“正火+淬火+高温回火”热处理后钢的组织为回火索氏体+贝氏体,其中,车轴近表面回火索氏体含量约在70~90%,车轴1/2半径处回火索氏体含量约在40~60%。

[0025] 与现有技术相比,本发明优点是:通过采用微量Nb、B及少量Ni、Cu复合合金化原理,结合对热处理工艺优化,用细晶强化、析出强化和相变强化机制,得到具有均匀细密索氏体+下贝氏体金相组织的高速车轴钢组织状态,开发出了屈服强度大于580MPa的高速车轴钢,在少量增加成本的前提下,显著提高了高速列车车轴用钢的淬透性、耐腐蚀性、抗疲劳性和低温韧性,进而显著提高了高速列车车轴用钢的整体性能、寿命和安全性,使高速列车车轴用钢的生产工艺更加简易、高效,从而生产出了低成本高性能的高速列车车轴用钢。

具体实施方式

[0026] 以下的实施例用于阐述本发明,但本发明的保护范围并不仅限于以下实施例。

[0027] 本发明含铌高速列车车轴用钢生产工艺流程为:电弧炉或转炉冶炼→LF炉精炼→RH或VD真空脱气→连铸→铸坯加热炉加热→车轴坯轧制→车轴坯锻造→毛坯车轴粗车→车轴齐端面加工→正火+淬火+高温回火热处理→车轴外圆精车加工→车轴内孔镗削加工→外圆磨削→探伤。

[0028] 本发明含铌高速列车车轴用钢的熔炼化学成分、主要热处理工艺参数与性能的实施例如下：

热处理工艺步骤及参数为：

(1)正火：以 50~100℃/h 的速度加热至 900-950℃保温，保温时间 240-340min，随后空冷至室温。

[0029] (2)淬火：以 50~100℃/h 的速度加热至 880-930℃保温，保温时间 300-400min，随后水冷至室温。

[0030] (3)回火：以 50~100℃/h 的速度加热至 620-680℃保温，保温时间 400-500min，随后空冷至室温。

[0031] 最大直径为 $\Phi 200\text{mm}$ 、长度达 2200mm 高速列车车轴的熔炼化学成分质量百分比 (wt%) 见表 1，高速列车车轴经过以上热处理后的性能指标见表 2。

[0032] 表 1 高速列车车轴钢的熔炼化学成分质量百分比 (wt%)

序号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	B	Nb	Als	其余
1	0.27	0.35	0.79	0.006	0.003	1.19	0.20	0.20	0.10	0.0009	0.060	0.047	见注
2	0.29	0.28	0.89	0.008	0.001	1.11	0.29	0.16	0.25	0.0015	0.027	0.039	见注
3	0.25	0.25	0.71	0.013	0.009	1.15	0.24	0.28	0.20	0.0029	0.045	0.022	见注
4	0.31	0.15	0.61	0.010	0.006	1.02	0.35	0.30	0.28	0.0047	0.016	0.011	见注

注：其余为铁和残余的微量杂质。

表 2 高速列车车轴热处理后性能指标

序号	屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A/\%$	断面收缩率 $Z/\%$	-40℃纵向冲击功 KV_2/J (深度 2mm V 型缺口)
1	621	778	20	66	241
2	589	736	23	72	187
3	617	755	21	70	211
4	603	743	22	71	194

续表 2 高速列车车轴热处理后性能指标

序号	表面光滑试样的 疲劳极限 R_{-1}/MPa	表面带有缺口试样的 疲劳极限 $R_{-1\sigma}/\text{MPa}$	$R_{-1}/R_{-1\sigma}$	晶粒度/ 级	组织
1	388	320	1.21	8.5	回火索氏体+贝氏体
2	371	313	1.19	8.5	回火索氏体+贝氏体
3	379	304	1.25	9.0	回火索氏体+贝氏体
4	374	309	1.21	9.0	回火索氏体+贝氏体