(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
2025年5月1日(01.05.2025)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2025/089337 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 29/08 (2006.01) *C22C 27/04* (2006.01)
C22C 1/051 (2023.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/037901

(22) 国際出願日： 2024年10月24日(24.10.2024)

(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 2023-183208 2023年10月25日(25.10.2023) JP

(71) 出願人： 三菱マテリアル株式会社 (**MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION**) [JP/JP]； 〒1008117 東京都千代田区丸の内三丁目２番３号 (JP).

(72) 発明者：近藤 翔太 (**KONDO Shota**)； 〒1008117 東京都千代田区丸の内三丁目２番３号 三菱マテリアル株式会社 加工事業カンパニー内 (JP).

(74) 代理人：木村 孔一 (**KIMURA Koichi**)； 〒1100015 東京都台東区東上野四丁目１番８号 ザ・パークハウス上野浅草通り２０１ (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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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,

(54) **Title:** WC-BASED CEMENTED CARBIDE

(54) 発明の名称： ＷＣ基超硬合金

(57) **Abstract:** This WC-based cemented carbide, which is suitable for a substrate of a surface-coated cutting tool or the like, contains 6.0-10.0 mass% of Co, 0.08-0.90 mass% of Cr (where the ratio Cr content (mass%)/Co content (mass%) is 10% or lower), 0.0-3.8 mass% of M (where M is one or more of V, Ta, Nb, Ti, and Zr), and 4.5-7.5 mass% of C, the balance being W and unavoidable impurities. The WC-based cemented carbide has a binder phase, a hard phase, and a γ phase, the binder phase containing Co as the main component, the hard phase containing a carbide of W as the main component, and the γ phase containing a carbide of M as the main component. In crystal particles constituting the hard phase, the grain diameter C99 (μm) for 99% cumulative particle count is 3.30 or lower, and the ratio C99/C50 (grain diameter C99 (μm) for 99% cumulative particle count to grain diameter C50 (μm) for 50% cumulative particle count) is 4.80-6.50. The proportion (L) of the phase interface length along which the hard phase and the binder phase are in contact with respect to the total phase interface length of the hard phase is 35% or greater.

(57) 要約：Ｃｏ：６．０～１０．０質量%、Ｃｒ：０．０８～０．９０質量%（ただし、Ｃｒ含有量（質量%）／Ｃｏ含有量（質量%）は１０%以下である）、Ｍ：０．０～３．８質量%（Ｍは、Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒのうちから１種以上）、Ｃ：４．５～７．５質量%を含み、残部はＷおよび不可避不純物であって、結合相、硬質相およびγ相を有し、前記結合相はＣｏを主成分とし、前記硬質相はＷの炭化物を主成分とし、前記γ相はＭの炭化物を主成分とし、前記硬質相を構成する結晶粒子において積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）が３．３０以下であり、積算粒子数５０%粒径Ｃ５０（μｍ）に対する前記積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０以上６．５０以下であり、前記硬質相の全相界面長に占める前記硬質相と前記結合相とが接する相界面長の割合（Ｌ）が３５%以上である表面被覆切削工具等の基体に適したＷＣ基超硬合金

WO 2025/089337 A1

［続葉有］

IT, LT, LU, LV, MC, ME, 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：

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

明　細　書

発明の名称 ： ＷＣ基超硬合金

技術分野

[0001] 本発明は、ＷＣ基超硬合金に関するものである。本出願は、２０２３年１０月２５日に特許出願した日本国特許出願である特願２０２３－１８３２０８号に基づく優先権を主張する。当該日本国特許出願に記載された全ての記載内容は参照によって本明細書に援用される。

背景技術

[0002] ＷＣ基超硬合金は、例えば、切削工具の基体、表面被覆切削工具（以下、被覆工具ということがある）の基体として使用されている。

ここで、被覆工具は基体上にAl_2O_3層やＴｉＣＮ層の蒸着層を被覆層として有するものであり、炭素鋼、鋳鉄、合金鋼等の切削加工に使用されている。

[0003] ステンレス鋼の切削加工のような刃先が高温となる切削加工では、被覆工具の刃先が塑性変形を起こし早期に工具寿命に至る場合がある。一方、この塑性変形を抑制すべく基体の硬さを向上させると耐チッピング性が低下してしまう。

そのため、耐塑性変形性と耐チッピング性を兼ね備えるＷＣ基超硬合金製の基体が求められており、例えば、以下の提案がなされている。

[0004] 特許文献１には、炭化タングステン粒子を含む硬質相と、コバルトを含む鉄族元素を主成分とする結合相とを備える超硬合金であって、前記炭化タングステン粒子の粒子数をＡ、他の炭化タングステン粒子との接触点の点数が１点以下の炭化タングステン粒子の粒子数をＢとするとき、Ｂ／Ａ≦０．０５を満たすＷＣ基超硬合金が記載され、耐塑性変形性に優れるとされている。

[0005] また、特許文献２には、Ｃｏ量が１０～１３質量％、Ｃｏ量に対するＣｒ量の比が２～８％、ＴａＣとＮｂＣの少なくとも１種を０．２～０．５質量

％含有し、残部がＷＣからなり、硬さが８８．６～８９．５ＨＲＡであって、ＷＣ積算粒度８０％径D_{80}と積算粒度２０％径D_{20}の比D_{80}/D_{20}が２．０≦D_{80}/D_{20}≦４．０であり、上記D_{80}が４．０～４．８６μｍであり、かつＷＣ接着度ｃが０．３６≦ｃ≦０．４３にあるＷＣ基超硬合金が記載され、耐チッピング性が優れるとされている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特許第６２５６４１５号公報

特許文献2：特許第６７７４６４５号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 本発明は、前記事情や前記提案を鑑みてなされたものであって、特に、切削工具、被覆工具の基体として用いたときに優れた耐塑性変形性と耐チッピング性をもたらすＷＣ基超硬合金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

[0008] 本発明の一実施形態に係るＷＣ基超硬合金は、

Ｃｏ：６．０～１０．０質量%、Ｃｒ：０．０８～０．９０質量%（ただし、Ｃｒ含有量（質量%）／Ｃｏ含有量（質量%）は１０%以下である）、Ｍ：０．０～３．８質量%（Ｍは、Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒのうちから１種以上）、Ｃ：４．５～７．５質量%を含み、残部はＷおよび不可避不純物であって、

結合相、硬質相およびγ相を有し、

前記結合相はＣｏを主成分とし、前記硬質相はＷの炭化物を主成分とし、前記γ相はＭの炭化物を主成分とし、

前記硬質相を構成する結晶粒子において積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）が３．３０以下であり、積算粒子数５０%粒径Ｃ５０（μｍ）に対する前記積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）の割合、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０

以上６．５０以下であり、

前記硬質相を構成する結晶粒子の全界面長に占める前記結合相を構成する結晶粒子と接する界面長の割合（Ｌ）が３５％以上である。

[0009] 前記ＷＣ基超硬合金は次の（１）を満足してもよい。

[0010] （１）ロックウェル硬さ（ＨＲＡ）が８８．８以上９０．６以下であること。

発明の効果

[0011] 前記実施形態に係るＷＣ基超硬合金は、特に、切削工具、被覆工具の基体として用いたときに優れた耐塑性変形性と耐チッピング性をもたらす。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明者は、被覆工具の基体として用いたときに優れた耐塑性変形性と耐欠損性とを与える超硬合金について鋭意検討を行い、まず、前記特許文献１、２に記載されているＷＣ基超硬合金について以下の事項（１）および（２）を認識した。

[0013] （１）特許文献１に記載されたＷＣ基体超硬合金は、断続切削加工に供したとき、早期に工具寿命に至ること。

（２）特許文献２に記載されたＷＣ基体超硬合金は、高速高送り切削加工に供したとき、耐塑性変形性が不足すること。

[0014] 本発明者は、鋭意検討を更に重ねた。その結果、以下の知見を得て、本発明を導出した。

（ａ）ＷＣ基超硬合金の耐塑性変形性は、硬質相を構成する結晶粒子の粒径によって異なり、その粒径が小さいほどＷＣ基超硬合金の耐塑性変形性の向上に寄与する。そのため、粒径の小さい硬質相を構成する結晶粒子を従来よりも多量にＷＣ基超硬合金中に存在させることにより、耐塑性変形性が向上すること。

（ｂ）この硬質相を構成する結晶粒子をＷＣ基超硬合金中に適切に分散させ、硬質相を構成する結晶粒子同士の接触を抑制することにより、接触点における応力集中を抑制し、耐チッピング性が向上すること。

[0015] 以下、本発明の実施形態に係るＷＣ基超硬合金について詳細に述べ、本発明を説明する。

なお、本明細書および特許請求の範囲において、数値範囲を「Ａ～Ｂ」（Ａ、Ｂは共に数値）で表現するときは、その範囲は上限値（Ｂ）および下限値（Ａ）を含んでおり、上限値（Ｂ）のみに単位が記載されているとき、上限値（Ｂ）と下限値（Ａ）の単位は同じである。

また、式を用いて組成を表していない化合物の組成は、化学量論的組成に限定されず、従来公知の全ての原子比の組成を含むものである。

[0016] １．組成

ＷＣ基超硬合金の組成は、

Ｃｏ：６．０～１０．０質量%、Ｃｒ：０．０８～０．９０質量%（ただし、Ｃｒ含有量（質量%）／Ｃｏ含有量（質量%）は１０%以下である）、Ｍ：０．０～３．８質量%（Ｍは、Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒのうちから１種以上）、Ｃ：４．５～７．５質量%含み、残部はＷおよび不可避不純物である。以下、各成分について説明する。

[0017] （１）Ｃｏ

含有量が６．０～１０．０質量%であると、ＷＣ基超硬合金を被覆工具、被覆工具の工具基体として使用したときに耐塑性変形性が優れる。

Ｃｏは、主に結合相に存在し、結合相の主成分（結合相に含まれる全ての成分に対して５０原子%以上を占めている）である。なお、結合相は、ｆｃｃ構造およびｈｃｐ構造を有する結晶粒から構成される。

Ｃｏの含有量は、７．０～９．６質量%がより好ましい。

[0018] （２）Ｃｒ

Ｃｒは、結合相の主成分であるＣｏ中に固溶し、硬質相を形成する結晶粒子に含まれるＷの炭化物の成長を抑制して、Ｗ炭化物を微細化させ、この結晶粒子を小さくする働きを有する。この働きは、Ｃｒ含有量が、０．０８質量%未満では不充分である。一方、Ｃｒの含有量がＣｏの含有量に対し１０%を超えると、ＣｒとＷの複合炭化物を析出し、ＷＣ基超硬合金の靭性が低

下する。また、この複合炭化物が欠損発生の起点となるため、Ｃｒ含有量（質量％）／Ｃｏ含有量（質量％）は１０％以下とし、Ｃｏの含有量の上限値が１０．０質量％であるから、ゆとりを見込んでＣｒの含有量の上限を０．９０質量％とする。

[0019] （３）Ｍ（Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒのうちから選択される１種以上）

Ｍは含有しなくてもよい（含有量は０．０質量％でもよい）が、含有すれば、結合相の主成分であるＣｏ中に固溶してＷＣ基超硬合金硬さを高める働きを有する。また、Ｍは炭化物（化学量論的組成に限定されない）を形成しγ相の主成分（γ相に含まれる全ての成分に対して、Ｍが５０原子％以上を占めている）となる。その含有量が３．８質量％を超えると、ＷＣ基超硬合金の靭性を低下させ、欠損発生の起点となるため、Ｍの含有量の上限を３．８質量％とした。

[0020] （４）Ｃ

Ｃは、炭化物を形成するために含有され、硬質相およびγ相に主に含まれる。Ｃの含有量は、４．５質量％以上７．５質量％以下であれば、過不足ない炭化物が硬質相およびγ相に形成される。

[0021] （５）Ｗ

Ｗは硬質相の主成分である。すなわち、硬質相に含まれる全ての成分に対してＷが５０原子％以上占めている。Ｗは硬質相内に炭化物（ＷＣがほとんどであるが、化学量論的組成に限定されないＷ炭化物を含む）として主に存在する。

[0022] （６）不可避不純物

原材料には意図しない不純物が含まれていることあり、また、製造工程において意図しない不純物が混入する可能性がある。これらの不純物を不可避不純物という。不可避不純物の含有量は、ＷＣ基超硬合金全体を１００質量％としたとき、内数で０．３質量％以下であることが好ましい。

[0023] ２．組織

ＷＣ基超硬合金は、結合相、硬質相およびγ相を有している。すなわち、

意図せず、遊離炭素相、η相等が生じることがある。しかし、以下の説明では、結合相、硬質相およびγ相のみが存在すると仮定して説明をする。なお、特許請求の範囲および明細書において、結合相、硬質相およびγ相の各相を構成するものを結晶粒子、その大きさを結晶粒径と表現する。ここで、結晶粒径は円相当径をいう。

[0024] （１）結合相

結合相は、Ｃｏが主成分であり、硬質相の成分であるWやC、γ相に含まれるM、Ｃｒおよび不可避不純物を含み得る結晶粒子から構成される。これらのＣｏ以外の成分が結合相を構成する結晶粒子中に存在するときは、固溶した状態と考えられる。この結晶粒子はｆｃｃ構造およびｈｃｐ構造を有する。結合相を構成する前記結晶粒子の鑑別方法は後述する。

[0025] （２）硬質相

硬質相は、W炭化物が主成分であり、結合相の成分、γ相の成分、Ｃｒおよび不可避不純物を含み得る結晶粒子から構成される。この結晶粒子はｈｃｐ構造を有する。硬質相を構成する前記結晶粒子の鑑別方法は後述する。

[0026] 硬質相において、硬質相を構成する結晶粒子の積算粒子数５０％粒径Ｃ５０（μｍ）に対する積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）、すなわち、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０以上６．５０以下であることが好ましい。その理由は、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０未満であると、硬質相を構成する微粒の結晶粒子が不足して耐塑性変形性が低下し、一方、６．５０を超えると硬質相を構成する粗粒の結晶粒子と微粒の結晶粒子との粒度差（粒径の差）が拡大し、硬質相を構成する結晶粒子が大きくなりすぎてWC基超硬合金の耐塑性変形性が低下するためである。Ｃ９９／Ｃ５０は５．３０以上６．３０以下がより好ましい。

また、Ｃ５０の値は０．６８μｍ以下が好ましく、０．６０μｍ以下がより好ましい。ここで、積算粒子数５０％粒径Ｃ５０（μｍ）の下限値は、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０以上６．５０以下であれば制約がない。しかし、後述する製造方法の一例に従って製造したときは、０．３８μｍ程度が下限値

となる。すなわち、積算粒子数５０％粒径Ｃ５０（μｍ）は０．３８～０．６８が好ましく、０．３８～０．６０がより好ましい。

[0027] また、積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）は３．３０μｍ以下であることが好ましい。３．３０μｍを超えると、ＷＣ基超硬合金の耐塑性変形性が低下する。積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）は、３．２０μｍ以下がより好ましい。ここで、積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）の下限値は、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０以上６．５０以下であれば制約はない。しかし、積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）の下限値は、後述する製造方法の一例に従って製造したときは、２．５０μｍ程度が下限値となる。すなわち、積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）は２．５０～３．３０が好ましく、２．５０～３．２０がより好ましい。

[0028] 硬質相を構成する結晶粒子は、結合相、γ相および他の硬質相を構成する結晶粒子と接している。ここで、硬質相を構成する結晶粒子の全界面長に占める結合相を構成する結晶粒子に接する界面長の割合（Ｌ）が３５％以上であることが好ましい。この割合が３５％未満であると、硬質相を構成する結晶粒子同士の接触が増えて応力集中が生じやすくなってＷＣ基超硬合金の耐チッピング性が低下する。Ｌは４０％以上がより好ましい。ここで、Ｌの上限値は、特段の制約はないが、後述する製造方法の一例に従って製造したときは、５５％程度が上限値になる。

すなわち、Ｌは３５～５５％が好ましく、４０～５５％がより一層好ましい。

[0029] なお、硬質相を構成する結晶粒子の相界面長に占める結合相を構成する結晶粒子に接する界面長の割合が３５％以上であれば、硬質相を構成する結晶粒子がγ相を構成する結晶粒子や製造過程において意図せずに生じる相（遊離炭素相、η相など）を構成する結晶粒子とそれぞれ接する割合は制約がない。

[0030] （３）γ相

γ相は、Ｍの炭化物（化学量論的組成に限定されない）が主成分であり、

結合相の成分、硬質相の成分、Ｃｒおよび不可避不純物が含まれていてもよい。γ相はｆｃｃ構造を有する結晶粒子から構成される。γ相を構成する結晶粒子の鑑別方法は後述する。

[0031] ３．ロックウェル硬さ

ＷＣ基超硬合金は、ロックウェル硬さ（ＨＲＡ）が８８．８以上９０．４以下であることがより好ましい。この範囲のロックウェル硬さを満足すると、より確実に耐塑性変形性および耐チッピング性が向上する。

なお、ロックウェル硬さ（ＨＲＡ）は、ＩＳＯ　３７３８－１：１９８２およびＩＳＯ　３７３８－２：１９８８に従って測定する。

[0032] ４．結合相、硬質相、およびγ相、ならびにそれらを構成する結晶粒子の鑑別方法と積算粒子数の粒径の測定

以下のようにして、結合相、硬質相、およびγ相、ならびにそれらを構成する結晶粒子の鑑別を行って、積算粒子数の粒径を測定する。

[0033] （１）超硬合金の任意の表面または断面をＥＢＳＤ測定に支障とならないよう微細な凹凸を削って平滑になるように加工する。各相を構成する結晶粒子の粒径を測定するにあたり、その加工面に１視野が、例えば、９０μｍ（縦）×１２０μｍ（横）の大きさの視野を複数（例えば、２視野）設定する。この複数の視野毎にエネルギー分散型Ｘ線分光器（ＥＤＳ）と後方散乱電子回折装置（ＥＢＳＤ測定装置（例えば、ＡＭＥＴＥＫ社製ＯＩＭ　Ｄａｔａ　Ｃｏｌｌｅｃｔｉｏｎ））を搭載したフィールドエミッション走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）で加速電圧１５ｋＶにて測定点間隔を０．１μｍとして観察し、ＥＢＳＤパターンの取込みとＥＤＳデータの同時取込みを行う。

[0034] 表面または断面の加工は、例えば、集束イオンビーム装置（ＦＩＢ装置）等を用いる。

[0035] （２）続いて、ＥＢＳＤ測定結果の解析用ソフトウェア、例えば、ＥＤＡＸ／ＴＳＬ社製ＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｉｓ　ｖｅｒ．７．３．１にて測定データを読み込み、各結晶粒子について、各元素に対応する結晶粒子内部の各測定点から得られたＥＤＳカウント値を平均し、各結晶粒子の各元素ＥＤＳ測定

値とし、得られた測定値から各結晶粒の組成を導出する。

[0036] （３）前記した結晶粒子の定義に従って、各結晶粒子がどの相に含まれているかを同定する。すなわち、ＥＢＳＤパターンからｈｃｐ構造を有すると同定され、かつ、W炭化物が５０原子％以上を占める結晶粒子の集合を硬質相とする。結合相はｈｃｐ結晶構造またはｆｃｃ結晶構造を有する結晶粒子の集合体として同定されるが、γ相もｆｃｃ結晶構造を有する結晶粒子の集合体として同定されるため、ＥＢＳＤの測定結果のみでは両者の鑑別ができない。そこで、ＥＤＳの測定により得られたＭ（Ｖ、Ｔｉ、Ｎｂ、ＴａまたはＺｒ）のＥＤＳカウント値を有する結晶粒子の集合体をγ相とし、残りのｆｃｃ結晶構造を有する結晶粒子の集合体として同定された結晶粒子の集合体を結合相とする。

[0037] （４）隣接する測定点が同一の相と判断される場合、互いの測定点から得られた方位の差が５度以上であったときに、それら測定点２点の間の境界（中間点）を結晶粒子の界面とする。

[0038] （５）前記（３）において硬質相、γ相、結合相を構成する結晶粒子と同定された各結晶粒子について、改めてＥＤＳ測定を行い、硬質相を構成する結晶粒子と同定された結晶粒子はW炭化物が５０原子％以上を占めていること、γ相を構成する結晶粒子と同定された結晶粒子はＭの炭化物が５０原子％以上を占めていること、結合相を構成する結晶粒子と同定された結晶粒子はＣｏが５０原子％以上を占めていることを確認する。

[0039] （６）前記（５）の結果を基に、硬質相を構成する結晶粒子の粒径に対し、横軸に粒径をとり、縦軸に横軸の各粒径に対応する硬質相を構成する結晶粒子の積算個数割合（（各粒径までの硬質相を構成する結晶粒子の数の積算数）／（硬質相を構成する結晶粒子の全数）×１００）を表すグラフを作成する。

そして、積算個数割合が５０％となった積算粒子数５０％粒径Ｃ５０（μｍ）と、９９％となった積算粒子数９９％粒径Ｃ９９（μｍ）を各観察視野で求め、その結果を算術平均してＣ９９／Ｃ５０を算出する。

[0040] ５．結合相、硬質相、およびγ相、ならびにそれらを構成する結晶粒子の鑑別方法と界面長の測定、および界面長比率の算出

以下のようにして、結合相、硬質相、およびγ相、ならびにそれらを構成する結晶粒子の鑑別を行って、各相を構成する結晶粒子の界面長を測定する。

[0041] （１）超硬合金の任意の表面または断面をＥＢＳＤ測定に支障とならないよう微細な凹凸を削って平滑になるように加工する。各相を構成する結晶粒子の粒径を測定するにあたり、その加工面に１視野が、例えば、３７μｍ（縦）×４７μｍ（横）の大きさの視野を複数（例えば、４または５視野）設定する。この複数の視野毎にエネルギー分散型Ｘ線分光器（ＥＤＳ）と後方散乱電子回折装置（ＥＢＳＤ測定装置（例えば、ＡＭＥＴＥＫ社製ＯＩＭ　Ｄａｔａ　Ｃｏｌｌｅｃｔｉｏｎ））を搭載したフィールドエミッション走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）で加速電圧１５ｋＶにて測定点間隔を０．１μｍとして観察し、ＥＢＳＤパターンの取込みとＥＤＳデータの同時取込みを行う。

[0042] （２）続いて、ＥＢＳＤ測定結果の解析用ソフトウェア、例えば、ＥＤＡＸ／ＴＳＬ社製ＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｉｓ　ｖｅｒ．７．３．１にて測定データを読み込み、各結晶粒子について、各元素に対応する結晶粒子内部の各測定点から得られたＥＤＳカウント値を平均し、各結晶粒子の各元素ＥＤＳ測定値とし、得られた測定値から各結晶粒の組成を導出する。

[0043] （３）前記した結晶粒子の定義に従って、各結晶粒子がどの相に含まれているかを同定する。すなわち、ＥＢＳＤパターンからｈｃｐ構造を有すると同定され、かつ、W炭化物が５０原子％以上を占める結晶粒子の集合を硬質相とする。結合相はｈｃｐ結晶構造またはｆｃｃ結晶構造を有する結晶粒子の集合体として同定されるが、γ相もｆｃｃ結晶構造を有する結晶粒子の集合体として同定されるため、ＥＢＳＤの測定結果のみでは両者の鑑別ができない。そこで、ＥＤＳの測定により得られたＭ（Ｖ、Ｔｉ、Ｎｂ、ＴａまたはＺｒ）のＥＤＳカウント値を有する結晶粒子の集合体をγ相とし、残りのｆ

ｃｃ結晶構造を有する結晶粒子の集合体として同定された結晶粒子の集合体を結合相とする。

[0044] （４）隣接する測定点が同一の相と判断される場合、互いの測定点から得られた方位の差が５度以上であったときに、それら測定点２点の間の境界（中間点）を結晶粒子の界面とする。

[0045] （５）前記（３）の結果を基に、前述の複数の視野のそれぞれにおいて、硬質相を構成する結晶粒子の全界面長、硬質相を構成する結晶粒子と結合相を構成する結晶粒子とが接する界面長を求める。界面長の算出に際しては、前述のＥＢＳＤ測定結果の解析用ソフトウェア、例えば、ＥＤＡＸ／ＴＳＬ社製ＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｉｓ　ｖｅｒ．７．３．１を用いることができる。

[0046] そして、複数の測定視野毎に得られた測定値を算術平均して、硬質相を構成する結晶粒子の全界面長に占める硬質相を構成する結晶粒子と結合相を構成する結晶粒子との界面の界面長の比率を算出する。

[0047] ６．組成の測定方法

Ｗ、Ｃｏ、Ｃｒ、Ｍ（Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒ）およびＣ等の含有量は、電子線マイクロアナライザーを用いて測定する。ＷＣ基超硬合金の鏡面加工面（電子線マイクロアナライザーによる測定に支障がないように微細な凹凸を削って平滑になるように、超硬合金の任意の表面または断面を加工した面）とした試料を作成した後、電子線マイクロアナライザーに挿入して電子線を照射する。例えば、１００μｍ（縦）×１００μｍ（横）の大きさを持つ３箇所の観察視野を設定し、各観察視野から得られた特性Ｘ線から含有される成分とその量を測定し、その測定結果の算術平均値を求める。

[0048] ７．製造方法

製造方法の一例を説明する。

製造方法は、所定の原料粉末を準備した後、（１）混合工程、（２）成型工程、（３）焼結工程、（４）仕上げ工程、および任意の（５）被覆工程を順次行う。以下、順に説明する。

[0049] （１）混合工程

本実施形態に係るＷＣ基超硬合金では、微粒に粉砕加工したＷＣ粉末を添加し、ＷＣ粒子の粒成長を抑制するために焼結温度を上げず、かつＣｏを回り込ませてＷＣ粒子をよく分散させることが好ましい。

そこで、次に述べる２段階の混合を行うことが推奨される。

[0050] １）第１混合工程

第１混合工程では、微粒に粉砕加工されたＷＣ粉末を得るために、使用するＷＣ粉末の一部を前もって粉砕するための工程である。第１混合工程は、使用するＷＣ粉末の２０～５０質量％を、アトライターやボールミルなど、公知の手法を用いて混合する。アトライターを用いた混合条件については、回転数４０～９０ｍｉｎ$^{-1}$、超硬ボール量１００～３００ｋｇ、混合時間７０～２４０分時間という条件が好ましい。

より好ましい８８．８以上９０．４以下のロックウェル硬さを有するＷＣ基超硬合金を得るためには、混合時間を１２０～２４０分とする。

[0051] ２）第２混合工程

第２混合工程では、第１混合工程を経た混合粉末に、製造しようとするＷＣ基超硬合金の組成となるように残りのＷＣ粉末、結合相粉末、γ相粉末を加え、アトライターやボールミルなど、公知の方法を用いて混合する。アトライターを用いた混合条件については、回転数４０～９０ｍｉｎ$^{-1}$、超硬ボール量２００～５００ｋｇ、混合時間７０～４２０分という条件が好ましい。

より好ましい８８．８以上９０．４以下のロックウェル硬さを有するＷＣ基超硬合金を得るためには、混合時間を２４０～４２０分とする。

[0052] これら２段階の混合工程を経たＷＣ基超硬合金の原料粉末は、混合により粉砕された耐塑性変形性の向上に寄与する微粒のＷＣ粉末を多量に含む。その結果、硬質相を構成する結晶粒子について、積算粒子数５０％粒径Ｃ５０の値が小さくなり、積算粒子数５０％粒径Ｃ５０に対する積算粒子数９９％粒径Ｃ９９の値、Ｃ９９／Ｃ５０を４．８０以上６．５０以下とすることが可能である。

[0053] また、２段階の混合によりＷＣ粒子にはその表面に新生面が形成され、その周囲にはＣｏが存在しやすくなり、焼結性が向上する。そのため、後述する焼結工程の上限温度を、硬質相の成長を抑制できる比較的低温の１４３０℃としても、Ｃｏが硬質相の周囲によく回り込んで硬質相を構成する結晶粒子が分散したＷＣ基超硬合金を得ることでき、硬質相を構成する結晶粒子について、積算粒子数９９％粒径Ｃ９９を３．３０μｍ以下およびＬが３５％以上とすることが可能となる。

[0054] （２）成型工程

混合工程を経た原料粉末を所定形状の基体（例えば、ＣＮＭＧ１２０４０８形状のインサート形状）に成型する。成型は、例えば１００ＭＰａの圧力でプレス成型することができる。

[0055] （３）焼結工程

成形した原料を焼結する工程である。焼結工程は、硬質相を構成する結晶粒子が過度に粒成長しないよう、最高保持温度を１３５０～１４３０℃とし、10^{-1}Ｐａ以下の真空雰囲気化で５０～１２０分保持する。冷却速度は制約がないが、最高保持温度から１１００℃～１２００℃まで冷却速度３５℃／分で冷却することがより好ましい。冷却速度がこの速度よりも遅くなると、冷却工程においても硬質相を構成する結晶粒子の粒成長が促進され粗大化することがあるため、冷却により結晶粒子の異常粒成長による粗粒ＷＣの発生を抑制することができる。

なお、冷却速度の上限値は、出願時の装置の制約から導出されたものである。

[0056] （４）仕上げ工程

焼結工程を経た成型体に研削加工を施し、所定形状（ＩＳＯ規格１８３２：２０１７に規定するＣＮＭＧ１２０４０８形状のインサート形状が例示できるが、これに限らず、ドリル、フライス、エンドミル等の形状であってもかまわない）とする。

[0057] （５）被覆工程

公知の手段により所定の被覆層を成膜する。

本実施形態ＷＣ基超硬合金は、所定形状の基体に加工し、基体のままでも切削工具として使用可能であるが、既知の方法を用いて硬質層を被覆し、表面被覆切削工具としてもよい。

[0058] 以上の説明は、以下に付記する特徴を含む。

（付記１）

Ｃｏ：６．０～１０．０質量%、Ｃｒ：０．０８～０．９０質量%（ただし、Ｃｒ含有量（質量%）／Ｃｏ含有量（質量%）は１０%以下である）、Ｍ：０．０～３．８質量%（Ｍは、Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒのうちから１種以上）、Ｃ：４．５～７．５質量%を含み、残部はＷおよび不可避不純物であって、

結合相、硬質相およびγ相を有し、

前記結合相はＣｏを主成分とし、前記硬質相はＷの炭化物を主成分とし、前記γ相はＭの炭化物を主成分とし、

前記硬質相を構成する結晶粒子において積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）が３．３０以下であり、積算粒子数５０%粒径Ｃ５０（μｍ）に対する前記積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０以上６．５０以下であり、

前記硬質相の全相界面長に占める前記硬質相と前記結合相とが接する相界面長の割合（Ｌ）が３５%以上である

ことを特徴とするＷＣ基超硬合金。

（付記２）

ロックウェル硬さ（ＨＲＡ）が８８．８以上９０．６以下であることを特徴とする請求項１に記載のＷＣ基超硬合金。

（付記３）

前記硬質相を構成する結晶粒子において積算粒子数５０%粒径Ｃ５０（μｍ）が０．６８以下であることを特徴とする、付記１または付記２に記載のＷＣ基超硬合金。

（付記４）

前記硬質相の全相界面長に占める前記硬質相と前記結合相とが接する相界面長の割合（Ｌ）が４０％以上であることを特徴とする付記１～３のいずれかに記載のＷＣ基超硬合金。

実施例

[0059] 本発明の切削工具用超硬合金を切削工具基体として用いた場合について実施例により具体的に説明するが、本発明はこの実施例に限定されるものではない。

[0060] １．実施例の製造

（１）原料粉末

原料粉末として、

平均粒径が表１に記載のＷＣ粉末、

平均粒径が１．０μｍのＣｏ粉末、

平均粒径が１．６μｍのCr_3C_2粉末、

平均粒径が１．０μｍのＴｉＣ粉末、

平均粒径が１．９μｍのＴａＣ粉末、

平均粒径が１．１μｍのＮｂＣ粉末、

平均粒径が１．２μｍのＺｒＣ粉末、

平均粒径が１．７μｍのＶＣ粉末

を用意し、表１のＡ～ＧおよびＡ’～Ｅ’に示す配合組成で配合した。

ここで、各原料粉末の平均粒径は、フィッシャーサブシーブサイザーを用いて、空気透過法により測定したフィッシャー径である。

[0061] （２）混合工程、成型工程、焼結工程、仕上げ工程

前述のとおり、混合工程、成型工程、焼結工程、仕上げ工程を順次行った。

第１混合工程では、微粒に粉砕加工されたＷＣ粉末を得るために、表１に記載のＷＣ粉末の平均粒径に応じ、表２、３に示す割合（質量％）と混合時間によりＷＣ粉末を混合・粉砕した。第２混合工程は、第１混合工程を経た

ＷＣ粉末と第１混合工程を経ていない残りのＷＣ粉末（１００－第１混合工程のＷＣ粉末の割合（質量％））、硬質相用原料粉末、結合相用原料粉末を、表２、３に記載の混合時間で混合した。第２混合工程終了後の原料粉末をＣＮＭＧ１２０４０８形状のインサート形状に１００ＭＰａの圧力でプレス成型した。その後、表２、３に焼結工程として示す保持温度、保持温度で焼結を行い（一部の実施例は表３に示す冷却速度で冷却した）、続いて、仕上げ工程のとして研削加工を施し、所定形状のＣＮＭＧ１２０４０８形状のインサート形状とした。このインサートを前述の方法により分析した結果を表４に示す。

[0062] ２．比較例の製造

比較のために、原料粉末を表１のＡ～Ｅ、Ｇ、およびＢ’に示す配合組成で用意した。その後、混合工程、成型工程、焼結工程、仕上げ工程を順次行った。

混合工程では、表２、３に示す割合のＷＣ粉末を第１混合工程で混合した（表２において、第１混合工程が「－」と示されている比較例工程は、第１混合工程がなく第２混合工程のみであった）。混合工程終了後の原料粉末をＣＮＭＧ１２０４０８形状のインサート形状に１００ＭＰａの圧力でプレス成型した。その後、表２、３に示す保持温度、保持温度で焼結を行い（一部の比較例は表３に示す冷却速度で冷却した）、続いて、仕上げ工程のとして研削加工を施し、所定形状のＣＮＭＧ１２０４０８形状のインサート形状とした。このインサートを前述の方法により分析した結果を表５に示す。

[0063] ３．被覆層の形成

その後、化学蒸着法により、各実施例および各比較例に、インサート表面から順に平均厚さ０．２μｍのＴｉＮ／平均厚さ３．５μｍのＴｉＣＮ／平均厚さ２．５μｍのAl_2O_3／平均厚さ０．２μｍのＴｉＮからなる被覆層を形成した。

[0064]

[表1]

原料粉末種別	配合組成(質量%)								WC平均粒径(μm)
	Co	Cr_3C_2	VC	TaC	NbC	TiC	ZrC	WC	
A	9.2	0.4	—	1.4	—	—	0.1	残	2.5
B	8.4	0.6	—	—	0.9	0.4	—	残	2.5
C	7.6	0.2	0.2	—	0.7	—	—	残	2.5
D	6.9	0.4	—	0.6	—	0.1	—	残	2.5
E	9.8	0.5	—	1.2	0.8	—	—	残	2.5
F	9.3	0.3	0.3	1.1	0.7	0.6	0.1	残	2.5
G	9.0	—	—	1.3	—	—	0.1	残	2.5
A'	9.2	0.4	—	1.4	—	—	0.1	残	4.5
B'	8.4	0.6	—	—	0.9	0.4	—	残	4.5
C'	7.6	0.2	0.2	—	0.7	—	—	残	4.5
D'	6.9	0.4	—	0.6	—	0.1	—	残	4.5
E'	9.8	0.5	—	1.2	0.8	—	—	残	4.5

[0065] 表1において、「－」は当該成分を配合しなかったことを示している。

[0066]

[表2]

工程種別		原料粉末種別	第1混合工程		第2混合工程	焼結条件（本焼結）	
			WC粉末の割合（質量%）	混合時間（分）	混合時間（分）	保持温度（℃）	保持時間（分）
実施例工程	1	A	30	120	120	1380	60
	2	B	45	80	80	1410	75
	3	C	25	150	150	1410	90
	4	D	50	90	90	1430	60
	5	E	45	110	110	1350	90
	6	A	20	140	140	1400	90
	7	B	50	80	80	1410	75
	8	C	20	140	140	1410	90
	9	D	50	80	80	1380	60
	10	E	25	70	70	1380	90
比較例工程	1’	A	－	－	120	1380	60
	2’	B	－	－	80	1410	75
	3’	C	－	－	150	1410	90
	4’	D	－	－	90	1430	60
	5’	E	－	－	110	1350	90
	6’	G	35	60	60	1410	60
	7’	A	65	120	120	1380	90
	8’	B	40	80	80	1450	60

[0067] 表２において、「－」は第１混合工程を行わなかったことを示している。

[0068]

[表3]

工程種別		原料粉末種別	第1混合工程		第2混合工程	焼結条件(本焼結)		
			WC粉末の割合(質量%)	混合時間(分)	混合時間(分)	保持温度(℃)	保持時間(分)	冷却速度(℃/min)
実施例工程	11	F	35	120	120	1380	90	40
	12	A'	40	180	360	1380	60	50
	13	B'	35	150	270	1410	75	40
	14	C'	30	240	360	1410	90	45
	15	D'	25	120	240	1430	60	35
	16	E'	45	150	300	1360	90	30
比較例工程	9'	B'	10	120	240	1420	90	30

[0069]

[表4]

実施例種別	原料粉末種別	組成（質量%）										Cr含有量／Co含有量（%）	C50（μm）	C99（μm）	C99／C50	L(%)	ロックウエル硬さ（HRA）
		Co	Cr	V	Ta	Nb	Ti	Zr	C	W							
1	A	9.2	0.35	—	1.3	—	—	0.1	4.9	残		4	0.49	2.79	5.69	48.3	88.5
2	B	8.4	0.52	—	—	0.8	0.3	—	5.4	残		6	0.51	2.76	5.41	44.2	89.7
3	C	7.6	0.17	0.2	—	0.6	—	—	5.7	残		2	0.5	2.72	5.44	41.9	89.9
4	D	6.8	0.35	—	0.6	0.6	0.1	—	6.7	残		5	0.47	2.67	5.68	38.2	90.3
5	E	9.8	0.43	—	1.1	0.7	—	—	4.7	残		4	0.58	3.04	5.24	51.8	88.9
6	A	9.2	0.35	—	1.3	—	—	0.1	4.8	残		4	0.58	2.82	4.86	47.8	89.4
7	B	8.4	0.52	—	—	0.8	0.3	—	5.5	残		6	0.54	2.73	5.06	42.9	89.8
8	C	7.6	0.17	0.2	—	0.6	—	—	5.7	残		2	0.52	2.74	5.27	43.8	89.8
9	D	6.8	0.35	—	0.6	0.6	0.1	—	6.6	残		5	0.47	2.62	5.57	35.9	90.9
10	E	9.8	0.43	—	1.1	0.7	—	—	4.8	残		4	0.58	3.16	5.45	51.6	88.5
11	G	9.3	0.29	0.2	1.0	0.7	0.5	0.1	5.6	残		3	0.54	3.21	5.94	52.4	89.6
12	A'	9.2	0.35	—	1.3	—	—	0.1	4.9	残		4	0.5	2.96	5.92	49.4	89.5
13	B'	8.4	0.52	—	—	0.8	0.3	—	5.4	残		6	0.48	3.08	6.42	48.6	89.7
14	C'	7.6	0.17	0.2	—	0.6	—	—	5.7	残		2	0.47	2.82	6.00	44.2	90.1
15	D'	6.8	0.35	—	0.6	0.6	0.1	—	6.7	残		5	0.51	3.14	6.16	42.1	90.4
16	E'	9.8	0.43	—	1.1	0.7	—	—	4.7	残		4	0.53	3.02	5.70	49.8	89.3

[0070]

[表5]

比較例種別	原料粉末種別	組成（質量%）									Cr含有量／Co含有量（%）	C50（μm）	C99（μm）	C99／C50	L(%)	ロックウェル硬さ（HRA）
		Co	Cr	V	Ta	Nb	Ti	Zr	C	W						
1’	A	9.2	0.35	—	1.3	—	—	0.1	5.6	残	4	0.84	3.21	3.82	39.2	88.9
2’	B	8.4	0.52	—	—	0.8	0.3	—	5.8	残	6	0.73	3.08	4.22	38.1	89.3
3’	C	7.6	0.17	0.2	—	0.6	—	—	5.7	残	2	0.69	2.92	4.23	34.6	89.7
4’	D	6.8	0.35	—	0.6	0.6	0.1	—	5.8	残	5	0.62	2.62	4.23	31.8	90.2
5’	E	9.8	0.43	—	1.1	0.7	—	—	5.6	残	4	0.86	2.93	3.41	37.2	88.7
6’	G	9.1	—	—	1.2	0.5	—	0.1	5.6	残	0	0.53	2.62	4.94	30.2	89.5
7’	A	9.2	0.35	—	1.3	—	—	0.1	5.6	残	4	0.47	2.38	5.06	32.9	90.7
8’	B	8.4	0.52	—	—	0.8	0.3	—	5.8	残	6	0.59	2.79	4.73	37.1	88.9
9’	B’	8.4	0.50	—	—	0.8	0.4	—	5.9	残	6	0.64	3.48	5.44	42.5	88.7

[0071] 表４および表５において、「－」は当該成分を含有していなかったことを

示す。また、いずれの実施例、比較例も不可避不純物の含有量は、ＷＣ基超硬合金全体を１００質量％としたとき、内数で０．３質量％以下であったことを確認している。

[0072] 続いて、実施例１～１６と比較例１’～９’に対して、以下の切削条件１～４の切削試験をいずれも１５分間にわたって行った。切削試験開始後１分おきに、チッピングの有無と塑性変形起因の剥離の有無を目視で観察し、逃げ面摩耗幅を測定した。逃げ面摩耗幅が０．２ｍｍを超えたときは、０．２ｍｍを超えた試験開始からの経過時間（測定時間）の逃げ面摩耗幅とその一つ前の測定時間の逃げ面摩耗幅とを直線近似して０．２ｍｍの逃げ面摩耗幅を与える試験開始からの経過時間（使用寿命に至った時間）を求めた。その結果を、それぞれ、表６～９に示す。

[0073] 切削条件１（高速高送り切削加工）

被削材：ＳＵＳ３０４　外径１００ｍｍの丸棒

切削速度：１５０ｍ／秒

切込み：１．５ｍｍ

１回転あたり送り：０．３ｍｍ

湿式切削

[0074] 切削条件２

被削材：ＳＵＳ３１６　外径１００ｍｍの丸棒

切削速度：１５０ｍ／秒

切込み：２．０ｍｍ

１回転あたり送り：０．２ｍｍ

湿式切削

[0075] 切削条件３

被削材：ＳＵＳ６３０　外径１００ｍｍの丸棒

切削速度：１２０ｍ／秒

切込み：２．０ｍｍ

１回転あたり送り：０．１５ｍｍ

湿式切削

[0076] 切削条件４（断続切削加工）

被削材：ＳＵＳ３０４　外径８０ｍｍの正六角柱形状角材

切削速度：１００ｍ／秒

切込み：２．０ｍｍ

１回転あたり送り：０．３ｍｍ

[0077] [表6]

種別		切削条件1			種別		切削条件1		
		逃げ面摩耗幅(mm)	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無			使用寿命に至った時間(min)	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無
実施例	1	0.10	無	無	比較例	1'	9.8	無	有
	2	0.11	無	無		2'	10.8	無	有
	3	0.10	無	無		3'	12.2	無	有
	4	0.12	無	無		4'	7.4	有	有
	5	0.17	無	無		5'	8.3	無	有
	6	0.14	無	無		6'	13.4	有	無
	7	0.13	無	無		7'	11.4	有	無
	8	0.09	無	無		8'	9.3	有	有
	9	0.13	無	無		9'	8.9	無	有
	10	0.18	無	無					
	11	0.15	無	無					
	12	0.09	無	無					
	13	0.07	無	無					
	14	0.08	無	無					
	15	0.07	無	無					
	16	0.10	無	無					

[0078]

[表7]

種別		切削条件2			種別		切削条件2		
		逃げ面摩耗幅（mm）	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無			使用寿命に至った時間（min）	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無
実施例	1	0.10	無	無	比較例	1'	10.0	無	有
	2	0.09	無	無		2'	10.8	無	有
	3	0.09	無	無		3'	10.5	有	有
	4	0.12	無	無		4'	8.6	有	有
	5	0.16	無	無		5'	9.4	無	有
	6	0.13	無	無		6'	14.1	有	無
	7	0.12	無	無		7'	12.6	有	無
	8	0.10	無	無		8'	10.2	有	有
	9	0.14	無	無		9'	9.3	無	有
	10	0.17	無	無					
	11	0.14	無	無					
	12	0.08	無	無					
	13	0.07	無	無					
	14	0.08	無	無					
	15	0.10	無	無					
	16	0.11	無	無					

[0079] [表8]

種別		切削条件3			種別		切削条件3		
		逃げ面摩耗幅（mm）	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無			使用寿命に至った時間（min）	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無
実施例	1	0.14	無	無	比較例	1'	11.3	無	有
	2	0.12	無	無		2'	10.6	無	有
	3	0.11	無	無		3'	9.6	有	有
	4	0.16	無	無		4'	6.5	有	有
	5	0.14	無	無		5'	10.3	無	有
	6	0.09	無	無		6'	11.2	有	無
	7	0.12	無	無		7'	6.4	有	無
	8	0.10	無	無		8'	8.5	有	有
	9	0.09	無	無		9'	5.6	無	有
	10	0.18	無	無					
	11	0.13	無	無					
	11	0.16	無	無					
	12	0.11	無	無					
	13	0.10	無	無					
	14	0.06	無	無					
	15	0.09	無	無					
	16	0.12	無	無					

[0080] [表9]

種別		切削条件4			種別		切削条件4		
		逃げ面摩耗幅（mm）	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無			使用寿命に至った時間（min）	チッピングの有無	塑性変形起因の剥離有無
実施例	1	0.16	無	無	比較例	1’	14.1	無	有
	2	0.15	無	無		2’	9.4	有	無
	3	0.16	無	無		3’	8.6	有	無
	4	0.18	無	無		4’	8.4	有	無
	5	0.12	無	無		5’	13.5	無	有
	6	0.16	無	無		6’	11.2	無	有
	7	0.17	無	無		7’	7.6	有	無
	8	0.15	無	無		8’	12.5	無	有
	9	0.19	無	無		9’	12.8	無	有
	10	0.11	無	無					
	11	0.14	無	無					
	11	0.13	無	無					
	12	0.10	無	無					
	13	0.15	無	無					
	14	0.17	無	無					
	15	0.18	無	無					
	16	0.12	無	無					

[0081] 表６～９から明らかなように、実施例は、いずれも、逃げ面摩耗量が少なく、チッピングおよび塑性変形起因の剥離もなく、断続切削加工や高速高送り加工であっても優れた切削性能を示した。これに対して、比較例は、いずれも、切削試験時間（１５分）の終了前にチッピングまたは塑性変形起因の剥離の少なくとも一方が発生し、逃げ面摩耗幅が０．２ｍｍに至り使用寿命となった。

[0082] 前記開示した実施の形態は全ての点で例示にすぎず、制限的なものではない。本発明の範囲は前記した実施の形態ではなく請求の範囲によって示され、請求の範囲と均等の意味、および範囲内での全ての変更が含まれることが意図される。

請求の範囲

[請求項1] Ｃｏ：６．０～１０．０質量%、Ｃｒ：０．０８～０．９０質量%（ただし、Ｃｒ含有量（質量%）／Ｃｏ含有量（質量%）は１０%以下である）、Ｍ：０．０～３．８質量%（Mは、Ｖ、Ｔａ、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｚｒのうちから１種以上）、Ｃ：４．５～７．５質量%を含み、残部はWおよび不可避不純物であって、

結合相、硬質相およびγ相を有し、

前記結合相はＣｏを主成分とし、前記硬質相はWの炭化物を主成分とし、前記γ相はMの炭化物を主成分とし、

前記硬質相を構成する結晶粒子において積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）が３．３０以下であり、積算粒子数５０%粒径Ｃ５０（μｍ）に対する前記積算粒子数９９%粒径Ｃ９９（μｍ）、Ｃ９９／Ｃ５０が４．８０以上６．５０以下であり、

前記硬質相の全相界面長に占める前記硬質相と前記結合相とが接する相界面長の割合（Ｌ）が３５%以上である

ことを特徴とするＷＣ基超硬合金。

[請求項2] ロックウェル硬さ（ＨＲＡ）が８８．８以上９０．６以下であることを特徴とする請求項１に記載のＷＣ基超硬合金。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/037901

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 29/08(2006.01)i; ***C22C 1/051***(2023.01)i; ***C22C 27/04***(2006.01)i
FI: C22C29/08; C22C1/051 H; C22C27/04 101

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)

C22C29/08; C22C1/051; C22C27/04

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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	WO 2019/123764 A1 (SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES, LTD.) 27 June 2019 (2019-06-27)	1-2
A	JP 2016-041853 A (SUMITOMO ELEC HARDMETAL CORP.) 31 March 2016 (2016-03-31)	1-2
A	JP 2011-006735 A (KYOCERA CORPORATION) 13 January 2011 (2011-01-13)	1-2
A	JP 42-011887 B1 (SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES, LTD.) 06 July 1967 (1967-07-06)	1-2
A	KR 2431093 B1 (CHANGWON UNIVERSITY INDUSTRY-ACADEMIC COOPERATION GROUP) 10 August 2022 (2022-08-10)	1-2

☐ 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
"D" document cited by the applicant in the international application
"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	Date of mailing of the international search report
16 December 2024	**24 December 2024**

Name and mailing address of the ISA/JP	Authorized officer
Japan Patent Office (ISA/JP) **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/037901

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2019/123764 A1	27 June 2019	(Family: none)	
JP 2016-041853 A	31 March 2016	(Family: none)	
JP 2011-006735 A	13 January 2011	(Family: none)	
JP 42-011887 B1	06 July 1967	(Family: none)	
KR 2431093 B1	10 August 2022	(Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/037901

A.　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C 29/08(2006.01)i; C22C 1/051(2023.01)i; C22C 27/04(2006.01)i
FI: C22C29/08; C22C1/051 H; C22C27/04 101

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））

C22C29/08; C22C1/051; C22C27/04

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	１９７１－２０２４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２４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	WO 2019/123764 A1 (住友電気工業株式会社) 27.06.2019 (2019-06-27)	1-2
A	JP 2016-041853 A (住友電工ハードメタル株式会社) 31.03.2016 (2016-03-31)	1-2
A	JP 2011-006735 A (京セラ株式会社) 13.01.2011 (2011-01-13)	1-2
A	JP 42-011887 B1 (住友電気工業株式会社) 06.07.1967 (1967-07-06)	1-2
A	KR 2431093 B1 (CHANGWON UNIVERSITY INDUSTRY-ACADEMIC COOPERATION GROUP) 10.08.2022 (2022-08-10)	1-2

☐ 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
“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
“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抵触するものではなく、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
16.12.2024	24.12.2024

名称及びあて先

日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）

河野　一夫 4K 9833

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/037901

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2019/123764 A1	27.06.2019	（ファミリーなし）	
JP 2016-041853 A	31.03.2016	（ファミリーなし）	
JP 2011-006735 A	13.01.2011	（ファミリーなし）	
JP 42-011887 B1	06.07.1967	（ファミリーなし）	
KR 2431093 B1	10.08.2022	（ファミリーなし）	