



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 107849679 B

(45)授权公告日 2020.09.08

(21)申请号 201680043181.3

(22)申请日 2016.09.08

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 107849679 A

(43)申请公布日 2018.03.27

(30)优先权数据
2015-176475 2015.09.08 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2018.01.23

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2016/076498 2016.09.08

(87)PCT国际申请的公布数据
W02017/043594 JA 2017.03.16

(73)专利权人 日本制铁株式会社
地址 日本东京

(72)发明人 梅原崇秀 祐谷将人 大藤善弘

(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

代理人 陈建全

(51)Int.Cl.
C23C 8/26(2006.01)
C21D 9/00(2006.01)
C21D 9/32(2006.01)
C22C 38/00(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

(56)对比文件
JP 2012036495 A, 2012.02.23
JP H11124653 A, 1999.05.11
JP 2012036495 A, 2012.02.23

审查员 张杰

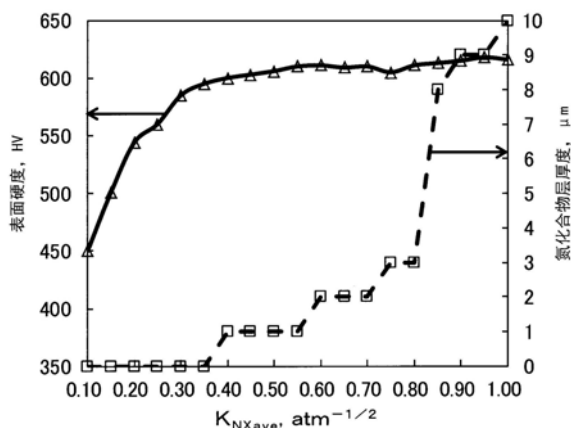
权利要求书3页 说明书20页 附图4页

(54)发明名称

氮化处理钢部件及其制造方法

(57)摘要

本发明涉及一种能够满足部件的小型轻量化或高负载容量的要求的耐点蚀性和弯曲疲劳特性优异的氮化处理钢部件,其特征在于,以下述钢材作为原材料,所述钢材以质量%计含有:C:0.05~0.25%、Si:0.05~1.5%、Mn:0.2~2.5%、P:0.025%以下、S:0.003~0.05%、Cr:大于0.5%且小于等于2.0%、Al:0.01~0.05%、和N:0.003~0.025%,并且剩余部分为Fe和杂质,所述氮化处理钢部件具有形成于钢表面的含有铁、氮和碳的厚度为3 μm以下的化合物层和形成于化合物层之下的硬化层,有效硬化层深度为160~410 μm。



1. 一种氮化处理钢部件,其特征在于,以下述钢材作为原材料,所述钢材以质量%计含有:

C:0.05~0.25%、

Si:0.05~1.5%、

Mn:0.2~2.5%、

P:0.025%以下、

S:0.003~0.05%、

Cr:大于0.5%且小于等于2.0%、

Al:0.01~0.05%、和

N:0.003~0.025%,并且剩余部分为Fe和杂质,

所述氮化处理钢部件具有形成于钢表面的含有铁、氮和碳的厚度为 $3\mu\text{m}$ 以下的化合物层和形成于化合物层之下的硬化层,

钢表层的组织以铁素体相作为主体,

被定义为在由钢表面沿深度方向测定的维氏硬度的分布当中达到300HV以上的范围的深度的有效硬化层深度为 $160\sim 410\mu\text{m}$ 。

2. 根据权利要求1所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Mo:0.01%以上且低于0.50%、V:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

3. 根据权利要求1或2所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Cu:0.01%以上且低于0.50%、Ni:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

4. 根据权利要求1或2所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

5. 根据权利要求3所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

6. 根据权利要求1或2所述的氮化处理钢部件,其特征在于,在所述钢材的距离最表面为 $5\mu\text{m}$ 深度范围的 $25\mu\text{m}^2$ 面积中空隙所占的比例低于10%。

7. 根据权利要求3所述的氮化处理钢部件,其特征在于,在所述钢材的距离最表面为 $5\mu\text{m}$ 深度范围的 $25\mu\text{m}^2$ 面积中空隙所占的比例低于10%。

8. 根据权利要求4所述的氮化处理钢部件,其特征在于,在所述钢材的距离最表面为 $5\mu\text{m}$ 深度范围的 $25\mu\text{m}^2$ 面积中空隙所占的比例低于10%。

9. 根据权利要求5所述的氮化处理钢部件,其特征在于,在所述钢材的距离最表面为 $5\mu\text{m}$ 深度范围的 $25\mu\text{m}^2$ 面积中空隙所占的比例低于10%。

10. 一种氮化处理钢部件的制造方法,其特征在于,以下述钢材作为原材料,所述钢材以质量%计含有:

C:0.05~0.25%、

Si:0.05~1.5%、

Mn:0.2~2.5%、

P:0.025%以下、

S:0.003~0.05%、

Cr:大于0.5%且小于等于2.0%、

Al:0.01~0.05%、和

N:0.003~0.025%，并且剩余部分为Fe和杂质，

所述制造方法具备实施气体氮化处理的工序，在该工序中，在含有NH₃、H₂和N₂的气体气氛中将所述钢材加热至550~620℃，整个处理时间A设定为1.5~10小时，

所述气体氮化处理包含将处理时间设定为X小时的高K_N值处理和将紧接着高K_N值处理的处理时间设定为Y小时的低K_N值处理，

在所述高K_N值处理中，由式(1)求出的氮势K_{NX}为0.15~1.50，由式(2)求出的所述氮势K_{NX}的平均值K_{NXave}为0.30~0.80，

在所述低K_N值处理中，由式(3)求出的氮势K_{NY}为0.02~0.25，由式(4)求出的所述氮势K_{NY}的平均值K_{NYave}为0.03~0.20，由式(5)求出的氮势的平均值K_{Nave}为0.07~0.30，

$$K_{NX} = (\text{NH}_3\text{分压})_X / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]_X \quad (1)$$

[数学式1]

$$K_{NXave} = \sum_{i=1}^n (X_0 \times K_{NXi}) / X \quad (2)$$

$$K_{NY} = (\text{NH}_3\text{分压})_Y / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]_Y \quad (3)$$

[数学式2]

$$K_{NYave} = \sum_{i=1}^n (Y_0 \times K_{NYi}) / Y \quad (4)$$

$$K_{Nave} = (X \times K_{NXave} + Y \times K_{NYave}) / A \quad (5)$$

其中，在式(2)和式(4)中，下标i是表示每一定时间间隔的测定次数的数字，X₀为氮势K_{NX}的测定间隔(小时)，Y₀为氮势K_{NY}的测定间隔(小时)，K_{NXi}为高K_N值处理中的第i次测定中的氮势，K_{NYi}为低K_N值处理中的第i次测定中的氮势。

11. 根据权利要求10所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述气体气氛含有合计为99.5体积%以上的NH₃、H₂和N₂。

12. 根据权利要求10或11所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有Mo:0.01%以上且低于0.50%、V:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

13. 根据权利要求10或11所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有Cu:0.01%以上且低于0.50%、Ni:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

14. 根据权利要求12所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有Cu:0.01%以上且低于0.50%、Ni:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

15. 根据权利要求10或11所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

16. 根据权利要求12所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

17. 根据权利要求13所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

18. 根据权利要求14所述的氮化处理钢部件的制造方法，其特征在于，所述钢材含有

Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

氮化处理钢部件及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及实施了气体氮化处理的钢部件、特别是耐点蚀性及弯曲疲劳特性优异的齿轮、CVT滑轮等氮化处理钢部件及其制造方法。

背景技术

[0002] 对于在汽车和各种产业机械等中使用的钢部件,为了提高疲劳强度、耐磨性和耐烧粘性等机械性质,要实施渗碳淬火、高频淬火、氮化及软氮化等表面硬化热处理。

[0003] 氮化处理和软氮化处理由于是在 A_1 点以下的铁素体区域内进行,处理中无相变,因此能够减小热处理应变。因此,氮化处理和软氮化处理大多被用于具有高尺寸精度的部件和大型的部件,例如,适用于在汽车的传动部件中所使用的齿轮、在引擎中所使用的曲轴。

[0004] 氮化处理是使钢材表面渗入氮的处理方法。在用于氮化处理的介质中有气体、盐浴、等离子体等。对汽车的传动部件主要应用生产率优异的气体氮化处理。通过气体氮化处理,使得在钢材表面形成厚度为 $10\mu\text{m}$ 以上的化合物层,进而在化合物层下侧的钢材表层形成作为氮扩散层的硬化层。化合物层主要由 Fe_{2-3}N 和 Fe_4N 构成,与作为母材的钢相比,化合物层的硬度极高。因此,化合物层在使用的初期使钢部件的耐磨性和耐点蚀性得以提高。

[0005] 但是,化合物层由于韧性低并且变形能力低,因此有可能在使用中化合物层与母层的界面剥离,部件的强度下降。因此,难以将气体氮化部件作为承受冲击应力、大弯曲应力的部件来使用。

[0006] 因此,为了作为承受冲击应力、大弯曲应力的部件使用,就要求减薄化合物层的厚度、进而消除化合物层。另外,已知化合物层的厚度可以通过氮化处理的处理温度和下述氮势 K_N 来控制,上述氮势 K_N 由 NH_3 分压及 H_2 分压按照下式求出。

[0007]
$$K_N = (\text{NH}_3\text{分压}) / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]$$

[0008] 如果降低氮势 K_N ,则能够减薄化合物层,进而也能够消除化合物层。但是,如果降低氮势 K_N ,则氮变得难以侵入钢中。在此情况下,硬化层的硬度变低,并且其深度变浅。其结果是,氮化部件的疲劳强度、耐磨性和耐烧粘性下降。为了应对该性能下降,有下述方法:对气体氮化处理后的氮化部件实施机械研磨或喷丸等,以除去化合物层。但是,该方法的制造成本变高。

[0009] 在专利文献1中,针对上述这样的问题提出了下述方法:利用与上述的氮势不同的氮化参数 $K_N' = (\text{NH}_3\text{分压}) / [(\text{H}_2\text{分压})^{1/2}]$ 来控制气体氮化处理的气氛,从而减小硬化层深度的不均。

[0010] 在专利文献2中,提出了不形成化合物层就能够形成硬化层(氮化层)的气体氮化方法。专利文献2的方法是最初通过氟化处理除去部件的氧化皮膜,然后进行氮化处理,在处理炉内需要非氮化性材料作为用于放置被处理物的夹具。

[0011] 但是,由专利文献1所提出的氮化参数即使对硬化层深度的控制有用,也不会提高作为部件的功能。

[0012] 如专利文献2中所提出的那样,在准备非氮化性的夹具并最初进行氟化处理的方法的情况下,会产生夹具的选择和作业工时的增加的问题。

[0013] 现有技术文献

[0014] 专利文献

[0015] 专利文献1:日本特开2006-28588号公报

[0016] 专利文献2:日本特开2007-31759号公报

发明内容

[0017] 本发明的目的是解决难以兼顾使低韧性且低变形能力的化合物层薄层化并且使硬化层深度增大的课题,并提供能够满足部件的小型轻量化或高的负载容量的要求的耐点蚀性及弯曲疲劳特性优异的氮化处理钢部件及其氮化处理方法。

[0018] 用于解决课题的手段

[0019] 本发明的发明者们对于将通过氮化处理而在钢材表面形成的化合物层减薄并且得到深的硬化层的方法进行了研究。进一步,还一并研究了在氮化处理时(特别是以高 K_N 值进行的处理时),抑制氮在钢材的表面附近气体化而形成空隙的方法。此外,调查了氮化处理条件与耐点蚀性和弯曲疲劳特性的关系。其结果是,本发明的发明者们得到了下述(a)~(d)的认识。

[0020] (a)有关气体氮化处理中的 K_N 值

[0021] 一般来说, K_N 值是使用进行气体氮化处理的炉内的气氛(以下称作“氮化处理气氛”或仅称作“气氛”)的 NH_3 分压和 H_2 分压,由下述式子来定义的。

[0022]
$$K_N = (\text{NH}_3\text{分压}) / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]$$

[0023] K_N 值可以通过气体流量来控制。但是,设定气体流量后,氮化处理气氛达到平衡状态需要一定的时间。因此,在 K_N 值达到平衡状态之前这段期间, K_N 值也是时时刻刻变化的。另外,在气体氮化处理的过程中变更 K_N 值的情况下,在达到平衡状态之前这段期间 K_N 值也是变动的。

[0024] 上述那样的 K_N 值的变动会影响化合物层、表面硬度和硬化层深度。因此,不仅 K_N 值的目标值需要控制在规定范围内,气体氮化处理中的 K_N 值的偏差的范围也需要控制在规定范围内。

[0025] (b)有关化合物层生成的抑制与表面硬度和硬化层深度的确保的兼顾

[0026] 在本发明的发明者们的各种实验中,氮化部件的耐点蚀性和弯曲疲劳特性与化合物层的厚度、化合物层中的空隙、表面硬度和硬化层深度相关。如果化合物层较厚、而且化合物层中的空隙较多,则容易以化合物层为起点产生裂纹,点蚀强度和弯曲疲劳强度下降。

[0027] 另外,表面硬度越低,硬化层深度越浅,则越会以扩散层为起点发生龟裂、裂纹,点蚀强度和弯曲疲劳强度越下降。即,本发明的发明者们发现了:化合物层越薄、化合物层中的空隙越少、表面硬度越高、而且硬化层深度越深,则耐点蚀性越优异。

[0028] 由以上内容可知,为了兼顾耐点蚀性和弯曲疲劳特性,尽量不要生成化合物层,并且增大表面硬度和硬化层深度是重要的。

[0029] 为了抑制化合物层的生成,确保硬化层深度,在暂时生成化合物层后,将生成的化合物层分解而利用作为对硬化层的氮供给源是高效的。具体而言,在气体氮化处理的前半

段,实施提高了氮势的气体氮化处理(高 K_N 值处理)来形成化合物层。然后,在气体氮化处理的后半段,实施氮势比高 K_N 值处理降低了的气体氮化处理(低 K_N 值处理)。其结果是,在高 K_N 值处理中形成的化合物层被分解成Fe和N,通过N扩散来促进氮扩散层(硬化层)的形成。最终,能够在氮化部件上减薄化合物层,并且提高表面硬度,加深硬化层深度。

[0030] (c) 有关空隙的生成的抑制

[0031] 在气体氮化处理的前半段以高 K_N 值进行氮化处理时,有时在化合物层中会生成含有空隙的层(多孔层)(图1(a))。在该情况下,即使在氮化物分解而形成了氮扩散层(硬化层)后,空隙仍会原样残存于氮扩散层内。如果氮扩散层内残存空隙,则氮化部件的疲劳强度下降。在高 K_N 值处理中,生成化合物层时如果限制 K_N 值的上限,则能够抑制多孔层和空隙的生成(图1(b))。

[0032] (d) 有关钢材成分与化合物层和氮扩散层的关系

[0033] 钢材中如果存在C,则化合物层的耐弯曲特性恶化。另外,如果存在Mn、Cr等氮化物形成元素,则氮扩散层的硬度和扩散层深度会变化。耐点蚀性和弯曲疲劳特性由于扩散层硬度越高,而且扩散层越深,则越会提高,因此需要设定钢材成分的最佳范围。

[0034] 本发明是根据上述的认识而完成的,其要旨如下。

[0035] [1]一种氮化处理钢部件,其特征在于,以下述钢材作为原材料,所述钢材以质量%计含有:C:0.05~0.25%、Si:0.05~1.5%、Mn:0.2~2.5%、P:0.025%以下、S:0.003~0.05%、Cr:大于0.5%且小于等于2.0%、Al:0.01~0.05%、和N:0.003~0.025%,并且剩余部分为Fe和杂质,所述氮化处理钢部件具有形成于钢表面的含有铁、氮和碳的厚度为3 μm 以下的化合物层和形成于化合物层之下的硬化层,有效硬化层深度为160~410 μm 。

[0036] [2]根据上述[1]所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Mo:0.01%以上且低于0.50%、V:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

[0037] [3]根据上述[1]或[2]所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Cu:0.01%以上且低于0.50%、Ni:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

[0038] [4]根据上述[1]~[3]中任一项所述的氮化处理钢部件,其特征在于,所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

[0039] [5]一种氮化处理钢部件的制造方法,其特征在于,以下述钢材作为原材料,所述钢材以质量%计含有:C:0.05~0.25%、Si:0.05~1.5%、Mn:0.2~2.5%、P:0.025%以下、S:0.003~0.05%、Cr:大于0.5%且小于等于2.0%、Al:0.01~0.05%、和N:0.003~0.025%,并且剩余部分为Fe和杂质,所述制造方法具备实施气体氮化处理的工序,在该工序中,在含有 NH_3 、 H_2 和 N_2 的气体气氛中将所述钢材加热至550~620 $^\circ\text{C}$,整个处理时间A设定为1.5~10小时,所述气体氮化处理包含将处理时间设定为X小时的高 K_N 值处理和将紧接着高 K_N 值处理的处理时间设定为Y小时的低 K_N 值处理,在所述高 K_N 值处理中,由式(1)求出的氮势 K_{NX} 为0.15~1.50,由式(2)求出的所述氮势 K_{NX} 的平均值 $K_{NX\text{ave}}$ 为0.30~0.80,在所述低 K_N 值处理中,由式(3)求出的氮势 K_{NY} 为0.02~0.25,由式(4)求出的所述氮势 K_{NY} 的平均值 $K_{NY\text{ave}}$ 为0.03~0.20,由式(5)求出的氮势的平均值 $K_{N\text{ave}}$ 为0.07~0.30。

[0040]
$$K_{NX} = (\text{NH}_3\text{分压})_X / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]_X \quad (1)$$

[0041] [数学式1]

$$[0042] \quad K_{NXave} = \sum_{i=1}^n (X_0 \times K_{NXi}) / X \quad (2)$$

$$[0043] \quad K_{NY} = (\text{NH}_3\text{分压})_Y / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]_Y \quad (3)$$

[0044] [数学式2]

$$[0045] \quad K_{NYave} = \sum_{i=1}^n (Y_0 \times K_{NYi}) / Y \quad (4)$$

$$[0046] \quad K_{Nave} = (X \times K_{NXave} + Y \times K_{NYave}) / A \quad (5)$$

[0047] 其中,在式(2)和式(4)中,下标*i*是表示每一定时间间隔的测定次数的数字, X_0 为氮势 K_{NX} 的测定间隔(小时), Y_0 为氮势 K_{NY} 的测定间隔(小时), K_{NXi} 为高 K_N 值处理中的第*i*次测定中的氮势, K_{NYi} 为低 K_N 值处理中的第*i*次测定中的氮势。

[0048] [6]根据上述[5]所述的氮化处理钢部件的制造方法,其特征在于,所述气体气氛含有合计为99.5体积%以上的 NH_3 、 H_2 和 N_2 。

[0049] [7]根据上述[5]或[6]所述的氮化处理钢部件的制造方法,其特征在于,所述钢材含有Mo:0.01%以上且低于0.50%、V:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

[0050] [8]根据上述[5]~[7]中任一项所述的氮化处理钢部件的制造方法,其特征在于,所述钢材含有Cu:0.01%以上且低于0.50%、Ni:0.01%以上且低于0.50%中的1种或2种来代替一部分Fe。

[0051] [9]根据上述[5]~[8]中任一项所述的氮化处理钢部件的制造方法,其特征在于,所述钢材含有Ti:0.005%以上且低于0.05%来代替一部分Fe。

[0052] 发明效果

[0053] 根据本发明,可以得到化合物层较薄、空隙(多孔层)的生成得到了抑制、进而具有高表面硬度和深的硬化层、耐点蚀性和弯曲疲劳特性优异的氮化处理钢部件。

附图说明

[0054] 图1是表示氮化处理后的化合物层的图,(a)是在化合物层中生成了含空隙的多孔层的例子,(b)是多孔层和空隙的生成得到了抑制的例子。

[0055] 图2是表示高 K_N 值处理的氮势的平均值 K_{NXave} 与表面硬度和化合物层厚度的关系的图。

[0056] 图3是表示低 K_N 值处理的氮势的平均值 K_{NYave} 与表面硬度和化合物层厚度的关系的图。

[0057] 图4是表示氮势的平均值 K_{Nave} 与表面硬度和化合物层厚度的关系的图。

[0058] 图5是用于评价耐点蚀性的滚轴点蚀试验用的小滚轴的形状。

[0059] 图6是用于评价耐点蚀性的滚轴点蚀试验用的大滚轴的形状。

[0060] 图7是用于评价耐弯曲疲劳特性的圆柱试验片。

具体实施方式

[0061] 以下,对本发明的各要件进行详细说明。首先,对作为原材料的钢材的化学组成进行说明。以下,表示各成分元素的含量和部件表面的元素浓度的“%”是指“质量%”。

[0062] [C:0.05~0.25%]

[0063] C是为了确保部件的芯部硬度所需的元素。C的含量低于0.05%时,芯部强度变得过低,因此点蚀强度、弯曲疲劳强度大幅下降。另外,C的含量如果超过0.25%,则在高 K_N 值处理中化合物层厚度容易变大,而且在低 K_N 值处理中化合物层变得难以分解。因此,难以使氮化处理后的化合物层厚度变小,点蚀强度、弯曲疲劳强度有可能下降。另外,热锻造后的强度由于变得过高,因此切削加工性大幅下降。C含量的优选范围是0.08~0.20%。

[0064] [Si:0.05~1.5%]

[0065] Si通过固溶强化来提高芯部硬度。另外,也是脱氧元素。为了发挥这些效果,需含有0.05%以上Si。另一方面,Si的含量如果超过1.5%,则棒钢、线材以及热锻造后的强度变得过高,因此切削加工性大幅下降。Si含量的优选范围是0.08~1.3%。

[0066] [Mn:0.2~2.5%]

[0067] Mn通过固溶强化来提高芯部硬度。进而,在氮化处理时,Mn在硬化层中形成微细的氮化物(Mn_3N_2),通过析出强化而提高点蚀强度和弯曲疲劳强度。为了获得这些效果,Mn需要为0.2%以上。另一方面,Mn的含量如果超过2.5%,则析出强化能力饱和。进而,由于有效硬化层深度变浅,因此点蚀强度和弯曲疲劳强度下降。另外,由于作为原材料的棒钢、线材以及热锻造后的硬度变得过高,因此切削加工性大幅下降。Mn含量的优选范围是0.4~2.3%。

[0068] [P:0.025%以下]

[0069] P是杂质,晶界偏析而使部件脆化,因此含量优选为较少。P的含量如果超过0.025%,则弯曲矫正性、弯曲疲劳强度有可能下降。用于防止弯曲疲劳强度下降的P含量的优选上限为0.018%。将含量完全设定为0是困难的,现实的下限是0.001%。

[0070] [S:0.003~0.05%]

[0071] S与Mn结合而形成MnS,提高切削加工性。为了获得该效果,S需要为0.003%以上。但是,S的含量如果超过0.05%,则变得容易生成粗大的MnS,点蚀强度和弯曲疲劳强度大幅下降。S含量的优选范围是0.005~0.03%。

[0072] [Cr:大于0.5%且小于等于2.0%]

[0073] 氮化处理时,Cr在硬化层中形成微细的氮化物(Cr_2N),通过析出强化而提高点蚀强度和弯曲疲劳强度。为了获得这些效果,Cr需要超过0.5%。另一方面,Cr的含量如果超过2.0%,则析出强化能力饱和。进而,由于有效硬化层深度变浅,因此点蚀强度和弯曲疲劳强度下降。另外,由于作为原材料的棒钢、线材以及热锻造后的硬度变得过高,因此切削加工性显著下降。Cr含量的优选范围是0.6~1.8%。

[0074] [Al:0.01~0.05%]

[0075] Al是脱氧元素,为了充分脱氧,需要为0.01%以上。另一方面,Al容易形成硬质的氧化物系夹杂物,Al的含量如果超过0.05%,则弯曲疲劳强度的下降变得显著,即使满足其它的要件,也变得无法获得所期望的弯曲疲劳强度。Al含量的优选范围是0.02~0.04%。

[0076] [N:0.003~0.025%]

[0077] N与Al、V、Ti结合而形成AlN、VN、TiN。AlN、VN、TiN通过奥氏体晶粒的钉扎作用,从而具有下述效果:使氮化处理前的钢材的组织微细化,减少氮化处理钢部件的机械特性的偏差。N的含量低于0.003%时,难以获得该效果。另一方面,N的含量如果超过0.025%,则容易形成粗大的AlN,因此难以获得上述的效果。N含量的优选范围是0.005~0.020%。

[0078] 作为本发明的氮化处理钢部件的原材料的钢除了含有上述元素以外,还可以含有

以下所示的元素。

[0079] [Mo:0.01%以上且低于0.50%]

[0080] Mo在氮化时在硬化层中形成微细的氮化物(Mo₂N),通过析出强化而提高点蚀强度和弯曲疲劳强度。另外,Mo在氮化时发挥时效硬化作用而使芯部硬度提高。为了获得这些效果,Mo含量需要为0.01%以上。另一方面,Mo的含量为0.50%以上时,由于作为原材料的棒钢、线材以及热锻造后的硬度变得过高,因此切削加工性显著下降,此外合金成本也会增大。为了确保切削加工性,Mo含量的优选上限为低于0.40%。

[0081] [V:0.01%以上且低于0.50%]

[0082] V在氮化和软氮化时形成微细的氮化物(VN),通过析出强化而提高点蚀强度和弯曲疲劳强度。另外,V在氮化时发挥时效硬化作用而使芯部硬度提高。进而,通过奥氏体晶粒的钉扎作用还具有使氮化处理前的钢材的组织微细化的效果。为了获得这些作用,V需要为0.01%以上。另一方面,V的含量为0.50%以上时,由于作为原材料的棒钢、线材以及热锻造后的硬度变得过高,因此切削加工性显著下降,此外合金成本也会增大。用于确保切削加工性的V含量的优选范围为低于0.40%

[0083] [Cu:0.01~0.50%]

[0084] Cu作为固溶强化元素可提高部件的芯部硬度和氮扩散层的硬度。为了发挥Cu的固溶强化的作用,需要含有0.01%以上Cu。另一方面,Cu的含量如果超过0.50%,则由于作为原材料的棒钢、线材以及热锻造后的硬度变得过高,因此切削加工性显著下降,此外热延展性也会下降,因此在热轧时、在热锻造时会成为表面损伤发生的原因。用于热延展性维持的Cu含量的优选范围为低于0.40%。

[0085] [Ni:0.01~0.50%]

[0086] Ni通过固溶强化而提高芯部硬度和表层硬度。为了发挥Ni的固溶强化的作用,需要含有0.01%以上Ni。另一方面,Ni的含量如果超过0.50%,则由于棒钢、线材以及热锻造后的硬度变得过高,因此切削加工性显著下降,此外合金成本也会增大。用于获得充分的切削加工性的Ni含量的优选范围为低于0.40%。

[0087] [Ti:0.005~0.05%]

[0088] Ti与N结合而形成TiN,提高芯部硬度和表层硬度。为了获得该作用,Ti需要为0.005%以上。另一方面,Ti的含量为0.05%以上时,提高芯部硬度和表层硬度的效果会饱和,此外合金成本也会增大。Ti含量的优选范围是0.007%以上且低于0.04%。

[0089] 钢的剩余部分是Fe和杂质。杂质是指在原材料中所含的成分或者在制造的过程中混入的成分,不是有意地使钢含有的成分。上述的任意的添加元素、Mo、V、Cu、Ni和Ti也有时以低于上述的下限的量混入,但在这种情况下,只是不能充分获得上述的各元素的效果,但可以得到本发明的耐点蚀性和弯曲疲劳特性提高的效果,因此没有问题。

[0090] 以下,对本发明的氮化处理钢部件的制造方法的一个例子进行说明。以下说明的制造方法是一个例子,本发明的氮化处理钢部件只要化合物层的厚度为3μm以下、有效硬化层深度为160~410μm即可,并不限于以下的制造方法。

[0091] 在本发明的氮化处理钢部件的制造方法中,对具有上述的成分的钢实施气体氮化处理。气体氮化处理的处理温度为550~620℃,整个气体氮化处理的处理时间A为1.5~10小时。

[0092] [处理温度:550~620℃]

[0093] 气体氮化处理的温度(氮化处理温度)主要与氮的扩散速度相关,影响表面硬度和硬化层深度。氮化处理温度如果过低,则氮的扩散速度慢,表面硬度变低,硬化层深度变浅。另一方面,氮化处理温度如果超过Ac₁点,则氮的扩散速度比铁素体相(α相)小的奥氏体相(γ相)在钢中生成,表面硬度变低,硬化层深度变浅。因此,本实施方式中,氮化处理温度为铁素体温度区域附近的550~620℃。在该情况下,能够抑制表面硬度变低,并且能够抑制硬化层深度变浅。

[0094] [整个气体氮化处理的处理时间A:1.5~10小时]

[0095] 气体氮化处理在含有NH₃、H₂、N₂的气氛下实施。整个氮化处理的时间,即从氮化处理的开始至结束为止的时间(处理时间A)与化合物层的形成与分解以及氮的渗透相关,对表面硬度和硬化层深度产生影响。处理时间A如果过短,则表面硬度变低,硬化层深度变浅。另一方面,处理时间A如果过长,则会发生脱氮,钢的表面硬度下降。处理时间A如果过长,进而会使制造成本变高。因此,整个氮化处理的处理时间A为1.5~10小时。

[0096] 应当指出的是,本实施方式的气体氮化处理的气氛除NH₃、H₂和N₂以外,不可避免地还含有氧、二氧化碳等杂质。优选的气氛是合计为99.5%(体积%)以上的NH₃、H₂和N₂。后述的K_N值由于是由气氛中的NH₃和H₂分压的比率算出的,因此不受N₂分压大小的影响。但是,为了提高K_N控制的稳定性,N₂分压优选为0.2~0.5atm。

[0097] [高K_N值处理和低K_N值处理]

[0098] 上述的气体氮化处理包含实施高K_N值处理的工序和实施低K_N值处理的工序。高K_N值处理是在比低K_N值处理更高的氮势K_{NX}下实施气体氮化处理的。进而在高K_N值处理后实施低K_N值处理。低K_N值处理是在比高K_N值处理更低的氮势K_{NY}下实施气体氮化处理的。

[0099] 如上所述,在本氮化处理方法中,实施2个阶段的气体氮化处理(高K_N值处理、低K_N值处理)。在气体氮化处理的前半段(高K_N值处理),通过提高氮势K_N值来使钢的表面生成化合物层。然后,在气体氮化处理的后半段(低K_N值处理),通过降低氮势K_N值来使钢的表面形成的化合物层分解成Fe和N,并使氮(N)渗透扩散至钢中。通过实施2个阶段的气体氮化处理,能够在降低高K_N值处理中生成的化合物层的厚度的同时,使用由化合物层的分解而得到的氮来获得充分的硬化层深度。

[0100] 将高K_N值处理的氮势设定为K_{NX},将低K_N值处理的氮势设定为K_{NY}。此时,氮势K_{NX}和K_{NY}由下式定义。

$$[0101] \quad K_{NX} = (\text{NH}_3\text{分压})_X / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]_X$$

$$[0102] \quad K_{NY} = (\text{NH}_3\text{分压})_Y / [(\text{H}_2\text{分压})^{3/2}]_Y$$

[0103] 气体氮化处理的气氛的NH₃和H₂的分压可以通过调整气体流量来控制。

[0104] 从高K_N值处理向低K_N值处理转移时,如果为了降低K_N值而调整气体流量,则炉内的NH₃和H₂的分压需要一定的时间达到稳定化。用于变更K_N的气体流量的调整可以是1次,根据需要也可以是多次。为了进一步增大K_N值的下降量,降低NH₃流量、增加H₂流量的方法是有效的。将高K_N值处理后的K_N值最后成为0.25以下的时间点定义为低K_N值处理的开始时间。

[0105] 将高K_N值处理的处理时间设定为“X”(小时),将低K_N值处理的处理时间设定为“Y”(小时)。处理时间X与处理时间Y的合计为整个氮化处理的处理时间A以内,优选为处理时间A。

[0106] [高 K_N 值处理和低 K_N 值处理中的诸条件]

[0107] 如上所述,将高 K_N 值处理中的氮势设定为 K_{NX} ,将低 K_N 值处理中的氮势设定为 K_{NY} 。进而,将高 K_N 值处理中的氮势的平均值设定为“ K_{NXave} ”,将低 K_N 值处理中的氮势的平均值设定为“ K_{NYave} ”。 K_{NXave} 和 K_{NYave} 由下式定义。

[0108] [数学式3]

$$[0109] \quad K_{NXave} = \sum_{i=1}^n (X_0 \times K_{NXi}) / X$$

[0110] [数学式4]

$$[0111] \quad K_{NYave} = \sum_{i=1}^n (Y_0 \times K_{NYi}) / Y$$

[0112] 其中,下标 i 是表示每一定时间间隔的测定次数的数字, X_0 为氮势 K_{NX} 的测定间隔(小时), Y_0 为氮势 K_{NY} 的测定间隔(小时), K_{NXi} 为高 K_N 值处理中的第 i 次测定中的氮势, K_{NYi} 为低 K_N 值处理中的第 i 次测定中的氮势。

[0113] 例如,将 X_0 设定为15分钟,将从处理开始15分钟后设定为第1次($i=1$),以后每隔15分钟测定为第2次($i=2$)、第3次($i=3$),测定直至处理时间为止能够测定的 n 次来计算 K_{NXave} 。 K_{NYave} 也同样地计算。

[0114] 进一步地,将整个氮化处理的氮势的平均值设定为“ K_{Nave} ”。平均值 K_{Nave} 由下式定义。

$$[0115] \quad K_{Nave} = (X \times K_{NXave} + Y \times K_{NYave}) / A$$

[0116] 在本发明的氮化处理方法中,高 K_N 值处理的氮势 K_{NX} 、平均值 K_{NXave} 、处理时间 X 、低 K_N 值处理的氮势 K_{NY} 、平均值 K_{NYave} 、处理时间 Y 和平均值 K_{Nave} 满足下面的条件(I)~(IV)。

[0117] (I) 平均值 K_{NXave} :0.30~0.80

[0118] (II) 平均值 K_{NYave} :0.03~0.20

[0119] (III) K_{NX} :0.15~1.50和 K_{NY} :0.02~0.25

[0120] (IV) 平均值 K_{Nave} :0.07~0.30

[0121] 以下,对条件(I)~(IV)进行说明。

[0122] [(I) 高 K_N 处理中的氮势的平均值 K_{NXave}]

[0123] 在高 K_N 值处理中,为了形成足够厚度的化合物层,氮势的平均值 K_{NXave} 需要为0.30~0.80。

[0124] 图2是表示平均值 K_{NXave} 与表面硬度和化合物层厚度的关系的图。图2由下述实验获得。

[0125] 使用具有本发明规定的化学成分的钢a(参照表1。以下称作“试验材料”),在含有 NH_3 、 H_2 和 N_2 的气体气氛下实施气体氮化处理。在气体氮化处理中,将试验材料插入至能够控制加热到规定温度的气氛的热处理炉内,使 NH_3 、 N_2 和 H_2 气体流入。此时,一边测定气体氮化处理的气氛的 NH_3 和 H_2 的分压,一边调整气体的流量,对氮势 K_N 值进行了控制。 K_N 值是根据前述的式子通过 NH_3 分压和 H_2 分压来求出的。

[0126] 气体氮化处理中的 H_2 分压如下测定:使用直接安装于气体氮化炉体的热传导式 H_2 传感器,将标准气体与测定气体的热传导率的差异换算为气体浓度。 H_2 分压是在气体氮化处理期间持续地测定的。气体氮化处理中的 NH_3 分压如下求出:在炉外安装手动玻璃管式 NH_3 分析仪来测定,每15分钟计算残留 NH_3 的分压。在测定 NH_3 分压的每15分钟算出氮势 K_N 值,按

照向目标值收敛的方式调整了NH₃流量和N₂流量。

[0127] 气体氮化处理如下进行:将气氛的温度设定为590℃、处理时间X设定为1.0小时、处理时间Y设定为2.0小时、K_{N_Yave}设定为恒定的0.05,使K_{N_Xave}从0.10变化至1.00。整个处理时间A设定为3.0小时。

[0128] 对以各种平均值K_{N_Xave}进行了气体氮化处理的试验材料实施了下述的测定试验。

[0129] [化合物层的厚度测定]

[0130] 气体氮化处理后,研磨试验材料的断面,蚀刻后用光学显微镜进行了观察。蚀刻是在3%硝酸乙醇溶液中进行20~30秒。化合物层存在于钢的表层,是作为白色的未腐蚀的层观察到的。从使用光学显微镜以500倍拍摄的组织照片的5个视场(视场面积:2.2×10⁴μm²)中,分别每隔30μm测定了4个点的化合物层的厚度。将所测定的20个点的值的平均值定义为化合物层厚度(μm)。化合物层厚度为3μm以下时,剥离、裂纹的发生被大幅抑制。因此,在本发明中,需要将化合物层厚度设定为3μm以下。化合物层厚度也可以为0。

[0131] [化合物层的相结构]

[0132] 化合物层的相结构优选以面积率计γ'(Fe₄N)成为50%以上。剩余部分为ε(Fe_{2~3}N)。根据一般的软氮化处理,化合物层中ε(Fe_{2~3}N)成为主体,但根据本发明的氮化处理,γ'(Fe₄N)的比例变大。化合物层的相结构可以通过SEM-EBSD法来研究。

[0133] [空隙面积率的测定]

[0134] 此外,采用光学显微镜观察测定了试验材料断面的表层组织的空隙的面积率。在1000倍的倍率下进行5个视场测定(视场面积:5.6×10³μm²),对各视场算出了在距离最表面为5μm深度范围的25μm²面积中空隙所占的比例(以下称作空隙面积率)。在空隙面积率为10%以上的情况下,气体氮化处理后的氮化部件的表面粗糙度变粗,此外,由于化合物层脆化,因此氮化部件的疲劳强度下降。因此,在本发明中,空隙面积率需要低于10%。空隙面积率优选为低于8%,更优选为低于6%。

[0135] [表面硬度的测定]

[0136] 进一步地,使用下述方法求出了气体氮化处理后的试验材料的表面硬度和有效硬化层深度。根据JIS Z 2244,以1.96N的试验力测定了由试样表面沿深度方向的维氏硬度。然后,将距离表面为50μm深度位置处的维氏硬度的3个点的平均值定义为表面硬度(HV)。在本发明中,作为与残存超过3μm的化合物层的一般的气体氮化处理的情况同等的表面硬度,以570HV以上为目标。

[0137] [有效硬化层深度的测定]

[0138] 本发明中,有效硬化层深度(μm)定义为使用在上述的维氏硬度试验中得到的深度方向的硬度分布、在由试验材料表面沿深度方向测定的维氏硬度的分布之中成为300HV以上的范围的深度。

[0139] 在570~590℃的处理温度下生成10μm以上的化合物层的一般的气体氮化处理的情况下,如果将整个气体氮化处理的处理时间设定为A(小时),则有效硬化层深度成为由下述式(A)求出的值±20μm。

[0140] 有效硬化层深度(μm) = 130 × {处理时间A(小时)}^{1/2} (A)

[0141] 本发明的氮化处理钢部件的有效硬化层深度设定为130 × {处理时间A(小时)}^{1/2}。本实施方式中,由于整个气体氮化处理的处理时间A如上所述为1.5~10小时,因此有效硬

化层深度以达到160~410 μm 为目标。

[0142] 上述的测定试验的结果是,平均值 K_{NYave} 如果为0.20以上,则有效硬化层深度满足160~410 μm ($A=3$ 时,有效硬化层深度为225 μm)。此外,根据测定试验结果中由以各平均值 K_{NXave} 进行的气体氮化处理所得到的试验材料的表面硬度和化合物层的厚度作成了图2。

[0143] 图2中的实线是表示平均值 K_{NXave} 与表面硬度(HV)的关系的曲线图。图2中的虚线是表示平均值 K_{NXave} 与化合物层的厚度(μm)的关系的曲线图。

[0144] 参照图2的实线的曲线图,在低 K_{N} 值处理中的平均值 K_{NYave} 恒定的情况下,随着高 K_{N} 值处理中的平均值 K_{NXave} 变高,氮化部件的表面硬度显著增大。而且,当平均值 K_{NXave} 达到0.30以上时,表面硬度达到目标的570HV以上。另一方面,在平均值 K_{NXave} 高于0.30的情况下,平均值 K_{NXave} 即使进一步变高,表面硬度也大致为恒定的状态。即,就平均值 K_{NXave} 与表面硬度的曲线图(图2中的实线)而言,在 $K_{\text{NXave}}=0.30$ 附近存在拐点。

[0145] 此外,参照图2的虚线的曲线图,随着平均值 K_{NXave} 从1.00开始降低,化合物厚度显著减少。于是,在平均值 K_{NXave} 达到0.80时,化合物层的厚度达到3 μm 以下。另一方面,平均值 K_{NXave} 为0.80以下时,随着平均值 K_{NXave} 降低,虽然化合物层的厚度减少,但与平均值 K_{NXave} 高于0.80的情况相比,化合物层的厚度的减少程度较小。即,就平均值 K_{NXave} 与表面硬度的曲线图(图2中的实线)而言,在 $K_{\text{NXave}}=0.80$ 附近存在拐点。

[0146] 根据以上的结果,在本发明中,高 K_{N} 值处理的氮势的平均值 K_{NXave} 设定为0.30~0.80。通过控制在该范围,可以提高被氮化处理过的钢的表面硬度,并且能够抑制化合物层的厚度。进而,能够获得充分的有效硬化层深度。平均值 K_{NXave} 如果低于0.30,则化合物的生成不充分,表面硬度下降,不能得到充分的有效硬化层深度。平均值 K_{NXave} 如果超过0.80,则化合物层的厚度超过3 μm ,进而空隙面积率有可能达到10%以上。平均值 K_{NXave} 的优选下限为0.35。另外,平均值 K_{NXave} 的优选上限为0.70。

[0147] [(II) 低 K_{N} 值处理中的氮势的平均值 K_{NYave}]

[0148] 低 K_{N} 值处理的氮势的平均值 K_{NYave} 为0.03~0.20。

[0149] 图3是表示平均值 K_{NYave} 与表面硬度和化合物层厚度的关系的图。图3由下述的试验得到。

[0150] 将氮化处理气氛的温度设定为590 $^{\circ}\text{C}$ 、处理时间X设定为1.0小时、处理时间Y设定为2.0小时、平均值 K_{NXave} 设定为恒定的0.40,使平均值 K_{NYave} 从0.01变化到0.30,对具有本发明规定的化学成分钢a进行了气体氮化处理。整个处理时间A为3.0小时。

[0151] 氮化处理后,使用上述的方法测定了各平均值 K_{NYave} 下的表面硬度(HV)、有效硬化层深度(μm)和化合物层厚度(μm)。测定有效硬化层深度的结果是,平均值 K_{NYave} 如果为0.02以上,则有效硬化层深度达到225 μm 以上。进而,将由测定试验得到的表面硬度和化合物厚度进行绘图,作成了图3。

[0152] 图3中的实线是表示平均值 K_{NYave} 与表面硬度的关系的曲线图,虚线是表示平均值 K_{NYave} 与化合物层的深度的关系的曲线图。参照图3的实线的曲线图,随着平均值 K_{NYave} 从0开始变高,表面硬度显著增大。于是,在 K_{NYave} 达到0.03时,表面硬度达到570HV以上。进而,在 K_{NYave} 为0.03以上的情况下, K_{NYave} 即使变高,表面硬度也大致恒定。根据以上内容,就平均值 K_{NYave} 与表面硬度的曲线图而言,在平均值 $K_{\text{NYave}}=0.03$ 附近存在拐点。

[0153] 另一方面,参照图3中的虚线的曲线图,平均值 K_{NYave} 在从0.30减小到0.25之间,化

合物层的厚度大致恒定。但是,随着平均值 K_{NYave} 从0.25开始降低,化合物层的厚度显著减少。于是,在平均值 K_{NYave} 达到0.20时,化合物层的厚度变为 $3\mu\text{m}$ 以下。进而,在平均值 K_{NYave} 为0.20以下的情况下,随着平均值 K_{NYave} 的降低,化合物层的厚度虽然减少,但与平均值 K_{NYave} 高于0.20的情况相比,化合物层的厚度的减少程度较小。根据以上内容,就平均值 K_{NYave} 与化合物层的厚度的曲线图而言,在平均值 $K_{NYave}=0.20$ 附近存在拐点。

[0154] 根据以上的结果,在本发明中,低 K_N 值处理的平均值 K_{NYave} 限定为0.03~0.20。在该情况下,被气体氮化处理过的钢的表面硬度变高,并且能够抑制化合物层的厚度。进而,能够得到充分的有效硬化层深度。平均值 K_{NYave} 如果低于0.03,则会由表面发生脱氮,表面硬度下降。另一方面,平均值 K_{NYave} 如果超过0.20,则化合物的分解不充分,有效硬化层深度较浅,表面硬度下降。平均值 K_{NYave} 的优选下限为0.05。平均值 K_{NYave} 的优选上限为0.18。

[0155] [(III) 氮化处理中的氮势 K_{NX} 和 K_{NY} 的范围]

[0156] 气体氮化处理中,设定气体流量之后,在气氛中的 K_N 值达到平衡状态之前需要一定的时间。因此,在 K_N 值达到平衡状态之前这段期间, K_N 值也是时时刻刻变化的。此外,从高 K_N 值处理向低 K_N 值处理转移时,在气体氮化处理的过程中要变更 K_N 值的设定。在该情况下,在达到平衡状态之前这段期间 K_N 值也是变动的。

[0157] 这样的 K_N 值的变动会影响化合物层、硬化层深度。因此,在高 K_N 值处理和低 K_N 值处理中,不仅要上述的平均值 K_{NXave} 和平均值 K_{NYave} 设定为上述范围,还要将高 K_N 值处理中的氮势 K_{NX} 和低 K_N 值处理中的氮势 K_{NY} 控制在规定范围内。

[0158] 具体而言,在本发明中,为了形成充分的化合物层,将高 K_N 值处理中的氮势 K_{NX} 设定为0.15~1.50,为了减薄化合物层并且增大硬化层深度,将低 K_N 值处理中的氮势 K_{NY} 设定为0.02~0.25。

[0159] 表1表示在对含有C:0.15%、Si:0.51%、Mn:1.10%、P:0.015%、S:0.015%、Cr:1.20%、Al:0.028%、N:0.008%、剩余部分为Fe和杂质的钢(以下称作“钢a”)以各种氮势 K_{NX} 和 K_{NY} 实施了氮化处理情况下的氮化部件的化合物层厚度(μm)、空隙面积率(%)、有效硬化层深度(μm)和表面硬度(HV)。表1由下述的试验得到。

[0160] 表1

[0161]

试验 番号	温度 (°C)	高K _N 值处理			低K _N 值处理			氮化处理		化合物层 厚度 (μm)	空隙 面积率 (%)	有效 硬化层 深度 (实绩) (μm)	表面 硬度 (Hv)		
		时间X (h)	氮势		时间Y (h)	氮势		时间A (h)	氮势 平均值						
			最小值 K _N _{Ymin}	最大值 K _N _{Ymax}		平均值 K _N _{Yave}	最小值 K _N _{Xmin}							最大值 K _N _{Xmax}	平均值 K _N _{Xave}
1	590	1.0	0.12	0.50	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	无	2	195	510
2	590	1.0	0.14	0.50	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	无	2	243	535
3	590	1.0	0.15	0.50	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	1	4	241	591
4	590	1.0	0.25	0.50	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	1	4	240	594
5	590	1.0	0.25	1.40	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	2	8	238	600
6	590	1.0	0.25	1.50	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	2	9	241	603
7	590	1.0	0.30	1.55	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	3	15	242	608
8	590	1.0	0.30	1.60	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	5	16	250	607
9	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.01	0.15	0.10	3.0	0.20	无	3	242	483
10	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.02	0.15	0.10	3.0	0.20	无	3	243	590
11	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.03	0.15	0.10	3.0	0.20	无	3	247	590
12	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.05	0.15	0.10	3.0	0.20	1	3	241	596
13	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.05	0.20	0.10	3.0	0.20	2	4	240	600
14	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.05	0.22	0.10	3.0	0.20	2	4	242	599
15	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.05	0.25	0.10	3.0	0.20	3	5	244	602
16	590	1.0	0.30	0.50	0.40	2.0	0.05	0.27	0.10	3.0	0.20	5	5	252	615

[0162] 以钢a作为试验材料,实施了表1所示的气体氮化处理(高K_N值处理和低K_N值处理)而制造了氮化部件。具体而言,将各试验番号的气体氮化处理的气氛温度设定为590℃、处

理时间X设定为1.0小时、处理时间Y设定为2.0小时、 K_{NXave} 设定为恒定的0.40、 K_{NYave} 设定为恒定的0.10。然后,在气体氮化处理中,使 K_{NX} 、 K_{NY} 的最小值 K_{NXmin} 、 K_{NYmin} 、最大值 K_{NXmax} 、 K_{NYmax} 变化,实施了高 K_N 值处理和低 K_N 值处理。整个氮化处理的处理时间A设定为3.0小时。

[0163] 在570~590℃的处理温度下生成10 μ m以上的化合物层的一般的氮化处理的情况下,如果将整个氮化处理的处理时间设定为3.0小时,则有效硬化层深度达到225 μ m \pm 20 μ m。对氮化后的氮化部件采用上述的测定方法测定了化合物层厚度、空隙面积率、有效硬化层深度和表面硬度,得到了表1。

[0164] 参照表1,就试验番号3~6、10~15而言,最小值 K_{NXmin} 和最大值 K_{NXmax} 为0.15~1.50,并且最小值 K_{NYmin} 和最大值 K_{NYmax} 为0.02~0.25。其结果是,化合物厚度薄至3 μ m以下,空隙被抑制为低于10%。此外,有效硬化层深度为225 μ m以上,表面硬度为570HV以上。

[0165] 另一方面,就试验番号1和2而言,由于 K_{NXmin} 低于0.15,因此表面硬度低于570HV。由于试验番号1的 K_{NXmin} 还低于0.14,因此有效硬化层深度低于225 μ m。

[0166] 就试验番号7和8而言,由于 K_{NXmax} 超过1.5,因此化合物层中的空隙达到了10%以上。由于试验番号8的 K_{NXmax} 还超过了1.55,因此化合物层的厚度超过了3 μ m。

[0167] 就试验番号9而言,由于 K_{NYmin} 低于0.02,因此表面硬度低于570HV。这可以认为原因如下:由于通过低 K_N 值处理不仅导致化合物层消失,而且由表层还发生了脱氮。此外,试验番号16的 K_{NYmax} 超过了0.25。因此,化合物层的厚度超过了3 μ m。由于 K_{NYmax} 超过了0.25,因此可以认为未充分发生化合物层的分解。

[0168] 根据以上的结果,将高 K_N 值处理中的氮势 K_{NX} 设定为0.15~1.50,并且将低 K_N 值处理中的氮势 K_{NY} 设定为0.02~0.25。在该情况下,对于氮化后的部件,能够充分减薄化合物层的厚度,也能够抑制空隙。进而,能够充分加深有效硬化层深度,并且得到高表面硬度。

[0169] 氮势 K_{NX} 如果低于0.15,则有效硬化层过浅、表面硬度过低。氮势 K_{NX} 如果超过1.50,则化合物层变得过厚、空隙过量残存。

[0170] 另外,氮势 K_{NY} 如果低于0.02,则会发生脱氮,表面硬度下降。另一方面,氮势 K_{NY} 如果超过0.20,则化合物层变得过厚。因此,就本实施方式而言,在高 K_N 值处理中的氮势 K_{NX} 为0.15~1.50,并且在低 K_N 值处理中的氮势 K_{NY} 为0.02~0.25。

[0171] 氮势 K_{NX} 的优选下限为0.25。 K_{NX} 的优选上限为1.40。 K_{NY} 的优选下限为0.03。 K_{NY} 的优选上限为0.22。

[0172] [(IV) 氮化处理中的氮势的平均值 K_{Nave}]

[0173] 就本实施方式的气体氮化处理而言,进一步地,由式(2)定义的氮势的平均值 K_{Nave} 为0.07~0.30。

[0174]
$$K_{Nave} = (X \times K_{NXave} + Y \times K_{NYave}) / A \quad (2)$$

[0175] 图4是表示平均值 K_{Nave} 与表面硬度(HV)与化合物层深度(μ m)的关系的图。图4是通过实施下述的试验而得到的。以钢a作为试验材料实施了气体氮化处理。气体氮化处理中的气氛温度设定为590℃。然后,使处理时间X、处理时间Y、氮势的范围和平均值(K_{NX} 、 K_{NY} 、 K_{NXave} 、 K_{NYave})变化来实施了气体氮化处理(高 K_N 值处理和低 K_N 值处理)。

[0176] 对各试验条件的气体氮化后的试验材料采用上述方法测定了化合物层厚度和表面硬度。测定所得到的化合物层厚度和表面硬度,作成了图4。

[0177] 图4中的实线是表示氮势的平均值 K_{Nave} 与表面硬度(HV)的关系的曲线图。图4中的

虚线是表示平均值 K_{Nave} 与化合物层的厚度(μm)的关系的曲线图。

[0178] 参照图4的实线的曲线图,随着平均值 K_{Nave} 从0开始变高,表面硬度显著提高,当平均值 K_{Nave} 达到0.07时,表面硬度达到570HV以上。然后,在平均值 K_{Nave} 达到0.07以上的情况下,平均值 K_{Nave} 即使变高,表面硬度也大致恒定。即,平均值 K_{Nave} 与表面硬度(HV)的曲线图在平均值 $K_{Nave}=0.07$ 附近存在拐点。

[0179] 此外,参照图4的虚线的曲线图,随着平均值 K_{Nave} 从0.35开始下降,化合物厚度显著变薄,当平均值 K_{Nave} 达到0.30时,化合物厚度变为 $3\mu\text{m}$ 以下。然后,在平均值 K_{Nave} 变为低于0.30的情况下,随着平均值 K_{Nave} 变低,虽然化合物厚度在慢慢变薄,但是与平均值 K_{Nave} 高于0.30的情况相比,化合物层的厚度的减少程度较少。根据以上内容,平均值 K_{Nave} 与化合物层厚度的曲线图在平均值 $K_{Nave}=0.30$ 附近存在拐点。

[0180] 根据以上的结果,就本实施方式的气体氮化处理而言,由式(2)定义的平均值 K_{Nave} 设定为0.07~0.30。在该情况下,就气体氮化处理后的部件而言,能够使化合物层充分变薄。进而能够得到高表面硬度。平均值 K_{Nave} 如果低于0.07,则表面硬度低。另一方面,平均值 K_{Nave} 如果超过0.30,则化合物层会超过 $3\mu\text{m}$ 。平均值 K_{Nave} 的优选下限为0.08。平均值 K_{Nave} 的优选上限为0.27。

[0181] [高 K_N 值处理和低 K_N 值处理的处理时间]

[0182] 就高 K_N 值处理的处理时间X和低 K_N 值处理的处理时间Y而言,由式(2)定义的平均值 K_{Nave} 只要为0.07~0.30,则没有特别限制。优选的是,处理时间X为0.50小时以上,处理时间Y为0.50小时以上。

[0183] 根据以上的诸条件来实施气体氮化处理。具体而言,在上述条件下实施高 K_N 值处理,然后,在上述条件下实施低 K_N 值处理。在低 K_N 值处理之后,不使氮势上升地来结束气体氮化处理。

[0184] 通过对具有本发明规定的成分的钢实施上述气体氮化处理,从而制造氮化部件。就制造的氮化部件而言,表面硬度足够深,化合物层足够薄。进而,有效硬化层深度足够深,也能够抑制化合物层中的空隙。优选的是,实施本实施方式的氮化处理而制造的氮化部件的表面硬度以维氏硬度计达到570HV以上、化合物层深度达到 $3\mu\text{m}$ 以下。进而,空隙面积率到达低于10%。进而,有效硬化层深度达到 $160\sim 410\mu\text{m}$ 。

[0185] 实施例

[0186] 将具有表2中所示化学成分的钢a~z在50kg真空熔炼炉中进行熔炼,制造出钢水。对钢水进行铸造,制造出钢锭。应当指出的是,表2中的a~q是具有本发明中规定的化学成分的钢。另一方面,钢r~z是至少有1种元素以上超出了本发明中规定的化学成分的比较例的钢。

[0187] 表2

[0188]

钢	化学成分 (质量%) ※1													备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Mo	Cu	Ni	V	Ti	
a	0.15	0.26	1.26	0.011	0.010	1.62	0.026	0.015						
b	0.24	0.20	0.95	0.012	0.012	1.15	0.024	0.010	0.25					
c	0.12	1.32	0.88	0.014	0.021	1.23	0.020	0.013		0.25				
d	0.10	0.35	2.34	0.010	0.008	0.99	0.023	0.015			0.30			
e	0.20	0.53	0.87	0.019	0.031	1.35	0.020	0.018				0.18		
f	0.16	1.03	0.66	0.009	0.013	1.82	0.025	0.014		0.18			0.010	
g	0.13	0.65	1.45	0.009	0.016	0.79	0.042	0.024	0.22				0.006	
h	0.17	0.42	0.91	0.010	0.010	1.11	0.023	0.012	0.15		0.17			
i	0.16	0.24	0.41	0.009	0.026	1.33	0.026	0.017		0.20		0.41		
j	0.09	0.20	1.51	0.010	0.011	1.13	0.020	0.006	0.49	0.25				
k	0.06	0.29	1.01	0.015	0.021	1.16	0.021	0.009		0.11	0.26	0.22		
l	0.19	0.07	0.96	0.016	0.006	1.09	0.022	0.008	0.22				0.012	
m	0.16	0.30	0.32	0.012	0.010	1.66	0.033	0.008		0.35			0.008	
n	0.14	0.45	1.85	0.011	0.007	0.58	0.021	0.017	0.44		0.10		0.011	
o	0.17	0.33	0.95	0.010	0.010	1.08	0.018	0.004		0.18	0.22		0.009	
p	0.11	0.25	1.01	0.008	0.006	0.95	0.022	0.009	0.15	0.16	0.05	0.08		
q	0.07	0.07	0.36	0.015	0.015	0.54	0.025	0.015	0.45	0.48	0.26	0.35	0.008	
r	0.26	0.32	1.23	0.015	0.020	1.13	0.031	0.010						
s	0.04	0.35	1.02	0.015	0.013	1.10	0.021	0.012						
t	0.19	0.04	1.35	0.013	0.041	0.88	0.019	0.004		0.16				
u	0.18	0.77	0.19	0.013	0.012	0.94	0.021	0.011	0.10			0.30		
v	0.10	0.36	0.80	0.026	0.051	1.15	0.034	0.007	0.23		0.20		0.016	
w	0.23	1.22	1.54	0.014	0.022	0.48	0.021	0.006	0.11				0.008	
x	0.15	0.78	0.40	0.014	0.008	1.13	0.052	0.015		0.25				
y	0.24	1.28	0.18	0.011	0.010	0.47	0.025	0.011	0.05	0.06	0.41	0.48		
z	0.06	0.06	2.55	0.024	0.048	2.03	0.049	0.003						

※1 化学成分的剩余部分为Fe和杂质。
 ※2 空白栏表示没有有意添加合金元素。

[0189] 对该钢锭进行热锻造而制成直径为35mm的圆棒。接着,将各圆棒退火后,实施切削加工,制作了用于评价化合物层的厚度、空隙的体积率、有效硬化层深度和表面硬度的板状试验片。板状试验片制成为长20mm、宽20mm、厚度2mm。另外,制作了图5所示的用于评价耐点

蚀性的滚轴点蚀试验用的小滚轴和图6所示的大滚轴。此外，制作了图7所示的用于评价耐弯曲疲劳特性的圆柱试验片。

[0190] 对采取的试验片在下述的条件下实施了气体氮化处理。将试验片装入气体氮化炉，向炉内导入NH₃、H₂、N₂的各气体。然后，在表3、4所示的条件下实施高K_N值处理，然后实施低K_N值处理。对气体氮化处理后的试验片使用80℃的油实施了油冷。

[0191] 表3

[0192]

试验 番号	温度 (°C)	氮势										化合物层 厚度 (μm)	γ相 面积率 (%)	空隙 面积率 (%)	有效 硬化层 深度 (目标) (μm)	有效 硬化层 深度 (实绩) (μm)	表面 硬度 (Hv)	点蚀 强度 (MPa)	旋转弯曲 疲劳强度 (MPa)	备注		
		高K _N 值处理					低K _N 值处理														全体	
		时间 X (h)	K _N min	K _N max	K _N ave	平均值	时间 Y (h)	K _N min	K _N max	K _N ave	平均值										时间 A (h)	K _N ave
17 a	590	2.0	0.26	0.51	0.38	3.0	0.03	0.10	0.05	5.0	0.18	0	291	308	705	1800	570					
18 a	590	2.0	0.20	0.50	0.33	2.0	0.03	0.15	0.12	4.0	0.23	1	85	277	703	1850	560					
19 a	590	1.5	0.22	0.60	0.33	8.0	0.10	0.25	0.15	9.5	0.18	2	85	401	422	1800	570					
20 a	590	1.0	0.18	1.00	0.50	4.0	0.03	0.15	0.10	5.0	0.18	1	85	291	311	1850	560					
21 a	590	0.5	0.56	1.48	0.78	4.5	0.03	0.11	0.05	5.0	0.12	0	-	291	306	1850	560					
22 a	590	0.5	0.20	1.48	0.35	4.5	0.03	0.20	0.19	5.0	0.21	1	85	291	310	1850	580					
23 a	590	0.5	0.15	0.88	0.50	4.5	0.03	0.08	0.04	5.0	0.09	0	-	291	305	642	1900	570				
24 a	590	2.0	0.25	1.35	0.60	3.0	0.05	0.15	0.08	5.0	0.29	3	70	291	308	1800	590					
25 a	590	0.5	0.16	0.66	0.35	4.0	0.02	0.12	0.03	4.5	0.07	0	-	276	280	612	1800	560				
26 b	590	2.0	0.25	0.74	0.43	3.0	0.05	0.15	0.05	5.0	0.20	3	80	291	310	1900	590					
27 c	590	2.0	0.29	0.78	0.42	3.0	0.04	0.18	0.12	5.0	0.24	2	80	291	325	1950	600					
28 d	590	2.0	0.28	0.66	0.39	3.0	0.10	0.24	0.17	5.0	0.26	3	70	291	319	1850	580					
29 e	590	2.0	0.18	0.78	0.30	5.0	0.02	0.18	0.03	7.0	0.11	0	-	344	352	572	1800	550	本发明例			
30 f	590	2.0	0.28	0.90	0.35	3.0	0.05	0.16	0.06	5.0	0.18	2	75	291	310	801	1900	590				
31 g	590	1.5	0.18	1.47	0.79	3.5	0.02	0.24	0.09	5.0	0.30	3	60	291	308	581	1800	560				
32 h	590	2.0	0.31	1.20	0.60	3.0	0.03	0.17	0.05	5.0	0.27	3	70	291	315	598	1850	560				
33 i	590	1.0	0.28	0.77	0.65	5.0	0.05	0.15	0.06	6.0	0.16	0	-	318	338	652	1900	590				
34 j	590	2.0	0.38	0.90	0.59	3.0	0.03	0.16	0.05	5.0	0.27	2	65	291	312	794	2000	620				
35 k	590	2.0	0.18	0.77	0.40	3.0	0.05	0.18	0.07	5.0	0.20	1	85	291	310	635	1950	600				
36 l	590	1.0	0.22	0.81	0.50	4.0	0.05	0.20	0.08	5.0	0.16	2	85	291	313	592	1850	560				
37 m	590	1.0	0.35	0.99	0.60	4.0	0.02	0.15	0.04	5.0	0.15	2	90	291	309	761	1900	620				
38 n	590	2.0	0.28	0.61	0.31	3.0	0.03	0.23	0.05	5.0	0.15	1	85	291	302	603	1850	560				
39 o	590	2.0	0.26	0.65	0.35	3.0	0.04	0.16	0.06	5.0	0.18	1	85	291	315	625	1900	560				
40 p	590	2.0	0.29	0.75	0.38	3.0	0.03	0.18	0.05	5.0	0.18	1	85	291	310	617	2050	620				
41 q	590	2.0	0.29	0.68	0.40	3.0	0.03	0.20	0.06	5.0	0.20	0	-	291	305	645	2100	630				

[0193] 表4

[0194]

(表3续)

试验 番号	温度 (°C)	氮势												化合物层 厚度 (μm)	γ相 面积率 (%)	空隙 面积率 (%)	有效 硬化层 深度 (目标) (μm)	有效 硬化层 深度 (实绩) (μm)	表面 硬度 (HV)	点蚀 强度 (MPa)	旋转弯曲 疲劳强度 (MPa)	备注
		高Kn值处理						低Kn值处理														
		时间 X (h)	最小值 Kn _{min}	最大值 Kn _{max}	平均值 Kn _{ave}	时间 Y (h)	最小值 Kn _{min}	最大值 Kn _{max}	平均值 Kn _{ave}													
42 a	590	0.5	0.14	0.65	0.35	1.0	0.03	0.23	0.06	1.5	0.16	0	0	160	155	580	1600	520	比较例			
43 a	590	2.0	0.25	1.53	0.68	3.0	0.02	0.15	0.04	5.0	0.30	3	15	291	305	622	1700	510				
44 a	590	0.5	0.16	0.59	0.29	1.0	0.03	0.18	0.06	1.5	0.14	0	0	160	151	552	1500	490				
45 a	590	1.5	0.28	0.93	0.82	3.5	0.02	0.13	0.03	5.0	0.27	7	13	291	306	699	1650	520				
46 a	590	0.5	0.15	0.50	0.31	1.0	0.01	0.08	0.03	1.5	0.12	0	0	160	156	558	1550	490				
47 a	590	0.5	0.20	0.55	0.35	1.0	0.00	0.03	0.02	1.5	0.13	0	0	160	154	546	1500	500				
48 a	590	0.5	0.18	0.32	0.31	4.5	0.02	0.05	0.03	5.0	0.06	0	0	291	265	555	1500	510				
49 a	590	1.0	0.17	0.99	0.66	4.0	0.13	0.24	0.21	5.0	0.30	12	30	291	311	675	1600	530				
50 a	590	3.0	0.18	0.95	0.49	2.0	0.02	0.05	0.03	5.0	0.31	9	35	291	306	678	1500	480				
51 a	590	2.0	0.15	1.38	0.30	2.0	—	—	—	2.0	0.30	8	40	184	195	585	1750	520				
52 r	590	2.0	0.58	1.15	0.69	3.0	0.03	0.15	0.04	5.0	0.30	5	45	291	321	596	1700	580				
53 s	590	2.0	0.32	0.95	0.55	3.0	0.04	0.19	0.06	5.0	0.26	3	70	291	302	605	1650	540				
54 t	590	2.0	0.30	0.93	0.50	3.0	0.05	0.17	0.06	5.0	0.24	2	60	291	308	612	1750	570				
55 u	590	2.0	0.35	0.88	0.45	3.0	0.03	0.20	0.05	5.0	0.21	3	60	291	310	541	1700	610				
56 v	590	2.0	0.20	0.78	0.40	3.0	0.03	0.20	0.08	5.0	0.21	3	55	291	305	610	1750	510				
57 w	590	2.0	0.25	0.90	0.45	3.0	0.05	0.21	0.10	5.0	0.24	3	65	291	316	534	1700	620				
58 x	590	2.0	0.28	0.95	0.51	3.0	0.04	0.20	0.06	5.0	0.24	3	65	291	310	632	1900	470				
59 y	590	2.0	0.35	0.96	0.55	3.0	0.03	0.19	0.05	5.0	0.25	2	70	291	308	464	1450	680				
60 z	590	0.5	0.30	0.90	0.59	1.0	0.03	0.20	0.08	1.5	0.25	0	0	160	125	845	1550	440				

[0195] [化合物层的厚度和空隙面积率的测定试验]

[0196] 对气体氮化处理后的试验片的与长度方向垂直的方向的断面进行镜面研磨,并进行了蚀刻。使用光学显微镜观察了蚀刻后的断面,进行了化合物层厚度的测定和表层部空隙有无的确认。蚀刻是在3%硝酸乙醇溶液中进行20~30秒。

[0197] 化合物层能够作为表层存在的白色的未腐蚀的层来确认。从以500倍的倍率拍摄的组织照片的5个视场(视场面积: $2.2 \times 10^4 \mu\text{m}^2$)中观察化合物层,分别每隔30 μm 测定了4个点的化合物层厚度。然后,将测定的20个点的平均值定义为化合物厚度(μm)。

[0198] 此外,对蚀刻后的断面以1000倍的倍率观察5个视场,求出了距离最表面为5 μm 深度范围的25 μm^2 面积中空隙所占的总面积的比值(空隙面积率,单位为%)。

[0199] [表面硬度和有效硬化层测定试验]

[0200] 对气体氮化处理后的各试验番号的棒钢根据JIS Z 2244以1.96N的试验力测定了距离表面50 μm 、100 μm 、以后每隔50 μm 直到深度1000 μm 为止的维氏硬度。就维氏硬度(HV)而言,各测定5个点,求出平均值。表面硬度设定为距离表面为50 μm 位置处的5个点的平均值。

[0201] 在由表面沿深度方向测定的维氏硬度的分布当中,将达到300HV以上的范围的深度定义为有效硬化层深度(μm)。

[0202] 如果化合物层的厚度为3 μm 以下、空隙的比例低于10%、表面硬度为570HV以上,则判定为良好。进而,有效硬化层深度如果满足160~410 μm ,则判定为良好。

[0203] 以下,使用良好和不良的试验片进行了耐点蚀性、耐弯曲特性、耐旋转弯曲疲劳特性的评价。

[0204] [耐点蚀性评价试验]

[0205] 以除去热处理应变为目的而对气体氮化处理后的各试验番号的滚轴点蚀试验用小滚轴进行了握持部的精整加工后,分别供于滚轴点蚀试验片。精整加工后的形状示于图5中。通过组合上述的滚轴点蚀试验用小滚轴和图6所示形状的滚轴点蚀试验用大滚轴来实施点蚀疲劳试验。此外,图5、6中的尺寸的单位为“mm”。

[0206] 上述滚轴点蚀试验用大滚轴是使用满足JIS的SCM420的标准的钢并通过一般的制造工序即“正火→试验片加工→基于气体渗碳炉的共析渗碳→低温回火→研磨”的工序来制作的,距离表面为0.05mm的位置即深度为0.05mm的位置处的维氏硬度Hv为740~760,另外,维氏硬度Hv为550以上的深度在0.8~1.0mm的范围内。

[0207] 表5中示出了点蚀疲劳试验的条件。试验结束次数设定为表示一般的钢的疲劳极限的 10^7 次,将在小滚轴试验片上不发生点蚀而达到了 10^7 次的最大表面压力设定为小滚轴试验片的疲劳极限。点蚀发生的检测通过试验机上安装的振动计来进行,振动发生后,停止小滚轴试验片和大滚轴试验片这两者的旋转,确认了点蚀发生和转速。就本发明部件而言,将疲劳极限下的最大表面压力为1800MPa以上作为目标。

[0208] 表5

试验机	滚轴点蚀试验机
试验片尺寸	小滚轴：直径 26mm 大滚轴：直径 130mm 接触部 150mmR
表面压力	1500~2400MPa
试验数	5 根
滑动率	-40%
小滚轴转速	1500rpm
圆周速度	小滚轴：123m/分
	大滚轴：172m/分
润滑油	种类：自动机用油
	油温：90℃

[0210] [耐弯曲疲劳特性评价试验]

[0211] 对供于气体氮化处理的圆柱试验片实施了小野式旋转弯曲疲劳试验。转速设定为 3000rpm，试验结束次数设定为表示一般的钢的疲劳极限的 10^7 次，将在旋转弯曲疲劳试验片上不发生断裂而达到了 10^7 次时的最大应力振幅设定为旋转弯曲疲劳试验片的疲劳极限。试验片的形状示于图7中。就本发明部件而言，将疲劳极限下的最大应力为550MPa以上作为目标。

[0212] [试验结果]

[0213] 结果示于表3中。在表3、4中的“有效硬化层深度(目标)”栏中记载了由式(A)算出的值(目标值)，在“有效硬化层深度(实绩)”栏中记载了有效硬化层的测定值(μm)。

[0214] 参照表3、4，就试验番号17~41而言，气体氮化处理中的处理温度为550~620℃，处理时间A为1.5~10小时。此外，高 K_N 值处理中的 K_{NX} 为0.15~1.50，平均值 $K_{NX\text{ave}}$ 为0.30~0.80。此外，低 K_N 值处理中的 K_{NY} 为0.02~0.25，平均值 $K_{NY\text{ave}}$ 为0.03~0.20。此外，由(式2)求出的平均值 $K_{N\text{ave}}$ 为0.07~0.30。因此，无论哪个试验番号，氮化处理后的化合物层的厚度均为 $3\mu\text{m}$ 以下，空隙面积率均低于10%。

[0215] 此外，有效硬化层满足160~410 μm ，表面硬度为570HV以上。点蚀强度和弯曲疲劳强度也分别满足目标的1800MPa、550MPa以上。此外，对于存在化合物层的试验片的表层断面，使用SEM-EBSD法研究了化合物层的相结构，其结果是，以面积比率计 γ' (Fe_4N)为50%以上，剩余部分为 ϵ ($\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$)。

[0216] 另一方面，就试验番号42而言，高 K_N 值处理中的 K_{NX} 的最小值低于0.15。因此，在高 K_N 值处理中没有稳定地形成化合物层，因此有效硬化层深度低于160 μm ，点蚀强度低于1800MPa，弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0217] 就试验番号43而言，高 K_N 值处理中的 K_{NX} 的最大值超过1.50。因此，空隙面积率达到10%以上，点蚀强度低于1800MPa，弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0218] 就试验番号44而言，高 K_N 值处理中的平均值 $K_{NX\text{ave}}$ 低于0.30。因此，在高 K_N 值处理中没有形成足够厚度的化合物层，在低 K_N 值处理中化合物层在早期就被分解了，因此有效硬化层深度变为低于160 μm ，表面硬度也低于570HV，因此点蚀强度低于1800MPa，弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0219] 就试验番号45而言，高 K_N 值处理中的平均值 $K_{NX\text{ave}}$ 超过0.80。因此，化合物层厚度超

过 $3\mu\text{m}$,并且空隙面积率达到10%以上,点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0220] 就试验番号46而言,低 K_N 值处理中的 K_{NY} 的最小值低于0.02。因此,在低 K_N 值处理中化合物层在早期就被分解了,因此有效硬化层深度变为低于 $160\mu\text{m}$,表面硬度也低于570HV,因而点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0221] 就试验番号47而言,低 K_N 值处理中的 K_{NY} 的最小值低于0.02,并且低 K_N 值处理中的平均值 K_{Yave} 低于0.03。因此,有效硬化层深度变为低于 $160\mu\text{m}$,表面硬度也低于570HV,因此点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0222] 就试验番号48而言,平均值 K_{Nave} 低于0.07。因此,表面硬度低于570HV,因此点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0223] 就试验番号49而言,低 K_N 值处理中的平均值 K_{Yave} 超过0.20。因此,化合物层厚度超过 $3\mu\text{m}$,因此点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0224] 就试验番号50而言,平均值 K_{Nave} 超过0.30。因此,化合物层厚度超过 $3\mu\text{m}$,因此点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0225] 就试验番号51而言,没有进行高 K_N 、低 K_N 值处理,进行了平均值 K_{Nave} 成为0.07~0.30的控制。其结果是,化合物层厚度超过 $3\mu\text{m}$,因此点蚀强度低于1800MPa,弯曲疲劳强度低于550MPa。

[0226] 就试验番号52~60而言,使用具有本发明中规定的范围外的成分的钢r~z进行了本发明中规定的氮化处理。其结果是,点蚀强度、弯曲疲劳强度中的至少一个不满足目标值。

[0227] 以上对本发明的实施方式进行了说明。但是,上述的实施方式只不过是用于实施本发明的例示。因此,本发明不限于上述的实施方式,可以在不超出其宗旨的范围内适当变更上述的实施方式来实施。

[0228] 符号说明

[0229] 1 多孔层

[0230] 2 化合物层

[0231] 3 氮扩散层

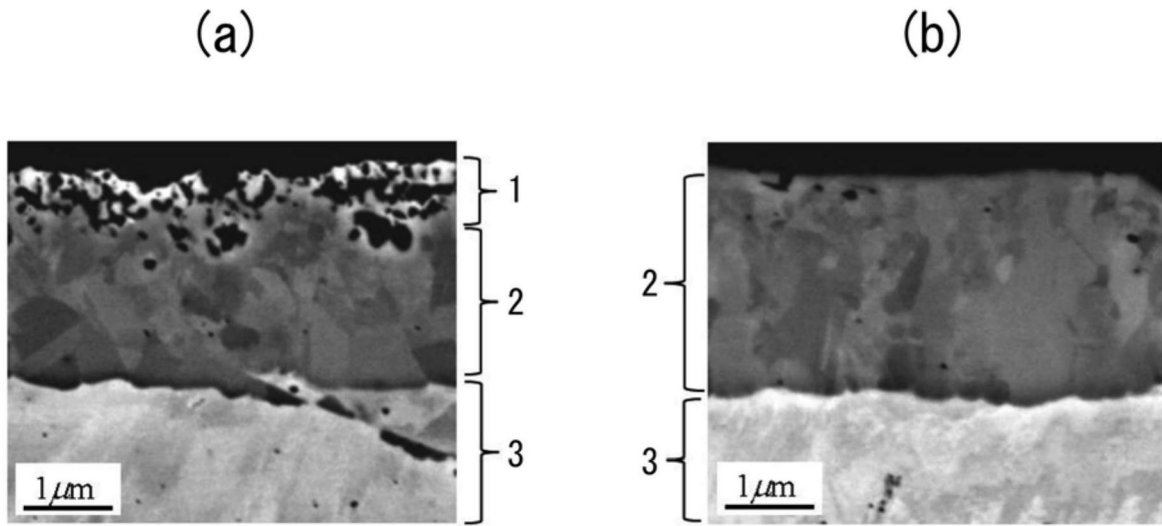


图1

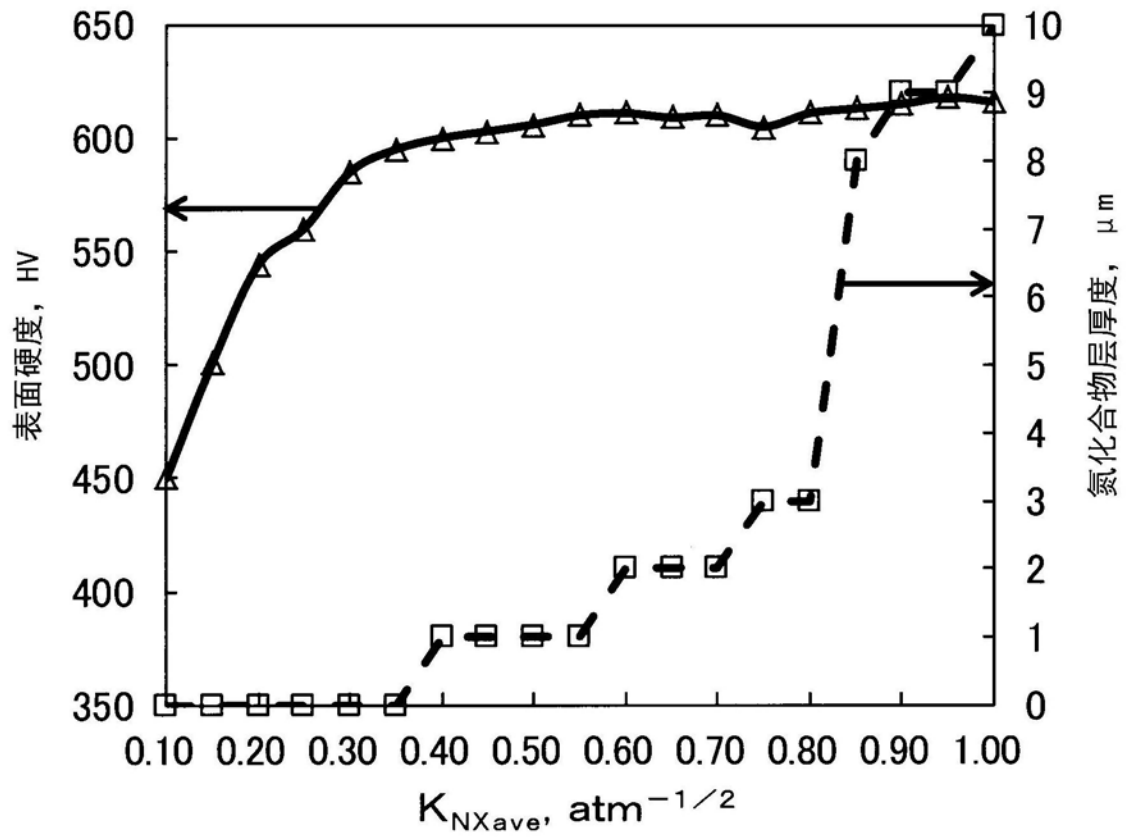


图2

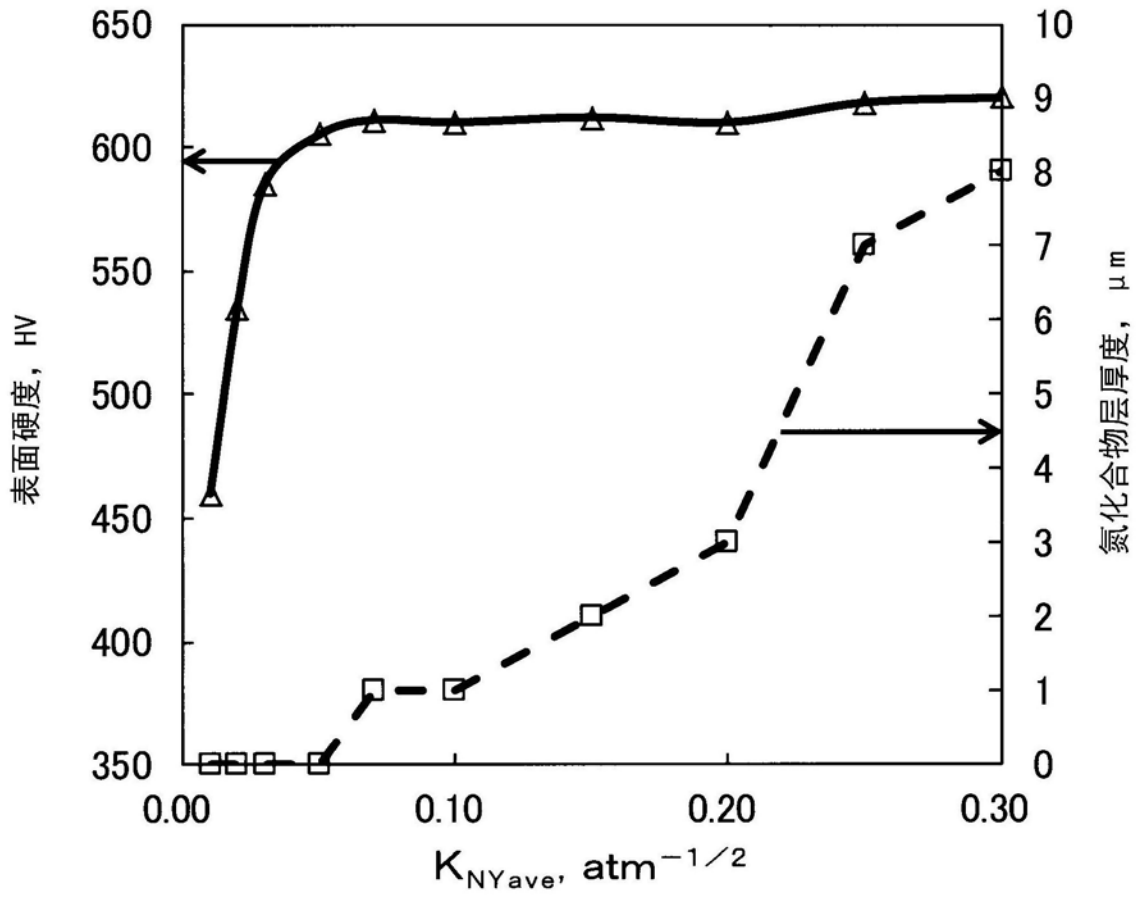


图3

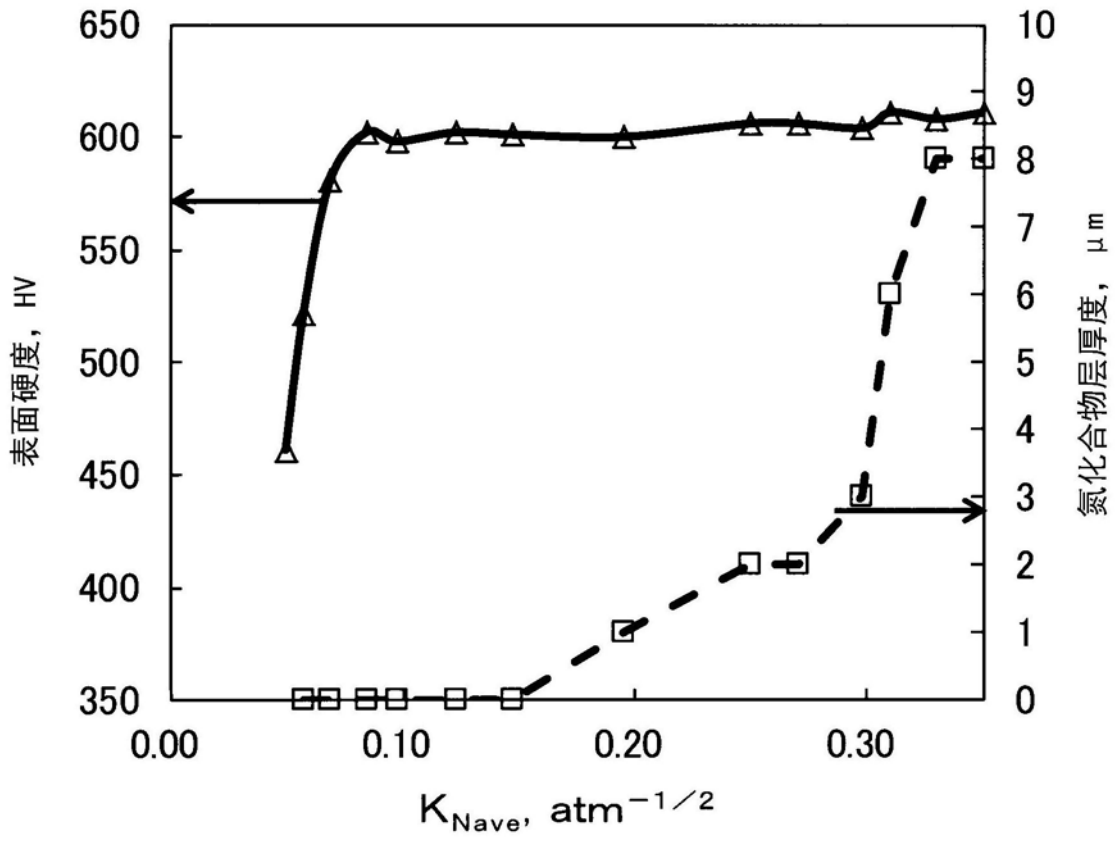


图4

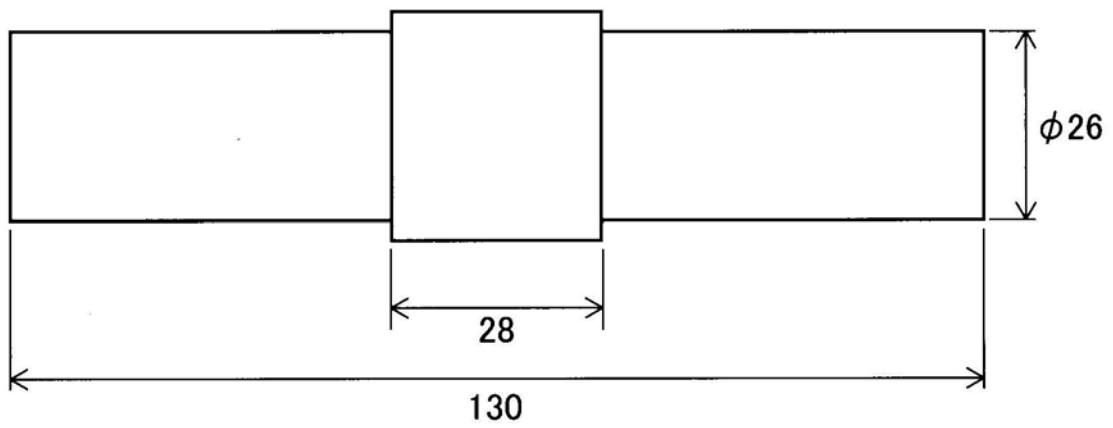


图5

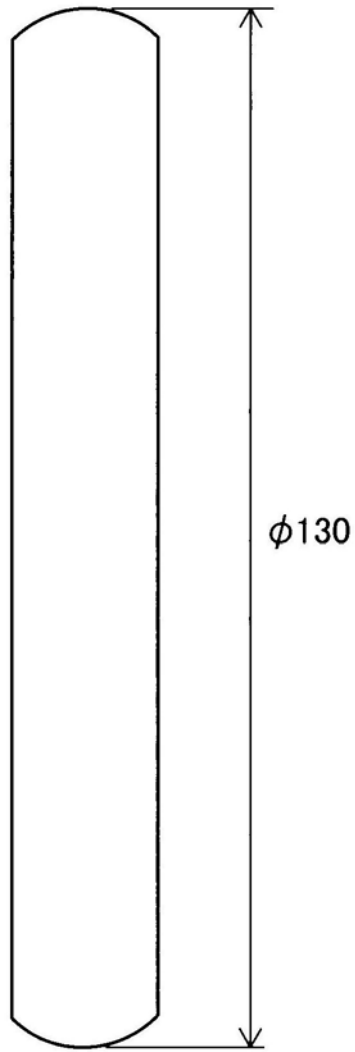


图6

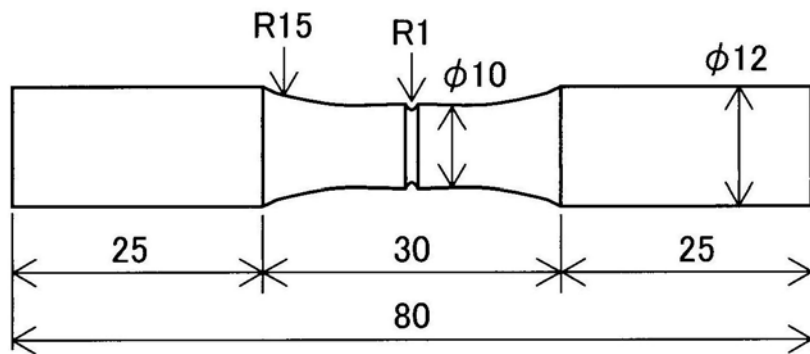


图7