

(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
2013年11月21日(21.11.2013)



(10) 国際公開番号

WO 2013/172095 A1

- (51) 国際特許分類:
B23B 27/14 (2006.01) C04B 35/626 (2006.01)
C04B 35/583 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/058778
- (22) 国際出願日: 2013年3月26日(26.03.2013)
- (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 2012-112492 2012年5月16日(16.05.2012) JP
特願 2013-060098 2013年3月22日(22.03.2013) 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: 宮下 庸介(MIYASHITA Yosuke); 〒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). 矢野 雅大(YANO Masahiro); 〒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). 大橋 忠一(OHASHI Tadakazu); 〒3110102 茨城県那珂市向

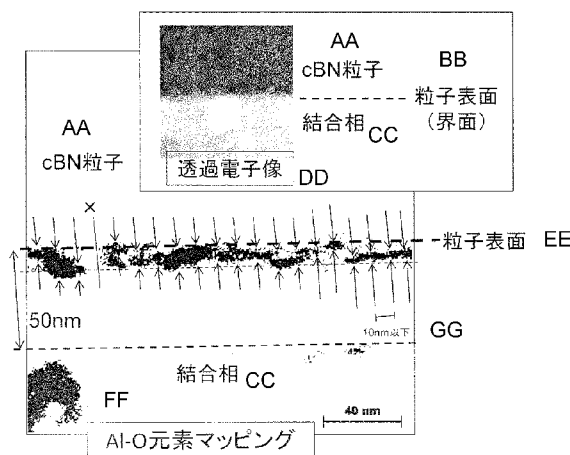
山1002番地14 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内 Ibaraki (JP).

- (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, IS, KE, KG, KM, 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, 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, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI

[続葉有]

(54) Title: CUTTING TOOL MADE FROM CUBIC BORON NITRIDE-BASED SINTERED MATERIAL

(54) 発明の名称: 立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具



- AA cBN particle
BB Surface of particle (interface)
CC Binder phase
DD Transmitted electron image
EE Surface of particle
FF Mapping of Al-O elements
GG 10 nm or less

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a cBN tool which can exhibit excellent chipping resistance and excellent wear resistance even when used for the intermittent cutting of a high-hardness steel and can also exhibit excellent cutting performance throughout long-term use. The purpose can be achieved by providing a cutting tool made from a cBN sintered material, in which a cBN sintered material that contains at least cBN particles as a hard phase component is employed as a tool base, wherein each of the cBN particles has an Al_2O_3 layer that has, on the surface thereof, slits formed at an average formation ratio of 0.02 to 0.20 inclusive and has an average layer thickness of 1.0 to 10 nm, the cBN sintered material has, around the periphery of each of the cBN particles, a binder phase comprising TiN alone or a combination of TiN and TiC, TiB_2 , TiCN, AlN, Al_2O_3 , WC or the like, and the sum total of the content of Al_2O_3 formed on the surface of each of the cBN particles and the content of Al_2O_3 present in the binder phase is 2 to 40 vol% on average wherein the volume of a region of each of the cBN particles which lies between the surface of each of the cBN particles and a zone located at the depth of 50 nm from the above-mentioned surface is defined as 100 vol%.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2013/172095 A1



(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, 添付公開書類:
NE, SN, TD, TG).

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

高硬度鋼の断続切削加工においても、すぐれた耐チップング性、耐摩耗性を発揮し、長期の使用に亘りすぐれた切削性能を発揮する cBN 工具を提供する。硬質相成分として、少なくとも cBN 粒子を含有する cBN 焼結体を工具基体とする cBN 焼結体製切削工具において、前記 cBN 粒子が、表面に平均形成割合 0.02 以上 0.20 以下の切れ間を有する平均層厚 1.0 ~ 10 nm の Al₂O₃ 層を有し、前記 cBN 焼結体が、前記 cBN 粒子の周辺に TiN 単独、または、TiN と、TiC、TiB₂、TiCN、AlN、Al₂O₃、WC などを含む結合相を有し、前記 cBN 粒子の表面から 50 nm の領域の体積を 100 体積%とした時の前記 cBN 粒子の表面に形成された Al₂O₃ と前記結合相中に存在する Al₂O₃ とを合算した含有割合が、平均で 2 ~ 40 体積%であることによって、前記課題を解決する。

明 細 書

発明の名称：立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具

技術分野

[0001] 本発明は、耐チップング性と耐欠損性にすぐれた立方晶窒化ほう素（以下、 cBN で示す）基焼結体製切削工具（以下、 cBN 工具という）に関する。

本願は、2012年5月16日に、日本に出願された特願2012-112492号、および2013年3月22日に、日本に出願された特願2013-60098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、鋼、鋳鉄等の鉄系被削材の切削加工には、被削材との親和性の低い工具材料として cBN 基焼結材料（以下、 cBN 焼結体という）を用いた cBN 工具が知られている。

例えば、特許文献1に示すように、硬質相として cBN を40～80体積％含有し、残部が、周期律表の4a、5a、6aの炭化物、窒化物、ほう化物等のセラミックス化合物を結合相とした cBN 工具が知られている。

また、例えば、特許文献2に示すように、 cBN 粒子の表面を Al_2O_3 層によって均一に切れ間なく被覆した被覆 cBN 粒子を原料粉として作製した焼結体を工具基体とする cBN 工具も提案されており、この cBN 工具によれば、工具の耐クレータ摩耗性、耐チップング性が改善されることが知られている。

先行技術文献

特許文献

[0003] 特許文献1：日本国特開昭53-77811号公報（A）

特許文献2：日本国特開2011-183524号公報（A）

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] 前記特許文献2に示される従来cBN工具においては、 Al_2O_3 層で予め被覆したcBN粒子を原料粉末として用いてcBN焼結体を作製することにより、cBN焼結体を工具基体とした場合に、すくい面表面に直接cBNが露出することなく、耐摩耗性の向上に寄与するが、cBNと Al_2O_3 層による熱膨張特性の違いから残留応力が発生し、高硬度鋼の断続切削に用いた場合には、耐チップング性と耐欠損性が十分でないため、工具寿命が短命であるという問題点もあった。

そこで、本発明が解決しようとする技術的課題、すなわち、本発明の目的は、高硬度鋼の断続切削加工においても、すぐれた耐チップング性および耐欠損性を発揮し、長期の使用に亘りすぐれた切削性能を発揮するcBN工具を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0005] 本発明者らは、前記課題を解決するため、cBN工具の硬質相成分であるcBN粒子に着目し、鋭意研究したところ、次のような知見を得た。

[0006] 特許文献2に示されるような従来のcBN工具のcBN焼結体は、cBN粒子表面に予め Al_2O_3 層を被覆した被覆cBN粒子を原料粉として使用し、これを結合相粉末と混合し、予備成形した後、5GPa、1500℃の条件で超高压高温焼結し、cBN焼結材を作製している。cBN粒子表面に被覆した Al_2O_3 層には、熱膨張特性の違いから、引張残留応力が発生する。

このようなcBN工具を、高硬度鋼の断続切削加工に供した場合には、切削時の断続的・衝撃的な負荷と引張残留応力により、特に、すくい面の表面に露出した Al_2O_3 層とcBN粒子との界面にクラックが発生し、このクラックが起点となり、チップング、欠損が生じるという現象が見られた。

[0007] そこで、本発明者らは、cBN粒子表面に部分的に切れ間を持った Al_2O_3 層を形成することによって、cBN粒子表面と、前記粒子表面を被覆する Al_2O_3 層との熱膨張特性の違いに起因する引張残留応力による界面でのクラックの発生を抑制し、このクラックを原因とするチップング発生、欠損発生の防止による工具性能の改善を図った。

[0008] 本発明は、前記知見に基づいてなされたものであって、以下の態様を有している。

(1) 硬質相成分として、少なくとも立方晶窒化ほう素粒子を含有する立方晶窒化ほう素焼結体を工具基体とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具において、前記立方晶窒化ほう素粒子が、表面に平均形成割合0.02～0.20の切れ間が形成された平均層厚1.0～10nmの Al_2O_3 層を有し、前記立方晶窒化ほう素焼結体が、前記立方晶窒化ほう素粒子の周辺にチタンの窒化物、炭化物、炭窒化物、ほう化物、アルミニウムの窒化物、酸化物、不可避生成物およびこれらの相互固溶体の少なくとも1種を含む結合相を有することを特徴とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

(2) 前記立方晶窒化ほう素粒子の表面から、前記立方晶窒化ほう素粒子の外側へ向けて50nmの領域の体積を100体積%とした場合の、前記領域中に含まれる前記立方晶窒化ほう素粒子の表面に形成された Al_2O_3 と前記結合相中に存在する Al_2O_3 とを合算した含有割合が、2～40体積%であることを特徴とする前記(1)に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

(3) 前記立方晶窒化ほう素粒子の平均粒径が、0.5～8 μm であることを特徴とする前記(1)または(2)に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

(4) 前記 Al_2O_3 層上に、平均層厚が10～100nmであるTiN層が形成されていることを特徴とする前記(1)または(3)に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

(5) 前記 Al_2O_3 層に形成された前記切れ間は、前記 Al_2O_3 層が形成された前記立方晶窒化ほう素粒子を超硬合金製容器へ装入し、超硬合金製ボールとともにボールミル混合を行うことによって、形成されることを特徴とする(1)乃至(4)のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

(6) 前記立方晶窒化ほう素粒子の前記立方晶窒化ほう素焼結体全体に占

める含有割合が、50～80体積%であることを特徴とする（1）乃至（5）のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

（7）硬質相成分として、少なくとも立方晶窒化ほう素粒子を含有する立方晶窒化ほう素焼結体を工具基体とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法であって、前記立方晶窒化ほう素粒子上に、平均層厚1.0～10nmの Al_2O_3 層を形成する Al_2O_3 層形成工程と、前記 Al_2O_3 層に、平均形成割合0.02～0.20の切れ間を形成する、切れ間形成工程と、前記切れ間が形成された前記 Al_2O_3 層に包まれた前記立方晶窒化ほう素粒子を含む混合粉末を焼結することにより、立方晶窒化ほう素焼結体を得る焼結工程とを備えていることを特徴とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

（8）前記切れ間形成工程において、前記立方晶窒化ほう素粒子は、超硬合金製容器へ装入され、超硬合金製ボールとともにボールミル混合されることを特徴とする前記（7）記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

（9）前記 Al_2O_3 層形成工程における Al_2O_3 層形成が、ALD法によって行われることを特徴とする、前記（7）または（8）記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

（10）前記 Al_2O_3 層形成工程後に、前記立方晶窒化ほう素粒子上にTiN層を形成するTiN層形成工程をさらに有する、前記（7）または（9）記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

（11）前記立方晶窒化ほう素粒子の前記立方晶窒化ほう素焼結体全体に占める含有割合が、50～80体積%であることを特徴とする（7）乃至（10）のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

発明の効果

[0009] 本発明の一態様であるcBN工具（以下、本発明のcBN工具と称する）においては、硬質相成分として、少なくとも立方晶窒化ほう素粒子を含有す

る立方晶窒化ほう素焼結体（以下cBN焼結体と称する）を工具基体とする立方晶窒化ほう素焼結体製切削工具において、立方晶窒化ほう素粒子が、表面に平均形成割合0.02～0.20の切れ間を有する平均層厚1.0～10nmの Al_2O_3 層を有し、立方晶窒化ほう素焼結体が、立方晶窒化ほう素粒子の周辺にチタンの窒化物、炭化物、炭窒化物、ほう化物、アルミニウムの窒化物、酸化物、不可避生成物およびこれらの相互固溶体の少なくとも1種を含む結合相を有し、立方晶窒化ほう素粒子の焼結体全体に占める含有割合を50～80体積%とすることで、高負荷な切削時においてもクラックの発生しにくく耐欠損性の高い、高靱性な焼結体とすることができる。

さらに、立方晶窒化ほう素粒子の表面から50nmの領域の体積を100体積%とした時のこの領域中の前記立方晶窒化ほう素粒子の表面に形成された Al_2O_3 と前記結合相中に存在する Al_2O_3 とを合算した含有割合が、2～40体積%であることにより、焼結時にcBN粒子近傍において、生成する Al_2O_3 を抑制することが可能となるため、十分な界面強度を確保しつつ、cBN粒子近傍において、チタンの窒化物などからなる結合相の含有量を増加させた組織とすることで、すぐれた耐チップング性および耐欠損性を得ることができる。しかも、cBN粒子近傍での Al_2O_3 量を少なくすることで、cBN粒子のチタンの窒化物などからなる結合相への保持力を強くし、cBN粒子の脱落による欠損の進行を抑制することができる。

また、本発明の他態様である立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法（以下、本発明のcBN工具製造方法と称する）により、上記の本発明のcBN工具を効率良く製造することができる。

図面の簡単な説明

[0010] [図1]切れ間の形成割合の測定に用いた平均層厚6.0nmの Al_2O_3 層を有するcBN粒子の断面画像を示す。

[図2]切れ間の形成割合の測定に用いた平均層厚3.9nmの Al_2O_3 層を有するcBN粒子の断面画像を示す。

発明を実施するための形態

[0011] 本発明の一実施形態である c B N 工具の基体に含まれる c B N 粒子は、平均膜圧が 1. 0 ~ 1 0 n m の極めて薄い酸化アルミニウム層で覆われている。この酸化アルミニウム層は、A L D (A t o m i c L a y e r D e p o s i t i o n) 法で形成することができる。A L D 法は、C V D 法の一つであり、真空チャンバ内の基材に、原料化合物の分子を一層ごと反応させ、A r や窒素による原料化合物のパージを繰り返し行うことで成膜する方法である。

また、必要に応じて前記酸化アルミニウム層の外側に形成される、T i N 層も前記 A L D 法で、形成することができる。

以下に、A L D 法による酸化アルミニウム膜、および T i N 層の形成について説明する。

炉内に c B N 粒子を装入し、3 5 0 ° C 程度に昇温し、A l の先駆体である A l (C H ₃)₃ ガス、および、反応ガスとして H₂ O ガスを用い、

- (1) A r + A l (C H ₃)₃ ガス流入工程、
- (2) A r ガスパージ工程、
- (3) A r + H₂ O ガス流入工程、
- (4) A r ガスパージ工程

前記 (1) ~ (4) を 1 サイクルとして、このサイクルを目標層厚になるまで繰り返し行い、例えば、1 時間かけて成膜することにより、平均層厚 1 0 n m の A l₂ O₃ 層を c B N 粒子表面に被覆形成する。その後、c B N 粒子表面上に被覆形成された A l₂ O₃ 層の上に同じく A L D 法によって T i N 層を成膜する。

[0012] A L D 法により、A l₂ O₃ 層の上に T i N 層を成膜するには、炉内に c B N 粒子を装入し、4 0 0 ° C に昇温し、原料ガスとして T i C l₄ ガスおよび N H₃ ガスを用い、

- (1) A r + T i C l₄ ガス流入工程、
- (2) A r ガスパージ工程、
- (3) A r + N H₃ ガス流入工程、

(4) Ar ガスパージ工程

前記(1)～(4)を1サイクルとして、このサイクルを目標層厚(10～100nm)になるまで繰り返すことにより、所望の層厚のTiN層を得る。

[0013] ついで、 Al_2O_3 層の上にTiN層を成膜したcBN粒子をボールミルにより、0.25～3.0時間、混合攪拌することにより、 Al_2O_3 層に部分的な切れ間を形成し、切れ間部分においてcBN粒子表面が露出しているcBN粒子を作製する。

このとき、 Al_2O_3 層の上に成膜したTiN層の層厚が薄すぎると、超高温高温処理し作製したcBN焼結体中のcBN粒子表面近傍で不可避免的に生成する Al_2O_3 量が増大するため、結合相によるcBN粒子の保持力が低下し、切削時にcBN粒子の脱落が進みやすくなる。一方で、 Al_2O_3 層の上に成膜したTiN層の層厚が厚すぎると、cBN粒子表面近傍で不可避免的に生成する Al_2O_3 量は減少し、更には超高温高温処理時のAlNや TiB_2 などの反応生成物量も減少する。つまりcBN粒子表面近傍の焼結反応が十分に進行せず、cBN焼結体の硬さが低下する。

したがって、TiN層の層厚を所定の範囲内に制御することにより、cBN粒子表面近傍の Al_2O_3 量を所定の範囲内にする。より具体的には、cBN粒子の表面に形成した Al_2O_3 と結合相中に存在する不可避生成物である Al_2O_3 とを合算した含有割合が、cBN粒子の表面から50nmの領域の体積を100体積%とした場合、2～40体積%であることが好ましいことを見出した。ここで、 Al_2O_3 の体積%は、TEM(Transmission Electron Microscopy)画像から取得した2値化像の面積%として求められる。

[0014] このようにして作製されたcBN粒子とTiN粉末、TiC粉末、TiCN粉末、 $TiAl_3$ 粉末、Al粉末、 Al_2O_3 粉末、WC粉末の結合相原料の中から選ばれるいくつかの原料粉末とを湿式にて均一に混合し、得られた混合粉末を乾燥後、油圧プレスにて成形圧1MPaで成形する。ついで、この

成形体を真空中1 Pa、1000℃、30分の条件で熱処理し、脱ガスする。さらに、その成形体と超合金基材を積層し、例えば、圧力5.5 GPa、温度1400℃、保持時間30分の条件で超高压高温処理し、cBN焼結体を得る。こうして得られるcBN焼結体から作製されたcBN工具は、高負荷な切削時においてもクラックが発生しにくく、耐チッピング性および耐欠損性にすぐれており、その結果、長期の使用に亘ってすぐれた切削性能を発揮する。

[0015] つまり、前記cBN工具においては、cBN粒子表面が部分的に切れ間を持った Al_2O_3 層によって被覆されていることから、cBN粒子表面と、前記粒子表面を被覆する Al_2O_3 層との熱膨張特性の違いに起因する界面でのクラックの発生が抑制され、このクラックを原因とするチッピング発生、欠損発生が防止される。

また、cBN粒子表面の Al_2O_3 層の上にTiN層を成膜することで、焼結時のcBN粒子近傍で不可避免的に発生していた Al_2O_3 の生成を抑制することが可能となるため、十分な界面強度を確保しつつ、cBN粒子近傍において、TiN等の含有量を増加させた組織とすることが可能となり、その結果、すぐれた耐チッピング性および耐欠損性を得ることができる。

さらにcBN粒子近傍での Al_2O_3 量を少なくすることで、cBN粒子のチタンの窒化物、炭化物、炭窒化物、ほう化物、アルミニウムの窒化物、酸化物、不可避生成物およびこれらの相互固溶体等からなる結合相への保持力を強くし、cBN粒子の脱落による欠損の進行を抑制することができる。

[0016] 本発明の一実施形態のcBN工具を構成する要素について、以下により詳しく説明する。

[0017] cBN焼結体：

cBN焼結体は、通常、硬質相成分と結合相成分からなるが、本発明のcBN工具の工具基体であるcBN焼結体は、硬質相成分として、 Al_2O_3 層によって被覆されているcBN粒子を含有しており、さらにそのcBN粒子は、 Al_2O_3 層の上にTiN層を形成した状態でボールミルによって混練す

ることによって、 Al_2O_3 層に部分的に切れ間が形成されている。

すなわち、 cBN 粒子表面が、部分的に切れ間が形成された Al_2O_3 層によって被覆されていることから、通常、 cBN 粒子表面を Al_2O_3 層で被覆した際に生じがちな熱膨張特性の違いに起因する界面におけるクラック発生が抑制されるため、このクラックを原因とするチッピング発生、欠損発生が防止される。

さらに、 Al_2O_3 層上に形成する TiN 層の層厚を制御することにより、焼結時に cBN 粒子近傍で不可避免的に生成される Al_2O_3 を抑制することが可能となるため、十分な界面強度を確保しつつ、 cBN 粒子近傍において、チタンの窒化物、炭化物、炭窒化物、ほう化物等の結合相成分の含有量を増加させた組織とすることができ、その結果、すぐれた耐チッピング性および耐欠損性を得ることができる。

しかも、 cBN 粒子を TiN 層で被覆した状態で焼結するので、焼結時に結合相中の Al 成分等に由来する Al_2O_3 の生成量を cBN 粒子表面近傍において少なくすることができ、よって、結合相による cBN 粒子の保持力を強くし、 cBN 粒子の脱落による欠損の進行を抑制することができる。

[0018] cBN の平均粒径：

本発明で用いる cBN 粒子の平均粒径は、本発明が奏する効果との関係においては特に限定されるものではないが、 $0.5 \sim 8 \mu m$ の範囲であることが好ましい。

硬質な cBN 粒子を焼結体内に含むことにより耐欠損性を高める効果に加えて、平均粒径が $0.5 \mu m \sim 8 \mu m$ の cBN 粒子を焼結体内に分散することにより、工具使用中に工具表面の cBN 粒子が脱落して生じる刃先の凹凸形状を起点とするチッピングを抑制するだけでなく、工具使用中に刃先に加わる応力により生じる cBN 粒子と結合相との界面から進展するクラック、あるいは cBN 粒が割れて進展するクラックの伝播を焼結体中に分散した cBN 粒子により抑制することにより、すぐれた耐欠損性を有することができる。

そのため、本発明が奏する効果をより一層発揮するためには、c B N粒子の平均粒径は、0.5～8 μm の範囲とすることが好ましい。

[0019] c B N焼結体に占めるc B N粒子の含有割合：

c B N焼結体に占めるc B N粒子の含有割合は、本発明が奏する効果との関係においては特に限定されるものではないが、50体積%未満では、焼結体中に硬質物質が少なく、工具として使用した場合に、耐欠損性が低下する。一方、80体積%を超えると、焼結体中にクラックの起点となる空隙が生成し、耐欠損性が低下する。そのため、本発明が奏する効果をより一層発揮するためには、c B N焼結体に占めるc B N粒子の含有割合は、50～80体積%の範囲とすることが好ましい。

ここで、c B N焼結体に占めるc B N粒子の含有割合（体積%）は、c B N焼結体の断面組織をSEM（Scanning Electron Microscopy）によって15 μm ×15 μm 程度の視野領域で観察し、得られた二次電子像内のc B N粒子の部分を画像処理によって抜き出し、画像解析によってc B N粒子が占める面積を算出し、この面積割合をc B N粒子の含有割合（体積%）とした。

[0020] 切れ間をもった Al_2O_3 層により被覆層が形成されたc B N粒子の作製：

本発明における部分的な切れ間をもった Al_2O_3 層により被覆層が形成されたc B N粒子は、例えば、以下の工程（I）～（III）で作製することができる。

[0021] 工程（I）：

まず、c B N粒子表面に、ALD法により、薄層の Al_2O_3 層を被覆形成する。ALD法によれば、c B N粒子表面に、一層ずつ Al_2O_3 を成膜させていくことができるので、c B N粒子の凝集を引き起こすことなく、薄膜の Al_2O_3 層を被覆形成することができる。

より具体的にいえば、炉内に、例えば、平均粒径0.5～8 μm のc B N粒子を装入し、炉内を350℃程度に昇温し、

（1） $\text{Ar} + \text{Al}(\text{CH}_3)_3$ ガス流入工程、

- (2) Ar ガスパージ工程、
- (3) Ar + H₂O ガス流入工程、
- (4) Ar ガスパージ工程

前記(1)～(4)を1サイクルとして、このサイクルを目標層厚になるまで繰り返し行い、例えば、1時間かけて成膜することにより、層厚10nmのAl₂O₃層をcBN粒子表面に被覆形成することができる。

なお、ここで得られたcBN粒子の断面を研磨後、FIB(Focused Ion Beam)を用いて薄片加工し、TEMにより観察したところ、cBN粒子の表面には、切れ間のないAl₂O₃層が被覆形成されていることが確認された。

[0022] 工程(II)：

次いで、ALD法により、Al₂O₃層の上にTiN層を成膜する。

ALD法により、Al₂O₃層の上にTiN層を成膜するには、炉内にcBN粒子を装入し、400℃に昇温し、原料ガスとしてTiCl₄ガスおよびNH₃ガスを用い、

- (1) Ar + TiCl₄ ガス流入工程、
- (2) Ar ガスパージ工程、
- (3) Ar + NH₃ ガス流入工程、
- (4) Ar ガスパージ工程

前記(1)～(4)を1サイクルとして、このサイクルを目標層厚(10～100nm)になるまで繰り返すことにより、所望の層厚のTiN層を得る。

[0023] 工程(III)：

次いで、Al₂O₃層の上にTiN層を成膜したcBN粒子を、超合金製容器へ装入し、超合金製ボール(例えば、直径1mm)とともに0.25～3.0時間、ボールミル混合を行うことによって、部分的な切れ間が形成された所定の平均層厚のAl₂O₃層によって被覆されたcBN粒子を作製することができる。

[0024] 前記工程（Ⅰ）で、まず、切れ間のない Al_2O_3 層によって被覆された c BN粒子を作製するのは、これに続く前記（ⅠⅠ）の工程で、 Al_2O_3 層の平均層厚を所望の値に制御することができるようにし、かつ、 c BN粒子の表面に沿って形成されている Al_2O_3 層の切れ間の形成割合を、同様に、所望の値に制御することができるようにするという理由による。

[0025] 工程（ⅠⅤ）：

c BN焼結体の作製：

1) 結合材用の原料粉末として TiN 粉末、 TiC 粉末、 $TiCN$ 粉末、 $TiAl_3$ 粉末、 Al 粉末、 Al_2O_3 粉末、 WC 粉末を準備する。

2) 前記工程（ⅠⅠⅠ）で得られた部分的な切れ間が形成された Al_2O_3 層および TiN 層を被覆した c BN粉末と前記結合材用の原料粉末の中から選ばれたいくつかの原料粉末と所定の配合割合になるように秤量し、超硬製容器内で均一に湿式混合する。

3) 得られた混合粉末を乾燥後、同条件下で油圧プレスにて成形圧 1 MPa で成形し、成形体を得る。

4) 成形体を真空中 1 Pa 以下、温度 1000°C 、保持時間 30 分の条件で熱処理し、脱ガスする。

5) 成形体と超合金基材を積層し、圧力 5.5 GPa 、温度 1400°C 、保持時間 30 分の条件で超高压高温処理し、本発明 c BN工具用の c BN焼結体を得る。

[0026] Al_2O_3 層の平均層厚：

c BN粒子表面に被覆形成される Al_2O_3 層、即ち、部分的に切れ間が形成されている Al_2O_3 層の平均層厚は、 $1\sim10\text{ nm}$ とすることが必要である。

Al_2O_3 層の平均層厚が 1 nm 未満であると、 c BN粒子とチタンの窒化物等の結合相との界面の接合強度が低下し、焼結体の靱性が低下する。さらに、界面がクラックの起点となりやすく、耐欠損性が低下する。一方、 Al_2O_3 層の平均層厚が 10 nm を超える場合には、焼結体における c BN粒子表

面の Al_2O_3 層内の引張残留応力が大となるため、工具として使用した際に、 cBN 粒子表面と Al_2O_3 層の界面にクラックが生じやすくなり、耐チップング性、耐欠損性を低下させることになる。また、相対的なチタンの窒化物等の結合相の含有割合が低下し、耐摩耗性が低下する。

したがって、 cBN 粒子表面に被覆形成される Al_2O_3 層の平均層厚は、 $1 \sim 10 \text{ nm}$ とする。

[0027] Al_2O_3 層に形成する部分的な切れ間：

cBN 粒子表面に被覆する Al_2O_3 層には、部分的な切れ間が形成されている。ここで、本発明において「部分的な切れ間」とは、切れ間の平均形成割合で定義することができる。すなわち、前記切れ間では、 cBN 粒子表面がチタンの窒化物等の結合相と実質的に接しており、このことが本発明の効果を奏するための必須要件であるのだが、さらに言えば、切れ間の平均形成割合が、 $0.02 \sim 0.20$ となるように切れ間を部分的に形成することが好ましい。

切れ間の平均形成割合が 0.02 未満であると、 cBN 粒子の表面全体をほぼ Al_2O_3 層で覆った状態になるため、 Al_2O_3 層には引張残留応力が発生し、切削加工時の断続的・衝撃的負荷と前記引張残留応力との相乗作用により、 cBN 粒子と Al_2O_3 層の界面にはクラックが発生しやすくなる。一方、切れ間の平均形成割合が 0.20 を超えると、切れ間の割合が大きくなりすぎて、 cBN 粒子表面に Al_2O_3 層を被覆形成することによる本来の効果が低下する。

したがって、 cBN 粒子表面に被覆する Al_2O_3 層に形成する切れ間の平均形成割合は、 $0.02 \sim 0.20$ とすることが好ましい。

[0028] 切れ間の平均形成割合および切れ間形成後の Al_2O_3 層の平均層厚の測定法：

cBN 粒子表面に被覆した Al_2O_3 層に形成した切れ間の平均形成割合は、例えば、以下の様な測定法により算出することができる。

前記工程（ⅠⅤ）で作製した焼結体の断面を研磨後、 FIB を用いて薄片

加工し、TEMにより Al_2O_3 層に形成した切れ間の平均形成割合を求めるのに使用するため透過電子像を取得する。

薄片の厚さは、 $30\text{ nm} \sim 130\text{ nm}$ が好ましい。 30 nm より薄いとハンドリングが困難であるためであり、 130 nm より厚いと像の解析が困難になるため好ましくない。観察領域は、 $200\text{ nm} \times 200\text{ nm}$ 程度であって、cBN粒子と結合相との界面が観察できる倍率とする。

[0029] 図1および図2は、異なる平均層厚の Al_2O_3 層を有するcBN粒子の断面画像を示しており、図1が平均層厚 6.0 nm の Al_2O_3 層を有するcBN粒子、図2が平均層厚 3.9 nm の Al_2O_3 層を有するcBN粒子の表面に被覆した Al_2O_3 層に形成した切れ間の平均形成割合の測定に使用したTEM画像を示している。

前記で得られた断片的かつ複数の断面画像において、TEMの機能を用いて元素マッピングを行う。そして、 $Al > 5$ 原子%、 $O > 5$ 原子%の部分を2値化し、重なる部分を黒色で示した領域を Al_2O_3 の存在領域とした。結合相と界面が分かるcBN粒子に注目し、 $200\text{ nm} \times 200\text{ nm}$ の観察領域において、そのcBN粒子の表面を 10 nm 以下の間隔で20以上に等分（図1および図2の「 $\rightarrow \leftarrow$ 」で示した部分）し、それぞれの箇所の Al_2O_3 層の層厚を測定し、その測定値を平均してそのcBN粒子の Al_2O_3 層の平均層厚とする。

また、少なくとも10個以上（ $i = 1, 2, \dots$ ）のcBN粒子について、 Al_2O_3 層の切れ間（例えば図1および図2の「 $\times$ 」で示した部分）をカウントし、20以上に等分した箇所（等分した箇所の数 N_i ）のうち、いくつが切れ間であるかをカウントし（カウント数 n_i ）、その割合、すなわち、cBN粒子*i*に対する切れ間の形成割合 n_i / N_i を算出し、それらの平均値から、切れ間の平均形成割合 n / N の値を算出する。

[0030] cBN工具の作製にあたり、前述のように作製した部分的に切れ間が形成された Al_2O_3 層で被覆されたcBN粒子を硬質相形成用原料粉末として用い、さらに、前記切れ間では、cBN粒子表面がチタンの窒化物等からなる

結合相と実質的に接していることによって、結合相とcBN粒子表面との界面の残留応力を緩和させることができるので、cBN焼結体の耐チップング性および耐欠損性を向上させることができる。

このようにしてできたcBN粒子と結合相を構成する成分として、例えば、チタンの窒化物等の粉末を結合相形成用原料粉末として用い、両原料粉末を所定配合組成になるように配合し、通常の超高压高温条件下で焼結することにより、cBN焼結体を作製する。

なお、cBN焼結体中の他の構成成分としては、cBN焼結体に通常含有される成分、即ち、周期律表4a、5a、6a族元素の窒化物、炭化物、ほう化物、酸化物ならびにこれらの固溶体からなる群の中から選択された少なくとも一種以上が含有されることを何ら妨げるものではない。

[0031] TiN層の平均層厚：

Al_2O_3 層が被覆形成されているcBN粒子表面上に形成されるTiN層は、焼結時に結合相形成のための成分として作用し、配合した結合相形成用原料粉末と反応する。なお、TiN層が厚いほど、cBN粒子近傍での結合相形成用原料粉末との反応は進行し難くなる。

TiN層の平均層厚は、本発明においては特に限定されるわけではないが、10～100nmとすることが好ましい。

TiN層の平均層厚が10nm未満であると、焼結時にcBN粒子近傍において不可避免的に生成される Al_2O_3 を抑制する機能が低下するため Al_2O_3 量は増加し、界面強度が低下する。一方、TiN層の平均層厚が100nmを超える場合には、cBN粒子表面近傍で不可避免的に生成する Al_2O_3 量は減少するが、cBN粒子表面近傍の焼結反応が十分に進行せず、cBN焼結体の硬さが低下するため、工具として使用した際に、cBN粒子表面とTiN層の界面にクラックが生じやすくなり、耐チップング性、耐欠損性を低下させることになる。

したがって、cBN粒子表面に外層として被覆形成されるTiN層の平均層厚は、10～100nmとする。

なお、TiN層の平均層厚は、被覆形成されているcBN粒子の断面をTEMを用いて観察した画像から5か所についての層厚を求めて平均して算出する。

[0032] cBN粒子の表面から50nmの領域の体積を100体積%とした時の前記cBN粒子の表面に形成された Al_2O_3 と結合相中に存在する Al_2O_3 とを合算した含有割合：

cBN粒子近傍で不可避免的に生成する Al_2O_3 量は、cBN粒子に被覆形成するTiN層の層厚を制御することにより、調整することができる。この量およびcBN粒子表面に予め形成する Al_2O_3 の含量が、cBN粒子の表面から50nmの領域の体積を100体積%とした時に40体積%を超えると、cBN粒子の結合相への保持力が低下し、cBN粒子の脱落による欠損の進行が促進されるので好ましくない。また、2体積%以下とすることは、cBN粒子表面近傍の焼結反応が十分に進行せず、cBN焼結体の硬さが低下するため、2体積%以上とした。

なお、cBN粒子の表面から50nmの領域の体積を100体積%とした時の前記cBN粒子の表面に形成された Al_2O_3 と結合相中に存在する Al_2O_3 とを合算した含有割合の測定方法は、TEMによりcBN焼結体の断面を200nm×200nmの視野で観察し、TEMの元素マッピングにより測定した $Al > 5$ 原子%、 $O > 5$ 原子%の部分を抜き出し、重なった部分を2値化し、黒色で領域を示した画像を取得する。cBN粒子の表面から50nmの領域において、画像解析によりAlおよびOの重なる黒色の領域(Al_2O_3 存在領域)部分の面積割合を算出し、これをcBN粒子表面に形成された Al_2O_3 と結合相中に存在する Al_2O_3 とを合算した含有割合(体積%)とすることによって求める。

[0033] 以下に、本発明のcBN工具を実施例に基づいて具体的に説明する。

実施例

[0034] 原料粉末としてのcBN粒子の作製：

工程(1)：

平均粒径 $0.5 \sim 8 \mu\text{m}$ の cBN 粒子を基材とし、これに、ALD 法により、薄膜の Al_2O_3 層を被覆形成した。

より具体的にいえば、炉内に、平均粒径 $0.5 \sim 8 \mu\text{m}$ の cBN 粒子を装入し、炉内を 350°C に昇温し、成膜用ガスとして、Al の先駆体である $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ ガス、および、反応ガスとして H_2O ガスを用い、

(1) Ar + $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ ガス流入工程、

(2) Ar ガスパージ工程、

(3) Ar + H_2O ガス流入工程、

(4) Ar ガスパージ工程

前記 (1) ~ (4) の工程を 1 サイクルとして、このサイクルを表 1 に示されるような目標層厚 ($1 \sim 10 \text{nm}$) に応じて繰り返し行い、cBN 粒子表面に薄膜の Al_2O_3 層を被覆形成した。

工程 (II) :

次いで、cBN 粒子表面に形成された Al_2O_3 層の上に同じく ALD 法によって TiN 層を成膜した。

ALD 法により、 Al_2O_3 層の上に TiN 層を成膜するには、炉内に cBN 粒子を装入し、 400°C に昇温し、原料ガスとして TiCl_4 ガスおよび NH_3 ガスを用い、

(1) Ar + TiCl_4 ガス流入工程、

(2) Ar ガスパージ工程、

(3) Ar + NH_3 ガス流入工程、

(4) Ar ガスパージ工程

前記 (1) ~ (4) を 1 サイクルとして、このサイクルを目標層厚 ($10 \sim 100 \text{nm}$) になるまで繰り返すことにより、所望の層厚の TiN 層を得る。

[0035] 工程 (III) :

次いで、前記工程 (II) で作製した薄膜の Al_2O_3 層がその表面に被覆形成され、さらにその上に TiN 層が形成された cBN 粒子と超合金製ボ

ール（直径1mm）とを、cBN粒子と超合金製ボールの割合が、重量比で1：10～20となるように配合し、超合金製容器内へ装入し、有機溶剤を加え、ボールミルの回転数50rpm、混合時間0.25～3.0時間でボールミル混合を行い、 Al_2O_3 層に部分的な切れ間を形成し、切れ間部分においてcBN粒子表面が露出しているcBN粒子1～15を作製した。

なお、表1において、ボールミル混合後の Al_2O_3 層の平均層厚、切れ間の平均形成割合については、cBN焼結体を作製後、前記に詳しく述べたようにTEMにより取得した断面画像から、前述の算出方法に基づいて求めた値を示している。

なお、前記で得られた Al_2O_3 層によって被覆され、その外層にTiN層が形成したのち、ボールミル処理したcBN粒子について、TEMを用いて観察したところ、 Al_2O_3 層に部分的に切れ間が形成されていることが確認された。

[0036] [表1]

No.	cBN (体積%)	Al_2O_3 層厚 (nm)	切れ間 平均形成 割合	50nm範囲 内の Al_2O_3 (体積%)	焼結体の結合相組成
1	60	1	0.04	2	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
2	60	2.1	0.18	5	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3 , WC
3	60	4	0.20	12	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
4	60	4.2	0.18	14	TiN, TiCN, TiC, TiB_2 , AlN, Al_2O_3 , WC
5	60	6	0.20	50	TiN, TiCN, TiC, TiB_2 , AlN, Al_2O_3 , WC
6	60	5	0.10	40	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
7	60	5.1	0.20	15	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3 , WC
8	60	6.1	0.04	11	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
9	60	8	0.02	15	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
10	60	7.7	0.18	24	TiN, TiCN, TiC, TiB_2 , AlN, Al_2O_3 , WC
11	60	10	0.12	19	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
12	60	7.9	0.12	58	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
13	70	5	0.04	23	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
14	50	3.4	0.06	45	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3
15	80	3	0.18	18	TiN, TiB_2 , AlN, Al_2O_3

[0037] cBN焼結体およびインサートの作製：

原料粉末として、前記で作製した Al_2O_3 層に部分的な切れ間を形成し、切れ間部分においてcBN粒子表面が露出しているcBN粒子粉末1～15と、いずれも0.3～0.9 μm の範囲内の平均粒径を有するTiN粉末、TiC粉末、TiCN粉末、TiAl₃粉末、Al粉末、 Al_2O_3 粉末、WC粉末を用意し、これら原料粉末の中から選ばれたいくつかの原料粉末とcBN粒子粉末の含量を100体積%としたときのcBN粒子粉末の含有割合が50～80体積%となるように配合し、湿式混合し、乾燥した後、油圧プレスにて成形圧1MPaで直径：50mm×厚さ：1.5mmの寸法にプレス成形し、ついでこの成形体を、圧力：1Pa以下の真空雰囲気中、1000℃で30分間保持して熱処理し、揮発成分および粉末表面への吸着成分を除去して予備焼結体とし、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、通常の超高压焼結装置に装入し、通常の条件である圧力：5.5GPa、温度：1400℃、保持時間：30分間の条件で超高压高温焼結し、cBN焼結体円板を得た。このcBN焼結材円板を、ワイヤー放電加工機で所定寸法に切断し、Co：5質量%、TaC：5質量%、WC：残りの組成およびISO規格CNGA120408のインサート形状をもった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、Cu：26%、Ti：5%、Ag：残りからなる組成を有するAg系ろう材を用いてろう付けし、上下面および外周研磨、ホーニング処理を施すことによりISO規格CNGA120408のインサート形状をもった本発明cBN工具1～15を製造した。

[0038]

[表2]

No.	cBN (体積%)	Al ₂ O ₃ 層厚 (nm)	切れ間 平均形成 割合	50nm範囲 内のAl ₂ O ₃ (体積%)	焼結体の結合相組成
16	60	2	0.00	6	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
17	60	1.8	0.40	6	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
18	60	8.5	0.30	14	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
19	60	10.8	0.00	35	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
20	60	12	0.30	45	TiN, TiCN, TiC, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
21	60	15	0.10	13	TiN, TiCN, TiC, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
22	60	0	—	8	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
23	60	19	0.18	60	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
24	60	22	0.25	23	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃ , WC
25	60	60	0.00	100	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
26	60	0	—	1	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
27	45	5	0.12	20	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃
28	85	2	0.10	12	TiN, TiB ₂ , AlN, Al ₂ O ₃

[0039] 比較のため、原料粉末として、Al₂O₃層を被覆形成していないcBN粒子粉末、あるいは、本発明範囲外の平均層厚のAl₂O₃層を被覆したcBN粒子粉末、あるいは、Al₂O₃層上にTiN層を形成しないcBN粒子粉末について、表2に示すようなcBN粒子粉末16～28を用意した。また、いずれも0.3～0.9μmの範囲内の平均粒径を有するTiN粉末、TiC粉末、TiCN粉末、TiAl₃粉末、Al粉末、Al₂O₃粉末、WC粉末を用意し、これら原料粉末の中から選ばれたいくつかの原料粉末とcBN粒子粉末の含有量が45～82体積%となるように配合した後、本発明の場合と同様な処理操作（乾燥、成形、熱処理、予備焼結、焼結等）を行うことにより、比較例cBN工具16～28を製造した。

なお、表1および表2中の焼結体の結合相組成は、cBN焼結体の断面のTEMの元素マッピングおよびXRD（X-ray Diffraction）により決定した。

[0040] 前記本発明cBN工具1～15、比較例cBN工具16～28について、被削材：浸炭焼き入れ鋼SCM415（HRC＝58～62）の軸方向に4本の溝入りφ100mm丸棒、

切削速度：150 m/min、

切り込み：0.2 mm、

送り：0.1 mm/rev、

切削油：乾式

という切削条件で、最大切削長を2.5 kmとし、切削長0.1 km毎に刃先のチップング、欠損の有無を確認した。

表3および表4に、前記切削加工試験の結果を示す。

[0041] [表3]

No.	2.5km切削時の刃先の状況
1	チップング・欠損なし
2	チップング・欠損なし
3	チップング・欠損なし
4	チップング・欠損なし
5	切削距離2.4kmでチップング
6	チップング・欠損なし
7	チップング・欠損なし
8	チップング・欠損なし
9	チップング・欠損なし
10	チップング・欠損なし
11	チップング・欠損なし
12	切削距離2.4kmでチップング
13	チップング・欠損なし
14	切削距離2.3kmでチップング
15	チップング・欠損なし

[0042]

[表4]

No.	切削時の刃先の状況
16	切削距離1.1kmで欠損
17	切削距離1.7kmで欠損
18	切削距離1.6kmでチッピング
19	切削距離1.8kmでチッピング
20	切削距離1.6kmで欠損
21	切削距離1.5kmでチッピング
22	切削距離0.5kmで欠損
23	切削距離1.4kmで欠損
24	切削距離1.8kmでチッピング
25	切削距離1.2kmで欠損
26	切削距離0.4kmで欠損
27	切削距離1.6kmでチッピング
28	切削距離0.7kmで欠損

[0043] 表1～4に示される結果から、本発明cBN工具1～15では、cBN粒子表面に部分的に切れ間を有する Al_2O_3 層およびTiN層を形成したcBN粒子を用いて焼結することにより、cBN硬質相が焼結体中で均一に分散分布し、均質な工具特性が得られたことが示された。これら本発明のcBN工具1～15では、cBN硬質相と結合相との界面密着強度が改善された。さらに、部分的に切れ間が形成された Al_2O_3 層に発生する引張残留応力は、切れ間が無いものと比べて大幅に低減された。以上の理由により、本発明のcBN工具1～15は、断続的・衝撃的負荷が作用する高硬度鋼の断続切削加工に用いた場合でも、チッピング、欠損の発生は抑制された。さらに、本発明のcBN工具1～15では、cBN粒子が、TiN層によって被覆された状態で焼結するため、cBN粒子近傍に Al_2O_3 が生成することが抑制された。これらの結果、本発明のcBN工具1～15は、長期の使用に亘ってすぐれた切削性能を発揮した。

これに対して、比較例cBN工具16～28は、cBN粒子表面に切れ間を有する Al_2O_3 層またはTiN層が形成されていないため、あるいは、本

発明で規定する範囲外の平均層厚の Al_2O_3 層であるために、耐チップング性、耐欠損性に劣り、いずれも短命であった。

産業上の利用可能性

[0044] 本発明の cBN 工具は、耐チップング性、耐欠損性にすぐれることから、高硬度鋼の断続切削以外の切削条件でも適用可能であり、切削加工装置の高性能化、並びに切削加工の省力化および省エネ化、低コスト化に十分満足に対応できる。

請求の範囲

- [請求項1] 硬質相成分として、少なくとも立方晶窒化ほう素粒子を含有する立方晶窒化ほう素焼結体を工具基体とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具において、
- 前記立方晶窒化ほう素粒子が、表面に平均形成割合 $0.02 \sim 0.20$ の切れ間が形成された平均層厚 $1.0 \sim 10 \text{ nm}$ の Al_2O_3 層を有し、
- 前記立方晶窒化ほう素焼結体が、前記立方晶窒化ほう素粒子の周辺にチタンの窒化物、炭化物、炭窒化物、ほう化物、アルミニウムの窒化物、酸化物、不可避生成物およびこれらの相互固溶体の少なくとも1種を含む結合相を有することを特徴とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。
- [請求項2] 前記立方晶窒化ほう素粒子の表面から、前記立方晶窒化ほう素粒子の外側へ向けて 50 nm の領域の体積を 100 体積%とした場合の、前記領域中に含まれる前記立方晶窒化ほう素粒子の表面に形成された Al_2O_3 と前記結合相中に存在する Al_2O_3 とを合算した含有割合が、 $2 \sim 40$ 体積%であることを特徴とする請求項1に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。
- [請求項3] 前記立方晶窒化ほう素粒子の平均粒径が、 $0.5 \sim 8 \mu\text{m}$ であることを特徴とする請求項1または2に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。
- [請求項4] 前記 Al_2O_3 層上に、平均層厚が $10 \sim 100 \text{ nm}$ である TiN 層が形成されていることを特徴とする請求項1乃至3のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。
- [請求項5] 前記 Al_2O_3 層に形成された前記切れ間は、前記 Al_2O_3 層が形成された前記立方晶窒化ほう素粒子を超硬合金製容器へ装入し、超硬合金製ボールとともにボールミル混合を行うことによって、形成されることを特徴とする請求項1乃至4のいずれかに記載の立方晶窒化ほう

う素基焼結体製切削工具。

[請求項6] 前記立方晶窒化ほう素粒子の前記立方晶窒化ほう素焼結体全体に占める含有割合が、50～80体積%であることを特徴とする請求項1乃至5のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具。

[請求項7] 硬質相成分として、少なくとも立方晶窒化ほう素粒子を含有する立方晶窒化ほう素焼結体を工具基体とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法であって、

前記立方晶窒化ほう素粒子上に、平均層厚1.0～10nmの Al_2O_3 層を形成する Al_2O_3 層形成工程と、

前記 Al_2O_3 層に、平均形成割合0.02～0.20の切れ間を形成する、切れ間形成工程と、

前記切れ間が形成された前記 Al_2O_3 層に包まれた前記立方晶窒化ほう素粒子を含む混合粉末を焼結することにより、立方晶窒化ほう素焼結体を得る焼結工程とを備えていることを特徴とする立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

[請求項8] 前記切れ間形成工程において、前記立方晶窒化ほう素粒子は、超硬合金製容器へ装入され、超硬合金製ボールとともにボールミル混合されることを特徴とする請求項7に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

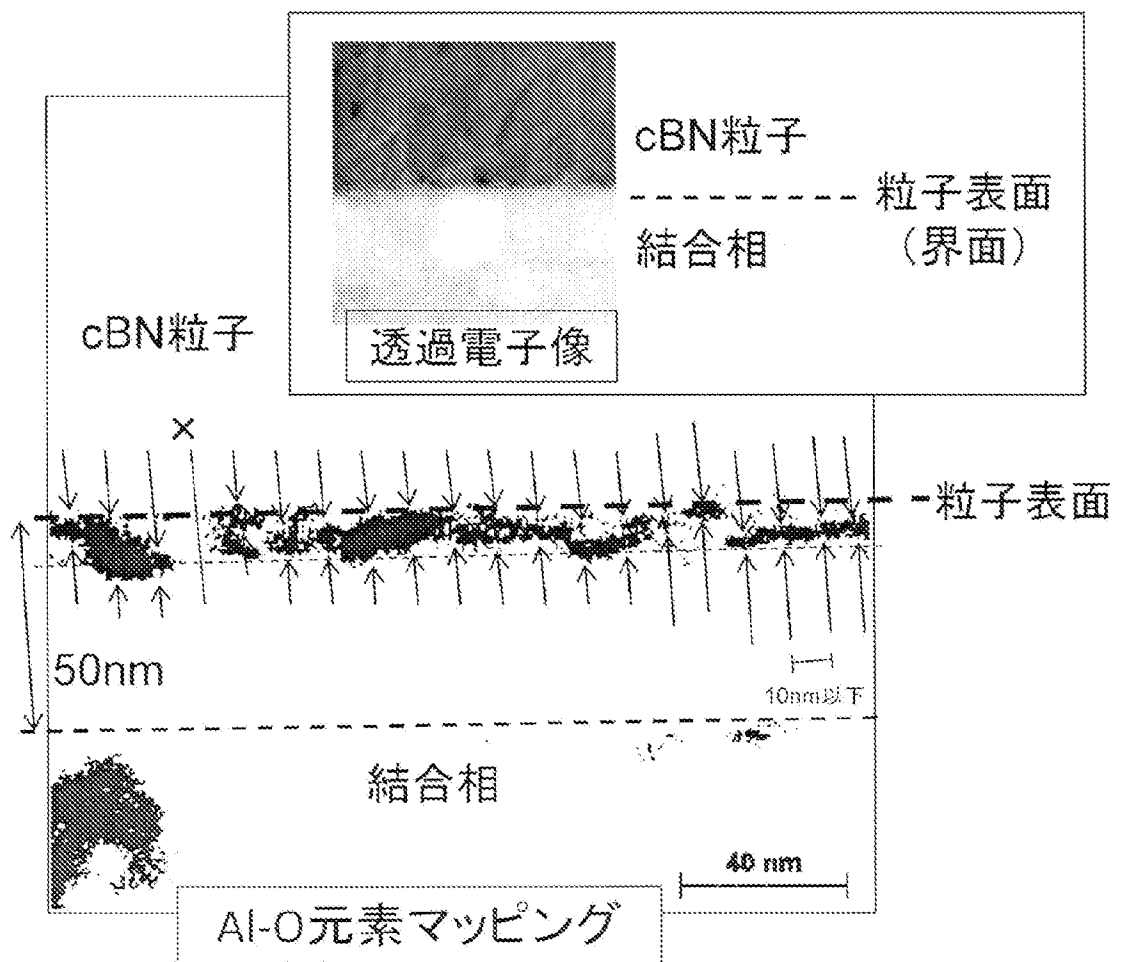
[請求項9] 前記 Al_2O_3 層形成工程における Al_2O_3 層形成が、ALD法によって行われることを特徴とする、請求項7または8に記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

[請求項10] 前記 Al_2O_3 層形成工程後に、前記立方晶窒化ほう素粒子上にTiN層を形成するTiN層形成工程をさらに有する、請求項7乃至9のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具の製造方法。

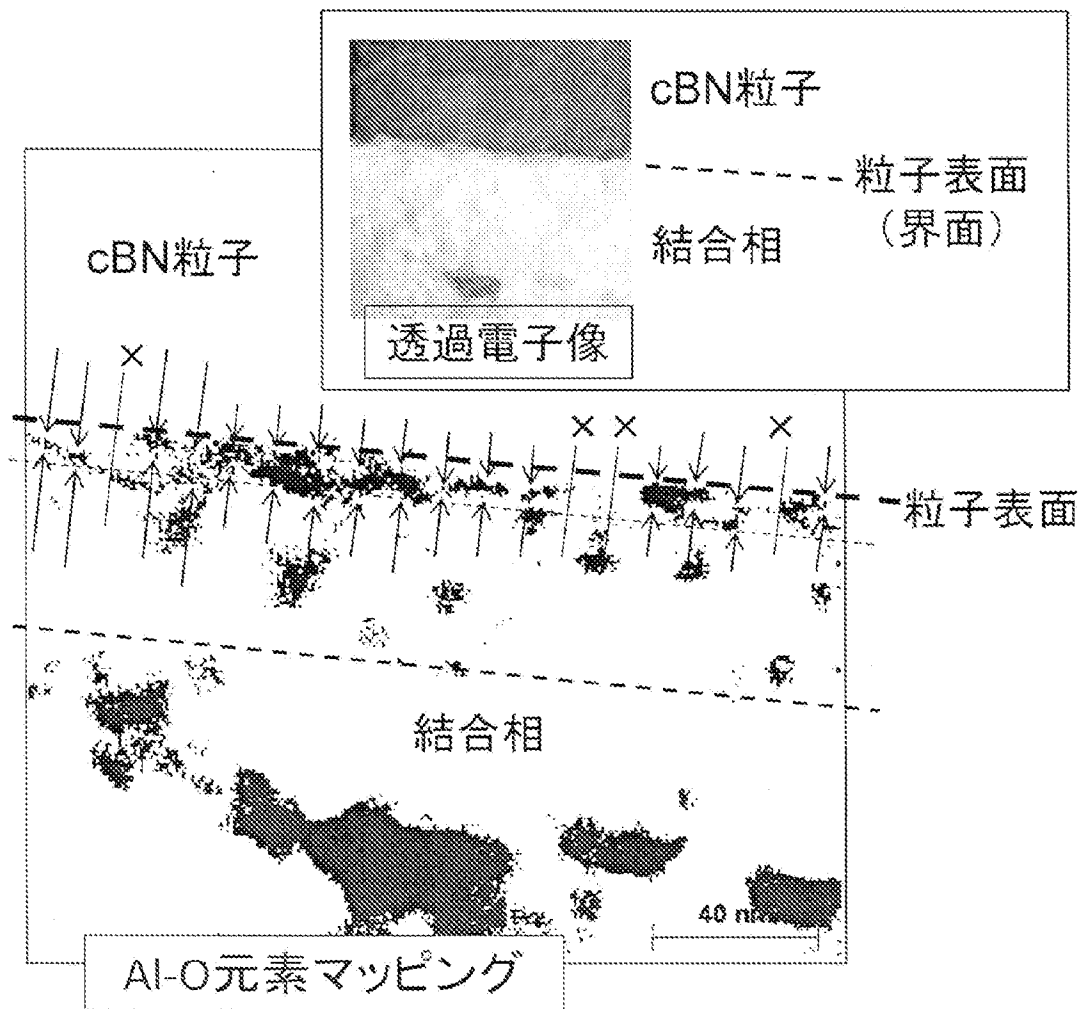
[請求項11] 前記立方晶窒化ほう素粒子の前記立方晶窒化ほう素焼結体全体に占める含有割合が、50～80体積%であることを特徴とする、請求項7乃至10のいずれかに記載の立方晶窒化ほう素基焼結体製切削工具

の製造方法。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/058778

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B23B27/14 (2006.01) i, C04B35/583 (2006.01) i, C04B35/626 (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, C04B35/583, C04B35/626

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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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 2011-183524 A (Mitsubishi Materials Corp.), 22 September 2011 (22.09.2011), paragraphs [0010] to [0013]; fig. 1 (Family: none)	1-11
A	JP 2011-212832 A (Mitsubishi Materials Corp.), 27 October 2011 (27.10.2011), paragraphs [0018] to [0029]; fig. 1 to 2 (Family: none)	1-11
A	JP 8-239277 A (NGK Spark Plug Co., Ltd.), 17 September 1996 (17.09.1996), paragraphs [0018] to [0025] (Family: none)	1-11

☒ 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
23 May, 2013 (23.05.13)

Date of mailing of the international search report
04 June, 2013 (04.06.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/058778

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 8-81271 A (Hitachi Tool Engineering Ltd.), 26 March 1996 (26.03.1996), paragraph [0007] (Family: none)	1-11
A	JP 5-51267 A (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), 02 March 1993 (02.03.1993), paragraphs [0017] to [0019], [0033]; fig. 3 (Family: none)	1-11

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, C04B35/583(2006.01)i, C04B35/626(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, C04B35/583, C04B35/626

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 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 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 2011-183524 A (三菱マテリアル株式会社) 2011.09.22, 段落【0010】 - 【0013】, 図 1 (ファミリーなし)	1-11
A	JP 2011-212832 A (三菱マテリアル株式会社) 2011.10.27, 段落【0018】 - 【0029】, 図 1-2 (ファミリーなし)	1-11
A	JP 8-239277 A (日本特殊陶業株式会社)	1-11

☒ 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

2 3 . 0 5 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

0 4 . 0 6 . 2 0 1 3

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
	1996.09.17, 段落【0018】 - 【0025】 (ファミリーなし)	
A	JP 8-81271 A (日立ツール株式会社) 1996.03.26, 段落【0007】 (ファミリーなし)	1-11
A	JP 5-51267 A (三菱重工業株式会社) 1993.03.02, 段落【0017】 - 【0019】, 【0033】, 図3 (ファミリーなし)	1-11