

(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
2014 年 8 月 21 日(21.08.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/126178 A1

- (51) 国際特許分類:
B23B 27/14 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/053388
- (22) 国際出願日: 2014 年 2 月 13 日(13.02.2014)
- (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 2013-025686 2013 年 2 月 13 日(13.02.2013) JP
特願 2013-036042 2013 年 2 月 26 日(26.02.2013) JP
- (71) 出願人: 京セラ株式会社(KYOCERA CORPORATION) [JP/JP]; 〒6128501 京都府京都市伏見区竹田鳥羽殿町 6 番地 Kyoto (JP).
- (72) 発明者: 山本 晋輔(YAMAMOTO, Shinsuke); 〒6128501 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 Kyoto (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, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, 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, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロシヤ (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, 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).

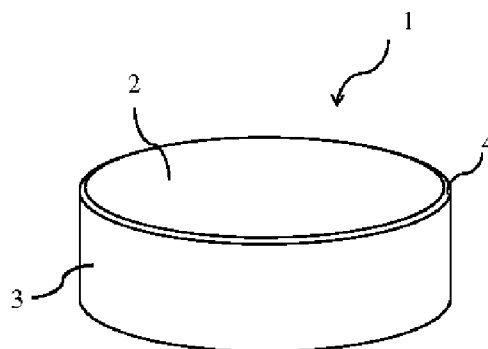
添付公開書類:

- 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: CUTTING TOOL

(54) 発明の名称: 切削工具

【図1】



(57) Abstract: [Problem] To provide a cutting tool comprising a silicon nitride-based sintered body having high defect resistance and having residual stress in a cutting face and a relief face in an appropriate range. [Solution] The cutting tool (1) comprises a silicon nitride-based sintered body containing a proportion of at least 50 vol% of a silicon nitride-based phase and 10-30 vol% of a titanium nitride phase, uses the ridge of intersection of a cutting face (2) and a relief face (3) as a cutting edge (4), has a residual stress applied to the titanium nitride phase that is tensile stress, and is such that the tensile stress applied to the titanium nitride phase in the cutting face (2) is greater than the tensile stress applied to the titanium nitride phase in the relief face (3).

(57) 要約: 【課題】すくい面と逃げ面の残留応力を適正な範囲として、耐欠損性が高い窒化珪素系焼結体からなる切削工具を提供する。【解決手段】 窒化珪素系相を50体積%以上、窒化チタン相を10~30体積%の割合で含有する窒化珪素系焼結体からなり、すくい面2と逃げ面3との交差稜線部を切刃4として用い、窒化チタン相にかかる残留応力が引張応力であり、かつ、すくい面2における窒化チタン相にかかる引張応力が、逃げ面3における窒化チタン相にかかる引張応力よりも大きい切削工具1である。



WO 2014/126178 A1

明 細 書

発明の名称： 切削工具

技術分野

[0001] 本発明は窒化珪素系焼結体からなる切削工具に関する。

背景技術

[0002] 窒化珪素およびサイアロンのいずれか一方を主成分とする窒化珪素系焼結体は、軽量で、耐摩耗性、強度及び高温強度に優れるため、過酷な切削条件下での使用が可能である。そのため、高速荒切削等に好適に利用されている。

[0003] かかる窒化珪素系焼結体からなる切削工具において、例えば、特許文献1には、残留応力の絶対値が42～55 MPaの窒化珪素系焼結体が開示され、残留応力の絶対値を45 MPa以下とすることによって、室温および高温での高強度化を達成できることが記載されている。

[0004] また、特許文献2では、窒化珪素系焼結体の表面を研削加工した後、大気中で加熱処理によって焼結体の表面に圧縮残留応力を大きくして、研削加工により低下した強度の回復を図ることができることが開示されている。

[0005] さらに、特許文献3では、すくい面のノーズでの残留応力が、すくい面に平行でかつ該すくい面の中心から測定点に最も近いノーズに向かう方向についての残留応力 σ_{11} が圧縮応力で10～30 MPa ($\sigma_{11} = -10 \sim -30$ MPa)であり、すくい面に平行でかつ前記 σ_{11} 方向と垂直な方向についての残留応力 σ_{22} が圧縮応力で10 MPa以下 ($\sigma_{22} = -10 \sim 0$ MPa)である切削工具が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開平8－319166号公報

特許文献2：特開平7－299708号公報

特許文献3：特開2010－264574公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、上記特許文献 1、2 に記載の窒化珪素系焼結体のように、焼結体の全体の残留応力を制御する方法では、切削工具として用いた際の工具性能が最適化されているとはいえなかった。また、特許文献 3 のように、すくい面における残留応力を適正化しても、さらなる工具性能の最適化が必要であった。

[0008] そこで、本発明の目的は、すくい面と逃げ面の残留応力を適正な範囲として、耐欠損性が高い窒化珪素系焼結体からなる切削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] 本発明の切削工具は、すくい面と、逃げ面と、前記すくい面と前記逃げ面との交差稜線部である切刃とを有し、窒化珪素系相を 50 体積%以上、窒化チタン相を 10～30 体積%の割合で含有する窒化珪素系焼結体からなり、前記窒化チタン相にかかる残留応力が引張応力であり、かつ前記すくい面における前記窒化チタン相にかかる引張応力が、前記逃げ面における前記窒化チタン相にかかる引張応力よりも大きいものである。

発明の効果

[0010] 本発明の切削工具によれば、窒化チタン相を所定の割合で含有する窒化珪素系焼結体において、窒化チタン相にかかる残留応力が引張応力で、すくい面における窒化チタン相にかかる引張応力が、逃げ面における窒化チタン相にかかる引張応力よりも大きい。これによって、すくい面においては主結晶相である窒化珪素系相に高い圧縮応力がかかるほうが、すくい面に発生しやすいフレーキングによる欠けを抑制することができる。また、逃げ面においては、すくい面に比べて窒化チタン相の引張応力が小さいほうが、インコネル等の耐熱合金の切削において逃げ面における摩耗の進行が抑制され、これによって、工具寿命を延ばすことができる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]本発明の切削工具の一例についての概略斜視図である。

発明を実施するための形態

[0012] 本実施態様の切削工具1は、窒化珪素系相を50体積%以上、窒化チタン相を10～30体積%の割合で含有する窒化珪素系焼結体からなる。切削工具1は、図1の概略斜視図に示すように、すくい面2と逃げ面3との交差稜線部を切刃4として用いる。

[0013] そして、本実施態様によれば、窒化チタン相の残留応力が引張応力で、すくい面2における窒化チタン相の引張応力が、逃げ面3における窒化チタン相の引張応力よりも大きい。これによって、すくい面2に発生しやすいフレーキングによる欠けを抑制することができる。すなわち、すくい面2においては主結晶相である窒化珪素系相に高い圧縮応力がかかるので、すくい面2に発生しやすいフレーキングによる欠けを抑制することができる。一方、逃げ面3においては、耐熱合金の切削において逃げ面摩耗が抑制される。逃げ面3における残留応力がすくい面2における残留応力よりも小さいと、インコネル等の耐熱合金の切削において逃げ面3における摩耗の進行が抑制される理由は明確ではないが、インコネル等の耐熱合金の切削のような過酷な切削条件では、逃げ面3における残留応力が大きくなると、すくい面2における残留応力も大きいことから、切刃4にかかる残留応力が大きくなりすぎて、切削工具1を作製する時に自己破壊により切刃4に微小チップングが発生していることが原因ではないかと考えられる。

[0014] なお、本発明における残留応力の測定について、測定位置は、すくい面2および逃げ面3の切刃4より1mm以上内側（中央側）の位置で測定する。残留応力の測定は、X線回折法を用いる。本実施態様では、X線回折法の中でも、2D法（多軸応力測定法／フルデバイリングフィッティング法）を用いて測定するが、一般的なX線回折装置を用いてもよい。また、残留応力の測定に用いるX線回折ピークは、 2θ の値が $130^{\circ} \sim 140^{\circ}$ の間に現れるTiN（511）面のピークを用いる。なお、残留応力の算出に際しては

、窒化チタンのポアソン比＝0.19、ヤング率＝438,596 MPaを用いて算出する。また、X線回折測定の場合としては、X線の線源としてCu K α 線を用い、出力＝45 kV、110 mAの条件で照射して残留応力の測定を行う。残留応力がプラスの場合は引張応力、マイナスの場合は圧縮応力となる。

[0015] ここで、本実施態様では、すくい面2の窒化チタン相にかかる残留応力が引張応力で200～400 MPa、好ましくは250～350 MPa、逃げ面3の窒化チタン相にかかる残留応力が引張応力で100～300 MPa、好ましくは150～250 MPaの範囲内である。これによって、過剰な引張応力による自己破壊を起こさず、焼結体の靱性を向上させて、すくい面2におけるフレーキングの発生や切刃4におけるチップングの発生を抑制し、かつ逃げ面3における摩耗の進行を抑制することができる。

[0016] また、本実施態様では、窒化チタン相のすくい面2と逃げ面3における引張応力の差が20～150 MPa、好ましくは50～100 MPaの範囲内である。これによって、すくい面2と逃げ面3の引張応力差が大きくなりすぎて切刃4が自己破壊によってチップングしてしまうことを防ぎ、かつ逃げ面3における摩耗の進行を抑制することができる。

[0017] ここで、本実施態様では、窒化珪素系焼結体中に、表面における窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する(111)面のピークのピーク強度比が、内部における前記窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する(111)面のピークのピーク強度比よりも大きくすることが望ましい。好ましくは、表面における窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する(111)面のピークのピーク強度比が、内部における前記窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する(111)面のピークのピーク強度比に対する比率が1.1～1.4の範囲内である。これによって、焼結体の表面における硬度が向上して、表面における耐摩耗性が向上するとともに、焼結体の内部においては靱性や強度が高い組織となり、突発欠損を抑制して安定した切削性能を発揮する切削工具とすることができる。

[0018] なお、本発明における内部とは、焼結体の表面から $1000\mu\text{m}$ 以上の深さ領域と定義する。また、本発明において、X線回折測定において各相のピーク強度比を測定する場合には、X線の線源として $\text{CuK}\alpha$ 線を用い、出力 45 kV 、 110 mA の条件でX線を照射して、 $2\theta = 10^\circ \sim 80^\circ$ の範囲で測定を行う。

[0019] 本実施態様では、切削工具1のすくい面2における算術平均粗さ (R_a) が $0.2 \sim 0.6\mu\text{m}$ である。これによって、焼結体強度、耐摩耗性、耐チッピング性を高くできる。

[0020] ここで、焼結体の全体組成は、窒化珪素系相を 50 体積%以上と、窒化チタン相を $10 \sim 30$ 体積%、好ましくは $15 \sim 25$ 体積%と、残部が粒界相とからなる。粒界相は、窒化珪素系相が分解したシリカ (SiO_2)、原料として添加される酸化アルミニウム粉末や窒化アルミニウム粉末が変化した酸化アルミニウム (Al_2O_3) 等のアルミニウム化合物、およびRE元素化合物粉末が変化したRE元素酸化物等のRE元素化合物を含有する。また、粒界相は非晶質相として存在するが、その一部は結晶化していても良い。なお、本実施形態では、窒化珪素系相と窒化チタン相以外は粒界相とみなす。また、本発明におけるRE元素とは、イットリウム (Y) および希土類金属を指す。

[0021] さらに、本実施態様におけるRE元素成分の含有量は、焼結体の緻密化のために、焼結体全体に対して、 RE_2O_3 換算で $0.5 \sim 10$ 質量%となるように添加する。RE元素成分の含有量の望ましい範囲は $1 \sim 8$ 質量%である。本実施態様におけるアルミニウム成分の含有量は、焼結助剤の液相生成温度の低温化、焼結体の緻密化および耐酸化性の低下による耐摩耗性の低下を抑制するために、 Al_2O_3 換算で $0 \sim 15$ 質量%であり、特に望ましい範囲は $3 \sim 10$ 質量%である。RE元素成分がイットリウムである場合、イットリウムおよびアルミニウムは、ガラス相として粒界に存在する分と、メリライト相を構成する分と、YAG相を構成する分と、サイアロンを構成する分とに分かれて存在する。また、窒化チタンは分散相として焼結体全体に対し

てTiN換算で10～45質量%、特に10～30質量%の割合で存在し、焼結体の靱性を高める。

[0022] 窒化珪素系相は主結晶として存在するが、具体的には、主に β -サイアロン相として存在するか、 β -窒化珪素相として存在する。なお、本実施態様では、 β -サイアロン相のZ値（ β -サイアロン相内に存在するAlとO元素の量を表す値：サイアロン相を $\text{Si}_{6-Z}\text{Al}_Z\text{O}_Z\text{N}$ で表した時のZの値）が0.01～0.3の範囲内である。これによって、特にインコネル718のような耐熱合金を切削する際に優れた工具寿命を発揮することができる。さらに、 β -窒化珪素相の一部は α -窒化珪素相であってもよく、 β -サイアロン相の一部は α -サイアロン相であってもよい。本実施態様では、焼結体の強度を高めるために、窒化珪素系相全体に対する α -窒化珪素系相の割合（ α 率）は0～0.3の範囲内である。

[0023] ここで、本実施態様によれば、窒化珪素系焼結体のX線回折測定において、表面における全ピークに対する窒化珪素系相のピークのピーク強度比を、内部における全ピークに対する窒化珪素系相のピークのピーク強度比よりも小さくする。好ましくは、表面における全ピークに対する窒化珪素系相のピークのピーク強度比が、内部における全ピークに対する窒化珪素系相のピークのピーク強度比に対する比率で0.05～0.5の範囲内である。ここで、表面における全ピークのピーク強度とは、窒化珪素系焼結体の表面において測定されるX線回折パターンにて検出される全ピークのピーク強度の総和であり、表面における窒化珪素系相のピークのピーク強度とは、表面において測定されるX線回折パターンにて検出される窒化珪素系相の全ピークのピーク強度の総和である。内部における全ピークのピーク強度は、窒化珪素系焼結体の内部において測定されるX線回折パターンにて検出される全ピークのピーク強度の総和であり、内部における窒化珪素系相のピークのピーク強度は、内部において測定されるX線回折パターンにて検出される窒化珪素系相の全ピークのピーク強度の総和である。

[0024] また、本実施態様においては、表面における全ピークに対するメリライト

相のピークのピーク強度比が、内部における全ピークに対するメリライト相のピークのピーク強度比よりも大きい。好ましくは、表面における全ピークに対するメリライト相のピークのピーク強度比が、内部における全ピークに対するメリライト相のピークのピーク強度比に対する比率で3.0～6.0の範囲内である。ここで、表面におけるメリライト相のピークのピーク強度とは、窒化珪素系焼結体の表面において測定されるX線回折パターンにて検出されるメリライト相の全ピークのピーク強度の総和である。内部におけるメリライト相のピークのピーク強度とは、窒化珪素系焼結体の内部において測定されるX線回折パターンにて検出されるメリライト相の全ピークのピーク強度の総和である。

[0025] さらに、表面におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比が、内部におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比よりも大きくする。好ましくは、表面におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比が、内部におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比に対する比率で1.1～2.0の範囲内である。ここで、表面におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比とは、上記表面におけるメリライト相のピーク強度であるメリライト相のピークのピーク強度の総和に対するメリライト相の(201)面のピークのピーク強度の比率である。内部におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比とは、上記内部におけるメリライト相のピーク強度であるメリライト相のピークのピーク強度の総和に対するメリライト相の(201)面のピークのピーク強度の比率である。

[0026] これによって、窒化珪素系焼結体の表面が高温となった時においても、窒化珪素系焼結体の強度や硬度の低下を小さくすることができる。また、内部においては、(201)面のピーク以外のピーク強度が高いほうが、常温における焼結体の強度や靱性が向上することがわかった。その結果、窒化珪素

系焼結体の突発欠損を抑制し、安定した切削性能を発揮させることができた。

[0027] そのため、上記窒化珪素系焼結体からなる切削工具においては、高速湿式粗切削加工条件のように、焼結体の表面に設けられる切刃の温度が高温になるとともに、焼結体の内部における温度はさほど高くない切削条件において、切刃におけるクレータ摩耗やフレーキング、微小チップングからの異常摩耗等の工具損傷が抑制される。また、焼結体の内部における耐欠損性も向上する。

[0028] さらに、窒化珪素系焼結体は、粒界相としてYAG ($3Y_2O_3 \cdot 5Al_2O_3$) 相を含有するとともに、表面における全ピークに対するYAG相の(420)面のピークのピーク強度比が、内部における全ピークに対するYAG相のピークのピーク強度比に対する比率で0.8~1.1、特に0.85~0.97である。これによって、焼結体の高温における硬度を向上できるとともに、表面と内部での熱膨張差を小さくして焼結体の耐欠損性を高めることができる。なお、本実施態様においては、内部における全ピークに対するYAG相の(420)面のピークのピーク強度比は0.010~0.0150である。

[0029] また、本実施態様においては、焼結体中に周期表第6族元素珪化物を含有させることができる。これによって、高温強度の低下を抑制することができるとともに、焼結体の色を黒色化することができる。周期表第6族元素珪化物として、珪化クロム、珪化モリブデン、珪化タングステンを例示できるが、微細な酸化物原料を用いて焼結体中に微細な粒子として存在させることができるという理由から珪化タングステンをを用いることが望ましい。なお、この周期表第6族元素珪化物粒子は、窒化珪素系焼結体中に分散相として存在する。

[0030] さらに、切削工具1は、上記焼結体の表面に、TiNや Al_2O_3 、TiAlN等の硬質被覆層を設けてもよい。

[0031] 次に、上述した焼結体の製造方法について説明する。

まず、出発原料として、例えば、窒化珪素 (Si_3N_4) 粉末と、RE 元素の水酸化物 ($\text{RE}(\text{OH})_2$) または酸化物 (RE_2O_3)、酸化アルミニウム (Al_2O_3)、窒化アルミニウム (AlN)、窒化チタン (TiN) を準備する。

[0032] 窒化珪素原料は、 α -窒化珪素粉末、 β -窒化珪素粉末、又はこれらの混合物のいずれも用いることができる。これら窒化珪素原料の平均粒径は、 $1\ \mu\text{m}$ 以下、特に $0.5\ \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。

[0033] 本実施態様では、RE 元素の原料としては平均粒径 $0.5\sim 5\ \mu\text{m}$ の酸化物粉末を用いる。窒化チタン (TiN) は平均粒径 $0.5\sim 5\ \mu\text{m}$ の粉末を用いる。RE 元素酸化物の添加量は、 RE_2O_3 換算で $0.5\sim 10$ 体積%、望ましくは $1\sim 8$ 体積%である。これによって、焼結体の緻密化が促進される。窒化アルミニウムの添加量は、 AlN 換算で $0\sim 10$ 質量%、特に $3\sim 8$ 質量%である。また、酸化アルミニウムの添加量は、 Al_2O_3 換算で $0\sim 10$ 質量%、特に $1\sim 5$ 質量%である。これらのアルミニウム化合物によって、低温で液相を生成させて焼結体の緻密化を促進できるとともに、焼結体の耐酸化性を高めて耐摩耗性を向上できる。周期表第6族元素珪化物を形成するための原料は、周期表第6族元素の酸化物、炭化物、珪化物、窒化物等いずれでも良いが、安価で微粉末が得られやすいことから酸化物を用いることが望ましい。窒化アルミニウム、酸化アルミニウム、周期表第6族元素の酸化物、炭化物、珪化物、窒化物等の原料は平均粒径が $0.5\sim 5\ \mu\text{m}$ の粉末を用いる。

[0034] また、所望により、酸化マグネシウム (MgO) を $0\sim 10$ 質量%、シリカ (SiO_2) を $0\sim 10$ 質量%の範囲で添加してもよい。さらに、周期表第6族元素珪化物を形成するために、周期表第6族元素の酸化物、炭化物、珪化物、窒化物等いずれかの原料粉末を添加することができる。安価で微粉末が得られやすいことから酸化物を用いることが望ましい。これら原料は平均粒径が $0.5\sim 5\ \mu\text{m}$ の粉末を用いる。

[0035] 次に、これらの原料を秤量した混合粉末に適宜バインダや溶剤を添加して

混合、粉碎し、スプレードライ法等により乾燥、造粒する。そして、この造粒粉末をプレス成形により所定の切削工具形状に成形する。成形に際しては、すくい面となる成形体の主面と逃げ面となる成形体の側面における成形密度を変えることが重要である。成形体の主面と側面における成形密度を変える方法の一例としては、プレス成形する際の金型の上下パンチの移動速度を速くするとともに、荷重をかける時間を短くすることによって可能となる。成形体の主面と側面における成形密度を変える他の方法としては、成形時に用いる顆粒の粒径や硬さ、顆粒の流れやすさ、バインダの硬さ、バインダの添加量等を調整することによっても可能である。

[0036] また、窒化珪素系焼結体の表面における結晶相の含有比率を好適な状態とするために、焼成鉢の中に MnO_2 粉末と Si_3N_4 粉末を質量比で1 : 5 ~ 1 : 50の割合で混合した混合粉末を含有するペースト（Mnペースト）を塗布して乾燥させた状態で焼成することもできる。 MnO_2 粉末は成形体の表面に付着して触媒として作用し、焼結体の表面の焼成を進行させる。その結果、焼結体の表面と内部とは異なる状態になり、焼結体の表面状態を所定の範囲に調整できる。また、 MnO_2 は焼結体の表面に付着して触媒として作用し、焼結体の表面の焼成を進行させる。その結果、焼結体の表面と内部とは異なる状態になり、焼結体の表面状態を所定の範囲に調整できる。 MnO_2 粉末は、焼成中に焼結体の表面から揮発して、焼成後は焼結体中には残存しない。

[0037] その後、下記条件にて焼成する。焼成の具体的な条件は、上記成形体を焼成炉に入れて、焼成炉内を101Pa ~ 1011Pa（1 ~ 10気圧）の窒素雰囲気とした後、1 ~ 10℃/分で昇温して1650 ~ 1800℃の焼成温度で1 ~ 5時間保持する。そして、焼成温度から1250 ~ 1600℃の保持温度までの第1の降温速度を1 ~ 9℃/分で冷却した後、保持温度で1 ~ 4時間保持し、その後、室温までを10 ~ 50℃/分の第2の降温速度で冷却する。

[0038] 本実施態様によれば、上記焼成後の冷却過程における1250 ~ 1600

℃での保持により、窒化珪素の熱膨張係数（室温から1420℃までの線熱膨張係数が 3.5×10^{-6} ）およびサイアロンの熱膨張係数（室温から1000℃までの線熱膨張係数が 3.2×10^{-6} ）と、窒化チタンの熱膨張係数（室温から1000℃までの線熱膨張係数が 9.4×10^{-6} ）との差によって、窒化珪素およびサイアロンと窒化チタンとの間に体積膨張が発生する。その際、すくい面と逃げ面となる主面と側面の成形密度が異なるので、すくい面と逃げ面における窒化珪素およびサイアロンと窒化チタンとの体積膨張も異なる。その結果、保持温度での保持後、保持温度から室温まで10～50℃／分の降温速度で冷却することによって、すくい面と逃げ面における窒化珪素およびサイアロンと窒化チタンとの残留応力を所定の範囲とすることができる。また、焼成温度から1450～1600℃の範囲内まで1～10℃／分の速度で降温し、その温度で1～4時間保持することによって、この保持時間内にて表面のメリライト相を本発明の範囲内の配向で結晶化させることができる。このとき、窒化チタン相もメリライト相の生成に伴って、特定の方向に配向する。

[0039] そして、上述した焼結体には研削加工が施される。具体的な研磨加工は、すくい面を両頭研削により加工し、逃げ面を外周研削により加工する。その後、所望により、切刃に対して弾性砥石を用いた研磨やホイールブラシ研磨等を用いて研磨し、切刃にチャンファホーニングやR面ホーニングを設ける。

[0040] また、上記焼結体の表面に、CVD法やPVD法の気相合成法によって、TiNや Al_2O_3 、TiAlN等の硬質被覆層を被着形成してもよい。

実施例 1

[0041] 出発原料として、平均粒径0.3 μm の窒化珪素（ Si_3N_4 ）粉末と、平均粒径1.2 μm のRE元素酸化物粉末と、平均粒径0.7 μm の酸化アルミニウム（ Al_2O_3 ）粉末と、平均粒径0.7 μm の窒化アルミニウム（AlN）粉末と、平均粒径2.5 μm の窒化チタン（TiN）粉末とを表1の割合で調合し、バインダと溶剤とを添加した後、アトライタミルにて72時

間、粉碎、混合した。

[0042] その後、乾燥して溶剤を除去して造粒粉末を作製し、この造粒粉末を S N M G 1 2 0 4 形状および R N G N 1 2 0 4 形状の切削工具形状のプレス成形用の金型内に充填した。そして、上下パンチの移動速度および荷重をかける時間を調整しながら 3 0 0 0 k g の成型荷重をかけてプレス成形した。S N M G 1 2 0 4 形状の成形体 1 0 個については生密度を測定した。1 0 個の成形体については、成形体の上下面を 1 m m 厚みずつ研磨して生密度を測定した。1 0 個の成形体については、成形体の 4 つの側面を 1 m m 厚みずつ研磨して生密度を測定した。それぞれの平均値を算出し、すくい面と逃げ面の生密度の比率（すくい面／逃げ面）を算出して、生密度比として記載した。表中、生密度比と表記した。

[0043] この成形体を焼成鉢内にセットし、脱脂後、焼成炉内を窒素 9 1 1 P a （9 気圧）にして、表 1 の焼成条件にて焼結させ、焼結体を得た。なお、焼成温度では 2 時間保持した。また、表中、焼成温度から 1 2 5 0 ～ 1 6 0 0 ° C の保持温度までの第 1 の降温速度を降温速度 1、保持温度での保持時間を保持時間、保持温度から室温までの第 2 の降温速度を降温速度 2 と記載した。さらに、この焼結体の表面をすくい面については両頭研削加工し、逃げ面については外周研削加工し、切刃については弾性砥石を用いて 0. 1 0 m m × 2 0 ° の形状になるようチャンファホーニング加工を施して切削工具を得た。

[0044]

[表1]

試料 No	原料組成(質量%)						成形体 生密度 比	焼成条件					
	Si ₃ N ₄	RE ₂ O ₃		Al ₂ O ₃	AlN	TiN		昇温 速度 (℃/分)	焼成 温度 (℃)	降温 速度1 (℃/分)	保持 温度 (℃)	保持 時間 (時間)	降温 速度2 (℃/分)
		種類	添加量										
1	残	La ₂ O ₃	7.7	2.4	3.2	25.2	1.036	3	1800	5	1500	2.0	35
2	残	Er ₂ O ₃	6.8	4.0	7.6	14.6	1.050	7	1600	4	1300	1.0	22
3	残	Y ₂ O ₃	6.5	2.0	6.0	27.5	1.032	10	1750	6	1450	1.5	40
4	残	La ₂ O ₃	8.3	4.8	9.3	42.8	1.010	1	1700	8	1500	3.0	11
5	残	La ₂ O ₃	9.7	0	9.5	35.6	1.017	10	1650	5	1300	2.0	49
6	残	Y ₂ O ₃	2.4	0	0	21.5	1.022	7	1800	3	1250	1.0	41
7	残	Y ₂ O ₃	8.9	3.1	2.3	36.1	1.049	4	1650	2	1400	1.0	12
8	残	Er ₂ O ₃	3.5	1.1	0.3	20.2	1.012	6	1800	9	1500	3.0	16
9	残	Er ₂ O ₃	4.8	5.0	4.7	30.5	1.044	9	1750	1	1250	2.0	38
10	残	Y ₂ O ₃	5.2	2.9	3.2	33.3	1.047	3	1700	6	1350	1.0	26
11	残	Yb ₂ O ₃	2.6	4.3	8.4	31.3	1.026	7	1800	7	1400	3.0	29
12	残	Y ₂ O ₃	2.1	1.3	4.1	14.1	1.021	5	1750	4	1500	2.0	44
13	残	Y ₂ O ₃	6.5	2.5	3.2	43.0	1.007	5	1750	4	1500	3.0	50
14	残	Yb ₂ O ₃	9.2	5	9.5	42.0	1.039	7	1600	5	1350	1.0	37
15	残	La ₂ O ₃	0.5	3.4	4.2	20.2	1.026	9	1800	6	-		
16	残	La ₂ O ₃	1.5	2.1	3.3	27.8	1.021	6	1650	11	1520	1.0	11
17	残	Y ₂ O ₃	5.2	3.0	4.5	21.5	1.007	4	1700	8	1450	1.0	9
18	残	Er ₂ O ₃	3.0	1.5	7.8	30.1	0.972	5	1700	7	1400	1.0	20
19	残	Y ₂ O ₃	0.5	3.4	4.2	23.2	1.026	5	1800	30	-		

[0045] 得られた窒化珪素系焼結体について、すくい面および逃げ面を鏡面状態とした後、2D法（装置：X線回折 BrukerAXS社製 D8 DISCOVER with GADDS Super Speed、線源：CuK α 、出力45kV、110mA、検出器距離15cm、コリメータ径：0.8mm ϕ 、測定回折線：140°（TiN（511）面））を用いてすくい面および逃げ面における窒化チタンの残留応力を測定した。また、X線回折ピークを確認したところ、いずれの試料にも窒化珪素系相（ α -サイアロン相、 β -サイアロン相）と窒化チタン相の存在が確認できた。なお、試料No. 6以外の試料については、窒化珪素系相中の β -サイアロン相のZ値は、いずれの試料も0.01~0.3の範囲内であり、試料No. 6については、 α -サイアロン相および β -サイアロン相の存在は確認できず、窒化珪素質焼結体からなるものであった。

[0046] また、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて焼結体の研磨断面組織を観察

し、エネルギー分散分光（E P M A）分析によって、S i と T i 元素の元素マッピングをとり、窒化珪素系相と窒化チタン相を特定した。そして、ルーゼックス画像解析法から、窒化珪素系相と窒化チタン相との存在比率を面積％として求め、それを体積％と見なして求めた。結果は表 2 に示す通りである。

[0047] さらに、得られた R N G N 1 2 0 4 形状の切削工具を用いて、下記条件により切削性能を評価した。

加工方法：旋削加工

被削材：インコネル 7 1 8 5 0 ϕ 丸棒

切削速度：2 0 0 m / 分

送り量：0. 1 5 m m / r e v

切り込み量：1. 0 m m

切削条件：湿式切削

評価項目：5 分切削後の境界摩耗量を測定するとともに刃先状態を観察した。

結果は表 2 に示した。

[0048]

[表2]

試料 No	焼結体(体積%)		残留応力(引張)			切削試験	
	窒化珪素 系相	窒化チタン 相	すくい面 (MPa)	逃げ面 (MPa)	差 (MPa)	摩耗幅 (mm)	切刃の状態
1	70.7	17.6	297	232	65	0.18	良好
2	73.6	10.2	130	109	21	0.28	良好
3	68.0	19.3	324	246	78	0.15	良好
4	50.3	30.0	400	110	290	0.29	良好
5	58.2	24.9	297	211	86	0.24	良好
6	82.8	15.1	215	130	85	0.28	良好
7	62.1	25.3	210	101	109	0.27	良好
8	81.5	14.1	266	250	16	0.27	良好
9	65.9	21.4	302	204	98	0.21	良好
10	66.7	23.3	380	350	30	0.25	良好
11	64.6	21.9	310	249	61	0.2	良好
12	83.5	9.9	484	473	11	—	突発欠損
13	59.2	30.1	90	88	2	0.58	境界摩耗大
14	49.7	29.4	126	89	37	0.61	境界摩耗大
15	78.7	14.1	182	375	−193	0.41	チッピング
16	74.5	19.5	284	441	−157	0.49	境界摩耗大
17	73.8	15.1	234	234	0	0.37	フレーキング
18	68.1	21.1	473	502	−29	0.52	境界摩耗大
19	76.6	16.2	113	118	−5	0.48	フレーキング

[0049] 表1 および2に示した結果によれば、窒化チタン相の含有比率が10体積%より少ない試料No. 12では突発欠損が発生し、窒化チタン相の含有比率が30体積%より多い試料No. 13、および窒化珪素系相の含有比率が50体積%よりも少ない試料No. 14では境界摩耗が大きくなった。焼成温度から保持温度で保持することなく降温した試料No. 15、降温速度1が9℃/分より速い試料No. 16、降温速度2が10℃/分より遅い試料No. 17、焼成温度から保持温度で保持することなく降温速度1の範囲よりも速い速度で降温した試料No. 19、すくい面側の生密度が逃げ面側の生密度よりも小さい試料No. 18では、いずれもすくい面における窒化チタン相にかかる引張応力が、逃げ面における窒化チタン相にかかる引張応力

以下となり、切刃にチッピングが発生したり、すくい面に向かってフレーキングが発生したり、逃げ面において境界摩耗が大きくなったりした。

[0050] これに対して、本発明の範囲内の試料No. 1～11はいずれも摩耗量が小さく刃先のチッピングやすくい面に向かうフレーキングの発生が少ない切削性能を示した。

実施例 2

[0051] 出発原料として、平均粒径 $1.2\mu\text{m}$ の窒化珪素(Si_3N_4)粉末と、平均粒径 $0.7\mu\text{m}$ の酸化アルミニウム(Al_2O_3)粉末と、平均粒径 $1.5\mu\text{m}$ の窒化アルミニウム(AlN)粉末と、平均粒径 $1.0\mu\text{m}$ の酸化イットリウム(Y_2O_3)と、平均粒径 $1.0\mu\text{m}$ の酸化ケイ素(SiO_2)と、平均粒径 $1.0\mu\text{m}$ の窒化チタン(TiN)粉末をそれぞれ表3の組成で調合し、バインダと溶剤とを添加した後、アトライタミルにて72時間、粉砕、混合した。

[0052] その後、乾燥して溶剤を除去して造粒粉末を作製し、この造粒粉末をRNGN120412形状の切削工具形状のプレス成形用の金型内に充填した。そして、上下パンチの移動速度および荷重をかける時間を調整しながら3000kgの成型荷重をかけてプレス成形した。実施例1の生密度比を1.035とした。そして、平均粒径 $3\mu\text{m}$ の Si_3N_4 粉末と平均粒径 $3\mu\text{m}$ の MnO_2 の粉末とを1:20の比率で混合し、これに有機樹脂を添加したMnペーストを作製し、はけを使って成形体の表面に塗布し、乾燥するMnペースト塗布を実施した。表3にはMnペースト塗布の有無を記載した。

[0053] 次に、成形体を焼成鉢内にセットし、脱脂後、焼成炉内を窒素909kPa(9気圧)にして、表3の焼成温度と焼成時間にて焼成し、該焼成温度から1450～1600℃の保持温度までの降温速度を5℃/minとし、表3の保持温度、保持時間で保持し、該保持温度から室温までの降温速度を50℃/minで降温して焼結体を得た。さらに、この焼結体の表面をすくい面については両頭研削加工し、逃げ面については外周研削加工し、切刃については弾性砥石を用いて0.10mm×20°の形状になるようチャンファ

ホーニング加工を施して試料No. 20～36の切削工具を得た。

[0054] なお、試料No. 20～36のいずれの焼結体においても、存在する窒化珪素系相の一部が、 β サイアロンおよび α サイアロンとなっていた。

[0055] [表3]

試料 No	調合組成(質量%)						Mn ペースト 塗布	焼成条件			
	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃	AlN	Y ₂ O ₃	TiN	その他		焼成 温度 (°C)	保持 時間 (時間)	保持 温度 (°C)	保持 時間 (時間)
20	61.5	1.5	4.0	6.0	27.0	—	あり	1750	8	1500	1.5
21	62.5	1.5	5.0	7.0	24.0	—	あり	1700	8	1525	2.0
22	69.5	3.0	2.0	5.0	20.5	—	あり	1775	9	1550	3.5
23	56.5	3.0	4.0	7.5	29.0	—	あり	1675	7	1475	1.2
24	55.0	4.5	4.0	6.5	30.0	—	あり	1800	6	1575	4.0
25	77.0	1.0	3.0	6.0	13.0	—	あり	1675	6	1475	1.0
26	72.5	2.0	5.0	8.0	10.5	SiO ₂ :2.0	あり	1725	8	1575	2.5
27	80.0	5.0	5.0	5.0	12.0	—	あり	1700	5	1450	2.0
28	78.0	2.0	5.0	5.0	10	—	あり	1700	8	1600	3.0
29	72.0	2.5	3.0	8.0	10.5	SiO ₂ :4.0	あり	1800	5	1450	2.0
30	73.0	1.5	2.5	3.0	20	—	あり	1750	8	1550	2.5
31	72.0	1.5	1.5	10.0	15	—	あり	1675	6	1450	2.0
32	78.0	4.0	0.0	4.0	14	—	あり	1800	10	1600	3.5
33	57.0	3.0	6.0	4.0	30	—	あり	1650	5	1450	1.5
34	57.5	4.0	5.0	7.0	25	WO ₃ :1.5	あり	1600	4	1450	0.5
35	67.0	1.0	3.0	7.0	22	—	なし	1700	7	1500	2.0
36	68.0	2.0	3.0	7.0	20	—	あり	1750	6	—	—

[0056] 得られた窒化珪素系焼結体について、X線回折測定にて、すくい面の未研磨状態（表面）と1000 μ m研磨した状態（内部）でのX線回折ピークを測定し、測定された全ピークの総和と窒化珪素系相を示すピークの総和とのピーク強度比、測定された全ピークの総和とメリライト相を示すピークの総和とのピーク強度比、メリライト相を示す全ピークの総和とメリライト相（201）面を示すピークとのピーク強度比、測定された全ピークの総和とYAG相を示すピークの総和とのピーク強度比をそれぞれ求めた。それらの表面／内部比を求めた。表中、比率と記載した。結果は表4、5に示した。なお、走査型電子顕微鏡（SEM）にて、いずれの試料も窒化珪素相が50体

積%以上存在していることを確認した。

[0057] [表4]

試料 No	焼結体組成(体積%)			窒化珪素系相ピーク強度比			メリライト相ピーク強度比		
	Si ₃ N ₄ + サイロン	TiN相	粒界相	表面ピーク	内部ピーク	比率	表面ピーク	内部ピーク	比率
20	70.98	18.90	10.12	0.052	0.567	0.092	0.489	0.101	4.84
21	71.32	16.80	11.88	0.049	0.542	0.090	0.491	0.114	4.31
22	76.85	14.35	8.80	0.059	0.601	0.098	0.496	0.111	4.47
23	66.94	20.30	12.76	0.060	0.599	0.100	0.501	0.118	4.25
24	65.80	21.00	13.20	0.053	0.562	0.094	0.481	0.107	4.50
25	80.70	10.50	8.80	0.048	0.576	0.083	0.485	0.103	4.71
26	74.89	10.15	14.96	0.062	0.612	0.101	0.478	0.099	4.83
27	75.60	11.20	13.20	0.289	0.574	0.503	0.461	0.266	1.73
28	78.94	10.50	10.56	0.332	0.517	0.642	0.677	0.113	5.99
29	73.75	10.85	15.40	0.341	0.601	0.567	0.345	0.114	3.03
30	79.84	14.00	6.16	0.452	0.684	0.661	0.687	0.101	6.80
31	78.06	10.50	11.44	0.323	0.522	0.619	0.328	0.261	1.26
32	82.81	10.15	7.04	0.713	0.781	0.913	0.221	0.115	1.92
33	67.56	21.00	11.44	0	0.561	0.000	0.721	0.118	6.11
34	67.10	17.50	15.40	0.581	0.563	1.032	0.321	0.276	1.16
35	74.92	15.40	9.68	0.438	0.518	0.846	0.218	0.231	0.94
36	75.44	14.00	10.56	0.518	0.565	0.917	0.385	0.188	2.05

[0058]

[表5]

試料 No	メライト(201)面ビーク強度比			YAG(420)面ビーク強度比			TiN(111)面ビーク強度比		
	表面ビーク	内部ビーク	比率	表面ビーク	内部ビーク	比率	表面ビーク	内部ビーク	比率
20	0.156	0.115	1.36	0.0107	0.0121	0.88	0.402	0.355	1.13
21	0.158	0.111	1.42	0.0125	0.0129	0.97	0.379	0.346	1.10
22	0.147	0.119	1.24	0.0134	0.0135	0.99	0.399	0.332	1.20
23	0.161	0.104	1.55	—	—	—	0.385	0.313	1.23
24	0.155	0.109	1.42	0.0132	0.0136	0.97	0.339	0.306	1.11
25	0.159	0.121	1.31	—	—	—	0.323	0.278	1.16
26	0.153	0.117	1.31	0.0087	0.0085	1.02	0.193	0.176	1.10
27	0.124	0.117	1.06	—	—	—	0.312	0.302	1.03
28	0.128	0.101	1.27	0.0143	0.0152	0.94	0.281	0.270	1.04
29	0.132	0.119	1.11	0.0059	0.0057	1.04	0.223	0.298	0.75
30	0.126	0.121	1.04	—	—	—	0.381	0.356	1.07
31	0.183	0.092	1.99	0.0095	0.0101	0.94	0.198	0.281	0.70
32	0.134	0.121	1.11	0.0138	0.0136	1.01	0.138	0.209	0.66
33	0.172	0.157	1.10	—	—	—	0.421	0.403	1.04
34	0.145	0.137	1.06	—	—	—	0.422	0.393	1.07
35	0.136	0.129	1.05	0.0125	0.0123	1.02	0.371	0.378	0.98
36	0.173	0.184	0.94	—	—	—	0.236	0.355	0.66

[0059] また、実施例1と同様にして、すくい面および逃げ面における窒化チタンの残留応力を測定した。さらに、得られたSNGN120412形状の切削工具を用いて、下記条件により切削性能を評価した。結果は表6に示した。

加工方法：旋削加工

被削材：インコネル718 200φ丸棒

切削速度：400m／分

送り量：0.10mm／rev

切り込み量：1.0mm

切削条件：湿式切削

評価項目：摩耗量が0.3mmとなった切削時間を測定して工具寿命とした。また、工具寿命となった時点での切刃の状態を観察した。

[0060]

[表6]

試料 No	残留応力(引張)			切削試験	
	すくい面 (MPa)	逃げ面 (MPa)	差	工具寿命 (分)	切刃の状態
20	324	250	74	3.0	異常なし
21	321	234	87	2.8	異常なし
22	290	254	36	2.5	異常なし
23	311	234	77	2.3	異常なし
24	290	223	67	2.2	異常なし
25	309	229	80	2.1	異常なし
26	343	222	121	2.0	異常なし
27	349	249	100	1.8	異常なし
28	298	234	64	1.9	異常なし
29	201	184	17	1.8	微小チッピング
30	324	235	89	1.9	異常なし
31	315	178	137	1.7	微小チッピング
32	333	243	90	1.7	微小チッピング
33	343	223	120	1.6	異常なし
34	200	210	-10	0.1	初期欠損
35	225	276	-51	0.5	チッピング
36	178	190	-12	0.5	フレーキング

[0061] 表3～6に示した結果によれば、窒化チタン相を10～30体積%の割合で含有し、すくい面における窒化チタン相にかかる引張応力が、逃げ面における前記窒化チタン相にかかる引張応力よりも大きい試料No. 20～33では、切刃の損傷がほとんど無く、安定して長寿命な切削工具となった。一方、本発明の範囲外である試料No. 34～36においては、早期に切刃に損傷が見られ、そこから摩耗が進行して短い工具寿命となってしまった。

符号の説明

[0062] 1 工具（スローアウェイチップ）

2 すくい面

3 逃げ面

4 切刃

請求の範囲

- [請求項1] すくい面と、逃げ面と、前記すくい面と前記逃げ面との交差稜線部である切刃とを有し、窒化珪素系相を50体積%以上、窒化チタン相を10～30体積%の割合で含有する窒化珪素系焼結体からなり、前記窒化チタン相にかかる残留応力が引張応力であり、かつ前記すくい面における前記窒化チタン相にかかる引張応力が、前記逃げ面における前記窒化チタン相にかかる引張応力よりも大きい切削工具。
- [請求項2] 前記窒化珪素系焼結体が、さらにメリライト ($Y_2Si_3O_3N_4$) 相を含み、前記窒化珪素系焼結体のX線回折測定において、表面における全ピークに対する前記窒化珪素系相のピークのピーク強度比が、内部における全ピークに対する前記窒化珪素系相のピークのピーク強度比よりも小さく、前記表面における全ピークに対する前記メリライト相のピークのピーク強度比が、前記内部における全ピークに対する前記メリライト相のピークのピーク強度比よりも大きく、かつ前記表面における前記メリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比が前記内部における前記メリライト相の前記全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比よりも大きい請求項1に記載の切削工具。
- [請求項3] 前記表面における全ピークに対する窒化珪素系相のピークのピーク強度比が、前記内部における全ピークに対する窒化珪素系相のピークのピーク強度比に対する比率で0.05～0.5の範囲内である請求項2に記載の切削工具。
- [請求項4] 前記表面における全ピークに対するメリライト相のピークのピーク強度比が、前記内部における全ピークに対するメリライト相のピークのピーク強度比に対する比率で3.0～6.0の範囲内である請求項2または3に記載の切削工具。
- [請求項5] 前記表面におけるメリライト相の全メリライトピークに対する(201)面のピークのピーク強度比が、前記内部におけるメリライト相

の全メリライトピークに対する（201）面のピークのピーク強度比に対する比率で1.1～2.0の範囲である請求項2乃至4のいずれかに記載の切削工具。

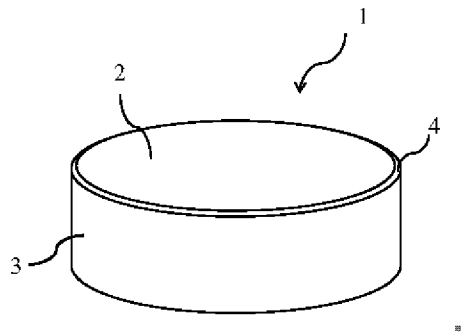
[請求項6] 前記表面における前記窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する（111）面のピークのピーク強度比が、前記内部における前記窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する（111）面のピークのピーク強度比よりも大きい請求項2乃至5のいずれかに記載の切削工具。

[請求項7] 前記表面における窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する（111）面のピークのピーク強度比が、前記内部における窒化チタン相の全窒化チタンピークに対する（111）面のピークのピーク強度比に対する比率で1.1～1.4の範囲内である請求項6に記載の切削工具。

[請求項8] さらに、窒化珪素系焼結体は、YAG（ $3Y_2O_3 \cdot 5Al_2O_3$ ）相を含有するとともに、前記表面における全ピークに対する前記YAG相の（420）面のピークのピーク強度比が、前記内部における全ピークに対する前記YAG相の（420）面のピークのピーク強度比に対する比率で0.9～1.1である請求項2乃至7のいずれかに記載の切削工具。

[請求項9] 前記窒化珪素系焼結体の表面に、さらに硬質被覆層が設けられている請求項1乃至8のいずれかに記載の切削工具。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/053388

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

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 59-128270 A (NGK Spark Plug Co., Ltd.), 24 July 1984 (24.07.1984), page 2, lower left column, lines 8 to 18; page 4, upper left column, table 1 & US 4578087 A & EP 113660 A2	1-9
A	JP 2000-44352 A (Kyocera Corp.), 15 February 2000 (15.02.2000), paragraphs [0009] to [0015] (Family: none)	1-9
A	JP 2010-264574 A (Kyocera Corp.), 25 November 2010 (25.11.2010), paragraphs [0041] to [0049] (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
30 April, 2014 (30.04.14)

Date of mailing of the international search report
13 May, 2014 (13.05.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

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（I P C））

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

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 4 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 4 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 4 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）

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 59-128270 A（日本特殊陶業株式会社） 1984.07.24, 第2頁左下欄第8-18行, 第4頁左上欄第1表 & US 4578087 A & EP 113660 A2	1-9
A	JP 2000-44352 A（京セラ株式会社） 2000.02.15, 【0009】 - 【0015】 （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

3 0 . 0 4 . 2 0 1 4

国際調査報告の発送日

1 3 . 0 5 . 2 0 1 4

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

足立 俊彦

3 C

4 0 8 9

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 3 2 4

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 2010-264574 A (京セラ株式会社) 2010.11.25, 【0041】 - 【0049】 (ファミリーなし)	1-9