



# (12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 116043114 B

(45) 授权公告日 2024.04.12

(21) 申请号 202310045633.3

G22C 38/42 (2006.01)

(22) 申请日 2023.01.30

G22C 38/48 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

G22C 38/50 (2006.01)

申请公布号 CN 116043114 A

G22C 38/46 (2006.01)

(43) 申请公布日 2023.05.02

G22C 38/06 (2006.01)

(73) 专利权人 马鞍山钢铁股份有限公司

G21D 1/28 (2006.01)

地址 243041 安徽省马鞍山市雨山区九华西路8号

G21D 1/18 (2006.01)

G21D 6/00 (2006.01)

(72) 发明人 陈世杰 汪开忠 胡芳忠 杨志强

G22C 33/04 (2006.01)

杨少朋 陈恩鑫 庄振 金国忠

G21D 8/00 (2006.01)

景宏亮 王自敏

G21D 9/00 (2006.01)

(74) 专利代理机构 芜湖安汇知识产权代理有限公司 34107

### (56) 对比文件

专利代理师 尹婷婷

CN 102953008 A, 2013.03.06

CN 103510024 A, 2014.01.15

(51) Int. Cl.

CN 106967929 A, 2017.07.21

G22C 38/02 (2006.01)

JP 2009149922 A, 2009.07.09

G22C 38/04 (2006.01)

JP 2017128795 A, 2017.07.27

G22C 38/44 (2006.01)

JP 2020059881 A, 2020.04.16

审查员 刘彪

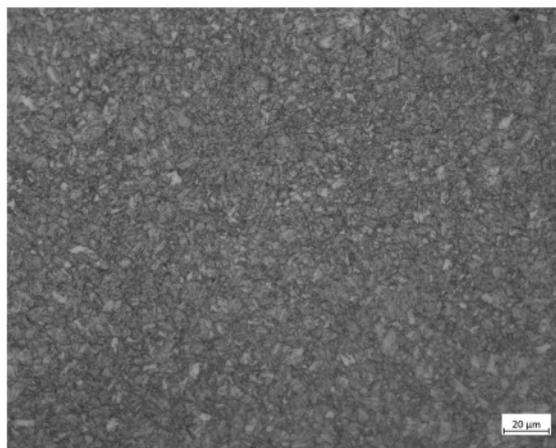
权利要求书1页 说明书8页 附图1页

### (54) 发明名称

一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢及其热处理方法和生产方法

### (57) 摘要

本发明公开了一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢及其热处理方法和生产方法,所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢含有:C、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、Cu、Nb、W、Ti、V、Al元素,通过对各化学成分的含量、部分化学成分之间的关系式数值进行控制,得到了常温力学性能为抗拉强度 $\geq 1200\text{MPa}$ 、屈服强度 $\geq 1100\text{MPa}$ 、 $A \geq 17\%$ 、 $Z \geq 65\%$ 、 $20^\circ\text{CKV}_2 \geq 150\text{J}$ 、 $700^\circ\text{C}$ 下抗拉强度 $\geq 600\text{MPa}$ ,同时具有优异的冷热疲劳性能的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,其经 $800^\circ\text{C} \sim 20^\circ\text{C}$ 冷热循环1000次后无裂纹产生。



1. 一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,其特征在于,按重量百分比含有:C 0.18%~0.25%、Si 0.15%~0.40%、Mn 0.40%~0.80%、Cr 0.90%~1.30%、Mo 0.90%~1.20%、Ni 0.50%~0.70%、Cu 0.20%~0.50%、Nb 0.010%~0.040%、W: 0.30%~0.60%、Ti:0.040%~0.080%、V 0.25%~0.35%、Al

0.015%~0.040%、 $P \leq 0.015\%$ 、 $S \leq 0.010\%$ 、 $N \leq 0.0070\%$ 、 $T.O \leq 0.0015\%$ ,其余为Fe和其它不可避免的杂质;

其中,

$36.5 \leq \lambda_{700^\circ\text{C}} = 32.65 + 0.25W - 2.2V + 0.64Mo + 0.35Cr + 17Cu - 1.08Ni - 1.66Mn - 3.67Si + 4.52C \leq 38.5$ ;

$14 \leq X = 6C + 4Cr + 3.6Mo + 2.8Ni + 3.2W + 24Nb + 28Ti + 3.5V \leq 18$ ;

所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的抗拉强度 $\geq 1200\text{MPa}$ 、屈服强度 $\geq 1100\text{MPa}$ , $800^\circ\text{C} \sim 20^\circ\text{C}$ 冷热循环1000次后无裂纹产生。

2. 根据权利要求1所述的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,其特征在于,所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的金相组织为回火索氏体。

3. 根据权利要求1所述的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,其特征在于,所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的 $A \geq 17\%$ , $Z \geq 65\%$ ,

$20^\circ\text{CKV}_2 \geq 150\text{J}$ , $700^\circ\text{C}$ 下抗拉强度 $\geq 600\text{MPa}$ 。

4. 如权利要求1-3任意一项所述的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的热处理方法,其特征在于,所述热处理方法包括以下步骤:

(1) 正火:将制动盘加热至 $910 \sim 1000^\circ\text{C}$ ,保温,而后空冷;

(2) 淬火:将制动盘加热至 $870 \sim 950^\circ\text{C}$ ,保温,而后水冷;

(3) 回火:将制动盘加热至 $580 \sim 660^\circ\text{C}$ ,保温,而后空冷。

5. 根据权利要求4所述的热处理方法,其特征在于,所述正火工艺中,加热速度为 $100 \sim 160^\circ\text{C}/\text{h}$ ,保温时间 $t$ 由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t = 1.5 \sim 2.5\delta$ , $t$ 单位为 $\text{min}$ , $\delta$ 单位为 $\text{mm}$ 。

6. 根据权利要求4所述的热处理方法,其特征在于,所述淬火工艺中,加热速度为 $100 \sim 160^\circ\text{C}/\text{h}$ ,保温时间 $t$ 由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t = 1.0 \sim 1.2\delta$ , $t$ 单位为 $\text{min}$ , $\delta$ 单位为 $\text{mm}$ 。

7. 根据权利要求4所述的热处理方法,其特征在于,所述回火工艺中,加热速度为 $50 \sim 110^\circ\text{C}/\text{h}$ ,保温时间 $t$ 由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t = 2.0 \sim 4.0\delta$ , $t$ 单位为 $\text{min}$ , $\delta$ 单位为 $\text{mm}$ 。

8. 如权利要求1-3任意一项所述的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的生产方法,其特征在于,所述生产方法包括以下步骤:电弧炉或转炉冶炼 $\rightarrow$ LF炉精炼 $\rightarrow$ RH或VD真空脱气 $\rightarrow$ 连铸 $\rightarrow$ 铸坯加热炉加热 $\rightarrow$ 制动盘用圆钢轧制 $\rightarrow$ 制动盘毛坯锻造 $\rightarrow$ 热处理 $\rightarrow$ 机加工 $\rightarrow$ 探伤 $\rightarrow$ 包装入库。

9. 根据权利要求8所述的生产方法,其特征在于,所述热处理工艺中,采用如权利要求4-7任意一项所述的热处理方法进行。

## 一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢及其热处理方法和生产方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于制动盘用合金锻钢领域,具体涉及一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢及其热处理方法和生产方法。

### 背景技术

[0002] 近年来,世界高速铁路发展迅猛,高速化程度越来越高。随着列车速度的提高,对制动装置及制动材料提出了更高的要求。对于高速列车,要在短时间内通过基础制动元件耗散制动所产生的巨大能量,是一个突出的关键问题。制动盘是基础制动装置中的核心组件,发挥着重要作用,制动过程中产生的巨大的热负荷、热冲击和热循环会导致盘体制动效能降低、高温磨损和热疲劳失效等现象,这就要求制动盘用钢不仅要有优异的常温性能,还需兼备良好的高温性能、导热性能和冷热疲劳性能。

[0003] 高铁制动盘作为保障高铁安全运行的重要部件,目前世界上高铁制动盘常用材料有AISI 4330、28CrMoV5-08、15CDV6等,这些材料能够满足时速350公里及以下列车的要求,对于更高时速的列车已不能适用。随着轨道交通事业的高速发展,沿海高铁建设的迅猛导致对高速列车制动盘用钢提出了更高要求,急需开发具有优良常温、高温性能及热疲劳性能的制动盘材料。

[0004] 目前大多数高速列车使用的是铸钢或锻钢制动盘,而复合材料制动盘尚处于研发阶段,无法实现大范围推广应用。而铸钢制动盘由于合金元素加入较多,成本较高。我国目前已公开的相关专利主要涉及高速列车制动盘材料常温力学性能,鲜有专利涉及制动盘材料高温性能和抗冷热疲劳性能且普遍存在提高制动盘材料高温力学性能的同时难以兼顾其韧性。研制出综合力学性能和抗疲劳性能优良的高速列车制动盘材料对提高制动盘服役性能和服役寿命,实现高速列车制动盘国产化,保障列车运行安全具有重要意义。

[0005] 中国专利CN105779893B公开了一种用于高速列车制动盘的合金铸钢及由该合金铸钢制造的高速列车制动盘,其特征按重量百分比计,C 0.18%~0.26%;Si 0.30%~0.50%;Mn 0.68%~1.40%;P≤0.025%;S≤0.013%;Cr 1.10%~1.82%;Ni 0.90%~1.50%;Mo 0.65%~1.02%;V 0.22%~0.34%;其他组分的含量总和≤0.30%,其中W小于0.1%;Fe为余量;在900℃~980℃保温3.5~5h进行正火,在900℃~980℃保温3.5~5h后水淬,580~650℃保温3.5~5h回火,该合金铸钢经热处理后所达到的力学性能指标如下:抗拉强度≥1050MPa;屈服强度≥935MPa;延伸率≥14%;断面收缩率≥35%。该合金铸钢经600次600℃~20℃冷热疲劳试验,V型缺口裂纹长度约0.31mm,本发明不足之处在于强度、韧性及冷热疲劳性能均无法满足时速400公里高铁制动盘的要求。

[0006] 中国专利CN111360198B公开了一种高韧抗冷热疲劳高速列车制动盘用铸钢及制备方法,其特征按重量百分比计,化学成分配比为C:0.20~0.40%,Si:0.30~0.70%,Mn:0.50~2.00%,P≤0.015%,S≤0.010%,Cr:0.50~2.00%,Ni:0.50~2.00%,Mo:0.40~1.80%,Nb:0.010~0.030%,V:0.01~0.30%,N≤0.015%,O≤0.010%,其余为Fe和残

存微量杂质;Mn+Cr+Ni总含量为2.00~6.00%,Mo+V总含量为0.71~1.35%。所述铸钢材料室温力学性能:屈服强度 $\geq 1000\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 1100\text{MPa}$ ,断后伸长率 $\geq 12.0\%$ ,室温冲击吸收功( $KV_2$ ) $\geq 50\text{J}$ ;600℃高温力学性能:屈服强度 $\geq 500\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 550\text{MPa}$ 。不足之处是钢材常温力学性能以及高温性能均不足以满足时速400公里高铁制动盘的要求。

[0007] 中国专利CN107760992A公开了一种含钨高速列车制动盘用钢,其特征在于化学成分百分比为C:0.20~0.30%,Si:0.20~0.40%,Mn:0.20~0.40%, $P\leq 0.010\%$ , $S\leq 0.005\%$ ,Cr:0.90~1.50%, $Ni\leq 0.20\%$ ,Mo:0.40~0.90%, $Al\leq 0.025\%$ ,V:0.70~1.00%,W:0.70~1.20%, $Cu\leq 0.20\%$ , $N\leq 0.0050$ ,其余为Fe和残存微量杂质,所述材料具有优异的高温性能,500℃抗拉强度 $\geq 1000\text{MPa}$ ,600℃抗拉强度 $\geq 900\text{MPa}$ ,不足之处在于未对材料韧性以及600℃以上高温性能进行表征,且热处理温度整体偏高,淬回火温度区间较窄,不利于工业化大生产。

[0008] 目前我国高铁制动盘用钢的研究虽然有一定的积累,但目前仅能满足时速350公里级及以下列车的要求,对于时速400公里级及以上的高速列车制动盘的研究几乎空白。随着高铁提速,急需开发出具有高强韧性、高温性能良好、热疲劳性能优良的高铁制动盘用钢。

## 发明内容

[0009] 本发明的目的在于提供一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢及其热处理方法和生产方法,通过对各化学成分的含量、部分化学成分之间的关系式数值进行控制,得到了常温力学性能为抗拉强度 $\geq 1200\text{MPa}$ 、屈服强度 $\geq 1100\text{MPa}$ 、 $A\geq 17\%$ 、 $Z\geq 65\%$ 、20℃ $KV_2\geq 150\text{J}$ 、700℃下抗拉强度 $\geq 600\text{MPa}$ ,同时具有优异的冷热疲劳性能的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,其经800℃~20℃冷热循环1000次后无裂纹产生。

[0010] 为实现上述目的,本发明采取的技术方案如下:

[0011] 一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,按重量百分比含有:C0.18%~0.25%、Si 0.15%~0.40%、Mn 0.40%~0.80%、Cr 0.90%~1.30%、Mo0.90%~1.20%、Ni 0.50%~0.70%、Cu 0.20%~0.50%、Nb 0.010%~0.040%、W:0.30%~0.60%、Ti:0.040%~0.080%、V 0.25%~0.35%、Al 0.015%~0.040%、 $P\leq 0.015\%$ 、 $S\leq 0.010\%$ 、 $N\leq 0.0070\%$ 、 $T.O\leq 0.0015\%$ ,其余为Fe和其它不可避免的杂质;

[0012] 其中,

[0013]  $36.5\leq\lambda_{700^\circ\text{C}}=32.65+0.25W-2.2V+0.64Mo+0.35Cr+17Cu-1.08Ni-1.66Mn-3.67Si+4.52C\leq 38.5$ ;

[0014]  $14\leq X=6\%C+4\%Cr+3.6\%Mo+2.8\%Ni+3.2\%W+24\%Nb+28\%Ti+3.5\%V\leq 18$ 。

[0015] 所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的金相组织为回火索氏体。

[0016] 所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的抗拉强度 $\geq 1200\text{MPa}$ 、屈服强度 $\geq 1100\text{MPa}$ 、 $A\geq 17\%$ 、 $Z\geq 65\%$ 、20℃ $KV_2\geq 150\text{J}$ 、700℃下抗拉强度 $\geq 600\text{MPa}$ ;800℃~20℃冷热循环1000次后无裂纹产生。

[0017] 所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的热处理方法,包括以下步骤:

[0018] (1)正火:将制动盘加热至910~1000℃,保温,而后空冷;通过上述正火处理,以保证制动盘用钢中合金元素充分均匀的溶解,为后续调质处理做准备;

[0019] (2) 淬火:将制动盘加热至870~950℃,保温,而后水冷,以保证钢中奥氏体晶粒尺寸适中;

[0020] (3) 回火:将制动盘加热至580~660℃,保温,而后空冷,通过回火消除组织内应力,使钢中碳化物充分析出,并保证碳化物尺寸适中,既能保证制动盘用钢具有优良的强韧性匹配,同时提高钢在急冷急热过程中组织稳定性,提高钢的高温性能。

[0021] 所述正火工艺中,加热速度为100~160℃/h,保温时间t由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t=1.5\sim 2.5\delta$ ,t单位为min, $\delta$ 单位为mm。

[0022] 所述淬火工艺中,加热速度为100~160℃/h,保温时间t由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t=1.0\sim 1.2\delta$ ,t单位为min, $\delta$ 单位为mm。

[0023] 所述回火工艺中,加热速度为50~110℃/h,保温时间t由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t=2.0\sim 4.0\delta$ ,t单位为min, $\delta$ 单位为mm。

[0024] 所述的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的生产方法,包括以下步骤: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→制动盘用圆钢轧制→制动盘毛坯锻造→热处理→机加工→探伤→包装入库,其中所述热处理工艺采用本发明所述的热处理方法进行。

[0025] 本发明提供的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的成分中,各成分控制及作用如下:

[0026] C:C是钢中最低廉的强化元素,每提高0.1%的固溶C,可使强度提高约450MPa,C与钢中的合金元素形成析出相,起到析出强化作用。C能够显著提高淬透性,但随着C含量增大,塑性和韧性降低,故C含量控制在0.18%~0.25%。

[0027] Si:Si是钢中有效的固溶强化元素,提高钢的强硬度,Si在炼钢时能够起到脱氧作用,是常用的脱氧剂。但Si易偏聚在奥氏体晶界,降低晶界结合力,引发脆性。另外Si易引起钢中元素偏析。因此,Si含量控制在0.15%~0.40%。

[0028] Mn:Mn能够起到固溶强化作用,固溶强化能力弱于Si,Mn是奥氏体稳定化元素能显著提高钢的淬透性,还能够减少钢的脱碳,Mn与S结合能够防止S引起的热脆性。但过量的Mn会降低钢的塑性,同时易导致反复加热冷却过程中产生奥氏体-马氏体转变,导致热膨胀系数、导热系数激变,降低制动盘冷热疲劳性能。所以,Mn含量控制在0.40%~0.80%。

[0029] Cr:Cr是碳化物形成元素,Cr能够使钢的淬透性、强度和耐磨性均提高,同时可以提高钢的高温性能和抗疲劳性能,是耐热钢的重要合金元素,但Cr易引起回火脆性,Cr含量过高时将增加再热裂纹敏感性。应将Cr含量控制在0.90%~1.30%。

[0030] Mo:Mo主要是提高钢的淬透性和热强性能,在高温时保持足够的强度和抗蠕变能力,固溶于基体的Mo能够使钢的组织在回火过程中保持较高的稳定性,且能有效降低P、S和As等杂质元素在晶界处偏聚,从而提高钢的韧性,降低回火脆性。Mo能够通过固溶强化和沉淀强化的共同作用提高钢的强度,也能通过改变碳化物的析出来改变钢的韧性。Mo控制在0.90%~1.20%。

[0031] Ni:Ni能与Fe生成无限互溶的固溶体,是奥氏体稳定化元素,具有扩大相区的作用,增加过冷奥氏体的稳定性,使C曲线右移,提高钢的淬透性。Ni能够细化马氏体板条宽度,提高强度。Ni是显著降低钢的韧脆转变温度,提高低温韧性。随着镍含量的增加,钢的常温强度和高温强度增加,而对塑性和韧性影响不大,但Ni元素是贵金属元素,过量加入导致

成本过高。将Ni含量控制在0.50%~0.70%。

[0032] Nb:Nb是强C、N化合物形成元素,Nb(C、N)细小弥散,且与基体保持共格关系,能够起到强化和细化组织的作用,基体的强化能够使疲劳裂纹萌生和扩展抗力增加,从而提高疲劳强度。Nb含量控制在0.010%~0.040%。

[0033] Ti:Ti是强碳化物形成元素,钢中加入适量的钛可显著细化组织晶粒,提高强度和韧性,尤其对提高冲击韧性贡献较为明显。将Ti含量控制在0.040%~0.080%。

[0034] V:V是广泛使用的微合金化元素,具有在加热时阻止奥氏体晶粒长大的作用。钒的加入可通过V(C、N)的沉淀和未溶V(C、N)粒子的晶界钉扎作用而阻止奥氏体晶粒的长大,从而提高钢的强韧性,但同时会降低钢的淬透性。有研究表明,当V含量在0.30%左右时对高温强度的提升作用最明显,因此V含量应控制在V:0.25%~0.35%。

[0035] Nb、Ti、V是最常用的微合金化元素,它们对晶界的钉扎作用依次降低。Nb、Ti、V等合金的加入,可形成碳氮化物,在钢的加热和冷却过程中通过溶解-析出行为对钢起到强化作用,此外微合金元素以置换溶质原子形式在钢铁中存在,容易在位错线上偏聚,对位错产生强烈的拖拽作用,最终对再结晶起到强烈的阻止作用。

[0036] Cu:Cu具有固溶强化作用,固溶强化程度与Mn相近。但Cu在钢中产生高裂纹敏感性,会降低制动盘冷热疲劳性能。Cu含量控制在0.20%~0.50%。

[0037] W:W是强碳化物形成元素,提高钢的高温强度和耐热性,W含量应控制在0.30~0.60%。

[0038] Al:Al是较强脱氧元素,与钢中N元素形成AlN析出相具有抑制晶粒长大作用,但过细晶粒会导致高温性能降低,Al含量应控制在0.015%~0.040%。

[0039] P和S:硫容易在钢中与锰形成MnS夹杂,使钢产生热脆;P是具有强烈偏析倾向的元素,增加钢的冷脆,降低塑性,对产品组织和性能的均匀性有害。控制 $P \leq 0.015\%$ ,  $S \leq 0.010\%$ 。

[0040] T.O和N:T.O在钢中形成氧化物夹杂,控制 $T.O \leq 0.0015\%$ ;含V、Al钢中过高N含量促进了碳VN、AlN在奥氏体的析出,细化奥氏体晶粒并降低钢的回火抗力,同时N还会降低钢的冷加工性能,控制 $N \leq 0.0070\%$ 。

[0041] 纯铁的导热系数随着温度的升高呈逐渐降低的趋势,钢中不同合金元素对导热系数的影响不同,为了保证钢在高温情况下依然具有良好的导热性能,避免高速紧急制动过程中制动产生的热量无法快速传导导致局部过热,发生疲劳失效,需对C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、V、W、Cu的配比进行限定,从而保证钢在高温时依然具有较高的导热系数。P、S等杂质元素对钢的导热系数有很大影响,但本发明中P、S含量极低,故其影响可忽略不计。C原子的增加使更多的强碳化物形成元素以及Mn等弱碳化物形成元素从钢的基体分配到碳化物中,从而减弱这些元素对导热系数的影响,因而C含量对导热系数的影响系数较高,为4.52。半导体元素Si和基体Fe外层电子结构的显著差异导致Si含量会显著降低钢的导热系数,故Si的系数为-3.67。碳化物形成元素对导热系数的影响弱于非碳化物形成元素,根据不同合金元素对导热系数的贡献程度不同,具有各自不同的贡献系数,从而得到700℃高温时钢材导热系数计算公式如下:

[0042]  $\lambda_{700^\circ\text{C}} = 32.65 + 0.25W - 2.2V + 0.64Mo + 0.35Cr + 17Cu - 1.08Ni - 1.66Mn - 3.67Si + 4.52C$ 。

[0043] 为保证钢在高温情况下(700℃)依然具有良好的导热性能,导热系数应符合36.5

$\leq \lambda_{700^{\circ}\text{C}} \leq 38.5$ 。

[0044] 其中,在计算时,直接采用元素百分含量的数值部分。

[0045] 为了保证钢具有较好的高温强度,C、Cr、Mo、Ni、W、Nb、Ti、V合金的加入量除满足成分范围要求外,根据各合金元素对高温强度的贡献程度,还应符合 $14 \leq X \leq 18$ ,其中 $X = 6C + 4Cr + 3.6Mo + 2.8Ni + 3.2W + 24Nb + 28Ti + 3.5V$ 。

[0046] 与现有技术相比,本发明提供的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢具有优秀的常温性能、高温性能和冷热疲劳性能,适用于制造时速400公里级及以上高铁制动盘

## 附图说明

[0047] 图1为实施例1中的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的金相组织。

## 具体实施方式

[0048] 本发明提供了一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢,按重量百分比含有:C 0.18%~0.25%、Si 0.15%~0.40%、Mn 0.40%~0.80%、Cr 0.90%~1.30%、Mo 0.90%~1.20%、Ni 0.50%~0.70%、Cu 0.20%~0.50%、Nb 0.010%~0.040%、W: 0.30%~0.60%、Ti:0.040%~0.080%、V 0.25%~0.35%、Al0.015%~0.040%、P $\leq$  0.015%、S $\leq$ 0.010%、N $\leq$ 0.0070%、T.0 $\leq$ 0.0015%,其余为Fe和其它不可避免的杂质;

[0049] 其中,

[0050]  $36.5 \leq \lambda_{700^{\circ}\text{C}} = 32.65 + 0.25W - 2.2V + 0.64Mo + 0.35Cr + 17Cu - 1.08Ni - 1.66Mn - 3.67Si + 4.52C \leq 38.5$ ;

[0051]  $14 \leq X = 6\%C + 4\%Cr + 3.6\%Mo + 2.8\%Ni + 3.2\%W + 24\%Nb + 28\%Ti + 3.5\%V \leq 18$ 。

[0052] 所述时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的热处理方法,包括以下步骤:

[0053] (1) 正火:将制动盘加热至910~1000℃,保温,而后空冷;通过上述正火处理,以保证制动盘用钢中合金元素充分均匀的溶解,为后续调质处理做准备;

[0054] (2) 淬火:将制动盘加热至870~950℃,保温,而后水冷,以保证钢中奥氏体晶粒尺寸适中;

[0055] (3) 回火:将制动盘加热至580~660℃,保温,而后空冷,通过回火消除组织内应力,使钢中碳化物充分析出,并保证碳化物尺寸适中,既能保证制动盘用钢具有优良的强韧性匹配,同时提高钢在急冷急热过程中组织稳定性,提高钢的高温性能。

[0056] 所述正火工艺中,加热速度为100~160℃/h,保温时间t由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t = 1.5 \sim 2.5\delta$ ,t单位为min, $\delta$ 单位为mm。

[0057] 所述淬火工艺中,加热速度为100~160℃/h,保温时间t由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t = 1.0 \sim 1.2\delta$ ,t单位为min, $\delta$ 单位为mm。

[0058] 所述回火工艺中,加热速度为50~110℃/h,保温时间t由制动盘厚度 $\delta$ 决定, $t = 2.0 \sim 4.0\delta$ ,t单位为min, $\delta$ 单位为mm。

[0059] 所述的时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢的生产方法包括以下步骤: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→制动盘用圆钢轧制→制动盘毛坯锻造→热处理→机加工→探伤→包装入库,其中所述热处理工艺采用本发明所述的热处理方法进行。

[0060] 下面结合实施例对本发明进行详细说明。

[0061] 各实施例及对比例中的高铁制动盘用合金锻钢的化学成分及重量百分比如表1所示。

[0062] 表1实施例及对比例化学成分 (wt %)

[0063]

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V
实施例 1	0.22	0.25	0.60	1.10	0.60	1.05	0.35	0.025	0.3
实施例 2	0.20	0.30	0.51	1.02	0.55	0.99	0.30	0.020	0.25
实施例 3	0.18	0.20	0.45	1.28	0.52	1.16	0.38	0.040	0.33
对比例 1	0.25	0.39	0.80	1.29	0.68	1.20	0.48	0.041	0.36
对比例 2	0.18	0.16	0.42	0.90	0.51	0.91	0.20	0.010	0.25
对比例 3	0.18	0.40	0.80	1.26	0.55	0.95	0.22	0.020	0.26
对比例 4	<u>0.16</u>	0.16	0.50	<u>0.80</u>	0.56	<u>0.70</u>	0.46	0.031	0.32
对比例 5	0.25	0.38	0.70	1.20	0.70	1.10	0.40	0.030	0.35
	Al	W	Ti	P	S	N	T.O	$\lambda_{700^{\circ}\text{C}}$	X

[0064]

实施例 1	0.025	0.45	0.060	0.010	0.008	0.0048	0.0012	37.5	16.0
实施例 2	0.021	0.30	0.050	0.012	0.005	0.0041	0.0014	36.6	14.1
实施例 3	0.038	0.55	0.071	0.010	0.008	0.0038	0.0013	38.5	17.7
对比例 1	0.042	0.61	0.085	0.011	0.007	0.0047	0.0010	<u>39.0</u>	<u>19.5</u>
对比例 2	0.015	0.30	0.042	0.011	0.009	0.0045	0.0012	<u>35.5</u>	<u>12.6</u>
对比例 3	0.021	0.32	0.048	0.009	0.007	0.0048	0.0013	<u>34.4</u>	14.8
对比例 4	0.036	<u>0.20</u>	0.076	0.010	0.008	0.0039	0.0014	<u>39.2</u>	12.9
对比例 5	0.035	0.50	0.079	0.009	0.009	0.0046	0.0013	37.7	18.0

[0065] 各实施例及对比例中的高铁制动盘用合金锻钢的生产工艺如下：

[0066] 电炉冶炼：出钢前定氧，出钢过程采用留钢操作，避免下渣；

[0067] LF炉：C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nb、V、W、Ti等元素调至目标值；

[0068] 真空脱气：纯脱气时间 $\geq 15$ 分钟，保证真空处理后[H]含量 $\leq 1.5$ ppm，避免钢中出现白点，引起氢脆现象；

[0069] 连铸：中包钢水目标温度控制在液相线温度以上 $10 \sim 40^{\circ}\text{C}$ ，连铸 $\phi 380\text{mm} \sim \phi 700\text{mm}$ 圆坯。

[0070] 轧制路线：圆坯加热 $\rightarrow$ 高压水除鳞 $\rightarrow$ 开坯 $\rightarrow$ 热轧圆钢 $\rightarrow$ 缓冷；其中，热轧时的轧制比 $\geq 3:1$ 。

[0071] 锻造路线：圆钢加热 $\rightarrow$ 制动盘毛坯锻造。

[0072] 制动盘加工路线：毛坯粗加工 $\rightarrow$ 正火+淬火+回火热处理 $\rightarrow$ 精加工 $\rightarrow$ 修磨 $\rightarrow$ 探伤 $\rightarrow$ 包装入库。

[0073] 其中，热处理工艺如表2所示。

[0074] 表2

[0075]	钢种	热处理工艺
	实施例 1	正火：910°C*2.5h 空冷，淬火：890°C*1.5h 水冷，回火：620°C*4h 空冷
	实施例 2	正火：1000°C*2.5h 空冷，淬火：950°C*1.5h 水冷，回火：660°C*4h 空冷
	实施例 3	正火：950°C*2.5h 空冷，淬火：930°C*1.5h 水冷，回火：640°C*4h 空冷
[0076]	对比例 1	正火：930°C*2.5h 空冷，淬火：910°C*1.5h 水冷，回火：580°C*4h 空冷
	对比例 2	正火：950°C*2.5h 空冷，淬火：930°C*1.5h 水冷，回火：640°C*4h 空冷
	对比例 3	正火：1000°C*2.5h 空冷，淬火：980°C*1.5h 水冷，回火：680°C*4h 空冷
	对比例 4	正火：1000°C*2.5h 空冷，淬火：950°C*1.5h 水冷，回火：660°C*4h 空冷
	对比例 5	正火：890°C*2.5h 空冷，淬火：860°C*1.5h 水冷，回火：580°C*4h 空冷

[0077] 各实施例及对比例中的高铁制动盘用合金锻钢的力学性能如表3所示。

[0078] 表3

钢种	厚度/mm	常温性能					高温性能 (700°C)
		R <sub>m</sub> /MPa	R <sub>p0.2</sub> /MPa	A/%	Z/%	20°CKV <sub>2</sub> /J	R <sub>m</sub> /MPa
实施例 1	80	1262	1200	19	66	150	660
实施例 2	80	1227	1144	20	69	181	608
[0079] 实施例 3	80	1218	1139	20	72	162	675
对比例 1	80	1126	1032	17	54	129	548
对比例 2	80	1096	987	20.5	71	138	517
对比例 3	80	977	902	21	72	212	488
对比例 4	80	1048	982	20	68	156	511

[0080]	对比例 5	80	1088	986	19	65	98	495
--------	-------	----	------	-----	----	----	----	-----

[0081] 模仿制动盘使用状况,将试样加热到800℃,保温一段时间后,快速放入20℃水中,反复加热冷却1000次后,在金相显微镜下,观察是否有裂纹产生。实施例和对比例的裂纹情况见表4。

[0082] 表4本发明实施例及对比例的冷热疲劳性能检测情况列表

[0083]	钢种	试验参数	检测情况
	实施例1	800℃~20℃冷热循环1000次	无裂纹
	实施例2	800℃~20℃冷热循环1000次	无裂纹
	实施例3	800℃~20℃冷热循环1000次	无裂纹
	对比例1	800℃~20℃冷热循环1000次	896次出现裂纹
	对比例2	800℃~20℃冷热循环1000次	835次出现裂纹
	对比例3	800℃~20℃冷热循环1000次	779次出现裂纹
	对比例4	800℃~20℃冷热循环1000次	814次出现裂纹
	对比例5	800℃~20℃冷热循环1000次	793次出现裂纹

[0084] 实施例1~3中的高铁制动盘用合金锻钢的化学成分组成、生产方法均得到适当控制,其化学成分保证了

[0085]  $36.5 \leq \lambda_{700^\circ\text{C}} = 32.65 + 0.25\text{W} - 2.2\text{V} + 0.64\text{Mo} + 0.35\text{Cr} + 17\text{Cu} - 1.08\text{Ni} - 1.66\text{Mn} - 3.67\text{Si} + 4.52\text{C} \leq 38.5$ ,

[0086]  $14 \leq X = 6\% \text{C} + 4\% \text{Cr} + 3.6\% \text{Mo} + 2.8\% \text{Ni} + 3.2\% \text{W} + 24\% \text{Nb} + 28\% \text{Ti} + 3.5\% \text{V} \leq 18$ ,钢的常温性能、高温性能和冷热疲劳性能均较好,完全可以满足时速400公里及以上高铁制动盘的使用要求。

[0087] 对比例1~4中的化学成分不合适,对比例3和5的热处理工艺不合适。对比例1中虽然各化学成分的含量均控制在了本申请的范围之内,但是由于 $\lambda_{700^\circ\text{C}}$ 和X均高于本发明限定的范围,导致材料常温强度偏低,使得最终高温性能也较低。对比例2中虽然各化学成分的含量均控制在了本申请的范围之内,但是由于 $\lambda_{700^\circ\text{C}}$ 和X均低于本发明限定的范围,使得材料常温强度、高温强度均无法满足要求。对比例3中虽然各化学成分的含量均控制在了本申请的范围之内,但是由于 $\lambda_{700^\circ\text{C}}$ 低于本发明限定的范围,且热处理工艺不合理,使材料的整体性能均不理想。对比例4虽然导热系数 $\lambda_{700^\circ\text{C}}$ 较高,但由于成分控制不合理,最终材料强度也无法满足要求。对比例5虽然化学成分合理,但热处理工艺不合理,强度和冷热疲劳性能也较差。

[0088] 上述参照实施例对一种时速400公里高铁制动盘用高韧性合金锻钢及其热处理方法和生产方法进行的详细描述,是说明性的而不是限定性的,可按照所限定范围列举出若干个实施例,因此在不脱离本发明总体构思下的变化和修改,应属本发明的保护范围之内。

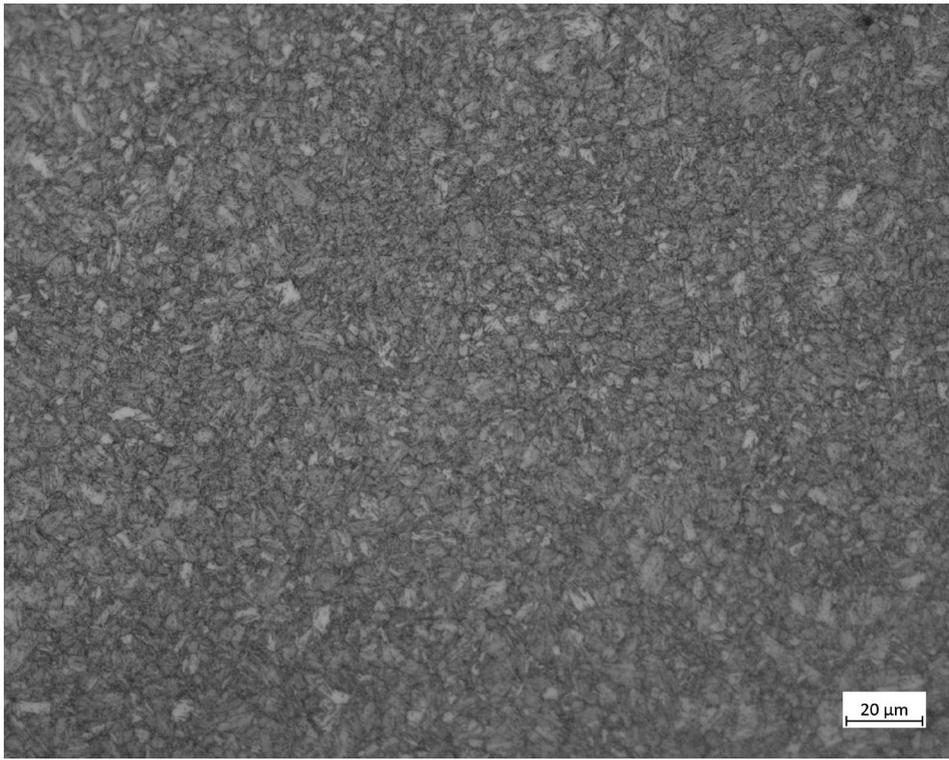


图1