



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 02813749.3

[43] 公开日 2004年10月27日

[11] 公开号 CN 1541280A

[22] 申请日 2002.6.6 [21] 申请号 02813749.3

[30] 优先权

[32] 2001.6.8 [33] JP [31] 174885/2001

[86] 国际申请 PCT/JP2002/005632 2002.6.6

[87] 国际公布 WO2002/101107 日 2002.12.19

[85] 进入国家阶段日期 2004.1.8

[71] 申请人 丰田自动车株式会社

地址 日本爱知县

共同申请人 株式会社精密烧结

[72] 发明人 安藤公彦 村濑博之 柘植德之

远藤邦彦 富田幸治 石原尚齐

早川雅博

[74] 专利代理机构 北京市中咨律师事务所

代理人 林柏楠 邓定机

权利要求书2页 说明书19页 附图1页

[54] 发明名称 烧结合金、用于制备该合金的方法
以及阀座

[57] 摘要

本发明提供了一种能显示耐磨性的烧结合金和用于制备该合金的方法以及耐磨性良好的阀座。本发明涉及的烧结合金，当以其总量作为100重量%时，该烧结合金含有 Mo 4-30 重量%、C 0.2-3 重量%、Ni 1-30 重量%、Mn 0.5-10 重量%、Co 2-40 重量%、以及余量为不可避免的杂质和 Fe。本发明涉及的用于制备烧结合金的方法，其中，将含有硬质颗粒原材料混合物粉末的压块坯料烧结，由此制得所述烧结合金。一种含有上述烧结合金的阀座。

1. 一种烧结合金，当以其总量作为 100 重量%时，该合金含有：

4-30 重量%的 Mo；

0.2-3 重量%的 C；

1-30 重量%的 Ni；

0.5-10 重量%的 Mn；

2-40 重量%的 Co；以及余量的不可避免的杂质和 Fe。

2. 如权利要求 1 所述的烧结合金，所述合金当以其总量作为 100 重量%时含有选自 5 重量%或更少的 Cr 和 2 重量%或更少的 Si 中的至少一种成分。

3. 如权利要求 1-2 的任一项中所述的烧结合金，该合金具有在基质中分散有硬质相的组织。

4. 一种用于制备烧结合金的方法，该方法包括下述步骤：

制备一种由硬质颗粒粉末、碳粉末、Co 粉末、和 Fe 粉末或低合金钢粉末组成的混合粉末，其中，当以上述硬质颗粒粉末的总量为 100 重量%时，该硬质颗粒粉末含有：20-60 重量%的 Mo、3 重量%或更少的 C、5-40 重量%的 Ni、1-20 重量%的 Mn、5-40 重量%的 Co、和余量的不可避免的杂质和 Fe；当以上述混合粉末的总量作为 100 重量%时，该混合粉末含有：10-60 重量%的硬质颗粒粉末、0.2-2 重量%的碳粉末、20 重量%或更少的 Co 粉末、和余量的 Fe 粉末或低合金钢粉末；

将该混合粉末模压以制成压块坯料；

将该压块坯料烧结以制成一种具有权利要求 1-3 中任一项所述组成的烧结合金。

5. 如权利要求 4 所述用于制备烧结合金的方法，其中，当以上述混合物粉末的总量作为 100 重量%时，该混合物粉末含有按 10 重量%或更小比例混合的 Ni 粉末。

6. 权利要求 4-5 中任一项所述的制备烧结合金的方法, 其中, 当以上述硬质颗粒粉末的总量作为 100 重量%时, 该硬质颗粒粉末含有选自 10 重量%或更小比例的 Cr 和 4 重量%或更小比例的 Si 中的至少一种成分。

7. 一种阀座, 当以其总量作为 100 重量%时, 该阀座含有:

4-30 重量%的 Mo、

0.2-3 重量%的 C、

1-30 重量%的 Ni、

0.5-10 重量%的 Mn、

2-40 重量%的 Co、以及余量的不可避免的杂质和 Fe。

8. 如权利要求 7 所述的阀座, 当以其总量作为 100 重量%时, 该阀座含有选自 5 重量%或更少的 Cr 以及 2 重量%或更少的 Si 中的至少一种成分。

9. 如权利要求 7-8 中任一项所述的阀座, 该阀座具有在基质中分散有硬质相的组织。

烧结合金、用于制备该合金的方法以及阀座

技术领域

本发明涉及耐磨性良好的烧结合金、用于制备该合金的方法，以及含有耐磨性良好的烧结合金的阀座。

背景技术

用于汽车发动机或诸如此类的内燃机装备有用于吸气和排气的阀门以及将阀门设置在其上的阀座。

对阀座要求具有高度耐磨性。一旦阀座被磨损，就会在阀落到阀座上时产生阀座凹陷的问题。

作为耐磨性优良的阀座，可以使用例如由 Co 基硬质颗粒分散在 Fe 基合金基质中的烧结合金。另外，日本特许公开公报特开平 9-242516 公开了一种内燃机用的阀座。

日本特许公开公报特开平 9-242516 公开的阀座是一种内燃机用阀座，其中，钴基硬质颗粒被分散在 Fe 基合金的基质中，其特征在于，在基体中作为基质成分，至少含有 C: 0.5-1.5 重量%和选自 Ni、Co 和 Mo 中的至少一种元素：其总量为 2.0-20.0 重量%以及余量的 Fe，同时所含钴基硬质颗粒的量为 26-50 重量%。

然而，当该阀座被用作燃气发动机的阀座时，存在耐磨性不够好的问题。

在使用液体燃料例如汽油和轻油的发动机中，借助燃料或燃烧产物(例如 C)来保持阀门和阀座之间的润滑性能，并且该润滑性能可防止阀座磨损。

另一方面，在使用气体燃料例如液化石油气 (LPG: 液化天然气) 和

压缩天然气(CNG: 压缩天然气)的发动机中, 因为产生的燃烧产物较少, 所以不能充分保证阀和阀座之间的润滑性能。

此外, 在燃气发动机中, 因为在燃料气体中大量包含的氢的还原作用, 不大可能在阀座的滑动面上形成有助于固体之间润滑的氧化膜。

发明内容

本发明是针对这些情况而完成的。也就是说, 本发明的目的是提供一种能显示充分耐磨性的烧结合金和用于制备该合金的方法以及耐磨性良好的阀座。

为了解决该课题, 本发明人进行了深入的研究并重复进行了各种不同系统的实验, 结果, 开发了一类烧结合金及诸如此类物, 它们的硬度通过在烧结时促进 Mn 的扩散来使密度增大而得到提高, 同时, Mo 在其中形成氧化膜, 而该氧化膜保证了固体的润滑性能。

本发明的烧结合金当以其总量作为 100 重量%时含有: 4-30 重量%的 Mo; 0.2-3 重量%的 C; 1-30 重量%的 Ni; 0.5-10 重量%的 Mn; 2-40 重量%的 Co; 以及余量为不可避免的杂质和 Fe。

较佳的是, 当总量以 100 重量%计时, 它可含有 5 重量%或更少的 Cr 以及 2 重量%或更少的 Si 中的至少一种成分。

较佳的是, 该合金可具有在基质中分散有硬质相的组织。

一种用于制备本发明烧结合金的方法包括下述步骤: 制备一种由硬质颗粒粉末、碳粉末、Co 粉末、以及 Fe 粉末或低合金钢粉末组成的混合粉末, 其中, 当以上述硬质颗粒粉末的总量作为 100 重量%时, 该硬质颗粒粉末含有: 20-60 重量%的 Mo、3 重量%或更少的 C、5-40 重量%的 Ni、1-20 重量%的 Mn、5-40 重量%的 Co、余量为不可避免的杂质和 Fe; 当以上述混合粉末的总量作为 100 重量%时, 该混合粉末含有: 硬质颗粒粉末 10-60 重量%、碳粉末 0.2-2 重量%、Co 粉末 20 重量%或更少、余量为 Fe 粉末或低合金钢粉末; 将该混合粉末模压成为压块坯料; 将该压块坯料烧结, 由此制成一种具有权利要求 1-2 中任一项所述组成的烧结合金。

较佳的是，当以上述混合物粉末的总量作为 100 重量%时，该混合物粉末可以含有按 10 重量%或更少的比例混合的 Ni 粉末。

较佳的是，当以上述硬质颗粒粉末的总量作为 100 重量%时，该硬质颗粒可以含有选自 10 重量%或更小比例的 Cr 以及 4 重量%或更小比例的 Si 中的至少一种成分。

本发明的阀座当以其总量作为 100 重量%时含有：4-30 重量%的 Mo、0.2-3 重量%的 C、1-30 重量%的 Ni、0.5-10 重量%的 Mn、2-40 重量%的 Co、以及余量为不可避免的杂质和 Fe。

较佳的是，当以上述阀座的总量作为 100 重量%时，它可含有选自 5 重量%或更少的 Cr 以及 2 重量%或更少的 Si 中的至少一种成分。

较佳的是，该阀座具有在基质中分散有硬质相的组织。

应注意，在本发明中，指明相关元素的组成比例的重量百分比等同于质量百分比。

附图说明

图 1 是说明进行本发明耐久试验的设备装置示意图。

本发明的最佳实施方案

下面，将描述进一步使本发明具体化的发明和本发明的具体实施方式。

本发明的实施方式

[烧结合金]

本发明的烧结合金当以其总量作为 100 重量%时含有：4-30 重量%的 Mo；0.2-3 重量%的 C；1-30 重量%的 Ni；0.5-10 重量%的 Mn；2-40 重量%的 Co；以及余量为不可避免的杂质和 Fe。

本发明的烧结合金由于在烧结时通过促进 Mn 的扩散来增大密度，从而使硬度得到提高，同时由于 Mo 形成氧化膜，从而保证了由氧化膜产生的固体润滑性能。

在本发明的烧结合金中，Mo 是一种形成 Mo 碳化物以提高烧结合金硬度和耐磨性的元素。此外，本发明的烧结合金由于烧结而使得分散并固溶于组织中的 Mo 和 Mo 碳化物形成 Mo 的氧化膜，该氧化膜提高了固体润滑性能。

并且，当 Mo 少于 4 重量%时，Mo 变得不充分，以致氧化膜的形成变得不充分，并且最后不能获得固体润滑性能。此外，当 Mo 超过 30 重量%时，过度形成氧化膜，造成氧化膜剥离。氧化膜的剥离导致了烧结合金硬度和耐磨性的降低。此外，当 Mo 超过 30 重量%时，会导致在制备用于形成烧结合金的原材料粉末时的材料产率降低。为了制备原材料粉末，可以使用例如雾化法这样的方法。

C 是一种与 Mo 结合形成 Mo 碳化物并因此提高烧结合金硬度和耐磨性的元素。当 C 少于 0.2 重量%时，Mo 碳化物形成的量是如此的少，以致于使耐磨性变得不充分。此外，当 C 超过 3 重量%时，烧结合金的密度降低。

Ni 是一种可以使导致 Mo 的固容量提高的奥氏体相增加的元素。即，当 Ni 使 Mo 的固容量提高时，可以改进烧结合金的耐磨性。当 Ni 少于 1 重量%时，Mo 的固容量是如此之少，以致于不能得到充分的耐磨性。当 Ni 超过 30 重量%时，烧结合金硬度降低。

由于 Mn 在烧结时能有效地扩散，所以它是一种可使构成烧结合金组织的粘附性提高，并因此使烧结合金的密度提高的元素。此外，由于 Mn 具有使奥氏体相增加的作用，因此，其通过增加 Mo 的固容量可提高耐磨性。当 Mn 少于 0.5 重量%时，不能充分获得密度增加的效果。此外，当 Mn 超过 10 重量%时，上述效果（密度提高的效果）达到了饱和。

Co 是一种可使烧结合金中奥氏体相增加并同时提高硬度的元素。当 Co 量少于 2 重量%时，不能观察到添加 Co 的效果，当 Co 超过 40 重量%时，上述（奥氏体相和硬度增加）的效果达到了饱和。

较佳的是，本发明的烧结合金当以其总量作为 100 重量%时，还可含有选自 5 重量%或更少的铬（Cr）和 2 重量%或更少的硅（Si）中的至少

一种成分。需注意的是，对 Cr 为 5 重量%或更少以及对 Si 为 2 重量%或更少两者规定的范围都不包括 0 重量%。

Cr 是一种可抑制 Mo 过量形成氧化膜，从而防止烧结合金耐磨性降低的元素。即，例如暴露在高温时，在烧结合金上会大量地形成氧化膜，导致生成的氧化膜剥离，从而导致烧结合金磨损。Cr 显示出高的氧化开始温度已是公知的。当添加 Cr 时，在烧结合金中氧化物的生成被抑制，因此防止了烧结合金耐磨性的降低。此外，当 Cr 超过 5 重量%时，氧化物（氧化膜）的生成量变得如此之少，以致于使烧结合金的固体润滑性能降低。

Si 是一种提高氧化膜粘附性的元素。此外，当 Si 超过 2 重量%时，会使密度降低，从而导致烧结合金硬度降低。

较佳的是，本发明的烧结合金具有一种由硬质相分散于基质中而形成的组织。在基质中分散的硬质相可提高基质的硬度，从而提高其耐磨性。

通过把在烧结后转变成硬质相的硬质颗粒混合并在此状态下烧结，即可制得硬质相。由于在烧结时产生的硬质颗粒与基质之间发生的元素运动，因此不能清楚地确定硬质相的组成。

较佳的是，在烧结前硬质颗粒当以颗粒的总量作为 100 重量%时含有 20-60 重量%的 Mo、3 重量%或更少的 C、5-40 重量%的 Ni、1-20 重量%的 Mn、5-40 重量%的 Co 以及余量的不可避免的杂质和 Fe。

[烧结合金的制备方法]

本发明烧结合金的制备方法是一种通过将由硬质颗粒粉末和基质形成元素的粉末的混合物粉末模压和烧结而制得权利要求 1-2 所规定的烧结合金的制备方法。

本发明的制备方法是首先制备一种由硬质颗粒粉末、碳粉末、钴 (Co) 粉末和 Fe 粉末或低合金钢粉末组成的混合物粉末。

在通过烧结制得的烧结合金中，硬质颗粒构成了可提高耐磨性的硬质相。当硬质颗粒少于 10 重量%时，硬质相的量在制得的烧结合金中变得不充分，以致于不能产生耐磨性提高的效果。当硬质颗粒超过 60 重量%时，制得的烧结合金缺乏接合强度。此外，当硬质颗粒过量时，增强了烧结合

金对于配套零件的侵蚀性，同时不能保证硬质颗粒留存在制得的烧结合金中。

构成碳粉的碳（C）元素在烧结时扩散或固溶于烧结合金的基质（Fe或低合金钢）或硬质颗粒中，或生成碳化物（Mo 碳化物）。作为碳粉，适宜使用石墨粉。当碳粉少于 0.2 重量%时，在制得的烧结合金的基质中存在较多的铁素体相。铁素体相的增加降低了基质的硬度，由此降低烧结合金的耐磨性。当碳粉超过 2 重量%时，在烧结合金中存在较多渗碳体相，使得烧结合金韧性降低。

Co 粉使制得烧结合金的密度增加。当 Co 粉超过 20 重量%时，使烧结合金密度增加的效果达到了饱和。注意，“Co 粉比例为 20 重量%或更少”所指的范围不包括 0 重量%。

Fe 粉或低合金钢粉形成烧结合金的基质。作为低合金钢粉末，可以使用 Fe-C 合金粉末。例如，当以低合金钢粉末作为 100 重量%时，可以使用具有如下组成的合金粉末：0.2-5 重量%的 C，以及余量的不可避免的杂质和 Fe。

同时，上述硬质颗粒当以其总量作为 100 重量%时含有：20-60 重量%的 Mo；3 重量%或更少的 C；5-40 重量%的 Ni；1-20 重量%的 Mn；5-40 重量%的 Co；以及余量的不可避免的杂质和 Fe。

硬质颗粒中的 Mo 与 C 结合形成 Mo 碳化物，由此形成在硬度和耐磨性方面良好的硬质相。当 Mo 少于 20 重量%时，Mo 变得不充分，以致于氧化膜的形成不充分并且不能得到足够的固体润滑性能。此外，当 Mo 超过 60 重量%时，在制得的烧结合金中过量地形成氧化膜，并且导致该氧化膜剥离，以致于使烧结合金的硬度和耐磨性降低。此外，当 Mo 超过 30 重量%时，在通过雾化法等制备硬质颗粒粉末时的材料产率降低。

硬质颗粒中的 C 与 Mo 结合形成 Mo 碳化物，由此形成在硬度和耐磨性方面良好的硬质相。当 C 超过 3 重量%时，制得烧结合金的密度降低。注意，即使在硬质颗粒中的 C 存在较少时，也会由于来自混合物粉末中的碳粉扩散而使 C 与 Mo 形成 Mo 碳化物，由此形成硬质相。注意，在本发

明制备方法中，硬质颗粒含有 C。即，规定在硬质颗粒中 C 含量 3 重量%表示在大于 0 重量%至 3 重量%或更少的范围内。

硬质颗粒中的 Ni 增加了可使 Mo 的固溶量提高的奥氏体相，由此形成在耐磨性方面良好的硬质相。当 Ni 少于 5 重量%时，Mo 的溶解量不充分，以致于不能得到足够的耐磨性。此外，当 Ni 超过 40 重量%时，硬度降低。

由于硬质颗粒中的 Mn 是一种在烧结时能有效扩散入基质中的元素，因此它可以提高基质与硬质颗粒之间的粘附性，从而提高了烧结合金的密度。此外，由于 Mn 具有使奥氏体相增加的效果，因此提高了耐磨性。当 Mn 小于 1 重量%时，不能充分达到提高密度的作用，当 Mn 超过 20 重量%时，上述效果达到了饱和。

硬质颗粒中的 Co 可以使硬质颗粒中的奥氏体相增加，并同时提高硬度。当 Co 少于 5 重量%时，不能观察到添加 Co 的效果（奥氏体相和硬度增加），当 Co 超过 40 重量%时，上述效果（奥氏体相和硬度增加）达到了饱和。

较佳的是，当以混合物粉末的总量作为 100 重量%时，在该混合物中按 10 重量%或更少的比例混合进 Ni 粉。注意，10 重量%或更少所指的范围不包括 0 重量%。即，当 Ni 粉被混合进混合物粉末时，在烧结时可促进元素的扩散，从而提高烧结合金的密度。此外，当 Ni 粉的比例超过 10 重量%时，在基质中的残余奥氏体相增加，从而导致制得的烧结合金的耐磨性降低。

较佳的是，当以硬质颗粒粉末的总量作为 100 重量%时，该硬质颗粒可含有选自 10 重量%或更少的 Cr 以及 4 重量%或更少的 Si 中的至少一种成分。注意，10 重量%或更少和 4 重量%或更少两者所指的范围都不包括 0 重量%。

Cr 是一种防止 Mo 过量地形成氧化膜并因此防止烧结合金耐磨性降低的元素。即，例如有时暴露在高温中时，在烧结合金上会大量形成氧化膜。生成的氧化膜发生剥离，从而导致合金的磨损。Cr 显示高的氧化开始温度这一点是公知的。当添加 Cr 时，烧结合金中的氧化物生成受到抑制，从

而防止了烧结合金耐磨性的降低。此外，当 Cr 超过 10 重量%时，生成氧化物（氧化膜）的量变得如此少，以致于使固体润滑性降低。

Si 是一种提高氧化膜粘附性的元素。此外，当 Si 超过 4 重量%时，密度降低并因此使烧结合金硬度降低。

较佳的是，本发明烧结合金的制备方法在将压块坯料烧结之后进行回火处理。即，在对烧结合金进行回火时，烧结合金的基质和硬质相的结晶组织都变得稳定。

较佳的是，本发明烧结合金的制备方法在将压块坯料烧结之后进行锻造处理。当对烧结合金进行锻造时，不仅能使烧结合金的形状成为所需的形状，而且也能除去由烧结产生的孔隙，并因此能提高烧结合金的密度和耐磨性。

本发明烧结合金的制备方法可用来降低原材料成本。此外，还可以改善压块坯料的压缩成型性。并且，不仅能使压块坯料，而且也能使烧结合金高密度化。

本发明烧结合金的制备方法包括，在烧结时使硬质颗粒和基质中所包含的元素相互扩散。元素的扩散使得硬质颗粒和基质之间的粘附性增强。具体地说，由于硬质颗粒中所包含的 Mn 有效地扩散入基质中，因此增强了硬质颗粒和基质之间的粘附性。从而能使烧结合金的密度提高，并因此使烧结合金的硬度和耐磨性提高。

在本发明烧结合金的制备方法中，对硬质颗粒的制备方法没有特别限定。作为硬质颗粒的制备方法，例如可以列举通过将熔化的金属进行喷雾的雾化处理来制备颗粒的方法，把由熔化金属固化获得的固化物质用机械粉碎来获得颗粒的方法。至于雾化处理方法，可以使用在非氧化性气氛中（惰性气体气氛，例如氮气和氩气，或在真空中）雾化的那些方法。

此外，关于硬质颗粒的平均粒径，可以根据制得的烧结合金的用途、类型等进行适当的选择，然而，较佳的通常可以是约 20-250 μm ，约 30-200 μm 和约 40-180 μm 。但是，硬质颗粒的平均粒径不限于这些范围。

此外，硬质颗粒的硬度取决于 Mo 碳化物等的量，但是，通常可以是

约 Hv 350-750 和约 Hv 450-700。然而，硬质颗粒的硬度不限于这些范围，只要烧结合金基质中的硬质颗粒比使用对象物更硬即可。

在本发明烧结合金的制备方法中，作为烧结温度，可采用约 1050-1250 °C，特别是约 1100-1150 °C。作为在上述烧结温度下的烧结时间，可采用 30-120 分钟，特别是 45-90 分钟。此外，关于烧结气氛，较佳是非氧化气氛，例如惰性气体气氛。作为非氧化气氛，可列举氮气氛、氩气氛和真空气氛。

由于本发明烧结合金的制备方法通过将硬质颗粒、碳粉、Co 粉和 Fe 合金粉混合进行烧结，因此在烧结中促进了硬质颗粒和基质中元素的扩散，并且可使制得的烧结合金的密度提高。此外，由于促进了元素的扩散，从而使得 Mo 大量地扩散。该扩散的 Mo 形成碳化物和氧化膜，并因此使得烧结合金在耐磨性和固体润滑性能方面均获得提高。

[阀座]

本发明的阀座当以其总量作为 100 重量%时含有：4-30 重量%的 Mo；0.2-3 重量%的 C；1-30 重量%的 Ni；0.5-10 重量%的 Mn；2-40 重量%的 Co；以及余量的不可避免的杂质和 Fe。

Mo 是一种形成 Mo 碳化物以提高阀座硬度和耐磨性的元素。此外，通过烧结而分散和固溶于组织中的 Mo 以及 Mo 碳化物形成一层 Mo 的氧化膜，所获的氧化膜提高了阀座的固体润滑性能。

当 Mo 为 4 重量%或更少时，Mo 变得不充分，从而使氧化膜的形成不充分并且最后不能得到足够的固体润滑性能。此外，当 Mo 超过 30 重量%时，过度地形成氧化膜，结果导致氧化膜的剥离，并且降低阀座的耐磨性。此外，当 Mo 超过 30 重量%时，在制备用于形成阀座的原材料粉末的工艺中，导致材料产率降低。至于原料粉末的制备，例如有雾化法等。

C 是一种能与 Mo 结合形成 Mo 碳化物并因此提高硬度和耐磨性的元素。当 C 少于 0.2 重量%时，形成 Mo 碳化物的量过少从而使阀座的耐磨性变得不充分。此外，当 C 超过 3 重量%时，阀座的密度降低。

Ni 是一种可以使导致 Mo 的固容量提高的奥氏体相增加的元素。当

Ni 使 Mo 的固容量提高时, 可以提高阀座的耐磨性。当 Ni 少于 1 重量% 时, Mo 的固容量是如此之少, 以致于不能得到充分的耐磨性。此外, 当 Ni 超过 30 重量% 时, 固容量增加的效果达到了饱和。

由于 Mn 在烧结时能有效地扩散, 因此它是一种可以提高构成阀座组织的粘附性从而提高阀座密度的元素。此外, 由于 Mn 具有使奥氏体相增加的效果, 因此通过增加 Mo 的固容量即可提高阀座的耐磨性。当 Mn 少于 0.5 重量% 时, 不能充分获得使密度增加的效果。此外, 当 Mn 超过 10 重量% 时, 上述效果达到了饱和。

Co 是一种可以使阀座中奥氏体相增加并同时提高硬度的元素。当 Co 少于 2 重量% 时, 不能观察到 Co 添加的效果, 当 Co 超过 40 重量% 时, 上述效果达到了饱和。

较佳的是, 本发明的阀座当以其总量作为 100 重量% 时, 还可含有选自 5 重量% 或更少的 Cr 和 2 重量% 或更少的 Si 中的至少一种成分。注意, 对 Cr 为 5 重量% 或更少以及对 Si 为 2 重量% 或更少两者规定的范围都不包括 0 重量%。

Cr 是一种可抑制 Mo 过量形成氧化膜, 从而防止阀座耐磨性降低的元素。即, 例如暴露在高温时, 在阀座上会大量地形成氧化膜。生成的氧化膜发生剥离, 从而导致阀座的磨损。Cr 显示出高的氧化开始温度已是公知的。当添加 Cr 时, 在阀座上氧化物的生成被抑制, 因此防止了阀座耐磨性的降低。此外, 当 Cr 超过 5 重量% 时, 氧化物(氧化膜)的生成量变得如此之少, 以致于使阀座的固体润滑性能降低。

Si 是一种提高氧化膜粘附性的元素。此外, 当 Si 超过 2 重量% 时, 会使密度降低, 从而导致阀座硬度降低。

较佳的是, 本发明的阀座具有一种由硬质相分散于基质中而形成的组织。本发明的阀座由分散于基质中的硬质相来发挥其耐磨性。

本发明的阀座可通过权利要求 3-5 所规定的制备方法制得。即, 当通过将硬质颗粒、碳粉、Co 粉和 Fe 合金粉末混合并将其烧结来制造阀座时, 由于在烧结时促进了硬质颗粒和基质元素的扩散, 故可以提高阀座的密度。

此外，由于促进了元素的扩散，并因此使 Mo 大量扩散，而且该扩散的 Mo 形成碳化物和氧化膜，因此形成一种耐磨性和固体润滑性能均优良的阀座。

由于本发明的阀座提高了密度并同时提高了来自氧化膜的固体润滑作用，因此可以成为一种具备高耐磨性的阀座，即使将其用于燃气发动机时也能显示出足够的耐磨性。

实施例

下面举出有关本发明烧结合金、制备该合金的方法以及阀座的各种不同实施例来更具体地说明本发明。

(硬质颗粒的制备)

在本实施例中，通过用惰性气体（氮气）进行气体雾化来制备具有表 1 所规定的试样“A”-“R”组成的粉末。此外，在熔化后通过粉碎来制备具有试样“S”组成的合金粉末。将这些合金粉末筛分成 44-180 μm 范围的粉末，并将其用作硬质颗粒。

表1

	成分(重量%)										氧化开始温度(℃)	
	Mo	C	Ni	Mn	Co	Cr	Si	Fe				
A	33	0.9	10	6	30			余量			630	
B	33	0.9	10	6	30	4		余量			650	
C	33	0.9	10	6	30	4	0.8	余量			660	
D	23	0.9	10	6	30	4	0.8	余量			670	
E	60	0.9	10	6	30	4	0.8	余量			640	
F	33	0.9	10	1.5	30	4	0.8	余量			650	
G	33	0.9	10	18	30	4	0.8	余量			650	
H	33	2.5	10	6	30	4	0.8	余量			670	
I	33	0.9	6	6	30	4	0.8	余量			650	
J	33	0.9	35	6	15	4	0.8	余量			670	
K	15	0.9	10	6	30	4	0.8	余量			750	
L	33	0.9	10		30	4	0.8	余量			650	
M	33	3.5	10	6	30	4	0.8	余量			680	
N	33	0.9	45	6	10	4	0.8	余量			690	
O	33	0.9	10	6	30	15	0.8	余量			780	
P	33	0.9	10	6	30	4	5	余量			730	
Q	34	0.8	9	6	2	4	0.8	余量			640	
R	25	3	余量			20.5	1.1	17.3			900	
S	63						1.1	余量			580	

本发明

对比试样

表1所列举的试样“A”-“J”是相应于本发明制备方法硬质颗粒的粉末。试样“K”相应于对比试样，因为Mo只有15重量%。试样“L”不包含扩散效率良好的Mn，相应于对比试样。试样“M”相应于对比试样，因为其C含量略高，为3.5重量%。试样“N”相应于对比试样，因为其Ni含量略高，为45重量%。试样“O”相应于对比试样，因为其中含有大量Cr，为15重量%。试样“P”相应于对比试样，因为其Si含量略高，为5%。试样“Q”相应于对比试样，因为Co只有2重量%这样少。试样“R”相应于对比试样，因为它是不含Mn和Co而含Cr量略高的Ni基合金。试样“S”是传统的试样，因为它是钼铁(FeMo)并且不含Ni和Mn。

使用“A”-“S”这些试样的硬质颗粒粉末，在空气中将各种硬质颗粒粉末加热以使其氧化，测量在这种情况下伴随氧化而使重量突然开始增加时的温度，并且以该温度作为氧化开始温度。表1列出了测得的全部氧化开始温度。

如表1所述，在相应于本发明制备方法规定的硬质颗粒试样“A”-“J”中，氧化开始温度为约630-670℃，该氧化开始温度较低。氧化开始温度低就表示，当将其作为烧结合金使用时，起固体润滑性能作用的氧化膜在较低温度范围便开始形成。即，所谓氧化膜在较低温度范围便开始形成，是指氧化膜容易形成，并且表示，可以形成对于固体润滑性能具有足够量的氧化膜。

(烧结合金的制备)

以表2所列的比例，将上述试样“A”-“S”的硬质颗粒粉末、石墨粉末、粒径为2-60 μm的Ni粉末、粒径为4-100 μm的Co粉末以及粒径为150 μm或更小的纯Fe粉末用混合机混合，从而形成作为混合材料的混合粉末。如表2中所列，在大多数实施例中，硬质颗粒粉末为40重量%，石墨粉末为0.6重量%，Ni粉末为6重量%，以及Co粉末为6重量%。

注意，在实施例11中，硬质颗粒粉末的比例减少至15%。在实施例12中，硬质颗粒粉末比例多达55%。此外，在实施例13中，石墨粉末比例略少，为0.3%。在实施例14中，石墨粉末比例略多，为1.5%。在实施例15中，未添加Ni粉末。在实施例16中，不仅未添加Ni粉末，而且Co粉末比例也略多，为12%。在实施例17中，未添加Co粉末。在实施例18中，Co粉末的比例略多，为12%。

表2

合金粉末组成 (重量%)														Co粉						
A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	L	M	N	O	P	Q	R	石墨粉	Fe粉	Ni粉	Co粉
实施例1	40																0.6	余量	6	6
实施例2		40															0.6	余量	6	6
实施例3			40														0.6	余量	6	6
实施例4				40													0.6	余量	6	6
实施例5					40												0.6	余量	6	6
实施例6						40											0.6	余量	6	6
实施例7							40										0.6	余量	6	6
实施例8								40									0.6	余量	6	6
实施例9									40								0.6	余量	6	6
实施例10										40							0.6	余量	6	6
实施例11											40						0.6	余量	6	6
实施例12		15															0.6	余量	6	6
实施例13		55															0.6	余量	6	6
实施例14		40															0.3	余量	6	6
实施例15		40															1.5	余量	0	6
实施例16		40															0.6	余量	0	12
实施例17		40															0.6	余量	6	0
实施例18		40															0.6	余量	6	12
实施例19		40															0.6	余量	6	6
实施例20		40															0.6	余量	6	6
对比例#1									40								0.6	余量	6	6
对比例#2										40							0.6	余量	6	6
对比例#3											40						0.6	余量	6	6
对比例#4												40					0.5	余量	6	6
对比例#5													40				0.6	余量	6	6
对比例#6														40			0.6	余量	6	6
对比例#7															40		0.6	余量	6	6
对比例#8		7															0.6	余量	6	6
对比例#9		70															0.6	余量	6	6
对比例#10		40															0.1	余量	6	6
对比例#11		40															2.5	余量	6	6
对比例#12		40															0.6	余量	12	6
对比例#13		40															0.6	余量	0	0

烧结后锻造

烧结温度
1,185 °C

然后, 通过使用成型模, 对上述混合的混合物粉末施加 78.4×10^7 帕(8吨力/cm²)压力将其成型为环形的试验块, 由此形成压块坯料。该试验块具有阀座形状。

而后, 将各个压块坯料在 1150℃下的惰性气氛(氮气)中烧结 45分钟, 并在 600℃进行回火 100分钟, 由此形成作为试验块的烧结合金(阀座)。

注意, 实施例 19 是在烧结后用 137.2×10^7 帕(14吨/cm²)压力进行锻造, 然后在 600℃进行回火 100分钟。此外, 实施例 20 是在烧结温度 1185℃下进行烧结。

此外, 在对比例 1-13 中, 同样将其压缩成型为具有环形的试验块, 由此制得作为试验块的烧结合金(阀座)。

此外, 根据表 3 所列条件, 在对比例 14 和 15 中, 同样地制得作为试验块的烧结合金(阀座)。注意, 在表 3 中, 不仅列出了烧结合金的全部组成, 而且也列出了硬质颗粒试样及其混合比例。

如表 3 中所列, 对比例 14 使用了试样“S”作为硬质颗粒, 并且将压块坯料烧结, 该压块坯料是通过把与 10 重量%的试样“S”混合而形成的混合物粉末加压成型而制得的。对比例 15 使用了试样“R”作为硬质颗粒, 并且将压块坯料烧结, 该压块坯料是通过把与 20%的试样混合而形成的混合物粉末加压成型而制得的。

表3

	成分 (重量%)										硬质颗粒 粉末类型	硬质颗粒比例 (重量%)	
	Mo	C	Ni	W	Co	Cr	Si	Fe					
对比例 #14	6.5	0.4	9.5	0.8	9.5						余量	S	10
对比例 #15	9	1.5	4	2.5	4	4					余量	R	20

此外，关于作为实施例和对比例试验块的烧结合金，分别测定烧结合金的密度和烧结合金的硬度。测得的烧结合金硬度是宏观维氏硬度（荷载：10 Kgf）。表4列出了这些测定结果。

表4

	烧结体密度 (g/cm ³)	烧结体硬度 (Hv10)	耐磨性(mm)		切削刀具磨损量 (μm)
			200 °C	300 °C	
实施例#1	7.34	240	0.2	0.05	50
实施例#2	7.32	250	0.15	0.045	55
实施例#3	7.35	250	0.15	0.045	48
实施例#4	7.32	240	0.2	0.055	46
实施例#5	7.37	230	0.15	0.045	55
实施例#6	7.3	235	0.22	0.065	50
实施例#7	7.36	250	0.13	0.045	60
实施例#8	7.3	240	0.21	0.055	55
实施例#9	7.32	250	0.18	0.05	50
实施例#10	7.34	230	0.2	0.055	65
实施例#11	7.14	235	0.15	0.2	62
实施例#12	7.3	230	0.2	0.1	50
实施例#13	7.35	225	0.2	0.08	55
实施例#14	7.3	270	0.2	0.1	65
实施例#15	7.32	235	0.19	0.12	67
实施例#16	7.35	250	0.15	0.08	72
实施例#17	7.32	230	0.1	0.1	50
实施例#18	7.37	260	0.15	0.04	60
实施例#19	7.8	360	0.07	0.03	82
实施例#20	7.38	260	0.05	0.04	52
对比例#1	7.3	230	0.25	0.25	50
对比例#2	7.15	240	0.3	0.2	45
对比例#3	7.2	250	0.3	0.2	60
对比例#4	7.3	200	0.25	0.25	55
对比例#5	7.32	270	0.35	0.05	75
对比例#6	7.1	230	0.3	0.2	60
对比例#7	7.3	240	0.2	0.2	55
对比例#8	7.05	210	0.4	0.5	57
对比例#9	7.1	180	0.3	0.25	70
对比例#10	7.35	200	0.35	0.15	53
对比例#11	7.2	270	0.3	0.2	60
对比例#12	7.44	200	0.8	0.1	44
对比例#13	7.27	215	0.25	0.12	54
对比例#14	7	200	0.35	0.3	219
对比例#15	7	230	0.5	0.06	37

下面，通过使用图1示出的试验机，对烧结合金的耐磨性进行磨损试验，由此评定耐磨性。

在磨损试验中，如图1所示，使用丙烷气燃烧器5作为加热源，并把由实施例和对比例的烧结合金形成的作为试验块的环形阀座3和阀1的阀面4之间的滑动部分置于丙烷气燃烧气氛中。阀面4的材料为SUH35。阀座3的温度被控制在200°C，当阀座3与阀面4接触时，通过弹簧6施加18 Kgf的荷载，并使阀座3和阀面4按2000次/每分钟的频率接触，如此

进行 8 小时的磨损试验。

此外，在将阀座 3 的温度控制在 300℃ 的场合，也同样地进行耐磨性试验。表 4 列出了当试验温度为 200℃ 和 300℃ 时各试验块的磨损量。

下面，对烧结合金的加工性能进行评价。

烧结合金加工性能的评价按照下述方法进行，即，把由实施例和对比例烧结合金制成的环形阀座按照进料速度为 0.05 mm/圈以及切缝为 0.3 mm 的条件用刀具切割，并测定由切割造成的刀具磨损量，然后据此进行烧结合金加工性能的评价，表 4 列出了全部测定结果。

更详尽的试验方法是首先沿周边方向围绕阀座环形口的轴芯使阀座旋转。这时，具有硬质合金 H1 刀刃的硬质合金刀具与环形阀座端面的内周边接触。然后，移动硬质合金刀具，以便使得，当沿着阀座的环形口的圆周方向旋转 1 周时，与环形口接触的刀刃沿径向的外方移动 0.05mm。当硬质合金刀具按照与阀座端面接触的状态移动时，阀座的端面就被切割。当切割刀刃移动至阀座外侧时，将其返回到阀座的内周边并继续进行类似的切割。这时，切割刀刃沿阀座的轴向朝里返回 0.3 mm。当切割进行 100 次时，终止切割，并测定刀具的磨损量。

由表 4 可清楚地看出，实施例 1-20 的烧结合金在密度、硬度、耐磨性和加工性能方面均优良。

另一方面，同样在表 4 所列的对比例 1-15 的烧结合金在密度、硬度、耐磨性和加工性能方面均低劣。

下面，将实施例 3 以及对比例 14 和 15 的阀座装入发动机的排气口一侧。该发动机使用无铅汽油作为燃料，并具有 2400 cc 的汽缸排量。并且，使用该发动机进行了 180 小时耐久试验。

此外，将实施例 19 和对比例 13 的阀座装入发动机的进气口一侧。该发动机使用 CNG 作为燃料，并且具有 1500 cc 的汽缸排量。使用该发动机进行了 300 小时耐久试验。

而后，分别测量阀的突出量 (mm) 和阀座接触宽度的增量 (mm)。作为进气口一侧的条件，阀面是一种在其上进行了软氮化处理的 SUH11 合金。作为排气口一侧的条件，阀面是 SUH35 合金。

阀的突出量是指，当阀门关闭时，由于阀座磨损和阀面磨损，导致在阀门关闭时阀的位置向发动机外移动 (突出) 的量。阀座接触宽度增量是

指，由于阀座与阀面接触，以致使阀座磨损时，在阀座中与阀座的阀面接触部分宽度的增量。表5概括了这些测量结果。

表5

		吸气口		排气口	
		阀的突出量 (mm)	阀座接触 宽度的增量 (mm)	阀的突出量 (mm)	阀座接触 宽度的增量 (mm)
实施例 #3	汽油 /180 hr.			0.04	0.4
对比例 #14	汽油 /180 hr.			0.08	0.6
对比例 #15	汽油 /180 hr.			0.15	0.7
实施例 #19	CNG/300 hr.	0.05	0.25		
对比例 #13	CNG/300 hr.	0.12	0.6		

如表5所示，可以看出，安装在汽油发动机排气口侧的实施例3，与对比例14和15相比，其阀的突出量和阀座接触宽度增量皆显著降低，并且其耐磨性优良。

此外，还可看出，安装在燃气机进气口侧的实施例19，与对比例13相比，其阀的突出量和阀座接触宽度增量显著降低，并且其耐磨性优良。

即，可理解到，由实施例烧结合金制成的阀座具有高的硬度和优良的耐磨性。

从而，由于本发明的烧结合金不仅提高了密度，而且也提高了来自氧化膜的固体润滑性能，因此它具有优良的耐磨性。

此外，由于本发明烧结合金的制备方法通过将硬质颗粒、碳粉末、Co粉末和Fe合金粉末混合并将其烧结，因此在烧结时促进了硬质颗粒和基质中元素的扩散，并因此提高了制得的烧结合金的密度。此外，由于促进了元素的扩散，使得Mo大量地扩散，而由于扩散的Mo形成碳化物和氧化膜，因此使得烧结合金具有优良的耐磨性和固体润滑性能。

此外，由于本发明的阀座由按照本发明的烧结合金的制备方法制得的本发明的烧结合金制成，并且由于提高了来自氧化膜的固体润滑性，因此具有高的耐磨性。

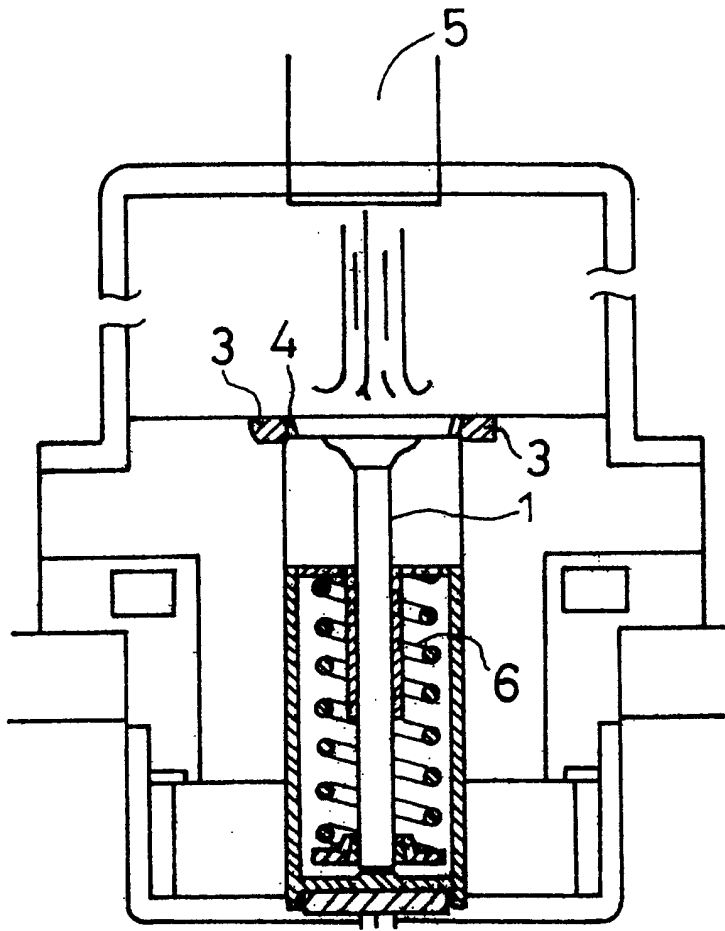


图1