



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103348031 A

(43) 申请公布日 2013. 10. 09

(21) 申请号 201280007367. 5

(74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事

(22) 申请日 2012. 01. 26

务所（普通合伙） 11277

(30) 优先权数据

代理人 刘新宇 李茂家

2011-019868 2011. 02. 01 JP

(51) Int. Cl.

C22C 38/28 (2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

C22C 38/50 (2006. 01)

2013. 08. 01

C23C 8/26 (2006. 01)

(86) PCT申请的申请数据

C21D 1/06 (2006. 01)

PCT/JP2012/051650 2012. 01. 26

C21D 9/32 (2006. 01)

(87) PCT申请的公布数据

W02012/105405 JA 2012. 08. 09

(71) 申请人 新日铁住金株式会社

权利要求书1页 说明书15页 附图7页

地址 日本东京都

申请人 本田技研工业株式会社

(72) 发明人 今高秀树 祐谷将人 行德裕也

小林厚 前田晋

(54) 发明名称

氮化用钢以及氮化部件

(57) 摘要

本发明涉及的具有如下化学组成的氮化用钢，氮化前的切削加工容易且适宜用作汽车用环形齿轮等氮化部件的原材料：其含有 C :0.07 ~ 0.14%、Si :0.10 ~ 0.30%、Mn :0.4 ~ 1.0%、S :0.005 ~ 0.030%、Cr :1.0 ~ 1.5%、Mo ≤ 0.05% (包含 0%)、Al :0.010 ~ 低于 0.10%、V :0.10 ~ 0.25%，根据需要还含有 Cu ≤ 0.30%、Ni ≤ 0.25% 的 1 种以上且 (0.61Mn+1.11Cr+0.35Mo+0.47V ≤ 2.3 0)，余量由 Fe 及杂质组成，杂质中的 P、N、Ti、O 分别为 P ≤ 0.030%、N ≤ 0.008%、Ti ≤ 0.005%、O ≤ 0.0030%。此外，具有上述化学组成、表面硬度为 HV :650 ~ 900、芯部硬度为 HV ≥ 150、有效硬化层深度 ≥ 0.15mm 的氮化部件具备即使将高价元素 Mo 的含量限制为以质量 % 计为 0.05% 以下，在氮化后也具有高弯曲疲劳强度和面疲劳强度并且具备由氮化导致的膨胀也小的优异特性。

1. 一种氮化用钢, 其特征在于, 其具有如下化学组成: 以质量 % 计含有 C :0.07 ~ 0.14%、Si :0.10 ~ 0.30%、Mn :0.4 ~ 1.0%、S :0.005 ~ 0.030%、Cr :1.0 ~ 1.5%、Mo :0.05% 以下 (包含 0%)、Al :0.010% 以上且低于 0.10% 以及 V :0.10 ~ 0.25%, 并且下述式 (1) 所示的 Fn1 为 2.30 以下, 余量由 Fe 以及杂质组成, 杂质中的 P、N、Ti 以及 O 分别为 P :0.030% 以下、N :0.008% 以下、Ti :0.005% 以下以及 O :0.0030% 以下,

$$Fn1 = 0.61Mn + 1.11Cr + 0.35Mo + 0.47V \cdots \cdots (1)$$

其中, 式 (1) 中的元素符号表示该元素的以质量 % 计的含量。

2. 根据权利要求 1 所述的氮化用钢, 其特征在于, 其以质量 % 计含有 Cu :0.30% 以下、Ni :0.25% 以下中的 1 种以上来代替部分 Fe。

3. 一种氮化部件, 其特征在于, 其具有权利要求 1 或 2 所述的化学组成, 表面硬度以维氏硬度计为 650 ~ 900, 芯部硬度以维氏硬度计为 150 以上, 有效硬化层深度为 0.15mm 以上。

氮化用钢以及氮化部件

技术领域

[0001] 本发明涉及氮化用钢以及实施过氮化的部件（以下称为“氮化部件”）。详细而言，涉及氮化前的切削加工容易且在氮化后具有高弯曲疲劳强度和面疲劳强度，进而还可抑制由氮化导致的膨胀（热处理变形）的、适宜作为汽车用环形齿轮等氮化部件的原材料来使用的氮化用钢及其氮化部件。

背景技术

[0002] 从提高弯曲疲劳强度以及提高面疲劳强度的观点出发，通常对汽车变速器所使用的部件实施渗碳淬火、高频淬火、氮化等表面硬化处理。

[0003] 在上述之中，“渗碳淬火”通常是使用低碳钢、在 Ac_3 点以上的高温的奥氏体区域侵入 / 扩散 C 之后进行淬火的处理。具有可得到高表面硬度和深硬化层深度的优点，但由于是伴有相变的处理，因此存在热处理变形变大的问题。所以，要求高部件精度时，在渗碳淬火后需要磨削、珩磨等精加工。此外，还存在表层生成的晶界氧化层、不完全淬火层等所谓“渗碳异常层”成为弯曲疲劳等的破坏起点而使疲劳强度降低的问题。

[0004] “高频淬火”为急速加热至 Ac_3 点以上的高温奥氏体区域再冷却进行淬火的处理。具有硬化层深度的调整比较容易的优点，但不是渗碳那样的侵入 / 扩散 C 的表面硬化处理。因此，为了得到必需的表面硬度、硬化层深度及芯部硬度，一般使用 C 量高于渗碳用钢的中碳钢。然而，由于中碳钢的原材料硬度比低碳钢高，因此存在切削性降低的问题。此外，还存在需要为每个部件制作高频加热线圈的问题。

[0005] “氮化”为在 Ac_1 点以下的 $450 \sim 650^{\circ}\text{C}$ 左右的温度下使 N 侵入 / 扩散而得到高表面硬度和适度的硬化层深度的处理。与渗碳淬火及高频淬火相比，处理温度低，因此在氮化中具有即便例如进行油冷而热处理变形也小的优点。

[0006] “氮化”之中“软氮化”为在 Ac_1 点以下的 $500 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 左右的温度下使 N 及 C 侵入 / 扩散而得到高表面硬度的处理，不仅热处理变形小，而且与仅使 N 侵入 / 扩散时相比，处理时间短至数小时，因此是适于大量生产的处理。

[0007] 然而，以往的氮化用钢存在下述<1>至<4>所示的问题。

[0008] <1> 氮化是不进行始于高温奥氏体区域的淬火处理的处理，因此不能活用伴随马氏体相变的强化。所以，为了确保氮化部件有期望的强度，需要提高进行氮化之前的硬度。然而，使其含有大量的合金元素而提高硬度时，切削变得困难。

[0009] <2> 代表性的氮化用钢即 JIS G4053(2008) 中规定的铝铬钼钢 (SACM645) 由于 Cr、Al 等在表面附近生成氮化物，因此能够得到高表面硬度。然而，硬化层薄，因此不能确保高的面疲劳强度。此外，表面硬度过高时，对配合齿轮的攻击性变高。

[0010] <3>Mo 是氮化温度下与钢中的 C 结合形成碳化物使氮化后的芯部硬度上升的元素。然而，Mo 为高价元素，因此大量使用在经济上不优选。

[0011] <4> 此外，与渗碳淬火以及高频淬火相比，虽然氮化的热处理变形小，但为了确保氮化部件有期望的强度而使其含有合金元素时，因氮化而生成大量的合金氮化物，从而使

氮化部件的表面膨胀。因此，即便是进行氮化，热处理变形也变大。尤其是汽车用的环形齿轮是在机械加工为薄壁的最终形状并经切齿加工之后进行氮化，因此即使是轻微的热处理变形也会产生问题。

[0012] 作为氮化部件用原材料例如提出了专利文献 1 以及专利文献 2 的技术。

[0013] 即，在专利文献 1 公开了“拉削加工性优异的氮化部件用原材料”以及使用该原材料的“氮化部件的制造方法”，其特征在于，其由铁素体硬度为 HV190 以上的铁素体珠光体组织形成，该原材料以质量 % 计含有 C :0.10 ~ 0.40%、Si :0.50% 以下、Mn :0.30 ~ 1.50%、Cr :0.30 ~ 2.00%、V :超过 0.15 ~ 0.50%、Al :0.02 ~ 0.50%，根据需要还含有 Ni :2.00% 以下、Mo :0.50% 以下、S :0.20% 以下、Bi :0.30% 以下、Se :0.30% 以下、Ca :0.10% 以下、Te :0.30% 以下、Nb :0.50% 以下以及 Ti :1.00% 以下中的 1 种或 2 种以上，余量由 Fe 以及杂质元素组成。

[0014] 在专利文献 2 中公开了“拉削加工性优异的氮化部件用原材料”以及使用该原材料的“氮化部件的制造方法”，其特征在于，其由硬度为 HV210 以上的贝氏体组织形成，该原材料以质量 % 计含有 C :0.10 ~ 0.40%、Si :0.50% 以下、Mn :0.30 ~ 低于 1.50%、Cr :0.30 ~ 2.00%、Al :0.02 ~ 0.50%，根据需要还含有 Ni :2.00% 以下、Mo :0.50% 以下、S :0.20% 以下、Bi :0.30% 以下、Se :0.30% 以下、Ca :0.10% 以下、Te :0.30% 以下、Nb :0.50% 以下、Ti :1.00% 以下以及 V :0.50% 以下中的 1 种或 2 种以上，余量由 Fe 以及杂质元素组成。

[0015] 现有技术文献

[0016] 专利文献

[0017] 专利文献 1：日本特开 2005-281857 号公报

[0018] 专利文献 2：日本特开 2006-249504 号公报

发明内容

[0019] 发明要解决的问题

[0020] 上述的专利文献 1 中提出的氮化部件用原材料如其实施例所示的那样，氮化处理前的铁素体硬度以维氏硬度（以下有时将“维氏硬度”称为“HV”）计高达 192 以上，切削速度高时的切削性难以称之为良好。

[0021] 专利文献 2 中提出的氮化部件用原材料也如其实施例所示的那样，氮化处理前的贝氏体硬度以维氏硬度计高达 218 以上，切削速度高时的切削性难以称之为良好。

[0022] 本发明鉴于上述现状而做出，其目的在于提供适宜于作为氮化部件的原材料来使用的氮化用钢以及氮化部件，其氮化前的切削加工容易，且即便将高价元素 Mo 的含量限制在以质量 % 计为 0.05% 以下，在氮化后也具有高弯曲疲劳强度和面疲劳强度，此外还可抑制由氮化导致的膨胀（热处理变形）。

[0023] 用于解决问题的方案

[0024] 本发明人等为了解决上述的问题进行了各种研究。其结果得到下述 (a) ~ (d) 的见解。

[0025] (a) 通过尽量减少 C 含量且将 Mo 含量抑制为较低，从而提高氮化处理前的切削性。

[0026] (b) 由于 C 含量减少而降低的强度可通过增加 Mn 含量和 / 或 Cr 含量且含有 V 来补偿。

[0027] (c) 通过限制 Ti 含量以及 N 含量,从而可抑制对弯曲疲劳强度和面疲劳强度造成不良影响的硬质夹杂物 (TiN) 的生成。

[0028] (d) 由氮化产生的合金氮化物导致晶格变形、部件表面膨胀产生热处理变形。由该氮化导致的膨胀 (热处理变形) 可通过恰当地调整氮化时形成合金氮化物的 Mn、Cr、Mo 以及 V 的含量来抑制。

[0029] 本发明是基于上述的见解而完成的发明,其主要内容是下述 (1) 以及 (2) 所示的氮化用钢以及 (3) 所示的氮化部件。

[0030] (1) 一种氮化用钢,其特征在于,其具有如下化学组成:以质量 % 计含有 C :0. 07 ~ 0. 14%、Si :0. 10 ~ 0. 30%、Mn :0. 4 ~ 1. 0%、S :0. 005 ~ 0. 030%、Cr :1. 0 ~ 1. 5%、Mo :0. 05% 以下 (包含 0%)、Al :0. 010% 以上且低于 0. 10% 以及 V :0. 10 ~ 0. 25%,并且下述式 (1) 所示的 Fn1 为 2. 30 以下,余量由 Fe 以及杂质组成,杂质中的 P、N、Ti 以及 O 分别为 P :0. 030% 以下、N :0. 008% 以下、Ti :0. 005% 以下以及 O :0. 0030% 以下。

[0031] $Fn1 = 0.61Mn + 1.11Cr + 0.35Mo + 0.47V \dots \dots \dots (1)$

[0032] 其中,式 (1) 中的元素符号表示该元素的以质量 % 计的含量。

[0033] (2) 根据上述 (1) 所述的氮化用钢,其特征在于,其以质量 % 计含有 Cu :0. 30% 以下、Ni :0. 25% 以下中的 1 种以上代替部分 Fe。

[0034] (3) 一种氮化部件,其特征在于,其具有上述 (1) 或 (2) 所述的化学组成,表面硬度以维氏硬度计为 650 ~ 900,芯部硬度以维氏硬度计为 150 以上,有效硬化层深度为 0. 15mm 以上。

[0035] 在本发明中,“氮化”不仅是指仅使 N 侵入 / 扩散的处理,还包括使 N 及 C 侵入 / 扩散的处理即“软氮化”。即,本发明中的“氮化”不仅包含 JIS B6905(1995) 中规定的“2411 氮化”,还包含“2421 软氮化”。

[0036] 需要说明的是,余量的“Fe 以及杂质”中的“杂质”是指在工业上制造钢铁材料时从作为原料的矿石、废料或制造环境等混入的物质。

[0037] 此外,“表面硬度”是指下述值的算术平均值:基于 JIS Z2244(2009) 中所述的“维氏硬度试验 - 试验方法”,用维氏硬度试验机将试验力设为 0.98N 并测定距试验片表面 0.03mm 深的位置中任意 10 个点的维氏硬度值。

[0038] “有效硬化层深度”是指从表面到维氏硬度为 420 的位置的距离,该维氏硬度是使用将试验力设为 1.96N 并以距试验片表面规定间隔地测定时的维氏硬度的分布图 (也就是说维氏硬度的推移曲线) 而求出的。

[0039] 发明的效果

[0040] 关于本发明的氮化用钢,氮化前的切削加工容易,此外由氮化导致的膨胀量小。而且将该钢作为原材料的氮化部件尽管高价元素 Mo 的含量以质量 % 计低至 0.05% 以下,仍具备高弯曲疲劳强度和面疲劳强度。

附图说明

[0041] 图 1 是表示在实施例中使用的膨胀量测定用试验片的形状的图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0042] 图 2 是表示实施例中使用的带切槽的小野式旋转弯曲疲劳试验片的从棒钢切出

后状态的粗略形状的图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0043] 图 3 是表示实施例中使用的辊点蚀小辊试验片的从棒钢切出后状态的粗略形状的图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0044] 图 4 是表示实施例中使用的辊点蚀大辊试验片的从棒钢切出后状态的粗略形状的图。在该图 4 中, (a) 是将粗略形状的辊点蚀大辊试验片沿中心线对半分割时的主视图, 而 (b) 是中心线处的截面图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0045] 图 5 是表示在实施例中对以钢 1 ~ 12 作为原材料的图 1 ~ 3 所示试验片实施“气体软氮化”及其后的冷却的加热模式的图。

[0046] 图 6 是表示在实施例中对以钢 13 作为原材料的图 1 ~ 3 所示试验片实施“渗碳淬火 - 回火”的加热模式的图。

[0047] 图 7 是表示在实施例中对以钢 13 作为原材料的图 4 所示试验片实施“渗碳淬火 - 回火”的加热模式的图。

[0048] 图 8 是表示在实施例中使用的带切槽的小野式旋转弯曲疲劳试验片的成品形状的图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0049] 图 9 是表示在实施例中使用的辊点蚀小辊试验片的成品形状的图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0050] 图 10 是表示在实施例中使用的辊点蚀大辊试验片的成品形状的图。在该图 10 中, (a) 是将辊点蚀大辊试验片沿中心线对半分割时的主视图, 而 (b) 是中心线处的截面图。图中的尺寸单位为“mm”。

[0051] 图 11 是用来说明用于测定伴随实施例中的“气体软氮化”或“渗碳淬火 - 回火”的膨胀量而实施的调查方法的图。在该图 11 中, (a) 表示“气体软氮化”或“渗碳”之前的状态, (b) 表示进行“气体软氮化”之后再进行油冷后的状态或进行“渗碳淬火 - 回火”之后的状态。

具体实施方式

[0052] 以下对本发明的各要件进行详细说明。需要说明的是, 各元素的含量“%”是指“质量 %”。

[0053] (A) 钢的化学组成

[0054] C : 0.07 ~ 0.14%

[0055] C 是用于确保氮化部件强度所必须的元素, 需要其含量在 0.07% 以上。然而, C 的含量增多而超过 0.14% 时, 氮化前的硬度变高而导致切削性降低。因此, 将 C 的含量设为 0.07 ~ 0.14%。为了更稳定地确保氮化部件的强度, C 的含量优选设为 0.09% 以上。另外, 更重视切削性时, C 的含量优选设为 0.12% 以下。

[0056] Si : 0.10 ~ 0.30%

[0057] Si 具有脱氧作用。为了得到该效果, 需要 Si 含量为 0.10% 以上。然而, Si 的含量增多而超过 0.30% 时, 氮化前的硬度变高而使切削性降低。所以, 将 Si 的含量设为 0.10 ~ 0.30%。Si 的含量优选设为 0.12% 以上并且优选设为 0.25% 以下。

[0058] Mn : 0.4 ~ 1.0%

[0059] Mn 具有确保氮化部件的弯曲疲劳强度和面疲劳强度的作用及脱氧作用。为了得

到这些效果,需要 Mn 含量为 0.4% 以上。然而,Mn 的含量增多而超过 1.0% 时,氮化前的硬度变得过高,切削性降低。因此,将 Mn 的含量设为 0.4 ~ 1.0%。为了更稳定地确保氮化部件的强度,Mn 的含量优选设为 0.5% 以上。另外,更重视切削性时,Mn 的含量优选设为 0.6% 以下。

[0060] S : 0.005 ~ 0.030%

[0061] S 与 Mn 结合形成 MnS,具有使切削性上升的作用。然而,S 的含量低于 0.005% 时,难以得到上述效果。另一方面,S 的含量超过 0.030% 时,形成粗大的 MnS 而使热锻造性以及弯曲疲劳强度降低。因此,将 S 的含量设为 0.005 ~ 0.030%。为了更稳定地确保切削性,S 的含量优选设为 0.010% 以上。另外,更重视热锻造性以及弯曲疲劳强度时,S 的含量优选设为 0.025% 以下。

[0062] Cr : 1.0 ~ 1.5%

[0063] Cr 具有提高氮化中的表面硬度及芯部硬度、确保部件的弯曲疲劳强度及面疲劳强度的作用。然而,Cr 的含量低于 1.0% 时不能得到上述效果。另一方面,Cr 的含量增多而超过 1.5% 时,氮化前的硬度变高而使切削性降低。所以,将 Cr 的含量设为 1.0 ~ 1.5%。为了更稳定地提高氮化中的表面硬度及芯部硬度,Cr 的含量优选设为 1.1% 以上。另外,更重视切削性时,Cr 的含量优选设为 1.4% 以下。

[0064] Mo : 0.05% 以下(包含 0%)

[0065] 也可以不含有 Mo。含有 Mo 时,Mo 在氮化温度下与钢中的 C 结合形成碳化物,因此氮化后的芯部硬度上升。然而,Mo 的含量增多而超过 0.05% 时,不仅原料成本增高,而且氮化前的硬度变高而使切削性降低。因此,将 Mo 的含量设为 0.05% 以下。需要说明的是,重视切削性时,优选将 Mo 的含量设为 0.03% 以下。

[0066] Al : 0.010% 以上且低于 0.10%

[0067] Al 具有脱氧作用。此外,Al 具有氮化时与从表面侵入 / 扩散的 N 结合形成 AlN 从而使表面硬度上升的作用。为了得到这些效果,需要含有 0.010% 以上的 Al。然而,Al 的含量增多而超过 0.10% 以上时,形成硬质的 Al₂O₃,不仅切削性降低,而且氮化中的硬化层变浅而产生弯曲疲劳强度、面疲劳强度降低的问题。因此,将 Al 的含量设为 0.010% 以上且低于 0.10%。Al 含量的优选的下限为 0.020% 且优选的上限为 0.070%。

[0068] V : 0.10 ~ 0.25%

[0069] V 与 Mo 同样地具有氮化温度下与钢中的 C 结合形成碳化物而使氮化后的芯部硬度上升的作用。此外,V 也具有氮化时与从表面侵入 / 扩散的 N 和 / 或 C 结合形成氮化物和 / 或碳氮化物而使表面硬度上升的作用。为了得到这些效果,需要含有 0.10% 以上的 V。然而,V 的含量增多而超过 0.25% 时,不仅氮化前的硬度变得过高而使切削性降低,而且在热锻造及其后的正火中 V 未固溶在基体中,因此上述效果饱和。因此,将 V 的含量设为 0.10 ~ 0.25%。V 的含量优选设为 0.15% 以上并且优选设为 0.20% 以下。

[0070] Fn1 : 2.30 以下

[0071] 与氮亲和力强的合金元素在氮化时与氮结合而在表层部生成合金氮化物。合金氮化物使晶格变形,因此部件表面膨胀而产生热处理变形。尤其是 Mn、Cr、Mo 及 V 容易在表层部析出合金氮化物,因此这些元素的含量即便处于上述范围内,也存在不能抑制由氮化导致的膨胀(热处理变形)的情况。然而,式(1)所示的 Fn1 为 2.30 以下时,氮化中的合金

氮化物的过量析出被抑制,因此氮化中的膨胀量变小,可抑制热处理变形,式中的元素符号表示该元素的以质量%计的含量。

[0072] $F_{n1} = 0.61Mn + 1.11Cr + 0.35Mo + 0.47V \cdots \cdots \quad (1)$

[0073] 所以,对于 Mn、Cr、Mo 以及 V 的合金量,在设为已述范围的基础上将上述的 Fn1 设为 2.30 以下。Fn1 优选为 1.50 以上并且优选为 2.20 以下。

[0074] 本发明的一种氮化用钢是除上述元素之外余量由 Fe 以及杂质组成,杂质中的 P、N、Ti 及 O 分别为 P:0.030% 以下、N:0.008% 以下、Ti:0.005% 以下及 O:0.0030% 以下的钢。

[0075] 以下,对于杂质中的 P、N、Ti 以及 O 进行说明。

[0076] P:0.030% 以下

[0077] P 是钢中含有的杂质,在晶粒界面偏析使钢脆化,尤其是其含量超过 0.030% 时,存在脆化程度变得显著的情况。所以,在本发明中,将杂质中的 P 的含量设为 0.030% 以下。需要说明的是,优选将杂质中的 P 的含量设为 0.020% 以下。

[0078] N:0.008% 以下

[0079] 钢中的 N 容易与 C 以及 V 等元素结合形成碳氮化物,在氮化前形成 VCN 等碳氮化物时,硬度变高、切削性降低,因此在本发明中 N 是不优选的元素。此外,该碳氮化物的固溶温度高,因此在热锻造及其后的正火中的加热下 V 难以固溶到基体中,钢中的 N 含量高时不能充分得到由氮化产生的上述 V 的效果。因此,在本发明中,将杂质中的 N 的含量设为 0.008% 以下。需要说明的是,杂质中的 N 的优选含量为 0.006% 以下。

[0080] Ti:0.005% 以下

[0081] Ti 与 N 的亲和性高,容易与钢中的 N 结合生成硬质氮化物即 TiN。Ti 的含量超过 0.005% 时,生成的粗大的 TiN 会使弯曲疲劳强度及面疲劳强度降低。所以,在本发明中,将杂质中的 Ti 的含量设为 0.005% 以下。需要说明的是,杂质中的 Ti 的优选含量为 0.003% 以下。

[0082] O:0.0030% 以下

[0083] O 形成成为源由夹杂物引起疲劳破坏的原因的氧化物系的夹杂物,会使弯曲疲劳强度及面疲劳强度降低。尤其是 O 的含量超过 0.0030% 时,上述疲劳强度会显著降低。因此,在本发明中,将杂质中的 O 的含量设为 0.0030% 以下。需要说明的是,杂质中的 O 的优选含量为 0.0020% 以下。

[0084] 如已述那样,“杂质”是指工业上制造钢铁材料时从作为原料的矿石、废料或制造环境等混入的物质。

[0085] 本发明的另一种氮化用钢含有 Cu 以及 Ni 中的 1 种以上的元素代替部分 Fe。

[0086] 以下,对于作为任意元素的上述 Cu 和 Ni 的作用效果以及含量的限定理由进行说明。

[0087] Cu:0.30% 以下

[0088] Cu 具有使芯部硬度上升的作用,因此为了得到该效果还可含有 Cu。然而,Cu 的含量增多时,切削性降低。所以,对含有 Cu 时 Cu 的含量设置上限、设为 0.30% 以下。含有 Cu 时 Cu 的含量优选为 0.20% 以下。

[0089] 另一方面,为了稳定地得到上述的 Cu 的效果,含有 Cu 时 Cu 的含量优选为 0.10% 以上,若为 0.15% 以上则更优选。

[0090] Ni :0.25% 以下

[0091] Ni 具有使芯部硬度上升的作用,因此为了得到该效果还可含有 Ni。然而,Ni 的含量增多时,切削性降低。所以,对含有 Ni 时 Ni 的含量设置上限、设为 0.25% 以下。含有 Ni 时 Ni 的含量优选为 0.20% 以下。

[0092] 另一方面,为了稳定地得到上述的 Ni 的效果,含有 Ni 时 Ni 的含量优选为 0.05% 以上,若为 0.10% 以上则更优选。

[0093] 上述的 Cu 以及 Ni 可以仅含有其中的任 1 种或复合含有 2 种。需要说明的是,这些元素的总含量可以为 0.55% 以下,优选设为 0.50% 以下。

[0094] (B) 氮化部件的表面硬度

[0095] 关于氮化部件、即实施过氮化的部件,其表面硬度低时,弯曲疲劳强度、面疲劳强度以及耐磨性降低,表面硬度以 HV 计为 650 以上时,可使氮化部件具备期望的强度。另一方面,表面硬度增高,特别是以 HV 计超过 900 时,对于配合齿轮的攻击性会增加。所以,氮化部件的表面硬度以 HV 计设为 650 ~ 900。需要说明的是,表面硬度的优选的下限以 HV 计为 700,并且优选的上限以 HV 计为 800。

[0096] (C) 氮化部件的芯部硬度

[0097] 氮化部件的芯部硬度低时,施加负载时内部产生塑性变形,因内部产生的龟裂而发生点蚀,面疲劳强度会降低。为了抑制氮化部件内部的塑性变形,芯部硬度以 HV 计需要为 150 以上。因此,本发明的氮化部件的芯部硬度以 HV 计设为 150 以上。芯部硬度的优选下限以 HV 计为 170。

[0098] 需要说明的是,对于芯部硬度的上限没有必要特别地规定,不对本发明的氮化用钢进行淬火而进行氮化时能够达到的芯部硬度的上限以 HV 计为 250 左右。

[0099] (D) 氮化部件的有效硬化层深度

[0100] 氮化部件的有效硬化层深度浅时,引起以内部为起点的破坏,使弯曲疲劳强度及面疲劳强度降低。为了抑制以内部为起点的破坏,需要将有效硬化层深度设为 0.15mm 以上。因此,本发明的氮化部件的有效硬化层深度设为 0.15mm 以上。有效硬化层深度的优选下限为 0.20mm。

[0101] 需要说明的是,对于有效硬化层深度的上限没有必要特别地规定,为了加深有效硬化层深度,需要延长氮化处理时间,因此成本增大。所以,有效硬化层深度优选设为 0.50mm 以下、更优选设为 0.45mm 以下。

[0102] (E) 氮化部件的制造方法

[0103] 本发明的氮化部件可如下地制造:使用具有上述 (A) 项所述的化学组成的钢,例如按照下述条件进行加工、热处理以及氮化处理。

[0104] (E-1) 热锻造

[0105] 切断具有上述 (A) 项所述的化学组成的钢的钢坯、棒钢等,然后加热至 1000 ~ 1270℃,热锻造为粗略形状。

[0106] (E-2) 正火

[0107] 本发明的氮化部件可保持热锻造状态地进行切削加工、实施氮化处理来制造,根据需要若进行正火则可制成更微小的晶粒。此时,正火处理优选在 850 ~ 970℃ 的温度下进行。

[0108] 在正火后的冷却中,进行炉冷等缓冷时,存在冷却过程中 VCN 等碳氮化物析出使硬度增高、切削性降低的情况。所以,在正火后的冷却中,优选谋求风冷等适当的方法来抑制冷却过程中的 VCN 等析出。

[0109] 需要说明的是,为了抑制冷却过程中的 VCN 等析出来维持切削性,冷却速度的下限优选为 0.5°C / 秒,并且上限优选为 5°C / 秒。

[0110] (E-3) 切削加工

[0111] 用车床等对正火后的粗成形品进行切削加工,然后利用拉床、插齿机等加工机械加工成氮化部件的形状。

[0112] (E-4) 氮化处理

[0113] 对于用于得到本发明的氮化部件的氮化处理方法没有特别的规定,可使用气体氮化处理、盐浴氮化处理、离子氮化处理等。氮化处理的处理温度优选为 500 ~ 650°C。在软氮化处理的情况下,例如组合使用 NH₃ 和 RX 气体,在 NH₃ 和 RX 气体为 1 : 1 的气氛中进行处理即可。

[0114] 处理时间根据处理温度不同而不同,560°C 下进行软氮化处理时,经 9 小时可得到期望的表面硬度、芯部硬度以及有效硬化层深度。

[0115] 此外,希望抑制脆弱化合物的形成时,优选的是,使用氟气进行采用 NH₃ 氮化处理的前处理,或者在氮化处理中使用 NH₃ 与 H₂ 的混合气体。

[0116] 氮化处理之后的冷却采用炉中冷却、油冷等适当的方法进行即可。

[0117] 以下,通过采用气体软氮化进行处理的实施例来更具体地说明本发明,但本发明并不限定于这些实施例。

[0118] 实施例

[0119] 利用真空熔化炉、大气熔化炉或转炉将具有表 1 所示的化学组成的钢 1 ~ 13 熔化,制作钢锭或铸坯。

[0120] 具体而言,对于钢 1 ~ 9、钢 11 及钢 12,利用 180kg 真空熔化炉进行熔炼之后,进行铸锭而制作钢锭。

[0121] 对于钢 10,利用 180kg 大气熔化炉进行熔炼之后,进行铸锭而制作钢锭。

[0122] 对于钢 13,利用 70 吨转炉进行熔炼之后,进行连铸而制作铸坯。

[0123] 需要说明的是,表 1 中的钢 1 ~ 5 为化学组成在本发明规定的范围内的本发明例的钢,另一方面,钢 6 ~ 13 为化学组成偏离本发明规定的条件的比较例的钢。

[0124] 在上述的比较例的钢中,钢 13 为与 JIS G4052(2008) 中规定的 SCr420H 相当的钢。

[0125] [表 1]

表 1

[0126]

区 分	钢 号	化 学 组 成 (质量%)								余量: Fe以及杂质			Fn1	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	Ti	N	0	
本发明例	1	0.09	0.10	0.54	0.012	0.022	1.20	-	0.027	0.13	0.003	0.0047	0.0009	-
	2	0.10	0.11	0.49	0.010	0.015	1.24	-	0.026	0.15	0.001	0.0056	0.0010	-
	3	0.10	0.15	1.00	0.014	0.015	1.24	-	0.030	0.15	0.002	0.0050	0.0010	-
	4	0.07	0.20	0.65	0.019	0.015	1.40	0.03	0.034	0.19	0.001	0.0070	0.0009	-
	5	0.12	0.19	0.95	0.014	0.023	1.15	0.04	0.028	0.22	0.002	0.0065	0.0011	0.024, Ni: 0.21
比较例	6	0.12	0.18	0.98	0.015	0.018	1.48	0.05	0.033	0.25	0.001	0.0060	0.0008	-
	7	*0.25	0.25	*1.80	0.015	0.025	1.45	-	0.035	0.23	0.001	0.0065	0.0008	-
	8	*0.06	0.12	0.66	0.012	*0.002	*0.32	-	0.030	0.11	0.002	0.0053	0.0009	-
	9	0.11	0.28	0.95	0.014	0.022	*0.58	-	0.029	0.11	0.002	0.0060	0.0010	-
	10	0.12	0.23	0.92	0.016	0.018	1.10	0.04	0.028	0.13	*0.095	*0.0195	*0.0040	-
11	11	0.08	0.11	0.62	0.014	0.015	1.02	-	0.054	*0.03	0.001	0.0070	0.0010	-
	12	0.14	0.17	*1.25	0.013	0.018	1.10	*0.52	0.044	0.21	0.005	0.0054	0.0014	-
	13	*0.20	0.24	0.85	0.015	0.012	1.22	-	0.029	* -	0.003	*0.0120	0.0010	-

Fn1 = 0.61Mn + 1.11Cr + 0.35Mo + 0.47V

* 标记表示偏离本发明中规定的条件的情况

[0127] 上述钢 1 ~ 12 的钢锭在实施了 1250°C 下保持 5 小时的均质化处理之后, 加热至 1200°C 进行热锻造, 制作直径分别为 25mm、35mm 及 60mm 且长度均为 1000mm 的棒钢。

[0128] 此外,上述的钢 13 的铸坯在 1250°C 下加热 3 小时进行初轧制成钢坯之后,加热至 1200°C 进行热锻造,制作直径分别为 25mm、35mm、60mm 及 140mm 且长度均为 1000mm 的棒钢。

[0129] 上述的各棒钢中,对于钢 3 ~ 13 的直径 25mm、直径 35mm 及直径 60mm 的棒钢实施在 920°C 下保持 1 小时之后进行风冷的“正火”。

[0130] 此外,对于钢 13 的直径 140mm 的棒钢实施在 900°C 下保持 4 小时之后进行自然冷却的“正火”。

[0131] 从如上述那样制作的、热锻造状态的钢 1 及钢 2 的棒钢中以及实施过正火的钢 3 ~ 13 的棒钢中选取各种试验片。面疲劳强度通过辊点蚀试验来评价。

[0132] 具体而言,首先,对直径 25mm 的棒钢进行所谓“横截”即相对于轴方向(长度方向)垂直地切断,以切断面为检测面的方式埋入树脂中之后,对切断面进行研磨以达到镜面修饰,制成热锻造状态的或正火后的维氏硬度试验片及显微组织观察试样。

[0133] 此外,从直径 60mm 的棒钢中取样直径 50mm 且长度为 490mm 的旋削试验片。

[0134] 此外,从直径 25mm 的棒钢的中心部平行于轴向地切出图 1 所示的膨胀量测定用试验片和图 2 所示的粗略形状的带切槽的小野式旋转弯曲疲劳试验片。同样地从直径 35mm 的棒钢的中心部平行于轴向地切出图 3 所示的粗略形状的辊点蚀小辊试验片。

[0135] 此外,从钢 13 的直径 140mm 的棒钢的中心部平行于轴向地切出图 4 所示的粗略形状的辊点蚀大辊试验片。在图 4 中,(a) 是将粗略形状的辊点蚀大辊试验片沿中心线对半分割时的主视图,而(b) 是中心线处的截面图。

[0136] 需要说明的是,图 1 ~ 4 中示出的上述各切出的试验片中的尺寸单位全为“mm”。图中的 3 种精加工符号表示 JIS B0601(1982) 的解说表 1 所记载的表面粗糙度的“三角符号”。

[0137] 此外,精加工符号所带的“G”是表示 JIS B0122(1978) 中规定的“磨削”的加工方法的省略符号。

[0138] 上述那样制作的试验片中,采用图 5 所示的加热模式对钢 1 ~ 12 的粗略形状的带切槽的小野式旋转弯曲疲劳试验片及粗略形状的辊点蚀小辊试验片实施“气体软氮化”和“油冷”(以下称为“气体软氮化 / 油冷”)。需要说明的是,“120°C 油冷却”表示投入到油温 120°C 的油中进行冷却的情况。

[0139] 此外,对于钢 1 ~ 12 的膨胀量测定试验片,如后述那样在总计 32 个位置用维氏硬度试验机设置压痕之后,基于图 5 所示的加热模式实施“气体软氮化 / 油冷”。

[0140] 另一方面,采用图 6 所示的加热模式对钢 13 的粗略形状的带切槽的小野式旋转弯曲疲劳试验片及粗略形状的辊点蚀小辊试验片实施“渗碳淬火 - 回火”。需要说明的是,图 6 中的“Cp”表示碳势。另外,“120°C 油淬火”表示投入到油温 120°C 的油中进行淬火,此外“AC”表示进行空气冷却。

[0141] 此外,对于钢 13 的膨胀量测定试验片,如后述那样在总计 32 个位置用维氏硬度试验机设置压痕之后,基于图 6 所示的加热模式实施“渗碳淬火 - 回火”。

[0142] 此外,采用图 7 所示的加热模式对钢 13 的粗略形状的辊点蚀大辊试验片实施“渗碳淬火 - 回火”。需要说明的是,图 7 也与图 6 同样地,“Cp”表示碳势,“50°C 油淬火”表示投入到油温 50°C 的油中进行淬火,此外“AC”表示空气冷却。

[0143] 对进行过上述“气体软氮化 / 油冷”或“渗碳淬火 - 回火”的粗略形状的各试验片

进行精加工,制作图 8 所示的带切槽的小野式旋转弯曲疲劳试验片、图 9 所示的辊点蚀小辊试验片及图 10 所示的辊点蚀大辊试验片。在图 10 中, (a) 是将辊点蚀大辊试验片沿中心线对半分割时的主视图,而 (b) 是中心线处的截面图。

[0144] 需要说明的是,图 8~10 所示的上述各试验片中的尺寸单位全为“mm”。上述各图中的 2 种精加工符号是与上述图 1~4 中同样地分别表示 JIS B0601(1982) 的解说表 1 所记载的表面粗糙度的“三角符号”。

[0145] 此外,精加工符号所带的“G”是表示 JIS B0122(1978) 中规定的“磨削”的加工方法的省略符号。

[0146] 此外,“~”为“波形符号”意指质地,即进行过上述“气体软氮化 / 油冷”或者“渗碳淬火 - 回火”后的表面的状态。

[0147] 使用上述那样制作的各试验片进行下述《1》~《7》所示的试验。

[0148] 《1》热锻造状态的或正火后的维氏硬度试验

[0149] 基于 JIS Z2244(2009) 中所述的“维氏硬度试验 - 试验方法”,用维氏硬度试验机将试验力设为 9.8N 并测定热锻造状态的或正火后的维氏硬度试验片的中心部 1 点和 R/2 部分 (“R”表示棒钢的半径) 4 点的合计 5 点的 HV, 将 5 点的算术平均值作为热锻造状态的或正火后的 HV。

[0150] 《2》热锻造状态的或正火后的显微组织观察

[0151] 用硝酸乙醇腐蚀液(nital) 腐蚀热锻造状态的或正火后的显微组织观察试样, 将倍率设为 400 倍用光学显微镜观察 R/2 部分。

[0152] 其结果, 显微组织为贝氏体、由铁素体和贝氏体形成的 2 相混合组织、由铁素体和珠光体形成的 2 相混合组织、由铁素体、珠光体和贝氏体形成的 3 相混合组织中的任一种。

[0153] 《3》旋削试验

[0154] 使用旋削试验片, 在如下的条件下进行旋削试验。

[0155] • 工具: 超硬工具 (材料种类符号: CA5525)、

[0156] • 圆周速度: 360m/分钟、

[0157] • 进给量: 0.4mm/转、

[0158] • 进刀量: 1mm、

[0159] • 润滑剂: 水溶性润滑剂。

[0160] 需要说明的是, 测定旋削加工时的切削阻力, 切削阻力为 750N 以下时, 将切削性评价为良好。

[0161] 此外, 还对旋削时的切屑进行评价, 将切屑被截断为很小、不发生“卷绕”试验材料等不良时记为“切屑处理性良好”, 另一方面, 将切屑长、发生卷绕试验材料的不良时记为“切屑处理性不好”。

[0162] 《4》伴随“气体软氮化 / 油冷”或“渗碳淬火 - 回火”的膨胀量的测定

[0163] 首先, 在如下的总计 32 个位置中, 使用维氏硬度试验机以 0.98N 的试验力设置压痕: 如图 11 的 (a) 中示出的那样, 距图 1 所示的膨胀量试验片的基准表面的深度为 50 μm 且相互间隔为 200 μm 的位置编号 1A ~ 16A 的 16 个位置以及距上述各位置编号进一步深 200 μm 的位置且相互间隔为 200 μm 的位置编号 1B ~ 16B 的 16 个位置。需要说明的是, 图 11 中仅表示位置编号“1 ~ 16”, 省略用于表示深度位置的符号“A”和“B”。

[0164] 接着,对钢 1 ~ 12 的设置有上述压痕的试验片实施基于图 5 所示加热模式的“气体软氮化 / 油冷”,此外,对钢 13 的设置有上述压痕的试验片实施基于图 6 所示加热模式的“渗碳淬火 - 回火”。

[0165] 进行上述的“气体软氮化 / 油冷”或“渗碳淬火 - 回火”之后,对各试验片测定设置在位置编号 nA 和位置编号 nB(其中,n 表示 1 ~ 16 的整数) 的 16 个位置的压痕间的距离 d(n)。需要说明的是,难以看到“气体软氮化 / 油冷”后或“渗碳淬火 - 回火”后的压痕时,对调查面轻轻地抛光研磨之后再测定压痕间的距离 d(n)。

[0166] 膨胀量由下式算出。

$$[0167] \quad [\{ (d(1)+d(2)+\cdots+d(16)) - 16 \times 200 \}] / 16$$

[0168] 《5》“气体软氮化 / 油冷”或“渗碳淬火 - 回火”后的表面硬度、芯部硬度以及有效硬化层深度的测定

[0169] 使用“气体软氮化 / 油冷”或“渗碳淬火 - 回火”后、进行精加工的试验前的辊点蚀小辊试验片,将其直径 26mm 的部分横截,以切断面为检测面的方式埋入树脂中之后,对上述面进行研磨以达到镜面修饰,使用维氏硬度试验机调查表面硬度、芯部硬度以及有效硬化层深度。

[0170] 具体而言,基于 JIS Z2244(2009) 中所述的“维氏硬度试验 - 试验方法”,用维氏硬度试验机将试验力设为 0.98N 并测定距试验片表面 0.03mm 深的位置中任意 10 个点的 HV,对这些值进行算术平均并作为“表面硬度”。

[0171] 此外,使用同样的包埋试样,如上述情况相同地,用维氏硬度试验机将试验力设为 1.96N 并测定距试验片表面 2mm 深的位置中任意 10 个点的 HV,对这些值进行算术平均并作为“芯部硬度”。

[0172] 此外,使用同样的包埋试样,如上述情况相同地,对于从试验片的表面朝向中心的方向,用维氏硬度试验机将试验力设为 1.96N、以规定的间隔测定 HV,制作 HV 的分布图。然后,将从表面到以 HV 计为 420 的位置的距离作为“有效硬化层深度”。

[0173] 《6》小野式旋转弯曲疲劳试验

[0174] 使用进行过精加工的小野式旋转弯曲疲劳试验片,按照下述的试验条件实施小野式旋转弯曲疲劳试验,以重复数 10^7 次中没有断裂的最大强度来评价“旋转弯曲疲劳强度”。

[0175] 具有与使用相当于 JIS G4052(2008) 中规定的 SCr420H 的钢 13 进行“渗碳淬火 - 回火”的试验编号 13 的情况同等或以上的旋转弯曲疲劳强度时,弯曲疲劳强度记为优异。

[0176] • 温度 : 室温、

[0177] • 气氛 : 大气中、

[0178] • 转速 : 3000rpm。

[0179] 《7》辊点蚀试验

[0180] 使用精加工过的辊点蚀小辊试验片以及辊点蚀大辊试验片,按照下述的试验条件实施辊点蚀试验,测定产生长径为 1mm 以上大小的点蚀时的寿命。进行 3 次上述的试验,将 3 次的平均寿命作为“点蚀寿命”。需要说明的是,评价的重复数最大设为 1×10^7 次。

[0181] 具有与使用相当于 JIS G4052(2008) 中规定的 SCr420H 的钢 13 进行“渗碳淬火 - 回火”的试验编号 13 的情况同等的超过 1×10^7 次的点蚀寿命时,记为具有高的面疲劳

强度。

[0182] • 滑动率 :40%、

[0183] • 表面压力 :1600MPa、

[0184] • 小辊试验片的转速 :1000rpm、

[0185] • 润滑 :以 2 升 / 分钟的比例将油温 100℃的自动变速器用润滑油喷出到辊点蚀小辊试验片和辊点蚀大辊试验片的接触部分来实施。

[0186] 其中,上述的“滑动率”是指以“V1”代表辊点蚀小辊试验片表面的切线速度、以“V2”代表辊点蚀大辊试验片表面的切线速度并由下述式计算的值。

[0187] $\{ (V2-V1) / V1 \} \times 100$ 。

[0188] 表 2 中总结示出使用采集自保持热锻造状态的试验片或“正火”后采集的试验片进行调查的各试验结果。

[0189] 需要说明的是,表 2 的“显微组织”栏中的“B”、“F”以及“P”分别是指贝氏体、铁素体以及珠光体。此外,“切屑处理性”栏中的“○”以及“×”分别表示将切屑截断为很小、不发生“卷绕”试验材料等不良的“切屑处理性良好”的情况以及切屑长、发生卷绕试验材料的不良的“切屑处理性不良”的情况。

[0190] 表 3 中总结示出使用在“气体软氮化 / 油冷”或“渗碳淬火 - 回火”后精加工过的试验片进行试验的各试验结果。

[0191] [表 2]

表 2

区分	试验编号	钢	硬度 (HV)	显微组织	切削阻力 (N)	切屑处理性
本发明例	1	1	165	F + P	680	○
	2	2	167	F + P	690	○
	3	3	184	F + P + B	696	○
	4	4	170	F + P	684	○
	5	5	210	F + P + B	711	○
[0192] 比较例	6	* 6	240	F + B	720	○
	7	* 7	320	B	825	○
	8	* 8	85	F + P	650	×
	9	* 9	158	F + P	675	○
	10	* 10	245	F + B	775	○
	11	* 11	160	F + P	690	○
	12	* 12	285	B	805	○
	13	* 13	165	F + P	690	○

显微组织栏中的“F”、“P”以及“B”分别是指铁素体、珠光体以及贝氏体。

* 标记表示偏离本发明中规定的条件的情况。

[0193] [表 3]

表 3

区 分 试验 编 号	钢	膨胀量 (μm)	表面硬度 (HV)	芯部硬度 (HV)	有效硬化层深度 (mm)	小野式旋转弯曲疲劳强度 (MPa)	点蚀寿命 (次)
1	1	1.8	715	168	0.21	450	>1.0×10 ⁷
2	2	1.8	725	170	0.25	460	>1.0×10 ⁷
3	3	2.0	745	189	0.24	470	>1.0×10 ⁷
4	4	2.0	778	175	0.24	500	>1.0×10 ⁷
5	5	2.1	750	220	0.29	510	>1.0×10 ⁷
6	*	6	2.6	781	0.22	500	>1.0×10 ⁷
7	*	7	3.0	778	0.21	530	>1.0×10 ⁷
8	*	8	0.9	# 615	# 0.07	350	1.5×10 ⁵
9	*	9	1.6	# 640	# 0.12	390	2.0×10 ⁶
10	*	0	1.8	# 710	0.21	420	5.8×10 ⁶
11	*	1	2.0	# 649	# 0.11	400	6.1×10 ⁶
12	*	1	2.5	745	0.32	460	>1.0×10 ⁷
13	*	3	4.1	658	305	\$ 0.75	\$ 430

试验编号1-12使用在“气体软氮化/油冷”后精加工过的试验片进行试验，而试验编号13使用在“渗碳淬火-回火”后精加工过的试验片进行试验。

* 标记表示偏离本发明中规定的钢的化学组成条件的情况。

标记表示偏离本发明中规定的氮化部件的硬度、芯部硬度或者有效硬化层深度的条件的情况。

\$ 标记表示评价的基准。

[0195] 由表 2 以及表 3 表明,作为原材料使用满足本发明中规定的条件的钢 1 ~ 5 的试验编号 1 ~ 5 时,软氮化前的切削性良好,具有超过使用相当于 JIS G4052(2008) 中规定的 S_{Cr}420H 的钢 13 进行“渗碳淬火 - 回火”的试验编号 13 的 430MPa 的旋转弯曲疲劳强度以

及与试验编号 13 同等的点蚀寿命,在软氮化后具有高弯曲疲劳强度且耐点蚀性也优异。

[0196] 与之相对,偏离本发明中规定的条件的比较例的试验编号 6 ~ 12 的情况下,出现切削性的降低,氮化中的膨胀量变大,或者旋转弯曲疲劳强度以及点蚀寿命与使用上述钢 13 的试验编号 13 的情况相比差。

[0197] 具体而言,试验编号 6 的情况下,使用的钢 6 的 Fn1 大至 2.38,超过本发明中规定的值,因此氮化中的膨胀量大至 $2.6 \mu\text{m}$ 。

[0198] 试验编号 7 的情况下,使用的钢 7 的 C 及 Mn 含量比本发明中规定的值多,正火后的 HV 高。因此,切削阻力为 825N,切削性差。此外,钢 7 的 Fn1 大至 2.82,超过本发明中规定的值,因此氮化中的膨胀量大至 $3.0 \mu\text{m}$ 。

[0199] 试验编号 8 的情况下,使用的钢 8 的 C 以及 Cr 含量比本发明中规定的值少,因此旋转弯曲疲劳强度及点蚀寿命分别为 350MPa 及 1.5×10^5 次,与使用钢 13 的试验编号 13 的情况相比差。此外,钢 8 的 S 含量比本发明中规定的范围少,因此切屑处理性差。

[0200] 试验编号 9 的情况下,使用的钢 9 的 Cr 的含量比本发明中规定的值少,因此旋转弯曲疲劳强度及点蚀寿命分别为 390MPa 以及 2.0×10^6 次,与使用钢 13 的试验编号 13 的情况相比差。

[0201] 试验编号 10 的情况下,使用的钢 10 的 Ti、N 以及 O 的含量比本发明中规定的值多,因此弯曲疲劳强度为 420MPa、点蚀寿命为 5.8×10^6 次,与使用钢 13 的试验编号 13 的情况相比差。此外,N 的含量比本发明中规定的值高,因此切削阻力为 775N、切削性也差。

[0202] 试验编号 11 的情况下,使用的钢 11 的 V 的含量比本发明中规定的值少,因此旋转弯曲疲劳强度及点蚀寿命分别为 400MPa 及 6.1×10^6 次,与使用钢 13 的试验编号 13 的情况相比差。

[0203] 试验编号 12 的情况下,使用的钢 12 的 Mn 及 Mo 含量比本发明中规定的值多,正火后的 HV 高。因此,切削阻力为 805N,切削性差。

[0204] 产业上的可利用性

[0205] 本发明的氮化用钢的氮化前的切削加工容易且以该氮化用钢作为原材料的氮化部件尽管高价的元素 Mo 的含量以质量 % 计少至 0.05% 以下,但是仍具备高弯曲疲劳强度和面疲劳强度。因此,本发明的氮化用钢适宜用作要求高弯曲疲劳强度和面疲劳强度的氮化部件的原材料。此外,本发明的氮化用钢的由氮化导致的膨胀量小,因此最适合作为汽车用的环形齿轮那样的薄壁氮化部件的原材料。

$\phi 2$ 的开口 贯通

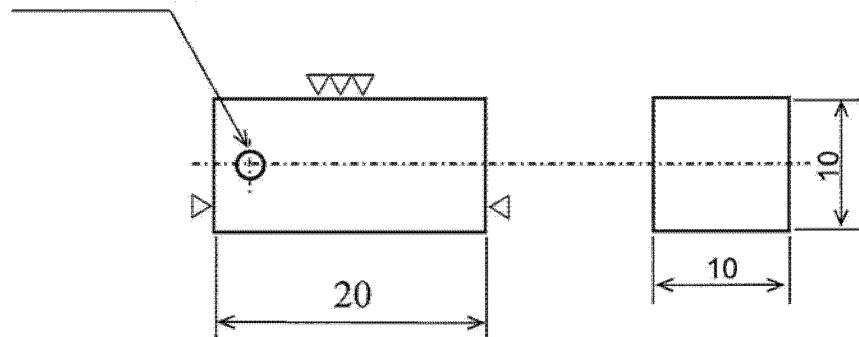


图 1

R1半圆切槽

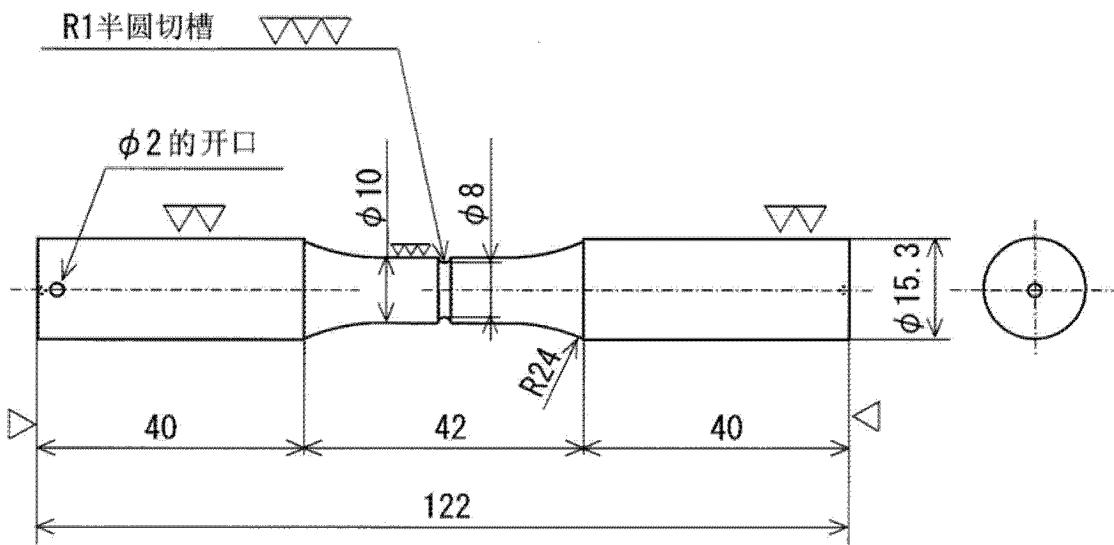


图 2

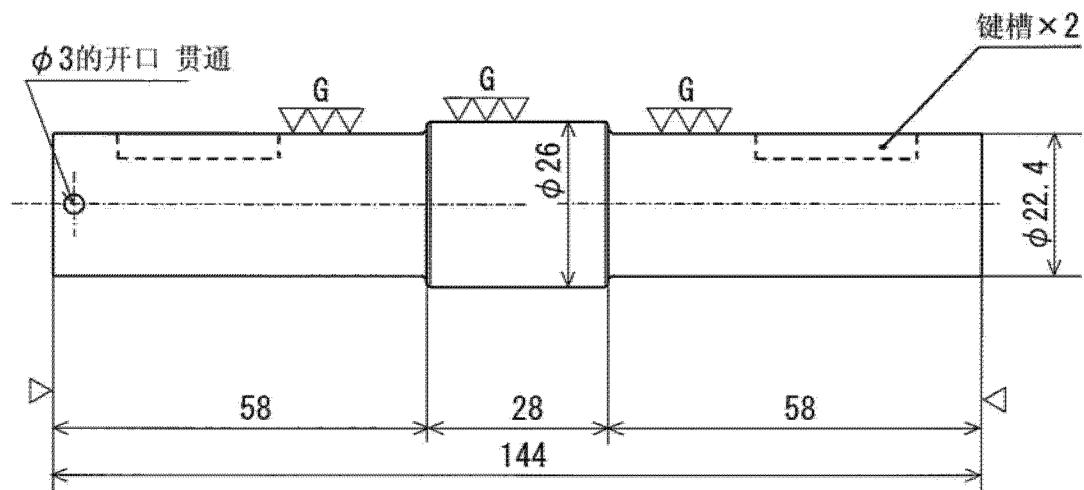


图 3

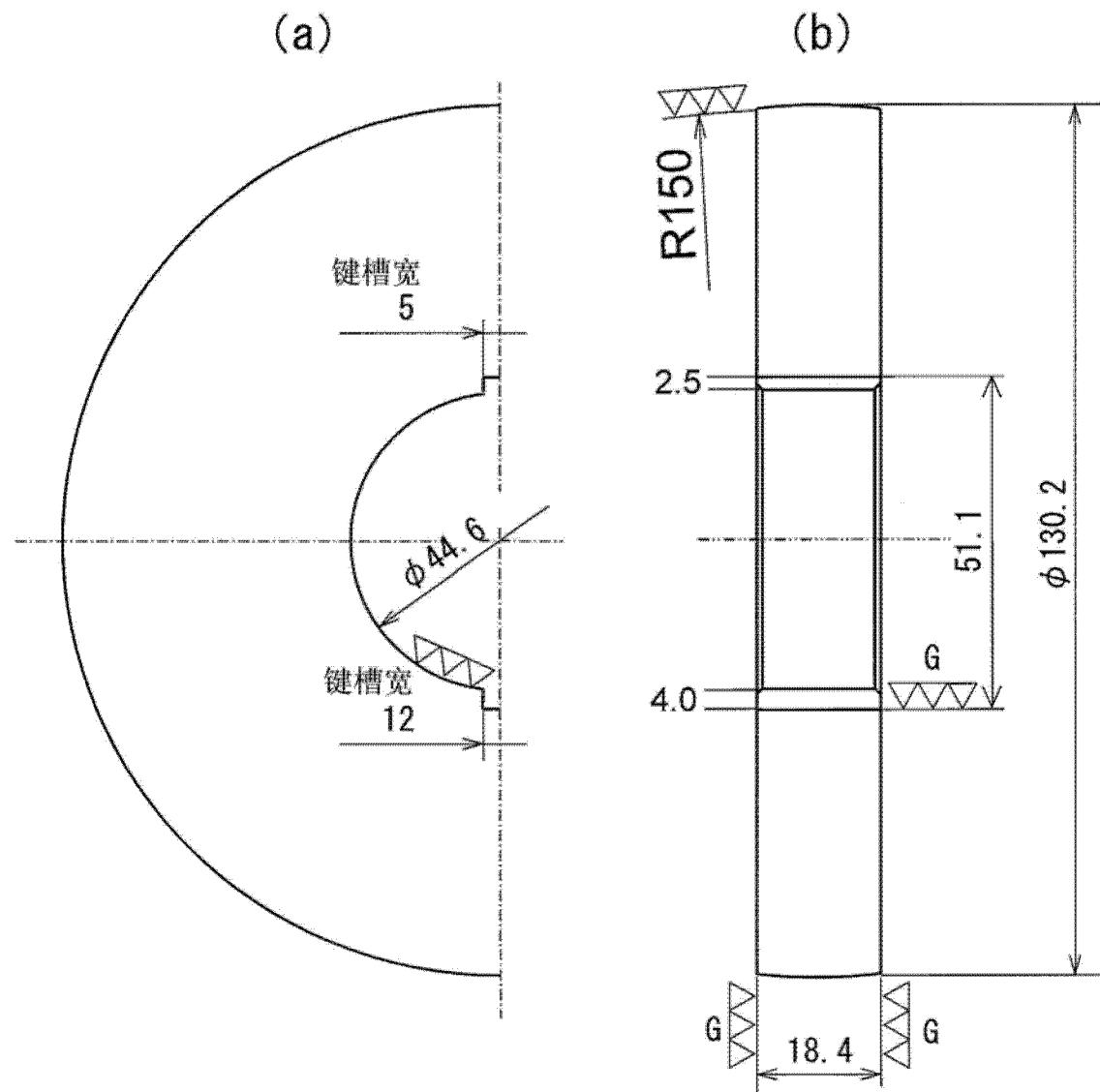


图 4

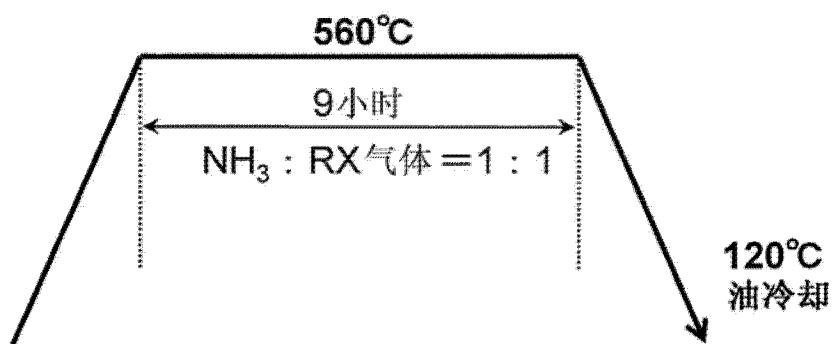


图 5

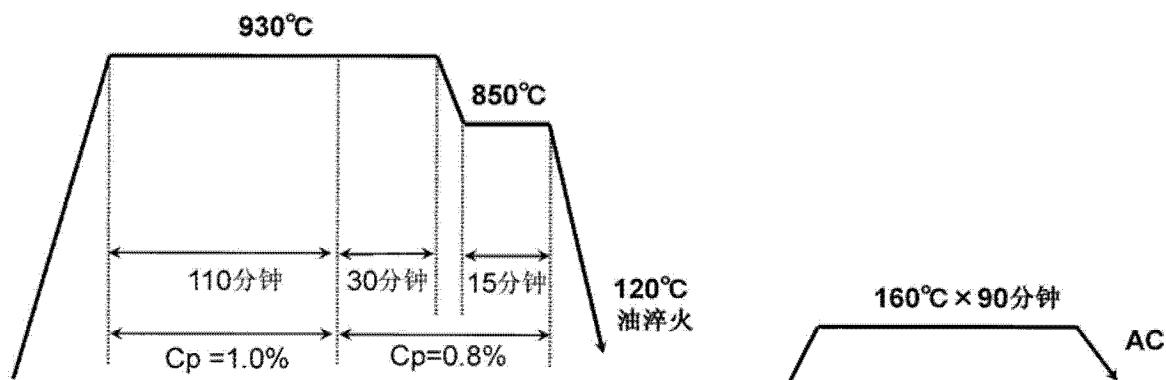


图 6

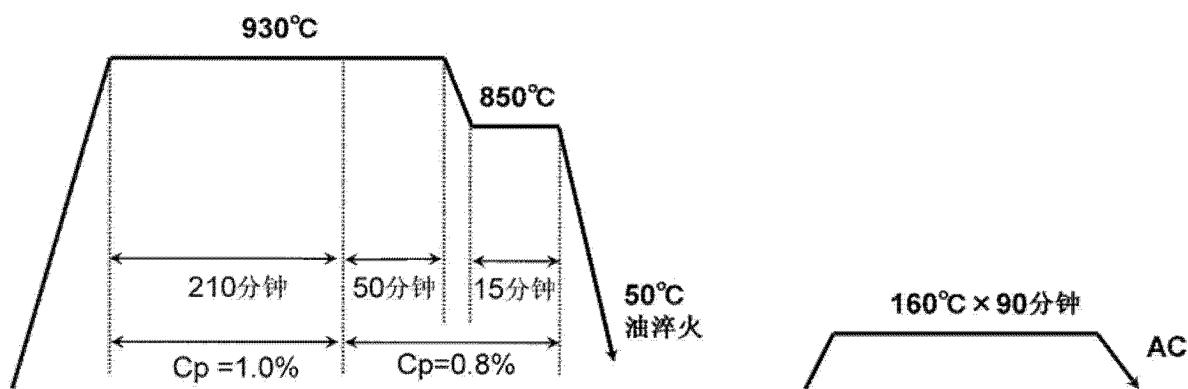


图 7

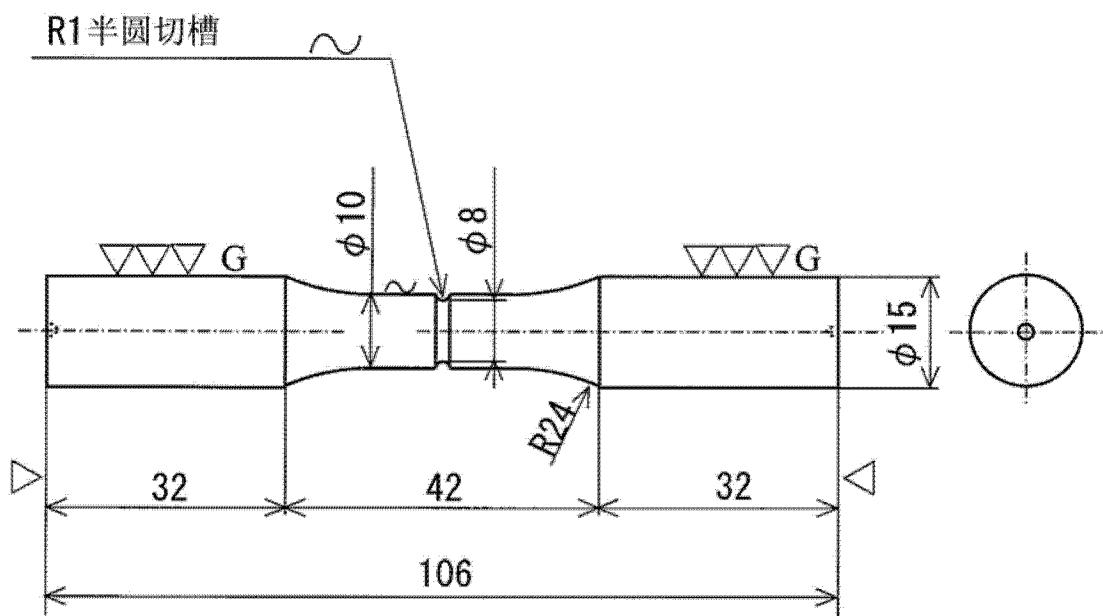


图 8

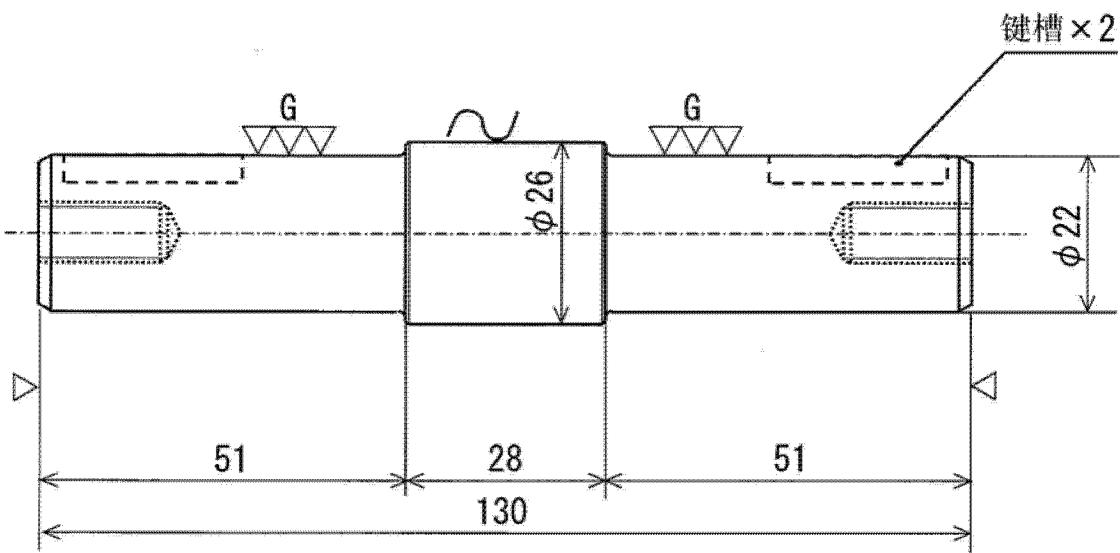


图 9

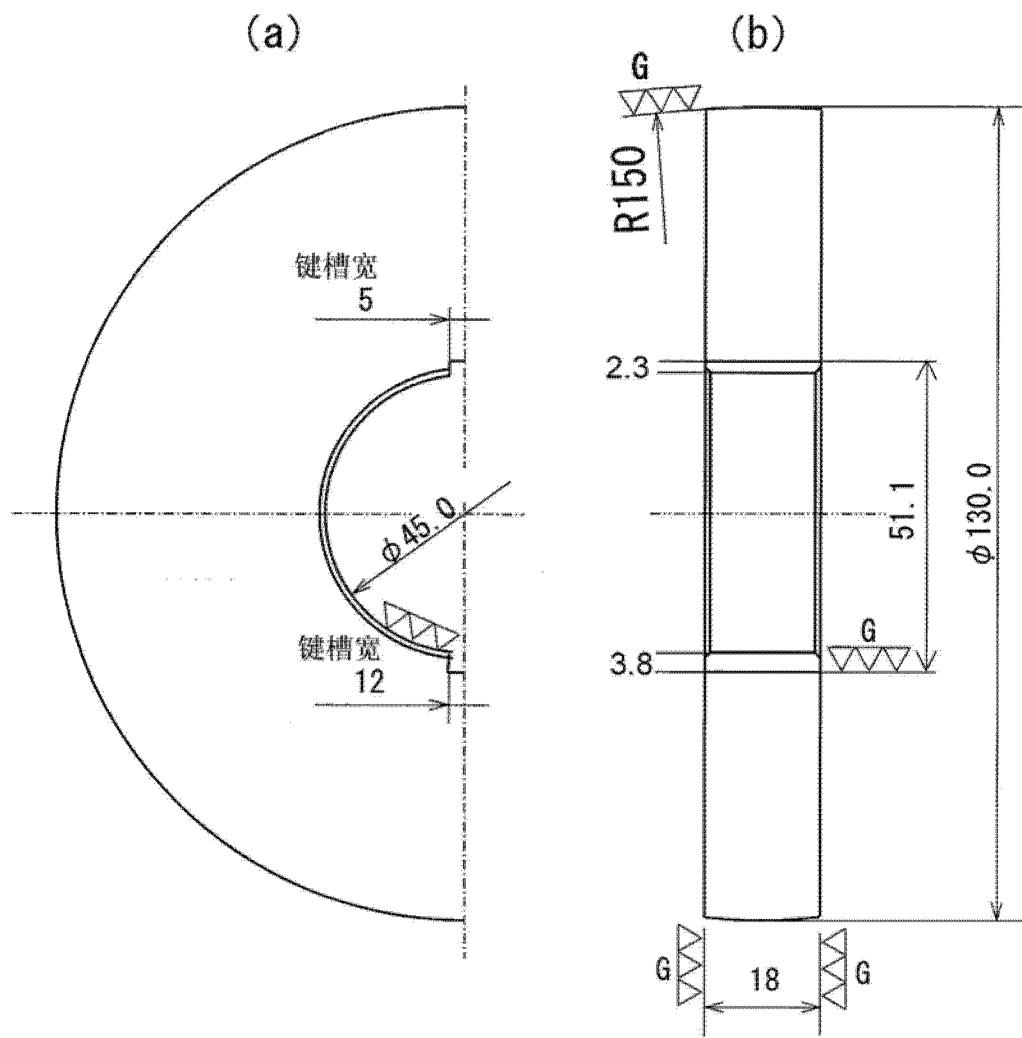


图 10

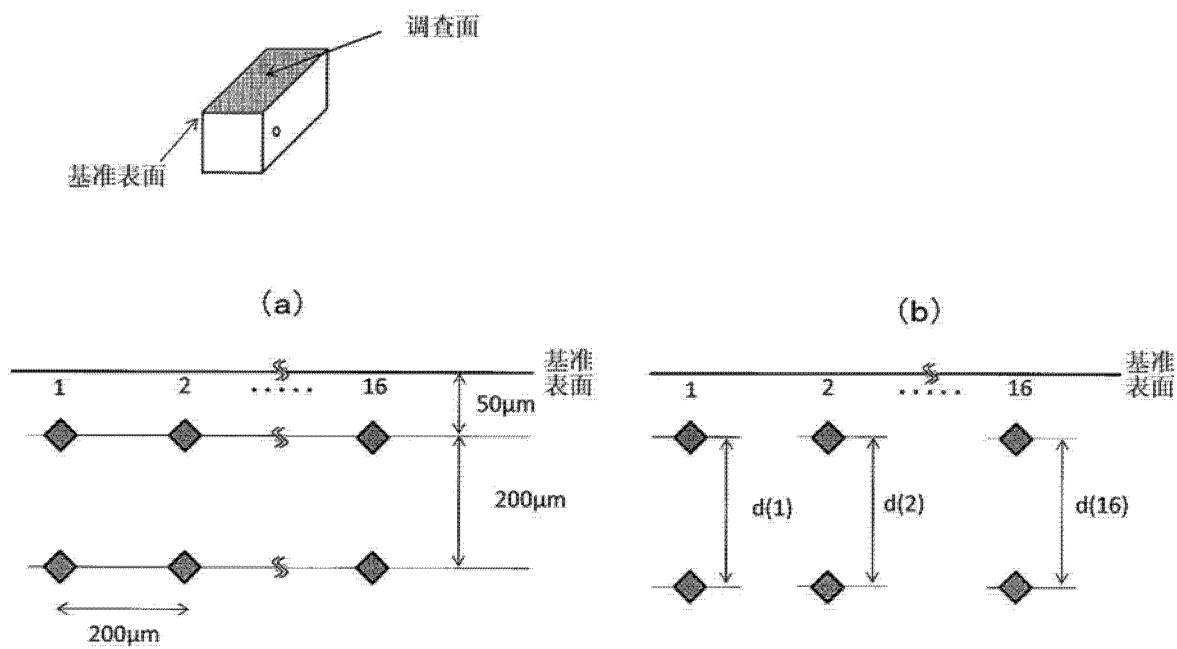


图 11