(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106132602 B
(45)授权公告日 2018.02.13

(21)申请号 201580015577.2

(22)申请日 2015.03.26

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 106132602 A

(43)申请公布日 2016.11.16

(30)优先权数据
2014-063114 2014.03.26 JP
2015-057996 2015.03.20 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2016.09.22

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2015/059362 2015.03.26

(87)PCT国际申请的公布数据
WO2015/147160 JA 2015.10.01

(73)专利权人 三菱综合材料株式会社
地址 日本东京

(72)发明人 龙冈翔 佐藤贤一 山口健志

(74)专利代理机构 北京德琦知识产权代理有限公司 11018
代理人 齐葵 周艳玲

(51)Int.Cl.
B23B 27/14(2006.01)

(56)对比文件
CN 101970717 A,2011.02.09,
CN 101970716 A,2011.02.09,
CN 101952480 A,2011.01.19,
CN 102686772 A,2012.09.19,
JP 2008-100320 A,2008.05.01,
JP 2008-188734 A,2008.08.21,
JP 2004-225065 A,2004.08.12,
JP 8-151297 A,1996.06.11,

审查员 周红婵

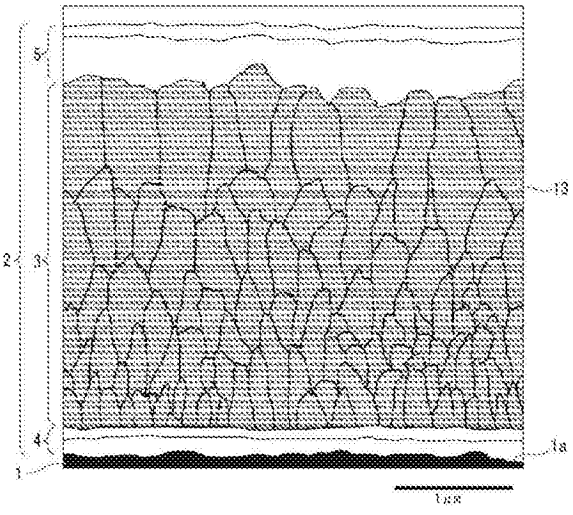
权利要求书2页 说明书33页 附图5页

(54)发明名称

表面包覆切削工具及其制造方法

(57)摘要

本发明的表面包覆切削具备工具基体和设置于所述工具基体表面上的硬质包覆层，所述硬质包覆层包含由组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示的复合氮化物层或复合碳氮化物层，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中Al的平均含有比例X_{avg}及C的平均含有比例Y_{avg}为$0.60 \leq X_{avg} \leq 0.95$，$0 \leq Y_{avg} \leq 0.005$，其中，$X_{avg}$、$Y_{avg}$均为原子比，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层包含具有立方晶结构的晶粒，在具有所述立方晶结构的晶粒内，Ti和Al的组成沿所述工具基体表面的法线方向周期性变化。



CN 106132602 B

1.一种表面包覆切削工具，在由碳化钨基硬质合金、碳氮化钛基金属陶瓷或立方晶氮化硼基超高压烧结体中的任意一种构成的工具基体的表面设置有硬质包覆层，所述表面包覆切削工具的特征在于，

(a)所述硬质包覆层至少包含通过化学蒸镀法而成膜的平均层厚为1～20μm的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层，在由组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的组成的情况下，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的Al在Ti和Al的总量中所占的平均含有比例X_{avg}及所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的C在C和N的总量中所占的平均含有比例Y_{avg}分别满足$0.60 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.95$，$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$，其中，$X_{avg}$、$Y_{avg}$均为原子比，

(b)所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层至少包含具有NaCl型面心立方结构的复合氮化物或复合碳氮化物的相，

(c)并且，关于所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层，使用电子背散射衍射装置，从所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的纵剖面方向对所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层内的具有NaCl型面心立方结构的各个晶粒的晶体方位进行分析的情况下，测定所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于所述工具基体表面的法线方向所成的倾斜角，将该倾斜角中的在0～45度范围内的倾斜角按0.25度的间距进行分区，通过合计存在于各分区内的度数而得到的倾斜角度数分布中，在0～10度范围内的倾斜角分区存在最高峰值，并且存在于所述0～10度范围内的度数的总计为所述倾斜角度数分布中的所有度数的35%以上，

(d)并且，沿所述工具基体表面的所述法线方向，在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中的具有所述NaCl型面心立方结构的晶粒内存在组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$中的Ti和Al的周期性组成变化，周期性变化的x的极大值的平均值与极小值的平均值之差Δx为0.03～0.25，

(e)另外，在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中的存在Ti和Al的周期性组成变化的具有NaCl型面心立方结构的晶粒中，该周期性组成变化的沿所述工具基体表面的所述法线方向的周期为3～100nm。

2.根据权利要求1所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中的存在Ti和Al的周期性组成变化的具有NaCl型面心立方结构的晶粒中，沿该晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位存在Ti和Al的周期性组成变化，沿该方位的周期为3～100nm，在与该方位正交的面内的Al在Ti和Al的总量中所占的含有比例平均X_0的变化量为0.01以下。

3.根据权利要求1或2所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

关于所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层，根据X射线衍射求出的具有NaCl型面心立方结构的晶粒的晶格常数a相对于立方晶TiN的晶格常数a_{TiN}和立方晶AlN的晶格常数a_{AlN}满足$0.05a_{TiN}+0.95a_{AlN} \leqslant a \leqslant 0.4a_{TiN}+0.6a_{AlN}$的关系。

4.根据权利要求1或2所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

从所述纵剖面方向观察所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的情况下具有柱状组织，所述柱状组织中，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层内的具有NaCl型面心立方结构的晶粒的平均粒子宽度W为0.1～2.0μm、且平均纵横尺寸比A为2～10。

5.根据权利要求1或2所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中，具有NaCl型面心立方结构的Ti和Al的复合氮化物或复合碳氮化物的面积比例为70面积％以上。

6.根据权利要求1或2所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

在所述工具基体与所述Ti和Al的所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层之间，存在由Ti的碳化物层、氮化物层、碳氮化物层、碳氧化物层及碳氮氧化物层中的一层或两层以上的Ti化合物层构成且具有0.1～20μm的总计平均层厚的下部层。

7.根据权利要求1或2所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的上部，存在至少包含具有1～25μm的平均层厚的氧化铝层的上部层。

8.根据权利要求1或2所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层通过至少含有三甲基铝作为反应气体成分的化学蒸镀法而成膜。

9.根据权利要求3所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

从所述纵剖面方向观察所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的情况下具有柱状组织，所述柱状组织中，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层内的具有NaCl型面心立方结构的晶粒的平均粒子宽度W为0.1～2.0μm、且平均纵横尺寸比A为2～10。

10.根据权利要求3所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中，具有NaCl型面心立方结构的Ti和Al的复合氮化物或复合碳氮化物的面积比例为70面积％以上。

11.根据权利要求4所述的表面包覆切削工具，其特征在于，

所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中，具有NaCl型面心立方结构的Ti和Al的复合氮化物或复合碳氮化物的面积比例为70面积％以上。

表面包覆切削工具及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种硬质包覆层发挥优异的耐崩刀性的表面包覆切削工具。详细而言，本发明涉及一种在伴随合金钢等产生高热且冲击性负荷作用于切削刃的高速断续切削加工中，通过硬质包覆层具备优异的耐崩刀性而在长期使用中发挥优异的切削性能的表面包覆切削工具(以下，称作包覆工具)。

[0002] 本申请主张基于2014年3月26日于日本申请的专利申请2014-63114号及2015年3月20日于日本申请的专利申请2015-57996号的优先权，并将其内容援用于此。

背景技术

[0003] 以往，已知有如下包覆工具：通常，在由碳化钨(以下，由WC表示)基硬质合金、碳氮化钛(以下，由TiCN表示)基金属陶瓷或立方晶氮化硼(以下，由cBN表示)基超高压烧结体构成的工具基体(以下，将这些统称为工具基体)的表面，通过物理蒸镀法包覆形成Ti-Al系复合氮化物层而作为硬质包覆层。已知这种包覆工具发挥优异的耐磨性。

[0004] 上述以往的包覆形成有Ti-Al系复合氮化物层的包覆工具虽然耐磨性比较优异，但是当在高速断续切削条件下使用时容易产生崩刀等异常磨损，因此关于改善硬质包覆层提出了各种方案。

[0005] 例如，在专利文献1中公开了在工具基体表面形成硬质包覆层的内容。该硬质包覆层由满足组成式$(Al_xTi_{1-x})N$(其中，以原子比计x为0.40～0.65)的Al和Ti的复合氮化物层构成。关于该复合氮化物层，在通过EBSD(Electron Back Scatter Diffraction，电子背散射衍射)对晶体方位进行分析的情况下，从表面研磨面的法线方向在0～15度的范围内具有晶体方位＜100＞的晶粒的面积比例为50％以上，并且在测定相邻的晶粒彼此所成角度的情况下，显示出小角度晶界($0<\theta\leq15^\circ$)的比例为50％以上的晶体排列。在专利文献1中公开了：通过将这种由Al和Ti的复合氮化物层构成的硬质包覆层蒸镀形成于工具基体表面，即使在高速断续切削条件下硬质包覆层也发挥优异的耐缺损性。

[0006] 在专利文献1的包覆工具中，通过物理蒸镀法而蒸镀形成硬质包覆层，因此难以将Al的含有比例x设为0.65以上，期待进一步提高切削性能。

[0007] 根据这种观点考虑，还提出了如下技术，即通过用化学蒸镀法来形成硬质包覆层，将Al的含有比例x提高至0.9左右。

[0008] 例如，在专利文献2中记载有如下内容：在$TiCl_4$、$AlCl_3$、NH_3的混合反应气体中，在650～900℃的温度范围内进行化学蒸镀，从而能够蒸镀形成Al的含有比例x的值为0.65～0.95的$(Ti_{1-x}Al_x)N$层。然而，在专利文献2中，其目的在于在该$(Ti_{1-x}Al_x)N$层上进一步包覆Al_2O_3层，从而提高隔热效果，因此关于将Al的含有比例x的值提高至0.65～0.95的$(Ti_{1-x}Al_x)N$层的形成对切削性能带来什么样的影响并不明确。

[0009] 并且，例如在专利文献3中提出如下方案：将TiCN层、Al_2O_3层作为内层，在其上通过化学蒸镀法包覆立方晶结构或包含六方晶结构的立方晶结构的$(Ti_{1-x}Al_x)N$层(其中，以原子比计x为0.65～0.90)作为外层，并且通过对该外层施加100～1100MPa的压缩应力来改善

包覆工具的耐热性和疲劳强度。

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献1:日本专利公开2009-56540号公报

[0012] 专利文献2:日本专利公表2011-516722号公报

[0013] 专利文献3:日本专利公表2011-513594号公报

[0014] 近年来,对切削加工中的节省劳力化及节能化的要求增加,随之,切削加工有进一步高速化、高效率化的趋势。而且,进一步对包覆工具要求提高耐崩刀性、耐缺损性、耐剥离性等耐异常损伤性,并且要求在长期使用中发挥优异的耐磨性。

[0015] 但是,所述专利文献1中记载的包覆工具中,由$(Ti_{1-x}Al_x)N$层构成的硬质包覆层通过物理蒸镀法蒸镀形成,难以提高硬质包覆层中的Al的含有比例x。因此,存在例如在供合金钢的高速断续切削的情况下不能说耐磨性、耐崩刀性充分的问题。

[0016] 关于通过所述专利文献2中记载的化学蒸镀法蒸镀形成的$(Ti_{1-x}Al_x)N$层,由于能够提高Al的含有比例x,并且能够形成立方晶结构,因此可获得具有规定的硬度且耐磨性优异的硬质包覆层。然而,存在韧性差的问题。

[0017] 所述专利文献3中记载的包覆工具具有规定的硬度且优异的耐磨性,但韧性差。因此,存在将该包覆工具提供到合金钢的高速断续切削加工等时,容易产生崩刀、缺损、剥离等异常损伤,不能说发挥令人满意的切削性能的问题。

发明内容

[0018] 于是,本发明要解决的技术课题即本发明的目的在于提供一种即使在供合金钢等的高速断续切削等时,也具备优异的韧性,且在长期使用中发挥优异的耐崩刀性、耐磨性的包覆工具。

[0019] 于是,本发明人等从所述观点出发,为了改善通过化学蒸镀来蒸镀形成至少包含Ti和Al的复合氮化物或复合碳氮化物(以下,有时由“(Ti,Al)(C,N)”或“$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$”表示)的硬质包覆层的包覆工具的耐崩刀性、耐磨性,经过重复进行深入的研究,结果得出如下见解。

[0020] 即,以往的至少包含一层$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层且具有规定的平均层厚的硬质包覆层,在$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层由在与工具基体表面垂直的方向上延伸的柱状晶粒构成的情况下,具有高耐磨性。相反,$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的各向异性越高,$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的韧性越降低。其结果,耐崩刀性、耐缺损性降低,且在长期使用中无法发挥充分的耐磨性,并且不能说工具寿命也令人满意。

[0021] 于是,本发明人等对构成硬质包覆层的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层进行深入研究的结果,在$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的具有立方晶晶体结构(立方晶结构)的晶粒内,通过使Ti和Al的组成周期性变化这一全新的构思,在具有立方晶晶体结构的晶粒内产生应变,成功地提高硬度和韧性这两者。其结果,得出可提高硬质包覆层的耐崩刀性、耐缺损性的全新的见解。

[0022] 具体而言,在硬质包覆层至少包含通过化学蒸镀法成膜的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层,且由组成式:$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示该层的组成的情况下,Al在Ti和Al的总量中所占的平均含有比例X_{avg}及C在C和N的总量中所占的平均含有比例Y_{avg}(其中,X_{avg}、Y_{avg}均为原子比)分别满足$0.60 \leq X_{avg} \leq 0.95$,$0 \leq Y_{avg} \leq 0.005$,在构成复合氮化物层或复合

碳氮化物层的晶粒中存在具有立方晶结构的晶粒，使用电子背散射衍射装置，从纵剖面方向对该晶粒的晶体方位进行分析的情况下，测定所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于工具基体表面的法线方向所成的倾斜角，在该倾斜角中，在将相对于法线方向在0～45度范围内的倾斜角按0.25度的间距进行分区，通过合计存在于各分区内的度数而得出的倾斜角度数分布中，显示出在0～10度范围内的倾斜角分区存在最高峰值，并且在所述0～10度范围内存在的度数的总计为所述倾斜角度数分布中的所有度数的35％以上的比例，并且，沿工具基体表面的法线方向，在复合氮化物层或复合碳氮化物层的具有所述立方晶结构的晶粒内，组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$中的Ti和Al的组成周期性变化，该周期的间隔为3～100nm，周期性变化的x的极大值的平均值与极小值的平均值之差为0.03～0.25，由此在具有立方晶结构的晶粒内产生应变，与以往的硬质包覆层相比，$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的硬度和韧性提高，其结果，发现耐崩刀性、耐缺损性提高，且经长时间发挥优异的耐磨性。

[0023] 而且，如上所述结构的复合氮化物层或复合碳氮化物层（$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层）能够通过例如在工具基体表面使反应气体组成周期性变化的以下化学蒸镀法而成膜。

[0024] 对所使用的化学蒸镀反应装置，由NH_3和H_2组成的气体组A和由$TiCl_4$、$Al(CH_3)_3$、$AlCl_3$、NH_3、N_2、H_2组成的气体组B分别从各自的供气管供给到反应装置内。将气体组A和气体组B例如以一定的周期（一定的时间间隔），以气体流过比该周期短的时间的方式供给到反应装置内。具体而言，通过以产生比气体供给时间短的时间的相位差的方式供给气体组A和气体组B，能够使工具基体表面附近的反应气体组成随时间变化为(A)气体组A、(B)气体组A和气体组B的混合气体及(C)气体组B。并且，在本发明中无需导入试图进行严格的气体置换的长时间的排气工序。从而，作为供气方法通过以下方式实现：例如使供气口旋转，或者使工具基体旋转，或者使工具基体往复移动，从而使工具基体表面中的反应气体组成随时间（周期性）变化为(A)以气体组A为主的混合气体，(B)气体组A和气体组B的混合气体，(C)以气体组B为主的混合气体。由此，能够形成上述复合氮化物层或复合碳氮化物层。

[0025] 在工具基体表面，使反应气体组成（相对于气体组A及气体组B的总和的容量％）例如在气体组A中为NH_3：2.0～3.0％、H_2：65～75％，在气体组B中为$AlCl_3$：0.6～0.9％、$TiCl_4$：0.2～0.3％、$Al(CH_3)_3$：0～0.5％、N_2：0.0～12.0％、H_2：剩余部分，且设为反应气氛压力：4.5～5.0kPa、反应气氛温度：700～900℃、供给周期1～5秒、每一周期的气体供给时间0.15～0.25秒、气体供给A（气体组A的供给）与气体供给B（气体组B的供给）的相位差0.10～0.20秒，并经规定时间进行热CVD法，从而成膜规定的目标层厚的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层。

[0026] 如上所述，以到达工具基体表面的时间上产生差异的方式供给气体组A和气体组B，从而在晶粒内形成Ti和Al的局部的组成差，为了使该组成差稳定化而发生原子的重新排列，并产生组成的周期性变化。其结果，发现具有优异的耐磨损性且韧性显著提高。该组成的周期性变化未必与膜厚除以总成膜时间内的气体供给次数（气体组A或气体组B的供给次数）的值一致。该事实表明通过基于原子的重新排列的自组织化而在其内部形成组成周期性变化的晶粒。通过这种工序而形成复合氮化物层或复合碳氮化物层的结果，发现尤其是硬质包覆层的耐缺损性、耐崩刀性提高，因此在断续的冲击性负荷作用于切削刃的合金钢等的高速断续切削加工中使用具备该硬质包覆层的工具的情况下，硬质包覆层在长时间使用中也能够发挥优异的切削性能。

[0027] 本发明是根据所述见解而完成的，其具有以下特征。

[0028] (1)一种表面包覆切削工具，在由碳化钨基硬质合金、碳氮化钛基金属陶瓷或立方晶氮化硼基超高压烧结体中的任意一种构成的工具基体的表面设置有硬质包覆层，所述表面包覆切削工具的特征在于，

[0029] (a)所述硬质包覆层至少包含通过化学蒸镀法而成膜的平均层厚为1～20μm的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层，在由组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的组成的情况下，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的Al在Ti和Al的总量中所占的平均含有比例X_{avg}及所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的C在C和N的总量中所占的平均含有比例Y_{avg}(其中，X_{avg}、Y_{avg}均为原子比)分别满足$0.60 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.95$、$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$，

[0030] (b)所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层至少包含具有NaCl型面心立方结构的复合氮化物或复合碳氮化物的相，

[0031] (c)并且，关于所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层，使用电子背散射衍射装置，从所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的纵剖面方向，对所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层内的具有NaCl型面心立方结构的各个晶粒的晶体方位进行分析的情况下，测定所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于所述工具基体表面的法线方向所成的倾斜角，将该倾斜角中的在0～45度范围内的倾斜角按0.25度的间距进行分区，通过合计存在于各分区内的度数而得到的倾斜角度数分布中，在0～10度范围内的倾斜角分区存在最高峰值，并且存在于所述0～10度范围内的度数的总计为所述倾斜角度数分布中的所有度数的35％以上，

[0032] (d)并且，沿所述工具基体表面的所述法线方向，在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中的具有所述NaCl型面心立方结构的晶粒内，存在组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$中的Ti和Al的周期性组成变化，周期性变化的x的极大值的平均值与极小值的平均值之差Δx为0.03～0.25，

[0033] (e)另外，在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中的存在Ti和Al的周期性组成变化的具有NaCl型面心立方结构的晶粒中，该组成变化的沿所述工具基体表面的所述法线方向的周期为3～100nm。

[0034] (2)根据(1)所述的表面包覆切削工具，其特征在于，在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中的存在Ti和Al的周期性组成变化的具有NaCl型面心立方结构的晶粒中，沿该晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位存在Ti和Al的周期性组成变化，沿该方位的周期为3～100nm，在与该方位正交的面内的Al在Ti和Al的总量中所占的含有比例平均X_0的变化量为0.01以下。

[0035] (3)根据(1)或(2)所述的表面包覆切削工具，其特征在于，关于所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层，根据X射线衍射求出的具有NaCl型面心立方结构的晶粒的晶格常数a相对于立方晶TiN的晶格常数a_{TiN}和立方晶AlN的晶格常数a_{AlN}满足$0.05a_{TiN}+0.95a_{AlN} \leqslant a \leqslant 0.4a_{TiN}+0.6a_{AlN}$的关系。

[0036] (4)根据(1)～(3)中任一个所述的表面包覆切削工具，其特征在于，从所述纵剖面方向观察所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的情况下具有柱状组织，所述柱状组织中，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层内的具有NaCl型面心立方结构的晶粒的平均粒子宽度W为0.1～2.0μm、且平均纵横尺寸比A为2～10。

[0037] (5)根据(1)～(4)中任一个所述的表面包覆切削工具，其特征在于，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层中，具有NaCl型面心立方结构的Ti和Al的复合氮化物或复合碳氮化物的面积比例为70面积％以上。

[0038] (6)根据(1)～(5)中任一个所述的表面包覆切削工具，其特征在于，在所述工具基体与所述Ti和Al的所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层之间，存在由Ti的碳化物层、氮化物层、碳氮化物层、碳氧化物层及碳氮氧化物层中的一层或两层以上的Ti化合物层构成且具有0.1～20μm的总计平均层厚的下部层。

[0039] (7)根据(1)～(6)中任一个所述的表面包覆切削工具，其特征在于，在所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层的上部，存在至少包含具有1～25μm的平均层厚的氧化铝层的上部层。

[0040] (8)根据(1)～(7)中任一个所述的表面包覆切削工具，其特征在于，所述复合氮化物层或所述复合碳氮化物层通过至少含有三甲基铝作为反应气体成分的化学蒸镀法而成膜。

[0041] (9)一种表面包覆切削工具的制造方法，其以比第一工序的供给时间及第二工序的供给时间长的规定的周期来重复进行如下工序，由此在由碳化钨基硬质合金、碳氮化钛基金属陶瓷或立方晶氮化硼基超高压烧结体中的任意一种构成的工具基体的表面上化学蒸镀硬质包覆层，第一工序：将由NH_3及H_2组成的第一气体组供给规定的供给时间；及第二工序：比所述第一工序延迟一段时间而开始，且将由$TiCl_4$、$Al(CH_3)_3$、$AlCl_3$、NH_3、N_2及H_2组成的第二气体组供给规定的供给时间，所述一段时间为比所述第一工序的供给时间短的时间。

[0042] 本发明为在工具基体的表面设置有硬质包覆层的表面包覆切削工具，硬质包覆层至少包含通过化学蒸镀法而成膜的平均层厚为1～20μm的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层，在由组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示复合氮化物层或复合碳氮化物层的情况下，Al在Al和Ti的总量中所占的平均含有比例X_{avg}及C在C和N的总量中所占的平均含有比例Y_{avg}(其中，X_{avg}、Y_{avg}均为原子比)分别满足$0.60 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.95$、$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$。而且，构成复合氮化物层或复合碳氮化物层的晶粒中存在具有立方晶结构(NaCl型面心立方结构)的晶粒，使用电子背散射衍射装置，从纵剖面方向对该晶粒的晶体方位进行分析的情况下，测定所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于工具基体表面的法线方向所成的倾斜角，将该倾斜角中的相对于法线方向在0～45度范围内的倾斜角按0.25度的间距进行分区，通过合计存在于各分区内的度数而得到的倾斜角度数分布中，在0～10度范围内的倾斜角分区存在最高峰值，并且存在于所述0～10度范围内的度数的总计为所述倾斜角度数分布中的所有度数的35％以上。并且，沿工具基体表面的法线方向，在复合氮化物层或复合碳氮化物层中的具有所述立方晶结构的晶粒内，存在组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$中的Ti和Al的周期性组成变化，周期性变化的x的极大值的平均值与极小值的平均值之差为0.03～0.25，另外，组成变化的周期为3～100nm。本发明的表面包覆切削工具在这种本发明中具有特有的结构，因此复合氮化物层或复合碳氮化物层中的具有立方晶结构的晶粒内产生应变，从而晶粒的硬度提高，保持高耐磨损性且韧性提高。其结果，发挥包含这种复合氮化物层或复合碳氮化物层的硬质包覆层的耐崩刀性提高的效果，与以往的硬质包覆层相比，长时间使用时发挥优异的切削性能，因此通过用这种硬质包覆层来包覆工具基体而能够实现包覆工具的长寿命化。

附图说明

[0043] 图1A是表示所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于工具基体表面的法线(剖面研磨面中的与工具基体表面垂直的方向)所成倾斜角为0度的情况的示意图。

[0044] 图1B是表示所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于工具基体表面的法线(剖面研磨面中的与工具基体表面垂直的方向)所成倾斜角为45度的情况的示意图。

[0045] 图2是示意地表示构成本发明的硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的剖面的膜结构示意图。

[0046] 图3是示意地表示在构成本发明的硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的剖面中,关于Ti和Al的组成周期性变化的具有立方晶结构的晶粒,Ti和Al的周期性组成变化沿具有立方晶结构的晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位存在,且与该方位正交的面内的Ti和Al的组成变化较小的示意图。

[0047] 图4表示在构成本发明的硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的剖面中,关于Ti和Al的组成周期性变化的具有立方晶结构的晶粒,使用透射型电子显微镜并通过能量分散型X射线光谱法(EDS)进行射线分析的结果而得到的、Ti和Al的周期性组成变化(浓度变化)x的曲线图的一例。

[0048] 图5是表示在构成本发明的硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的剖面中,关于具有立方晶结构的晶粒而求出的倾斜角度数分布(Pole Plot Graph)的一例的曲线图。

[0049] 图6是表示在构成作为比较例的一实施方式的硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的剖面中,关于具有立方晶结构的晶粒而求出的倾斜角度数分布的一例的曲线图。

具体实施方式

[0050] 对本发明的实施方式进行如下详细说明。本实施方式所涉及的包覆工具具备由碳化钨基硬质合金、碳氮化钛基金属陶瓷或立方晶氮化硼基超高压烧结体中的任意一种构成的工具基体和形成于其表面的硬质包覆层。硬质包覆层具备以下结构。

[0051] 构成硬质包覆层的复合氮化物层或复合碳氮化物层的平均层厚:

[0052] 图2中表示构成本实施方式的硬质包覆层2的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3的剖面示意图。

[0053] 本实施方式的硬质包覆层2至少包含被化学蒸镀的由组成式:$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3。图2的例子中,硬质包覆层除了具备复合氮化物层或复合碳氮化物层3以外,还具备形成于工具基体1的表面1a与复合氮化物层或复合碳氮化物层3之间的下部层4、及形成于复合氮化物层或复合碳氮化物层3上的上部层5。

[0054] 复合氮化物层或复合碳氮化物层3硬度高且具有优异的耐磨损性,尤其,当平均层厚为1～20μm时显著发挥其效果。若平均层厚小于1μm,则因层厚较薄而无法充分确保长期使用时的耐磨损性。另一方面,若其平均层厚超过20μm,则Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3的晶粒变得容易粗大化,且容易产生崩刀。从而,其平均层厚被确定为1～20μm。平均层厚优选为2～10μm,更优选为3～5μm,但并不限定于此。

[0055] 构成硬质包覆层的复合氮化物层或复合碳氮化物层的组成：

[0056] 在构成本实施方式的硬质包覆层2的复合氮化物层或复合碳氮化物层3中，Al在Ti和Al的总量中所占的平均含有比例X_{avg}及C在C和N的总量中所占的平均含有比例Y_{avg}(其中，X_{avg}、Y_{avg}均为原子比)分别被控制成满足$0.60 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.95$、$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$。

[0057] 若Al的平均含有比例X_{avg}小于0.60，则Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3的耐氧化性差，因此随着皮膜的氧化而韧性降低。由此，随着皮膜的崩刀而进行磨损，因此在供合金钢等高速断续切削的情况下耐磨损性并不充分。另一方面，若Al的平均含有比例X_{avg}超过0.95，则硬度差的六方晶(具有纤锌矿型六方晶结构的晶粒)析出量增大且硬度降低，因此耐磨损性降低。从而，Al的平均含有比例X_{avg}被确定为$0.60 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.95$。Al的平均含有比例$X_{avg}$优选为$0.75 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.90$，更优选为$0.80 \leqslant X_{avg} \leqslant 0.85$，但并不限定于此。

[0058] 并且，当复合氮化物层或复合碳氮化物层3中所包含的C成分的平均含有比例Y_{avg}为$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$的范围的微量时，复合氮化物层或复合碳氮化物层3与工具基体1或下部层4之间的粘附性提高，且复合氮化物层或复合碳氮化物层3的润滑性提高。由此，能够缓和切削时的冲击，其结果，复合氮化物层或复合碳氮化物层3的耐缺损性及耐崩刀性提高。另一方面，若C成分的平均含有比例Y_{avg}超出$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$的范围，则复合氮化物层或复合碳氮化物层3的韧性降低。由此，耐缺损性及耐崩刀性反而降低，因此不优选。从而，C的平均含有比例Y_{avg}被确定为$0 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.005$。C的平均含有比例$Y_{avg}$优选为$0.001 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.004$，更优选为$0.002 \leqslant Y_{avg} \leqslant 0.003$，但并不限定于此。其中，C的含有比例中排除了即使不特意作为气体原料来使用包含C的气体也包含在复合氮化物层或复合碳氮化物层3中的不可避免的C的含有比例。具体而言，将$Al(CH_3)_3$的供给量设为0时的复合氮化物层或复合碳氮化物层3中所包含的C成分的含有比例(原子比)作为不可避免的C的含有比例而求出，将从特意供给了$Al(CH_3)_3$的情况下得到的复合氮化物层或复合碳氮化物层3中所包含的C成分的含有比例(原子比)中减去所述不可避免的C的含有比例后的值作为Y_{avg}。

[0059] 构成复合氮化物层或复合碳氮化物层的立方晶粒：

[0060] 复合氮化物层或复合碳氮化物层3包含具有NaCl型面心立方结构(以下，也简称为“立方晶结构”)的多个晶粒13(以下，也简称为“立方晶粒”)。关于该立方晶粒13，将与工具基体表面1a平行的方向的粒子宽度设为w，并且将与工具基体表面1a垂直的方向的粒子长度设为l，将所述w与l之比l/w设为各个晶粒的纵横尺寸比a，另外，在将关于各个晶粒求出的纵横尺寸比a的平均值设为平均纵横尺寸比A，将关于各个晶粒求出的粒子宽度w的平均值设为平均粒子宽度W的情况下，优选控制为平均粒子宽度W满足0.1～2.0μm，平均纵横尺寸比A满足2～10。

[0061] 当满足该条件时，构成复合氮化物层或复合碳氮化物层3的立方晶粒13成为柱状组织，其显示出优异的耐磨性。另一方面，若成为平均纵横尺寸比A超过10的柱状晶体，则龟裂容易顺着作为本实施方式的特征的沿立方晶相内(立方晶粒13内)的组成的周期性分布的面(沿Al含量相对多的区域与相对少的区域的边界的面)和多个晶界的方式传播，因此不优选。平均纵横尺寸比A优选为4～6，更优选为3～8，但并不限定于此。并且，若平均粒子宽度W小于0.1μm，则耐磨性降低，若超过2.0μm，则韧性降低。从而，构成复合氮化物层或复合碳氮化物层3的立方晶粒13的平均粒子宽度W优选设为0.1～2.0μm。平均粒子宽度W优选为0.2～1.5μm，更优选为0.3～1.0μm，但并不限定于此。另外，粒子宽度w为与工具基体表面1a

平行的方向上的各个晶粒的最大宽度，粒子长度l为与工具基体表面1a垂直的方向上的各个晶粒的最大长度。

[0062] 关于Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层（$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层）内的具有立方晶结构的各个晶粒的晶面即{100}面的倾斜角度数分布：

[0063] 关于本实施方式的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层3，对使用电子背散射衍射装置从所述层的纵剖面方向对具有立方晶结构的各个晶粒13的晶体方位进行的分析进行说明。在此，使用了电子背散射衍射装置的分析是对与$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层3的层厚方向（与工具基体表面1a垂直的方向）平行的剖面进行的。并且，纵剖面方向是指与该剖面垂直的方向，后述剖面研磨面是指对该剖面进行了研磨的面。

[0064] 首先，使用电子背散射衍射装置，对所述晶粒13的晶面即{100}面的法线L2相对于工具基体表面1a的法线L1（剖面研磨面上的与工具基体表面1a垂直的方向）所成倾斜角（参考图1A、图1B）进行测定。将该倾斜角中的相对于法线方向L1在0～45度的范围内（从图1A的0度至图1B的45度为止的范围内）的倾斜角按0.25度的间隔进行分区，并合计存在于各分区内的度数。用将横轴设为倾斜角分区且将纵轴设为合计度数的倾斜角度数分布曲线图（图5、图6）来表示其结果。根据本实施方式的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层3，在0～10度范围内的倾斜角分区存在最高峰值，并且在所述0～10度范围内存在的度数的总计为倾斜角度数分布中的所有度数的35％以上（图5）。在表示这种倾斜角度数分布方式的情况下，具备所述Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3的硬质包覆层2在维持立方晶结构的状态下具有高硬度。另外，通过如上所述的倾斜角度数分布方式，硬质包覆层2与工具基体1的粘附性显著提高。

[0065] 从而，具备这种硬质包覆层2的包覆工具，例如即使在不锈钢的高速断续切削等中使用的情况下，也能够抑制崩刀、缺损、剥离等的产生，而且，发挥优异的耐磨损性。另外，在倾斜角度分布曲线图中，存在于所述0～10度范围内的度数的总计优选为倾斜角度数分布中的所有度数的40％以上，更优选为45％以上，但并不限定于此。并且，该比例的上限值优选为85％，更优选为80％，但并不限定于此。

[0066] 图5中将用上述方法对作为本发明的一实施方式的具有立方晶结构的晶粒进行测定并求出的倾斜角度数分布的一例作为曲线图示出。

[0067] 存在于具有立方晶结构的晶粒内的Ti和Al的组成变化：

[0068] 由组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$表示具有立方晶结构的晶粒13的情况下，在本实施方式的立方晶粒13中，如图3所示，在晶粒内存在Ti和Al的周期性组成变化（组成周期性变化）时，在立方晶粒13内产生应变且硬度提高。更详细而言，在立方晶粒13内，Al的含量x相对多的区域13a和Al的含量x相对少的区域13b形成为与工具基体表面1a的法线方向L1交替配置。然而，若Ti和Al的组成变化大小的指标即所述组成式中的x（原子比）的极大值x_{max}的平均值与极小值x_{min}的平均值之差Δx小于0.03，则所述晶粒13的应变变小，无法期待硬度充分提高。另一方面，若x的极大值x_{max}的平均值与极小值x_{min}的平均值之差超过0.25，则晶粒的应变变得过大，晶格缺陷变大，且硬度降低。于是，在具有立方晶结构的晶粒内存在的Ti和Al的组成变化中，将周期性变化的x的极大值的平均值与极小值的平均值之差Δx设为0.03～0.25。Δx优选为0.05～0.20，更优选为0.06～0.15，但并不限定于此。

[0069] 另外，图4中示出表示Ti和Al的组成的周期性变化的曲线图的一例，该Ti和Al的组成的周期性变化如下求出，即，使用透射型电子显微镜，沿工具基体表面1a的法线方向L1，

对存在于晶粒13内的Ti和Al的组成变化的形式，通过进行基于能量分散型X射线光谱法(EDS)的射线分析而求出。横轴表示法线L1上的测定位置(自测定开始位置的距离)，纵轴为各位置上的Al在Ti和Al的总量中所占的含有比例x(原子比)。

[0070] 在此，在内部Ti和Al的组成周期性变化的晶粒的比例，在构成复合氮化物层或复合碳氮化物层3的立方晶粒13中，以所述剖面研磨面上的面积比例计优选被包含60％以上，更优选80％以上。

[0071] 并且，优选Ti和Al的组成的周期性变化沿基体表面1a的法线方向L1具有3～100nm的周期。若该周期小于3nm，则韧性降低。另一方面，若超过100nm，则无法期待硬度提高的效果。该周期优选为5～80nm，更优选为10～50nm，但并不限定于此。

[0072] 并且，若Ti和Al的周期性组成变化沿立方晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位存在，则尤其耐崩刀性提高，因此优选。另外，更优选在立方晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中，沿着与工具基体表面1a的法线方向L1所成角度最小的晶体方位(图3的L3)存在Ti和Al的周期性的组成变化。然而，若其周期小于3nm，则韧性降低。另一方面，若超过100nm，则无法期待硬度提高的效果。从而沿立方晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位存在的周期优选为3～100nm。该周期优选为5～80nm，更优选为10～50nm，但并不限定于此。

[0073] 另外，在Ti和Al的周期性的组成变化沿立方晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位存在的情况下，在与该组成变化所沿的＜001＞方位L3正交的面内，Al在Ti和Al的总量中所占的含有比例平均X_0(原子比)的变化量优选为0.01以下。更详细而言，如图3所示，沿着与Ti和Al的周期性组成变化所沿的＜001＞方位L3正交的方向L4进行基于能量分散型X射线光谱法(EDS)的射线分析，所得到的上述含有比例平均X_0的最大值与最小值之差优选为0.01以下。该情况下，可得到抑制由沿方向L4的组成差引起的应变的效果。X_0的变化优选为0.005以下，更优选在检测器的分辨率的范围内无差异，但并不限定于此。

[0074] 复合氮化物层或复合碳氮化物层内的立方晶粒的晶格常数a：

[0075] 关于所述复合氮化物层或复合碳氮化物层3，当使用X射线衍射装置，将Cu-Kα射线作为射线源而实施X射线衍射试验，求出立方晶粒的晶格常数a时，优选所述立方晶粒的晶格常数a相对于立方晶TiN(JCPDS00-038-1420)的晶格常数a_{TiN}：4.24173Å和立方晶AlN(JCPDS00-046-1200)的晶格常数a_{AlN}：4.045Å满足$0.05a_{TiN}+0.95a_{AlN} \leq a \leq 0.4a_{TiN}+0.6a_{AlN}$的关系。具备这种复合氮化物层或复合碳氮化物层3的硬质包覆层2显示出更高的硬度，且显示出高导热性，因此具备优异的耐磨性及优异的耐热冲击性。

[0076] 由复合氮化物层或复合碳氮化物层内的具有立方晶结构的各个晶粒构成的柱状组织的面积比例：

[0077] 复合氮化物层或复合碳氮化物层3中的立方晶粒13的面积比例优选为70面积％以上。更详细而言，在图2所示的剖面研磨面中，优选立方晶粒13的面积比例为70％以上。由此，能够得到高硬度的立方晶粒的面积比例比六方晶粒相对变高且硬度提高的效果。该面积比例更优选为75％以上，但并不限定于此。

[0078] 下部层及上部层：

[0079] 并且，本实施方式的复合氮化物层或复合碳氮化物层3其本身就可以发挥充分的效果，但也可以设置由Ti的碳化物层、氮化物层、碳氮化物层、碳氧化物层及碳氮氧化物层

中的一层或两层以上的Ti化合物层构成，且具有0.1～20μm的总计平均层厚的下部层4，和/或设置包含具有1～25μm的平均层厚的氧化铝层的上部层5。该情况下，与这些层所发挥的效果相结合，能够发挥进一步优异的特性。

[0080] 在设置由Ti的碳化物层、氮化物层、碳氮化物层、碳氧化物层及碳氮氧化物层中的一层或两层以上的Ti化合物层构成的下部层4的情况下，通过将总计平均层厚设为0.1～20μm而能够得到发挥高耐磨损性的效果。若下部层4的总计平均层厚小于0.1μm，则无法充分地发挥下部层4的效果，另一方面，若超过20μm，则晶粒容易粗大化，且容易产生崩刀。另外，下部层4的总计平均层厚优选为0.2～10μm，更优选为0.3～5μm，但并不限定于此。

[0081] 并且，在设置包含氧化铝层的上部层5的情况下，通过将氧化铝层的层厚设为1～25μm而能够得到耐氧化性提高的效果。若上部层5的氧化铝层的平均层厚小于1μm，则无法充分发挥上部层5的效果，另一方面，若超过25μm，则晶粒容易粗大化，且容易产生崩刀。另外，上部层5的氧化铝层的平均层厚优选为2～15μm，更优选为3～10μm，但并不限定于此。

[0082] 本实施方式的包含Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3的硬质包覆层2能够通过至少含有三甲基铝作为反应气体成分的化学蒸镀法而成膜。

[0083] 更详细而言，以规定的周期重复进行如下工序，由此能够将在晶粒内由Ti和Al的组成周期性变化的立方晶粒构成的复合氮化物层或复合碳氮化物层3进行化学蒸镀，第一工序：将由NH_3及H_2组成的气体组A(第一气体组)供给规定的供给时间；及第二工序：比所述第一工序延迟一段时间而开始，且将由$TiCl_4$、$Al(CH_3)_3$、$AlCl_3$、NH_3、N_2及H_2组成的气体组B(第二气体组)供给规定的供给时间，所述一段时间为比所述第一工序的供给时间短的时间。

[0084] 此时，将反应气体组成(相对于气体组A和气体组B的总量的容量%)设为NH_3：2.0～3.0%、H_2：65～75%、$AlCl_3$：0.6～0.9%、$TiCl_4$：0.2～0.3%、$Al(CH_3)_3$：0～0.5%、N_2：0.0～12.0%、H_2：剩余部分，且将反应气氛温度设为700～900℃，从而能够形成较多的工具基体表面的法线方向L1与{001}面的法线L2所成角度在0～10度范围的晶粒(能够提高对{001}的取向度)。并且，优选设为反应气氛压力4.5～5.0kPa、供给周期(重复第一工序和第二工序的周期)1～5秒、每一周期的气体供给时间(第一工序及第二工序中的气体供给时间)0.15～0.25秒、气体组A的供给与气体组B的供给之间的相位差(第一工序与第二工序的开始时间之差)0.10～0.20秒。图2中作为本实施方式的硬质包覆层2示出由Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层3、下部层4、上部层5构成的硬质包覆层2的剖面的示意图。

[0085] 实施例

[0086] 接着，通过实施例对本实施方式的包覆工具进行更具体的说明。

[0087] 实施例1

[0088] 作为原料粉末准备均具有1～3μm的平均粒径的WC粉末、TiC粉末、TaC粉末、NbC粉末、Cr_3C_2粉末及Co粉末，将这些原料粉末配合成表1所示的配合组成，进而添加石蜡后在丙酮中用球磨机混合24小时，并进行了减压干燥。之后，以98MPa的压力冲压成型为规定形状的压坯，对该压坯在5Pa的真空中以1370～1470℃范围内的规定温度保持一小时的条件下进行了真空烧结。烧结之后，分别制造出具有ISO标准SEEN1203AFSN的刀片形状的WC基硬质合金制的工具基体A～C。

[0089] 并且，作为原料粉末准备均具有0.5～2μm的平均粒径的TiCN(以质量比计TiC/TiN

＝50/50)粉末、Mo_2C粉末、ZrC粉末、NbC粉末、WC粉末、Co粉末及Ni粉末，将这些原料粉末配合成表2所示的配合组成，并用球磨机进行24小时的湿式混合，并进行了干燥。之后，以98MPa的压力冲压成型为压坯，对该压坯在1.3kPa的氮气氛中以温度：1500℃保持一小时的条件下进行了烧结。在烧结之后，制作出具有ISO标准SEEN1203AFSN的刀片形状的TiCN基金属陶瓷制的工具基体D。

[0090] 接着，对这些工具基体A～D的表面，使用化学蒸镀装置，在表4所示的形成条件A～J下成膜$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层，从而制造出本发明包覆工具1～15。即，将由$NH_3$和$H_2$组成的气体组A的组成、由$TiCl_4$、$Al(CH_3)_3$、$AlCl_3$、$NH_3$、$N_2$、$H_2$组成的气体组B的组成及气体组A和气体组B的供给方法设为表4所示的条件。将反应气体组成(相对于气体组A及气体组B的总和的容量％)设为在气体组A中NH_3：2.0～3.0％、H_2：65～75％，在气体组B中$AlCl_3$：0.6～0.9％、$TiCl_4$：0.2～0.3％、$Al(CH_3)_3$：0～0.5％、N_2：0.0～12.0％、H_2：剩余部分。并且，设为反应气氛压力：4.5～5.0kPa、反应气氛温度：700～900℃、供给周期：1～5秒、每一周期的气体供给时间：0.15～0.25秒、气体供给A与气体供给B的相位差0.10～0.20秒，并以规定时间进行了热CVD法。由此，成膜表6所示的平均粒子宽度W及平均纵横长度比A的粒状组织的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层，得到了本发明包覆工具1～15。

[0091] 另外，关于本发明包覆工具6～13，除了形成$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层以外，在表3所示的形成条件下，还形成了表5所示的下部层和/或表6所示的上部层。

[0092] 使用扫描电子显微镜(倍率5000倍及20000倍)，对所述本发明包覆工具1～15的硬质包覆层的与工具基体表面垂直的剖面经多个视场进行了观察。其结果，确认到在构成硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层中具有立方晶结构的晶粒的面积比例为70面积％以上。另外，关于对具有立方晶结构的晶粒的面积比例进行测定的方法，将进行后述。

[0093] 并且，使用透射型电子显微镜(倍率200000倍)并通过能量分散型X射线光谱法(EDS)对上述剖面进行表面分析，从而确认到在立方晶粒内存在Ti和Al的周期性组成变化。进而，沿工具基体表面的法线方向，对上述组成变化周期的五个周期实施了射线分析的结果，确认到Ti和Al的周期性组成变化的极大值的平均值和极小值的平均值之差、即Al相对于Ti和Al的总量的含有比例x的极大值的平均值与极小值的平均值之差为0.03～0.25。另外，关于通过EDS进行的表面分析及射线分析的详细方法，将进行后述。

[0094] 并且，以比较为目的，对工具基体A～D的表面，在表3所示的形成条件及表4所示的比较成膜工序的条件下，直至表7所示的目标层厚(μm)为止，通过与本发明包覆工具1～15相同的方式蒸镀形成至少包含Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的硬质包覆层，制造出比较包覆工具1～13。在比较包覆工具1～13的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的成膜工序中，如表4所示，以工具基体表面中的反应气体组成不会随时间变化的方式形成硬质包覆层，从而制造出比较包覆工具1～13。

[0095] 另外，与本发明包覆工具6～13同样，关于比较包覆工具6～13，在表3所示的形成条件下形成了表5所示的下部层和/或表7所示的上部层。

[0096] 为了参考，对工具基体B及工具基体C的表面，使用以往的物理蒸镀装置，通过电弧离子镀以目标层厚蒸镀形成参考例的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层，从而制造出表7所示的参考包覆工具14、15。

[0097] 另外，在参考例的蒸镀中使用的电弧离子镀的条件如下。

[0098] (a)将所述工具基体B及C在丙酮中进行超声波清洗，并在经过干燥的状态下，在从电弧离子镀装置内的旋转台上的中心轴向径向分开规定距离的位置，沿旋转台的外周部进行了装配。并且，作为阴极电极(蒸发源)，将规定组成的Al-Ti合金配置于旋转台的外侧。

[0099] (b)首先，将装置内部进行排气以保持10^{-2}Pa以下的真空，并且用加热器将装置内部加热到500℃。之后，对于在所述旋转台上边自转边旋转的工具基体施加-1000V的直流偏压，且使200A的电流在由Al-Ti合金构成的阴极电极与阳极电极之间流过，从而产生电弧放电，在装置内部产生了Al及Ti离子。由此，对工具基体表面进行了轰击处理。

[0100] (c)接着，将氮气作为反应气体导入装置内部而设为4Pa的反应气氛，并且对于在所述旋转台上边自转边旋转的工具基体施加-50V的直流偏压，且使120A的电流在由所述Al-Ti合金构成的阴极电极(蒸发源)与阳极电极之间流过，从而产生了电弧放电。由此，在所述工具基体的表面蒸镀形成表7所示的目标组成和目标层厚的(Ti,Al)N层，制造出参考包覆工具14、15。另外，在表7中，参考包覆工具14、15的TiAlCN成膜工序形成符号栏的“AIP”表示基于电弧离子镀的成膜。

[0101] 使用扫描电子显微镜(倍率5000倍)，对本发明包覆工具1～15、比较包覆工具1～13及参考包覆工具14、15的各结构层的与工具基体垂直方向的剖面进行多视场观察，关于Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层，测定观察视场内的五点的层厚并将所得到的层厚进行平均而求出平均层厚。其结果，均显示出与表6及表7所示的目标层厚实质上相同的平均层厚。并且，也以相同的顺序求出下部层和上部层的平均层厚。其结果，均显示出与表5～7所示的目标平均层厚实质上相同的平均层厚。

[0102] 将复合氮化物层或复合碳氮化物层的Al的平均含有比例X_{avg}，使用电子探针显微分析仪(EPMA，Electron-Probe-Micro-Analyser)进行了测定。在研磨了表面(与工具基体垂直的方向的剖面)的试料中，根据从试料表面一侧照射电子射线而产生的特性X射线的分析结果，求出Al相对于Ti和Al的总量的含有比例。根据十点的Al的平均含有比例，求出Al的平均含有比例X_{avg}。其结果在表6及表7中示出。

[0103] 通过二次离子质谱分析(SIMS，Secondary-Ion-Mass-Spectroscopy)测定出C的平均含有比例Y_{avg}。从上述试料表面一侧，在70μm×70μm的范围内照射离子束，对通过溅射作用而释放出的成分测定了深度方向(与试料表面垂直的方向)的浓度。其结果在表6及表7中示出。

[0104] 表6及表7中的C的平均含有比例Y_{avg}表示关于Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的深度方向的平均值。另外，直至检测出基体成分且未检测出皮膜成分的深度为止进行该浓度测定，对于将皮膜膜厚进行四等分的每一个深度，将皮膜膜厚的1/4深度、2/4(1/2)深度、3/4深度的浓度的平均值作为深度方向的平均值。其中，表6及表7的C的平均含有比例Y_{avg}为排除了即使不特意作为气体原料使用包含C的气体也包含在该复合氮化物层或复合碳氮化物层中的不可避免的C的含有比例的值。具体而言，将$Al(CH_3)_3$的供给量设为0时的复合氮化物层或复合碳氮化物层中所包含的C成分的含有比例(原子比)作为不可避免的C的含有比例而求出，将从特意供给了$Al(CH_3)_3$的情况(本发明包覆工具1～15、比较包覆工具1～13)下得到的复合氮化物层或复合碳氮化物层中所包含的C成分的含有比例(原子比)中减去所述不可避免的C的含有比例的值作为C的平均含有比例Y_{avg}而求出。

[0105] 并且，关于本发明包覆工具1～15及比较包覆工具1～13、参考包覆工具14、15，使用扫描电子显微镜(倍率5000倍及20000倍)，对与工具基体垂直的剖面进行观察，求出复合氮化物层或复合碳氮化物层中的立方晶粒的平均宽度W及平均纵横尺寸比A。具体而言，关于在与工具基体表面成水平的方向上的长度为10μm的范围(区域)内存在的、复合氮化物层或复合碳氮化物层($(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层)中的具有立方晶结构的各个晶粒，测定出与基体表面平行的方向的粒子宽度w、与基体表面垂直的方向的粒子长度l。并算出各个晶粒的纵横尺寸比a(=l/w)，并且算出关于各个晶粒求出的纵横尺寸比a的平均值作为平均纵横尺寸比A，并且算出关于各个晶粒求出的粒子宽度w的平均值作为平均粒子宽度W。另外，粒子宽度w设为与工具基体表面平行的方向上的各个晶粒的最大宽度，粒子长度l设为与工具基体表面1a垂直的方向上的各个晶粒的最大长度。将其结果示于表6及表7中。

[0106] 并且，如下求出硬质包覆层的复合氮化物层或复合碳氮化物层中的倾斜角度数分布。首先，将包含立方晶结构的Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的硬质包覆层的与工具基体表面垂直的剖面设为研磨面的状态下，设置于场发射扫描电子显微镜的镜筒内。接着，在所述研磨面(剖面研磨面)上，以70度的入射角度，将15kV的加速电压的电子射线以1nA的照射电流、且以0.01μm/step的间隔照射于在所述剖面研磨面的测定范围内存在的具有立方晶晶格的各个晶粒。测定范围设为在与工具基体表面成水平的方向上长度为100μm、在与工具基体表面垂直的方向上相对于膜厚为充分的长度范围。使用电子背散射衍射图像装置，并根据通过以0.01μm/step的间隔照射电子射线而得到的电子背散射衍射图像，按各个测定点(照射电子射线的点)测定出所述晶粒的晶面即{100}面的法线相对于基体表面的法线(与剖面研磨面中的基体表面垂直的方向)所成的倾斜角。而且，根据该测定结果，在所测定的倾斜角中，将在0～45度范围内的倾斜角按0.25度的间距进行分区，并合计存在于各分区内的度数，由此求出倾斜角度数分布。由所得到的倾向角度数分布来确认存在于0～10度范围内的度数的最高峰值的有无，且求出相对于存在于0～45度范围内的度数(倾斜角度数分布中的所有度数)的存在于0～10度范围内的度数的比例。将其结果同样示于表6及表7中。

[0107] 并且，如下求出Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层中的具有立方晶结构的晶粒的面积比例。首先，使用电子背散射衍射装置，将包含Ti和Al的复合氮化物层或复合碳氮化物层的硬质包覆层的与工具基体表面垂直的剖面作为研磨面的状态下，设置于场发射扫描电子显微镜的镜筒内。接着，在所述研磨面上，以70度的入射角度，将15kV的加速电压的电子射线以1nA的照射电流、且以0.01μm/step的间隔照射于在所述剖面研磨面的测定范围内存在的各个晶粒。测定范围设为在与工具基体成水平的方向上长度为100μm、在与工具基体表面垂直的方向上相对于膜厚为充分的长度的范围。使用电子背散射衍射图像装置，并通过以0.01μm/step的间隔照射电子射线而测定出电子背散射衍射图像。根据所得到的电子背散射衍射装置图像来分析各个晶粒的晶体结构，从而求出测定区域中的具有立方晶结构的晶粒的面积比例。将其结果同样示于表6及表7中。

[0108] 另外，使用透射型电子显微镜(倍率200000倍)，对复合氮化物层或复合碳氮化物层的微小区域进行了观察。使用能量分散型X射线光谱法(EDS)，对与工具基体表面垂直的剖面进行了表面分析。对400nm×400nm的区域进行了表面分析。其结果，确认到在具有所述立方晶结构的晶粒内存在组成式：$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$中的Ti和Al的周期性组成变化。即，在

经过表面分析的结果而得到的图像中，如图3中示意地表示，在具有立方晶结构的晶粒中发现了颜色浓淡呈条纹状变化。关于观察到这种组成变化的晶粒，根据所述表面分析的结果，根据组成的浓淡以十个周期左右的组成变化进入测定范围的方式设定了倍率，在该基础上，沿工具基体表面的法线方向，在五个周期的范围内进行了基于EDS的射线分析。求出Al相对于Ti和Al的总量的含有比例x的周期性变化的极大值和极小值各自的平均值之差作为Δx，另外，求出该五个周期的极大值之间的平均间隔而作为Ti和Al的周期性组成变化的周期。将该结果示于表6及表7中。

[0109] 并且，对该晶粒进行了电子射线衍射。其结果，对具有能够确认到沿立方晶粒的由＜001＞表示的等效的晶体方位中的一个方位而存在Ti和Al的周期性组成变化的晶粒的试料，沿该方位在五个周期的范围内进行了基于EDS的射线分析。而且，求出Al相对于Ti和Al的总量的含有比例x的周期性变化的极大值和极小值，进而，将极大值的该五个周期的平均间隔作为Al相对于Ti和Al的总量的含有比例x的周期性变化的周期而求出。并且，沿着与该方位正交的方向进行射线分析，将Al在Ti和Al的总量中所占的含有比例平均的最大值与最小值之差作为与该方向垂直的面内的Ti和Al的组成变化(面内组成变化X_0)而求出。另外，以与沿基体表面的法线方向的射线分析相同的方式，在相同的范围内进行了射线分析。将其结果示于表6及表7中。

[0110] 使用X射线衍射装置，对复合氮化物层或复合碳氮化物层的与工具基体表面垂直的剖面，将Cu-Kα射线作为射线源而照射X射线，实施了X射线衍射试验。根据所得到的X射线衍射数据来求出立方晶粒的晶格常数a。将其结果示于表6及表7中。

[0111] [表1]

[0112]

类别		配合组成（质量%）					
		Co	TiC	TaC	NbC	Cr_3C_2	WC
工具基体	A	8.0	1.5	-	3.0	0.4	剩余部分
	B	8.5	-	1.8	0.2	-	剩余部分
	C	7.0	-	-	-	-	剩余部分

[0113] [表2]

[0114]

类别		配合组成（质量%）						
		Co	Ni	ZrC	NbC	Mo_2C	WC	TiCN
工具基体	D	8	5	1	6	6	10	剩余部分

[0115] [表3]

[0116]

硬质包覆层的结构层			形成条件（反应气氛的压力表示 kPa，温度表示℃）		
类别		形成符号	反应气体组成（容量%）	反应气氛	
				压力	温度
（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）层	TiAlCN	TiAlCN	参照表 4	参照表 4	参照表 4
Ti 化合物层	TiC	TiC	$TiCl_4$：4.2%，CH_4：8.5%，H_2：剩余部分	7	1020
	TiN	TiN-①	$TiCl_4$：4.2%，N_2：30%，H_2：剩余部分	30	900
		TiN-②	$TiCl_4$：4.2%，N_2：35%，H_2：剩余部分	50	1040
		TiN-③	$TiCl_4$：4.2%，N_2：30%，H_2：剩余部分	30	780
	l-TiCN	l-TiCN-①	$TiCl_4$：2%，CH_3CN：0.7%，N_2：10%，H_2：剩余部分	7	900
		l-TiCN-②	$TiCl_4$：2%，CH_3CN：0.7%，N_2：10%，H_2：剩余部分	7	780
	TiCN	TiCN	$TiCl_4$：2%，CH_4：1%，N_2：15%，H_2：剩余部分	13	1000
	TiCO	TiCO	$TiCl_4$：4.2%，CO：4%，H_2：剩余部分	7	1020
	TiCNO	TiCNO	$TiCl_4$：2%，CO：1%，CH_4：1%，N_2：5%，H_2：剩余部分	13	1000
Al_2O_3 层	Al_2O_3	Al_2O_3	$AlCl_3$：2.2%，CO_2：5.5%，HCl：2.2%，H_2S：0.2%，H_2：剩余部分	7	1000

[0117]

[表 4]

晶膜包覆层的形成	形成条件(反应气体组成表示相对于气体组 A 和气体组 B 的总计的比例，反应气压的压力表示 kPa，温度表示℃)									
工序形成类别	形成符号	反应气体组 A 的组成(容量%)	气体组 A		反应气体组 B 的组成(容量%)	气体组 B		供给气体组 A 与气体组 B 的供给时间差(秒)	反应气压	
			供给周期(秒)	每一周期的供给时间(秒)		供给周期(秒)	每一周期的供给时间(秒)		压力	温度
本发明形成工序	A	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	1	0.2	$AlCl_3$: 0.7%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	1	0.2	0.1	4.7	800
	B	NH_3: 3.0%, N_2: 0.0%, H_2: 75%	3	0.15	$AlCl_3$: 0.7%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	3	0.15	0.15	4.5	800
	C	NH_3: 2.0%, N_2: 0.0%, H_2: 65%	2	0.25	$AlCl_3$: 0.9%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0.5%, 剩余部分 H_2	2	0.25	0.2	5	700
	D	NH_3: 3.0%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	5	0.2	$AlCl_3$: 0.6%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 5%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	5	0.2	0.1	4.7	800
	E	NH_3: 2.0%, N_2: 0.0%, H_2: 75%	4	0.2	$AlCl_3$: 0.8%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 9%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	4	0.2	0.15	5	850
	F	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 65%	2.5	0.2	$AlCl_3$: 0.7%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 10%, $Al(CH_3)_3$: 0.2%, 剩余部分 H_2	2.5	0.2	0.2	4.5	800
	G	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	1.5	0.15	$AlCl_3$: 0.6%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 12%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	1.5	0.15	0.2	4.7	700
	H	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	1.2	0.25	$AlCl_3$: 0.9%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 3%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	1.2	0.25	0.1	4.7	900
	I	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	4.5	0.2	$AlCl_3$: 0.6%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 7%, $Al(CH_3)_3$: 0.4%, 剩余部分 H_2	4.5	0.2	0.15	4.7	800
	J	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	2.5	0.2	$AlCl_3$: 0.8%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	2.5	0.2	0.2	4.7	750
比较形成工序	A'	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	-	-	$AlCl_3$: 0.7%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.7	800
	B'	NH_3: 3.0%, N_2: 0.0%, H_2: 75%	-	-	$AlCl_3$: 0.7%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.5	800
	C'	NH_3: 2.0%, N_2: 0.0%, H_2: 65%	-	-	$AlCl_3$: 0.9%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0.5%, 剩余部分 H_2	-	-	-	5	700
	D'	NH_3: 3.0%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	-	-	$AlCl_3$: 0.6%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 5%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.7	800
	E'	NH_3: 2.0%, N_2: 0.0%, H_2: 75%	-	-	$AlCl_3$: 0.8%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 9%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	5	850
	F'	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 65%	-	-	$AlCl_3$: 0.7%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 10%, $Al(CH_3)_3$: 0.2%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.5	800
	G'	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	-	-	$AlCl_3$: 0.6%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 12%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.7	700
	H'	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	-	-	$AlCl_3$: 0.9%, $TiCl_4$: 0.2%, N_2: 3%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.7	900
	I'	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	-	-	$AlCl_3$: 0.6%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 7%, $Al(CH_3)_3$: 0.4%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.7	800
	J'	NH_3: 2.5%, N_2: 0.0%, H_2: 70%	-	-	$AlCl_3$: 0.8%, $TiCl_4$: 0.3%, N_2: 0%, $Al(CH_3)_3$: 0%, 剩余部分 H_2	-	-	-	4.7	750

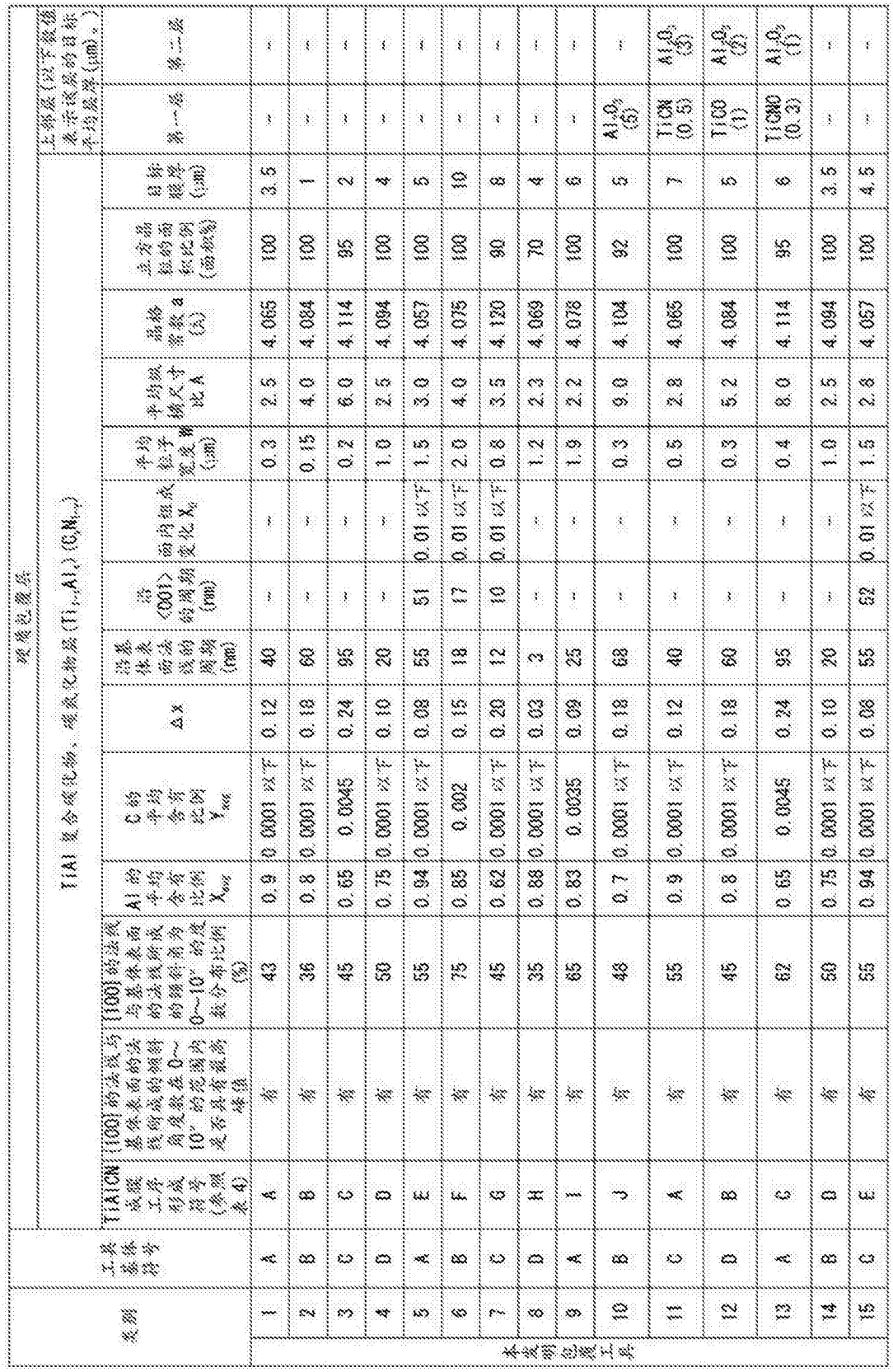
[0118] [表5]

[0119]

类别		工具基体符号	硬质包覆层（以下数值表示该层的目标平均层厚（μm）。）		
			下部层		
			第一层	第二层	第三层
本发明包覆工具/比较包覆工具/参考包覆工具	1	A	-	-	-
	2	B	-	-	-
	3	C	-	-	-
	4	D	-	-	-
	5	A	-	-	-
	6	B	TiC（0.5）	-	-
	7	C	TiN-①（0.3）	-	-
	8	D	TiN-①（0.5）	l-TiCN-①（4）	-
	9	A	TiN-①（0.3）	l-TiCN-①（2）	TiCN（0.7）
	10	B	-	-	-
	11	C	TiN-①（0.5）	-	-
	12	D	TiC（1）	-	-
	13	A	TiN-①（0.1）	-	-
	14	B	-	-	-
	15	C	-	-	-

[0120]

[表 6]



实例		工具基体符号	表面处理																				上部层（以下最靠表面侧的目标平均厚度（μm））为止		
			TiAl 复合碳化物、碳氮化物层 $(Ti_{1-x}Al_x)(C,N_{1-y})$																				第一层		第二层
			成膜工作台初始位置（参照表 4）	TiAlCN	[100] 的法线与基体表面的法线所成的角度在 0～10° 的范围内有无峰值	[100] 的法线与基体表面的法线所成的角度为 0～10° 的范围内的积分强度比例（%）	Al 的平均含有比例 x_{ave}	C 的平均含有比例 y_{ave}	Δx	沿基体表面法线的周期（nm）	沿 <001> 的周期（nm）	组成变化 X_0	平均粒子宽度 W（μm）	平均纵横尺寸比 A	晶格常数 a（Å）	立方晶结构的面积比例（面积%）	目标膜厚（μm）								
本发明包覆工具	1	A	A	有	43	0.9	0.0001 以下	0.12	40	-	-	-	0.3	2.5	4.065	100	3.5	-	-	-	-	-	-	-	-
	2	B	B	有	36	0.8	0.0001 以下	0.18	60	-	-	-	0.15	4.0	4.084	100	1	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	C	C	有	45	0.65	0.0045	0.24	95	-	-	-	0.2	6.0	4.114	95	2	-	-	-	-	-	-	-	-
	4	D	D	有	50	0.75	0.0001 以下	0.10	20	-	-	-	1.0	2.5	4.094	100	4	-	-	-	-	-	-	-	-
	5	A	E	有	55	0.94	0.0001 以下	0.09	55	51	0.01 以下	1.5	3.0	4.057	100	5	-	-	-	-	-	-	-	-
	6	B	F	有	75	0.85	0.002	0.15	18	17	0.01 以下	2.0	4.0	4.075	100	10	-	-	-	-	-	-	-	-
	7	C	G	有	45	0.62	0.0001 以下	0.20	12	10	0.01 以下	0.8	3.5	4.120	90	8	-	-	-	-	-	-	-	-
	8	D	H	有	35	0.88	0.0001 以下	0.03	3	-	-	1.2	2.3	4.069	70	4	-	-	-	-	-	-	-	-
	9	A	I	有	65	0.83	0.0035	0.09	25	-	-	1.9	2.2	4.076	100	6	-	-	-	-	-	-	-	-
	10	B	J	有	48	0.7	0.0001 以下	0.18	68	-	-	0.3	9.0	4.104	92	5	Al_2O_3 (5)	-	-	-	-	-	-	-
	11	C	A	有	55	0.9	0.0001 以下	0.12	40	-	-	0.5	2.8	4.065	100	7	TiCN (0.5)	Al_2O_3 (3)	-	-	-	-	-	-
	12	D	B	有	45	0.8	0.0001 以下	0.18	60	-	-	0.3	5.2	4.084	100	5	TiCO (1)	Al_2O_3 (2)	-	-	-	-	-	-
	13	A	C	有	62	0.65	0.0045	0.24	95	-	-	0.4	8.0	4.114	95	6	TiCNO (0.3)	Al_2O_3 (1)	-	-	-	-	-	-
	14	B	D	有	50	0.75	0.0001 以下	0.10	20	-	-	1.0	2.5	4.094	100	3.5	-	-	-	-	-	-	-	-
	15	C	E	有	55	0.94	0.0001 以下	0.08	55	52	0.01 以下	1.5	2.8	4.057	100	4.5	-	-	-	-	-	-	-	-

[0121]

[表 7]

类别	工具基体符号	TiAl复合氮化物、复合碳氮化物层($(Ti_{1-X}Al_X)(C_YN_{1-Y})$层)											上部层(以下表述未示出的目标平均层厚(μm)。)	
		符号	{100}的法线与基体表面的法线所成的倾斜角度在0～10°的范围内的度数合计比例(%)	Al的平均含有比例 X_{avg}	C的平均含有比例 Y_{avg}	Δx	沿基体表面的法线的周期(nm)	沿<001>的周期(nm)	组成变化 X_{cl}	平均粒子宽度W(μm)	平均纵横尺寸比A	晶格常数a(Å)	立方晶相的面积比例(%)	目标膜厚(μm)	第一层	第二层
本发明包覆工具	1	A	A'	有	28	0.91	0.0001以下	-	-	-	-	0.5	1.5	4.063	88	3.5	-	-
	2	B	B'	无	23	0.83	0.0001以下	-	-	-	-	0.3	2.1	4.078	92	1	-	-
	3	C	C'	无	20	0.60	0.0043	-	-	-	-	0.6	3.0	4.124	75	2	-	-
	4	D	D'	无	25	0.72	0.0001以下	-	-	-	-	1.8	2.0	4.100	100	4	-	-
	5	A	E'	有	30	0.93	0.0001以下	-	-	-	-	3.5	1.2	4.059	85	5	-	-
	6	B	F'	无	28	0.84	0.0025	-	-	-	-	1.5	1.4	4.076	65	10	-	-
	7	C	G'	无	26	0.66	0.0001以下	-	-	-	-	1.2	2.0	4.112	75	8	-	-
	8	D	H'	无	24	0.85	0.0001以下	-	-	-	-	1.8	1.1	4.075	60	4	-	-
	9	A	I'	无	23	0.81	0.0031	-	-	-	-	3.0	1.2	4.082	85	6	-	-
	10	B	J'	无	25	0.73	0.0001以下	-	-	-	-	0.6	3.0	4.098	88	3	Al_2O_3(3)	-
	11	C	A'	有	32	0.91	0.0001以下	-	-	-	-	0.5	1.5	4.063	85	7	TiCN(0.5)	Al_2O_3(3)
	12	D	B'	无	28	0.83	0.0001以下	-	-	-	-	0.3	2.1	4.078	90	5	TiCO(1)	Al_2O_3(3)
	13	A	C'	无	25	0.60	0.0043	-	-	-	-	0.6	3.0	4.124	67	6	TiCNO(0.3)	Al_2O_3(1)
参考包覆工具	14	B	AIP	无	23	0.50	0.0001以下	-	-	-	-	1.5	2.2	4.144	100	3.5	-	-
	15	C	AIP	无	25	0.60	0.0001以下	-	-	-	-	0.6	2.2	4.123	100	4.5	-	-

[0122] 接着，在利用固定夹具将所述各种包覆工具均夹紧于刀具直径125mm的工具钢制刀具前端部的状态下，对本发明包覆工具1～15、比较包覆工具1～13及参考包覆工具14、15实施以下所示的合金钢的高速断续切削的一种即干式高速正面铣削及中心切割式切削加

工试验，测定出切削刃的后刀面磨损宽度。将其结果示于表8中。另外，关于比较包覆工具1～13、参考包覆工具14、15，因产生崩刀而达到寿命，因此将达到寿命为止的时间示于表8中。

[0123] 工具基体：碳化钨基硬质合金，碳氮化钛基金属陶瓷，

[0124] 切削试验：干式高速正面铣削，中心切割式切削加工，

[0125] 工件：由JIS·SCM440制成的宽度100mm、长度400mm的块体材料，

[0126] 转速：955min^{-1}，

[0127] 切削速度：375m/min，

[0128] 切深量：1.2mm，

[0129] 单刀进给量：0.10mm/刀，

[0130] 切削时间：8分钟。

[0131] (通常的切削速度(使用了以往包覆工具时的效率为最佳的切削速度)为220m/min)

[0132] [表8]

[0133]

类别		后刀面磨损宽度（mm）	类别		切削试验结果（分钟）
本发明包覆工具	1	0.12	比较包覆工具	1	3.2*
	2	0.14		2	3.6*
	3	0.12		3	3.8*
	4	0.14		4	3.3*
	5	0.11		5	2.6*
	6	0.15		6	3.8*
	7	0.11		7	4.0*
	8	0.12		8	3.2*
	9	0.09		9	2.6*
	10	0.13		10	3.3*
	11	0.09		11	4.5*
	12	0.14		12	3.3*
	13	0.12		13	2.9*
	14	0.09	参考包覆工具	14	1.3*
	15	0.14		15	1.9*

[0134] 比较包覆工具、参考包覆工具一栏的*号表示因产生崩刀而达到寿命为止的切削时间(分钟)。

[0135] 实施例2

[0136] 作为原料粉末准备均具有1～3μm的平均粒径的WC粉末、TiC粉末、ZrC粉末、TaC粉末、NbC粉末、Cr_3C_2粉末、TiN粉末及Co粉末，将这些原料粉末配合成表9所示的配合组成，进而添加石蜡后在丙酮中用球磨机混合24小时，并进行了减压干燥。之后，以98MPa的压力冲压成型为规定形状的压坯，将该压坯在5Pa的真空中以1370～1470℃范围内的规定温度保持1小时的条件下进行了真空烧结。在烧结之后，对切削刃部实施R:0.07mm的刃口修磨加工，从而分别制造出具有ISO标准CNMG120412的刀片形状的WC基硬质合金制工具基体α～γ。

[0137] 并且，作为原料粉末准备均具有0.5～2μm的平均粒径的TiCN(以质量比计TiC/TiN＝50/50)粉末、NbC粉末、WC粉末、Co粉末及Ni粉末，将这些原料粉末配合成表10所示配合组成，用球磨机进行湿式混合24小时，并进行了干燥。之后，以98MPa的压力冲压成型为压坯，将该压坯在1.3kPa的氮气氛中以温度：1500℃保持1小时的条件下进行了烧结。在烧结之后，对切削刃部分实施R:0.09mm的刃口修磨加工，从而形成了具有ISO标准CNMG120412的刀片形状的TiCN基金属陶瓷制工具基体δ。

[0138] 接着，对这些工具基体α～γ及工具基体δ的表面，使用通常的化学蒸镀装置并通过与实施例1相同的方法，在表3及表4所示的条件下，以目标层厚蒸镀形成至少包含$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的硬质包覆层，从而制造出表17所示的本发明包覆工具16～30。

[0139] 另外，关于本发明包覆工具19～28，除了形成$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层以外，在表3所示的形成条件下形成了表11所示的下部层和/或表12所示的上部层。

[0140] 并且，以比较为目的，同样在工具基体α～γ及工具基体δ的表面，使用通常的化学蒸镀装置，在表3及表4所示的条件下，直至成为表13所示的目标层厚(μm)为止，以与实施例1的比较包覆工具1～13相同的方式蒸镀形成硬质包覆层，从而制造出表13所示的比较包覆工具16～28。

[0141] 另外，与本发明包覆工具19～28相同，关于比较包覆工具19～28，在表3所示的形成条件下形成了表11所示的下部层和/或表13所示的上部层。

[0142] 为了参考，在工具基体β及工具基体γ的表面，使用以往的物理蒸镀装置并通过电弧离子镀，以目标层厚蒸镀形成参考例的$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层，从而制造出表13所示的参考包覆工具29、30。

[0143] 另外，电弧离子镀的条件使用了与实施例1所示的条件相同的条件。

[0144] 并且，使用扫描电子显微镜(倍率5000倍)，对本发明包覆工具16～30、比较包覆工具16～28及参考包覆工具29、30的各结构层的剖面进行观察，以与实施例1相同的方式测定观察视场内的五点的层厚并进行平均而求出平均层厚的结果，均显示出实质上与表12及表13所示的目标层厚相同的平均层厚。

[0145] 并且，关于所述本发明包覆工具16～30、比较包覆工具16～28及参考包覆工具29、30的硬质包覆层，利用与实施例1所示的方法相同的方法，算出平均Al的含有比例X_{avg}、平均C的含有比例Y_{avg}、构成柱状组织$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的具有立方晶结构的晶粒的平均粒子宽度W、平均纵横尺寸比A。另外，在以与实施例1相同的方法得到的倾斜角度数分布中，确认倾斜角度数的最高峰值是否存在于0～10度，并且求出倾斜角存在于0～10度范围内的度数的比例。并且，立方晶粒的面积比例、晶格常数也以与实施例1相同的方法测定。

[0146] 关于构成所述本发明包覆工具16～30的硬质包覆层的Ti和Al的复合氮化物层或

复合碳氮化物层，使用扫描电子显微镜(倍率5000倍及20000倍)在多个视场进行观察的结果，如图3所示的膜结构示意图所示，确认到在$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层中的存在Ti和Al的组成的周期性变化的具有立方晶结构的晶粒。并且，通过与实施例1相同的、使用了透射型电子显微镜(倍率200000倍)的基于能量分散型X射线光谱法(EDS)的表面分析，确认到在立方晶粒内存在Ti和Al的周期性组成变化。进一步详细地进行与实施例1相同的分析的结果，确认到x的极大值的平均值和极小值的平均值之差Δx为0.03～0.25。另外，关于Ti和Al的组成变化的沿工具基体表面的法线方向的周期、沿＜001＞的周期、及面内组成变化X_0，也以与实施例1相同的方法测定。

[0147] [表9]

[0148]

类别		配合组成（质量%）							
		Co	TiC	ZrC	TaC	NbC	Cr_3C_2	TiN	WC
工具基体	α	6.5	-	1.5	-	2.9	0.1	1.5	剩余部分
	β	7.6	2.6	-	4.0	0.5	-	1.1	剩余部分
	γ	6.0	-	-	-	-	-	-	剩余部分

[0149] [表10]

[0150]

类别		配合组成（质量%）				
		Co	Ni	NbC	WC	TiCN
工具基体	δ	11	4	6	15	剩余部分

[0151] [表11]

[0152]

类别		工具基体符号	硬质包覆层（以下数值表示该层的目标平均层厚（μm）。）			
			下部层			
			第一层	第二层	第三层	第四层
本发明包覆工具	16	α	-	-	-	-
	17	β	-	-	-	-
	18	γ	-	-	-	-
	19	δ	TiC（0.5）	-	-	-
	20	α	TiN-①（0.1）	-	-	-
	21	β	TiN-①（0.5）	l-TiCN-①（7）	-	-
	22	γ	TiN-①（0.3）	l-TiCN-①（10）	TiN-②（0.7）	-
	23	δ	TiN-①（0.3）	l-TiCN-①（4）	TiCN（0.4）	TiN-②（0.3）
比较包覆工具	24	α	-	-	-	-
	25	β	TiN-①（0.5）	-	-	-
	26	γ	TiC（1）	-	-	-
	27	δ	TiN-①（0.1）	-	-	-
	28	α	TiN-①（0.1）	-	-	-
	29	β	-	-	-	-
	30	γ	-	-	-	-
参考包覆工具						

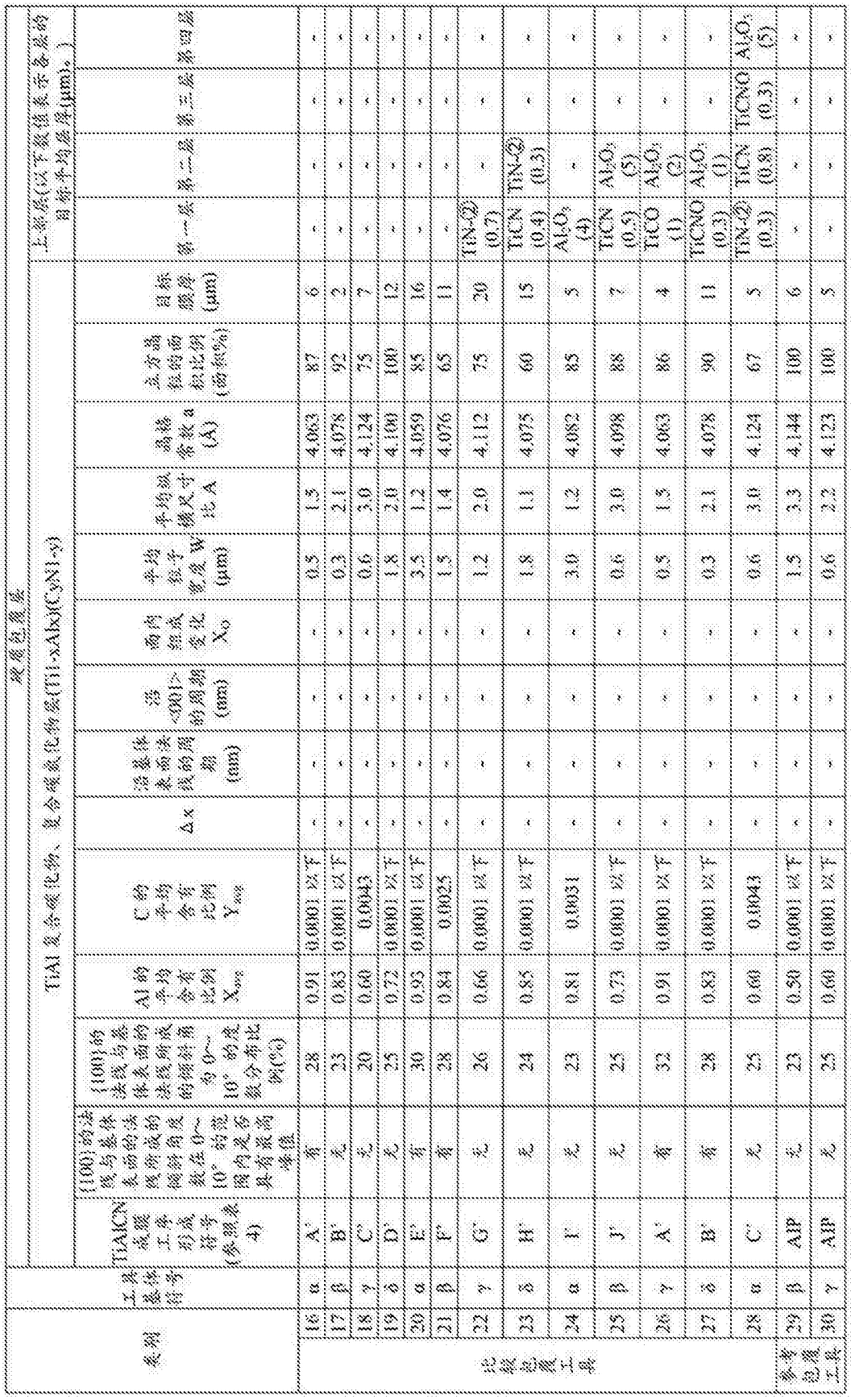
[0153]

[表 12]

实施例	工具基体符号	TiAlCN成膜工序符号（参照表4）	{100}结晶与基体表面的法线构成的倾斜角度在0～10°的范围内的晶粒的面积比例（%）	{100}结晶与基体表面的法线构成的倾斜角度在0～10°的范围内的晶粒的面积比例（%）	Al的平均含有比例 X_{ave}	C的平均含有比例 Y_{ave}	Δx	该基体表面法线的周期(nm)	沿<001>的周期(nm)	组成变化 X_0	平均宽度 W(μm)	平均纵横比 A	晶格常数a (Å)	立方晶粒的面积比例（%）	目标膜厚(μm)	上部层(以下数值表示该层的目标平均厚度(μm)。) 第一层	第二层	第三层	第四层
16	α	A	有	32	0.90	0.0001以下	0.12	40	-	-	0.3	2.8	4.065	100	6	-	-	-	-
17	β	B	有	37	0.80	0.0001以下	0.18	60	-	-	0.15	4.0	4.084	100	2	-	-	-	-
18	γ	C	有	48	0.65	0.0045	0.24	95	-	-	0.25	5.8	4.114	95	7	-	-	-	-
19	δ	D	有	63	0.73	0.0001以下	0.10	20	-	-	1.0	2.5	4.094	100	12	-	-	-	-
20	α	E	有	74	0.94	0.0001以下	0.08	55	54	0.01以下	1.8	3.1	4.057	100	16	-	-	-	-
21	β	F	有	73	0.85	0.002	0.15	18	17	0.01以下	2.1	3.0	4.073	100	11	-	-	-	-
22	γ	G	有	55	0.62	0.0001以下	0.20	12	10	0.01以下	0.9	3.8	4.120	90	20	TiN-②（0.7）	-	-	-
23	δ	H	有	43	0.88	0.0001以下	0.03	3	-	-	1.6	2.8	4.069	70	15	TiCN（0.4）	TiN-②（0.3）	-	-
24	α	I	有	63	0.83	0.004	0.09	25	-	-	1.9	2.2	4.078	100	5	Al_2O_3（4）	-	-	-
25	β	J	有	45	0.70	0.0001以下	0.18	68	-	-	0.3	9.0	4.104	92	7	TiCN（0.5）	Al_2O_3（5）	-	-
26	γ	A	有	52	0.90	0.0001以下	0.12	40	-	-	0.5	2.8	4.065	100	4	TiCO（1）	Al_2O_3（2）	-	-
27	δ	B	有	48	0.80	0.0001以下	0.18	60	-	-	0.3	5.2	4.084	100	11	TiCNO（0.3）	Al_2O_3（1）	-	-
28	α	C	有	57	0.65	0.004	0.24	95	-	-	0.4	8.0	4.114	95	5	TiN-②（0.2）	TiCN（0.8）	TiCNO（0.3）	Al_2O_3（5）
29	β	D	有	68	0.75	0.0001以下	0.10	20	-	-	1.4	2.6	4.094	100	6	-	-	-	-
30	γ	E	有	53	0.94	0.0001以下	0.08	35	30	0.01以下	1.5	3.0	4.057	100	5	-	-	-	-

[0154]

[表 13]



实施例	工具基体符号	包覆工具																				
		TiAlCN成膜工序形成符号(参照表4)	(100)的法线与基体表面的法线所成的角度在0°～10°的范围内是否具有极值	(100)的法线与基体表面的法线所成的角度在0°～10°的范围内的比例(%)	Al的平均含有比例 X_{avg}	C的平均含有比例 Y_{avg}	Δx	沿基体表面方向的周期(nm)	沿<001>的周期(nm)	面内组成变化 X_0	平均粒子宽度 W (μm)	平均纵横尺寸比 A	晶格常数 a (Å)	立方晶结构的比例(面积%)	目标膜厚(μm)	上部层(以下数值表示各层的目标平均厚度(μm)。)					
																第一层	第二层	第三层	第四层		
16	α	A'	有	28	0.91	0.0001以下	-	-	-	-	0.5	1.3	4.083	87	6	-	-	-	-		
17	β	B'	无	23	0.83	0.0001以下	-	-	-	-	0.3	2.1	4.078	92	2	-	-	-	-		
18	γ	C'	无	20	0.60	0.0043	-	-	-	-	0.6	3.0	4.124	75	7	-	-	-	-		
19	δ	D'	无	25	0.72	0.0001以下	-	-	-	-	1.8	2.0	4.100	100	12	-	-	-	-		
20	α	E'	有	30	0.93	0.0001以下	-	-	-	-	3.5	1.2	4.059	85	16	-	-	-	-		
21	β	F'	有	28	0.84	0.0025	-	-	-	-	1.5	1.4	4.076	65	11	-	-	-	-		
22	γ	G'	无	26	0.66	0.0001以下	-	-	-	-	1.2	2.0	4.112	75	20	TiN-②(0.7)	-	-	-		
23	δ	H'	无	24	0.85	0.0001以下	-	-	-	-	1.8	1.1	4.075	60	15	TiCN(0.4)	TiN-②(0.3)	-	-		
24	α	I'	无	23	0.81	0.0031	-	-	-	-	3.0	1.2	4.082	85	5	Al_2O_3(4)	-	-	-		
25	β	J'	无	25	0.73	0.0001以下	-	-	-	-	0.6	3.0	4.098	88	7	TiCN(0.5)	Al_2O_3(5)	-	-		
26	γ	A'	有	32	0.91	0.0001以下	-	-	-	-	0.5	1.3	4.083	86	4	TiCO(1)	Al_2O_3(2)	-	-		
27	δ	B'	有	28	0.83	0.0001以下	-	-	-	-	0.3	2.1	4.078	90	11	TiCNO(0.3)	Al_2O_3(1)	-	-		
28	α	C'	无	25	0.60	0.0043	-	-	-	-	0.6	3.0	4.124	67	5	TiN-②(0.3)	TiCN(0.8)	$TiCNO$(0.3)	Al_2O_3(5)		
29	β	AIP	无	23	0.50	0.0001以下	-	-	-	-	1.5	3.3	4.144	100	6	-	-	-	-		
30	γ	AIP	无	25	0.60	0.0001以下	-	-	-	-	0.6	2.2	4.123	100	5	-	-	-	-		

(注)"AIP"表示基于电弧离子镀的成膜。

[0155] 接着,在利用固定夹具将所述各种包覆工具均紧固于工具钢制车刀的前端部的状

态下，对本发明包覆工具16～30、比较包覆工具16～28及参考包覆工具29、30，实施如下所示的碳钢的干式高速断续切削试验(切削条件1)及铸铁的湿式高速断续切削试验(切削条件2)，均测定出切削刃的后刀面磨损宽度。将其结果示于表14中。另外，关于比较包覆工具16～28、参考包覆工具29、30，因产生崩刀而达到寿命，因此将达到寿命为止的时间示于表14中。

[0156] 切削条件1：

[0157] 工件：由JIS·SCM435制成的沿长度方向等间隔配置有四根纵槽的圆棒，

[0158] 切削速度：380m/min，

[0159] 切深量：1.2mm，

[0160] 进给量：0.1mm/rev，

[0161] 切削时间：5分钟。

[0162] (通常的切削速度为220m/min)

[0163] 切削条件2：

[0164] 工件：由JIS·FCD700制成的沿长度方向等间隔配置有四根纵槽的圆棒，

[0165] 切削速度：310m/min，

[0166] 切深量：1.2mm，

[0167] 进给量：0.1mm/rev，

[0168] 切削时间：5分钟。

[0169] (通常的切削速度为180m/min)

[0170] [表14]

[0171]

类别		后刀面磨损宽度（mm）		类别		切削试验结果（分钟）	
		切削条件1	切削条件2			切削条件1	切削条件2
本发明包覆工具	16	0.19	0.22	比较包覆工具	16	3.6*	2.8*
	17	0.22	0.24		17	3.4*	2.5*
	18	0.21	0.22		18	3.6*	4.4*
	19	0.23	0.25		19	2.2*	2.4*
	20	0.19	0.22		20	4.3*	3.6*
	21	0.19	0.22		21	4.2*	3.4*
	22	0.20	0.20		22	4.1*	4.5*
	23	0.21	0.25		23	3.1*	3.1*
	24	0.23	0.23		24	4.7*	3.8*
	25	0.17	0.19		25	4.8*	3.9*
	26	0.15	0.15		26	4.3*	4.5*
	27	0.22	0.26		27	2.9*	2.3*
	28	0.21	0.23		28	4.8*	4.2*
	29	0.22	0.24	参考包覆工具	29	2.1*	1.9*
	30	0.15	0.17		30	2.0*	1.8*

[0172] 比较包覆工具、参考包覆工具一栏的*号表示因产生崩刀而达到寿命为止的切削时间(分钟)。

[0173] 实施例3

[0174] 作为原料粉末准备均具有0.5～4μm的范围内的平均粒径的cBN粉末、TiN粉末、TiC粉末、Al粉末、Al_2O_3粉末，将这些原料粉末配合成表15所示的配合组成，用球磨机进行湿式混合80小时，并进行了干燥。之后，以120MPa的压力冲压成型为具有直径：50mm×厚度：1.5mm的尺寸的压坯，接着，将该压坯在压力：1Pa的真空气氛中以900～1300℃范围内的规定温度保持60分钟的条件下进行烧结，从而形成切削刃片用备用烧结体。在将该备用烧结体与另外准备的由Co：8质量%、WC：剩余部分构成的组成、以及具有直径：50mm×厚度：2mm的尺寸的WC基硬质合金制支撑片重合的状态下装入通常的超高压烧结装置中，在通常条件下即在压力：4GPa、温度：1200～1400℃范围内的规定温度及保持时间：0.8小时的条件下进行了超高压烧结。在烧结之后，使用金刚石砂轮对烧结体的上下表面进行研磨，并利用电火花线切割加工装置分割成规定的尺寸。进而，对具有由Co：5质量%、TaC：5质量%、WC：剩余部分构成的组成及JIS标准CNGA120412的形状(厚度：4.76mm×内切圆直径：12.7mm的80°菱形)的WC基硬质合金制刀片主体的钎焊部(角部)，使用以质量%计具有由Zr：37.5%、Cu：

25％、Ti：剩余部分构成的组成的Ti-Zr-Cu合金的钎料，将上述被分割的烧结体进行钎焊，以规定尺寸进行外周加工之后，对切削刃部实施宽度：0.13mm、角度：25°的刃口修磨加工，进而实施精研磨，从而分别制造出具有ISO标准CNGA120412的刀片形状的工具基体E、F。

[0175] [表15]

[0176]

类别		配合组成（质量%）				
		TiN	TiC	Al	Al_2O_3	cBN
工具基体	E	50	-	5	3	剩余部分
	F	-	50	4	3	剩余部分

[0177] 接着，在这些工具基体E、F的表面，使用通常的化学蒸镀装置，通过与实施例1相同的方法，在表3及表4所示的条件下，以目标层厚蒸镀形成至少包含$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的硬质包覆层，从而制造出表17所示的本发明包覆工具31～40。

[0178] 另外，关于本发明包覆工具34～38，除了形成$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层以外，在表3所示形成条件下还形成了如表16所示下部层和/或如表17所示上部层。

[0179] 并且，以比较为目的，同样在工具基体E、F的表面，使用通常的化学蒸镀装置，在表3及表4所示的条件下，以目标层厚蒸镀形成至少包含$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的硬质包覆层，从而制造出表18所示的比较包覆工具31～38。

[0180] 另外，与本发明包覆工具34～38同样，关于比较包覆工具34～38，在表3所示的形成条件下形成了如表16所示下部层和/或如表18所示上部层。

[0181] 为了参考，在工具基体E、F的表面，使用以往的物理蒸镀装置，并通过电弧离子镀以目标层厚蒸镀形成$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层，从而制造出表18所示参考包覆工具39、40。

[0182] 另外，电弧离子镀的条件使用的是与实施例1所示条件相同的条件，在所述工具基体的表面蒸镀形成表18所示目标组成、目标层厚的(Al，Ti)N层，制造出参考包覆工具39、40。

[0183] 并且，使用扫描电子显微镜(倍率5000倍)，对本发明包覆工具31～40、比较包覆工具31～38及参考包覆工具39、40的各结构层的剖面进行观察，以与实施例1相同的方式，测定观察视场内的五点的层厚并进行平均而求出平均层厚的结果，均显示出实质上与表17及表18所示的目标层厚相同的平均层厚。

[0184] 并且，关于所述本发明包覆工具31～40、比较包覆工具31～38及参考包覆工具39、40的硬质包覆层，使用与实施例1所示的方法相同的方法，算出平均Al的含有比例X_{avg}、平均C的含有比例Y_{avg}、构成$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层的具有立方晶结构的晶粒的平均粒子宽度W、平均纵横尺寸比A。另外，在通过与实施例1相同的方法得到的倾斜角度数分布中，确认倾斜角度数的最高峰值是否存在于0～10度，并且求出倾斜角存在于0～10度范围内的度数的比例。并且，关于立方晶粒的面积比例、晶格常数、Ti和Al的组成变化的沿工具基体表面的法线方向的周期及沿＜001＞的周期、x的极大值的平均值与极小值的平均值之差Δx、以及面内组成变化X_0，也以与实施例1相同的方法进行了测定。

[0185] [表16]

类别		工具基体符号	硬质包覆层（以下数值表示该层的目标平均层厚（μm）。）		
			下部层		
			第一层	第二层	第三层
本发明包覆工具/比较包覆工具/参考包覆工具	31	E	-	-	-
	32	F	-	-	-
	33	E	-	-	-
	34	F	TiC（0.5）	-	-
	35	E	TiN-③（0.5）	-	-
	36	F	TiN-③（0.1）	-	-
	37	E	TiN-③（0.5）	l-TiCN-②（3）	-
	38	F	TiN-③（0.3）	l-TiCN-②（7）	TiN-③（0.7）
	39	E	-	-	-
	40	F	-	-	-

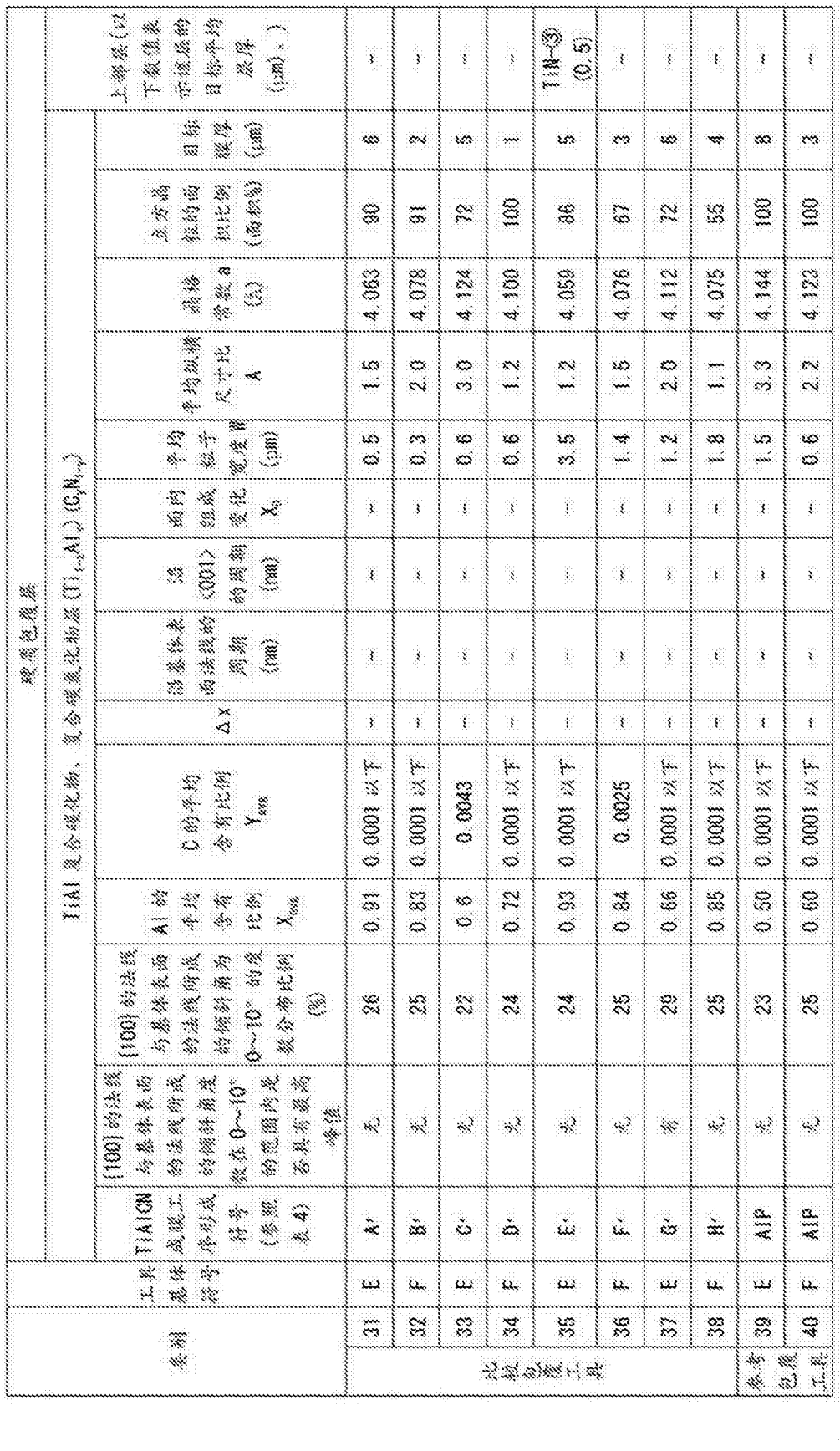
[0186]

[表 17]

类别		工具基体符号	硬质包覆层												
			TiAl 复合硬化相、复合硬质化合物层 $(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$												上部层（以下数值表示各层的目标平均厚度（μm））
			TiAlCN 成膜工序的符号（参照表 4）	[100] 的法线与基体表面的法线所成的倾斜角度在 0～10° 的范围内是否具有最高峰值	[100] 的法线与基体表面的法线所成的倾斜角度为 0～10° 的度数分布比例（%）	Al 的平均含有比例 X_{ave}	C 的平均含有比例 Y_{ave}	Δx	沿基体表面方法线的周期（nm）	沿 <001> 的周期（nm）	组成变化 X_0	平均粒子宽度 W（μm）	平均纵横尺寸比 A	晶格常数 a（Å）	主方晶粒的面积比例（面积%）	目标膜厚（μm）	
本发明包覆工具	31	E	A	有	45	0.9	0.0001 以下	0.12	40	–	–	0.3	2.5	4.065	100	6	–
	32	F	B	有	37	0.8	0.0001 以下	0.18	60	–	–	0.12	3.5	4.084	100	2	–
	33	E	C	有	43	0.65	0.0045	0.24	95	–	–	0.2	6.0	4.114	93	5	–
	34	F	D	有	36	0.75	0.0001 以下	0.10	20	–	–	0.5	1.5	4.094	100	1	–
	35	E	E	有	50	0.94	0.0001 以下	0.08	55	52	0.01 以下	1.5	3.0	4.057	100	5	TiN-③（0.5）
	36	F	F	有	48	0.85	0.002	0.15	18	16	0.01 以下	1.2	1.6	4.075	100	3	–
	37	E	G	有	43	0.62	0.0001 以下	0.20	12	10	0.01 以下	0.8	3.5	4.120	91	6	–
	38	F	H	有	36	0.89	0.0001 以下	0.03	3	–	–	1	2.1	4.069	75	4	–
	39	E	I	有	63	0.83	0.0035	0.09	25	–	–	1.8	2.5	4.078	100	8	–
	40	F	J	有	44	0.7	0.0001 以下	0.19	68	–	–	0.2	7.0	4.104	92	3	–

[0187]

[表 18]



类别		工具基体符号	硬质包覆层														上部层(以下数值表示层的平均厚度)(μm)
			TiAl复合氮化物、复合碳氮化物层 $(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$														
			TiAlCN成膜工序的符号(参照表4)	{100}的法线与基体表面的法线所成的倾斜角度在0~10°的范围内具有最高峰值	{100}的法线与基体表面的法线所成的倾斜角度为0~10°的度数分布比例(%)	Al的平均含有比例 X_{ave}	C的平均含有比例 Y_{ave}	Δx	沿基体表面方向的周期(nm)	沿<001>的周期(nm)	组成变化 X_0	平均粒子宽度W(μm)	平均纵横尺寸比A	晶格常数a(Å)	立方晶粒的面积比例(面积%)	目标厚度(μm)	
实施包覆工具	31	E	A'	无	26	0.91	0.0001以下	-	-	-	-	0.5	1.5	4.063	90	6	-
	32	F	B'	无	25	0.83	0.0001以下	-	-	-	-	0.3	2.0	4.078	91	2	-
	33	E	C'	无	22	0.6	0.0043	-	-	-	-	0.6	3.0	4.124	72	5	-
	34	F	D'	无	24	0.72	0.0001以下	-	-	-	-	0.6	1.2	4.100	100	1	-
	35	E	E'	无	24	0.93	0.0001以下	-	-	-	-	3.5	1.2	4.059	86	5	TiN-③(0.5)
	36	F	F'	无	25	0.84	0.0025	-	-	-	-	1.4	1.5	4.076	67	3	-
	37	E	G'	有	29	0.66	0.0001以下	-	-	-	-	1.2	2.0	4.112	72	6	-
	38	F	H'	无	25	0.85	0.0001以下	-	-	-	-	1.8	1.1	4.075	55	4	-
比较包覆工具	39	E	AIP	无	23	0.50	0.0001以下	-	-	-	-	1.5	3.3	4.144	100	8	-
参考包覆工具	40	F	AIP	无	25	0.60	0.0001以下	-	-	-	-	0.6	2.2	4.123	100	3	-

(注)"AIP"表示基于电弧离子镀的成膜。

[0188] 接着,在利用固定夹具将各种包覆工具均紧固于工具钢制车刀的前端部的状态下,对本发明包覆工具31～40、比较包覆工具31～38及参考包覆工具39、40,实施如下所示

的渗碳淬火合金钢的干式高速断续切削加工试验，测定出切削刃的后刀面磨损宽度。将其结果示于表19中。另外，关于比较包覆工具31～38、参考包覆工具39、40，因产生崩刀而达到寿命，因此将达到寿命为止的时间示于表19中。

[0189] 工具基体：立方晶氮化硼基超高压烧结体，

[0190] 切削试验：渗碳淬火合金钢的干式高速断续切削加工，

[0191] 工件：由JIS·SCr420(硬度：HRC60)制成的沿长度方向等间隔配置有四根纵槽的圆棒，

[0192] 切削速度：235m/min，

[0193] 切深量：0.10mm，

[0194] 进给量：0.12mm/rev，

[0195] 切削时间：4分钟。

[0196] [表19]

[0197]

类别		后刀面磨损宽度（mm）	类别		切削试验结果（分钟）
本发明包覆工具	31	0.12	比较包覆工具	31	1.9*
	32	0.09		32	2.6*
	33	0.13		33	2.3*
	34	0.14		34	2.4*
	35	0.09		35	2.1*
	36	0.12		36	2.0*
	37	0.10		37	2.3*
	38	0.08		38	1.8*
	39	0.12	参考包覆工具	39	1.6*
	40	0.09		40	1.5*

[0198] 比较包覆工具、参考包覆工具一栏的*号表示因产生崩刀而达到寿命为止的切削时间(分钟)。

[0199] 从表8、表14及表19中示出的结果可知，本发明包覆工具1～40在组成构成硬质包覆层的Al和Ti的复合氮化物层或复合碳氮化物层的立方晶粒内存在Ti和Al的组成变化。因此，通过晶粒的应变而硬度提高，保持高耐磨性且韧性提高。而且，明确了当在断续的冲击性高负荷作用于切削刃的高速断续切削加工中使用时，耐崩刀性及耐缺损性也优异，其结果，在长期使用中发挥优异的耐磨性。

[0200] 与此相对，关于在组成构成硬质包覆层的Al和Ti的复合氮化物层或复合碳氮化物层的立方晶粒内不存在Ti和Al的组成变化的比较包覆工具1～13、16～28，31～38及参考包覆工具14、15、29、30、39、40明确可知，当在伴有高热产生且断续的冲击性高负荷作用于切削刃的高速断续切削加工中使用时，因崩刀、缺损等的产生而短时间内达到寿命。

[0201] 产业上的可利用性

[0202] 如上所述，本发明的包覆工具不仅可以用于合金钢的高速断续切削加工中，而且还可以用作各种工件的包覆工具，而且，在长期使用中发挥优异的耐崩刀性、耐磨性。因此能够非常令人满意地应对切削装置的高性能化、切削加工的节省劳力化及节能化、以及低成本化的期望。

[0203] 符号说明

[0204] 1-工具基体，2-硬质包覆层，3-复合氮化物层或复合碳氮化物层（$(Ti_{1-x}Al_x)(C_yN_{1-y})$层），4-下部层，5-上部层，13-立方晶粒，13a-Al含量相对多的区域，13b-Al含量相对少的区域。

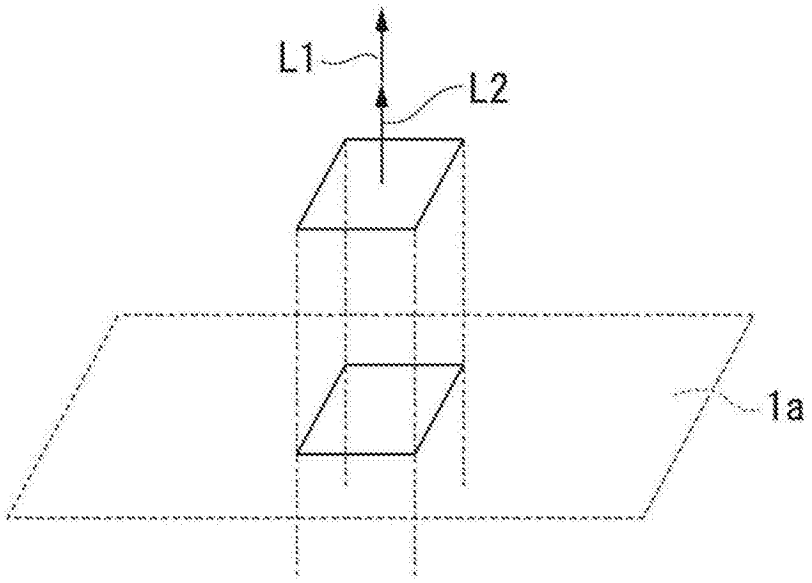


图1A

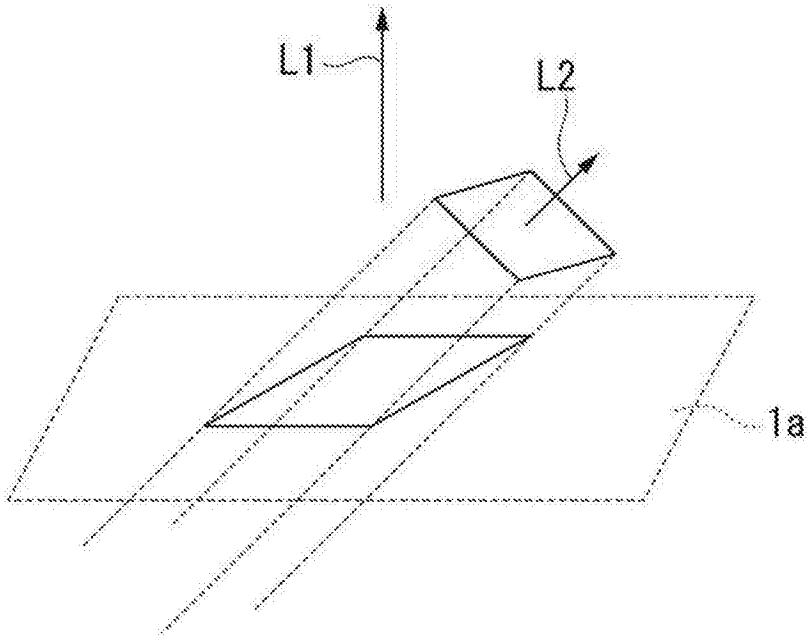


图1B

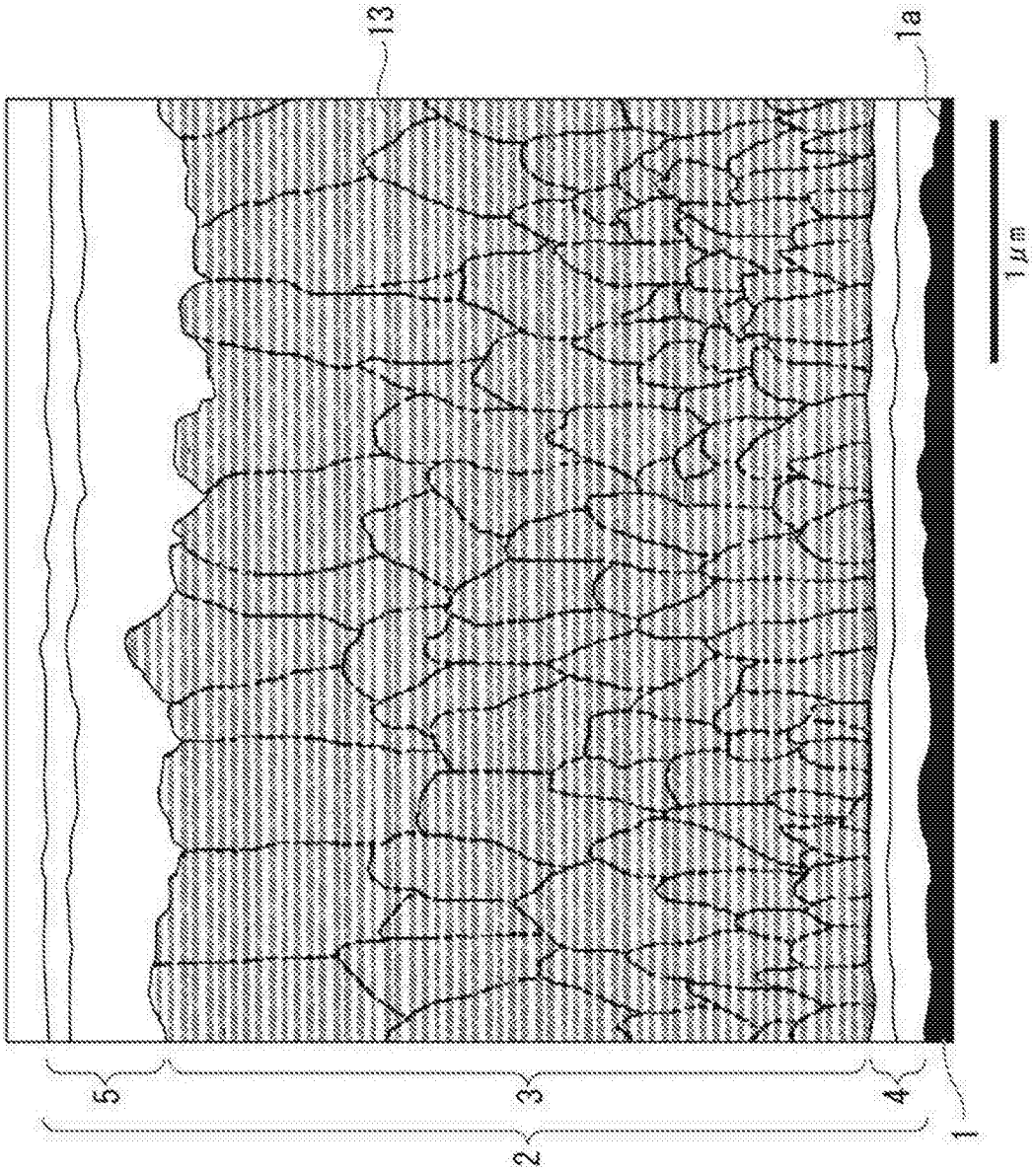


图2

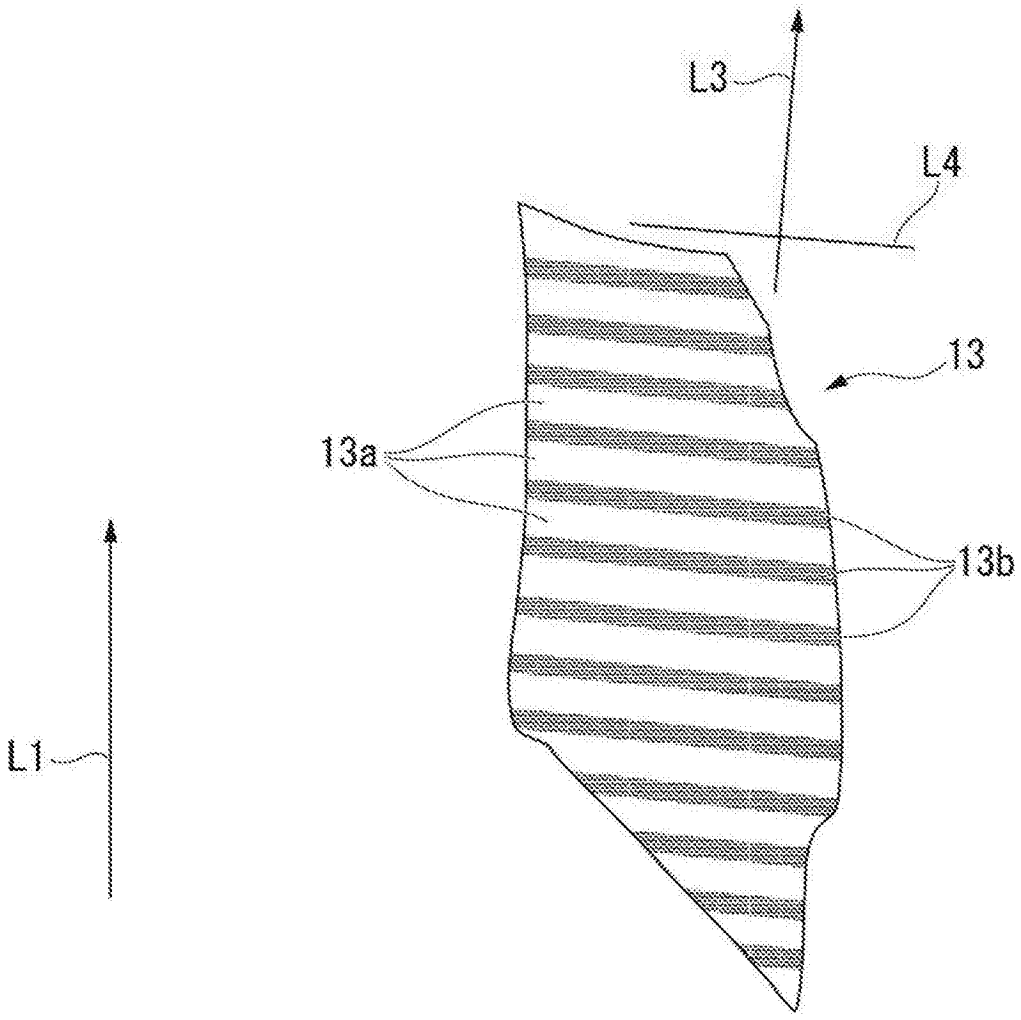


图3

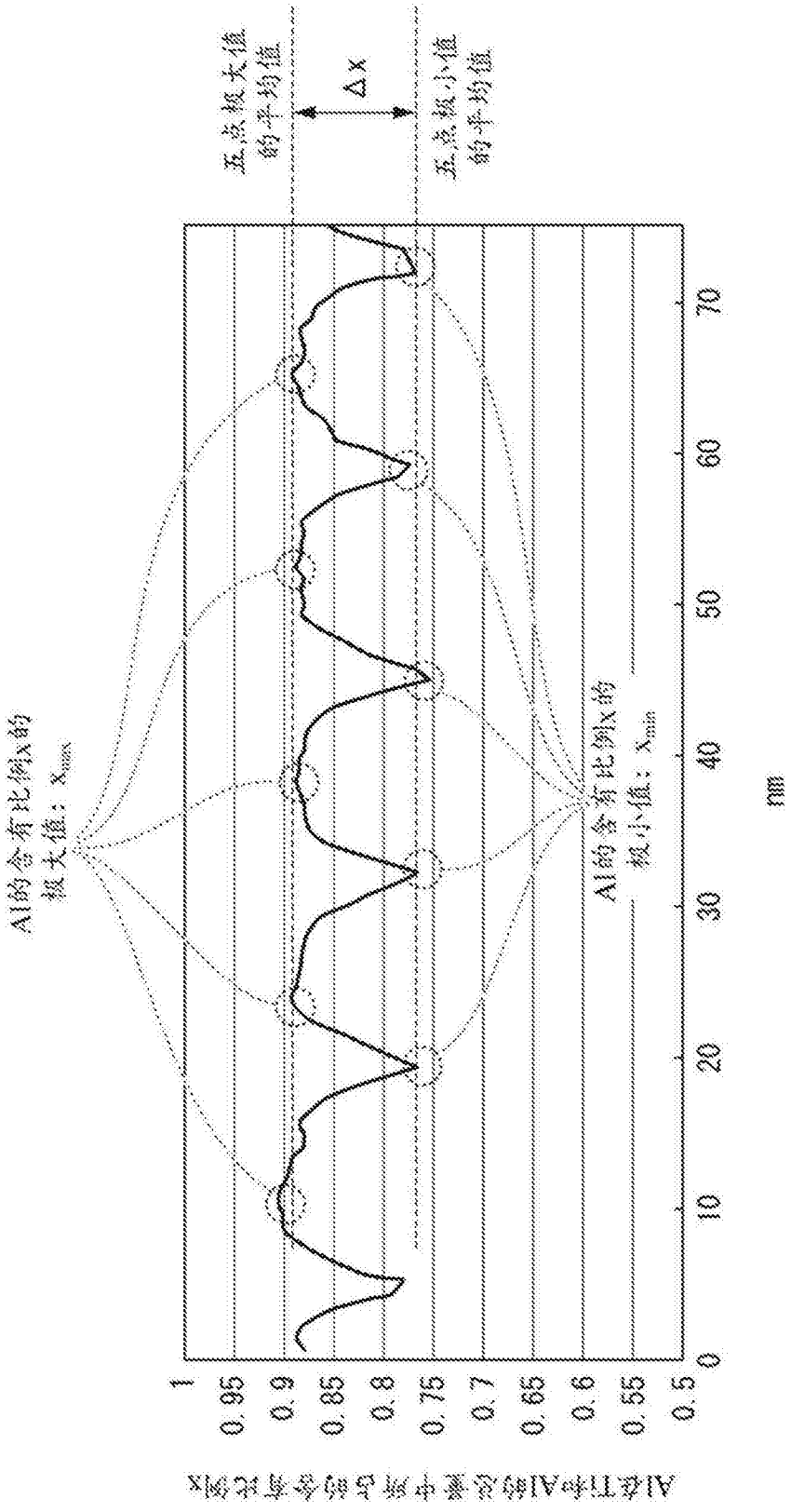

五点极大值的平均值
Δx
五点极小值的平均值
Al的含有比例x的极大值：x_{max}
Al的含有比例x的极小值：x_{min}
Al在Ti和Al的总量中所占的含有比例x
1
0.95
0.9
0.85
0.8
0.75
0.7
0.65
0.6
0.55
0.5
0
10
20
30
40
50
60
70
mm

图4

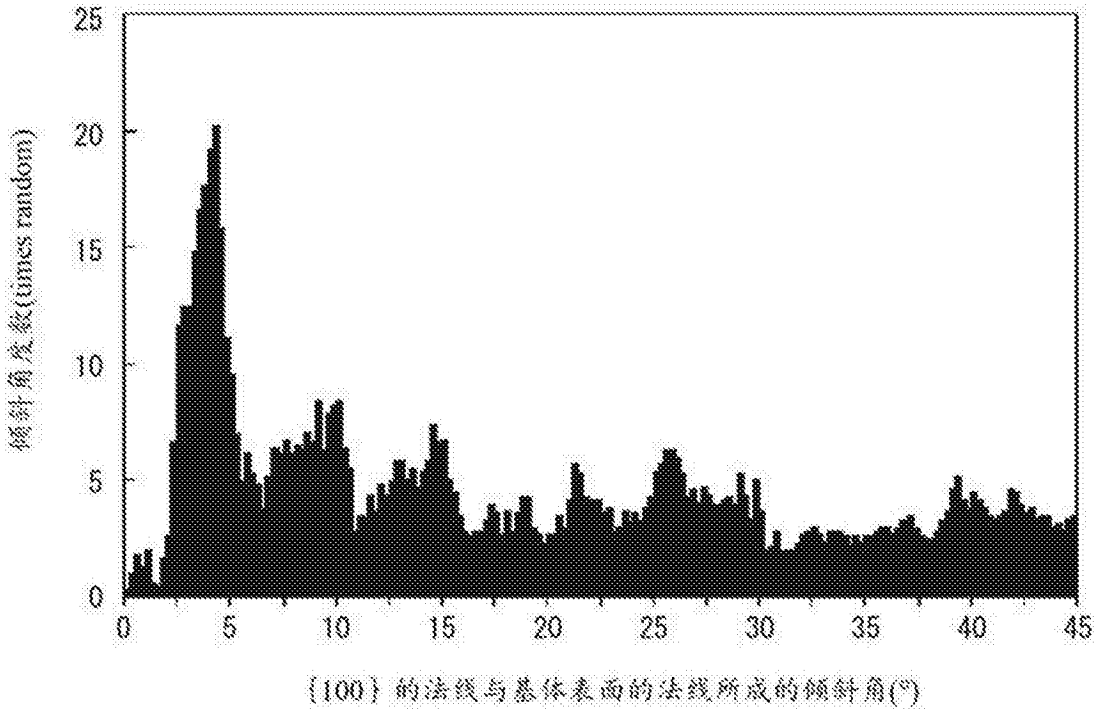

25
20
15
10
5
0
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
倾斜角度数(times random)
{100}的法线与基体表面的法线所成的倾斜角(°)

图5

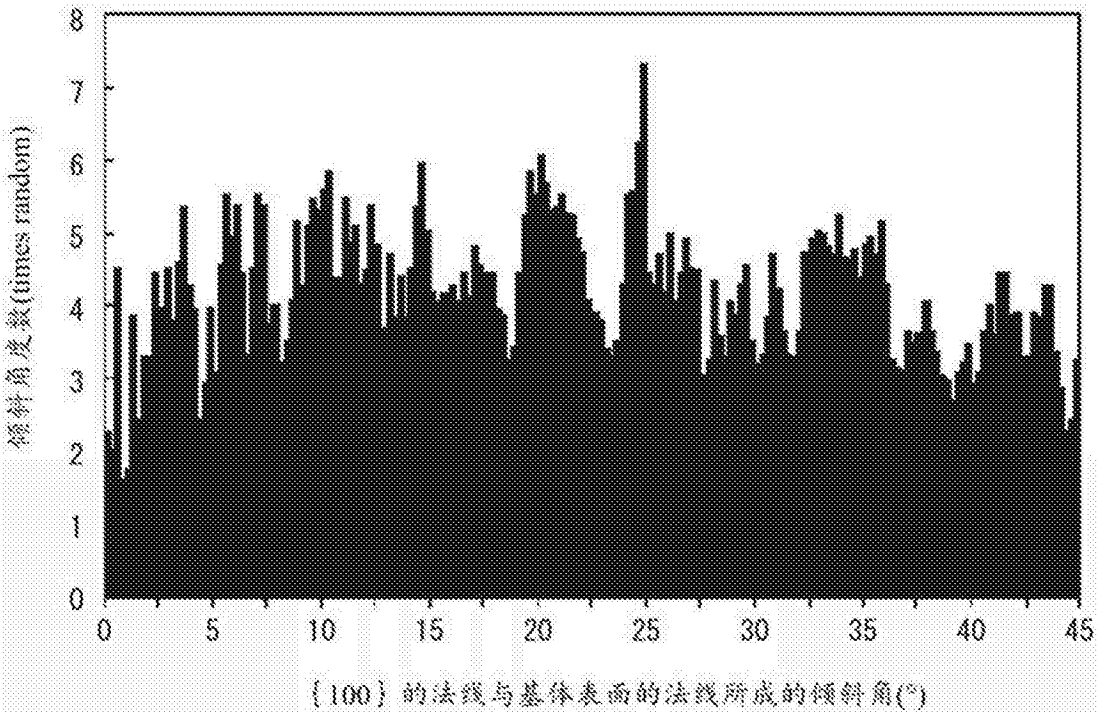

8
7
6
5
4
3
2
1
0
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
倾斜角度数(times random)
{100}的法线与基体表面的法线所成的倾斜角(°)

图6