

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5890594号
(P5890594)

(45) 発行日 平成28年3月22日 (2016. 3. 22)

(24) 登録日 平成28年2月26日 (2016. 2. 26)

(51) Int. Cl.	F I
B 2 3 B 27/14 (2006. 01)	B 2 3 B 27/14 A
C 2 3 C 16/30 (2006. 01)	C 2 3 C 16/30

請求項の数 4 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2015-533334 (P2015-533334)	(73) 特許権者	000006633
(86) (22) 出願日	平成26年12月17日 (2014. 12. 17)		京セラ株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2014/083412		京都府京都市伏見区竹田鳥羽殿町 6 番地
(87) 国際公開番号	W02015/093530	(72) 発明者	児玉 芳和
(87) 国際公開日	平成27年6月25日 (2015. 6. 25)		京都府京都市伏見区竹田鳥羽殿町 6 番地
審査請求日	平成27年7月3日 (2015. 7. 3)		京セラ株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願2013-260273 (P2013-260273)	(72) 発明者	谷淵 栄仁
(32) 優先日	平成25年12月17日 (2013. 12. 17)		京都府京都市伏見区竹田鳥羽殿町 6 番地
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		京セラ株式会社内
早期審査対象出願		(72) 発明者	李 晃
			京都府京都市伏見区竹田鳥羽殿町 6 番地
			京セラ株式会社内
		審査官	村上 哲
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 被覆工具

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

基体と、該基体の表面に設けられた被覆層とを備え、
前記被覆層上に切刃と逃げ面とを有し、
前記被覆層は、少なくとも炭窒化チタン層とα型結晶構造の酸化アルミニウム層とが前記
基体側から順に位置した部位を含み、
X線回折分析にて分析される前記酸化アルミニウム層のピークを基に、下記式で表される
値を配向係数 $T_c(hkl)$ としたとき
逃げ面側における前記酸化アルミニウム層の表面側から測定される配向係数 $T_{c1}(0114)$ が 1.0 以上である被覆工具。

$$T_c(hkl) = \{I(hkl)/I_0(hkl)\} / [(1/8) \times \sum \{I(HKL)/I_0(HKL)\}]$$

ここで、(HKL)は、(012)、(104)、(110)、(113)、(024)、
(116)、(124)、(0114)の結晶面、
I(HKL)およびI(hkl)は、前記酸化アルミニウム層のX線回折分析において検
出される各結晶面に帰属されるピークのピーク強度
I₀(HKL)およびI₀(hkl)は、JCPDSカードNo. 43-1484に記載
された各結晶面の標準回折強度

【請求項 2】

前記逃げ面側の前記酸化アルミニウム層の一部を研磨して、当該酸化アルミニウム層の

基体側部分のみを残した状態での測定で検出される配向係数 $Tc2(0114)$ が、前記 $Tc1(0114)$ よりも小さい請求項 1 に記載の被覆工具。

【請求項 3】

前記逃げ面側における前記酸化アルミニウム層の表面側から測定される表面側ピークにおいて、 $I(104)$ および $I(116)$ が一番目と二番目に強い請求項 1 または 2 に記載の被覆工具。

【請求項 4】

前記被覆層上にさらにすくい面を有し、該すくい面側における前記酸化アルミニウム層の表面側から測定される配向係数 $Tc3(104)$ が、前記逃げ面側における前記酸化アルミニウム層の表面側から測定される配向係数 $Tc1(104)$ よりも小さい請求項 1 乃至 3 のいずれかに記載の被覆工具。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、基体の表面に被覆層を有する被覆工具に関する。

【背景技術】

【0002】

従来から、超合金やサーメット、セラミックス等の基体表面に、炭化チタン層、窒化チタン層、炭窒化チタン層、酸化アルミニウム層及び窒化チタンアルミニウム層等が単数又は複数形成された切削工具等の被覆工具が知られている。

20

【0003】

このような切削工具は、最近の切削加工の高能率化に従って、大きな衝撃が切刃にかかる重断続切削等に用いられる機会が増えており、係る過酷な切削条件においては、被覆層にかかる大きな衝撃によるチップングや被覆層の剥離を抑制するため、耐欠損性・耐摩耗性の向上が求められている。

【0004】

上記切削工具において耐欠損性を向上させる技術として、特許文献 1 では、酸化アルミニウム層の粒径と層厚を適正化すると共に、 (012) 面における組織化係数 (Texture Coefficient: 配向係数) を 1.3 以上とすることにより、緻密で耐欠損性の高い酸化アルミニウム層を形成することができる技術が開示されている。また、特許文献 2 では、酸化アルミニウム層の (012) 面における組織化係数を 2.5 以上とすることで、酸化アルミニウム層における残留応力が解放されやすくすることにより、酸化アルミニウム層の耐欠損性を向上させることができる技術が開示されている。

30

【0005】

さらに、特許文献 3 では、上記切削工具において耐摩耗性を向上させる技術として、中間層の直上に位置する酸化アルミニウム層が、異なる X 線回折パターンを示す 2 層以上の単位層を積層してなるように形成されることにより、被膜の強度及び靱性を向上させることができる技術が開示されている。

【0006】

また、特許文献 4 では、酸化アルミニウム層の (006) 面配向係数を 1.8 以上と高め、かつ (104) 面と (110) 面とのピーク強度比 $I(104)/I(110)$ と所定の範囲に制御した切削工具が開示されている。

40

【0007】

さらに、特許文献 5 では、酸化アルミニウム層の (104) 面と (012) 面とのピーク強度比 $I(104)/I(012)$ を、酸化アルミニウム層の下側の第一面よりも第二面で大きくした切削工具が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献 1】特許平 6-316758 号公報

50

【特許文献2】特開2003-025114号公報

【特許文献3】特開平10-204639号公報

【特許文献4】特開2013-132717号公報

【特許文献5】特開2009-202264号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

上記特許文献1～5に記載されている被覆工具では、被覆層の耐摩耗性および耐欠損性が不十分であった。特に、酸化アルミニウム層に微小チップングが発生し、これが引き金になって摩耗が進行しやすく、酸化アルミニウム層の更なる改善が求められていた。

10

【課題を解決するための手段】

【0010】

本実施形態の被覆工具は、基体と、該基体の表面に設けられた被覆層とを備え、前記被覆層上に切刃と逃げ面とを有し、前記被覆層は、少なくとも炭窒化チタン層とα型結晶構造の酸化アルミニウム層とを順に積層した部位を含み、

X線回折分析にて分析される前記酸化アルミニウム層のピークを基に、下記式で表される値を配向係数 $T_c(hkl)$ としたとき、

逃げ面側における前記酸化アルミニウム層の表面側から測定される配向係数 $T_{c1}(0114)$ が1.0以上である。

20

配向係数 $T_c(hkl) = \{I(hkl)/I_0(hkl)\} / [(1/8) \times \sum \{I(HKL)/I_0(HKL)\}]$

ここで、 (HKL) は、 (012) 、 (104) 、 (110) 、 (113) 、 (024) 、 (116) 、 (124) 、 (0114) の結晶面、

$I(HKL)$ および $I(hkl)$ は、前記酸化アルミニウム層のX線回折分析において検出される各結晶面に帰属されるピークのピーク強度

$I_0(HKL)$ および $I_0(hkl)$ は、JCPDSカードNo. 43-1484に記載された各結晶面の標準回折強度

【発明の効果】

【0011】

30

本実施形態によれば、逃げ面における酸化アルミニウム層の表面側から測定されるピークの配向係数 $T_{c1}(0114)$ が1.0以上と高いことによって、酸化アルミニウム層のチップングが抑制されて耐摩耗性が向上し、長期間使用可能な被覆工具となる。

【図面の簡単な説明】

【0012】

【図1】本実施形態に係る被覆工具の一実施例である切削工具の概略斜視図である。

【図2】図1の切削工具の概略断面図である。

【発明を実施するための形態】

【0013】

本実施形態の被覆工具の一実施態様を示す切削工具（以下、単に工具と略す）1は、図1に示すように、工具1の一方の主面がすくい面2を、側面が逃げ面3を、それぞれなしており、すくい面2と逃げ面3とのなす交差稜線部が切刃4をなしている。

40

【0014】

また、図2に示すように、工具1は、基体5と、この基体5の表面に設けられた被覆層6を備えている。被覆層6は、基体5側から順に、下層7、炭窒化チタン層8、中間層9、酸化アルミニウム層10、表層11が積層されたものからなる。なお、酸化アルミニウム層10はα型結晶構造からなる。

【0015】

本実施態様において、X線回折分析にて酸化アルミニウム層10のピークにおいて、下記式で表される値を配向係数 $T_c(hkl)$ と定義する。

50

配向係数 $T_c(hkl) = \{I(hkl)/I_0(hkl)\} / [(1/8) \times \sum \{I(HKL)/I_0(HKL)\}]$

ここで、 (HKL) は、 (012) 、 (104) 、 (110) 、 (113) 、 (024) 、 (116) 、 (124) 、 (0114) の結晶面

$I(HKL)$ および $I(hkl)$ は、酸化アルミニウム層10のX線回折分析において検出される各結晶面に帰属されるピークのピーク強度

$I_0(HKL)$ および $I_0(hkl)$ は、JCPDSカードNo. 43-1484に記載された各結晶面の標準回折強度

そして、逃げ面3側における酸化アルミニウム層10の表面側から測定される表面側ピークの配向係数 T_{c1} 、逃げ面3側において、酸化アルミニウム層10の一部を研磨して、酸化アルミニウム層10の基体側部分のみを残した状態での測定で検出される基体側ピークにおける配向係数を T_{c2} 、すくい面2側における酸化アルミニウム層10の表面側から測定される表面側ピークの配向係数 T_{c3} と定義する。

【0016】

本実施形態によれば、配向係数 $T_{c1}(0114)$ が1.0以上である。これによって、酸化アルミニウム層10の耐摩耗性が向上する。その結果、長期間使用可能な工具1となる。ここで、配向係数 $T_{c1}(0114)$ が高くなる、すなわち (0114) 面のピーク強度 $I(0114)$ の比率が高くなると、酸化アルミニウム層10の表面側から成膜方向（表面に垂直な方向）にかかる衝撃に対して、酸化アルミニウム層10を構成する酸化アルミニウム結晶がしなり易くなり、破壊に対する耐性が高くなると思われる。そのため、酸化アルミニウム層10の表面側においては、配向係数 $T_{c1}(0114)$ を高くすることによって、酸化アルミニウム層10の表面に発生する微小チップングが抑制されて、微小チップングに起因する摩耗の進行を抑制することができるものと思われる。 $T_{c1}(0114)$ の特に望ましい範囲は1.3~1.0であり、特に望ましい範囲は1.5~5であり、さらに望ましい範囲は2.0~3.5である。

【0017】

ここで、本実施態様によれば、 $T_{c1}(0114)$ と $T_{c2}(0114)$ を比較したとき、 $T_{c1}(0114)$ が $T_{c2}(0114)$ よりも大きくなっている。すなわち、 $T_{c2}(0114)$ は $T_{c1}(0114)$ よりも小さくなっている。配向係数 $T_{c2}(0114)$ が高くなると、酸化アルミニウム層10の表面に平行な方向への熱膨張率と、酸化アルミニウム層10の下層の中間層9や炭窒化チタン層8の表面に平行な方向への熱膨張率との差が大きくなり、酸化アルミニウム層10が中間層9や炭窒化チタン層8に対して剥離しやすくなる傾向にある。

【0018】

そこで、酸化アルミニウム層10の $T_{c2}(0114)$ は小さくすることによって、酸化アルミニウム層10の剥離を抑制することができる。 $T_{c2}(0114)$ の望ましい範囲は、0.3~1.5である。

【0019】

また、酸化アルミニウム層10の $T_{c2}(0114)$ と $T_{c1}(0114)$ の測定方法について説明する。酸化アルミニウム層10のX線回折分析は、一般的なCuK α 線を用いたX線回折分析の装置を用いて測定する。X線回折チャートから酸化アルミニウム層10の各結晶面のピーク強度を求めるにあたり、JCPDSカードのNo. 43-1484に記載された各結晶面の回折角を確認して、検出されたピークの結晶面を同定し、そのピーク強度を測定する。

【0020】

ここで、X線回折分析にて検出されるピークの同定はJCPDSカードを用いて行うが、被覆層6に存在する残留応力等によってピークの位置がずれることがある。そのために、検出されたピークが酸化アルミニウム層10のピークであるかどうかを確認するには、酸化アルミニウム層10を研磨した状態でX線回折分析を行い、研磨する前後で検出されるピークを比較する。この差異によって、酸化アルミニウム層10のピークであることを

確認できる。

【0021】

Tc1(hkl)を測定するには、逃げ面3側における酸化アルミニウム層10の表面側から測定される表面側ピークを測定する。具体的には、酸化アルミニウム層10の表面側から酸化アルミニウム層10の基体5側を含めて、酸化アルミニウム層10のピーク強度を測定する。より詳細には、表層11を研磨除去した状態あるいは表層11を研磨しない状態で、被覆層6に対してX線回折分析を行う。得られた各ピークのピーク強度を測定して、配向係数Tc1(hkl)を算出する。なお、表層11を研磨除去する際には、酸化アルミニウム層10の厚みの20%以下の厚みが除去されていてもよい。また、表層11に対して研磨しない状態でX線回折分析を行った場合であっても、酸化アルミニウムの8本のピークが測定できれば良い。なお、表面側ピークは、酸化アルミニウム層10の基体5側の配向状態も含んで検出されるが、酸化アルミニウム層10のX線回折分析の測定面に近い位置の組織状態が、ピークにより大きく影響を及ぼすことから、表面側ピークに及ぼす基体5側の配向状態の影響は小さい。Tc3(hkl)についても、すくい面2側における酸化アルミニウム層10の表面側ピークに基づいて同様に測定する。

10

【0022】

Tc2(hkl)を測定するには、逃げ面3側の酸化アルミニウム層10の一部を研磨して、酸化アルミニウム層10の基体側部分のみを残した状態でピーク強度を測定する。具体的には、まず、被覆層6の酸化アルミニウム層10を酸化アルミニウム層10の研磨前の厚みに対して10~40%の厚みとなるまで研磨する。研磨は、ダイヤモンド砥粒を用いたブラシ加工や弾性砥石による加工、又はブラスト加工等で行う。その後、酸化アルミニウム層10の研磨された部分に対して、酸化アルミニウム層10の表面側部分における測定と同条件でX線回折分析を行い、酸化アルミニウム層10のピークを測定し、配向係数Tc2(hkl)を算出する。

20

【0023】

なお、配向係数TcはJCPDSカードで規定された無配向の標準データに対する比率で求められるので、各結晶面の配向度合いを表す指標である。また、Tc(hkl)の「(hkl)」は配向係数を算出する結晶面を示す。

【0024】

また、本実施態様によれば、逃げ面3側における酸化アルミニウム層10の表面側から測定される表面側ピークにおいて、I(104)およびI(116)が一番目と二番目に強くなっている。これによって、逃げ面3側において微小チップングに起因するフランク摩耗が抑制される傾向にある。I(0114)は八番目以内のピーク強度であり、特に望ましくは三番目から六番目のピーク強度である。

30

【0025】

さらに、本実施態様によれば、逃げ面3側の酸化アルミニウム層の表面側ピークにおけるTc1(104)が、逃げ面3側の酸化アルミニウム層の基体側ピークにおけるTc3(104)よりも大きい。これによって、逃げ面3におけるフランク摩耗を抑制できて、切削工具1の耐欠損性を高める効果がある。

【0026】

なお、試験をした結果、Tc1(104)がTc3(104)よりも大きくなるのみでは、酸化アルミニウム層10の耐チップング性の向上が不十分であり、Tc1(0114)が1.0以上であることによって、酸化アルミニウム層10の耐クレータ摩耗が大幅に向上することがわかった。

40

【0027】

本実施形態においては、配向係数Tc3(104)がTc1(104)よりも小さい。これによって、すくい面2におけるクレータ摩耗が抑制できるとともに、逃げ面3における耐チップング性が抑制できる。

【0028】

炭窒化チタン層8は、いわゆるMT(Moderate Temperature)炭窒化チタン層8aと、

50

H T-炭窒化チタン層 8 b とが、基体側から順に存在する積層体からなる。M T-炭窒化チタン層 8 a は、アセトニトリル (CH_3CN) ガスを原料として含み、成膜温度が $780\sim 900^\circ\text{C}$ と比較的低温で成膜した柱状結晶からなる。H T (High Temperature)-炭窒化チタン層 8 b は、成膜温度が $950\sim 1100^\circ\text{C}$ と高温で成膜した粒状結晶からなる。本実施態様によれば、H T-炭窒化チタン層 8 b の表面には酸化アルミニウム層 10 に向かって先細りする断面視で三角形形状の突起が形成され、これによって、酸化アルミニウム層 10 の密着力が高まり、被覆層 6 の剥離やチッピングを抑えることができる。

【0029】

また、本実施態様によれば、中間層 9 は、H T-炭窒化チタン層 8 b の表面に設けられる。中間層 9 は、チタンと酸素とを含有し、例えば TiAlCN 、 TiCN 等からなり、図 2 はこれらが積層された下部中間層 9 a と上部中間層 9 b とからなっている。これによって、酸化アルミニウム層 10 を構成する酸化アルミニウム粒子は α 型結晶構造となる。 α 型結晶構造からなる酸化アルミニウム層 10 は、硬度が高く、被覆層 6 の耐摩耗性を高めることができる。中間層 9 が、 TiAlCN からなる下部中間層 9 a と、 TiCN からなる上部中間層 9 b との積層構造からなることによって、切削工具 1 の耐欠損性を高める効果がある。なお、炭窒化チタン層 8 は $6.0\sim 13.0\ \mu\text{m}$ の厚みで、また、中間層 9 は $0.05\sim 0.5\ \mu\text{m}$ の厚みで、それぞれ設けられる。

【0030】

さらに、下層 7 及び表層 11 は、窒化チタンにより構成されている。なお、他の実施態様においては、下層 7 および表層 11 の少なくとも一方を備えないものであっても良い。また、下層 7 は $0.1\sim 1.0\ \mu\text{m}$ の厚みで、表層 11 は $0.1\sim 3.0\ \mu\text{m}$ の厚みで設けられる。

【0031】

なお、各層の厚みおよび各層を構成する結晶の性状は、工具 1 の断面における電子顕微鏡写真（走査型電子顕微鏡 (SEM) 写真または透過電子顕微鏡 (TEM) 写真）を観察することにより、測定することが可能である。また、本実施形態においては、被覆層 6 の各層を構成する結晶の結晶形態が柱状であるとは、各結晶の被覆層 6 の厚み方向の長さに対する前記平均結晶幅の比が平均で 0.3 以下の状態を指す。一方、この各結晶の被覆層の厚み方向の長さに対する前記平均結晶幅の比が平均で 0.3 を超えるものは、結晶形態が粒状であると定義する。

【0032】

一方、工具 1 の基体 5 は、炭化タングステン (WC) と、所望により周期表第 4、5、6 族金属の炭化物、窒化物、炭窒化物の群から選ばれる少なくとも 1 種と、からなる硬質相を、コバルト (Co) やニッケル (Ni) 等の鉄属金属からなる結合相にて結合させた超合金や Ti 基サーメット、または Si_3N_4 、 Al_2O_3 、ダイヤモンド、立方晶窒化ホウ素 (cBN) 等のセラミックスが挙げられる。中でも、工具 1 のような切削工具として用いる場合には、基体 5 は、超合金またはサーメットからなることが耐欠損性および耐摩耗性の点でよい。また、用途によっては、基体 5 は炭素鋼、高速度鋼、合金鋼等の金属からなるものであっても良い。

【0033】

さらに、上記切削工具は、すくい面 2 と逃げ面 3 との交差部に形成された切刃 4 を被切削物に当てて切削加工するものであり、上述した優れた効果を発揮することができる。また、本実施形態の被覆工具は、切削工具以外にも、掘削工具、刃物等の各種の用途へ応用可能であり、この場合にも優れた機械的信頼性を有するものである。

【0034】

次に、本発明に係る被覆工具の製造方法について、工具 1 の製造方法の一例を参考にして説明する。

【0035】

まず、基体 5 となる硬質合金を焼成によって形成しうる金属炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物等の無機物粉末に、金属粉末、カーボン粉末等を適宜添加、混合し、プレス成形

10

20

30

40

50

、鑄込成形、押出成形、冷間静水圧プレス成形等の公知の成形方法によって所定の工具形状に成形した後、真空中または非酸化性雰囲気中にて焼成することによって上述した硬質合金からなる基体5を作製する。そして、上記基体5の表面に所望によって研磨加工や切刃部のホーニング加工を施す。

【0036】

次に、その表面に化学気相蒸着（CVD）法によって被覆層を成膜する。

【0037】

まず、反応ガス組成として四塩化チタン（ TiCl_4 ）ガスを0.5～10体積%、窒素（ N_2 ）ガスを10～60体積%、残りが水素（ H_2 ）ガスからなる混合ガスを調整してチャンバ内に導入し、成膜温度を800～940℃、8～50kPaとして、下層7であるTiN層を成膜する。

10

【0038】

その後、反応ガス組成として、体積%で四塩化チタン（ TiCl_4 ）ガスを0.5～10体積%、窒素（ N_2 ）ガスを5～60体積%、アセトニトリル（ CH_3CN ）ガスを0.1～3.0体積%、残りが水素（ H_2 ）ガスからなる混合ガスを調整してチャンバ内に導入し、成膜温度を780～880℃、5～25kPaとして、MT-炭窒化チタン層を成膜する。このとき、アセトニトリル（ CH_3CN ）ガスの含有比率を成膜初期よりも成膜後期で増すことによって、炭窒化チタン層を構成する炭窒化チタン柱状結晶の平均結晶幅を基体側よりも表面側のほうが大きい構成とすることができる。

【0039】

20

次に、炭窒化チタン層8の上側部分を構成するHT-炭窒化チタン層を成膜する。本実施態様によれば、HT-炭窒化チタン層の具体的な成膜条件は、四塩化チタン（ TiCl_4 ）ガスを1～4体積%、窒素（ N_2 ）ガスを5～20体積%、メタン（ CH_4 ）ガスを0.1～10体積%、残りが水素（ H_2 ）ガスからなる混合ガスを調整してチャンバ内に導入し、成膜温度を900～1050℃、5～40kPaとして成膜する。

【0040】

さらに、中間層9を作製する。本実施態様についての具体的な成膜条件は、第1段階として、四塩化チタン（ TiCl_4 ）ガスを3～30体積%、メタン（ CH_4 ）ガスを3～15体積%、窒素（ N_2 ）ガスを5～10体積%、一酸化炭素（ CO ）ガスを0.5～1体積%、三塩化アルミニウム（ AlCl_3 ）ガスを0.5～3体積%、残りが水素（ H_2 ）ガスからなる混合ガスを調整する。これらの混合ガスを調整してチャンバ内に導入し、成膜温度を900～1050℃、5～40kPaとして成膜する。この工程によって、炭窒化チタン層8の表面に凹凸のある中間層9が成膜される。

30

【0041】

続いて、中間層9の第2段階として、四塩化チタン（ TiCl_4 ）ガスを3～15体積%、メタン（ CH_4 ）ガスを3～10体積%、窒素（ N_2 ）ガスを10～25体積%、一酸化炭素（ CO ）ガスを1～5体積%、残りが水素（ H_2 ）ガスからなる混合ガスを調整する。これらの混合ガスを調整してチャンバ内に導入し、成膜温度を900～1050℃、5～40kPaとして成膜する。なお、本工程は上記窒素（ N_2 ）ガスをアルゴン（ Ar ）ガスに変更してもよい。この工程によって、中間層9の表面の凹凸が微細になり、次に成膜される酸化アルミニウム層10中の酸化アルミニウム結晶の成長状態を調整することができる。

40

【0042】

そして、酸化アルミニウム層10を成膜する。まず、酸化アルミニウム結晶の核を形成する。三塩化アルミニウム（ AlCl_3 ）ガスを5～10体積%、塩化水素（ HCl ）ガスを0.1～1.0体積%、二酸化炭素（ CO_2 ）ガスを0.1～5.0体積%、残りが水素（ H_2 ）ガスからなる混合ガスを用い、950～1100℃、5～10kPaとする。この第1段階の成膜によって、成膜される酸化アルミニウム結晶の成長状態を変え、酸化アルミニウム層10のTc（0114）を制御する。

【0043】

50

次に、三塩化アルミニウム (AlCl_3) ガスを 0.5～5.0 体積%、塩化水素 (HCl) ガスを 1.5～5.0 体積%、二酸化炭素 (CO_2) ガスを 0.5～5.0 体積%、硫化水素 (H_2S) ガスを 0～1.0 体積%、残りが水素 (H_2) ガスからなる混合ガスを用い、950～1100℃、5～20kPa に変えて成膜する。この第2段階の成膜工程によって、酸化アルミニウム層 10 の基体側に成膜される酸化アルミニウム結晶の成長状態を調整して、基体側 Tc (0 1 1 4) を制御する。

【0044】

続いて、三塩化アルミニウム (AlCl_3) ガスを 5～15 体積%、塩化水素 (HCl) ガスを 0.5～2.5 体積%、二酸化炭素 (CO_2) ガスを 0.5～5.0 体積%、硫化水素 (H_2S) ガスを 0.0～1.0 体積%、残りが水素 (H_2) ガスからなる混合ガスを用い、950～1100℃、5～20kPa に変更して酸化アルミニウム層 10 を成膜する。この第3段階の成膜工程によって、酸化アルミニウム層 10 の表面側に成膜される酸化アルミニウム結晶の成長状態を調整して、表面側 Tc (0 1 1 4) を制御する。

10

【0045】

そして、所望により、表層 (TiN 層) 11 を成膜する。具体的な成膜条件は、反応ガス組成として四塩化チタン (TiCl_4) ガスを 0.1～10 体積%、窒素 (N_2) ガスを 10～60 体積%、残りが水素 (H_2) ガスからなる混合ガスを調整してチャンバ内に導入し、成膜温度を 960～1100℃、10～85kPa として成膜する。

【0046】

その後、所望により、成膜した被覆層 6 の表面の少なくとも切刃部を研磨加工する。この研磨加工により、切刃部が平滑に加工され、被削材の溶着を抑制して、さらに耐欠損性に優れた工具となる。

20

【実施例】

【0047】

まず、平均粒径 1.2 μm の金属コバルト粉末を 6 質量%、平均粒径 2.0 μm の炭化チタン粉末を 0.5 質量%、平均粒径 2.0 μm の炭化ニオブ粉末を 5 質量%、残部が平均粒径 1.5 μm のタングステンカーバイド粉末の割合で添加、混合し、プレス成形により工具形状 (CNMG120408) に成形した。その後、脱バインダ処理を施し、1500℃、0.01Pa の真空中において、1時間焼成して超合金からなる基体を作製した。その後、作製した基体にブラシ加工をし、切刃となる部分に R ホーニングを施した。

30

【0048】

次に、上記超合金の基体に対して、化学気相蒸着 (CVD) 法により、表 1 の成膜条件で被覆層を成膜して、切削工具を作製した。表 1、2 において、各化合物は化学記号で表記した。

【0049】

上記試料について、まず、すくい面において、被覆層に対して研磨することなく CuK α 線による X 線回折分析を行い、JCPDS カードの (0 1 1 4) 面、(1 0 4) 面、(1 1 6) 面の各結晶面の配向係数 Tc3 (hkl) を算出した。次に、逃げ面の平坦面において、被覆層に対して研磨することなく、CuK α 線による X 線回折分析を行い、酸化アルミニウム層の表面側から測定した表面側ピーク (表中、表面側または表面側ピークと記載) の同定と、各ピークのピーク強度を測定した。また、表面側ピークについて、最も強度の高いピークと 2 番目に強度の高いピークとを確認するとともに、JCPDS カードの (0 1 1 4) 面、(1 0 4) 面、(1 1 6) 面の各結晶面の配向係数 Tc1 (hkl) を算出した。また、逃げ面において、酸化アルミニウム層の厚みの 10～40% の厚みとなるまで研磨し、同様に X 線回折分析によって、酸化アルミニウム層の一部を研磨して基体側部分のみを残した状態で測定した基体側ピーク (表中、基体側と記載) の同定と、各ピークのピーク強度を測定した。得られた各ピークのピーク強度を用いて、(0 1 1 4) 面、(1 0 4) 面、(1 1 6) 面の各結晶面の配向係数 Tc2 (hkl) を算出した。なお、上記 X 線回折測定は、任意の 3 つの試料について測定し、その平均値で評価した。また、上記工具の破断面を走査型電子顕微鏡 (SEM) にて観察し、各層の厚みを測

40

50

定した。結果は表 2 ～ 4 に示した。

【 0 0 5 0 】

次に、得られた切削工具を用いて、下記の条件において、連続切削試験及び断続切削試験を行い、耐磨耗性及び耐欠損性を評価した。結果は表 4 に示した。

（連続切削条件）

被削材：クロムモリブデン鋼材（SCM435）

工具形状：C N M G 1 2 0 4 0 8

切削速度：300 m／分

送り速度：0.3 mm／rev

切り込み：1.5 mm

切削時間：25 分

その他：水溶性切削液使用

評価項目：走査型電子顕微鏡にて刃先ホーニング部分を観察し、実際に摩耗している部分において、逃げ面におけるフランク摩耗幅と、すくい面におけるクレータ摩耗幅を測定。

（断続切削条件）

被削材：クロムモリブデン鋼 4 本溝入り鋼材（SCM440）

工具形状：C N M G 1 2 0 4 0 8

切削速度：300 m／分

送り速度：0.3 mm／rev

切り込み：1.5 mm

その他：水溶性切削液使用

評価項目：欠損に至る衝撃回数を測定。

【 0 0 5 1 】

【表 1】

被覆層	混合ガス組成(体積%)	炉内温度 (°C)	圧力 (kPa)
TiN-1	TiCl ₄ :2.5,N ₂ :23,H ₂ :残	900	16
TiCN-1(MT)	TiCl ₄ :1.0,N ₂ :10,CH ₃ CN:0.1→0.4,H ₂ :残	850	9
TiCN-2(HT)	TiCl ₄ :1.0,N ₂ :10,CH ₄ :2.0,H ₂ :残	1010	9
TiAlCNO-1	TiCl ₄ :7.0,CH ₄ :5.5,N ₂ :5.0,CO:0.5,AlCl ₃ :1.5,H ₂ :残	1000	15
TiCNO-1	TiCl ₄ :7.0,CH ₄ :3.5,N ₂ :15.0,CO:3.0,H ₂ :残	1000	15
Al ₂ O ₃ -1	AlCl ₃ :7.0,HCl:0.5,CO ₂ :1.0,H ₂ :残	1000	10
Al ₂ O ₃ -2	AlCl ₃ :4.0,HCl:2.0,CO ₂ :1.0,H ₂ S:0.4,H ₂ :残	1000	10
Al ₂ O ₃ -3	AlCl ₃ :7.0,HCl:1.0,CO ₂ :1.0,H ₂ S:0.4,H ₂ :残	1000	10
Al ₂ O ₃ -4	AlCl ₃ :2.5→5.0,HCl:2.0→0.7,CO ₂ :1.3,H ₂ S:0.1,H ₂ :残	1000	10
Al ₂ O ₃ -5	AlCl ₃ :7.0,HCl:1.0,CO ₂ :1.5,H ₂ :残	1000	10
Al ₂ O ₃ -6	AlCl ₃ :6.0,HCl:1.0,CO ₂ :1.3,H ₂ S:0.4,H ₂ :残	1000	10
Al ₂ O ₃ -7	AlCl ₃ :4.3,HCl:2.0,CO ₂ :3.0,H ₂ S:0.7,H ₂ :残	970	20
Al ₂ O ₃ -8	AlCl ₃ :8.0,HCl:0.5,CO ₂ :3.0,H ₂ S:0.7,H ₂ :残	1050	10
Al ₂ O ₃ -9	AlCl ₃ :5.0→12,HCl:2.0→1.5,CO ₂ :3.5,H ₂ S:0.3,H ₂ :残	990	10
TiN-2	TiCl ₄ :2.0,N ₂ :44,H ₂ :残	1010	80

*TiCN1(MT):

混合ガス中のCH₃CNの混合量を0.1から0.4体積%へ連続的に変化させた。

*Al₂O₃-3,Al₂O₃-8:

混合ガス中の各ガス(AlCl₃、CO₂、H₂S)の添加量をxからyへ連続的に変化させた。

【 0 0 5 2 】

【表 2】

試料 No	被覆層 ^{注1)}								
	下層	TiCN層		中間層		Al ₂ O ₃ 層			表層
1	—	TiCN-1 (9)	TiCN-2 (0.2)	TiAlCNO-1 (0.2)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -1 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -2 (2)	Al ₂ O ₃ -3 (5)	TiN-2 (1.0)
2	TiN-1 (0.5)	TiCN-1 (9)	TiCN-2 (0.5)	TiAlCNO-1 (0.1)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -1 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -4 (7)		TiN-2 (2.0)
3	TiN-1 (0.5)	TiCN-1 (12)	TiCN-2 (0.1)	TiAlCNO-1 (0.05)	TiCNO-1 (0.05)	Al ₂ O ₃ -5 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -2 (3)	Al ₂ O ₃ -6 (4)	TiN-2 (1.5)
4	TiN-1 (1)	TiCN-1 (8)	TiCN-2 (0.3)	TiAlCNO-1 (0.1)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -1 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -7 (1)	Al ₂ O ₃ -8 (6)	—
5	TiN-1 (0.5)	TiCN-1 (6)	TiCN-2 (0.5)	—	TiCNO-1 (0.5)	Al ₂ O ₃ -1 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -9 (7)		TiN-2 (3)
6	TiN-1 (1)	TiCN-1 (8)	TiCN-2 (0.3)	TiAlCNO-1 (0.1)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -1 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -7 (4)	Al ₂ O ₃ -8 (4)	TiN-2 (1.0)
7	—	TiCN-1 (12)	TiCN-2 (0.2)	TiAlCNO-1 (0.2)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -5 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -2 (3)	Al ₂ O ₃ -3 (3)	TiN-2 (1.0)
8	TiN-1 (1)	TiCN-1 (6)	TiCN-2 (0.5)	TiAlCNO-1 (0.1)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -2 (7)			TiN-2 (1)
9	TiN-1 (0.5)	TiCN-1 (9)	TiCN-2 (0.1)	TiAlCNO-1 (0.1)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -5 (<0.1)	Al ₂ O ₃ -3 (2)	Al ₂ O ₃ -2 (5)	TiN-2 (0.5)
10	TiN-1 (0.5)	TiCN-1 (10)	TiCN-2 (0.3)	TiAlCNO-1 (0.1)	TiCNO-1 (0.1)	Al ₂ O ₃ -4 (7)			TiN-2 (2.0)

注1) ()表記は層の厚み(単位 μm)を示す。

【 0 0 5 3 】

【表 3】

試料 No	Al ₂ O ₃ 層の配向係数T _c								
	T _c 2(0 1 14)	T _c 1(0 1 14)	T _c 2(116)	T _c 1(116)	T _c 2(104)	T _c 1(104)	T _c 3(0 1 14)	T _c 3(116)	T _c 3(104)
1	0.4	1.3	0.4	0.8	0.7	2.3	1.2	0.7	2.2
2	0.7	2.3	0.4	1.5	1.1	2.6	1.8	1.4	2.3
3	0.5	1.8	0.3	1.1	0.6	2.2	1.7	1.0	2.1
4	1.0	2.5	0.7	2.0	1.7	3.0	1.5	1.7	2.7
5	0.8	1.0	0.5	0.7	1.5	1.7	1.0	0.7	1.5
6	1.3	3.2	2.2	3.5	2.1	2.5	1.6	3.2	2.3
7	1.0	1.0	0.2	0.9	0.5	1.7	0.9	0.8	1.6
8	0.8	0.8	0.4	1.2	1.2	2.1	0.8	1.2	2.1
9	0.9	0.5	0.7	0.5	1.7	2.0	0.5	0.5	2.0
10	0.6	0.9	0.4	0.9	0.8	1.8	0.9	0.9	1.8

【 0 0 5 4 】

【表 4】

試料 No	表面側ピーク		切削性能		
	一番目に 強いピーク	二番目に 強いピーク	クレタ摩耗幅 Kb(mm)	フランク摩耗幅 Vb(mm)	衝撃回数 (回)
1	(104)	(116)	0.23	0.18	3200
2	(104)	(116)	0.14	0.13	3500
3	(104)	(116)	0.18	0.15	3300
4	(104)	(116)	0.13	0.10	3600
5	(110)	(104)	0.29	0.22	3000
6	(116)	(104)	0.12	0.09	3550
7	(104)	(110)	0.29	0.22	2900
8	(104)	(012)	0.41	0.33	2600
9	(012)	(110)	0.50	0.45	2300
10	(104)	(110)	0.38	0.30	2500

10

【0055】

表1～4の結果によれば、逃げ面における酸化アルミニウム層の表面側ピークのTc1(0 1 1 4)が1.0未満の試料No. 8～10は、いずれも、摩耗の進行が早く、かつ酸化アルミニウム層が衝撃によって剥離しやすいものであった。

【0056】

20

一方、Tc1(0 1 1 4)が1.0以上の試料No. 1～7においては、酸化アルミニウム層の微小チップングが抑制されるとともに、剥離もほとんど発生しなかった。特に、酸化アルミニウム層の表面側ピークにおいて、(104)面および(116)面が1番目と2番目に高いピークからなる試料No. 1～4、6に関しては、試料No. 5、7に比べてクレタ摩耗幅がより小さく、耐摩耗性について特に優れていた。また、基体側の配向係数Tc2(0 1 1 4)が表面側の配向係数Tc1(0 1 1 4)よりも小さい試料No. 1～6は、特にクレタ摩耗が小さかった。さらに、すくい面における表面側ピークの配向係数Tc3(104)が、逃げ面における表面側ピークの配向係数Tc1(104)よりも小さい試料No. 1～6は、特に欠損に至る衝撃回数が多くなった。

【符号の説明】

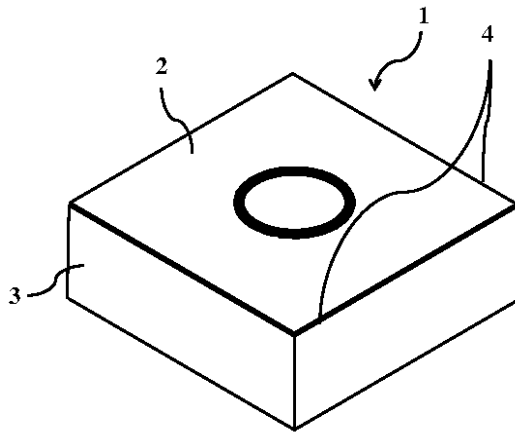
30

【0057】

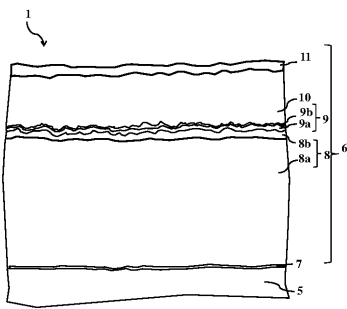
- 1・・・切削工具
- 2・・・すくい面
- 3・・・逃げ面
- 4・・・切刃
- 5・・・基体
- 6・・・被覆層
- 7・・・下層
- 8・・・炭窒化チタン層
 - 8a・・・MTー炭窒化チタン層
 - 8b・・・HTー炭窒化チタン層
- 9・・・中間層
 - 9a・・・下部中間層
 - 9b・・・上部中間層
- 10・・・酸化アルミニウム層
- 11・・・表層

40

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

- (56)参考文献 特開平06-316758 (JP, A)
国際公開第2009/096476 (WO, A1)
特開2002-167639 (JP, A)
特開2014-121739 (JP, A)
米国特許出願公開第2015/0003925 (US, A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
B23B 27/14
B23C 5/16
C23C 16/30