



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 107980013 B

(45)授权公告日 2019.07.05

(21)申请号 201780002260.4
 (22)申请日 2017.04.25
 (65)同一申请的已公布的文献号
 申请公布号 CN 107980013 A
 (43)申请公布日 2018.05.01
 (30)优先权数据
 2016-163628 2016.08.24 JP
 (85)PCT国际申请进入国家阶段日
 2017.12.29
 (86)PCT国际申请的申请数据
 PCT/JP2017/016405 2017.04.25
 (87)PCT国际申请的公布数据
 W02018/037625 JA 2018.03.01
 (73)专利权人 住友电工硬质合金株式会社
 地址 日本兵库县
 (72)发明人 吉村光平 今村晋也 金冈秀明
 阿依萨克·帕索斯 小野聪
 (74)专利代理机构 北京天昊联合知识产权代理
 有限公司 11112
 代理人 常海涛 高钊

(51)Int.Cl.
B23B 27/14(2006.01)
B23B 51/00(2006.01)
B23C 5/16(2006.01)
B23D 77/00(2006.01)
B23F 21/00(2006.01)
B23G 5/06(2006.01)
G23C 16/40(2006.01)

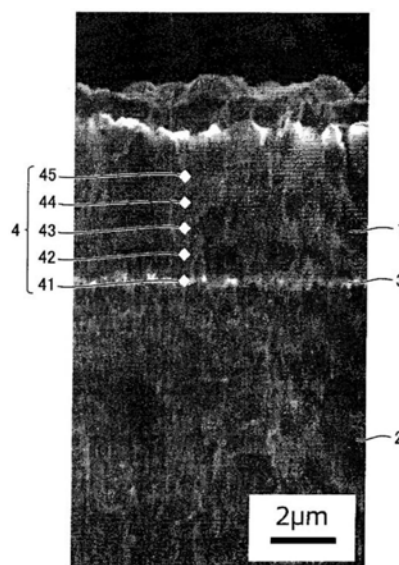
(56)对比文件
 CN 1318015 A, 2001.10.17,
 CN 1079716 A, 1993.12.22,
 CN 103317157 A, 2013.09.25,
 CN 1138881 A, 1996.12.25,
 CN 102677016 A, 2012.09.19,
 CN 101652500 A, 2010.02.17,
 CN 104726848 A, 2015.06.24,
 JP 2008173737 A, 2008.07.31,
 JP 2014018886 A, 2014.02.03,
 审查员 祝岳铭

权利要求书1页 说明书23页 附图1页

(54)发明名称
 表面被覆切削工具及其制造方法

(57)摘要

一种表面被覆切削工具,包括基材以及形成在该基材上的覆膜。该覆膜包括 α - Al_2O_3 层。该 α - Al_2O_3 层包含多个 α - Al_2O_3 晶粒和氯,并且其织构系数 $TC(hkl)$ 中的 $TC(006)$ 大于5。该 α - Al_2O_3 层包括下层和上层,在该 α - Al_2O_3 层的厚度方向上,该下层比该上层更靠近于该基材,并且该上层隔着该下层与该基材相对。该下层的厚度为 $1.0\mu m$ 。该上层的厚度为 $0.5\mu m$ 以上。该下层中的氯具有这样的浓度分布:在该下层的厚度方向上,该氯的原子浓度 C_{Cl} 沿着远离基材的方向减少。



CN 107980013 B

1. 一种表面被覆切削工具,包括基材以及形成在所述基材上的覆膜,所述覆膜包括 α - Al_2O_3 层,所述 α - Al_2O_3 层包含多个 α - Al_2O_3 晶粒和氯,并且其织构系数TC(hkl)中的TC(006)大于5,所述 α - Al_2O_3 层包括下层和上层,在所述 α - Al_2O_3 层的厚度方向上,所述下层比所述上层更靠近于所述基材,并且所述上层隔着所述下层而与所述基材相对,所述下层的厚度为 $1.0\mu\text{m}$,所述上层的厚度为 $0.5\mu\text{m}$ 以上,所述下层中的氯具有这样的浓度分布:在所述下层的厚度方向上,所述氯的原子浓度沿着远离所述基材的方向减少。
2. 根据权利要求1所述的表面被覆切削工具,其中所述下层中的氯的最大原子浓度小于 0.3% 。
3. 根据权利要求1或2所述的表面被覆切削工具,其中所述上层中的氯的最大原子浓度小于 0.05% 。
4. 根据权利要求1或2所述的表面被覆切削工具,其中所述表面被覆切削工具满足以下关系: $C_{\text{ClMAX-1}} \geq 2C_{\text{ClMAX-2}}$,其中 $C_{\text{ClMAX-1}}$ 表示所述下层中的氯的最大原子浓度,并且 $C_{\text{ClMAX-2}}$ 表示所述上层中的氯的最大原子浓度。
5. 根据权利要求1或2所述的表面被覆切削工具,其中所述TC(006)大于6。
6. 根据权利要求1或2所述的表面被覆切削工具,其中所述下层包含硫,并且所述下层具有这样的 C_{ClS} 分布:在所述下层的厚度方向上, C_{ClS} 沿着远离所述基材的方向减少,其中 C_{ClS} 表示通过将所述下层中预定测定点处的氯的原子浓度以及所述预定测定点处的硫的原子浓度加在一起而确定的数值。
7. 根据权利要求1或2所述的表面被覆切削工具,其中所述下层包含硫,并且所述下层具有这样的 $C_{\text{Cl/S}}$ 分布:在所述下层的厚度方向上, $C_{\text{Cl/S}}$ 沿着远离所述基材的方向减少,其中 $C_{\text{Cl/S}}$ 表示通过将所述下层中预定测定点处的氯的原子浓度除以所述预定测定点处的硫的原子浓度而确定的数值。
8. 一种制造根据权利要求1至7中任一项所述的表面被覆切削工具的方法,所述方法包括通过CVD法在所述基材上形成包括所述 α - Al_2O_3 层的所述覆膜的步骤,在所述步骤中,当所述 α - Al_2O_3 层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为 6 至 10% ,在所述形成开始之后将HCl气体的所述体积分数降低至 0.5 至 6% 。

表面被覆切削工具及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及表面被覆切削工具以及表面被覆切削工具的制造方法。本申请要求于2016年8月24日提交的日本专利申请No.2016-163628的优先权,其全部内容通过引用并入本文。

背景技术

[0002] 在基材上形成有覆膜的表面被覆切削工具已被常规使用。近来,已经提出了用于提高表面被覆切削工具性能的各种技术,例如通过改变 Al_2O_3 的晶体织构来改善覆膜质量的技术。例如,日本专利公开No.2015-009358(专利文献1)提出了一种表面被覆切削工具,其具有通过以下方法改进的耐磨性、特别是耐月牙洼磨损性:控制包括在基材上的覆膜中的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的织构,使得织构系数TC(hkl)中的TC(0012)超过5并且摇摆曲线峰值的半值宽度为 30° 以下。

[0003] 欧洲专利申请公开No.2570510(专利文献2)提出了一种切削工具,其具有通过以下方法改进的耐磨性:在硬质合金的基材上包括具有(0012)织构且含有100ppm以上的硫的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层。日本专利公开No.2013-111722(专利文献3)提出了一种表面被覆切削工具,其包括具有(0001)取向的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层,在该 Al_2O_3 层中邻近基材侧的层具有较低的晶体织构(其中位于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层和基材之间的层配置于邻近基材侧的层与基材之间),从而增加了 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层与位于该 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层和基材之间的层之间的密着力。

[0004] 引用列表

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:日本专利公开No.2015-009358

[0007] 专利文献2:欧洲专利申请公开No.2570510

[0008] 专利文献3:日本专利公开No.2013-111722

发明内容

[0009] 根据本发明的一个方面的表面被覆切削工具包括基材以及形成在该基材上的覆膜。该覆膜包括 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层。该 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层包含多个 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 晶粒和氯,并且其织构系数TC(hkl)中的TC(006)大于5。该 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层包括下层和上层,在该 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的厚度方向上,该下层比该上层更靠近于该基材,并且该上层隔着该下层而与该基材相对。该下层的厚度为 $1.0\mu\text{m}$ 。该上层的厚度为 $0.5\mu\text{m}$ 以上。该下层中的氯具有这样的浓度分布:在该下层的厚度方向上,氯的原子浓度沿着远离基材的方向减少。

[0010] 根据本发明的一个方面的表面被覆切削工具的制造方法包括通过CVD法在基材上形成包括 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的覆膜的步骤。在该步骤中,当 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为6至10%,在该 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的形成开始之后将HCl气体的体积分数降低至0.5至6%。

[0011] 附图简要说明

[0012] 图1示出了作为图示替代物的显微照片,在该显微照片上显示出在 α - Al_2O_3 层中所限定的用于通过EDS分别测定氯(C1)和硫(S)的原子浓度的测定点。

具体实施方案

[0013] [本公开要解决的问题]

[0014] 然而,专利文献1的表面被覆切削工具(例如)在韧性和耐剥离性方面仍然具有改善的空间。专利文献2的切削工具的耐崩裂性不足。专利文献3的表面被覆切削工具由于邻近基材侧的层具有较低的织构,因而耐磨性不充分。

[0015] 鉴于上述情况而进行本发明,并且本发明的目的在于提供一种能够通过高耐磨性和对于诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损的抑制从而实现延长的使用寿命的表面被覆切削工具,以及这种表面被覆切削工具的制造方法。

[0016] [本发明的有益效果]

[0017] 根据上述说明,提供一种能够通过高耐磨性以及抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损从而实现延长的使用寿命的表面被覆切削工具。

[0018] [本发明的实施方案的说明]

[0019] 本发明的发明人为了解决上述问题而进行了深入的研究,最终完成了本发明。在 α - Al_2O_3 层的成核和晶体生长过程中,控制原料气体中所包含的HCl的含量,从而在该 α - Al_2O_3 层的厚度方向上产生氯浓度分布。具体而言,在氯浓度分布中,在 α - Al_2O_3 层的厚度方向上,氯浓度沿着远离基材的方向上减少。已经发现,由此实现了具有高耐磨性并且能够抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损的表面被覆切削工具。

[0020] 首先,将基于以下列出的特征来描述本发明。

[0021] [1]根据本发明的一个方面的表面被覆切削工具包括基材以及形成在该基材上的覆膜。该覆膜包括 α - Al_2O_3 层。该 α - Al_2O_3 层包含多个 α - Al_2O_3 晶粒和氯,并且其织构系数TC(hk1)中的TC(006)大于5。该 α - Al_2O_3 层包括下层和上层,在该 α - Al_2O_3 层的厚度方向上,该下层比该上层更靠近于该基材,并且该上层隔着该下层而与该基材相对。该下层的厚度为1.0 μm 。该上层的厚度为0.5 μm 以上。该下层中的氯具有这样的浓度分布:在该下层的厚度方向,该氯的原子浓度沿着远离基材的方向减少。具有上述特征的表面被覆切削工具具有高耐磨性并且能够抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损,由此实现了延长的使用寿命。

[0022] [2]优选地,下层中的氯的最大原子浓度小于0.3%。由此,可以提高表面被覆切削工具的耐破损性,特别是耐剥离性和耐崩裂性。

[0023] [3]优选地,上层中的氯的最大原子浓度小于0.05%。由此,可以提高表面被覆切削工具的耐磨性。

[0024] [4]优选地,表面被覆切削工具满足以下关系: $C_{\text{ClMAX-1}} \geq 2C_{\text{ClMAX-2}}$,其中 $C_{\text{ClMAX-1}}$ 表示下层中的氯的最大原子浓度,并且 $C_{\text{ClMAX-2}}$ 表示上层中的氯的最大原子浓度。由此,可以更有利地实现获得高耐磨性和抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损的效果。

[0025] [5]优选地,TC(006)大于6。由此,可以更有效地增强表面被覆切削工具的耐磨性。

[0026] [6]优选地,下层包含硫,并且下层具有这样的 C_{ClS} 分布:在下层的厚度方向上, C_{ClS} 沿着远离基材的方向减少,其中 C_{ClS} 表示通过将下层中预定测定点处的氯的原子浓度以及该预定测定点处的硫的原子浓度加在一起而确定的数值。由此,可以更有利地实现耐破损

性的改善,特别是耐剥离性和耐崩裂性的改善。

[0027] [7] 优选地,下层包含硫,并且下层具有这样的 $C_{Cl/S}$ 分布:在下层的厚度方向上, $C_{Cl/S}$ 沿着远离基材的方向减少,其中 $C_{Cl/S}$ 表示通过将下层中预定测定点处的氯的原子浓度除以该预定测定点处的硫的原子浓度而确定的数值。由此,可以更有利地实现耐破损性的改善,特别是耐剥离性和耐崩裂性的改善。

[0028] [8] 根据本发明的一个方面的表面被覆切削工具的制造方法包括通过CVD法在基材上形成包括 $\alpha-Al_2O_3$ 层的覆膜的步骤。在该步骤中,当 $\alpha-Al_2O_3$ 层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为6至10%,在该形成开始之后将HCl气体的体积分数降低至0.5至6%。上述特征使得能够制造具有高耐磨性并且能够抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损从而实现延长的使用寿命的表面被覆切削工具。

[0029] [本发明的实施方案的详述]

[0030] 以下,将更详细地说明本发明的实施方案(在下文中也称为“本实施方案”)。本说明书中所使用的表述“A至B”是指范围的上限和下限(换言之,A以上B以下),并且即使在“A”后面没有单位符号而仅有“B”后面有单位符号的情况下,“A”和“B”应当被解释为后面有相同的单位符号。

[0031] 如果对原子比没有特别的限制,则本说明书中通过化学式来表示的化合物等包括具有所有常规已知的任何原子比的化合物,并且该化合物并不一定限于具有化学计量比的化合物。例如,当描述“TiAlN”时,构成TiAlN的元素之间的原子数比并不限于Ti:Al:N=0.5:0.5:1,而是包括所有常规已知的原子数比。这同样也适用于“TiAlN”以外的其他化合物的表述。另外,在本实施方案中,诸如钛(Ti)、铝(Al)、硅(Si)、钽(Ta)或铬(Cr)之类的金属元素与诸如氮(N)、氧(O)或碳(C)之类的非金属元素并不一定需要构成化学计量组成。

[0032] <<表面被覆切削工具>>

[0033] 本实施方案的表面被覆切削工具包括基材和形成在该基材上的覆膜。覆膜优选覆盖基材的整个表面。然而,即使是基材的一部分未被覆膜被覆或者覆膜的结构和组成部分不同的切削工具也没有背离本发明的范围。

[0034] 表面被覆切削工具可以适当地用作为以下切削工具,如钻头、端铣刀、钻头用可转位刀片、端铣刀用可转位刀片、铣削用可转位刀片、车削用可转位刀片、金工锯、齿轮切削刀具、铰刀或丝锥等。

[0035] <基材>

[0036] 作为基材,可以采用任何常规已知的基材作为这种类型的基材。例如,基材优选为以下物质的任一者:硬质合金(例如包括WC基硬质合金、含有WC和Co的硬质合金、以及含有WC和Co以及另外的Ti、Ta、Nb等的碳氮化物的硬质合金)、金属陶瓷(具有诸如TiC、TiN、TiCN等主成分)、高速钢、陶瓷材料(如碳化钛、碳化硅、氮化硅、氮化铝或氧化铝等)、立方氮化硼烧结体和金刚石烧结体。

[0037] 在这些多种的基材中,优选选择硬质合金(特别是WC基硬质合金)或金属陶瓷(特别是TiCN基金属陶瓷)。这些基材在高温下的硬度和强度之间的平衡性是优异的,并且具有作为针对上述用途的表面被覆切削工具的基材的优异特性。当WC基硬质合金用于基材时,其结构可以包括游离碳和/或被称为 η 相或 ϵ 相的异常层(deficient layer)。

[0038] 基材的表面可以进行改性。例如,硬质合金的基材可以具有其中形成有脱 β 层(β -

free layer) 的表面,金属陶瓷的基材可以具有表面硬化层。即使当基材的表面进行了改性时,仍然表现出所期望的效果。

[0039] 在表面被覆切削工具为可转位刀片等的情况中,基材可以具有断屑器或不具有断屑器。切削刃棱线的形状可为任何形状,例如尖锐的边缘(前刀面与后刀面彼此相交的脊部)、珩磨边缘(被加工成圆形的尖锐边缘)、负刃带(negative land)(斜面)、以及珩磨边缘和负刃带的组合。

[0040] <覆膜>

[0041] 覆膜包括 α -Al₂O₃层。例如,覆膜可以由多个层构成,所述层包括至少一个 α -Al₂O₃层并且还包含其他层。

[0042] 上述其他层的实例可以为TiCN层、TiBN层、TiC层、TiN层、TiAlN层、TiSiN层、AlCrN层、TiAlSiN层、TiAlNO层、AlCrSiCN层、TiCN层、TiSiC层、CrSiN层、AlTiSiCO层或TiSiCN层等。

[0043] 优选地,覆膜的厚度为5至30 μ m。更优选地,覆膜的厚度为10至25 μ m。若厚度小于5 μ m,则耐磨性可能不足。若厚度超过30 μ m,则当在断续加工过程中覆膜与基材之间受到大的应力时,覆膜可能会非常频繁地发生剥离或破损。

[0044] < α -Al₂O₃层>

[0045] α -Al₂O₃层包含多个 α -Al₂O₃(具有 α 型晶体结构的氧化铝)晶粒和氯(Cl)。 α -Al₂O₃层包括含有多个 α -Al₂O₃晶粒的多晶 α -Al₂O₃。晶粒通常具有约0.1至2 μ m的粒径。

[0046] α -Al₂O₃层具有(006)取向。在本文中“具有(006)取向”的意思是指:在通过后述的X射线衍射装置的分析而得到的 α -Al₂O₃层的XRD数据中,在具有各自的TC(hkl)值的(hkl)反射面(本文后面提及的与本实施方案相关的八个反射面)当中,织构系数TC(hkl)值最高的反射面是(006)面。特别地, α -Al₂O₃层的由以下表达式(1)表示的织构系数TC(hkl)中的TC(006)大于5。

$$[0047] \quad TC(hkl) = \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \left\{ \frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \right\}^{-1} \quad \dots(1)$$

[0048] 在表达式(1)中,I(hkl)表示(hkl)反射面的X射线衍射强度,I₀(hkl)表示根据ICDD的PDF卡No.00-042-1468的标准强度。在表达式(1)中,n表示用于计算的反射次数,在本实施方案中n为8。用于反射的(hkl)面为(012)、(104)、(110)、(006)、(113)、(024)、(116)和(300)。

[0049] ICDD(注册商标)是衍射数据国际中心(International Center of Diffraction Data)的缩写。PDF(注册商标)是粉末衍射卡(Powder Diffraction File)的缩写。

[0050] 本实施方案中的 α -Al₂O₃层的TC(006)可以由以下表达式(2)表示。

$$[0051] \quad TC(006) = \frac{I(006)}{I_0(006)} \left\{ \frac{1}{8} \sum_1^8 \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \right\}^{-1} \quad \dots(2)$$

[0052] “织构系数TC(hkl)中的TC(006)大于5”指的是由将TC(006)代入表达式(1)而确定的上述表达式(2)所给出的数值大于5。TC(006)大于5的 α -Al₂O₃层在苛刻的切削条件下具有有效对抗冲击的硬度和杨氏模量,因而可以有助于提高耐磨性。

[0053] TC(006)优选大于6。更大的TC(006)能够更有效地提高耐磨性。尽管TC(006)的上

限不受限制,但是由于用于计算的反射面的数目是8,因此上限为8以下。

[0054] 该TC(hkl)可以借助X射线衍射装置通过分析来测定。例如,TC(hkl)可以借助由Rigaku公司制造的X射线衍射装置(商品名:“SmartLab(注册商标)”) (扫描速度:21.7°/分钟,步长:0.01°,扫描范围:15°至140°)在以下条件下进行测定。应当注意,借助X射线衍射装置测定TC(hkl)的结果在本文中被称为“XRD结果”。

[0055] 特征性X射线:Cu-K α

[0056] 管电压:45kV

[0057] 管电流:200mA

[0058] 过滤器:多层镜

[0059] 光学系统:聚焦法

[0060] X射线衍射法: θ -2 θ 法

[0061] X射线照射范围:使用针孔准直器以在直径0.3 μm 的范围内照射X射线。

[0062] $\langle\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{层的厚度}\rangle$

[0063] $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的厚度优选为2至15 μm 。由此,可以同时实现耐磨性和耐破损性。若 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的厚度小于2 μm ,则磨损可能会增加。若平均厚度超过15 μm ,则耐破损性可能会变差。

[0064] 上层和下层

[0065] $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层还包括下层和上层。下层比上层更靠近于基材,并且上层隔着下层而与基材相对。下层的厚度为1.0 μm 。下层是为了测定后述的C1浓度分布而定义的,下层是从基材到上层的方向上延伸1 μm 的区域。上层的厚度为0.5 μm 以上。上层厚度的上限为14 μm 。

[0066] 上层的厚度为0.5 μm 以上。因此,在 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中,隔着下层而与基材相对并且具有如本说明书后述的非常低的C1浓度的区域具有足够的厚度,以防止C1不利地影响由 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 晶粒所带来的耐磨性。然而,若上层的厚度超过14 μm ,则包括 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的覆膜的总厚度也相应地变大,从而导致当在断续加工过程中覆膜与基材之间受到大的应力时,覆膜可能会非常频繁地发生剥离或破损。

[0067] 在本实施方案中,覆膜的厚度、 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的厚度以及 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中的上层的厚度均是指平均厚度。这些厚度可以采用场致发射扫描电子显微镜(FE-SEM)以下述方式进行测定。

[0068] 首先,沿着与基材前刀面的法线方向平行的方向切割被覆有覆膜的基材从而露出截面。接着,将所露出的截面抛光以产生待观察的抛光面。如下所述确定覆膜的厚度。以 $\times 5000$ 的放大倍率观察均包括出现在抛光面上的覆膜的任意五个位置(五个视野)以确定覆膜的厚度。最后,确定五个视野中的各个厚度的平均值,由此可以确定覆膜的平均厚度。如下所述确定 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层以及 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中的上层的各厚度。以 $\times 5000$ 的放大倍率观察均包括出现在抛光面上的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层以及 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中的上层的任意五个位置(五个视野)以确定各自厚度。最后,确定五个视野中的各厚度的平均值,由此可以确定 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的平均厚度以及 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中的上层的平均厚度。在 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中,下层是从基材到上层的方向上延伸1 μm 的区域。因此,上层的厚度通过确定剩余区域,即除去下层的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的厚度来算出。

[0069] 为了对被覆有覆膜的基材的截面进行抛光,可以使用任何常规已知的方法。例如,可以利用氩离子对基材的截面进行离子铣削,从而可以产生待观察的平滑抛光面。上述利用Ar离子的离子铣削的条件(例如)如下所述。

[0070] 加速电压:6kV

[0071] 离子束入射角:距基材前刀面的法线方向为0到5°

[0072] 离子束辐射时间:6小时

[0073] 随后,可以利用FE-SEM来分析待观察的平滑抛光面。

[0074] < α -Al₂O₃层中含有的氯的浓度分布>

[0075] α -Al₂O₃层中含有的氯(以下可以由元素符号“Cl”表示)具有这样的浓度分布:在下层的厚度方向上,氯的原子浓度沿着远离基材的方向减少。例如,这可以概念性地解释如下。在下层中,在下层的厚度方向上沿着远离基材的方向依次指定A点、B点和C点。然后Cl浓度分布满足如下关系:A点处的Cl原子浓度>B点处的Cl原子浓度>C点处的Cl原子浓度。这种Cl浓度分布使得覆膜和基材之间具有高的密着力,从而使工具的耐破损性得到了显著的改善。

[0076] 对于氯而言,本说明书中的“在下层的厚度方向上,氯的原子浓度沿着远离基材的方向减少的浓度分布”指的是下层可以至少包括这样的区域:在下层的厚度方向上,氯的原子浓度沿着远离基材的方向减少。这也意味着氯的浓度分布总是满足以下关系:X点处的Cl原子浓度>Y点处的Cl原子浓度,其中X点被定义为紧靠下层与基材之间的界面(若存在邻近于下层并且位于下层与基材之间的层(例如TiCN层、TiCNO层),则为该层与下层的界面)的点,Y点被定义为紧靠下层与这样的层之间的界面的点,该层邻近于下层并且隔着下层与基材相对,并且测定这些点处的各自的Cl原子浓度。

[0077] 只要下层包括氯原子浓度沿着远离基材的方向减少并且满足以下关系的部分:X点处的Cl原子浓度>Y点处的Cl原子浓度,则下层可以包括Cl原子浓度在沿着远离基材的方向上恒定的部分。此外,下层还可以包括(例如)Cl原子浓度沿着远离基材的方向增加的部分、或者不含有Cl的部分。

[0078] 下层中的氯的最大原子浓度优选小于0.3%,更优选为0.02至0.2%。下层中的最大原子浓度的下限为0.01%。若下层中的氯的最大原子浓度为0.3%以上,则由于氯浓度过高,覆膜与基材之间的密着力可能不足。

[0079] 上层中的氯的最大原子浓度优选小于0.05%,更优选为0至0.04%。上层中的最大原子浓度的下限为0%。若上层中的氯的最大原子浓度为0.05%以上,则由于氯浓度过高,覆膜的耐磨性可能会变差。

[0080] 另外,在本实施方案中,优选满足 $C_{ClMAX-1} \geq 2C_{ClMAX-2}$,其中 $C_{ClMAX-1}$ 表示下层中的氯的最大原子浓度, $C_{ClMAX-2}$ 表示上层中的氯的最大原子浓度。由此,可以有利地实现表现出高耐磨性以及抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损的有益效果。更优选地, $C_{ClMAX-1}$ 和 $C_{ClMAX-2}$ 之间的关系满足 $C_{ClMAX-1} \geq 3C_{ClMAX-2}$ 。 $C_{ClMAX-1}$ 和 $C_{ClMAX-2}$ 之间的关系的极限是 $C_{ClMAX-1} = 10C_{ClMAX-2}$ 以及 $C_{ClMAX-1} < 2C_{ClMAX-2}$ 。若满足 $C_{ClMAX-1} < 2C_{ClMAX-2}$,则下层和上层在氯浓度方面几乎彼此相同,因此,倾向于不能充分实现高耐磨性和高耐破损性这两者的有益效果。若满足 $C_{ClMAX-1} > 10C_{ClMAX-2}$,则下层和上层之间的Cl浓度差异过大,从而导致耐破损性不足的倾向。

[0081] 优选地,在这样的区域中确定上述 $C_{ClMAX-1}$:即,在下层的厚度方向上,从下层与基材之间的界面、或者从下层与邻近于下层并且位于下层与基材之间的层(例如TiCN层或TiCNO层)的界面向内延伸0.5 μ m的区域。优选地,在这样的区域中确定表示下层中氯的最小原子浓度的 $C_{ClMIN-1}$:即,在下层的厚度方向上,从下层与隔着下层而和基材相对的层之间的

界面向内延伸 $0.5\mu\text{m}$ 的区域。 $C_{C1\text{MAX}-1}$ 优选为 0.1 至 0.3% ， $C_{C1\text{MIN}-1}$ 优选为 0.01 至 0.05% 。

[0082] 另外， $C_{C1\text{MAX}-1}$ 与 $C_{C1\text{MIN}-1}$ 之间的差值更优选为 0.5% 以上。该差值可以为 2% 以下。若 $C_{C1\text{MAX}-1}$ 与 $C_{C1\text{MIN}-1}$ 之间的差值大于 2% ，则耐破损性可能不足。上述C1浓度分布在覆膜与基材之间产生高的密着力，从而能够显著地提高工具的耐破损性。

[0083] 在本文中， $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的下层和上层中所包含的C1的原子浓度以原子百分比(%)表示。具体而言，C1的原子浓度可以由原子组成百分比 $[C1/(\text{全部构成元素}) \times 100]$ 表示，其中分母是 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中所包含的全部构成元素的各个原子数的总和，分子是C1的原子数。例如，当 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中所包含的构成元素为Al、O、C、C1、Ti和S时，C1的原子浓度可以由原子组成百分比 $[C1/(Al+O+C+C1+Ti+S) \times 100]$ 表示，其中分母是Al、O、C、C1、Ti和S的各个原子数的总和，分子是C1的原子数。

[0084] 可以借助于安装在FE-SEM中的能量分散型X射线能谱仪(EDS)，通过对用于上述(例如) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的平均厚度测定的待观察的抛光面进行分析，从而测定C1的原子浓度。

[0085] 例如，C1的原子浓度可以采用安装在FE-SEM(产品名(型号)：“SU6600”，Hitachi High-Technologies Corporation制)中的EDS来进行测定。测定时，将FE-SEM的加速电压设定为 15kV 。设定EDS的条件使得帧数为150并且所选元素为C、O、Al、S、C1和Ti。如图1所示，从 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层1与基材侧的层(TiCN层2)之间的界面(TiCNO层3)朝向覆膜的顶面，沿着厚度方向以预定间隔依次定义多个测定点。在这些测定点处，测定 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层中所包含的C、O、Al、S、C1和Ti的各原子浓度。由此，基于原子组成百分比从而可以确定C1的原子浓度。

[0086] 图1示出了在显微照片中叠置的包括在 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层1中的测定点4，其被设定为用于通过EDS测定C1的原子浓度和后文所述的S的原子浓度。在图1中，TiCN层2形成在基材(未示出)上，TiCNO层3沉积在TiCN层2上， $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层1形成在TiCNO层3上从而形成覆膜。在分析中，从紧靠形成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层1与TiCN层2之间的界面的TiCNO层3的点开始，以预定间隔(例如， $0.2\mu\text{m}$ 的间隔)设定测定点4(第一测定点41、第二测定点42、第三测定点43、第四测定点44、第五测定点45)。然后，在第一测定点41至第五测定点45的各个测定点处，分别算出C1的原子浓度和S的原子浓度。在图1中，仅示出了设定在下层中的测定点4。上述测定点优选为以有规律的间隔设定的多个(至少五个)测定点，从而可以测定下层中沿着厚度方向、从下层与基材侧的界面开始到下层与覆膜表面侧的界面为止的C1的原子浓度和后文所述的S的原子浓度。

[0087] 下层中C1的最大原子浓度可以通过确定在上述测定点处计算的各C1原子浓度当中的最大值来进行计算。可以通过类似于下层中C1的最大原子浓度的方式来计算上层中C1的最大原子浓度。

[0088] <下层中所包含的氯和硫之间的关系>

[0089] 在本实施方案中，下层优选包含硫(以下可以由元素符号“S”表示)。下层优选具有这样的 C_{C1S} 分布：在下层的厚度方向上， C_{C1S} 沿着远离基材的方向减少，其中 C_{C1S} 表示通过将下层中预定测定点处的氯的原子浓度以及该预定测定点处的硫的原子浓度加在一起而确定的数值。

[0090] 另外，下层优选具有这样的 $C_{C1/S}$ 分布：在下层的厚度方向上， $C_{C1/S}$ 沿着远离基材的方向减少，其中 $C_{C1/S}$ 表示通过将下层中预定测定点处的氯的原子浓度除以该预定测定点处的硫的原子浓度而确定的数值。本文中假定，若在预定测定点处的硫的原子浓度为 0% ，则

$C_{Cl/S}$ 的值为50。更优选地,在 $C_{Cl/S}$ 分布中, $C_{Cl/S}$ 沿着远离基材的方向单调地减少而不会在下层中有任何增加。本实施方案的表面被覆切削工具在下层中的氯和硫之间具有上述关系,因而具有高耐磨性,并且能够显著地提高抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损的效果。

[0091] 例如,这可以概念性地解释如下。对于通过将预定测定点处的氯的原子浓度以及该预定测定点处的硫的原子浓度加在一起而确定的总和 C_{ClS} , C_{ClS} 分布满足以下关系:D点处的 C_{ClS} >E点处的 C_{ClS} >F点处的 C_{ClS} ,其中在下层的厚度方向上沿着远离基材的方向,在下层中依次设定D点、E点和F点。

[0092] “在下层的厚度方向上, C_{ClS} 沿着远离基材的方向减少的 C_{ClS} 分布”指的是下层可以至少包括这样的部分:其中,在下层的厚度方向上, C_{ClS} 值沿着远离基材的方向减少。在 C_{ClS} 分布中,在T点和U点处计算的 C_{ClS} 的各个值通常满足关系:T点处的 C_{ClS} >U点处的 C_{ClS} ,其中T点为紧靠下层与基材之间的界面(若存在邻近于下层并且位于下层与基材之间的相邻层(例如TiCN层、TiCNO层),则为该相邻层与下层的界面)的点,U点为紧靠下层与相邻层之间的界面的点,该相邻层邻近下层并且隔着下层与基材相对。

[0093] 只要下层包括 C_{ClS} 值沿着远离基材的方向减少并且满足以下关系的部分:T点处的 C_{ClS} >U点处的 C_{ClS} ,则下层可以包括 C_{ClS} 在远离基材的方向上恒定的部分。此外,下层还可以包括 C_{ClS} 沿着远离基材的方向增加的部分。

[0094] 对于通过将预定测定点处的氯的原子浓度除以该测定点处的硫的原子浓度而确定的数值 $C_{Cl/S}$,下层也具有满足以下关系的 $C_{Cl/S}$ 分布:D点处的 $C_{Cl/S}$ >E点处的 $C_{Cl/S}$ >F点处的 $C_{Cl/S}$,其中D点、E点和F点如上所述。在T点和U点处计算的 $C_{Cl/S}$ 的各个值通常满足关系:T点处的 $C_{Cl/S}$ >U点处的 $C_{Cl/S}$ 。只要下层包括沿着远离基材的方向 $C_{Cl/S}$ 的值减少并且满足T点处的 $C_{Cl/S}$ >U点处的 $C_{Cl/S}$ 关系的部分,则下层可以包括 $C_{Cl/S}$ 在远离基材的方向上恒定的部分。下层还可以包括 $C_{Cl/S}$ 沿着远离基材的方向增加的部分。特别是对于 $C_{Cl/S}$ 分布,更优选的是下层总是具有在下层的厚度方向上, $C_{Cl/S}$ 沿着远离基材的方向减少的 $C_{Cl/S}$ 分布。在这种情况下, $C_{Cl/S}$ 分布不包括这样的部分:其中, $C_{Cl/S}$ 的值在远离基材的方向上恒定的部分以及沿着远离基材的方向 $C_{Cl/S}$ 的值增加的部分。

[0095] 现在从硫浓度分布的方面来说明这些 C_{ClS} 和 $C_{Cl/S}$ 。在下层的厚度方向上,下层中所包含的硫沿着远离基材的方向可以具有或者可以不具有恒定的原子浓度。若硫原子浓度不恒定,则下层优选具有其中S原子浓度与Cl浓度类似地变化的硫分布。例如,随着Cl原子浓度沿着远离基材的方向减少,S原子浓度也在该方向上减少,随着Cl原子浓度沿着远离基材的方向增加,S原子浓度也在该方向上增加。在这种情况下,硫原子浓度的增减量优选小于Cl原子浓度的增减量。

[0096] 与Cl原子浓度类似,下层中所包含的S的原子浓度也以原子百分比(%)表示。因此,S的原子浓度可以由原子组成百分比 $[S / (\text{全部构成元素}) \times 100]$ 表示,其中分母是 α -Al₂O₃层中所包含的全部构成元素的各个原子数的总和,分子是S的原子数。例如,当 α -Al₂O₃层中所包含的构成元素为Al、O、C、Cl、Ti和S时,S的原子浓度可以由原子组成百分比 $[S / (Al + O + C + Cl + Ti + S) \times 100]$ 表示。

[0097] S的原子浓度也可以通过与测定Cl原子浓度的方法相同的方法来进行测定。因此,通过确定各个预定测定点(例如,图1中的第一测定点41至第五测定点45)处的S原子浓度和Cl原子浓度,从而相应地确定 C_{ClS} 的值和 $C_{Cl/S}$ 的值。

[0098] < α -Al₂O₃层中的 α -Al₂O₃晶粒的粒径>

[0099] 在本实施方案中,可以使用上述待观察的抛光面来测定 α -Al₂O₃层中的 α -Al₂O₃晶粒的粒径。具体而言,在 α -Al₂O₃层中,采用FE-SEM并以 $\times 5000$ 的放大倍率观察从出现在抛光面上的 α -Al₂O₃层的表面(若包括邻近于 α -Al₂O₃层并且隔着 α -Al₂O₃层与基材相对的相邻层,则 α -Al₂O₃层的上述确定表面为 α -Al₂O₃层与该相邻层之间的界面)向基材侧延伸 $0.5\mu\text{m}$ 的位置。 α -Al₂O₃晶粒的粒径可以采用截面法由FE-SEM的显微照片图像来测定。在本实施方案中使用的截面法是这样的方法:统计横跨特定宽度的晶粒的数量,将该宽度除以所统计的晶粒的数量,由此计算粒径。

[0100] 优选地,在 α -Al₂O₃层中,粒径为 0.2 至 $2\mu\text{m}$ 的 α -Al₂O₃晶粒占测定面的面积的 20 至 80% ,该测定面与 α -Al₂O₃层的表面平行或者与 α -Al₂O₃层和相邻层之间的界面平行,该相邻层邻近于 α -Al₂O₃层并且位于与基材相对的一侧,该测定面位于距离上述表面或界面 $0.5\mu\text{m}$ 的深度处。若占测定面面积的 20 至 80% 的 α -Al₂O₃晶粒的粒径小于 $0.2\mu\text{m}$,则耐破损性可能会变差。若粒径超过 $2\mu\text{m}$,则耐磨性可能会变差。

[0101] α -Al₂O₃晶粒的粒径的上限优选为 $1.85\mu\text{m}$ 以下。粒径的下限为 $0.2\mu\text{m}$ 。只要粒径的值不小于 $0.2\mu\text{m}$,则该值就是优选值。这是因为,只要粒径落在上述定义的范围,则可以同时提高耐破损性和耐磨性。若粒径为 0.2 至 $2\mu\text{m}$ 的 α -Al₂O₃晶粒的比例小于测定面面积的 20% 或者大于测定面面积的 80% ,则不可能同时实现耐破损性和耐磨性这两者。粒径为 0.2 至 $2\mu\text{m}$ 的 α -Al₂O₃晶粒的比例更优选为 50 面积%至 70 面积%。

[0102] <其他层>

[0103] 除了如上所述的 α -Al₂O₃层之外,覆膜还可以包括其他层。其他层的实例为(例如)TiCN层。该TiCN层具有优异的耐磨性,因此可以赋予覆膜更高的耐磨性。TiCN层特别优选由MT-CVD(中温CVD)法形成。在CVD法中,MT-CVD法可以用于在约 800°C 至 1000°C 的相对低的温度下形成层,并且可以减少在形成层的过程中由于加热所造成的对于基材的损坏。TiCN层可以(例如)设置在 α -Al₂O₃层和基材之间(从而形成本说明书中后述的中间层)。覆膜也可以包括(例如)本说明书中后述的最外表面层和中间层作为其他层。

[0104] 最外表面层

[0105] 在覆膜的表面中,可以设置主要成分为Ti碳化物、Ti氮化物或Ti硼化物中的任一者的最外表面层。最外表面层是位于覆膜中最外表面位置的层。然而,应当指出的是,最外表面层可以不形成在包括切削刃棱线的区域中。在 α -Al₂O₃层上没有形成其他层的情况下,最外表面层直接设置在 α -Al₂O₃层上。

[0106] “主要成分为Ti碳化物、Ti氮化物或Ti硼化物中的任一者”是指最外表面层包含 90 质量%以上的Ti碳化物、Ti氮化物和Ti硼化物中的任一者。优选的是,该表述指除了不可避免的杂质之外,最外表面层由Ti碳化物、Ti氮化物和Ti硼化物中的任一者构成。

[0107] 在形成有最外表面层的情况下,最外表面层具有(例如)呈现清晰的彩色效果,从而使得在切削使用后易于识别切削刀片的角部(识别已使用部)。

[0108] 最外表面层的平均厚度优选为 $0.05\mu\text{m}$ 至 $1\mu\text{m}$ 。最外表面层的平均厚度的上限值优选为 $0.8\mu\text{m}$,并且更优选为 $0.6\mu\text{m}$ 。最外表面层的平均厚度的下限值优选为 $0.1\mu\text{m}$,并且更优选为 $0.2\mu\text{m}$ 。若平均厚度小于 $0.05\mu\text{m}$,则可能会得不到充分的耐破损性。若平均厚度大于 $1\mu\text{m}$,则最外表面层与邻近最外表面层的层之间的密着性可能会变差。

[0109] 中间层

[0110] 优选地,覆膜在 α -Al₂O₃层和基材之间具有中间层。中间层的实例可以为TiN层、TiCN层、TiCNO层、TiBN层等。例如,中间层可以设置在 α -Al₂O₃层和基材之间以增加覆膜中的 α -Al₂O₃层的密着性。中间层可以通过任何已知方法来形成。

[0111] 优选地,TiCN层和TiBN层的平均厚度均为2至20 μ m。若平均厚度小于2 μ m,则磨损可能会增加。若平均厚度大于20 μ m,则耐破损性可能会变差。

[0112] 优选地,TiN层的平均厚度为0.3至1 μ m。落在此范围内的厚度能够进一步增强覆膜中的 α -Al₂O₃层的密着性。更优选地,TiN层的平均厚度为0.4至0.8 μ m。可以通过与用于测定 α -Al₂O₃层的厚度的方法相同的方法来测定诸如TiN层、TiCN层、TiCNO层和TiBN层之类的中间层的厚度。

[0113] 从以上可以看出,本实施方案中的表面被覆切削工具可以通过其高耐磨性及抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损从而实现延长的使用寿命。

[0114] <<表面被覆切削工具的制造方法>>

[0115] 本实施方案中的表面被覆切削工具的制造方法包括通过CVD法在基材上形成包括 α -Al₂O₃层的覆膜的步骤。在该步骤中,当 α -Al₂O₃层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为6至10%,在该 α -Al₂O₃层的形成开始之后将HCl气体的体积分数降低至0.5至6%。

[0116] <覆膜的形成步骤>

[0117] 表面被覆切削工具可以适当地通过利用化学气相沉积(CVD)法在基材上形成覆膜来制造。由于CVD法的沉积温度为800℃至1200℃,该温度高于物理气相沉积法的温度,因而CVD法的使用增强了覆膜与基材的密着性。当形成除了 α -Al₂O₃层以外的覆膜层时,这些层可以通过任何常规已知的方法形成。通过适当地调节沉积时间(各层的沉积速率约为0.5至2.0 μ m/小时),可以调整 α -Al₂O₃层的厚度以及其他各层的厚度。

[0118] α -Al₂O₃层的形成

[0119] 可以采用CVD法如下所述来形成 α -Al₂O₃层。

[0120] 首先,通过已知的方法,在形成于基材上的其他层上形成TiCN层,或者在没有介于二者之间的其他层的情况下在基材上形成TiCN层,在TiCN层的表面上形成TiCNO层。此外,使TiCNO层的表面氧化,从而引发 α -Al₂O₃晶粒的成核。随后,使 α -Al₂O₃晶体生长以形成 α -Al₂O₃层,该 α -Al₂O₃层中形成有下层和上层。当形成 α -Al₂O₃层的下层时,在下层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为6至10%,然后将HCl气体的体积分数降低至0.5至6%。当形成 α -Al₂O₃层的上层时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数可以保持在0.5至6%。

[0121] 原料气体中除了HCl气体以外的气体的体积分数分别为:1.3至2.5%的AlCl₃、1至5%的CO、0.4至3%的CO₂、0.4至3%的H₂S,并且余量为H₂。通过调节作为原料气体中的余量的H₂气体的含量,可以调整HCl气体含量的变化。以这种方式,其他气体的各自含量以及CVD装置的炉内的温度和压力可以保持不变。另外,CVD装置的炉内温度为970至1020℃,炉内压力为70至110hPa。TiCNO层的表面被原料气体中所包含的CO和CO₂氧化。

[0122] 现在,对形成 α -Al₂O₃层中的下层时HCl气体含量的变化进行说明。如上所述,当形成下层时,在下层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为6至10%,优选

为8至10%。然后将HCl气体的体积分数降低至0.5至6%以完成下层的形成。优选地,HCl体积分数降低至0.5至4%。HCl气体体积分数降低的方式可以随着时间的推移而连续地降低,或者以一定的时间间隔阶段式(多个阶段)降低,或者从6至10%瞬间降低(急剧降低)到0.5至6%。无论以何种方式改变HCl气体含量,都可以形成具有这样的Cl浓度分布的 α -Al₂O₃层,在该Cl浓度分布中,Cl原子浓度在 α -Al₂O₃层的厚度方向上沿着远离基材的方向而降低。可以根据待形成的 α -Al₂O₃层的厚度以及待形成的下层的厚度来适当地调整将HCl气体体积分数从6至10%降低到0.5至6%所用的时间。

[0123] 常规地,用于形成 α -Al₂O₃层的原料气体中所包含的HCl气体的体积分数在 α -Al₂O₃层的形成开始时为0.5至2%左右。这是因为,据信,更低的Cl含量对于 α -Al₂O₃晶粒的成核而言是优选的。然而,在该条件下形成的 α -Al₂O₃层的密着力不充分,在耐崩裂性和耐破损性方面有改善的余地。另外,在常规的 α -Al₂O₃层中形成与本实施方案中的上层相对应的部分时,HCl气体体积分数为5至8%,这比本实施方案中的含量高。然而,更高的HCl气体含量会引起 α -Al₂O₃晶粒或晶界中的Cl杂质的数量增加,从而导致耐磨性更低。

[0124] 在本实施方案中,通过在上述条件下形成 α -Al₂O₃层来解决这些问题,从而使得 α -Al₂O₃层包括具有这样的浓度分布的下层,在该浓度分布中,在下层的厚度方向上,Cl原子浓度沿着远离基材的方向降低。由此,通过高耐磨性以及抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损,从而实现了延长的使用寿命。

[0125] 在本实施方案中,也优选通过如上所述地改变HCl气体的含量并且还改变原料气体中所包含的H₂S气体的含量以形成 α -Al₂O₃层。改变H₂S气体含量的方式可以(例如)与改变HCl气体含量的方式相同。具体而言,若HCl气体含量连续降低,则H₂S气体含量也连续降低。若HCl气体含量阶段式降低,则H₂S气体含量也阶段式降低。或者,当HCl气体含量瞬间降低(急剧降低)时,H₂S气体含量也瞬时降低。H₂S气体含量的降低速率小于HCl气体含量的降低速率。在本实施方案中,优选的是在保持原料气体中所包含的H₂S气体的含量不变的情况下形成 α -Al₂O₃层。当以这种方式形成 α -Al₂O₃层时,下层具有其中C_{Cl1/s}和C_{Cl1/s}都在下层的厚度方向上沿着远离基材的方向而减少的各个分布。由此,可以制造具有高耐磨性并且能够抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损的表面被覆切削工具。

[0126] 实施例

[0127] 下文中,将结合实施例对本发明进行详细的说明。然而,本发明不限于这些实施例。

[0128] <<实施例1>>

[0129] <基材的制备>

[0130] 制备由具有JIS(日本工业标准)B 4120(2013)定义的CNMG120408形状的硬质合金基材(Sumitomo Electric Industries,Ltd.制)形成的基材。将制备的基材分成8组,并命名为样品A1至样品A8。每组制备4个基材。这些基材具有由以下构成的组成:90.0重量%的WC、5.0重量%的Co、1.0重量%的TaC、2.0重量%的NbC和2.0重量%的TiC。如下文中将描述的那样,样品A1至样品A6为实施例,样品A7和样品A8为比较例。

[0131] <覆膜的形成>

[0132] 将样品A1至A8的基材置于CVD装置中,利用CVD法在各基材的表面上形成覆膜。在表1中示出了除了 α -Al₂O₃层之外的各层的形成条件。

[0133] [表1]

	原料气体的组成 (体积分数)	成膜条件		
		温度 (°C)	压力 (hPa)	气体总量 (L/min)
[0134] TiN	TiCl ₄ =2%, N ₂ =25%, H ₂ =余量	900	200	60
TiCN	TiCl ₄ =2%, CH ₃ CN=0.5%, N ₂ =20%, H ₂ =余量	850	80	95
TiCNO	TiCl ₄ =1%, CO=1%, CH ₄ =5%, N ₂ =10%, H ₂ =余量	1000	250	60

[0135] 形成覆膜使得在基材上依次沉积有0.3 μ m的TiN层、8.0 μ m的TiCN层、0.3 μ m的TiCNO层以及6 μ m的 α -Al₂O₃层。在表2中示出了样品A1至A8的各层的层结构和厚度(μ m)。在表2中还示出了 α -Al₂O₃层中的上层的厚度(μ m)。

[0136] [表2]

样品 No.	层结构和厚度 (μ m)	上层厚度 (μ m)
A1	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
A2	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
A3	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
[0137] A4	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
A5	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
A6	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
A7	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0
A8	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (6.0)	5.0

[0138] 在 α -Al₂O₃层的形成过程中,利用CVD法在TiCN层的表面上形成的TiCNO层的表面被氧化,从而使得 α -Al₂O₃晶粒成核,随后进行 α -Al₂O₃晶粒的生长。在表3中示出了用于形成 α -Al₂O₃层的原料气体的各成分的含量、HCl气体含量的变化、以及HCl气体含量的变化方式。

[0139] 按照以下方式形成 α -Al₂O₃层的下层。对于样品A1,例如,在下层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为10%,并且HCl气体体积分数以三个阶段的方式(阶段式)降低。具体而言,将HCl气体体积分数依次降低至8%、6%和4%,由此完成下层的形成。随后,将HCl气体体积分数保持在4%以形成上层。如表3所示,在样品A1至A8的形成 α -Al₂O₃层的所有步骤中,H₂S气体含量保持恒定。

[0140]

[表 3]

样品 No.	炉内温度 (°C)	炉内压力 (hPa)	H ₂ (体积分数)	CO (体积分数)	CO ₂ (体积分数)	AlCl ₃ (体积分数)	H ₂ S (体积分数)	下层形成开始时的 HCl (体积分数)	下层形成结束时的 HCl (体积分数)	下层形成期间的 HCl 气体的变化方式	上层形成期间的 HCl (体积分数)
A1	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	4%	阶段式	4%
A2	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	4%	连续	4%
A3	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	4%	急剧降低	4%
A4	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	6%	阶段式	6%
A5	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	6%	连续	6%
A6	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	6%	急剧降低	6%
A7	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	0.6%	10%	10%	平稳	10%
A8	1000	75	余量	1%	1%	2%	0.3%	10%	4%	阶段式	4%

[0141] 在表3的“HCl气体的变化方式”一栏中，“阶段式”指的是HCl气体含量以一定的时间间隔阶段式降低，“连续”指的是HCl气体含量随着时间的推移连续降低，“急剧降低”指的

是HCl气体体积分数从10%瞬时降低到4%或6%，“平稳”指的是HCl气体含量保持恒定。以这种方式，制备了在 α -Al₂O₃层的形成方式(HCl气体含量的变化量和HCl气体含量的变化方式)上彼此不同的样品A1至A8的表面被覆切削工具。

[0142] <试验细节>

[0143] 在实施例1中,如上所述,对于每个样品A1至样品A8制备了4个表面被覆切削工具。对于四个工具中的第一个工具,利用x射线照射后刀面,从而通过x射线衍射法在上述条件下测定 α -Al₂O₃层的TC(006)。对于第二个工具,按照上述测定方法通过EDS来测定 α -Al₂O₃层中的Cl原子浓度和S原子浓度。对于第三个工具,评价其耐磨性。对于第四个工具,评价其耐破损性。

[0144] 特别地,在下层的厚度方向上以一定的间隔测定 α -Al₂O₃层的下层中的Cl原子浓度和S原子浓度。具体而言,从下层与TiCN层的界面起,下层具有1.0 μ m的厚度,其中该TiCN层邻近于下层并且位于下层和基材之间。因此,在覆膜的截面中,从紧靠下层与TiCN层的界面的点起,以0.2 μ m的间隔定义测定点(第一至第五测定点),其中该TiCN层邻近于下层并且位于下层和基材之间。然后,计算下层中的Cl原子浓度和S原子浓度(参见图1)。此外,基于所计算的Cl原子浓度和S原子浓度,还计算了这些测定点处的氯原子浓度和这些测定点处的硫原子浓度的总和C_{ClS},以及通过将测定点处的氯原子浓度除以测定点处的硫原子浓度而确定的商C_{Cl/S}。

[0145] 以下列方式评价耐磨性和耐破损性。表4示出了对于每个样品A1至样品A8的 α -Al₂O₃层的TC(006)、各测定点处的Cl原子浓度、下层和上层中的Cl的最大原子浓度、以及各个测定点处的S原子浓度。表5进一步示出了对于每个样品A1至样品A8的各测定点处的总和C_{ClS}和商C_{Cl/S},以及耐磨性和耐破损性的评价结果及性能等级。

[0146] <耐磨性评价>

[0147] 工件:SUJ2

[0148] 切削速度:300m/分钟

[0149] 进给:0.3mm/rev

[0150] 切削深度:1.5mm

[0151] 切削油:湿式

[0152] 评价:对基材的露出部分的最大宽度超过0.1mm时所花费的时间进行评价。

[0153] 具体而言,为了评价耐磨性,将上述表面被覆切削工具分别安装在NC车床上,对从上述工件的切削开始起至由于切削期间(例如)工具表面的磨损而使基材的露出部分的最大宽度超过0.1mm时所花费的时间进行评价。该时间越长,则耐磨性可以被评价为更高的耐磨性。

[0154] <耐破损性评价>

[0155] 工件:SCM435,开槽材料

[0156] 切削速度:150m/分钟

[0157] 进给:0.2mm/rev

[0158] 切削深度:1.5mm

[0159] 切削油:湿式

[0160] 评价:通过目视来比较工件被切削5分钟后的崩裂状态。若由于崩裂或破损而使得

在经过5分钟之前就无法继续切削,则评价实际经过的时间。

[0161] 具体而言,为了评价耐破损性,将上述表面被覆切削工具分别安装在NC车床上,在上述条件下对工件进行切削5分钟,并通过视觉检查来比较此时的崩裂状态。若由于崩裂或破损而使得在经过5分钟之前就无法继续切削,则评价此时所经过的时间。若在工件被切削5分钟之后,崩裂状态仍然是磨损(正常磨损)并且基本上没有发现崩裂或破损,则耐破损性可以评价为耐破损性高。发生崩裂或破损所需的时间越长,则耐破损性可以被评价为更高的耐破损性。

[0162]

[表 4]

样品 No.	XRD 结果													
	TC(006)	Cl 原子浓度 (%)					S 原子浓度 (%)							
A1	5.56	0.161	0.151	0.113	0.08	0.022	0.161	0.024	是	0.006	0.006	0.005	0.006	0.005
A2	6.11	0.181	0.144	0.107	0.066	0.031	0.181	0.035	是	0.006	0.005	0.006	0.006	0.005
A3	5.88	0.175	0.17	0.168	0.112	0.043	0.175	0.043	是	0.005	0.006	0.006	0.005	0.004
A4	5.42	0.163	0.148	0.131	0.108	0.091	0.163	0.095	否	0.005	0.005	0.005	0.006	0.006
A5	5.73	0.157	0.151	0.125	0.113	0.101	0.157	0.111	否	0.005	0.006	0.006	0.006	0.006
A6	6.01	0.161	0.158	0.152	0.111	0.099	0.161	0.107	否	0.006	0.006	0.005	0.005	0.006
A7	5.83	0.169	0.172	0.171	0.162	0.169	0.172	0.177	否	0.005	0.005	0.006	0.005	0.006
A8	3.88	0.172	0.151	0.101	0.081	0.049	0.172	0.049	是	0.006	0.006	0.005	0.005	0.006

[0163]

[表 5]

样品 No.	C _{CIS}					C _{CIS}					切削性能		
	第一测定 点	第二测定 点	第三测定 点	第四测定 点	第五测定 点	第一测定 点	第二测定 点	第三测定 点	第四测定 点	第五测定 点	耐磨性 时间(分钟)	耐破损性的 状态 时间(分钟)	性能等级
A1	0.167	0.157	0.118	0.086	0.027	26.83	25.17	22.6	13.33	4.4	17.1	正常磨损	A
A2	0.187	0.149	0.113	0.072	0.036	30.17	28.8	17.83	11	6.2	17.9	正常磨损	A
A3	0.18	0.176	0.174	0.117	0.047	35	28.33	28	22.4	10.75	16.8	正常磨损	A
A4	0.168	0.153	0.136	0.114	0.097	32.6	29.6	26.2	18	15.17	13.0	不规则磨 损	B
A5	0.162	0.157	0.131	0.119	0.107	31.4	25.17	20.83	18.83	16.83	13.5	不规则磨 损	B
A6	0.167	0.164	0.157	0.116	0.105	26.83	26.33	30.4	22.2	16.5	13.9	不规则磨 损	B
A7	0.174	0.177	0.177	0.167	0.175	33.8	34.4	28.5	32.4	28.17	12.3	崩裂	C
A8	0.178	0.157	0.106	0.086	0.055	28.67	25.17	20.2	16.2	8.17	7.1	崩裂	C

[0164] 在表5中,由符号A等符号表示的性能等级定义如下:

[0165] A:耐磨性和耐破损性非常高(基材的露出部分的最大宽度超过0.1mm所需的时间

(分钟)超过15分钟,且耐破损性的状态为正常磨损)

[0166] B:耐磨性和耐破损性高(基材的露出部分的最大宽度超过0.1mm所需的时间(分钟)超过10分钟但不超过15分钟,且耐破损性的状态为正常磨损或由微小崩裂所造成的不规则磨损)

[0167] C:耐磨性或耐破损性不足(至少基材的露出部分的最大宽度超过0.1mm所需的时间(分钟)为10分钟以下,或者耐破损性的状态为崩裂或破损(包括无法继续切削以及显示所经过的时间的状态))

[0168] <评价结果>

[0169] 从表4和5可以看出,相比于对应于样品A7和A8的比较例,对应于样品A1至A6的实施例可以被评价为表现出更高的耐磨性和耐破损性。具体而言,样品A1至A6的表面被覆切削工具具有这样的氯浓度分布:在下层的厚度方向上, α -Al₂O₃层的下层中的氯原子浓度沿着远离基材的方向减少,并且这些表面被覆切削工具被确定为具有高耐磨性,并且能够抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损,由此实现了延长的使用寿命。

[0170] 特别地,样品A1至A3至少满足以下任一条件:下层中氯的最大原子浓度小于0.3%;上层中氯的最大原子浓度小于0.05%;满足关系式 $C_{ClMAX-1} \geq 2C_{ClMAX-2}$,其中 $C_{ClMAX-1}$ 表示下层中氯的最大原子浓度, $C_{ClMAX-2}$ 表示上层中氯的最大原子浓度,这些样品A1至A3的耐磨性和耐破损性更高。样品A1至A6均具有:下层中的 C_{ClS} 在下层的厚度方向上沿着远离基材的方向而减小的 C_{ClS} 分布、以及下层中的 $C_{Cl/S}$ 在下层的厚度方向上沿着远离基材的方向而减小的 $C_{Cl/S}$ 分布

[0171] <<实施例2>>

[0172] <基材的制备>

[0173] 制备由具有与实施例1相同形状(CNMG120408)的硬质合金基材(Sumitomo Electric Industries,Ltd.制)形成的基材。将制备的基材分成8组,并命名为样品B1至样品B8。每组制备4个基材。如下文中将描述的那样,样品B1至样品B6为实施例,样品B7和样品B8为比较例。

[0174] <覆膜的形成>

[0175] 在与实施例1相同的条件下,将样品B1至B8的基材置于CVD装置中,利用CVD法在各基材的表面上形成覆膜,不同之处在于 α -Al₂O₃层的条件(参见表1)。

[0176] 形成覆膜使得在基材上依次沉积有0.3 μ m的TiN层、8.0 μ m的TiCN层、0.3 μ m的TiCN₀层以及10 μ m的 α -Al₂O₃层。在表6中示出了样品B1至B8的各层的层结构和厚度(μ m)。在表6中还示出了 α -Al₂O₃层中的上层的厚度(μ m)。

[0177] [表6]

[0178]

样品 No.	层结构和厚度 (μm)	上层厚度 (μm)
B1	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B2	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B3	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B4	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B5	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B6	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B7	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0
B8	基材/TiN(0.3)/TiCN(8.0)/TiCNO(0.3)/Al ₂ O ₃ (10)	9.0

[0179] 在 α -Al₂O₃层的形成过程中,利用CVD法在TiCN层的表面上形成的TiCNO层的表面被氧化,从而使 α -Al₂O₃晶粒成核,随后进行 α -Al₂O₃晶粒的生长。在表7中示出了用于形成 α -Al₂O₃层的原料气体的各成分的含量、HCl气体含量的变化以及HCl气体含量的变化方式。

[0180] 特别地,实施例2包括如上所述改变HCl气体含量并且进一步改变原料气体中所包含的H₂S气体含量的例子。表7中示出了H₂S气体含量的变化。

[0181] 通过以下方式形成 α -Al₂O₃层的下层。对于样品B1,例如,在下层的形成开始时,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数为10%,并且HCl气体体积分数以三个阶段的方式(阶段式)降低。具体而言,将HCl气体体积分数依次降低至8%、6%和4%,由此完成下层的形成。在下层的形成开始时,原料气体中所包含的H₂S气体的体积分数为1%,并且H₂S气体体积分数以三个阶段的方式(阶段式)降低。具体而言,将H₂S气体体积分数依次降低至0.8%、0.7%和0.5%,由此完成下层的形成。随后,将HCl气体体积分数保持在4%,并且将H₂S气体体积分数保持在0.5%以形成上层。

[0182] 对于样品B2,在下层的形成过程中,与样品B1同样地,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数以三个阶段的方式(阶段式)降低,而原料气体中所包含的H₂S气体的体积分数保持在0.6%。另外,对于样品B3,例如,在下层的形成过程中,与样品B1同样地,原料气体中所包含的HCl气体的体积分数以三个阶段的方式(阶段式)降低,而原料气体中所包含的H₂S气体的体积分数在下层的形成开始时为0.5%,并且该体积分数以三个阶段的方式(阶段式)增加。具体而言,将H₂S气体体积分数依次增加至0.7%、0.8%和1%,由此完成下层的形成。

[0183]

[表 7]

样品 No.	炉内温度 (°C)	炉内压力 (hPa)	H ₂ (体积分数)	CO (体积分数)	CO ₂ (体积分数)	AlCl ₃ (体积分数)	下层形成开始时的 HCl (体积分数)	下层形成结束时的 HCl (体积分数)	下层形成期间的 HCl 气体的变化方式	上层形成期间的 HCl (体积分数)	下层形成开始时的 H ₂ S (体积分数)	下层形成结束时的 H ₂ S (体积分数)
B1	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	4%	阶段式	4%	1.0%	0.5%
B2	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	4%	阶段式	4%	0.6%	0.6%
B3	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	4%	阶段式	4%	0.5%	1.0%
B4	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	6%	阶段式	6%	1.0%	0.5%
B5	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	6%	阶段式	6%	0.6%	0.6%
B6	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	6%	阶段式	6%	0.5%	1.0%
B7	1000	75	余量	2%	0.5%	2%	10%	10%	平稳	10%	0.6%	0.6%
B8	1000	75	余量	1%	1%	2%	10%	4%	阶段式	4%	0.6%	0.6%

[0184] 在表7中的“HCl气体的变化方式”一栏中,术语“阶段式”、“连续”和“急剧降低”的含义与表3中的含义相同。以这种方式,制备了在 α -Al₂O₃层的形成方式(HCl气体含量的变化

量和HC1气体含量的变化方式、以及H₂S气体含量的变化量)上彼此不同的样品B1至B8的表面被覆切削工具。

[0185] <试验细节>

[0186] 在实施例2中,如上所述,为每个样品B1至样品B8制备了4个表面被覆切削工具。对于四个工具中的第一个工具,利用x射线照射后刀面,从而通过x射线衍射法在上述条件下测定 α -Al₂O₃层的TC(006)。对于第二个工具,按照上述测定方法通过EDS来测定 α -Al₂O₃层中的Cl原子浓度和S原子浓度。对于第三个工具,评价其耐磨性。对于第四个工具,评价其耐破损性。

[0187] 特别地,在下层的厚度方向上以一定的间隔测定 α -Al₂O₃层的下层中的Cl原子浓度和S原子浓度。具体而言,从下层与TiCN0层的界面起,下层具有1.0 μ m的厚度,其中该TiCN0层邻近于下层并且位于下层和基材之间。因此,在覆膜的截面中,从紧靠下层与TiCN0层的界面的点起,以0.2 μ m间隔定义测定点(第一至第五测定点),其中该TiCN0层邻近于下层并且位于下层和基材之间。然后,计算下层中的Cl原子浓度和S原子浓度(参见图1)。此外,基于所计算的Cl原子浓度和S原子浓度,还计算出这些测定点处的氯原子浓度和这些测定点处的硫原子浓度的总和C_{ClS},以及通过将测定点处的氯原子浓度除以测定点处的硫原子浓度而确定的商C_{Cl/S}。

[0188] 以与实施例1同样的方式评价耐磨性、耐破损性和性能等级。表8示出了对于每个样品B1至样品B8的 α -Al₂O₃层的TC(006)、各测定点处的Cl原子浓度、下层和上层中的Cl的最大原子浓度、以及各测定点处的S原子浓度。表9进一步示出了对于每个样品B1至样品B8的各测定点处的总和C_{ClS}和商C_{Cl/S}、以及耐磨性和耐破损性的评价结果及性能等级。

[0189]

[表 8]

样品 No.	XRD 结果	CI 原子浓度 (%)										S 原子浓度 (%)				
		第一测定点	第二测定点	第三测定点	第四测定点	第五测定点	下层中的最大值 (C _{CIMAX-1})	上层中的最大值 (2C _{CIMAX-2})	C _{CIMAX-1} ≥ 2C _{CIMAX-2}	第一测定点	第二测定点	第三测定点	第四测定点	第五测定点		
B1	5.77	0.167	0.147	0.129	0.101	0.052	0.167	0.054	是	0.011	0.009	0.007	0.005	0.004		
B2	6.07	0.178	0.151	0.113	0.092	0.048	0.178	0.05	是	0.006	0.005	0.006	0.005	0.006		
B3	5.93	0.155	0.129	0.105	0.072	0.038	0.155	0.044	是	0.003	0.005	0.007	0.009	0.01		
B4	5.66	0.18	0.171	0.152	0.127	0.112	0.18	0.112	否	0.011	0.01	0.008	0.006	0.004		
B5	5.99	0.177	0.151	0.144	0.125	0.095	0.177	0.101	否	0.005	0.006	0.006	0.006	0.005		
B6	6.12	0.168	0.147	0.131	0.106	0.089	0.168	0.098	否	0.004	0.006	0.007	0.009	0.011		
B7	5.72	0.162	0.155	0.159	0.165	0.163	0.165	0.170	否	0.006	0.006	0.005	0.005	0.006		
B8	4.01	0.166	0.133	0.105	0.084	0.041	0.166	0.044	是	0.005	0.005	0.006	0.005	0.006		

[0190]

[表 9]

样品 No.	C _{Clis}					C _{CiS}					切削性能		性能等级
	第一测定 点	第二测定 点	第三测定 点	第四测定 点	第五测定 点	第一测定 点	第二测定 点	第三测定 点	第四测定 点	第五测定 点	耐磨性 时间(分钟)	耐破损性的 状态 时间(分钟)	
B1	0.178	0.156	0.136	0.106	0.055	15.18	16.33	18.43	20.2	17.33	17.3	不规则磨 损	B
B2	0.184	0.156	0.119	0.097	0.054	29.67	30.2	18.83	18.4	8	20.5	正常磨损	A
B3	0.158	0.134	0.112	0.081	0.048	51.67	25.8	15	8	3.8	21.4	正常磨损	A
B4	0.191	0.181	0.16	0.133	0.116	16.36	17.1	19	21.17	28	13.9	不规则磨 损	B
B5	0.182	0.157	0.15	0.131	0.1	35.4	25.17	24	20.83	19	15.2	不规则磨 损	B
B6	0.172	0.153	0.138	0.115	0.1	42	24.5	18.71	11.78	8.09	14.7	不规则磨 损	B
B7	0.168	0.161	0.164	0.17	0.169	27	25.83	31.8	33	27.17	14.3	3.3	C
B8	0.171	0.138	0.111	0.089	0.047	33.2	26.6	17.5	16.8	6.83	9.1	3.0	C

[0191] <评价结果>

[0192] 从表8和9可以看出,相比于对应于样品B7和B8的比较例,对应于样品B1至B6的实

施例可以被评价为表现出更高的耐磨性和耐破损性。具体而言,样品B1至B6的表面被覆切削工具具有这样的氯浓度分布:在下层的厚度方向上, α -Al₂O₃层的下层中的氯原子浓度沿着远离基材的方向减少,并且这些表面被覆切削工具被确定为具有高耐磨性,并且能够抑制诸如剥离和崩裂之类的覆膜破损,由此实现了延长的使用寿命。

[0193] 特别地,样品B1、B2和B3至少满足以下任一条件:下层中氯的最大原子浓度小于0.3%;上层中氯的最大原子浓度小于0.05%;满足关系式 $C_{ClMAX-1} \geq 2C_{ClMAX-2}$,其中 $C_{ClMAX-1}$ 表示下层中氯的最大原子浓度, $C_{ClMAX-2}$ 表示上层中氯的最大原子浓度,这些样品B1、B2和B3的耐磨性和耐破损性更高。

[0194] 另外,样品B1和B2具有 C_{ClS} 在 α -Al₂O₃层的厚度方向上沿着远离基材的方向而减小的分布,并且具有 $C_{Cl/S}$ 在 α -Al₂O₃层的厚度方向上沿着远离基材的方向而减小的分布。可以看出,这些样品B2和B3的耐磨性和耐破损性比样品B1更高。

[0195] 从表4、5、8和9可以清楚地看出,实施例中的表面被覆切削工具的耐磨性和耐破损性高。由此,每个实施例均被确定为优于比较例中的各样品,从而实现了延长的使用寿命。

[0196] 尽管上面已经描述了本发明的实施方案和实施例,但它们的意图在于,实施方案和实施例的上述特征可以进行适当地组合或以各种方式进行修改。

[0197] 应当理解,本文所公开的实施方案在所有方面都是以例举的方式给出的,而不是以限制性方式给出。其意图在于,本发明的范围由权利要求限定,而不是由上述实施方案所限定,并且包括在意义和范围上等同于权利要求的所有修改。

[0198] 参考符号列表

[0199] 1 α -Al₂O₃层;2TiCN层;3TiCNO层;4测定点;41第一测定点;42第二测定点;43第三测定点;44第四测定点;45第五测定点。

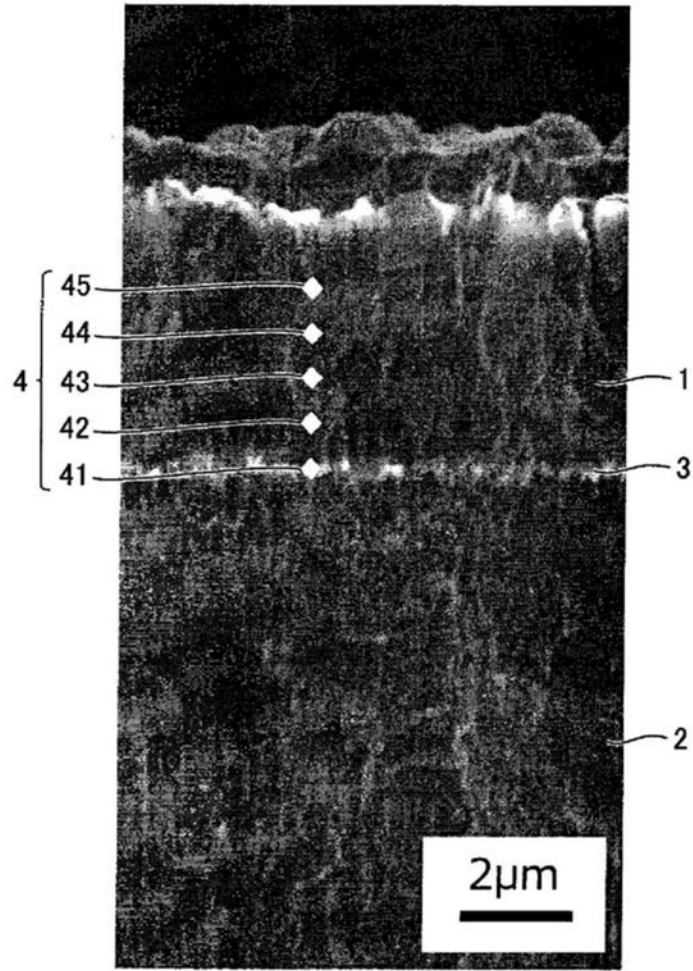


图1