

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

C21D 9/00 (2006.01)



# [12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200680029787.8

[43] 公开日 2008年8月13日

[11] 公开号 CN 101243197A

[22] 申请日 2006.10.27

[21] 申请号 200680029787.8

[30] 优先权

[32] 2005.10.31 [33] JP [31] 315708/2005

[86] 国际申请 PCT/JP2006/322034 2006.10.27

[87] 国际公布 WO2007/052775 日 2007.5.10

[85] 进入国家阶段日期 2008.2.15

[71] 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 丸田庆一 林透 黑泽伸隆

木村秀途 丰冈高明 长谷和邦

[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责任公司

代理人 樊卫民 郭国清

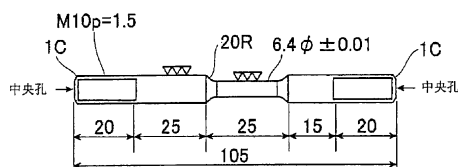
权利要求书 1 页 说明书 16 页 附图 1 页

## [54] 发明名称

耐延迟断裂特性优良的高强度钢及金属螺栓

## [57] 摘要

本发明不大量添加 Ni、Co 或 V 等高价合金元素、低成本地提供高强度且耐延迟断裂特性优良的钢。本发明使用一种耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其特征在于，对按质量%计，含有 C：超过 0.30%、且 0.50% 以下，Si：1.0% 以下，Mn：1.5% 以下，Ti：0.1% 以下，Mo：0.3% 以上、0.5% 以下，B：0.0005% 以上、0.01% 以下，余量由 Fe 和不可避免的杂质组成的钢，进行淬火后，在 100℃~400℃ 下实施回火处理，使钢组织的马氏体百分比在 90% 以上、并且原奥氏体粒径在 10 μm 以下。按质量%计，优选所述钢还含有选自 Al：1.0% 以下、Cr：2.5% 以下、Cu：1.0% 以下、Ni：2.0% 以下、V：0.5% 以下中的 1 种或 2 种以上。



1. 一种耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其特征在于，对按质量%计，含有 C：超过 0.30%、且 0.50% 以下，Si：1.0% 以下，Mn：1.5% 以下，Ti：0.1% 以下，Mo：0.3% 以上、0.5% 以下，B：0.0005% 以上、0.01% 以下，余量由 Fe 和不可避免的杂质组成的钢，进行淬火后，在 100℃~400℃ 下实施回火处理，使钢组织的马氏体百分比在 90% 以上、且原奥氏体粒径在 10 $\mu$ m 以下。

2. 根据权利要求 1 所述的耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其中，按质量%计，所述钢还含有选自 Al：1.0% 以下、Cr：2.5% 以下、Cu：1.0% 以下、Ni：2.0% 以下、V：0.5% 以下中的 1 种或 2 种以上。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其中，按质量%计，所述钢还含有选自 W：1.0% 以下、Nb：0.1% 以下中的 1 种或 2 种。

4. 根据权利要求 1 至 3 中任一项所述的耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其中，使用高频加热进行淬火。

5. 一种耐延迟断裂特性优良的金属螺栓，其特征在于，使用权利要求 1 至 4 中任一项所述的钢制造螺栓，对该螺栓进行淬火后，在 100℃~400℃ 下实施回火处理，使钢组织的马氏体百分比在 90% 以上、且原奥氏体粒径在 10 $\mu$ m 以下。

## 耐延迟断裂特性优良的高强度钢及金属螺栓

### 技术领域

本发明涉及主要用于建筑方面、汽车和工业机械用部件的高强度钢，特别涉及耐延迟断裂特性优良的高强度钢，该高强度钢能适合作为目前使用了高价的合金元素的耐延迟断裂特性优良的钢加以利用，并且兼具强度和耐延迟断裂特性。

### 背景技术

近几年，在汽车、建筑领域中，钢材的高强度化也有进一步的发展，并且要求所有部件高强度化。例如，在螺栓领域中，即使在超过拉伸强度 1000MPa 的范围，也要求 1200MPa 级、1500MPa 级和更高强度的钢。然而，在高强度化如此发展的情况下，最令人担心的是延迟断裂。

延迟断裂容易在拉伸强度在 1200MPa 以上的钢材中发生，特别是考虑到螺栓中的该问题，在 JISB1186、JISB1051 中，规定了强度上限为 F10T、F12T。这些钢主要使用 SCM 等。

作为具有更高强度、并且延迟断裂也很优良的材料，首先已知马氏体时效钢。但 Ni 含量高、为 15~20 质量%，与低合金钢相比非常昂贵，因此，不可能作为一般的部件制造用钢坯来使用。

因此，进行了以具有比马氏体时效钢少的含 Ni 量、比低合金钢更好的耐延迟断裂特性为目的钢的开发（例如，参照专利文献 1、专利文献 2、专利文献 3）。

专利文献 1：日本特公昭 60-14096 号公报

专利文献 2：日本特开平 11-80903 号公报

专利文献 3：日本特开 2000-144245 号公报

但是，专利文献 1、专利文献 2、专利文献 3 等中所记载的钢，虽然含 Ni 量少，但仍含有几质量%的 Ni，因此作为通常的高强度钢大量使用时，仍然存在成本高的缺点。

#### 发明内容

因此，本发明的目的是，解决上述现有技术的课题，抑制由于大量添加 Ni、Co 或 V 等高价合金元素所导致的制造成本的增加，从而低成本地提供高强度、耐延迟断裂特性优良的钢。

本发明人为了解决上述课题，进行了反复的深入研究，结果得到如下结论：即使在像马氏体时效钢那样不含大量的 Ni、Co 的组分体系的情况下，在适当范围内添加 Mo、B、Ti，使淬火后的原奥氏体粒径适当地微细化，然后，通过在通常螺栓等的制造中基本不采用的 100℃~400℃的温度范围进行回火，可以得到兼具胜于马氏体时效钢的优良拉伸强度和较高的耐延迟断裂特性的钢，从而完成了本发明。

本发明为基于上述结论的成果，其特征如下所述。

(1)、一种耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其特征在于，对按质量%计，含有 C：超过 0.30%、且 0.50% 以下，Si：1.0% 以下，Mn：1.5% 以下，Ti：0.1% 以下，Mo：0.3% 以上、0.5% 以下，B：0.0005% 以上、0.01% 以下，余量由 Fe 和不可避免的杂质组成的钢，进行淬火后，在 100℃~400℃ 下实施回火处理，使钢组织的马氏体百分比在 90% 以上、且原奥氏体粒径在 10 $\mu$ m 以下。

(2)、根据 (1) 所述的耐延迟断裂特性优良的高强度钢，其中，按质量%计，该钢还含有选自 Al：1.0% 以下、Cr：2.5% 以下、Cu：1.0% 以下、Ni：2.0% 以下、V：0.5% 以下中的 1 种或 2 种以上。

(3)、根据(1)或(2)所述的耐延迟断裂特性优良的高强度钢,其中,按质量%计,该钢还含有选自W:1.0%以下、Nb:0.1%以下中的1种或2种。

(4)、根据(1)至(3)中任一项所述的耐延迟断裂特性优良的高强度钢,其中,使用高频加热进行淬火。

(5)、一种耐延迟断裂特性优良的金属螺栓,其特征在于,使用(1)至(4)中任一项所述的钢制造螺栓,对该螺栓进行淬火后,在 $100^{\circ}\text{C}\sim 400^{\circ}\text{C}$ 下实施回火处理,使钢组织的马氏体百分比在90%以上、且原奥氏体粒径在 $10\mu\text{m}$ 以下。

根据本发明,能够不添加大量的高价合金元素、低成本地制造高强度且耐延迟断裂特性优良的钢。因此,能够低成本地提供耐延迟断裂特性优良的、具有高强度的金属螺栓等。

#### 附图说明

图1是延迟断裂特性评价试验的试验片的说明图。

图2A、图2B是冷锻性评价试验的说明图。图2A表示试验开始前的试验片形状。图2B表示压制裂纹的产生情况。图中,1表示试验片,2表示裂纹。

#### 具体实施方式

以下,对本发明进行详细说明。

本发明的高强度钢的必要特性为:拉伸强度在 $1500\text{MPa}$ 以上,且屈服比在0.9以上。例如,作为高强度螺栓,为了达到F15T以上,拉伸强度为 $1500\text{MPa}$ 以上自不必说,屈服比较高也很重要。为了使拧紧扭矩不损失,屈服比(屈服强度/拉伸强度)必须在0.9以上。而且,优选具有与马氏体时效钢同等以上的耐延迟断裂特性和冷锻性。这样的拉伸强度在 $1500\text{MPa}$ 以上、耐延迟断裂特性优良的高强度钢,作为具有如下所示组织的钢,可以使用如下所示成分组成的钢,通过如下

所示的制造方法制造。

首先，对本发明中钢组成的限定原因进行说明。另外，在下述说明中，成分元素的含量%均指质量%。

C: 设为超过 0.30%、且 0.50% 以下。

C 是用于确保必要强度的必须元素，当含量在 0.30% 以下时，很难确保规定的强度。另一方面，当含量超过 0.50% 时，在钢组织中形成巨大的碳化物，从而使延迟断裂特性降低，因此将上限设为 0.5%。

Si: 设为 1.0% 以下。

Si 作为脱氧剂在钢的熔炼过程中起作用，因此可以含有。但是，当超过 1.0% 时，使钢的冷锻性显著降低，因此将上限设为 1.0%。

Mn: 设为 1.5% 以下。

Mn 具有作为对钢进行熔炼时的脱氧剂的作用，因此可以含有。但是，当超过 1.5% 时，使钢的冷锻性显著降低，因此将上限设为 1.5%。

Mo: 设为 0.3% 以上，0.5% 以下。

Mo 是本发明中特别重要的元素。Mo 能使强度提高而不会大程度地损害延展性。为了表现出该效果，必须添加 0.3% 以上。另一方面，即使添加超过 0.5%，强度也不会进一步提高，而成本却变高。而且，当过量添加时，冷锻性也有降低的倾向，因此将上限设为 0.5%。

B: 设为 0.0005% 以上、0.01% 以下。

B 是富集于晶界部从而有助于提高晶界强度的最重要的元素。延迟断裂主要在奥氏体晶界产生，因而强化该晶界对于提高耐延迟断裂特性有很大帮助。因此，有必要含有 0.0005% 以上。但是，由于含量超过 0.01% 时其效果会饱和，因此限定为上述范围。

Ti: 设为 0.1% 以下。

Ti 通过与作为不可避免的杂质而混入的 N 结合, 防止 B 形成 BN 而丧失 B 的效果。为了得到该效果, 优选含量在 0.005% 以上, 但由于添加超过 0.1% 时大量形成 TiN, 从而导致强度、疲劳强度的降低, 因此将上限设为 0.1%。

以上所述为本发明中的基本成分, 接下来对本发明的高强度钢的组织进行说明。在本发明中, 分别需要以下的条件。

将钢组织设为百分比在 90% 以上的马氏体组织。

马氏体是为了获得强度的必须组织。在本发明的情况下, 通过使马氏体组织的百分比为 90% 以上来发挥优良的强度特性, 因此将钢组织的马氏体组织的百分比下限限定为 90%。当马氏体的百分比不足 90% 时, 对强度的升高没有贡献的残留奥氏体相等未相变相、碳化物等析出物的量变得过多, 从而变得难以达到高强度化。

将钢组织的原奥氏体粒径设为  $10\mu\text{m}$  以下。

本发明中, 对原奥氏体粒径的调整也很重要。通过使原奥氏体粒径微细化, 抑制在晶界析出从而使延迟断裂特性降低的膜状碳化物的析出, 使晶界强度提高。因此, 粒径必须在  $10\mu\text{m}$  以下。更优选将粒径设为  $7\mu\text{m}$  以下。如果粒径在  $7\mu\text{m}$  以下, 则具有使耐延迟断裂特性进一步提高的效果。

在本发明中, 也可以含有选自如下所示的 Al、Cr、Cu、Ni、V 中的 1 种或 2 种以上。

Al: 设为 1.0% 以下。

Al 是对脱氧有效的元素。而且是通过抑制淬火时奥氏体晶粒成长来维持强度的有效元素。但是, 含量超过 1.0% 时其效果饱和, 不仅产生导致成本升高的弊端, 而且冷锻性也会降低。因此, 当添加 Al 时,

设为 1.0% 以下。

Cr: 设为 2.5% 以下。

Cr 能有效提高淬透性, 在确保硬化深度方面有用。但是, 当过度含有时, 由于碳化物的稳定效果, 促进残留碳化物的形成, 从而导致强度降低。因此, 优选尽可能降低 Cr 的含量, 但可以容许达到 2.5%。另外, 为了表现出提高淬透性的作用, 优选含有 0.2% 以上。

Cu: 设为 1.0% 以下。

Cu 能有效提高淬透性, 而且固溶于铁素体中而使强度提高。但是, 当含量超过 1.0% 时, 在热轧时会产生裂纹。因此, 当添加 Cu 时, 设为 1.0% 以下。另外, 为了表现出提高淬透性、强度的作用, 优选含有 0.2% 以上。

Ni: 设为 2.0% 以下。

Ni 能有效提高淬透性, 而且, 由于抑制碳化物的形成, 因而抑制膜状碳化物在晶界形成, 从而提高晶界强度, 因此, 有助于提高强度、延迟断裂特性。但是, Ni 是非常昂贵的元素, 当添加超过 2.0% 时, 钢材成本显著升高。因此, 当添加 Ni 时, 设为 2.0% 以下。另外, 为了表现出提高淬透性、强度和延迟断裂特性的作用, 优选含有 0.5% 以上。

V: 设为 0.5% 以下。

V 可以在钢中与 C 结合而作为强化元素起作用。而且, V 也具有提高抗回火软化性的效果, 有助于提高强度。但是, 由于含量超过 0.5% 时其效果饱和, 因而在添加 V 的情况下, 设为 0.5% 以下。另外, 为了表现出提高强度的作用, 优选含有 0.1% 以上。

进而, 在本发明中, 可以含有选自以下所示的 W、Nb 中的 1 种或 2 种。



Nb: 设为 0.1% 以下。

Nb 除了具有提高淬透性的效果, 还作为析出强化元素, 有助于提高强度、韧性。为了表现出该效果, 优选含有 0.005% 以上。但是, 由于含量超过 0.1% 时其效果饱和, 因此在添加 Nb 的情况下, 设为 0.1% 以下。

W: 设为 1.0% 以下。

W 形成稳定的碳化物, 是有效的强化元素。另一方面, 当添加超过 1.0% 时, 使冷锻性降低, 因此在添加 W 的情况下, 设为 1.0% 以下。

除以上说明的元素之外的余量为 Fe 和不可避免的杂质。作为主要的不可避免的杂质, 可以列举 S、P、N 和 O。可以容许这些元素的含量为, S: 0.05% 以下、P: 0.05% 以下、N: 0.01% 以下、O: 0.01% 以下。

接下来, 对本发明的耐延迟断裂特性优良的高强度钢的制造方法进行说明。本发明的高强度钢, 通过对使用具有上述成分组成的钢所形成的规定形状的钢坯进行淬火回火来制造。

可以使用通过转炉熔炼制得的含有上述成分的钢, 也可以使用通过真空熔炼制得的含有上述成分的钢。加热钢锭或连铸板坯后, 进行热轧, 酸洗去除锈皮后, 通过冷轧调整到规定的厚度。然后, 通过锻造、滚轧成形等成形为规定的部件形状后, 进行淬火回火以使形成马氏体组织, 例如, 进行螺栓的制造。

淬火处理: 优选进行高频淬火。

在淬火处理中, 通过使用高频加热, 可以在达到必要的温度范围后直接进行淬火, 能够避免不必要的晶粒粗大化而得到微细的晶粒组织。因此, 有效的方法是: 在高频淬火中, 以 10°C/s 以上的升温速度加热到最高温度 800°C~1100°C, 达到后立即淬火。

回火温度：设为 100℃~400℃。

该条件成为本发明中最关键的部分。回火温度 100℃~400℃是通常的螺栓用钢等中一般不使用的温度范围。但是，在本发明的情况下，通过设定为该温度范围，含有的 B 不会扩散或产生不必要的析出，而是富集于晶界，从而对晶界的强化有很大的帮助。而且，由于回火温度不高，通过与微细晶粒效果相协同，从而维持一定程度以上的强度水平和耐延迟断裂特性。

这样，通过适当地组合组成范围、微细晶粒组织、回火温度这 3 个强化晶界的条件，能够制造兼具高强度及耐延迟断裂特性这两个相矛盾的特性的钢。

虽然这样得到的钢材能以低成本制得，但其具有与马氏体时效钢相匹敌的强度及耐延迟断裂特性，因而可以用于必须具有高强度的汽车用高强度螺栓或建筑用螺栓，还可以用于 PC 钢棒、作为汽车的变速器的无级变速器（CVT）所使用的动力传递用金属带等。

在制造螺栓时，使用具有上述成分组成的钢，例如，采用冷锻及滚压成形加工成形为螺栓后，对螺栓进行淬火，并在 100℃~400℃下实施回火处理，从而制造具有马氏体百分比在 90%以上、且原奥氏体粒径在 10 $\mu$ m 以下的钢组织的金属螺栓。

## 实施例

### 实施例 1

采用真空熔炼制造表 1 中所示编号 1~18 的钢。加热这些钢至 1100℃并进行热锻，使其成为直径 60mm（ $\phi$  60mm）的圆棒。然后，在 850℃下进行 1 小时的正火处理，从而形成钢坯，再对其进行下述热处理后，进行拉伸试验、延迟断裂评价、组织观察和冷锻性评价。

在钢坯圆棒的 1/4d 位置，切出拉伸试验片（JIS5 号）的形状。对该试验片进行二阶段高频淬火：通过高频加热，以升温速度 400℃/s 加热该试验片至 1050℃后，立即进行淬火，接着，通过同样升温速度 400℃/s 的高频加热加热到 950℃后，立即进行淬火。然后，在 180℃下进行 30 分钟的回火处理后，用于拉伸试验。

延迟断裂评价通过下述步骤实施。在圆棒钢坯的 1/4d 位置处切出如图 1 所示的试验片。采用与拉伸试验相同的条件进行淬火回火处理。使用该试验片，通过进行恒载试验，对延迟断裂特性进行评价。恒载试验通过下述方法进行：将试验片浸入用醋酸调整 pH 为 1.5 的 5%NaCl 溶液中，对试验片施加一定的载荷，测定到试验片断裂为止的时间。当试验片在试验时间超过 200 小时的阶段没有断裂时，中断试验并评价为无断裂。通过改变载荷进行试验，可以得到表示断裂时间和载荷的关系的曲线，因此，由不引起断裂的载荷求出下限应力，用该值的大小来评价延迟断裂。下限应力为马氏体时效钢的下限应力 550MPa 以上时，评价为耐延迟断裂特性优良。

马氏体组织的百分比是使用 3%的硝酸乙醇进行腐蚀后，利用光学显微镜观察一定的面积，由视野中马氏体的面积率测得。

向将苦味酸 50g 溶解于水 500g 中所形成的苦味酸水溶液中，添加十二烷基苯磺酸钠 11g、氯化亚铁 1g 及乙二酸 1.5g，将所得溶液作为腐蚀液，通过腐蚀使原奥氏体晶界出现后，在倍率 1000 倍下观察拍照，由所得图象采用剪切法求得原奥氏体粒径。

而且，对于冷锻性的评价，在棒材的 1/4d 位置，沿轧制方向切出如图 2A 所示的  $\phi 15\text{mm}$ 、高 22.5mm 的小片的试验片 1。锻造试验是以各种压缩率对 10 个试验片（ $n=10$ ）进行压缩，以有无裂纹来进行判断。图 2 所示的箭头为压缩方向。如图 2B 所示产生裂纹 2。绘制在各压缩率下裂纹产生率与压缩率的关系图，以 50%（5 个）的试验片断

裂的压缩率作为锻造性评价值。该值越大锻造性越好，将锻造性评价值 80% 以上的钢评价为具有与马氏体时效钢同等以上的良好冷锻性的钢。

表 1 所示的编号 1 的钢是用于比较的马氏体时效钢 (Fe-18% Ni-5%Mo-10%Co)。在切出与上述相同形状的试验片后，在 820℃ 下加热，然后，利用空冷进行回火，通过在 520℃ 下加热进行时效处理后，用于各种评价。

马氏体组织的百分比、原奥氏体粒径、拉伸强度、屈服比、延迟断裂 (下限应力)、冷锻性的测定结果一并如表 1 所示。由表 1 可知，化学成分和组织在本发明范围内的钢的强度特性、耐延迟断裂特性均胜过马氏体时效钢。

### 实施例 2

在本实施例中，对具有表 1 所示编号 4 的成分的钢，进行了研究组织的影响的实验。实验方法全部与实施例 1 相同。但是，为了研究原奥氏体粒径的影响，使第二阶段淬火温度即高频加热的温度变为 850~1050℃，制造编号 19~21 的钢坯。测定结果如表 2 所示。

结果可知，当奥氏体粒径变得比 10 $\mu$ m 大时，耐延迟断裂特性显著降低。

### 实施例 3

在本实施例中，进行了研究基本成分之外的其他成分的效果的实验。采用真空熔炼制造具有表 3 所示成分组成的钢 (编号 22~35)，与实施例 1 同样地进行了拉伸试验、延迟断裂评价、组织观察和冷锻性评价。结果一并如表 3 所示。

结果可知，当过量含有 Cr、Al 时，导致冷锻性降低，而当过量含

有 Ni、Cu、V、W、Nb 时，其效果饱和。

#### 实施例 4

在本实施例中，对具有表 1 所示编号 4 的成分的钢，进行了研究回火温度的影响的实验。进行与实施例 1 相同的处理直到淬火处理，将回火温度由设定的 180℃ 改变为 70~450℃，制造编号 36~40 的钢坯。测定结果如表 4 所示。

结果可知，当设定回火温度为 100~400℃ 以下时，兼具高强度和优良的耐延迟断裂特性。

#### 实施例 5

在本实施例中，对实际制造螺栓时的耐延迟断裂进行了评价。对表 1 所示编号 1（马氏体时效钢）、4、11 的钢，采用与实施例 1 相同的方法制造锻造圆棒，在锻造圆棒的 1/4d 位置切出规定大小的供试材，采用冷锻及滚压成形，加工成形为 M22 的螺栓，然后实施高频淬火以及 180℃ 下的回火处理。由各供试材制作成 30 个螺栓，在钢板（SS400）上拧紧直到最大载荷，反复进行 3.5 质量% 食盐水的喷涂与干燥，实施 5 个月的重复性试验。然后，以 30 个中断裂的螺栓数进行评价。结果如表 5 所示。

编号 4 的本发明钢，显示出胜过编号 1 的马氏体时效钢的特性，但使用编号 11 的比较钢的螺栓断裂了 80%。

表 1

编号	化学组成(质量%)							组织			测定结果				备注
	C	Si	Mn	Mo	Ti	B	马氏体百分比 (%)	原奥氏体粒径 (μm)	拉伸强度(MPa)	屈服比	下限应力(MPa)	冷锻性 (%)			
1	马氏体时效钢							-	-	2100	0.94	550	80	比较例(马氏体时效钢)	
2	<u>0.24</u>	0.70	0.62	0.40	0.021	0.0020	80	5.8	1420	<u>0.88</u>	<u>545</u>	90	比较例		
3	0.38	0.72	0.64	0.40	0.022	0.0019	92	5.5	1825	0.92	600	85	本发明例		
4	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.5	2130	0.92	625	85	本发明例		
5	<u>0.54</u>	0.72	0.66	0.39	0.021	0.0021	95	5.0	2215	0.94	<u>455</u>	75	比较例		
6	0.42	0.29	0.62	0.40	0.021	0.0019	94	5.4	2105	0.92	625	85	本发明例		
7	0.43	0.95	0.61	0.39	0.021	0.0022	94	5.5	2180	0.94	625	85	本发明例		
8	0.43	<u>1.22</u>	0.60	0.41	0.020	0.0020	94	5.0	2205	0.94	650	60	比较例		
9	0.43	0.69	1.07	0.39	0.022	0.0021	95	5.5	2165	0.95	650	80	本发明例		
10	0.43	0.71	<u>1.59</u>	0.40	0.020	0.0021	94	5.6	2170	0.94	650	55	比较例		
11	0.41	0.70	0.61	<u>0.26</u>	0.020	0.0020	94	6.0	<u>1410</u>	<u>0.82</u>	575	85	比较例		
12	0.43	0.73	0.60	0.32	0.021	0.0019	93	5.5	2060	0.92	600	80	本发明例		
13	0.42	0.72	0.62	0.49	0.020	0.0021	93	5.7	2185	0.95	625	80	本发明例		
14	0.43	0.69	0.62	<u>0.61</u>	0.021	0.0022	93	5.8	2190	0.94	625	60	比较例		
15	0.42	0.69	0.61	0.41	0.075	0.0023	94	5.6	1805	0.92	600	85	本发明例		
16	0.43	0.71	0.62	0.40	<u>0.110</u>	0.0025	94	5.4	<u>1465</u>	<u>0.82</u>	<u>475</u>	80	比较例		
17	0.42	0.69	0.62	0.40	0.021	<u>0.0002</u>	94	5.6	2065	0.94	425	85	比较例		
18	0.43	0.71	0.63	0.39	0.020	0.0060	95	5.4	2185	0.94	650	85	本发明例		

下划线表示在本发明的范围之外。

表 2

编 号	化学组成(质量%)						组织			测定结果			备注
	C	Si	Mn	Mo	Ti	B	马氏体百分 比(%)	原奥氏体 粒径( $\mu\text{m}$ )	拉伸强 度(MPa)	屈服比	下限应 力(MPa)	淬火温 度( $^{\circ}\text{C}$ )	
19	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	93	4.5	2205	0.95	675	850	本发明例
4	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.5	2130	0.92	625	950	本发明例
20	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	9.0	2100	0.92	625	1000	本发明例
21	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	95	11.5	1910	0.90	<u>525</u>	1050	比较例

下划线表示在本发明的范围之外。

表 3

编号	化学组成(质量%)													组织				测定结果				备注
	C	Si	Mn	Mo	Cr	Al	Cu	Ni	V	W	Nb	Ti	B	马氏体百分比 (%)	原奥氏体粒径 ( $\mu\text{m}$ )	拉伸强度 (MPa)	屈服比	下限应力 (MPa)	冷锻性 (%)			
22	0.43	0.69	0.61	0.40	1.5	-	-	-	-	-	-	0.022	0.0021	94	5.5	2215	95	700	85	本发明例		
23	0.44	0.70	0.60	0.40	3.0	-	-	-	-	-	0.021	0.0021	94	5.4	2340	95	700	60	比较例			
24	0.41	0.71	0.63	0.39	-	0.8	-	-	-	-	0.022	0.0020	94	5.8	2195	94	675	80	本发明例			
25	0.43	0.72	0.63	0.41	-	1.5	-	-	-	-	0.022	0.0019	94	5.6	2200	92	675	60	比较例			
26	0.43	0.72	0.65	0.40	-	-	0.5	-	-	-	0.021	0.0020	94	5.5	2185	94	675	80	本发明例			
27	0.44	0.71	0.62	0.39	-	-	1.5	-	-	-	0.021	0.0021	94	5.7	2190	92	675	80	比较例			
28	0.42	0.73	0.62	0.41	-	-	-	0.5	-	-	0.020	0.0020	94	5.8	2200	95	675	80	本发明例			
29	0.44	0.69	0.61	0.40	-	-	-	2.4	-	-	0.021	0.0021	94	6.0	2205	95	675	80	比较例			
30	0.41	0.71	0.64	0.41	-	-	-	0.35	-	-	0.022	0.0018	94	6.0	2190	94	700	80	本发明例			
31	0.43	0.70	0.62	0.39	-	-	-	0.55	-	-	0.023	0.0020	94	5.5	2200	92	700	80	比较例			
32	0.42	0.70	0.63	0.40	-	-	-	-	0.5	-	0.021	0.0021	94	5.4	2240	92	675	85	本发明例			
33	0.44	0.71	0.64	0.41	-	-	-	-	1.2	-	0.020	0.0021	94	5.8	2250	92	675	65	比较例			
34	0.41	0.70	0.61	0.41	-	-	-	-	-	0.05	0.022	0.0022	94	5.7	2175	94	650	80	本发明例			
35	0.43	0.71	0.60	0.41	-	-	-	-	-	0.15	0.021	0.0022	94	5.9	2185	92	650	80	比较例			

下划线表示在本发明的范围之外。



表 4

编 号	化学组成(质量%)						组织		测定结果				备 注	
	C	Si	Mn	Mo	Ti	B	马氏体 百分比 (%)	原奥 氏体 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	拉 伸 强 度 (Mpa)	屈 服 比	下 限 应 力 (Mpa)	冷 锻 性 (%)		淬 火 温 度( $^{\circ}\text{C}$ )
4	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.5	2130	0.92	625	85	180	本发明例
36	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.5	2350	<u>0.82</u>	580	<u>60</u>	<u>75</u>	比较例
37	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.4	2260	0.91	600	85	120	本发明例
38	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.5	2010	0.94	675	90	250	本发明例
39	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.4	1750	0.95	700	90	350	本发明例
40	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	94	5.5	<u>1420</u>	0.97	700	95	<u>450</u>	比较例

下划线表示在本发明的范围之外。

表 5

编号	化学组成(质量%)						测定结果	备注
	C	Si	Mn	Mo	Ti	B		
1	马氏体时效钢						4/30	比较例(马氏体时效钢)
4	0.43	0.71	0.65	0.40	0.022	0.0020	2/30	本发明例
11	0.41	0.70	0.61	<u>0.26</u>	0.020	0.0020	24/30	比较例

下划线表示在本发明的范围之外。

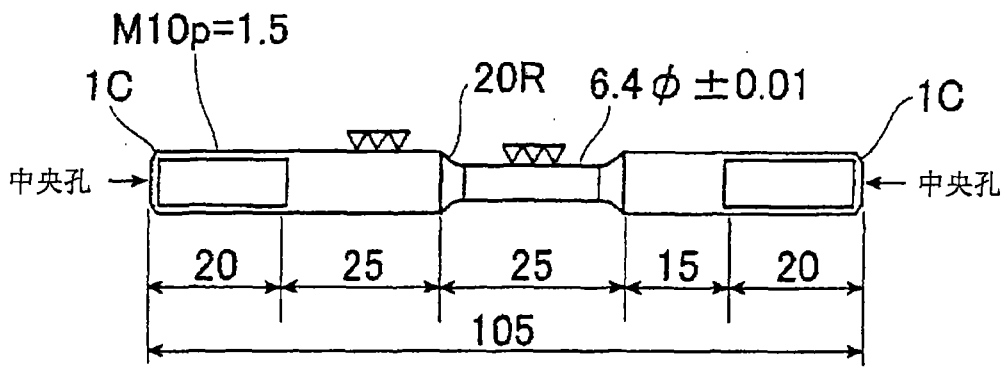


图1

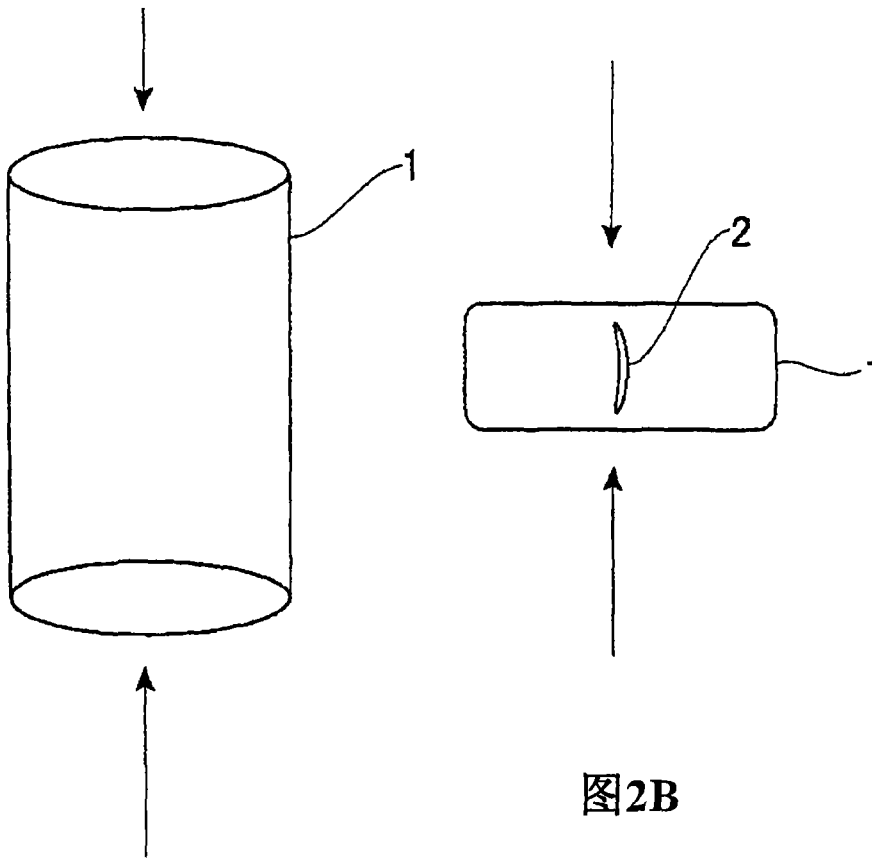


图2A

图2B