



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 117794656 A

(43) 申请公布日 2024.03.29

(21) 申请号 202180101211.2

(51) Int. Cl.

(22) 申请日 2021.08.03

B21B 27/00 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2024.02.01

B21B 27/02 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/54 (2006.01)

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2021/028833 2021.08.03

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/012906 JA 2023.02.09

(71) 申请人 日本制铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 伊东诚司 高滨义久 平山佳步

广川博英 花折和也 濑罗知晓

(74) 专利代理机构 北京市中咨律师事务所

11247

专利代理师 刘航 段承恩

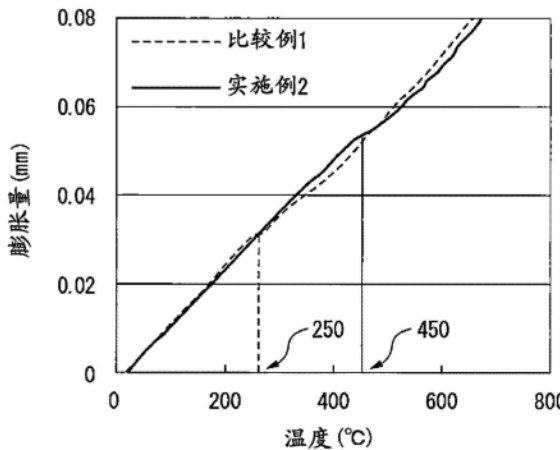
权利要求书1页 说明书15页 附图1页

(54) 发明名称

冷轧用锻钢辊

(57) 摘要

提供一种冷轧用锻钢辊,其在400°C下的维氏硬度Hv为400以上。



1. 一种冷轧用锻钢辊,在400℃下的维氏硬度Hv为400以上。
2. 根据权利要求1所述的冷轧用锻钢辊,化学组成以质量%计由
C:0.70~1.50%、
Si:0.40~1.50%、
Mn:0.20~1.50%、
P:0.030%以下、
S:0.0200%以下、
Al:0.050%以下、
N:0.0200%以下、
O:0.0050%以下、
Cr:2.80~8.00%、
Mo:0.30~3.00%、
Cu:0.100%以下、
B:0.0100%以下、
Ni:0~1.20%、
V:0~2.00%、
Nb:0~1.00%、以及

余量:Fe和杂质

构成,并且,满足下述式1,

$$4.50 \leq \text{Cr} + \text{Mo} + \text{V} + \text{Nb} \leq 14.00 \cdots \text{式1}$$

其中,向式1中的各元素符号代入各元素的以质量%计的含量,在不含元素的情况下代入0。

3. 根据权利要求2所述的冷轧用锻钢辊,所述化学组成以质量%计含有选自Ni:0.05~1.20%、V:0.10~2.00%和Nb:0.10~1.00%之中的1种以上。

4. 根据权利要求1~3的任一项所述的冷轧用锻钢辊,在升温过程中的收缩开始温度为300℃以上。

冷轧用锻钢辊

技术领域

[0001] 本发明涉及冷轧用锻钢辊。

背景技术

[0002] 作为冷轧用辊,一般使用锻钢等的铁系材料。在使用了这样的冷轧用锻钢辊的冷轧中,例如,有时由于长期的使用,辊表面的粗糙度逐渐降低,在轧制中在辊与被轧制材之间产生滑动(滑移:slip)而变得不能够轧制,或者,由于被供给到辊与钢板之间的润滑油的油膜起因于轧制条件等的变化而断裂等,辊与钢板直接接触而产生热粘。而且,由于滑动、热粘等通板事故而会对辊表面施加热冲击,有时起因于这样的热冲击而在辊表面产生裂纹(crack)。如果使该裂纹原样地存在,则裂纹在辊中逐渐地扩展。若裂纹扩展,则有时在辊的外表面产生剥离,这样的辊破损现象一般被称为剥落(spalling)。

[0003] 与此相关,为了防止剥落等的辊破损,当辊产生裂纹时,为了防止其后的裂纹的扩展,进行根据裂纹的深度磨削辊表面来除去该裂纹的工作。然而,若裂纹变深,则用于除去该裂纹的磨削量变多,因此存在辊单耗(kg/吨)(辊削减量(kg)/制品轧制量(吨))恶化的问题。因此,存在对于能够抑制或减少由热冲击导致的裂纹的产生的具有高的耐裂纹性的冷轧用辊、特别是冷轧用锻钢辊的需求。

[0004] 在专利文献1中记载了一种金属轧机用工作辊的制造方法,其特征在于,对于铸造含有C:0.7~1.0%、Si:0.15~1.5%、Mn:0.15~1.5%、Cr:3.0~6.0%、Mo:3.0~5.0%、V:1.2%以下的钢而得到的坯料,仅将表层部加热至相变点以上的温度,进行喷水淬火后,在-30℃以下的温度进行冷处理,进而在180℃以上的温度进行回火。在专利文献1中记载了:根据上述的制造方法,在使表面硬度与以往辊同样的情况下,需要将回火温度提高40℃以上,因此具有显著提高对于由轧制事故时的热冲击导致的裂纹的抗性的效果。

[0005] 在专利文献2中记载了一种高韧性轧制用辊,其特征在于,以重量百分比计,含有C:0.45~0.95%、Mn:1.0%以下、Cr:4.5~6.0%、Mo:0.3~0.7%、Ni:0.6~2.0%,余量由Fe和不可避免的杂质构成,并且,将作为不可避免的杂质的Si含量抑制为小于0.1%。在专利文献2中记载了:在以以往的Cr-Mo钢为基础的辊材中,通过将Si含量作为不可避免的杂质抑制为0.1%以下、且含有0.6~2.0%的Ni,能够得到确保与以往辊相同的硬度水平、即不损害耐磨损性、耐剥落性和耐热冲击裂纹性、且具有高韧性的轧制用辊材。

[0006] 在专利文献3中记载了一种锻钢制冷轧用工作辊材,其特征在于,含有C:0.90~1.10wt%、Si:0.5~1.0wt%、Mn:0.1~1.0wt%、Cr:4.0~6.0wt%、Mo:3.0~6.0wt%、V:0.5~2.0wt%、和Co:1.0~3.0wt%,余量由Fe和不可避免的杂质构成。在专利文献3中记载了:根据上述的构成,能够得到兼备以往难以兼顾的耐磨损性和耐热冲击性的冷轧用工作辊材。

[0007] 在专利文献4中记载了一种轧制用淬火辊,其特征在于,以重量%计,包含C:0.7~1.4%、Si:0.8~2.5%、Mn:0.8~2.5%、Ni:0.5~2.5%、Cr:2.5~6.5%、Mo:2.5~8.5%、W:0.3~3.0%、V:0.5~4.5%,余量由Fe和不可避免的杂质构成,该淬火辊包含15%~40%

的基于冷处理后回火的残余奥氏体量。在专利文献4中记载了:通过使残余奥氏体以15%~40%的范围的量残留,韧性提高,在裂纹产生后能防止裂纹的扩展。

[0008] 在专利文献5中记载了一种锻钢制冷轧辊,其特征在于,以质量%计,含有C:0.6~1.2%、Si:0.4~0.8%、Mn:0.4~1.0%、Ni:0.4~1.0%、Cr:3.0~6.0%、Mo:0.2~0.5%,余量由Fe和不可避免的杂质构成,分散在距离辊表面为50mm以内的辊表层部的金属组织中的碳化物的平均粒径为1 μ m以下,并且,分散的碳化物的面积分率为5~30%。在专利文献5中记载了:根据上述的锻钢制冷轧辊,即使并没有使用高价格的微合金等的元素或采用特殊的制法,也能够确保优异的韧性,即使在高负荷环境中,在轧制时也不会产生裂纹。

[0009] 在先技术文献

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献1:日本特开平2-185928号公报

[0012] 专利文献2:日本特开平1-234548号公报

[0013] 专利文献3:日本特开平5-086439号公报

[0014] 专利文献4:日本特开平5-132738号公报

[0015] 专利文献5:日本特开2010-242166号公报

发明内容

[0016] 以往,尚未弄清由热冲击导致的冷轧用辊的裂纹产生机理。本发明人认为,作为一种可能性,辊表面的裂纹如以下那样产生。首先,由于热冲击,辊表面的温度瞬间地上升,在其温度超过某个值时,发生显微组织的回火。伴随着该显微组织的回火,在辊表面发生材料的收缩。接着,因发生材料的收缩而在辊表面产生拉伸应力,起因于这样的拉伸应力而在该辊表面产生裂纹。

[0017] 从上述观点出发,为了抑制或减少由热冲击导致的辊表面的裂纹的产生,作为有效的解决对策想到:使在该热冲击时的高温下的辊材料的硬度提高,来提高针对伴随着在这样的高温下的材料收缩而产生的辊表面的拉伸应力的耐久性。在上述的专利文献1~5中,虽然对于辊材料的化学组成、制造方法进行了研究,但是对于抑制或减少由热冲击导致的裂纹的产生,并未从使在高温下的辊材料的硬度提高的观点出发来进行研究。

[0018] 本发明是鉴于上述情况而完成的,其目的在于提供能够减少由热冲击导致的裂纹的产生的、改善了耐裂纹性的冷轧用锻钢辊。

[0019] 实现上述目的的本发明如下所述。

[0020] (1) 一种冷轧用锻钢辊,在400℃下的维氏硬度Hv为400以上。

[0021] (2) 根据上述(1)所述的冷轧用锻钢辊,化学组成以质量%计由

[0022] C:0.70~1.50%、

[0023] Si:0.40~1.50%、

[0024] Mn:0.20~1.50%、

[0025] P:0.030%以下、

[0026] S:0.0200%以下、

[0027] Al:0.050%以下、

[0028] N:0.0200%以下、

- [0029] 0:0.0050%以下、
- [0030] Cr:2.80~8.00%、
- [0031] Mo:0.30~3.00%、
- [0032] Cu:0.100%以下、
- [0033] B:0.0100%以下、
- [0034] Ni:0~1.20%、
- [0035] V:0~2.00%、
- [0036] Nb:0~1.00%、以及
- [0037] 余量:Fe和杂质
- [0038] 构成,并且,满足下述式1,
- [0039] $4.50 \leq Cr+Mo+V+Nb \leq 14.00$ ···式1
- [0040] 在此,向式1中的各元素符号代入各元素的含量(质量%),在不含元素的情况下代入0。
- [0041] (3)根据上述(2)所述的冷轧用锻钢辊,所述化学组成以质量%计含有选自Ni:0.05~1.20%、V:0.10~2.00%和Nb:0.10~1.00%之中的1种以上。
- [0042] (4)根据上述(1)~(3)的任一项所述的冷轧用锻钢辊,在升温过程中的收缩开始温度为300℃以上。
- [0043] 根据本发明,通过使用由在400℃下的维氏硬度Hv为400以上的锻钢制造的辊作为冷轧用辊,能够显著地抑制或减少辊表面的裂纹的产生。即,能够显著提高冷轧用辊的耐裂纹性。通过使用这样的冷轧用锻钢辊,即使是在冷轧时由于滑动、热粘等的通板事故而导致对辊施加了热冲击的情况下,也能够使起因于该热冲击而产生的裂纹较浅。因此,能够减小用于除去该裂纹的辊磨削量,因此能够显著改善辊单耗。

附图说明

- [0044] 图1是表示用于说明本发明涉及的收缩开始温度的、使用了Formastor试验机(热膨胀测试仪)的升温过程中的辊材料的热膨胀曲线的图。
- [0045] 图2是示意性地表示使用了落重式摩擦热冲击试验机的、针对实施例和比较例的各试验材料的热冲击试验的简图。

具体实施方式

- [0046] <冷轧用锻钢辊>
- [0047] 本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊,在400℃下的维氏硬度Hv为400以上。
- [0048] 在使用了锻钢辊的冷轧中,有时由于在轧制中在辊与被轧制材之间产生的滑动、热粘等的通板事故而对辊表面施加热冲击,起因于此而在辊表面产生裂纹(crack)。若该裂纹扩展,则有时在辊的外表面产生被称为剥落的剥离。
- [0049] 本发明人作为针对由热冲击导致的在辊表面的裂纹的产生的耐久性的指标着眼于在高温下的辊材料的硬度,对于该辊材料的硬度与裂纹的产生之间的相关关系进行了调查。其结果,本发明人发现:通过将由在400℃下的维氏硬度Hv(以下,也简称为“高温硬度”)为400以上的锻钢制造的辊作为冷轧用辊使用,能够显著地抑制或减少辊表面的裂纹的产

生,即能够显著地提高冷轧用辊的耐裂纹性。通过使用这样的冷轧用锻钢辊,即使是在冷轧时由于滑动、热粘等的通板事故而对辊施加了热冲击的情况,也能够使起因于该热冲击而产生的裂纹较浅。与此相关,能够减小用于除去该裂纹的辊磨削量,因此能够显著改善辊单耗。

[0050] [在400℃下的维氏硬度Hv(高温硬度)]

[0051] 本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊,在400℃下的维氏硬度Hv为400以上。一般地,随着温度变高,辊材料的硬度降低。与此相关,本发明人发现:以往的冷轧用锻钢辊在400℃附近的高温下硬度急剧地降低。而且,本发明人发现:通过使化学组成适当、并且对制造方法进行深入研究,即使在这样的高温下也能够将冷轧用锻钢辊的维氏硬度Hv维持在400以上的高水平。根据本发明的实施方式,通过将冷轧用锻钢辊的在400℃下的维氏硬度Hv控制在这样的范围,能够针对在热冲击时的高温下在辊表面产生的拉伸应力得到高的耐久性,作为结果,能够显著地抑制或减少由该热冲击导致的辊表面的裂纹的产生。

[0052] 冷轧用锻钢辊的在400℃下的维氏硬度Hv越高,针对辊表面的拉伸应力的耐久性就越高。在400℃下的维氏硬度Hv优选为410以上,更优选为420以上,进一步更优选为430以上,最优选为435以上或440以上。在400℃下的维氏硬度Hv的上限没有特别限定,但即使过度地提高高温硬度,抑制或减少裂纹的产生的效果也饱和,另一方面,有时招致韧性的降低。因此,在400℃下的维氏硬度Hv优选设为700以下,可以为600以下、550以下或500以下。

[0053] 在此,所谓“400℃”是指辊表面的温度。“维氏硬度Hv”是指从辊的辊身部的表面起直到10mm深度为止的区域的维氏硬度。在本实施方式中,“在400℃下的维氏硬度Hv”通过对于从冷轧用锻钢辊的表面制取的试验材料,使用高温维氏硬度计测定从室温升温至400℃并保持了5分钟时的硬度来确定。测定是采用依据了JIS Z 2252:1991的方法来实施。更具体而言,对试验材料以及压头进行加热,在尺寸为5mm×5mm×10mm的试验材料中,对5mm×10mm的测定面附加300gf载荷,来测定5个点的维氏硬度,将它们的平均值确定为在400℃下的维氏硬度Hv。更优选的是,在辊的有效直径区域中,在400℃下的维氏硬度Hv为400以上。有效直径区域是指从表面起直到能够轧制使用的最小直径(报废直径)为止的区域。

[0054] [收缩开始温度]

[0055] 如前面所述,为了抑制或减少由热冲击导致的辊表面的裂纹的产生,作为一个有效的解决对策,想到提高针对伴随着在高温下的材料收缩而产生的辊表面的拉伸应力的耐久性。本发明人除此之外还着眼于抑制或减少在高温下的辊表面的材料收缩本身、以及与这样的材料收缩相伴的拉伸应力的产生本身来进一步进行了研究。更具体而言,本发明人对于在辊材料中这样的收缩开始的温度(以下,简称为“收缩开始温度”)与裂纹的产生之间的相关关系进行了调查。其结果,本发明人发现:通过将由在400℃下的维氏硬度Hv为400以上、而且在升温过程中的收缩开始温度为300℃以上的锻钢制造的辊作为冷轧用辊使用,能够进一步更显著地抑制或减少辊表面的裂纹的产生,即能够进一步更显著地提高冷轧用辊的耐裂纹性。

[0056] 在本实施方式中,所谓“收缩开始温度”是指:使用Formastor试验机测定在升温过程中的辊材料的膨胀量,基于其测定结果而得到的热膨胀曲线中的在低温侧的拐点(开始收缩的时间点)的温度。

[0057] 图1是表示用于说明本实施方式涉及的收缩开始温度的使用了Formastor试验机

的升温过程中的辊材料的热膨胀曲线的图。图1中的实线表示从在后面说明的实施例3涉及的辊材料制取的试验材料的热膨胀曲线。图1中的虚线表示从在后面说明的比较例1涉及的辊材料制取的试验材料的热膨胀曲线。参照图1,比较例1的试验材料,在从室温升温时,在250℃下膨胀量变化的斜率暂时减少了。

[0058] 另一方面,实施例3的试验材料,在同样地升温时,在比较低的温度下,如果将被认为是测定误差的微小的变动除外,则膨胀量变化的斜率没有特别地减少,升温至450℃的高温,膨胀量变化的斜率才暂时减少。这样的膨胀量变化的斜率的减少暗示了:起因于在升温过程中试验材料的微观组织被回火,材料的收缩开始了。在本实施方式中,这些温度分别作为关于比较例1和实施例3的试验材料的收缩开始温度而被定义。再者,参照图1看到,在关于各试验材料的热膨胀曲线中,暂时减少了的膨胀量变化的斜率在比收缩开始温度高的温度侧转变为增加。认为这些温度暗示了起因于微观组织的回火的收缩结束了。

[0059] 本发明的优选的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊,如上述那样,收缩开始温度为300℃以上。例如,在图1的实施例3中,收缩开始温度为450℃,非常高。因此,即便由于滑动、热粘等的通板事故而对辊表面施加热冲击,温度瞬间地上升,也不会在该辊表面发生材料的收缩或者能够大幅降低其收缩量。根据本发明的优选的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊,与以往的材料比较,能够抑制或减少与辊表面的材料的收缩相伴的拉伸应力的产生本身,因此能够显著地抑制或减少起因于这样的拉伸应力的辊表面的裂纹的产生。

[0060] 从抑制或减少裂纹的产生的观点出发,收缩开始温度越高越优选。收缩开始温度可以为350℃以上、400℃以上、450℃以上、500℃以上、600℃以上、650℃以上、670℃以上、700℃以上、750℃以上、800℃以上或850℃以上。然而,若收缩开始温度变得过高,则虽然能抑制或减少起因于热冲击的裂纹的产生,但是有时辊的韧性降低。因此,例如,收缩开始温度优选设为950℃以下。

[0061] [冷轧用锻钢辊的优选的化学组成]

[0062] 本实施方式的冷轧用锻钢辊,在400℃下具有400以上的维氏硬度Hv,优选除此之外还具有300℃以上的收缩开始温度。因此,该冷轧用锻钢辊的化学组成,可以是能够在400℃下实现400以上的维氏硬度Hv(优选除此之外还能够实现300℃以上的收缩开始温度)的任意的化学组成,并没有特别限定。更详细而言,本实施方式如上述那样,其目的是提供能够减少由热冲击导致的裂纹的产生的改善了耐裂纹性的冷轧用锻钢辊,通过使冷轧用锻钢辊的在400℃下的维氏硬度Hv为400以上(进一步优选使冷轧用锻钢辊的收缩开始温度为300℃以上)来实现该目的。因此,冷轧用锻钢辊的化学组成在实现本实施方式的目的方面不是必需的技术特征。在以下的记载中,对于用于实现高温硬度和收缩开始温度的特征的冷轧用锻钢辊的优选的化学组成进行详细说明,但这些说明是意图仅仅例示冷轧用锻钢辊的优选的化学组成的说明,并不意图将本实施方式限定于具有这样的特定的化学组成的冷轧用锻钢辊。在以下的说明中,作为冷轧用锻钢辊中所含的各元素的含量的单位的“%”,只要没有特别说明,就意指“质量%”。另外,在本说明书中,表示数值范围的“~”,在没有特别说明的情况下,以包含在其前后记载的数值来作为下限值以及上限值的含义使用。

[0063] [C:0.70~1.50%]

[0064] 碳(C)是提高辊表层的硬度所需要的元素。为了充分得到这样的效果,C含量优选设为0.70%以上。C含量可以为0.75%以上、0.80%以上、0.85%以上或0.90%以上。另一方

面,若过度地含有C,则生成粗大的碳化物,有时不能充分得到上述的效果。因此,C含量优选为1.50%以下。C含量可以为1.40%以下、1.30%以下、1.20%以下、1.15%以下、1.10%以下、1.05%以下或1.00%以下。

[0065] [Si:0.40~1.50%]

[0066] 硅(Si)一般是将钢脱氧、而且提高淬火性的元素。本发明人进一步对Si含量与辊的高温硬度以及收缩开始温度的关系进行了调查。其结果发现:在它们之间存在强的相关关系,通过添加Si,能够提高高温硬度和收缩开始温度这两者。从充分提高辊的高温硬度的观点出发,Si含量优选设为0.40%以上。另一方面,从充分提高收缩开始温度的观点出发,Si含量优选设为0.45%以上。Si含量可以为0.50%以上、0.60%以上、0.70%以上、0.75%以上、0.80%以上、0.85%以上或0.90%以上。从增加在后面详细说明书的固溶Si量的观点出发,也优选Si含量高。另一方面,若过度地含有Si,则碳化物容易偏析,有时不能得到充分的韧性。因此,虽然从提高辊的高温硬度和/或收缩开始温度的观点出发,Si含量的上限值不必被限定,但是从确保充分的韧性的观点出发,Si含量优选设为1.50%以下。Si含量可以为1.40%以下、1.30%以下、1.20%以下、1.10%以下、1.05%以下、1.00%以下或0.95%以下。

[0067] 虽丝毫不意图被特定的理论束缚,但认为通过提高Si含量,能够使以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量增大,起因于这样的固溶Si量的增大,能够使辊的高温硬度和收缩开始温度提高。因此,即使仅使Si含量增加,在其大部分作为碳化物等析出从而以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量变少的情况下,也有可能未必得到充分的辊的高温硬度和/或收缩开始温度。为了使辊的高温硬度和收缩开始温度提高,除了应用适当的Si含量以外,如后面详细说明书的那样,适当地控制制造方法来使以固溶状态存在于基体中的Si的量增加是极其重要的。

[0068] [Mn:0.20~1.50%]

[0069] 锰(Mn)是有效提高淬火性的元素。为了充分得到这样的效果,Mn含量优选设为0.20%以上。Mn含量可以为0.25%以上、0.30%以上、0.35%以上或0.40%以上。另一方面,若过度地含有Mn,则有时不能得到充分的韧性。因此,为了有效地提高淬火性且确保充分的韧性,Mn含量优选设为1.50%以下。Mn含量可以为1.40%以下、1.20%以下、1.00%以下、0.80%以下或0.60%以下。

[0070] [P:0.030%以下]

[0071] 磷(P)是不可避免地含有的杂质。即,P含量超过0%。P在晶界偏析,有时钢材的韧性降低。因此,P含量优选设为0.030%以下。P含量可以为0.025%以下、或0.020%以下。P含量优选尽可能低。但是,P含量的过度降低会大幅提高炼钢工序的精炼成本。因此,如果考虑工业生产,则P含量优选设为0.001%以上。P含量可以为0.002%以上。

[0072] [S:0.0200%以下]

[0073] 硫(S)是不可避免地含有的杂质。即,S含量超过0%。S在晶界偏析,有时钢材的韧性和热加工性降低。因此,S含量优选设为0.0200%以下。S含量可以为0.0050%以下、0.0040%以下、或0.0030%以下。S含量优选尽可能低。但是,S含量的过度降低会大幅提高炼钢工序的精炼成本。因此,如果考虑工业生产,则S含量优选设为0.0001%以上。S含量可以为0.0002%以上、或0.0003%以上。

[0074] [Al:0.050%以下]

[0075] 铝(Al)是不可避免地含有的杂质。即,Al含量超过0%。Al在钢液阶段将钢脱氧。另一方面,若Al含量过高,则Al氮化物粗大化,有时钢材的韧性降低。因此,Al含量优选设为0.050%以下。Al含量可以为0.040%以下、或0.030%以下。Al含量可以为0.001%以上、或0.002%以上。在本说明书中,Al含量意指钢中的总的Al含量。

[0076] [N:0.0200%以下]

[0077] 氮(N)是不可避免地含有的杂质。即,N含量超过0%。N通过固溶强化来提高钢的强度。另一方面,若N含量过高,则形成粗大的氮化物系夹杂物,有时钢材的韧性降低。因此,N含量优选设为0.0200%以下。N含量可以为0.0150%以下。N含量可以为0.0001%以上、或0.0002%以上。

[0078] [O:0.0050%以下]

[0079] 氧(O)是不可避免地含有的杂质。即,O含量超过0%。O形成粗大的氧化物系夹杂物,有时使钢材的韧性降低。因此,O含量优选设为0.0050%以下。O含量可以为0.0040%以下、0.0035%以下、或0.0030%以下。O含量优选尽可能低。但是,O含量的极端降低会大幅提高制造成本。因此,如果考虑工业生产,则O含量优选设为0.0001%以上、或0.0005%以上。O含量可以为0.0007%以上。

[0080] [Cr:2.80~8.00%]

[0081] 铬(Cr)是形成碳化物从而提高耐磨损性的元素。另外,Cr是提高回火抗力从而使高温硬度提高的元素。为了充分得到这些效果,Cr含量优选设为2.80%以上。Cr含量可以为3.00%以上、3.20%以上、3.50%以上或4.00%以上。另一方面,若过度地含有Cr,则碳化物粗大化,有时冷轧用锻钢辊的磨削性和韧性降低。因此,Cr含量优选设为8.00%以下。Cr含量可以为7.50%以下、7.00%以下、6.50%以下、6.00%以下或5.50%以下。

[0082] [Mo:0.30~3.00%]

[0083] 钼(Mo)是与Cr同样地形成碳化物从而提高耐磨损性的元素。另外,Mo是通过二次硬化而使高温硬度提高的元素。为了充分得到这些效果,Mo含量优选设为0.30%以上。Mo含量可以为0.35%以上、0.40%以上或0.45%以上。另一方面,若过度地含有Mo,则碳化物粗大化,有时冷轧用锻钢辊的磨削性和韧性降低。因此,Mo含量优选设为3.00%以下。Mo含量可以为2.80%以下、2.50%以下、2.00%以下、1.80%以下、1.50%以下、1.00%以下、0.80%以下、0.60%以下或0.55%以下。

[0084] [Cu:0.100%以下]

[0085] 铜(Cu)是不可避免地含有的杂质。即,Cu含量超过0%。Cu有时使钢的热加工性降低。因此,Cu含量优选设为0.100%以下。Cu含量可以为0.095%以下、0.090%以下、0.085%以下、0.080%以下、0.075%以下、或0.070%以下。Cu含量优选尽可能低。然而,Cu含量的过度降低会提高制造成本。因此,Cu含量优选设为0.001%以上。Cu含量可以为0.002%以上。

[0086] [B:0.0100%以下]

[0087] B(硼)是不可避免地含有的杂质。即,B含量超过0%。B有时使钢的韧性降低。因此,B含量优选设为0.0100%以下。B含量可以为0.0080%以下、或0.0060%以下。B含量优选尽可能低。但是,B含量的过度降低会提高制造成本。因此,B含量优选设为0.0001%以上。B含量可以为0.0002%以上。

[0088] 本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊的基本化学组成如上所述。此外,该冷轧用锻钢辊也可以根据需要而含有以下的元素之中的1种或2种以上。

[0089] [Ni:0~1.20%]

[0090] 镍(Ni)是提高淬火性的元素。Ni含量可以为0%,但为了充分得到这样的效果,Ni含量优选设为0.01%以上。Ni含量可以为0.05%以上、0.10%以上、0.15%以上或0.20%以上。另一方面,若过度地含有Ni,则残余奥氏体过量地形成,有时不能够维持充分的硬度。因此,Ni含量优选设为1.20%以下。Ni含量可以为1.10%以下、1.00%以下、0.80%以下、0.60%以下、0.45%以下、0.30%以下、0.28%以下、0.26%以下、0.25%以下或0.24%以下。

[0091] [V:0~2.00%]

[0092] 钒(V)是与Cr、Mo同样地形成碳化物从而提高耐磨损性的元素。另外,V是通过二次硬化而使高温硬度提高的元素。V含量可以为0%,但为了充分得到这些效果,V含量优选设为0.01%以上。V含量可以为0.05%以上、0.10%以上、0.15%以上、0.20%以上或0.25%以上。另一方面,若过度地含有V,则碳化物粗大化,有时冷轧用锻钢辊的磨削性和韧性降低。因此,V含量优选设为2.00%以下。V含量可以为1.80%以下、1.50%以下、1.00%以下、0.80%以下、0.60%以下或0.40%以下。

[0093] [Nb:0~1.00%]

[0094] 铌(Nb)是与V等元素同样地与C结合从而形成高硬度的碳化物的元素。另外,Nb是通过二次硬化而使高温硬度提高的元素。Nb含量可以为0%,但为了充分得到这些效果,Nb含量优选设为0.01%以上。Nb含量可以为0.05%以上、0.10%以上、0.15%以上、0.20%以上或0.25%以上。另一方面,若过度地含有Nb,则碳化物粗大化,有时冷轧用锻钢辊的磨削性和韧性降低。因此,Nb含量优选设为1.00%以下。Nb含量可以为0.80%以下、0.60%以下或0.40%以下。

[0095] 在本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊中,上述元素以外的其余量由Fe和杂质构成。所谓杂质是在工业性制造冷轧用锻钢辊时,以矿石、废料等那样的原料为首,因制造工序的各种因素而混入的成分等。

[0096] $4.50 \leq Cr+Mo+V+Nb \leq 14.00$

[0097] 本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊的化学组成优选满足下述式1:

[0098] $4.50 \leq Cr+Mo+V+Nb \leq 14.00$ …式1

[0099] 在此,向式1中的各元素符号代入各元素的含量(质量%),在不含元素的情况下代入0。

[0100] 如前面说明的那样,为了提高辊的高温硬度和/或收缩开始温度,除了研究制造方法之外,还在化学组成中特别地将Si含量控制在规定的范围内是重要的。然而,当仅是将Si含量控制在规定的范围内时,难以实现足以抑制或减少辊表面的裂纹的产生的高温硬度和/或收缩开始温度。本发明人发现:通过在控制辊中所含的各元素的含量的基础上,进一步将Cr、Mo、V和Nb的合计含量控制在规定的范围内,能够更可靠地实现在400℃下的400以上的维氏硬度Hv以及300℃以上的收缩开始温度。

[0101] Cr、Mo、V和Nb如前面说明的那样,是形成碳化物从而提高耐磨损性等的元素。在辊中所含的碳化物的比例少的情况下,母材的比例大,因此认为由这些元素形成的碳化物对

辊的高温硬度和/或收缩开始温度给予的影响极小。然而,由于碳化物不会因温度等而特别变化,因此认为随着其在辊中的比例变大,碳化物有助于提高高温硬度和/或收缩开始温度。在本发明的特定的实施方式中,将辊中所含的各合金元素的含量控制在先前说明的范围内,并且将Cr、Mo、V和Nb的合计含量控制在4.50%以上、即 $Cr+Mo+V+Nb \geq 4.50$ 。通过该控制,能够在辊中形成足以实现在400°C下的400以上的维氏硬度Hv以及300°C以上的收缩开始温度的量的碳化物。作为其结果,能够显著地抑制或减少由热冲击导致的裂纹的产生。Cr、Mo、V和Nb的合计含量可以为4.80%以上、5.00%以上、5.20%以上、5.50%以上、5.60%以上、5.70%以上、5.80%以上、6.00%以上、或6.30%以上。

[0102] 另一方面,若Cr、Mo、V和Nb的合计含量过高,则虽然从提高高温硬度和收缩开始温度的观点出发未必不利地产生影响,但有时所形成的碳化物粗大化,冷轧用锻钢辊的磨削性和韧性降低。因此,Cr、Mo、V和Nb的合计含量优选设为14.00%以下。例如,Cr、Mo、V和Nb的合计含量可以为12.00%以下、10.00%以下、9.00%以下、8.50%以下、8.00%以下、或7.50%以下。

[0103] [冷轧用锻钢辊的制造方法]

[0104] 接着,对本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊的优选的制造方法进行说明。以下的说明是意图例示用于制造本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊的特征性方法的说明,并不意图将该冷轧用锻钢辊限定为采用以下说明的制造方法制造的冷轧用锻钢辊。

[0105] 本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊的优选的制造方法包含:

[0106] 铸造工序,在该工序中,由具有关于冷轧用锻钢辊在前面说明的化学组成的钢液铸造出锭;

[0107] 锻造工序,在该工序中,将铸造出的锭在1200~1300°C的加热温度下保持10小时以上,接着,在1100~1200°C、且比所述加热温度低50~150°C的锻造温度下成形为辊形状;

[0108] 退火工序,在该工序中,将成形出的辊进行退火;

[0109] 粗加工工序,在该工序中,将得到的辊粗加工成期望的辊形状;

[0110] 淬火工序,在该工序中,将被粗加工了的辊在900~1100°C的淬火温度下保持30~180秒,接着进行冷却,其中,以所述辊的表面温度从所述淬火温度至到达800°C为止的时间成为30~300秒的方式实施所述冷却;

[0111] 用于调整辊的硬度的回火工序;和

[0112] 通过磨削而加工成最终辊形状的精加工工序。

[0113] 以下,对各工序进行更详细的说明。

[0114] [铸造工序]

[0115] 在铸造工序中,采用本领域技术人员公知的任意的适当的铸造法,由具有关于冷轧用锻钢辊在前面说明的化学组成的钢液铸造出锭。例如,在锻钢辊为单体辊的情况下,铸造法可以为例如底注式铸锭法等。另外,也可以将铸造出的锭作为电极,实施电渣重熔(ESR)法等,来减少偏析和夹杂物。另一方面,在锻钢辊为由芯材和外层构成的复合辊的情况下,铸造法可以为例如铸焊法、离心铸造法等。

[0116] [锻造工序]

[0117] 在锻造工序中,首先将铸造出的锭在加热炉内进行加热保持,接着,通过锻造而成形为辊形状。在加热保持中,在1200~1300°C、优选1250~1300°C的加热温度下保持10小时

以上、优选15小时以上。在锻造中,在1100~1200℃、且比上述加热温度低50~150℃、优选低60~100℃的锻造温度下成形为辊形状。通过在上述条件下进行加热保持,在锻造工序中析出的Si系的碳化物等的析出物在其后的退火工序中容易再固溶。由此,能够充分确保以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量。通过充分确保以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量,能够在最终得到的冷轧用锻钢辊中可靠地实现期望的高温硬度和/或收缩开始温度。

[0118] 在上述的加热保持后实施锻造。若此时的锻造温度低于1100℃,则锭的延展性降低,容易产生锻造裂纹。另一方面,若锻造温度高于1200℃,则容易产生与辊中的空隙形成相伴的锻造裂纹。因此,为了防止这样的锻造裂纹,锻造温度需要设为1100~1200℃。例如,在锻造中在锭的温度降低至900℃的情况下,只要将锭导入到加热炉中,再次加热至规定的锻造温度,其后,将锭从加热炉取出而实施锻造即可。这样的温度的降低例如能够通过使用了表面温度计等的测定、或者基于目视的钢表面的颜色的变化等来确认。这样的加热和锻造的重复可以进行多次。锻造温度除了设为1100~1200℃的范围内以外还需要适当地选择以使得与锻造前的1200~1300℃的加热温度的温度差(加热温度-锻造温度)成为50~150℃的范围内。原因是,若加热温度与锻造温度的温度差过小或过大,则在锻造工序中析出的Si系的碳化物等的析出物即使在其后的退火工序中也不再固溶而容易残留。从更可靠地减少Si系析出物的观点出发,加热温度-锻造温度优选为60℃~100℃。

[0119] [退火工序和粗加工工序]

[0120] 退火工序和粗加工工序能够在本领域技术人员公知的任意的适当的条件下实施。虽然没有特别限定,但退火工序能够在气氛炉、例如电炉或燃气炉中,在对使接下来的粗加工工序中的粗加工变得容易而言适当的条件下实施。在先前的锻造工序中析出的Si系析出物在该退火工序中被再固溶。另外,在粗加工工序中,只要使用例如磨床将退火工序后的辊进行磨削来粗加工成期望的辊形状即可。

[0121] [淬火工序]

[0122] 对粗加工工序后的辊的辊身部表层实施淬火工序。淬火工序包含在900~1100℃的淬火温度下保持30~180秒钟,接着进行冷却的步骤。该冷却以使辊的表面温度从淬火温度至到达800℃为止的时间成为30~300秒的冷却速度实施。通过在这样的条件下实施淬火工序,能够抑制在退火工序中再固溶了的Si再次作为Si系析出物析出。其结果,能够充分确保以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量,能够在最终得到的冷轧用锻钢辊中可靠地实现期望的高温硬度和/或收缩开始温度。淬火工序中的加热保持能够使用感应加热等的任意的适当的方法来进行,冷却能够通过水冷等来进行。另外,也可以根据需要或者特别是在残余奥氏体多的情况下对淬火工序后的辊的辊身部表层实施众所周知的冷处理(例如将辊浸渍于冷却介质中而冷却至-60~-140℃),来使该残余奥氏体相变为马氏体。

[0123] [回火工序]

[0124] 对淬火工序后的辊实施回火工序。在该回火工序中,将在辊的辊身部的表面至规定的深度生成的马氏体和贝氏体进行回火,由此能够调整辊的硬度。回火温度优选设为100~600℃。回火工序能够在加热炉、气氛炉、例如电炉或燃气炉中实施。

[0125] [精加工工序]

[0126] 最后,对回火工序后的辊实施精加工工序。在精加工工序中,通过使用例如磨床进行磨削来加工成期望的最终辊形状。这样,能够制造出具有期望的高温硬度和/或收缩开始

温度的本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊。

[0127] 本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊能够在各种冷轧中应用,例如能够在由多个轧制机架构成的串列式冷轧机、在一台轧制机架中往复的可逆式冷轧机中作为工作辊应用。另外,本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊在表皮光轧(调质轧制)中也能够应用。从抑制或减少由热冲击导致的裂纹的产生的观点出发,优选作为表皮光轧以外的冷轧用锻钢辊应用。

[0128] 以下,通过实施例来更详细地说明本发明。本发明丝毫不被这些实施例限定。

[0129] 实施例

[0130] 在以下的实施例中,在各种条件下制造了本发明的实施方式涉及的冷轧用锻钢辊。对于得到的试验材料,测定在400℃下的维氏硬度Hv以及在升温过程中的收缩开始温度,对于该维氏硬度Hv以及收缩开始温度与由热冲击导致的裂纹的产生的关系进行了调查。

[0131] [冷轧用锻钢辊的制造]

[0132] 首先,采用底注式铸锭法由具有下面的表1中所示的化学组成的钢液铸造出锭,接着,实施了电渣重熔(ESR)法。接着,对得到的锭实施了锻造工序。在锻造工序中,在加热炉内以下面的表1中所示的加热温度以及保持时间进行加热保持,接着,使温度降低至下面的表1中所示的锻造温度后,通过锻造而成形为辊的辊身部的直径 Φ 700mm、辊身长2100mm、且全长4100mm的辊形状。在锻造中在锭的温度降低至900℃的情况下,将锭导入到加热炉中,再次加热至规定的锻造温度,其后,将锭从加热炉取出而实施锻造,根据需要反复进行这样的加热和锻造。接着,将通过锻造而成形的辊导入到燃气炉中,在900℃下保持10小时后,在600℃下保持15小时,由此实施了退火。接着,通过使用磨床将退火后的辊进行磨削,来粗加工为辊的辊身部的直径 Φ 650mm、辊身长2000mm、且全长4000mm的辊形状。

[0133] 接着,对被粗加工了的辊实施淬火工序。在淬火工序中,通过感应加热在下面的表1中所示的淬火温度和保持时间的条件下进行加热保持,接着,以使辊的表面温度从淬火温度至到达800℃为止的时间成为下面的表1中所示的时间的冷却速度实施水冷。其后,将辊浸渍于冷却介质中,冷却至-60~-140℃,由此实施了冷处理。接着,将淬火工序后的辊导入到加热炉中,在150℃下实施回火。最后,使用磨床将回火后的辊进行磨削,精加工成辊的辊身部的直径 Φ 645mm、辊身长1950mm、且全长3950mm的最终辊形状,由此得到了冷轧用锻钢辊。对于各锻钢辊,采用以下所示的方法进行了在400℃下的维氏硬度Hv、收缩开始温度、以及由热冲击导致的裂纹的测定。

[0134] [在400℃下的维氏硬度Hv的测定]

[0135] 对于从实施例和比较例的各锻钢辊的辊身部中央部的表面制取的试验材料,使用尼康公司制的QM2型高温维氏硬度计,测定从室温升温至400℃并保持了5分钟时的硬度,由此确定在400℃下的维氏硬度Hv。测定是采用依据了JIS Z 2252:1991的方法实施的。更具体而言,首先从锻钢辊的辊身部中央部的表面切出5mm×5mm×10mm的试验材料。将安装了热电偶的试验材料以及压头在真空中(3×10^{-5} Torr)从室温加热至400℃,保持5分钟。其后,在试验材料中,对5mm×10mm的测定面附加300gf载荷,测定5个点的维氏硬度,将它们的平均值作为在400℃下的维氏硬度Hv。关于5个点的测定位置,设为:在测定面的10mm方向(深度方向)上,包含两端在内每隔2.5mm的5个点。

[0136] [收缩开始温度的测定]

[0137] 对于从实施例和比较例的各锻钢辊的辊身部中央部的表面制取的试验材料,使用Formastor试验机(富士电波工机制的Formastor-EDP)测定了收缩开始温度。具体而言,首先从锻钢辊的辊身部中央部的表面制取尺寸为 $\Phi 3\text{mm} \times 10\text{mm}$ 的试验材料。使用Formastor试验机(富士电波工机制的Formattor-EDP),测定将安装了热电偶的试验材料在真空中($1 \times 10^{-3}\text{Pa}$)从室温以 $180^\circ\text{C}/\text{分钟}$ 的升温速度升温时的 10mm 的边的膨胀量。求出基于其测定结果而得到的热膨胀曲线(例如,图1所示那样的热膨胀曲线)中的在低温侧的拐点的温度,将得到的值确定为各辊材料的收缩开始温度。

[0138] [由热冲击导致的裂纹的测定]

[0139] 图2是示意性地示出针对实施例和比较例的各试验材料的、使用了落重式摩擦热冲击试验机的热冲击试验的简图。为了评价耐裂纹性,使用图2所示的落重式摩擦热冲击试验机10对各试验材料13实施了热冲击试验。首先,从锻钢辊的辊身部中央部的表面制取尺寸为 $20\text{mm} \times 20\text{mm} \times 30\text{mm}$ 的试验材料13。利用落重式摩擦热冲击试验机10,使重物向齿轨(未图示)落下,由此使小齿轮11转动,使由在JIS G 3505:2017中规格化了的软钢线材SWRM6构成的直径 $5\text{mm} \times$ 长度 10mm 的啮入件12在长度方向上与试验材料13的 $20\text{mm} \times 30\text{mm}$ 的表面13A强烈地接触,来对试验材料13的表面13A给予热冲击。观察热冲击试验后的试验材料13的接触面截面的裂纹产生状况,利用裂纹的最大深度来评价耐裂纹性。更具体而言,将裂纹的最大深度小于 $400\mu\text{m}$ 的情况评价为合格,另一方面,将裂纹的最大深度为 $400\mu\text{m}$ 以上的情况评价为不合格。将其结果示于下面的表1。

[0140] 表1-1

[0141]

	化学组成 (质量%, 余量为Fe以及杂质)															
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cr	Mo	Cu	B	Ni	V	Nb	Cr+Mo+V+Nb
比较例1	0.90	0.30	0.40	0.015	0.0010	0.020	0.0060	0.0022	5.00	0.50	0.020	0.0002		0.20		5.70
比较例2	0.90	0.35	0.40	0.015	0.0010	0.015	0.0054	0.0020	5.00	0.50	0.030	0.0003		0.20		5.70
实施例1	0.90	0.40	0.40	0.015	0.0010	0.016	0.0068	0.0018	5.00	0.50	0.030	0.0001		0.20		5.70
实施例2	0.90	0.45	0.40	0.016	0.0010	0.014	0.0064	0.0015	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70
实施例3	0.90	0.60	0.40	0.015	0.0010	0.019	0.0034	0.0008	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70
实施例4	0.90	0.80	0.40	0.015	0.0010	0.016	0.0052	0.0024	5.00	0.50	0.030	0.0003		0.20		5.70
实施例5	0.90	0.90	0.40	0.011	0.0010	0.015	0.0061	0.0023	5.00	0.50	0.040	0.0004		0.20		5.70
实施例6	0.90	1.00	0.40	0.017	0.0010	0.014	0.0083	0.0020	5.00	0.50	0.020	0.0004		0.20		5.70
实施例7	0.90	1.20	0.40	0.016	0.0010	0.011	0.0051	0.0019	5.00	0.50	0.030	0.0003		0.20		5.70
实施例8	0.75	0.60	0.40	0.011	0.0020	0.015	0.0071	0.0017	5.00	0.70	0.030	0.0001				5.70
实施例9	1.10	0.60	0.40	0.015	0.0010	0.014	0.0064	0.0030	5.00	0.50	0.030	0.0004	0.30	0.20		5.70
实施例10	0.90	0.60	0.30	0.015	0.0010	0.020	0.0052	0.0015	2.90	0.80	0.030	0.0002		1.00	0.30	5.00
实施例11	0.90	0.60	1.30	0.019	0.0010	0.014	0.0069	0.0012	6.50	0.30	0.030	0.0003		0.20		7.00
实施例12	0.90	0.60	0.40	0.017	0.0010	0.012	0.0061	0.0018	5.00	0.50	0.030	0.0003	1.10	0.20		5.70
实施例13	0.90	0.60	0.40	0.016	0.0010	0.024	0.0059	0.0032	4.50	0.50	0.040	0.0002		0.20		5.20
实施例14	0.90	0.60	0.40	0.015	0.0020	0.020	0.0056	0.0012	4.70	0.50	0.030	0.0002		0.30		5.50
实施例15	0.90	1.40	0.40	0.019	0.0010	0.019	0.0046	0.0020	5.00	0.50	0.020	0.0001		0.20		5.70
实施例16	0.90	0.60	0.40	0.019	0.0010	0.012	0.0051	0.0028	5.00	2.70	0.030	0.0003		0.20		7.90
实施例17	1.20	0.60	0.40	0.013	0.0020	0.024	0.0060	0.0015	6.30	1.90	0.030	0.0002	0.40	0.80	0.40	9.40
实施例18	1.25	0.60	0.40	0.017	0.0010	0.023	0.0067	0.0028	6.80	2.30	0.020	0.0004	0.50	1.30	0.50	10.90
实施例19	1.35	0.60	0.40	0.018	0.0020	0.016	0.0064	0.0030	7.40	2.70	0.030	0.0002	0.70	1.80	0.70	12.60
实施例20	1.45	0.60	0.40	0.010	0.0020	0.022	0.0055	0.0030	8.00	3.00	0.030	0.0002	0.90	2.00	1.00	14.00
实施例21	0.90	0.60	0.40	0.015	0.0010	0.018	0.0055	0.0025	5.00	0.50	0.040	0.0003				5.50
实施例22	1.20	0.60	0.40	0.018	0.0010	0.012	0.0076	0.0016	6.30	1.90	0.030	0.0002	0.40		0.40	8.60
比较例3	0.90	0.60	0.40	0.019	0.0010	0.014	0.0058	0.0013	3.50	0.50	0.030	0.0001		0.20		4.20
比较例4	0.90	0.60	0.40	0.018	0.0010	0.016	0.0064	0.0017	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70
比较例5	0.90	0.60	0.40	0.014	0.0010	0.016	0.0060	0.0018	5.00	0.50	0.030	0.0004		0.20		5.70
比较例6	0.90	0.60	0.40	0.013	0.0010	0.016	0.0060	0.0015	5.00	0.50	0.030	0.0003		0.20		5.70
比较例7	0.90	0.60	0.40	0.017	0.0010	0.014	0.0067	0.0020	5.00	0.50	0.030	0.0005		0.20		5.70
比较例8	0.90	0.60	0.40	0.025	0.0010	0.017	0.0055	0.0021	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70
比较例9	0.90	0.60	0.40	0.017	0.0010	0.018	0.0052	0.0018	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70
比较例10	0.90	0.60	0.40	0.020	0.0010	0.018	0.0055	0.0017	5.00	0.50	0.050	0.0005		0.20		5.70
比较例11	0.90	0.60	0.40	0.019	0.0010	0.015	0.0044	0.0028	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70
比较例12	0.90	0.60	0.40	0.015	0.0010	0.019	0.0052	0.0026	5.00	0.50	0.050	0.0006		0.20		5.70
比较例13	0.90	0.60	0.40	0.011	0.0010	0.010	0.0051	0.0022	5.00	0.50	0.020	0.0001		0.20		5.70
比较例14	0.90	0.60	0.40	0.020	0.0010	0.014	0.0048	0.0014	5.00	0.50	0.020	0.0002		0.20		5.70
比较例15	0.90	1.40	0.40	0.019	0.0010	0.018	0.0053	0.0011	5.00	0.50	0.030	0.0002		0.20		5.70

[0142] 表1-2

[0143]

	锻造工序				淬火工序			在400℃下的维氏硬度Hv	收缩开始温度℃	裂纹的最大深度μm
	加热温度(A)℃	保持时间小时	锻造温度(B)℃	(A - B)℃	淬火温度℃	保持时间秒	从淬火温度到800℃的时间秒			
比较例1	1250	15	1180	70	1000	120	100	370	250	450
比较例2	1250	15	1180	70	1000	120	100	385	280	410
实施例1	1250	15	1180	70	1000	120	100	400	290	390
实施例2	1250	15	1180	70	1000	120	100	410	300	300
实施例3	1250	15	1180	70	1000	120	100	420	450	250
实施例4	1250	15	1180	70	1000	120	100	430	600	210
实施例5	1250	15	1180	70	1000	120	100	435	670	180
实施例6	1250	15	1180	70	1000	120	100	440	750	160
实施例7	1250	15	1180	70	1000	120	100	450	850	150
实施例8	1250	15	1180	70	1000	120	100	410	430	270
实施例9	1250	15	1180	70	1000	120	100	420	460	240
实施例10	1250	15	1180	70	1000	120	100	425	500	230
实施例11	1250	15	1180	70	1000	120	100	430	550	220
实施例12	1250	15	1180	70	1000	120	100	420	450	250
实施例13	1250	15	1180	70	1000	120	100	410	340	320
实施例14	1250	15	1180	70	1000	120	100	415	380	310
实施例15	1250	15	1180	70	1000	120	100	455	900	140
实施例16	1250	15	1180	70	1000	120	100	425	500	240
实施例17	1250	15	1180	70	1000	120	100	425	455	240
实施例18	1250	15	1180	70	1000	120	100	425	460	240
实施例19	1250	15	1180	70	1000	120	100	430	465	230
实施例20	1250	15	1180	70	1000	120	100	430	475	220
实施例21	1250	15	1180	70	1000	120	100	415	420	260
实施例22	1250	15	1180	70	1000	120	100	420	445	250
比较例3	1250	15	1180	70	1000	120	100	395	270	420
比较例4	1170	15	1100	70	1000	120	100	350	230	470
比较例5	1330	15	1180	150	1000	120	100	385	280	405
比较例6	1250	7	1180	70	1000	120	100	330	210	500
比较例7	1230	15	1200	30	1000	120	100	305	190	530
比较例8	1280	15	1100	180	1000	120	100	340	220	490
比较例9	1250	15	1180	70	880	120	100	290	180	550
比较例10	1250	15	1180	70	1120	120	100	315	200	510
比较例11	1250	15	1180	70	1000	15	100	335	210	495
比较例12	1250	15	1180	70	1000	210	100	360	230	460
比较例13	1250	15	1180	70	1000	120	10	370	260	440
比较例14	1250	15	1180	70	1000	120	350	300	180	550
比较例15	1180	15	1110	70	1000	120	100	380	260	430

[0144] 在本实施例中,在裂纹的最大深度小于400μm的情况下,评价为耐裂纹性得到改善的冷轧用锻钢辊。参照表1,比较例1~15没有得到期望的高温硬度以及收缩开始温度,裂纹的最大深度为400μm以上,未能实现充分的耐裂纹性。特别是比较例4~6,认为由于在锻造工序中的加热温度不适当或保持时间短,因此未能充分确保以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量。作为其结果,没有得到期望的高温硬度以及收缩开始温度,裂纹的最大深度为400μm以上,未能实现充分的耐裂纹性。比较例7和8,认为由于在锻造工序中的加热温度与锻造温度的温度差(加热温度-锻造温度)不适当,因此未能使在锻造工序中析出的Si系析出物在其后的退火工序中充分地再固溶。作为其结果,没有得到期望的高温硬度以及收缩

开始温度,裂纹的最大深度为400 μm 以上,未能实现充分的耐裂纹性。比较例9~14,认为由于在淬火工序中的淬火温度、保持时间、或从淬火温度至到达800 $^{\circ}\text{C}$ 为止的时间不适当,因此未能充分地抑制在退火工序中再固溶了的Si在淬火工序中再次作为Si系析出物而析出的情况。作为其结果,没有得到期望的高温硬度以及收缩开始温度,裂纹的最大深度为400 μm 以上,未能实现充分的耐裂纹性。比较例15,认为尽管Si含量为比较高的1.40%,但是由于在锻造工序中的加热温度不适当,因此未能充分确保以固溶状态存在于辊的基体中的Si的量。作为其结果,没有得到期望的高温硬度以及收缩开始温度,裂纹的最大深度为400 μm 以上,未能实现充分的耐裂纹性。

[0145] 与此相对,在400 $^{\circ}\text{C}$ 下的维氏硬度Hv为400以上的实施例1~22,裂纹的最大深度为390 μm 以下,与比较例1~15相比,能够实现高的耐裂纹性。收缩开始温度为300 $^{\circ}\text{C}$ 以上的实施例2~22,裂纹的最大深度为320 μm 以下,与实施例1比较,能够使耐裂纹性进一步提高。特别是在400 $^{\circ}\text{C}$ 下的维氏硬度Hv为435以上(以及收缩开始温度为670 $^{\circ}\text{C}$ 以上)的实施例5~7以及实施例15,裂纹的最大深度小于200 μm ,能够实现非常高的耐裂纹性。

[0146] 附图标记说明

[0147] 10 落重式摩擦热冲击试验机

[0148] 11 小齿轮

[0149] 12 啮入件

[0150] 13 试验材料

[0151] 13A 试验材料的表面

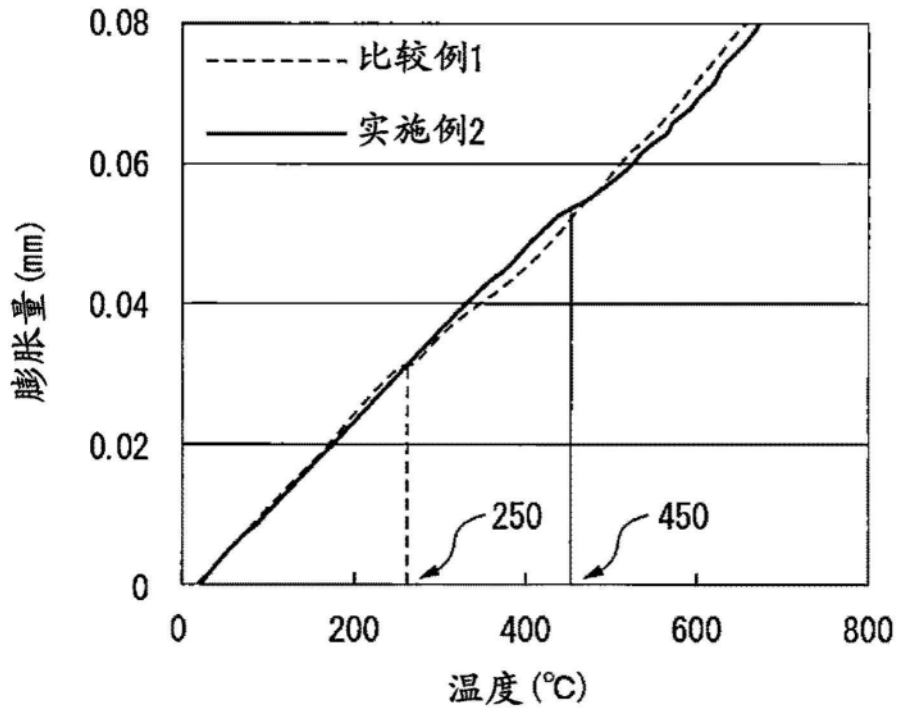


图1

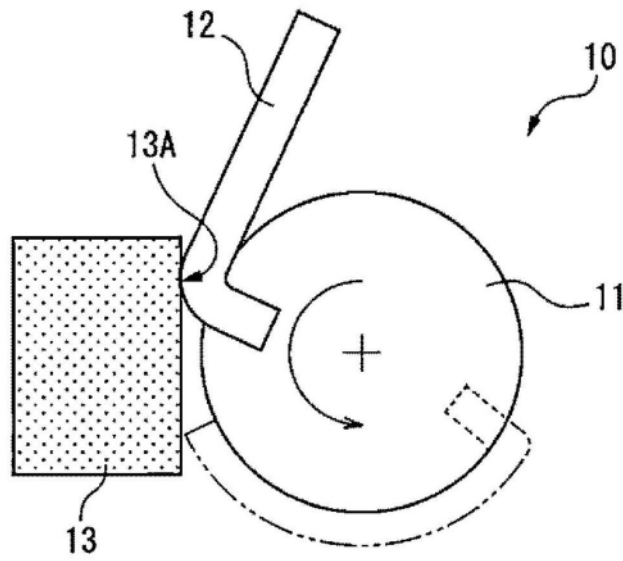


图2