

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2020-132971

(P2020-132971A)

(43) 公開日 令和2年8月31日(2020.8.31)

(51) Int.Cl.		F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C	29/08	(2006.01)	C 2 2 C 29/08
B 2 3 B	27/14	(2006.01)	B 2 3 B 27/14
C 2 2 C	1/05	(2006.01)	B 2 3 B 27/14
			C 2 2 C 1/05

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願2019-30097 (P2019-30097)
 (22) 出願日 平成31年2月22日 (2019.2.22)

(71) 出願人 000006264
 三菱マテリアル株式会社
 東京都千代田区丸の内三丁目2番3号
 (74) 代理人 100139240
 弁理士 影山 秀一
 (74) 代理人 100113826
 弁理士 倉地 保幸
 (74) 代理人 100204526
 弁理士 山田 靖
 (74) 代理人 100208568
 弁理士 木村 孔一
 (72) 発明者 市川 龍
 茨城県那珂市向山1002-14 三菱マ
 テリアル株式会社 中央研究所内

最終頁に続く

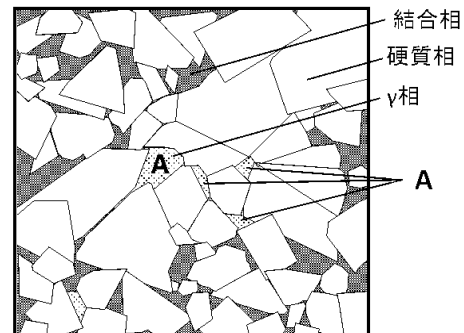
(54) 【発明の名称】 超硬合金および切削工具

(57) 【要約】

【課題】切削工具の工具基体として用いた場合、優れた耐塑性変形性を有し鋼の高エネルギー加工においても長期の使用にわたり優れた切削性能を発揮する超硬合金と、その切削工具を提供。

【解決手段】WCを主体とする硬質相、Co、Ni、Feの少なくとも1種を4.0~15.0質量%含む結合相、および、MC(Mは、Ta、Nb、Ti、Zr、Hf、Vの少なくとも1種)を主体とする相を有する超硬合金であって、0.0~0.8質量%のCr₃C₂を含有し、硬質相の平均粒径は、0.2~4.0μmで、相の含有量は、0.5~12.0質量%であり、相の平均粒径は、硬質相の平均粒径の0.2~1.0倍であって、0.2~4.0μmであり、相のうち、その周囲が硬質相と接し、かつ、結合相には接していないものの個数割合が30%以上であることを特徴とする超硬合金と該超硬合金を用いた切削工具。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

WCを主体とする硬質相、
 Co、Ni、Feの少なくとも1種を4.0～15.0質量%含む結合相、および、MC
 (Mは、Ta、Nb、Ti、Zr、Hf、Vの少なくとも1種)を主体とする相を有する超硬合金であって、
 さらに、0.0～0.8質量%のCr₃C₂を含有し、
 前記硬質相の平均粒径は、0.2～4.0μmで、
 前記相の含有量は、0.5～12.0質量%であり、
 前記相の平均粒径は、前記硬質相の平均粒径の0.2～1.0倍であって、0.2～4.0μmであり、
 前記相のうち、その周囲が前記硬質相と接し、かつ、前記結合相には接していないものの個数割合が30%以上である、
 ことを特徴とする超硬合金。 10

【請求項 2】

前記Mは、Wをさらに含むことを特徴とする請求項1に記載の超硬合金。

【請求項 3】

請求項1または2に記載の超硬合金の表面に硬質皮膜を有することを特徴する切削工具。

【発明の詳細な説明】 20

【技術分野】

【0001】

本発明は、優れた耐塑性変形性を有する超硬合金および該超硬合金を工具基体として用いた切削工具に関するものである。

【背景技術】

【0002】

従来、炭化タングステン(WC)を主成分とする硬質相と結合相とを有する超硬合金が切削工具の工具基体として用いられている。この工具基体には、強度、靱性、硬さ、耐塑性変形性、耐摩耗性が求められている。

【0003】 30

例えば、特許文献1には、WCと、Co、NiまたはFeに基づく結合材相と、相(立方晶系炭化物相でTiC、NbC、TaC、ZrC、HfC及びVCのうち少なくとも1種類と、実質的な量の溶存WCとの固溶体)とを含み、前記相が1μm未満の平均粒度を有することを特徴とする、焼結炭化物(焼結合金)が記載されている。

【0004】

また、例えば、特許文献2には、WC平均粒子径は0.3～2.0μmであり、結合相形成成分として9.0～14.0質量%のCoと、Coに対する質量比で1.0～8.0%のTaと、Coに対する質量比で3.0～10.0%のCrを含有し、WC粒子をCoにより結合したWC基超硬合金であって、前記WC基超硬合金内に、TaとWとCo及びCrを含む複炭化物相(TaxWyCrxCo)Cを有し、前記複炭化物相の金属成分の組成は、原子%で、 $x + y + z + \dots = 100$ 、 $80 \leq x \leq 85$ 、 $10 \leq y \leq 15$ 、 $z \leq 5$ 、 $1 \leq \dots \leq 5$ 、であり、平均粒子径が500nm以下の前記複炭化物相からなる凝集体の最長径が1μm以下であり、前記凝集体が前記結合相と隣接して存在することを特徴とするWC基超硬合金が記載されている。 40

【0005】

さらに、例えば、特許文献3には、硬質相は、炭化タングステンを主成分とする第一硬質相と、タングステンを含む複数種の金属元素と、炭素、窒素、酸素及び硼素から選択される一種以上の元素と、を含む化合物を主成分とする第二硬質相とを備え、第二硬質相は、当該超硬合金の任意の表面又は断面から求めた面積基準の粒度分布における累積10%の粒径をD10、累積90%の粒径をD90としたとき、 $D10 / D90 < 0.4$ を満たす 50

し、最近接する二つの前記第二硬質相の重心間距離の分散を σ^2 としたとき、 $\sigma^2 < 5$. 0 を満たし、前記第一硬質相の平均粒径を D_w 、前記第二硬質相の平均粒径を D_M としたとき、 D_w は、 $0.8 \mu\text{m}$ 以上 $4.0 \mu\text{m}$ 以下であり、 $D_M / D_w < 1.0$ を満たす超硬合金が記載されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特開2005-126824号公報

【特許文献2】特開2017-24165号公報

【特許文献3】国際特許公開2017/191744号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

前記特許文献1に記載された超硬合金は、高温硬さおよび耐摩耗性を有しており、また、前記特許文献2に記載された超硬合金は、複合炭化物相が結合相と隣接して存在することにより耐チップング性と高温硬さを有しており、さらに、前記特許文献3に記載された超硬合金は、耐欠損性を有している。しかし、前記特許文献1～3に記載された超硬合金のいずれもが、耐塑性変形性が十分ではなく、切削工具の工具基体として鋼の高能率加工（高速加工、高送り加工、または、高切込み加工）に用いた場合に、変形により短時間に工具寿命に至ってしまう。

【0008】

そこで、本発明は、超硬合金が優れた耐塑性変形性を有し、切削工具の工具基体として用いた場合、特に、鋼の高能率加工においても、長期の使用にわたり、優れた切削性能を発揮する超硬合金、および、該超硬合金を工具基体として用いた切削工具を提供することを目的とする。

【0009】

本発明者は、超硬合金に優れた耐塑性変形性を付与するために鋭意検討を重ねたところ、炭化物相である WC 相が超硬合金に特定の分布で存在するとき、優れた耐塑性変形性を有することを知見した。

【0010】

本発明はこの知見に基づくものであって、以下のとおりのものである。

「(1) WC を主体とする硬質相、

Co 、 Ni 、 Fe の少なくとも1種を $4.0 \sim 15.0$ 質量% 含む結合相、および、 MC (M は、 Ta 、 Nb 、 Ti 、 Zr 、 Hf 、 V の少なくとも1種) を主体とする MC 相を有する超硬合金であって、

さらに、 $0.0 \sim 0.8$ 質量% の Cr_3C_2 を含有し、

前記硬質相の平均粒径は、 $0.2 \sim 4.0 \mu\text{m}$ で、

前記 MC 相の含有量は、 $0.5 \sim 12.0$ 質量% であり、

前記 MC 相の平均粒径は、前記硬質相の平均粒径の $0.2 \sim 1.0$ 倍であって、 $0.2 \sim 4.0 \mu\text{m}$ であり、

前記 MC 相のうち、その周囲が前記硬質相と接し、かつ、前記結合相には接していないものの個数割合が 30% 以上である、

ことを特徴とする超硬合金。

(2) 前記 M は、 W をさらに含むことを特徴とする前記(1)に記載の超硬合金。

(3) 前記(1)または(2)に記載の超硬合金の表面に硬質皮膜を有することを特徴する切削工具。」

【発明の効果】

【0011】

本発明の超硬合金は、耐塑性変形性に優れ、また、切削工具の工具基体として用いた場合、特に、鋼の高能率加工において、長期の切削寿命を有するという顕著な効果を奏する

10

20

30

40

50

。

【図面の簡単な説明】

【0012】

【図1】本発明の超硬合金の組織の模式図である。

【図2】切れ刃の逃げ面塑性変形量の一例を示す模式図である。なお、上図（すくい面）は平面図、下図（逃げ面）は側面図である。

【発明を実施するための形態】

【0013】

以下、本発明の超硬合金および切削工具について、より詳細に説明する。なお、本明細書、特許請求の範囲において、数値範囲を「～」を用いて表現する場合、その範囲は上限および下限の数値を含むものとする。

10

【0014】

硬質相：

硬質相はWCを主体とする。硬質相には、製造過程で不可避免的に混入する不可避不純物を含まれていてもよい。

また、硬質相の平均粒径は、 $0.2 \sim 4.0 \mu\text{m}$ が好ましい。その理由は、 $0.2 \mu\text{m}$ 未満であると、硬質相同士の滑りが生じて耐塑性変形性や耐欠損性が十分ではなく、一方、 $4.0 \mu\text{m}$ を超えると、十分な耐摩耗性が得られないためである。硬質相の平均粒径は、 $0.4 \sim 3.6 \mu\text{m}$ がより好ましい。

【0015】

20

硬質相の平均粒径を前記範囲とするために、粒成長を抑制すべく、Crを含有させることが好ましい。Crを含有させるときは、超硬合金全体に対して、 Cr_3C_2 で換算して0.8質量%以下含有させることが好ましい。すなわち、Crの含有割合は、 Cr_3C_2 として0.0～0.8質量%が好ましい。

【0016】

硬質相の平均粒径は、超硬合金の任意の表面または断面を鏡面加工し、その加工面を後方散乱電子回折（EBSD）で観察し、画像解析によって、少なくとも300個の各硬質相の面積を求め、その面積に等しい円の直径を算出して平均したものである。なお、鏡面加工は、例えば、集束イオンビーム装置（FIB装置）、クロスセクションポリッシャー装置（CP装置）等を用いる。

30

【0017】

結合相：

結合相は、Co、Ni、Feの鉄族元素の少なくとも1種以上（すなわち、Co、Ni、Feのいずれかが一つであってもよいし、複数を組み合わせてもよい）を、超硬合金全体に対して4.0～15.0質量%含むことが好ましい。結合相中には、硬質相の成分であるWやC、その他の不可避不純物が含まれていてもよい。さらに、結合相は、Cr、Ta、Nb、Ti、Zr、Hf、Vの少なくとも1種を含んでいてもよい。これら元素が結合相中に存在するときは、結合相に固溶した状態であると推定される。

【0018】

40

結合相のCo、Ni、Feの鉄族元素が超硬合金全体の4.0～15.0質量%であることが好ましい理由は、4.0質量%未満では、超硬合金製造時の焼結性がよくなく、また結合相によって硬質相が強固に結合されず、強度不足や欠損が生じやすく、一方、15.0質量%を超えると、硬質相が少なくなって超硬合金の強度が不足し、耐摩耗性が低下してしまうためである。結合相のCo、Ni、Feの鉄族元素は、超硬合金全体の5.0～12.0質量%であることがより好ましい。

なお、結合相のCo、Ni、Feの鉄族元素の質量%は、超硬合金の任意の表面または断面を前述の装置を用いて鏡面加工し、その加工面を蛍光X線回折測定することにより求める。

【0019】

相：

50

相は、MC (Mは、Ta、Nb、Ti、Zr、Hf、Vの少なくとも1種)で表される炭化物を主体とする。この炭化物は、化学量論的な原子比で結合した炭化物に限定されず、MとCが結合した複合炭化物を含む炭化物すべてをいう。また、MとしてWをさらに含んでもよい。

【0020】

相の含有量は、超硬合金全体の0.5~12.0質量%が好ましい。その理由は、0.5%未満であると耐食性や耐クレーター摩耗性が十分でなく、一方、12.0質量%を超えると、耐摩耗性が不十分になるためである。相の含有量は、超硬合金全体の1.0~10.0質量%であることがより好ましい。

【0021】

相の平均粒径は、硬質相の平均粒径の0.2~1.0倍であって、0.2~4.0 μmであることが好ましい。その理由は、この範囲にあると硬質相と相との接触頻度が適切となり、耐塑性変形性が向上するためである。

また、相の周囲が硬質相に接し、かつ、結合相に接しない相(図1でAで示す相)の個数が、すべての相の個数に対して30%以上のとき、硬質相と相との界面の数が適切となって耐塑性変形性が向上する。

【0022】

ここで、相の平均粒径は、超硬合金の任意の表面または断面を前述の装置を用いて鏡面加工し、その加工面を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察し、画像解析によって、少なくとも300個の各相の面積を求め、その面積に等しい円の直径を算出して平均したものである。

【0023】

また、硬質相に接しかつ結合相に接していない相の個数は、超硬合金の任意の表面または断面を前述の装置を用いて鏡面加工し、30×20 μmの領域を任意に10箇所選定して、SEMにより、3000~4000倍で観察し、それぞれの領域において、(硬質相に接しかつ結合相に接しない相の個数の和)/(すべての相の個数の和)×100を求めて、平均値を算出することによって得る。

【0024】

不可避不純物：

前記のように、硬質相、結合相は製造過程で不可避的に混入する不純物を含んでいてもよく、その量は超硬合金全体に対して0.3質量%以下が好ましい。

【0025】

切削工具：

本発明の切削工具は、本発明の超硬合金に硬質皮膜を形成したものである。硬質皮膜の種類、成膜法は、それぞれ、当業者に既によく知られている膜種、成膜手法を採用すればよく、特に、制限するものではない。あえて例示をするならば、物理蒸着法(PVD法)または化学蒸着法(CVD法)により、Ti、Al、Cr、BおよびZrからなる群から選ばれた少なくとも一種の元素と、C、NおよびOからなる群から選ばれた少なくとも一種の元素とを必須とする単層又は多層の硬質皮膜が有用である。具体的には、例えば、TiC、CrC、SiC、VC、ZrC、TiN、AlN、CrN、VN、ZrN、Ti(CN)、(TiSi)N、(TiB)N、(TiZr)N、TiAl(CN)、TiCr(CN)、TiZr(CN)、Ti(CNO)、TiAl(CNO)、Ti(CO)、(TiCr)N、(TiAlCr)N、(AlCr)N、Al₂O₃およびTiB₂等の単層または多層の皮膜が挙げることができ、硬質皮膜の膜厚は、例えば1.0~15.0 μmである。

【0026】

製造方法：

本発明の超硬合金は、例えば、以下のようにして作製することができる。

まず、WC粉末、Co、Ni、Fe粉末の少なくとも1種、必要により、Cr₃C₂粉

10

20

30

40

50

末からなる原料粉末、さらに、相を形成するための原料粉末（TaC粉末、NbC粉末、TiC粉末、ZrC粉末、HfC粉末、VC粉末のうちの1種以上）を、本発明の超硬合金で規定する組成となるように配合し、ボールミルで混合して、混合粉末を作製する。ここで、相を形成するための原料粉末は、WCと合金化した粉末を用いてもよく、その場合、焼結中に相が硬質相と強固に結合される。

【0027】

次いで、前記混合粉末を成形して圧粉成形体を作製し、この圧粉成形体を、0.3～0.5MPaのアルゴン雰囲気中、1050～1250の温度において、300～600分保持し（以下、仮焼工程ということがある）、さらに炉内を 10^{-1} Pa以下の真空雰囲気とし、加熱温度：1300～1500、かつ、加熱保持時間：30～120分、 10^{-1} Pa以下の真空雰囲気の条件で本焼結する。そして、本焼結後、1200まで50/分以上の冷却速度（以下、本焼結後冷却ということがある）で冷却し、不活性ガス雰囲気中でHIP処理を30～240分間行い、相が硬質相と接する頻度を向上させる。

その後、この焼結体成形体（焼結合金）を機械加工、研削加工し、所望の大きさ・形状の超硬工具基体を作製する。

【実施例】

【0028】

本発明の超硬合金および該超硬合金を工具基体として用いた切削工具について、実施例により具体的に説明するが、本発明はこれら実施例に限定されるものではない。

【0029】

まず、焼結用の粉末として、表1に示す平均粒径（ d_{50} ）が0.5～8.0 μm のWC粉末、および、平均粒径（ d_{50} ）が、いずれも、1.0～3.0 μm の範囲内のCo粉末、Ni粉末、Fe粉末、 Cr_3C_2 粉末、TaC粉末、NbC粉末、TiC粉末、ZrC粉末、HfC粉末、VC粉末を用意する。

次に、これらの粉末を、表1に示す配合組成となるように配合して、焼結用粉末を作製し、ボールミルで72時間湿式混合し、乾燥した後、100MPaの圧力で、ANSI呼び記号CNMG432MHの形状を得べくプレス成形して圧粉成形体を作製した。

【0030】

続いて、これらの圧粉成形体を、所定の温度で所定時間保持する仮焼結工程を行う。本実施例では、表2に示す条件、すなわち、0.3～0.5MPaのアルゴン雰囲気中、1050～1250の保持温度範囲まで加熱し（この保持温度範囲は、固相反応は起こるが結合相の液相生成温度以下である）、該保持温度で300～600分保持を行い、炉内を 10^{-1} Pa以下の真空雰囲気とし、さらに、表2に示す条件（加熱温度1300～1500、保持時間30～120分）で本焼結を行った。

【0031】

次いで、加熱温度である1200まで、表2に示す条件である50/分以上の冷却速度で、本焼結後冷却を行い、1200で、不活性ガス雰囲気下でHIP処理を30～240分間実施した。HIP処理後、冷却した。

【0032】

次に、機械加工、研削加工を行い、CNMG432MHの形状に整え、表3に示す超硬合金基体1～10（以下、本発明工具基体1～10という）を作製した。

【0033】

比較のために、比較例の超硬合金基体1～7（以下、比較例工具基体1～7という）を製造した。

その製造工程は、本発明工具基体1～10の製造工程において、前記仮焼結工程を省略したもの（表2では、仮焼結工程条件が「-」で記載されているもの）、あるいは、本発明の製造条件を外れた表2に示す仮焼結工程を行ったもの、もしくは、本発明の製造条件を外れた表2に示す本焼結工程を行ったものである。

【0034】

すなわち、表 1 に示す配合組成に配合した焼結用粉末を、ボールミルで 72 時間湿式混合し、乾燥した後、100 MPa の圧力でプレス成形して圧粉成形体を作製し、表 2 に示す条件、すなわち、仮焼結を行うものは、加熱温度：1000 以上 1300 以下、かつ、加熱保持時間：100 または 600 分、0.3 ~ 0.5 MPa のアルゴン雰囲気で行い、加熱温度：1380 以上 1550 以下、かつ、加熱保持時間：60 ~ 120 分、 10^{-1} Pa 以下の真空雰囲気の条件で本焼結し、1200 まで、50 / 分以上の冷却速度で、本焼結後冷却を行い、1200 で、不活性ガス雰囲気下で HIP 処理を 30 ~ 200 分間実施して、超硬合金を作製し、これを機械加工、研削加工し、CNMG432MH インサート形状の表 4 に示す比較例工具 1 ~ 7 を作製した。

【0035】

本発明工具基体 1 ~ 10 および比較例工具基体 1 ~ 7 の超硬合金の断面について、電子線マイクロアナライザ (EPMA) により、その成分である Cr、相を構成する各元素の含有量を 10 点測定し、その平均値を各成分の含有量とした。ここで、Cr、相は、それぞれの炭化物に換算して含有量を算出した。表 3、表 4 に、それぞれの平均含有量を示す。

【0036】

次に、本発明工具基体 1 ~ 10 および比較例工具基体 1 ~ 7 の断面について、前述した方法により、硬質相および相の平均粒径を測定し、相の平均粒径の硬質相の平均粒径に対する割合を求め、かつ、相のうち周囲が硬質相に接しかつ結合相に接しないものの占める個数の割合を求めた。その結果を表 3、表 4 に示す。

【0037】

【表 1】

原料粉末種別	配合組成(質量%)										
	Co	Ni	Fe	Cr ₃ C ₂	TaC	NbC	TiC	ZrC	HfC	VC	WCおよび不可避免的不純物
A	8.8	-	1.5	0.5	0.5	0.5	3.5	2.0	0.8	0.2	残
B	3.4	1.2	4.5	0.4	1.2	1.2	2.8	0.2	-	-	残
C	3.2	0.8	1.0	0.1	-	1.2	-	-	1.6	-	残
D	7.5	7.5	-	0.8	3.2	3.2	-	2.6	3.0	-	残
E	4.0	-	-	-	0.5	-	-	-	-	-	残

「-」は含有されていないことを示す

【0038】

10

20

30

【表 2】

焼結条件 工程種別	原料 粉末 種別	仮焼工程条件			本焼結条件			本焼結後 冷却条件	HIP処理	
		Arガス 雰囲気圧力 (MPa)	保持温度 (°C)	保持時間 (分)	真空雰囲気 (Pa)	加熱温度 (°C)	加熱保持時 間 (分)	冷却速度 (°C/分)	処理時間 (分)	
本 発 明 工 程	1	A	0.3	1200	300	0.05	1400	60	60	60
	2	B	0.4	1220	400	0.05	1380	60	60	60
	3	C	0.5	1250	300	0.08	1480	120	70	40
	4	D	0.3	1150	500	0.06	1300	30	50	200
	5	E	0.4	1250	600	0.10	1500	100	70	30
	6	A	0.5	1100	600	0.05	1400	60	60	100
	7	B	0.3	1120	600	0.05	1380	60	60	160
	8	C	0.4	1150	400	0.08	1480	120	70	70
	9	D	0.5	1050	600	0.06	1300	30	50	240
	10	E	0.3	1150	500	0.10	1500	100	70	30
比 較 工 程	1'	A	0.3	1000	600	0.05	1400	60	60	60
	2'	B	0.4	1200	100	0.05	1380	60	60	60
	3'	C	0.5	1300	600	0.08	1480	120	70	40
	4'	D	-	-	-	0.06	1550	120	50	200
	5'	E	-	-	-	0.10	1500	100	70	30
	6'	A	-	-	-	0.05	1400	60	60	100
	7'	B	-	-	-	0.05	1380	60	60	160

10

20

【 0 0 3 9 】

【表 3】

本発明 工具基体 種別	原料 粉末 種別	焼結条 件種別	組成(質量%)				硬質相 の平均 粒径(A) (μm)	γ 相の 平均粒 径(B) (μm)	B/A	γ 相内 に含有さ れるW 成分の 有無	硬質相と接し 結合相と接し ていない γ 相 の割合(%)
			結合相	Cr ₃ C ₂	γ 相	WCおよび 不可避 不純物					
1	A	1	10.3	0.5	7.5	残	0.3	0.3	1.0	有	35
2	B	2	9.1	0.4	5.4	残	2.2	1.2	0.5	有	44
3	C	3	5.0	0.1	2.8	残	1.4	1.3	0.9	有	33
4	D	4	15.0	0.8	12.0	残	4.0	4.0	1.0	有	32
5	E	5	4.0	0.0	0.5	残	3.2	0.8	0.3	無	51
6	A	6	10.3	0.5	7.5	残	0.2	0.2	1.0	有	33
7	B	7	9.1	0.4	5.4	残	2.0	1.1	0.6	有	41
8	C	8	5.0	0.1	2.8	残	1.3	1.2	0.9	有	32
9	D	9	15.0	0.8	12.0	残	3.8	3.7	1.0	有	30
10	E	10	4.0	0.0	0.5	残	3.0	0.6	0.2	無	53

30

40

【 0 0 4 0 】

【表 4】

比較例 工具基体 種別	原料 粉末 種別	焼結条 件種別	組成(質量%)				硬質相 の平均 粒径(A) (μm)	γ 相の 平均粒 径(B) (μm)	B/A	γ 相内 に含有さ れるW 成分の 有無	硬質相と接し 結合相と接し ていない γ 相 の割合(%)
			結合相	Cr ₃ C ₂	γ 相	WCおよび 不可避 不純物					
1	A	1'	10.3	0.5	7.5	残	0.2	0.3	1.5	有	25
2	B	2'	9.1	0.4	5.4	残	2.2	1.2	0.5	有	22
3	C	3'	5.0	0.1	2.8	残	1.4	1.3	0.9	有	15
4	D	4'	15.0	0.8	12.0	残	4.6	4.0	0.9	有	17
5	E	5'	4.0	0.0	0.5	残	3.2	0.3	0.1	無	9
6	A	6'	10.3	0.5	7.5	残	0.1	0.2	2.0	有	8
7	B	7'	9.1	0.4	5.4	残	2.0	1.1	0.6	有	13

10

【0041】

前記本発明工具基体1～10および比較例工具基体1～7の表面に、表5に示す平均層厚の硬質被覆層をCVD法で被覆形成し、本発明表面被覆WC基超硬合金製切削工具(以下、本発明被覆工具という)1～10、比較例表面被覆WC基超硬合金製切削工具(以下、比較例被覆工具という)1～7を作製した。

【0042】

切削条件:

被削材: SNCM439の 200丸棒

切削速度: 100m/min

切り込み: 2.0mm

送り: 0.9mm/rev

切削時間: 5分

【0043】

上記乾式連続切削加工試験後の、切れ刃の逃げ面塑性変形量を測定するとともに、切れ刃の損耗状態を観察した。本切削試験では、切れ刃の逃げ面塑性変形量として次のものを採用した。すなわち、切削前の変形していない切れ刃稜線を基準とし、切削によって切れ刃稜線が押し込まれて変形した量を切れ刃の逃げ面塑性変形量として、切削時間終了後に測定した。具体的には、工具の主切れ刃側逃げ面について、切れ刃から十分離れた位置で主切れ刃側逃げ面とすくい面が交差する稜線上に線分を引き、同線分を切れ刃部方向に延伸し、延伸した線分と切れ刃部稜線間の距離(延伸した線分の垂直方向)が最も離れている部分を測定し、これを切れ刃の逃げ面塑性変形量として求めた(図2を参照)。

30

表6に、その結果を示す。

【0044】

【表5】

工具種別	工具 基体 種別	硬質被覆層の種別 (成分、組成(原子比)) * 各層ごとの平均層厚を記載している	被覆層の 平均総厚 (μm)	
本 発 明 被 覆 工 具	1	1	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	2	2	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	3	3	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	4	4	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	5	5	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	6	6	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3
	7	7	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3
	8	8	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3
	9	9	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3
	10	10	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3
比 較 例 被 覆 工 具	1	1	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	2	2	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	3	3	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	4	4	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	5	5	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (3 μm)	6.2
	6	6	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3
	7	7	TiN(0.3 μm)/TiCN(4 μm)/Al ₂ O ₃ (2 μm)	6.3

10

20

30

【0045】

【表 6】

本発明被覆 工具	逃げ面 塑性変形量 (mm)	損耗状態	比較例被覆 工具	逃げ面 塑性変形量 (mm)	損耗状態
1	0.014	異常なし	1	0.158	刃先変形
2	0.006	異常なし	2	0.158	刃先変形
3	0.009	異常なし	3	0.161	刃先変形
4	0.016	異常なし	4	0.192	刃先変形
5	0.002	異常なし	5	0.228	刃先変形
6	0.016	異常なし	6	0.244	刃先変形
7	0.009	異常なし	7	0.205	刃先変形
8	0.010	異常なし			
9	0.018	異常なし			
10	0.001	異常なし			

10

20

【 0 0 4 6 】

表 6 に示される試験結果によれば、本発明被覆工具は、寿命に影響を及ぼす重度のチップングを発生することなく、優れた耐塑性変形性を発揮する。これに対して、比較例被覆工具は、所定の切削時間において工具の塑性変形が大きく、所定の被削材寸法を得ることが困難である。すなわち、本発明被覆工具は、相が WC と接触している面積が大きいため、切削負荷が加わった際に結合相が界面へ侵入しづらい組織となり、高い耐塑性変形性を有する。

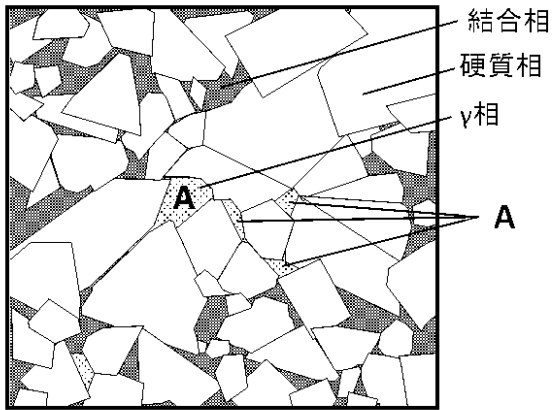
【産業上の利用可能性】

【 0 0 4 7 】

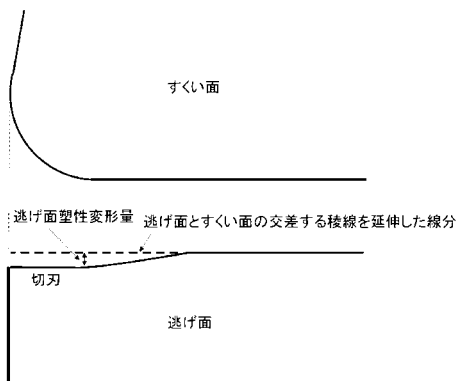
以上のとおり、本発明の超硬合金および切削工具は、鋼の高能率加工に用いた場合、優れた耐塑性変形性ととも、優れた耐チップング性を有するが、他の被削材、切削条件に適用した場合にも、長期の使用にわたって優れた切削性能を発揮し、工具の長寿命化が図られる。

30

【 図 1 】



【 図 2 】



フロントページの続き

(72)発明者 河原 佳祐
茨城県那珂市向山 1 0 0 2 - 1 4 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内

(72)発明者 五十嵐 誠
茨城県那珂市向山 1 0 0 2 - 1 4 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内

(72)発明者 岡田 一樹
茨城県那珂市向山 1 0 0 2 - 1 4 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内

F ターム(参考) 3C046 FF03 FF10 FF16 FF19 FF22 FF25 FF32 FF38 FF39 FF40
FF44 FF46 FF48 FF50 FF51 FF52 FF53 FF57
4K018 AB02 AC01 AD06 BA04 BA14 BB04 BC13 CA02 CA11 DA29
DA31 EA12 FA06 FA24 KA15