

(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2023-144532
(P2023-144532A)

(43)公開日 令和5年10月11日(2023.10.11)

(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	3 C 0 4 6
C 2 2 C 1/051 (2023.01)	C 2 2 C 1/05	H 4 K 0 1 8
B 2 3 B 27/14 (2006.01)	B 2 3 B 27/14	B

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 18 頁)

(21)出願番号	特願2022-51548(P2022-51548)	(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
(22)出願日	令和4年3月28日(2022.3.28)	(74)代理人	100208568 弁理士 木村 孔一
		(74)代理人	100204526 弁理士 山田 靖
		(74)代理人	100139240 弁理士 影山 秀一
		(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
		(72)発明者	河原 佳祐 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】 切削工具用超硬合金、および、該合金を用いた切削工具用基体

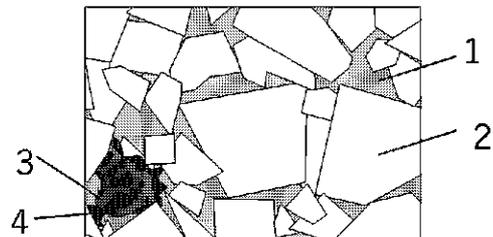
(57)【要約】 (修正有)

【課題】 ステンレス鋼の切削でも靱性、耐塑性変形性を有する超硬合金と該合金の切削工具用基体の提供。

【解決手段】 Co、Niを合計で4.0~15.0質量%、NbCとVCを合計で1.0~12.0質量%、残部がWCと不可避不純物、 $(Nbの原子数) / [(Nbの原子数) + (Vの原子数)]$ が0.48~0.52、副硬質相は(比: $(Nbの原子数) / [(Nbの原子数) + (Vの原子数)]$)が0.30以上、0.40以下の第1相3、前記比が0.60以上、0.70以下の第2相4を有し、硬質相2の平均粒径が0.5~6.0μmで、第1相と第2相の平均粒径D1(μm)、D2(μm)が、 $2.0 \leq D1 \leq 6.0$ 、 $2.0 \leq D2 \leq 6.0$ 、 $4.3 \leq L/A^{0.5} \leq 7.2$ (L:第1相と第2

相との界面長を第1相の数で除した値、A:前記第1相の総面積を第1相の数で除した値)である超硬合金と切削工具用基体。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項1】

C oとN iの1種以上を合計で4 . 0質量%以上、15 . 0質量%以下、
N b Cに換算したN bとV Cに換算したVを合計で1 . 0質量%以上、12 . 0質量%以下、

残部がW Cと不可避的不純物からなり、

(N bの原子数) / [(N bの原子数) + (Vの原子数)] が0 . 48以上、0 . 52以下であり、

副硬質相は、(N b、V) Cを共に主体とする第1相と第2相を含み、

前記第1相は、

(N bの原子数) / [(N bの原子数) + (Vの原子数)] が0 . 30以上、0 . 40以下であり、

前記第2相は、

(N bの原子数) / [(N bの原子数) + (Vの原子数)] が0 . 60以上、0 . 70以下であり、

前記W Cを主体とする硬質相の平均粒径が、0 . 5 μ m以上、6 . 0 μ m以下であり、

前記第1相および第2相の平均粒径をそれぞれD 1 (μ m) およびD 2 (μ m) とすると

、

2 . 0 < D 1 < 6 . 0、

2 . 0 < D 2 < 6 . 0、

4 . 3 < L / A^{0.5} < 7 . 2

(ただし、L : 第1相と第2相とが接する界面長を第1相の数で除した値、A : 前記第1相の総面積を第1相の数で除した値) である、ことを特徴とする切削工具用超硬合金。

【請求項2】

C rをC r₃C₂に換算して0 . 1質量%以上、0 . 5質量%以下を含有することを特徴とする請求項1に記載された切削工具用超硬合金。

【請求項3】

T a Cに換算したT a、T i Cに換算したT i、Z r Cに換算したZ r、H f Cに換算したH fの1種以上を合計で1 . 0質量%以上、12 . 0質量%以下を含有することを特徴とする請求項1または2に記載された切削工具用超硬合金。

【請求項4】

請求項1～3のいずれかに記載された切削工具用超硬合金を用いた切削工具用基体。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、切削工具用超硬合金、および、該合金を用いた切削工具用基体に関するものである。

【背景技術】

【0002】

超硬合金は、機械的強度、耐熱疲労性等に優れるため、金属材料の切削工具用基体として用いられている。そして、この切削工具用基体の使用条件は、切削加工の高効率化により厳しいものとなっており、切削工具用基体にはより一層の耐久性が求められている。

【0003】

そのため、切削工具用基体に使用される超硬合金に対して、耐久性を向上させるべく種々の提案がなされている。この提案の中には、韌性、耐欠損性の向上を目的としたものがある。

【0004】

例えば、特許文献1には、W C粒子同士の接触率(接触部の全面積の全粒子表面積に対する比率)が15%以下となるようにした超硬合金が記載され、該超硬合金は韌性が向上しているとされている。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 5 】

また、例えば、特許文献 2 には、W C を含む第 1 硬質相粒子と少なくとも T i および N b を含有する炭窒化物を含む第 2 硬質相粒子と鉄族元素を含む金属結合相とを含む超硬合金において、該第 2 硬質相粒子は、粒状の芯部と前記芯部の少なくとも一部を被覆する周辺部とを含み、前記芯部は T i N b W C N で示される複合炭窒化物を含み、その表面から深さ方向に脱 層を含む超硬合金が記載され、該超硬合金は韌性が高く高温環境下における耐欠損性が高いとされている。

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 0 6 】

【 特許文献 1 】 特公平 5 - 2 0 4 9 2 号公報

【 特許文献 2 】 特開 2 0 1 9 - 1 5 7 1 8 2 号公報

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 0 7 】

本発明は、前記事情や提案を鑑みてなされたものであって、切削工具用基体として用いたとき、特に、ステンレス鋼等の難削材の切削工具用基体として用いたときにも刃先が高い韌性を有し、耐塑性変形性が向上した切削工具用超硬合金、および、該合金を用いた切削工具用基体の提供を目的とする。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 0 8 】

本発明の実施形態に係る切削工具用超硬合金は、
C o と N i の 1 種以上を合計で 4 . 0 質量%以上、1 5 . 0 質量%以下、
N b C に換算した N b と V C に換算した V を合計で 1 . 0 質量%以上、1 2 . 0 質量%以下、

残部が W C と不可避的不純物からなり、

$(N b \text{ の原子数}) / [(N b \text{ の原子数}) + (V \text{ の原子数})]$ が 0 . 4 8 以上、0 . 5 2 以下であり、

副硬質相は、共に、(N b 、 V) C を主体とする第 1 相と第 2 相を含み、

前記第 1 相は、

$(N b \text{ の原子数}) / [(N b \text{ の原子数}) + (V \text{ の原子数})]$ が 0 . 3 0 以上、0 . 4 0 以下であり、

前記第 2 相は、

$(N b \text{ の原子数}) / [(N b \text{ の原子数}) + (V \text{ の原子数})]$ が 0 . 6 0 以上、0 . 7 0 以下であり、

前記 W C を主体とする硬質相の平均粒径が、0 . 5 μ m 以上、6 . 0 μ m 以下であり、

前記第 1 相および第 2 相の平均粒径をそれぞれ D 1 (μ m) および D 2 (μ m) とすると

2 . 0 \leq D 1 \leq 6 . 0、

2 . 0 \leq D 2 \leq 6 . 0、

4 . 3 \leq L / A $^{0.5}$ \leq 7 . 2

(ただし、L : 第 1 相と第 2 相とが接する界面長を第 1 相の粒子数で除した値、A : 前記第 1 相の総面積を第 1 相の粒子数で除した値) である。

【 0 0 0 9 】

本実施形態に係る切削工具用超硬合金は、次の (1) ~ (2) の一つ以上を満足してもよい。

【 0 0 1 0 】

(1) C r を C r ₃ C ₂ に換算して 0 . 1 質量%以上、0 . 5 質量%以下を含有すること

。

(2) T a C に換算した T a 、T i C に換算した T i 、Z r C に換算した Z r 、H f C に

10

20

30

40

50

換算した H f の 1 種以上を合計で 1 . 0 質量 % 以上、 1 2 . 0 質量 % 以下を含有すること。

【 0 0 1 1 】

本発明の実施形態に係る切削工具用基体は、前記切削工具用超硬合金を用いたものである。

【 発明の効果 】

【 0 0 1 2 】

前記切削用超硬合金は、靱性が高く耐塑性変形性を有しており、前記切削工具用基体は、ステンレス鋼等の難削材の切削に用いたときであっても刃先の耐塑性変形性、耐チップング性を有し、耐久性が優れる。

10

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 1 3 】

【 図 1 】本発明の実施形態に係る切削工具用超硬合金の組織の模式図である。

【 発明を実施するための形態 】

【 0 0 1 4 】

本発明者は、前記目的を達成する切削工具用超硬合金を得るために鋭意検討を行った。その結果、切削工具用超硬合金において、その組成を所定のものとし、かつ、硬質相の平均粒径が所定の範囲にあり、N b 原子数と V 原子数の比で区別される 2 種の副硬質相のそれぞれが所定の平均粒径を有し、この 2 種の副硬質相同士の界面長に所定の関係があるとき、切削工具用超硬合金をステンレス鋼等の難削材の切削工具用基体として用いても、刃先の耐塑性変形性、耐チップング性を有し、耐久性の優れた切削工具用超硬合金を得ることができるとの新規の知見を得た。

20

【 0 0 1 5 】

以下では、本発明の実施形態の切削工具用超硬合金、および、該合金を用いた切削工具用基体について詳細に説明する。

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「 L ~ M 」(L 、 M は共に数値)で表現するときは、「 L 以上、 M 以下」と同義であって、その範囲は上限値 (M) および下限値 (L) を含んでおり、上限値 (M) のみに単位が記載されているときは、下限値 (L) の単位は上限値 (M) と同じである。

【 0 0 1 6 】

30

1 . 合金の組成

本実施形態に係る切削工具用超硬合金の組成について説明する。

【 0 0 1 7 】

(1) C o と N i

C o と N i の 1 種以上の合計含有量は、 4 . 0 質量 % 以上、 1 5 . 0 質量 % 以下であることが好ましい。

C o と N i の 1 種以上の合計含有量をこの範囲とする理由は、本実施形態の切削工具用超硬合金を切削工具用基体に用いたときに、 4 . 0 質量 % 未満であると耐欠損性が十分でなく、一方、 1 5 . 0 質量 % を超えると耐塑性変形性が損なわれるためである。より好ましくは、C o と N i の 1 種以上の含有量は、 6 . 0 質量 % 以上、 1 1 . 0 質量 % 以下である。

40

【 0 0 1 8 】

ここで、C o と N i は、主に結合相に存在し、結合相の主成分、すなわち、結合相を形成する全ての成分に対して、C o と N i の 1 種以上の合計含有量が 5 0 質量 % 以上を占めている。

【 0 0 1 9 】

結合相中には、硬質相の成分である W や C 、その他の不可避的不純物が含まれていてもよい。さらに、結合相は、N b 、 V の他、選択的に添加される C r 、 T a 、 T i 、 Z r 、 H f の 1 種以上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。

50

【 0 0 2 0 】

(2) Nb と V、および、Ta、Ti、Zr、Hf

Nb と V は、共に、もっぱら副硬質相を構成するものである。副硬質相は WC 以外の MC で表される炭化物を含む相である (M は、Nb、V の他に、選択的に添加される Ta、Ti、Zr、Hf の 1 種以上を含む)。これらの炭化物は、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全てをいい、また、この炭化物の結晶構造は立方晶構造である。

【 0 0 2 1 】

ただし、Nb および V の含有量は、それぞれ、Nb と C、および、V と C が 1 : 1 で結合した炭化物で存在すると仮定して、すなわち、NbC、VC と仮定してその含有量が、合計で 1 . 0 質量%以上、12 . 0 質量%以下含有することが好ましい。その理由は、本実施形態の切削工具用超硬合金を切削工具用基体として用いたときに耐摩耗性が向上するためである。

10

【 0 0 2 2 】

副硬質相を構成するために Ta、Ti、Zr、Hf の 1 種以上が、金属成分と C が 1 : 1 で結合した炭化物、すなわち、それぞれが、TaC、TiC、ZrC、HfC と仮定して、切削工具用超硬合金中に 1 . 0 質量%以上、12 . 0 質量%以下含まれていてもよい。その理由は、本実施形態の切削工具用超硬合金を切削工具用基体として用いたときに耐摩耗性がより一層向上するためである。また、副硬質相には、Co、Ni や不可避的不純物が含まれていてもよい。

20

【 0 0 2 3 】

(3) Nb と V の含有量の比

$(Nb \text{ の原子数 }) / [(Nb \text{ の原子数 }) + (V \text{ の原子数 })]$ が 0 . 48 以上、0 . 52 以下であることが好ましい。

【 0 0 2 4 】

その理由は、本実施形態の切削工具用超硬合金を切削工具用基体に用いたときに、この比が 0 . 48 未満または 0 . 52 を超えると耐塑性変形性が損なわれるためである。前記比はより好ましくは、0 . 49 以上、0 . 51 以下である。

【 0 0 2 5 】

(4) Nb と V の複合炭化物

副硬質相は、共に、(Nb、V)C を主体とする第 1 相と第 2 相を含み、前記第 1 相は、

$(Nb \text{ の原子数 }) / [(Nb \text{ の原子数 }) + (V \text{ の原子数 })]$ が 0 . 30 以上、0 . 40 以下であり、

前記第 2 相は、

$(Nb \text{ の原子数 }) / [(Nb \text{ の原子数 }) + (V \text{ の原子数 })]$ が 0 . 60 以上、0 . 70 以下であることが好ましい。

ここで、第 1 相に含有される (Nb、V) と C との比、および、第 2 相に含有される (Nb、V) と C との比は、それぞれ、制約がない。

【 0 0 2 6 】

「副硬質相は、共に、(Nb、V)C を主体とする第 1 相と第 2 相を含み」とは、副硬質相の第 1 相および第 2 相の金属成分の主成分が Nb と V であり、それらの合計が第 1 相、第 2 相の金属成分の 50 質量%以上占めていることであって、これにより耐塑性変形性が向上する。

【 0 0 2 7 】

(5) Cr

切削工具用基体として用いたときに、靱性を劣化させることなく耐塑性変形性をより一層向上させるため、Cr を含有させてもよい。その含有量は切削加工用超硬合金全体に対して、Cr が Cr₃C₂ として含有されているものと仮定して 0 . 1 質量%以上、0 . 5 質量%以下が好ましい。

50

【 0 0 2 8 】

(6) W C

W C は硬質相の主成分、すなわち、硬質相を形成する全ての成分に対して W C が 5 0 質量 % 以上を占めている。硬質相には、C o、N i の他に、N b、V、T a、T i、Z r、H f や製造過程で不可避免的に混入する不可避不純物が含まれていてもよい。また、硬質相の結晶構造は六方晶構造であるため、副硬質相とは結晶構造が異なる。

【 0 0 2 9 】

(7) 不可避不純物

前記のように、硬質相、副硬質相、および、結合相は製造過程で不可避免的（意図せずに）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を 1 0 0 質量 % として外数として 0 . 3 質量 % 以下が好ましい。

10

【 0 0 3 0 】

2 . 合金の組織

本実施形態に係る切削工具用超硬合金の組織を図 1 に模式的に示す。図 1 から明らかのように、本実施形態に係る切削工具用超硬合金は、結合相（ 1 ）、硬質相（ 2 ）、副硬質相の主相として第 1 相（ 3 ）、第 2 相（ 4 ）を有している。以下、各相について説明する。

【 0 0 3 1 】

(1) 硬質相の平均粒径

W C が主成分である硬質相の平均粒径は 0 . 5 μ m 以上、6 . 0 μ m 以下であることが好ましい。この範囲が好ましい理由は、0 . 5 μ m 未満であると、本実施形態の切削工具用超硬合金を切削工具用基体としたときの靱性が十分でなく、一方、6 . 0 μ m を超えると耐塑性変形性が損なわれるためである。平均粒径の測定方法は後述する。

20

【 0 0 3 2 】

硬質相の平均粒径は、前記視野に対して画像解析を行い、少なくとも 3 0 0 個（ 3 0 0 ~ 1 0 0 0 個が好ましい）の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。

【 0 0 3 3 】

(2) 副硬質相の第 1 相と第 2 相の平均粒径

副硬質相の主相である第 1 相および第 2 相は、F C C 構造を有し、第 1 相および第 2 相の平均粒径を、それぞれ、 $D 1 \mu$ m、 $D 2 \mu$ m とすると、
 $2 . 0 \leq D 1 \leq 6 . 0$ 、
 $2 . 0 \leq D 2 \leq 6 . 0$
（ $D 1$ と $D 2$ は同じであっても異なってもよい）
であることが好ましい。

30

【 0 0 3 4 】

その理由は、 $2 . 0 \mu$ m 未満であると、本実施形態の合金を切削工具用基体としたときの靱性が十分でなく、一方、 $6 . 0 \mu$ m を超えると耐塑性変形性が損なわれるためである。

副硬質相は、硬質相の鑑別を行ったものと同じ視野において、W C、C o および N i の含有量がそれぞれ 5 0 質量 % 未満の結晶粒を有する相とする。

40

副硬質相の平均粒径の測定方法は、後述する。

【 0 0 3 5 】

(3) 副硬質相の界面長と面積

副硬質相の主相である第 1 相および第 2 相との間に以下のような界面長と面積に係る関係が成り立つことが好ましい。

すなわち、

L : 第 1 相と第 2 相とが接する界面長を第 1 相の数で除した値、

A : 前記第 1 相の面積を第 1 相の数で除した値

とするとき、

50

4.3 $L/A^{0.5} > 7.2$

であることが好ましい。

【0036】

この $L/A^{0.5}$ が、4.3未満であると、本実施形態の切削工具用超硬合金を切削工具用基体としたときの耐塑性変形性および耐欠損性が十分でない。なお、 $L/A^{0.5}$ の上限値は特段の制約はないが、後述する実施例に示す製造方法では、7.2程度が上限となる。

ここで、副硬質相の界面長 (L) とは、隣接して互いに接する第1相と第2相の界面の長さの合計値である。

【0037】

副硬質相の第1相および第2相の平均粒径およびL、Aの導出について説明する。

【0038】

1) 切削工具用超硬合金の任意の表面または断面を、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) 等を用いて鏡面加工する。

2) この鏡面加工面に1視野が、例えば、 $24\mu\text{m}$ (縦) \times $72\mu\text{m}$ (横)、測定点間隔を 50nm として、複数視野 (例えば、5視野) を設定する。

3) この観察視野に対して、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 (例えばEBSD測定装置 (EDAX/TSL社製 (現AMETEK社))) 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、例えば、加速電圧 15kV にて観察を行う。

4) ここで、結晶方位解析用データの測定および解析に使用するソフトウェアは、TSL社製 OIM Data Collection バージョン6およびTSL社製 OIM Analysis バージョン7を例示できる。この例示されたソフトウェアを用いると、後述する各相の結晶粒の面積と数、粒径も計測することができる。

【0039】

5) 解析の結果、HCP構造を有する相を硬質相とする。また、FCC構造を有する相のうち、CoとNiのEDSカウント値の平均値よりも高い値を示すものを結合相とし、残りのFCC構造を有する相を副硬質相とする。

6) 副硬質相とされ相を構成する結晶粒に対し、EDSスポット分析を行い、組成情報を取得し、

$(Nb\text{の原子数}) / [(Nb\text{の原子数}) + (V\text{の原子数})]$ が 0.30 以上、 0.40 以下のものを第1相、 $(Nb\text{の原子数}) / [(Nb\text{の原子数}) + (V\text{の原子数})]$ が 0.30 以上、 0.40 以下のものを第2相とする。

【0040】

7) 各相の同定後、各相に含まれる結晶粒について、少なくとも 300 個 ($300 \sim 1000$ 個が好ましい) の結晶粒それぞれの面積と、その面積に等しい円の直径をそれぞれ求め、この円の直径を平均することにより、各相の結晶粒の平均粒径とする。

8) 次に、第1相と第2相の界面長さ、第1相の粒子数と総面積を求め、LとAを算出する。

【0041】

なお、隣接する測定点在同一の相であった場合、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点の間の境界を界面とした。

【実施例】

【0042】

本発明の切削工具用超硬合金をインサート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。

【0043】

1. 実施例のインサートの作製

以下の工程により、インサートを作製した。

【0044】

10

20

30

40

50

(1) NbC - VC - Co 粉碎粉の作製

平均粒径 (d₅₀) 1.0 μm の NbC 粉末、平均粒径 (d₅₀) 1.0 μm の VC を合計して 90 質量% 以上、95 質量% 以下、Co を 5 質量% 以上、10 質量% 以下となるように配合し (配合割合は表 1 を参照)、ボールミル混合し、SNMN120408 形状にプレスして、表 3 に「NbC - VC - Co 焼結条件」と示すように、1600 ~ 1650 で、60 ~ 300 分、Ar 雰囲気 0.3 ~ 0.4 MPa で保持して焼結し、その後圧力を維持したまま 1000 まで表 3 に示す速度で冷却した。

このようにして得た NbC - VC - Co 焼結体をハンマーで粉碎し、粉碎粉の平均粒径 (d₅₀) が 10 μm 以下の NbC - VC - Co 粉碎粉を得た。

【0045】

(2) 合金の作製

表 2 に示すように、前記 NbC - VC - Co 粉碎粉と WC 粉末 (1.0 μm、1.5 μm、3.0 μm、4.0 μm、5.0 μm、あるいは、6.0 μm)、Co 粉末 (1.0 μm)、Ni 粉末 (1.0 μm)、さらに必要に応じて Cr₃C₂ 粉末 (1.0 μm)、TiC 粉末 (1.0 μm)、ZrC 粉末 (1.0 μm)、HfC 粉末 (1.0 μm)、TaC 粉末 (1.0 μm) を用意した。ここで、各粉末名の後の括弧内の数字は、平均粒径 (d₅₀) であって、単位は μm である。これら粉末を表 3 に「切削工具焼結条件」と示すように配合してボールミル混合し、乾燥した後、焼結型に充填し、表 3 に示すとおり、加圧圧力 100 MPa、昇温速度 80 ~ 120 /分、加熱保持温度 1250 ~ 1300、保持時間 5 ~ 15 分、0.1 Pa 以下の真空雰囲気下でプラズマ焼結を行い、焼結体を得た。

【0046】

次に、焼結体を機械加工、研削加工し、CNMG120408 - R - 2G の形状に整え、表 4 に示す超硬合金基体 (インサート) 1 ~ 10 (以下、実施例 1 ~ 10 という) を作製した。

【0047】

2. 比較例のインサートの作製

比較のインサートを次のように作製した。

実施例と異なり「NbC - VC - Co 粉碎粉の作製」工程を行ったもののプラズマ焼結の温度を 1400 とした焼結体、および、「NbC - VC - Co 粉碎粉の作製」工程をせずに作製した焼結体をそれぞれ用意し、該焼結体を機械加工、研削加工し、CNMG120408 - R - 2G の形状に整えることにより、表 4 に示す比較例超硬合金基体 (インサート) 1 ~ 10 (以下、比較例 1' ~ 10' という) として作製した。

【0048】

すなわち、「NbC - VC - Co 粉碎粉の作製」工程を行った焼結体 (比較例 10') は、実施例と同様に「NbC - VC - Co 粉碎粉の作製」工程を行った粉碎粉と他の粉末を、表 2 に示す配合組成に配合して焼結用粉末とし、ボールミル混合し、乾燥した後、焼結型に充填し、表 3 に示すとおり、加圧圧力 100 MPa、昇温速度 120 /分、加熱保持温度 1400、保持時間 5 分、0.1 Pa 以下の真空雰囲気下でプラズマ焼結を行ったものである。一方、「NbC - VC - Co 粉碎粉の作製」工程をせずに作製した焼結体 (比較例 1' ~ 9') は、表 2 に示す配合組成に配合した焼結用粉末を、ボールミル混合し、乾燥した後、焼結型に充填し、表 3 に示すとおり、加圧圧力 100 MPa、昇温速度 80 ~ 120 /分、加熱保持温度 1250 ~ 1300、保持時間 5 ~ 15 分、0.1 Pa 以下の真空雰囲気下でプラズマ焼結を行ったものである。

【0049】

3. 実施例と比較例のインサートの解析

実施例 1 ~ 10 および比較例 1' ~ 10' のインサートの断面について、電子線マイクロアナライザ (EPMA) により、その成分である Co、Ni、Cr、Ti、Ta、Nb、Zr、Hf、V の各元素につき、その含有量を 10 点測定し、その平均値を各成分の含有量とした。

10

20

30

40

50

なお、ここで、Cr、Ti、Ta、Nb、Zr、Hf、Vは、それぞれの前述の炭化物に換算して含有量を算出した。表4に、それぞれの平均含有量を示す。なお、不可避免的不純物の含有量は実施例、比較例とも前述の好ましい範囲にあることを確認した。

【0050】

【表1】

NbC-VC-Co粉碎粉の原料種別	配合組成(質量%)		
	NbC	VC	Co
A'	54.5	35.5	10.0
B'	55.4	34.6	10.0
C'	56.2	33.8	10.0
D'	57.1	32.9	10.0
E'	57.9	32.1	10.0
F'	54.5	35.5	5.0
G'	55.4	34.6	5.0
H'	56.2	33.8	5.0
I'	57.1	32.9	5.0
J'	57.9	32.1	5.0

【0051】

【表 2】

原料粉末種別	NbC-VC-C _o 粉碎粉の原料種別	使用WC平均粒径(D50)	配合組成(質量%)										
			NbC-VC-C _o	Co	Ni	Cr ₃ C ₂	TaC	TiC	ZrC	HfC	NbC	VC	WC
A	A'	4.0	1.1	3.9	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	残
B	B'	6.0	2.3	7.7	0.9	0.5	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	残
C	C'	1.0	3.7	6.9	1.7	0.2	3.0	4.0	0.0	0.0	0.0	0.0	残
D	D'	3.0	3.1	4.6	2.0	0.4	2.0	2.0	0.0	1.0	0.0	0.0	残
E	E'	4.0	11.7	3.2	2.1	0.2	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	残
F	F'	1.5	5.7	6.8	6.8	0.3	3.0	3.0	2.0	3.0	0.0	0.0	残
G	G'	5.0	2.1	3.1	4.6	0.1	2.0	3.0	2.0	1.0	0.0	0.0	残
H	H'	1.0	2.4	1.3	3.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	残
I	I'	3.0	5.5	2.5	10.0	0.4	3.0	4.0	1.5	1.5	0.0	0.0	残
J	J'	3.0	12.6	1.4	13.0	0.3	5.0	3.0	4.0	0.0	0.0	0.0	残
K	-	4.0	0.0	4.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.6	0.4	残
L	-	6.0	0.0	8.0	0.9	0.5	0.0	0.0	0.0	0.0	1.3	0.8	残
M	-	1.0	0.0	7.3	1.7	0.2	3.0	4.0	0.0	0.0	2.1	1.3	残
N	-	3.0	0.0	4.9	2.0	0.4	2.0	2.0	0.0	1.0	1.8	1.0	残
O	-	4.0	0.0	4.4	2.1	0.2	0.0	0.0	0.0	0.0	6.8	3.8	残
P	-	1.5	0.0	7.0	6.8	0.3	3.0	3.0	2.0	3.0	3.1	2.0	残
Q	-	5.0	0.0	3.2	4.6	0.1	2.0	3.0	2.0	1.0	1.2	0.7	残
R	-	1.0	0.0	1.4	3.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	1.3	0.8	残
S	-	3.0	0.0	2.8	10.0	0.4	3.0	4.0	1.5	1.5	3.1	1.8	残
T	J'	3.0	12.6	1.4	13.0	0.3	5.0	3.0	4.0	0.0	0.0	0.0	残

【0052】

表 2 において、「-」は該当するものがないことを示している。

【0053】

【表 3】

工程種別	原料粉末	NbC-VC-Co焼結条件				切削工具焼結条件			
		Ar 雰囲気圧力 (MPa)	保持温度 (°C)	保持時間 (分)	冷却速度 (°C/分)	昇温速度 (°C/分)	加熱保持温 度 (°C)	保持時間 (分)	
実施例 工程	1	A	0.3	1600	300	2	80	1300	5
	2	B	0.3	1600	300	2	90	1290	7
	3	C	0.3	1600	300	2	100	1280	9
	4	D	0.3	1600	300	2	110	1260	13
	5	E	0.3	1600	300	2	120	1250	15
	6	F	0.4	1650	60	3	80	1300	5
	7	G	0.4	1650	60	3	90	1290	7
	8	H	0.4	1650	60	3	100	1280	9
	9	I	0.4	1650	60	3	110	1260	13
	10	J	0.4	1650	60	3	120	1250	15
比較例 工程	1'	K	-	-	-	-	80	1300	5
	2'	L	-	-	-	-	90	1290	7
	3'	M	-	-	-	-	100	1280	9
	4'	N	-	-	-	-	110	1260	13
	5'	O	-	-	-	-	120	1250	15
	6'	P	-	-	-	-	80	1300	5
	7'	Q	-	-	-	-	90	1290	7
	8'	R	-	-	-	-	100	1280	9
	9'	S	-	-	-	-	110	1260	13
	10'	T	0.4	1650	60	3	120	1400	5

【0054】

表3において、「-」は該当する処理がないことを示している。

【0055】

【表 4】

実施例 種別	工程種 別	組成(質量%)					合金の(N bの原子 数)/[(N bの原子 数)+(Vの 原子数)]	硬質相の平均粒径 (μm)	第1相の 平均粒 径(μm)	第2相の平均粒径 (μm)	L (μm)	A (μm^2)	$L/A^{0.5}$
		Co+ Ni	NbC+ VC	Cr ₃ C ₂	MC	WCを よび 不可避 不純物							
1	1	4.0	1.0	0.0	0.0	残	0.48	3.7	2.7	3.0	10.2	5.7	4.3
2	2	8.8	2.1	0.4	0.0	残	0.49	6.0	3.0	2.7	12.2	6.9	4.7
3	3	9.0	3.3	0.2	6.9	残	0.50	0.5	2.0	2.3	10.6	3.1	6.0
4	4	6.8	2.8	0.4	5.2	残	0.51	3.0	2.4	2.0	10.5	4.6	4.9
5	5	6.4	10.5	0.2	0.0	残	0.52	4.2	4.0	3.9	25.3	12.3	7.2
6	6	13.8	5.4	0.3	10.8	残	0.48	1.3	4.5	4.2	22.2	15.6	5.6
7	7	7.8	2.0	0.1	6.2	残	0.49	4.5	3.8	3.1	15.6	11.4	4.6
8	8	4.4	2.2	0.0	0.0	残	0.50	0.9	3.7	3.7	15.3	10.6	4.7
9	9	12.8	5.2	0.4	10.0	残	0.51	2.7	4.4	4.2	21.6	15.2	5.6
10	10	15.0	12.0	0.3	12.0	残	0.52	1.1	6.0	6.0	34.2	26.3	6.4

【 0 0 5 6 】

【表 5】

比較例 種別	工程種 別	組成(質量%)					合金の(N bの原子 数)/[(N bの原子 数)+(Vの 原子数)]	硬質相の平均粒径 (μm)	第1相の 平均粒 径(μm)	第2相の平均粒径 (μm)	L (μm)	A (μm^2)	$L/A^{0.5}$
		Co+ Ni	NbC+ VC	Cr ₃ C ₂	MC	WCお よび 不可避 不純物							
1'	1'	4.0	1.0	0.0	0.0	残	0.48	3.6	/	/	/	/	
2'	2'	8.8	2.1	0.4	0.0	残	0.49	6.1	/	/	/	/	
3'	3'	9.0	3.3	0.2	6.9	残	0.50	0.4	/	/	/	/	
4'	4'	6.8	2.8	0.4	5.2	残	0.51	3.0	/	/	/	/	
5'	5'	6.4	10.5	0.2	0.0	残	0.52	4.1	/	/	/	/	
6'	6'	13.8	5.4	0.3	10.8	残	0.48	1.2	/	/	/	/	
7'	7'	7.8	2.0	0.1	6.2	残	0.49	4.6	/	/	/	/	
8'	8'	4.4	2.2	0.0	0.0	残	0.50	1.1	/	/	/	/	
9'	9'	12.8	5.2	0.4	10.0	残	0.51	2.7	/	/	/	/	
10'	10'	15.0	12.0	0.3	12.0	残	0.52	3.1	6.5	6.3	18.0	31.2	3.2

【0057】

表5において、「/」は該当する相が存在しないために測定できないことを示している。

【0058】

次に、前記実施例1～5および比較例1'～5'の表面には、被覆層を形成しなかったが(表6では「-」により表している)、前記実施例6～10および比較例6'～10'の表面に、表6に示す平均厚さの被覆層をCVD法で被覆形成した。

なお、ここでは、3層の積層構造として被覆層を蒸着形成したが、この層数は、3に限定されるものではなく、1、2または4以上の層の積層構造であってもよい。

また、硬質被覆層の蒸着条件について特段の制限はないが、前記実施例6～10、比較

例6' ~ 10'におけるTiN、TiCN、Al₂O₃の化学蒸着条件は、以下のとおりであった。

【0059】

[TiNの化学蒸着条件]

反応ガス(容量%):

TiCl₄ 2%、N₂ 30%、H₂ 残

反応圧力: 7 kPa

反応温度: 1000

【0060】

[TiCNの化学蒸着条件]

反応ガス(容量%):

TiCl₄ 2%、CH₃CN 0.7%、N₂ 10%、H₂

残

反応圧力: 7 kPa

反応温度: 900

【0061】

[Al₂O₃の化学蒸着条件]

反応ガス(容量%):

AlCl₃ 2.2%、CO₂ 5.5%、HCl 2.2%、

H₂S 0.2%、H₂ 残

反応圧力: 7 kPa

反応温度: 1000

【0062】

10

20

【表 6】

種別	基体種別	被覆層の種別(成分、組成(原子比)) ()内は各層ごとの平均厚さを記載している	被覆層の平均厚さ (μm)	
実施例	1	1	-	-
	2	2	-	-
	3	3	-	-
	4	4	-	-
	5	5	-	-
	6	6	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	7	7	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	8	8	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	9	9	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	10	10	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
比較例	1'	1	-	-
	2'	2	-	-
	3'	3	-	-
	4'	4	-	-
	5'	5	-	-
	6'	6	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	7'	7	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	8'	8	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	9'	9	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7
	10'	10	TiN(0.2 μm)/TiCN(3 μm)/Al ₂ O ₃ (2.5 μm)	5.7

【0063】

次に、被覆層を形成しなかった実施例1～5および比較例1'～5'には、切削試験1を、被覆層を形成した実施例6～10および比較例6'～10'には、切削試験2をそれぞれ行い、切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。

【0064】

切削試験1：合金鋼(JIS・SNCM439)の丸棒の乾式外径旋削加工(直径200mm)

被削材：J I S ・ S N C M 4 3 9

切削速度：4 5 m / m i n

切り込み：1 . 7 m m

送り：0 . 4 8 m m / r e v

切削時間：1 分

【 0 0 6 5 】

切削試験 2：ステンレス鋼（J I S ・ S U S 3 0 4）の丸棒の湿式外径旋削加工（直径 2 0 0 m m）

被削材：J I S ・ S U S 3 0 4

切削速度：1 6 0 m / m i n

切り込み：3 . 0 m m

送り：0 . 2 8 m m / r e v

切削時間：5 分

湿式水溶性切削油を使用

【 0 0 6 6 】

前記切削加工試験 1、2 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。なお、切れ刃の逃げ面塑性変形量は、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、切れ刃の逃げ面塑性変形量とした。また、逃げ面塑性変形量が 0 . 1 0 0 m m 以上であったとき、損耗状態を刃先変形とした。

【 0 0 6 7 】

【表 7】

実施例	逃げ面 塑性変形量 (mm)	損耗状態	比較例	逃げ面 塑性変形量 (mm)	損耗状態
1	0.055	異常なし	1'	0.289	刃先変形およびチップング
2	0.090	異常なし	2'	計測不可	欠損*
3	0.021	異常なし	3'	0.256	刃先変形およびチップング
4	0.044	異常なし	4'	0.296	刃先変形およびチップング
5	0.029	異常なし	5'	0.285	刃先変形およびチップング

【 0 0 6 8 】

表 7 において、「*」は、2 0 秒毎に切削を中断し刃先観察を実施し、この欠損が塑性変形に起因したものであることを確認した。また、この欠損は刃先に発生し稜線の判別が困難であったため、塑性変形量を測定することができなかった。

【 0 0 6 9 】

【表 8】

実施例	逃げ面 塑性変形量 (mm)	損耗状態	比較例	逃げ面 塑性変形量 (mm)	損耗状態
6	0.061	異常なし	6'	0.334	刃先変形およびチップング
7	0.075	異常なし	7'	計測不可	欠損*
8	0.029	異常なし	8'	0.228	刃先変形およびチップング
9	0.068	異常なし	9'	計測不可	欠損*
10	0.052	異常なし	10'	0.153	刃先変形およびチップング

【 0 0 7 0 】

表 8 において、「*」は、1 分毎に切削を中断し刃先観察を実施し、この欠損が塑性変形に起因したものであることを確認した。また、欠損が刃先に発生し稜線の判別が困難であったため、塑性変形量を測定することができなかった。

【 0 0 7 1 】

切削試験 1 の結果を示す表 7 および切削試験 2 の結果を示す表 8 から明らかなように、実施例は、いずれも寿命に影響を及ぼす逃げ面の塑性変形量が少なく、偏摩耗や欠損を発生することなく、優れ靱性、耐塑性変形性を発揮した。これに対して、比較例は、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加工を行うことが困難であった。

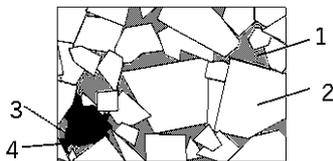
10

【 符号の説明 】

【 0 0 7 2 】

- 1 結合相
- 2 硬質相
- 3 第 1 相
- 4 第 2 相

【 図 1 】



フロントページの続き

(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 FF32 FF39 FF40 FF43 FF44 FF48 FF50 FF53 FF57

4K018 AB02 AC01 AD06 BA04 BB04 BC12 CA02 DA22 DA32 EA21 FA06 FA24 KA15