



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104024444 B

(45)授权公告日 2016.10.26

(21)申请号 201280065772.2

(22)申请日 2012.10.31

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 104024444 A

(43)申请公布日 2014.09.03

(30)优先权数据

2011-240003 2011.11.01 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2014.07.01

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/078125 2012.10.31

(87)PCT国际申请的公布数据

W02013/065718 JA 2013.05.10

(73)专利权人 新日铁住金株式会社

地址 日本东京都

专利权人 本田技研工业株式会社

(72)发明人 堀本雅之 今高秀树 中冈慎臣

二宫彬仁 冈田善成

(74)专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事

务所(普通合伙) 11277

代理人 刘新宇 李茂家

(51)Int.Cl.

G21D 9/32(2006.01)

G21D 1/06(2006.01)

G21D 1/58(2006.01)

G21D 9/28(2006.01)

G22C 38/00(2006.01)

G22C 38/22(2006.01)

G22C 38/26(2006.01)

G23C 8/22(2006.01)

G23C 8/32(2006.01)

G23C 8/80(2006.01)

F16H 55/06(2006.01)

F16H 55/36(2006.01)

(56)对比文件

W0 2008/004548 A1,2008.01.10,

JP 特开平4-297552 A,1992.10.21,

审查员 徐方明

权利要求书1页 说明书19页 附图5页

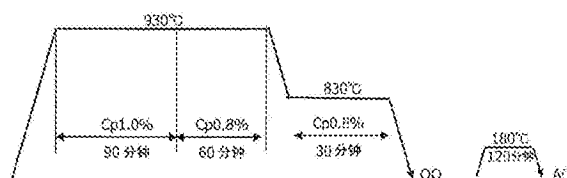
(54)发明名称

钢制部件的制造方法

(57)摘要

通过对下述钢材依次实施(1)保持于温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛、实施渗碳或碳氮共渗的处理,和(2)对于该实施了渗碳或碳氮共渗的钢材,使用温度40~80℃、并且40℃下的运动粘度为20~25mm²/s的淬火油进行淬火的处理,可以制造具有优异的高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度,并且渗碳淬火或碳氮共渗淬火时的热处理形变的偏差得到抑制的钢制部件,所述钢材按质量%计含有C:0.15~0.25%、Si:0.01~0.10%、Mn:0.50~0.80%、S:0.003~0.030%、Cr:0.80~

1.20%、Mo:0.30~0.45%、Al:0.015~0.050%、N:0.010~0.025%,进而根据需要含有Nb≤0.08%,剩余部分由Fe和杂质组成,1.3≤Cr/Mn≤2.4,杂质中的P和O为P≤0.010%、O≤0.0020%。



1. 一种钢制部件的制造方法,其特征在于,其对于下述钢材依次实施以下的步骤1和步骤2的处理,所述钢材按质量%计含有

C:0.15~0.25%、

Si:0.01~0.10%、

Mn:0.50~0.75%、

S:0.003~0.030%、

Cr:0.80~1.20%、

Mo:0.33~0.45%、

Al:0.015~0.050%和

N:0.010~0.022%,并且

下述(1)式所示的 f_n 为1.3~2.4,

剩余部分由Fe和杂质组成,杂质中的P和O分别为

P:0.010%以下和

O:0.0020%以下,

步骤1:保持于温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛、实施渗碳或碳氮共渗的处理,其中,保持时间为2~15小时,

步骤2:对于该实施了渗碳或碳氮共渗的钢材,使用温度40~80℃、并且40℃下的运动粘度为20~25mm²/s的淬火油进行淬火的处理,

$$f_n = Cr/Mn \quad (1)$$

其中,(1)式中的Cr和Mn表示该元素的按质量%计的含量。

2. 根据权利要求1所述的钢制部件的制造方法,其特征在于,步骤1的渗碳或碳氮共渗处理包括:温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持、和在该保持之后的温度800~900℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持。

3. 根据权利要求1或2所述的钢制部件的制造方法,其中,钢材按质量%计含有Nb:0.08%以下来替代Fe的一部分。

钢制部件的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢制部件的制造方法,具体而言,本发明涉及切削加工工序中的切削性或净形成型(net shape forming)时的冷锻性优异、并且渗碳淬火或碳氮共渗淬火后的高周及低周的弯曲疲劳强度以及耐点状腐蚀强度优异的钢制的传动部件的制造方法。

背景技术

[0002] 对于汽车和产业机械的钢制部件,尤其是用作传动部件的钢制的齿轮、滑轮、轴等通常实施高频淬火、渗碳淬火、碳氮共渗淬火等“表面硬化处理”。

[0003] 上述之中,“高频淬火”为急速加热到Ac3点以上的高温的奥氏体区域后、冷却进行淬火的处理。高频淬火具有硬化层深度的调整比较容易的优点。为了得到必要的表面硬度、硬化层深度和芯部硬度,通常被处理材例如使用JIS G 4051(2009)中规定的S45C、JIS G4053(2008)中规定的SCr440等中碳钢。

[0004] 但是,中碳钢由于原材料硬度比低碳钢高,切削加工工序中的切削性变差,并且净形成型时的冷锻性也变差。并且,在高频淬火的情况下,还存在必须对于每一部件制作高频加热线圈的问题。

[0005] 因此,作为上述钢制部件的表面硬化处理,利用渗碳淬火或碳氮共渗淬火的情况增多。

[0006] 作为表面硬化处理,利用渗碳淬火或碳氮共渗淬火的情况下,上述钢制部件例如通过以下所示的方法制造。

[0007] <1>准备由机械结构用钢形成的轧制棒钢或线材。作为上述机械结构用钢,使用与高频淬火中使用的钢相比C含量低的钢、例如JIS G4053(2008)中规定的SCr420、SCM420和SNCM420等。

[0008] <2>对所准备轧制棒钢或线材进行热锻,粗成型为中间产品。

[0009] <3>对于上述<2>的经过粗成型的中间产品根据需要实施正火处理后、实施切削加工。

[0010] <3'>对于上述<2>的经过粗成型的中间产品根据需要实施正火处理后、有时通过冷锻实施净形成型。

[0011] <4>对于实施了切削加工或净形成型的中间产品进行作为表面硬化处理的渗碳淬火或碳氮共渗淬火,根据需要进而在200℃以下的温度下实施回火,得到前述钢制部件。

[0012] <5>上述<4>的表面硬化处理后或回火后,有时进而实施喷丸硬化和/或表面磨削而得到钢制部件。

[0013] 近年,例如为了提高汽车和产业机械的耗油量或者为了实现引擎的高输出功率化,钢制部件的轻量化和小型化得到进展。但是,由于轻量化和小型化而对钢制部件施加的负荷有增大的倾向。因此,对于钢制部件要求高周区域的弯曲疲劳强度提高、以及低周区域的弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度提高。

[0014] 具体而言,例如汽车用齿轮的情况下,对于齿根,从抑制稳定运转时等的齿根折损

的观点考虑,要求负荷重复数 1.0×10^7 次程度的高周区域的更大弯曲疲劳强度,另外,从抑制运转开始时所输入的大负荷下的齿根折损的观点考虑,也要求负荷重复数 1.0×10^5 次程度的低周区域的更大弯曲疲劳强度。进而,对于齿面,从抑制齿轮啮合时的噪声以及抑制以剥离部作为起点的齿的折损的观点考虑,要求更大的耐点状腐蚀强度。

[0015] 以下,将上述高周区域下的弯曲疲劳强度称为“高周弯曲疲劳强度”,将低周区域下的弯曲疲劳强度称为“低周弯曲疲劳强度”。

[0016] 为了响应这种要求,提出了使用与上述JIS G 4053(2008)中规定的机械结构用钢相比合金元素含量多的钢,通过渗碳淬火或碳氮共渗淬火来实施表面硬化处理的技术以及在表面硬化处理后进而实施喷丸硬化的技术。

[0017] 专利文献1中公开了一种“齿轮”,其通过含有Si:0.1%以下、Ni:0.4~0.6%、Mo:0.6~1.0%和Nb:0.02~0.5%等元素,剩余部分为Fe,渗碳异常层为6 μ m以下,并且具有No.9以上的晶体粒度的原材料构成。

[0018] 专利文献2中公开了“一种热处理钢部件的制造方法”,其对C:0.10~0.40%、Si:0.06%以上且不足0.15%、Mn:0.30~1.00%、Cr:0.90~1.20%、Mo:超过0.30%且为0.50%以下,剩余部分由Fe组成的钢进行渗碳淬火或碳氮共渗淬火,接着实施喷丸硬化。

[0019] 专利文献3中公开了“一种进行渗碳处理来使用的齿轮用钢”,其含有Cr:0.40~1.50%、Si:0.10%以下等元素,根据需要进而含有Ni:2.50%以下、Mo:0.40%以下、Nb:0.005~0.025%中的一种以上,剩余部分实质上由Fe组成。

[0020] 专利文献4中公开了“一种齿面强度优异的齿轮用钢”以及“一种齿面强度优异的齿轮的制造方法”,该齿面强度优异的齿轮用钢含有Si:1.0%以下、Cr:1.50~5.0%等元素,剩余部分由Fe和杂质组成,该齿面强度优异的齿轮的制造方法使用该齿轮用钢进行渗碳淬火回火或碳氮共渗淬火回火的表面硬化处理,或者根据需要在该表面硬化处理后,进而进行喷丸硬化。

[0021] 专利文献5中公开了一种“渗碳齿轮用钢”,其含有Si:0.35~3.0%、Cr:0.3~5.0%、V:0.05~0.5%等元素,根据需要进而含有Ni:3.0%以下、Mo:1.0%以下、Nb:0.1%以下中的一种以上,剩余部分由Fe和不可避免的杂质组成。

[0022] 现有技术文献

[0023] 专利文献

[0024] 专利文献1:日本特开平6-306572号公报

[0025] 专利文献2:日本特开昭64-31927号公报

[0026] 专利文献3:日本特开昭60-21359号公报

[0027] 专利文献4:日本特开平7-242994号公报

[0028] 专利文献5:日本特开平7-126803号公报

发明内容

[0029] 发明要解决的问题

[0030] 通常,钢由于随着合金元素含量的增加而硬度升高,切削性降低,净成型时的冷锻性也降低。这对于专利文献1~5中提出的含有许多合金元素的钢而言也是同样的。

[0031] 因此,使用专利文献1~5中提出的钢的情况下,为了避免钢制部件制造的切削加

工工序中的切削性降低或者为了避免净成型时的冷锻性降低,需要在切削加工或净成型之前追加软化热处理的工序。因此,除了工序增加而导致生产率降低之外,部件制造成本也升高。

[0032] 进而,鉴于近年的合金元素价格急剧上涨,尤其是减少Ni和Mo的含量从而降低原材料成本的要求增大。

[0033] 专利文献1中提出的技术需要含有Ni:0.4~0.6%、Mo:0.6~1.0%和Nb:0.02~0.5%作为必须的元素。因此不能充分响应上述降低原材料成本的要求。

[0034] 专利文献2中提出的技术在适当条件下实施喷丸硬化。因此,如其表3所示,可以达成高周弯曲疲劳强度的提高。但是,没有照顾到低周弯曲疲劳强度。因此,对于钢制部件的轻量化和小型化伴随的低周弯曲强度提高的要求,也不能充分响应。

[0035] 根据专利文献3~5中提出的技术,通过渗碳淬火或碳氮共渗淬火,可以达成良好的弯曲疲劳强度和面疲劳强度。但是,如前文所述,难以避免切削性的降低或净成型时的冷锻性降低。换言之,不能以高的水平兼顾作为相反特性的弯曲疲劳强度及面疲劳强度与切削性或冷锻性。

[0036] 本发明是鉴于上述现状而提出的,其目的在于,提供减少价格昂贵的合金元素含量以抑制原材料成本,另一方面对于钢制部件而言,可以具备优异的高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度,并且能够确保部件制造时的切削加工工序中充分的切削性或者净成型工序中充分的冷锻性,进而,还能够抑制渗碳淬火或碳氮共渗淬火时的热处理形变的偏差的钢制部件的制造方法,尤其是齿轮、滑轮、轴等钢制的传动部件的制造方法。

[0037] 用于解决问题的方案

[0038] 本发明人等为了解决前述问题而进行深入的调查、研究。其结果得到下述(a)~(n)的发现。

[0039] (a)为了确保切削加工时良好的切削性或者净成型时良好的冷锻性,切削加工或净成型之前的组织、即热锻之后的组织或热锻后实施正火处理的情况下正火后的组织需要稳定地为铁素体和珠光体的混合组织。若混合贝氏体,则硬度增大、切削阻力提高而切削性降低,另外,变形阻力升高而冷锻性降低。

[0040] (b)由于从部件表层产生龟裂而低周弯曲疲劳强度降低。因此,为了提高低周弯曲疲劳强度而抑制负荷时的产生龟裂的形变、和提高部件表层产生龟裂的临界的强度(以下称为“产生龟裂的强度”)这两者是重要的。为了抑制负荷时的产生龟裂的形变,增大部件的芯部硬度(部件的基体硬度)是有效的。

[0041] (c)为了增大部件的芯部硬度,提高Mo和/或Ni的含量是有效的。但是,若这些元素的含量过高则热锻之后的组织或热锻后实施正火处理的情况下正火后的组织容易混合贝氏体,因此切削性和冷锻性降低。因此,难以以高的水平兼顾低周弯曲疲劳强度和切削性或冷锻性。即,芯部硬度的增大通过其它手段实现是重要的。

[0042] (d)为了提高部件表层的产生龟裂的强度,第一降低晶界氧化深度是重要的。为此,降低Si含量是有效的,但是只有这样是不充分的,还需要管理Cr与Mn的含量之比、换言之之“Cr/Mn”的范围。

[0043] (e)为了提高部件表层的产生龟裂的强度,需要降低存在于晶界的杂质。上述“存

在于晶界的杂质”指的是例如在晶界偏析的P以及渗碳淬火或碳氮共渗淬火时在晶界产生的渗碳体等。

[0044] (f)渗碳淬火或碳氮共渗淬火通常使用温度100~150℃程度的油进行。但是,使用上述温度的油的情况下,在淬火处理中有可能受到自身回火而在晶界生成薄膜状的渗碳体。若存在该薄膜状的渗碳体,则由于晶界强度降低而低周弯曲疲劳强度不会提高。并且,若将受到了自身回火的钢在200℃程度的温度下回火,则P容易在渗碳体与晶界的界面偏析,晶界强度进一步降低,因此低周弯曲疲劳强度不会提高。即,为了提高低周弯曲疲劳强度,渗碳淬火或碳氮共渗淬火中进行骤冷以不会受到自身回火是重要的。若在渗碳淬火或碳氮共渗淬火时可以骤冷,则即使Mo和Ni的含量没有那么高、也可以增大芯部硬度。

[0045] (g)与低周弯曲疲劳强度的情况同样地,通过提高部件表层的产生龟裂的强度,高周弯曲疲劳强度提高。因此,为了提高高周弯曲疲劳强度,需要降低晶界氧化深度。换言之,除了降低前述Si含量之外,还需要管理Cr与Mn的含量之比、换言之“Cr/Mn”的范围。

[0046] (h)通过增大部件的表层硬度,也可以提高高周弯曲疲劳强度。进而,部件的表层硬度的增大带来耐点状腐蚀强度的提高。

[0047] (i)为了增大部件的表层硬度,降低渗碳淬火或碳氮共渗淬火时产生的部件表层部的晶界氧化物附近的不完全淬火组织。

[0048] (j)部件表层部的晶界氧化物附近产生的不完全淬火组织为珠光体和/或贝氏体。渗碳淬火或碳氮共渗淬火的冷却中产生珠光体是在500~600℃附近缓慢冷却时。因此,通过在上述温度区域骤冷,可以抑制珠光体的生成。

[0049] (k)部件在淬火时,经过“膜沸腾传热”、“核沸腾传热”和“对流传热”的各阶段冷却。上述三种阶段中冷却能力最高的是“核沸腾传热”。因此,通过使“核沸腾传热”阶段为宽的温度范围,可以增大部件表层部的冷却速度。

[0050] (l)为了扩大“核沸腾传热”阶段的温度范围,降低“对流传热”阶段的开始温度是重要的,为此,需要降低淬火油的运动粘度。通过降低“对流传热”阶段的开始温度,能够增大作为马氏体相变开始的温度的Ms点附近的冷却速度,因此可以抑制贝氏体的生成。

[0051] (m)变更淬火油的运动粘度的情况的待解决的事项为淬火中产生的热处理形变的偏差量。但是,如后述的实施例中示出一例那样,即使使用运动粘度低、“对流传热”阶段的开始温度低的淬火油,淬火中产生的热处理形变的偏差量也会与使用100~150℃程度的温度下使用的运动粘度高的以往的淬火油的情况为同等程度。进而,使用运动粘度低、“对流传热”阶段的开始温度低的淬火油的情况下,即使钢中Mo含量没有那么多、或不含有Ni,也可以抑制部件表层部的晶界氧化物附近的不完全淬火组织的生成。

[0052] (n)通过不仅将钢的各成分元素的含量管理到特定范围,而且将(d)项中说明的Cr与Mn的含量之比、换言之“Cr/Mn”的范围管理到特定范围内,可以同时达成以下的三个项目,即,

[0053] [1]抑制原材料成本,

[0054] [2]对于钢制部件而言,具备优异的高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度,

[0055] [3]确保部件制造时的切削加工工序中充分的切削性或者净形成型工序中充分的冷锻性。

- [0056] 本发明是基于上述发现而完成的,其主旨在于下述所述的钢制部件的制造方法。
- [0057] (1)一种钢制部件的制造方法,其特征在于,其对于下述钢材依次实施以下的步骤1和步骤2的处理,所述钢材按质量%计含有
- [0058] C:0.15~0.25%、
- [0059] Si:0.01~0.10%、
- [0060] Mn:0.50~0.80%、
- [0061] S:0.003~0.030%、
- [0062] Cr:0.80~1.20%、
- [0063] Mo:0.30~0.45%、
- [0064] Al:0.015~0.050%和
- [0065] N:0.010~0.025%,并且
- [0066] 下述(1)式所示的 f_n 为1.3~2.4,
- [0067] 剩余部分由Fe和杂质组成,杂质中的P和O分别为
- [0068] P:0.010%以下和
- [0069] O:0.0020%以下,
- [0070] 步骤1:保持于温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛、实施渗碳或碳氮共渗的处理,
- [0071] 步骤2:对于该实施了渗碳或碳氮共渗的钢材,使用温度40~80℃、并且40℃下的运动粘度为20~25mm²/s的淬火油进行淬火的处理,
- [0072] $f_n = Cr/Mn$ (1)
- [0073] 其中,(1)式中的Cr和Mn表示该元素的按质量%计的含量。
- [0074] (2)根据上述(1)所述的钢制部件的制造方法,其特征在于,步骤1的渗碳或碳氮共渗处理包括:温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持、和在该保持之后的温度800~900℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持。
- [0075] (3)根据上述(1)或(2)所述的钢制部件的制造方法,其中,钢材按质量%计含有Nb:0.08%以下来替代Fe的一部分。
- [0076] 需要说明的是,作为剩余部分的“Fe和杂质”中的“杂质”指的是工业上制造钢材时由作为原料的矿石、废料或者制造环境等混入的成分。
- [0077] 在温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持之后的温度800~900℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持指的是所谓“用于淬火的加热处理”。
- [0078] 发明的效果
- [0079] 通过本发明,能够得到尽管价格昂贵的合金元素含量少,也具有优异的高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度,并且可以确保制造时的切削加工工序中充分的切削性或者净形成型工序中充分的冷锻性,并且渗碳淬火或碳氮共渗淬火时的热处理形变的偏差得到抑制的钢制产品。

附图说明

- [0080] 图1为表示实施例中使用的热处理形变的偏差量测定用试验片的形状的图。图中的尺寸的单位为“mm”。

[0081] 图2为说明实施例中进行的渗碳淬火中、将图1的热处理形变的偏差量测定用试验片配置于筐内的位置的图。图中的“1”、“2”和“3”分别表示“左上后”、“中央”和“右下前”。

[0082] 图3为表示对实施例中使用的各种试验片实施的“渗碳淬火-回火”的加热曲线的图。图中的“930℃”、“830℃”和“180℃”分别指的是“渗碳温度”、“用于淬火的加热温度”和“回火温度”。“Cp”表示“碳势”。“OQ”表示“油淬火”。回火后的冷却为大气中自然冷却,图中标记为“AC”。

[0083] 图4为表示为了评价高周弯曲疲劳强度而在实施例中使用的的小野式旋转弯曲疲劳试验片的形状的图。图中的尺寸的单位为“mm”。

[0084] 图5为表示为了评价低周弯曲疲劳强度而在实施例中使用的四点弯曲疲劳试验片的形状的图。图中的尺寸的单位为“mm”。

[0085] 图6为表示实施例中使用的滚轴点蚀小滚轴试验片的形状的图。

[0086] 图7为表示实施例中使用的滚轴点蚀大滚轴试验片的形状的图。

[0087] 图8为说明用于实施例中进行的低周弯曲疲劳强度评价的“四点弯曲疲劳试验”的图。

[0088] 图9为说明实施例中进行的滚轴点蚀试验的图。

具体实施方式

[0089] 以下对本发明的各条件进行详细说明。需要说明的是,各元素含量的“%”指的是“质量%”。

[0090] (A)钢材的化学组成:

[0091] C:0.15~0.25%

[0092] C是对于确保经过了渗碳淬火或碳氮共渗淬火的钢制部件的芯部强度(基体的强度)而言必须的元素,需要0.15%以上的含量。但是,若C含量增多而超过0.25%,则进行了渗碳淬火或碳氮共渗淬火时的部件的形变量(热处理形变)的增加变得显著。因此,使C含量为0.15~0.25%。C含量优选下限为0.16%,另外优选上限为0.23%。

[0093] Si:0.01~0.10%

[0094] Si在渗碳处理或碳氮共渗处理时增加晶界氧化深度。特别是若其含量超过0.10%,则晶界氧化深度大幅增加而弯曲疲劳强度降低,达不到本发明的目的。但是,批量生产时难以使Si含量不足0.01%。因此,使Si含量为0.01~0.10%。Si含量优选上限为0.09%。需要说明的是,若考虑到批量生产时的制造成本,则Si含量的下限优选为0.03%。

[0095] Mn:0.50~0.80%

[0096] Mn是提高淬火性的效果大、对于确保进行了渗碳淬火或碳氮共渗淬火时的部件的芯部强度而言必须的元素,需要0.50%以上的含量。但是,若Mn含量增多而超过0.80%,则不仅其效果饱和,而且切削加工工序中的切削性降低变得显著,净成型时的冷锻性降低也变得显著。因此,使Mn含量为0.50~0.80%。Mn含量优选下限为0.55%,另外优选上限为0.75%。

[0097] S:0.003~0.030%

[0098] S与Mn结合而形成MnS、提高切削性。但是,其含量不足0.003%时,难以得到前述效果。另一方面,若S含量增多,则容易生成粗大的MnS,存在低周弯曲疲劳强度降低的倾向,特

别是若S含量超过0.030%，则低周弯曲疲劳强度降低变得显著。因此，使S含量为0.003～0.030%。S含量优选下限为0.005%，另外优选上限为0.020%。

[0099] Cr:0.80～1.20%

[0100] Cr是提高淬火性和抗回火软化的效果大、对于提高弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度而言有效的元素。但是，Cr含量不足0.80%时，上述效果不充分，得不到本发明目的的良好弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度。另一方面，若Cr含量超过1.20%，则进行切削加工之前的组织或进行净形成型之前的组织、即热锻之后的组织或热锻后实施正火处理的情况下正火后的组织容易生成贝氏体。因此，由于原材料硬度的增加、切削阻力升高而切削性降低，另外变形阻力升高而冷锻性降低。因此，使Cr含量为0.80～1.20%。Cr含量优选下限为0.90%，另外优选上限为1.10%。

[0101] Mo:0.30～0.45%

[0102] Mo是提高淬火性和抗回火软化的效果大，对于提高高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度而言有效的元素。但是，Mo含量不足0.30%时，不能抑制晶界氧化物附近的珠光体的生成，因此得不到本发明目的的良好高周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度。另一方面，若Mo含量超过0.45%，则进行切削加工或净形成型之前的组织、即热锻之后的组织或热锻后实施正火处理的情况下正火后的组织容易生成贝氏体。因此，由于原材料硬度的增加、切削阻力升高而切削性降低，另外变形阻力升高而冷锻性降低。因此，使Mo含量为0.30～0.45%。Mo含量优选下限为0.31%，另外优选上限为0.40%。

[0103] Al:0.015～0.050%

[0104] Al具有脱氧作用。Al进而是与N结合而形成AlN，对于防止渗碳时或碳氮共渗时的奥氏体晶粒粗化而言有效的元素。但是，Al含量不足0.015%时，不能稳定地防止奥氏体晶粒粗化，粗化的情况下，高周弯曲疲劳强度和低周弯曲疲劳强度降低。另一方面，若Al含量超过0.050%，则容易形成粗大的氧化物，弯曲疲劳强度降低。因此，使Al含量为0.015～0.050%。Al含量优选下限为0.016%，另外优选上限为0.040%。

[0105] N:0.010～0.025%

[0106] N与Al结合而形成AlN，另外与Nb结合而形成NbN。上述AlN和NbN在防止渗碳时或碳氮共渗时奥氏体晶粒粗化方面具有效果。但是，N含量不足0.010%时，上述氮化物的形成不稳定，因此不能稳定地防止奥氏体晶粒粗化。另一方面，若N含量超过0.025%，则制钢工序中的批量生产时的稳定的制造变得困难。因此，使N含量为0.010～0.025%。N含量优选下限为0.011%，另外优选上限为0.022%。

[0107] f_n :1.3～2.4

[0108] 对于本发明的制造方法中使用的钢材而言，

[0109] $f_n = \text{Cr}/\text{Mn}$ (1)

[0110] 所示的 f_n 必须为1.3～2.4。其中，(1)式中的Cr和Mn表示该元素的按质量%计的含

[0111] 为了降低晶界氧化深度，如上所述，降低Si含量是有效的，但是只有这样是不充分的，通过将作为Cr与Mn的含量之比的 f_n 管理到特定范围，可以有效地利用该效果。 f_n 不足1.3时，Mn所导致的晶界氧化变得显著，因此不能充分得到通过降低Si含量实现的晶界氧化深度降低效果。另一方面，即使 f_n 超过2.4，上述晶界氧化深度降低效果也饱和。

[0112] fn在上述Cr和Mn的含量的范围内,优选下限为1.4,另外优选上限为2.2。

[0113] 对于本发明的制造方法中使用的钢材的化学组成之一而言,除了上述元素之外,剩余部分由Fe和杂质组成,杂质中的P和O分别为P:0.010%以下和O:0.0020%以下。

[0114] 需要说明的是,作为剩余部分的“Fe和杂质”中的“杂质”指的是工业上制造钢材时、由作为原料的矿石混入的例如P、由废料混入的例如Cu和Ni、或由制造环境混入的例如O(氧)等。

[0115] 其中,杂质中的P和O需要特别严格限制,以下进行说明。

[0116] P:0.010%以下

[0117] P由于为容易进行晶界偏析而使晶界脆化的元素,若其含量超过0.010%则低周弯曲疲劳强度降低。因此,使杂质中的P含量为0.010%以下。杂质中的P含量优选为0.008%以下。

[0118] O:0.0020%以下

[0119] O容易与Al结合而形成硬质的氧化物系夹杂物,使弯曲疲劳强度降低。特别是若O含量超过0.0020%则弯曲疲劳强度的降低变得显著。因此,使杂质中的O含量为0.0020%以下。需要说明的是,虽然优选杂质中的O含量尽可能减少,但是若考虑到制钢工序的成本则其下限为0.0010%左右。

[0120] 对于本发明的制造方法中使用的钢材的化学组成的另外之一而言,含有Nb来替代上述Fe的一部分。以下对作为任意元素的Nb的作用效果和含量的限定理由进行说明。

[0121] Nb:0.08%以下

[0122] Nb为容易与C、N结合而形成NbC、NbN、Nb(C、N),对于补充前述通过AlN实现的渗碳时或碳氮共渗时的奥氏体晶粒粗化防止而言有效的元素。因此,可以含有Nb。但是若Nb含量增多而超过0.08%,则奥氏体晶粒粗化防止的效果反而降低。因此,含有时的Nb的量设置上限,使其为0.08%以下。含有时的Nb的量优选为0.06%以下。

[0123] 另一方面,为了稳定地得到前述Nb的效果,Nb含量优选为0.01%以上,若为0.02%以上则进一步优选。

[0124] (B)钢制部件的制造条件:

[0125] 本发明的钢制部件的制造方法的特征在于,其对于具有前述(A)项中记载的化学组成的钢材依次实施以下的步骤1和步骤2的处理。

[0126] 步骤1:保持于温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛、实施渗碳或碳氮共渗的处理。

[0127] 步骤2:对于该实施了渗碳或碳氮共渗的钢材,使用温度40~80℃、并且40℃下的运动粘度为20~25mm²/s的淬火油进行淬火的处理。

[0128] 具体而言,本发明的钢制部件例如通过以下的工序制造。

[0129] 首先,将满足(A)项中记载的化学组成的钢熔炼,进行铸造、开坯等后,通过作为最终工序的热轧,制造热轧棒钢或线材。

[0130] 接着,通过将该热轧棒钢或线材热锻,粗成型为具有规定形状的中间产品。

[0131] 对于上述经过粗成型的中间产品或者对于上述粗成型后进而实施了正火处理的中间产品,实施切削加工以形成规定的部件形状。

[0132] 或者对于经过粗成型的中间产品,替代上述切削加工,根据需要实施正火处理后,

通过冷锻实施净形成型。

[0133] 对于上述切削加工后或净形成型后的中间产品,按照步骤1和步骤2的顺序实施渗碳淬火或碳氮共渗淬火。

[0134] 实施上述渗碳淬火或碳氮共渗淬火后,可以进行回火。

[0135] 另外,实施上述渗碳淬火或碳氮共渗淬火后,也可以进行喷丸硬化和/或表面磨削。

[0136] 上述渗碳淬火或碳氮共渗淬火后,也可以进而进行上述回火后,实施喷丸硬化和/或表面磨削。

[0137] 需要说明的是,对于由钢的熔炼直至制造上述热轧棒钢或线材为止的条件无需特别限定。

[0138] 若热轧棒钢或线材满足(A)项中记载的化学组成,则例如通过钢的熔炼、铸造、开坯、热轧等全部通常的条件制造热轧棒钢或线材即可。

[0139] 另外,通过将热轧棒钢或线材热锻而得到经过了粗成型的中间产品的工序的条件也无需特别限定。

[0140] 例如通过加热被热锻材(上述热轧棒钢或线材)的温度、锻造的加工度、精锻温度、锻造后的冷却条件等全部通常的条件,粗成型为具有规定形状的中间产品即可。

[0141] 进而对粗成型而成的中间产品实施正火处理的情况的条件,也无需特别限定,通过通常的方法进行正火处理即可。

[0142] 对于粗成型而成的中间产品或者粗成型后进而实施了正火处理的中间产品,切削加工为规定的部件形状的情况的条件也无需特别限定,通过通常的方法进行切削加工即可。

[0143] 另外,对于粗成型而成的中间产品或者粗成型后进而实施了正火处理的中间产品,进行冷锻而净形成型为规定的部件形状的情况的条件,也无需特别限定,通过通常的方法进行净形成型即可。

[0144] 对于经过了切削加工的中间产品或者经过了净形成型的中间产品,需要依次实施上述步骤1和步骤2的处理。

[0145] 需要说明的是,关于上述步骤1的实施渗碳或碳氮共渗的处理,可以包括温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持、和在该保持之后的温度800~900℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持。

[0146] 实施渗碳淬火或碳氮共渗淬火后,根据需要可以进而在100~200℃的温度下实施回火。上述回火只要温度为100~200℃则对其它条件无需特别限定,通过通常的方法进行回火即可。

[0147] 实施渗碳淬火或碳氮共渗淬火后或者进行上述回火后,可以进而实施喷丸硬化和/或表面磨削。

[0148] 上述喷丸硬化的条件无需特别限定,通过通常的方法进行喷丸硬化即可。同样地,表面磨削的条件也无需特别限定,通过通常的方法进行表面磨削即可。

[0149] 以下详细说明对于经过了切削加工的中间产品或经过了净形成型的中间产品依次实施的上述步骤1和步骤2的渗碳淬火或碳氮共渗淬火的条件。

[0150] 实施渗碳或碳氮共渗时,若保持于温度超过1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛,

则容易产生晶粒的粗化,容易导致渗碳淬火或碳氮共渗淬火后的强度的降低。另一方面,若保持于温度低于850℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛,则渗碳淬火或碳氮共渗淬火后难以得到充分的硬化层深度。因此,首先,对于中间产品实施步骤1的处理,换言之,温度保持于850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛、实施渗碳或碳氮共渗。上述保持温度的下限优选为900℃,另外上限优选为980℃。

[0151] 在上述渗碳气氛温度或碳氮共渗气氛温度下保持的时间取决于所要求的硬化层深度,例如可以为2~15h(小时)左右。

[0152] 渗碳气氛中的碳势无需特别限定,从目标的表面碳浓度、有效硬化层深度和有效的操作等观点考虑,适当确定即可。

[0153] “渗碳”例如可以适用“气体渗碳”,即,使用在作为丁烷、丙烷等烃气体与空气混合而成的CO、H₂和N₂的混合气体的吸热性的所谓“RX气”中添加丁烷、丙烷等所谓“富化气”的气体而得到的气氛进行渗碳。此时,上述碳势可以主要通过富化气的添加量进行控制。

[0154] 同样地碳氮共渗气氛中的碳势和氮势也无需特别限定,从目标的表面碳浓度、表面氮浓度、有效硬化层深度和有效的操作等观点考虑适当确定即可。

[0155] “碳氮共渗”可以适用“气体碳氮共渗”,即,使用在上述渗碳性气体中添加氨而成的气氛进行碳氮共渗。此时,上述碳势和氮势分别可以通过富化气和氨气的添加量进行控制。

[0156] 另外,作为在温度850~1000℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持之后的、用于淬火的加热处理,若进行温度800~900℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛下的保持,则可以进一步降低热处理形变量而实施稳定的渗碳或碳氮共渗。用于上述淬火的加热处理温度的下限优选为830℃,另外上限优选为880℃。

[0157] 进行用于上述淬火的加热处理时,在800~900℃的渗碳气氛或碳氮共渗气氛中保持的时间例如为0.5~2h左右即可。

[0158] 用于淬火的加热处理时的渗碳气氛中的碳势无需特别限定,从目标的表面碳浓度、有效硬化层深度和有效的操作等观点考虑,适当确定即可,

[0159] 同样地用于淬火的加热处理时的碳氮共渗气氛中的碳势和氮势也无需特别限定,从目标的表面碳浓度、表面氮浓度、有效硬化层深度和有效的操作等观点考虑适当确定即可。

[0160] 接着,说明对于实施了渗碳或碳氮共渗的中间产品,使用温度40~80℃、并且40℃下的运动粘度为20~25mm²/s的淬火油进行淬火的理由。

[0161] 如已经说明那样,使用温度100~150℃程度的油进行渗碳淬火或碳氮共渗淬火的情况下,在淬火处理中受到自身回火,在晶界生成薄膜状的渗碳体。因此,低周弯曲疲劳强度不会提高。因此,渗碳淬火或碳氮共渗淬火中需要进行骤冷以不会受到自身回火。因此,需要使用温度低的淬火油,但是温度低于40℃的淬火油的情况下,运动粘度过大,淬火时的淬火油的流动性降低,油的对流搅拌的效果减小,在油槽的上下位置产生冷却能力的差异,产生热处理形变偏差增大的问题。另一方面,温度超过80℃的淬火油的情况下,不能稳定地抑制由于自身回火所导致的对晶界的薄膜状渗碳体的生成。进而,此时,淬火油中的添加剂的劣化容易进展,因此随着重复使用而运动粘度增大,热处理形变的偏差容易增大,另外,淬火油的挥发量增多,因此淬火油的更换频率增大。

[0162] 因此,进行渗碳淬火或碳氮共渗淬火时,需要使用温度40~80℃的淬火油。该淬火油的温度的优选上限为60℃。

[0163] 淬火时,通过使用运动粘度低的淬火油,能够降低“对流传热”阶段的开始温度而使“核沸腾传热”阶段为宽的温度范围,从而可以增大部件表层硬度。40℃下的运动粘度为25mm²/s以下的情况下,能够稳定地得到上述效果。需要说明的是,通过降低40℃下的运动粘度,“对流传热”阶段也容易产生油的对流,因此推测Ms点附近的冷却速度也增大。

[0164] 另一方面,40℃下的运动粘度小于20mm²/s的情况下,容易由于淬火的重复而油劣化,因此需要频繁更换油而成本升高。因此,使淬火油的40℃下的运动粘度为20~25mm²/s。

[0165] 需要说明的是,温度100~150℃左右下使用的以往的淬火油的情况下,40℃的低温度下的运动粘度大、为100mm²/s以上。因此,上述40~80℃的油温下流动性差,油的对流搅拌的效果小,因此在油槽的上下位置产生冷却能力的差异,热处理形变偏差增大。

[0166] 淬火油的40℃下的运动粘度的优选下限为21mm²/s,优选上限为24mm²/s。

[0167] 以下通过实施例对本发明进行更具体的说明,但是本发明不被这些实施例所限定。

[0168] 实施例

[0169] (实施例1)

[0170] 在真空熔化炉中熔炼具有表1所示化学组成的钢a~e180kg后,在直径210mm的铸模中铸造得到铸块,并冷却至室温。

[0171] 需要说明的是,表1中的钢d为化学组成处于本发明中规定的范围内的钢。

[0172] 另一方面,钢a~c和钢e为化学组成处于本发明中规定的条件之外的比较例的钢。上述之中钢e为高Ni-高Mo钢。

[0173] [表1]

[0174] 表1

[0175]

钢	化 学 组 成 (质量%)								剩余部分: Fe 和杂质			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	O	fn
a	0.18	0.33	*1.40	*0.011	0.018	~	*0.65	*~	0.033	0.0122	0.0015	*0.5
b	0.20	0.33	*0.81	*0.015	0.018	~	1.11	*~	0.028	0.0144	0.0010	1.4
c	0.18	0.26	0.79	*0.016	0.016	~	1.10	*0.16	0.030	0.0150	0.0010	1.4
d	0.19	0.05	0.60	0.007	0.012	~	0.90	0.30	0.026	0.0144	0.0018	1.5
e	0.20	0.05	0.50	0.010	0.010	*0.50	*0.66	*0.66	0.025	0.0151	*0.0021	1.3
fn=Cr/Mn												
*记号表示处于本发明中规定的条件之外。												

[0176] 对于上述钢a~e的铸块,在1250℃下保持120分钟后,进行热锻,在1000℃以上的温度下精加工为直径70mm的棒钢,在大气中自然冷却至室温。

[0177] 对于上述各棒钢,实施在925℃下保持60分钟后、在大气中自然冷却至室温的“正火”。

[0178] 正火后,从棒钢的中心部,对于各钢各制作60个图1所示形状的热处理形变的偏差量测定用试验片。需要说明的是,对于任意一钢,都使棒钢的轴向与试验片的轴向为相同方向来采集试验片。

[0179] 使用上述试验片,评价渗碳淬火时的淬火形变偏差量。

[0180] 具体而言,对于各钢,如图2所示那样,在热处理筐的左上后、中央、右下前的3个部位各配置5个图1的A部的间隔在渗碳淬火前预先用测微计测定了的试验片,利用间歇式气体渗碳炉进行渗碳淬火,淬火后,进行回火。需要说明的是,图2中的“1”、“2”和“3”分别表示配置于筐内的位置的“左上后”、“中央”和“右下前”。

[0181] 图3表示上述“渗碳淬火-回火”的加热曲线。需要说明的是,图3中,“Cp”表示“碳势”。另外,“OQ”表示“油淬火”,使用表2所示的[i]~[iv]的条件的油进行。回火后的冷却为大气中自然冷却,图3中标记为“AC”。

[0182] [表2]

[0183] 表2

淬火油 的条件	40℃下的运动粘度 (mm ² /s)	油温 (℃)
[i]	23	50
[ii]	* 300	* 120
[iii]	23	* 120
[iv]	* 28	50
* 记号表示处于本发明中规定的条件之外。		

[0185] 使用各条件的油进行淬火,接着进行回火后,用测微计测定A部的间隔,求出“渗碳淬火-回火”前后的A部的间隔差。配置于热处理筐的1~3的位置的各5个(总计15个)的试验片的前述A部间隔差的平均值作为形变量。另外,算出前述15个试验片的A部间隔差的标准偏差,评价淬火形变偏差。

[0186] 另外,从“渗碳淬火-回火”后用测微计测定了A部的间隔的试验片中,对于各条件各任意选择一个,将图1的B部纵切并镜面研磨后,使用光学显微镜,以1000倍的倍率观察B部断面的外周侧的表层部,进而用硝酸乙醇腐蚀液腐蚀,使用扫描电子显微镜(以下称为“SEM”)以3000倍的倍率观察前述表层部。

[0187] 使用光学显微镜以1000倍的倍率观察时测定晶界氧化深度。另外,使用SEM以3000倍的倍率观察时,调查特别是晶界氧化物附近的组织中的不完全淬火组织的有无。

[0188] 表3整理示出上述试验结果。需要说明的是,表3中“形变量”指的是1~3的位置的各5个、总计15个的A部的间隔差的平均值。另外,“晶界氧化深度”指的是B部观察中最大的晶界氧化深度。

[0189] [表3]

[0190] 表3

[0191]

试验 编号	钢	淬火油 的条件	形变量 (mm)	淬火形变偏差 (标准偏差)	晶界氧化深度 (μm)	不完全淬火 组织的有无
1	*a	[i]	0.41	0.010	17.8	有
2	*b		0.43	0.012	11.1	有
3	*c		0.43	0.012	11.7	有
4	d		0.43	0.011	4.7	无
5	*e		0.47	0.012	15.3	无
6	*a	* [ii]	0.33	0.010	18.2	有
7	*b		0.35	0.011	11.8	有
8	*c		0.35	0.013	12.5	有
9	d		0.36	0.011	5.1	有
10	*e		0.41	0.012	16.2	有
11	*a	* [iii]	0.34	0.012	18.0	有
12	*b		0.35	0.012	11.5	有
13	*c		0.35	0.013	12.2	有
14	d		0.38	0.012	4.9	有
15	*e		0.39	0.014	15.8	无
16	*a	* [iv]	0.41	0.012	18.5	有
17	*b		0.42	0.012	12.2	有
18	*c		0.42	0.014	12.2	有
19	d		0.43	0.013	5.5	有
20	*e		0.45	0.014	16.8	无
* 记号表示处于本发明中规定的条件之外。						

[0192] 由表3可知,淬火油的条件[i]~[iv]下,试验片A部的淬火形变偏差没有发现差异,但是试验片B部的使用SEM得到的观察结果存在差异。

[0193] 首先不完全淬火组织如下所述。

[0194] Ni和Mo的含量高的钢e在淬火油的条件为[i]、[iii]和[iv]时没有发现不完全淬火组织。另外,钢d仅在淬火油条件为[i]时没有发现不完全淬火组织。另一方面,钢a~c在淬火油条件为[i]~[iv]时都发现不完全淬火组织。

[0195] 接着对于晶界氧化深度而言,化学组成处于本发明中规定的范围内的钢d的情况下,无论淬火油的条件如何都浅、为4.7~5.5 μm 。与此相对,化学组成处于本发明中规定的条件之外的比较例的钢a~c和钢e的情况下,晶界氧化深度大、为11.1 μm 以上,与钢d的情况相比变差。

[0196] 即,化学组成处于本发明中规定的条件之外的钢a~c的情况下,即使淬火油为满足本发明中规定的条件的[i]的情况下,也不能抑制不完全淬火组织,进而晶界氧化深度也大。

[0197] 与此相对,化学组成处于本发明中规定的范围内的钢d的情况下,通过使用满足本发明中规定的条件的[i]的油进行淬火,与作为高Ni-高Mo钢的钢e同样地可以抑制不完全淬火组织的生成,并且还可以达成与以往同等程度的热处理形变偏差。需要说明的是,钢e的情况下,晶界氧化深度大,与钢d的情况相比变差。

[0198] (实施例2)

[0199] 在真空熔化炉中熔炼具有表4和表5所示化学组成的钢1~31180kg后,在直径210mm的铸模中铸造得到铸块,并冷却至室温。

[0200] 需要说明的是,表4中的钢1~13为化学组成处于本发明中规定的范围内的钢。

[0201] 另一方面,表4和表5中的钢14~31为化学组成处于本发明中规定的条件之外的比较例的钢。需要说明的是,这些比较例的钢中钢15相当于JIS G4053(2008)中规定的SCr420。

[0202]

表 4

钢	化 学 组 成 (质量%)							剩 余 部 分: Fe 和 杂 质				
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	N	O	f _n
1	0.19	0.02	0.65	0.007	0.012	1.05	0.33	0.030	—	0.0144	0.0018	1.6
2	0.20	0.10	0.65	0.007	0.012	1.05	0.33	0.031	—	0.0150	0.0018	1.6
3	0.19	0.05	0.65	0.007	0.013	1.05	0.33	0.026	—	0.0150	0.0016	1.6
4	0.19	0.05	0.65	0.010	0.013	1.05	0.33	0.026	—	0.0150	0.0016	1.6
5	0.18	0.05	0.50	0.007	0.016	0.80	0.35	0.025	—	0.0150	0.0018	1.6
6	0.18	0.05	0.50	0.007	0.016	1.18	0.35	0.026	—	0.0150	0.0018	2.4
7	0.20	0.05	0.55	0.007	0.007	0.80	0.30	0.033	—	0.0150	0.0015	1.5
8	0.20	0.05	0.55	0.007	0.007	0.80	0.39	0.032	—	0.0150	0.0015	1.5
9	0.18	0.05	0.60	0.007	0.010	1.20	0.38	0.028	—	0.0150	0.0016	2.0
10	0.19	0.05	0.70	0.007	0.010	1.10	0.38	0.033	0.038	0.0150	0.0017	1.6
11	0.20	0.06	0.71	0.007	0.023	1.01	0.38	0.025	0.020	0.0150	0.0018	1.4
12	0.19	0.06	0.71	0.007	0.023	1.01	0.38	0.024	0.042	0.0150	0.0018	1.4
13	0.19	0.06	0.71	0.007	0.023	1.01	0.38	0.025	0.030	0.0150	0.0018	1.4
14	0.18	*0.33	*1.40	*0.011	0.018	*0.65	*	0.033	—	0.0122	0.0015	* 0.5
15	0.20	*0.33	*0.81	*0.015	0.018	1.11	*	0.028	—	0.0144	0.0012	1.4
16	0.18	*0.26	0.79	*0.016	0.016	1.10	*0.16	0.030	—	0.0150	0.0012	1.4
f _n = C r / Mn												
*记号表示处于本发明中规定的条件之外。												

[0203]

表 5

钢	化 学 组 成 (质量%)							剩 余 部 分: Fe 和 杂 质				
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	N	O	fn
1 7	0.18	*0.25	0.65	0.007	0.013	1.00	0.32	0.035	0.038	0.0156	0.0013	1.5
1 8	0.22	0.05	*0.30	0.007	0.007	1.00	0.32	0.035	-	0.0156	0.0016	* 3.3
1 9	0.22	0.05	*1.00	0.008	0.007	1.00	0.32	0.035	-	0.0136	0.0016	* 1.0
2 0	0.21	0.06	*0.40	*0.018	0.007	1.40	0.32	0.020	-	0.0138	0.0018	* 3.5
2 1	0.21	0.09	*0.40	0.008	0.026	*0.50	0.35	0.025	-	0.0138	0.0012	1.3
2 2	0.23	0.09	0.75	0.008	0.020	*1.40	0.35	0.025	-	0.0145	0.0012	1.9
2 3	0.20	0.09	*0.40	0.008	0.026	*1.40	*0.20	0.023	-	0.0144	0.0013	* 3.5
2 4	0.23	0.09	0.75	0.008	0.026	*1.40	*0.50	0.025	-	0.0151	0.0013	1.9
2 5	0.18	0.09	0.80	0.008	0.028	0.80	0.31	0.025	-	0.0138	0.0015	* 1.0
2 6	0.23	0.05	*0.40	0.008	0.029	*1.40	0.35	*0.010	-	0.0121	0.0015	* 3.5
2 7	0.18	0.05	*0.40	0.008	0.025	*1.40	0.35	0.035	-	0.0121	0.0016	* 3.5
2 8	0.18	0.06	*0.40	0.008	0.030	*1.40	0.35	0.030	-	*0.0038	0.0014	* 3.5
2 9	*0.05	0.07	0.79	*0.015	0.015	1.01	0.38	0.036	-	0.0185	*0.0021	1.3
3 0	*0.30	0.05	0.79	*0.015	0.015	1.01	0.38	0.036	-	0.0194	*0.0021	1.3
3 1	0.20	0.06	0.80	*0.050	*0.038	1.10	0.37	0.035	-	0.0195	0.0010	1.4
f n = C r / M n												
* 记号表示处于本发明中规定的条件之外。												

- [0204] 关于上述钢1~31的铸块,在1250℃下保持120分钟后,进行热锻,在1000℃以上的温度下精加工为直径35mm的棒钢,在大气中自然冷却至室温。
- [0205] 对于上述各棒钢,实施在925℃下保持60分钟后、在大气中自然冷却至室温的“正火”。
- [0206] 从如此得到的直径35mm的正火后的棒钢的中心部,以直径10mm、20mm和30mm切出

长度都为100mm的各圆棒。

[0207] 对于上述以直径为10mm、20mm和30mm、长度为100mm切出的圆棒,进而实施在925℃下保持60分钟后、在大气中自然冷却至室温的“正火”。需要说明的是,上述自然冷却时的从800℃直至500℃为止的冷却速度为0.8~1.2℃/s。

[0208] 将直径为10mm、20mm和30mm的正火后的各圆棒在长度50mm的位置横切并进行镜面研磨,根据JIS Z2244(2009)中记载的“维氏硬度试验-试验方法”用维氏硬度计分别测定距离中心2.5mm、5mm和7.5mm位置的维氏硬度各4点。需要说明的是,试验力为9.8N。

[0209] 上述各4点的维氏硬度(以下称为“HV”)的平均值作为各直径的圆棒的正火后的HV。需要说明的是,直径为10mm、20mm和30mm中的任意一种的情况下,HV为192以下时,都评价为硬度低、切削性和冷锻性优异。

[0210] 另外,对于各钢,都从直径35mm的正火后的棒钢的中心部,与轴向平行地切出16根图4所示形状的小野式旋转弯曲疲劳试验片、切出4根图5所示形状的4点弯曲疲劳试验片、切出8根图6所示形状的滚轴点蚀小滚轴试验片。

[0211] 对于上述各试验片,以图3所示的加热曲线实施“渗碳淬火-回火”。需要说明的是,淬火使用前述表2所示的[i]~[iv]中任意一种条件的油进行。

[0212] 如上所述制作的各试验片供于小野式旋转弯曲疲劳试验、4点弯曲疲劳试验、滚轴点蚀试验和使用了SEM的表层部观察。

[0213] 需要说明的是,对于后述的表6中的试验符号S而言,将实施了“渗碳淬火-回火”的小野式旋转弯曲疲劳试验片和4点弯曲疲劳试验片的切口部研磨后,另外将滚轴点蚀小滚轴试验片的直径26mm部研磨后,使用直径0.6mm、HV为800的钢球,在弧高:0.4mmA以及覆盖率:300%的条件下实施喷丸硬化,然后供于小野式旋转弯曲疲劳试验、4点弯曲疲劳试验、滚轴点蚀试验和使用了SEM的表层部观察。

[0214] 另外,对于表6中的试验符号T而言,对于实施了“渗碳淬火-回火”的小野式旋转弯曲疲劳试验片和4点弯曲疲劳试验片的切口部、滚轴点蚀小滚轴试验片的直径26mm部,使用直径0.6mm、HV为800的钢球,在弧高:0.4mmA以及覆盖率:300%的条件下实施喷丸硬化,然后进而将小野式旋转弯曲疲劳试验片和4点弯曲疲劳试验片的切口部、滚轴点蚀小滚轴试验片的直径26mm部研磨,供于小野式旋转弯曲疲劳试验、4点弯曲疲劳试验、滚轴点蚀试验和使用了SEM的表层部观察。

[0215] 需要说明的是,关于滚轴点蚀试验中使用的图7所示形状的滚轴点蚀大滚轴试验片,使用JIS G 4052(2008)中规定的SCM420H,通过通常的制造工序、即“正火、试验片加工、利用气体渗碳炉的共析渗碳、低温回火和研磨”的工序制作。

[0216] 以下对各试验内容进行详细说明。

[0217] <A>使用了SEM的表层部观察:

[0218] 将小野式旋转弯曲疲劳试验片的切口部的横断面镜面研磨后,使用光学显微镜,以1000倍的倍率实施表层部的观察,测定晶界氧化深度。进而用硝酸乙醇腐蚀液腐蚀,使用SEM以3000倍的倍率观察表层部,调查特别是晶界氧化物附近的组织中的不完全淬火组织的有无。

[0219] 需要说明的是,目标在于,表层部不存在不完全淬火组织。

[0220] <小野式旋转弯曲疲劳试验>:

[0221] 使用8根小野式旋转弯曲疲劳试验片,通过下述试验条件实施小野式旋转弯曲疲劳试验,以重复数为 1.0×10^7 次不会断裂的最大强度评价“高周弯曲疲劳强度”。

[0222] 关于试验结果,将使用相当于JIS G 4053(2008)中规定的SCr420的钢15的表6中的试验符号V的 1.0×10^7 次的旋转弯曲疲劳强度作为100来进行基准化。而将旋转弯曲疲劳强度超过评价基准的1.15倍、即超过115的情况作为高周弯曲疲劳强度优异。

[0223] • 温度:室温、

[0224] • 气氛:大气中、

[0225] • 转速:3000rpm。

[0226] <C>4点弯曲疲劳试验:

[0227] 使用2根4点弯曲疲劳试验片,利用图8所示的方法,实施4点弯曲疲劳试验。试验负荷为最大负荷10kN、最小负荷1kN,以重复数20Hz调查直至断裂为止的重复数,评价“低周弯曲疲劳强度”。

[0228] 关于试验结果,将使用相当于上述SCr420的钢15的试验符号V的断裂寿命作为100来基准化。而断裂寿命为评价基准的2倍以上、即200以上的情况作为低周疲劳强度优异。

[0229] <D>滚轴点蚀试验:

[0230] 对于滚轴点蚀试验,如图9所示,以图6所示形状的滚轴点蚀小滚轴试验片和图7所示形状的滚轴点蚀大滚轴的组合,在下述条件下进行。

[0231] 滚轴点蚀试验中的试验数为6,制成纵轴为表面压力、横轴为直至产生点蚀为止的重复数的S-N线图,直至重复数 2.0×10^7 次为止没有产生点蚀的情况中,最高的表面压力作为“耐点状腐蚀强度”。

[0232] 需要说明的是,滚轴点蚀小滚轴的试验部的表面损伤的部位中最大的部位的面积为 1mm^2 以上的情况作为产生点蚀。

[0233] 关于试验结果,将使用相当于上述SCr420的钢15的试验符号V的耐点状腐蚀强度作为100来基准化。而耐点状腐蚀强度为评价基准的1.20倍以上、即120以上的情况作为耐点状腐蚀强度优异。

[0234] • 滑移比率:-40%、

[0235] • 表面压力:1600~3000MPa、

[0236] • 小滚轴试验片的转速:1500rpm、

[0237] • 圆周速度:大滚轴试验片的圆周速度V1:2.86m/s、

[0238] 小滚轴试验片的圆周速度V2:2.04m/s、

[0239] • 润滑油:种类:自动机用油、

[0240] 油温:90℃、

[0241] 油量:1.0L/分钟。

[0242] 需要说明的是,润滑将上述润滑油喷出到滚轴点蚀小滚轴试验片与滚轴点蚀大滚轴试验片的接触部来实施。

[0243] 上述“滑移比率”指的是通过下式计算得到的值。

[0244] $\{(V2-V1)/V2\} \times 100$ 。

[0245] 表6汇总示出上述各试验结果。需要说明的是,表6中的“正火后的HV”栏中,对于各试验符号示出对于直径10mm、20mm和30mm的圆棒测定得到的HV中的最高值。

[0246] [表6]

[0247] 表6

[0248]

试验符号	钢	正火后的HV	淬火油的条件	晶界氧化深度(μm)	不完全淬火组织的有无	高周弯曲疲劳强度	低周弯曲疲劳强度	耐点状腐蚀强度	备注
A	7	144	* [i]	6.8	# 有	# 108	# 160	# 115	比较例
B	7	144	* [iii]	7.2	# 有	# 103	# 140	# 115	
C	7	144	* [iv]	7.1	# 有	# 108	# 160	# 115	
D	10	184	* [iv]	4.1	# 有	# 108	# 180	# 115	
E	12	188	* [iv]	4.5	# 有	# 108	# 180	# 115	
F	1	160	[i]	5.6	无	116	220	120	本发明例
G	2	167	[i]	4.5	无	116	210	120	
H	3	164	[i]	4.9	无	119	240	120	
I	4	178	[i]	4.0	无	118	200	120	
J	5	148	[i]	6.0	无	116	210	120	
K	6	165	[i]	3.0	无	118	220	120	
L	7	144	[i]	6.4	无	116	220	120	
M	8	144	[i]	5.3	无	120	220	120	
N	9	188	[i]	2.8	无	120	220	120	
O	10	184	[i]	3.4	无	120	230	120	
P	11	196	[i]	5.2	无	116	200	120	
Q	12	186	[i]	7.6	无	116	200	120	
R	13	188	[i]	4.1	无	116	220	120	
S	7	144	[i]	-	无	140	250	120	
T	7	144	[i]	-	无	140	250	130	
U	*14	150	[i]	17.8	# 有	# 86	# 80	# 90	比较例
V	*15	144	[i]	10.1	# 有	¥ 100	¥ 100	¥ 100	
W	*16	178	[i]	11.8	# 有	# 103	# 101	# 110	
X	*17	173	[i]	10.7	无	116	# 145	120	
Y	*18	144	[i]	2.1	无	115	# 155	120	
Z	*19	# 210	[i]	10.6	# 有	# 108	# 120	132	
AA	*20	158	[i]	3.3	无	# 110	# 110	130	
AB	*21	162	[i]	6.9	无	116	200	# 110	
AC	*22	# 218	[i]	4.2	无	116	200	120	
AD	*23	150	[i]	3.2	# 有	# 108	# 160	# 115	
AE	*24	# 266	[i]	3.7	无	116	220	120	
AF	*25	148	[i]	10.6	无	# 110	# 160	# 115	
AG	*26	183	[i]	3.2	无	# 90	# 120	120	
AH	*27	190	[i]	2.2	无	# 90	200	120	
AI	*28	165	[i]	2.5	无	# 90	# 120	120	
AJ	*29	152	[i]	5.9	无	116	# 120	120	
AK	*30	# 220	[i]	7.1	无	120	200	120	
AL	*31	# 211	[i]	6.5	无	116	# 160	120	
* 记号表示处于本发明中规定的条件之外。									
¥ 记号表示为评价基准, # 记号表示没有达到目标。									

[0249] 由表6可知,满足本发明中规定条件的本发明例的试验符号的情况下,能够得到目标的硬度、表层部组织、高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀疲劳强度全部。

[0250] 与此相对,处于本发明中规定的条件之外的比较例的试验符号的情况下,得不到目标的硬度、表层部组织、高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀疲劳强度中的一种以上特性。

[0251] 试验符号A~E的情况下,所使用的钢7、钢10和钢12的化学组成都处于本发明中规

定的范围内,但是淬火油的条件处于本发明中规定的条件之外,因此,表层部组织、高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀疲劳强度达不到目标。

[0252] 另外,试验符号U~Z和试验符号AA~AL的情况下,虽然淬火油的条件处于本发明中规定的范围内,但是所使用的钢14~31的化学组成都处于本发明中规定的条件之外。因此,硬度、表层部组织、高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀疲劳强度中的一种以上特性达不到目标。

[0253] 产业上的可利用性

[0254] 通过本发明,能够得到尽管价格昂贵的合金元素含量少,也具有优异的高周弯曲疲劳强度、低周弯曲疲劳强度和耐点状腐蚀强度,并且可以确保制造时的切削加工工序中充分的切削性或者净成型工序中充分的冷锻性,并且渗碳淬火或碳氮共渗淬火时的热处理形变的偏差得到抑制的钢制部件。

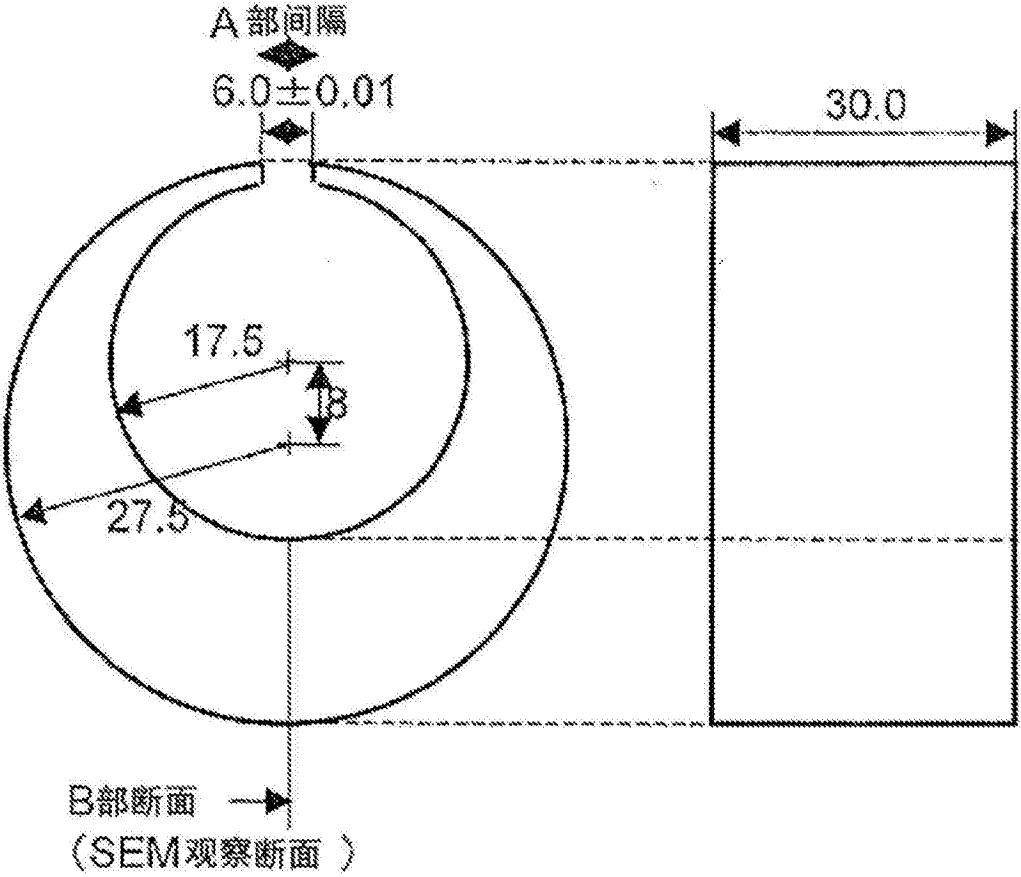


图1

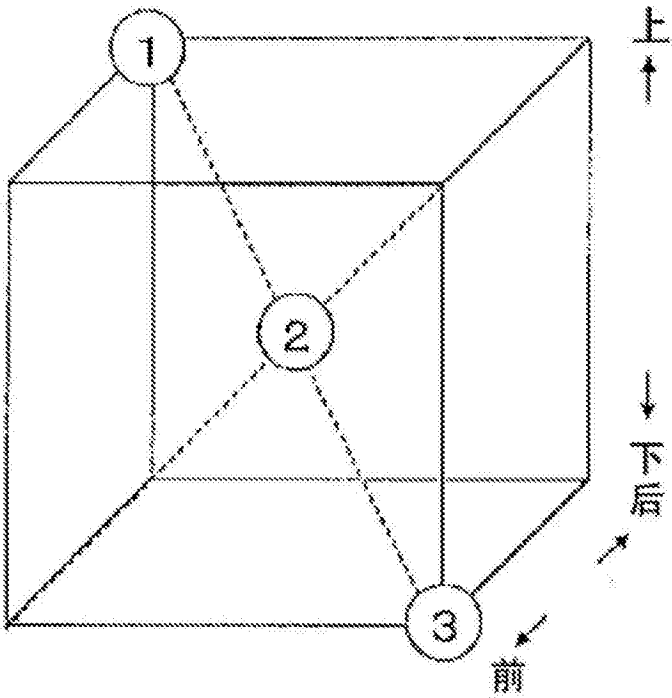


图2

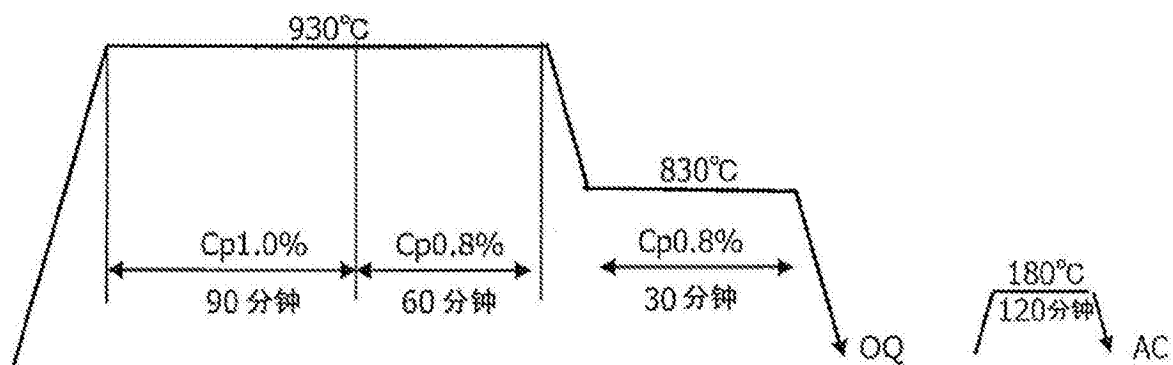


图3

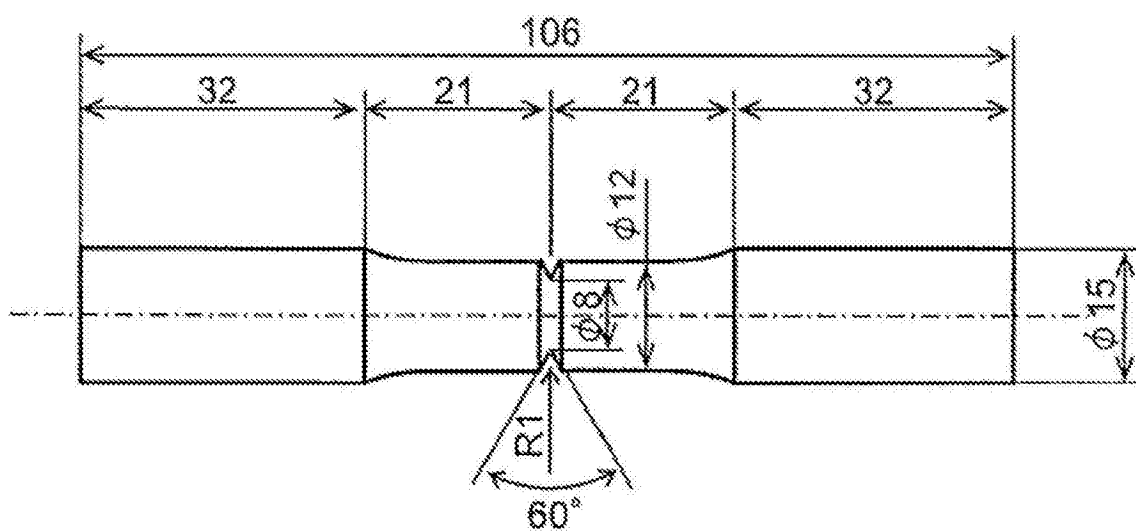


图4

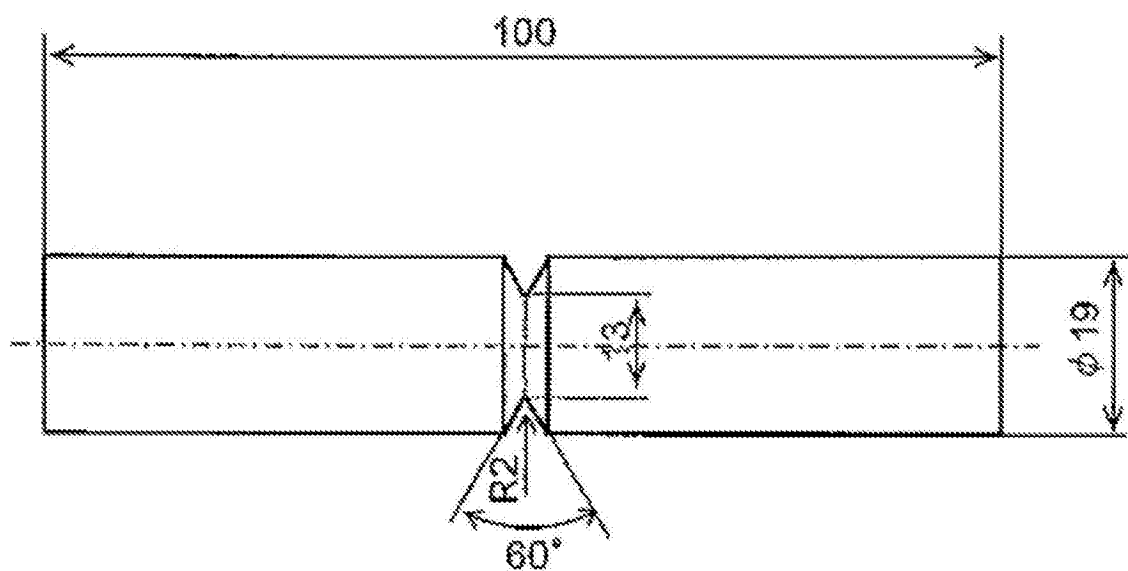


图5

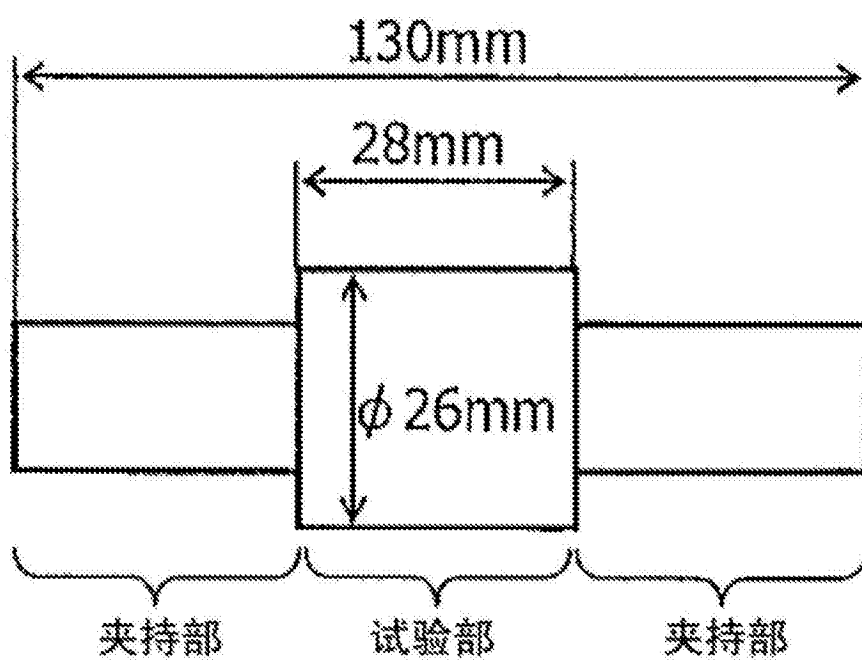


图6

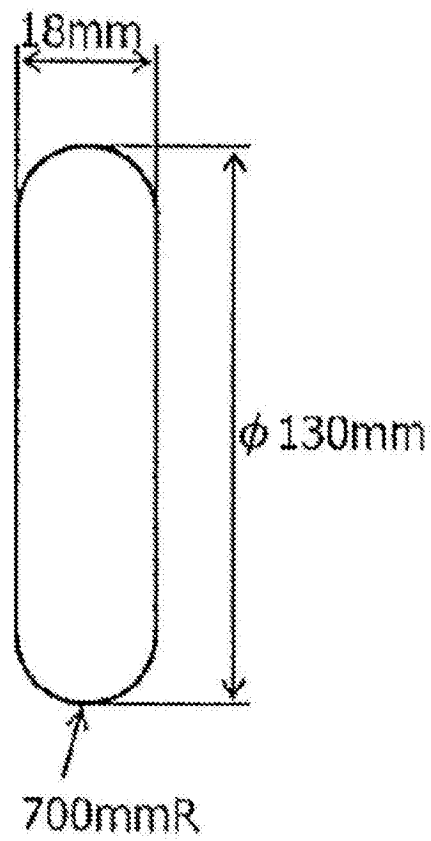


图7

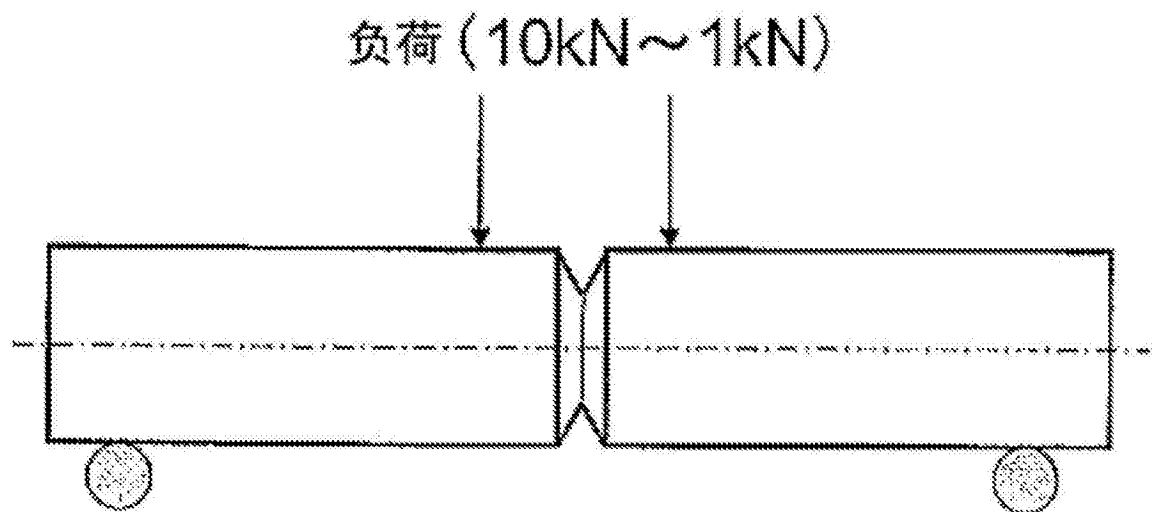


图8

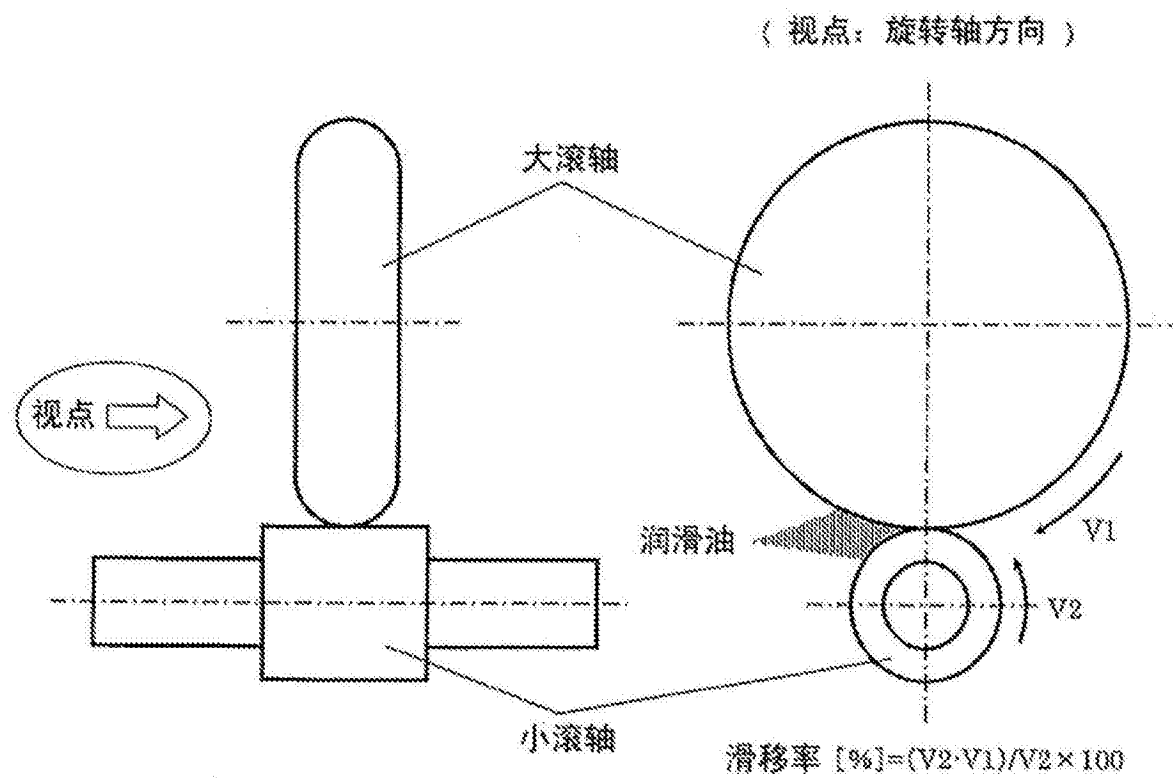


图9