

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C23C 8/26 (2006.01)

C23C 8/70 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 02806941.2

[45] 授权公告日 2007 年 5 月 23 日

[11] 授权公告号 CN 1317418C

[22] 申请日 2002.3.20 [21] 申请号 02806941.2

[30] 优先权

[32] 2001. 3. 21 [33] JP [31] 80313/01

[32] 2001. 3. 21 [33] JP [31] 80328/01

[86] 国际申请 PCT/JP2002/002653 2002. 3. 20

[87] 国际公布 WO2002/075013 日 2002. 9. 26

[85] 进入国家阶段日期 2003. 9. 19

[73] 专利权人 本田技研工业株式会社

地址 日本东京都

[72] 发明人 桑原光雄

[56] 参考文献

JP11 - 12685A 1999. 1. 19

WO0049190A1 2000. 8. 24

JP58 - 39775A 1983. 3. 8

审查员 彭 斌

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利

商标事务所

代理人 蔡胜有

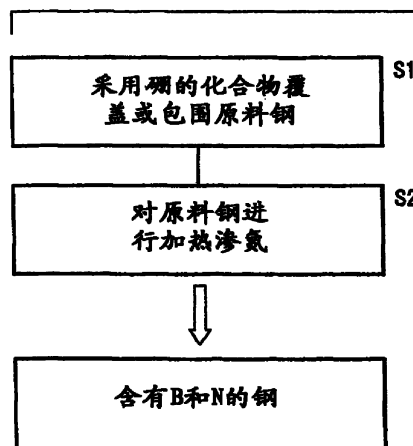
权利要求书 1 页 说明书 11 页 附图 9 页

[54] 发明名称

钢材料及其制备方法

[57] 摘要

一种原料钢采用硼的化合物覆盖或者包围(步骤 S1)。在原料钢表面形成一种 h - BN 的覆盖膜。然后,在加热的同时,采用渗氮气体对原料钢进行渗氮(步骤 S2)。B 由硼的化合物以及 N 由渗氮气体扩散进入原料钢中,使原料钢成为含有 B 和 N 的钢材料。大部分的 B 和 N 在钢材料的结构中以 Fe(B, N) 固溶体或者 Fe(C, B, N) 固溶体的形式存在。控制对原料钢进行加热和渗氮的条件,使 B 和 N 的含量分别为 7 - 30ppm(重量)和 10 - 70ppm(重量)。



1. 一种含有 7-30ppm (重量) 的 B 和 10-70ppm (重量) 的 N 的钢材料, 其中, B 和 N 以与 Fe 构成的 Fe(B, N) 固溶体或者 Fe(C, B, N) 固溶体的形式存在, 其中, Fe 是钢材料的组成元素, 并且, B 和 N 由钢材料的表面扩散至其内部结构的距离超过 0.3mm。

2. 一种制备含有 7-30ppm (重量) 的 B 和 10-70ppm (重量) 的 N 的钢材料的方法, 其包括如下步骤:

采用硼的化合物对一种原料钢进行覆盖或包围; 以及

当在 1100-1750 K 的温度范围内加热所述原料钢时, 采用渗氮气体对原料钢进行渗氮。

3. 根据权利要求 2 的方法, 其中, 采用高频加热装置对所述原料钢进行加热。

4. 根据权利要求 3 的方法, 其还包括如下步骤:

将所述原料钢置于一种管状部件中,

其中, 在渗氮步骤中, 采用通过所述管状部件的渗氮气体对所述原料钢进行渗氮, 同时采用所述高频加热装置加热所述原料钢。

5. 根据权利要求 2 的方法, 其中, 所述硼的化合物包括六方 BN 或 B_4C 。

6. 根据权利要求 2 的方法, 其中, 所述渗氮气体包括 N_2 气体。

7. 根据权利要求 4 的方法, 其中, 所述渗氮气体包括 N_2 气体。

钢材料及其制备方法

技术领域

本发明涉及一种含 B (硼) 和 N (氮) 的钢材料和这种钢材料的制备方法。

背景技术

由 Fe-C 合金构成的钢材料是最普通的金属材料之一。特别是, 含有某些元素的钢材料被称作是特殊钢, 广泛用作结构部件、工具以及夹具的原材料。

特殊钢中存在的元素包括 Al, B, Co, Cr, Mn, Mo, N, Ni, Pb, S, V, Ti, Ta, W 和 Zr。这些元素通过按某种比例存在其中起改善钢材料性能的作用。例如, 含有 40-70ppm (重量) (此后, 除非另有说明, 单位“ppm”均指的是“ppm (重量)”) 的硼钢与普通钢材料相比, 具有更优的机械强度、硬度和韧性。含有 Pb 的钢被称作易切削钢, 它可以很容易地加以切削。

这些元素在钢材料中以不同状态存在。几乎所有元素都以与铁素体 (α -Fe 和 C 的固溶体) 形成固溶体或化合物的形式存在, 或者与渗碳体 (Fe_3C) 形成固溶体或化合物的形式存在。某些元素可以以非金属化合物例如氧化物或硫化物或者金属间化合物的形式存在。在 Pb 易切削钢中, Pb 未与其它元素结合, 单独存在于钢材料中。

当钢材料通过轧制、锻造或其它方式被塑性成形为一种要求的形状时, 通常采用硬化、渗碳、渗氮等对其表面进行处理。在硬化过程中, 将钢材料表面加热, 获得一种奥氏体 (γ -Fe 和 C 的固溶体), 然后, 快速冷却形成马氏体。在渗碳和渗氮过程中, 在将钢材料加热之后, 使 C 或 N 从钢材料表面进入其内部。这些表面处理方法能够获得表面硬化的钢材料。

硼钢在淬火时趋于开裂，而且，任何存在裂纹的硼钢工件都不能作为产品使用。换言之，当硼钢淬火时，成品率下降。硼钢趋于开裂的原因在于在钢材料中作为杂质单独存在的微量的 Fe, C, Si, Ni, Mo 等与 B 反应，产生析出并位于钢材料晶粒边界处的脆性材料，例如 FeB, Fe₂B, Fe₅SiB₂, Ni₄B₃, MoFeB₄, Mo₂FeB₂, B₄C 等。在对钢材料进行淬火时，如此存在的这些脆性材料易于在钢材料中受到大的热应力作用。

虽然硼钢的表面具有良好的机械性能、硬度和韧性，但是，由于硼难于深深地进入或者扩散至钢材料中，这种钢的内部结构的上述性能指标不够好。当对钢进行渗硼处理时，硼会与前述单独存在的杂质很快反应。

在对钢材料进行渗碳或渗氮处理时，C 或 N 扩散进入钢材料内的距离（距表面）通常为约 0.1mm，或者最大稍高于 0.25mm。因此，尽管渗碳或渗氮方法能够有效硬化钢材料的表面，但是，它无法硬化距表面 0.3mm 以上的钢材料的内部组织。此外，与渗碳或渗氮之前相比，渗碳或渗氮后的钢材料的韧性下降。

日本公开专利申请（Japanese laid-open patent publication）53-142933 提出了另一种先对钢材料进行渗氮，然后再渗硼的表面处理方法。根据该提出的表面处理方法，在渗硼期间钢材料的加热温度可以比在对未渗氮的钢材料进行渗硼时的温度低。因此，可以将钢材料成形为应变程度较低的产品。

但是，如前述申请书所述，根据所提出的表面处理方法，在钢表面处仅仅产生一种 Fe-B-N 化合物。由于 B 或 N 不能深入到钢材料内部，因此，该方法难于改善钢材料内部结构的性能。

发明公开

因此，本发明的一个目的是提供一种钢材料，该钢材料具有优异的机械强度、硬度和韧性，加热时能够避免开裂，可以高成品率地成形为产品。本发明的另一个目的是提供一种这种钢材料的方法。

根据本发明，一种钢材料含有 7-30ppm（重量）的 B 和 10-70ppm（重量）的 N。

与不含 B 的钢材料相比，含有上述比例 B 的钢材料具有更好的机械强度、硬度和韧性。钢材料中含有上述比例的 N 能够有效抑制 B 与钢材料中存在的各杂质元素之间的反应。由于防止了在钢材料中形成脆性材料，因此，钢材料的开裂得到抑制，从而能够得以高成品率地制造。

钢材料中的 B 和 N 可以作为六方 BN（h-BN）或立方 BN（c-BN）存在或者可以与 Fe 和 C 结合作为 Fe-C-B-N 硼氮化物存在。但是，为了获得最高的机械强度、硬度和韧性，优选 B 和 N 作为与 Fe 的 Fe(B, N) 固溶体或者与 Fe 和 C 的 Fe(C, B, N) 固溶体存在。由于钢材料的组织逐步改变，因此加热时钢材料中产生的热应力很小。所以，钢材料的开裂得到进一步抑制。

其中 B 和 N 固溶存在的典型结构实例包括铁素体、奥氏体、贝氏体（奥氏体冷却时产生的转变材料）等。钢材料中微量存在的 Si, Mn, P, S 等可以存在于 Fe(B, N) 固溶体或者 Fe(C, B, N) 固溶体中。

当 B 和 N 固溶于所述 Fe 结构中时，它们可以深深地扩散到钢材料中，具体而言，距离达到 0.3mm 以上。通常情况下，B 在硼钢中扩散的距离或者渗氮时 N 的扩散距离均为 0.1mm，而且，其最大值稍稍大于 0.25mm。因此，B 和 N 能够扩散的距离显著增大。

根据本发明，提供了一种制备含有 7-30ppm（重量）的 B 和 10-70ppm（重量）的 N 的钢材料的方法，其包括如下步骤：采用硼的化合物对一种原料钢进行覆盖或包围，并且，当在 1100-1750 K 的温度范围内加热时，采用渗氮气体对原料钢进行渗氮。名词“原料钢”此处指的是表面处理之前的钢。

钢材料中存在的 B 和 N 是由硼的化合物和渗氮气体扩散进入钢材料中的。与不含 B 的钢材料相比，含有上述比例 B 的钢材料具有更好的机械强度、硬度和韧性。钢材料中含有上述比例 N 的能够有效抑制

B 与钢材料中存在的各杂质元素之间的反应。由于防止了在钢材料中形成脆性材料，因此，钢材料的开裂得到抑制。

根据本发明，能够简便且容易地制造具有高的机械强度、硬度和韧性，而且能抵抗开裂的钢材料。

在 1100-1750 K 的温度范围对原料钢进行加热的原因在于：如果温度低于 1100 K，则 N 会容易地与铁素体或者渗碳体结合，其含量会超过 70ppm（重量）。如果温度超过 1750 K，则 B 会很快地与原料钢中的各个元素例如 Fe, Si, Ni, Mo 等结合，产生脆性的硼化物，结果使得钢材料易于开裂。

一种加热原料钢的优选装置是高频加热装置，因为高频加热装置能够在短时间内将原料钢加热至要求的温度，因此，钢材料的制造效率更高。

优选地，将原料钢置于一种管状部件中，并且，当采用高频加热装置加热原料钢时，使渗氮气体通过该管状部件中。由于能够保持渗氮气体与原料钢可靠接触，因此，采用高频加热设备能够对原料钢进行有效渗氮。

硼的化合物应该优选包括六方 BN (h-BN) 或 B_4C 。这些硼的化合物市场上容易购买，从而能够降低钢材料的制造成本。

渗氮气体应该优选包括 N_2 气体。由于要扩散进入原料钢中的 N 量很小以及 N_2 气体为非活性，因此，能够容易地控制扩散进入原料钢中的 N 量。

由下面的描述并参照附图，可以更明显地了解本发明的上述以及其它的目的、特征和优点。在所述附图中，通过说明性的实施例示出了本发明的优选实施方案。

附图简述

图 1 是一种制造钢材料的方法的流程图；

图 2 是一张表，该表列出了本发明实施例 1 和 2 中的钢材料从一端到另一端的维氏硬度；

图 3 是一张表, 该表列出了由本发明实施例 1 和 2 以及对照例 1 的钢材料的试样的拉伸值和夏氏冲击值;

图 4 示出了距本发明实施例 3 和 4 以及对照例 2 的钢材料表面的距离与维氏硬度之间的关系;

图 5 是一张表, 该表示出了钢材料的加热渗氮时间、硼的重量比、表面的洛氏硬度 (C 级)、抗拉强度值以及断裂韧性值之间的关系;

图 6 是一张表, 该表示出了钢材料的加热渗氮时间、硼的重量比、表面的洛氏硬度 (C 级)、抗拉强度值以及断裂韧性值之间的关系;

图 7 是原料钢以及固定在原料钢上的柱形部件的半部分的透视图;

图 8 是固定在图 7 所示原料钢中的柱形部件的透视图; 以及

图 9 示出了距本发明实施例 5-7 以及对照例 3 的钢材料表面的距离与维氏硬度之间的关系。

实施本发明的最佳模式

根据本发明的钢材料含有 B 和 N, 其中, B 和 N 以在铁素体、奥氏体、贝氏体等中的 $\text{Fe}(\text{B}, \text{N})$ 固溶体或者 $\text{Fe}(\text{C}, \text{B}, \text{N})$ 固溶体形式存在。钢材料中微量存在的固溶态的 Si, Mn, P, S 等可以进一步存在于上述固溶体中。

对于硼钢而言, B 是一种改善钢材料的机械强度、硬度和韧性的组元。B 的存在比例为 7-30ppm。如果 B 的比例小于 7ppm, 则不能足够有效地改善钢材料的上述性能。如果 B 的比例高于 30ppm, 则会降低钢材料的韧性。优选地, B 的存在比例为 10-20ppm。

N 是一种抑制 B 与钢材料中单独存在的各杂质元素 Fe, Si, Ni, Mo 等之间反应的组元。N 能有效地显著抑制 B 与这些独立元素的反应, 从而极大地抑制脆性材料例如 FeB , Fe_2B , Fe_5SiB_2 , Ni_4B_3 , MoFeB_4 , Mo_2FeB_2 , B_4C 的产生。所以, 与普通硼钢相比, 根据本发明

的钢材在各种热处理过程如淬火中进行加热时所产生的热应力小得多，因此，能够抑制开裂发生。

N 的存在比例为 10-70ppm。如果 N 的比例低于 10ppm，则不能足够有效地阻止钢材开裂。如果 N 的比例高于 70ppm，则钢材的硬度会下降。

如上所述，B 和 N 在钢材中以 Fe(B, N) 固溶体或者 Fe(C, B, N) 固溶体的形式存在。与 B 和 N 作为 h-BN 或 c-BN 存在的钢材相比，所述钢材表现出更高的机械强度、硬度和韧性。

在根据本发明的钢材中，B 和 N 的扩散距离较大。具体而言，与硼钢和渗氮钢材相比，B 和 N 能够更深地进入所述钢材中，因为 B 与钢材中各单独元素的反应受到很大抑制。具体地，存在于根据本发明的钢材内部结构中的 B 和 N 距钢材表面的距离有时会大于 30-70mm。

钢材的结构从表面到内部逐渐变化。因此，由于在钢材加热时产生的热应力大大降低，所以该钢材能够非常有效地抑制开裂的发生。

如上所述，B 和 N 能够深深地扩散进入根据本发明的钢材中。结果，该钢材的内部结构也表现出优异的机械强度、硬度和韧性，从而能够非常有效地抑制开裂的发生。

根据本发明的钢材的制造过程如下：

图 1 示出了根据本发明钢材的制造方法的流程图。如图 1 所示，该制造方法包括采用硼的化合物覆盖或者包围原料钢的第一个步骤 S1 和对原料钢进行加热渗氮的第二个步骤 S2。

在第一个步骤 S1 中，采用硼的化合物覆盖或者包围原料钢。具体而言，如果原料钢采用硼的化合物覆盖，则在原料钢的表面上形成硼的化合物的覆盖膜。通过向原料钢表面喷涂分散在溶剂例如二甲苯、甲苯、丙酮等中的硼化合物例如 h-BN 等的溶液，之后，再将溶剂挥发掉，就可容易且简单地形成该覆盖膜。另一种方法是，该覆盖膜可以采用化学气相沉积 (CVD) 或者物理气相沉积 (PVD) 形成。

如果原料钢要被硼的化合物包围，此时可将粉末状的硼的化合物如 B_4C 等装填在盛放原料钢的坩埚中。

在第二个步骤 S2 中，通过加热对采用覆盖膜覆盖或者采用粉末状的硼化合物包围的原料钢进行渗氮。在渗氮过程中，对原料钢进行渗氮，并且，B 从硼的化合物中由钢材的表面扩散进入钢材的内部。用于对钢材进行渗氮处理的 N 也由钢材的表面进入钢材的内部。结果，获得了如上所述的钢材。

用于对原料钢进行渗氮的渗氮气体可以是含有 NH_3 的混合气体，例如由 NH_3 ， N_2 和 H_2 构成的混合气体或者由 NH_3 ， N_2 和 Ar 构成的混合气体，但是，应该优选仅仅含有 N_2 的气体。优选 N_2 气体是因为需扩散进入原料钢中的 N 的重量比例很小，即：如上所述的 10-70ppm，而且， N_2 气体为非活性，足以容易地控制扩散进入原料钢中的 N 量。

当温度为 1100-1750 K 时，将渗氮气体引入烧结或加热炉中。如果温度低于 1100 K，则 N 会容易地进入铁素体、奥氏体或贝氏体中形成固溶体，其比例会超过 70ppm。如果温度高于 1750 K，则 B 会很快地与原料钢中的各个元素例如 Fe, Si, Ni, Mo 等结合，产生使钢材易于开裂的脆性硼化物。当温度超出上述温度范围时，可以将非活性渗氮气体例如 Ar 等送入加热炉内。如果在原料钢表面上形成了覆盖膜，则可以将加热炉抽真空。

在第二个步骤 S2 中，可以采用任何装置加热原料钢。但是，尤其应优选高频感应加热装置，因为此装置能够在短时间内升高原料钢的温度，从而高效地制备材料。如果采用高频感应加热装置，则优选将原料钢置于柱状部件中，并且，采用流过该柱状部件的渗氮气体进行渗氮。由于能够保持渗氮气体与原料钢可靠接触，因此，可以采用高频感应加热装置对原料钢进行有效氮化。该柱状部件可以由石英或石墨制成。

在渗氮过程中，依据原料钢的厚度和体积的不同，原料钢在加热炉中的加热时间为约 10 分钟到 2 小时，或者采用高频感应加热装置的加热时间为约 5 秒至 5 分钟。如果渗氮时间过长，则 B 和 N 的比例

会分别超过 30ppm 和 70ppm。

实施例：

1. B 和 N 的影响

制备出根据 JIS（日本工业标准）的 S50C 原料钢，其形状为矩形平行六面体，尺寸为 50mm × 50mm × 100mm。将分散在二甲苯中的 h-BN 溶液喷涂至原料钢的表面。然后，将原料钢在室温下放置、干燥，结果在原料钢的表面形成了 h-BN 覆盖膜。

然后，将原料钢放在加热炉内，并且，以 10 K/min 的速度加热至 1600 K。之后，原料钢在 1600 K 下保持 30 分钟。该原料钢通过加热渗氮成为含有 B 和 N 的钢材料。将如此制备的钢材料称作本发明实施例 1。将加热炉排空，直至温度达到 1200 K，并且，在温度达到 1200 K 后，立即将 N₂ 送入加热炉内。

通过吸收光谱定量分析，结果确定出本发明实施例 1 的钢材料中 B 和 N 的重量比例分别为 17ppm 和 20ppm。

制备出如上所述同样尺寸的原料钢并且压入填满 B₄C 粉末的坩埚中，结果，原料钢被 B₄C 粉末包围。

将盛放在坩埚内的原料钢放入加热炉内，并且在与本发明实施例 1 相同的条件下进行加热渗氮，制备出一种钢材料。将如此制备的钢材料称作本发明实施例 2。本发明实施例 2 的钢材料中 B 和 N 的重量比例分别为 18ppm 和 50ppm。

采用火焰加热直径为 10mm，长为 30mm 的柱形原料钢，然后淬火。将如此制备的原料钢称作对照例 1。未探测到在对照例 1 的原料钢中存在 B 和 N。

测量了本发明的实施例 1，2 和对照例 1 的钢材料的维氏硬度。对照例 1 的原料钢表面的维氏硬度值为 640。如图 2 所示，本发明的实施例 1 和 2 的钢材料从一端到另一端的维氏硬度值比对照例 1 的原料钢高约 80 ~ 100。该结果表明：B 和 N 的存在提高了钢材料的硬

度。由于本发明的实施例 1 和 2 的钢材料的硬度基本均匀一致，因此，可以看出 B 和 N 从所述钢材料的表面扩散到了其内部结构中。

由本发明的实施例 1, 2 和对照例 1 的钢材料切制出用于拉伸试验的试样和用于冲击试验的试样，并且测定了维氏硬度值和夏氏冲击值。试验结果如图 3 所示。夏氏冲击值高意味着韧性高。由图 3 可以发现：与对照例 1 的钢材料相比，本发明实施例 1, 2 的钢材料的具有更高的抗拉强度和韧性。

由上述结果明显看出：向钢材料中添加 B 和 N，能够提高钢材料的硬度、机械强度和韧性。

采用与本发明实施例 1 相同的方式制备出钢材料，只是选用 SCM 430（根据 JIS）作为原料钢。将如此制备的钢材料称作本发明实施例 3。

采用与本发明的实施例 3 相同的方式制备出另一种钢材料，只是在对加热炉抽真空时，以 10 K/min 的速度将原料钢加热至 1200 K，然后在 1200 K 下保持 30 分钟，加热至 1500 K 时，通入气体 N₂，然后在 1650 K 下保持 30 分钟。将如此制备的钢材料称作本发明实施例 4。

将具有与本发明的实施例 3, 4 同样尺寸的 SCM 430 原料钢在一种盐浴中浸泡 2 个小时，该盐液含有 115g 的 KCl, 20g 的 BaCl₂, 7.5g 的 NaF, 1g 的 B₂O₃, 以及 5g 的硼铁，它们都溶解在 1000cm³ 的水溶剂中。对所述浸泡在盐液中的原料钢进行渗硼处理，并且将其称作对照例 2。

通过定量分析，结果确定出本发明实施例 3, 4 以及对照例 2 的钢材料中 B 和 N 的重量比例分别为 19ppm, 21ppm 和 2ppm。

测量了本发明实施例 3, 4 以及对照例 2 的钢材料从表面至内部结构的维氏硬度。距表面距离与维氏硬度值之间的关系如图 4 所示。由图 4 明显看出：对照例 2 的钢材料的维氏硬度当深度超过 0.05mm 时急剧下降，而本发明实施例 3, 4 的钢材料甚至在深度超过 0.3mm 时仍具有优异的维氏硬度值。由图 4 所示结果可以认为，B 在本发明

实施例 3, 4 的钢材料中的扩散深度比在对照例 2 的钢材料中的扩散深度大。

2. 钢材料的加热渗氮时间、硼的重量比例、表面洛氏硬度 (C 级)、抗拉强度值以及断裂韧性值之间的关系

由 SKS 63 钢 (根据 JIS) 制备出长度相同但基底面积不同的各种矩形平行六面体的原料钢。采用与本发明实施例 1 相同的方式在矩形平行六面体中进行 B 和 N 的固溶, 只是不同的是在温度达到 1400 K 时送入气体 N_2 , 并且将原料钢在该温度下保持不同时间, 制备出钢材料。由底表面尺寸大于 40mm × 40mm 的钢材料切制出用于拉伸试验的试样和用于测量断裂韧性 (K_{Ic}) 的试样, 并且, 测定出每个试样的抗拉强度和断裂韧性 (K_{Ic})。还测量了钢材料表面的洛氏硬度值 (C 级)。将测量结果同渗氮过程中的渗氮时间 (温度 - 保温时间) 和存在的 B 的重量比例一起示于图 5 和 6 中。

图 5 和 6 清楚地表明: 通过设定处理时间, 能够控制钢材料的性能。

3. 开裂的抑制

如图 7 所示, 制备出直径为 50mm、长度为 200mm 的 SCM 420 (根据 JIS) 的柱形原料钢 10。将分散在二甲苯中的 h-BN 溶液喷涂在原料钢 10 的表面, 在室温放置并干燥, 结果在原料钢表面形成了 h-BN 覆盖膜 (未示出)。在原料钢 10 的基本中心部位形成直径 8mm 的通孔 12, 该通孔 12 的轴与原料钢 10 的轴垂直。

加工出两个半园柱体 16a, 16b, 靠近每个半园柱体的一端存在多个孔 14, 将上述两个半园柱体固定在原料钢 10 上, 制备出图 8 所示的柱形部件 18。气体 N_2 通过柱形部件 18 中的孔 14, 并且, 柱形部件 18 以 30rpm 的速度旋转。在 480V, 48 kW 和 19kHz 的条件下, 采用高频加热装置加热原料钢 10 达 10 秒钟, 从而制备出一种钢材料。将如此制备的钢材料称作本发明的实施例 5。

采用与本发明的实施例 5 相同的方式制备钢材料，只是原料钢的加热时间为 15 秒或 30 秒。将如此制备的钢材料分别称作本发明实施例 6, 7。在本发明实施例 7 中，采用定量分析测定了原料钢 10 和钢材料中的 B 和 N。在原料钢 10 中未探测到 B 和 N，而在钢材料中测得 B 和 N 含量分别为 17ppm 和 50ppm。

为了比较，采用高频加热装置，对不存在覆盖层的原料钢 10 进行加热和淬火，制备出一种钢材料。具体地，在 460V, 45 kW 和 19kHz 的条件下，将原料钢 10 加热 8 秒钟，同时，原料钢 10 在大气中以 30rpm 的速度旋转。将如此制备的钢材料称作对照例 3。

分别观察了本发明实施例 5-7 以及对照例 3 的钢材料的开裂情况。证实在对照例 3 的 10 个试样中，6 个试样的通孔 12 周围形成了裂纹。在本发明实施例 5-7 的所有 40 个试样中均未看到裂纹。

测量了本发明实施例 5-7 以及对照例 3 的钢材料从表面至内部结构的维氏硬度。距表面距离与维氏硬度值之间的关系如图 9 所示。

由图 9 明显看出：对照例 3 的钢材料的维氏硬度当深度超过 2mm 时急剧下降，而本发明实施例 5-7 的钢材料的维氏硬度则是逐渐降低。由图 9 所示结果可以认为，对照例 3 的钢材料的结构急剧变化，而本发明实施例 5-7 的钢材料的结构则是逐渐变化。与对照例 3 的钢材料相比，具有这种结构的本发明实施例 5-7 的钢材料在加热时产生的热应力小得多。似乎这就是本发明实施例 5-7 的钢材料中未形成裂纹的原因。

尽管已对本发明的某些优选实施方案进行了展示并作了详细介绍，但是，应该认识到：只要不偏离附后的权利要求的范围，可以对本发明进行各种改变和修正。

图1

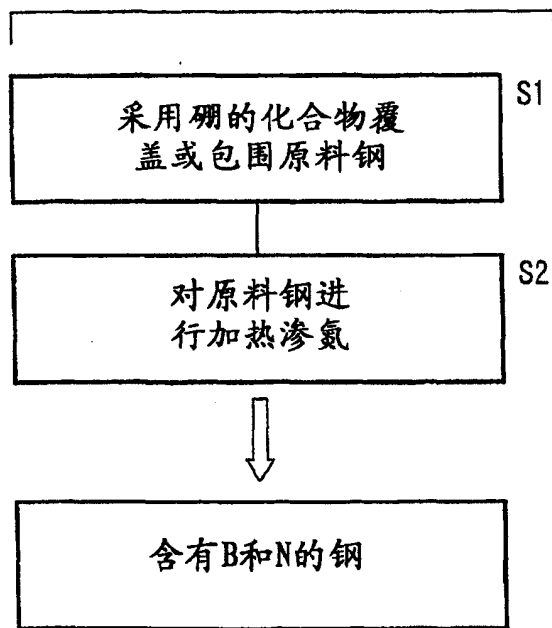


图2

		从一端到另一端的维氏硬度										另一端面
		0.3 mm	0.5 mm	1.0 mm	2.0 mm	3.0 mm	5.0 mm	10 mm	20 mm	30 mm	40 mm	
本发明 实施例1		746	754	743	765	754	746	743	754	746	743	746
本发明 实施例2		720	738	746	743	728	738	738	746	728	720	743

图3

试样	抗拉强度 (MPa)	夏氏冲击值 (kgm/cm ²)
本发明 实施例 1	1260	12.4
本发明 实施例 2	1080	10.6
对照例 1	780	7.3

图4

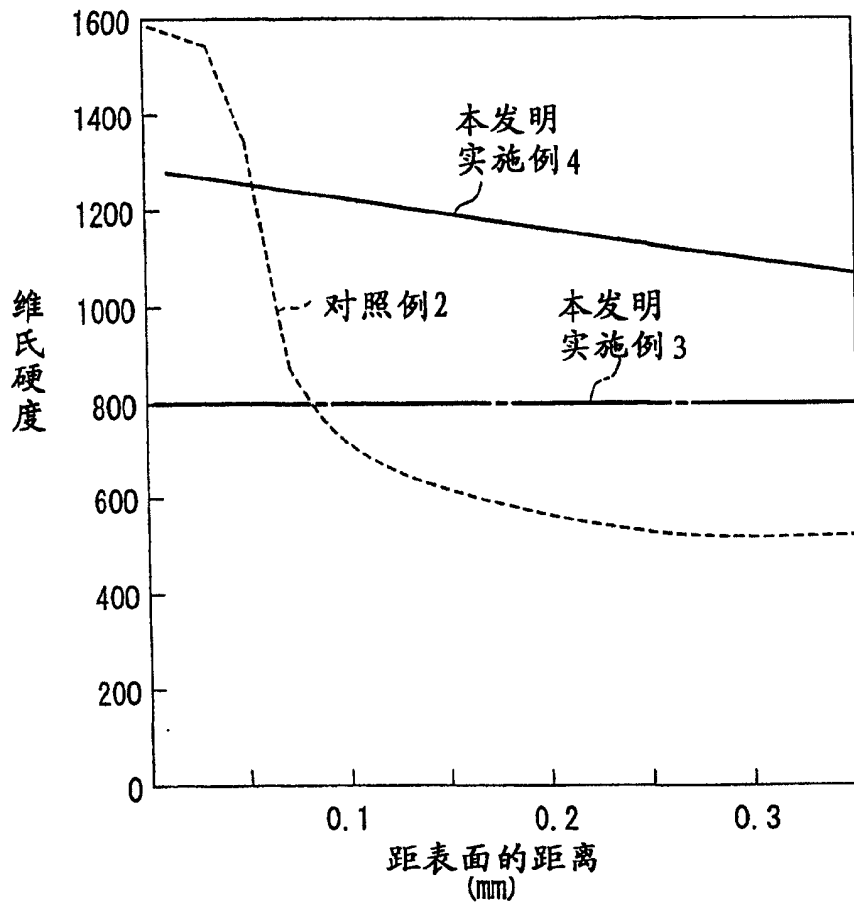


图5

加热渗氮 时间 (分)	10×10*				20×20*				30×30*			
	B (ppm)	H _{RC}	抗拉 强度 (MPa)	K _{IC}	B (ppm)	H _{RC}	抗拉 强度 (MPa)	K _{IC}	B (ppm)	H _{RC}	抗拉 强度 (MPa)	K _{IC}
5	14	66	-	-	14	66	-	-	14	66	-	-
10	14	66	-	-	14	66	-	-	14	66	-	-
15	15	67	-	-	14	66	-	-	14	66	-	-
20	15	67	-	-	14	67	-	-	14	66	-	-
30	16	67	-	-	15	67	-	-	14	66	-	-
45	16	67	-	-	15	67	-	-	15	66	-	-
60	17	67	-	-	16	67	-	-	15	67	-	-
80	17	67	-	-	17	67	-	-	15	67	-	-
120	18	68	-	-	17	67	-	-	16	67	-	-

*指的是纵向和横向尺寸 (mm)

图6

加热渗氮 时间 (分)	40×40*				50×50*				60×60*				70×70*			
	B (ppm)	Hrc	抗拉 强度 (MPa)	K _{1c}	B (ppm)	Hrc	抗拉 强度 (MPa)	K _{1c}	B (ppm)	Hrc	抗拉 强度 (MPa)	K _{1c}	B (ppm)	Hrc	抗拉 强度 (MPa)	K _{1c}
5	14	65	1480	62	14	65	1340	56	13	64	1280	52	13	63	1240	51
10	14	65	1460	60	14	65	1360	56	14	64	1240	52	13	63	1180	51
15	14	65	1460	61	14	65	1420	62	14	65	1340	57	14	63	1280	52
20	14	66	1580	67	14	66	1560	66	14	65	1460	61	14	64	1360	56
30	14	66	1640	74	14	66	1610	71	14	65	1480	62	14	65	1460	57
45	15	66	1680	75	14	66	1660	76	14	66	1650	74	14	65	1480	56
60	15	66	1680	75	15	66	1680	75	15	66	1680	76	15	65	1520	56
80	15	66	1470	56	15	66	1650	74	15	66	1640	74	15	66	1660	74
120	16	67	1380	47	16	67	1340	41	15	66	1650	74	15	66	1640	75

*指的是纵向和横向尺寸(mm)

图7

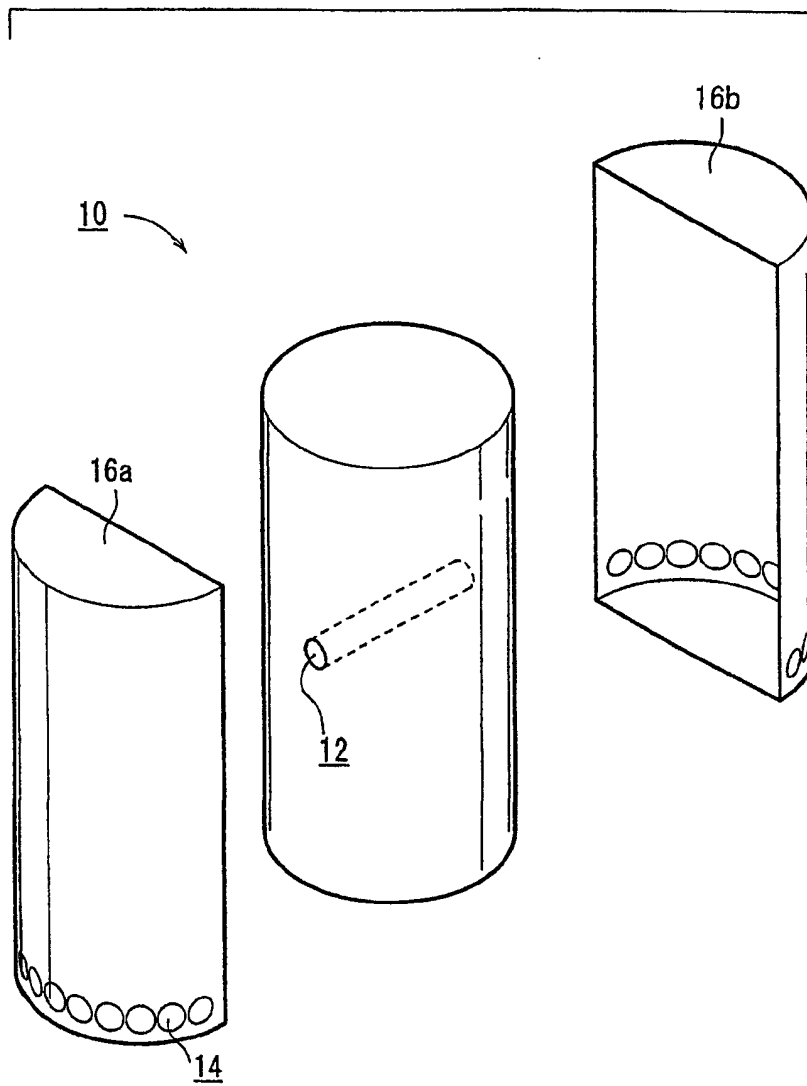


图 8

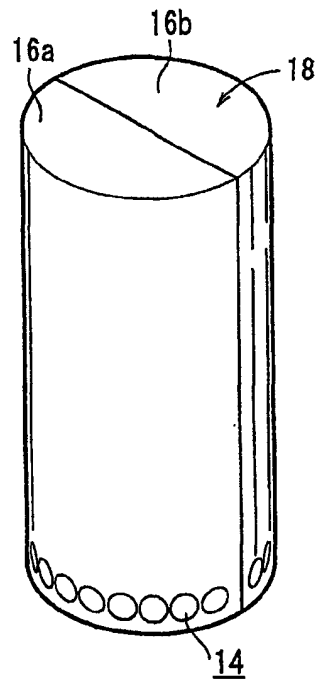


图9

