

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C22C 33/02 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01)

B22F 3/10 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 01141114.7

[45] 授权公告日 2006 年 7 月 19 日

[11] 授权公告号 CN 1265008C

[22] 申请日 2001.8.31 [21] 申请号 01141114.7

[30] 优先权

[32] 2000.8.31 [33] JP [31] 263928/00

[32] 2001.1.24 [33] JP [31] 15655/01

[71] 专利权人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京都

共同专利权人 株式会社伏尼希雅杰克斯

[72] 发明人 中村尚道 上之菌聰 宇波繁

藤长政志 吉村隆志 饭嶋光正

小泉晋 安间裕之 藤井康雄

审查员 王怀东

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

代理人 卢新华 王其灏

权利要求书 5 页 说明书 38 页 附图 2 页

[54] 发明名称

铁基烧结粉末金属体,其制法及高强高密度铁基烧结组件的制法

行预先烧结,然后以退火代替烧结步骤,从而获得氮含量≤0.010%的烧结铁基粉末金属体。

[57] 摘要

一种再压实载荷明显更低且密度高的烧结铁基粉末金属体,以及一种制造尖锐状孔更少且高强度和高密度的铁基烧结压坯的方法,该法包括将含≤0.05%碳,≤0.3%氧,≤0.010%氮的铁基金属粉末与≥0.03%或≤0.5%的石墨粉末和润滑剂混合,预先将该混合物压实成预成型品,其密度≥7.3Mg/m³,并在非氧化气氛中进行预烧结,该气氛中,在温度≥约1000℃至约≤1300℃时,氮的分压为≤30kPa,从而形成再压实载荷明显更低且变形性高的烧结铁基粉末金属体,其密度为≥7.3Mg/m³,并且其含≥0.10%且≤0.50%碳,≤0.010%氧和≤0.010%氮,并其含≤0.02%游离碳,进一步进行再压实和再烧结和/或热处理,从而形成烧结压坯,并且该方法另外包括在对氮气分压无限制的气氛中进

1.一种铁基烧结粉末金属体，其密度 7.3 Mg/m^3 或更高，其组成为，
至少 0.10质量%且最多0.50质量%的碳，

5 最多0.3质量%的氧，和

最多0.010质量%的氮，并且

其余为铁和不可避免的杂质，而且

其含有最多0.02质量%的游离碳。

2.一种铁基烧结粉末金属体，其密度 7.3 Mg/m^3 或更高，其组成为，

10 至少 0.10质量%或最多0.50质量%的碳，

最多0.3质量%的氧，和

最多0.010质量%的氮，

选自下列一组的至少一种元素：

最多1.2质量%的锰，

15 最多2.3质量%的钼，

最多3.0质量%的铬，

最多5.0质量%的镍，

最多2.0质量%的铜，和

最多1.4质量%的钒，并且

其余为铁和不可避免的杂质，而且

其含有最多0.02质量%的游离碳。

3.一种铁基烧结粉末金属体的制造方法，其包括如下步骤：

将至少

组成如下的铁基粉末，

25 最多0.05质量%的碳，

最多0.3质量%的氧，

最多0.010质量%的氮，并且

其余为铁和不可避免的杂质，

与占铁基粉末和石墨粉末总重量至少0.03质量%且最多0.5质量%的石墨粉

30 末，以及选择性的，

占铁基粉末和石墨粉末总重量100重量份的至少0.1重量份且最多0.6重量份的润滑剂混合，

制成铁基粉末混合物，

将所述铁基粉末混合物压实成密度 7.3 Mg/m^3 或更高的预成型品，并将所述预成型品在非氧化气氛中预先烧结，该气氛中氮的分压为 30 kPa 或更低，并且温度超过 1000°C 且最高 1300°C 。

4.一种铁基烧结粉末金属体的制造方法，其包括如下步骤：

将至少

组成如下的铁基粉末，

10 最多0.05质量%的碳，

最多0.3质量%的氧，

最多0.010质量%的氮，并且

其余为铁和不可避免的杂质，

与占铁基粉末和石墨粉末总重量至少0.03质量%且最多0.5质量%的石墨粉
15 末，以及选择性的，

占铁基粉末和石墨粉末总重量100重量份的至少0.1重量份且最多0.6重量份的润滑剂混合，

制成铁基粉末混合物，

将所述铁基粉末混合物压实成密度 7.3 Mg/m^3 或更高的预成型品，并将所述预成型品在超过 1000°C 且最高 1300°C 的温度中预先烧结，并将该预先烧结的预成型品退火。

5.权利要求4所述铁基烧结粉末金属体的制造方法，其中在至少为 400°C 且最高 800°C 的温度进行所述退火。

6.权利要求4 所述铁基烧结粉末金属体的制造方法，其中所述预先烧结是在非氧化气氛中进行的，该气氛中氮的分压为 95 kPa 或更低。

7.权利要求3或4所述铁基烧结粉末金属体的制造方法，其中所述铁基粉末进一步包含选自下列一组中的至少一种元素：

最多1.2质量%的锰，

最多2.3质量%的钼，

30 最多3.0质量%的铬，

最多5.0质量%的镍，

最多2.0质量%的铜， 和

最多1.4质量%的钒。

8.权利要求3或4所述铁基烧结粉末金属体的制造方法，其中所述铁基粉末

5 是部分合金的钢粉末，其中选自以下一组：

最多1.2质量%的锰，

最多2.3质量%的钼，

最多3.0质量%的铬，

最多5.0质量%的镍，

10 最多2.0质量%的铜， 和

最多1.4质量%的钒的一种或多种元素被作为合金颗粒部分地分散并粘合到所述铁基粉末颗粒的表面。

9.一种铁基烧结组件的制造方法，其包括如下步骤：

将至少

15 组成如下的铁基粉末，

最多0.05质量%的碳，

最多0.3质量%的氧，

最多0.010质量%的氮，并且

其余为铁和不可避免的杂质，

20 与占铁基粉末和石墨粉末总重量至少0.03质量%且最多0.5质量%的石墨粉末，以及选择性的，

占铁基粉末和石墨粉末总重量100重量份的至少0.1重量份且最多0.6重量份的润滑剂混合，

制成铁基粉末混合物，

25 将所述铁基粉末混合物压实成密度 7.3 Mg/m^3 或更高的预成型品，并将所述预成型品在非氧化气氛中预先烧结，该气氛中氮的分压为30 kPa或更低，并且温度超过1000°C且最高1300°C，制成烧结粉末金属体，重新压实所述烧结粉末金属体，制成再压实组件，并将所述再压实组件再次烧结和/或进行热处理。

10.一种铁基烧结组件的制造方法，其包括如下步骤：

30 将至少

- 组成如下的铁基粉末，
最多0.05质量%的碳，
最多0.3质量%的氧，
最多0.010质量%的氮，并且
5 其余为铁和不可避免的杂质，
与占铁基粉末和石墨粉末总重量至少0.03质量%且最多0.5质量%的石墨粉末，以及选择性的，
占铁基粉末和石墨粉末总重量100重量份的至少0.1重量份且最多0.6重量份的润滑剂混合，
10 制成铁基粉末混合物，
将所述铁基粉末混合物压实成密度7.3 Mg/m³或更高的预成型品，并将所述预成型品在超过1000 °C且最高1300 °C的温度中预先烧结，将该预先烧结的预成型品退火，制成烧结粉末金属体，重新压实所述烧结粉末金属体，制成再压实组件，并将所述再压实组件再次烧结和/或进行热处理。
15 11. 权利要求10所述铁基烧结组件的制造方法，其中在温度至少400 °C且最高800 °C进行所述退火。
12. 权利要求10所述铁基烧结组件的制造方法，其中在非氧化气氛中进行所述预先烧结，该气氛中氮的分压为95 kPa或更低。
13. 权利要求9或10所述铁基烧结组件的制造方法，其中所述铁基粉末进一步包含选自以下一组的至少一种元素：
20 最多1.2质量%的锰，
最多2.3质量%的钼，
最多3.0质量%的铬，
最多5.0质量%的镍，
25 最多2.0质量%的铜，和
最多1.4质量%的钒。
14. 如权利要求9或10铁基烧结组件的制造方法，其中所述铁基粉末是部分合金的钢粉末，其中选自以下一组：
最多1.2质量%的锰，
30 最多2.3质量%的钼，

最多3.0质量%的铬，

最多5.0质量%的镍，

最多2.0质量%的铜， 和

最多1.4质量%的钒的一种或多种元素被作为合金颗粒部分地分散并粘合到

5 所述合金钢粉末颗粒的表面。

铁基烧结粉末金属体，其制法及高强高密度铁基烧结组件的制法

发明背景

发明领域

5 本发明涉及以铁基金属粉末为原料制成的一种铁基烧结组件，它适合做机
械组件,或者一种铁基粉末金属体，它作为中间材料适于制造该烧结铁基组件。

相关技术描述

10 粉末冶金技术能生产复杂形状如“近网状”的具有高尺寸精度的组件，
并可以明显降低切割和/或整理的成本。在这样的近网状中，几乎不需要为获得
或形成指定的形状而进行机械加工。因此，在汽车和其它不同领域的各种应用
15 中，采用了粉末冶金产品。为了减少组件的尺寸和重量，近来要求粉末冶金产
品具有更高强度，特别是，强烈需要铁基粉末产品（烧结铁基组件）具有更高
强度。

15 制备烧结铁基组件（以下有时称作“烧结铁基压坯”或简称为“烧结压
坯”）的基本工艺包括以下顺序的三个步骤(1) - (3):

- (1) 将例如石墨粉末和/或铜粉末的次级材料粉末与润滑剂如硬脂酸锌或
硬脂酸锂混入铁基金属粉末中，产生铁基粉末混合物的步骤；
- (2) 将该铁基粉末混合物装入阴模中，并对该混合粉末施压以获得生压
坯(green compact)的步骤；以及
- 20 (3) 将该生压坯烧结而获得烧结压坯的步骤。

所制成的烧结压坯可根据需要，进行确定尺寸或切割加工，以便由此获得
如机器组件的产品。当烧结压坯需要更高强度时，令其接受渗碳热处理、或光
亮淬火和回火。

25 通过步骤 (1) 到 (2) 获得的生压坯具有最大时约6.6 - 约7.1 Mg/m³的密
度，并且因此，由生压坯获得的烧结压坯具有相似的密度。

为了进一步增加这种铁基粉末产品（烧结铁基组件）的强度，增加该生压
坯的密度从而增加随后烧结所获得的烧结压坯的密度将是有效的做法。当该烧
结压坯密度更高时，该组件的孔隙更少并且机械性能如抗张强度、冲击强度和
疲劳强度更良好。

30 在例如日本公开特许公报2-156002，日本公开特许公报7-103404和美国专

利5,368,630号中公开了其中金属粉末在加热时受压的热压技术，其作为提高生压坯密度的施压方法。例如，0.5质量%的石墨粉末和0.6质量%的润滑剂可以加在部分合金的铁粉末中，该合金中含有4质量%的Ni、0.5质量%的Mo和1.5质量%的Cu，以便获得铁基粉末混合物。该铁基粉末混合物在150°C、686 MPa的压力下进行热压，从而获得密度约7.30 Mg/m³的生压坯。然而，采用该热压技术，需要将该粉末加热到预定温度的加热设备，这增加了生产成本，并由于阴模的热变形而降低了组件的尺寸精度。

另外，例如日本公开特许公报1-123005揭示了作为粉末冶金技术和冷锻法组合的烧结冷锻法，其可以生产基本上真密度的产品。

烧结冷锻法是一种以获得高密度组合物的最终产品为目的的模塑/加工方法，其将金属粉末如铁基粉末混合物压实成预成型品，预先烧结该预成型品，冷锻，然后将其再次烧结，以此代替上述步骤(2)和(3)。在本发明中，预先烧结体尤其指（铁基）粉末金属烧结体。另外，当简单地将其称作烧结体或烧结组件时，这意味着通过再烧结和/或热处理获得的烧结体。日本公开特许公报1-123005中描述的技术是一种方法，其将液体润滑剂涂敷在预成型品表面供冷锻和烧结，暂时将该预成型品在阴模中压实，然后对该预成型品施加负压，从而吸除该液体润滑剂，接着再压实并再烧结。根据该方法，由于在再压实之前吸除了临时压实前涂敷并浸渍于内部的液体润滑剂，内部的细小空隙在再次压实时被压扁和消除，于是获得了高密度的最终产品。然而，用该方法所获得的最终烧结产品的密度最高约为7.5 Mg/m³，并且强度有限。

为了进一步提高该产品（烧结体）的强度，有效的方法是增加产品中碳的浓度。在粉末冶金中，通常将石墨粉作为碳源与其它金属粉末材料混合，并且这可以看作一种获得高强度烧结体的方法，其通过压实，然后将与石墨粉末混合的金属粉末预先烧结，形成烧结预成型品，进而再压实并再烧结（采用烧结/冷锻法）。然而，当按照现存方法采用预先烧结时，基本上所有混入的碳在预烧结时扩散到预成型品的基质中，使烧结粉末金属体的硬度增加。因此，当该烧结粉末金属体再压实时，再压实的载荷明显增加并且烧结粉末金属体的可加工性降低，以致它不能构造成需要的形状。从而，不能获得高强度和高密度的产品。

对于上述问题，例如美国专利4,393,563揭示了不通过高温施压而制备一种

轴承组件的方法。该方法包括以下步骤：将铁粉末、铁合金粉末、石墨粉末和润滑剂混合，将该粉末混合物压实成预成型品，预先烧结并接着将其以至少50%的塑性加工冷锻，然后再烧结并退火、并将该压坯轧辊成型为最终产品(烧结组件)。关于美国专利4,393,563中描述的技术，据描述，当在抑制石墨扩散的条件下进行预先烧结时，预先烧结的组件(预先烧结体)具有高的可变形性，并可在后面的冷锻步骤中降低压实载荷。美国专利4,393,563,推荐的预先烧结条件为 $1100^{\circ}\text{C} \times 15 - 20$ 分钟。然而，本发明者的实验发现，在上述条件下，石墨完全扩散到预成型品中，使该材料烧结的预成型品硬度明显增加，使得随后的冷锻变得困难。

由于上述问题，例如日本公开特许公报11-117002提出一种将金属粉末压实而得到的烧结粉末金属体，该金属粉末是通过含 ≥ 0.3 重量%的具有一种结构的石墨与主要包含铁的金属粉末混合形成的，从而获得密度为 $\geq 7.3 \text{ g/cm}^3$ 的预成型品，该结构中石墨保留在金属粉末颗粒边界上，并在优选 $700^{\circ}\text{C}-1000^{\circ}\text{C}$ 的一定温度范围内预先烧结该预成型品。根据该技术，由于仅仅增加强度所需量的碳经如上所述温度范围内的预先烧结被固体增溶，以致遗留了游离石墨并防止铁粉末的过度硬化，所以在再压实步骤中，能获得低压实压力和高可变形性的压坯材料(烧结金属体)。然而，尽管通过该方法所获得的金属粉末压坯材料(烧结粉末金属体)在再压实步骤中具有高可变形性，但残留的游离石墨在随后的再烧结中被消除，以致产生拉长孔洞(孔隙)，这可能降低烧结产品的强度。

20 发明概述

本发明试图克服前述的现有技术问题，并首先提供铁基烧结粉末金属体，其能制造与现有技术相比，具有明显更低再压实载荷并具有明显更高可变形性的压坯，并且当由该铁基粉末混合物开始生产粉末冶金产品时具有高密度，同时提供了其制造方法。

25 本发明还试图提供一种尖锐状孔更少并且具有高强度且高密度的铁基烧结体的制造方法。

为了达到上述目标，本发明者对该压实及预先烧结的条件进行了认真研究。结果发现，为了抑制出现拉长孔隙，一种有效方法是，将铁基粉末混合物压实成高密度，并在足够将添加石墨扩散到该基质中、从而使游离石墨的量基本上降低为0的温度范围内，对其进行进一步预先烧结。另外，为了甚至在该温度

下进行预先烧结时,仍能明显减低烧结金属体的硬度, 已经发现的有效做法是, 降低铁基烧结粉末金属体中氮(N)含量, 并进一步地, 在预先烧结后紧接着进行退火, 或者在抑制氮化的条件下进行该预先烧结。这可以在再次压实时实现低载荷, 并能提供高密度的压坯, 并且由此, 能够制备高密度和高强度的烧结体。

基于上述发现进行进一步研究, 完成了本发明。

即, 本发明首先涉及一种铁基烧结粉末金属体, 其密度约 7.3 Mg/m^3 或更高, 并且其包含以质量%为基准, 至少约0.10%且最多约0.50%的碳和最多约0.3%的氧, 最多约0.010%(优选约0.0050%)的氮, 并且其含最多约0.02%的游离碳, 它通过压实和预先烧结一种铁基粉末混合物获得, 该混合物通过混合铁基金属粉末、石墨粉末和选择性的润滑剂制备。

另一发明涉及制备铁基烧结粉末金属体的方法, 包括以下步骤:

将至少

包含以下成分的铁基金属粉末, 以质量%为基准,

最多约0.05%的碳,

最多约0.3%的氧,

最多约0.010% (优选约0.0050%)的氮

和占铁基金属粉末和石墨粉末总重量的至少约0.03%, 最多约0.5%的石墨粉末, 以及选择性的, 以铁基金属粉末和石墨粉末总重量的100重量份计的至少约0.1重量份且最多约0.6重量份的润滑剂混合, 制成铁基粉末混合物, 将该粉末混合物压实成一预成型品, 其密度为约 7.3Mg/m^3 或更高, 在其中氮气分压约30kpa或更低且温度为约1000°C或更高到约1300°C或更低的非氧化气氛中, 预先烧结该预成型品。

作为另一项发明的实施方案, 可以采用烧结铁基粉末金属体的制造方法, 其包括在约1000°C或更高到约1300°C或更低的温度下预先 烧结该预成型品, 然后将其退火。在预先烧结的过程中, 对气氛没有特别的限制, 但优选在非氧化、氮气的分压约95kPa或更低的气氛中进行, 另外, 退火优选在温度约400°C - 约800°C进行。

另一项发明提供了一种高强度和高密度铁基烧结体的制造方法, 其包括再压实该铁基烧结粉末金属体, 该金属体由另一项发明的任一种方法获得, 然后

再烧结和/或热处理该压坯。

在上述任一项发明中，优选，铁基烧结粉末金属体的组成或铁基粉末混合物的组成中进一步含有，选自以下一组的一种或多种元素：最多约1.2%的锰，最多约2.3%的钼，最多约3.0%的铬，最多约5.0%的镍，最多约2.0%的铜，最多约1.4%的钒，含量均为质量%。在铁基金属粉末中含合金元素 (Mn、Mo、Cr、Ni、Cu、V)的形式没有特别限制。其可以仅仅是铁基金属粉末和合金粉末的混合物，但优选是部分合金钢粉末，其中上述合金元素的合金粉末部分地分散并粘合在铁基金属粉末的表面。另外还优选，在该铁基金属粉末本身中含上述合金元素的预合金钢粉末。上述封拦(containment)形式可组合应用。

另外，在上述任一项发明中，对于铁基烧结粉末金属体的组成或铁基粉末混合物的组成，除了上述成分外，只要大部分的剩余物(约85%或更多) 为铁，则其它成分没有特别限制，并且任选组分包含Fe和不可避免杂质的剩余物。

附图简述

图1是显示烧结粉末金属体和烧结组件制造方法的一个实例的解释图。

图2是示意性显示烧结粉末金属体结构的示意图。

发明详述

本发明首先提供铁基烧结粉末金属体，其密度约 7.3 Mg/m^3 或更高，并且其包括，以质量%计算，至少约 0.10%和最多约0.50%的碳，最多约0.3%的氧以及最多约0.010%（优选约0.0050%）的氮，且其含最多约0.02%的游离碳，它是通过压实和预先烧结一种铁基粉末混合物获得，该混合物是经混合铁基金属粉末、石墨粉末和选择性的润滑剂制成。

另外在本发明中，该组合物优选含选自以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2%的锰，最多约2.3%的钼，

最多约3.0%的铬，最多约5.0%的镍，

最多约2.0%的铜，和

最多约1.4%的钒，上述分别以质量%计。

对于该铁基烧结粉末金属体组合物，除了上述元素以外，只要大部分剩余物 (约85%或更多) 为铁，则其它元素没有特别限制，并且含Fe和不可避免杂质剩余物的组合物是优选的。

参考优选的实施方案详细描述本发明。

第一项发明提供铁基烧结粉末金属体，其通过压实和预先烧结一种铁基粉末混合物获得，该混合物是通过混合至少铁基金属粉末、石墨粉末和选择性润滑剂制成。

根据本发明的铁基烧结粉末金属体包含一种组合物,该组合物按质量%计，
5 含有

至少约 0.10%且最多0.50%的碳，
最多约0.3%的氧，
最多约0.010%的氮，
或，进一步含有，

10 选自以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2%的锰，
最多约2.3%的钼，
最多约3.0%的铬，
最多约5.0%的镍，
15 最多约2.0%的铜， 和

最多约1.4%的钒，并且优选含铁和不可避免杂质的剩余物。Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V中的每一种元素可以与石墨粉末一起添加，其与合金粉末混合以便获得铁基粉末混合物，但优选使用它们的部分合金钢粉末或预合金钢粉末。可结合使用这些添加形式。

20 首先，将解释如此定义根据本发明铁基烧结粉末金属体组成的原因。

C: 约 0.10% - 约0.50质量%

将C控制在约0.10 ~ 约0.50质量%的范围内是考虑到，渗碳淬火或光亮淬火时的可硬化性，以及根据烧结组件所要求的强度。为了确保所需要的可硬化性，C-含量有利地为约0.10质量%或更多。另一方面,优选约0.5质量%或更少，

25 是为了避免烧结金属体的硬度过高，以及避免再压实时的压实载荷过大。

O: 约0.3质量%或更少

O是铁基金属粉末中会不可避免含有的元素。由于随氧含量的增加，烧结粉末金属体的硬度以及再压实时的压实载荷增加，所以优选尽可能降低氧的含量。为了避免再压实步骤中载荷的明显增加，氧含量的上限优选约0.3质量%。

30 由于能稳定地工业化生产的铁基金属粉末中氧含量的下限是约0.02质量%，所

以铁基烧结粉末金属体中氧含量的下限优选为约0.02质量%。

N: 约0.010质量%或更少

N象C一样是用于增加烧结粉末金属体硬度的一种元素，为了保持烧结粉末金属体的硬度更低以及为了减少本发明中的再压实载荷，尽可能降低N含量是有利的，本发明中，石墨被固体增溶到铁基金属粉末中，并且使游离石墨基本上为零。当N 的含量超过约0.010质量%时，再压实过程中的压实载荷会明显增加，因此本发明中N的含量严格限制在约0.010质量%或更少。优选约0.0050质量%或更少。考虑到烧结粉末金属体的质量，对定义N含量的下限没有特殊的限制，但工业上难于使该含量低于约0.0005质量%或更少。

选自Mn: 约1.2质量%或更少，Mo: 约2.3质量%或更少，Cr: 约3.0质量%或更少，Ni: 约5.0质量%或更少，Cu: 约2.0质量%或更少，V: 约1.4质量%或更少的一种或多种元素

Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V中的每一种均是用来改善淬火性能的元素，且根据确保烧结组件强度目标的需要，可选择并包含其中的一种或多种元素。为了不明显增加烧结粉末金属体的硬度并且不增加再压实的载荷，优选将分别确定如下的含量：

最多约1.2质量%的锰，

最多约2.3质量%的钼，

最多约3.0质量%的铬，

最多约5.0质量%的镍，

最多约2.0质量%的铜，和

最多约1.4质量%的钒。

更优选Mn、Mo和V的含量为，最多约1.0质量%的锰，最多约2.0质量%的钼和最多约1.0质量%的钒。鉴于烧结粉末金属体的质量，对于定义Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V中每种元素含量的下限没有特殊的限制，但为了将它们和封拦物(containment)如杂质相区别，作为添加剂，可将其下限大约定义在Mn: 0.04质量%，Mo: 0.005质量%，Cr: 0.01质量%，Ni: 0.01质量%，Cu: 0.01质量%，V: 0.005质量%。

平衡量的Fe和不可避免的杂质

上述元素之外的剩余物，优选含有Fe和不可避免的杂质。该不可避免的杂

质包括含量分别低于上述下限的Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V。作为其它杂质，例如可允许有至多约0.1质量%或更少的磷，最多约0.1质量%的硫和最多约0.2质量%的硅。从工业化生产率上考虑，这些杂质元素的含量下限可定义在约0.001质量%的磷，约0.001质量%的硫和约0.01质量%的硅。在含有上述之外的其它5杂质元素和添加元素的情况下，优选该烧结粉末金属体组合物中含有至少约85%的铁，以便在再压实时保持压实载荷更低，并确保该再烧结体的强度。

游离石墨：约0.02%或更少

本发明的烧结铁基粉末金属体通过压实和预先烧结一种铁基粉末混合物获得，该混合物通过混合至少铁基金属粉末、石墨粉末和选择性润滑剂制成，该10烧结铁基粉末金属体具有一种结构，其中石墨扩散到铁基金属的基质中，并且基本上无游离石墨（未扩散到该基质中的石墨）出现。根据本发明的烧结铁基粉末金属体中，通过控制预先烧结的条件，游离石墨基本上减少为零，即，约0.02质量%或更少。也就是说，通过压实和预先烧结，石墨粉末几乎都扩散进铁基金属粉末中，其在基质中作为一种固体溶液存在，或以被沉淀的碳化物形式存在，而几乎不作为游离石墨残留。当游离石墨的量超过约0.02质量%时，15在再压实过程中，石墨颗粒沿着金属流动方向延伸而形成石墨延伸层的现象变得明显。因此，当石墨扩散到铁基金属基质中并在再烧结时散逸时，石墨延伸层的轨迹保留下来成为拉长的孔隙。该拉长孔隙在烧结体中成为缺陷，有时会降低其强度。因此将游离石墨限制在约0.02质量%或更低。

20 图2示意说明本发明铁基烧结粉末金属体结构的一个实例。该烧结粉末金属体的结构包括做为主相的铁素体相(F)，其中在石墨扩散的区域一同出现了珠光体相(P)。通过将预先烧结条件控制在本发明的范围内，能将该烧结粉末金属体的硬度控制在不妨碍再压实的程度。

根据本发明的烧结铁基粉末金属体，其密度约为 7.3 Mg/m^3 或更高。通过25在使预成型品的密度为约 7.3 Mg/m^3 或更高的条件下将该铁基粉末混合物压实成预成型品，各个铁基金属粉末颗粒之间的接触面积增加，并且以面接触方式进行的材料扩散在很宽范围占优势。因此，获得大延伸和高变形性的烧结粉末金属体。该密度更优选约 7.35 Mg/m^3 或更高。该烧结金属体的密度越高，越优选，但鉴于模具寿命等成本限制，实用的密度上限确定为约 7.8 Mg/m^3 。更实际地，合适的密度范围是从约 7.35 Mg/m^3 到约 7.55 Mg/m^3 。

下面，将烧结铁基粉末金属体的另一制造方法解释如下。

另一项发明的第一实施方案提供一种铁基烧结粉末金属体的制造方法，其包括以下步骤

将至少

5 以质量%计含如下成分的铁基金属粉末，

最多约0.05质量%的碳，

最多约0.3质量%的氧，

最多约0.010质量%的氮，并且

剩余物优选为铁和不可避免的杂质，

10 与占铁基金属粉末和石墨粉末总量的至少约0.03%且最多约0.5%的石墨粉末，以及选择性的，占铁基金属粉末和石墨粉末总量100重量份的至少约0.1重量份且最多约0.6重量份的润滑剂混合，制成铁基粉末混合物，将该粉末混合物压实成密度约7.3Mg/m³或更高的预成型品，并在其中氮气分压约30kPa或更小，且温度约1000°C或更高到约1300°C或更低的非氧化气氛中预先烧结该预成型品。

15 在另一项发明的第一实施方案中，除上述组合物外，以质量%计，铁基混合粉末优选还含有

选自以下一组的一种或多种元素，

最多约1.2%的锰，

最多约2.3%的钼，

20 最多约3.0%的铬，

最多约5.0%的镍，

最多约2.0%的铜，和

最多约1.4%的钒。

在这种情况下，除了上述元素之外的其它元素的剩余物优选包含Fe和不可避免的杂质。

在另一项发明的第一实施方案中，铁基金属粉末除了上述组合物外，还包含，以质量%计选自以下一组的一种或多种合金元素：

最多约1.2%的锰，

最多约2.3%的钼，

30 最多约3.0%的铬，

最多约5.0%的镍，
最多约2.0%的铜，和
最多约1.4%的钒
(优选，剩余物为Fe和不可避免的杂质)。

5 另外，至少一部分的合金元素是部分扩散的，其作为合金颗粒粘合到铁基金属粉末的表面，形成部分合金钢粉末。

另外，在另一项发明的第一实施方案中，铁基金属粉末优选还含有预合金钢粉末，其在上述组成之外，还含有选自以下一组的一种或多种元素，

10 最多约1.2质量%的锰，
最多约2.3质量%的钼，
最多约3.0质量%的铬，
最多约5.0质量%的镍，
最多约2.0质量%的铜，和
最多约1.4质量%的钒
15 (优选，剩余物为Fe和不可避免的杂质)。

即，对选自Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V的一种或多种合金元素，其封拦的方法没有特别的限制。该方法可以仅仅是混合，但优选以部分合金钢粉末或预合金钢粉末的形式将它们包含到铁基金属粉末中。可以结合使用这些添加方式。

20 另外，另一项发明的第二实施方案提供一种铁基烧结粉末金属体的制造方法，其包括以下步骤，

将至少
包含一种组合物的铁基金属粉末，该组合物以质量%计含有
最多约0.05%的碳，
最多约0.3%的氧，
25 最多约0.010%的氮，并且
剩余物优选是铁和不可避免的杂质，
与占铁基粉末和石墨粉末总量的至少约0.03质量%且最多约0.5质量%的石墨粉末，以及选择性的，占铁基金属粉末和石墨粉末总量100重量份的至少约0.1重量份且最多约0.6重量份的润滑剂混合，制成铁基粉末混合物，
30 将该粉末混合物压实成密度约7.3 Mg/m³或更高的预成型品，并将该预成

型品预先烧结并退火。

优选在约95 kPa或更低的非氧化气氛中进行预先烧结。另外，退火优选在约400°C~约800°C的温度下进行。

在另一项发明的第二实施方案中，该铁基粉末混合物可以是一种组合物，

5 该组合物除了上述组成外，以质量%计还含有，

选自以下一组的一种或多种元素，

最多约1.2%的锰，

最多约2.3%的钼，

最多约3.0%的铬，

最多约5.0%的镍，

最多约2.0%的铜，和

最多约1.4%的钒

并且剩余物优选是Fe和不可避免的杂质。

另外，在另一项发明的第二个实施方案中，铁或铁基金属粉末在上述组成

15 之外，优选以质量%计还含有，

选自以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2%的锰，

最多约2.3%的钼，

最多约3.0%的铬，

最多约5.0%的镍，

最多约2.0%的铜，和

最多约1.4%的钒

（优选，剩余物是Fe和不可避免的杂质）。

另外，至少一部分合金元素可以是部分扩散的，其作为合金颗粒粘合到铁
25 基金属粉末颗粒的表面，形成部分合金钢粉末。

另外，在另一项发明的第二实施方案中，铁基金属粉末可为预合金钢粉末，
其在上述组成之外，以质量%计还含有

选自以下一组的一种或多种元素，

最多约1.2质量%的锰，

30 最多约2.3质量%的钼，

最多约3.0质量%的铬，
最多约5.0质量%的镍，
最多约2.0质量%的铜， 和
最多约1.4质量%的钒
5 (优选，剩余物为Fe和不可避免的杂质)。

即，对选自Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V的一种或多种合金元素，其封拦到铁基粉末混合物中的方法没有特别的限制。该方法可以仅仅是混合，但优选以部分合金钢粉末或预合金钢粉末的形式将它们包含到铁基金属粉末中。可以结合使用这些添加方式。

10 另一发明的优选实施方案将具体解释如下。

图1，显示烧结铁基粉末金属体制备步骤的一个实例。作为原材料粉末，使用铁基金属粉末、石墨粉末和，进一步地，一种合金粉末。

作为所用的铁基金属粉末，其组成中含有，以质量%计，最多约0.05%的碳，最多约0.3%的氧，最多约0.010%的氮，剩余物为Fe和不可避免的杂质是合适的。
15

即，优选C最多约0.05%，O最多约0.3%，N最多约0.010%，以便防止可压缩性因该粉末硬化而降低，并使该烧结粉末金属体的密度达到约7.3 Mg/m³或更高。优选该铁基金属粉末中，N的含量为最多约0.0050质量%。

鉴于可压缩性，优选O含量尽可能低。O是不可避免要包含的元素，其下限理想地为约0.02%，这样的水平不会增加经济成本，并且在工业上也可实施。从工业化节约的角度看，优选O的含量是从约0.03~约0.2质量%。以同样的方式，从工业化节约的角度看，优选的C含量和N含量的下限值为约0.0005质量%。从通常工业用的铁基金属粉末以外的原料粉末侵入该烧结粉末金属体的N和O可以忽略。

25 另外，对用于本发明的铁基金属粉末的颗粒尺寸没有特别的限制，并且颗粒尺寸平均约30 ~ 约120 μ m是理想的，因为它们在工业上能以降低的成本生产。将平均颗粒尺寸定义为颗粒尺寸重量累积分布的中点值(d50)。

另外，在另一项发明中，在上述组成以外，可含有选自以下一组的一种或多种元素：以质量%计，

30 最多约1.2%的锰，

5 最多约2.3%的钼，
 最多约3.0%的铬，
 最多约5.0%的镍，
 最多约2.0%的铜，和
 最多约1.4%的钒。

10 作为Mn、Mo和V优选含量的参考，Mn最多约1.0质量%，Mo最多约2.0质量%和V最多约1.0质量%。为了增加该烧结体的强度或增强可硬化性，根据需要可选择并加入Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V中的任一种。这些合金元素可以与铁基金属粉末预合金，或者可将合金粉末的颗粒部分扩散并与铁基金属粉末颗粒粘合，或者可作为一种金属粉末(合金粉末)混合。

15 另外，可结合使用上述封拦法，例如，对每一个准备加入的元素，选择并结合最佳的合并方法可以看作一种合适的实施方案。在这些情况的每一种情况下，为了避免一些不利影响—由于该烧结粉末金属体的硬度增加而导致再压实时压实载荷增加，优选分别将它们的上限确定为：最多约1.2质量%的锰，最多约2.3质量%的钼，最多约3.0质量%的铬，最多约5.0质量%的镍，最多约2.0质量%的铜，最多约1.4质量%的钒。

20 鉴于该烧结粉末金属体的质量，对于Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V中每一种元素含量的下限没有特别的限制，但为了将它们和作为杂质的封拦物区分开，作为添加剂，它们的下限确定为大约Mn: 0.01质量%、Mo: 0.01质量%、Cr: 0.01质量%、Ni: 0.01质量%、Cu: 0.01质量%、V: 0.01质量%。

25 除了上述所提到的成分之外，这些组件的剩余物优选包含Fe和不可避免的杂质。该不可避免的杂质包括含量分别低于上述下限的Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V。作为其它杂质，例如可允许有至多约0.1质量%的磷，最多约0.1质量%的硫和最多约0.2质量%的硅。从工业化生产率上考虑，这些杂质元素的含量下限可定义在约0.001质量%的磷，约0.001质量%的硫和约0.005质量%的硅。

在含有上述之外的其它杂质元素和添加元素的情况下，优选该烧结粉末金属体组合物中含有至少约85%的铁，以便在再压实时保持压实载荷更低，并确保该再烧结体的强度。

30 作为原材料粉末之一的石墨粉末以占铁基金属粉末和石墨粉末混合物总量的约0.03 ~ 约0.5质量%包含到该铁基粉末混合物中，以确保该烧结体的预定强

度或在热处理时增加其可硬化性。为了不造成对该烧结组件强度提高作用的不充分，石墨粉末的含量优选约0.03质量%或更多。另一方面，为了避免在再压实过程中产生过大的压实载荷，优选该含量为约0.5质量%或更少。因此，铁基粉末混合物中石墨粉末的含量优选占铁基金属粉末和石墨粉末总量的约0.03 ~ 5 约0.5质量%。

另外，例如为了避免铁基粉末混合物中的石墨粉末离析，可将蜡、锭子油等添加到铁基粉末混合物中，以便改善石墨粉末与铁基金属粉末颗粒表面之间的结合。另外，可以应用离析防护性处理来改善石墨粉末颗粒与铁基金属粉末表面之间的结合，该处理公开于例如日本公开特许公报1-165701和5-148505。

10 另外，除了原材料粉末之外，为了在压实时改善压实密度并减小从模具中的剥离力，可以进一步添加润滑剂。可用的润滑剂包括：例如硬脂酸锌、硬脂酸锂、亚乙基双硬脂酰胺、聚乙烯、聚丙烯、热塑性树脂粉末、聚酰胺、硬脂酰胺、油酸和硬脂酸钙。润滑剂的含量优选占铁基金属粉末和石墨粉末总量10 0重量份的约0.1~ 约0.6重量份。此发明适合冷压/再压实步骤，因此还可优选润 15 滑剂以便适合冷加工。

要混合铁基粉末混合物，可采用通常已知的混合方法，例如使用亨舍尔混合机或谷物型混合机的混合法。

然后将按照上述组成和比例混合的铁基粉末混合物压实成密度约7.3 Mg/m³或更高的预成型品，当该预成型品的密度约7.3 Mg/m³或更高时，铁基金属 20 粉末各颗粒之间的接触面积增加，从而促进金属原子通过接触面的体积扩散或面扩散，或者引起下一步预先烧结过程中，颗粒表面彼此之间在很宽范围上熔融，以致在再压实过程中获得大的延伸性从而达到高变形性。

在压实过程中，可采用已知的压实技术，特别是阴模压模技术。例如，每种压实方法都是优选的，例如模具润滑法、使用裂模的多阶段模塑法、CNC挤压法、流体静力学挤压法、热压法、日本公开特许公报11-117002中描述的压实方法或者这些方法的结合方法。另外，可单独或结合使用滚轧成形法。在上述压实方法中，鉴于尺寸精度和生产成本，合适的是冷压法（而不是上述的热成型法）。日本公开特许公报11-117002所描述的压实方法中，模塑装置包括具有模塑空间的型工，并且用于挤压该粉末混合物的上冲杆及下冲杆嵌入该型工中。 25 这时，该模塑空间包括较大直径部分，上冲杆将嵌入其中，和较小直径部分， 30

下冲杆将嵌入其中，并且有一渐变部分连接它们。这时，为增加模塑空间体积，一凹口设置在面对型工模塑空间的端面的外周缘上，上冲杆和下冲杆中之一或两者和其相对。通过使用上述结构的设备，施压后压坯的跳回或剥离力受到限制，能容易地制造高密度的压坯。

5 然后，将该预成型品预先烧结制成烧结粉末金属体。

在第一个实施方案中，优选在非氧化气氛中进行预先烧结，其中氮气分压约30kPa或更低，并且温度约1000°C~约1300°C。当预先烧结的温度低于约1000°C时，游离石墨的剩余量有时会增加，其会在随后步骤中的再次烧结期间形成拉长的孔隙，这些孔隙成为大应力下使用的最终产品中的缺陷，其会降低强度。

10 另一方面，如果预先烧结的温度超过约1300°C，由于改善可变形性的作用已经饱满，所以为了避免显著增加制造成本，优选其上限确定为约1300°C。为此，预先烧结的温度优选定义在从约1000°C到1300°C。

在本发明中，预先烧结优选在氮气分压约30 kPa或更低的非氧化气氛中进行，如在真空中，在氩气或氢气中。低的氮气分压对降低烧结粉末金属体中的15 氮含量更为有利。优选的气氛是，例如氢气浓度约70体积%或更多的氢气-氮气混合物。另一方面，当氮气的分压超过约30 kPa时，要将烧结粉末金属体中氮的含量减少到约0.010质量%或更少就困难了。对确定氮气分压的下限没有特别的要求，但工业可行的水平为 10^{-5} kPa。这和后面将要描述的退火处理中的也一致。

20 预先烧结的加工时间可以根据目的或条件而适当设定，通常在约600 ~ 约7200秒的范围进行。

另一方面，当以第二实施方案代替第一实施方案时，本发明者发现，在无限制的气氛中对预成型品进行预先烧结后，在比预先烧结温度低的温度下进行退火，能显著改善烧结粉末金属体的可变形性（可冷锻性）。其原因目前还不25 总是很明显，但据观察，烧结粉末金属体中的N含量通过进行退火而降低。据认为，退火的脱氮作用是烧结粉末金属体可变形性得到改善的原因之一。也就是，据估计，在退火步骤中，预先烧结体中进行的向 α - 相的转化降低了氮对铁基基质的溶解性，导致氮浓度降低。另外，也可以采用脱氮而非退火，但考虑到经济性或为了不出现对烧结粉末金属体可变形性不利的影响，最优先使用30 退火。

当为了改善可压缩性而减少该烧结粉末金属体中的N时，先于退火的预先烧结，其气氛没有特别限制。然而，在该预先烧结的气氛中，优选氮气的分压为约95 kPa或更低，以便保证在该烧结金属体中，N的含量约0.010质量%或更少。另外，为了防止氧化造成的硬化，优选使用非氧化气氛。

5 为了在烧结粉末金属体中保持氮含量约0.010质量%或更少，优选在约400 °C ~ 约800°C范围内的温度进行预先烧结之后的退火。这是因为在约400°C ~ 约800°C的退火温度范围内，减少氮含量的效果最佳。另外，退火的气氛优选是非氧化的，其原因与预先烧结步骤的原因一样。另外，脱氮效率可以通过将退火步骤气氛中氮的分压限制为约95 kPa或更低而得到更大改善。退火时气氛中的氮气分压和预先烧结时气氛中的氮气分压可不必相同。

10 另外，退火的时间优选在约600 ~ 约7200秒的范围内。退火时间约600秒或更长的退火能提供充分的降氮效果。另一方面，如果退火时间超过约7200秒，由于该效果已经不再增加，鉴于生产率，该上限优选约7200秒。进一步优选的下限为约1200秒而且进一步优选的上限为约3600秒。

15 另外，预先烧结和随后的退火可以连续进行，不将材料从进行预先烧结的烧结炉中取出也没有问题。即，材料可以预先烧结后，冷却到介于约400°C和约800°C之间的温度，然后在该温度退火。另外，可将材料预先烧结，冷却到低于约400°C，然后在约400°C~约800°C时进行退火。另外，不要求温度始终保持一恒定值，其可以在约400°C~约800°C的温度范围内逐渐冷却。在逐渐冷却的过程中，可以降低冷却的速率，结果，相对于以常规冷却速率通过该温度范围所花的时间（约2400秒），其需要约600~约7200秒，优选约3600~约7200秒的附加时间。

将该烧结粉末金属体再压实形成再压实组件。

25 通过上述步骤获得的本发明烧结粉末金属体，其能够用已知方法再压实，然后再烧结和/或热处理，以便形成高强度和高密度的铁基烧结体。由于本发明的烧结粉末金属体具有高可变形性，所以再压实步骤更优选采用从成本和尺寸精度来看具有优势的冷锻法。

接下来，对另一项高强度和高密度的铁基烧结体的制造方法进行解释说明。

30 即，此发明的第一个实施方案提供了一种铁基烧结体的制造方法，该方法

包括以下步骤，将至少

铁基金属粉末，其具有含以下成分的组合物，

最多约0.05质量%的碳，

最多约0.3质量%的氧，

5 最多约0.010质量%的氮，

和优选为铁和不可避免杂质的剩余物，

与占铁基粉末和石墨粉末总重量至少约0.03质量%且最多约0.5质量%的石墨粉末或者，选择性地，

10 占铁基粉末和石墨粉末总重量100重量份的至少约0.1重量份且最多约0.6重量份的润滑剂混合，制成铁基粉末混合物，

将所述铁基粉末混合物压实成密度约 7.3 Mg/m^3 或更高的预成型品，在非氧化气氛中预先烧结该预成型品，该气氛中氮的分压为约30 kPa或更低，并且温度为约1000°C或更高且约1300°C或更低，制成烧结粉末金属体，将该烧结粉末金属体再次压实成再压实组件，并

15 再烧结和/或热处理该再压实组件。

另外，在上述发明的第一个实施方案中，该铁基粉末混合物优选具有一种组成，该组成在上述组分以外，以质量%计，还含有选自以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2质量%的锰，

20 最多约2.3质量%的钼，

最多约3.0质量%的铬，

最多约5.0质量%的镍，

最多约2.0质量%的铜，和

最多约1.4质量%的钒，

25 另外优选含铁和不可避免杂质的剩余物。

另外，在上述组分之外，铁基金属粉末优选还包含，以质量%计，选自以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2质量%的锰，

最多约2.3质量%的钼，

30 最多约3.0质量%的铬，

最多约5.0质量%的镍,

最多约2.0质量%的铜, 和

最多约1.4质量%的钒,

(优选, 一种组合物, 其包含剩余物铁和不可避免杂质)。

5 另外, 可优选的是一种部分合金钢粉末, 其通过将至少一部分合金颗粒形式的合金元素, 部分扩散粘合到铁基金属粉末颗粒的表面而形成。

在上述发明的第一个实施方案中, 该铁基金属粉末还优选是一种预合金粉末, 其除上述组成以外, 进一步包含, 以质量%计, 选自以下一组的一种或多种元素:

10 最多约1.2质量%的锰,

最多约2.3质量%的钼,

最多约3.0质量%的铬,

最多约5.0质量%的镍,

最多约2.0质量%的铜, 和

15 最多约1.4质量%的钒,

(优选, 含铁和不可避免杂质做剩余物的组合物)。

即, 对将一种或多种选自Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V的合金元素封拦到铁基粉末混合物中的方法没有特别的限制。它可以仅仅是混合物, 但优选以部分合金钢粉末或预合金钢粉末的形式将其封拦在该铁基金属粉末中。可结合使用
20 这些添加形式。

另外, 在上述发明的第二个实施方案中, 提供了一种高强度和高密度铁基烧结体的制造方法, 该方法包括以下步骤: 将至少

一种铁基金属粉末, 其具有一种组成如下的组合物,

最多约0.05质量%的碳,

25 最多约0.3质量%的氧,

最多约0.010质量%的氮, 和

优选为铁和不可避免杂质的剩余物,

与占铁基粉末和石墨粉末总重量的至少约0.03质量%且最多约0.5质量%的石墨粉末以及, 选择性地, 占铁基粉末和石墨粉末总重量100重量份的至少约0.

30 1重量份且最多约0.6重量份的润滑剂混合,

制成铁基粉末混合物，

将该铁基粉末混合物压实成密度约 7.3 Mg/m^3 或更高的预成型品，

在温度为约 1000°C 或更高且约 1300°C 或更低时，预先烧结该预成型品，

将该预先烧结体退火，制成烧结粉末金属体，

- 5 再压实该烧结粉末金属体，以便形成再压实组件，并
再烧结和/或热处理该组件。

优选在约 95kPa 或更低的非氧化气氛中进行该预先烧结。另外优选在约 400
~ 800°C 的温度退火。

在上述发明的第二个实施例中，该铁基粉末混合物具有一种组成，该组成

- 10 在上述组分以外，以质量%计，进一步含有

选自以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2质量%的锰，

最多约2.3质量%的钼，

最多约3.0质量%的铬，

15 最多约5.0质量%的镍，

最多约2.0质量%的铜，和

最多约1.4质量%的钒，并且，

优选剩余物为铁和不可避免杂质。

另外，在上述组成之外，该铁基金属粉末进一步包含，以质量%计，选自

- 20 以下一组的一种或多种元素：

最多约1.2质量%的锰，

最多约2.3质量%的钼，

最多约3.0质量%的铬，

最多约5.0质量%的镍，

25 最多约2.0质量%的铜，和

最多约1.4质量%的钒，

(优选，含铁和不可避免杂质做剩余物的组合物)。

另外，其可以是一种部分合金钢粉末，其通过将至少一部分上述合金元素部分扩散粘合到该铁基金属粉末颗粒的表面而形成，成为合金颗粒。

- 30 另外，在上述发明的第二个实施方案中，该铁基金属粉末可以是预合金钢

粉末，除了上述组成之外，以质量%计，其还包含选自以下一组中的一种或多种元素：

- 5 最多约1.2%的锰，
- 最多约2.3%的钼，
- 最多约3.0%的铬，
- 最多约5.0%的镍，
- 最多约2.0%的铜，和
- 最多约1.4%的钒，
(优选，含铁和不可避免杂质做剩余物的组合物)。

10 即，对选自Mn、Mo、Cr、Ni、Cu和V的一种或多种合金元素，将其封拦到铁基粉末混合物中的方法没有特别的限制。该方法可以仅仅是混合，但优选以部分合金钢粉末或预合金钢粉末的形式将它们包含(封拦)到铁基金属粉末中。可以结合使用这些添加方式。

上述发明的优选实施方案详细描述如下。

15 首先，形成烧结铁基粉末金属体的方法与上述另一发明一样。

然后，将该烧结金属体再压实成为再压实组件。

根据本发明的再压实，可采用任何已知的压缩模塑技术。即，可采用用于解释压实方法而描述的任何压缩模塑技术。另外，由于本发明的烧结粉末金属体具有高可变形性，所以可以采用冷锻法。由于冷锻法是在成本和尺寸精度方面具有优势的方法，所以本发明中优选以冷锻法作为再次压实的方法。另外，也可采用其它压实方法，例如滚压成型法(优选冷压法)代替冷锻法。

然后，将该再压实组件再烧结成烧结体。

优选在惰性气体气氛、减压或真空中进行再烧结，以防止产品氧化。另外，该再烧结温度优选在约1050°C~约1300°C的范围内。即，当在温度约1050°C或更高进行再烧结时，因为各颗粒之间的烧结进行得相当充分，并且该受压体中封拦的碳充分扩散，所以能够确保获得所需强度的产品。另外，当在约1300°C或更低的温度进行再烧结时，能够避免晶粒生长所致的产品强度降低。另外，依据目的或条件，合适地确定再烧结的加工时间，并且为了获得所需产品强度，通常其在约600~约7200秒的范围内就已足够。

30 然后，在需要时，对该烧结体进行热处理。

关于热处理，可根据目的选择渗碳处理、淬火处理或回火处理。对热处理的条件没有特别的限制，并且气体渗碳淬火、真空渗碳淬火、光亮淬火和感应淬火中的任何一种都是合适的。

例如，优选在碳势 (carbon potential) 约0.6~约1%的气氛中于温度约800~约5 900°C加热，然后在油中淬火，以此进行气体渗碳淬火。另外，优选在约800~约950°C的温度，于惰性气氛如氩气或保护性气氛如含氢的氮气气氛中加热，然后在油中淬火以便防止该烧结体的表面高温氧化或脱碳，以此进行光亮淬火。另外，进行感应淬火上的真空渗碳淬火，也优选将其加热到上述温度范围，然后进行淬火。

10 另外，在淬火处理之后，需要时可进行回火。该回火的温度优选在通常公知的淬火温度范围内，约130~约250°C。通过上述的热处理，能改善产品的强度。

为了调整尺寸和形状，可以在热处理之前或之后进行机加工。

15 另外，本发明中，当为了形成产品对不进行再烧结的再压实组件热处理时，就例如强度和密度的特征来看，不存在问题。在本发明中，在未采用再烧结的情况下，预成型品的烧结也指预先烧结。

实施例

(实施例1)

用V-混合机将表1所示种类和含量的石墨粉末和润滑剂混合到表1所示的铁20 基金属粉末中，形成铁基粉末混合物。

作为铁基金属粉末，使用铁粉A (KIP301A，由Kawasaki 钢铁公司制造) 和部分合金钢粉末B。本实施例中使用的铁粉A(样品号1-1至1-13, 1-15至1-19, 1-22和1-23) 平均颗粒尺寸约为 $75 \mu m$ ，并含有0.007质量%的C, 0.12质量%的Mn, 0.15质量%的O、0.0020质量%的N，剩余物为Fe和不可避免的杂质。作为25 杂质，含有0.02质量%的Si、0.012质量%的S和0.014质量%的P。将0.9质量%的氧化钼粉末混入铁粉A，将其在氢气氛中保持 $875^{\circ}\text{C} \times 3600$ 秒，并在部分表面扩散结合钼，以此形成部分合金钢粉末B。部分合金钢粉末B的组成包含：0.007质量%的C, 0.14质量%的Mn、0.11质量%的O、0.0023质量%的N、0.58质量%的Mo，并且剩余物为Fe和不可避免的杂质。铁粉末B的平均颗粒尺寸和杂质含量接近铁粉A的水平。另外，天然石墨用作石墨粉末并且硬脂酸锌用作润滑剂。

在表 1中，在铁基粉末混合物中润滑剂的含量可以用重量份表示，其基于将铁基金属粉末和石墨粉末的总量计为100重量份。

将铁基混合粉末装入阴模中，在室温下用液压模塑机将其预先压实成30 mmΦ × 15 mm高的片状预成型品。该预成型品的密度为7.4 Mg/m³。某些样
5 品（样品号为1-13、1-23）通过控制压实压力，将其密度调整为7.1 Mg/m³。

因此，在表1所示的条件下将所得预成型品预先烧结成烧结粉末金属体。对于有些样品（样品号1-15至1-23），紧接预先烧结，连续进行退火。

评估所得烧结粉末金属体的组成、表面硬度HRB和游离石墨量。结果显示于表2中。

10 另外，从烧结粉末金属体中抽取试验样品，并测定碳的总含量、氮的含量、氧的含量、游离石墨的含量。碳的总含量通过燃烧-IR吸收法测定。氧含量通过惰性气体熔化-IR吸收法测定。氮含量通过惰性气体熔化-热传导率法测定。另外，为了测定游离碳的含量，通过燃烧-IR吸收法测定从烧结粉末金属体抽取的样品在硝酸中溶解后获得的残留物中的碳含量。将固溶碳的含量定义
15 为[(总碳的含量)-(游离碳的含量)]。在该定义中，形成碳化物的碳在预先烧结时，一旦扩散进铁基基质中，其也包括在固溶碳的含量中。

然后，将所获得的烧结粉末金属体进行冷锻（再压实），并测定再压实过程中的载荷，该冷锻采用背向推出的方法以60%的面积减少率制成一杯形组件。
另外，用Archimedes方法测定再压实组件的密度。另外，观察该组件纵向截面
20 (该杯壁的截面)的微结构，以便测量沿着该截面纵向上的平均孔隙长度。沿着该截面纵向的方向是冷锻过程中金属流动的方向。这些结果也列于表2中。

另外，将再压实组件再烧结成烧结体。关于再烧结的条件，将再压实组件在含80体积%氮气和20体积%氢气的一种气氛中保持1140°C×1800s。用Archimedes方法测定该烧结体的密度。

25 然后，在碳势为1.0%的渗碳气氛中将该烧结体进行870°C×3600秒的渗碳处理，此后，在90°C的油中淬火，接着在150°C进行回火热处理。热处理后，用Archimedes方法测定该回火体的HRC硬度和密度。结果列于表2。

表1

样 品 号	铁基粉末混合物			预成 型品	氮气			退火条件			
	铁基金属 粉末 类型**	石墨粉 含量%	类型		含量		氮气分压 kpa	温度 ℃	时间 秒	类型: 体积% 氮气分压 kpa	
					pbw	Mg/m ³					
1-1	A	天然 石墨	硬 脂 酸 锌	0.3	7.40	真空	<10 ⁴	700	1800	—	
1-2	A	0.3	0.3	0.3	7.40	真空	<10 ⁴	900	1800	—	
1-3	A	0.3	0.3	0.3	7.40	真空	<10 ⁴	1050	1800	—	
1-4	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1050	1800	—	
1-5	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1150	1800	—	
1-6	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1300	1800	—	
1-7	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 90% 氮气, 10%	10	1050	1800	—	
1-8	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 90% 氮气, 10%	30	1150	1800	—	
1-9	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1050	1800	—	
1-10	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	101	1050	1800	—	
1-11	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 10% 氮气, 90%	90	1150	1800	—	
1-12	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1050	1800	—	
1-13	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1050	1800	—	
1-14	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气	<10 ³	1050	1800	—	
1-15	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 50% 氮气, 50%	50	1150	1800	—	
1-16	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 30% 氮气, 70%	70	1150	1800	—	
1-17	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 10% 氮气, 90%	90	1150	1800	—	
1-18	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 30% 氮气, 70%	70	1150	1800	—	
1-19	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 100% 氮气, 0%	101	1150	1800	—	
1-20	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 75% 氮气, 25%	25	1050	1800	—	
1-21	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 20% 氮气, 80%	80	1050	1800	—	
1-22	A	0.3	0.3	0.3	7.40	氢气, 30% 氮气, 70%	70	900	1800	—	
1-23	A	0.3	0.3	0.3	7.10	氢气, 30% 氮气, 70%	70	1150	1800	—	

*) 基于铁基金属粉末和石墨粉末全部为100重量份
**) 粉末A: C:0.007质量% - Mn:0.12质量% - O:0.15质量% - N:0.0020质量%
粉末B: 部分合金钢粉末: C:0.007质量% - Mn:0.14质量% - O:0.11质量% - N:0.0023质量% - Mo:0.58质量%

表2

样品号	组成 (质量%)				再压实				再压实组件				烧结体		热处理后的烧结体	
	O	N	总C	游离C	密度	硬度	冷锻载荷	密度	平均孔长	密度	硬度	Mg/m ³	Mg/m ³	密度	HRC	
					Mg/m ³	HRB	吨力(KN)	Mg/m ³	μm	Mg/m ³	Mg/m ³	Mg/m ³				
1-1	0.13	0.0022	0.29	0.12	0.17	7.40	26	80(786)	7.69	50	7.69	7.69	7.69	31		
1-2	0.10	0.0020	0.27	0.14	0.13	7.40	29	81(974)	7.74	35	7.74	7.74	7.74	30		
1-3	0.08	0.0020	0.26	0.24	0.02	7.40	30	87(853)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	32		
1-4	0.08	0.0006	0.25	0.23	0.02	7.40	30	86(843)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	34		
1-5	0.07	0.0008	0.23	0.22	0.01	7.40	31	86(843)	7.82	<10	7.82	7.82	7.82	35		
1-6	0.10	0.0009	0.21	0.20	0.01	7.40	28	87(853)	7.84	<10	7.84	7.84	7.84	39		
1-7	0.08	0.0021	0.24	0.3	0.01	7.40	30	89(873)	7.81	<10	7.81	7.82	7.82	36		
1-8	0.06	0.0048	0.23	0.22	0.01	7.40	31	91(892)	7.80	<10	7.80	7.80	7.80	34		
1-9	0.08	0.0018	0.24	0.22	0.02	7.40	30	87(853)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	33		
1-10	0.08	0.0180	0.24	0.23	0.01	7.40	47	101(990)	7.81	<10	7.81	7.82	7.82	34		
1-11	0.06	0.0175	0.22	0.21	0.01	7.40	45	98(961)	7.82	<10	7.82	7.82	7.82	33		
1-12	0.07	0.0006	0.53	0.52	0.01	7.40	48	100(981)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	39		
1-13	0.08	0.0007	0.25	0.24	0.01	7.40	28	85(833)	7.76	53	7.78	7.78	7.78	32		
1-14	0.07	0.0007	0.24	0.23	0.01	7.40	42	90(883)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	59		
1-15	0.08	0.0120	0.24	0.23	0.01	7.40	43	97(951)	7.80	<10	7.80	7.80	7.80	33		
1-16	0.08	0.0044	0.24	0.23	0.01	7.40	32	90(883)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	34		
1-17	0.07	0.0093	0.23	0.22	0.01	7.40	34	91(892)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	33		
1-18	0.08	0.0110	0.24	0.23	0.01	7.40	39	97(951)	7.80	<10	7.80	7.80	7.80	33		
1-19	0.09	0.0170	0.24	0.23	0.01	7.40	41	98(961)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	34		
1-20	0.07	0.0020	0.24	0.23	0.01	7.40	41	89(872)	7.81	<10	7.81	7.81	7.81	59		
1-21	0.07	0.0085	0.24	0.23	0.01	7.40	43	90(883)	7.81	<10	7.81	7.80	7.80	60		
1-22	0.10	0.0042	0.27	0.15	0.12	7.40	30	87(853)	7.76	32	7.76	7.76	7.76	30		
1-23	0.07	0.0047	0.24	0.23	0.01	7.40	29	83(813)	7.77	54	7.77	7.77	7.77	31		

可以看出，任何满足本发明组成条件的烧结粉末金属体均具有 7.3 Mg/m^3 或更高的高密度，甚至在采用冷锻的条件下也不会发生破裂，其具有高可变形性。在再压实时经历低的冷锻载荷，并且其可变形性优异。另外，满足本发明组分条件的每个组件均具有 7.8 Mg/m^3 或更高的高密度，而且其拉长孔隙的数量更少，孔隙的平均长度低于 $10 \mu \text{m}$ 。另外，本发明中，每个烧结体以及每个热处理后的烧结体密度没有降低。该烧结体甚至在没有其它合金元素时，热处理后，这些烧结体显示32或更多的高HRC硬度。具体地，本发明含钼的实施例中，在热处理后，显示HRC 59的更高硬度。甚至当预先烧结期间气氛中氮气分压超过30 kPa，只要分压为95 kPa或更低，在预先烧结后，在本发明特别优选的温度范围内进行退火的烧结粉末金属体(样品1-16、1-17、1-20、1-21)，其氮含量仍为0.010质量%或更低。

另一方面，在低于本发明温度范围的温度下进行预先烧结的烧结粉末金属体(样品1-1、1-2、1-22：对比样)，游离碳的含量高达0.17质量% (样品1-1)、0.13质量% (样品1-2) 和0.12质量% (样品1-22)，再压实组件的密度低到低于 7.8 Mg/m^3 ，在锻制方向上可以观察到许多纵向延伸的孔隙，而且平均孔隙长度为 $50 \mu \text{m}$ (样品1-1)， $35 \mu \text{m}$ (样品1-2)和 $32 \mu \text{m}$ (样品1-22)。另外，氮含量大大超过本发明范围的烧结粉末金属体 (样品1-10、1-11)中，锻制载荷为101吨力 (990 kN)，和98吨力 (961 kN)。另外，碳含量大大超过本发明范围的烧结粉末金属体 (样品1-12)，锻制载荷高达100吨力 (981 kN)。另外，当该烧结粉末金属体密度低到小于 7.3 Mg/m^3 的情形 (样品1-13、1-23：对比例)，该再压实组件的密度变低，并且平均孔隙长度也增加到 $53 \mu \text{m} \sim 54 \mu \text{m}$ 。在预先烧结后退火温度超过本发明优选范围($400\text{~}800^\circ\text{C}$)的情况下(样品1-15和1-18)，不能达到0.010质量%或更低的氮含量，而且冷锻载荷很大。然而，当单独测量退火处理前的氮含量时，其分别为160 ppm和150 ppm，并且提供了通过退火，减少氮含量的有效方法。另外，当预先烧结期间，氮气的分压超过95 kPa (样品1-19，101 kPa)的情况下，预先烧结后经过退火的氮含量超过0.010质量%，并且冷锻载荷增加。然而，当在退火前的单独测量氮含量时，其为220 ppm，并且退火提供了减少氮含量效果。

(实施例2)

用谷物混合机将表3所示种类和含量的石墨粉末和润滑剂混合到表3所示的

铁基金属粉末中，形成铁基粉末混合物。

作为铁基金属粉末，使用部分合金钢粉末C，其经使用实施例1同样的方法在铁粉A颗粒的表面上部分合金Ni和Mo而形成。部分合金钢粉末C的组成中含0.003质量%的C、0.08质量%的Mn、0.09质量%的O、0.0020质量%的N、2.03质量%的Ni和1.05质量%的Mo。另外，用天然石墨作为石墨粉末，并用硬脂酸锌、硬脂酸锂、亚乙基双硬脂酰胺中的一种作为润滑剂。在表3中，铁基粉末混合物中润滑剂的含量可以用重量份表示，其基于将铁基金属粉末和石墨粉末的总量计为100重量份。

将铁基混合粉末装入阴模中，在室温下用液压模塑机将其压实成 $30\text{ mm}\Phi \times 15\text{ mm}$ 高的片状预成型品。该预成型品的密度为 7.4 Mg/m^3 。某些样品（样品号2-12）通过控制压实压力，将其密度调整为 7.1 Mg/m^3 。

在表3所示的条件下，将所得预成型品预先烧结成烧结粉末金属体。对于有些样品（样品号2-15至2-21），在预先烧结后，进行退火。

可以测量所得烧结粉末金属体的组成、HRB制的表面硬度和游离碳含量。
结果显示于表4中。

按照和实施例1相同的方式，对由烧结粉末金属体抽取的试验样品，测定总碳含量、氮的含量、氧的含量、游离碳的含量。按照和实施例1相同的方式，基于总碳含量和游离碳含量计算固溶碳的含量。

然后，将所获得的烧结粉末金属体进行冷锻（再压实），并测定再压实过程中的冷锻载荷，该冷锻采用背向推出的方法以80%的面积减少率制成一杯形再压实组件。另外，用Archimedes方法测定再压实组件的密度。另外，观察该组件纵向截面（该杯壁的截面）的微结构，以便测量沿着该截面纵向上平均孔隙长度。沿着该截面纵向的方向是冷锻过程中金属流动的方向。这些结果也列于表4中。

另外，将再压实组件再烧结成烧结体。关于再烧结的条件，将再压实组件按照和实施例1相同的方式在含80体积%氮气和20体积%氢气的一种气氛中保持 $1140^\circ\text{C} \times 1800\text{s}$ 。用Archimedes方法测定该烧结体的密度。

然后，按照和实施例1相同的方式，在碳势为1.0%的渗碳气氛中将该烧结体进行 $870^\circ\text{C} \times 3600\text{s}$ 的渗碳处理，此后，将其在 90°C 的油中淬火，接着在 150°C 进行回火热处理。热处理后，用Archimedes方法测定该烧结体的HRC制硬度和密度。结果列于表4。

表3

样品号	铁基粉末混合物			预成型品			预烧结条件			退火条件			
	铁基金属粉末类型**	石墨粉末		润滑剂	密度pbw	含量%	类型	含量pbw	类型: 体积%	氮气分压kpa	温度℃	时间秒	温度℃
		类型	含量质量%										
2-1	C	天然石墨	0.3	硬脂酸锌	0.3	7.40	真空	<10 ⁻⁴	700	1800	—	—	—
2-2			0.3		0.3	7.40	真空	<10 ⁻⁴	900	1800	—	—	—
2-3			0.3		0.3	7.40	真空	<10 ⁻⁴	1050	1800	—	—	—
2-4			0.3		0.3	7.40	氢气	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—
2-5			0.3		0.3	7.40	氢气	<10 ⁻³	1150	1800	—	—	—
2-6			0.3		0.3	7.40	氢气	<10 ⁻³	1300	1800	—	—	—
2-7			0.3		0.3	7.40	氢气:85% 氮气:15%	15	1050	1800	—	—	—
2-8			0.3		0.3	7.40	氢气	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—
2-9			0.3		0.3	7.40	氢气	101	1050	1800	—	—	—
2-10			0.3		0.3	7.40	氢气:10%	90	1150	1800	—	—	—
2-11			0.6		0.3	7.40	氢气:90%	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—
2-12			0.3		0.3	7.40	氢气	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—
2-13			0.3		0.3	7.40	氢气:85%	15	1050	1800	—	—	—
2-14			0.3		0.3	7.40	氢气:85% 氮气:15%	15	1050	1800	—	—	—
2-15			0.3		0.3	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1150	1800	氢气:10% 氮气:90%	90	600
2-16			0.3		0.3	7.40	氢气:20% 氮气:80%	80	1050	1800	氢气:30% 氮气:70%	70	700
2-17			0.3		0.3	7.40	氢气:30% 氮气:70%	70	1200	1800	氢气:10% 氮气:90%	90	650
2-18			0.3		0.3	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1150	1800	氢气:10% 氮气:90%	90	600
2-19			0.3		0.3	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1150	1800	氢气:10% 氮气:90%	90	600
2-20			0.3		0.3	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	氢气:2% 氮气:98%	98	600
2-21			0.6		0.3	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	氢气:10% 氮气:90%	90	600

*) 基于铁基金属粉末和石墨粉末全部为100重量份
 **) 粉末C: 部分合金粉末: C:0.003质量% - Mn:0.08质量% - O:0.09质量% - N:0.0020质量% - Ni:2.03质量% - Mo:1.05质量%。

表4

样品号	烧结粉末金属体						再压实	再压实组件	烧结体	热处理后的烧结体	
	组成(质量%)			密度	硬度	冷锻载荷					
O	N	总C	固溶C	游离C	Mg/m ³	HRB	吨力(kN)	Mg/m ³	Mg/m ³	HRC	
2-1	0.12	0.0023	0.29	0.01	0.28	7.40	40	140(1372)	7.64	52	7.64
2-2	0.10	0.0021	0.29	0.09	0.20	7.40	41	145(1442)	7.72	38	7.73
2-3	0.08	0.0019	0.23	0.22	0.01	7.40	43	155(1520)	7.80	<10	7.80
2-4	0.08	0.0006	0.24	0.23	0.01	7.40	42	164(1608)	7.81	<10	7.81
2-5	0.06	0.0007	0.23	0.22	0.01	7.40	41	165(1618)	7.82	<10	7.82
2-6	0.04	0.0009	0.21	0.20	0.01	7.40	41	166(1628)	7.83	<10	7.83
2-7	0.09	0.0043	0.24	0.23	0.01	7.40	46	172(1687)	7.82	<10	7.82
2-8	0.08	0.0018	0.24	0.23	0.01	7.40	43	163(1598)	7.81	<10	7.82
2-9	0.08	0.0240	0.24	0.23	0.01	7.40	61				61
2-10	0.07	0.0220	0.22	0.21	0.01	7.40	60				
2-11	0.08	0.0006	0.54	0.53	0.01	7.40	62				
2-12	0.08	0.0007	0.25	0.24	0.01	7.40	41	162(1589)	7.78	48	7.78
2-13	0.09	0.0042	0.24	0.23	0.01	7.40	46	172(1687)	7.82	<10	7.82
2-14	0.09	0.0042	0.24	0.23	0.01	7.40	47	172(1676)	7.81	<10	7.81
2-15	0.07	0.0092	0.24	0.23	0.01	7.40	50	174(1705)	7.80	<10	7.80
2-16	0.08	0.0083	0.24	0.23	0.01	7.40	49	171(1676)	7.80	<10	7.80
2-17	0.07	0.0076	0.25	0.24	0.01	7.40	49	173(1695)	7.81	<10	7.81
2-18	0.07	0.0094	0.24	0.23	0.01	7.40	50	174(1705)	7.81	<10	7.81
2-19	0.08	0.0193	0.25	0.23	0.01	7.40	49	173(1695)	7.80	<10	7.80
2-20	0.07	0.0098	0.24	0.23	0.01	7.40	50	174(1705)	7.80	<10	7.80
2-21	0.07	0.0092	0.53	0.52	0.01	7.40	63				

可以看出，任何满足本发明组成条件的烧结粉末金属体均具有 7.3 Mg/m^3 或更多的高密度，甚至在采用冷锻的条件下也不会发生破裂，其具有高可变形性。在再压实时经历低的冷锻载荷，并且其可变形性和可锻性优异。另外，满足本发明组分条件的每个再压实组件均具有 7.80 Mg/m^3 或更高的高密度，而且 5 其拉长孔隙的数量更少，孔隙的平均长度低于 $10 \mu \text{m}$ 。另外，本发明中，每个烧结体以及每个热处理后的烧结体密度没有降低。这些烧结体在热处理后显示 HRC 60或更多的高硬度。

当把样品第2-15号、第2-18至2-21号与样品第2-10号对比时，可以看出，经过适当退火，该烧结粉末金属体的氮含量明显降低。在退火期间的气氛中氮 10 气分压约98 kPa (样品第2-20号) 的情况下，氮含量降低的效果多少有些减少。

另一方面，在低于本发明温度范围的温度下进行预先烧结的烧结粉末金属体 (样品2-1、2-2：对比样)，游离碳的含量高达0.28质量% (样品2-1)、0.20质量% (样品2-2)，冷锻期间形成裂纹，再压实组件的密度低到低于 7.8 Mg/m^3 ，在锻制方向上可以观察到许多纵向延伸的孔隙，而且平均孔隙长度为 $52 \mu \text{m}$ 15 (样品2-1)和 $38 \mu \text{m}$ (样品2-2)。另外，氮含量大大超过本发明范围的烧结粉末金属体 (样品2-9、2-10)，以及C含量大大超过本发明范围的烧结粉末金属体 (样品2-11、2-21)，其烧结粉末金属体的硬度高且可变形低，不能锻制成预定的形状。

另外，在烧结粉末金属体的密度低到小于 7.3 Mg/m^3 (样品2-12)的情况下， 20 再压实组件的密度更低，并且平均孔隙长度也增加到 $48 \mu\text{m}$ 。

(实施例3)

用谷物混合机将表5所示种类和含量的石墨粉末和润滑剂混合到表5所示的铁基金属粉末中，形成铁基粉末混合物。

作为铁基金属粉末，使用预合金钢粉末D，其经水雾化方法形成(KIP5MO 25 S,Kawasaki 钢铁公司制造)。预合金钢粉末D 的组成中含0.004质量%的C、0.20 质量%的Mn、0.11质量%的O、0.0021质量%的N和0.60质量%的Mo，并且剩余物为Fe和不可避免的杂质。作为杂质，含有0.02质量%的Si、0.006质量%的S和 0.015质量%的P。粉末D的平均颗粒尺寸约 $89 \mu\text{m}$ 。另外，用天然石墨作为石墨 粉末，并用硬脂酸锌作为润滑剂。

30 在表 5 中，铁基粉末混合物中润滑剂的含量可以用重量份表示，其基于将

铁基金属粉末和石墨粉末的总量计为100重量份。

将铁基混合粉末装入阴模中，在室温下用液压模塑机将其压实成 $30\text{ mm}\Phi \times 15\text{ mm}$ 高的片状预成型品。该预成型品的密度为 7.4 Mg/m^3 。某些样品（样品号3-12）通过控制压实压力，将其密度调整为 7.1 Mg/m^3 。

5 在表5所示的条件下，将所得预成型品预先烧结成烧结粉末金属体。有些样品（样品号3-12、3-14、3-17至3-20）在预先烧结后连续进行退火。

这些样品中，样品3-18没有被维持在退火温度，并且该样品从 800°C 逐渐冷却到 400°C ，并在该温度区停留3600秒比该温度区的标准冷却时间(2400秒)长。另外，样品3-21自预先烧结单独进行退火。

10 测量所得烧结粉末金属体的组成、HRB制的表面硬度和游离碳含量。结果显示于表6中。

按照和实施例1相同的方式，使用由此烧结粉末金属体抽取的试验样品，测定总碳含量、氮的含量、氧的含量和游离碳的含量。按照和实施例1相同的方式，基于总碳含量和游离碳含量计算固溶碳的含量。

15 然后，将所获得的烧结粉末金属体进行冷锻（再压实），并测定再压实过程中的锻制载荷，该冷锻采用背向推出的方法以80%的面积减少率制成一杯形再压实组件。另外，用Archimedes方法测定再压实组件的密度。另外，如实施例1，观察该再压实组件纵向截面(该杯壁的截面)的微结构，以便测量沿着该截面纵向上平均孔隙长度。沿着该截面纵向的方向是冷锻过程中金属流动的方向。这些结果也列于表6中。

另外，将再压实组件再烧结成烧结体。关于再烧结的条件，将再压实组件按照和实施例1相同的方式在含80体积%氮气和20体积%氢气的一种气氛中保持 $1140^\circ\text{C} \times 1800\text{s}$ 。用Archimedes方法测定该烧结体的密度。

然后，按照和实施例1相同的方式，在碳势为1.0%的渗碳气氛中将该烧结体进行 $870^\circ\text{C} \times 3600\text{s}$ 的渗碳处理，此后，将其在 90°C 的油中淬火，接着在 150°C 进行回火热处理。热处理后，用Archimedes方法测定该烧结体的HRC制硬度和密度。结果列于表6。

表5

样 品 品 号	铁基粉末混合物			预成 型品			气氮 气氮			退火条件		
	铁基 属粉未 类型**	石墨粉未 含量 质量%	类型	含量 pbw	密度 Mg/m ³	类型: 体积% 氮气分压 kpa	温度 ℃	时间 秒	气氮			时间 秒
									类型: 体积% 氮气分压 kpa	温度 ℃	时间 秒	
3-1	D	天然 石墨	硬脂酸 锌	0.2	7.40	真空 <10 ⁻⁴	700	1800	—	—	—	—
3-2				0.2	7.40	真空 <10 ⁻⁴	900	1800	—	—	—	—
3-3				0.2	7.40	真空 <10 ⁻⁴	1050	1800	—	—	—	—
3-4				0.2	7.40	氢气 <10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
3-5				0.2	7.40	氢气 <10 ⁻³	1150	1800	—	—	—	—
3-6				0.2	7.40	氢气 <10 ⁻³	1300	1800	—	—	—	—
3-7				0.2	7.40	氢气:90% 氮气:10%	10	1050	1800	—	—	—
3-8				0.2	7.40	氢气 <10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
3-9				0.2	7.40	氢气 50%	101	1050	1800	—	—	—
3-10				0.2	7.40	氢气:50% 氮气:50%	50	1150	1800	—	—	—
3-11				0.6	0.2	7.40	氢气 <10 ⁻³	1050	1800	—	—	—
3-12				0.2	0.2	7.10	氢气 <10 ⁻³	1050	1800	—	—	—
3-13				0.2	0.2	7.40	氢气:75% 氮气:25%	25	1050	1800	氢气:75% 氮气:25%	25
3-14				0.2	0.2	7.40	氢气 50%	50	1050	1800	氢气:50% 氮气:50%	50
3-15				0.2	0.2	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	—	—
3-16				0.2	0.2	7.40	氢气:1% 氮气:99%	99	1050	1800	—	—
3-17				0.2	0.2	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	氢气:10% 氮气:90%	90
3-18				0.2	0.2	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	氢气:10% 氮气:90%	90
3-19				0.2	0.2	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	氢气:10% 氮气:90%	90
3-20				0.2	0.2	7.40	氢气:10% 氮气:90%	90	1050	1800	氢气:10% 氮气:90%	90
3-21				0.2	0.2	7.40	氢气:1% 氮气:99%	99	1050	1800	氢气:10% 氮气:90%	90

*) 基于铁基金属粉末和石墨粉末全部为100重量份
**) 粉末D: 部分合金钢粉末: C:0.004质量% - Mn:0.20质量% - O:0.11质量% - N:0.0021质量% - Mo:0.60质量%。

表6

样 品 号	烧结粉末金属体				再压实	再压实组件	烧结体	热处理后的烧结体	热处理体/未烧结			
	O	N	总C	游离C	密度	硬度	冷锻荷 吨力(KN)	密度 Mg/m ³	平均孔长 μm	密度 Mg/m ³	硬度 HRC	硬度 HRC
3-1	0.14	0.0023	0.20	0.01	0.19	7.40	37	135(1324)	7.69	48	7.70	58
3-2	0.12	0.0021	0.20	0.06	0.20	7.40	39	140(1373)	7.76	25	7.76	60
3-3	0.08	0.0019	0.17	0.16	0.01	7.40	41	150(1471)	7.82	<10	7.83	60
3-4	0.09	0.0006	0.18	0.17	0.01	7.40	40	159(1559)	7.82	<10	7.82	61
3-5	0.07	0.0007	0.17	0.16	0.19	7.40	38	159(1559)	7.83	<10	7.83	62
3-6	0.05	0.0009	0.15	0.14	0.14	7.40	38	161(1579)	7.84	<10	7.84	60
3-7	0.08	0.0040	0.16	0.17	0.01	7.40	45	157(1540)	7.82	<10	7.82	60
3-8	0.07	0.0018	0.18	0.17	0.01	7.40	40	158(1549)	7.82	<10	7.82	61
3-9	0.08	0.0180	0.18	0.17	0.01	7.40	58					60
3-10	0.06	0.0148	0.17	0.16	0.01	7.40	50					
3-11	0.07	0.0006	0.53	0.52	0.01	7.40	58					
3-12	0.08	0.0007	0.18	0.17	0.01	7.40	39	157(1540)	7.77	48	7.77	60
3-13	0.08	0.0030	0.17	0.16	0.01	7.40	40	158(1549)	7.82	<10	7.82	60
3-14	0.08	0.0068	0.17	0.16	0.01	7.40	43	161(1579)	7.82	<10	7.82	61
3-15	0.07	0.0165	0.17	0.16	0.01	7.40	57					
3-16	0.08	0.0175	0.18	0.17	0.01	7.40	58					
3-17	0.07	0.0084	0.17	0.16	0.01	7.40	46	164(1607)	7.81	<10	7.81	60
3-18	0.07	0.0090	0.17	0.16	0.01	7.40	47	166(1627)	7.80	<10	7.80	60
3-19	0.07	0.0120	0.17	0.16	0.01	7.40	52					
3-20	0.07	0.0096	0.17	0.16	0.01	7.40	48	165(1617)	7.80	<10	7.80	60
3-21	0.07	0.0120	0.17	0.16	0.01	7.40	51					

可以看出，任何满足本发明组成条件的烧结粉末金属体均具有 7.3 Mg/m^3 或更多的高密度，甚至在采用冷锻的条件下也不会发生破裂，其具有高可变形性，在再压实时经历低的冷锻载荷，并且其可变形性和可锻性优异。另外，满足本发明组分条件的每个再压实组件均具有 7.80 Mg/m^3 或更高的高密度，而且其拉长孔隙的数量更少，孔隙的平均长度低于 $10 \mu\text{m}$ 。另外，本发明中，每个烧结体以及每个热处理后的烧结体密度没有降低。这些烧结体在热处理后显示HRC 60或更多的高硬度。

当把样品第3-17号至3-20号与样品第3-15号对比时，可以看出，经过适当退火，该烧结粉末金属体的氮含量明显降低。在退火期间的气氛中氮气分压约10 98 kPa (样品第3-19号) 的情况下，氮含量降低的效果减小。

在退火温度低于优选温度的情况下(样品3-19)，降低氮含量的效果减低。在样品(样品3-19)中，烧结粉末金属体中的氮含量超过100 ppm，且不能进行冷锻。然而，当评估在基本上相同条件下单独实施的热锻处理结果时，再压实组件的平均孔隙长度低于 $10 \mu\text{m}$ 。

另外，和退火时间比优选条件短的情形相比(样品3-20)，满足优选条件的情况下(样品3-17)降氮的效果更高一些。

在氮气分压为99 kPa时进行预先烧结，然后退火的样品第3-21号中，烧结粉末金属体中的氮含量比未进行退火样品第3-16号的减少了。在样品(样品号3-21)中，烧结粉末金属体中的氮含量超过100 ppm，并且不能被冷锻，但当检验基本上在相同条件下单独实施热锻的结果时，再压实组件的平均孔隙长度低于10 μm 。

另一方面，在低于本发明温度范围的温度下进行预先烧结的烧结粉末金属体(样品3-1、样品3-2：对比样)，游离碳的含量高达0.19质量% (样品3-1)和0.14质量%(样品3-2)，冷锻期间形成裂纹，再压实组件的密度低到低于 7.80 Mg/m^3 ，在锻制方向上观察到许多纵向延伸的孔隙，而且平均孔隙长度也为 $48 \mu\text{m}$ (样品3-1)和 $25 \mu\text{m}$ (样品3-2)。另外，氮含量大大超过本发明范围的烧结粉末金属体 (样品3-9、3-10、3-15和3-16)，以及C含量大大超过本发明范围的烧结粉末金属体 (样品3-11)，其烧结粉末金属体的硬度高且耐变形性极高，不能锻制成预定的形状。

另外，在烧结粉末金属体的密度低到小于 7.3 Mg/m^3 (样品3-12：对比例)

的情况下，再烧结组件的密度更低，并且平均孔隙长度也增加到 $48 \mu\text{m}$ 。

另外，本发明的一些再压实组件(样品第3-3至第3-8号、第3-13和第3-14号)不进行再烧结而直接热处理成热处理体。测量HRC制硬度和密度。热处理是通过，在碳势为1.0%的渗碳气氛中将该烧结体保持 $870^\circ\text{C} \times 3600$ 秒，在此条件下进行渗碳处理，然后，在 90°C 的油中淬火，接着在 150°C 进行回火。也对这些热处理体测量HRC制硬度。结果一并列于表6。可以看出，甚至没有再烧结，也能制造高硬度的产品。

(实施例4)

通过水雾化法制造合金元素含量如表7所列的预合金钢粉末(铁基金属粉末，平均颗粒尺寸： $60-80 \mu\text{m}$)。根据和实施例1相同的方法证实，除表7所列合金元素之外的元素为，0.03质量%或更少的C、0.08-0.15质量%的O和0.0025质量%或更少的N。

用V-混合机将表8所示种类和含量的石墨粉末和润滑剂混合到铁基金属粉末(预合金钢粉末)中，形成铁基粉末混合物。

另外，将天然石墨用作石墨粉末，并将硬脂酸锌用作润滑剂。

在表8中，铁基粉末混合物中润滑剂的含量以重量份表示，该重量份基于将铁基金属粉末和石墨粉末的总量计为100重量份。

将铁基粉末混合物装入阴模中，在室温下用液压模塑机将其压实成 $30 \text{ mm} \Phi \times 15 \text{ mm}$ 高的片状预成型品。该预成型品的密度为 7.4 Mg/m^3 。

在表8所示的条件下，将所得预成型品预先烧结成烧结粉末金属体。有些样品(样品号4-15至4-22)在预先烧结后连续进行退火。测量所得烧结粉末金属体的组成、HRB制的表面硬度和游离碳含量。结果显示于表9中。

按照和实施例1相同的方式，使用由此烧结粉末金属体抽取的试验样品，测定总碳含量、氮的含量、氧的含量和游离碳的含量。按照和实施例1相同的方式，基于总碳含量和游离碳含量计算固溶碳的含量。

然后，按照和实施例2相同的方式，将如此获得的烧结粉末金属体进行冷锻(再压实)，并测定再压实过程中的冷锻载荷，该冷锻采用背向推出的方法以80%的面积减少率制成一杯形再压实组件。另外，用Archimedes方法测定再压实组件的密度。另外，如实施例2，观察该再压实组件纵向截面(该杯壁的截面)的微结构，以便测量沿着该截面纵向上平均孔隙长度。沿着该截面纵向的方向

是冷锻过程中金属流动的方向。这些结果也列于表9中。

另外，将再压实组件再烧结成烧结体。关于再烧结的条件，将再压实组件按照和实施例1相同的方式在含80体积%氮气和20体积%氢气的一种气氛中保持1140°C×1800s。用Archimedes方法测定该烧结体的密度。

5 然后，按照和实施例1相同的方式，在碳势为1.0%的渗碳气氛中将该烧结体进行870°C×3600秒的渗碳处理，此后，将其在90°C的油中淬火，接着在150°C进行回火热处理。热处理后，用Archimedes方法测定该烧结体的HRC制硬度和密度。结果列于表9。

表7

铁基金属 粉末	合金元素含量 (质量%)					
	Mo	Mn	Cr	Ni	Cu	V
E-1	0.54	0.38	—	—	—	—
E-2	1.50	0.25	—	—	—	—
E-3	0.29	0.72	1.02	—	—	—
E-4	0.30	0.20	—	1.08	0.30	—
E-5	0.31	0.10	2.84	—	—	0.29
E-6	0.20	0.20	—	—	1.80	—
E-7	—	0.11	0.50	—	—	0.80
E-8	2.20	0.08	—	4.50	—	—
E-9	2.20	0.12	—	—	—	—
E-10	0.25	0.14	3.30	—	—	0.28
E-11	0.32	1.15	0.50	—	—	—
E-12	—	0.09	—	5.31	0.15	—
E-13	—	0.08	—	0.28	2.43	—
E-14	—	0.25	0.25	—	—	1.35

表8

样 品 号	铁基金 属粉 末		铁基金属混合物 石墨粉末		预成 型品 密度 Mg/m ³	气氮 条件		气氮 退火条件		
	类型**	含量 质量%	类型	含量 pbw		类型: 体积% 氮气分压 kpa	温度 ℃	时间 秒	类型: 体积% 氮气分压 kpa	
4-1	E-1	天然 石墨	硬脂酸 锌	0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-2	E-2			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-3	E-3			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-4	E-4			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-5	E-5			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-6	E-6			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-7	E-7			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-8	E-8			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-9	E-9			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-10	E-10			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-11	E-11			0.6	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-12	E-12			0.2	7.10	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-13	E-13			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-14	E-14			0.2	7.40	氢气:100%	<10 ³	1100	3600	
4-15	E-3			0.2	7.40	氢气:75%	25	1100	3600	
4-16	E-1			0.2	7.40	氢气:25%	75	1100	3600	
4-17	E-2			0.2	7.40	氢气:75%	75	1100	3600	
4-18	E-4			0.2	7.40	氢气:10%	90	1100	3600	
4-19	E-5			0.2	7.40	氢气:90%	90	1100	3600	
4-20	E-6			0.2	7.40	氢气:10%	90	1100	3600	
4-21	E-7			0.2	7.40	氢气:90%	90	1100	3600	
4-22	E-8			0.2	7.40	氢气:10%	90	1100	3600	
						氮气:90%		90	700	
									1800	

*) 基于铁基金属粉末和石墨粉末全部为100重量份
**) 参见表7

表9

样品号	烧结粉末金属体					再压实组件			烧结体		热处理后的烧结体	
	O	N	总C	固溶C	游离C	密度 Mg/m ³	硬度 HRB	冷锻载荷 吨力(kN)	密度 Mg/m ³	平均孔长 μm	密度 Mg/m ³	密度 Mg/m ³
4-1	0.08	0.0010	0.17	0.16	0.017	7.40	45	162(1589)	7.82	50	7.83	60
4-2	0.08	0.0009	0.17	0.16	0.013	7.40	56	172(1687)	7.81	35	7.81	61
4-3	0.16	0.0010	0.18	0.17	0.02	7.40	56	168(1648)	7.81	<10	7.81	60
4-4	0.10	0.0011	0.16	0.15	0.02	7.40	57	170(1667)	7.80	<10	7.81	61
4-5	0.22	0.0010	0.18	0.17	0.01	7.40	64	178(1746)	7.80	<10	7.80	62
4-6	0.11	0.0012	0.17	0.16	0.01	7.40	57	168(1648)	7.82	<10	7.81	61
4-7	0.18	0.0012	0.18	0.17	0.01	7.40	49	164(1608)	7.81	<10	7.81	61
4-8	0.13	0.0011	0.17	0.16	0.01	7.40	62	177(1736)	7.80	<10	7.80	61
4-9	0.10	0.0025	0.16	0.15	0.02	7.40	75	192(1883)	7.81	<10	7.81	61
4-10	0.25	0.0023	0.18	0.17	0.01	7.40	76					
4-11	0.25	0.0012	0.17	0.16	0.01	7.40	72	186(1824)	7.81	<10	7.81	61
4-12	0.12	0.0012	0.17	0.16	0.01	7.40	78					
4-13	0.10	0.0009	0.15	0.15	0.01	7.40	78					
4-14	0.21	0.0011	0.18	0.17	0.01	7.40	73	187(1834)	7.80	<10	7.81	61
4-15	0.16	0.0050	0.16	0.15	0.01	7.40	58	171(1676)	7.81	<10	7.81	60
4-16	0.07	0.0070	0.17	0.16	0.01	7.40	50	167(1637)	7.81	<10	7.81	60
4-17	0.08	0.0090	0.17	0.16	0.01	7.40	62	175(1715)	7.80	<10	7.80	60
4-18	0.10	0.0095	0.16	0.16	0.01	7.40	62	181(1774)	7.80	<10	7.80	60
4-19	0.21	0.0097	0.18	0.17	0.01	7.40	74	190(1862)	7.81	<10	7.81	60
4-20	0.10	0.0095	0.17	0.16	0.01	7.40	64	179(1754)	7.80	<10	7.80	60
4-21	0.17	0.0095	0.18	0.17	0.01	7.40	56	171(1676)	7.80	<10	7.80	60
4-22	0.13	0.0090	0.17	0.16	0.01	7.40	69	187(1833)	7.80	<10	7.80	60

可以看出，任何满足本发明组分条件的烧结粉末金属体均具有 7.3 Mg/m^3 或更多的高密度，甚至在采用冷锻的条件下也不会发生破裂，其具有高可变形性，在冷锻时经历低的锻制载荷，其可变形性和可锻性优异。另外，满足本发明组分条件的每个再压实组件均具有 7.80 Mg/m^3 或更高的高密度，而且其拉长孔隙的数量更少，平均孔隙长度低于 $10 \mu\text{m}$ 。另外，本发明中，每个烧结体以及每个热处理后的烧结体密度没有降低。这些烧结体在热处理后显示HRC 60或更多的高硬度。

在合金元素含量远大于本发明范围的烧结粉末金属体(样品4-10、样品4-12、样品4-13：对比例)中，这些烧结粉末金属体的硬度极高，且耐变形性极高，并且不能被锻制成预定的形状。当含量在本发明范围内，但高于优选范围添加这些合金元素时(样品4-9、样品4-11、样品4-14)，锻制载荷趋于有些增加。

按照本发明，(1)能以降低的成本制造可变形性优异的烧结粉末金属体，(2)有可能在低载荷下再压实，(3)在再压实时，烧结粉末金属体显示高可变形性，(4)能容易地制造基本上真密度的再压实组件，从而提供了显著的工业化优势。这样，当使用本发明烧结粉末金属体获得的高密度组件被再烧结和热处理时，(5)能制造高强度和高密度的烧结体。另外，(6)通过在烧结体中减少尖锐状孔隙，能提高烧结体的质量和可靠性，并且(7)能制造高尺寸精度烧结体。根据本发明，再烧结体的最终密度，在优选条件下可至少约 7.70 Mg/m^3 ，优选约 7.75 Mg/m^3 或更高，且在最佳条件下约 7.80 Mg/m^3 。另外，还能防止拉长孔隙，取决于压实技术，通常能获得约 $20 \mu\text{m}$ 或更小的平均孔隙长度值(按实施例的测量方法)。

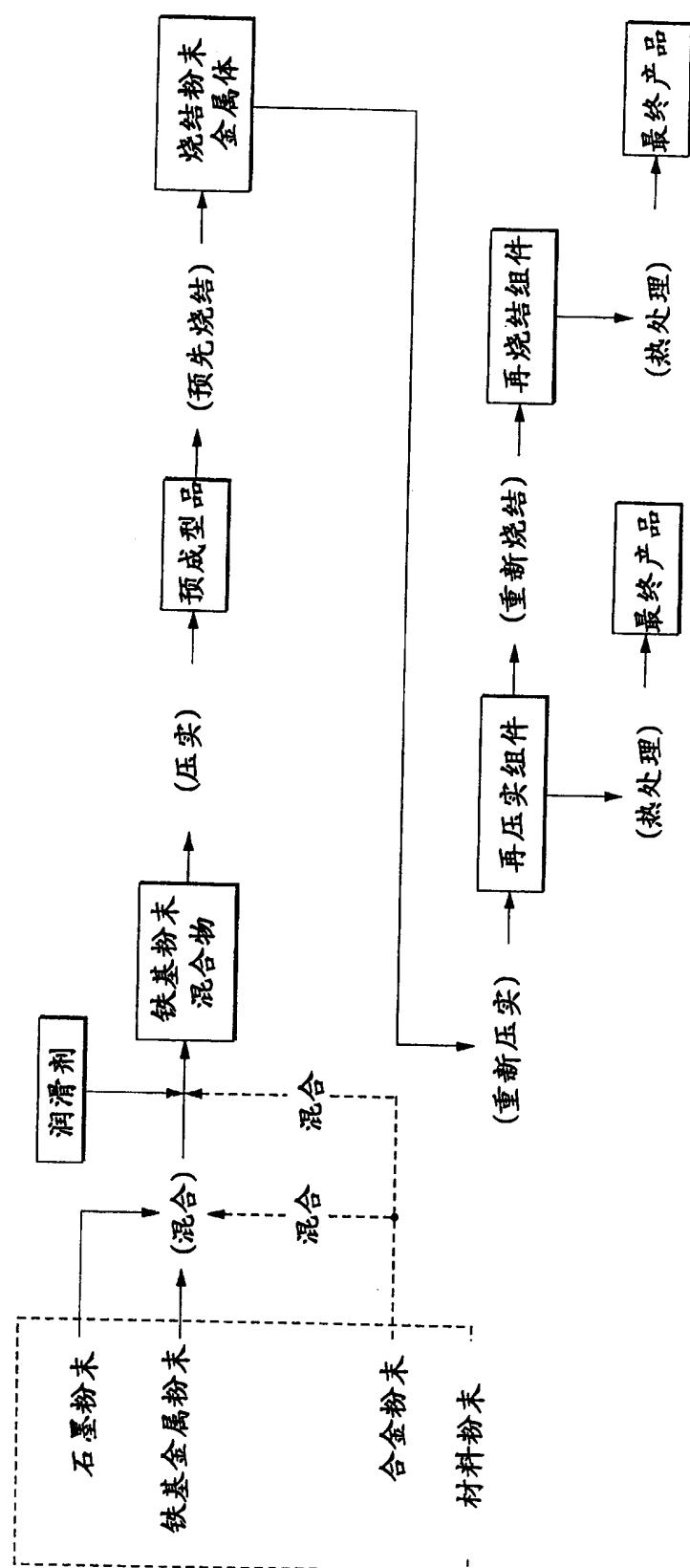


图 1

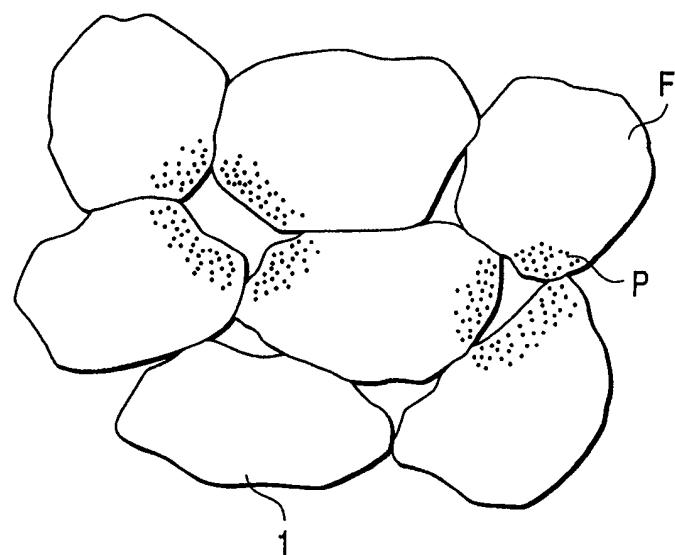


图 2