



(12) 发明专利申请



(10) 申请公布号 CN 118871601 A

(43) 申请公布日 2024.10.29

(21) 申请号 202280094189.8

(22) 申请日 2022.12.13

(30) 优先权数据

2022-051584 2022.03.28 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.09.25

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/045862 2022.12.13

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/188576 JA 2023.10.05

(71) 申请人 日产自动车株式会社

地址 日本神奈川县

申请人 福田金属箔粉工业株式会社

(72) 发明人 伊泽佳典 乙部胜则

(74) 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

11105

专利代理师 张劲松

(51) Int.Cl.

G22C 33/02 (2006.01)

B22F 1/05 (2022.01)

G22C 1/05 (2023.01)

G22C 9/06 (2006.01)

G22C 38/00 (2006.01)

G23C 24/04 (2006.01)

权利要求书1页 说明书13页 附图1页

(54) 发明名称

滑动部件及具备该滑动部件的内燃机

(57) 摘要

本发明的滑动部件至少在表面上具备基体材料粒子和硬质粒子的粒子集合体。而且,上述硬质粒子是含有35面积%以上且90面积%以下的钨硅化物的铁系合金粒子,因此,能够提供具有与使用了钴基的硬质粒子的情况同等的耐磨损性的滑动部件。

1. 一种滑动部件,至少在表面上具备基体材料粒子和硬质粒子的粒子集合体,其特征在于,所述硬质粒子是含有35面积%以上且90面积%以下的钼硅化物的铁系合金粒子。
2. 如权利要求1所述的滑动部件,其特征在于,所述硬质粒子从以质量%计含量多的元素依次至少含有铁(Fe)、钼(Mo)、硅(Si),所述硅的含量为2.3质量%以上且16质量%以下。
3. 如权利要求1或2所述的滑动部件,其特征在于,所述钼硅化物包含拉弗斯相。
4. 如权利要求3所述的滑动部件,其特征在于,所述硬质粒子含有2面积%以上且90面积%以下的所述拉弗斯相。
5. 如权利要求3所述的滑动部件,其特征在于,所述硬质粒子含有10面积%以上且85面积%以下的所述拉弗斯相。
6. 如权利要求3所述的滑动部件,其特征在于,所述硬质粒子含有30面积%以上且80面积%以下的所述拉弗斯相。
7. 如权利要求1~6中任一项所述的滑动部件,其特征在于,所述基体材料粒子为铜基合金粒子或铁基合金粒子。
8. 如权利要求1~7中任一项所述的滑动部件,其特征在于,将所述基体材料粒子和所述硬质粒子吹附到基材上使其变形并层叠。
9. 如权利要求1~7中任一项所述的滑动部件,其特征在于,对所述基体材料粒子和所述硬质粒子进行烧结。
10. 一种内燃机,其特征在于,具备所述权利要求1~9中任一项所述的滑动部件。

滑动部件及具备该滑动部件的内燃机

技术领域

[0001] 本发明涉及一种滑动部件,更详细而言,涉及具备在基体材料粒子相中粒子组中分散有硬质粒子的粒子集合体的滑动部件及具备该滑动部件的内燃机。

背景技术

[0002] 为了应对汽车用发动机的高性能化、高输出化,在气门座等的要求高温下的耐磨损性的部件中,通常通过对基体材料粒子相赋予具有硬质相的钴基的硬质粒子来满足上述耐磨损性等性能。

[0003] 上述钴基的硬质粒子不仅价格高,而且,近年来难以获得,因此,期望不使用钴,而直到高温域为止具有耐磨损性的滑动部件。

[0004] 专利文献1中公开有如下内容,使用在铁系合金的母相中分散有3~30面积%的钼硅化物的硬质相的硬质粒子作为具有硬质相的钴基的硬质粒子的代替材料,通过使用含有该硬质粒子的混合粉末的烧结合金,能够提高滑动部件的耐磨损性。

[0005] 现有技术文献

[0006] 专利文献

[0007] 专利文献1:日本国专利第3852764号公报

[0008] 发明所要解决的问题

[0009] 但是,在专利文献1所记载的方案中,得不到与使用了具有硬质相的钴基的硬质粒子的滑动部件同等的耐磨损性,具有改善的余地。

发明内容

[0010] 本发明是鉴于这种现有技术具有的问题而创立的,其目的在于,提供不使用具有硬质相的钴基的硬质粒子,而具有与使用了该钴基的硬质粒子的以往材料同等的耐磨损性的滑动部件。

[0011] 用于解决问题的技术方案

[0012] 本发明人为了实现上述目的重复进行了深入研究,结果发现,通过使用含有35面积%以上且90面积%以下的钼硅化物的铁系合金的硬质粒子,能够实现上述目的,直至完成本发明。

[0013] 即,本发明的滑动部件至少在表面上具备基体材料粒子和硬质粒子的粒子集合体。

[0014] 而且,所述滑动部件的特征在于,所述硬质粒子是含有35面积%且以上90面积%以下的钼硅化物的铁系合金粒子。

[0015] 另外,本发明提供一种内燃机,其特征在于,具备所述滑动部件。

[0016] 发明效果

[0017] 根据本发明,因为使用含有期望量的钼硅化物的铁系合金的硬质粒子,所以能够提供具有与使用具有硬质相的钴基的硬质粒子的情况同等的耐磨损性的滑动部件。

附图说明

[0018] 图1是Fe—Mo状态图；在此， MoFe_2 为拉弗斯相， $\text{Mo}_{5.1}\text{Fe}_{7.9}$ 为 μ 相， $\text{Mo}_{0.38}\text{Fe}_{0.62}$ 为R相。

具体实施方式

[0019] 对本发明的滑动部件进行详细说明。

[0020] 本发明的滑动部件至少在表面上具备基体材料粒子和硬质粒子的粒子集合体，上述硬质粒子是含有35面积%以上且90面积%以下的钼硅化物的铁系合金粒子。

[0021] 本发明中，“粒子集合体”是通过粒子(颗粒)未完全熔融而粒子的表面局部软化或熔融，且相邻的粒子彼此的接触部分固化并结合而一体化的集合体，本发明的滑动部件可以整体由上述粒子集合体形成，也可以在基材表面上具有由上述粒子集合体形成的包覆膜。

[0022] 上述粒子集合体通过在基体材料粒子组中分散有硬质粒子，提高滑动部件的耐磨损性。

[0023] <硬质粒子>

[0024] 本发明的粒子集合体中，上述硬质粒子为铁系合金粒子，该铁系合金粒子含有硬质的钼硅化物。上述铁系合金粒子因为钼硅化物的含量为35面积%以上且90面积%以下，且钼硅化物的含量多，所以能够表现与含有钴的硬质粒子同等的耐磨损性。

[0025] 当钼硅化物的含量低于35面积%时，不能成为硬度充分的硬质粒子，当超过90面积%时，硬质粒子的硅(Si)含量变多，硬质粒子本身的韧性降低而变脆，因此，耐磨损性会降低。

[0026] 上述铁系合金的硬质粒子从大量含有的元素依次含有作为第一元素的铁(Fe)、作为第二元素的钼(Mo)、以及作为第三元素的硅(Si)，上述硅的含量优选为2.3质量%以上且16质量%以下。

[0027] 通过硅的含量为2.3质量%以上，钼硅化物容易在硬质粒子中析出，硬质粒子的硬度变高，通过为16质量%以下，能够防止硬质粒子的韧性降低。

[0028] 上述钼硅化物优选包含拉弗斯相($\text{Mo}(\text{Fe}, \text{Si})_2$ 或 $\text{Mo}(\text{Fe}, \text{Si})$)，其中，这些(Fe、Si)中可含有第四元素以下的含有金属元素)。拉弗斯相是在900°C附近的较低温下分解的亚稳相，因此，通过在气门座等内燃机的滑动面露出而被氧化，形成具有润滑性的氧化钼，提高耐磨损性。

[0029] 上述硬质粒子的拉弗斯相的钼硅化物(以下，有时简称为“拉弗斯相”)的含量优选为2.0面积%以上且90面积%以下，进一步优选为10面积%以上且85面积%以下，优选为30面积%以上且80面积%以下。

[0030] 硬质粒子中的钼硅化物也可以全部为拉弗斯相，因此，硬质粒子中的拉弗斯相的含量的上限为90面积%。

[0031] 含有拉弗斯相的硬质粒子能够通过如下形成，以铁(Fe)为主成分，使含有钼(Mo)及硅(Si)的铁系合金熔融而均匀化后，使钼硅化物析出。

[0032] 如图1的Fe—Mo状态图所示，钼硅化物除了形成拉弗斯相之外，还形成 μ 相及R相。上述拉弗斯相在比 μ 相及R相的钼硅化物低的温度下析出，因此，为了形成拉弗斯相，需要适

当调节冷却速度。

[0033] 具体而言,能够通过粉碎将上述组成的铁系合金熔融且缓慢冷却而形成的铸造片,或对熔融后的铁系合金吹附水或气体,使微细化的溶滴固化并粒子化的水雾化法或气体雾化法而形成,但优选通过水雾化法或气体雾化法制作。

[0034] 粉碎上述铁系合金的铸造片而得的硬质粒子因为铸造片制作时的冷却速度慢,所以形成拉弗斯相,但因为钼硅化物的析出物容易粗大化,所以粉碎而得到的硬质粒子的硬度、及钼硅化物的含量容易偏差。

[0035] 另外,水雾化法及气体雾化法通常是用于通过使熔融金属骤冷凝固,而使溶解于母相金属的成分在固溶于母相中的状态下不析出而封闭的方法,因此,在通常的条件下不会形成拉弗斯相。

[0036] 在本发明的水雾化法及气体雾化法中,通过调节向熔融金属吹附的水或气体的压力、熔融金属的滴下速度、溶滴的大小等,使冷却速度比通常的雾化法减慢,能够形成拉弗斯相析出的硬质粒子。

[0037] 具体而言,虽然也取决于铁系合金的组成、特别是硅的含量,但通过以104~102K/秒冷却,能够析出微晶粒径为0.1~3 μm 的钼硅化物,形成该钼硅化物微分散的硬度均匀的硬质粒子。

[0038] 用于调整上述硬质粒子的粒度的筛网的网眼(mesh)优选调整为100以上且500以下。特别是利用后面叙述的烧结合金制造粒子集合体时的筛网的网眼(mesh)优选调整为100以上且150以下,通过冷喷涂形成时的筛网的网眼(mesh)优选调整为350以上且500以下。通过增大上述筛网的网眼(mesh),并缩小上述硬质粒子的粒径,能够形成致密的粒子集合体。

[0039] <基体材料粒子>

[0040] 作为基体材料粒子,能够使用目前用于气门座等要求高温下的耐磨损性的部件的金属或合金的粒子,但优选为以铜(Cu)或铁(Fe)为主成分(50质量%以上)的铜基合金粒子、铁基合金粒子。

[0041] 铜基合金粒子由热传导性高的铜形成传热通路,粒子集合体的热传导率变高,冷却性能提高,因此,作为结果,耐热性提高。

[0042] 作为铜基合金粒子,能够举出Cu—Ni—Si系合金粒子、Cu—Cr合金粒子、Cu—Zr合金粒子、Cu—Ti合金粒子等,其中,优选为Cu—Ni—Si系合金粒子。

[0043] Cu—Ni—Si系合金粒子因为镍容易与硅结合而析出,所以在母相中形成硅化镍析出的组织,被析出强化,母材粒子本身的硬度变高,能够与上述硬质粒子相结合而提高耐磨损性。

[0044] 另外,作为铁基合金粒子,能够使用Fe—Mo系合金粒子、Fe—Cr系合金粒子、SKH53等高速钢等。另外,也能够使用通过与石墨粒子混合并烧结,从而C产生扩散而成为Fe—C合金的纯Fe粒子。

[0045] 另外,如果铜基合金粒子、铁基合金粒子为固溶体粒子,则在通过后面叙述的冷喷涂形成粒子集合体时,粒子彼此牢固地结合并且析出固化,能够进一步提高耐磨损性。

[0046] 上述固溶体粒子能够通过水雾化法或气体雾化法制作。

[0047] 上述基体材料粒子的平均粒径(D50)优选为20 μm ~40 μm 。需要说明的是,使用

Microtrac BEL株式会社的MT3000,通过激光衍射·散射法测定粒子的平均粒径。

[0048] <滑动部件的制作方法>

[0049] 上述滑动部件能够通过如下制作,通过将包含上述基体材料粒子和硬质粒子的原料粒子以非熔融吹附到基材表面的冷喷涂、温喷涂等,利用粒子集合体包覆基材表面,或对上述原料粒子进行冲压成形并烧结。

[0050] 优选的是,对原料粒子进行冲压成形并烧结而制作时的原料粒子中的硬质粒子的含量为50面积%以下,通过冷喷涂等包覆基材表面时的粒子集合体中的硬质粒子的含量为20面积%以下。通过在上述范围内,兼顾硬度、强度和冷却性,能够提高耐磨损性。

[0051] (冷喷涂)

[0052] 冷喷涂是不使原料粒子熔融或气化,而与不活泼气体一起以超音速流在非熔融的固相状态下与基材碰撞而形成粒子集合体的包覆层的方法。

[0053] 冷喷涂与热喷涂法等使原料粒子熔融并一体化的方法不同,能够防止热引起的原料粒子的特性变化,因此,能够不改变硬质粒子中的钼硅化物而形成粒子集合体的包覆层。

[0054] 另外,在上述基体材料粒子为固溶体粒子的情况下,在固相状态的基体材料粒子与基材碰撞之前,因为基体材料粒子尚未析出固化,所以母材(基材)粒子产生塑性变形并吸收碰撞的应力,因此,可防止硬质粒子破裂或弹回。

[0055] 另外,在基体材料粒子的内部,固溶的成分通过碰撞的能量而析出,形成微晶粒径为5~50nm的微晶,基体材料粒子成为析出固化的铜基合金粒子、或铁基合金粒子,因此,耐磨损性提高。

[0056] 而且,通过原料粒子的碰撞,动能的一部分转换为热能,原料粒子的表面局部熔融并固化,由此,原料粒子彼此结合,形成在基体材料粒子组中分散有硬质粒子的粒子集合体。

[0057] 此时,因为原料粒子的表面局部熔融,所以产生扩散并生成金属间化合物等析出物。但是,因为基材及原料粒子的温度为上述原料粒子的熔点以下,所以上述局部熔融的部分被骤冷,因此,没有上述析出物等结晶生长的期间。

[0058] 因此,在基材和粒子的结合界面的附近及粒子彼此的结合界面的附近形成纳米结晶或非晶。

[0059] 粒子彼此的界面的非晶或微晶能够通过如下确认,通过由扫描电子显微镜(SEM)进行的电子背散射衍射(EBSD),将衍射图案投影到检测器面上,根据该投影的图案对结晶方位进行解析。

[0060] 吹附包含上述基体材料粒子和硬质粒子的原料粒子的速度优选为300~1200m/s,优选为500~1200m/s。

[0061] 另外,吹附上述原料粒子的工作气体的压力优选为2~7MPa,更优选为3.5~7MPa。当工作气体的压力低于2MPa时,得不到粒子速度,有时空穴率变大。

[0062] 另外,工作气体的温度也取决于原料粒子的种类及粒径等,但优选为400~1000°C,更优选为600~1000°C。

[0063] 如果工作气体的温度低于400°C,则原料粒子难以塑性变形,空穴率变大,有时耐磨损性降低。另外,如果工作气体的温度超过1000°C,则过于接近原料粒子的熔点,容易闭塞喷嘴的喉道部。

[0064] 作为上述工作气体,能够举出例如氮气、氦气等,这些气体可以单独使用一种,也可以混合使用。

[0065] 上述包覆膜的厚度也取决于使用滑动部件的部位的温度及滑动环境,例如优选设为0.05~5.0mm,更优选设为0.1~1.0mm。

[0066] 如果低于0.05mm,则包覆膜本身的强度不足,在基材的强度低的情况下,有时可能引起塑性变形。另外,如果超过5.0mm,则有时由于在包覆膜形成时产生的残留应力和界面密合力的关系,包覆膜可能容易剥离。

[0067] 作为上述基材,没有特别限制,能够使用目前用作内燃机的滑动部件的金属,但铝合金的热传导性高,能够优选使用。

[0068] 作为上述铝合金,能够举出例如由日本工业标准规定的AC2A、AC8A、AC4CH、ADC12等。

[0069] (烧结)

[0070] 作为烧结方法,对基体材料粒子和硬质粒子进行冲压成形,以基体材料粒子及硬质粒子的熔点以下的温度进行烧结,由此,能够形成滑动部件。

[0071] <粒子集合体>

[0072] 上述粒子集合体的空穴率优选为20面积%以下,更优选为4面积%以下,进一步优选为1面积%以下。通过空穴少且致密,粒子集合体的强度提高,滑动部件的耐磨损性提高。

[0073] 能够通过图像处理将扫描电子显微镜图像(SEM图像)二值化,并通过图像解析来计算上述粒子集合体的空穴率、及基体材料粒子、硬质粒子的面积率。

[0074] 上述滑动部件因为高温下的耐磨损性优异,所以例如能够适用于内燃机的气门座、气门挺杆、活塞、活塞环、活塞销、气缸、曲轴、凸轮轴、连杆等滑动部件。

[0075] 实施例

[0076] 以下,通过实施例详细地说明本发明,但本发明不限于下述实施例。

[0077] (冷喷涂法)

[0078] 在以下的条件下冷喷涂下述表1所示的硬质粒子和固溶体状态的基体材料粒子,在气门座形状的基材的表面上形成包覆层,然后,进行精加工,制作滑动部件。

[0079] 冷喷涂装置:等离子技研工业株式会社制、PCS-1000

[0080] 工作气体:氮气

[0081] 工作气体温度:600°C~1000°C

[0082] 工作气体压力:4MPa~7MPa

[0083] 喷涂距离:20mm~35mm

[0084] (烧结法)

[0085] 将下述表1所示的硬质粒子和固溶体状态的基体材料粒子在成形压力6.5ton/cm²下压缩成形为外形30mm、内径22mm、高度8mm的气门座形状,在氨分解气体中以1130°C将该成形体烧结60分钟,然后切削,制作滑动部件。

[0086] <评价>

[0087] 通过以下的方法评价上述滑动部件。将评价结果与制作条件一起在表1中示出。

[0088] (磨损试验)

[0089] 试验条件

- [0090] 试验方法:气门座单体敲打磨损试验(试验装置:高千穗精机株式会社制)
- [0091] 试验温度:300°C
- [0092] 落座次数:144万次(3000cpm×8hr)
- [0093] 对方材料(气门):JISS UH35
- [0094] 评价项目:气门座、气门面磨损量(形状测定)
- [0095] (硬质粒子中的钼硅化物)
- [0096] 分析方法:通过X射线衍射(XRD)测定钼硅化物的相比率。
- [0097] 根据衍射角的峰的分布特定结晶结构,根据峰的大小推算各相的存在率(质量%、体积%)。需要说明的是,不用说,体积%与面积%等效。
- [0098] 分析装置:株式会社Rigaku制 水平型X射线衍射装置SmartLab
- [0099] 检测器:二维检测器(HyPix3000)
- [0100] 通过上述方法测定各相的比率后,在半径数nm范围内使用STEM+EDX、纳米衍射法特定拉弗斯相、 μ 相、R相和其它硅化物、母相,得到各相的比例。
- [0101] (空穴率)
- [0102] 利用SEM的组成像以图像视野范围、宽350 μ m×长263 μ m对粒子集合体的截面进行5个视野拍摄,利用图像处理装置进行二值化,算出空穴率。另外,利用该图像计算硬质粒子的面积率,基体材料粒子的面积率作为剩余部分而得到。

[0104]

		体积率、面积率 (%)		0	3.3	13.8	29.0	23.8	-	-
		R相和其他硅化物比例	质量率 (%)							
粒子集 合体	制作方法		体积率、面积率 (%)	0	0	0	0	10.8	-	-
	基体材料粒子	冷喷涂法	面积率 (%)	89.0	83.7	83.5	84.0*	85.1	83.8	81.8*
	硬质粒子	冷喷涂法	面积率 (%)	10.8	16.0	15.8		14.7	16.0	
磨损试验	空穴		面积率 (%)	0.2	0.3	0.7	16.0	0.2	0.2	18.2
	气门座磨损量 (μm)			207	112	118	105	102	53.5	57.2
	气门面磨损量 (μm)			9.6	5.1	6.2	4.4	5.5	2.3	1.9
备注		注：包含石墨粒子的面积率，通过烧结进行固相扩散，因此，不能测定面积率。使用了以基体材料粒子：硬质粒子：石墨粒子 = 84.5:15.0:0.5 (wt%) 混合的粉末。								

[0105]

[表 2]

基体材料粒子		实施例 1	实施例 2	实施例 3	实施例 4	实施例 5	实施例 6	实施例 7
组成 (wt %)		Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 20Ni - 0.7Si	Fe - 3Mo	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si
组成 (wt %)		Fe - 35Mo - 3Si	Fe - 35Mo - 3Si	Fe - 35Mo - 3Si	Fe - 35Mo - 3Si	Fe - 35Mo - 3Si	Fe - 33.5Mo - 2.39Si	Co - 40Mo - 8Cr - 2.6Si
制备方法		水雾化法	水雾化法	水雾化法	水雾化法	粉碎法	水雾化法	水雾化法
冷却速度 (K/秒)		约 10 ⁴	约 10 ⁴	约 10 ⁴	约 10 ⁴	10 ¹ - 10 ⁰	约 10 ²	约 10 ²
粒度		- 350mesh	- 350mesh	- 500mesh	- 500mesh	- 100mesh	- 350mesh	- 350mesh
母相的比例	质量率 (%)	48.1	48.1	39.3	39.3	52.0	61.3	25.5
	体积率, 面积率 (%)	46.0	46.0	35.1	35.1	54.3	59.6	20.8
相硅化物的比例	质量率 (%)	51.9	51.9	60.7	60.7	48.0	38.7	74.5
	体积率, 面积率 (%)	54.0	54.0	65.0	65.0	45.7	40.4	79.2
相硅化物明细	质量率 (%)	3.1	3.1	3.3	3.3	6.0	11.7	13.9
	体积率, 面积率 (%)	2.6	2.6	2.8	2.8	6.5	10.2	10.0
μ相	质量率 (%)	28.8	28.8	22.0	22.0	42.0	11.5	0

[0106]

		24.3	24.3	17.4	17.4	39.2	8.6	0
	体积率、面积率 (%)							
	R相和其它硅化物比例	20.0	20.0	35.4	35.4	0	15.5	60.6
	质量率 (%)							
	体积率、面积率 (%)	27.1	27.1	44.8	44.8	0	21.6	69.2
	制备方法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	烧结法	冷喷涂法	冷喷涂法
粒子集	基体材料粒子	83.8	84.1	81.6	80.8	80.5*	82.7	82.5
合体	硬质粒子	16.0	15.1	18.0	18.5		16.3	16.8
	空穴	0.2	0.8	0.4	0.7	19.5	1.0	0.7
磨损试验	气门座磨损量 (μm)	58.8	56.3	39.7	31.6	25.2	20.1	18.0
	气门面磨损量 (μm)	1.3	1.5	1.5	0.7	1.8	1.6	1.4
备注		※: 包含石墨粒子的面积率, 通过烧结进行固相扩散, 因此, 不能测定面积率, 使用了以基体材料粒子: 硬质粒子: 石墨粒子 = 84.5:15.00.5 (wt%) 混合的粉末。						

[0107]

[表 3]

		实施例 8	实施例 9	实施例 10	实施例 11	实施例 12	实施例 13	实施例 14
基体材料粒子	组成 (wt%)	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si	Fe - 3Mo	Cu - 3Ni - 0.7Si	Cu - 3Ni - 0.7Si
	组成 (wt%)	Fe - 34Mo - 4.7Si	Fe - 35Mo - 4.8Si	Fe - 34Mo - 6.4Si	Fe - 35Mo - 9.5Si	Fe - 35Mo - 10Si	Fe - 35Mo - 13Si - 8Cr	Fe - 40Mo - 15Si
制作方法		水雾化法	水雾化法	水雾化法	水雾化法	粉碎法	水雾化法	水雾化法
冷却速度 (K/秒)		约 10 ⁴	约 10 ²	约 10 ⁴	约 10 ²	10 ¹ - 10 ⁶	约 10 ²	约 10 ²
粒度		- 350mesh	- 350mesh	- 350mesh	- 350mesh	- 100mesh	- 350mesh	- 350mesh
硬质粒子	质量率 (%)	27.4	25.1	21.9	23.1	38.8	17.8	14.2
	体积率、面积率 (%)	27.1	24.8	22.4	23.6	37.1	16.6	13.0
相氧化物的比例	质量率 (%)	72.6	74.9	78.1	76.9	61.2	82.2	85.8
	体积率、面积率 (%)	72.9	75.2	77.6	76.4	62.9	83.4	87.0
相硅化物明相	质量率 (%)	54.7	44.6	67.4	76.9	61.2	80.2	85.7
	体积率、面积率 (%)	48.1	40.2	62.1	76.4	62.9	83.4	87.0
μ相		0	0	0	0	0	0	0

[0108]

		体积率、面积率 (%)	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	R相和其它硅化物比例	质量率 (%)	17.9	30.3	10.7	0	0	0	0	0	0
		体积率、面积率 (%)	24.8	35.0	15.5	0	0	0	0	0	0
	制作方法		冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法	冷喷涂法
粒子集合体	基体材料粒子	面积率 (%)	84.4	84.9	85.1	83.4	82.0*	84.2	82.7	16.8	0.5
	硬质粒子	面积率 (%)	15.3	14.5	14.5	15.8		15.2			
	空穴	面积率 (%)	0.3	0.6	0.4	0.8		0.6			
磨损试验	气门座磨损量 (μm)		15.5	13.0	12.1	11.5	19.3	23.2	31.8		
	气门面磨损量 (μm)		1.3	0.8	1.0	0.9	1.9	2.2	3.2		
备注		※: 包含石墨粒子的面积率, 通过烧结进行固相扩散, 因此, 不能测定面积率, 使用了以基体材料粒子: 硬质粒子: 石墨粒子 = 84.5:15.0:0.5 (wt%) 混合的粉末。									

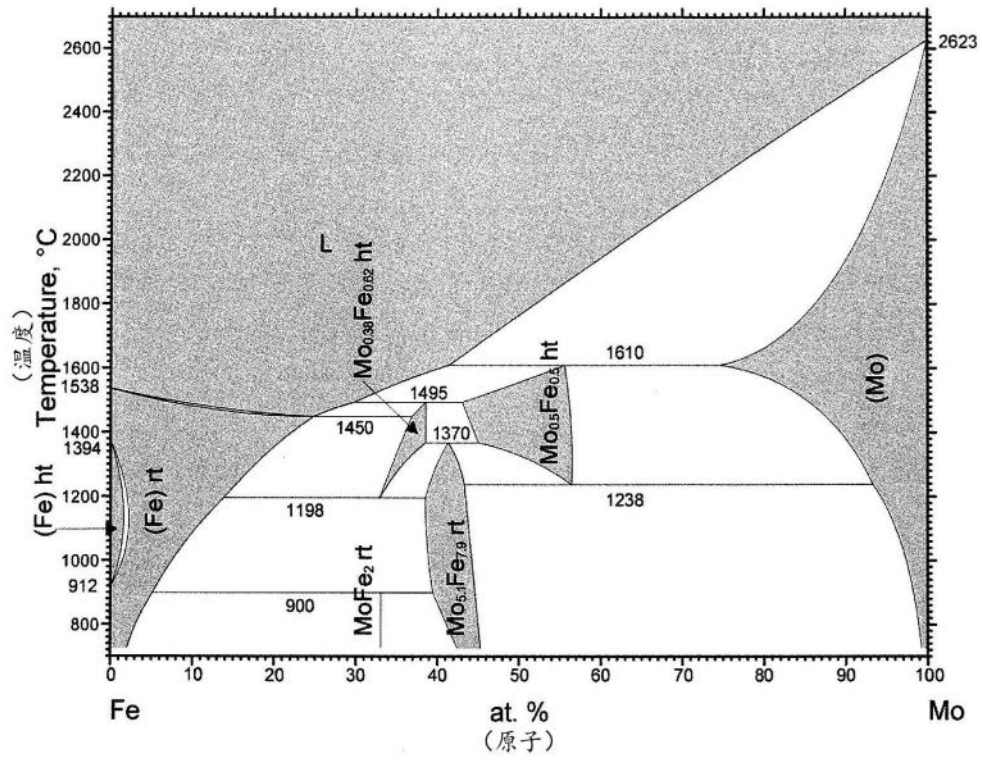
[0109] 根据比较例1~7和实施例1~14的比较可知,如果硬质粒子含有35面积%以上的钼硅化物,则耐磨损性提高,成为含有具有硬质相的钴基的硬质粒子TRIBALLOY(注册商标)

T-400的部件排列。

[0110] 根据实施例6~11的比较可知,如果硬质粒子的Si含量变多,则钼硅化物也变多,耐磨损性提高。

[0111] 比较例2中,Si含量少,钼硅化物未充分析出。

[0112] 实施例6尽管钼硅化物比实施例1、2少,但耐磨损性优异,因此可知,如果拉弗斯相的钼硅化物多,则耐磨损性提高。



© ASM International 2008. Diagram No. 101126

出处：Fe—Mo系二次元系状态图 (ASM 国际图表 (International Diagram) No.101126)

图1