(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016 年 6 月 2 日(02.06.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/084938 A1

(51) 国際特許分類:
B23B 27/14 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2015/083400

(22) 国際出願日: 2015 年 11 月 27 日(27.11.2015)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2014-240834 2014 年 11 月 28 日(28.11.2014) JP
特願 2015-229738 2015 年 11 月 25 日(25.11.2015) JP

(71) 出願人: 三菱マテリアル株式会社(**MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION**) [JP/JP]; 〒 1008117 東京都千代田区大手町一丁目３番２号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 佐藤　賢一(**SATO Kenichi**); 〒3110102 茨城県那珂市向山１００２番地１４　三菱マテリアル株式会社　中央研究所内 Ibaraki (JP). 龍岡翔(**TATSUOKA Sho**); 〒3110102 茨城県那珂市向山１００２番地１４　三菱マテリアル株式会社　中央研究所内 Ibaraki (JP). 山口　健志(**YAMAGUCHI Kenji**); 〒3110102 茨城県那珂市向山１００２番地１４　三菱マテリアル株式会社　中央研究所内 Ibaraki (JP).

(74) 代理人: 志賀　正武, 外(**SHIGA Masatake** et al.); 〒 1006620 東京都千代田区丸の内一丁目９番２号 Tokyo (JP).

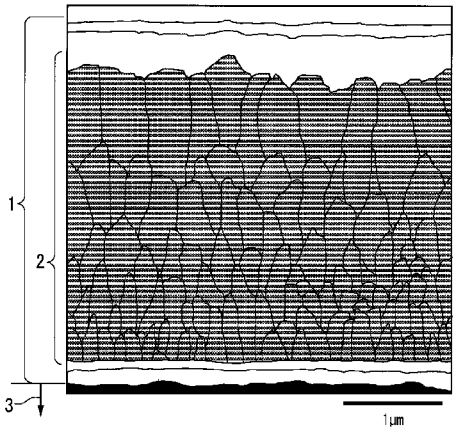
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC,

[続葉有]

(54) **Title**: SURFACE-COATED CUTTING TOOL

(54) 発明の名称 : 表面被覆切削工具



(57) **Abstract**: Provided is a surface-coated cutting tool having a hard coating layer which comprises a composite nitride or composite carbonitride layer (2) represented by the compositional formula: $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$ (wherein Me represents at least one element selected from Si, Zr, B, V and Cr), wherein the average Al content ratio X_{avg}, the average Me content ratio Y_{avg} and the average C content ratio Z_{avg} satisfy the formulae: $0.60 \leq X_{avg}$, $0.005 \leq Y_{avg} \leq 0.10$, $0 \leq Z_{avg} \leq 0.005$, and $0.605 \leq X_{avg} + Y_{avg} \leq 0.95$, crystal grains each having a cubic crystal structure are contained in crystal grains that constitute the composite nitride or composite carbonitride layer (2), and a specific periodic change in the compounding ratio of Ti, Al and Me occurs in the crystal grains each having a cubic crystal structure.

(57) 要約:　硬質被覆層が、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）で表される複合窒化物または複合炭窒化物層（２）（但し、Ｍｅは、Ｓｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素）を含み、Ａｌの平均含有割合X_{avg}、Ｍｅの平均含有割合Y_{avg}、Ｃの平均含有割合Z_{avg}が、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg} + Y_{avg} \leqq 0.95$を満足し、複合窒化物または複合炭窒化物層（２）を構成する結晶粒は、立方晶構造を有するものが存在し、立方晶構造を有する結晶粒内に、ＴｉとＡｌとＭｅの所定の周期の組成変化が存在する表面被覆切削工具を提供する。

WO 2016/084938 A1

MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

明　細　書

発明の名称 ： 表面被覆切削工具

技術分野

[0001]　本発明は、合金鋼等の高熱発生を伴うとともに、切刃に対して衝撃的な負荷が作用する高速断続切削加工で、硬質被覆層がすぐれた耐チッピング性を備えることにより、長期の使用に亘ってすぐれた切削性能を発揮する表面被覆切削工具（以下、被覆工具という）に関するものである。

本願は、２０１４年１１月２８日に日本に出願された特願２０１４－２４０８３４号、および２０１５年１１月２５日に日本に出願された特願２０１５－２２９７３８号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002]　従来、一般に、炭化タングステン（以下、ＷＣで示す）基超硬合金、炭窒化チタン（以下、ＴｉＣＮで示す）基サーメットあるいは立方晶窒化ホウ素（以下、ｃＢＮで示す）基超高圧焼結体で構成された基体（以下、これらを総称して基体という）の表面に、硬質被覆層として、Ｔｉ－Ａｌ系の複合窒化物層を物理蒸着法により被覆形成した被覆工具が知られており、これらは、すぐれた耐摩耗性を発揮することが知られている。

ただ、前記従来のＴｉ－Ａｌ系の複合窒化物層を被覆形成した被覆工具は、比較的耐摩耗性にすぐれるものの、高速断続切削条件で用いた場合にチッピング等の異常損耗を発生しやすいことから、硬質被覆層の改善についての種々の提案がなされている。

[0003]　例えば、特許文献１には、ＴｉＣＮ層、Al_2O_3層を内層として、その上に、化学蒸着法により、立方晶結晶構造あるいは六方晶結晶構造を含む立方晶結晶構造の（$Ti_{1-x}Al_x$）Ｎ層（但し、ｘは０．６５～０．９）を外層として被覆するとともに、該外層に１００～１１００ＭＰａの圧縮応力を付与することにより、被覆工具の耐熱性と疲労強度を改善することが提案されている。

[0004] また、特許文献２には、工具基体と、その基体上に形成された硬質被覆層とを備える表面被覆切削工具であって、硬質被覆層は、ＡｌまたはＣｒのいずれか一方または両方の元素と、周期律表４ａ，５ａ，６ａ族元素およびＳｉからなる群から選ばれる少なくとも１種の元素と、炭素、窒素、酸素およびホウ素からなる群から選ばれる少なくとも１種の元素とにより構成される化合物と、塩素とを含むことにより、硬質被覆層の耐摩耗性と耐酸化性とを飛躍的に向上することが開示されている。

[0005] また、特許文献３には、$TiCl_4$、$AlCl_3$、NH_3の混合反応ガス中で、６５０～９００℃の温度範囲において化学蒸着を行うことにより、Ａｌの含有割合ｘの値が０．６５～０．９５である（$Ti_{1-x}Al_x$）Ｎ層を蒸着形成できることが記載されているが、この文献では、この（$Ti_{1-x}Al_x$）Ｎ層の上にさらにAl_2O_3層を被覆し、これによって断熱効果を高めることを目的とするものであって、ｘの値を０．６５～０．９５まで高めた（$Ti_{1-x}Al_x$）Ｎ層の形成によって、切削性能へ如何なる影響があるかという点についてまでの開示はない。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：日本国特表２０１１－５１３５９４号公報（Ａ）

特許文献2：日本国特開２００６－８２２０７号公報（Ａ）

特許文献3：日本国特表２０１１－５１６７２２号公報（Ａ）

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 近年の切削加工における省力化および省エネ化の要求は強く、これに伴い、切削加工は一段と高速化、高効率化の傾向にあり、被覆工具には、より一層、耐チッピング性、耐欠損性、耐剥離性等の耐異常損傷性が求められるとともに、長期の使用に亘ってのすぐれた耐摩耗性が求められている。

しかし、前記特許文献１に記載されている被覆工具は、所定の硬さを有し

耐摩耗性にはすぐれるものの、靭性に劣ることから、合金鋼の高速断続切削加工等に供した場合には、チッピング、欠損、剥離等の異常損傷が発生しやすく、満足できる切削性能を発揮するとは言えないという課題があった。

また、特許文献２に記載されている被覆工具は、耐摩耗性、耐酸化特性を向上させることを意図しているが、高速断続切削等の衝撃が伴うような切削条件下では、耐チッピング性が十分でないという課題があった。

一方、前記特許文献３に記載されている化学蒸着法で蒸着形成した（$Ti_{1-x}Al_x$）Ｎ層については、Ａｌ含有割合ｘを高めることができ、また、立方晶結晶構造を形成させることができることから、所定の硬さを有し耐摩耗性にすぐれた硬質被覆層が得られるものの、基体との密着強度は十分でなく、また、靭性に劣るという課題があった。

[0008] そこで、本願発明が解決しようとする技術的課題、すなわち、本願発明の目的は、合金鋼、炭素鋼、鋳鉄等の高速断続切削等に供した場合であっても、すぐれた靭性を備え、長期の使用に亘ってすぐれた耐チッピング性、耐摩耗性を発揮する被覆工具を提供することである。

課題を解決するための手段

[0009] そこで、本発明者らは、前述の観点から、少なくともＴｉとＡｌの複合窒化物または複合炭窒化物（以下、「（Ｔｉ，Ａｌ）（Ｃ，Ｎ）」あるいは「（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）」で示すことがある）を含む硬質被覆層を形成した被覆工具の耐チッピング性、耐摩耗性の改善をはかるべく、鋭意研究を重ねた結果、次のような知見を得た。

[0010] 即ち、従来の少なくとも１層の（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）層を含み、かつ所定の平均層厚を有する硬質被覆層は、（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）層が工具基体に垂直方向に柱状をなして形成されている場合、高い耐摩耗性を有する。その反面、（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）層の異方性が高くなるほど（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）層の靭性が低下し、その結果、耐チッピング性、耐欠損性が低下し、長期の使用に亘って十分な耐摩耗性を発揮することができず、また、工具寿命も満足できるものであるとはいえなかった。

そこで、本発明者らは、硬質被覆層を構成する（$Ti_{1-x}Al_x$）（C_yN_{1-y}）層について鋭意研究したところ、硬質被覆層にＳｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素（以下、「Ｍｅ」で示す。）を含有させ（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層を主としてＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒で構成し、かつ、かつ、立方晶結晶相内にＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化（含有割合）を形成させるという全く新規な着想により、立方晶結晶粒に歪みを生じさせ、硬さと靭性を高めることに成功し、その結果、硬質被覆層の耐チッピング性、耐欠損性を向上させることができるという新規な知見を見出した。

[0011] 具体的には、硬質被覆層が、平均層厚１～２０μｍのＴｉとＡｌとＭｅ（但し、Ｍｅは、Ｓｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素）の複合窒化物または複合炭窒化物層を少なくとも含み、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）で表した場合、ＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合X_{avg}およびＭｅのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合Y_{avg}ならびにＣのＣとＮの合量に占める平均含有割合Z_{avg}（但し、X_{avg}、Y_{avg}、Z_{avg}はいずれも原子比）が、それぞれ、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg}+Y_{avg} \leqq 0.95$を満足し、前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒を含み（あるいはさらにウルツ鉱型の六方晶構造を有する結晶粒を含み）、前記複合窒化物または複合炭窒化物層内のＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の結晶方位を、電子線後方散乱回折装置を用いて縦断面方向から解析した場合、工具基体表面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線がなす傾斜角を測定し、該傾斜角のうち法線方向に対して０～４５度の範囲内にある傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計し傾斜角度数分布を求めたとき、０～１２度の範囲内の傾斜角区分に最高ピークが存在すると共に、前記０～１２度の範囲内に存在する度数の合計が、前記傾斜角度数分布における度

数全体の３５％以上の割合を示し、前記ＮａＣｌ型の面心立方構造の結晶粒内に、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）におけるＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化（含有割合）が存在し（即ち、ｘ、ｙ、ｚは、一定値ではなく、周期的に変化する値である）、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極大値の平均値をX_{max}、また、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極小値の平均値をX_{min}とした場合、X_{max}とX_{min}の差Δｘが０．０３～０．２５であり、前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒において、その工具基体表面の法線方向に沿った周期が３～１００ｎｍであることにより、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒に歪みを生じさせ、従来の硬質被覆層に比して、（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層の硬さと靭性が高まり、その結果、耐チッピング性、耐欠損性が向上し、長期に亘ってすぐれた耐摩耗性を発揮することを見出した。

[0012] そして、前述のような構成の（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層は、例えば、工具基体表面において反応ガス組成を周期的に変化させる以下の化学蒸着法によって成膜することができる。

用いる化学蒸着反応装置へは、NH_3とN_2とH_2からなるガス群Ａと、$TiCl_4$、$Al(CH_3)_3$、$AlCl_3$、$MeCl_n$（Ｍｅの塩化物）、NH_3、N_2、H_2からなるガス群Ｂがおのおの別々のガス供給管から反応装置内へ供給され、ガス群Ａとガス群Ｂの反応装置内への供給は、例えば、一定の周期の時間間隔で、その周期よりも短い時間だけガスが流れるように供給し、ガス群Ａとガス群Ｂのガス供給にはガス供給時間よりも短い時間の位相差が生じるようにして、工具基体表面における反応ガス組成を、（Ｉ）ガス群Ａ、（ＩＩ）ガス群Ａとガス群Ｂの混合ガス、（ＩＩＩ）ガス群Ｂと時間的に変化させることができる。ちなみに、本発明においては、厳密なガス置換を意図した長時間の排気工程を導入する必要は無い。従って、ガス供給方法としては、例えば、ガス供給口を回転させたり、工具基体を回転させたり、工具基体を往復運動させたりして、工具基体表面における反応ガス組成を、（Ｉ

）ガス群Ａを主とする混合ガス、（ＩＩ）ガス群Ａとガス群Ｂの混合ガス、（ＩＩＩ）ガス群Ｂを主とする混合ガス、と時間的に変化させることでも実現する事が可能である。

工具基体表面に、反応ガス組成（ガス群Ａおよびガス群Ｂを合わせた全体に対する容量％）を、例えば、ガス群ＡとしてNH_3：１．０～１．５％、N_2：０～５％、H_2：５５～６０％、ガス群Ｂとして$AlCl_3$：０．６～０．９％、$TiCl_4$：０．２～０．３％、$MeCl_n$（Ｍｅの塩化物）：０．１～０．２％、$Al(CH_3)_3$：０～０．５％、N_2：０．０～１２．０％、H_2：残、反応雰囲気圧力：４．５～５．０ｋＰａ、反応雰囲気温度：７００～９００℃、供給周期１～５秒、１周期当たりのガス供給時間０．１５～０．２５秒、ガス供給Ａとガス供給Ｂの位相差０．１０～０．２０秒として、所定時間、熱ＣＶＤ法を行うことにより、所定の目標層厚の$(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$層を成膜する。

[0013] 前述のようにガス群Ａとガス群Ｂが工具基体表面に到達する時間に差が生じるように供給し、ガス群Ａにおける窒素原料ガスとしてNH_3：１．０～１．５％、N_2：０～５％、と設定し、ガス群Ｂにおける金属塩化物原料あるいは炭素原料である$AlCl_3$：０．６～０．９％、$TiCl_4$：０．２～０．３％、$MeCl_n$（Ｍｅの塩化物）：０．１～０．２％、$Al(CH_3)_3$：０～０．５％と設定する事により、結晶粒内に局所的な組成のムラ、転位や点欠陥の導入による結晶格子の局所的な歪みが形成され、なおかつ結晶粒の工具基体表面側と皮膜表面側での｛１１１｝配向の度合いを変化させることが出来る。その結果、耐摩耗性を維持しつつ靭性が飛躍的に向上することを見出した。その結果、特に、耐欠損性、耐チッピング性が向上し、切れ刃に断続的・衝撃的負荷が作用する合金鋼等の高速断続切削加工に用いた場合においても、硬質被覆層が、長期の使用に亘ってすぐれた切削性能を発揮し得ることを見出した。

[0014] 本願発明は、前記知見に基づいてなされたものであって、以下の態様を有する。

（１）炭化タングステン基超硬合金、炭窒化チタン基サーメットまたは立方晶窒化ホウ素基超高圧焼結体のいずれかで構成された工具基体の表面に、硬質被覆層が形成されている表面被覆切削工具において、

（ａ）前記硬質被覆層は、平均層厚１～２０μｍのＴｉとＡｌとＭｅ（但し、Ｍｅは、Ｓｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素）の複合窒化物または複合炭窒化物層を少なくとも含み、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）で表した場合、複合窒化物または複合炭窒化物層のＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合X_{avg}およびＭｅのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合Y_{avg}ならびにＣのＣとＮの合量に占める平均含有割合Z_{avg}（但し、X_{avg}、Y_{avg}、Z_{avg}はいずれも原子比）が、それぞれ、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg}+Y_{avg} \leqq 0.95$を満足し、

（ｂ）前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の相を少なくとも含み、

（ｃ） 前記複合窒化物または複合炭窒化物層内のＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の結晶方位を、電子線後方散乱回折装置を用いて縦断面方向から解析した場合、工具基体表面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線がなす傾斜角を測定し、該傾斜角のうち法線方向に対して０～４５度の範囲内にある傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計し傾斜角度数分布を求めたとき、０～１２度の範囲内の傾斜角区分に最高ピークが存在すると共に、前記０～１２度の範囲内に存在する度数の合計が、前記傾斜角度数分布における度数全体の３５％以上の割合を示し、

（ｄ）また、前記ＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒内に、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）におけるＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在し、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極大値の平均値をX_{max}、また、

ＡＩの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極小値の平均値をX_{min}とした場合、X_{max}とX_{min}の差Δｘが０．０３～０．２５であり、

（ｅ）前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡＩとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣＩ型の面心立方構造を有する結晶粒において、その工具基体表面の法線方向に沿った周期が３～１００ｎｍであることを特徴とする表面被覆切削工具。

（２）前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡＩとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣＩ型の面心立方構造を有する結晶粒において、ＴｉとＡＩとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位に沿った周期が３～１００ｎｍであり、その方位に直交する面内でのＡＩの含有割合ｘの変化量の最大値ΔＸｏは０．０１以下であること特徴とする前記（１）に記載の表面被覆切削工具。

（３）前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡＩとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣＩ型の面心立方構造を有する結晶粒において、

（ａ）ＴｉとＡＩとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Aとすると、方位d_Aに沿った周期が３～３０ｎｍであり、方位d_Aに直交する面内でのＡＩの含有割合ｘの変化量の最大値ΔXod_Aは０．01以下である領域Ａ、

（ｂ）ＴｉとＡＩとＭｅの周期的な濃度変化が、方位d_Aと直交する立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Bとすると、方位d_Bに沿った周期が３～３０ｎｍであり、方位d_Bに直交する面内でのＡＩの含有割合ｘの変化量の最大値ΔXod_Bは０．０１以下である領域Ｂ、

前記領域Ａおよび領域Ｂが結晶粒内に存在し、前記領域Ａと領域Ｂの境界が｛１１０｝で表される等価な結晶面のうちの一つの面に形成されることを

特徴とする前記（１）に記載の表面被覆切削工具。

（４）前記複合窒化物または複合炭窒化物層について、Ｘ線回折からＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒の格子定数ａを求め、前記ＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒の格子定数ａが、立方晶ＴｉＮの格子定数a_{TiN}と立方晶ＡｌＮの格子定数a_{AlN}に対して、$0.05a_{TiN}+0.95a_{AlN} \leqq a \leqq 0.4a_{TiN}+0.6a_{AlN}$の関係を満たすことを特徴とする前記（１）から前記（３）のいずれかひとつに記載の表面被覆切削工具。

（５）前記複合窒化物または複合炭窒化物層について、該層の縦断面方向から観察した場合に、該層内のＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の平均粒子幅Ｗが０．１～２．０μｍ、平均アスペクト比Ａが２～１０である柱状組織を有することを特徴とする前記（１）から前記（４）のいずれかひとつに記載の表面被覆切削工具。

（６）前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の面積割合が７０面積％以上であることを特徴とする前記（１）から前記（５）のいずれかひとつに記載の表面被覆切削工具。

（７）前記炭化タングステン基超硬合金、炭窒化チタン基サーメットまたは立方晶窒化ホウ素基超高圧焼結体のいずれかで構成された工具基体と前記ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層の間に、Ｔｉの炭化物層、窒化物層、炭窒化物層、炭酸化物層および炭窒酸化物層のうちの１層または２層以上からなり、かつ、０．１～２０μｍの合計平均層厚を有するＴｉ化合物層を含む下部層が存在することを特徴とする前記（１）から前記（６）のいずれかひとつに記載の表面被覆切削工具。

（８）前記複合窒化物または複合炭窒化物層の上部に、少なくとも酸化アルミニウム層を含む上部層が１～２５μｍの合計平均層厚で存在することを特徴とする前記（１）から前記（７）のいずれかひとつに記載の表面被覆切削工具。

（９）前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、少なくとも、トリメチルアルミニウムを反応ガス成分として含有する化学蒸着法により成膜されたものであることを特徴とする前記（１）乃至から前記（８）のいずれかひとつに記載の表面被覆切削工具の製造方法。　なお、本願発明の一態様である表面被覆切削工具における硬質被覆層（以下、「本発明の硬質被覆層」と称する）は、前述のような複合窒化物または複合炭窒化物層をその本質的構成とするが、さらに、従来から知られている前記（７）の下部層や前記（８）の上部層などと併用することにより、複合窒化物または複合炭窒化物層が奏する効果と相俟って、一層すぐれた特性を創出することができることは言うまでもない。

[0015]　本願発明について、以下に詳細に説明する。

[0016]　硬質被覆層を構成する複合窒化物または複合炭窒化物層２の平均層厚：

図１に、本発明の硬質被覆層を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層の断面模式図を示す。

本願発明の硬質被覆層は、組成式：$(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$で表されるＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２を少なくとも含む。この複合窒化物または複合炭窒化物層２は、硬さが高く、すぐれた耐摩耗性を有するが、特に平均層厚が１～２０μｍのとき、その効果が際立って発揮される。その理由は、平均層厚が１μｍ未満では、層厚が薄いため長期の使用に亘っての耐摩耗性を十分確保することができず、一方、その平均層厚が２０μｍを越えると、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２の結晶粒が粗大化し易くなり、チッピングを発生しやすくなる。したがって、その平均層厚を１～２０μｍと定めた。

特に必須な構成ではないが、より好ましい平均層厚は３～１５μｍである。さらに好ましい平均層厚は４～１０μｍである。

[0017] 硬質被覆層を構成する複合窒化物または複合炭窒化物層２の組成：

本発明の硬質被覆層を構成する複合窒化物または複合炭窒化物層２は、組成式：$(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$で表した場合（但し、Ｍｅは

、Ｓｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素）、ＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合X_{avg}およびＭｅのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合Y_{avg}ならびにＣのＣとＮの合量に占める平均含有割合Z_{avg}（但し、X_{avg}、Y_{avg}、Z_{avg}はいずれも原子比）が、それぞれ、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg} + Y_{avg} \leqq 0.95$を満足するように制御する。

その理由は、Ａｌの平均含有割合X_{avg}が０．６０未満であると、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２の硬さに劣るため、合金鋼等の高速断続切削に供した場合には、耐摩耗性が十分でない。

また、Ｍｅの平均含有割合Y_{avg}が０．００５未満であると、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２の硬さに劣るため、合金鋼等の高速断続切削に供した場合には、耐摩耗性が十分でない。一方、０．１０を超えると粒界へのＭｅの偏析等により、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２の靭性が低下し、合金鋼等の高速断続切削に供した場合には、耐チッピング性が十分でない。したがって、Ｍｅの平均含有割合Y_{avg}は、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$と定めた。

一方、Ａｌの平均含有割合X_{avg}とＭｅの平均含有割合Y_{avg}との和$X_{avg} + Y_{avg}$が０．６０５未満であると、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２の硬さに劣るため、合金鋼等の高速断続切削に供した場合には、耐摩耗性が十分でなく、０．９５を超えると、相対的にＴｉの含有割合が減少するため、脆化を招き、耐チッピング性が低下する。したがって、Ａｌの平均含有割合X_{avg}とＭｅの平均含有割合Y_{avg}との和$X_{avg} + Y_{avg}$は、$0.605 \leqq X_{avg} + Y_{avg} \leqq 0.95$と定めた。

ここで、Ｍｅの具体的な成分としては、Ｓｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素を使用する。

Ｍｅとして、Y_{avg}が０．００５以上になるようにＳｉ成分あるいはＢ成分を使用した場合には、複合窒化物または複合炭窒化物層２の硬さが向上するため耐摩耗性の向上が図られ、Ｚｒ成分は結晶粒界を強化する作用を有し、

また、Ｖ成分は靭性を向上することから、耐チッピング性のより一層の向上が図られ、Ｃｒ成分は耐酸化性を向上させることから、工具寿命のよりいっそう長寿命化が期待される。しかし、いずれの成分も、平均含有割合Y_{avg}が０．１０を超えると、相対的にＡｌ成分、Ｔｉ成分の平均含有割合が減少することから、耐摩耗性あるいは耐チッピング性が低下傾向を示すようになるため、Y_{avg}が０．１０を超えるような平均含有割合となることは避けなければならない。

また、複合窒化物または複合炭窒化物層２に含まれるＣの平均含有割合（原子比）Z_{avg}は、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$の範囲の微量であるとき、複合窒化物または複合炭窒化物層２と工具基体３もしくは下部層との密着性が向上し、かつ、潤滑性が向上することによって切削時の衝撃を緩和し、結果として複合窒化物または複合炭窒化物層２の耐欠損性および耐チッピング性が向上する。一方、Ｃの平均含有割合Z_{avg}が$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$の範囲を逸脱すると、複合窒化物または複合炭窒化物層２の靭性が低下するため耐欠損性および耐チッピング性が逆に低下するため好ましくない。したがって、Ｃの平均含有割合Z_{avg}は、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$と定めた。

特に必須な構成ではないが、より好ましいX_{avg}、Y_{avg}およびZ_{avg}は、それぞれ、$0.70 \leqq X_{avg} \leqq 0.85$、$0.01 \leqq Y_{avg} \leqq 0.05$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.003$、$0.7 \leqq X_{avg} + Y_{avg} \leqq 0.90$である。

[0018] ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２（（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層）内のＮａＣｌ型の面心立方構造を有する個々の結晶粒の結晶面である｛１１１｝面についての傾斜角度数分布：

本願発明の前記（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層について、電子線後方散乱回折装置を用いてＮａＣｌ型の面心立方構造を有する個々の結晶粒の結晶方位を、その縦断面方向から解析した場合、工具基体表面の法線５（断面研磨面における工具基体表面４と垂直な方向）に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線がなす傾斜角６（図２Ａおよび図２Ｂ参照）を測定し、その傾斜角のうち、法線方向に対して０～４５度の範囲内にあ

る傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計したとき、０～１２度の範囲内の傾斜角区分に最高ピークが存在すると共に、前記０～１２度の範囲内に存在する度数の合計が、傾斜角度数分布における度数全体の３５％以上の割合となる傾斜角度数分布形態を示す場合に、前記ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２からなる硬質被覆層は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を維持したままで高硬度を有し、しかも、前述したような傾斜角度数分布形態によって硬質被覆層と基体との密着性が飛躍的に向上する。

したがって、このような被覆工具は、例えば、合金鋼の高速断続切削等に用いた場合であっても、チッピング、欠損、剥離等の発生が抑えられ、しかも、すぐれた耐摩耗性を発揮する。

図３Ａおよび図３Ｂに、本発明の一実施形態および比較である立方晶構造を有する結晶粒について上記の方法で測定し、求めた傾斜角度数分布の一例をグラフとして示す。

[0019] 複合窒化物または複合炭窒化物層２を構成するＮａＣｌ型の面心立方構造（以下、単に「立方晶」という）を有する結晶粒：

前記複合窒化物または複合炭窒化物層中の各立方晶結晶粒について、工具基体表面４と垂直な皮膜断面側から観察・測定した場合に、工具基体表面４と平行な方向の粒子幅をｗ、また、工具基体表面４に垂直な方向の粒子長さをｌとし、前記ｗとｌとの比ｌ／ｗを各結晶粒のアスペクト比ａとし、さらに、個々の結晶粒について求めたアスペクト比ａの平均値を平均アスペクト比Ａ、個々の結晶粒について求めた粒子幅ｗの平均値を平均粒子幅Ｗとした場合、平均粒子幅Ｗが０．１～２．０μｍ、平均アスペクト比Ａが２～１０を満足するように制御することが望ましい。

この条件を満たすとき、複合窒化物または複合炭窒化物層２を構成する立方晶結晶粒は柱状組織となり、すぐれた耐摩耗性を示す。一方、平均アスペクト比Ａが２を下回ると、ＮａＣｌ型の面心立方構造の結晶粒内に本発明の特徴である組成の周期的な分布（濃度変化、含有割合変化）を形成しにくくな

り、１０を超えた柱状晶になると、本発明の特徴である立方晶結晶相内の組成の周期的な分布に沿った面と複数の粒界を伝うようにクラックが成長し易くなるため好ましくない。また、平均粒子幅Ｗが０．１μｍ未満であると耐摩耗性が低下し、２．０μｍを超えると靭性が低下する。したがって、複合窒化物または複合炭窒化物層２を構成する立方晶結晶粒の平均粒子幅Ｗは、０．１～２．０μｍであることが望ましい。

特に必須な構成ではないが、より好ましい平均アスペクト比および平均粒子幅Ｗはそれぞれ、４～７および０．７～１．５μｍである。

[0020] 立方晶結晶構造を有する結晶粒内に存在するＴｉとＡｌとＭｅの濃度変化：

図４に、本願発明の硬質被覆層に含まれるＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層（以下、「本発明のＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層」と称する）の立方晶結晶構造を有する結晶粒について、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位に直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化は小さいことを模式図として示す。

また、図５には、本発明のＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層の断面において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する立方晶結晶構造を有する結晶粒について、透過型電子顕微鏡を用いて、エネルギー分散型Ｘ線分光法（ＥＤＳ）による線分析を行った結果のＴｉとＡｌとＭｅの合計に対するＡｌの周期的な濃度変化ｘのグラフの一例を示す。

立方晶結晶構造を有する結晶を組成式：$(Ti_{1-x-y}Al_xSi_y)(C_zN_{1-z})$で表した場合、結晶粒内にＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するとき（即ち、ｘ、ｙ、ｚは、一定値ではなく、周期的に変化する値であるとき）、結晶粒に歪みが生じ、硬さが向上する。しかしながら、ＴｉとＡｌとＭｅの濃度変化の大きさの指標である前記組成式におけるＡｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極大値１１ａ、１１ｂ、１１ｃ、・・・の平均値をX_{max}、また、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極小値１２ａ、１２ｂ、１２ｃ、１２ｄ・・・の平均値をX_{min}とした場合、X_{max}

とX_{min}の差Δｘが０．０３より小さいと前述した結晶粒の歪みが小さく十分な硬さの向上が見込めない。一方、X_{max}とX_{min}の差Δｘが０．２５を超えると結晶粒の歪みが大きくなり過ぎ、格子欠陥が大きくなり、硬さが低下する。そこで、立方晶結晶構造を有する結晶粒内に存在するＴｉとＡｌとＭｅの濃度変化は、X_{max}とX_{min}の差を０．０３～０．２５とした。

特に必須な構成ではないが、より好ましいX_{max}とX_{min}の差は０．０５～０．２２である。さらにより好ましくは、０．０８～０．１５である。

また、ＴｉとＡｌの周期的な組成変化は、その周期が３ｎｍ未満であると靭性が低下する。一方、１００ｎｍを超えると硬さの向上効果が見込めないため、周期を３～１００ｎｍとした。

特に必須な構成ではないが、より好ましい前記濃度変化の周期は１５～８０ｎｍである。さらにより好ましくは、２５～５０ｎｍである。

また、前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する立方晶結晶構造を有する結晶粒において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在した場合、結晶粒の歪みによる格子欠陥が生じにくく、靭性が向上する。

また、前記のＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する方位に直交する面内ではＴｉとＡｌとＭｅの濃度は実質的に変化せず、上記直交する面内でのＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める含有割合ｘの変化量の最大値ΔＸｏは０．０１以下である。

また、前記立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿った濃度変化の周期が３ｎｍ未満では靭性が低下し、１００ｎｍを超えると硬さの向上効果が十分に発揮されない。したがって、より望ましい前記濃度変化の周期は３～１００ｎｍである。

特に必須な構成ではないが、より好ましい前記濃度変化の周期は１５～８０ｎｍである。さらにより好ましくは、２５～５０ｎｍである。

[0021] 図６に、本願発明のＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物

層２の断面において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する立方晶結晶構造を有する結晶粒について、結晶粒内に領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）が存在することを模式図として示す。

ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が直交する２方向に存在する、領域Ａと領域Ｂが結晶粒内に存在する結晶粒については、結晶粒内で２方向の歪みが存在することで靭性が向上する。さらに、領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）の境界１５が｛１１０｝で表される等価な結晶面のうちの一つの面に形成されることで領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）の境界１５のミスフィットが生じないため、高い靭性を維持することが出来る。

即ち、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Aとした場合、方位d_Aに沿った周期が３～３０ｎｍであり、方位d_Aに直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化量の最大値$\Delta X o d_A$が０．０１以下である領域Ａ（１３）と、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が、方位d_Aと直交する立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Bとした場合、方位d_Bに沿った周期が３～３０ｎｍであり、方位d_Bに直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化量の最大値$\Delta X o d_B$が０．01以下である領域Ｂ（１４）が形成されている場合には、結晶粒内で２方向の歪みが存在することで靭性が向上し、さらに、領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）の境界１５が｛１１０｝で表される等価な結晶面のうちの一つの面に形成されることで領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）の境界１５のミスフィットが生じないため、高い靭性を維持することが出来る。

[0022] 複合窒化物層または複合炭窒化物層内の立方晶結晶粒の格子定数ａ：

前記複合窒化物または複合炭窒化物層２について、Ｘ線回折装置を用い、Ｃｕ－Ｋα線を線源としてＸ線回折試験を実施し、立方晶結晶粒の格子定数ａを求めたとき、前記立方晶結晶粒の格子定数ａが、立方晶ＴｉＮ（ＪＣＰＤＳ００－０３８－１４２０）の格子定数a_{TiN}：４．２４１７３Åと立方晶

ＡＩＮ（ＪＣＰＤＳ００－０４６－１２００）の格子定数a_{AlN}：４．０４５Åに対して、０．０５a_{TiN}＋０．９５a_{AlN}≦ａ≦０．４a_{TiN}＋０．６a_{AlN}の関係を満たすとき、より高い硬さを示し、かつ高い熱伝導性を示すことで、すぐれた耐摩耗性に加えて、すぐれた耐熱衝撃性を備える。なお、Ｘ線回折装置を用いて、測定範囲１３°≦２θ≦１３０°、測定幅０．０２°、測定時間０．５秒／ｓｔｅｐの条件でＸ線回折を行い、得られた回折ピークから立方晶構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層に帰属するピークおよび結晶面を同定し、各々のピークに対して、使用するＣｕ－Ｋα線の波長とピークの角度より結晶面の面間隔を算出し、面間隔の値から算出した格子定数の平均値を格子定数ａとした。

[0023] 複合窒化物または複合炭窒化物層２内の立方晶構造を有する個々の結晶粒からなる柱状組織の面積割合：

立方晶構造を有する個々の結晶粒からなる柱状組織の面積割合が７０面積％を下回ると相対的に硬さが低下し好ましくない。

特に必須な構成ではないが、好ましい立方晶構造を有する個々の結晶粒からなる柱状組織の面積割合は８５面積％以上である。より好ましくは９５面積％以上である。

[0024] また、本発明の複合窒化物または複合炭窒化物層２は、下部層としてＴｉの炭化物層、窒化物層、炭窒化物層、炭酸化物層および炭窒酸化物層のうちの１層または２層以上からなり、かつ、０．１～２０μｍの合計平均層厚を有するＴｉ化合物層を含む場合および／または上部層として１～２５μｍの平均層厚を有する酸化アルミニウム層を含む場合においても、前述した特性が損なわれず、これらの公知の下部層や上部層などと併用することにより、これらの層が奏する効果と相俟って、いっそう、すぐれた特性を創出することができる。下部層として、Ｔｉの炭化物層、窒化物層、炭窒化物層、炭酸化物層および炭窒酸化物層のうちの１層または２層以上からなるＴｉ化合物層を含む場合、Ｔｉ化合物層の合計平均層厚が２０μｍを超えると結晶粒が粗大化し易くなり、チッピングを発生しやすくなる。また、上部層として、

酸化アルミニウム層を含む場合、酸化アルミニウム層の合計平均層厚が２５μｍを超えると結晶粒が粗大化し易くなり、チッピングを発生しやすくなる。一方で、下部層が０．１μｍを下回ると、本発明の複合窒化物または複合炭窒化物層２の下部層との密着性向上効果を期待できず、また、上部層が１μｍを下回ると、上部層を成膜する事による耐摩耗性向上効果が顕著ではない。

発明の効果

[0025] 本願発明は、炭化タングステン基超硬合金、炭窒化チタン基サーメットまたは立方晶窒化ホウ素基超高圧焼結体のいずれかで構成された工具基体の表面に、硬質被覆層が形成されている表面被覆切削工具において、硬質被覆層は、平均層厚１～２０μｍのＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２を少なくとも含み、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）で表した場合、ＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合X_{avg}およびＭｅのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合Y_{avg}ならびにＣのＣとＮの合量に占める平均含有割合Z_{avg}（但し、X_{avg}、Y_{avg}、Z_{avg}はいずれも原子比）が、それぞれ、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg}+Y_{avg} \leqq 0.95$を満足し、複合窒化物または複合炭窒化物層２は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有する複合窒化物または複合炭窒化物の相（立方晶結晶相）を少なくとも含み、前記立方晶構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の結晶方位を、電子線後方散乱回折装置を用いて縦断面方向から解析した場合、工具基体表面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線６がなす傾斜角を測定し、該傾斜角のうち法線方向に対して０～４５度の範囲内にある傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計し傾斜角度数分布を求めたとき、０～１２度の範囲内の傾斜角区分に最高ピークが存在すると共に、前記０～１２度の範囲内に存在する度数の合計が、前記傾斜角度数分布における度数全体の３５％以上の割合を示し、立方晶結晶構造を有する結晶粒内に、組成式：（

$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）におけるＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在し、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極大値の平均値をX_{max}、また、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極小値の平均値をX_{min}とした場合、X_{max}とX_{min}の差Δｘが０．０３～０．２５であり、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒において、その工具基体表面の法線方向に沿った周期が３～１００ｎｍであることにより、複合窒化物または複合炭窒化物の立方晶結晶構造を有する結晶粒内に歪みが生じるため、結晶粒の硬さが向上し、高い耐摩耗性を保ちつつ、靭性が向上する。

その結果、耐チッピング性が向上するという効果が発揮され、従来の硬質被覆層に比して、長期の使用に亘ってすぐれた切削性能を発揮し、被覆工具の長寿命化が達成される。

図面の簡単な説明

[0026] [図1]本願発明の硬質被覆層１を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２の断面を模式的に表した膜構成模式図である。水平方向の縞模様は、Ｔｉ、Ａｌ、Ｍｅから成る複合窒化物または複合炭窒化物層中の結晶粒子内のＡｌの周期的な含有比率変化を示す。

[図2A]工具基体表面の法線５（断面研磨面における工具基体表面（工具表面研磨面）４と垂直な方向）に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線６がなす傾斜角が、０度の場合７を示した模式図である。

[図2B]工具基体表面の法線５（断面研磨面における工具基体表面（工具表面研磨面）４と垂直な方向）に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線６がなす傾斜角が、４５度の場合８を示した模式図である。

[図3A]本願発明の硬質被覆層１を構成するＴｉとＡｌの複合窒化物層または複合炭窒化物層２の断面において、立方晶構造を有する結晶粒について求めた傾斜角度数分布の一例を示すグラフである。

[図3B]比較例の一実施形態である硬質被覆層を構成するＴｉとＡｌの複合窒化物層または複合炭窒化物層の断面において、立方晶構造を有する結晶粒に

ついて求めた傾斜角度数分布の一例を示すグラフである。

[図4]本発明の一実施態様に該当する硬質被覆層１を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層２の断面において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する立方晶結晶構造を有する結晶粒について、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位（矢印で表示）に沿って存在し、その方位に直交する面（矢印に直交する線で真上から見た面を表示）内でのＡｌの含有割合ｘの変化は小さいことを模式的に表した模式図である。　具体的には、直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化は０．０１以下である。色調が明るい部分はＡｌ含有量が相対的に多い領域９を示し、色調が暗い部分はＡｌ含有量が相対的に少ない領域１０を示す。

[図5]本願発明の一実施態様に該当する硬質被覆層１を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層２の断面において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する立方晶結晶構造を有する結晶粒について、透過型電子顕微鏡を用いて、エネルギー分散型Ｘ線分光法（ＥＤＳ）による線分析を行った結果のＴｉとＡｌとＭｅの合計に対するＡｌの周期的な濃度変化ｘのグラフの一例を示すものである。　具体的には、複合窒化物または複合炭窒化物層２中の立方晶構造を有する結晶粒内のＡｌの周期的な濃度変化を表している。グラフ中では三つの極大値１１ａ、１１ｂ、および１１と、四つの極小値１２ａ、１２ｂ、１２ｃ、および１２ｄが示されている。

[図6]本発明の一実施態様に該当する硬質被覆層１を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物層または複合炭窒化物層２の断面において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在する立方晶結晶構造を有する結晶粒について、結晶粒内に領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）が存在することを模式的に表した模式図である。領域Ａ（１３）と領域Ｂ（１４）とが接触する部分には領域Ａと領域Ｂの境界１５が形成される。

発明を実施するための形態

[0027]　本願発明は、超硬製工具基体、すなわち、炭化タングステン基超硬合金、

炭窒化チタン基サーメットまたは立方晶窒化ホウ素基超高圧焼結体のいずれかで構成された工具基体３の表面に、硬質被覆層１が形成されている表面被覆切削工具において、硬質被覆層１が、平均層厚１～２０μｍのＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層２を少なくとも含み、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）で表した場合、ＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合X_{avg}およびＭｅのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合Y_{avg}ならびにＣのＣとＮの合量に占める平均含有割合Z_{avg}（但し、X_{avg}、Y_{avg}、Z_{avg}はいずれも原子比）が、それぞれ、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg}+Y_{avg} \leqq 0.95$を満足し、複合窒化物または複合炭窒化物層２を構成する結晶粒は、立方晶結晶構造を有する結晶粒を少なくとも含み、前記立方晶構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の結晶方位を、電子線後方散乱回折装置を用いて縦断面方向から解析した場合、工具基体表面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線６がなす傾斜角を測定し、該傾斜角のうち法線方向に対して０～４５度の範囲内にある傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計し傾斜角度数分布を求めたとき、０～１２度の範囲内の傾斜角区分に最高ピークが存在すると共に、前記０～１２度の範囲内に存在する度数の合計が、前記傾斜角度数分布における度数全体の３５％以上の割合を示し、立方晶結晶構造を有する結晶粒内に、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）におけるＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在し、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極大値の平均値をX_{max}、また、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極小値の平均値をX_{min}とした場合、X_{max}とX_{min}の差Δxが０．０３～０．２５であり、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒において、その工具基体表面の法線方向に沿った周期が３～１００ｎｍであるという構成を有することにより、耐チッピング性が向上し、従来の硬質被覆層に比して、長期の使用に亘ってすぐれた切削性能を発

揮し、被覆工具の長寿命化が達成されるものであれば、その具体的な実施の態様はいかなるものであっても構わない。

つぎに、本願発明の被覆工具の一実施態様を、実施例を用いて具体的に説明する。

実施例 1

[0028] 原料粉末として、いずれも１～３μｍの平均粒径を有するＷＣ粉末、ＴｉＣ粉末、ＴａＣ粉末、ＮｂＣ粉末、Cr_3C_2粉末およびＣｏ粉末を用意し、これら原料粉末を、表１に示される配合組成に配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で２４時間ボールミル混合し、減圧乾燥した後、９８ＭＰａの圧力で所定形状の圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を５Ｐａの真空中、１３７０～１４７０℃の範囲内の所定の温度に１時間保持の条件で真空焼結し、焼結後、ＩＳＯ規格ＳＥＥＮ１２０３ＡＦＳＮのインサート形状をもったＷＣ基超硬合金製の工具基体Ａ～Ｃをそれぞれ製造した。

[0029] また、原料粉末として、いずれも０．５～２μｍの平均粒径を有するＴｉＣＮ（質量比でＴｉＣ／ＴｉＮ＝５０／５０）粉末、Mo_2C粉末、ＺｒＣ粉末、ＮｂＣ粉末、ＷＣ粉末、Ｃｏ粉末およびＮｉ粉末を用意し、これら原料粉末を、表２に示される配合組成に配合し、ボールミルで２４時間湿式混合し、乾燥した後、９８ＭＰａの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を１．３ｋＰａの窒素雰囲気中、温度：１５００℃に１時間保持の条件で焼結し、焼結後、ＩＳＯ規格ＳＥＥＮ１２０３ＡＦＳＮのインサート形状をもったＴｉＣＮ基サーメット製の工具基体Ｄを作製した。

[0030] つぎに、これらの工具基体Ａ～Ｄの表面に、化学蒸着装置を用い、

（ａ）表４に示される形成条件、すなわち、NH_3とH_2からなるガス群Ａと、$TiCl_4$、$Al(CH_3)_3$、$AlCl_3$、$MeCl_n$（但し、$SiCl_4$，$ZrCl_4$，BCl_3，VCl_4，$CrCl_2$のうちのいずれか）、NH_3、N_2、H_2からなるガス群Ｂ、およびおのおのガスの供給方法として、反応ガス組成（ガス群Ａおよびガス群Ｂを合わせた全体に対する容量％）を、ガス群ＡとしてNH_3：１．０～１．５％、N_2：０～５％、H_2：５５～６０％、ガス

群ＢとしてＡｌＣｌ$_3$：０．６～０．９％、ＴｉＣｌ$_4$：０．２～０．３％、Ａｌ（ＣＨ$_3$）$_3$：０～０．５％、ＭｅＣｌ$_n$（但し、ＳｉＣｌ$_4$，ＺｒＣｌ$_4$，ＢＣｌ$_3$，ＶＣｌ$_4$，ＣｒＣｌ$_2$のうちのいずれか）：０．１～０．２％、Ｎ$_2$：０．０～１２．０％、Ｈ$_2$：残、反応雰囲気圧力：４．５～５．０ｋＰａ、反応雰囲気温度：７００～９００℃、供給周期１～５秒、１周期当たりのガス供給時間０．１５～０．２５秒、ガス供給Ａとガス供給Ｂの位相差０．１０～０．２０秒として、所定時間、熱ＣＶＤ法を行い、表７に示される目標層厚を有する（Ｔｉ$_{1-x-y}$Ａｌ$_x$Ｍｅ$_y$）（Ｃ$_z$Ｎ$_{1-z}$）層からなる硬質被覆層を形成することにより本発明被覆工具１～１５を製造した。

なお、本発明被覆工具６～１３については、表３に示される形成条件で、表６に示される下部層、上部層を形成した。

[0031] また、比較の目的で、工具基体Ａ～Ｄの表面に、表５に示される条件かつ表８に示される目標層厚（μｍ）で、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層を含む硬質被覆層を蒸着形成した。この時には、（Ｔｉ$_{1-x-y}$Ａｌ$_x$Ｍｅ$_y$）（Ｃ$_z$Ｎ$_{1-z}$）層の成膜工程中に工具基体表面における反応ガス組成が時間的に変化しない様に硬質被覆層を形成することにより比較被覆工具１～１５を製造した。

なお、本発明被覆工具６～１３と同様に、比較被覆工具６～１３については、表３に示される形成条件で、表６に示される下部層、上部層を形成した。

[0032] 前記本発明被覆工具１～１５、比較被覆工具１～１５の硬質被覆層を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層について、工具基体表面に垂直な方向の硬質被覆層の断面を研磨面とした状態で、電界放出型走査電子顕微鏡の鏡筒内にセットし、前記研磨面に７０度の入射角度で１５ｋＶの加速電圧の電子線を１ｎＡの照射電流で、前記断面研磨面の測定範囲内に存在する立方晶結晶格子を有する結晶粒個々に照射し、電子後方散乱回折像装置を用いて、工具基体表面と水平方向に長さ１００μｍ、工具基体表面と垂直な方向の断面に沿って膜厚以下の距離の測定範囲内の該硬質被覆層

について０．０１μｍ／ｓｔｅｐの間隔で、基体表面の法線（断面研磨面における基体表面と垂直な方向）に対して、前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線がなす傾斜角を測定し、この測定結果に基づいて、前記測定傾斜角のうち、０～４５度の範囲内にある測定傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分すると共に、各区分内に存在する度数を集計することにより、０～１２度の範囲内に存在する度数のピークの存在を確認し、かつ０～１２度の範囲内に存在する度数の割合を求めた。

[0033] また、前記本発明被覆工具１～１５、比較被覆工具１～１５の硬質被覆層を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層について、走査型電子顕微鏡（倍率５０００倍及び２００００倍）を用いて複数視野に亘って観察した。

本発明被覆工具１～１５については、図１に示した膜構成模式図に示されるように立方晶結晶あるいは立方晶結晶と六方晶結晶の混合相を含む柱状組織の（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層が確認された。また、立方晶結晶粒内にＴｉとＡｌとＭｅの周期的な分布（濃度変化、含有割合変化）が存在していることが、透過型電子顕微鏡を用いて、エネルギー分散型Ｘ線分光法（ＥＤＳ）による面分析により確認された。

さらに、本発明被覆工具１～１５、比較被覆工具１～１５について、透過型電子顕微鏡を用いたＥＤＳによる面分析の結果を用いて、複合窒化物または複合炭窒化物層中に存在する立方晶結晶粒の５周期分のｘの周期におけるｘの極大値の平均値をX_{max}とし、また、同じく５周期分のｘの周期におけるｘの極小値の平均値をX_{min}とし、その差Δｘ（$=X_{max}-X_{min}$）を求めた。

本発明被覆工具１～１５については、周期が３～１００ｎｍであり、ｘの極大値の平均値と極小値の平均値との差Δｘが０．０３～０．２５であることが確認された。

[0034] また、本発明被覆工具１～１５、比較被覆工具１～１５の各構成層の工具基体に垂直な方向の断面を、走査型電子顕微鏡（倍率５０００倍）を用いて

測定し、観察視野内の５点の層厚を測って平均して平均層厚を求めたところ、いずれも表７、表８に示される目標層厚と実質的に同じ平均層厚を示した。

[0035] また、本発明被覆工具１～１５、比較被覆工具１～１５の複合窒化物または複合炭窒化物層の平均ＡＩ含有割合、平均Ｍｅ含有割合については、電子線マイクロアナライザ（ＥＰＭＡ，Ｅｌｅｃｔｒｏｎ－Ｐｒｏｂｅ－Ｍｉｃｒｏ－Ａｎａｌｙｓｅｒ）を用い、表面を研磨した試料において、電子線を試料表面側から照射し、得られた特性Ｘ線の解析結果の１０点平均からＡＩの平均ＡＩ含有割合X_{avg}およびＭｅの平均含有割合Y_{avg}を求めた。

また、平均Ｃ含有割合Z_{avg}については、二次イオン質量分析（ＳＩＭＳ，Ｓｅｃｏｎｄａｒｙ－Ｉｏｎ－Ｍａｓｓ－Ｓｐｅｃｔｒｏｓｃｏｐｙ）により求めた。イオンビームを試料表面側から７０μｍ×７０μｍの範囲に照射し、スパッタリング作用によって放出された成分について深さ方向の濃度測定を行った。平均Ｃ含有割合Z_{avg}は、ＴｉとＡＩとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層についての深さ方向の平均値を示す。ただしＣの含有割合には、意図的にガス原料としてＣを含むガスを用いなくても含まれる不可避的なＣの含有割合を除外している。具体的には$AI(CH_3)_3$の供給量を０とした場合の複合窒化物または複合炭窒化物層に含まれるＣ成分の含有割合（原子比）を不可避的なＣの含有割合として求め、$AI(CH_3)_3$を意図的に供給した場合に得られる複合窒化物または複合炭窒化物層に含まれるＣ成分の含有割合（原子比）から前記不可避的なＣの含有割合を差し引いた値をZ_{avg}として求めた。

[0036] また、本発明被覆工具１～１５および比較被覆工具１～１５について、工具基体に垂直な方向の断面方向から走査型電子顕微鏡（倍率５０００倍及び２００００倍）を用いて、工具基体表面と水平方向に長さ１０μｍの範囲に存在する複合窒化物または複合炭窒化物層を構成する（$Ti_{1-x-y}AI_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層中の個々の結晶粒について、工具基体表面と垂直な皮膜断面側から観察し、基体表面と平行な方向の粒子幅ｗ、基体表面に垂直な方向

の粒子長さｌを測定し、各結晶粒のアスペクト比ａ（＝ｌ／ｗ）を算出するとともに、個々の結晶粒について求めたアスペクト比ａの平均値を平均アスペクト比Ａとして算出し、また、個々の結晶粒について求めた粒子幅ｗの平均値を平均粒子幅Ｗとして算出した。

[0037] また、電子線後方散乱回折装置を用いて、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層からなる硬質被覆層の工具基体表面に垂直な方向の断面を研磨面とした状態で、電界放出型走査電子顕微鏡の鏡筒内にセットし、前記研磨面に７０度の入射角度で１５ｋＶの加速電圧の電子線を１ｎＡの照射電流で、前記断面研磨面の測定範囲内に存在する結晶粒個々に照射し、工具基体表面と水平方向に長さ１００μｍに亘り硬質被覆層について０．０１μｍ／ｓｔｅｐの間隔で、電子線後方散乱回折像を測定し、個々の結晶粒の結晶構造を解析することで立方晶結晶構造あるいは六方晶結晶構造であるかを同定し、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層には、立方晶の複合窒化物または複合炭窒化物の相が含まれていることを確認するとともに、さらに、該層に含まれる立方晶結晶相の占める面積割合を求めた。

[0038] さらに、透過型電子顕微鏡を用いて、複合窒化物または複合炭窒化物層の微小領域の観察を行い、エネルギー分散型Ｘ線分光法（ＥＤＳ）を用いて、断面側から面分析を行ったところ、前記立方晶結晶構造を有する結晶粒内に、組成式：$(Ti_{1-x-y}Al_xSi_y)(C_zN_{1-z})$におけるＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化の存在の有無を確認した。この濃度変化が存在する場合には、該結晶粒について電子線回折を行うことで、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在することを確認し、その方位に沿ったＥＤＳによる線分析を５周期分の区間で行い、ＴｉとＡｌとＭｅの合計に対するＡｌの周期的な濃度変化の極大値の平均値をX_{max}として求め、また、同区間での、ＴｉとＡｌとＭｅの合計に対するＡｌの周期的な濃度変化の極小値の平均値をX_{min}として求め、その差Δx（$=X_{max}-X_{min}$）を求めた。

[0039] また、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化がある立方晶結晶粒の＜００

１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に直交する方向に沿った線分析を前記５周期分の距離に相当する区間で行い、その区間でのＡｌの含有割合ｘの最大値と最小値の差を、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化がある立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位と直交する面内での変化量の最大値ΔＸｏとして求めた。

[0040] さらに、領域Ａと領域Ｂが結晶粒内に存在する結晶粒については、領域Ａと領域Ｂのそれぞれに対して、前述と同様にＴｉとＡｌとＭｅの合計に対するＡｌの５周期分の周期的な濃度変化の極大値の平均値X_{max}と極小値の平均値の値X_{min}との差量の最大値Δｘ（＝$X_{max}-X_{min}$）を求めるとともに、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化がある立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位と直交する面内におけるＴｉとＡｌとＭｅの合計に対するＡｌの含有割合ｘの最大値と最小値の差を変化量の最大値として求めた。

即ち、領域ＡのＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Aとした場合、方位d_Aに沿った濃度変化の周期を求めるとともに、方位d_Aに直交する方向に沿った線分析を前記５周期分の距離に相当する区間で行い、その区間でのＡｌの含有割合ｘの最大値と最小値の差を、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化がある立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位と直交する面内での変化量の最大値$\Delta X_o d_A$として求めた。

また、領域ＢのＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Bとした場合、方位d_Bに沿った濃度変化の周期を求めるとともに、方位d_Bに直交する方向に沿った線分析を前記５周期分の距離に相当する区間で行い、その区間でのＡｌの含有割合ｘの最大値と最小値の差を、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化がある立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位と直交する面内での変化量の最大値

ΔＸｏｄ$_B$として求めた。

また、本発明被覆工具１～１５については、ｄ$_A$とｄ$_B$が直交し、領域Ａと領域Ｂの境界が｛１１０｝で表される等価な結晶面のうちの一つの面に形成されることを確認した。

このような周期の確認は透過型電子顕微鏡を用いた複合窒化物または複合炭窒化物層の微小領域の観察の視野における最低１個の該結晶粒で確認した。また、領域Ａと領域Ｂが結晶粒内に存在する結晶粒については、透過型電子顕微鏡を用いた複合窒化物または複合炭窒化物層の微小領域の観察の視野における最低１個の該結晶粒の該領域Ａおよび領域Ｂのおのおので評価した値の平均を算出することによって求めた。

表７および表８に、上記の各種測定結果を示す。

[0041] [表1]

種別		配合組成（質量%）					
		Co	TiC	TaC	NbC	Cr_3C_2	WC
工具基体	A	8.0	1.5	−	3.0	0.4	残
	B	8.5	−	1.8	0.2	−	残
	C	7.0	−	−	−	−	残

[0042] [表2]

種別		配合組成（質量%）						
		Co	Ni	ZrC	NbC	Mo_2C	WC	TiCN
工具基体	D	8	5	1	6	6	10	残

[0043]

[表3]

硬質被覆層の構成層			形 成 条 件（反応雰囲気の圧力はkPa，温度は℃を示す）		
種別		形成記号	反応ガス組成（容量%）	反応雰囲気	
				圧力	温度
$(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$層			表4，表5参照		
Ti化合物層	TiC	TiC	$TiCl_4$:2%，CH_4:10%，H_2:残	7	850
	TiN	TiN	$TiCl_4$:4．2%，N_2:30%，H_2:残	30	780
	TiCN	TiCN	$TiCl_4$:2%，CH_3CN:0．7%，N_2:10%，H_2:残	7	780
	TiCO	TiCO	$TiCl_4$:4．2%，CO:4%，H_2:残	7	850
	TiCNO	TiCNO	$TiCl_4$:2%，CH_3CN:0．7%，N_2:10%，CO_2:0．3%、H_2:残	13	780
Al_2O_3層	Al_2O_3	Al_2O_3	$AlCl_3$:2．2%，CO_2:5．5%，HCl:2．2%，H_2S:0．8%，H_2:残	7	800

[0044]

[表4]

硬質被覆層の形成		形成条件（反応ガス組成はガス群Aとガス群Bの合計に対する割合を示す。反応雰囲気の圧力はkPa、温度は℃を示す）																
				ガス群A							ガス群B			反応雰囲気	
工程種別	形成記号	反応ガス群A組成（容量%）	供給周期（秒）	1周期当たりの供給時間（秒）	反応ガス群B組成（容量%）	供給周期（秒）	1周期当たりの供給時間（秒）	ガス群Aとガス群Bの供給の位相差（秒）	圧力	温度
本発明成膜工程	Si−A	NH_3: 1.2 %, N_2: 0 %, H_2: 58 %,	2	0.15	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $SiCl_4$: 0.1 %, N_2: 5 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	2	0.15	0.10	4.5	750
	Si−B	NH_3: 1.5 %, N_2: 2 %, H_2: 57 %,	4	0.25	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $SiCl_4$: 0.2 %, N_2: 2 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	4	0.25	0.20	5.0	850
	Si−C	NH_3: 1.1 %, N_2: 1 %, H_2: 60 %,	3	0.20	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $SiCl_4$: 0.1 %, N_2: 7 %, $Al(CH_3)_3$: 0.2 %, 残りH_2	3	0.20	0.15	4.5	800
	Zr−A	NH_3: 1.4 %, N_2: 3 %, H_2: 56 %,	4	0.20	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $ZrCl_4$: 0.1 %, N_2: 4 %, $Al(CH_3)_3$: 0.5 %, 残りH_2	4	0.20	0.15	5.0	700
	Zr−B	NH_3: 1.0 %, N_2: 0 %, H_2: 55 %,	5	0.25	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $ZrCl_4$: 0.2 %, N_2: 3 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	5	0.25	0.20	4.5	900
	Zr−C	NH_3: 1.3 %, N_2: 5 %, H_2: 59 %,	3	0.20	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $ZrCl_4$: 0.1 %, N_2: 0 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	3	0.20	0.15	4.5	800
	B−A	NH_3: 1.2 %, N_2: 0 %, H_2: 56 %,	1	0.15	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.3 %, BCl_3: 0.1 %, N_2: 11 %, $Al(CH_3)_3$: 0.2 %, 残りH_2	1	0.15	0.10	5.0	800
	B−B	NH_3: 1.4 %, N_2: 3 %, H_2: 59 %,	2	0.15	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.2 %, BCl_3: 0.1 %, N_2: 1 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	2	0.15	0.10	5.0	800
	B−C	NH_3: 1.0 %, N_2: 2 %, H_2: 57 %,	4	0.20	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.3 %, BCl_3: 0.2 %, N_2: 4 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	4	0.20	0.15	4.5	750
	V−A	NH_3: 1.5 %, N_2: 4 %, H_2: 60 %,	3	0.15	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, VCl_4: 0.2 %, N_2: 6 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	3	0.15	0.15	5.0	850
	V−B	NH_3: 1.1 %, N_2: 0 %, H_2: 56 %,	1	0.15	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.2 %, VCl_4: 0.1 %, N_2: 5 %, $Al(CH_3)_3$: 0.5 %, 残りH_2	1	0.15	0.10	4.5	750
	V−C	NH_3: 1.2 %, N_2: 1 %, H_2: 58 %,	2	0.20	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.2 %, VCl_4: 0.1 %, N_2: 0 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	2	0.20	0.15	5.0	800
	Cr−A	NH_3: 1.1 %, N_2: 2 %, H_2: 59 %,	5	0.25	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $CrCl_2$: 0.1 %, N_2: 12 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	5	0.25	0.20	5.0	900
	Cr−B	NH_3: 1.4 %, N_2: 0 %, H_2: 56 %,	3	0.20	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $CrCl_2$: 0.2 %, N_2: 6 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	3	0.20	0.15	4.5	700
	Cr−C	NH_3: 1.3 %, N_2: 3 %, H_2: 58 %,	2	0.15	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $CrCl_2$: 0.1 %, N_2: 1 %, $Al(CH_3)_3$: 0.5 %, 残りH_2	2	0.15	0.15	4.5	800

[0045]

[表5]

硬質被覆層の形成		形成条件（反応ガス組成はガス群Aとガス群Bの合計に対する割合を示す。反応雰囲気の圧力はkPa、温度は℃を示す）														
			ガス群A					ガス群B			反応雰囲気	
工程種別	形成記号	反応ガス群A組成（容量%）	供給周期（秒）	1周期当たりの供給時間（秒）	反応ガス群B組成（容量%）	供給周期（秒）	1周期当たりの供給時間（秒）	ガス群Aとガス群Bの供給の位相差（秒）	圧力	温度
比較成膜工程	Si−a	NH_3: 0.7 %, N_2: 2 %, H_2: 57 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.1 %, $SiCl_4$: 0.1 %, N_2: 5 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	6.0	800
	Si−b	NH_3: 1.3 %, N_2: 0 %, H_2: 64 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.2 %, SiCl4: 0.4 %, N_2: 2 %, $Al(CH_3)_3$: 0.5 %, 残りH_2	−	−	−	4.5	750
	Si−c	NH_3: 1.1 %, N_2: 1 %, H_2: 59 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.5 %, SiCl4: 0.2 %, N_2: 9 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	4.0	850
	Zr−a	NH_3: 1.4 %, N_2: 3 %, H_2: 55 %,	−	−	$AlCl_3$: 1.3 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $ZrCl_4$: 0.1 %, N_2: 18 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	5.0	750
	Zr−b	NH_3: 2.0 %, N_2: 0 %, H_2: 49 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $ZrCl_4$: 0.5 %, N_2: 0 %, $Al(CH_3)_3$: 0.2 %, 残りH_2	−	−	−	5.0	800
	Zr−c	NH_3: 1.0 %, N_2: 7 %, H_2: 59 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $ZrCl_4$: 0.1 %, N_2: 14 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	4.5	900
	B−a	NH_3: 1.2 %, N_2: 3 %, H_2: 60 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.3 %, $TiCl_4$: 0.3 %, BCl_3: 0.2 %, N_2: 1 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	6.5	950
	B−b	NH_3: 1.8 %, N_2: 1 %, H_2: 58 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, BCl_3: 0.1 %, N_2: 11 %, $Al(CH_3)_3$: 1.0 %, 残りH_2	−	−	−	5.0	750
	B−c	NH_3: 1.3 %, N_2: 0 %, H_2: 51 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.2 %, BCl_3: 0.1 %, N_2: 0 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	4.5	650
	V−a	NH_3: 1.1 %, N_2: 4 %, H_2: 56 %,	−	−	$AlCl_3$: 1.2 %, $TiCl_4$: 0.1 %, VCl_4: 0.1 %, N_2: 6 %, $Al(CH_3)_3$: 0.5 %, 残りH_2	−	−	−	4.5	800
	V−b	NH_3: 1.0 %, N_2: 9 %, H_2: 57 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.2 %, VCl_4: 0.2 %, N_2: 8 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	3.5	600
	V−c	NH_3: 1.5 %, N_2: 3 %, H_2: 60 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, VCl_4: 0.4 %, N_2: 2 %, $Al(CH_3)_3$: 1.0 %, 残りH_2	−	−	−	5.0	700
	Cr−a	NH_3: 0.5 %, N_2: 1 %, H_2: 57 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $CrCl_2$: 0.1 %, N_2: 15 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	4.5	800
	Cr−b	NH_3: 1.2 %, N_2: 0 %, H_2: 58 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.4 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $CrCl_2$: 0.1 %, N_2: 10 %, $Al(CH_3)_3$: 0.2 %, 残りH_2	−	−	−	5.0	950
	Cr−c	NH_3: 1.4 %, N_2: 3 %, H_2: 66 %,	−	−	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.7 %, $CrCl_2$: 0.4 %, N_2: 7 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	−	−	−	4.5	750

[0046] [表6]

種別		硬質被覆層（下段の数値は、該層の目標平均層厚（μm）を示す。）			
		下部層		上部層	
		第1層	第2層	第1層	第2層
本発明被覆工具・比較被覆工具	1	–	–	–	–
	2	–	–	–	–
	3	–	–	–	–
	4	–	–	–	–
	5	–	–	–	–
	6	TiC (0.5)	–	–	–
	7	TiN (0.3)	–	–	–
	8	TiN (0.5)	TiCN (4)	–	–
	9	TiN (0.3)	TiCN (2)	–	–
	10	–	–	Al_2O_3 (2.5)	–
	11	TiN (0.5)	–	TiCN (0.5)	Al_2O_3 (3)
	12	TiC (1)	–	TiCO (1)	Al_2O_3 (2)
	13	TiN (0.1)	–	TiCNO (0.3)	Al_2O_3 (1)
	14	–	–	–	–
	15	–	–	–	–

[0047]

［表7］

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表4参照）	Alの平均含有割合 Xavg	Meの平均含有割合 Yavg	AlとMeの平均含有割合の和 Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合 Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差 Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	{110}面を境界とする濃度の周期方向の方位が直行する領域の有無	領域A、領域Bにおける周期の平均値（nm）	領域A、領域Bにおける$\Delta X_o d_A$および$\Delta X_o d_B$の変化幅	格子定数 a(Å)	平均粒子幅 W（μm）	平均アスペクト比 A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
本発明被覆工具	1	A	Si	Si-A	0.84	0.039	0.879	0.0001以下	5.75-6.0	57	0.14	24	22	0.01以下	有	領域A：21nm 領域B：22nm	ΔXodA：0.03 ΔXodB：0.02	4.071	1.2	3.7	88	5
	2	B	Si	Si-B	0.73	0.084	0.814	0.0001以下	4.0-4.25	64	0.10	69	67	0.03	無	-	-	4.089	0.6	8.5	95	6
	3	C	Si	Si-C	0.63	0.017	0.647	0.0023	1.25-1.5	78	0.05	29	26	0.01以下	有	領域A：26nm 領域B：26nm	ΔXodA：0.01以下 ΔXodB：0.01以下	4.113	0.7	5.4	100	4
	4	D	Zr	Zr-A	0.93	0.012	0.942	0.0043	9.0-9.25	47	0.18	76	-	-	無	-	-	4.062	2.5	2.8	72	7
	5	A	Zr	Zr-B	0.71	0.096	0.806	0.0001以下	2.5-2.75	70	0.13	88	-	-	無	-	-	4.114	0.2	14.8	82	4
	6	B	Zr	Zr-C	0.77	0.051	0.821	0.0001以下	5.25-5.5	51	0.07	51	46	0.01以下	無	-	-	4.098	0.8	6.1	74	5
	7	C	B	B-A	0.66	0.025	0.685	0.0011	0.5-0.75	75	0.13	11	9	0.05	有	領域A：10nm 領域B：9nm	ΔXodA：0.01以下 ΔXodB：0.01以下	4.105	1.4	3.5	97	5
	8	D	B	B-B	0.89	0.028	0.918	0.0001以下	10.25-10.5	44	0.20	33	28	0.01以下	無	-	-	4.057	1.6	1.8	67	3
	9	A	B	B-C	0.79	0.076	0.866	0.0001以下	3.75-4.0	63	0.16	82	78	0.01以下	無	-	-	4.073	0.3	13.2	79	4
	10	B	V	V-A	0.72	0.096	0.816	0.0037	7.0-7.25	50	0.06	41	-	-	無	-	-	4.110	2.3	2.1	95	5
	11	C	V	V-B	0.87	0.033	0.903	0.0001以下	8.5-8.75	48	0.11	7	5	0.01以下	有	領域A：5nm 領域B：5nm	ΔXodA：0.05 ΔXodB：0.05	4.076	1.1	2.7	80	3
	12	D	V	V-C	0.80	0.048	0.848	0.0001以下	4.75-5.0	66	0.19	36	27	0.04	無	-	-	4.090	0.08	32.6	86	4
	13	A	Cr	Cr-A	0.93	0.008	0.938	0.0001以下	11.0-11.25	38	0.23	94	97	-	無	-	-	4.062	0.6	7.4	63	5
	14	B	Cr	Cr-B	0.67	0.019	0.689	0.0001以下	2.0-2.25	73	0.04	64	66	0.01以下	無	-	-	4.113	1.5	3.9	100	6
	15	C	Cr	Cr-C	0.91	0.018	0.928	0.0046	9.5-9.75	55	0.18	30	26	0.04	有	領域A：26nm 領域B：25nm	ΔXodA：0.01以下 ΔXodB：0.01以下	4.067	2.8	1.4	75	4

[0048] [表8]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表5参照）	Alの平均含有割合 Xavg	Meの平均含有割合 Yavg	AlとMeの平均含有割合の和 Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合 Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	{110}面を境界とする濃度の周期方向の方位が直行する領域の有無	領域A、領域Bにおける周期の平均値（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a(Å)	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
比較被覆工具	1	A	Si	Si-a	0.98	0.010	0.990＊	0.0001以下	26.75-27.0＊	13＊	-	-	-	-	無	-	-	4.047	0.02	1.3	2	5
	2	B	Si	Si-b	0.85	0.142＊	0.992＊	0.0042	23.0-23.25＊	19＊	-	-	-	-	無	-	-	4.053	0.3	1.1	33	6
	3	C	Si	Si-c	0.53＊	0.083	0.613	0.0001以下	2.75-3.0	51	-	-	-	-	無	-	-	4.114	2.9	1.4	97	4
	4	D	Zr	Zr-a	0.97	0.001＊	0.971＊	0.0001以下	27.5-27.75＊	9＊	-	-	-	-	無	-	-	4.053	0.2	0.8	11	7
	5	A	Zr	Zr-b	0.77	0.175＊	0.945	0.0017	7.75-8.0	37	-	-	-	-	無	-	-	4.108	0.01	1.0	8	4
	6	B	Zr	Zr-c	0.62	0.044	0.664	0.0001以下	30.5-30.75＊	6＊	-	-	-	-	無	-	-	4.127	0.08	1.3	75	5
	7	C	B	B-a	0.47＊	0.138＊	0.608	0.0001以下	1.0-1.25	68	-	-	-	-	無	-	-	4.125	0.9	5.5	85	5
	8	D	B	B-b	0.96	0.004＊	0.964＊	0.0093＊	19.5-19.75＊	26＊	-	-	-	-	無	-	-	4.050	1.3	0.8	27	3
	9	A	B	B-c	0.94	0.016	0.956＊	0.0001以下	22.25-22.5＊	22＊	-	-	-	-	無	-	-	4.052	0.6	2.2	32	4
	10	B	V	V-a	0.99	0.003＊	0.993＊	0.0035	38.75-39.0＊	18＊	-	-	-	-	無	-	-	4.048	0.02	1.0	3	5
	11	C	V	V-b	0.86	0.115＊	0.975＊	0.0001以下	20.25-20.5＊	14＊	-	-	-	-	無	-	-	4.079	0.4	6.8	59	3
	12	A	V	V-c	0.75	0.136＊	0.886	0.0082＊	4.5-4.75	46	-	-	-	-	無	-	-	4.101	2.4	1.6	73	4
	13	D	Cr	Cr-a	0.81	0.050	0.860	0.0001以下	29.0-29.25＊	5＊	-	-	-	-	無	-	-	4.086	0.05	1.1	52	5
	14	B	Cr	Cr-b	0.55＊	0.089	0.639	0.0008	16.5-16.75＊	26＊	-	-	-	-	無	-	-	4.139	1.6	3.6	81	6
	15	C	Cr	Cr-c	0.57＊	0.123＊	0.693	0.0001以下	9.75-10.0	51	-	-	-	-	無	-	-	4.144	0.7	5.7	64	4

（注）欄中の＊印は、本発明範囲外であることを示す。

[0049] つぎに、前記各種の被覆工具をいずれもカッタ径１２５ｍｍの工具鋼製カッタ先端部に固定治具にてクランプした状態で、本発明被覆工具１～１５、比較被覆工具１～１５について、以下に示す、合金鋼の高速断続切削の一種である乾式高速正面フライス、センターカット切削加工試験を実施し、切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。

[0050] 工具基体：炭化タングステン基超硬合金、炭窒化チタン基サーメット、

切削試験：乾式高速正面フライス、センターカット切削加工、

被削材：ＪＩＳ・ＳＣＭ４４０幅１００ｍｍ、長さ４００ｍｍのブロック材、

回転速度：８９１　ｍｉｎ$^{-1}$、

切削速度：３５０　ｍ／ｍｉｎ、

切り込み：１．５　ｍｍ、

一刃送り量：０．２　ｍｍ／刃、

切削時間：８　分、

表９に、切削加工試験結果を示す。

[0051]

[表9]

種別		逃げ面摩耗幅(mm)	種別		切削試験結果(分)
本発明被覆工具	1	0.15	比較被覆工具	1	2.4*
	2	0.17		2	3.8*
	3	0.14		3	6.8*
	4	0.19		4	2.2*
	5	0.16		5	3.4*
	6	0.14		6	5.1*
	7	0.12		7	4.6*
	8	0.11		8	3.3*
	9	0.12		9	5.5*
	10	0.10		10	2.9*
	11	0.09		11	6.4*
	12	0.14		12	7.5*
	13	0.15		13	6.2*
	14	0.18		14	4.0*
	15	0.12		15	6.0*

比較被覆工具の欄の*印は、チッピング発生が原因で 寿命に至るまでの切削時間(分)を示す。

実施例 2

[0052] 原料粉末として、いずれも１～３μｍの平均粒径を有するＷＣ粉末、ＴｉＣ粉末、ＺｒＣ粉末、ＴａＣ粉末、ＮｂＣ粉末、Cr_3C_2粉末、ＴｉＮ粉末およびＣｏ粉末を用意し、これら原料粉末を、表１０に示される配合組成に配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で２４時間ボールミル混合し、減圧乾燥した後、９８ＭＰａの圧力で所定形状の圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を５Ｐａの真空中、１３７０～１４７０℃の範囲内の所定の温度に１時間保持の条件で真空焼結し、焼結後、切刃部にＲ：０．０７ｍｍのホーニング加工を施すことによりＩＳＯ規格ＣＮＭＧ１２０４１２のインサート形状をもったＷＣ基超硬合金製の工具基体α～γをそれぞれ製造した。

[0053] また、原料粉末として、いずれも０．５～２μｍの平均粒径を有するＴｉＣＮ（質量比でＴｉＣ／ＴｉＮ＝５０／５０）粉末、ＮｂＣ粉末、ＷＣ粉末、Ｃｏ粉末、およびＮｉ粉末を用意し、これら原料粉末を、表１１に示される配合組成に配合し、ボールミルで２４時間湿式混合し、乾燥した後、９８ＭＰａの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を１．３ｋＰａの窒素雰囲気中、温度：１５００℃に１時間保持の条件で焼結し、焼結後、切刃部分にＲ：０．０９ｍｍのホーニング加工を施すことによりＩＳＯ規格・ＣＮＭＧ１２０４１２のインサート形状をもったＴｉＣＮ基サーメット製の工具基体δを形成した。

[0054] つぎに、これらの工具基体α～γおよび工具基体δの表面に、化学蒸着装置を用い、実施例1と同様にして、表４に示される形成条件で、所定時間、熱ＣＶＤ法を行うことにより、表１３に示される（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層を成膜することにより本発明被覆工具１６～３０を製造した。

なお、本発明被覆工具１９～２８については、表３に示される形成条件で、表１２に示される下部層、上部層を形成した。

[0055] また、比較の目的で、同じく工具基体α～γおよび工具基体δの表面に、化学蒸着装置を用い、表５に示される条件かつ表１４に示される目標層厚で本発明被覆工具と同様に硬質被覆層を蒸着形成することにより、表１４に示される比較被覆工具１６～３０を製造した。

なお、本発明被覆工具１９～２８と同様に、比較被覆工具１９～２８については、表３に示される形成条件で、表１２に示される下部層、上部層を形成した。

[0056] また、本発明被覆工具１６～３０、比較被覆工具１６～３０の各構成層の断面を、走査電子顕微鏡（倍率５０００倍）を用いて測定し、観察視野内の５点の層厚を測って平均して平均層厚を求めたところ、いずれも表１３、表１４に示される目標層厚と実質的に同じ平均層厚を示した。

また、前記本発明被覆工具１６～３０、比較被覆工具１６～３０の硬質被覆層について、実施例１に示される方法と同様の方法を用いて、平均ＡＩ含

有割合X_{avg}、平均Ｍｅ含有割合Y_{avg}、平均Ｃ含有割合Z_{avg}、傾斜角度数分布、周期的濃度変化の差Δｘ（＝$X_{max}-X_{min}$）と周期、格子定数ａ、結晶粒の平均粒子幅W、平均アスペクト比Ａ、結晶粒における立方晶結晶相の占める面積割合を求めた。

表１３、表１４にその結果を示す。

[0057] [表10]

種別		配合組成（質量%）							
		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	残
	β	7.6	2.6	-	4.0	0.5	-	1.1	残
	γ	6.0	-	-	-	-	-	—	残

[0058] [表11]

種別		配合組成（質量%）				
		Co	Ni	NbC	WC	TiCN
工具基体	δ	11	4	6	15	残

[0059]

[表12]

種別		下部層（下段の数値は、該層の目標平均層厚（μm）を示す。）				上部層（下段の数値は、該層の目標平均層厚（μm）を示す。）			
		第1層	第2層	第3層	第4層	第1層	第2層	第3層	第4層
本発明被覆工具・比較被覆工具	16	—	-	-	-	-	-	-	-
	17	—	-	-	-	-	-	-	-
	18	—	-	-	-	-	-	-	-
	19	TiC (0.5)	-	-	-	-	-	-	-
	20	TiN (0.1)	-	-	-	-	-	-	-
	21	TiN (0.5)	TiCN (7)	-	-	-	-	-	-
	22	TiN (0.3)	TiCN (10)	TiN (0.7)	-	TiN (0.7)	-	-	-
	23	TiN (0.3)	TiCN (4)	TiCN (0.4)	TiN (0.3)	TiCN (0.4)	TiN (0.3)	-	-
	24	—	-	-	-	Al_2O_3 (4)	-	-	-
	25	TiN (0.5)	-	-	-	TiCN (0.5)	Al_2O_3 (5)	-	-
	26	TiC (1)	-	-	-	TiCO (1)	Al_2O_3 (2)	-	-
	27	TiN (0.1)	-	-	-	TiCNO (0.3)	Al_2O_3 (1)	-	-
	28	TiN (0.1)	-	-	-	TiN (0.3)	TiCN (0.8)	TiCNO (0.3)	Al_2O_3 (5)
	29	—	-	-	-	-	-	-	-
	30	—	-	-	-	-	-	-	-

[0060]

[表13]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表4参照）	Alの平均含有割合Xavg	Meの平均含有割合Yavg	AlとMeの平均含有割合の和Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	立方晶結晶粒内に{110}境界を挟んで濃度変化の周期方向の方位が直行する領域A、領域Bの存在の有無	領域A、領域Bにおける周期の平均値（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a(Å)	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
本発明被覆工具	16	α	Si	Si-A	0.86	0.032	0.892	0.0001以下	6.5-6.75	53	0.15	22	21	0.01以下	有	領域A:21nm 領域B:21nm	ΔXodA:0.04 ΔXodB:0.03	4.066	1.3	9.8	81	13
	17	β	Si	Si-B	0.75	0.090	0.840	0.0001以下	3.5-3.75	66	0.09	64	66	0.04	無	-	-	4.080	0.5	8.9	89	9
	18	γ	Si	Si-C	0.61	0.015	0.625	0.0029	0.5-0.75	77	0.06	25	23	0.01以下	有	領域A:22nm 領域B:23nm	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.117	0.9	14.6	100	15
	19	δ	Zr	Zr-A	0.94	0.007	0.947	0.0037	9.75-10.0	43	0.21	73	-	-	無	-	-	4.059	2.6	3.7	68	10
	20	α	Zr	Zr-B	0.73	0.092	0.822	0.0001以下	3.0-3.25	63	0.11	84	-	-	無	-	-	4.108	0.2	16.1	79	17
	21	β	Zr	Zr-C	0.81	0.055	0.865	0.0001以下	4.25-4.5	55	0.05	55	50	0.01以下	無	-	-	4.096	0.6	7.7	70	8
	22	γ	B	B-A	0.68	0.029	0.709	0.0015	0-0.25	81	0.14	8	6	0.03	有	領域A:6nm 領域B:5nm	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.02	4.101	1.6	4.3	94	7
	23	δ	B	B-B	0.91	0.024	0.934	0.0001以下	11.0-11.25	40	0.18	36	32	0.01以下	無	-	-	4.058	1.7	5.8	62	10
	24	α	B	B-C	0.78	0.073	0.853	0.0001以下	3.5-3.75	67	0.14	79	77	0.01以下	無	-	-	4.075	0.4	25.3	83	12
	25	β	V	V-A	0.70	0.098	0.798	0.0042	7.25-7.5	47	0.08	37	-	-	無	-	-	4.109	2.5	5.5	98	14
	26	γ	V	V-B	0.84	0.044	0.884	0.0001以下	7.75-8.0	46	0.12	4	4	0.01以下	有	領域A:4nm 領域B:4nm	ΔXodA:0.06 ΔXodB:0.05	4.082	1.0	6.4	87	9
	27	δ	V	V-C	0.77	0.051	0.821	0.0001以下	5.25-5.5	60	0.20	33	26	0.05	無	-	-	4.094	0.05	34.2	90	11
	28	α	Cr	Cr-A	0.92	0.006	0.926	0.0001以下	11.5-11.75	36	0.24	98	96	-	無	-	-	4.063	0.7	17.6	64	17
	29	β	Cr	Cr-B	0.65	0.019	0.669	0.0001以下	1.5-1.75	72	0.03	60	63	0.01以下	無	-	-	4.120	1.3	7.7	100	10
	30	γ	Cr	Cr-C	0.88	0.025	0.905	0.0049	8.75-9.0	59	0.17	27	22	0.02	有	領域A:22nm 領域B:23nm	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.072	3.0	3.6	80	13

[0061] [表14]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表5参照）	Alの平均含有割合 Xavg	Meの平均含有割合 Yavg	AlとMeの平均含有割合の和 Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合 Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	立方晶結晶粒内に[110]境界を挟んで濃度変化の周期方向の方位が直行する領域A、領域Bの存在の有無	領域A、領域Bにおける周期の平均値（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a(Å)	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
比較被覆工具	16	α	Si	Si-a	0.99	0.008	0.998＊	0.0001以下	25.75-26.0＊	15＊	-	-	-	-	無	-	-	4.044	0.03	1.1	1	13
	17	β	Si	Si-b	0.83	0.157＊	0.987＊	0.0037	24.5-24.75＊	16＊	-	-	-	-	無	-	-	4.065	0.4	1.0	36	9
	18	γ	Si	Si-c	0.52＊	0.092	0.612	0.0001以下	3.5-3.75	44	-	-	-	-	無	-	-	4.128	3.1	4.6	95	15
	19	α	Zr	Zr-a	0.96	0.003＊	0.963＊	0.0001以下	29.0-29.25＊	7＊	-	-	-	-	無	-	-	4.057	0.1	0.9	12	10
	20	δ	Zr	Zr-b	0.79	0.166＊	0.956＊	0.0012	8.25-8.5	33＊	-	-	-	-	無	-	-	4.102	0.01	1.1	7	17
	21	β	Zr	Zr-c	0.64	0.040	0.680	0.0001以下	28.0-28.25＊	9＊	-	-	-	-	無	-	-	4.121	0.1	1.2	70	8
	22	γ	B	B-a	0.46＊	0.119＊	0.579＊	0.0001以下	0.75-1.0	71	-	-	-	-	無	-	-	4.133	0.7	7.4	88	7
	23	δ	B	B-b	0.97	0.006	0.976＊	0.0101＊	20.75-21.0＊	23＊	-	-	-	-	無	-	-	4.046	1.2	0.7	24	10
	24	α	B	B-c	0.92	0.009	0.929	0.0001以下	26.25-26.5＊	17＊	-	-	-	-	無	-	-	4.058	0.5	1.9	39	12
	25	β	V	V-a	0.99	0.002＊	0.993＊	0.0039	35.0-35.25＊	16＊	-	-	-	-	無	-	-	4.049	0.03	1.2	2	14
	26	γ	V	V-b	0.85	0.106＊	0.956＊	0.0001以下	22.5-22.75＊	11＊	-	-	-	-	無	-	-	4.080	0.6	7.3	61	9
	27	δ	V	V-c	0.77	0.145＊	0.915	0.0075＊	5.25-5.5	42	-	-	-	-	無	-	-	4.099	2.6	4.3	67	11
	28	α	Cr	Cr-a	0.83	0.053	0.883	0.0001以下	30.5-30.75＊	6＊	-	-	-	-	無	-	-	4.084	0.04	0.9	48	17
	29	β	Cr	Cr-b	0.54＊	0.086	0.626	0.0011	18.0-18.25＊	21＊	-	-	-	-	無	-	-	4.140	1.7	5.7	83	10
	30	γ	Cr	Cr-c	0.55＊	0.133＊	0.883	0.0001以下	10.25-10.5	47	-	-	-	-	無	-	-	4.138	0.9	11.6	66	13

（注）欄中の＊印は、本発明範囲外であることを示す。

[0062]　つぎに、前記各種の被覆工具をいずれも工具鋼製バイトの先端部に固定治具にてネジ止めした状態で、本発明被覆工具１６～３０、比較被覆工具１６～３０について、以下に示す、合金鋼の乾式高速断続切削試験、鋳鉄の湿式高速断続切削試験を実施し、いずれも切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。

切削条件１：

被削材：ＪＩＳ・Ｓ４５Ｃの長さ方向等間隔４本縦溝入り丸棒、

切削速度：３８０　ｍ／ｍｉｎ、

切り込み：１．５　ｍｍ、

送り：０．２　ｍｍ／ｒｅｖ、

切削時間：５　分、

（通常の切削速度は、２２０　ｍ／ｍｉｎ）、

切削条件２：

被削材：ＪＩＳ・ＦＣＤ７００の長さ方向等間隔４本縦溝入り丸棒、

切削速度：３２５　ｍ／ｍｉｎ、

切り込み：１．２　ｍｍ、

送り：０．１　ｍｍ／ｒｅｖ、

切削時間：５　分、

（通常の切削速度は、２００　ｍ／ｍｉｎ）、

表１５に、前記切削試験の結果を示す。

[0063]

[表15]

種別		逃げ面摩耗幅(mm)		種別		切削試験結果(分)	
		切削条件1	切削条件2			切削条件1	切削条件2
本発明被覆工具	16	0.17	0.19	比較被覆工具	16	1.9*	1.5*
	17	0.19	0.18		17	2.4*	2.7*
	18	0.15	0.14		18	4.4*	4.1*
	19	0.20	0.19		19	1.7*	1.4*
	20	0.18	0.18		20	2.6*	2.2*
	21	0.16	0.14		21	3.6*	3.9*
	22	0.12	0.10		22	3.8*	4.2*
	23	0.17	0.16		23	2.8*	3.1*
	24	0.15	0.14		24	3.0*	2.5*
	25	0.11	0.10		25	2.3*	2.0*
	26	0.14	0.15		26	4.1*	3.8*
	27	0.15	0.16		27	4.8*	4.5*
	28	0.16	0.16		28	3.7*	3.3*
	29	0.18	0.19		29	2.5*	2.1*
	30	0.14	0.13		30	3.4*	3.2*

比較被覆工具の欄の*印は、
チッピング発生が原因で寿命に至るまでの切削時間(分)を示す。

実施例 3

[0064] 原料粉末として、いずれも０．５～４μｍの範囲内の平均粒径を有するｃＢＮ粉末、ＴｉＮ粉末、ＴｉＣＮ粉末、ＴｉＣ粉末、ＡｌＮ粉末、Al_2O_3粉末を用意し、これら原料粉末を表１６に示される配合組成に配合し、ボールミルで８０時間湿式混合し、乾燥した後、１２０ＭＰａの圧力で直径：５０ｍｍ×厚さ：１．５ｍｍの寸法をもった圧粉体にプレス成形し、ついでこの圧粉体を、圧力：１Ｐａの真空雰囲気中、９００～１３００℃の範囲内の所定温度に６０分間保持の条件で焼結して切刃片用予備焼結体とし、この予備焼結体を、別途用意した、Ｃｏ：８質量％、ＷＣ：残りの組成、並びに直径：５０ｍｍ×厚さ：２ｍｍの寸法をもったＷＣ基超硬合金製支持片と重ね合わせた状態で、通常の超高圧焼結装置に装入し、通常の条件である圧力：４

ＧＰａ、温度：１２００～１４００℃の範囲内の所定温度に保持時間：０．８時間の条件で超高圧焼結し、焼結後上下面をダイヤモンド砥石を用いて研磨し、ワイヤー放電加工装置にて所定の寸法に分割し、さらにＣｏ：５質量％、ＴａＣ：５質量％、ＷＣ：残りの組成およびＪＩＳ規格ＣＮＧＡ１２０４１２の形状（厚さ：４．７６㎜×内接円直径：１２．７㎜の８０°菱形）をもったＷＣ基超硬合金製インサート本体のろう付け部（コーナー部）に、質量％で、Ｚｒ：３７．５％、Ｃｕ：２５％、Ｔｉ：残りからなる組成を有するＴｉ－Ｚｒ－Ｃｕ合金のろう材を用いてろう付けし、所定寸法に外周加工した後、切刃部に幅：０．１３ｍｍ、角度：２５°のホーニング加工を施し、さらに仕上げ研摩を施すことによりＩＳＯ規格ＣＮＧＡ１２０４１２のインサート形状をもった工具基体２Ａ、２Ｂをそれぞれ製造した。

[0065] [表16]

種別		配合組成（質量%）				
		TiN	TiC	Al	Al_2O_3	cBN
工具基体	2A	50	－	5	3	残
	2B	－	50	4	3	残

[0066] つぎに、これらの工具基体２Ａ、２Ｂの表面に、化学蒸着装置を用い、実施例１と同様の方法により表４に示される条件で、（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層を含む硬質被覆層を目標層厚で蒸着形成することにより、表１８に示される本発明被覆工具３１～４０を製造した。

なお、本発明被覆工具３４～３９については、表３に示される形成条件で、表１７に示す下部層、上部層を形成した。

[0067] また、比較の目的で、同じく工具基体２Ａ、２Ｂの表面に、化学蒸着装置を用い、表５に示される条件で、（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層を含む硬質被覆層を目標層厚で蒸着形成することにより、表１９に示される

比較被覆工具３１～４０を製造した。

なお、本発明被覆工具３４～３９と同様に、比較被覆工具３４～３９については、表３に示される形成条件で、表１７に示す下部層、上部層を形成した。

[0068] また、本発明被覆工具３１～４０、比較被覆工具３１～４０の各構成層の断面を、走査型電子顕微鏡（倍率５０００倍）を用いて測定し、観察視野内の５点の層厚を測って平均して平均層厚を求めたところ、いずれも表１８、１９に示される目標層厚と実質的に同じ平均層厚を示した。

[0069] また、前記本発明被覆工具３１～４０、比較被覆工具３１～４０の硬質被覆層について、実施例１に示される方法と同様の方法を用いて、平均層厚、平均ＡＩ含有割合X_{avg}、平均Ｍｅ含有割合Y_{avg}、平均Ｃ含有割合Z_{avg}、傾斜角度数分布、周期的濃度変化の差Δｘ（$=X_{max}-X_{min}$）と周期、格子定数ａ、結晶粒の平均粒子幅W、平均アスペクト比Ａ、結晶粒における立方晶結晶相の占める面積割合を求めた。

表１８、１９にその結果を示す。

[0070]

[表17]

種別		工具基体記号	下部層（下段の数値は、該層の目標平均層厚（μm）を示す。）			上部層（下段の数値は、該層の目標平均層厚（μm）を示す。）
			第1層	第2層	第3層	第1層
本発明被覆工具・比較被覆工具	31	2A	—	-	-	-
	32	2B	—	-	-	-
	33	2A	—	-	-	-
	34	2B	-	-	-	TiN (0.5)
	35	2A	TiN (0.5)	-	-	-
	36	2B	TiN (0.3)	-	-	-
	37	2A	TiN (0.5)	TiCN (1)	-	-
	38	2B	TiN (0.3)	TiCN (2)	TiN (0.5)	-
	39	2A	—	-	-	TiN (0.5)
	40	2B	—	-	-	-

[0071]

[表18]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																				
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																				
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表4参照）	Alの平均含有割合 Xavg	Meの平均含有割合 Yavg	AlとMeの平均含有割合の和 Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合 Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差 Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	立方晶結晶粒内に[110]境界を挟んで濃度変化の周期方向の方位が直行する領域A、領域Bの存在の有無	領域A、領域Bにおける周期の平均値（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a(nm)	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
本発明被覆工具	31	2A	Si	Si-A	0.81	0.036	0.846	0.0001以下	5.5-5.75	58	0.12	28	29	0.01以下	有	領域A:28nm 領域B:30nm	ΔXodA:0.02 ΔXodB:0.02	4.075	1.4	1.4	86	2
	32	2B	Si	Si-C	0.62	0.015	0.635	0.0024	0.75-1.0	76	0.05	24	25	0.01以下	有	領域A:25nm 領域B:24nm	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.116	0.7	2.8	100	2
	33	2A	Zr	Zr-A	0.93	0.008	0.938	0.0045	10.0-10.25	38	0.20	72	-	-	無	-	-	4.063	2.5	1.2	71	3
	34	2B	Zr	Zr-C	0.80	0.054	0.854	0.0001以下	5.0-5.25	52	0.07	58	53	0.01以下	無	-	-	4.091	0.5	1.9	73	1
	35	2A	B	B-A	0.65	0.032	0.682	0.0018	0.5-0.75	77	0.11	10	8	0.04	有	領域A:8nm 領域B:8nm	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.106	1.7	1.7	91	3
	36	2B	B	B-B	0.90	0.027	0.927	0.0001以下	10.0-10.25	43	0.17	31	27	0.02	無	-	-	4.060	1.5	1.3	66	2
	37	2A	V	V-B	0.83	0.039	0.869	0.0001以下	8.0-8.25	52	0.14	40	-	-	無	-	-	4.082	0.8	1.2	84	1
	38	2B	V	V-C	0.76	0.050	0.810	0.0001以下	4.5-4.75	64	0.18	5	3	0.01以下	有	領域A:3nm 領域B:3nm	ΔXodA:0.04 ΔXodB:0.06	4.099	0.06	32.8	89	2
	39	2A	Cr	Cr-B	0.68	0.022	0.702	0.0001以下	2.5-2.75	70	0.03	65	61	0.01以下	無	-	-	4.114	1.1	2.7	100	3
	40	2B	Cr	Cr-C	0.90	0.021	0.921	0.0043	9.0-9.25	58	0.18	25	24	0.03	有	領域A:23nm 領域B:24nm	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.091	2.7	0.7	76	2

[0072]

[表19]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表5参照）	Alの平均含有割合Xavg	Meの平均含有割合Yavg	AlとMeの平均含有割合の和Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合Zavg	傾斜角度数分布		XmaxとXminの差Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	立方晶結晶粒内に{110}境界を挟んで濃度変化の周期方向の方位が直行する領域A、領域Bの存在の有無	領域A、領域Bにおける周期の平均値（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a(nm)	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
									最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	0～12度の度数割合（%）												
比較被覆工具	31	2A	Si	Si-a	0.99	0.007	0.997*	0.0001以下	26.0-26.25*	17*	-	-	-	-	無	-	-	4.044	0.04	1.2	1	2
	32	2B	Si	Si-b	0.82	0.163*	0.983*	0.0040	25.5-25.75*	12*	-	-	-	-	無	-	-	4.063	0.3	1.1	34	2
	33	2A	Zr	Zr-a	0.97	0.004*	0.974*	0.0001以下	31.75-32.0*	9*	-	-	-	-	無	-	-	4.053	0.08	1.0	15	3
	34	2B	Zr	Zr-b	0.76	0.181*	0.941	0.0018	7.25-7.5	37	-	-	-	-	無	-	-	4.113	0.02	1.2	6	1
	35	2A	B	B-b	0.95	0.009	0.959*	0.0094*	20.25-20.5*	20*	-	-	-	-	無	-	-	4.052	1.0	0.8	27	3
	36	2B	B	B-c	0.93	0.010	0.940	0.0001以下	24.5-24.75*	14*	-	-	-	-	無	-	-	4.055	0.4	1.8	40	2
	37	2A	V	V-b	0.81	0.111*	0.921	0.0001以下	21.0-21.25*	13*	-	-	-	-	無	-	-	4.089	0.7	1.3	63	1
	38	2B	V	V-c	0.78	0.152*	0.932	0.0078*	5.25-5.5	40	-	-	-	-	無	-	-	4.100	2.3	0.8	70	2
	39	2A	Cr	Cr-a	0.80	0.052	0.852	0.0001以下	29.75-30.0*	5*	-	-	-	-	無	-	-	4.091	0.06	0.8	45	3
	40	2B	Cr	Cr-c	0.54*	0.146*	0.686	0.0001以下	10.5-10.75	45	-	-	-	-	無	-	-	4.148	1.1	1.9	61	2

（注）欄中の＊印は、本発明範囲外であることを示す。

[0073] つぎに、各種の被覆工具をいずれも工具鋼製バイトの先端部に固定治具にてネジ止めした状態で、本発明被覆工具３１～４０、比較被覆工具３１～４０について、以下に示す、浸炭焼入れ合金鋼の乾式高速断続切削加工試験を実施し、切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。

切削試験：浸炭焼入れ合金鋼の乾式高速断続切削加工、

被削材：ＪＩＳ・ＳＣｒ４２０（硬さ：ＨＲＣ６２）の長さ方向等間隔４本縦溝入り丸棒、

切削速度：２５５　ｍ／ｍｉｎ、

切り込み：０．１　ｍｍ、

送り：０．１　ｍｍ／ｒｅｖ、

切削時間：４　分、

表２０に、前記切削試験の結果を示す。

[0074] [表20]

種別		逃げ面摩耗幅(mm)	種別		切削試験結果(分)
本発明被覆工具	31	0.11	比較被覆工具	31	1.7*
	32	0.09		32	2.2*
	33	0.13		33	1.5*
	34	0.10		34	2.9*
	35	0.08		35	1.8*
	36	0.11		36	2.0*
	37	0.09		37	2.9*
	38	0.12		38	3.3*
	39	0.11		39	2.8*
	40	0.07		40	3.1*

比較被覆工具、参考被覆工具の欄の*印は、チッピング発生が原因で 寿命に至るまでの切削時間(分)を示す。

実施例 4

[0075] 実施例１と同様に、原料粉末として、いずれも１～３μｍの平均粒径を有するＷＣ粉末、ＴｉＣ粉末、ＴａＣ粉末、ＮｂＣ粉末、Cr_3C_2粉末およびＣｏ粉末を用意し、これら原料粉末を、表１に示される配合組成に配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で２４時間ボールミル混合し、減圧乾燥した後、９８ＭＰａの圧力で所定形状の圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を５Ｐａの真空中、１３７０～１４７０℃の範囲内の所定の温度に１時間保持の条件で真空焼結し、焼結後、ＩＳＯ規格ＳＥＥＮ１２０３ＡＦＳＮのインサート形状をもったＷＣ基超硬合金製の工具基体Ａ～Ｃをそれぞれ製造した。

[0076] つぎに、これらの工具基体Ａ～Ｃの表面に、化学蒸着装置を用い、実施例１と同様にして、表４に示される形成条件で、所定時間、熱ＣＶＤ法を行うことにより、表２３に示される（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）層を成膜することにより本発明被覆工具４１～５５を製造した。

なお、本発明被覆工具４５～５２については、表３に示される形成条件で、表２２に示される下部層、上部層を形成した。

[0077] また、比較の目的で、同じく工具基体Ａ～Ｃの表面に、化学蒸着装置を用い、表２１に示される条件かつ表２４に示される目標層厚で本発明被覆工具と同様に硬質被覆層を蒸着形成することにより、表２４に示される比較被覆工具４１～５５を製造した。

なお、本発明被覆工具４５～５２と同様に、比較被覆工具４５～５２については、表３に示される形成条件で、表２２に示される下部層、上部層を形成した。

[0078] また、本発明被覆工具４１～５５、比較被覆工具４１～５５の各構成層の断面を、走査電子顕微鏡（倍率５０００倍）を用いて測定し、観察視野内の５点の層厚を測って平均して平均層厚を求めたところ、いずれも表２３、表２４に示される目標層厚と実質的に同じ平均層厚を示した。

また、前記本発明被覆工具４１～５５、比較被覆工具４１～５５の硬質被覆層について、実施例１に示される方法と同様の方法を用いて、平均ＡＩ含

有割合X_{avg}、平均Ｍｅ含有割合Y_{avg}、平均Ｃ含有割合Z_{avg}、傾斜角度数分布、周期的濃度変化の差Δｘ（＝$X_{max}-X_{min}$）と周期、格子定数ａ、結晶粒の平均粒子幅W、平均アスペクト比Ａ、結晶粒における立方晶結晶相の占める面積割合を求めた。

表２３、表２４にその結果を示す。

[0079]

[表21]

硬質被覆層の形成		形成条件（反応ガス組成はガス群Aとガス群Bの合計に対する割合を示す。反応雰囲気の圧力はkPa、温度は℃を示す）											
			ガス群A			ガス群B		ガス群AとガスB群の供給の位相差（秒）	反応雰囲気	
工程種別	形成記号	反応ガス群A組成（容量%）	供給周期（秒）	1周期当たりの供給時間（秒）	反応ガス群B組成（容量%）	供給周期（秒）	1周期当たりの供給時間（秒）		圧力（kPa）	温度（℃）
比較成膜工程	Si−d	NH_3: 1.3 %, N_2: 10 %, H_2: 57 %,	4	0.20	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $SiCl_4$: 0.4 %, N_2: 4 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	4	0.20	0.15	5.0	950
	Si−e	NH_3: 1.0 %, N_2: 2 %, H_2: 65 %,	3	0.15	$AlCl_3$: 0.4 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $SiCl_4$: 0.1 %, N_2: 0 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	3	0.15	0.15	4.0	800
	Si−f	NH_3: 1.5 %, N_2: 0 %, H_2: 55 %,	8	0.40	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $SiCl_4$: 0.1 %, N_2: 9 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	8	0.40	0.35	4.7	850
	Zr−d	NH_3: 1.2 %, N_2: 4 %, H_2: 50 %,	1	0.15	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $ZrCl_4$: 0.2 %, N_2: 3 %, $Al(CH_3)_3$: 0.5 %, 残りH_2	1	0.15	0.05	4.5	600
	Zr−e	NH_3: 0.8 %, N_2: 0 %, H_2: 58 %,	1	0.10	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.2 %, $ZrCl_4$: 0.1 %, N_2: 10 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	1	0.10	0.05	4.5	750
	Zr−f	NH_3: 1.3 %, N_2: 8 %, H_2: 60 %,	3	0.20	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $ZrCl_4$: 0.05 %, N_2: 1 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	3	0.20	0.15	6.0	900
	B−d	NH_3: 1.4 %, N_2: 3 %, H_2: 56 %,	10	0.50	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.2 %, BCl_3: 0.2 %, N_2: 7 %, $Al(CH_3)_3$: 0.2 %, 残りH_2	10	0.50	0.40	4.7	800
	B−e	NH_3: 1.8 %, N_2: 1 %, H_2: 55 %,	2	0.15	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.2 %, BCl_3: 0.1 %, N_2: 15 %, $Al(CH_3)_3$: 1.0 %, 残りH_2	2	0.15	0.10	5.0	700
	B−f	NH_3: 1.1 %, N_2: 0 %, H_2: 59 %,	4	0.25	$AlCl_3$: 1.1 %, $TiCl_4$: 0.1 %, BCl_3: 0.2 %, N_2: 6 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	4	0.25	0.20	4.5	850
	V−d	NH_3: 1.5 %, N_2: 5 %, H_2: 52 %,	5	0.25	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.3 %, VCl_4: 0.04 %, N_2: 11 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	5	0.25	0.20	3.5	800
	V−e	NH_3: 1.2 %, N_2: 2 %, H_2: 59 %,	1	0.10	$AlCl_3$: 0.9 %, $TiCl_4$: 0.3 %, VCl_4: 0.2 %, N_2: 8 %, $Al(CH_3)_3$: 0.8 %, 残りH_2	1	0.10	0.25	4.7	700
	V−f	NH_3: 0.6 %, N_2: 7 %, H_2: 57 %,	2	0.15	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.3 %, VCl_4: 0.1 %, N_2: 18 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	2	0.15	0.10	5.5	650
	Cr−d	NH_3: 2.0 %, N_2: 3 %, H_2: 63 %,	4	0.25	$AlCl_3$: 0.8 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $CrCl_2$: 0.2 %, N_2: 0 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	4	0.25	0.30	4.5	800
	Cr−e	NH_3: 1.4 %, N_2: 4 %, H_2: 58 %,	3	0.20	$AlCl_3$: 0.6 %, $TiCl_4$: 0.5 %, $CrCl_2$: 0.1 %, N_2: 2 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	3	0.20	0.15	5.0	950
	Cr−f	NH_3: 1.0 %, N_2: 0 %, H_2: 56 %,	7	0.35	$AlCl_3$: 0.7 %, $TiCl_4$: 0.3 %, $CrCl_2$: 0.3 %, N_2: 3 %, $Al(CH_3)_3$: 0 %, 残りH_2	7	0.35	0.20	4.5	750

[0080] [表22]

種別		硬質被覆層（下段の数値は、該層の目標平均層厚（μm）を示す。）			
		下部層		上部層	
		第1層	第2層	第1層	第2層
本発明被覆工具・比較被覆工具	41	–	–	–	–
	42	–	–	–	–
	43	–	–	–	–
	44	–	–	–	–
	45	TiC (0.5)	–	–	–
	46	TiN (0.5)	–	–	–
	47	TiN (0.3)	TiCN (1)	–	–
	48	TiN (0.3)	TiCN (2)	–	–
	49	–	–	TiCN (0.3)	Al_2O_3 (1)
	50	TiN (0.3)	TiCN (1)	TiCN (0.5)	Al_2O_3 (2)
	51	TiC (0.5)	–	TiCO (0.3)	Al_2O_3 (2)
	52	TiN (0.5)	TiCN (1)	TiCNO (0.3)	Al_2O_3 (1)
	53	–	–	–	–
	54	–	–	–	–
	55	–	–	–	–

[0081] [表23]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表4参照）	Alの平均含有割合 Xavg	Meの平均含有割合 Yavg	AlとMeの平均含有割合の和 Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合 Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	{110}面を境界とする濃度の周期方向の方位が直行する領域の有無	{110}面を境界とする濃度の周期方向の方位が直行する領域ABにおける周期幅 d_A, d_B（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a（Å）	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
本発明被覆工具	41	A	Si	Si-A	0.85	0.092	0.942	0.0001以下	3.25-3.5	63	0.18	31	-	-	無	-	-	4.062	1.2	4.8	62	6
	42	B	Si	Si-B	0.75	0.009	0.759	0.0001以下	2.75-3.0	64	0.10	68	65	0.01以下	無	-	-	4.088	0.8	3.7	83	3
	43	C	Si	Si-C	0.61	0.024	0.634	0.0045	0.5-0.75	74	0.03	45	44	0.01以下	有	d_A: 42 d_B: 41	ΔXodA: 0.01以下 ΔXodB: 0.01以下	4.114	0.3	11.8	99	4
	44	A	Zr	Zr-A	0.71	0.018	0.728	0.0023	6.0-6.25	49	0.07	33	30	0.01以下	無	-	-	4.106	0.5	7.7	92	5
	45	B	Zr	Zr-B	0.88	0.063	0.943	0.0001以下	7.25-7.5	49	0.16	88	85	0.05	有	d_A: 83 d_B: 84	ΔXodA: 0.07 ΔXodB: 0.06	4.072	1.7	1.5	70	4
	46	C	Zr	Zr-C	0.93	0.014	0.944	0.0001以下	9.0-9.25	42	0.20	65	61	0.06	無	-	-	4.063	2.0	1.2	79	5
	47	A	B	B-A	0.68	0.024	0.704	0.0033	0.75-1.0	76	0.07	12	10	0.01以下	無	-	-	4.101	0.2	16.9	100	5
	48	B	B	B-B	0.81	0.028	0.838	0.0001以下	5.5-5.75	58	0.10	44	41	0.02	有	d_A: 38 d_B: 37	ΔXodA: 0.03 ΔXodB: 0.03	4.083	0.8	3.8	90	3
	49	C	B	B-C	0.77	0.057	0.827	0.0001以下	6.25-6.5	47	0.13	98	-	-	無	-	-	4.079	1.4	2.8	85	4
	50	A	V	V-A	0.80	0.064	0.864	0.0001以下	4.5-4.75	57	0.11	52	46	0.03	有	d_A: 42 d_B: 42	ΔXodA: 0.01以下 ΔXodB: 0.01以下	4.087	0.5	5.2	83	3
	51	B	V	V-B	0.73	0.024	0.754	0.0048	3.0-3.25	62	0.08	60	56	0.01以下	無	-	-	4.100	0.5	5.8	94	3
	52	C	V	V-C	0.85	0.072	0.922	0.0001以下	11.0-11.25	39	0.23	40	-	-	無	-	-	4.082	1.9	1.0	65	2
	53	A	Cr	Cr-A	0.82	0.031	0.851	0.0001以下	6.75-7.0	46	0.15	28	26	0.01以下	有	d_A: 27 d_B: 26	ΔXodA: 0.01以下 ΔXodB: 0.01以下	4.084	1.0	3.5	88	4
	54	B	Cr	Cr-B	0.78	0.071	0.851	0.0001以下	7.75-8.0	45	0.06	89	-	-	無	-	-	4.093	0.4	8.9	81	5
	55	C	Cr	Cr-C	0.89	0.018	0.908	0.0014	8.5-8.75	43	0.19	6	4	0.04	有	d_A: 4 d_B: 3	ΔXodA: 0.02 ΔXodB: 0.02	4.071	1.2	1.7	64	4

[0082] [表24]

種別		工具基体記号	硬質被覆層																			
			TiAlMe複合炭窒化物層 $(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$																			
			Meの種類	TiAlMeCN成膜工程形成記号（表5参照）	Alの平均含有割合Xavg	Meの平均含有割合Yavg	AlとMeの平均含有割合の和Xavg＋Yavg	Cの平均含有割合Zavg	傾斜角度数分布 最高ピークが存在する傾斜角区分（度）	傾斜角度数分布 0～12度の度数割合（%）	XmaxとXminの差Δx	基体表面の法線に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	<001>方位に沿ったTiとAlとMeの濃度変化の周期の平均値（nm）	ΔXoで示される変化幅	[110]面を境界とする濃度の周期方向の方位が直行する領域の有無	[110]面を境界とする濃度の周期方向の方位が直行する領域A,Bにおける周期幅d_A,d_B（nm）	領域A、領域BにおけるΔXodAおよびΔXodBの変化幅	格子定数a(Å)	平均粒子幅W（μm）	平均アスペクト比A	立方晶結晶相の面積割合（%）	目標層厚（μm）
比較被覆工具	41	A	Si	Si-d	0.67	0.157*	0.827	0.0001以下	4.5-4.75	51	0.13	85	-	-	-	-	-	4.097	0.07	1.5	68	6
	42	B	Si	Si-e	0.53*	0.062	0.592*	0.0001以下	1.25-1.5	73	0.10	21	23	0.01以下	有	d_A:18 d_B:20	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.129	0.5	5.7	100	3
	43	C	Si	Si-f	0.82	0.055	0.875	0.0001以下	9.0-9.25	43	0.27*	119	116	0.07	無	-	-	4.071	1.3	3.0	82	4
	44	A	Zr	Zr-d	0.74	0.086	0.826	0.0038	6.75-7.0	46	0.01*	1	-	-	-	-	-	4.105	1.6	1.1	76	5
	45	B	Zr	Zr-e	0.94	0.008	0.948	0.0001以下	33.5-33.75*	14*	0.02*	3	-	-	-	-	-	4.060	0.4	1.3	59	4
	46	C	Zr	Zr-f	0.61	0.003*	0.613	0.0001以下	2.0-2.25	69	0.15	67	69	0.03	無	-	-	4.124	0.2	16.9	79	5
	47	A	B	B-d	0.88	0.096	0.976*	0.0013	15.0-15.25*	36	0.32*	133	-	-	-	-	-	4.055	0.7	6.8	42	5
	48	B	B	B-e	0.84	0.049	0.889	0.0103*	27.75-28.0*	18*	0.06	15	17	0.01以下	無	-	-	4.068	0.3	5.4	65	3
	49	C	B	B-f	0.97	0.029	0.999*	0.0001以下	-*	-*	-*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0	4
	50	A	V	V-d	0.69	0.002*	0.692	0.0001以下	10.5-10.75	31*	0.14	74	73	0.04	無	-	-	4.107	0.08	1.7	100	3
	51	B	V	V-e	0.79	0.073	0.863	0.0082*	3.5-3.75	58	0.02*	108	101	0.01以下	有	d_A:105 d_B:103	ΔXodA:0.01以下 ΔXodB:0.01以下	4.091	0.4	3.5	85	3
	52	C	V	V-f	0.62	0.045	0.665	0.0001以下	31.0-31.25*	8*	0.07	11	-	-	-	-	-	4.123	2.5	0.7	50	2
	53	A	Cr	Cr-d	0.73	0.082	0.812	0.0001以下	24.75-25.0*	11*	0.28*	124	128	0.07	無	-	-	4.105	0.9	4.2	93	4
	54	B	Cr	Cr-e	0.51*	0.010	0.520*	0.0001以下	8.5-8.75	48	0.17	46	45	0.01以下	無	-	-	4.146	0.05	1.4	96	5
	55	C	Cr	Cr-f	0.65	0.122*	0.772	0.0001以下	1.75-2.0	68	0.29*	124	121	0.06	有	d_A:124 d_B:127	ΔXodA:0.05 ΔXodB:0.07	4.127	1.1	3.4	88	4

（注1）欄中の*印は、本発明範囲外であることを示す。

（注2）比較工具49は立方晶結晶粒が観察されず、六方晶のみであった。

[0083] つぎに、前記各種の被覆工具をいずれもカッタ径１２５ｍｍの工具鋼製カッタ先端部に固定治具にてクランプした状態で、本発明被覆工具４１～５５、比較被覆工具４１～５５について、以下に示す、炭素鋼の高速断続切削の一種である湿式高速正面フライス、センターカット切削加工試験を実施し、切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。

[0084] 工具基体：炭化タングステン基超硬合金

切削試験：湿式高速正面フライス、センターカット切削加工、

被削材：ＪＩＳ・Ｓ５５Ｃ幅１００ｍｍ、長さ４００ｍｍのブロック材、

回転速度：８９１　ｍｉｎ$^{-1}$、

切削速度：３５０　ｍ／ｍｉｎ、

切り込み：２．０　ｍｍ、

一刃送り量：０．２　ｍｍ／刃、

切削油：あり

切削時間：５　分、

表２５に、切削加工試験結果を示す。

[0085]

[表25]

種別		逃げ面摩耗幅(mm)	種別		切削試験結果(分)
本発明被覆工具	41	0.15	比較被覆工具	41	4.0*
	42	0.18		42	3.8*
	43	0.19		43	4.5*
	44	0.18		44	4.7*
	45	0.14		45	2.8*
	46	0.12		46	4.3*
	47	0.17		47	2.1*
	48	0.16		48	2.4*
	49	0.13		49	1.6*
	50	0.10		50	3.6*
	51	0.16		51	3.1*
	52	0.11		52	2.9*
	53	0.12		53	2.3*
	54	0.18		54	3.2*
	55	0.13		55	2.6*

比較被覆工具の欄の*印は、チッピング発生が原因で 寿命に至るまでの切削時間(分)を示す。

[0086] 表９、表１５、表２０および表２５に示される結果から、本発明の被覆工具は、ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の少なくとも立方晶結晶粒を含む硬質被覆層において、該立方晶結晶粒は｛１１１｝面配向を示し、柱状組織であって、該結晶粒内には、ＴｉとＡｌとＭｅの濃度変化が存在することで、結晶粒の歪みにより、硬さが向上し、高い耐摩耗性を保ちつつ、靭性が向上する。しかも、切れ刃に断続的・衝撃的高負荷が作用する

高速断続切削加工に用いた場合でも、耐チッピング性、耐欠損性にすぐれ、その結果、長期の使用に亘ってすぐれた耐摩耗性を発揮することが明らかである。

[0087] これに対して、硬質被覆層を構成するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の少なくとも立方晶結晶粒を含む硬質被覆層において、本発明で規定する要件を備えていないため、高熱発生を伴い、しかも、切れ刃に断続的・衝撃的高負荷が作用する高速断続切削加工に用いた場合、チッピング、欠損等の発生により短時間で寿命にいたることが明らかである。

産業上の利用可能性

[0088] 前述のように、本発明の被覆工具は、合金鋼の高速断続切削加工ばかりでなく、各種の被削材の被覆工具として用いることができ、しかも、長期の使用に亘ってすぐれた耐チッピング性、耐摩耗性を発揮するものであるから、切削装置の高性能化並びに切削加工の省力化および省エネ化、さらに低コスト化に十分満足に対応できるものである。

符号の説明

[0089] １　硬質被覆層

２　Ｔｉ、Ａｌ、Ｍｅから成る複合窒化物または複合炭窒化物層

３　工具基体

４　基体表面（工具基体表面研磨面）

５　基体表面（工具基体表面研磨面）の法線

６　｛１１１｝面の法線

７　｛１１１｝面の傾斜角度：０度

８　｛１１１｝面の傾斜角度：４５度

９　Ａｌ含有量が相対的に多い領域

１０　Ａｌ含有量が相対的に少ない領域

１１ａ　極大値１

１１ｂ　極大値２

１１ｃ　極大値３

１２ａ　　極小値１

１２ｂ　　極小値２

１２ｃ　　極小値３

１２ｄ　　極小値４

１３　　領域Ａ

１４　　領域Ｂ

１５　　領域Ａと領域Ｂとの境界

請求の範囲

[請求項1] 炭化タングステン基超硬合金、炭窒化チタン基サーメットまたは立方晶窒化ホウ素基超高圧焼結体のいずれかで構成された工具基体の表面に、硬質被覆層が形成されている表面被覆切削工具において、

（ａ）前記硬質被覆層は、平均層厚１～２０μｍのＴｉとＡｌとＭｅ（但し、Ｍｅは、Ｓｉ、Ｚｒ、Ｂ、Ｖ、Ｃｒの中から選ばれる一種の元素）の複合窒化物または複合炭窒化物層を少なくとも含み、組成式：$(Ti_{1-x-y}Al_xMe_y)(C_zN_{1-z})$で表した場合、複合窒化物または複合炭窒化物層のＡｌのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合X_{avg}およびＭｅのＴｉとＡｌとＭｅの合量に占める平均含有割合Y_{avg}ならびにＣのＣとＮの合量に占める平均含有割合Z_{avg}（但し、X_{avg}、Y_{avg}、Z_{avg}はいずれも原子比）が、それぞれ、$0.60 \leqq X_{avg}$、$0.005 \leqq Y_{avg} \leqq 0.10$、$0 \leqq Z_{avg} \leqq 0.005$、$0.605 \leqq X_{avg}+Y_{avg} \leqq 0.95$を満足し、

（ｂ）前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の相を少なくとも含み、

（ｃ） 前記複合窒化物または複合炭窒化物層内のＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の結晶方位を、電子線後方散乱回折装置を用いて縦断面方向から解析した場合、工具基体表面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶面である｛１１１｝面の法線がなす傾斜角を測定し、該傾斜角のうち法線方向に対して０～４５度の範囲内にある傾斜角を０．２５度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計し傾斜角度数分布を求めたとき、０～１２度の範囲内の傾斜角区分に最高ピークが存在すると共に、前記０～１２度の範囲内に存在する度数の合計が、前記傾斜角度数分布における度数全体の３５％以上の割合を示し、

（ｄ）また、前記ＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭ

ｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒内に、組成式：（$Ti_{1-x-y}Al_xMe_y$）（C_zN_{1-z}）におけるＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在し、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極大値の平均値をX_{max}、また、Ａｌの含有割合ｘの周期的に変化するｘの値の極小値の平均値をX_{min}とした場合、X_{max}とX_{min}の差Δｘが０．０３～０．２５であり、

（ｅ）前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒において、その工具基体表面の法線方向に沿った周期が３～１００ｎｍであることを特徴とする表面被覆切削工具。

[請求項2] 前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒において、ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位に沿った周期が３～１００ｎｍであり、その方位に直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化量の最大値ΔＸｏは０．01以下であること特徴とする請求項１に記載の表面被覆切削工具。

[請求項3] 前記複合窒化物または複合炭窒化物層中のＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が存在するＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒において、

（ａ）ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Aとすると、方位d_Aに沿った周期が３～３０ｎｍであり、方位d_Aに直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化量の最大値ΔXod_Aは０．01以下である領域Ａ、

（ｂ）ＴｉとＡｌとＭｅの周期的な濃度変化が、方位d_Aと直交する立方晶結晶粒の＜００１＞で表される等価の結晶方位のうちの一つの方位に沿って存在し、その方位を方位d_Bとすると、方位d_Bに沿っ

た周期が３～３０ｎｍであり、方位d_Bに直交する面内でのＡｌの含有割合ｘの変化量の最大値ΔXod_Bは０．01以下である領域Ｂ、

前記領域Ａおよび領域Ｂが結晶粒内に存在し、前記領域Ａと領域Ｂの境界が｛１１０｝で表される等価な結晶面のうちの一つの面に形成されることを特徴とする請求項１に記載の表面被覆切削工具。

［請求項4］ 前記複合窒化物または複合炭窒化物層について、Ｘ線回折からＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒の格子定数ａを求め、前記ＮａＣｌ型の面心立方構造を有する結晶粒の格子定数ａが、立方晶ＴｉＮの格子定数a_{TiN}と立方晶ＡｌＮの格子定数a_{AlN}に対して、$0.05a_{TiN}+0.95a_{AlN} \leqq a \leqq 0.4a_{TiN}+0.6a_{AlN}$の関係を満たすことを特徴とする請求項１乃至請求項３のいずれかに記載の表面被覆切削工具。

［請求項5］ 前記複合窒化物または複合炭窒化物層について、該層の縦断面方向から観察した場合に、該層内のＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の結晶粒の平均粒子幅Ｗが０．１～２．０μｍ、平均アスペクト比Ａが２～１０である柱状組織を有することを特徴とする請求項１乃至請求項４のいずれかに記載の表面被覆切削工具。

［請求項6］ 前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、ＮａＣｌ型の面心立方構造を有するＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物の面積割合が７０面積％以上であることを特徴とする請求項１乃至請求項４のいずれかに記載の表面被覆切削工具。

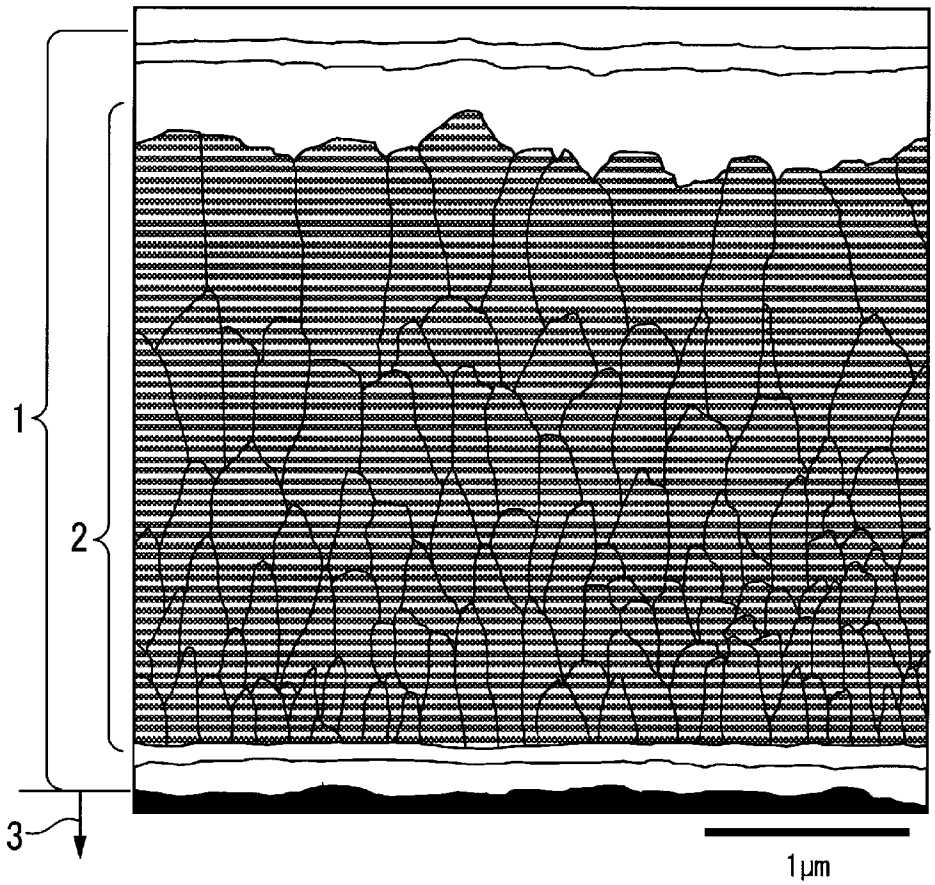
［請求項7］ 前記炭化タングステン基超硬合金、炭窒化チタン基サーメットまたは立方晶窒化ホウ素基超高圧焼結体のいずれかで構成された工具基体と前記ＴｉとＡｌとＭｅの複合窒化物または複合炭窒化物層の間に、Ｔｉの炭化物層、窒化物層、炭窒化物層、炭酸化物層および炭窒酸化物層のうちの１層または２層以上からなり、かつ、０．１～２０μｍの合計平均層厚を有するＴｉ化合物層を含む下部層が存在することを

特徴とする請求項1乃至６のいずれかに記載の表面被覆切削工具。

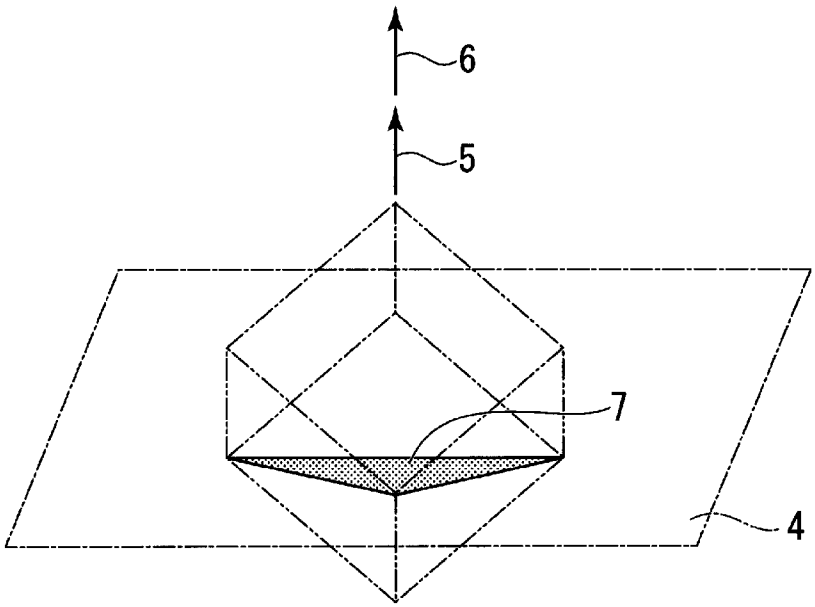
［請求項8］　前記複合窒化物または複合炭窒化物層の上部に、少なくとも酸化アルミニウム層を含む上部層が１～２５μｍの合計平均層厚で存在することを特徴とする請求項1乃至７のいずれかに記載の表面被覆切削工具。

［請求項9］　前記複合窒化物または複合炭窒化物層は、少なくとも、トリメチルアルミニウムを反応ガス成分として含有する化学蒸着法により成膜されたものであることを特徴とする請求項１乃至８のいずれかに記載の表面被覆切削工具の製造方法。

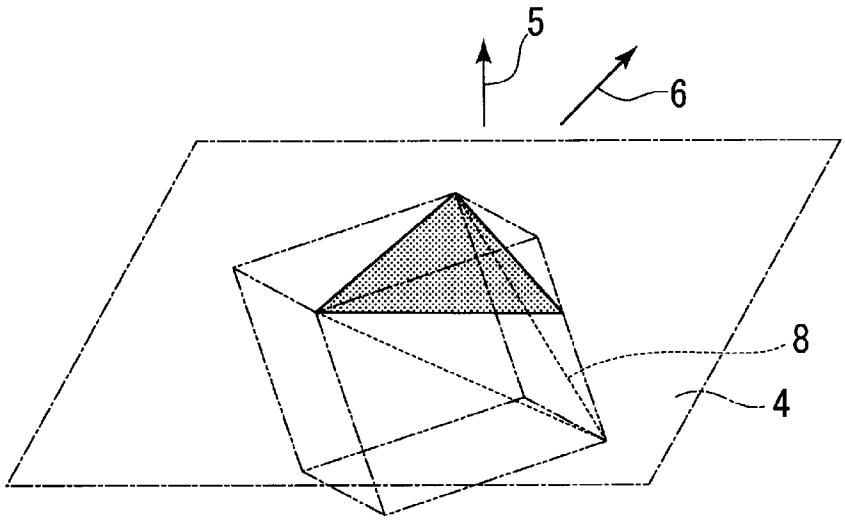
[図1]



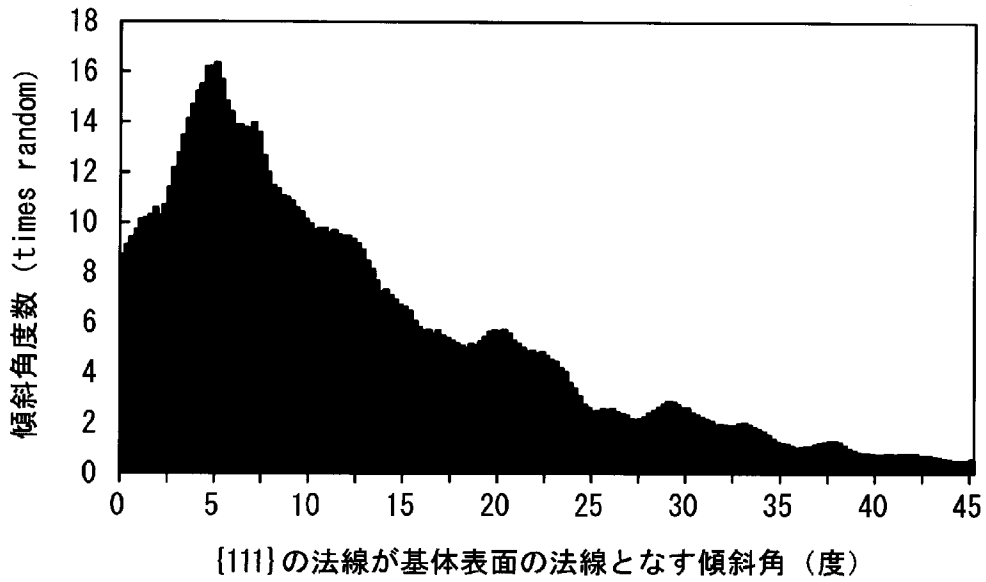
[図2A]



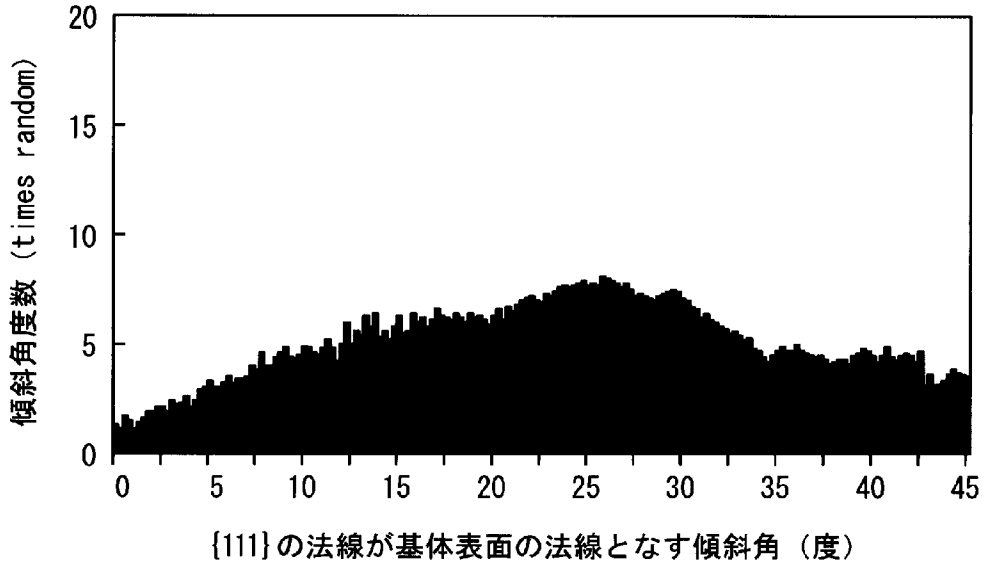
[図2B]



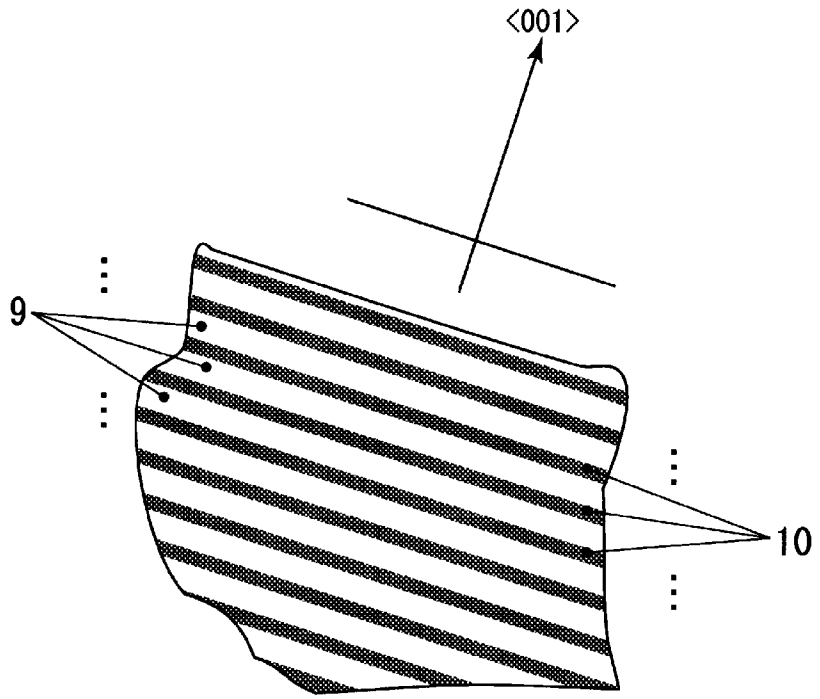
[図3A]


18
16
14
12
10
8
6
4
2
0
傾斜角度数（times random）
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
{111}の法線が基体表面の法線となす傾斜角（度）

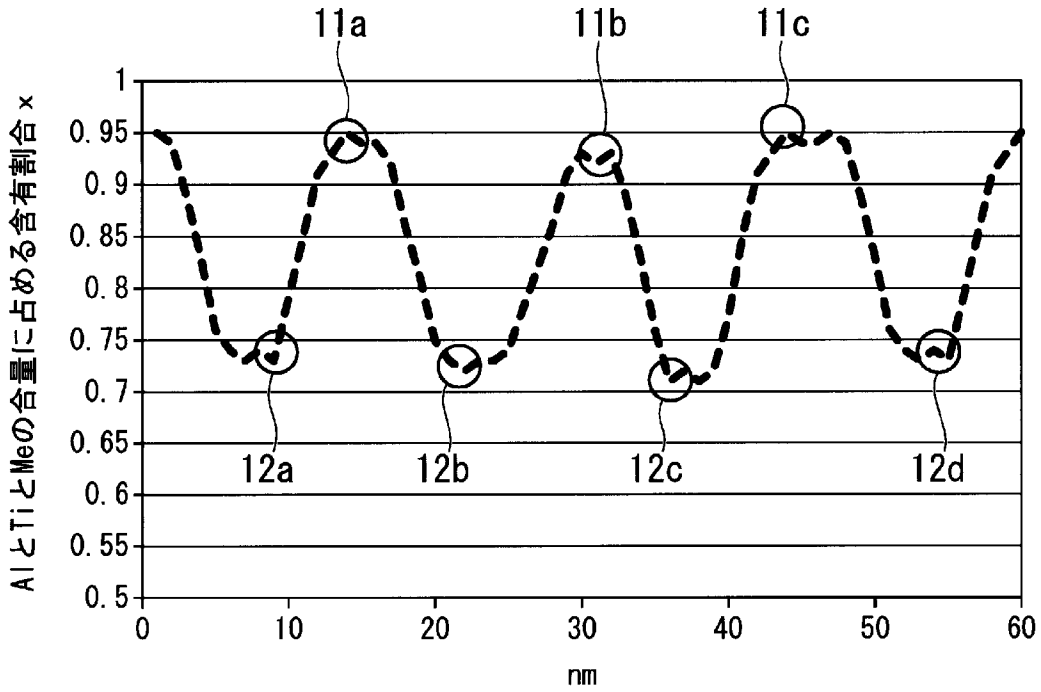
[図3B]


20
15
10
5
0
傾斜角度数（times random）
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
{111}の法線が基体表面の法線となす傾斜角（度）

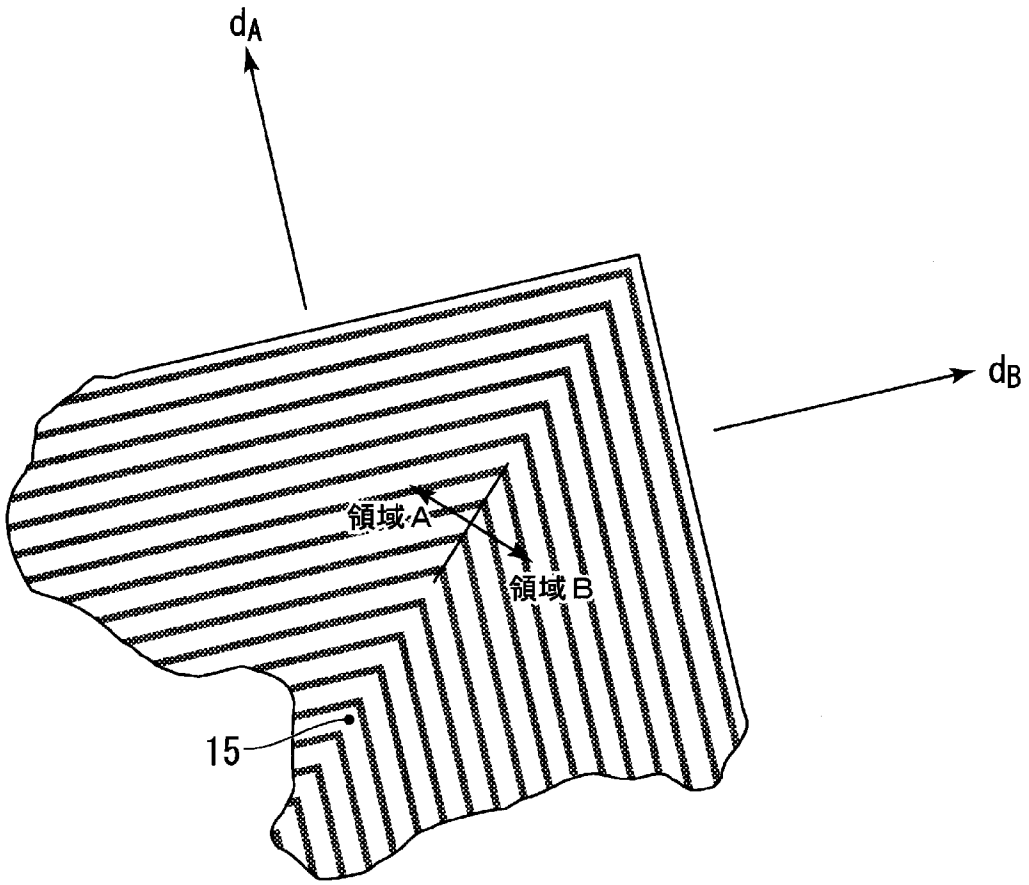
[図4]


<001>
9
10

[図5]


11a
11b
11c
12a
12b
12c
12d
AlとTiとMeの合量に占める含有割合 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
nm

[図6]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/083400

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
B23B27/14(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
B23B27/14, B23B51/00, B23C5/16, B23P15/28, C23C16/34, C23C16/36

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2014-210333 A (Mitsubishi Materials Corp.), 13 November 2014 (13.11.2014), entire text; all drawings & CN 105073313 A	1-9
A	JP 2014-24130 A (Mitsubishi Materials Corp.), 06 February 2014 (06.02.2014), entire text; all drawings & CN 103572250 A	1-9
A	JP 2011-67883 A (Sumitomo Electric Hardmetal Corp.), 07 April 2011 (07.04.2011), entire text; all drawings (Family: none)	1-9

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search 08 February 2016 (08.02.16)	Date of mailing of the international search report 16 February 2016 (16.02.16)
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/083400

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2010-125539 A (Kyocera Corp.), 10 June 2010 (10.06.2010), entire text; all drawings (Family: none)	1-9
A	JP 2010-94763 A (Mitsubishi Materials Corp.), 30 April 2010 (30.04.2010), entire text; all drawings (Family: none)	1-9
A	JP 2003-71611 A (Kobe Steel, Ltd.), 12 March 2003 (12.03.2003), entire text; all drawings & US 2002/0168552 A1 & EP 1219723 A2 & CA 2551155 A1 & KR 10-2002-0055444 A & CN 1362309 A	1-9

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１５／０８３４００

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　B23B27/14(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　B23B27/14, B23B51/00, B23C5/16, B23P15/28, C23C16/34, C23C16/36

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１６年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１６年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１６年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

WPI

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2014-210333 A（三菱マテリアル株式会社）2014.11.13, 全文,全図 & CN 105073313 A	1-9
A	JP 2014-24130 A（三菱マテリアル株式会社）2014.02.06, 全文,全図 & CN 103572250 A	1-9
A	JP 2011-67883 A（住友電工ハードメタル株式会社）2011.04.07, 全文,全図（ファミリーなし）	1-9

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
０８．０２．２０１６	１６．０２．２０１６

国際調査機関の名称及びあて先	特許庁審査官（権限のある職員）	３Ｃ	５０７２
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 郵便番号１００－８９１５ 東京都千代田区霞が関三丁目４番３号	齊藤　彬 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３３２４		

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2010-125539 A (京セラ株式会社) 2010.06.10, 全文,全図（ファミリーなし）	1-9
A	JP 2010-94763 A (三菱マテリアル株式会社) 2010.04.30, 全文,全図（ファミリーなし）	1-9
A	JP 2003-71611 A (株式会社神戸製鋼所) 2003.03.12, 全文,全図 & US 2002/0168552 A1 & EP 1219723 A2 & CA 2551155 A1 & KR 10-2002-0055444 A & CN 1362309 A	1-9