

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03821032.0

[51] Int. Cl.

F16C 19/18 (2006.01)

F16C 33/62 (2006.01)

F16C 33/64 (2006.01)

B60B 35/18 (2006.01)

B60B 27/02 (2006.01)

C21D 9/40 (2006.01)

[45] 授权公告日 2007 年 11 月 7 日

[11] 授权公告号 CN 100347459C

[51] Int. Cl. (续)

C22C 38/08 (2006.01)

[22] 申请日 2003.7.15 [21] 申请号 03821032.0

[30] 优先权

[32] 2002. 7. 15 [33] JP [31] 205632/2002

[32] 2002. 8. 27 [33] JP [31] 246103/2002

[32] 2002. 8. 29 [33] JP [31] 251216/2002

[32] 2002. 9. 10 [33] JP [31] 263944/2002

[32] 2002. 9. 30 [33] JP [31] 284888/2002

[32] 2002. 11. 20 [33] JP [31] 336628/2002

[32] 2003. 1. 8 [33] JP [31] 2006/2003

[32] 2003. 1. 22 [33] JP [31] 13632/2003

[32] 2003. 1. 28 [33] JP [31] 19142/2003

[32] 2003. 6. 12 [33] JP [31] 167239/2003

[86] 国际申请 PCT/JP2003/008977 2003.7.15

[87] 国际公布 WO2004/007219 日 2004.1.22

[85] 进入国家阶段日期 2005.3.4

[73] 专利权人 日本精工株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 宇山英幸 宫本祐司 冲田滋

[56] 参考文献

US6063218A 2000.5.16

US6333001B1 2001.12.25

US6280096B1 2001.8.28

CN2366330Y 2000.3.1

审查员 黄玉清

[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 何腾云

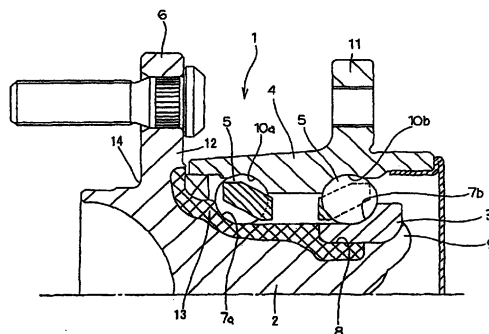
权利要求书 3 页 说明书 93 页 附图 13 页

[54] 发明名称

车轮支撑用滚动轴承单元

[57] 摘要

在车轮支撑用滚动轴承单元中,为了不损伤锻造后的疲劳强度、切削性・加工性而使凸缘(6)薄壁化、装置轻量化,通过限制构成带凸缘部件(轮毂圈2)的合金钢的组成、凸缘(6)的轴方向外侧面侧根部(14)的表面硬度、表面粗糙度等,提高凸缘(6)的耐久比(疲劳极限强度/拉伸强度)。在一个实施方式中,该部件由以下的合金钢构成,即含有0.5~0.6重量%的C、0.3~1.5重量%的Mn、0.1~1.0重量%的Si和0.01~0.5重量%的Cr,并且,S小于等于0.035重量%,以及从0.01~0.2重量%的V、0.01~0.15重量%的Nb、0.01~0.15重量%的Ti中选择一种以上,其余的是Fe和不可避免的不纯物,氧含量在15ppm以下,形成上述硬化层的内圈轨道7a的表面硬度为Hv650~780,不形成硬化层部分的表面硬度为Hv230~300。



1. 一种车轮支撑用滚动轴承单元，具有内方部件、外方部件、多个滚动体和凸缘，该内方部件在外周面具有内圈轨道；该外方部件在内周面具有外圈轨道；滚动体被可自由滚动地设置在该内圈轨道和外圈轨道之间；该凸缘被设置在该内方部件和外方部件中的至少一方的部件的周面上，用于结合固定悬挂装置的一部分或车轮；所述车轮支撑用滚动轴承单元通过高频淬火形成有硬化层，该硬化层位于作为上述内方部件和外方部件的至少一方部件的一部分且包括上述内圈轨道或外圈轨道的部分上，其特征在于，

上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件由以下的合金钢构成，即，含有 0.5~0.65 重量%的 C、0.3~1.5 重量%的 Mn、0.1~1.0 重量%的 Si 和 0.01~0.5 重量%的 Cr，并且，将 S 的含有量抑制在小于等于 0.035 重量%，并且含有：从 0.01~0.2 重量%的 V、0.01~0.15 重量%的 Nb、0.01~0.15 重量%的 Ti 中选择的一种以上，其余的是 Fe 和不可避免的不纯物，合金钢的氧含量在 15ppm 以下；

在上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件中、形成上述硬化层的内圈轨道或外圈轨道的表面硬度为 Hv650~780，在上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件中、没有形成该硬化层的部分的表面硬度为 Hv230~300。

2. 如权利要求 1 所述的车轮支撑用滚动轴承单元，其特征在于，构成上述内方部件和外方部件中的至少一方部件的合金钢中的 C 的含有量为 x_1 重量%、V 的含有量为 x_2 重量%、Nb 的含有量为 x_3 重量%、Ti 的含有量为 x_4 重量%的情况下，满足 $0.30 \leq \{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\} \leq 0.55$ 。

3. 一种带凸缘轴承单元的制造方法，多个滚动体被设置在内方部件和外方部件之间，其中，上述内方部件在外周面上具有内圈轨道，上述外方部件在内周面上具有外圈轨道，上述内方部件和上述外方部件的至少一方的部件具有用于向车轮或悬挂装置的一部分安装该部件的凸缘，并且具有通过至少在上述内圈轨道或上述外圈轨道的周边进

行高频淬火而形成的硬化层，其特征在于，至少设置有上述凸缘的部件使用以下构成的合金钢、通过热锻造成形，即，C: 0.45~0.65 重量%、Mn: 0.3~1.5 重量%、Si: 0.1~1.0 重量%、Cr: 0.01~0.5 重量%、S≤0.025 重量%、O≤15ppm，其余部分为 Fe 以及不可避免的不纯物构成的合金钢，上述热锻造时的材料加热温度为 900~1050℃，锻造结束时的温度为 800℃以上。

4. 如权利要求 3 所述的带凸缘轴承单元的制造方法，其特征在于，从锻造结束时的温度直到达到 600℃的平均冷却速度为 0.5~5℃/秒。

5. 一种带凸缘轴承单元的制造方法，多个滚动体被设置在内方部件和外方部件之间，其中，上述内方部件在外周面上具有内圈轨道，上述外方部件在内周面上具有外圈轨道，上述内方部件和上述外方部件的至少一方的部件具有用于向车轮或悬挂装置的一部分安装该部件的凸缘，并且具有通过至少在上述内圈轨道或上述外圈轨道的周边进行高频淬火而形成的硬化层，其特征在于，至少设置有上述凸缘的部件使用以下构成的合金钢、通过热锻造成形，即，C: 0.45~0.65 重量%、Mn: 0.3~1.5 重量%、Si: 0.1~1.0 重量%、Cr: 0.01~0.5 重量%、S≤0.025 重量%、O≤15ppm，其余部分为 Fe 以及不可避免的不纯物构成的合金钢，上述热锻造时的材料加热温度为 900~1050℃，从上述锻造结束时的温度直到达到 600℃的平均冷却速度为 0.5~5℃/秒。

6. 如权利要求 3~5 中的任一项所述的带凸缘轴承单元的制造方法，其特征在于，使用含有 V: 0.01~0.2 重量%、Nb: 0.01~0.15 重量%以及 Ti: 0.01~0.15 重量%中的至少一种的合金钢。

7. 一种带凸缘轴承单元，多个滚动体被设置在内方部件和外方部件之间，其中，上述内方部件在外周面上具有内圈轨道，上述外方部件在内周面上具有外圈轨道，上述内方部件和上述外方部件中的至少一方部件具有用于向车轮或悬挂装置的一部分上安装该部件的凸缘，并且具有通过至少在上述内圈轨道或上述外圈轨道的周边进行高频淬火而形成的硬化层，其特征在于，使用权利要求 3~6 中任一项所述的制造方法进行制造，上述凸缘的根部的金属组织含有铁素体·珠光体组

织，并且，该铁素体·珠光体组织的先前奥氏体结晶粒度在 JIS G0551 中大于等于 4。

8. 一种车轮支撑用的带凸缘轴承单元，多个滚动体被设置在内方部件和外方部件之间，其中，上述内方部件在外周面上具有内圈轨道，上述外方部件在内周面上具有外圈轨道，上述内方部件和上述外方部件的至少一方部件具有用于向车轮或悬挂装置的一部分安装该部件的凸缘，并且具有通过至少在上述内圈轨道或上述外圈轨道的周边进行高频淬火而形成的硬化层，其特征在于，至少设置有上述凸缘的部件由以下构成的合金钢形成，即，含有 C: 0.45~0.50 重量%、Si: 0.3~1.5 重量%、V: 0.03~0.3 重量%、Mn≤1.5 重量%、Cr≤1.0 重量%、S≤0.035 重量%、O≤15ppm，其余部分为 Fe 以及不可避免的不纯物构成的合金钢，并且， $C + 0.2 Si + 0.5 V$ 的值满足 0.55~0.75，同时上述高频淬火形成的硬化层的轨道部表面硬度为 Hv630~Hv750，没有经过该高频淬火的硬化处理的部分的硬度为 Hv220~Hv300。

9. 如权利要求 8 所述的带凸缘轴承单元，其特征在于，至少被安装在车轮侧的凸缘的根部的非调质处理部上的初析铁素体面积率大于等于 5% 小于等于 15%。

10. 如权利要求 7~9 中任一项所述的带凸缘轴承单元，其特征在于，将上述内方部件作为轮毂圈，上述轮毂圈具有内圈，该内圈固定在形成于上述轮毂圈一端部的小径阶梯部上，作为上述凸缘的车轮安装用凸缘设置在上述轮毂圈的另一端部上，从而在该内圈的外周面和该轮毂圈的轴方向中间部外周面分别形成轨道面以作成多列内圈轨道面，另外，将上述外方部件作为外圈，在该外圈的内周面形成多列对应上述多列内圈轨道面的外圈轨道面，并且，在该外圈的位于离开上述车轮安装用凸缘的一侧的端部上形成有悬挂装置安装用凸缘，将多个上述滚动体滚动自如地设置在上述多列内圈轨道面和上述多列外圈轨道面之间。

车轮支撑用滚动轴承单元

技术领域

本发明涉及车轮用滚动轴承单元的改良，目的是将汽车的车轮旋转自如地支撑在悬挂装置上，特别是具有将车轮或悬挂装置的一部分结合固定在周面的凸缘、具有通过高频淬火至少在轨道部（内圈轨道或外圈轨道）形成硬化层的内方部件（也称内圈）或外方部件（也称外圈）的车轮用滚动轴承单元的改良。

背景技术

为了将汽车的车轮旋转自如地支撑在悬挂装置上的车轮支撑用滚动轴承单元具有内方部件（例如旋转轮、轮毂圈）、外方部件（例如静止轮）和多个滚动体，内方部件在外周面具有内圈轨道；外方部件在内周面具有外圈轨道；滚动体被可以自由滚动地设置在内圈轨道和外圈轨道之间。另外，具有以下复杂形状的车轮支撑用滚动轴承单元也正被广泛使用，即在上述内方部件或外方部件的周面上设置有凸缘，该凸缘用于结合固定车轮或悬挂装置的一部分。另外，在上述凸缘的圆周方向多处形成有插通螺柱或螺栓的通孔，该螺柱或螺栓结合固定车轮或悬挂装置的一部分。

一方面，在使用滚动轴承时，来自各滚动体的高面压被循环负载在外圈轨道和内圈轨道上。因此，为了确保滚动轴承的滚动疲劳寿命，需要提高上述外圈轨道和内圈轨道的表面硬度和耐摩擦性。鉴于这种情况，历来，作为一般的滚动轴承，使用通过向 SUJ2 等的高碳铬钢构成的原料实施淬火·回火，使该原料的整个表面硬化的材料。

但是，构成上述车轮支撑用滚动轴承单元的内方部件和外方部件中，设置凸缘的部件与构成一般的滚动轴承的内方部件和外方部件相比较，具有复杂的形状。因此，为了确保热锻造性、切削性和冲孔加工性，使用以下方法形成的材料的情况居多，即利用 S53C 等中碳钢

制造设置有上述凸缘的部件的同时，通过高频淬火在外圈轨道或内圈轨道与该轨道部的周边部形成硬化层。

例如，为了将汽车的车轮旋转自如地支撑在悬挂装置上，图 1~2 所示的车轮支撑用滚动轴承单元 1 被广泛使用。

图 1 所示的车轮支撑用滚动轴承单元 1 具有构成旋转轮（内方部件）轮毂圈 2 和内圈 3、作为静止轮（外方部件）的外圈 4 和多个滚动体 5。在其中外圈 2 的外周面的外端部（轴方向的外是指向汽车组装的状态下、宽度方向靠外侧，是图 1~2 的左侧。相反，将靠宽度方向中央侧称为轴方向的内，是图 1~2 的右侧。）上形成有支撑车轮的凸缘 6。另外，在该轮毂圈 2 的中间部外周面上形成第一内圈轨道 7a，在内端部形成外径尺寸小的阶梯部 8。并且，在该阶梯部 8 上外嵌上述内圈 3，该内圈 3 在外周面上形成第二内圈轨道 7b，构成上述旋转轮。另外，该内圈 3 的内端面通过铆接部 9 按住、将上述内圈 3 固定在上述轮毂圈 2 的规定位置上，上述铆接部 9 是通过将形成在上述轮毂圈 2 的内端部的圆筒部向径方向外方铆接扩展而形成。另外，在上述外圈 4 上设置悬挂装置用凸缘 11，并且，在外圈 4 的内周面上形成多列外圈轨道 10a、10b，在两外圈轨道 10a、10b 与上述两内圈轨道 7a、7b 之间分别设置多个上述各滚动体 5。

以下，图 2 所示的车轮支撑用滚动轴承单元 1 是在一对内圈 3 的周围设置轮毂圈 2，一对内圈 3 是被外嵌在无图示的支撑轴上的状态下、不旋转的静止轮，轮毂圈 2 是形成为将车轮支撑在外周面上的凸缘 6 的旋转轮。并且，在形成在该轮毂圈 2 的内周面上的各外圈轨道 10a、10b 与形成在上述各内圈 3 的外周面上的内圈轨道 7a、7b 之间分别设置多个上述各滚动体 5。

另外，图 1~2 所示的任何一例，虽然作为滚动体 5 使用球，但是在重量巨大的汽车用滚动轴承单元的情况下，作为这些滚动体有时也使用圆锥滚子。

为了将上述的车轮支撑用滚动轴承单元 1 安装在汽车上，在图 1 的结构的情况下，将形成在外圈 4 的外周面的外向凸缘状的安装部 11

螺栓紧固在钓爪等的悬挂装置的构成零件上，将作为静止轮的上述外轮 4 支撑在悬挂装置上，另外，在图 2 的构造的情况下，将一对内圈 3 外嵌固定在支撑轴上，将作为静止轮的各内圈 3 支撑在悬挂装置上。任何一种情况下，都是将车轮固定在形成在轮毂圈 2（图 1 的情况下是内方部件、图 2 的情况下是外方部件）的外周面的凸缘 6 上。其结果，可以将该车轮旋转自如地支撑在悬挂装置上。

构成上述的车轮支撑用滚动轴承单元 1 的轮毂圈 2 为了确保热锻造性或切削性，用如 S53C 的机械构造用碳钢等中碳钢制造。制造时，首先将切成规定长度的棒状的原料通过高频感应加热、加热到 1100~1200℃左右的奥氏体区域，通过热锻造形成规定的形状后，进行自然冷却。在进行该加工操作时，初析铁素体从奥氏体颗粒边界析出后，通过冷却到室温期间产生的珠光体相变，得到初析铁素体和珠光体的复合组织。这样的组织的大部分不用进行淬火、回火等热处理，可以直接使用。

与此相反，图 1 所示结构的情况下，如同图斜格子所示，在凸缘 6 的轴方向内侧面侧的根部以及上述第一内圈轨道 7a 到阶梯部 8 的区域上，为了确保滚动的疲劳寿命以及防止嵌合部的微振磨损，进行了利用高频淬火形成硬化层的处理。

这样结构的情况下，在具有上述凸缘 6 的部件中，没有被实施高频淬火的部分在只进行了热锻造（没有实施硬化处理）的状态下使用。另外，在以下的说明中，将没有被实施高频淬火的部分而只进行了热锻造的状态下使用的部分作为非调质处理部。

一方面，近年来，由于汽车的油耗降低并且行驶性能提高，因此对车轮支撑用滚动轴承单元 1 的轻量化的要求越来越高，也对支撑车轮的凸缘 6 的薄壁化也加以考虑。但是，如果将该凸缘 6 进行薄壁化，由于该凸缘 6 的根部的强度减弱，因此随着薄壁化需要对确保强度进行充分的考虑。

特别是转弯行驶时，由于在悬挂装置和车轮之间向上述车轮支撑用滚动轴承单元 1 上施加的转矩复合，在上述凸缘 6 的外侧面侧的根

部弯曲应力集中。因此，在没有采取任何措施的情况下，由于金属疲劳，具有产生裂缝等损伤的可能性。一方面，如上所述，在上述凸缘 6 的外侧面侧的根部由于形成利用高频淬火形成的硬化层、成为高强度，因此，比上述外侧面侧的根部疲劳强度提高、产生裂缝等损伤的可能性降低。

另外，由于随着车轮的旋转、扭转应力施加在上述凸缘 6 上，因此，该凸缘成为非调质处理部的情况下，在该凸缘 6 上也还是容易产生裂缝等损伤。因此，为了实现该凸缘 6 的薄壁化，需要提高存在于该凸缘以及该凸缘根部的非调质处理部旋转弯曲疲劳强度以及扭转疲劳强度。

相反，在特开 2002-80778 号公报上记载有以下构造，即与内侧面侧的根部同样，通过在凸缘的外侧面侧的根部也形成利用高频淬火产生的表面硬化层，实现提高该凸缘的外侧面侧的根部的强度。

另外，在特开 2001-200314 号公报中记载有以下内容，即，以确保使用时与车轮一起旋转的部件（旋转部件）的加工性的同时提高具有硬化层的轨道部的滚动疲劳寿命为目的，使该旋转部件的 C 的含有量多于 S53C、小于 SUJ2，并且，由添加有 Si、Cr 等合金成分的合金钢制造。

但是，在特开 2002-87008 号公报中所述的车轮用轴承装置中，由于在外侧根部 14 上增加一处高频淬火部，造成成本增加，并且担心车轮安装用凸缘 6 的内侧根部 12 和外侧根部 14 的两侧由于淬火硬化造成耐撞击性降低等。

另外，在特开 2001-200314 号公报中所述的现有结构的情况下，没有考虑提高上述非调质处理部的旋转弯曲疲劳强度或扭转疲劳强度。

因此，为了不使车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 淬火硬化而形成该车轮安装用凸缘 6 的薄壁化，如果也考虑锻造后的疲劳强度、切削性，则需要提高耐久比（疲劳极限强度/抗拉强度）。

另外，近年来，在带有汽车支撑用的凸缘的轴承装置上，出于抑

制行驶时的振动或制动的不均匀磨损的目的，对凸缘 6 的制动转子固定面等要求有更高精度的加工。由于上述凸缘 6 的加工是通过车削加工以及钻头冲孔加工进行，因此，对材料的切削性以及冲孔加工性的要求更高，但是，在上述特开 2002-200314 号公报中所述带凸缘的轴承装置中，没有解决材料的切削性以及冲孔加工性的问题。如果切削性或冲孔加工性不好，则发生生产效率降低以及工具寿命降低，导致成本增加。

并且，作为提高材料的切削性以及冲孔加工性的方法，降低钢中含有的 C 量是有效的，但是，如果降低 C 量，则具有进行高频淬火的轨道部 13 的滚动疲劳寿命降低的问题。

并且，由于旋转轮（车轮）侧一面受到负荷一面旋转，因此，在凸缘 6 的根部分上产生循环旋转弯曲应力。由于凸缘 6 的根部包含没有进行高频淬火的非调质处理部，因此，该非调质处理部也需要疲劳强度。

本发明鉴于上述情况，目的是提供带凸缘轴承装置以及该装置的制造方法，该带凸缘轴承装置通过不增加高频淬火部而提高凸缘的疲劳强度，可以成为由于凸缘的薄壁化而形成的轻量化。

另外，如上所述，为了确保热铸造性或切削性，构成车轮支撑用滚动轴承单元 1 的轮毂圈 2 用 S53C 等的中碳钢制造，在制造时，将切成规定长度的棒状材料通过高频感应加热、在 1100~1200℃左右的奥氏体区域通过热锻造进行成形地制造。其中大部分没有被进行淬火、回火而使用，但是从车轮安装用凸缘 6 的内端侧根部 12 经过内圈轨道面 7a 到小径部 8 的区域上，以确保滚动疲劳寿命以及防止内圈嵌合部的微振磨损为目的，形成利用高频淬火产生的硬化层 13（图 1 中格子状上有斜线的部分）。没有实施高频淬火的部分在只进行了热锻造的热处理状态下被使用（非调质处理部）。

此时，通过热锻造后的自然冷却，首先生成铁素体组织，其余的成为珠光体组织。这样，由于两相的相变温度不同，因此，受到在相变点附近的冷却速度或加热时长大的奥氏体颗粒（在与铁素体珠光体

的关系上，有时也称为先前奥氏体颗粒)的粒径的影响，相变特性发生变化，最终得到铁素体珠光体分率不同的组织。

在组装车轮支撑用滚动轴承单元1时，有将内圈3嵌入轮毂圈2的小径阶梯部8后，为了固定内圈3和轮毂圈2，如图1所示，将轮毂圈2的圆筒部9向径方向外方挤压扩大的工序。在该工序中以大的应变速度(歪速度)进行高加工率的冷加工，即一面使整个车轮支撑用滚动轴承单元1旋转，一面向圆筒部9施加向着径方向外方的大的负荷。

但是，如果进行这样的摆动铆接，则有在表面产生裂纹的问题。在此，在特开2002-139060号公报中提出了以下技术，即，通过使圆筒部的端面的角具有圆度来抑制裂缝的发生，在特开平12-087978号公报中提出了以下技术，即，通过从圆筒开始铆接、改良最终的表面的曲面形状来提高分离阻力。

但是，如果铆接时的变形负荷变形阻力增大，在上述公报中所述的技术中，有时不能解决上述问题。在此，本发明的目的是提供解决上述问题，在铆接时不容易产生裂纹的车轮支撑用滚动轴承单元。

发明内容

本发明的车轮支撑用滚动轴承单元与上述的现有的车轮支撑用滚动轴承单元相同，具有内方部件、外方部件、多个滚动体和凸缘，内方部件在外周面具有内圈轨道；外方部件在内周面具有外圈轨道；滚动体被可自由滚动地设置在内圈轨道和外圈轨道之间；凸缘被设置在内方部件和外方部件中的至少一方的部件的周面上，为了结合固定悬挂装置的一部分或车轮。另外，形成有硬化层，该硬化层是在上述内方部件和外方部件的至少一方部件(旋转部件)的一部分上，通过高频淬火形成在包括上述内圈轨道或外圈轨道的部分上。

特别是在本发明的车轮支撑用滚动轴承单元1的第一方式中，进行了构成上述内方部件和外方部件中的至少设置上述凸缘的上述一方部件的合金钢中的合金成分的最优化。

即，上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件由以下的合

金钢构成,即,含有 0.5~0.65 重量%的 C、0.3~1.5 重量%的 Mn、0.1~1.0 重量%的 Si、0.01~0.5 重量%的 Cr,并且将 S 的含有量抑制在小于等于 0.035 重量%,并且含有:从 0.01~0.2 重量%的 V、0.01~0.15 重量%的 Nb、0.01~0.15 重量%的 Ti 中选择一种以上,其余的是 Fe 和不可避免的不纯物,氧含量在 15ppm 以下。

另外,在上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件中、形成上述硬化层的内圈轨道或外圈轨道的表面硬度为 Hv650~780,在上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件中、没有形成上述硬化层的内圈轨道或外圈轨道的表面硬度为 Hv230~300。

另外,最好是,构成上述内方部件和外方部件中的至少上述一方部件的合金钢中的 C 的含有量为 x_1 重量%、V 的含有量为 x_2 重量%、Nb 的含有量为 x_3 重量%、Ti 的含有量为 x_4 重量%的情况下,限制 C、V、Nb、Ti 的含有量,以满足 $0.30 \leq \{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\} \leq 0.55$ 。

如上所述地构成本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下,通过以下的工序制造上述内方部件和外方部件中的至少设置凸缘的一方部件。首先,对原料进行形成表面尺寸以及形状的的车削加工等切削加工、该原料通过对构成该一方部件的合金钢实行热锻造形成大致的形状,对上述凸缘进行开设插通螺柱或螺栓孔的穿孔加工。然后,通过向该原料的规定部分进行高频淬火形成硬化层后,通过对作为该硬化层的一部分的、应成为轨道部的部分进行磨削加工、完成该轨道部,成为上述一方部件。另外,在该一方部件中,不实行高频淬火的部分依然是热锻造的金属组织状态。

一方面,车轮在旋转的状态下、由于该车轮从地面受到的力等的旋转弯曲应力或扭转应力施加在上述凸缘、特别是结合固定车轮的凸缘以及该凸缘的周边部上。由中碳钢构成的上述一方部件的热锻造后的金属组织成为初析铁素体沿着先前奥氏体颗粒边界、网孔状析出的铁素体/珠光体组织。铁素体与珠光体组织相比较,由于强度低,初析铁素体粗大地析出的金属组织有可能疲劳强度降低。相反,本发明者们有以下见解,即,将网孔状析出的初析铁素体进行微细分散析出,

对提高上述一方部件中、由上述铁素体/珠光体组织构成部分的疲劳强度有效。

在本发明中，构成上述一方部件的合金钢中，分别含有其中一种以上的 V、Nb、Ti 在该合金钢中生成微细的碳化物或碳氮化物，具有以下效果，即，在热锻造时、抑制对钢材进行加热时产生的奥氏体颗粒的粗大化。由于铁素体/珠光体组织中的初析铁素体沿着先前奥氏体颗粒边界析出，因此，如果奥氏体颗粒变小，则颗粒边界面积增大，初析铁素体的析出部位（析出处）增多。另外，V 或 Nb 或 Ti 的微细的碳化物或碳氮化物在热锻造后的冷却时也具有成为初析铁素体的析出部位的效果。因此，在将从 V、Nb、Ti 中选择出一种以上添加到构成上述一方部件的合金钢中的本发明的车轮支撑用滚动轴承单元 1 的情况下，由于初析铁素体的析出部位飞快地增加，因此可以得到微细分散析出的金属组织，可以提高凸缘以及存在于该凸缘周边部的非调质处理部的疲劳强度。

并且，根据本发明，可以提高通过高频淬火形成硬化层的内圈轨道和外圈轨道的滚动疲劳寿命。即，被实施高频淬火的金属组织主要成为马氏体组织，但在本发明中使用的合金钢中添加有从 V、Nb、Ti 中选择出的一种以上的物质。因此，可以将微细的碳化物或碳氮化物分散在上述马氏体组织中。因此，可以提高上述内圈轨道和外圈轨道的耐磨损性和硬度，可以提高该内圈轨道和外圈轨道的滚动疲劳寿命。

以下，就向构成上述一方部件的合金钢中添加各合金成分的理由、限制这些合金成分的含有量的理由以及限制该一方部件的表面硬度的理由进行说明。

在上述合金成分中，为了确保热锻造后的硬度和淬火、回火后的硬度而添加 C。并且，如果该合金钢中的 C 的含有量不到 0.5 重量%，则由于淬火时的硬度不够，内圈轨道和外圈轨道的滚动疲劳寿命降低。并且，由于热锻造后的硬度不够，非调质处理部的疲劳强度降低。相反，如果 C 的含有量超过 0.65 重量%，则热锻造后的硬度过硬，切削性以及冲孔性降低。在此，本发明将上述合金钢中的 C 的含有量限制

在大于等于 0.5 重量%、小于等于 0.65 重量%。

另外，为了提高上述合金钢的淬火性而添加 Mn。并且，如果该合金钢中的 Mn 的含有量不到 0.3 重量%，则由于通过高频淬火形成的硬化层薄，内圈轨道和外圈轨道的滚动疲劳恶化。相反，如果 Mn 的含有量超过 1.5 重量%，则上述合金钢的加工性降低。在此，本发明将上述合金钢中的 Mn 的含有量限制在大于等于 0.3 重量%、小于等于 1.5 重量%。考虑到淬火时的生产性和切削性以及冲孔加工性，最好是 0.5~1.0 重量%。

另外，为了提高上述合金钢的淬火性的同时，强化马氏体组织、并且提高滚动疲劳寿命而添加 Si。并且，通过添加 Si，使 Si 固溶在非调质处理部的铁素体中、通过提高铁素体组织的强度，也可以提高该非调质处理部的疲劳强度。另外，在该合金钢中的 Si 的含有量不到 0.1 重量%的情况下，不能充分发挥上述效果。相反，如果 Si 的含有量超过 1.0 重量%，则上述合金钢的热锻造性降低。另外，由于锻造后的脱碳加大，因此热锻造后不进行切削加工、依然以热锻造的状态使用的表面部分的疲劳强度降低。在此，本发明将上述合金钢中的 Si 的含有量限制在大于等于 0.1 重量%、小于等于 1.0 重量%。

Cr 与 Si 同样，也是为了提高上述合金钢的淬火性的同时，强化回火后的马氏体组织、提高滚动疲劳寿命而添加。另外，在上述合金钢中的 Cr 的含有量不到 0.01 重量%的情况下，不仅高频淬火形成的硬化层薄，而且马氏体组织的强度也降低，滚动疲劳寿命降低。相反，如果 Cr 的含有量超过 0.5 重量%，则上述合金钢的热锻造性和切削性降低。在此，本发明将上述合金钢中的 Cr 的含有量限制在大于等于 0.01 重量%、小于等于 0.5 重量%。

另外，S 是在向上述合金钢中添加的情况下，在该合金钢中形成 MnS 等非金属夹杂物。在进行了高频淬火的内圈轨道和外圈轨道上有 MnS 存在的情况下，该 MnS 成为轨道面的剥离起点，成为使滚动疲劳寿命降低的原因。另外，作为构成车轮支撑用滚动轴承单元的现有的内方部件，多使用通过组合相互独体的轮毂圈和内圈，将该轮毂圈

的端部铆接扩展，结合固定这些轮毂圈和内圈的部件。这样的内方部件，如果在轮毂圈端部的非调质处理部有 MnS 存在，该 MnS 有可能成为该铆接部上的裂缝的起点。出于这样的两个理由，最好是不向上述合金钢中添加 S，或即使添加也降低 S 的含有量。如果 S 的含有量超过 0.035 重量%，则滚动疲劳寿命降低，有可能在铆接部产生裂缝。在此，本发明不使上述合金钢中含有 S，或即使含有也将其含有量限制在 0.035 重量%以下。另外，为了确保滚动疲劳寿命、更有效地防止铆接部的裂缝，最好是将上述合金钢中的 S 的含有量抑制在 0.020 重量%以下。

另外，上述合金钢中的氧含量大的情况下，在经过高频淬火的内圈轨道和外圈轨道上，在轨道面上形成作为 Al_2O_3 等非金属夹杂物，因此滚动疲劳寿命降低。为了提高滚动疲劳寿命，最好降低上述合金钢中的氧含量。如果该氧含量超过 15ppm，则有可能滚动疲劳寿命降低。在此，本发明将上述合金钢中的氧含量限制在 15ppm 以下。

另外，V、Nb、Ti 在本发明的车轮支撑用滚动轴承单元中是提高非调质处理部的弯曲疲劳强度、提高通过高频淬火形成了硬化层的内圈轨道和外圈轨道的滚动疲劳寿命的重要成分。其中的 V 在合金钢中形成碳化物或碳氮化物，在热锻造时，抑制奥氏体的长大，缩小先前奥氏体。先前奥氏体颗粒边界在热锻造后的冷却时，成为向奥氏体颗粒边界析出的初析铁素体的析出位置。因此，如果先前奥氏体颗粒变小、先前奥氏体颗粒边界的面积增大，则初析铁素体的析出位置增加，因此，铁素体微细分散。另外，由于 V 的碳化物或碳氮化物也成为初析铁素体的析出位置，因此，初析铁素体被从微细分散的碳化物或碳氮化物中析出，铁素体成为微细分散的组织。特别是存在于先前奥氏体颗粒边界的 V 的碳化物或碳氮化物从各个碳化物粒子或碳氮化物粒子析出初析铁素体。因此，向上述合金钢中添加 V 的情况下，将向先前奥氏体颗粒边界网孔状析出的铁素体截断，可以防止疲劳裂缝向铁素体组织中传播，可以提高具有铁素体/珠光体组织的非调质处理部的疲劳强度。另外，由于 V 的碳化物或碳氮化物的硬度非常高，因此如

果向经过高频淬火的内圈轨道和外圈轨道的马氏体组织内微细分散，则可以提高耐磨损性、提高滚动疲劳寿命。另外，在上述合金钢中的V的含有量不到0.01重量%的情况下，不能发挥上述效果。相反，如果V的含有量超过0.2重量%，则热锻造性、切削性、磨削性降低。在此，本发明向上述合金钢中添加V的情况下，将V的含有量限制在大于等于0.01重量%、小于等于0.2重量%。

另外，Nb和Ti与V的情况相同，在合金钢中形成碳化物或碳氮化物，是抑制奥氏体的长大的重要成分。因此，向上述合金钢中添加Nb或Ti的情况下，可以增大先前奥氏体颗粒边界的面积，可以增加初析铁素体的析出位置。因此，可以在具有铁素体/珠光体组织的非调质处理部进行微细分散，提高疲劳强度。尤其是Nb和Ti抑制奥氏体的长大的效果好。另外，在上述合金钢中的Nb和Ti的含有量不足0.01重量%的情况下，不能发挥上述效果。相反，如果Nb和Ti的含有量超过0.15重量%，则热锻造性、切削性、磨削性降低。在此，本发明向上述合金钢中添加Nb和Ti的情况下，将Nb和Ti的含有量限制在大于等于0.01重量%、小于等于0.15重量%。

另外，由于上述内圈轨道和外圈轨道在使用时受到来自各滚动体的高面压，因此为了确保滚动疲劳寿命，需要确保可以承受该高面压的高硬度。因此，如果上述内圈轨道和外圈轨道的表面硬度不足Hv650的情况下，由于硬度不足，滚动疲劳寿命降低。相反，如果上述表面硬度超过Hv780，则由于韧性降低，耐撞击性降低。在此，本发明将经过高频淬火形成硬化层的上述内圈轨道和外圈轨道的表面硬度限制在大于等于Hv650、小于等于Hv780。

另外，在上述凸缘以及存在于该凸缘的周边部的非调质处理部上需要确保疲劳强度。如上所述，在本发明中，由于限制了构成上述一方部件的合金钢中的合金成分的含有量，因此使金属组织中的铁素体微细分散析出，可以提高上述非调质处理部的疲劳强度。并且，在本发明中，在上述一方部件中，由于将该非调质处理部的表面硬度限制在大于等于Hv230、小于等于Hv300，因此可以更加提高该非调质处

理部的疲劳强度。因此，该表面硬度不足 Hv230 的情况下，该非调质处理部的疲劳强度降低。相反，该表面硬度超过 Hv300 的情况下，该非调质处理部的切削性和冲孔性降低。本发明的情况下，在上述一方部件中，由于将没有经过高频淬火形成硬化层的上述非调质处理部的表面硬度限制在大于等于 Hv230、小于等于 Hv300，因此可以不降低该非调质处理部的切削性和冲孔性降低、而确保热锻造后的该非调质处理部的表面硬度，可以确保该非调质处理部的疲劳强度。另外，为了更稳定地提高该非调质处理部的疲劳强度，并且提高切削加工时以及冲孔加工时的生产效率，最好将非调质处理部的表面硬度限制在大于等于 Hv250、小于等于 Hv280。

另外， $\{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\}$ 是影响铁素体的析出量的值。该 $\{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\}$ 的值超过 0.55，即，合金钢中的 C 的含有量过多、而 V、Nb、Ti 的含有量过少的情况下，由于珠光体增加或铁素体的析出位置不足，因此该铁素体的析出量减少。其结果，合金钢的切削性显著降低。相反，如果 $\{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\}$ 的值不足 0.30，即，合金钢中的 C 的含有量过少、而 V、Nb、Ti 中的任何一种的含有量过多的情况下，则由于不容易生成珠光体或铁素体的析出位置过多，因此该铁素体的析出量过多。其结果，由于上述合金钢的硬度降低，则上述一方部件的疲劳强度降低。并且，V、Nb、Ti 中至少任何一种的含有量过多的情况下，由于该成分的碳化物或碳氮化物过多，切削性降低。在此，在本发明中，最好将 $\{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\}$ 限制在 0.30 以上、0.55 以下。根据这样限制的理想的构成，可以一面良好地维持上述一方部件的切削性，一面更加提高疲劳强度。

另外，本发明通过不增加高频淬火部、即，不对凸缘的轴方向外侧侧面侧的根部进行淬火，而提高该根部分的疲劳强度，可以使上述凸缘薄壁化，可以使车轮支撑用滚动轴承单元轻量化。

在本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的其他方式中，在上述旋转轮中，至少设置有上述凸缘的部分是由含有 0.5~0.8 重量%的 C 的碳钢制造。并且，在该旋转轮中，至少上述凸缘的轴方向外侧侧面侧的

根部分的表面硬度是,洛氏硬度 C 级(150kg 负荷、钻石棱锥体)24~35, 维氏硬度 260~345。

另外,在上述旋转轮中,至少上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面粗细是算术平均粗细 Ra 为 0.1~1.0 μ m。

并且,在上述旋转轮中,至少上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面粗细是,最大高度 Ry 为 10 μ m 以下(最好是 1~6 μ mRy)。

根据如上所述构成的本发明的车轮支撑用滚动轴承单元,可以不对该根部分进行淬火硬化而提高形成在旋转轮的外周面的凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的疲劳强度。以下就该理由进行详细说明。

行驶时,旋转轮与车轮一起旋转的状态下,径向负荷施加在车轮支撑用滚动轴承单元上,该车轮支撑用滚动轴承单元被设置在与路面接触的车轮和被支撑在车体上的悬挂装置之间。并且,通过该径向负荷与旋转转矩,旋转弯曲应力产生在上述凸缘的根部上。

将上述凸缘设置在其外周面的旋转轮通过向 S53C 等的中碳钢实施热锻造加工进行制造。使用中碳钢的理由是考虑到热锻造或切削性。本发明的发明者利用这样的中碳钢将旋转轮通过热锻造制造后,详细调查了上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的硬度,洛氏硬度 C 级(HRC)为 18~23 左右。对应旋转弯曲应力的疲劳强度是材料表面附近的硬度越高(硬)则越高(变强)的趋势。因此,上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面附近最好硬度高。

在本发明中,为了使该根部分的表面硬度达到 HRC24(Hv260)以上,充分提高对应上述旋转弯曲应力的疲劳强度,上述凸缘的薄壁化容易形成。反之,如果上述根部分的表面硬度不足 HRC24,则疲劳强度低,因此很难对凸缘进行充分的薄壁化。

一方面,车轮支撑用滚动轴承单元受到在恶劣路段行驶时来自车轮施加的撞击负荷,因此,需要在上述凸缘的根部分上具有耐撞击性(韧性)。耐撞击性与疲劳强度相反,具有材料的硬度越高则越下降的趋势。上述凸缘的内侧面侧的根部分也是靠近内圈轨道 7a、密封圈 12 的密封唇的顶端边缘滑动连接的部分。因此,为了确保该内圈轨道 7a

的硬度以及防止上述根部分的磨损，需要通过高频淬火形成硬化层。因此，上述凸缘的根部分，内侧面侧的硬度增加是不能避免的。

随之，如果上述凸缘根部分的外侧面侧的硬度过高，则该凸缘根部分的内外两侧面侧的硬度增高，有可能该根部分的内撞击性过于降低。并且，该凸缘根部分的外侧面侧的切削加工性也降低。本发明为了一面提高该根部分的疲劳强度、一面抑制耐撞击性的降低和确保切削加工性，将上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面硬度抑制在 HRC35 (Hv345) 以下。

也就是，本发明将上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面硬度设定在大于等于 HRC24 小于等于 35，一面确保耐撞击性和切削加工性，一面实现提高上述根部分的疲劳强度。另外，为了以更高的级次（高次元）得到这样的作用·效果，最好将上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面硬度设定在大于等于 HRC26 小于等于 33。

以下就本发明提高对应旋转弯曲应力的疲劳强度的理由进行说明。本发明的发明者对由于疲劳产生的裂纹的观察结果，了解到该裂纹是由于表面起点而形成，该疲劳由于该旋转弯曲应力产生在凸缘根部分。这样的表面起点形成的裂纹的产生可以通过提高表面粗糙度、缓和在表面微小的凹凸上产生的局部应力集中进行抑制，其结果，该部分的疲劳强度提高。

在本发明中，将上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的表面粗糙度抑制在算术平均粗糙度 $Ra1.0\mu m$ 以下，或最大高度 $Ry10\mu m$ 以下，由于使该部分的表面平滑，因此可以缓和上述局部的应力集中。并且，可以抑制由于应力集中的裂纹的产生，可以提高上述根部分的疲劳强度。出于提高该部分的疲劳强度，上述根部分的表面粗糙度越低越好，但是，该部分的表面粗糙度即使是算术平均粗糙度不足 $Ra0.1\mu m$ ，最大高度 Ry 不足 $1.0\mu m$ ，也几乎不可能再将该疲劳强度提高（效果饱和）。并且，任何情况下，为了提高上述部分的表面粗糙度而进行的表面处理所需要的成本都会非常庞大。即，为了使该表面粗糙度不足 $0.1\mu mRa$ ，不足 $1.0\mu mRy$ ，需要依次更换使用两种以上的粗糙度不同

的磨石和车刀，研磨或切削上述根部分，成为加工成本庞大的原因。因此，出于抑制加工成本，最好将上述根部分的表面粗糙度形成在算术平均粗糙度 R_a 大于等于 $0.1\mu\text{m}$ ，最大高度 R_y 大于等于 $1.0\mu\text{m}$ 。

另外，制造上述车轮支撑用滚动轴承单元的情况下，在上述旋转轮中，构成至少设置上述凸缘部分（轮毂圈 2）的金属材料使用含有 0.5~0.8 重量%的 C 的碳钢。

上述碳钢中含有的 C 的量不足 0.5 重量%时，由于高频淬火后的硬度不够，碳化物的析出少，因此轨道面部分（在图 1 的结构中内圈轨道 7a、在图 2 的结构中外圈轨道 10a、10b）的滚动疲劳寿命不够。并且，很难稳定地确保上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部分的硬度。即，很难使该根部分的硬度是洛氏硬度 C 级 24~35，维氏硬度 260~345。出于上述理由，将上述碳钢中含有的 C 的量设定为大于等于 0.5 重量%。另外，为了更加充分地确保上述轨道面部分的滚动疲劳寿命、并且，确保上述根部分的硬度更加稳定，最好将上述碳钢中含有的 C 的量设定为大于等于 0.55 重量%。即，碳钢中含有的 C 是对热锻造后的硬度有大的影响的合金元素，如果将含有量设定为大于等于 0.55 重量%，则可以在上述旋转轮中，提高通过热锻造对设置上述凸缘的部分进行加工后的硬度，可以将上述根部分的硬度稳定地形成在上述范围内。

一方面，如果该碳钢中 C 的含有量超过 0.8 重量%，则加工性降低，该加工性包括上述旋转轮中至少设置上述凸缘的部分的热锻造性、切削性，成为生产效率降低、成本上升的原因。出于这样的理由，最好将碳钢中含有的 C 的含有量设定为大于等于 0.5 重量%（最好 0.55 重量%），小于等于 0.8 重量%，该碳钢构成在旋转轮中设置上述凸缘的部分。

在本发明其他方式中，为了提供带凸缘轴承装置以及该装置的制造方法，即通过不增加高频淬火部、提高凸缘的疲劳强度，可以形成凸缘的薄壁化带来的轻量化，在具有内方部件、外方部件、多个滚动体和凸缘的带凸缘的轴承装置上，内方部件在外周面具有轨道面；

外方部件在内周面具有与该内方部件相对的轨道面、被设置在上述内方部件的外侧；滚动体被可自由滚动地设置在上述两轨道面之间；凸缘被设置在内方部件和外方部件中的至少一方上，将至少设置有上述凸缘的部件形成成为碳含有量大于等于 0.45 重量%、小于等于 0.65 重量%的碳钢，并且，使上述凸缘的初析铁素体的面积率至少为 3~15%。

上述碳钢的 S 含有量大于等于 0.003 重量%、小于等于 0.020 重量%，并且，该 S 含有量与上述初析铁素体组织的面积率的关系最好是 $10 \leq (S \text{ 含有量 (重量\%)} \times 1000 + \text{初析铁素体组织的面积率 (\%)}) \leq 30$ 。

另外，对于上述 S 的含有量，上述初析铁素体组织的面积率最好为 $1 \leq (S \text{ 含有量 (重量\%)} \times 1000) / \text{初析铁素体组织的面积率 (\%)} \leq 2$ 的关系。

将上述凸缘的厚度方向外侧的根部分的单位面积 (10mm^2) 的初析铁素体的面积率设定为 3~15%，并且，最好该初析铁素体的最大长度为 $200\mu\text{m}$ 以下，并且，设置 5 个以下长度为 $180\mu\text{m}$ 以上的初析铁素体。

设置有上述凸缘的部件最好含有 0.05~0.3 重量%的 V (钒)。

这样的本发明是由于以下见解而形成，即，为了提高没有经过高频淬火的非调质处理部的弯曲疲劳强度，使热锻造后的金属组织均等组织细化是有效的，通过使热锻造方法最佳化来达到上述目的，在带凸缘轴承装置的制造方法中，即，多个滚动体被设置在内方部件和外方部件之间，在上述内方部件和上述外方部件的至少一方的部件上具有为了向固定侧或旋转侧安装的凸缘，并且，至少在轨道部周边具有高频淬火形成的硬化层，使至少设置有上述凸缘的部件为 C: 0.45~0.65 重量%、Mn: 0.3~1.5 重量%、Si: 0.1~1.0 重量%、Cr: 0.01~0.5 重量%、 $S \leq 0.025$ 重量%、 $O \leq 15\text{ppm}$ ，其余部分为 Fe 以及不可避免不纯物构成的合金钢，通过热锻造成形，上述热锻造时的材料加热温度为 $900 \sim 1050^\circ\text{C}$ ，锻造结束时的温度为 800°C 以上。从上述锻造结束时的温度到 600°C 的平均冷却速度最好为 $0.5 \sim 5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。

另外，在带凸缘的轴承装置的制造方法中，即，多个滚动体被设

置在内方部件和外方部件之间，在上述内方部件和上述外方部件的至少一方的部件上具有为了向固定侧或旋转侧安装的凸缘，并且，至少在轨道部周边具有高频淬火形成的硬化层，使至少设置有上述凸缘的部件为 C: 0.45~0.65 重量%、Mn: 0.3~1.5 重量%、Si: 0.1~1.0 重量%、Cr: 0.01~0.5 重量%、S≤0.025 重量%、O≤15ppm，其余部分为 Fe 以及不可避免不纯物构成的合金钢，通过热锻造成形，上述热锻造时的材料加热温度为 900~1050℃，从上述锻造结束时的温度到 600℃ 的平均冷却速度为 0.5~5℃/秒。

在这些制造方法中，最好使用至少含有 V: 0.01~0.2 重量%、Nb: 0.01~0.15 重量%以及 Ti: 0.01~0.15 重量%中的一种的合金钢。

用上述制造方法制成的带凸缘的轴承装置是，多个滚动体被可自由滚动地设置在内方部件和外方部件之间，在上述内方部件和上述外方部件中的至少一方部件上，具有为了安装在固定侧或旋转侧上的凸缘，并且，至少在轨道部周边具有高频淬火形成的硬化层，上述凸缘的根部的金属组织含有铁素体·珠光体组织，并且，该铁素体·珠光体组织的先前奥氏体颗粒度大于等于 4。

这样的发明是由于以下见解而形成，即为了通过合金元素的最佳化，即，降低钢内含有的 C、按照规定的比例添加 Si 和 V，来保持经过高频淬火的轨道部的滚动疲劳寿命的同时，可以不降低生产效率进行高精度的加工，可以提高切削性和冲孔加工性，并且也可以提高不经过高频淬火的非调质处理部的疲劳强度，在车轮支撑用带凸缘的轴承装置中，即，多个滚动体被设置在内方部件和外方部件之间，在上述内方部件和上述外方部件的至少一方的部件上具有为了向车身侧或车轮侧安装的凸缘，并且，至少在轨道部周边具有高频淬火形成的硬化层，使至少设置有上述凸缘的部件含有 C: 0.45~0.50 重量%、Si: 0.3~1.5 重量%、V: 0.03~0.3 重量%、Mn≤1.5 重量%、Cr≤1.0 重量%、S≤0.035 重量%、O≤15ppm，其余部分为 Fe 以及不可避免不纯物构成的合金钢形成，并且， $C + 0.2 Si + 0.5 V$ 的值满足 0.55~0.75，并且上述高频淬火形成的硬化层的轨道部表面硬度为 Hv630~Hv750，没有经过

高频淬火的硬化处理的部分的硬度为 Hv220~Hv300。

至少被安装在车轮侧的凸缘的根部的非调质处理部上的初析铁素体面积最好为大于等于 5%小于等于 15%。

在使用上述带凸缘轴承装置的车轮支撑用滚动轴承单元中，将上述内方部件作为轮毂圈，将上述作为凸缘的车轮安装用凸缘设置在上述轮毂圈的另一端，并且，将内圈嵌入形成在上述轮毂圈的另一端的小径阶梯部、在该内圈的外周面和该轮毂圈的轴方向的中间部外周面分别形成轨道面、作为多列内圈轨道面，另外，将上述外方部件作为外圈，在该外圈的内周面形成多列对应上述多列内圈轨道面的外圈轨道面，并且，在离开该外圈的上述车轮安装用凸缘一侧的端部形成悬挂装置安装用凸缘，将多个上述滚动体滚动自如地设置在上述多列内圈轨道面和上述多列外圈轨道面之间。

另外，本发明的其他方式的车轮支撑用滚动轴承单元是上述内方部件和外方部件中的至少一方的部件、在外周面具有凸缘的部件（轨道圈）是含有 0.45~0.60 重量%的 C 的钢制。并且，在设置在周面的轨道部分上，具有通过高频淬火形成的硬化层，从该硬化层的表面起深度为 0.1mm 位置的部分的硬度大于等于 Hv670，并且，该硬化层的金属组织的先前奥氏体颗粒度是 JIS G 0551 的粒度号码大于等于 8。

如上所述构成的本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下，由于使具有凸缘部件的性能适宜外周面，因此，可以抑制由于拉伸应力的该部件的耐久性降低，该拉伸应力起因于该凸缘向该部件施加的弯曲应力。

即，如上所述，使用车轮支撑用滚动轴承时，在起因于来自各滚动体的压缩应力的剪断应力以外，由于来自上述凸缘的弯曲应力的拉伸应力施加在具有凸缘部件的轨道面上。因此，为了确保构成车轮支撑用滚动轴承单元的具有上述凸缘部件的寿命，需要对上述剪断应力和拉伸应力采取措施。

具有上述构成的本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下，在轨道部通过高频淬火形成的硬化层，由于使从该硬化层的表面深度起

0.1mm 位置的部分的硬度大于等于 Hv670, 因此, 可以防止由于上述剪断应力的轨道部分的耐久性降低。即, 通过使上述部分充分 (大于等于 Hv670) 坚硬, 可以减少由于上述各滚动体施加的压缩应力的上述轨道部分的弹性变形量, 降低施加在该轨道部分的剪断应力。上述深度 0.1mm 位置部分的硬度不足 Hv670 的情况下, 不能充分降低上述剪断应力, 不一定能得到充分的耐久性。另外, 将硬化层硬度的规定作为从上述表面起深度 0.1mm 位置部分的硬度的理由是由于, 根据上述压缩应力、向构成轨道圈的金属材料作用的剪断应力从该表面稍微进入内部的部分比表面高。

为了使从上述表面起深度 0.1mm 位置部分的硬度的大于等于 Hv670, 具有上述凸缘的部件是含有 0.45~0.60 重量%的 C 的钢制。该钢中的 C 的含有量不足 0.45 重量%的情况下, 即使对上述部件的轨道部分实施高频淬火, 也不能充分提高 (大于等于 Hv670) 该轨道部分的硬度, 不能抑制由于上述剪断应力的耐久性降低。相反, 如果该钢中的 C 的含有量超过 0.60 重量%, 则具有上述凸缘部件的热锻造性和切削加工性降低。制造具有该凸缘部件时, 热锻造时的加工量大, 进行切削加工的加工点多。因此, 如果上述热锻造性和切削加工性降低, 则车轮支撑用滚动轴承单元的制造成本提高, 不理想。因此, 本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下, 使构成具有凸缘部件的钢材中的 C 的含有量设定为 0.45~0.60 重量%。另外, 在被组装在上述车轮支撑用滚动轴承单元的部件中, 构成不具有凸缘部件的钢材中的 C 的含有量也可以超过 0.60 重量%。例如, 该不具有凸缘的部件通过 SUJ2 等高碳铬轴承钢制成。

另外, 本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下, 由于具有上述凸缘部件的轨道部分的硬化层的先前奥氏体颗粒度是根据 JIS G 0551 的粒度号码大于等于 8, 因此, 可以抑制由于拉伸应力产生的耐久性降低, 该拉伸应力起因于上述凸缘施加的弯曲应力。

一般来说, 上述轨道部分通过进行高频淬火以及回火构成的热处理形成马氏体组织, 但是, 如果拉伸应力向金属材料作用, 则集中应

力产生在先前奥氏体颗粒边界。除了来自上述各滚动体施加的上述剪断应力，如果在上述轨道部分产生上述拉伸应力的应力集中，则滚动疲劳进行时，疲劳裂纹容易开口，上述轨道部分的滚动疲劳寿命降低。

相反，本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下，上述轨道部分的硬化层的先前奥氏体颗粒度是根据 JIS G 0551 的粒度号码、细分为大于等于 8。因此，在该先前奥氏体颗粒边界上产生应力集中被缓和，上述滚动疲劳进行时，疲劳裂纹不容易开口，可以提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命降低。另外，上述先前奥氏体颗粒度大、不足 JIS G 0551 的粒度号码 8 的情况下，缓和对该先前奥氏体颗粒边界产生的应力集中的效果小，不能得到充分的抑制上述轨道部分的滚动疲劳寿命降低的效果。

另外，为了减小上述先前奥氏体颗粒的粒径，可以采用以下①~③的方法中的 1~2 个以上。

- ① 将热锻造的加热保持温度设定在规定温度范围。
- ② 高频淬火时，降低加热保持温度或缩短加热保持时间。
- ③ 添加使颗粒组织细化的合金元素。

其中的①的方法抑制奥氏体粒子的长大，使先前奥氏体颗粒度缩小。

即，具有被组装在本发明车轮支撑用滚动轴承单元中的凸缘的部件通过热锻造成形，进行切削加工后，对含有轨道部分的必要处实施高频淬火。进行这样加工的情况下，如果热锻造后的先前奥氏体颗粒度大，则高频淬火的先前奥氏体颗粒度也容易加大。因此，为了降低高频淬火的先前奥氏体颗粒度，缩小热锻造后的先前奥氏体颗粒度是有效的。

为了热锻造，如果对金属材料（钢）进行加热，金属组织成为奥氏体组织。此时，由于热锻造的加热温度越高，原子的扩散越活跃，颗粒容易长大，因此，先前奥氏体颗粒度增大。具体是，如果锻造时的加热温度超过 1100℃，则先前奥氏体颗粒度粗大化，提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命的效果减小。相反，在上述锻造时的加热温度不

足 900℃的情况下，则上述金属材料不能充分软化，该金属材料的变形阻力加大，使进行热锻造的冲压加工机以及模具的寿命降低。考虑到这样的情况，实施本发明时，热锻造时的上述金属材料的加热温度最好是 900℃~1100℃。

另外，上述方法②是在进行高频淬火时、抑制先前奥氏体颗粒度增大。即，进行该高频淬火时，进行加热保持时，金属组织成为奥氏体组织。这种情况下，由于加热温度越高，原子的扩散越活跃，颗粒容易长大，先前奥氏体颗粒度增大。并且，由于加热时间越长，颗粒越长，因此，先前奥氏体颗粒度同样增大。因此，为了缩小先前奥氏体颗粒度，在进行使上述轨道部分硬化的高频淬火时，降低加热温度、缩短加热时间是有效的。

并且上述方法③是通过在进行热锻造时以及高频淬火时抑制先前奥氏体颗粒长大，来抑制该先前奥氏体颗粒度增大。因此，在构成具有上述凸缘的金属材料中添加从 V、Ti、Nb 中选择的一种或两种以上。

其中的 V 是在钢中形成碳化物或碳氮化物，在热锻造时以及高频淬火时，抑制先前奥氏体颗粒长大，缩小先前奥氏体颗粒度，缓和颗粒边界上产生的集中应力，提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命。另外，由于 V 的碳化物或碳氮化物的硬度非常高，如果向经过高频淬火的轨道部分的马氏体组织内进行微细分散，则耐磨损性提高，对提高滚动疲劳寿命有效。但是，如果 V 的含有量不足 0.01 重量%的情况下，则不能充分地得到这些效果。相反，如果 V 的含有量超过 0.2 重量%，则热锻造性、切削性和研磨性降低。因此，在使上述金属材料中含有 V 的情况下，其含有量最好为 0.01~0.2 重量%。

另外，与 V 相同 Nb 也是在钢中形成碳化物或碳氮化物，抑制先前奥氏体颗粒长大，缩小先前奥氏体颗粒度，缓和颗粒边界上产生的集中应力，提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命。但是，如果 Nb 的含有量不足 0.01 重量%的情况下，则不能充分地得到这些效果。相反，如果 Nb 的含有量超过 0.15 重量%，则热锻造性、切削性和研磨性降低。因此，在使上述金属材料中含有 Nb 的情况下，其含有量最好为

0.01~0.15 重量%。

并且,与 V、Nb 相同, Ti 也是在钢中形成碳化物或碳氮化物,抑制先前奥氏体颗粒长大,缓和颗粒边界上产生的集中应力,提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命。但是,如果 Ti 的含有量不足 0.01 重量%的情况下,则不能充分地得到这些效果。相反,如果 Ti 的含有量超过 0.15 重量%,则热锻造性、切削性和研磨性降低。因此,在使上述金属材料中含有 Ti 的情况下,其含有量最好为 0.01~0.15 重量%。

另外,在实施本发明的情况下,也可以向构成具有上述凸缘部件的钢中适当地含有如下所示的元素。

首先,为了提高钢的淬火性,最好含有 Mn。但是含有量不足 0.3 重量%的情况下,随着高频淬火,不能充分确保形成在轨道部分的硬化层的厚度(硬化曾变浅),不能充分确保该轨道部分的滚动疲劳寿命。相反,如果含有量超过 1.5 重量%,则上述部件的加工性降低。因此,在上述钢中含有 Mn 的量最好为 0.3~1.5 重量%。

另外,通过含有 Si、不仅使淬火性提高的同时、强化马氏体,提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命,而且,通过固溶在非调质处理部的铁素体中,提高铁素体组织的强度,可以提高该非调质处理部的疲劳强度,因此最好含有 Si。但是,如果含有量不足 0.1 重量%的情况下,则不能充分地得到这些效果。相反,如果含有量超过 1.0 重量%,则不仅热锻造性降低,而且锻造后的脱碳加大,热锻造后不进行切削加工,锻造后的表面上使用部位的疲劳强度降低。因此,使上述钢中含有 Si 的量最好为 0.1~1.0 重量%。

并且,为了提高淬火性的同时、强化淬火后的马氏体组织,提高上述轨道部分的滚动疲劳寿命,最好含有 Cr。但是,如果含有量不足 0.01 重量%的情况下,随着高频淬火,不能充分确保形成在轨道部分的硬化层的厚度(硬化曾变浅),另外,由于马氏体组织的强度降低,不能充分确保上述轨道部分的滚动疲劳寿命。相反,如果含有量超过 0.5 重量%,则热锻造性以及切削性降低。因此,在上述钢中含有 Cr 的量最好为 0.01~0.5 重量%。

另外, S 在钢中形成 MnS 等非金属填充部。存在于经过高频淬火的轨道部分的 MnS 成为滚动疲劳引起的剥离的起点, 使该轨道部分的滚动疲劳寿命降低。因此, 上述钢中 S 的含有量越少越好 (如果可能接近 0)。如果该钢中的 S 的含有量超过 0.035 重量%, 则有时上述轨道部分的滚动疲劳寿命的降低非常明显。因此, 上述钢中的 S 的含有量最好小于等于 0.035 重量%。并且, 为了确保稳定的滚动疲劳寿命以及防止铆接部的裂缝, S 的含有量最好是小于等于 0.020 重量%。

另外, O 是对经过高频淬火的轨道部分的滚动疲劳有很大影响的元素。即, O 在钢中形成 Al_2O_3 等非金属填充部, 成为滚动疲劳引起的剥离的起点, 使该轨道部分的滚动疲劳寿命降低。因此, 为了确保上述轨道部分的滚动疲劳寿命, O 的含有量越少越好 (如果可能接近 0)。O 的含有量超过 15ppm, 则有使上述轨道部分的滚动疲劳寿命降低的情况。因此, O 的含有量最好小于等于 15ppm。

另外, 在本发明其他方式的车轮支撑用滚动轴承单元中, 构成该滚动轴承单元的旋转轮是含有 0.45~0.65 重量%的 C (碳) 的碳钢制。并且, 在该旋转轮中, 至少上述凸缘的轴方向外侧面的根部由初析铁素体构成, 该初析铁素体是先前奥氏体颗粒度大于等于 4、并且, 面积率为 3~15%。

另外, 上述先前奥氏体颗粒度是指, JIS G 0551 中规定的、在 1mm^2 的面积中 2^{3+n} 的颗粒存在的情况下, 该部分的颗粒度为 n。因此, 上述先前奥氏体颗粒度大于等于 4 是指, 在 1mm^2 的面积中, 先前奥氏体颗粒存在 $2^7 (=128)$ 以上的状态。

为了得到上述的旋转轮, 最好使旋转轮成为对中间原料进行热处理 (正火) 后, 进行精加工的部件, 中间原料是通过对碳钢制的原料进行热锻造或切削加工、形成规定的形状, 热处理是以 $750\sim 1000^\circ\text{C}$ 的温度对中间原料进行至少一次的加热后, 以临界冷却速度以下的速度进行冷却。

根据上述构成的本发明的车轮支撑用滚动轴承单元, 可以不对该根部进行淬火硬化、而提高形成在旋转轮的外周面的凸缘的轴方向外

侧面侧的根部的疲劳强度。下面就其理由进行说明。

行驶时，旋转轮与车轮一起旋转的状态下，径向负荷施加在车轮支撑用滚动轴承单元上，该车轮支撑用滚动轴承单元被设置在与路面接触的车轮和被支撑在车体上的悬挂装置之间。并且，通过该径向负荷与旋转转矩，旋转弯曲应力产生在上述凸缘的根部上。具有中碳钢的初析铁素体和珠光体的复合组织的非调质处理部的情况下，由于这样的旋转弯曲应力，因上述凸缘的根部的表面的初析铁素体产生的应力集中而产生疲劳裂缝，主要向初析铁素体粒内以及初析铁素体/珠光体交界处发展。

对于在这样的装置中在上述凸缘的根部产生的疲劳裂缝，本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下，通过以 JIS G 0551 的先前奥氏体颗粒度大于等于 4、并且面积率大于等于 3~15%的初析铁素体构成该根部，可以提高上述根部的疲劳强度。即，通过控制该根部的微观组织，利用以下的装置可以提高该根部的疲劳强度。

首先，如果对先前奥氏体粒子进行组织细化（缩小粒子直径），具有以下效果，即，控制颗粒边界上的应力集中，并且增加铁素体/珠光体变相时的生成核的位置，使初析铁素体微细地析出。另外，如果将初析铁素体微细地截断，产生裂纹的最小单位缩小，因此，可以有效地抑制疲劳破坏。具体地说，如果使 JIS G 0551 的先前奥氏体颗粒度大于等于 4，可以充分得到上述效果。

另外，在本发明的车轮支撑用滚动轴承单元中，如上所述，在外周面形成凸缘的旋转轮是通过对棒状的原料进行锻造加工成为规定的形状后，进行自然冷却而制造，棒状的原料是 S53C 等的中碳钢制、被切成规定的形状。作为将这样制造的上述旋转轮的先前奥氏体粒子在锻造后组织细化（缩小粒子直径）的方法，可以采用以下①~③的方法。

①降低锻造时的温度

奥氏体粒子是原子扩散活泼的越是高温越容易长大（粒子直径容易增大），加工度越高、粒子越微细（粒子直径缩小）。一方面，为了

减少锻造加工时的变形阻力、容易进行复杂形状的加工，在进行复杂形状的锻造时，现有的有提高锻造加工时的温度的趋势。相反，为了得到本发明的车轮支撑用滚动轴承单元而使先前奥氏体颗粒直径组织细化，降低锻造加工上述旋转轮时的温度。

②向合金（碳钢）中添加适当的元素。

如果向钢中微细地分散碳化物，则可以通过这些的束缚效果有效地抑制颗粒的长大，如上述①所述，可以得到与降低锻造温度同样的效果。因此，如后所述，作为向合金中添加的元素、Nb 最好。

③锻造后进行规定的热处理（正火）。

如上述①所述，如果降低锻造时的温度，则可以使锻造后的先前奥氏体颗粒直径微细，但是，锻造时的变形阻力增大。因此，在旋转轮的形状复杂的情况下，为了得到接近成品的中间原料而进行的锻造加工最好用比较高的高温进行。但是这种情况下，如果原封不动地放置，则锻造后的先前奥氏体粒子直径增大。在此，如果利用高温进行锻造加工、得到中间材料，则进行将该中间材料以 750~1000℃ 的温度加热后、用临界冷却速度以下的速度进行冷却的热处理。通过这样的热处理，可以使上述中间材料的先前奥氏体粒子直径组织细化。

即，通过将热锻造得到的上述中间材料一度冷却，该中间材料的组织成为初析铁素体和珠光体的复合组织。然后，通过对该中间材料进行上述热处理，整个该中间材料中的微观组织均匀，并且，成为微细的析铁素体和珠光体的复合组织。另外，为了得到上述中间材料，有进行切削来取代热锻造的情况，但这种情况下，进行热处理也是有效的。也就是说，如果对进行了热锻造或切削加工的中间材料实施上述热处理，则可以进行微观组织的控制。

另外，将上述热处理的再加热温度设定在 750~1000℃ 的理由如下。首先，由于不足 750℃ 的情况下，不能进行完全的奥氏体化，不能使微观组织均匀。相反，超过 1000℃ 的情况下，保持在奥氏体区域期间，奥氏体颗粒的长大、不能得到充分的初析铁素体，不能以上述的均匀得到微细的初析铁素体和珠光体的复合组织。另外，为了使精

加工时的切削性良好，如后所述，最好提高（例如 10%以上）上述初析铁素体的面积率。并且，为了使该面积率大于等于 10%，最好将上述热处理的温度限制在 750~900℃的范围。

另外，对使中间原料的颗粒度均匀化，这样的热处理也是有效的。即，即使热锻造时的加热温度在整个原料上是均匀的，但根据该原料的部位，加工量有很大区别。因此，对上述原料实施上述热锻造得到的中间原料的颗粒度的偏差，比起没有进行上述热处理的状态，在某种程度上要大是不能避免的。例如，构成旋转轮的凸缘部分整体加工量多，但是，从该凸缘部分离开的部分的加工量比较少。因此，上述中间原料中的微观组织的奥氏体的粒子直径以及初析铁素体的分布状态不容易均匀。这样，在奥氏体的粒子直径以及初析铁素体的分布状态不均匀的状态下，产生硬度偏差，由于容易从组织中的最弱部分产生裂纹，因此疲劳强度降低。

相反，如果进行了上述的热处理，通过上述再加热，微观组织一度向奥氏体变相，成为比较均匀的颗粒度分布。并且，通过以临界冷却速度以下的速度进行冷却，冷却后可以得到微细的并且均匀的初析铁素体珠光体的复合组织。其结果，可以极力抑制硬度的偏差，提高疲劳强度。另外，这样使初析铁素体珠光体的复合组织均匀不仅可以提高切削性和疲劳强度，也以下方面也具有效果，即，提高轨道面和凸缘根部的内侧面侧的高频淬火性。

以下，构成凸缘根部的初析铁素体的面积率（3~15%）从可以确保切削性和疲劳强度的两方面出发进行限制。由于存在于奥氏体颗粒边界上的初析铁素体成为裂缝的起点，因此，从提高疲劳强度的面来看，上述面积率越低越好。相反，考虑到锻造加工后、完成表面的尺寸、形状而进行的切削加工的容易性（切削性）的情况下，需要一定程度的初析铁素体。考虑到这种情况，将上述面积率限制在 3~15%的范围是确保切削性和疲劳强度两方面所需要的。初析铁素体面积率小于等于 3%的情况下，切削性恶化，超过 15%的情况下，不能充分确保上述根部的疲劳强度。另外，上述初析铁素体的面积率是，锻造后

的奥氏体颗粒直径小、冷却速度越低则越高。出于使上述切削性良好，最好将上述热处理（正火）的温度设定在 750~900℃、将上述面积率设定为大于等于 10%。

另外，如上所述，构成本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的旋转轮是含有 0.45~0.65 重量%的 C（最好是 0.50~0.65 重量%）的碳钢制，最好含有 0.02~0.30 重量%的 Nb，添加这些元素的理由以及将其含量限制在这样的范围的理由如下。

首先，添加 C 是为了确保形成在旋转轮周面的轨道面以及凸缘的根部的硬度，确保该轨道面的滚动疲劳寿命以及根部的疲劳强度。C 的含有量不足 0.50 重量%的情况下，即使对轨道面以及根部进行高频淬火高频淬火等的热处理，上述部分的硬度也不能充分提高。其结果，与滚动体反复进行滚动接触的上述轨道面部分的滚动疲劳寿命缩短。并且，也很难确保上述根部对于旋转变曲应力的滚动疲劳寿命。

但是，即使上述 C 的含有量不足 0.50 重量%的情况下，如果大于等于 0.45 重量%，根据车轮支撑用滚动轴承单元的规格，可以确保实际使用中所需要的耐久性。例如，就上述轨道部分的滚动疲劳寿命，可以考虑以下情况，即，缩小该轨道面的剖面形状的曲率半径（接近滚动体的滚动面的曲率半径）或使用圆锥辊子作为滚动体。在这样的情况下，由于作用于滚动接触部的面压比较低，因此，即使上述 C 的含有量为 0.45~0.50 重量%左右，也可以确保上述滚动疲劳寿命。另外，关于上述根部的疲劳强度，在比较小型的车轮支撑用滚动轴承单元上，施加在该根部的负荷有限制的情况下，即使上述 C 的含有量为 0.45~0.50 重量%左右，也可以确保所需要的疲劳强度。相反，即使添加超过 0.65 重量%的 C 的情况下，不仅不能进一步改善滚动疲劳寿命和疲劳强度，而且产生初析铁素体的面积率降低、切削性恶化等问题。出于这样的理由，将 C 的含有量限制在 0.45~0.65 重量%（最好是 0.50~0.65 重量%）的范围。

下面，Nb 是作为碳化物向钢中析出，抑制锻造时的先前奥氏体粒的长大，具有使先前奥氏体颗粒组织细化的作用。即，是为了通过该

先前奥氏体颗粒的组织细化，提高凸缘的根部的疲劳强度而添加。

Nb 的含有量不足 0.02 重量%的情况下，不能充分实现上述的奥氏体颗粒的组织细化。相反，即使添加超过 0.3 重量%的 Nb，不仅不能得到进一步的组织细化，反而成为成本上升的原因，并且，锻造后的切削性降低。因此，添加 Nb 的情况下，将其含有量限制在 0.02~0.3 重量%的范围。

如上所述，根据本发明的车轮支撑用滚动轴承单元，只通过控制形成在旋转轮的外周面的凸缘的的轴方向外侧面侧的根部的微观组织，就可以提高该根部的疲劳强度。这种情况下，与使用现有的的轴方向外侧面侧的根部分原料相比较，一面抑制成本上升，并且不需要改变旋转轮的形状以及尺寸等的设计规格的变更、而提高上述疲劳强度。

另外，本发明其他方式的车轮支撑用滚动轴承单元具有内圈、外圈、多个滚动体和钢制的轮毂圈，多个滚动体被滚动自如地设置在上述内圈和上述外圈之间；钢制的轮毂圈是上述内圈通过铆接被一体固定，上述钢的特征是，含有锰和 0.45~0.65 重量%的碳，并且，以下公式定义的锰偏析度是，锰的含有量[Mn0] 大于等于 0.5 重量%的情况下，为 0.6 以下，锰的含有量[Mn0] 不足 0.5 重量%的情况下，为 $(2.8-2 \times [\text{Mn0}]) / 3$ 以下。

$$\text{锰偏析度} = ([\text{Mn}] - [\text{Mn0}]) / [\text{Mn0}]$$

在此，[Mn]是上述钢的最大锰浓度，其单位是重量%。

如果是这样的构成，由于将内圈与轮毂圈一体固定，即使进行铆接，也不容易产生裂纹，以下就其理由进行说明。

为了将内圈和轮毂圈进行一体的固定，在非调质处理部上进行摆动铆接，本发明者们就产生在上述现有的技术中的铆接部的径方向的裂纹的产生原因进行了专心研究。其结果，发现原料的伸长或拉深值与铆接性的好坏有很大的关系，由于组织原因，伸长、拉深磨损损耗的情况下，产生上述裂纹。

如日本金属学会编「钢铁材料」的第 78 页中所述，由于磷(P)

或锰 (Mn) 的偏析, 铁素体/珠光体组织发生变化, 特别是与锻伸方向平行地出现铁素体/珠光体的组织。并且, 这样不均匀的条纹状组织根据拉伸方向、伸长或拉深值有很大不同。

在作为铆接部的轮毂圈的圆筒部上, 通过热锻造, 原料的裂痕以及条纹状组织向纵向发展。并且, 铆接扩展圆筒部时, 被向纵向和圆筒方向的两个方向挤压扩展, 因此, 垂直方条纹状向的力对条纹状组织起作用。因此, 珠光体组织连接的部分与铁素体组织连接的部分的材料特性不同, 不能得到材料均匀的延展性, 局部变形能力极端降低, 在铆接部表面容易产生裂纹。

并且, 由于钢中的 MnS 是软质的夹杂物, 因此, 一方面具有提高切削性的效果, 另一方面拉伸应力向垂直方向作用后, 容易以 MnS 作为起点产生裂纹。另外, MnS 的析出量通常取决于 S 浓度, 但由于锻造比和 Mn 的偏析状态不同, 其分布有很大差别, 因此, 只靠单纯控制 S 的浓度, 不能解决铆接产生的裂缝的问题, 结论是控制 Mn 的偏析是非常重要的, 该 Mn 的偏析是决定析出的 MnS 的尺寸以及分布状态。

另外, MnS 与奥氏体的界面与奥氏体颗粒边界相同, 成为锻造后的冷却时、初析铁素体的生成核位置。其结果, 在铁素体中容易形成有 MnS 存在的组织。在这样的组织中, 冷变形时在界面形成空隙, 伸长和收缩值的劣化加大。因此, 为了提高铆接性, 需要尽量缩小铁素体和 MnS 的界面。

在 MnS 上的铁素体析出变化与锻造后的冷却速度有关, 冷却速度慢的情况下, 具有以 MnS 为核心长大的初析铁素体的量多的趋势。一方面, 冷却速度快的情况下, 具有以下趋势, 即, 以 MnS 为起点的初析铁素体的长大, 并且, 由于 Mn 的偏析产生的不均匀组织的形成被抑制。也就是, 最好在不使切削性劣化的范围内加快冷却速度或抑制粗大的 MnS 本身的析出。

以下就锰的偏析度 (Mn 偏析度) 进行详细说明。

合金元素的偏析非常依赖于锻造后凝固时的冷却速度。如高碳铬

轴承钢，热加工后利用高温进行均热扩散处理（均热）后条纹状偏析降低。相反，Cr 的含有量比较低的中碳钢由于不形成巨大的共晶碳化物，因此不进行均热，因此合金元素的浓度偏析明显。

特别是由于在 Mn 浓的部分上变相点低，因此初析铁素体的长大少，珠光体的量全面增加。并且，由于在其周围变相点降低，因此，存在有铁素体优先长大的区域。这样的偏析是向着锻伸方向的带状，沿着该方向形成带状的铁素体/珠光体组织。

Mn 的含有量大于等于 0.5 重量%时，如果上述公式中定义的 Mn 偏析度超过 0.6 重量%，则产生在铆接部的带状的不均等组织明显地体现出。并且，由于在 Mn 浓的部分上导致 MnS 量增加，因此，结果是伸长或收缩值恶化，容易产生铆接时的裂纹。为了不进一步产生这样的问题，最好是锰的含有量为 0.5 重量%以上时，锰的偏析度小于等于 0.4。这样，条纹状组织的发展被进一步抑制，伸长或收缩值被改善。

一方面，如果 Mn 的含有量不足 0.5 重量%的情况下，即使 Mn 的偏析度大，也不容易产生变相点差，如果锰的偏析度小于等于 $(2.8-2 \times [\text{MnO}]) / 3$ ，则不形成条纹状组织。另外，本发明中的最大锰浓度是指在 Mn 偏析的钢中，Mn 最浓的部分的 Mn 浓度。

如上所述，通过以下方法尽量降低原料的 Mn 偏析，即，①避免铁素体/珠光体的复合组织，②避免降低 MnS 的析出量以及以此为核心理长大的不均匀组织，可以提高原料的伸长、收缩值。这样，可以得到即使由于铆接受到冷变形，也不容易产生裂缝的铆接性良好的车轮支撑用滚动轴承单元。

另外，上述钢中的碳的含有量需要在 0.45~0.65 重量%。如果不足 0.45 重量%，则具有不能给予滚动部分充分的硬度的问题，如果超过 0.65 重量%，则具有钢的切削性明显恶化的问题。

附图说明

图 1 是表示本发明的一例车轮支撑用滚动轴承单元的一半剖视图。

图 2 是表示本发明的另一例车轮支撑用滚动轴承单元的一半剖视图。

图 3 是表示两例凸缘的轴方向外侧面侧的根部的表面形状的线图。

图 4 是表示通过本发明的实施例中的实验得出的凸缘的轴方向外侧面侧的根部的表面粗糙度与耐久寿命的关系图。

图 5 是颗粒边界的交点的说明图。

图 6 是表示 S 量 (重量%) $\times 1000 + \alpha$ 面积率 (%) 与工具寿命的关系图。

图 7 是表示 S 量 (重量%) $/ \alpha$ 面积率 (%) 与疲劳极限强度的关系图。

图 8 是将视野内的微观组织两值化、只抽出初析铁素体粒的显微镜照片。

图 9 是作为用于实施例的试验器的车轮支撑用滚动轴承单元的剖视图。

图 10 是表示锻造时的材料加热温度 (加热保持温度) 与旋转试验的耐久负荷的关系图。

图 11 是从锻造结束时到 600°C 的平均冷却速度和旋转试验的耐久负荷的关系图。

图 12 是表示 $C+0.2Si+0.5V$ 与试验寿命的关系图。

图 13 是先前奥氏体颗粒直径与轨道部分的滚动疲劳寿命的关系图。

图 14 是表示实施例中的耐久试验的试验结果图。

图 15 是表示钢中的 Mn 含有量与 Mn 偏析度的相关图。

具体实施方式

以下就本发明的多个实施方式进行说明, 实施例、实施例的实施号码是对每个方式, 不是贯通整体的连续号码。

图 1 是表示本发明对象的一例车轮支撑用滚动轴承单元。本实施例的车轮支撑用滚动轴承单元 1 具有: 轮毂圈 2、内圈 3、外圈 4 和多

个滚动体 5。在其中的外圈 2 的外周面的外端部（轴方向的外是指向汽车组装的状态下、横向靠外侧，是图 1 的左侧。相反，将靠横向中央侧称为轴方向的内，是图 1 的右侧。）上形成有支撑车轮的凸缘 6。另外，在该轮毂圈 2 的中间部外周面上形成第一内圈轨道 7a，在同样的内端部上形成外径尺寸小的阶梯部 8。并且，在该阶梯部 8 上外嵌上述内圈 3，该内圈 3 在外周面上形成第二内圈轨道 7b。另外，在设置在上述轮毂圈 2 的内端部的圆筒部中，通过将从该内圈 3 的内端面突出的部分向径方向外方铆接扩展，形成铆接部 9，通过该铆接部 9 压住该内圈 3 的内端面。另外，在上述外圈 4 的外周面上设置有了与构成悬挂装置的钓爪（无图示）结合固定的安装部 11，并且，在内周面上分别形成与上述第一内圈轨道 7a 相对的第一外圈轨道 10a 和与上述第二内圈轨道 7b 相对的第二外圈轨道 10b。并且，在这些第一、第二内圈轨道 7a、7b 和第一、第二外圈轨道 10a、10b 之间，可自由滚动地分别各设置多个上述滚动体 5。本实施例中，上述轮毂圈 2 和内圈 3 相当于内方部件，上述外圈 4 相当于外方部件。另外，在该轮毂圈 2 中，通过对包括上述第一内圈轨道 7a 的、从上述凸缘 6 的内侧面的根部到上述阶梯部 8 的中间部的图 1 中斜格子所示部分实施高频淬火，在该部分上形成硬化层。

特别是在本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的第一方式中，上述轮毂圈 2 由以下合金钢构成，即含有 0.5~0.6 重量%的 C、0.3~1.5 重量%的 Mn、0.1~1.0 重量%的 Si 和 0.01~0.5 重量%的 Cr，并且，将 S 的含有量抑制在小于等于 0.035 重量%，并且含有：从 0.01~0.2 重量%的 V、0.01~0.15 重量%的 Nb、0.01~0.15 重量%的 Ti 中选择一种以上，其余的是 Fe 和不可避免的不纯物。并且，该合金钢的氧含量在 15ppm 以下。另外，在上述轮毂圈 2 中，形成上述硬化层的上述第一内圈轨道 7a 的表面硬度为 Hv650~780，并且，该硬化层以外的非调质处理部的表面硬度为 Hv230~300。

并且，本实施例中，构成上述轮毂圈 2 的合金钢中的 C 的含有量为 x_1 重量%、V 的含有量为 x_2 重量%、Nb 的含有量为 x_3 重量%、Ti

的含有量为 x_4 重量%的情况下, 限制 C、V、Nb、Ti 的含有量, 使其满足 $0.30 \leq \{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\} \leq 0.55$ 。

根据如上所述构成的本发明的车轮支撑用滚动轴承单元, 在轮毂圈 2 中, 可以提高第一内圈轨道 7a 的滚动疲劳寿命, 并且, 可以提高凸缘 6 以及存在于凸缘 6 周边部的非调质处理部的疲劳强度。并且, 由于本实施例中, $\{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\}$ 的值设定为大于等于 0.30、小于等于 0.55、因此, 可以一面良好地维持上述轮毂圈 2 的切削性、一面进一步提高该轮毂圈 2 的疲劳强度。

以下, 就本发明者为了确认本发明的效果而进行的实验进行说明。实验使用具有与上述图 1 所示的各个结构相同结构的试样, 该试样包括属于本发明的 10 种试样 (实施例 1~10) 和本发明范围以外的 6 种试样 (比较例 1~6)。另外, 用具有以下表 1 所示的合金成分的钢制造轮毂圈 2, 在包括第一内圈轨道 7a 的相当于图 1 所示的斜格子的部分上, 通过实施高频淬火形成硬化层。另外, 表 1 中合金成分栏所示的数值是用重量%表示合金钢中的含有量。另外, 「氧含量」的栏中所示的数值是用 ppm 表示合金钢中的氧含量。另外, 在该表 1 中一并表示了在上述轮毂圈 2 中, 形成上述硬化层的第一内圈轨道 7a (轨道部) 的表面硬度 (Hv) 和没有形成该硬化层的非调质处理部的表面硬度 (Hv)。

表 1

	C	Mn	Si	Cr	S	V	Nb	Ti	氧含量	$x_1-1.5(x_2+x_3+x_4)$	非调质处 理部硬度	轨道部表 面硬度	试验寿命	切削性
实 施 例	1	0.50	0.71	1.00	0.18	0.014	0.05		15	0.43	230	668	2.3	○
	2	0.55	1.00	0.11	0.19	0.020	0.015		9	0.33	261	712	2.8	○
	3	0.53	0.70	0.28	0.50	0.015		0.05	9	0.46	250	698	2.6	○
	4	0.55	0.71	0.20	0.48	0.011		0.05	12	0.48	263	706	3.1	○
	5	0.58	0.68	0.29	0.01	0.020		0.01	10	0.42	274	723	3.4	○
	6	0.60	0.71	0.10	0.05	0.015	0.01	0.15	9	0.36	272	745	3.1	○
比 较 例	7	0.61	0.67	0.48	0.18	0.013	0.04		9	0.55	268	751	3.3	○
	8	0.65	0.30	0.10	0.17	0.015	0.2		11	0.35	280	765	2.5	○
	9	0.50	0.67	0.21	0.20	0.035	0.05	0.15	9	0.20	248	650	1.7	○
	10	0.65	0.68	0.28	0.18	0.014		0.05	9	0.58	300	780	2.7	△
	1	0.53	0.71	0.28	0.18	0.014			12	0.53	231	694	1.0	○
	2	0.45	0.68	0.47	0.50	0.015		0.05	9	0.38	224	643	0.6	○
比 较 例	3	0.55	0.30	0.20	0.18	0.014	0.31		9	0.09	267	708	2.9	×
	4	0.55	0.31	0.18	0.17	0.014		0.2	12	0.25	271	718	2.7	×
	5	0.61	0.68	0.18	0.20	0.015	0.2		13	0.31	284	741	3.2	×
	6	0.71	0.71	0.20	0.18	0.015		0.1	10	0.56	308	775	3.4	×

另外，外圈 4 是用 S53 制造，通过对第一、第二外圈轨道 10a、10b 的周边部进行高频淬火，在该周边部形成的表面硬化层。另外，内圈 3 以及各滚动体 5 是 SUJ2 制造，通过一般的淬火处理（整体淬火）从表面到芯部全部硬化。

另外，在制造后的车轮支撑用滚动轴承单元 1 上，使各滚动体 5 的节圆直径为 49mm，各滚动体 5 的数量各为 12 个。使用这样的车轮支撑用滚动轴承单元 1，利用以下的条件进行旋转试验。

直径负荷：7600N

轴向负荷：6800N

旋转速度：100min⁻¹

在第一内圈轨道 7a 产生剥离，或在凸缘 6 的周边确认到裂纹时结束实验，该时刻为试验寿命。从这样的旋转试验得到的实验结果在上述表 1 的「试验寿命」和「切削性」栏中表示。另外，该表所示的「试验寿命」栏的数值是以比较例 1 中的试验寿命为 1.0，用对该比较例 1 的比表示。另外，将切削加工所需时间不足比较例 1 的 1.5 倍的情况作为切削性良好，在「切削性」栏中标注○，1.5 倍以上 2 倍以下的为切削性较好，在「切削性」栏中标注△，超过 2 倍的为切削性不良，在「切削性」栏中标注×。

从表 1 所示的试验结果可以看出，属于本发明的实施例 1~10 的情况下，在轮毂圈 2 中，由于非调质处理部的疲劳强度以及形成硬化层的第一内圈轨道 7a 的滚动疲劳寿命很好，因此可以得到良好的试验寿命。

特别是实施例 1~8 满足 $0.30 \leq \{x_1 - 1.5(x_2 + x_3 + x_4)\} \leq 0.55$ 。因此，这些实施例 1~8 可以一面良好地维持轮毂圈 2 的切削性，一面进一步提高该轮毂圈 2 的疲劳强度，延长试验寿命。

相反，比较例 1 的情况下，没有向构成轮毂圈 2 的合金钢中添加任何 V、Nb、Ti。另外，在，比较例 2 的情况下，该合金钢中的 C 的含有量少，并且，第一内圈轨道 7a 和非调质处理部的表面硬度都低。因此，比较例 1、2 的情况下，非调质处理部的疲劳强度或第一内圈轨

道 7a 的滚动疲劳寿命差，试验寿命缩短。另外，比较例 3、4、6 由于 C、V、Nb、Ti 中的某一个的含有量过剩，因此切削不良。另外，比较例 5 的情况下，由于构成轮毂圈 2 的合金钢中的 Nb 的含有量高于本发明的上限 0.15 重量%，因此切削性不良。

另外，本发明使用的各滚动体是由 SUJ2 等的高碳铬轴承钢，或对该高碳铬轴承钢进行氰化处理的钢制造，在提高车轮支撑用滚动轴承单元的滚动疲劳寿命方面非常理想。另外，在上述图 1 所示的结构中，使用球作为各滚动体，但在本发明中，也可以使用滚子等作为各滚动体。

另外，作为构成本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的内方部件，使用轮毂圈和内圈组合的情况下，通过 SUJ2 等的高碳铬轴承钢构成该内圈在进一步提高滚动疲劳寿命方面更理想，轮毂圈是在外周面上设置一对内圈轨道中的单侧的内圈轨道，内圈是在外周面设置该一对内圈轨道中的另一侧的内圈轨道，（不形成凸缘）是单纯的圆筒状。

另外，在上述图 1 所示的结构中，用具有规定组成的合金钢构成轮毂圈 2，并且，在该轮毂圈 2 的外周面、在含有第一内圈轨道 7a 的部分上形成通过高频淬火形成的硬化层，虽然对构成外圈 4 的材料没有特别限制，但本发明不局限于这样的结构。例如，本发明包括以下结构，即，将上述外圈 4 与上述轮毂圈 2 一起用具有上述规定组成的合金钢制造，并且，在该外圈 4 的内周面，在含有第一、第二各外圈轨道 10a、10b 的部分上形成通过高频淬火形成的硬化层的结构，或用单纯的轴承钢制造轮毂圈 2，并且，用上述规定的合金钢制造外圈 4，在该外圈 4 的内周面上形成上述硬化层。

由于本发明如上所述地构成、发挥作用，因此，可以一面确保各轨道部的滚动疲劳寿命，一面提高凸缘以及存在于该凸缘的周边部的非调质处理部的疲劳强度。其结果，该凸缘可以薄壁化，可以实现车轮支撑用滚动轴承单元的轻量化。

另外，在本发明的其他方式中，不对该根部实施淬火而提高形成在轮毂圈的外周面的凸缘的轴方向外侧面的根部的疲劳强度。关于

图中所示的结构，例如，与上述图 1~2 所示的现有的结构相同，因此不进行重复说明。

另外，图 1 所示的车轮支撑用滚动轴承单元 1 的情况下，形成在轮毂圈 2 的外周面的凸缘 6 的内侧面侧的根部的疲劳强度如上所述，通过淬火被确保。

相反，图 2 所示的车轮支撑用滚动轴承单元 1 的情况下，形成在轮毂圈 2 的外周面的凸缘 6 的内侧面侧的根部的疲劳强度通过另外的淬火确保。由于从上述凸缘 6 的内侧面侧的根部到上述轮毂圈 2 的内周面的距离比从上述凸缘 6 的外侧面侧的根部到内周面的距离长，随着淬火效果的韧性（耐撞击性）降低、不容易成问题。

在本发明中，对将上述各凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部的硬度限制在洛氏硬度 C 级 24~35，维氏硬度 260~345 的范围的方法没有特别限定。但最好单独或进行适当的组合使用以下的方法。

首先，基本上是，将上述凸缘 6 被设置在其外周面上的轮毂圈 2 通过热锻造制造后进行冷却。热锻造后的冷却一般通过放置在空气中的自然冷却的情况居多，最好是利用冷却风扇等加快冷却速度。

由于刚经过热锻造后的上述轮毂圈 2 是高温，因此，构成该轮毂圈 2 的碳钢的金属组织成为奥氏体，但在冷却过程中，向铁素体以及珠光体变相。该变相在 650℃左右结束，但此时如果冷却速度慢，则铁素体粗大化、上述轮毂圈 2 的硬度降低。因此，为了防止该铁素体的粗大化、确保硬度，热锻造后的上述轮毂圈 2 的冷却速度越快越好，最好进行风扇冷却，直到上述变相结束的 650℃左右。此时，为了加快上述轮毂圈 2 的芯部的温度到达 650℃以下的冷却速度，最好连续使用风扇冷却直到表面温度达到 600℃以下。

另外，作为构成上述轮毂圈 2 的碳钢，为了确保上述轮毂圈 2 的强度，最好使用含有 0.03~0.3 重量%的 V 的碳钢。V 具有强化向初析铁素体和珠光体中层状地析出铁素体的性质。因此，通过适量添加，可以进一步提高上述轮毂圈 2 的强度。但是，V 的添加量不足 0.03 重量%的情况下，强化铁素体的效果小。相反，如果添加超过 0.3 重

量%，则热锻造性、切削性等加工性降低。因此，向形成上述轮毂圈2的合金钢中添加V的情况下，最好将其添加量限制在0.03~0.3重量%的范围。

另外，对将上述凸缘6的轴方向外侧面侧的根部的表面粗糙度限制在规定范围（算术平均粗糙度Ra为0.1~1.0 μm ，最大高度Ry为1.0~10 μm ）的方法没有特别限定。但是，最好单独或适当地组合使用以下的方法。

一般的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下，上述根部在热锻造后通过切削加工加工成规定的形状不变，该状态下的表面粗糙度与上述范围相差很远。在此，对上述根部进行切削加工后，通过对该根部进行研磨加工，使该根部的表面粗糙度达到0.5 μmRa 以下。另外，对该根部进行切削加工后，通过实施抛光，该根部的表面粗糙度可以达到0.5 μmRa 以下。特别是实施抛光的情况下，包括上述根部的加工部分的表面附近形成加工硬化、该加工部分的疲劳强度提高。

另外，最大高度Ry的值可以根据加工部分的圆周速度、传送速度以及切削深度等车床加工的加工条件进行变更。为了缩小上述最大高度Ry，在考虑到生产效率的范围内，尽量缩小上述传送速度以及切削深度的值。具体是，最好是精车削加工时的传送速度为0.3mm/rev、切削深度为1mm。另外，为了防止切削瘤的产生，最好在一定程度上加大圆周速度的值。具体是最好为100m/min以上。

如果上述最大高度Ry的值超过10 μm ，则如上所述，产生在凹凸最深部的集中应力增高，不仅对于旋转弯曲的疲劳强度降低，而且有时在加工面上产生挤裂、凹凸形状变得尖利、集中应力明显增加。并且，有时在车床的顶部产生切削瘤，发热增大，在表面产生热影响层，疲劳强度降低。

出于这样的理由，将上述轴方向外侧面侧的根部的表面粗糙度的值设定为最大高度Ry小于等于10 μm 。为了进一步提高该根部的疲劳强度，最好将该最大高度Ry设定为小于等于6 μm 。但是，如果上述根部的表面粗糙度不足最大高度Ry为1 μm 时，提高疲劳强度的效果

几乎饱和，不能进一步提高疲劳强度，相反加工时间明显增加、生产效率降低。因此，最好将上述根部的表面粗糙度设定为大于等于 $1\mu\text{mRy}$ 。

另外，上述的情况下，具有凸缘的旋转轮最好用含有 0.45~1.1 重量%的 C 的钢形成。C 不足 0.45 重量%的情况下，不仅热锻造后的金属组织中的铁素体的分率明显增加，而且由于硬度降低，容易产生车削加工引起的挤裂，表面粗糙度的最大高度 Ry 容易增加，并且，发生由于硬度降低而产生的疲劳强度降低。相反，如果 C 的含有量超过 1.1 重量%，则金属组织中的渗碳体增加，加工性降低。因此，构成上述旋转轮的钢中的 C 的含有量为 0.45~1.1 重量%，最好为 0.45~0.65 重量%。通过将 C 的含有量限制在该范围，热锻造后的硬度以及金属组织适宜，不需要热锻造后的退火工序，可以得到良好的加工性。

由于外圈轨道和内圈轨道受到来自各滚动体的高面压，因此，为了提高滚动疲劳寿命，需要可以承受该高面压的高硬度。上述外圈轨道和内圈轨道的表面硬度不足 Hv660 的情况下，由于硬度不够，滚动疲劳寿命降低。相反，如果上述各轨道表面硬度超过 Hv760，则韧性降低。因此，最好将上述外圈轨道和内圈轨道的表面硬度设定为大于等于 Hv660 小于等于 Hv760。另外，对提高滚动疲劳寿命更好的是将上述外圈轨道和内圈轨道的表面硬度设定为大于等于 Hv700。

另外，实施本发明的情况下，与轮毂圈 2 一起构成旋转轮的内圈 3（图 1）以及作为静止轮的内圈 3（图 2）的材质没有特别限定。但是，为了充分确保形成在这些内圈 3 周面的内圈轨道 7b（图 2 的情况下 7a、7b）的滚动疲劳寿命，最好使用含有 0.9~1.1 重量%的 C 的碳钢。这种情况下，作为可以使用的碳钢，可以举例的有 SUJ2 等的高碳铬轴承钢。另外，用图 1 所示的结构实施本发明的情况下，构成作为静止轮的外圈 4 的金属材料，最好使用含有 0.45~0.8 重量%的 C 的碳钢。其理由是，与轮毂圈 2 的情况相同，需要在上述外圈 4 上具有热锻造性、切削性等加工性。另外，使用球作为滚动体 5 的情况下，最好可以使用 SUJ2 等的高碳铬轴承钢制的球，或对该高碳铬轴承钢

的表面进行氰化处理的球。

就为了确认本发明的效果而进行的实验进行说明。另外，实验都是就图 1 所示的结构、具有背对背双联型的接触角的多列球轴承式的车轮支撑用滚动轴承单元进行。

[第一实验]

在第一实验中，就形成在轮毂圈 2 的外端部外周面的凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部的硬度影响进行了调查。为此，首先用以下表 2 所示的材料制造图 1 所示的车轮支撑用滚动轴承单元的轮毂圈 2，即，滚动体 5 的节圆直径为 56mm，该滚动体 5 的数量为 12 个。

表 2

材料	C	Si	Mn	Cr	V
A	0.45	0.25	0.81	0.10	-
B	0.50	0.20	0.80	0.15	-
C	0.53	0.21	0.75	0.17	-
D	0.55	0.24	0.85	0.15	-
E	0.58	0.15	0.82	0.13	-
F	0.71	0.23	0.87	0.15	-
G	0.80	0.45	0.95	0.45	-
H	0.91	0.42	0.91	0.41	-
I	0.50	0.20	0.83	0.17	0.3
J	0.58	0.23	0.87	0.13	0.03

用从该表 2 所示 A~J 的 10 种碳钢中选择的任何一种碳钢通过热锻造制造轮毂圈 2。此时，通过变化锻造后的冷却工程，即，通过自然冷却或使用冷却风扇的风冷改变上述轮毂圈 2 的性能。并且，热锻造以及冷却后，进行切削加工和冲孔加工，形成具有规定形状的上述轮毂圈 2。然后，在从图 1 的斜格子所示的凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部和上述第一内圈轨道 7a 到阶梯部 8 的区域上，形成通过高频淬

火产生的硬化层后进行精加工的研磨加工。一方面，外圈 4 通过作为机械构造用碳钢(中碳钢)的 S53C，内圈 3 以及各滚动体 5 通过 SUJ2 分别制造。

对同一种试样、每几个一起、改变径向负荷进行以下旋转试验，即，在加上 6000N 的轴向负荷和 5000~9600N 的径向负荷（每次试验时改变）的状态下，将这样制造车轮支撑用滚动轴承单元（试样）以 400min^{-1} 旋转速度连续旋转 50 小时。进行试验后，将这样施加在在上述凸缘 6 的外侧面的根部上产生了裂纹的试样上的径向负荷的最小值判定为该试样的耐久负荷。在这样的条件下进行的实验结果在以下的表 3 中表示。

表 3

		材料	冷却	硬度 Hv	耐久负荷	其他
实 施 例	1	C	风扇气冷	260	1.2	
	2	D	风扇气冷	268	1.3	
	3	E	风扇气冷	272	1.5	
	4	F	自然冷却	308	1.5	
	5	G	自然冷却	345	1.6<	
	6	I	风扇气冷	265	1.3	
	7	J	风扇气冷	288	1.5	
	8	B	风扇气冷	285	1.5	抛光加工
	9	C	风扇气冷	327	1.6<	抛光加工
比 较 例	1	A	风扇气冷	228	0.9	
	2	B	自然冷却	235	0.9	
	3	C	自然冷却	248	1	
	4	H	风扇气冷	372	1.6<	切削加工性降低

在该表 3 中表示了属于本发明的 9 种试样（实施例 1~9）和本发明以外的 4 种试样（比较例 1~4）的共 13 种试样，用于轮毂圈 2 的材料、热锻造后的冷却方法、凸缘 6 的外侧根部的硬度（Hv）以及耐久

负荷。另外，表中的耐久负荷以比较例 3 的耐久负荷为 1.0，用与其进行对照的比进行表示。另外，上述根部的硬度是将轮毂圈 2 切断，使其切断面为镜面状，通过维氏硬度试验机对从表面起 0.1mm 的位置进行测定而得到。

从表示这样进行的第一实验结果的表 3 中可以明确，由于实施例 1~9 是将上述凸缘 6 的根部的硬度设定在本发明规定的范围（Hv260~345）内，因此对于旋转弯曲应力的疲劳强度高，耐久负荷高。并且，不会产生切削加工性降低。另外，实施例 1~3 主要是通过加快热锻造后的冷却速度来提高材料强度。另外，实施例 4、5 主要是通过增加材料中 C 的含有量来提高材料强度。另外，实施例 6、7 主要通过向材料中添加 V、并且加快冷却速度来提高材料强度。并且，实施例 8、9 通过抛光加工形成的加工硬化来提高材料表面的强度。

相反，比较例 1~3 是由于凸缘 6 的根部的硬度小于本发明规定的范围，因此形成对于旋转弯曲的疲劳强度低、耐久负荷低的结果。相反，比较例 4 是由于凸缘 6 的根部的硬度大于本发明规定的范围，因此，耐久负荷虽然高但切削加工性降低。

[第二实验]

在第二实验中，就形成在轮毂圈 2 的外端部外周面的凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部的硬度影响进行了调查。用于这样的第二实验的车轮支撑用滚动轴承单元的结构以及大小包括淬火部分与上述第一实验的情况相同。但是，轮毂圈 2 都是通过作为机械构造用碳钢的 S53C 制造。另外，制造该轮毂圈 2 的情况下，热锻造后的冷却是通过冷却风扇的风冷进行。外圈 4、内圈 3、滚动体 5 的材质也与上述第一实验的情况相同。这样的车轮支撑用滚动轴承单元通过改变通常进行的切削加工的切削速度或增加研磨加工、或增加抛光加工可以对凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部的表面粗糙度进行各种变化。

在加上 6000N 的轴向负荷和 8000N 的径向负荷的状态下，将这样制造车轮支撑用滚动轴承单元（试样）以 400min^{-1} 旋转速度进行连续旋转 50 小时的旋转试验。在进行这样的试验后，检查上述凸缘 6 的轴

方向外侧面侧的根部是否有裂纹(裂缝),将在这样的条件下进行的实验结果在以下表4中表示。

表 4

		粗糙度 μmRa	硬度 Hv	是否有裂缝	加工方法
实 施 例	11	1.0	245	○	切削加工
	12	0.3	245	○	研磨加工
	13	0.4	285	○	抛光加工
	14	0.7	260	○	切削加工
	15	0.2	260	○	研磨加工
比 较 例	11	1.4	245	×	切削加工
	12	1.8	245	×	切削加工

在该表4中表示了属于本发明的5种试样(实施例11~15)和本发明以外的2种试样(比较例11~12)的共7种试样,就凸缘6的外侧面的根部的表面粗糙度、凸缘6的外侧面的根部的硬度(Hv)、试验后是否有裂缝进行了记载。在上述表4中的符号中,「○」表示不产生裂纹、「×」表示产生裂纹。关于上述根部的硬度,与上述第一实验的情况相同地求出。

从表示这样进行的第二实验结果的表4中可以明确,由于实施例11~15是上述凸缘的轴方向外侧面侧的根部的表面粗糙度设定在本发明规定的范围内的算术平均粗糙度 $0.1\sim 1.0\mu\text{mRa}$ 的范围内,因此对于旋转弯曲应力的疲劳强度高,试验后上述根部不产生裂纹。

相反,由于比较例11、12的表面粗糙度比本发明的规定范围差,因此试验后产生裂纹。

[第三实验]

在第三实验中,就形成在轮毂圈2的外端部外周面的凸缘6的轴方向外侧面侧的根部的表面粗糙度的影响进行了调查。用于这样的第

三实验的车轮支撑用滚动轴承单元的结构以及大小包括淬火部分与上述第一实验以及第二实验的情况相同。

但是，在上述第三实验中，用含有以下表 5 所示的合金成分的钢制造轮毂圈 2。

表 5

钢种	合金成分 (重量%)						
	C	Mn	Si	Cr	S	O(ppm)	V
A	0.45	0.9	0.7	0.2	0.035	15	0.08
B	0.53	0.7	0.2	0.2	0.015	12	0
C	0.53	0.8	0.6	0.2	0.025	15	0.05
D	0.65	0.5	0.2	0.1	0.013	12	0

对中间原料进行切削加工和冲孔加工、得到具有规定形状以及表面粗糙度的轮毂圈 2, 该中间原料是以 1000~1200℃对具有表 5 所示的组成的钢制原料实施热锻造而得到。特别是对凸缘 6 的外侧面侧的根部进行切削加工时，制作通过改变车床的圆周速度、传送速度、切削深度，表面粗糙度 Ry (最大高度) 不同的实验片。然后，通过从内圈轨道 7b 的周边部到阶梯部 8 的周边部实施高频淬火以及回火，在表面形成硬度为 Hv660~Hv760 的硬化层。然后，通过研磨加工对上述内圈轨道 7b 部分实施精加工。另外，在上述凸缘 6 的外侧面侧的根部不实施精加工只实施切削加工。

在以下的表 6 中，记载了实施高频淬火的上述内圈轨道 7a 的表面硬度、不实施高频淬火的非调质处理部的表面硬度以及凸缘 6 的外侧面侧的根部的表面粗糙度 Ry (最大高度) 的测定值。另外，在图 3 中，记载了两例测定上述凸缘 6 的外侧面侧的根部的表面粗糙度时的形状。分别表示了该图 3 中的 (A) 为最大高度 Ry 是 9μm 的情况下的表面形状，以及 (B) 为最大高度 Ry 是 5μm 的情况下的表面形状。

表 6

		钢种	非调质处理部 硬度 Hv	轨道部 表面硬度 Hv	粗糙度 (最大高度) Ry(μm)	寿命
实 施 例	16	A	238	690	6	3.0<
	17	A	230	705	3	3.0<
	18	A	241	718	1	3.0<
	19	B	252	706	10	1.8
	20	B	238	715	7	2.1
	21	B	248	735	4	3.0<
	22	C	255	715	9	2.1
	23	C	269	735	6	3.0<
	24	D	265	725	7	2.7
	25	D	280	738	5	3.0<
比 较 例	13	B	241	702	12	1.0
	14	B	251	718	14	0.8
	15	B	238	732	17	0.7

另外，外圈 4 是通过 S53 制造，通过对一对外圈轨道 10a 、 10b 的周边部进行高频淬火回火处理，在各外圈轨道 10a 、 10b 的表面形成硬度为 Hv660~Hv760 的硬化层。另外，内圈 3 以及滚动体 5 是 SUJ2 制造，经过通常的淬火处理、从表面到芯部全部硬化。利用这样的内圈 3 以及滚动体 5 和上述的外圈 2 制造图 1 所示结构的车轮支撑用滚动轴承单元。各列滚动体 5 的数量是 12 个，各滚动体 5 的节圆直径为 49mm。

并且，利用以下的条件，对这样的车轮支撑用滚动轴承单元进行旋转试验。

直径负荷：8800N

轴向负荷：5900N

旋转速度：300min⁻¹

并且,在内圈轨道 7a、7b、外圈轨道 10a、10b 的其中一个上产生剥离,将其结果随着车轮支撑用滚动轴承单元的旋转产生异常振动的时间,或确认在上述凸缘 6 的周边部产生了裂纹的时间判定为该车轮支撑用滚动轴承单元的寿命。但在比较例 13~14 中,由于都产生裂纹,因此到达寿命。将这种条件下进行的旋转试验的结果记载在上述表 6 中。另外,该表所述的寿命是以比较例 13 中的寿命为 1.0,用与此相对的比表示。

从该表 6 中可以明确,由于实施例 16~25 是上述凸缘 6 的外侧面侧的根部的表面粗糙度(最大高度) R_y 都在 $10\mu\text{m}$ 以下,因此对于旋转变形的疲劳强度高,得到良好的耐久性。特别是实施例 16~18、21、23 以及 25,由于 R_y 的值小,具有明显良好的耐久性。

相反,由于比较例 13~15 的任何一个的上述凸缘 6 的外侧面侧的根部的表面粗糙度(最大高度) R_y 都超过 $10\mu\text{m}$,因此对于旋转变形的疲劳强度差。

图 4 是表示上述表 6 所述的上述凸缘 6 的外侧面侧的根部的表面粗糙度(最大高度) R_y 与上述旋转试验中的寿命的关系。从图 4 可以看出,如果将上述根部的表面粗糙度 R_y 的值限制在 $10\mu\text{m}$ 以下,与该值超过 $10\mu\text{m}$ 的情况相比较,则疲劳寿命提高。特别是上述表面粗糙度的最大高度 R_y 值在 $6\mu\text{m}$ 以下的范围时,疲劳寿命提高的效果显著。

另外,如上述的图 2 所示,以在外圈(轮毂圈) 2 的外周面上设置凸缘 6 的结构进行实施的情况下,当然也可以得到同样的作用·效果。

正如从上述的第一~第三的实验结果可以看出,通过将为了固定车轮、在轮毂圈 2 的外周面形成的凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部的硬度设定为大于等于 Hv260 小于等于 Hv345,或使该根部的表面粗糙度设定为算术平均粗糙度 R_a 小于等于 $1.0\mu\text{m}$,最大高度 R_y 值大于等于 $10\mu\text{m}$,该根部的疲劳强度提高。因此,可以使车轮支撑用滚动轴承单元的成为薄壁化(轻量化),另外,通过使上述根部的硬度为大于等于 Hv260 小于等于 Hv345 的同时,如果该根部的表面粗糙度为算术平均

粗糙度 Ra 小于等于 $1.0\mu m$ ，最大高度 Ry 值大于等于 $10\mu m$ ，可以进一步提高上述疲劳强度，当然车轮支撑用滚动轴承单元可以进一步成为薄壁化（轻量化）。

如上所述，为了安装车轮，通过正确地设定形成在旋转轴外周面的凸缘的外侧面侧的根部的特性，不用改变该凸缘的形状和尺寸，并且，不增加制造成本就可以提高上述根部的强度，该根部是由于旋转弯曲转矩产生疲劳的最弱部。其结果，可以形成上述凸缘的薄壁化，可以实现车轮支撑用滚动轴承单元的轻量化。

以下，就本发明其他的方式进行说明。另外，由于该方式的带凸缘轴承装置的基本构成与图 1 所述的相同，因此，用图 1 进行说明。

（第一实施方式）

在带凸缘轴承装置 1 中，由于轮毂圈 2 在旋转的状态下，对轴承产生来自路面的径向负荷，在上述车轮安装用凸缘 6 的根部产生旋转弯曲应力。特别是，由于车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 没有被进行淬火等的热处理，旋转弯曲应力集中，因此，根据使用条件或设计条件，有产生破损的危险性。

一方面，如上所述，由于轮毂圈 2 被要求轻量化，因此车轮安装用凸缘 6 最好是薄壁化。但是，为了提高车轮安装用凸缘 6 的薄壁化，需要提高车轮安装用凸缘 6 的外侧面侧的根部 14 的疲劳强度。

在对中碳钢进行热锻造加工后不实施淬火硬化等的热处理的车轮安装用凸缘 6 的外侧根部（非调质处理部）14 上，一般通过增加硬度来提高疲劳强度（参照「金属疲劳 微小欠缺和夹杂物的影响」村上敬宜 养贤堂、1993 年 P8）。但是，轮毂圈 2 的车轮安装用凸缘 6 由于在热锻造加工后进行车削加工以及钻孔加工，如果使硬度增加到所需要的以上，则加工性明显降低。

在此，本发明者对不使硬度增加到所需要的以上，并且，不降低加工性而提高疲劳强度的方法深入进行研究的结果如下。

（1）提高疲劳强度不仅是硬度。

虽然随着硬度的增加，疲劳强度有提高的趋势，但是即使是同样

的硬度疲劳强度也有差异。比较该两者的结果，发现了材料组织上的不同。中碳钢是非调质处理、对于旋转弯曲应力、在最弱组织的初析铁素体组织上产生裂缝，主要向初析铁素体粒子内以及初析铁素体和珠光体的交界处发展。

即，可以理解成疲劳强度的偏差起因于初析铁素体组织的析出量和方式。

（2）车削加工性的降低不仅是硬度。

随着硬度的增加、车削加工性有降低的趋势，但是，但是即使是同样的硬度加工性也有差异。比较该两者的结果，发现了存在于材料组织中的夹杂物，特别是 MnS（锰硫化物）的量或形状上有所不同。

中碳钢的非调质处理钢的硬度取决于初析铁素体的析出量。如果初析铁素体组织的硬度低，则容易塑性变形，因此初析铁素体组织的析出量多则硬度降低，加工性提高。虽然同样是微量，但是由于 MnS 也容易塑性变形，因此车削加工性提高而对硬度几乎没有影响。

即，可以理解为车削加工性的偏差起因于 MnS 等夹杂物的量或形状。

本发明者们发明了以下方法，即，根据上述见解、使中碳钢为非调质处理，不在所需要程度以上增加硬度，不降低加工性而提高疲劳强度。

作为提高疲劳强度的方法，有效的是初析铁素体组织的析出量和方式的最优化。另外，初析铁素体组织的析出量和 MnS 的分散量越多越有利于加工性的提高。

初析铁素体组织以颗粒边界或碳化物等的微细析出物为中心析出、长大。并且，有时以作为钢中的非金属夹杂物的 MnS 为起点析出、长大。初析铁素体组织如上所述是容易塑性变形、弱的组织，因此，长成很大的初析铁素体组织应力容易集中，容易破损。另外，由于初析铁素体组织沿着颗粒边界析出、长大，因此，如果长得很大，初析铁素体组织在颗粒边界上网孔状地长大（以下只成为网），成为包围结晶的状态后，结构上，对于旋转弯曲应力成为极度弱的状态。

在本发明中，通过将初析铁素体组织微细地分散、析出，可以抑制初析铁素体组织的长大、防止网状地析出。另外，由于通过初析铁素体组织分散，应力集中也分散，成为对于旋转弯曲应力强的组织。分散析出的初析铁素体组织在提高疲劳强度的同时，对加工性也有效。因此，通过微细分散初析铁素体组织，可以同时提高疲劳强度和加工性两方面。

作为微细分散初析铁素体组织的具体的制造方法有，①向原料中添加合金元素或，②通过热锻造条件的最优化形成结晶组织的细化，③MnS的适量分散等。以下按照①、②和③的顺序进行说明。

①如果向钢中微细地分散碳化物等析出物，就可以抑制颗粒的长大、使结晶组织细化。如上所述，初析铁素体组织以颗粒边界或碳化物等微细析出物为中心析出、长大。特别是图5所示的颗粒边界的交点（三重点）容易析出初析铁素体组织，因此，如果使结晶组织细化，则颗粒边界的交点增加，结果可以微细分散初析铁素体组织。为了向钢中微细分散碳化物等析出物，需要添加适量的Cr（重量%），添加碳化物形成元素的C或微量添加V也是有效的。

②如上所述，如果将结晶组织细化，则结果是可以微细分散初析铁素体组织。热锻造的加热使金属组织的原子扩散活泼，使颗粒长大。因此，为了使颗粒直径微细，最好降低热锻造温度。另外，锻造加工度越大，颗粒直径越微细。但是，如果使热锻造温度过低，原料的变形阻力增大，加工负荷上升，在低温进行复杂形状的锻造时，有可能产生形状不良或裂缝。

一方面，关于锻造后的冷却，加快冷却速度可以抑制初析铁素体组织的长大。但是，比所需要快的冷却速度引起淬火硬化（马氏体变相），对锻造后的车削加工性有非常明显的恶劣影响，有时产生裂缝。通过设定最适合的包括加热、冷却在内的锻造条件，使颗粒直径微细，结果可以使初析铁素体组织微细分散。

③MnS容易成为初析铁素体组织的析出核心，具有促进初析铁素体组织的微细分散的趋势，并且，具有提高车削加工性的效果。但是，

例如在轮毂圈上，由于在制造工序中具有图 1 的符号 9 部所示的冷加工部，因此，在 MnS 过多地分散的情况下，将有可能成为在冷加工时开裂的起点。通过适量分散 MnS 可以促进初析铁素体组织的微细分散。

在本发明中，通过限定成为碳化物的碳量、利用面积率限定初析铁素体组织的析出量、限定控制 MnS 的析出状态的 S 添加量并且限定左右车削加工性的初析铁素体组织的析出量和 MnS 的分散量，可以使中碳钢作为非调质处理、不增加超过需要的硬度，不降低加工性而提高疲劳强度。

另外，根据文献(「影响机械构造用非调质处理钢的疲劳强度的加工热处理」热处理 39 卷 6 号：野村一卫著 日本热处理技术协会编)，进行了以下的叙述，即「对于中碳的铁素体+珠光体型的非调质处理钢的旋转弯曲应力，由于在表面的初析铁素体产生的集中应力，产生疲劳裂缝，主要向初析铁素体粒子内以及初析铁素体/珠光体交界发展。为了改善疲劳强度，组织细化裂缝产生单位的铁素体粒子是有效的」。

在现有的带凸缘轴承装置 1 的车轮安装用凸缘 6 的根部，沿着颗粒边界、长的大的初析铁素体析出，这是由于变相时的铁素体生成核的频率小，或由于铁素体长大，具有相同结晶方位的铁素体之间合体。

在这样的奥氏体颗粒边界上具有薄膜状析出的铁素体组织，容易产生旋转弯曲应力引起的疲劳裂缝。为了使铁素体粒子组织细化，决定铁素体生成核数的奥氏体粒子直径的组织细化或碳化物或氮化物的微细分散是有效的。

但是，只使奥氏体的平均粒子直径组织细化，不能完全控制初析铁素体的分布，不能完全控制车轮安装用凸缘 6 的根部的裂纹。

在此，以进一步提高带凸缘轴承装置 1 的车轮安装用凸缘 6 的根部的疲劳强度为目的，作为本发明者专心研究的结果，得到了以下的内容。

首先，利用后述的图象解析法，对车轮安装用凸缘 6 的外侧根部

14 的初析铁素体的分布状态进行了调查，就与该外侧根部 14 的疲劳强度的关系进行了调查。其结果，发现初析铁素体的长度以及初析铁素体的面积率控制疲劳强度。

具体的是，使车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 表面的每单位面积 (10mm^2) 的初析铁素体的面积率为 3~15%，并且，该初析铁素体的最大长度小于等于 $200\mu\text{m}$ ，并且，设定 5 个以下的长度大于等于 $180\mu\text{m}$ 的初析铁素体。另外，初析铁素体的最大长度最好小于等于 $150\mu\text{m}$ ，更好的是小于等于 $100\mu\text{m}$ 或 $50\mu\text{m}$ 。

以下就本发明的数值限定理由进行说明。

[初析铁素体组织的面积率大于等于 3 小于等于 15%]

如上述文献中所述，从作为产生裂纹的起点或高频淬火性的观点出发，初析铁素体在可能的范围内越少越好，但是，根据后述的钻孔穿孔试验，由于还具有赋予加工性的效果，因此初析铁素体组织的面积率需要大于等于 3%。但是，如果初析铁素体组织的面积率大于等于 15%，则由于铁素体的增加，疲劳强度降低，因此初析铁素体的面积率设定在 3~15%。

为了得到上述初析铁素体的分布，在轮毂圈 2 的热处理工序中，在奥氏体/铁素体变相时，铁素体的需要任意地生成许多核心，作为该方式，例如，通过降低不妨碍锻造时的加工性程度的锻造温度形成的奥氏体粒子直径的组织细化以及 V（钒）等的合金碳化物形成的奥氏体粒子直径的组织细化或合金碳化物上的铁素体的生成核是有效的。

并且，通过锻造后的冷却控制，也可以控制初析铁素体的分布。例如，如果加快锻造后的冷却速度，则可以抑制铁素体的长大，可以使铁素体不容易连成网状。

如上所述，如果在轮毂圈 2 的车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 上成为的应力集中的原因的方向上控制大的铁素体粒子的分布，结果是，由于裂缝产生的最小单位缩小，因此，可以有效地抑制外侧根部 14 上疲劳破坏。

[C: 大于等于 0.45 重量%小于等于 0.65 重量%]

另外,如果轮毂圈 2 的原料的钢中的 C 不足 0.45 重量%,则滚动部的高频淬火硬度低,不能形成赋予大于滚动疲劳寿命所需要的强度 HRC58。并且,不能充分得到车轮安装用凸缘 6 的根部的硬度,特别是对于外侧根部 14 的旋转弯曲应力的疲劳强度降低。一方面,如果 C 超过 0.65 重量%,则由于初析铁素体的面积率降低以及硬度的上升,不仅车削加工性降低,而且由于不能很大改善滚动疲劳寿命以及疲劳强度,因此,使轮毂圈 2 的原料的碳钢中的 C 为大于等于 0.45 重量%小于等于 0.65 重量%。

[S: 大于等于 0.003 重量%小于等于 0.020 重量%]

S 是 MnS 等硫化物类非金属夹杂物生成原因的元素,与添加量成比例、非金属夹杂物有增加的趋势。如上所述,MnS 等硫化物类非金属夹杂物由于容易塑性变形,因此车削加工性提高。另外,有促进初析铁素体组织微细分散的趋势,但进行大于需要的添加时,MnS 过多,有可能成为冷加工时裂缝的起点。

另外,为了发挥加工性的提高或初析铁素体组织的微细分散的效果,添加量需要大于等于 0.003 重量%,一方面,如果超过 0.020 重量%进行添加,则 MnS 过多,有可能成为冷加工时裂缝的起点,因此设定为小于等于 0.020 重量%。

$[10 \leq (S \text{ 含有量 (重量\%)} \times 1000 + \text{析出铁素体组织的面积率 (\%)}) \leq 30)$

车削加工性取决于初析铁素体的析出量和 MnS 量,但是,即使初析铁素体的析出量是同样的碳量,根据热锻造条件或析出物也发生变化。并且,由于 MnS 是初析铁素体组织的析出起点,兼有促进分散析出的作用,因此,单纯规定碳量或 S 添加量,不能成为车削加工性的指针。

在此,本发明者们用面积率测定初析铁素体组织的析出量,另外,考虑到 MnS 的效果,用定数乘以 S 添加量、加上初析铁素体组织的面积率,导出车削加工性系数。如果车削加工性系数不足 10,则初析铁素体组织的析出量和 MnS 量不足,不能得到充分的加工性。另外,

如果车削加工性系数超过 30，则由于初析铁素体组织的析出量过多，疲劳限度降低。

因此，设定车削加工性系数大于等于 10 小于等于 30。

[V: 0.05~0.3 重量%]

并且，进行通过 V（钒）的合金碳化物产生的奥氏体粒子直径的组织细化的情况下，最好 V 的添加量为 0.05~0.3 重量%，另外，考虑到滚动部的滚动疲劳寿命，轮毂圈 2 的原料的氧含量最好小于等于 12ppm。

这样，在本实施方式中，通过至少对轮毂圈 2 的车轮安装用凸缘 6 的微观组织进行组织细化，不改变车轮安装用凸缘 6 的形状·尺寸，并且，不造成由于高频淬火的增加而产生的成本增加，可以使旋转弯曲疲劳最弱部的车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 高强度化。其结果，可以形成车轮安装用凸缘 6 的薄壁化，可以实现带凸缘轴承装置的轻量化。

如上所述，通过限定成为碳化物的碳量、利用面积率限定初析铁素体组织的析出量、限定控制 MnS 量的 S 添加量并且限定左右车削加工性的初析铁素体组织的析出量和 MnS 的和，可以使中碳钢为非调质处理、不需要增加超过需要的硬度，并且，不降低加工性而提高疲劳强度。

在此，本发明者们查明了关于车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的疲劳强度，初析铁素体组织的析出量与 MnS 量的比例关系。初析铁素体组织的析出量与 MnS 量的和表示车削加工性，但是，如果初析铁素体组织的析出量与 MnS 量的失去平衡，则虽然车削加工性还维持，但有时车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的疲劳强度下降。

对于 MnS 量，初析铁素体组织的析出量过多的情况下，即使初析铁素体组织的析出起点减少，析出量也增多。即，初析铁素体组织长得很大、面积率提高。对于 MnS 量，初析铁素体组织的析出量过少的情况下，初析铁素体组织的微细分散不足，具有车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的疲劳强度下降的趋势。

一方面,对于 MnS 量,初析铁素体组织的析出量过少的情况下,表现出从以 MnS 为起点析出的初析铁素体组织以外的粒子边界的交点或析出物析出的初析铁素体组织的量异常减少。初析铁素体组织的析出点减少。即初析铁素体组织的微细分散化不充分、是析出物不够的组织,具有疲劳强度下降的趋势。

因此,车削加工性以外,为了得到充分的车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的疲劳强度,初析铁素体组织的析出量与 MnS 量的比例(凸缘疲劳限制系数)非常重要。由于 MnS 量按照 S 添加量的比例,因此,凸缘疲劳限制系数以 S 添加量和初析铁素体组织的面积率的比用以下的公式表示。

凸缘疲劳限系数 = (S 含有量(重量%) × 1000) / 初析铁素体组织的面积率(%)

在此,如果凸缘疲劳限系数超过 2,则由于对于 MnS 量,初析铁素体组织的析出量过多,因此显示疲劳强度降低的趋势,不足 1 时,则由于对于 MnS 量,初析铁素体组织的析出量过少,因此显示疲劳强度降低的趋势。

因此,车削加工性以外,为了得到充分的车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的疲劳强度,最好凸缘疲劳限系数 = (S 含有量(重量%) × 1000) / 初析铁素体组织的面积率(%) 大于等于 1 小于等于 2。

实施例 A

(第一实施例)

为了确认本发明的效果,利用表 7 所示的原料,以各种热锻造条件进行加工后,确认微观组织,用图象解析测定初析铁素体组织的量。

表 7

钢种	C (重量%)	Si (重量%)	Mn (重量%)	Cr (重量%)	V (重量%)	S (重量%)
S53C	0.53	0.21	0.75	0.17	0	0.017
A1	0.54	0.24	0.79	0.15	0	0.013
A2	0.53	0.22	0.81	0.16	0	0.005
A3	0.45	0.22	0.81	0.16	0	0.013
A4	0.65	0.22	0.81	0.16	0	0.013
A5	0.56	0.24	0.79	0.15	0.08	0.013
B1	0.54	0.23	0.87	0.15	0	0.022
B2	0.43	0.23	0.87	0.15	0	0.013
B3	0.68	0.23	0.87	0.15	0	0.013

热锻造是将钢棒切断后,在 950~1200℃之间,高频淬火加热到各种温度,变化组织的微细水平,进行以锻造加工为主体的热锻造,并且,以各种冷却速度进行冷却,形成多种初析铁素体组织的析出状态。

微观组织是用苦味醇腐蚀液进行腐蚀,用电子显微镜对组织进行摄影,并且,通过图象解析装置从该电子显微镜图象的基体只提取初析铁素体组织,计算出其面积率。

电子显微镜: 日本电子社制造, JSM-T220A

图象解析装置: カールツァイス公司制造, IBAS2000

热锻造冷却后,利用抛丸机去除氧化膜后,通过车削加工制作各种试片,进行切削工具寿命试验、旋转弯曲试验、冷加工试验以及异物混入润滑下寿命试验,进行各种评定。各试验条件如下所示。

〈切削工具寿命试验〉

切削机械: 高速车床

工具: P10 (JIS B 4053)

切入速度: 180~220m/sec

输送量: 0.2~0.3mm/rev

切入深度：0.6~1.0mm

通过 JIS B 4011 的车刀切削试验法，利用上述条件进行研磨，车刀的后面磨损量达到 0.2mm 时的时间为工具寿命。

〈旋转弯曲试验〉

试验机器：小野式旋转弯曲疲劳试验机

试验片：JIS1-8 号试验片（JIS Z 2274）

旋转速度：3700min⁻¹

停止旋转数为 10⁷ 转，改变试验负荷，不破损的条件为疲劳强度。

〈冷加工试验〉

通过车削加工制造 φ20×30mm 的圆柱试验片，以锻造率 80%、从圆柱试验片的上下进行冷压缩（锻造），对在圆周上是否产生裂纹进行确认。试验各加工 10 个，调查裂纹的产生概率。

〈异物混入润滑下寿命试验〉

使用「特殊钢便览」第一版（电炉炼钢研究所编、理工学社、1969 年 5 月 25 日发行）第 10~21 页所述的推力型轴承钢寿命试验机，滚动体用 SUJ2 的球，对各 20 试验品进行试验，调查直到产生断裂时的累计应力反复次数（寿命）、制成威布尔曲线，从各威布尔分布的结果中求出各个的 L₁₀ 寿命。另外，应力循环次数超过 10⁷ 的中断，全数超过 10⁷ 的情况下，L₁₀ 寿命为 10⁷。

试验面压：最大 4900Mpa

旋转速度：1000min⁻¹

润滑油：#68 叶轮机油

寿命试验片的轨道部进行通过高频感应加热的淬火、回火。

将各试验结果总结在表 8 中。另外，图 6 中表示了 S 量（重量%）×1000+α 面积率（%）与工具寿命的关系，图 7 中表示 S 量（重量%）/α 面积率（%）与疲劳限强度的关系。另外，在表 8 以及图 6、图 7 中，为了方便，将初析铁素体组织的面积率作为 α 面积率表示。

表 8

	钢种	S 添加量 (重量%)	初析铁素体 面积率 (%)	S 量 (重量%) ×1000+a 面积率 (%)	S 量 (重量%) ×1000/a 面积率 (%)	工具寿命 (min)	疲劳极限强度 (MPa)	冷裂纹 产生率 (%)	洁净润滑下 L ¹⁰ 寿命 (×10 ⁷)
实施例 1	S53C	0.017	3.4	20.4	5.0	205	400	10	10.0
实施例 2	S53C	0.017	5.1	22.1	3.3	208	410	10	10.0
实施例 3	S53C	0.017	6.3	23.3	2.7	213	420	0	10.0
实施例 4	S53C	0.017	8.0	25.0	2.1	221	430	0	10.0
实施例 5	S53C	0.017	10.8	27.8	1.6	228	470	0	10.0
实施例 6	S53C	0.017	12.5	29.5	1.4	249	460	0	10.0
实施例 7	A1	0.013	3.7	16.7	3.5	176	420	0	10.0
实施例 8	A1	0.013	10.4	23.4	1.3	218	480	0	10.0
实施例 9	A1	0.013	13.0	26.0	1.0	235	460	0	10.0
实施例 10	A2	0.005	5.6	10.6	0.9	153	390	0	10.0
实施例 11	A2	0.005	9.4	14.4	0.5	168	370	0	10.0
实施例 12	A2	0.005	12.3	17.3	0.4	178	360	10	10.0
实施例 13	A3	0.013	4.5	17.5	2.9	182	400	10	10.0
实施例 14	A3	0.013	13.8	26.8	0.9	231	410	0	10.0
实施例 15	A3	0.013	14.9	27.9	0.9	242	380	10	8.5
实施例 16	A4	0.013	3.1	16.1	4.2	173	440	10	10.0
实施例 17	A4	0.013	8.3	21.3	1.6	209	480	0	10.0
实施例 18	A4	0.013	11.5	24.5	1.1	224	510	0	10.0
实施例 19	A5	0.013	6.5	19.5	2.0	186	490	0	10.0
实施例 20	A5	0.013	11.8	24.8	1.1	217	530	0	10.0
实施例 21	A5	0.013	14.8	27.8	0.9	231	430	10	9.3
比较例 1	B1	0.022	3.5	25.5	6.3	233	340	60	8.5
比较例 2	B2	0.013	7.2	20.2	1.8	198	340	0	0.9
比较例 3	B3	0.013	2.1	15.1	6.2	65	340	0	10.0
比较例 4	S53CG	0.017	14.8	31.8	1.1	246	220	30	10.0
比较例 5	A2	0.005	3.5	8.5	1.4	55	340	0	10.0
比较例 6	A3	0.013	16.8	29.8	0.8	243	200	0	8.8

如表 8、图 6、图 7 所明确的，在实施例 1~21 中，由于 S 添加量与初析铁素体组织的面积率以及车削加工性系数（S 含有量（重量%） $\times 1000$ +初析铁素体组织的面积率（%））在本发明的范围内，因此，可以得到车削加工性（工具寿命）或疲劳强度、冷裂缝产生率以及淬火硬化后的滚动寿命全部良好的带凸缘轴承装置用的材料，特别是，凸缘疲劳极限系数=（S 含有量（重量%） $\times 1000$ /初析铁素体组织的面积率（%））为大于等于 1 小于等于 2 的实施例 5、6、8、9、17~19 的疲劳极限强度非常好。

一方面，作为材料成分的 S 添加量过高的比较例 1 在冷压缩加工中，发生多处 MnS 为起点的裂纹。作为材料成分的 S 添加量过低的比较例 2 中，由于高频淬火引起的硬度降低，因此滚动寿命明显降低。作为材料成分的 C 添加量过高的比较例 3 由于初析铁素体的面积率过低，另外，车削加工性系数（S 含有量（重量%） $\times 1000$ +初析铁素体组织的面积率（%））过低的比较例 5 车削加工性系数明显降低。相反，由于初析铁素体组织的面积率高，因此，车削加工性系数（S 含有量（重量%） $\times 1000$ +初析铁素体组织的面积率（%））过高的比较例 4 或初析铁素体组织的面积率自身过高的比较例 6 由于初析铁素体组织的微细分散不充分，因此疲劳极限强度降低。

（第二实施例）

为了确认本发明的效果，进行了以下实验。

首先，利用表 9 的 A~D 成分的棒状原料，将各棒状切断后，分别在 950~1200℃ 的温度通过高频感应加热、热锻造形成规定的形状。然后，强制气冷或自然冷却，利用抛丸机进行氧化膜的去除后，进行车削、轨道面的高频感应淬火·研磨，制成图 9 所示的轮毂圈 2。

另外，轮毂圈 2 准备了表 10 的实施例 22~30、比较例 7~11 中的轮毂圈。另外，就实施例 22~30 的轮毂圈 2，使用进行上述的初析铁素体的分布控制的轮毂圈。

表 9

成分	C (重量%)	Si (重量%)	Mn (重量%)	Cr (重量%)	V (重量%)	0ppm
A	0.53	0.21	0.75	0.17	-	8
B	0.56	0.24	0.78	0.16	0.11	9
C	0.58	0.25	0.81	0.19	-	7
D	0.72	0.21	0.84	0.15	-	9

表 10

	成分	初析铁素体 最大长度(μm)	铁素体长度180 μm 以上的个数	初析铁素体 面积率(%)	耐久 负荷比	钻孔 穿孔性
实施例22	B	30	0	6.7	2.8	○
实施例23	A	40	0	3.0	2.5	○
实施例24	B	20	0	9.5	2.8	○
实施例25	A	45	0	7.6	2.5	○
实施例26	C	200	5	3.2	1.3	○
实施例27	A	60	0	15.0	2.2	○
实施例28	C	95	0	6.0	2.2	○
实施例29	A	175	0	5.0	1.4	○
实施例30	A	145	0	6.4	1.9	○
比较例7	A	190	6	5.4	1.0	○
比较例8	A	50	0	16.0	1.0	○
比较例9	C	90	3	2.5	1.2	×
比较例10	A	220	3	5.0	0.9	○
比较例11	D	71	0	0.6	0.7	○(有软化退火)

然后，就轮毂圈2，研磨车轮安装用凸缘6的外侧根部14后、用

苦味醇腐蚀液腐蚀表面，观察微观组织。

该观察首先用倍率为 200~500 倍的显微镜将视野内的微观组织进行二值化，只抽出初析铁素体粒，如图 8 所示，通过图象解析求出连续的铁素体粒的绝对最大长度(轮廓线上的任意两点间距离的最大值，将此作为铁素体长度)的分布以及铁素体面积率。

以下，利用各轮毂圈 2，制造图 9 所示的试验用带凸缘轴承装置(驱动轮支撑用)。另外，由于该轴承装置的基本构成与图 1 中说明的相同，因此，与图 1 用同样的符号，省略说明。另外，该轴承装置的复列滚动体 5 的轴方向节距为 59mm，球数为 12 个，外圈 4 的原料使用 S53C，内圈 3 以及滚动体 5 的原料使用 SUJ2。在图 9 中，符号 15 是承受部件，该部件被嵌在为了阻止轴向负荷的外圈 4 的悬挂装置安装用凸缘 11 侧的端部。

并且，利用组装有实施例 22~30 以及比较例 7~11 的各轮毂圈 2 的图 9 的带凸缘轴承装置，分别进行车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的耐久负荷试验。

试验是将上述带凸缘轴承装置用轴向负荷 $F_a=5000\text{N}$ 、径向负荷 $F_r=6000\sim 9000\text{N}$ 、旋转速度 100min^{-1} 进行 50 小时的旋转试验，试验后，将在轮毂圈 2 的车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 上产生裂纹的径向负荷 F_r 判定耐久负荷。试验结果是用相对比较例 7 的比表示。

然后，通过钻孔穿孔试验评价轮毂圈 2 的车轮安装用凸缘 6 的加工性。

试验条件如下。

试验部位：车轮安装用凸缘 6

钻孔工具：Φ8mm SKH51

穿孔方式：干式

穿孔深度：10 mm

切削速度：21m/min(840min^{-1})

推力：686N (70kgf)

试验结果是相对作为现有水平的工具寿命的比较例 7，同等以上

的为「○」、以下的为「×」。

将以上的各试验结果总结在表 10 中。

从表 10 中可以明确,作为轮毂圈 2 原料的碳钢的碳的含有量大于等于 0.45 重量%、小于等于 0.65 重量%,并且,车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的每单位面积 (10mm^2) 的初析铁素体的面积率为 3~15%,并且,该初析铁素体的最大长度小于等于 $200\mu\text{m}$,并且,长度大于等于 $180\mu\text{m}$ 的初析铁素体为 5 个以下的实施例 22~30 与比较例 7~11 相比较,在车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的耐久负荷以及车轮安装用凸缘 6 的加工性上可以得到良好的结果。另外,向轮毂圈 2 的原料中添加 V 的实施例 22、24 是,车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的耐久负荷性能大于其他的实施例 23、25~30。

一方面,初析铁素体的最大长度超过 $200\mu\text{m}$ 的比较例 10 是,存在 5 个长度大于等于 $180\mu\text{m}$ 的铁素体粒子的比较例 7、铁素体的面积率超过本发明的上限的比较例 8、轮毂圈 2 原料的碳钢的 C 的含有量高、虽然初析铁素体的最大长度在本发明的范围内,但如果锻造自然冷却加工性差、必须进行退火的比较例 11 都是车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的耐久负荷非常低。并且,比较例 9 虽然车轮安装用凸缘 6 的外侧根部 14 的耐久负荷有所增加,但车轮安装用凸缘 6 的加工性降低则成为问题。

(第二实施方式)

另外,参照图 1,具有中碳钢构成的凸缘的内方部件(轮毂圈 2)或外方部件(外圈 4)的热锻造后的金属组织是初析铁素体沿着先前奥氏体颗粒边界、网孔状析出的铁素体·珠光体组织,中碳钢含有 0.45~0.65 重量%的 C。铁素体组织与珠光体组织相比较,由于强度低,因此初析铁素体粗大析出的金属组织具有疲劳强度降低的可能性。本发明者们得到了以下知识。即为了提高带凸缘轴承装置的内方部件(轮毂圈 2)或外方部件(外圈 4)的、上述铁素体·珠光体组织构成的部位的疲劳强度,将网孔状地析出的初析铁素体微细地分散析出是有效的。

如果将先前奥氏体粒子直径组织细化,则具有抑制在颗粒边界上的应力集中,或增加铁素体/珠光体变相时的生成核的位置,使初析铁素体微细地析出的效果。如果初析铁素体微细地切断,则裂纹产生的最小单位缩小,因此,可以有效地抑制疲劳破坏。为了使网孔状地析出的初析铁素体微细地分散析出,热锻造条件具有很大的影响。

为了进行热锻造,进行加热后,金属组织成为奥氏体组织。此时,奥氏体粒子直径是热锻造的加热温度越高、原子扩散越活泼、粒子容易长大。另外,热锻造时的塑性加工量越大,则由于再结晶时的生成核能量以及生成核位置数量加大,因此,奥氏体粒子直径缩小。

根据本发明,具有凸缘的内方部件或外方部件由于凸缘上的热锻造时的塑性变形量大,因此,通过使锻造时的加热温度低于现有的温度,可以有效地抑制奥氏体粒子长大,可以提高疲劳强度。锻造时的加热温度如果高于 1050°C ,则奥氏体粒子直径粗大化,疲劳强度提高的效果小。另外,如果不足 900°C ,则变形阻力增大,使冲压成型机以及模具的寿命降低。因此,本发明的热锻造的加热温度为 $900^{\circ}\text{C}\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 。

但是,如果使热锻造温度低于现有的温度,则容易产生锻造裂纹。这是由于温度降低时,金属组织的一部分从奥氏体状态向铁素体·珠光体组织变相,如果在该状态下进行锻造,则金属组织不均匀地塑性变形,产生锻造裂纹。为了防止锻造裂纹,对锻造结束时的温度进行规定,在锻造结束时使金属组织成为均匀的奥氏体状态。如果锻造结束时的温度不足 800°C ,则金属组织的塑性变形不均匀,容易产生锻造裂纹。因此,本发明的锻造结束时的温度为 800°C 。

以下就本发明使用的钢的合金成分的规定理由进行说明。

[C: 大于等于 0.45 重量%小于等于 0.65 重量%]

如果轮毂圈 2 的原料的钢中的 C 不足 0.45 重量%,则滚动部的高频淬火硬度低,不能形成大于赋予滚动疲劳寿命所需要的强度 HRC58。并且,不能充分得到车轮安装用凸缘 6 的根部的硬度,特别是对于外侧根部 14 的旋转弯曲应力的疲劳强度降低。一方面,如果 C

超过 0.65 重量%，则由于初析铁素体的面积率降低以及硬度的上升，不仅车削加工性降低，而且由于不能很大改善滚动疲劳寿命以及疲劳强度，因此，使轮毂圈 2 的原料的碳钢中的 C 为大于等于 0.45 重量% 小于等于 0.65 重量%。

[Mn: 0.3~1.5 重量%]

Mn 是为了提高钢的淬火性的元素，如果不足 0.3 重量%，则高频淬火时的硬化层变浅，因此轨道部的滚动疲劳寿命降低。但是，如果超过 1.5 重量%，则加工性降低。因此，本发明的 Mn 的量为大于等于 0.3、小于等于 1.5 重量%。考虑到淬火时的生产性和切削性以及冲孔加工性，最好为 0.5~1.0 重量%。

[Si: 0.1~1.0 重量%]

Si 是为了提高淬火性，并且强化马氏体，提高滚动疲劳寿命的元件。而且，通过固溶在非调质处理部的铁素体中，提高铁素体组织的强度，使非调质处理部的疲劳强度提高。如果不足 0.1 重量%，则上述效果不足。但是，如果超过 1.0 重量%，则热锻造性降低。而且锻造后的脱碳加大，热锻造后不进行切削加工，则锻造后不变的表面使使用部位的疲劳强度降低。因此，本发明的 Si 的量为大于等于 0.1 重量%、小于等于 1.0 重量%。

[Cr: 0.01~0.5 重量%]

Cr 具有提高淬火性的效果，并且强化淬火后的马氏体组织，提高滚动疲劳寿命。但不足 0.01 重量%时，高频淬火时的硬化层变浅，另外，由于马氏体组织的强度降低，因此滚动疲劳寿命降低。但是，如果超过 0.5 重量%，则热锻造性以及切削性降低。因此，在本发明的 Cr 的量为大于等于 0.01 重量%、小于等于 0.5 重量%。

[S≤0.025 重量%]

S 是在钢中形成 MnS 等非金属夹杂物，钢中的 MnS 有时成为滚动疲劳引起的剥离的起点。另外，在通过将内圈 3 铆接（参照图 1 的符号 9）在轮毂圈 2 上进行固定的形式的带凸缘轴承装置上，非调质处理部的 MnS 有时成为铆接部 9 的裂纹的起点。

由于上述两个理由，S 量越少越好，如果 S 量超过 0.025 重量%，则有时有锻造裂纹或铆接部 9 的裂纹等增加的情况，因此，本发明的 S 量小于等于 0.025 重量%。并且，考虑到确保稳定的滚动疲劳寿命以及防止铆接部 9 的裂缝，S 量最好是小于等于 0.015 重量%。

[O≤15ppm]

O 是对经过高频淬火的轨道部的滚动疲劳有很大影响的元素。O 在钢中形成 Al_2O_3 等非金属夹杂物，成为滚动疲劳引起的剥离的起点，使该轨道部分的滚动疲劳寿命降低。因此，为了提高滚动疲劳寿命，O 的含有量越少越好。如果 O 量超过 15ppm，则有使滚动疲劳寿命降低的情况。因此，O 的含有量最好小于等于 15ppm。

并且，为了提高非调质处理部的疲劳强度以及进行了高频淬火的轨道部的滚动寿命，将热锻造后的冷却速度限制在规定范围是有效的。

锻造结束时的金属组织是奥氏体状态，但如果进行冷却则产生变相，生成初析铁素体和珠光体组织。该变相在大约 600℃时结束，冷却后的组织成为铁素体·珠光体组织。此时，如果冷却速度慢，则初析铁素体的长大被促进，生成初析铁素体的粗大的块。在这种情况下，铁素体与珠光体相比较强度低，因此，粗大的初析铁素体的块容易成为疲劳裂纹的起点以及传播经路，非调质处理部的疲劳强度降低。另外，对轨道周边部进行高频淬火时，如果粗大的初析铁素体的块存在，有可能淬火性的降低或产生硬度不均匀。

在此，平均冷却速度用以下公式规定。

$$\text{平均冷却速度 (}^\circ\text{C/秒)} = (\text{锻造结束时的温度 (}^\circ\text{C)} - 600 (^\circ\text{C})) / (\text{从锻造结束时到达到 } 600^\circ\text{C 的冷却时间 (秒)})$$

如果从锻造结束时的温度到达到 600℃的平均冷却速度不足 0.5℃/秒时，有时产生上述的疲劳强度降低，高频淬火性降低或高频淬火后的硬度不均匀等。

一方面，如果冷却速度过快，则初析铁素体量减少，因此，硬度增高、切削加工性降低。另外，在一部分上产生不完全淬火组织的情况下，加工性明显降低。上述平均冷却速度超过 0.5℃/秒时，加工性

降低。因此，本发明的平均冷却速度最好为大于等于 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 、小于等于 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。考虑到疲劳强度稳定地提高、切削加工时的生产性，平均冷却速度最好为大于等于 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 、小于等于 $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。

另外，如果向钢中微细地分散碳化物或氮化物，通过这些的束缚效果，可以有效地抑制颗粒的长大，可以得到与锻造温度降低的同样的效果。作为添加的合金元素，如后所述，最好是 V、Ti 或 Nb。

在本发明中使用的 V、Nb 或 Ti 是在钢中生成微细的碳化物或氮化物，具有在热锻造时、抑制对钢材进行加热时产生的奥氏体颗粒的粗大化的效果。另外，V、Nb 或 Ti 的微细的碳化物或碳氮化物在热锻造后的冷却时也具有成为初析铁素体的析出部位的效果，促进铁素体的微细分散析出。因此，通过添加 V、Nb 或 Ti，可以得到铁素体微细地分散的金属组织，可以提高凸缘周边部的非调质处理部的疲劳强度。

通过高频淬火形成硬化层的轨道部被要求有滚动疲劳寿命。虽然被实施高频淬火的金属组织主要成为马氏体组织，但由于在本发明中使用的钢中添加有 V、Nb 或 Ti，因此，可以将微细的碳化物或碳氮化物分散在上述马氏体中。如果上述碳化物或碳氮化物微细分散，则由于耐磨损性和硬度提高，使滚动疲劳寿命提高。

以下说明上述合金成分限定理由。

V 在钢中形成碳化物或氮化物，在热锻造时抑制先前奥氏体粒长大，缩小先前奥氏体粒。另外，由于 V 的碳化物、氮化物自身也成为初析铁素体的析出位置，因此，初析铁素体从微细地分散的碳化物、氮化物中析出，促进铁素体的微细分散析出。特别是由于存在于先前奥氏体颗粒边界的 V 的碳化物、氮化物自从各个碳化物粒子或氮化物粒子中析出初析铁素体，因此，切断在先前奥氏体颗粒边界网孔状地析出的铁素体、防止疲劳裂痕向铁素体组织中传播、提高具有铁素体·珠光体组织的非调质处理部的疲劳强度的效果非常大。

另外，由于 V 的碳化物或碳氮化物的硬度非常高，如果向经过高频淬火的轨道部的马氏体组织内进行微细分散，则具有耐磨损性提高，

滚动疲劳寿命提高的效果。但是，如果 V 不足 0.01 重量%，则不能充分发挥上述的效果。相反，如果 V 超过 0.2 重量%，则热锻造性、切削性和研磨性降低。因此，本发明中的 V 量最好为大于等于 0.01 小于等于 0.2 重量%。考虑到疲劳强度稳定的提高以及生产性，最好是大于等于 0.02 重量%、小于等于 0.10 重量%。

与 V 相同，Nb 也是在钢中形成碳化物或氮化物，由于具有抑制先前奥氏体粒长大的效果以及成为初析铁素体的析出位置的效果，因此具有将具有铁素体·珠光体组织的非调质处理部的初析铁素体进行微细分散、提高疲劳强度的效果。特别是 Nb 抑制先前奥氏体粒长大的效果好。如果 Nb 不足 0.01 重量%，则不能发挥上述效果。如果 Nb 超过 0.15 重量%，则热锻造性、切削性和研磨性降低。因此，本发明中的 Nb 的量最好大于等于 0.01 重量%、小于等于 0.15 重量%。

与 V 相同，Ti 也在钢中形成碳化物或氮化物，由于具有抑制先前奥氏体粒长大的效果以及成为初析铁素体的析出位置的效果，因此具有将具有铁素体·珠光体组织的非调质处理部的初析铁素体进行微细分散、提高疲劳强度的效果。特别是 Ti 抑制先前奥氏体粒长大的效果好。如果 Ti 不足 0.01 重量%，则不能发挥上述效果。如果 Ti 超过 0.15 重量%，则热锻造性、切削性和研磨性降低。因此，本发明中的 Ti 的量最好大于等于 0.01 重量%、小于等于 0.15 重量%。

如上所述，将先前奥氏体粒子直径的尺寸缩小地抑制对提高非调质处理部的疲劳强度有很大的效果。如果颗粒度不足 4，则提高疲劳强度的效果小。

因此，在本发明中，最好使带凸缘轴承装置的应力集中增高的带凸缘根部的旧奥氏颗粒度大于等于 4。

用于本发明的带凸缘轴承装置的滚动体最好使用由 SUJ2 等的高碳铬轴承钢，或对上述高碳铬轴承钢进行氰化处理的材料等。本发明中使用的滚动体的形状根据用途，可以使用球或滚子。

并且，在通过向轮毂圈 2 上铆接（参照图 1 的符号 9）内圈 3 进行固定式的带凸缘轴承装置中，内圈 3 最好使用 SUJ2 等的高碳铬轴

承钢。

实施例 B

制作如图 9 所示的带凸缘轴承装置。

上述轮毂圈 2 是利用具有表 11 的 A~H 所示的合金成分的钢，以表 12 和表 13 所示的各条件进行热锻造、进行强制气冷或自然冷却。然后利用切削加工加工成规定的形状，从内圈轨道面 7b 的周边部到小径阶梯部 8 的周边部进行高频淬火，在表面形成硬化层，然后进行切削加工形成成品形状。在表 12 中，记录了进行了高频淬火的轨道部表面硬度以及没有进行高频淬火的非调质处理部的硬度。通过 JIS G0551 测定颗粒度。

表 11

钢种	C	Mn	Si	Cr	S	O(ppm)	V	Nb	Ti
A	0.53	0.8	0.3	0.2	0.015	12			
B	0.58	0.7	0.6	0.2	0.025	10			
C	0.65	0.5	0.1	0.1	0.013	11			
D	0.45	1.0	0.3	0.5	0.008	15	0.1		
E	0.53	0.8	0.7	0.2	0.017	12	0.02		
F	0.53	0.8	1.0	0.2	0.015	12		0.08	
G	0.53	0.8	0.3	0.2	0.017	14			0.04
H	0.53	0.8	0.3	0.2	0.036	12			

表 12

		钢种	加热保持 温度℃	锻造结束 温度℃	冷却速度 ℃/秒	颗粒度	非调质处理 部硬度 Hv	轨道部表面 硬度 Hv	耐久负荷
实 施 例	1-1	A	1050	920	0.95	4	248	741	1.3
	1-2	A	1000	890	1.0	5	243	723	1.4
	1-3	A	950	840	0.75	6	238	730	1.5
	1-4	A	900	800	0.64	7	234	739	1.4
	1-5	A	1000	910	0.50	5	230	718	1.3
	1-6	A	1000	900	1.4	5	251	728	1.4
	1-7	A	1000	910	3.0	5	259	735	1.5
	1-8	A	1000	880	5.0	5	265	732	1.5
比 较 例	1-9	A	1100	990	1.1	3	251	732	1.0
	1-10	A	1200	1080	1.2	3	255	742	0.9
	1-11	A	850	770	0.58	-	248	712	-
	1-12	A	1000	910	0.28	5	227	723	1.0
	1-13	A	1000	920	6.8	5	311	-	-

表 13

		钢种	加热保持 温度℃	锻造结束 温度℃	冷却速度 ℃/秒	颗粒度	非调质处理 部硬度 Hv	轨道部表面 硬度 Hv	耐久负荷
实 施 例	2-1	A	1000	890	0.86	5	243	723	1.3
	2-2	B	1000	870	0.98	5	253	713	1.3
	2-3	C	1000	890	0.81	5	265	746	1.4
	2-4	D	1000	880	0.82	7	248	712	1.5
	2-5	E	1000	880	0.97	6	260	734	1.6
	2-6	F	1000	890	0.84	6	254	723	1.5
	2-7	G	1000	890	0.97	6	245	732	1.5
比 较 例	2-8	A	1200	1080	1.2	3	255	742	1.0
	2-9	H	1000	880	0.86	5	-	-	-

外圈 4 使用现有材料 S53C，用 1100~1150℃进行热锻造。然后进行切削加工，外圈轨道面 10a 周边和外圈轨道面 10b 的周边进行高频

淬火。然后进行切削加工形成最后的形状。内圈 3 和滚动体 5 是 SUJ2 制，通过通常的淬火处理，从表面到芯部进行硬化。

制作完毕的带凸缘轴承装置的轴承形式是滚动体节径 49mm 的复列球轴承，各列的球数为 12 个。利用该轴承装置，将外圈 4 侧的凸缘 11 安装在固定侧，将轮毂圈 2 侧的凸缘 6 安装在旋转侧，以下述的条件进行旋转试验。因此，在该条件下进行旋转试验的情况下，循环弯曲应力被负荷在轮毂圈 2 的凸缘 6 的根部。

径向负荷 Fr: 5000~15000N

轴向负荷 Fa: 5000N

旋转速度: 400min^{-1}

以上述范围内的规定径向负荷进行 45h 的旋转试验，确认是否有轴承振动的增加或是否有凸缘周边部的疲劳裂纹。没有振动的增加或凸缘周边部的疲劳裂纹的情况下，分段地增加径向负荷进行 40h 的旋转试验，将轴承振动的增加或凸缘周边部疲劳裂纹的产生时的径向负荷作为耐久负荷。将旋转试验结果一并记录在表 6 中。另外，在表 12 中记载的耐久负荷是以比较例 1-9 的旋转试验结果作为 1.0，用比来表示。

表 12 所示的实施例 1-1~1-8 是，由于合金成分以及热锻造条件在本发明的规定范围内，因此可以得到良好的金属组织，非调质处理部的旋转疲劳强度以及进行了高频淬火的轨道部的滚动疲劳寿命非常高，成为良好的旋转试验结果。

一方面，比较例 1-9 以及 1-10 是由于热锻造时的材料加热温度(加热保持温度)高于本发明规定的范围，因此，成为非调质处理部的疲劳强度差、旋转试验的耐久负荷低的结果。另外，比较例 1-11 是由于热锻造时的材料加热温度低于本发明规定的范围，因此，由于变形阻力大、对冲压成型机以及模具的负荷大，因此终止加工。比较例 1-12 是由于热锻造后的平均冷却速度低于本发明规定的范围，因此由于生成粗大的初析铁素体，成为旋转试验的耐久负荷低的结果。比较例 1-13 是由于热锻造后的平均冷却速度高于本发明规定的范围，因此，非调

质处理部的硬度增大，切削性明显降低，因此终止加工。

图 10 是表示锻造时的材料加热温度（加热保持温度）和旋转试验的耐久负荷的关系。另外，在图 10 中，平均冷却速度为相同程度的进行比较。

图 11 是表示锻造结束时到 600℃的平均冷却速度和旋转试验的耐久负荷的关系。另外，在图 11 中，将材料加热温度定为 1000℃进行比较。

根据上述内容，通过使热锻造条件最佳化，可以得到凸缘周边的非调质处理部的疲劳强度以及进行了高频淬火的轨道部的滚动疲劳强度非常好的带凸缘轴承装置。

以下，变化钢种，同样地制作轮毂圈 2，组装带凸缘轴承装置，用以下的条件进行旋转试验。

径向负荷 Fr: 5000~15000N

轴向负荷 Fa: 7000N

旋转速度: 400min⁻¹

将旋转试验结果一并记录在表 13 中。另外，在表 13 中记载的耐久负荷是以比较例 2-8 的旋转试验结果作为 1.0，用比来表示。

表 13 所示的实施例 2-1~2-7 由于合金成分以及热锻造条件在本发明的规定范围内，因此可以得到良好的金属组织，非调质处理部的旋转疲劳强度以及进行了高频淬火的轨道部的滚动疲劳寿命非常高，成为良好的旋转试验结果。特别是实施例 2-4~2-7 由于添加了 V、Nb 或 Ti，因此，非调质处理部的组织进行组织细化、该非调质处理部的疲劳强度更高，另外，由于碳化物和氮化物的析出，被进行了高频淬火的轨道部的滚动疲劳寿命也是良好的。

一方面，比较例 2-8 由于虽然合金成分在本发明规定的范围，但热锻造时的材料加热温度高于本发明规定的范围，因此，成为非调质处理部的疲劳强度差、旋转试验的耐久负荷的结果低。另外，比较例 2-9 由于虽然合金元素中含有 S，但高于本发明规定的范围，因此，容易产生锻造裂纹，有时锻造后产生裂纹，因此终止加工。

根据上述内容,通过使用本发明规定的合金成分的钢,用本发明规定的热锻造条件进行锻造,可以得到凸缘周边的非调质处理部的疲劳强度以及进行了高频淬火的轨道部的滚动疲劳强度非常高的带凸缘轴承装置。通过进一步添加 V、Nb 或 Ti,增加了更加提高上述疲劳强度的效果。

(第三实施方式)

具有凸缘的内方部件或外方部件通过热锻造成形后,通过切削加工、冲孔加工等形成规定的形状。然后向规定的部位进行高频淬火、形成硬化层。轨道部等通过切削加工进行精加工。

具有中碳钢构成的凸缘的内方部件或外方部件的热锻造后的金属组织是初析铁素体沿着先前奥氏体颗粒边界、成为网孔状析出的铁素体·珠光体组织。在上述金属组织中,为了提高切削性和冲孔加工性,增加初析铁素体的面积率、并且使初析铁素体微细地分散析出是有效的。

本发明通过将钢中的 C 量减少到低于现有的量,来增加初析铁素体的面积率。另外,如果添加 V,则可以通过 V 的碳化物或氮化物的束缚效果,对奥氏体颗粒进行组织细化,因此,沿着先前奥氏体颗粒析出的初析铁素体的析出单位成为微细的。并且,由于 V 的碳化物或氮化物自身成为初析铁素体的析出核心,因此,切断沿着先前奥氏体颗粒边界析出的初析铁素体,具有使初析铁素体进一步微细分散的效果。

根据以上的效果,通过初析铁素体面积率的增加以及初析铁素体的微细分散,可以得到良好的切削性以及冲孔加工性。最好使初析铁素体的面积率为大于等于 5%、小于等于 15%。另外,通过控制 C 量、热锻造时的温度或热锻造后的冷却速度,初析铁素体的面积率可以控制在所需要的面积率。

并且,虽然没有进行高频淬火的非调质处理部直接使用热锻造后的金属组织,但通过添加上述 V、产生的使铁素体微细分散效果有助于提高非调质处理部的疲劳强度。其理由如下。

如果使先前奥氏体粒子直径组织细化,则具有控制在颗粒边界上的应力集中的效果。另外,与珠光体相比较,铁素体的强度小,因此成为疲劳裂纹的起点或传播途径的可能性高。因此,通过初析铁素体的微细切断,疲劳裂纹的最小单位缩小。通过上述可以有效地抑制疲劳破坏。

另外,作为另一个效果,V也有助于铁素体的析出硬化,并且,本发明中添加的Si有助于铁素体的固溶强化。因此,在铁素体·珠光体组织中,由于强化作为强度小的部位的初析铁素体相,因此最弱部的强度提高,疲劳强度提高。

根据以上的效果,通过先前奥氏体颗粒的组织细化、初析铁素体的微细分散以及铁素体的强化,可以提高非调质处理部的疲劳强度。

具有通过高频淬火形成的硬化层的轨道部的金属组织主要成为马氏体组织,被要求滚动疲劳寿命。一般来说如果降低C量,则碳化物减少,材料中的马氏体强度降低,因此,滚动疲劳寿命降低。但是,由于在本发明使用的钢中添加V,因此微细的V的碳化物或氮化物分散在马氏体中。上述V的碳化物或氮化物具有非常高的硬度,如果进行微细分散,则耐磨损性以及硬度提高,滚动疲劳寿命提高。

另外,由于Si固溶在马氏体中,强化马氏体的基体,因此具有提高滚动疲劳寿命的效果。对降低了C量的钢进行淬火后,即使进行回火,由于硬度的降低小,也可以保持良好的硬度,保持良好的滚动疲劳寿命。

根据以上的效果,即使C量降低,通过添加规定量的V或Si,也可以保持良好的滚动疲劳寿命。

以下叙述关于本发明中使用的钢的合金成分及硬度限定理由。

C是对热锻造后的硬度和淬火、回火后的有很大影响的元素,不到0.45重量%时,淬火时的硬度不够,轨道部的滚动疲劳寿命降低。并且,由于热锻造后的硬度不够,非调质处理部的疲劳强度也降低。相反,如果C超过0.5重量%,则热锻造后的硬度过硬,切削性以及冲孔性降低,提高加工精度需要加工时间。因此,在Si为0.3~1.5重

量%、V 为 0.03~0.3 重量%的情况下,本发明的 C 量在大于等于 0.45 重量%、小于等于 0.5 重量%。

如上所述,由于 Si 是强化马氏体、进而提高淬火阻止性,因此是提高滚动疲劳寿命的元素。并且,通过使 Si 固溶在非调质处理部的铁素体中、通过提高铁素体组织的强度,也可以提高该非调质处理部的疲劳强度。在 C 为 0.45~0.50 重量%的情况下,如果 Si 不足 0.3 重量%,上述效果不够。相反,如果 Si 超过 1.5 重量%,则热锻造性降低。因此本发明的 Si 量大于等于 0.3 重量%、小于等于 1.5 重量%。考虑到滚动疲劳寿命以及非调质处理部的疲劳强度的稳定的提高以及热锻造时的生产性, Si 量最好大于等于 0.65 重量%、小于等于 1.0 重量%。

如上所述, V 是提高非调质处理部的疲劳强度以及高频淬火部的滚动疲劳强度的重要元素。由于 V 抑制奥氏体粒的长大,并且有助于初析铁素体的微细分散,因此提高非调质处理部的疲劳强度。另外, V 的碳化物或氮化物具有非常高的硬度,因此,如果向经过高频淬火部的轨道部的马氏体组织内微细地分散,则具有耐磨损性提高、滚动疲劳寿命提高的效果。如果 V 不足 0.03 重量%,不能发挥上述效果。如果 V 超过 0.3 重量%,则热锻造性、切削性、研磨性降低。因此, V 量最好大于等于 0.03 重量%、小于等于 0.3 重量%。考虑到上述效果和成本, V 量最好大于等于 0.03 重量%、小于等于 0.1 重量%,更好的是大于等于 0.05 重量%、小于等于 0.1 重量%。

Mn 是提高钢的淬火性的元素,但是,如果超过 1.5 重量%,则切削性和冲孔加工性降低。在此,本发明的 Mn 的量小于等于 1.5 重量%。考虑到淬火时的生产性和切削性以及冲孔加工性, Mn 的量最好是大于等于 0.5 重量%、小于等于 1.0 重量%。

Cr 是为了提高钢的淬火性,进而强化淬火后的马氏体组织、提高滚动疲劳寿命的元素,但是,如果超过 1.0 重量%,则热锻造性和切削性降低。在此,本发明的 Cr 量限制在小于等于 1.0 重量%。考虑到提高淬火时的生产效率和滚动疲劳寿命,以及加工性, Cr 量最好是大

于等于 0.1 重量%、小于等于 0.5 重量%。

S 是在钢中形成 MnS 等非金属夹杂物。存在于进行了高频淬火轨道部上的 MnS 成为滚动疲劳引起的剥离起点、使滚动疲劳寿命降低。另外，在通过将内圈 3 铆接（参照图 1 的符号 9）在轮毂圈 2 进行固定型式的带凸缘轴承装置中，非调质处理部 MnS 有可能成为铆接部 9 的裂缝的起点。

出于以上两个理由，最好是不向上述合金钢中添加 S，如果 S 量超过 0.035 重量%，则滚动疲劳寿命降低，或有可能增加铆接部 9 的裂纹，因此，本发明的 S 量小于等于 0.035 重量%。考虑到确保滚动疲劳寿命以及防止铆接部的裂纹，最好将 S 量抑制在小于等于 0.020 重量%。

O 是对经过高频淬火的轨道部的滚动疲劳具有很大影响的元素。O 在钢中形成 Al_2O_3 等非金属夹杂物，成为滚动疲劳引起的剥离的起点、降低滚动疲劳寿命。因此，为了提高滚动疲劳寿命，O 量越少越好。O 量如果超过 15ppm，则会有使滚动疲劳寿命降低的情况，因此，本发明的 O 量小于等于 15ppm。

$C+0.2Si+0.5V$ 的值是表示，降低 C 的情况下、Si 以及 V 有助于滚动疲劳寿命。如果降低 C 则滚动疲劳寿命降低，但通过添加 Si 以及 V，可以抑制滚动疲劳寿命的降低。但是，如果 $C+0.2Si+0.5V$ 的值不足 0.55，则滚动疲劳寿命降低。相反，如果超过 0.75，则切削性和加工性降低。因此，本发明中的 $C+0.2Si+0.5V$ 的值大于等于 0.55、小于等于 0.75。考虑到滚动疲劳寿命的稳定的提高以及生产效率， $C+0.2Si+0.5V$ 的值最好大于等于 0.60、小于等于 0.70。

另外，内方部件或外方部件的轨道部由于受到来自滚动体的高面压，因此，为了提高滚动疲劳寿命，需要可以承受高面压的高硬度。因此，通过高频淬火形成硬化层的轨道部表面硬度最好在 Hv630~Hv750。如果轨道部表面硬度不足 Hv630，则由于硬度不够滚动疲劳寿命降低。相反，本发明规定的合金成分如果超过 Hv750，则由于韧性降低，耐撞击性降低。因此，本发明的通过高频淬火形成硬

化层的轨道部表面硬度大于等于 Hv630、小于等于 Hv750。为了提高滚动疲劳寿命，最好大于等于 Hv700。

凸缘周边部的非调质处理部需要弯曲疲劳强度。用于本发明的带凸缘轴承装置的部件由于金属组织中的铁素体微细地分散析出，则疲劳强度提高。但是，如果不足 Hv220，则非调质处理部的疲劳强度降低。相反，如果超过 Hv300，则切削性以及冲孔加工性降低。因此，本发明的没有通过高频淬火进行硬化处理的非调质处理部的硬度大于等于 Hv220、小于等于 Hv300。考虑到非调质处理部的稳定的疲劳强度的提高以及切削加工时和冲孔时的生产效率，最好为大于等于 Hv240、小于等于 Hv280。

本发明使用的滚动体最好使用由 SUJ2 等的高碳铬轴承钢，或对上述高碳铬轴承钢进行氰化处理的材料等。本发明中使用的滚动体的形状根据用途，可以使用球或滚子。

并且，在通过向轮毂圈 2 上铆接（参照图 1 的符号 9）内圈 3 进行固定式的带凸缘轴承装置中，内圈 3 最好使用 SUJ2 等的高碳铬轴承钢。

【实施例 C】

制作如图 9 所示的带凸缘轴承装置。

上述轮毂圈 2 是利用具有表 14 的所示合金成分的钢，以 1000~1150℃进行热锻造后、进行切削加工以及冲孔加工形成规定的形状。然后，通过从内圈轨道面 7b 的周边部到小径阶梯部 8 的周边部进行高频淬火，在表面形成硬化层，通过研磨进行精加工。在表 14 中，一并记录了进行了高频淬火的轨道部表面硬度以及没有进行高频淬火的非调质处理部的硬度。

表 14

	合金成分 (wt%)							C+0.2Si +0.5V	铁素体 面积率	非调质处理 部硬度 Hv	轨道部表面 硬度 Hv	试验 寿命	工具 磨损量	
	C	Mn	Si	Cr	S	O	V							
实 施 例	3-1	0.45	1.00	0.40	0.50	0.035	15	0.03	0.55	15	220	651	1.1	0.3
	3-2	0.45	0.80	0.65	0.20	0.015	12	0.03	0.60	10	240	700	1.5	0.4
	3-3	0.45	0.80	1.00	0.20	0.025	15	0.03	0.67	7	253	718	1.8	0.5
	3-4	0.45	0.90	0.50	0.30	0.013	12	0.08	0.59	11	236	694	1.3	0.5
	3-5	0.48	0.80	0.35	0.30	0.017	12	0.03	0.57	7	238	679	1.1	0.4
	3-6	0.48	0.80	1.20	0.10	0.017	13	0.05	0.75	5	285	723	1.8	0.7
	3-7	0.48	0.50	0.40	0.50	0.026	13	0.3	0.71	5	300	746	2	0.8
	3-8	0.50	0.60	0.65	0.20	0.015	11	0.03	0.65	7	265	731	1.7	0.5
	3-9	0.50	1.00	0.30	0.20	0.015	11	0.1	0.61	10	245	723	1.6	0.4
	3-10	0.50	0.50	0.75	0.10	0.028	9	0.1	0.70	7	280	750	1.7	0.5
比 较 例	3-1	0.53	0.80	0.20	0.20	0.028	11	0	0.57	3	245	723	1.0	1
	3-2	0.42	0.80	0.45	0.20	0.013	15	0.04	0.53	17	213	628	0.4	0.7
	3-3	0.45	0.80	0.20	0.30	0.023	15	0.05	0.52	6	223	645	0.5	0.8
	3-4	0.48	0.50	0.50	0.20	0.031	12	0	0.58	3	246	686	0.8	1.2
	3-5	0.48	0.80	1.50	0.30	0.025	13	0.1	0.83	5	312	736	2.2	2.0
	3-6	0.48	0.50	0.50	0.20	0.019	12	0.5	0.83	6	322	756	2.1	1.7

外圈 4 使用 S53C 制作,对外圈轨道面 10a 周边和外圈轨道面 10b 的周边进行高频淬火。具有表面硬化层。内圈 3 和滚动体 5 是 SUJ2 制,通过通常的淬火处理,从表面到芯部进行硬化。

[旋转试验]

制作完毕的带凸缘轴承装置的轴承形式是滚动体节径 49mm 的复列球轴承,各列的球数为 12 个。利用该带凸缘轴承装置作为试验轴承装置,在以下条件下进行旋转试验。

径向负荷 Fr: 9800N

轴向负荷 Fa: 4900N

旋转速度: 300min^{-1}

将在轨道部上产生剥离的时间或确认到凸缘周边部的裂纹的时间判定为寿命。将从旋转试验得到的试验寿命结果一并记录在表 14 中。另外,在表 14 中记载的试验寿命是将比较例 3-1 中所示的现有的试验寿命为 1.0,用比来表示。图 12 是 $\text{C}+0.2\text{Si}+0.5\text{V}$ 与试验寿命的关系。

[加工试验]

使用制成的带凸缘轴承装置的轮毂圈 2,进行钻孔冲孔试验。在以下条件下,向凸缘 6 上进行 $\Phi 8\text{mm}$ 、深度 13mm 的冲孔加工。

钻孔材料: SKH51

切削速度: 18mm/min

输送速度: 0.15mm/rev

试验后测定钻头刀尖的后面磨损量。将结果一并记录在表 14 中。另外,表 14 的磨损量是将比较例 3-1 中所示的现有的试验寿命为 1.0,用比来表示。

另外,表 14 中一并记录的铁素体的面积率(%)是通过以下方法进行测定,即,将具有轮毂圈 2 的凸缘 6 的外侧根部 14 的非调质处理部的剖面通过镜面研磨以及腐蚀露出金属微观组织,对金属显微镜的观察图象 $0.1\sim 0.3\text{mm}^2$ 进行图象解析。

同样,表 14 中一并记录的非调质处理部硬度 Hv 是利用维氏硬度测定机测定具有轮毂圈 2 的凸缘 6 的外侧根部 14 的非调质处理部的剖

面得出，表 14 中一并记录的轨道部硬度 Hv 是将具有轮毂圈 2 的轨道部的剖面切出，用维氏硬度测定机测定从轨道槽表面起深度为 0.2mm 的部位得出。

表 14 所示的实施例 3-1~3-10 是，由于合金成分在本发明规定的范围内，因此，旋转试验结果与现有产品相比是同等或以上，并且，钻孔冲孔试验的加工性提高。特别是实施例 3-2、3-3、3-8、3-9 以及 3-10 的旋转试验结果好于现有产品，并且，加工性明显提高。

一方面，比较例 3-2 以及 3-3 是含在钢内的 C 或 Si 的量少于本发明规定的范围，由于 $C+0.2Si+0.5V$ 也少于本发明规定的范围，因此旋转结果非常差。

比较例 3-4 由于 V 的添加量少，因此，旋转试验结果比现有的稍差，并且，由于铁素体的析出量少，因此加工性差。

比较例 3-5 以及 3-6 由于含在钢中的 Si 或 V 的添加量多于本发明规定的范围，因此，旋转试验的结果良好，但是加工性明显降低。

根据以上内容，通过使合金成分在本发明规定的范围内，通过将铁素体的面积率、非调质处理部的硬度、非调质处理部的疲劳强度、经过高频淬火的轨道部的硬度规定在规定范围内，可以得到良好地保持非调质处理部的疲劳强度、经过高频淬火轨道部的滚动寿命并且加工性高的带凸缘轴承装置。

另外，本发明不局限于上述各实施方式，在不超出本发明的宗旨的范围内可以进行适当的变更。

例如，在上述各实施方式中，采用了以内方部件作为轮毂圈 2 的情况为例，也可以将外方部件作为轮毂圈，将本发明适用于该轮毂圈的凸缘。

另外，在上述各实施方式中，采用了只将本发明适用于轮毂圈 2 的情况为例，但不局限于此，轮毂圈 2 以外，也可以将本发明适用于内圈 3 或外圈 4。

通过上述说明可以明确，根据本发明，通过至少将凸缘的微观组织进行组织细化，可以不改变凸缘的形状·尺寸、并且，没有由于高频

淬火部的增加导致的成本增加，就可以高度强化旋转弯曲疲劳的最弱部的凸缘。其结果，凸缘可以成为薄壁化，可以实现带凸缘轴承装置的轻量化。

另外，通过使钢的成分和热锻造条件最佳化，可以得到凸缘周边部的非调质处理部的旋转弯曲疲劳强度以及经过高频淬火的轨道部的滚动疲劳寿命非常好的带凸缘轴承装置，该带凸缘轴承装置的轻量化可以实现。

并且，将合金成分规定在规定范围，将铁素体的面积率、非调质处理部的硬度以及经过高频淬火的轨道部的硬度规定在规定范围内，可以得到良好地保持非调质处理部的疲劳强度、经过高频淬火轨道部的滚动寿命并且加工性高的带凸缘轴承装置。

在本发明的车轮支撑用滚动轴承单元的其他方式中，将轮毂圈 2 和外圈 4 都形成以下的钢制，即分别含有 0.45~0.60 重量%的 C、0.3~1.5 重量%的 Mn、0.1~1.0 重量%的 Si、0.01~0.5 重量%的 Cr，0.01~0.2 重量%的 V、0.01~0.15 重量%的 Nb、0.01~0.15 重量%的 Ti，将 S 的含有量抑制在小于等于 0.035 重量%，O 的含有量小于等于 15ppm。并且，在上述斜格子所示的部分以外，在上述外圈 4 的内周面上，在形成上述第一、第二各外圈轨道 10a、10b 的部分上也通过高频淬火形成硬化层。另外，至少在上述第一内圈轨道 7a 部分以及上述第一、第二各外圈轨道 10a、10b 的部分上形成的硬化层，使从该硬化层的表面起、深度为 0.1mm 位置的部分的硬度大于等于 Hv670。并且，该硬化层的金属组织的先前奥氏体颗粒度为 JIS G 0551 的粒度号码上大于等于 8。

另外，上述内圈 3 是 SUJ2 制造，使整体（到芯部）进行淬火硬化。行驶时由于施加在上述旋转侧凸缘 6 的转矩负荷产生的拉伸应力不施加在该内圈 3 的外周面的第二内圈轨道 7b 上。换句话说，施加在上述第二内圈轨道 7b 上的应力只成为切断应力，该切断应力起因于来自上述各滚动体 5 的压缩应力。因此，上述第二内圈轨道 7b 不需要满足尤其是上述的硬度或粒子直径的规格。但是，如果考虑到上述第二

内圈轨道 7b 的滚动疲劳寿命,使硬度大于等于 Hv670 是一般常识。

就为了确认本发明的效果进行的实验进行说明。在该实验中,制造如上述的图 1 所示的车轮支撑用滚动轴承单元。该车轮支撑用滚动轴承单元的节圆直径为 49mm,滚动体的数量为每列各 12 个、共计 24 个。并且,通过改变该车轮支撑用滚动轴承单元中的轮毂圈 2 的规格,观察该变更对第一内圈轨道 7a 的耐久性(滚动疲劳寿命)的影响。

首先,利用下表 15 中 A~D 所示的 4 种钢材制造上述轮毂圈 2。

表 15

钢种	C (重量%)	Mn (重量%)	Si (重量%)	Cr (重量%)	S (重量%)	O (ppm)	V (重量%)
A	0.53	0.8	0.3	0.2	0.015	12	
B	0.54	0.7	0.6	0.2	0.025	10	0.03
C	0.53	0.5	0.1	0.2	0.013	11	0.08
D	0.40	1.0	0.3	0.2	0.021	15	

对该表 15 所示的 4 种钢材制的原料进行热锻造,制造成具有大致的形状的中间原料后,对该中间原料进行切削加工、形成具有规定形状的上述轮毂圈 2。并且,在上述轮毂圈 2 的外周面上,对从第一内圈轨道 7a 到阶梯部 8 的部分(图 1 的斜格子部分)进行高频淬火,在该部分的表面形成硬化层。另外,对该硬化层的表面进行研磨加工,使其表面成为平滑面。并且,通过变化上述钢材的种类、热锻造时的温度以及高频淬火的条件(保持温度以及保持时间),准备了以下表 16 所示的属于本发明范围的 8 种试样(实施例 1~8)和本发明范围以外的 4 种试样(比较例 1~4),共计 12 种试样。

表 16

		钢种	锻造温度 (℃)	先前奥氏体 颗粒度	轨道部分 表面硬度 Hv	滚动疲劳 寿命
实 施 例	1	A	1000	11	698	3.1
	2	A	1050	10	712	3.1
	3	A	1100	9	723	3
	4	A	1200	8	731	2.9
	5	A	1200	8	670	2.5
	6	B	1050	11	743	3.6
	7	B	1200	9	728	3.4
	8	C	1200	9	751	2.7
比 较 例	1	A	1250	7	721	1.4
	2	A	1200	6	703	1.5
	3	A	1200	7	738	1.9
	4	D	1100	9	648	1.0

在该表 16 中的轨道部分表面硬度是从形成在该轨道部分上的硬化层的表面起深度为 0.1mm 位置部分的硬度。另外，先前奥氏体粒度是指将上述硬化层的金属组织的先前奥氏体的颗粒度用 JIS G 0551 的粒度号码表示。并且，滚动疲劳寿命是以比较例 4 的滚动疲劳寿命为 1，用与此的比进行表示。另外，外圈 4 通过表 15 中的钢材 A 制造，经过与轮毂圈 2 同样的工序制造，在第一、第二外圈轨道 10a、10b 及其周边部分上形成高频淬火形成的硬化层。就该外圈 4 上的硬化层，调整热锻造时的加热温度、高频淬火时的保持温度以及保持时间，使硬化层的先前奥氏体的颗粒度为 10。并且，内圈 3 以及滚动体 5 是 SUJ2 制，通过通常的淬火处理（即全部淬火），进行从表面到芯部的硬化。

对这样得到的 12 种试样（车轮支撑用滚动轴承单元）分别按照以下的条件进行耐久试验。此时，将设置在外圈 4 的外周面的固定侧凸缘 11 固定，对设置在轮毂圈 2 的外周面的旋转侧凸缘 6 一面施加以下

负荷、一面进行旋转驱动。

径向负荷 F_r : 7000N

轴向负荷 F_a : 5000N

旋转速度: 300min^{-1}

在试验中测定上述各试样部分产生的振动, 将该测定值达到初期振动值的三倍的时间判定为该试样的寿命。

从记载在这样的条件下进行旋转试验的结果的上述表 16 和图 13 的记载中可以明确, 实施例 1~8 是经过高频淬火的轨道部部分的滚动疲劳寿命很好。

相反, 比较例 1~4 中的比较例 1~3 由于先前奥氏体的颗粒度大(先前奥氏体的粒度值小), 因此滚动疲劳寿命短。其原因在于上述旋转侧的凸缘 6 向上述轮毂圈 2 施加的弯曲应力, 由于向材料内部作用的拉伸应力, 上述第一内圈轨道 7a 的滚动寿命短。

一方面, 比较例 4 虽然是先前奥氏体的颗粒度小, 但原料中的 C 的含有量少, 经过上述高频淬火后的上述第一内圈轨道 7a 的表面硬化层的硬度低。因此, 通过基于来自滚动体的压缩应力、向材料内部作用的切断应力, 上述第一内圈轨道 7a 的滚动寿命缩短。

本发明由于如上所述地构成、发挥作用, 因此, 可以一面确保设置凸缘部件的轨道部分的滚动疲劳寿命, 一面可以使该部件薄壁化, 可以实现车轮支撑用滚动轴承单元的轻量化。

本发明的其他方式是, 不对该根部进行淬火而提高形成在轮毂圈外周面的凸缘的外侧面的根部部分的疲劳强度方面。关于图面所示的结构, 由于与例如上述的图 1~2 所示的现有的结构相同, 因此省略重复说明。

另外, 图 1 所示的车轮支撑用滚动轴承单元的情况下, 如上所述, 形成在轮毂圈 2 的外周面的凸缘 6 的内侧面侧的根部的疲劳强度通过淬火被确保。

相反, 图 2 所示的车轮支撑用滚动轴承单元 1 的情况下, 形成在轮毂圈 2 的外周面的凸缘 6 的内侧面侧的根部的疲劳强度与外侧面侧

的根部相同，通过规定的初析铁素体或另外的淬火确保。由于从上述凸缘 6 的内侧面侧的根部到上述轮毂圈 2 的内周面的距离长于从上述凸缘 6 的外侧面侧的根部到内周面的距离，因此随着淬火效果的韧性降低不容易成为问题。

就为了确认本发明的效果而进行的实验进行说明。

首先，在第一实验中，将氧含量小于等于 12ppm 的棒状的原料通过高频感应加热加热到 950℃~1200℃，改变奥氏体奥氏体粒度，通过热锻造得到驱动用轮毂圈，该棒状原料是将含有以下表 17 中所示的元素的、其余的由 Fe 和不可避免不纯物的 A~C 三种原料切断得到。

表 17

成分	C	Si	Mn	Cr	Nb
A	0.53	0.21	0.75	0.17	-
B	0.56	0.24	0.79	0.15	0.11
C	0.71	0.23	0.87	0.15	-

然后，冷却后，利用抛丸机去除表面的氧化膜。另外，在该冷却过程中，通过采用强制气冷或自然冷却，调整冷却后的初析铁素体的面积率。并且，上述氧化膜去除后，进行车削加工、开孔作业、高频淬火作业以及研磨作业，车削加工对表面的尺寸以及形状进行修整；开孔作业是为了将螺柱固定在支撑车轮的凸缘而开孔；高频淬火作业是为了提高外嵌轨道面、凸缘的内侧面侧的根部和内圈的阶梯部硬度；研磨作业是观察轨道面以及微观组织所必须的、使上述外侧面侧的根部平滑。并且，上述凸缘的外侧面侧的根部的先前奥氏体颗粒度 (γ 粒度)以及初析铁素体的面积率制成后述表 18 所示的相互不同的属于本发明的 12 种试样（实施例 1~12）以及本发明以外的 8 种试样（比较例 1~8）共计 20 种试样。另外，这些试样是驱动轮用的复列球轴承型、滚动体周方向节距为 59mm，球数为 12 个的车轮支撑用滚动轴承单元。另外，外圈、内圈各轨道的表面硬度通过高频淬火成为大于等于 HRC58。这样，抑制氧含量的同时，确保上述各轨道的滚动疲劳寿

命。

对微观组织即上述先前奥氏体颗粒度以及初析铁素体的面积率，在对上述外侧面侧的根部进行研磨后，用作为腐蚀液（苦味酸酒精溶液）的苦味醇液对表面进行腐蚀、观察。另外，先前奥氏体颗粒度是利用 JIS G 0551 中规定的方法、将被沿着粒子边界网孔状析出的初析铁素体包围的区域求出。并且，初析铁素体的面积率是对凸缘的外侧面侧的根部的 10mm^2 的范围进行图象解析，求出其平均值。

将这样的各试样（车轮支撑用滚动轴承单元）安装在图 9 所示的试验装置上。即，在将外圈 4 保持固定在夹具 12 上的状态下，一面旋转轮毂圈 2，该轮毂圈 2 旋转自如地支撑在该外圈 4 的内径侧，一面在以下的试验条件下、使该轮毂圈 2 负荷径向负荷 F_r 以及轴向负荷 F_a 。并且，观察形成在该轮毂圈 2b 的外周面的凸缘 6 的外侧面侧的根部是否有破损。

试验条件

轮毂圈 2b 的旋转速度： 300min^{-1}

径向负荷 F_r ： 4000N

轴向负荷 F_a ： 3500N

试验时间： 100 小时（hr）

在这样的条件下进行的试验的结果在下表 18 以及图 14 中表示。

表 18

	成分	初析铁素体面积率 (%)	γ 颗粒度	有无破损
实施例 1	B	3.4	8.0	○
实施例 2	A	6.3	6.0	○
实施例 3	B	8.0	8.0	○
实施例 4	B	8.1	7.0	○
实施例 5	A	7.1	5.5	○
实施例 6	A	8.0	6.0	○
实施例 7	A	6.0	4.0	△
实施例 8	A	10.0	5.0	△
实施例 9	B	10.5	7.5	△
实施例 10	A	11.1	4.0	△
实施例 11	B	12.5	8.0	△
实施例 12	A	14.5	6.0	△
比较例 1	A	3.1	1.5	×
比较例 2	A	3.1	3.5	×
比较例 3	A	7.0	3.0	×
比较例 4	A	11.3	3.5	×
比较例 5	A	15.2	8.0	×
比较例 6	A	15.2	5.0	×
比较例 7	A	15.4	3.5	×
比较例 8	C	0.2	3.5	×

在上述表 18 以及图 14 中所示的、表示试验结果的符号中,「×」是表示从上述凸缘 6 的外侧面侧的根部开始破损,「△」是表示从该根部以外的部分开始破损,「○」是表示没有任何破损。另外,上述图 14 是横轴表示初析铁素体的面积率,纵轴表示先前奥氏体颗粒度。如在表 18 以及图 14 中将其结果表示的实验结果中可以明确,上述凸缘 6

的外侧面侧的根部的先前奥氏体颗粒度在 4 以上, 并且, 初析铁素体的面积率在 3~15% 的范围内的实施例 1~12 中, 可以控制微观组织, 防止在上述凸缘 6 的外侧面侧的根部产生裂纹。并且, 先前奥氏体颗粒度在 5 以上、初析铁素体的面积率在 3~9% 的情况下, 可以防止轮毂圈 2 整体产生裂纹。这样, 从上述表 18 以及图 14 可以看出, 以下的车轮支撑用滚动轴承单元具有很好的耐久性, 即, 使在含有 0.50~0.65 重量% 的 C 的碳钢制的旋转轮的外周面形成的凸缘 6 的轴方向外侧面侧的根部的微观组织成为奥氏体颗粒度在 4 以上, 并且, 初析铁素体的面积率在 3~15%。

相反, 比较例 1 是奥氏体颗粒度小 (颗粒直径大)、不仅不能防止凸缘 6 的外侧面侧的根部的裂纹, 而且加工性也非常差。另外, 比较例 2 (现有产品)、比较例 3、比较例 4 都是奥氏体颗粒度小 (颗粒直径大)、上述根部的疲劳强度恶化。另外, 比较例 5~7 由于初析铁素体的面积率都超过 15%, 因此上述根部不能得到充分的疲劳强度。并且, 比较例 8 由于原料的碳含有量高, 为了改善切削性, 进行退火处理, 降低了硬度, 因此, 不能确保上述根部的疲劳强度。

以下在第二实验中, 用以下方法形成中间原料, 即将包含下表 19 所示的元素、其余的作为 Fe 和不可避免不纯物 a~e 的 5 种原料切断后得到的棒状原料通过高频加热加热到 1200℃, 通过 3 个步骤的热锻造具有规定的形状。

表 19

成分	C (重量%)	Si (重量%)	Mn (重量%)	Cr (重量%)
a	0.45	0.21	0.75	0.17
b	0.55	0.24	0.79	0.15
c	0.65	0.23	0.85	0.15
d	0.43	0.22	0.75	0.15
e	0.71	0.24	0.87	0.20

然后, 对上述中间原料进行冷却后, 用后述的表 20 所示的条件进

行热处理（正火处理）。即，将各中间原料分别加热到表 20 所示的温度，保持 30 分钟后，以不到临界冷却速度的速度进行冷却后，利用抛丸机去除表面的氧化膜。并且，上述氧化膜去除后，依次进行车削加工、开孔作业、高频淬火作业以及研磨作业，车削加工对表面的尺寸以及形状进行修整；开孔作业是为了将螺柱固定在支撑车轮的凸缘而开孔；高频淬火作业是为了提高外嵌轨道面、凸缘的内侧面侧的根部和内圈的阶梯部硬度；研磨作业是使轨道面以及上述外侧面侧的根部平滑。并且，上述凸缘的外侧面侧的根部的先前奥氏体颗粒度（ γ 粒度）以及初析铁素体的面积率制成后述表 20 所示的相互不同的属于本发明的 10 种试样（实施例 13~22）以及本发明以外的 4 种试样（比较例 9~12）共计 14 种试样。另外，这些试样是驱动轮用的复列球轴承型、滚动体的轴方向节距为 59mm，球数为 12 个的车轮支撑用滚动轴承单元。

对微观组织即上述奥氏体颗粒度以及初析铁素体的面积率，在对上述外侧面侧的根部进行研磨后，用作为腐蚀液（苦味酸酒精溶液）的苦味醇液对表面进行腐蚀、观察。另外，奥氏体颗粒度是利用 JIS G 0551 中规定的方法、将被沿着粒子边界网孔状析出的初析铁素体包围的区域求出。并且，初析铁素体的面积率是对凸缘的外侧面侧的根部的 10mm^2 的范围进行图象解析，求出其平均值。另外，对上述各试样（车轮支撑用滚动轴承单元）如下所述，分别进行工具寿命试验、撞击试验、疲劳强度试验。

首先，在工具寿命试验中，就向上述的各种试样的凸缘部分开设螺柱使用的工具的寿命进行调查。在该试验中，计算直到在工具的刀尖上产生磨损或卷刃可以加工孔的数量。

试验条件

工具：相当于 SKH56（高速工具钢钢材）。直径 6.0mm，TiN 涂层麻花钻

切削速度：20m/min

输送速度：0.1mm/rev

润滑油：非水溶性切削油

将这样的条件下进行的试验结果在表 20 中表示。

另外，试验结果是将实施例 22 的开孔数为 1 的情况下的比表示。

表 20

	成分	初析铁素体 面积率(%)	正火条件 (保持30分钟)	γ 颗粒度	工具寿命试验	撞击试验	疲劳强度
实施例 13	a	15	750℃	8	3.0	2.1	1.4
实施例 14	a	9	800℃	7	2.4	2.1	2.1
实施例 15	a	6	1000℃	5	2.5	1.2	1.9
实施例 16	b	13	850℃	7	3.0	2.1	1.7
实施例 17	b	8	900℃	6	2.5	2.0	1.7
实施例 18	b	7	950℃	6	2.2	1.2	1.1
实施例 19	c	11	750℃	8	2.6	2.1	2.0
实施例 20	c	8	800℃	8	2.2	2.1	1.9
实施例 21	c	5	900℃	6	2.1	2.2	2.0
实施例 22	c	3	1000℃	5	1.0	1.0	1.0
比较例 9	c	2	1200℃	15	0.1	0.5	0.4
比较例 10	c	2	1050℃	35	0.1	0.5	0.5
比较例 11	d	16	800℃	7	3.3	3.0	0.4
比较例 12	e	1	800℃	7	0.1	0.2	0.2

以下，在撞击试验中，使用从上述各试样的轮毂圈的凸缘部分采集的摆锤式冲击试验片（JIS Z 2202 4 号），JT 卜一シ株式会社生产、通过摆锤式冲击试验机 CAI-300M，求出各试验片的撞击值。将该试验结果在上述表 20 中表示。另外，该试验结果将实施例 22 的值作为 1 的情况下的比表示。

并且，在疲劳强度试验中，将上述各试样安装在图 9 所示的试验装置上。即，将外圈 4 保持固定在夹具 12 的状态下，一面旋转轮毂圈

2, 该轮毂圈 2 旋转自如地支撑在该外圈 4 的内径侧, 一面在以下的试验条件下、使该轮毂圈 2 负荷径向负荷 F_r 以及轴向负荷 F_a 。并且, 观察形成在该轮毂圈 2 的外周面的凸缘 6 的外侧面侧的根部是否有破损。

试验条件

轮毂圈 2b 的旋转速度: 300min^{-1}

径向负荷 F_r : 4000N

轴向负荷 F_a : 3500N

在这样的条件下, 根据直到破损的时间 (耐久时间) 评价凸缘的疲劳强度。将该试验结果在上述表 20 中表示。另外, 该试验结果以将实施例 22 的值作为 1 的情况下的比表示。

从在上述表 20 中表示该结果的试验结果中可以明确, 上述凸缘 6 的外侧面侧的根部的奥氏体颗粒度大于等于 4、并且, 初析铁素体的面积率在 3~15% 的范围内的实施例 13~22 由于对适当的金属材料制的原料进行适当的热处理 (正火处理), 因此, 微观组织均匀, 并且微细, 工具寿命 (切削性)、撞击值和疲劳强度都为良好。从表示这样的试验结果的表 20 中可以明确, 以 $750\sim 1000^\circ\text{C}$ (最好为 $750\sim 900^\circ\text{C}$) 对中间原料进行热处理 (正火处理) 得到的奥氏体颗粒度大于等于 4 并且初析铁素体的面积率在 3~15% 的车轮支撑用滚动轴承单元是高强度的、具有良好的切削性, 中间原料通过向含有 0.45~0.65 重量% C 的碳钢制的原料进行热锻造得到。

相反, 比较例 9 由于热处理 (正火处理) 的温度过高, 因此奥氏体颗粒长大。其结果, 奥氏体颗粒度缩小 (颗粒直径增大), 不仅不能防止凸缘 6 的外侧面侧的根部的裂纹, 初析铁素体的面积率不足 3%, 切削性差, 工具寿命非常短。另外, 比较例 10 也是热处理 (正火处理) 的温度过高, 因此奥氏体颗粒长大, 初析铁素体的面积率小。因此, 工具寿命、撞击值、疲劳强度都低。另外, 比较例 11 由于 C 的含有量少、初析铁素体的面积率大, 因此, 工具寿命以及撞击值虽然可以得到良好的结果, 但疲劳强度低。并且, 比较例 12 由于 C 的含有量

过高，因此，尽管热处理（正火处理）条件在本发明的范围，但初析铁素体的面积率不超过 3%。因此，硬度高，但工具寿命、撞击值、疲劳强度都低。

另外，虽然以上所述的各实验是对驱动轮用的车轮支撑用滚动轴承单元进行，但本发明也可以适用于上述图 1~2 所示的从动轮用的车轮支撑用滚动轴承单元。

如上所述，为了安装车轮，通过将形成在旋转轮的外周面形成的凸缘的外侧面侧的根部的微观组织进行组织细化，可以不改变该凸缘的形状以及尺寸、并且，不增加制造成本，就可以提高旋转弯曲转矩引起的疲劳的最弱部的上述根部的强度。其结果，上述凸缘可以成为薄壁化，可以实现车轮支撑用滚动轴承单元的轻量化。并且，通过进行适当的热处理，可以使切削性良好，确保工具的寿命。

另外，在本发明中的其他方式的车轮支撑用滚动轴承单元 1 的轮毂圈 2 的特征是，由具有表 21 所示的合金成分的钢形成，通过热锻造制造。另外，为了使 Mn 偏析度变化，使用使凝固时的冷却速度或锻造比变化的钢以及在锻造前在 1200℃下进行扩散处理的钢的一部分。另外，轮毂圈 2 通过切削加工被加工成规定的形状，对从内圈轨道面 7a 的周边部到小直径阶梯部 8 的周边部的区域事实高频淬火，在表面形成硬化层 13（图 1 中格子状上有斜线的部分）。然后，通过研磨加工形成成品形状。

表 21

		钢的合金成分 (质量%)					Mn 偏析度	不良率(%)	钎接硬度
		C	Cr	Si	Mn	S			
实 施 例	1	0.45	0.4	1.0	1.4	0.016	0.58	2	261
	2	0.48	0.2	0.2	0.8	0.016	0.59	1	220
	3	0.50	0.2	0.2	1.0	0.016	0.56	2	236
	4	0.50	0.3	0.7	0.8	0.013	0.58	1	238
	5	0.52	0.2	0.2	0.9	0.017	0.47	1	237
	6	0.53	0.2	0.2	0.2	0.016	0.55	1	207
	7	0.53	0.2	0.2	0.5	0.016	0.58	3	221
	8	0.53	0.6	0.5	0.6	0.016	0.58	3	252
	9	0.53	0.2	0.3	0.7	0.016	0.54	4	231
	10	0.53	0.4	0.2	0.8	0.016	0.58	5	246
	11	0.53	0.2	0.5	0.8	0.016	0.38	0	236
	12	0.55	0.6	0.2	0.8	0.016	0.48	7	263
	13	0.57	0.4	0.4	0.8	0.016	0.33	1	258
	14	0.58	0.3	0.2	0.8	0.016	0.36	1	255
	15	0.61	0.2	0.3	0.3	0.016	0.70	5	235
	16	0.61	0.2	0.1	0.6	0.017	0.33	1	247
	17	0.65	0.2	0.2	0.3	0.017	0.48	2	245
比 较 例	1	0.44	0.2	0.2	0.7	0.017	0.70	22	205
	2	0.66	0.2	0.3	0.7	0.016	0.63	70	266
	3	0.50	0.2	0.2	0.6	0.017	0.70	40	217
	4	0.58	0.3	0.2	0.6	0.017	0.80	50	246
	5	0.53	0.2	0.2	0.4	0.016	0.70	50	217
	6	0.53	0.2	0.2	1.3	0.016	0.64	50	258
	7	0.53	0.2	0.2	0.9	0.016	0.64	44	239

在表 21 中, 将钢的 Mn 偏析度和铆接部的硬度(维氏硬度)一并进行了表示。另外, 在图 15 的图表中表示了钢的 Mn 的含有量和 Mn 偏析度的关系。该硬度是用负荷 98N 点测定圆筒部 9 的截断面, 表示该平均值。另外, Mn 偏析度是从利用电子探针微量分析装置(EPMA)测定的圆筒部 9 截断面的 Mn 浓度分布和最大锰浓度[Mn](包括固溶的 Mn 的部分的锰浓度)通过上述公式算出。

另外, 内圈 3 由 S53C 形成。另外, 外圈 4 由 S53C 形成, 在 1100℃ 下经过热锻造制造。并且, 热锻造后进行切削加工, 在外圈轨道面 10a 的周边和外圈轨道面 10b 的周边实施高频淬火。并且, 之后进行研磨加工形成最终形状。并且, 滚动体 5 由 SUJ2 形成。

这样的车轮支撑用滚动轴承单元 1 是在以下的条件下进行摇动铆接、被组装。即, 一面将轮毂圈 2 以旋转速度 200min^{-1} 进行旋转, 一面将向着径方向外方的负荷(200000N)向圆筒部 9 负载、进行挤压扩展, 通过铆接将内圈 3 安装在轮毂圈 2 上。此时, 将轴向间隙设定为 $-15\mu\text{m}$ 。

铆接的评价标准是将在铆接部的表面确认不到裂纹的作为正品, 将确认到裂纹的以及没有得到轴向间隙的作为次品。并且, 计算出摇动铆接每 1000 次的不合格率(%), 在表 21 中表示。

其结果, 实施例 1~17 的车轮支撑用滚动轴承单元由于钢的 Mn 偏析度合适, 因此不合格率都可以被降低。相反, 钢的 Mn 偏析度超过合适的范围的比较例 2~7 的车轮支撑用滚动轴承单元与上述各实施例相比较, 不合格率明显提高。另外, C 的含有量少的比较例 1 的车轮支撑用滚动轴承单元的不合格率低, 这是由于 C 的含有量少、伸长和缩小值提高。比较例 1 是由于 C 的含有量少、则钢的强度不够成为问题。并且, C 的含有量多的比较例 2 由于冷加工性非常差也有问题。

另外, 本实施方式表示本发明的一例, 本发明不局限于本实施方式。例如, 在本实施方式中, 车轮支撑用滚动轴承单元的轴承形式是复列球轴承, 但单列球轴承等其他轴承形式也可以。另外, 不局限于球轴承, 滚子轴承也可以。

这样，本发明的车轮支撑用滚动轴承单元由于控制构成轮毂圈的钢的 **Mn** 偏析度在规定的值内，因此，可以实现降低非金属夹杂物 **MnS** 析出量以及铁素体/珠光体组织的均匀化，可以改善钢的伸展和收缩值。因此，即使进行将内圈一体固定在外圈上的铆接，也很难发生裂纹。

图1

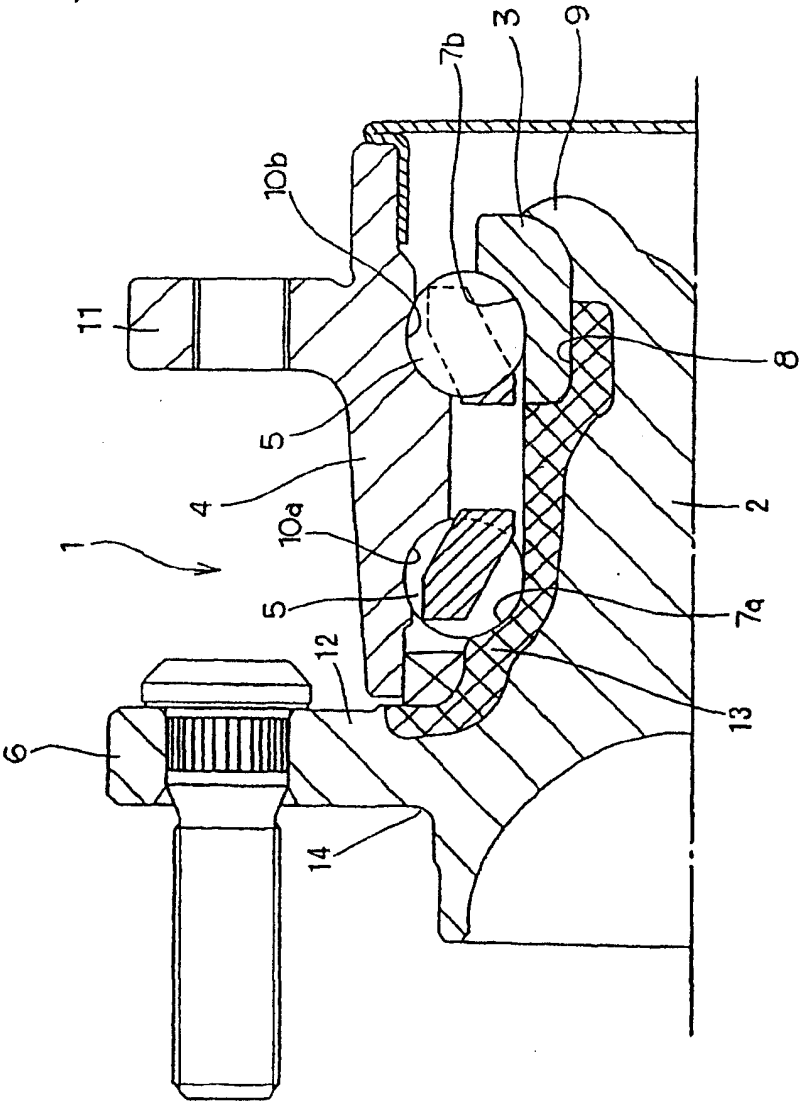


图 2

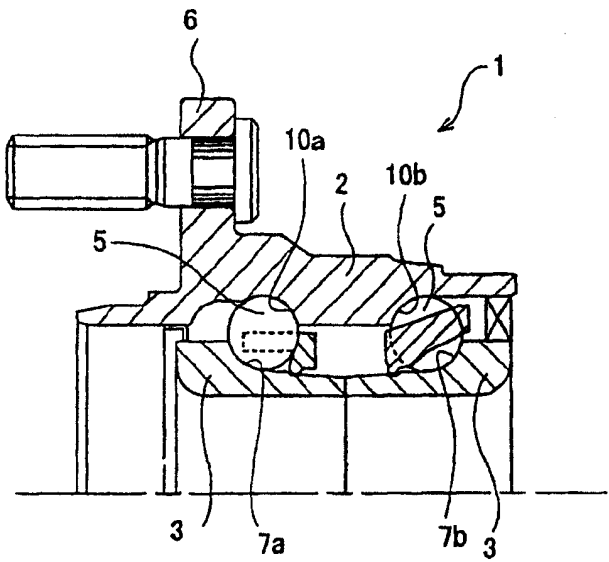


图 3

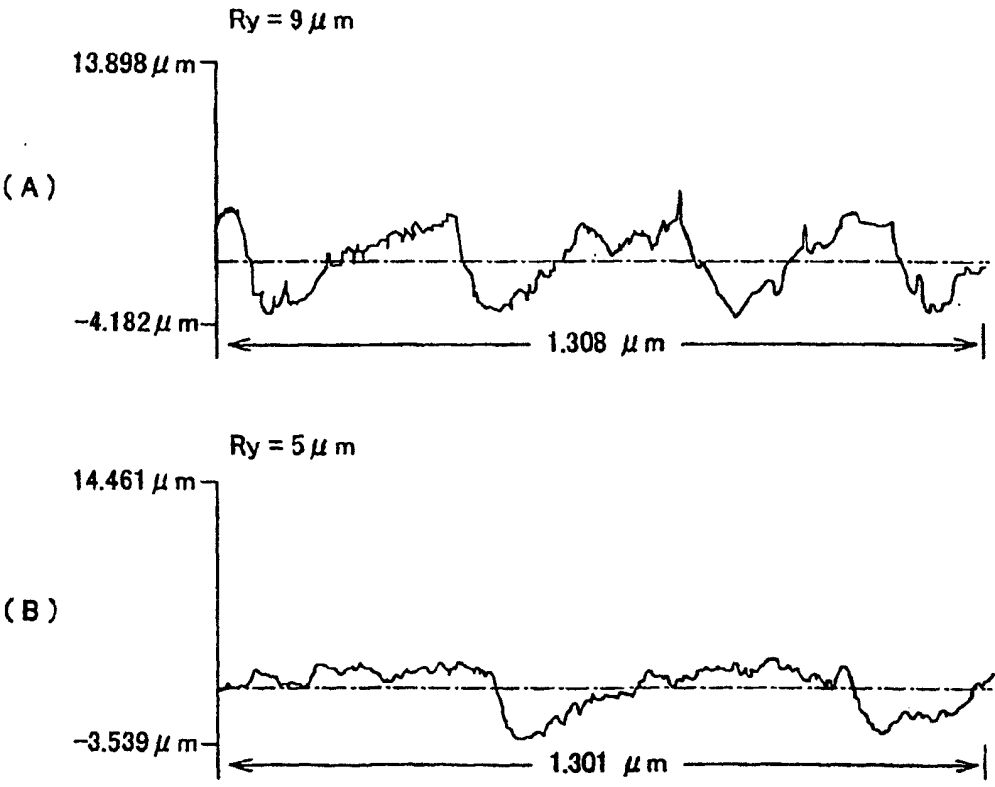


图 4

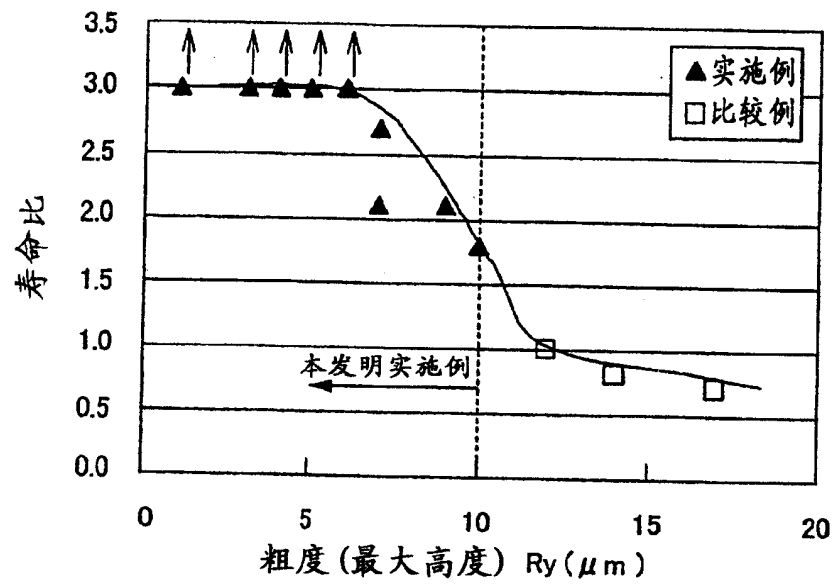


图5

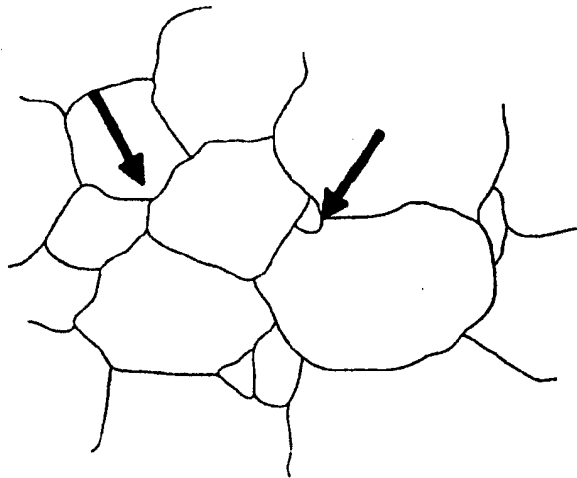


图6

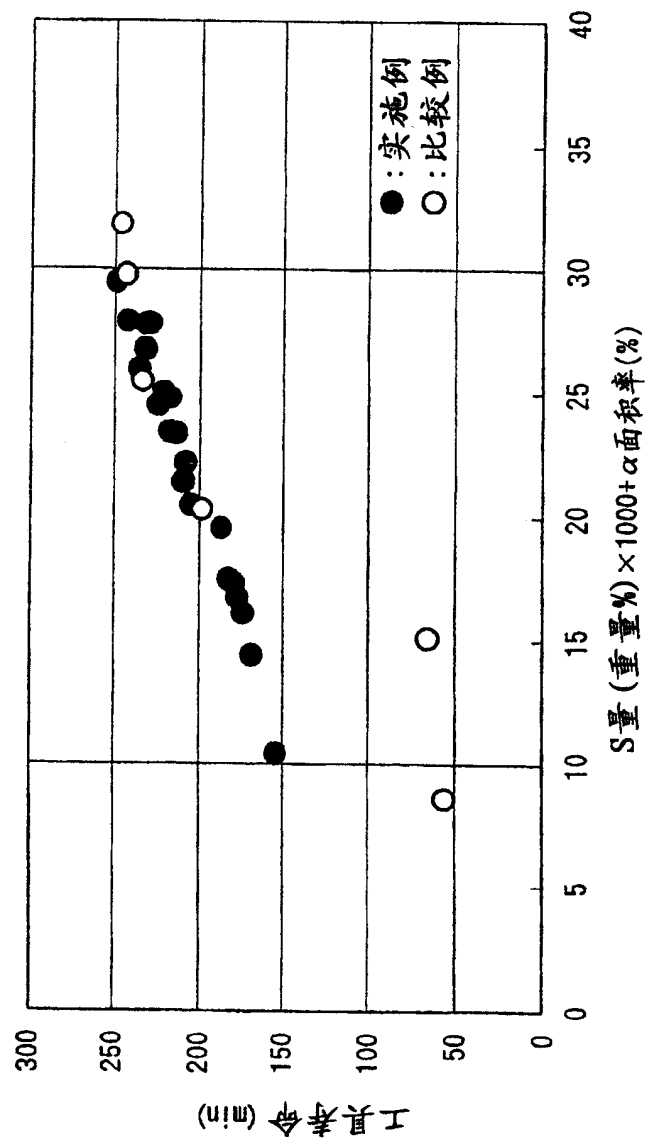


图7

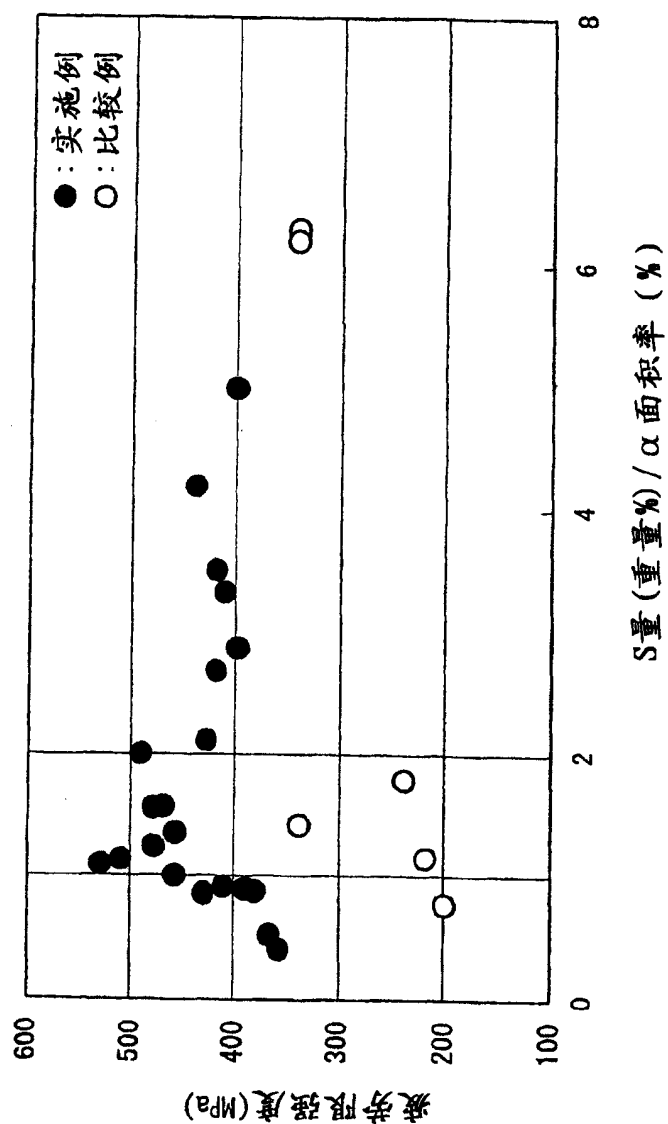


图8

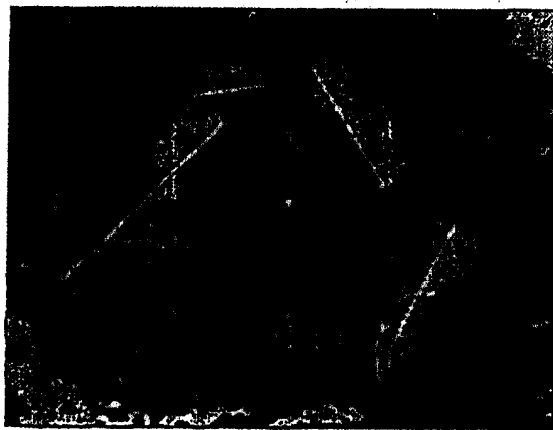


图9

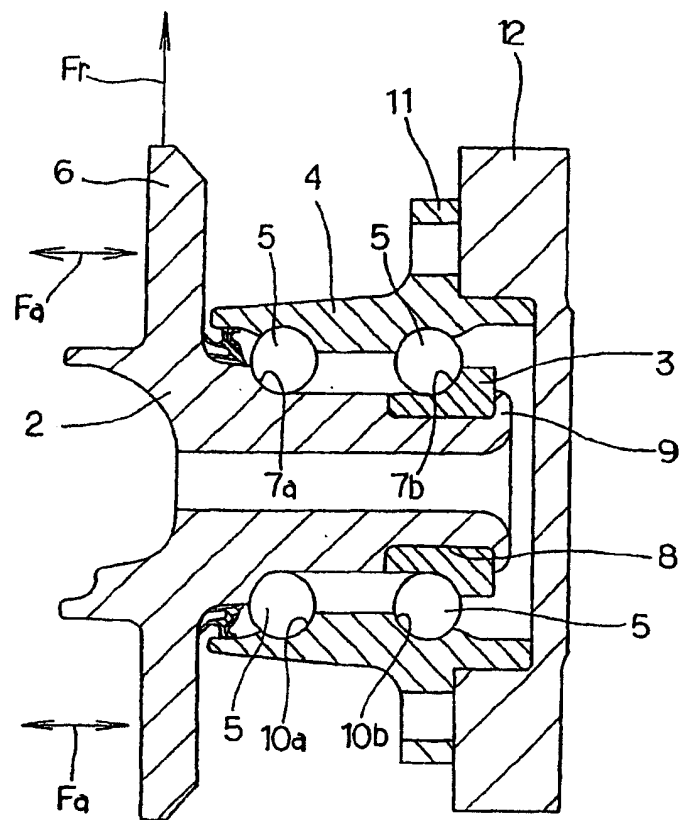


图10

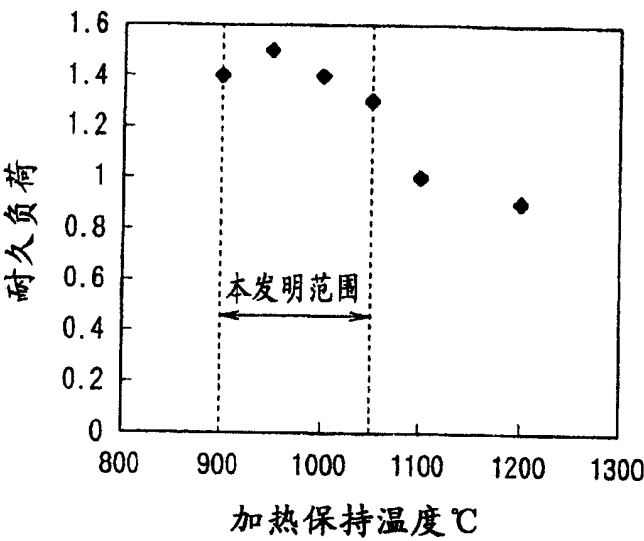


图11

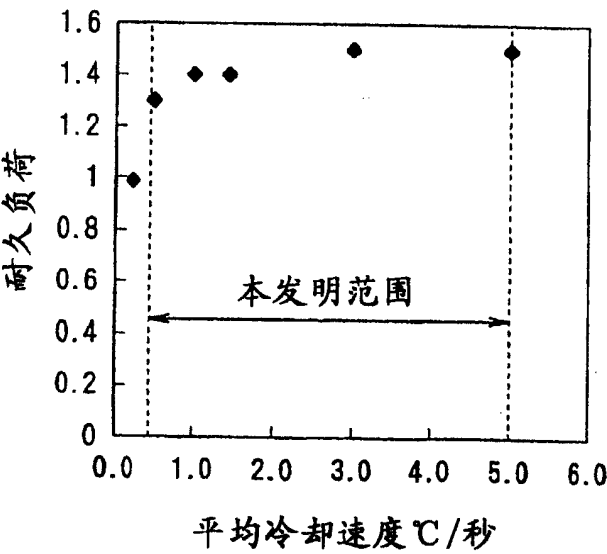


图 12

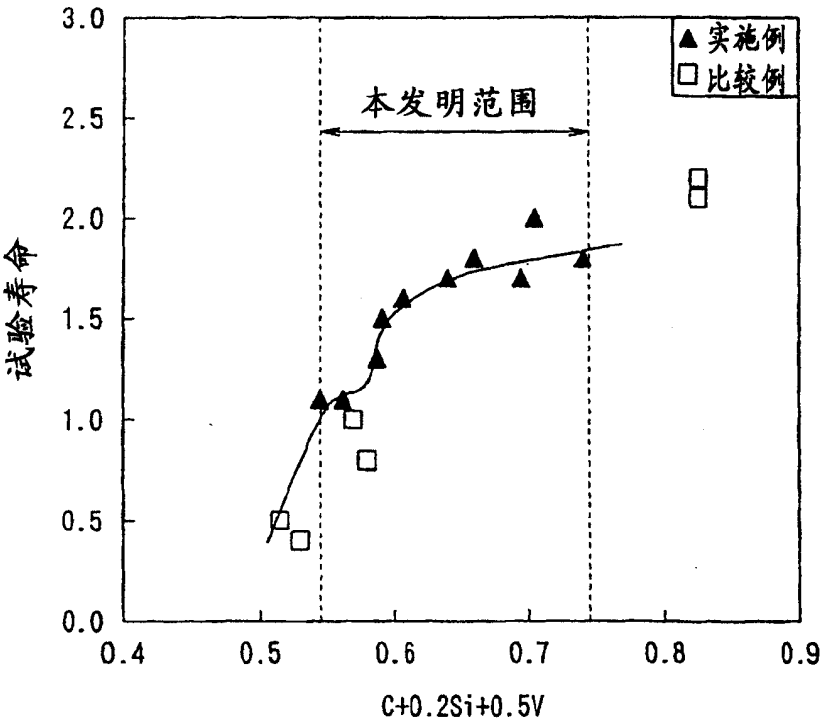


图 13

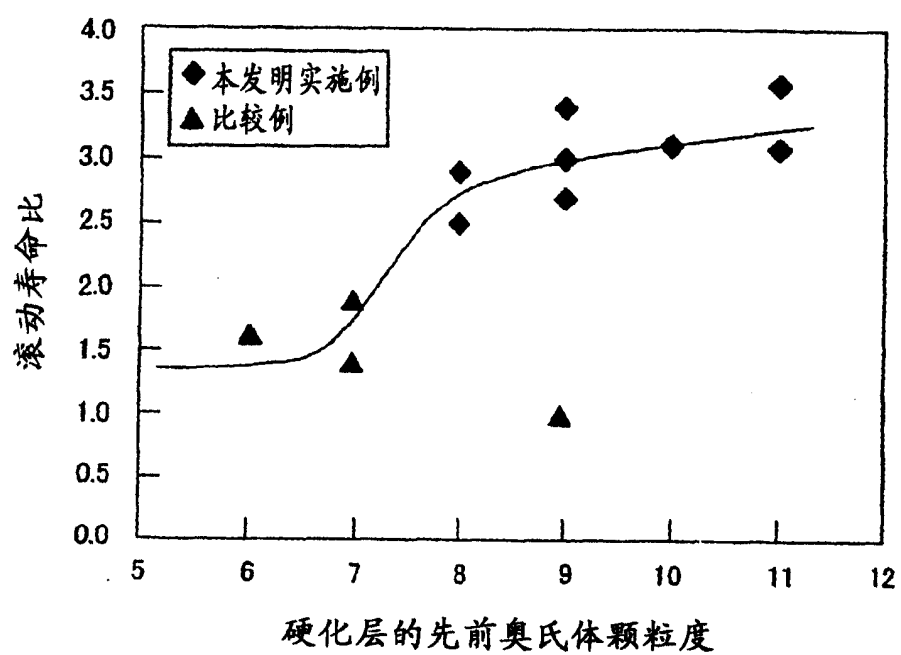


图14

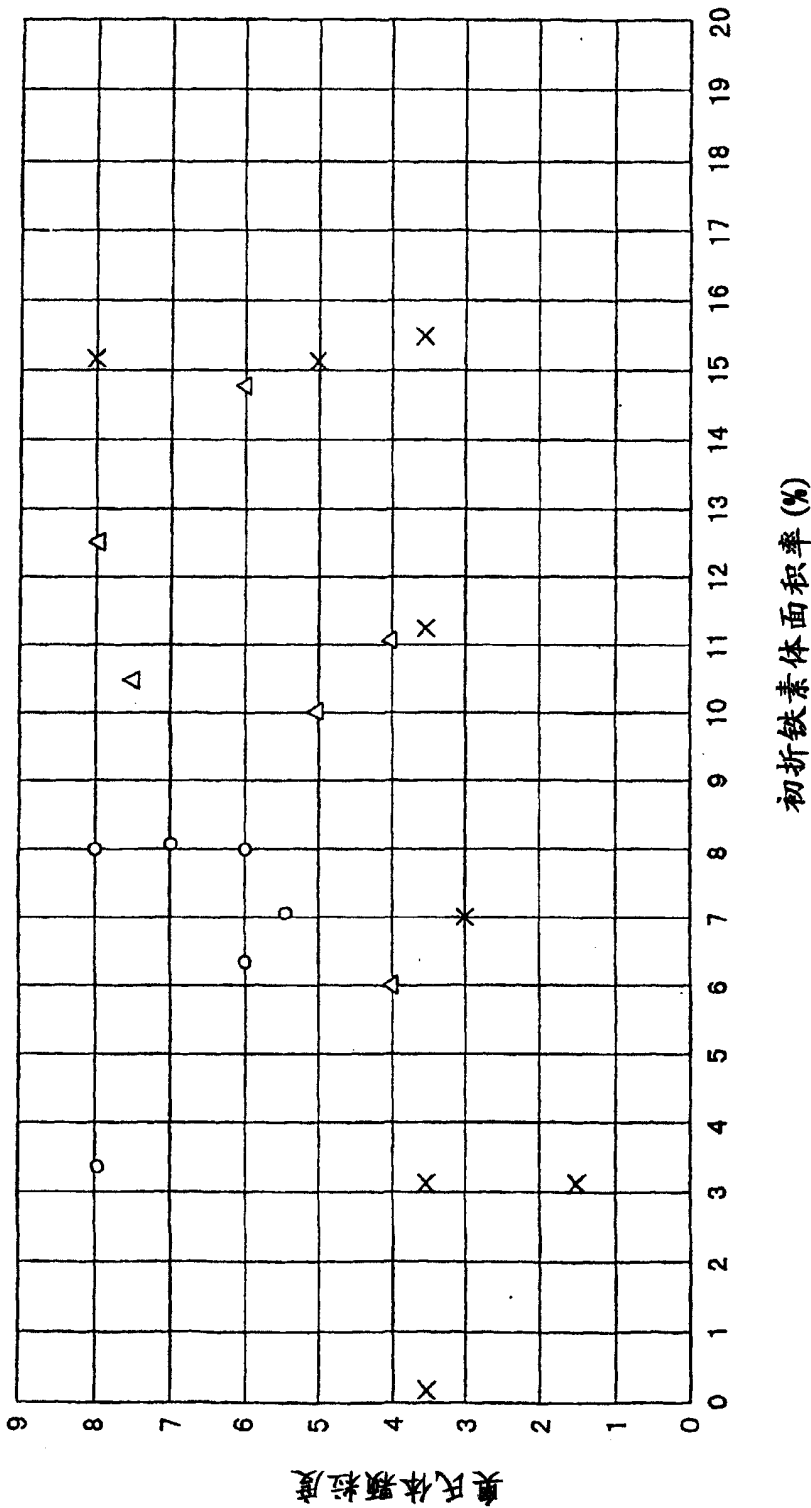


图 15

