

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

B21B 27/02

B21B 25/00

B32B 15/16



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 200510064384.4

[43] 公开日 2005 年 10 月 19 日

[11] 公开号 CN 1683093A

[22] 申请日 2005.4.15

[74] 专利代理机构 北京纪凯知识产权代理有限公司
代理人 龙 淳

[21] 申请号 200510064384.4

[30] 优先权

[32] 2004. 4. 16 [33] JP [31] 2004 - 121724

[71] 申请人 住友金属工业株式会社

地址 日本大阪府

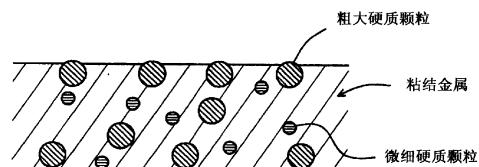
[72] 发明人 阿佐部和孝 安乐敏朗 饭田纯生

权利要求书 1 页 说明书 20 页 附图 6 页

[54] 发明名称 热加工用工具

[57] 摘要

本发明涉及表面具有保护膜的热加工用工具。保护膜含有粘结金属和在保护膜中的体积分率是 25% ~ 70% 的硬质颗粒，上述粘结金属为过渡金属和以过渡金属为主的合金。硬质颗粒包括在保护膜中的体积分为 5% ~ 30%、粒径在 20 μm 以下的微细硬质颗粒，和在保护膜中的体积分为 20% ~ 60%、粒径在 50 μm 以上的粗大硬质颗粒。因此，本发明的热加工用工具的耐磨损性优异。



-
1. 一种热加工用工具，其特征在于，
表面具有保护膜；
所述保护膜含有粘结金属和在所述保护膜中的体积分率是 25%~
5 70%的硬质颗粒，所述粘结金属为过渡金属或以过渡金属为主的合金；
所述硬质颗粒包括在所述保护膜中的体积分率为 5%~30%、粒径
在 20μm 以下的微细硬质颗粒，和在所述保护膜中的体积分率为 20%~
60%、粒径在 50μm 以上的粗大硬质颗粒。
 - 10 2. 如权利要求 1 所述的热加工用工具，其特征在于，所述粗大硬
质颗粒选自碳化物、氧化物、氮化物、硼化物、它们的混合物、或它
们的复合化合物中的至少一种。
 - 15 3. 如权利要求 2 所述的热加工用工具，其特征在于，所述粘结金
属选自 Co 基合金、Ni 基合金或 Fe 基合金中的至少一种。
 4. 如权利要求 1~3 任一项所述的热加工用工具，其特征在于，所
述保护膜由焊接法形成。
 - 20 5. 如权利要求 4 所述的热加工用工具，其特征在于，所述微细硬
质颗粒为析出物。

热加工用工具

技术领域

5 本发明涉及热加工用工具，具体而言，涉及金属热加工工艺中所用的热加工用工具。

背景技术

10 在以钢铁为代表的金属热加工工艺中，使用热加工用工具。热加工用工具是指例如制造无缝钢管的穿轧机中所使用的倾斜辊、导块、盘形辊、芯棒（plug）等。用于钢板、型钢、条钢热轧工艺中的导块等也属于热加工用工具。

15 由于这些热加工用工具与 1273K~1523K 的被加工材料接触或碰撞，所以承受了来自被加工材料的高负荷。因此，在热加工用工具的表面容易发生磨损、烧结，有些时候还会在表面产生龟裂与缺损。例如，当设置在穿轧机上的芯棒与被压延材料高温圆钢坯的轴心部位接触，会在圆钢坯上形成开孔。此时，芯棒表面承受着来自圆钢坯的滑动摩擦。由于该滑动摩擦，芯棒表面会产生不均匀磨损或发生烧结。

20 当热加工用工具表面产生大量磨损、或在表面发生烧结时，需要更换热加工用工具。总之，表面磨损与烧结将缩短热加工用工具的寿命。因此，热加工用工具的耐磨损措施及耐烧结措施是很重要的。

25 近年，在日本特开平 3-207510 号公报、特开平 1-148405 号公报、特开昭 63-90307 号公报及特开昭 63-14849 号公报中揭示了利用等离子体粉体堆焊法（Plasma Transferred Arc：PTA 法）在热加工用工具表面形成保护膜（被膜，PTA 堆焊层）的作为耐磨损与耐烧结措施的技术。PTA 堆焊层，在 Co 基、Fe 基等粘结金属（matrix metal）中含有 WC、NbC 等硬质颗粒。这些硬质颗粒使保护膜的耐磨损性与耐烧结性提高。因此，与现有的用作热加工用工具的高 C-高 Cr 钢、SKD 相当的钢等相比，提高具备 PTA 堆焊层的热加工用工具的寿命。

30 但是，热加工用工具的寿命有必要进一步得到延长。寿命愈长，

热加工用工具的更换次数愈少。由此也减少了为更换而停止加工装置等的时间，提高了生产效率。另外，考虑到作业负荷，通常，工厂的操作人员等用于更换热加工用工具的更换次数越少越好。为延长热加工用工具的寿命，需要进一步提高耐磨损性。

5

发明内容

本发明的目的是提供耐磨损性优异的热加工用工具。

本发明人等对粘结金属中含有硬质颗粒的保护膜的磨损机理进行了研究。研究结果，本发明人等发现保护膜的磨损机理包括两个阶段。

参阅图 1 (a)，保护膜含有硬质颗粒与粘结金属。一些硬质颗粒露出在保护膜表面。保护膜与被加工材料接触时，露出的硬质颗粒和粘结金属与被加工材料接触，承受来自被加工材料的负荷。由于粘结金属具有比硬质颗粒低的强度和硬度，所以，与被加工材料接触的粘结金属的磨损多于硬质颗粒。粘结金属磨损越大，硬质颗粒承受的来自被加工材料的负荷也越大。粘结金属因磨损而变得与被加工材料不相接触。当硬质颗粒承受的来自被加工材料的负荷大于预定大小时，硬质颗粒在磨灭前受到破坏。如图 1 (b) 所示，硬质颗粒被破坏后，硬质颗粒与粘结金属的接触面积减小。因此，硬质颗粒受到的来自粘结金属的约束力降低，硬质颗粒从粘结金属脱落。这是第 1 阶段。

在硬质颗粒脱落后，粘结金属与被加工材料接触。由于粘结金属的强度和硬度低于硬质颗粒，所以易发生磨损。且受到来自被加工材料的碰撞后，易发生龟裂、产生缺损。因此，如图 1 (c) 所示，保护膜磨损，直至表面露出硬质颗粒。这是第 2 阶段。反复实施第 1 阶段与第 2 阶段，实行磨损保护膜。

基于上述见解，本发明人等认为，为防止第 1 阶段中的硬质颗粒脱落，软的粘结金属是有效的。换言之，发明人认为粘结金属需要高韧性与高延展性。露出在表面的硬质颗粒与被加工材料接触或碰撞，承受高负荷。当粘结金属的韧性与延展性低时，粘结金属不能吸收硬质颗粒受到的负荷。因此，硬质颗粒被破坏。当粘结金属的韧性与延展性高时，粘结金属可吸收硬质颗粒受到的负荷。硬质颗粒承受了负荷时，粘结金属可塑性变形或弹性变形。因而，硬质颗粒不受破坏，

变得难以从粘结金属脱落。而且，如果粘结金属的韧性优异，即使硬质颗粒被破坏，也可约束被破坏的硬质颗粒。而如果延展性优异，通过被破坏的硬质颗粒周围的粘结金属变形，可约束硬质颗粒。因此，
5 可抑制硬质颗粒的脱落。如果可以抑制硬质颗粒的脱落，就会由于硬质颗粒的存在而抑制保护膜的磨损。

另外，为抑制第 2 阶段的粘结金属的磨损，发明人认为需要提高耐磨损性与耐冲击性。具体就是需要提高粘结金属的强度和硬度。

本发明人等认为，为了提高粘结金属的强度，以及为了提高粘结金属的韧性与延展性，弥散强化方案优于粘结金属固溶强化方案。这是因为，尽管固溶强化可提高粘结金属的强度，但随着强度的上升，
10 延展性与韧性降低，反之，弥散强化不仅能维持粘结金属固有的延展性与韧性，还能利用分散在粘结金属中的微细颗粒提高强度。

根据上述研究结果，本发明人等考虑如图 2 所示地使粘结金属中含有有助于弥散强化程度的微细硬质颗粒。使粘结金属中含有用作微细硬质颗粒的粒径 $20\mu\text{m}$ 以下的硬质颗粒，可有效弥散强化粘结金属。为达到该效果，保护膜中的微细硬质颗粒的体积分率至少需在 5% 以上。但如果含有过多的微细硬质颗粒，就将变得不能维持粘结金属的延展性与韧性，当体积分率大于 30% 时，延展性与韧性将显著降低。
15 因此，本发明的热加工用工具的保护膜所含的微细硬质颗粒的体积分率取为 5%~30%。

另外，为了提高耐磨损性与耐烧结性，需要粗大的硬质颗粒。考虑到耐磨损性与耐烧结性，有效方案是使保护膜含有作为粗大颗粒的粒径在 $50\mu\text{m}$ 以上的硬质颗粒。而考虑到耐磨损性，保护膜中的粗大硬质颗粒的体积分率需要在 20% 以上。另一方面，粗大硬质颗粒添加过量时，会降低保护膜的韧性，体积分率大于 60% 时，韧性将显著降低。
25 为此，本发明的热加工用工具的保护膜中所含的粗大硬质颗粒的体积分率取为 20%~60%。

而且，保护膜中的硬质颗粒的总体积分率对保护膜的寿命也有很大影响。如上所述，为延长保护膜的寿命，保护膜中的微细硬质颗粒的体积分率需要在 5% 以上、粗大硬质颗粒需要在 20% 以上。即，保护膜中的硬质颗粒的总体积分率至少需要在 25% 以上。但当保护膜中的
30

硬质颗粒总量过多时，韧性将下降，经常会发生磨损与表面缺损。硬质颗粒的总体积分率高于 70%，韧性将显著下降。为此，保护膜中的总体积分率需要在 25%~70% 的范围。

本发明人们还认为，当在热加工用工具上形成保护膜时，通过析出使保护膜含有微细硬质颗粒，可进一步抑制保护膜的磨损。在利用喷镀法、HIP 处理等粉末冶金法形成保护膜时，在保护膜原料中预混 20μm 以下的微细硬质颗粒。在上述方法中，原料微细硬质颗粒直接含于保护膜中。而在利用 PTA 法、MIG 焊接法、TIG 焊接法等焊接法形成保护膜时，使硬质颗粒一时熔融，就能使之作为微细硬质颗粒析出。由于使微细硬质颗粒析出的方法的微细硬质颗粒与粘结金属的界面的密合性高，所以改善了粘结金属的强度、韧性、延展性等机械性质。因此，可进一步抑制保护膜的磨损。

基于上述结论，本发明人等完成了下述发明。

本发明的热加工用工具，其表面具有保护膜，保护膜中含有粘结金属和在保护膜中的体积分为 25%~70% 的硬质颗粒，上述粘结金属为过渡金属或以过渡金属为主的合金。硬质颗粒包括在保护膜中的体积分为 5%~30%、粒径在 20μm 以下的微细硬质颗粒，和在保护膜中的体积分为 20%~60%、粒径在 50μm 以上的粗大硬质颗粒。

本发明的以过渡金属为主的合金是指，例如以质量%计，过渡金属含量在 50% 以上的合金。保护膜中的粒径与体积分率可用下述方法求得。在热加工用工具表面的保护膜的截面中，选择多个区域。选择区域时，使所选区域的面积合计量大于 3mm×3mm。使用光学显微镜或扫描型电子显微镜（SEM）测量所选区域中的全部硬质颗粒的粒径与面积分率。测量各硬质颗粒的长径与短径，以(长径+短径)/2 为粒径。测量各硬质颗粒的粒径与面积分率时，采用例如图像解析。

根据测得的粒径与面积分率，如下所述地计算体积分率。某相的体积分率被证明等于截面的面积分率（例如，参阅日本金属学会志 Vol. 10, No. 5, 279~289 页）。因此，将 50μm 以上粒径的硬质颗粒的面积分率合计值作为粗大硬质颗粒的体积分率，将 20μm 以下粒径的硬质颗粒的面积分率合计值作为微细硬质颗粒的体积分率，并将全部硬质颗粒的面积分率合计值作为硬质颗粒的体积分率。

粗大硬质颗粒优选选自碳化物、氧化物、氮化物、硼化物、它们的混合物或它们的复合化合物中的至少一种。

粘结金属优选选自 Co 基合金、Ni 基合金或 Fe 基合金中的至少一种。

5 保护膜优选由焊接法形成。本发明的焊接法是指例如 PTA 法、MIG 焊接法、TIG 焊接法等。

微细硬质颗粒优选为析出物。

附图说明

10 图 1 为含有硬质颗粒的保护膜磨损机理的示意图。

图 2 为形成于本发明的热加工用工具上的保护膜的截面图。

图 3 为实施例中试样的形状的立体图。

图 4 为用于说明实施例中的磨损试验的示意图。

图 5 为图 4 的磨损试验后的试样的立体图。

15 图 6 为在实施例 1 的热加工用工具的保护膜中，粗大硬质颗粒的体积分率与磨损量的关系示意图。

图 7 为在实施例 1 的热加工用工具的保护膜中，微细硬质颗粒的体积分率与磨损量的关系示意图。

图 8 为用于说明实施例 2 的热加工用工具的制造方法的示意图。

20

具体实施方式

下面，参照附图详细说明本发明的实施方式。图中相同或相当部分标注同一符号，并不再对其重复说明。

1. 保护膜的组成

本发明的实施方式 1 的热加工用工具在与被加工材料接触的表面上具有保护膜。保护膜含有粘结金属和硬质颗粒。

1.1 粘结金属

粘结金属是过渡金属或以过渡金属为主的合金。粘结金属是例如 Co 基合金、Ni 基合金、Fe 基合金等。Co 基合金有例如钨铬钴合金。

30 钨铬钴合金耐热性与延展性好。Ni 基合金有例如 IN625、C276、50Cr-50 Ni、科尔莫诺合金等。Fe 基合金有例如不锈钢、工具钢、碳钢、Cr 钢。

热加工用工具的使用环境需要有耐腐蚀磨损性。因此，优选使用耐腐蚀磨损性优异的 Co 基合金与 Ni 基合金作为粘结金属。

1.2 硬质颗粒

硬质颗粒提高保护膜的耐磨损性。硬质颗粒中，粒径 $50\mu\text{m}$ 以上的粗大硬质颗粒与被加工材料接触。因此，耐磨损性和韧性优异。粗大硬质颗粒是例如碳化物、氧化物、氮化物、硼化物、或它们的混合物、或它们的复合化合物。

碳化物是例如 NbC、TiC、VC、WC、W₂C、Cr₃C₂、Mo₂C、ZrC、TaC、HfC、Fe₃C 等。也可以是(Nb,Cr)C 等复合碳化物。

氧化物是例如 Al₂O₃、MgO、ZrO₂、SiO₂、TiO₂、Cr₂O₃ 等。也可以是 3Al₂O₃·2SiO₂ 等复合氧化物。

氮化物是例如 TiN、ZrN、VN、NbN、TaN、Si₃N₄、BN、AlN 等。也可以是(Ti,Cr)N 等复合氮化物。

硼化物是例如 TiB₂、ZrB₂、HfB₂、VB₂、NbB₂、TaB₂、CrB、CrB₂、Mo₂B、MoB、Mo₂B₅、WB、W₂B₅、LaB₆ 等。也可以是(Nb,Cr)B 等复合硼化物。

复合化合物是氧化物、氧化物、氮化物、硼化物等中的 2 种以上的化合物。例如 Nb(C,N)、SiAlON 等。

而粒径 $20\mu\text{m}$ 以下的微细硬质颗粒弥散强化粘结金属。即，利用微细硬质颗粒，粘结金属不仅能维持延展性与韧性，还能提高强度。由此提高粘结金属的耐磨损性，并防止粗大硬质颗粒从粘结金属脱落。

微细硬质颗粒种类不限。微细硬质颗粒是例如碳化物、氧化物、氮化物、硼化物、或它们的混合物、或它们的复合化合物。还可以是 Ti-Al 系、Ni-Al 系、Ni-Si 系金属互化物。

2. 制造方法

下面说明本发明的热加工用工具的制造方法。准备热加工用工具，在该热加工用工具表面形成保护膜。对表面形成保护膜的热加工用工具的材质无特别限制，例如碳钢、工具钢、不锈钢、Ni 基耐热合金等。

保护膜的形成方法既可以是 PTA 法、MIG 焊接法、TIG 焊接法等焊接法，也可以是大气等离子喷镀法、减压等离子喷镀法、HVOF 法等喷镀法或 HIP 处理等粉末冶金法等。且铸造热加工工具钢时，也可

以添加硬质颗粒与粘结金属形成保护膜。

例如在 PTA 法中，以粘结金属粉末和硬质颗粒粉末为原料实施堆焊。此时，形成的保护膜中所含的硬质颗粒合计体积分率为 25%~70%，并将原料调整为粗大硬质颗粒相对于保护膜的体积分率为 20%~60%，
5 微细硬质颗粒相对于保护膜的体积分率为 5%~30%。

另外，也可通过不预先使原料中含微细硬质颗粒，而使微细硬质颗粒析出，形成保护膜。此时，制造方法使用 PTA 法、MIG 焊接法、TIG 焊接法等焊接法。作为微细硬质颗粒析出的硬质颗粒优选熔点低的硬质颗粒。这是由于焊接中需要一度熔融。例如，碳化物优选为 VC、
10 Cr₃C₂、Mo₂C 等。氮化物优选为 VN、NbN 等。硼化物优选为 VB₂、CrB、CrB₂ 等。这些化合物的熔点在 3000K 以下。

另外，尽管 PTA 法、MIG 焊接法、TIG 焊接法中任一种焊接法均可使微细硬质颗粒析出，但其中优选采用 PTA 法使微细硬质颗粒析出。由于 PTA 法利用等离子弧形成保护膜，所以可熔融高熔点硬质颗粒。

15 另外，微细硬质颗粒析出时，析出的微细硬质颗粒选择氧化物的效果不好。这是由于熔融氧化物的情况下粘结金属的延展性与韧性降低。

通过以上工序，在热加工用工具的表面形成保护膜，即完成本发明的热加工用工具。

实施例 1

20 制造保护膜中的粗大硬质颗粒与微细硬质颗粒的体积分率不同的热加工用工具，研究耐磨损性与耐烧结性。

表1

试样 No	粒状金属 维氏硬度 (Hv)	粗大硬质颗粒 ($\geq 50 \mu\text{m}$)		微细硬质颗粒 ($\leq 20 \mu\text{m}$)		总体积分率 (vol%)	磨损量 (mm ³)	磨损试验结果 耐烧结性
		体积分率(vol%)	主成分	体积分率(vol%)	主成分			
比较品 1	320	15*	NbC	5	NbC,WC	30	4.4	X
本发明品 2	330	20	NbC	5	NbC,WC	35	3.4	O
本发明品 3	380	40	NbC	5	NbC,WC	55	3.2	O
本发明品 4	450	60	NbC	5	NbC,WC	70	3.4	O
比较品 5	510	65*	NbC	5	NbC,WC	70	4.5	O
比较品 6	280	30	NbC	2*	NbC,WC	40	4.1	O
本发明品 7	360	30	NbC	5	NbC,WC	45	3.3	O
本发明品 8	420	30	NbC	15	NbC,WC	55	3.0	O
本发明品 9	480	30	NbC	30	NbC,WC	65	3.4	O
比较品 10	520	30	NbC	35*	NbC,WC	70	4.4	O
比较品 11	500	40	NbC	20	NbC,WC	75*	4.6	O

表 1 中试样 1~11 的制造如下所述。利用 PTA 法对热加工用工具碳钢 (S45C) 坯的一面实施堆焊，形成 PTA 堆焊层保护膜。PTA 堆焊层为 2 层堆积，厚度约 6mm。表 2 表示 PTA 法堆焊的各项条件。

表 2

条件	值
电流值 (A)	210
焊枪间距 (mm)	12~13
振幅 (mm)	10~12
焊道重叠 (mm)	4~5
粉末供给量 (g/min)	60
焊接速度 (mm/min)	85
预热温度 (°C)	250±50
运载气体	Ar

- 5 保护膜原料使用下述物质。粘结金属使用 Co 基合金中的钨铬钴合金 #6 的氮气雾化粉末（钨铬钴合金 #6 粉末）。钨铬钴合金 #6 粉末的粒径是 $63\mu\text{m} \sim 150\mu\text{m}$ 。粗大硬质颗粒使用粒径 $75\mu\text{m} \sim 100\mu\text{m}$ 的 NbC 粉末。而微细硬质颗粒使用粒径 $15\mu\text{m}$ 以下的 NbC 粉末。这些粉末中，根据各试样改变粗大硬质颗粒与微细硬质颗粒的 NbC 粉末的使用量。
- 10 根据各试样改变 PTA 堆焊层所含粗大硬质颗粒与微细硬质颗粒的体积分率。另外，此时，对于试样 1~5，调整原料，使 PTA 堆焊层中的微细硬质颗粒的体积分率相同；对于试样 6~10，调整原料，使 PTA 堆焊层中的粗大硬质颗粒的体积分率相同。

15 形成 PTA 堆积后，利用机械加工和研磨，得到图 3 所示的 $10\text{mm} \times 20\text{mm} \times 25\text{mm}$ 试样。

测量制得的各试样的 PTA 堆焊层中的粒径和体积分率。根据测量结果计算粗大硬质颗粒体积分率、微细硬质颗粒体积分率与硬质颗粒总体积分率。具体而言，从热加工用工具表面的保护膜截面中选择多个任意区域。此时，所选区域合计面积大于 $3\text{mm} \times 3\text{mm}$ 。使用光学显微镜或扫描型电子显微镜 (SEM) 测量所选各区域中全部硬质颗粒的粒径与面积分率。测量各硬质颗粒的长径与短径，以(长径+短径)/2 为粒径。测量各硬质颗粒的粒径与面积分率时使用图像解析。以粒径 $50\mu\text{m}$ 以上的硬质颗粒面积分率合计值为粗大硬质颗粒的体积分率；以粒径 $20\mu\text{m}$ 以下的硬质颗粒面积分率合计值为微细硬质颗粒的体积分

率。以测量的全部硬质颗粒面积分率合计值为硬质颗粒总体积分率。

试样中的硬质颗粒利用 EDX（能量分散型 X 射线微量分析仪）鉴定。

并按照 JIS Z 2244 标准测量 PTA 堆焊层中的粘结金属的维氏硬度。

参照表 1，全部试样 1~11 的粗大硬质颗粒是 NbC。而微细硬质
5 颗粒为 NbC 与 WC。发明人认为，利用 PTA 法堆焊时，钨铬钴合金 #
6 中的 W 与 C 结合，以 WC 形式析出。

试样 1~5 中的 PTA 堆焊层中的微细硬质颗粒体积分率均为 5%。
试样 2~4 中的粗大硬质颗粒体积分率、微细硬质颗粒体积分率与硬质
10 颗粒总体积分率均在本发明的规定范围内。另外，试样 1 的粗大硬质
颗粒体积分率低于本发明规定范围的下限值（20%）；而试样 5 的粗大
硬质颗粒体积分率超出本发明规定范围的上限值（60%）。

另外，试样 1~5 的粘结金属硬度，随粗大硬质颗粒体积分率的增
加而增高。在粗大硬质颗粒体积分率高于本发明规定范围上限值（60%）
15 的试样 5 中，粘结金属硬度高于 Hv500。发明人认为，随着粗大硬质
颗粒体积分率的增加，熔入粘结金属中的碳化物量增加，粘结金属硬
度随之增高。

试样 6~10 的 PTA 堆焊层中的粗大硬质颗粒的体积分率均为 30%。
试样 7~9 的粗大硬质颗粒体积分率、微细硬质颗粒体积分率、硬质颗
20 粒总分率均在本发明的规定范围内。另外，试样 6 的微细硬质颗粒体
积分率低于本发明规定范围的下限值（5%）；试样 10 的微细硬质颗粒
体积分率高于本发明规定范围的上限值（30%）。

另外，试样 6~10 的粘结金属的硬度，随着微细硬质颗粒体积分
率增加而变高。在微细硬质颗粒体积分率小于本发明规定范围下限值
25 （5%）的试样 6 中，粘结金属硬度低达 Hv280；在微细硬质颗粒体
积分率高于本发明规定范围上限值（30%）的试样 10 中，粘结金属硬
度高于 Hv500。可以认为，随着微细硬质颗粒体积分率的增加，熔入粘
结金属中的碳化物量增加，粘结金属硬度变高。

试样 11 的粗大硬质颗粒体积分率与微细硬质颗粒体积分率在本发
明的规定范围内，但硬质颗粒总体积分率超出本发明规定范围的上
30 限值（70%）。试样 11 的粘结金属硬度高达 Hv500。

另外，各试样中的硬质颗粒总体积分率显示出高于粗大硬质颗粒

体积分率与微细硬质颗粒体积分率合计值的数值。由于 PTA 堆焊层中存在大于 $20\mu\text{m}$ 、小于 $50\mu\text{m}$ 的硬质颗粒，所以可认为利用 PTA 法的堆焊中，原料的部分粗大硬质颗粒熔融，粒径减小，产生上述硬质颗粒。

磨损试验

5 使用试样 1~11 进行磨损试验。磨损试验如下进行。参照图 4，以旋转轴为中心，使外径 100mm、圆周面宽度 30mm 的利用高频加热将材质 S25C 的加热到 1027K、并保持在 1027K 的圆柱体以 100rpm 的速度（圆周速度约 0.52m/sec ）旋转。以 50kgf 压力使试样的 PTA 堆焊层表面与旋转中的圆柱体圆周面接触，保持该状态 1 小时。试验后滑动距离为 1885m。如图 5 所示，磨损试验后的 PTA 堆焊层表面形成凹部。

10 试验后，算出试样的 PTA 堆焊层表面的磨损量。磨损量的计算如下所述。测量磨损试验前后的各试样重量，用试验前重量减去试验后重量。用 PTA 堆焊层的密度除减得的值，得到磨损量 (mm^3)。

15 再研究磨损试验后试样是否产生烧结。具体是使用 SEM (扫描型电子显微镜) 以 50 倍的倍率观察试验后试样的磨损面 (PTA 堆焊层表面的凹部)，判断有无 S25C 移附。确定无移附的评价为合格 (表 1 中的○)；有移附的评价为不合格 (表 1 中的×)。

试验结果

20 图 6 表示了表 1 中试样 1~5 的粗大硬质颗粒体积分率与磨损量的关系。参照表 1 与图 6，试样 2~4 的磨损量少至小于 3.5mm^3 ，也未发生烧结；而试样 1 由于粗大硬质颗粒体积分率高达 15%，所以堆焊层磨损量多达超过 4mm^3 。且由于粗大颗粒体积分率低，所以还发生了烧结。粗大硬质颗粒体积分率为 65% 的试样 5 的磨损量也多达超过 4mm^3 。

25 图 7 表示表 1 中试样 6~10 的微细硬质颗粒体积分率与磨损量的关系。参照表 1 与图 7，试样 7~9 的磨损量少至低于 3.5mm^3 ，也未发生烧结；而试样 6 由于微细硬质颗粒体积分率高达 2%，所以 PTA 堆焊层的磨损量多达超过 4mm^3 。而微细硬质颗粒体积分率为 35% 的试样 10 的 PTA 堆焊层磨损量也多达超过 4mm^3 。

30 由于表 1 中的试样 11 的硬质颗粒总体积分率大于 70%，所以 PTA 堆焊层的磨损量多。

而磨损量小于 3.5mm^3 的试样 2~4 与 7~9 的粘结金属的维氏硬度

均在 300~490 的范围内。

实施例 2

制造保护膜中的粗大硬质颗粒的种类不同的热加工用工具，进行与实施例 1 同样的磨损试验。

表3

试样 No	粘结金属 维氏硬度 (Hv)	粗大硬质颗粒($\geq 50 \mu\text{m}$)			微细硬质颗粒($\leq 20 \mu\text{m}$)			硬质颗粒			磨损试验结果
		体积分率(vol%)	主成分	体积分率(vol%)	主成分	体积分率 (vol%)	磨损量 (mm ³)				
12	360	40	NbC	10	TiC	50	3.1	O			
13	350	40	WC	10	TiC	50	3.2	O			
14	360	40	Al ₂ O ₃	10	TiC	50	3.4	O			
15	340	40	ZrO ₂	10	TiC	50	3.3	O			
16	390	40	TiB ₂	10	TiC	50	3.0	O			
17	380	40	MoB	10	TiC	50	3.3	O			
18	380	40	Si ₃ N ₄	10	TiC	50	3.1	O			
19	360	40	TiN	10	TiC	50	3.3	O			
20	340	40	BN	10	TiC	50	3.0	O			
21	360	40	SiAlON	10	TiC	50	3.2	O			
22	370	40	Nb(C,N)	10	TiC	50	3.1	O			

表 3 中试样 12~22 的制造如下所述。利用 HIP(Hot Isostatic Processing: 热各向同性加压处理) 法在热加工用工具碳钢(S45C) 坯的一面形成保护膜。以下详细说明。

先在图 8 所示软钢容器的底部固定材质 S45C 的钢坯。固定后，在 5 软钢容器内，在钢坯上面的空间中填充保护膜的原料。

保护膜原料使用下述物质。粘结金属使用 Co 基合金中的钨铬钴合金 #21 的氮气雾化粉末(钨铬钴合金 #21 粉末)。钨铬钴合金 #21 粉末的粒径是 $63\mu\text{m} \sim 150\mu\text{m}$ 。微细硬质颗粒使用粒径 $15\mu\text{m}$ 以下的 TiC 粉末。粗大硬质颗粒使用粒径 $75\mu\text{m} \sim 100\mu\text{m}$ 的粗大硬质颗粒粉末。用于各试样中的粗大硬质颗粒粉末种类如表 3 的粗大硬质颗粒主成分栏所示。具体而言，试样 12 与 13 的粗大硬质颗粒选择碳化物(NbC、WC)。试样 14 与 15 选择氧化物(Al_2O_3 、 ZrO_2)。试样 16 与 17 选择硼化物(TiB_2 、MoB)。试样 18~20 选择氮化物(Si_3N_4 、TiN、BN)。试样 21 选择氧化物与氮化物的复合化合物 SiAlON。试样 22 选择碳化物与氮化物的混合物 Nb(C,N)。15

填充原料后，使用旋转式泵由脱气管实施真空脱气，然后将软钢容器真空封入。使用该软钢容器，按照表 4 的条件实施 HIP 处理。

表 4

条件	值
处理温度 (°C)	1200
处理时间 (hr)	3
压力 (atm)	1500
加压气体	Ar
升温速度 (°C/min)	10
降温速度	FC(炉冷)

实施后的保护膜厚度约为 3mm。通过机械加工和研磨，得到图 3 20 所示 $10\text{mm} \times 20\text{mm} \times 25\text{mm}$ 的试样 12~22。

制成试样 12~22 后，按照与实施例 1 同样的方法测量各试样的保护膜中的硬质颗粒的粒径与体积分率，以及保护膜中的粘结金属的维氏硬度。并用 EDX 鉴定硬质颗粒。

试样 12~22 的粗大硬质颗粒的体积分率为 40%，在本发明规定范

围内。而微细硬质颗粒的体积分率为 10%，在本发明规定范围内。硬质颗粒总体积分率为 50%，在本发明规定范围内。

另外，各试样的粘结金属维氏硬度在 340~390 的范围内，与试样 2~4、7~9 的维氏硬度是同等程度。

5 用试样 12~22 实施与实施例 1 同样的磨损试验，评价磨损量与烧结。

评价结果

参照表 3，全部试样的磨损量少至小于 3.5mm^3 ，也不发生烧结。由此可知，粗大硬质颗粒无论选择碳化物、氧化物、氮化物、硼化物、
10 或其混合物、或其复合化合物中的哪一个，本发明的热加工用工具都具有优异的耐磨损性。

实施例 3

制造保护膜中的粘结金属种类不同的热加工用工具，进行与实施例 1 同样的磨损试验。

表5

试样	原料中粘结金属组成 (值为质量%, Bal. 是“余量”)										维氏硬度 (HV)	硬质颗粒			磨损试验结果								
	C	Si	Fe	Co	Ni	Cr	Mo	W	Al	Nb		Ti	B	Mn	粗大硬质颗粒 (≥50 μm)	微细硬质颗粒 (≤20 μm)	总体积分数 (vol%)						
23 Co基	1.0	1.0	1.5	Bal.	1.5	30	1	4	-	-	-	-	-	-	420	30	NbC	10	NbC,WC	50	3.2	0	
24 Co基	1.5	1.0	1.5	Bal.	1.5	30	-	8	-	-	-	-	-	-	490	30	NbC	10	NbC,WC	50	3.4	0	
25 Co基	0.5	1.0	1.5	Bal.	3	30	6	-	-	-	-	-	-	-	360	30	NbC	10	NbC,MoC	50	2.6	0	
26 Ni基	0.05	-	3.0	-	Bal.	22	9	-	0.25	4	0.25	-	-	-	380	30	NbC	10	NbC,NbAl	50	3.1	0	
27 Ni基	0.3	3.5	3.0	-	Bal.	10	1	-	-	-	2	-	-	-	460	30	NbC	10	TiAl,NiAl	50	3.1	0	
28 Ni基	-	-	-	-	Bal.	50	-	-	-	-	-	-	-	-	320	30	NbC	10	NbC,NiB	50	3.4	0	
29 Fe基	0.03	0.5	Bal.	-	12	18	2	-	-	-	-	-	-	-	2.0	340	30	NbC	10	NbC	50	3.3	0
30 Fe基	0.15	0.2	Bal.	-	-	9	1	-	-	-	-	-	-	-	0.5	380	30	NbC	10	NbC	50	3.3	0
31 Fe基	1.0	0.2	Bal.	-	-	1	-	-	-	-	-	-	-	-	0.5	480	30	NbC	10	NbC,Fe ₃ C	50	3.4	0

按照与实施例 1 同样的制造方法制造试样 23~31。各试样的 PTA 堆焊层原料使用下述物质。

粘结金属使用表 5 所示组成的粉末。具体是，试样 23~25 的粘结金属选择 Co 基合金。试样 26~28 的粘结金属选择 Ni 基合金。试样 5 29~31 的粘结金属选择 Fe 基合金。

粗大硬质颗粒使用粒径 $75\mu\text{m} \sim 100\mu\text{m}$ 的 NbC 粉末；微细硬质颗粒使用粒径 $15\mu\text{m}$ 以下的 NbC 粉末。使原料中的粗大硬质颗粒体积分率为 31~33%，微细硬质颗粒体积分率为 7~8%。

制成试样后，按照与实施例 1 同样的方法测量各试样的 PTA 堆焊层中的硬质颗粒的粒径与体积分率，以及 PTA 堆焊层中的粘结金属的维氏硬度。并用 EDX 鉴定硬质颗粒。

试样 23~31 的粗大硬质颗粒体积分率均为 30%，在本发明规定范围内。而微细硬质颗粒体积分率均为 10%，在本发明规定范围内。而硬质颗粒总体积分率均为 50%，在本发明规定范围内。另外，试样 15 23~27 与 31 中存在若干 NbC 以外的微细硬质颗粒。这些微细硬质颗粒是粘结金属中的成分作为微细硬质颗粒的析出产物。

另外，各试样的粘结金属维氏硬度在 320~490 的范围内，与试样 2~4、7~9、12~22 的维氏硬度为同等程度。

使用这些试样 23~31 实施与实施例 1 同样的磨损试验，评价磨损量与烧结。

评价结果

全部试样 23~31 的磨损量少至小于 3.5mm^3 ，也不发生烧结。由此可知，粘结金属无论选择 Co 基合金、Ni 基合金、Fe 基合金中的哪一个，本发明的热加工用工具都具有优异的耐磨损性。

25 实施例 4

制造形成了含有析出的微细硬质颗粒的保护膜的热加工用工具，进行与实施例 1 同样的磨损试验。

表6

试样 No	第2硬质颗粒 维氏硬度 (Hv)	粘结金属			硬质颗粒			磨损试验结果		
		粗大硬质颗粒($\geq 50 \mu\text{m}$) 体积分率(vol%)	主成分	微细硬质颗粒($\leq 25 \mu\text{m}$) 体积分率(vol%)	主成分	总体积分率 (vol%)	磨损量 (mm ³)	耐烧结性		
32	NbC	280	40	NbC	3	NbC,WC	50	4.1	0	
33	WC	270	40	NbC,WC	2	NbC,WC	50	4.3	0	
34	VC	420	30	NbC	10	NbC,VC	45	2.7	0	
35	Mo ₂ C	440	30	NbC	8	NbC,Mo ₂ C	45	2.9	0	
36	VN	430	30	NbC	10	NbC,VN	45	2.8	0	
37	CrB ₂	450	30	NbC	10	NbC,CrB ₂	45	2.9	0	

按照与实施例 1 同样的制造方法制造试样 32~37。各试样的 PTA 堆焊层原料使用下述物质：粘结金属使用与实施例 1 同样的钨铬钴合金 #6 粉末；粗大硬质颗粒使用粒径 $75\mu\text{m} \sim 100\mu\text{m}$ 的 NbC 粉末。

而用于使微细硬质颗粒析出的硬质颗粒粉末使用粒径 $75\mu\text{m} \sim 100\mu\text{m}$ 的第 2 硬质颗粒粉末。表 6 表示各试样使用的第 2 硬质颗粒粉末。使原料中的粗大硬质颗粒体积分率为 33%，第 2 硬质颗粒体积分率为 12%。

10 制成试样后，按照与实施例 1 同样的方法测量各试样的 PTA 堆焊层中的硬质颗粒的粒径与体积分率，以及 PTA 堆焊层中的粘结金属的维氏硬度。并用 EDX 鉴定硬质颗粒。

试样 32~37 中的试样 32~33 中，析出的微细硬质颗粒体积分率小于 5%。由于第 2 硬质颗粒 NbC 与 WC 熔点高，由此可知 PTA 堆焊中的第 2 硬质颗粒的熔融量少、微细硬质颗粒的析出量也少。第 2 硬质颗粒熔融量少的试样 32 与 33 的粘结金属维氏硬度低至小于 300。

15 而试样 34~37 中的第 2 硬质颗粒作为微细硬质颗粒大量析出，析出的微细硬质颗粒的体积分率在 5% 以上，满足本发明的规定范围。试样 34~37 的第 2 硬质颗粒 VC、Mo₂C、VN、CrB₂ 的熔点均低于 3000K，低于其它硬质颗粒的熔点。由此可知，利用 PTA 法堆焊时熔融，作为微细硬质颗粒析出。另外，第 2 硬质颗粒熔融，作为微细硬质颗粒析出的试样 34~37 的粘结金属维氏硬度是 420~450，具有与试样 2~4、7~9、12~22、23~31 同等程度的维氏硬度。另外，所有试样中都存在若干作为微细硬质颗粒的 NbC。由此可知，利用 PTA 法的堆焊中，原料中的部分粗大硬质颗粒 NbC 粉末熔融，作为微细硬质颗粒析出。

25 试样 34~37 的硬质颗粒体积分率为 30%，在本发明规定范围内。而试样 34~37 的硬质颗粒总体积分率为 45%，在本发明规定范围内。使用这些试样实施与实施例 1 同样的磨损试验。

结果评价

试样 32、33 的磨损量多达高于 4mm^3 ，而试样 34~37 的磨损量少至低于 3mm^3 。

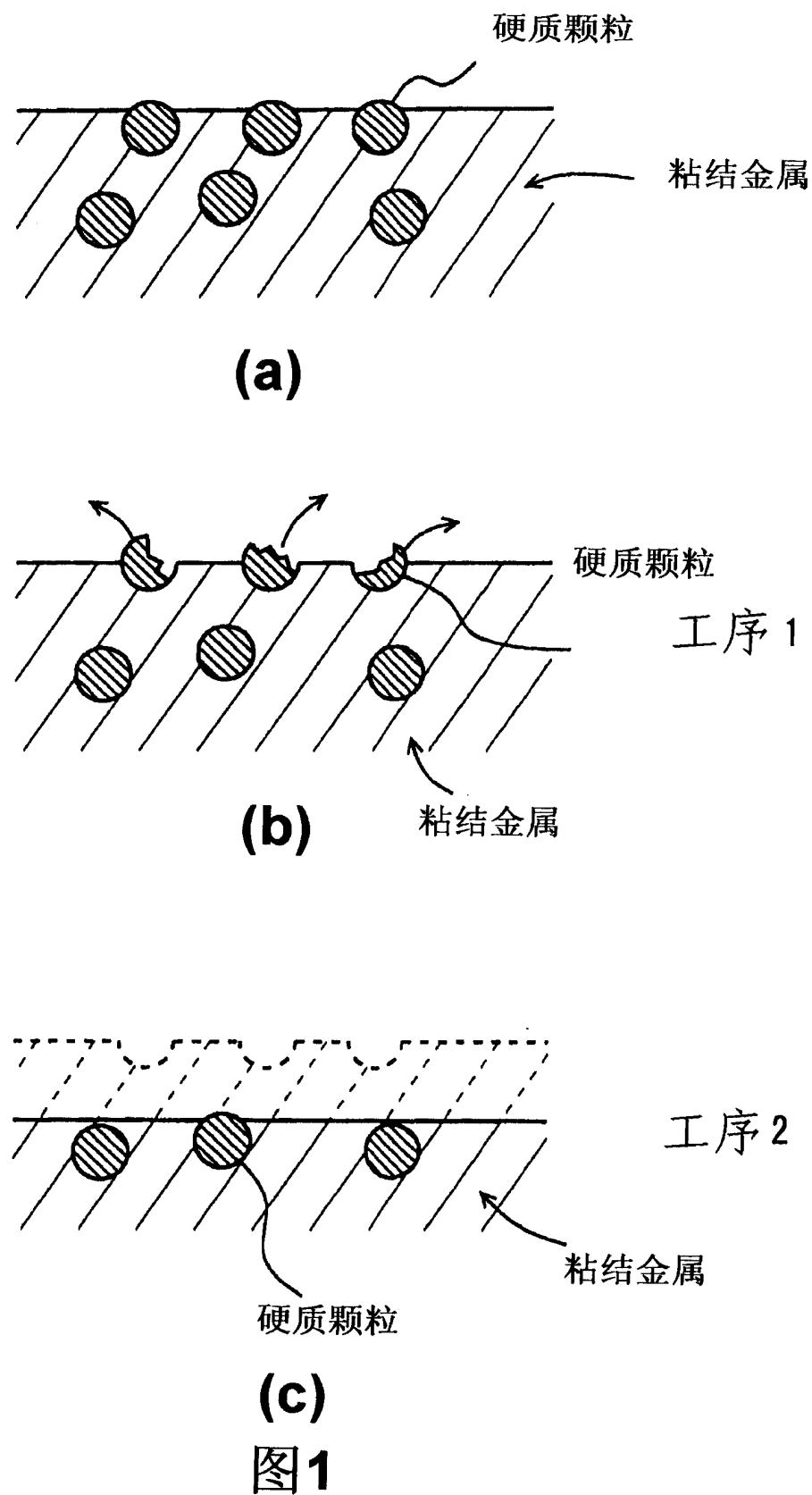
30 试样 34~37 与实施例 1 的试样 7~9 相比，试样 34~37 的磨损量少。包括含有析出的微细硬质颗粒的保护膜热加工用工具的耐磨损性

优异。

以上说明了本发明的实施方式，但上述实施方式不过是用于实施本发明的举例。因此，本发明并不受限于上述实施方式，在不脱离其宗旨的范围内，能够适当改变上述实施方式进行实施。

5 产业利用可能性

本发明的热加工用工具可用于金属热加工工艺。例如可用于马氏体类、奥氏体类、二相系等不锈钢，Ni 基高合金，普通碳钢等的热加工工艺。尤其是可用于穿轧机的芯棒、倾斜辊、盘形辊、导块等。



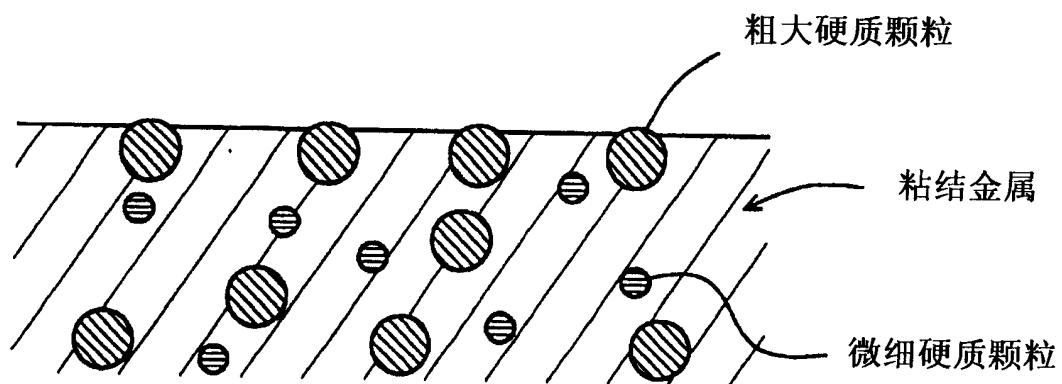


图2

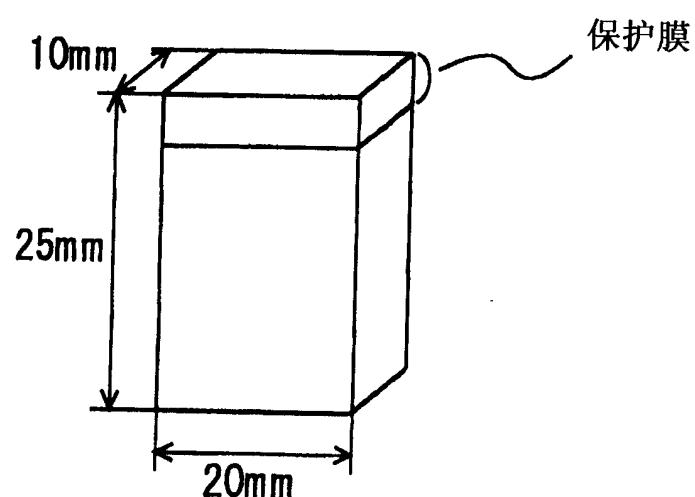


图3

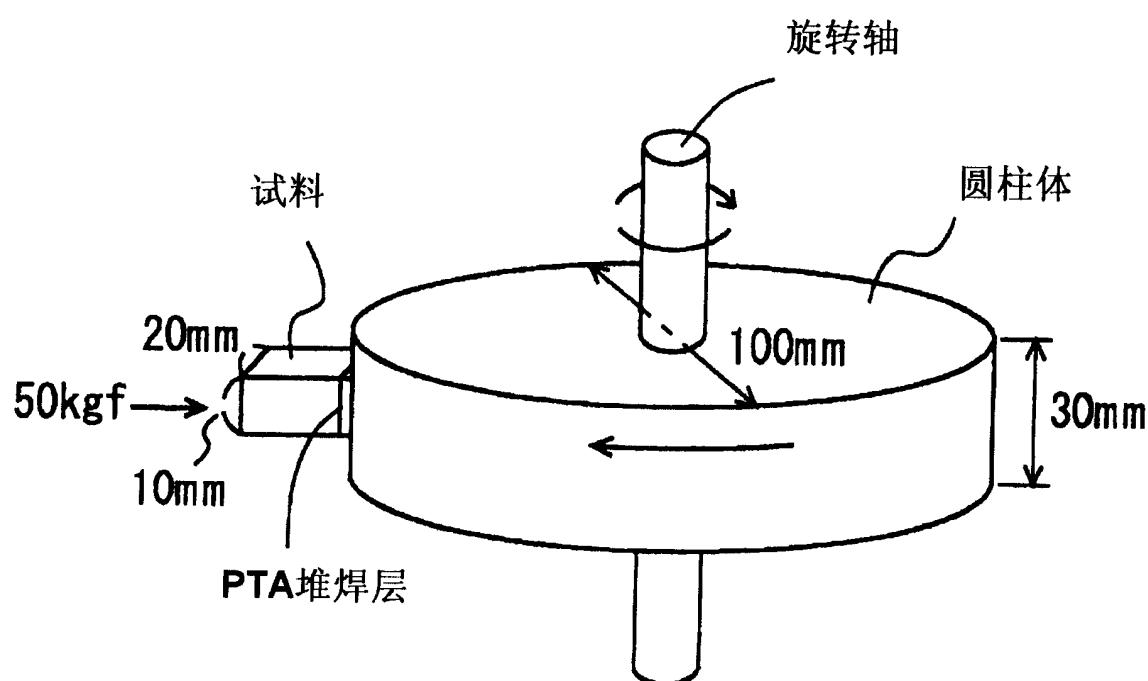


图4

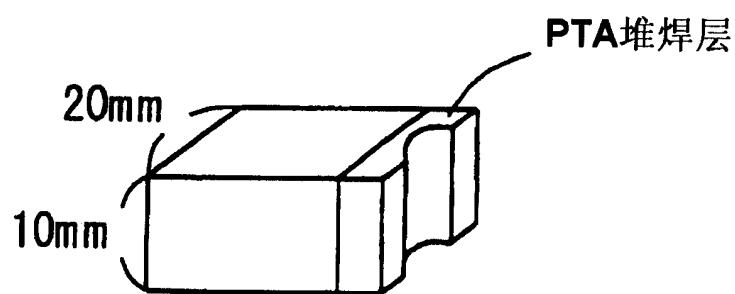


图5

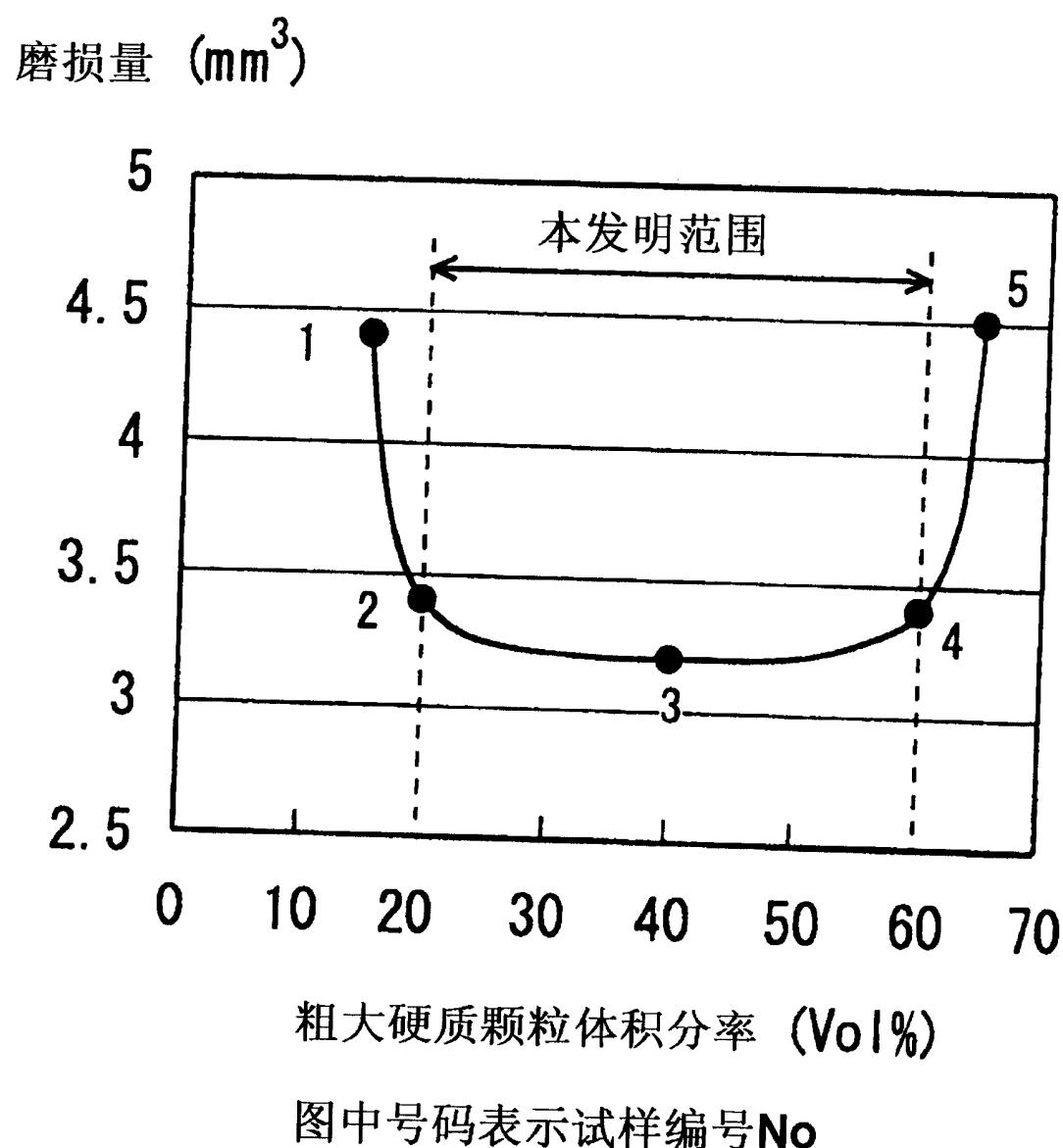


图6

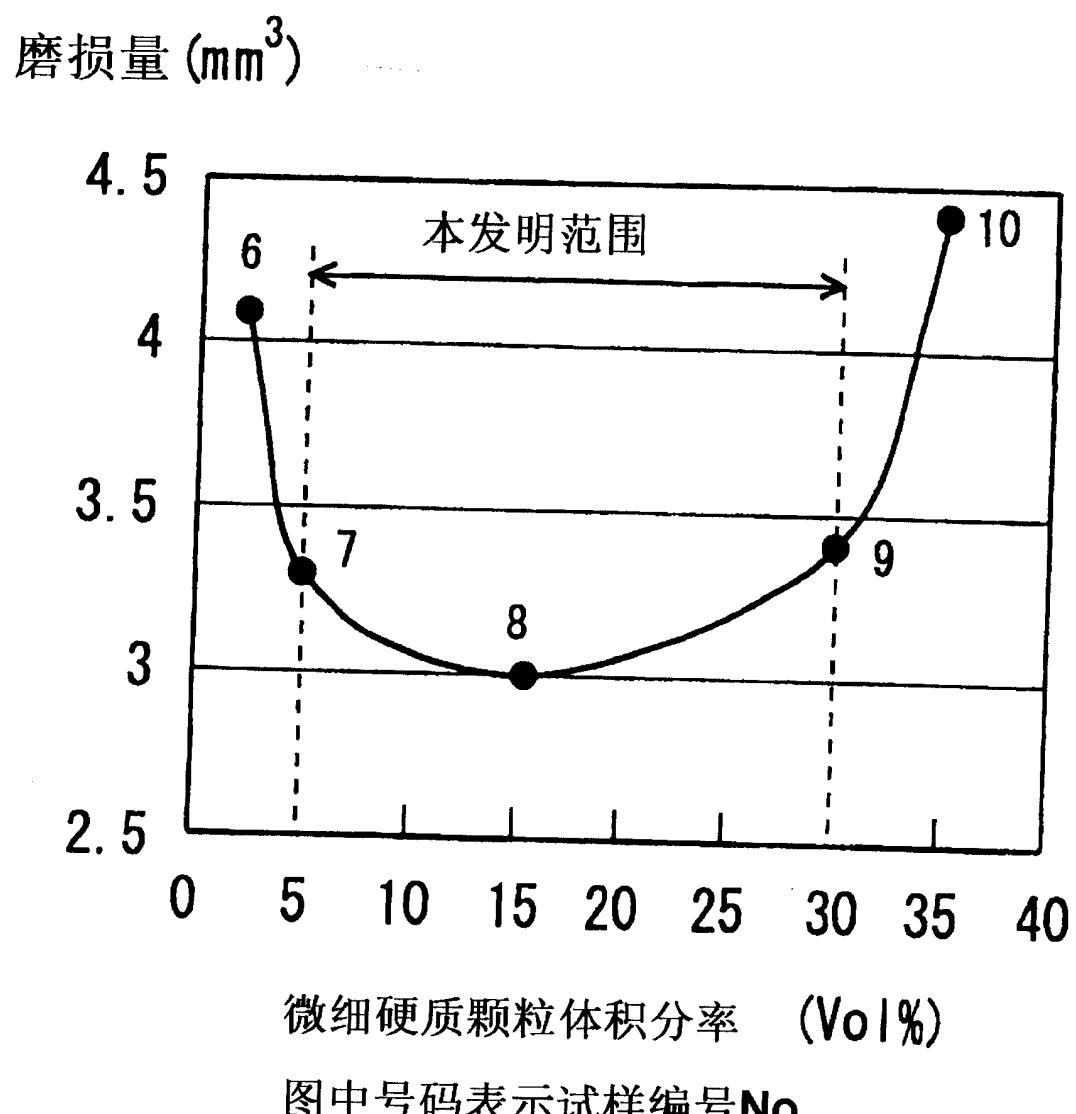


图7

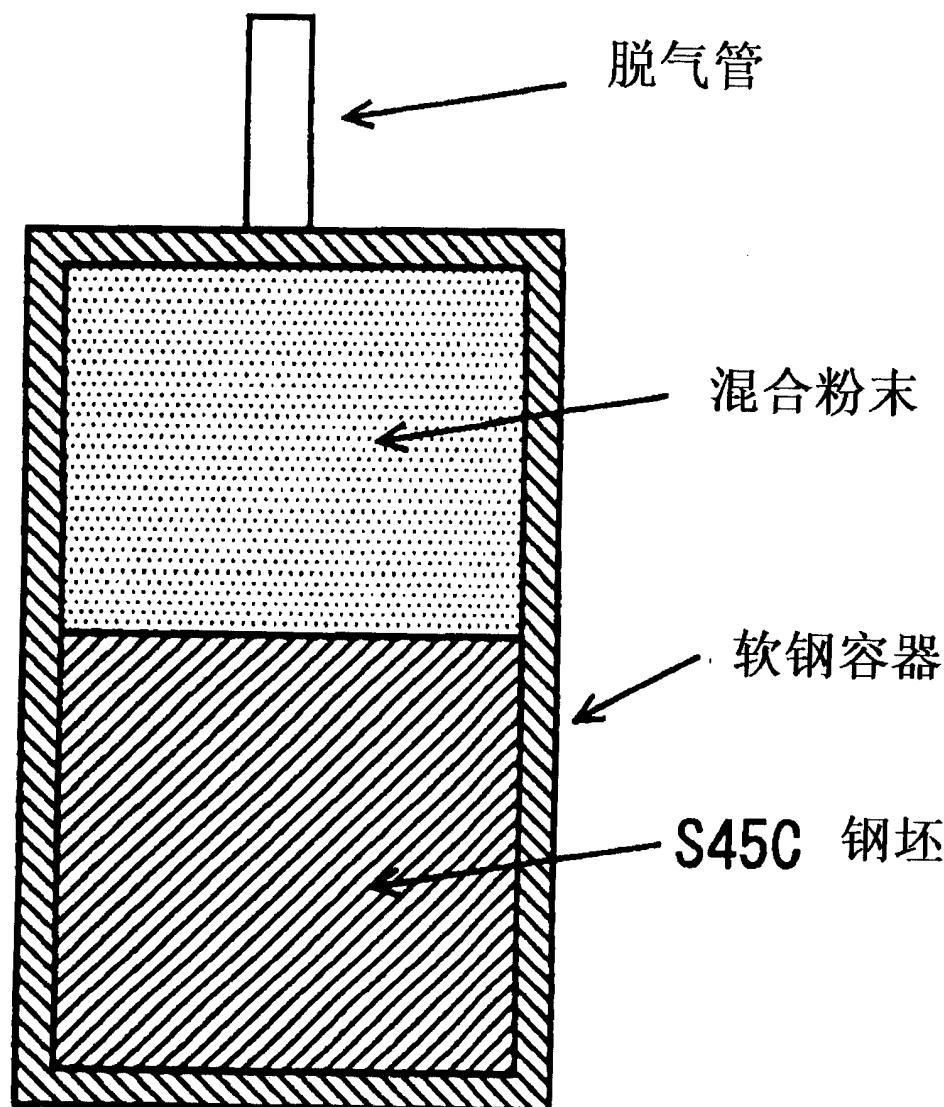


图8