

(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2004-188501
(P2004-188501A)

(43) 公開日 平成16年7月8日(2004.7.8)

(51) Int. Cl. ⁷	F I	テーマコード (参考)
B 2 3 C 5/16	B 2 3 C 5/16	3 C 0 4 6
B 2 3 B 27/14	B 2 3 B 27/14	4 K 0 3 0
C 2 3 C 16/30	C 2 3 C 16/30	

審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 17 頁)

(21) 出願番号	特願2002-349650 (P2002-349650)	(71) 出願人	000006264 三菱マテリアル株式会社 東京都千代田区大手町1丁目5番1号
(22) 出願日	平成14年12月2日 (2002.12.2)	(74) 代理人	100076679 弁理士 富田 和夫
(31) 優先権主張番号	特願2002-192156 (P2002-192156)	(74) 代理人	100094824 弁理士 鴨井 久太郎
(32) 優先日	平成14年7月1日 (2002.7.1)	(72) 発明者	植田 稔晃 茨城県那珂郡那珂町向山1002-14 三菱マテリアル株式会社総合研究所那珂研 究センター内
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(72) 発明者	大鹿 高歳 茨城県那珂郡那珂町向山1002-14 三菱マテリアル株式会社総合研究所那珂研 究センター内
(31) 優先権主張番号	特願2002-300332 (P2002-300332)		
(32) 優先日	平成14年10月15日 (2002.10.15)		
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 硬質被覆層がすぐれた耐熱衝撃性および表面潤滑性を有する表面被覆サーメット製切削工具

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 硬質被覆層がすぐれた耐熱衝撃性を有する表面被覆サーメット製切削工具を提供する。

【解決手段】 超硬合金またはサーメット基体の表面に、(a) 下部層として、3~20 μmの平均層厚を有し、TiC、TiN、TiCN、TiCO、およびTiCNO層のうちの1または2層以上の積層からなるTi化合物層、(b) 上部層として、3~15 μmの平均層厚を有し、型または型の結晶構造のAl₂O₃に加熱変態処理を施して型結晶構造とし、かつ加熱変態生成クラックが分散分布した組織を有するAl₂O₃層、(c) 表面部層として、0.5~5 μmの平均層厚を有し、組成式：TiO_x、で表わした場合、厚さ方向中央部をオージェ分光分析装置で測定して、Xが原子比で1.2~1.9、を満足するTi酸化物層、(d) 最表面色識別層として、0.05~2 μmの平均層厚を有するTiN層、以上(a)~(d)で構成された表面被覆サーメット工具。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項1】

炭化タングステン基超硬合金または炭窒化チタン基サーメットで構成された工具基体の表面に、

(a) 下部層として、 $3 \sim 20 \mu\text{m}$ の平均層厚を有し、いずれも蒸着形成されたTiの炭化物層、窒化物層、炭窒化物層、炭酸化物層、および炭窒酸化物層のうちの1層または2層以上の積層からなるTi化合物層、

(b) 上部層として、 $3 \sim 15 \mu\text{m}$ の平均層厚を有し、蒸着形成した状態で型または型の結晶構造を有する酸化アルミニウムに加熱変態処理を施して結晶構造を型結晶構造とし、かつ加熱変態生成クラックが分散分布した組織を有する加熱変態型酸化アルミニウム層、

(c) 表面部層として、 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$ の平均層厚を有し、かつ、

組成式： TiO_x 、

で表わした場合、厚さ方向中央部をオージェ分光分析装置で測定して、

x ：Tiに対する原子比で $1.2 \sim 1.9$ 、

を満足するTi酸化物層、

(d) 最表面色識別層として、 $0.05 \sim 2 \mu\text{m}$ の平均層厚を有する蒸着形成された窒化チタン層、

以上(a)～(d)で構成された硬質被覆層を形成してなる、硬質被覆層がすぐれた耐熱衝撃性および表面潤滑性を有する表面被覆サーメット製切削工具。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

この発明は、鋼や鋳鉄などの高速断続切削時に切刃部にきわめて短いピッチで繰り返し付加される熱衝撃に対して硬質被覆層がすぐれた耐熱衝撃性を示し、さらに特にステンレス鋼や軟鋼などのきわめて粘性が高く、かつ切粉が切刃表面に溶着し易い難削材の高速断続切削加工でも、硬質被覆層が切粉に対してすぐれた表面潤滑性を示すことから、通常の鋼や鋳鉄は勿論のこと、ステンレス鋼や軟鋼などの難削材の高速断続切削加工に用いた場合に、切刃にチッピング（微小欠け）などの発生なく、すぐれた切削性能を長期に亘って発揮する表面被覆サーメット製切削工具（以下、被覆サーメット工具という）に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

従来、一般に、炭化タングステン（以下、WCで示す）基超硬合金または炭窒化チタン（以下、TiCNで示す）基サーメットで構成された基体（以下、これらを総称して工具基体という）の表面に、

(a) 下部層として、 $3 \sim 20 \mu\text{m}$ の平均層厚を有し、いずれも化学蒸着形成および/または物理蒸着形成（以下、単に蒸着形成という）されたTiの炭化物（以下、TiCで示す）層、窒化物（以下、同じくTiNで示す）層、炭窒化物（以下、TiCNで示す）層、炭酸化物（以下、TiCOで示す）層、および炭窒酸化物（以下、TiCNOで示す）層のうちの1層または2層以上の積層からなるTi化合物層、

(b) 上部層として、 $3 \sim 15 \mu\text{m}$ の平均層厚を有し、かつ結晶構造が型および/または型の蒸着形成された酸化アルミニウム（以下、 Al_2O_3 で示す）層、

以上(a)および(b)で構成された硬質被覆層を蒸着形成してなる被覆サーメット工具が知られており、この被覆サーメット工具が、例えば各種の鋼や鋳鉄などの連続切削や断続切削に用いられていることも知られている（例えば、特許文献1参照）。

【0003】

また、一般に、上記の被覆サーメット工具の硬質被覆層を構成するTi化合物層や Al_2O_3 層が粒状結晶組織を有し、さらに前記Ti化合物層を構成するTiCN層を、層自身の強度向上を目的として、通常の化学蒸着装置にて、反応ガスとして有機炭窒化物を

10

20

30

40

50

含む混合ガスを使用し、700～950の中温温度域で化学蒸着することにより形成して縦長成長結晶組織をもつようにすることも知られている（例えば、特許文献2参照）。

【0004】

【特許文献1】

特開平6-31503号公報

【特許文献2】

特開平6-8010号公報

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

近年の切削装置の高性能化はめざましく、一方で切削加工に対する省力化および省エネ化、さらに低コスト化の要求は強く、これに伴い、切削加工は一段と高速化の傾向にあるが、上記の従来被覆サーメット工具においては、これを鋼や鋳鉄などの通常の条件での連続切削や断続切削に用いた場合には問題はないが、特にこれを切削条件の最も厳しい高速断続切削、すなわち切刃部にきわめて短いピッチで繰り返し熱衝撃が付加される高速断続切削に用いた場合、硬質被覆層の上部層を構成する Al_2O_3 層は、硬質で耐熱性にすぐれるものの、熱衝撃に脆いために、硬質被覆層にはチッピング（微小欠け）が発生し易く、さらにきわめて粘性の高いステンレス鋼や軟鋼などの被削材の高速断続切削では、これら被削材の切粉は、硬質被覆層を構成する特に Al_2O_3 層に対する親和性が高いために、切刃表面に溶着し易く、この溶着現象が前記の繰り返し熱衝撃現象と相俟って、切刃には一段とチッピングが発生し易くなり、この結果比較的短時間で使用寿命に至るのが現状である。

【0006】

【課題を解決するための手段】

そこで、本発明者等は、上述のような観点から、上記のステンレス鋼や軟鋼などのきわめて粘性が高く、かつ切粉が切刃表面に溶着し易い難削材の高速断続切削加工でも、切刃がすぐれた耐チッピング性を発揮する被覆サーメット工具を開発すべく研究を行った結果、工具基体の表面に、下部層として、通常の条件で、上記Ti化合物層を形成した後、同じく通常の条件で、結晶構造が型または型の Al_2O_3 層を蒸着形成し、この状態で加熱処理、望ましくはAr雰囲気中、温度：1000以上で所定時間保持の条件で加熱処理を施すと、前記型または型の結晶構造は型結晶構造に変態し、かつ加熱変態生成クラックが層中に分散分布した組織を有するようになるが、この結果の加熱変態型 Al_2O_3 層には加熱変態生成クラックが層中に分散分布するようになり、この加熱変態型

Al_2O_3 層を上部層とし、この上部層の表面に、

反応ガス組成を、体積%で、

TiCl₄：0.2～10%、

CO₂：0.1～10%、

Ar：5～60%、

H₂：残り、

とし、かつ、

反応雰囲気温度：800～1100、

反応雰囲気圧力：4～70kPa（30～525torr）、

とした条件で、0.5～5μmの平均層厚を有し、かつ、厚さ方向中央部をオージェ分光分析装置で測定して、Tiに対する酸素の割合が原子比で1.2～1.9、即ち、

組成式：TiO_x、

で表わした場合、

X：Tiに対する原子比で1.2～1.9、

を満足するTi酸化物層を表面部層として蒸着形成すると、このTi酸化物層は、前記加熱変態型 Al_2O_3 層との界面でこの加熱変態生成クラック中に十分に入り込んで前記加熱変態生成クラックを著しく安定化した状態に保持するばかりでなく、ステンレス鋼や軟鋼などの粘性の高い難削材に対する親和性がきわめて低く、これは高い発熱を伴う高

速切削加工でも変わらない性質をもつことから、硬質被覆層の下部層が上記Ti化合物層で構成され、同上部層および表面部層が上記の加熱変態型 Al_2O_3 層およびTi酸化物層で構成された被覆サーメット工具においては、前記上部層を構成する加熱変態型 Al_2O_3 層中に分散分布する加熱変態生成クラックが、特に高速断続切削時の激しい熱衝撃を吸収して、これを緩和し、さらに前記表面層のTi酸化物層は切粉が溶着し難い性質、すなわちすぐれた表面潤滑性を有することから、硬質被覆層におけるチッピング発生が著しく抑制されるようになるという研究結果を得たのである。

【0007】

また、この結果の被覆サーメット工具においては、この硬質被覆層を構成する特に上部層の加熱変態型 Al_2O_3 層および表面部層のTi酸化物層は、いずれも灰黒色系の色調を有するので、工具の使用前と使用後の肉眼による識別が困難であることから、自体が黄金色系の色調を有する窒化チタン（以下、TiNで示す）層を最表面色識別層として、 $0.05 \sim 2 \mu m$ の平均層厚で蒸着形成して、工具の使用前後の色識別を容易に行えるようにすることも必要である。

10

【0008】

この発明は、上記の研究結果に基づいてなされたものであって、WC基超硬合金またはTiCN基サーメットで構成された工具基体の表面に、

(a) 下部層として、 $3 \sim 20 \mu m$ の平均層厚を有し、いずれも蒸着形成されたTiC層、TiN層、TiCN層、TiCO層、およびTiCNO層のうちの1層または2層以上の積層からなるTi化合物層、

20

(b) 上部層として、 $3 \sim 15 \mu m$ の平均層厚を有し、蒸着形成した状態で型または型の結晶構造を有する Al_2O_3 に加熱変態処理を施して結晶構造を型結晶構造とし、かつ加熱変態生成クラックが分散分布した組織を有する加熱変態型 Al_2O_3 層、

(c) 表面部層として、 $0.5 \sim 5 \mu m$ の平均層厚を有し、かつ、

組成式： TiO_x 、

で表わした場合、厚さ方向中央部をオージェ分光分析装置で測定して、

X：Tiに対する原子比で $1.2 \sim 1.9$ 、

を満足するTi酸化物層、

(d) 最表面色識別層として、 $0.05 \sim 2 \mu m$ の平均層厚を有する蒸着形成されたTiN層、

30

以上(a)～(d)で構成された硬質被覆層を形成してなる、硬質被覆層がすぐれた耐熱衝撃性および表面潤滑性を有する被覆サーメット工具に特徴を有するものである。

【0009】

つぎに、この発明の被覆サーメット工具の硬質被覆層の構成層の平均層厚を上記の通りに限定した理由を説明する。

(a) 下部層(Ti化合物層)

Ti化合物層は、自体が強度を有し、これの存在によって硬質被覆層が強度を具備するようになるほか、工具基体と上部層である加熱変態型 Al_2O_3 層のいずれにも強固に密着し、よって硬質被覆層の工具基体に対する密着性向上に寄与する作用をもつが、その平均層厚が $3 \mu m$ 未満では、前記作用を十分に発揮させることができず、一方その平均層厚が $20 \mu m$ を越えると、特に高熱発生を伴う高速断続切削で熱塑性変形を起し易くなり、これが偏摩耗の原因となることから、その平均層厚を $3 \sim 20 \mu m$ と定めた。

40

【0010】

(b) 上部層(加熱変態型 Al_2O_3 層)

加熱変態型 Al_2O_3 層には、 Al_2O_3 自体のもつ高硬度とすぐれた耐熱性によって硬質被覆層の耐摩耗性を向上させるとともに、上記の通り層中に分散分布する加熱変態生成クラックの作用で熱衝撃を吸収して、硬質被覆層にチッピングが発生するのを著しく抑制する作用があるが、その平均層厚が $3 \mu m$ 未満では、前記作用を十分に発揮させることができず、一方その平均層厚が $15 \mu m$ を越えて厚くなりすぎると、前記加熱変態生成クラックがチッピング発生の原因となることから、その平均層厚を $3 \sim 15 \mu m$ と定めた。

50

【0011】

(c) 表面部層 (Ti 酸化物層)

Ti 酸化物層は、上記の通り加熱変態型 Al_2O_3 層との界面でこれの加熱変態生成クラック中に十分に入り込んで前記加熱変態生成クラックを著しく安定化した状態に保持し、もって前記加熱変態型 Al_2O_3 層によってもたらされる耐熱衝撃性の向上を十分に発揮させるようにする作用をもつほか、すぐれた表面潤滑性を有するが、その平均層厚が $0.5 \mu m$ 未満では、前記加熱変態型 Al_2O_3 層中の加熱変態生成クラックの安定化が不十分であるばかりでなく、所望の表面潤滑性を確保することができないことから、チッピングが発生し易くなり、一方前記 Ti 酸化物層による前記作用は $5 \mu m$ までの平均層厚で十分であり、経済性を考慮して、その平均層厚を $0.1 \sim 5 \mu m$ と定めた。

10

また、上記の表面部層を構成する Ti 酸化物層における酸素 (O) の Ti に対する原子比 (X 値) を $1.2 \sim 1.9$ としたのは、その値が 1.2 未満では所望のすぐれた表面潤滑性を確保することができず、一方その値が 1.9 を越えると、層中に気孔が形成され易くなり、健全な表面層の安定的形成が難しくなるという理由によるものである。

【0012】

(d) 最表面色識別層 (TiN 層)

上記の通り TiN 層は、黄金色系の色調を有するので、これを最表面層として蒸着形成すれば、工具の使用後は、工具が例えばスローアウエイチップ形状を有するものであれば、主に切刃部のすくい面と逃げ面の交わる切刃稜線部や前記逃げ面およびすくい面における前記切刃稜線部に近い部分の硬質被覆層が切削で摩耗して、前記 TiN 層が消失し、その他の直接切削に関与しない部分は摩耗しないで、前記黄金色系の色調を有する TiN 層が存在した状態にあるので、工具の使用前と使用後の肉眼による識別を容易にするが、その平均層厚が $0.05 \mu m$ 未満では、所望の色調を確保することができず、一方その平均層厚が $2 \mu m$ を越えて厚くなりすぎると、上記の表面部層 (Ti 酸化物層) による表面潤滑性向上効果が急激に損なわれるようになることから、その平均層厚を $0.05 \sim 2 \mu m$ と定めた。

20

【0013】

さらに、この発明の被覆サーメット工具の硬質被覆層を構成する Ti 酸化物層を X 線回折により観察したところ、組成式: TiO_x の X 値に対応して、 Ti_2O_3 、 Ti_3O_5 、 Ti_4O_7 、および Ti_5O_9 などのうちの少なくともいずれかに主要ピークが現れる回折パターンを示し、これらの回折結果から前記 Ti 酸化物層は Magneli 相と呼ばれるものからなり、一般的に Ti_nO_{2n-1} で表わされるものであることが明らかである。

30

【0014】

【発明の実施の形態】

つぎに、この発明の被覆サーメット工具を実施例により具体的に説明する。

原料粉末として、いずれも $1 \sim 3 \mu m$ の平均粒径を有する WC 粉末、TiC 粉末、ZrC 粉末、VC 粉末、TaC 粉末、NbC 粉末、 Cr_3C_2 粉末、TiN 粉末、TaN 粉末、および Co 粉末を用意し、これら原料粉末を、表 1 に示される配合組成に配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で 24 時間ボールミル混合し、減圧乾燥した後、 $98 MPa$ の圧力で所定形状の圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を $5 Pa$ の真空中、 $1370 \sim 1470$ の範囲内の所定の温度に 1 時間保持の条件で真空焼結し、焼結後、切刃部に $R: 0.07 mm$ のホーニング加工を施すことにより ISO-CNMG120408 に規定するスローアウエイチップ形状をもった WC 基超硬合金製の工具基体 A ~ F をそれぞれ製造した。

40

【0015】

また、原料粉末として、いずれも $0.5 \sim 2 \mu m$ の平均粒径を有する TiCN (質量比で $TiC / TiN = 50 / 50$) 粉末、 Mo_2C 粉末、ZrC 粉末、NbC 粉末、TaC 粉末、WC 粉末、Co 粉末、および Ni 粉末を用意し、これら原料粉末を、表 2 に示される配合組成に配合し、ボールミルで 24 時間湿式混合し、乾燥した後、 $98 MPa$ の圧力

50

で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を1.3kPaの窒素雰囲気中、温度：1540に1時間保持の条件で焼結し、焼結後、切削部分にR：0.07mmのホーニング加工を施すことによりISO規格・CNMG120412のチップ形状をもったTiCN基サーメット製の工具基体a～fを形成した。

【0016】

ついで、これらの工具基体A～Fおよび工具基体a～fの表面に、通常の化学蒸着装置を用い、表3（表3中の1-TiCNは特開平6-8010号公報に記載される縦長成長結晶組織をもつTiCN層の形成条件を示すものであり、これ以外は通常の粒状結晶組織の形成条件を示すものである）に示される条件にて、表4に示される目標層厚のTi化合物層を硬質被覆層の下部層として蒸着形成し、ついで同じく表3に示される条件で結晶構造が型または型のAl₂O₃層を蒸着形成し、これにAr雰囲気中、温度：1050に2～10時間の範囲内の所定時間保持の条件で加熱変態処理を施して、前記型または型の結晶構造を型に変態させて、加熱変態生成クラックが層中に分散分布した加熱変態型Al₂O₃層を同じく表5に示される目標層厚で硬質被覆層の上部層として形成し、さらに同じく表4に示される条件で、かつ表5に示される目標層厚のTi酸化物層を同表面層として形成することにより本発明被覆サーメット工具1～12をそれぞれ製造した。

10

また、比較の目的で、表6に示される通り、硬質被覆層の上部層を同じく表6に示される平均層厚の蒸着型Al₂O₃層とし、かつ表面層の形成を行なわない以外は同一の条件で従来被覆サーメット工具1～12をそれぞれ製造した。

20

【0017】

さらに、上記の本発明被覆サーメット工具と従来被覆サーメット工具の硬質被覆層を構成する加熱変態型Al₂O₃層と蒸着型Al₂O₃層の相違を観察する目的でX線回折を測定した。

これらのX線回折の測定は、X線回折チャート上で(001)面および(002)面にのみ回折ピークが現れる単結晶WCを基体試料として用い、この基体試料の表面に、本発明被覆サーメット工具3、7、および11の目標層厚が15μm、10μm、および5μmの加熱変態型Al₂O₃層、並びに従来被覆サーメット工具3、7、および11の同じく目標層厚が15μm、10μm、および5μmの蒸着型Al₂O₃層の形成条件と同一の条件で、それぞれ目標層厚が15μm、10μm、および5μmの加熱変態型Al₂O₃層および蒸着型Al₂O₃層を直接形成して本発明被覆試料A～Cおよび従来被覆試料a～cを製造し、これら被覆試料の前記加熱変態型Al₂O₃層および蒸着型Al₂O₃層のX線回折を測定することにより行なった。この測定結果を図1～6に示した。

30

本発明被覆試料A～Cの加熱変態型Al₂O₃層のX線回折チャートを示す図1～3と、従来被覆試料a～cの蒸着型Al₂O₃層のX線回折チャートを示す図4～6の比較から、前記加熱変態型Al₂O₃層では(006)面および(018)面に明確な回折ピークが現れているのに対して、前記蒸着型Al₂O₃層ではこれら(006)面および(018)面に回折ピークは存在しないことが明かである。

さらに、上記の単結晶WCで構成された基体試料の表面に、それぞれ目標層厚が15μm、10μm、および5μmの加熱変態型Al₂O₃層および蒸着型Al₂O₃層を直接形成してなる本発明被覆試料A～Cおよび従来被覆試料a～cの前記加熱変態型Al₂O₃層および蒸着型Al₂O₃層のそれぞれについて、基体試料表面と平行な研磨表面における結晶面の電子線後方散乱回折(EBSD)を、熱電界放射型走査電子顕微鏡(日本電子(株)製)および方位回折装置(テクセム・ラボラトリース(株)製)を用いて行なったところ、前記加熱変態型Al₂O₃層では、いずれも結晶方位マップが濃い赤色の色調を示し、これはAl₂O₃の結晶構造である六方晶の(0001)面(六角形の平行面)が前記Al₂O₃層表面(基体試料表面)に対して平行にきわめて強く配向していることを示し、一方前記蒸着型Al₂O₃層では、いずれも結晶方位マップに緑色や青色、さらに黄色およびピンク色など様々な色調が現れ、これは六方晶を構成する結晶面

40

50

に特定の配向性が存在しないことを示すものである。

【0018】

また、この結果得られた本発明被覆サーメット工具1～12および従来被覆サーメット工具1～12について、これの硬質被覆層の構成層を走査型電子顕微鏡を用いて観察（層の縦断面を観察）したところ、前者ではいずれもTi化合物層、加熱変態生成クラックが層中に分散分布した加熱変態型 Al_2O_3 層、Ti酸化物層、およびTiN層からなり、後者では、いずれもTi化合物と蒸着型 Al_2O_3 層からなることが確認された。また、前記最表面色識別層のTiN層には、オージェ分光分析装置を用いて観察したところ、前記表面部層のTi酸化物層からの拡散酸素の含有が見られた。

さらに、上記の本発明被覆サーメット工具1～12の表面部層について、その厚さ方向中央部の酸素含有割合（X値）をオージェ分光分析装置を用いて測定したところ、表4に示される目標値と実質的に同じ値を示した。

また、これらの被覆サーメット工具の硬質被覆層の構成層の厚さを、走査型電子顕微鏡を用いて測定（同じく縦断面測定）したところ、いずれも目標層厚と実質的に同じ平均層厚（5点測定の平均値）を示した。

【0019】

つぎに、上記の各種の被覆サーメット工具をいずれも工具鋼製バイトの先端部に固定治具にてネジ止めした状態で、本発明被覆サーメット工具1～6および従来被覆サーメット工具1～6については、

被削材：JIS・SUS304の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：350m/min、

切り込み：1.5mm、

送り：0.15mm/rev、

切削時間：3分、

の条件でのステンレス鋼の乾式高速断続切削試験、

被削材：JIS・S15Cの長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：350m/min、

切り込み：2.5mm、

送り：0.15mm/rev、

切削時間：3分、

の条件での軟鋼の乾式高速断続切削試験を行った。

【0020】

さらに、本発明被覆サーメット工具7～12および従来被覆サーメット工具7～12については、

被削材：JIS・SUS304の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：350m/min、

切り込み：1.0mm、

送り：0.15mm/rev、

切削時間：3分、

の条件でのステンレス鋼の乾式高速断続切削試験、

被削材：JIS・S15Cの長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：350m/min、

切り込み：1.5mm、

送り：0.15mm/rev、

切削時間：3分、

の条件での軟鋼の乾式高速断続切削試験を行い、いずれの切削試験でも切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。この測定結果を表7に示した。

【0022】

【表1】

10

20

30

40

種別	配合組成 (質量%)										
	Co	TiC	ZrC	VC	TaC	NbC	Cr3C2	TiN	TaN	WC	
A	7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	殘
B	5.7	—	—	—	1.5	0.5	—	—	—	—	殘
C	5.7	—	—	—	—	—	1	—	—	—	殘
D	8.5	—	0.5	—	—	—	0.5	—	—	—	殘
E	12.5	2	—	—	—	—	—	1	2	—	殘
F	14	—	—	0.2	—	—	0.8	—	—	—	殘

10

20

30

40

【 0 0 2 3 】

【 表 2 】

種別	配合組成 (質量%)									
	Co	Ni	ZrC	TaC	NbC	Mo ₂ C	WC	TiCN		
a	13	5	—	10	—	10	16	殘		
b	8	7	—	5	—	7.5	—	殘		
c	5	—	—	—	—	6	10	殘		
d	10	5	—	11	2	—	—	殘		
e	9	4	1	8	—	10	10	殘		
f	12	5.5	—	10	—	9.5	14.5	殘		

10

20

30

【 0 0 2 4 】

【 表 3 】

硬質被覆層の 構成層種別	形成条件 (反応雰囲気中の圧力はkPa, 温度は°Cを示す)	
	反応ガス組成 (容量%)	反応雰囲気 圧力 温度
TiC	TiCl ₄ :4.2%, CH ₄ :8.5%, H ₂ :残	7 1020
TiN(第1層)	TiCl ₄ :4.2%, N ₂ :30%, H ₂ :残	30 900
TiN(その他層)	TiCl ₄ :4.2%, N ₂ :35%, H ₂ :残	50 1040
I-TiCN	TiCl ₄ :4.2%, N ₂ :20%, CH ₃ CN:0.6%, H ₂ :残	7 900
TiCN	TiCl ₄ :4.2%, N ₂ :20%, CH ₄ :4%, H ₂ :残	12 1020
TiCO	TiCl ₄ :4.2%, CO:4%, H ₂ :残	7 1020
TiCNO	TiCl ₄ :4.2%, CO:3%, CH ₄ :3%, N ₂ :20%, H ₂ :残	20 1020
α-Al ₂ O ₃	AlCl ₃ :2.2%, CO ₂ :5.5%, HCl:2.2%, H ₂ S:0.2%, H ₂ :残	7 1000
κ-Al ₂ O ₃	AlCl ₃ :3.3%, CO ₂ :5.5%, HCl:2.2%, H ₂ S:0.2%, H ₂ :残	7 950
θ-Al ₂ O ₃	AlCl ₃ :4.3%, CO ₂ :5.5%, HCl:1.2%, H ₂ S:0.2%, H ₂ :残	7 800

【 0 0 2 5 】

【 表 4 】

[表中、TiOx①～⑥の括弧内の数字は酸素のTiに対する含有割合の目標値(原子比)を示す]

最表面層 種別	最表面層形成条件		
	反応ガス組成(体積%)	反応雰囲気	
		圧力(kPa)	温度(°C)
TiOx①(X:1. 20)	TiCl ₄ :0. 5%、CO ₂ :0. 2%、Ar:40%、H ₂ :残	30	1020
TiOx②(X:1. 35)	TiCl ₄ :3%、CO ₂ :5%、Ar:40%、H ₂ :残	7	1000
TiOx③(X:1. 50)	TiCl ₄ :3%、CO ₂ :10%、Ar:50%、H ₂ :残	14	1000
TiOx④(X:1. 60)	TiCl ₄ :1%、CO ₂ :4. 5%、Ar:40%、H ₂ :残	7	1000
TiOx⑤(X:1. 75)	TiCl ₄ :1%、CO ₂ :7%、Ar:10%、H ₂ :残	7	950
TiOx⑥(X:1. 90)	TiCl ₄ :0. 2%、CO ₂ :5%、Ar:5%、H ₂ :残	7	900

【 0 0 2 6 】

【 表 5 】

10

20

30

40

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層 (括弧内:目標層厚)							
		第1層	第2層	第3層	第4層	第5層	第6層	第7層	
本 発 明 被 覆 サ ー メ ツ ト 工 具	1	A	TiN (1)	I-TiCN (17.5)	TiN (1)	TiCNO (0.5)	θ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (15)	TiO _x ① (4)	TiN (2)
	2	B	TiCN (1)	I-TiCN (8.5)	TiCO (0.5)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (9)	TiO _x ② (2.5)	TiN (1)	-
	3	C	TiN (1)	I-TiCN (4)	TiC (4)	TiCNO (1)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (15)	TiO _x ③ (5)	TiN (1.5)
	4	D	TiC (1)	I-TiCN (9)	θ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (3)	TiO _x ④ (0.5)	TiN (0.05)	-	-
	5	E	TiN (1)	I-TiCN (4.5)	TiCNO (0.5)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (5)	TiO _x ⑤ (2)	TiN (0.5)	-
	6	F	TiN (0.5)	I-TiCN (1.5)	TiC (0.5)	TiCNO (0.5)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (3)	TiO _x ⑥ (0.5)	TiN (0.2)
	7	a	TiN (1)	TiCN (19)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (10)	TiO _x ⑥ (5)	TiN (1)	-	-
	8	b	TiC (0.5)	I-TiCN (9)	TiCO (0.5)	θ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (9)	TiO _x ① (1)	TiN (1)	-
	9	c	TiN (1)	TiC (1)	TiCN (7)	TiCO (1)	θ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (15)	TiO _x ② (2)	TiN (1.5)
	10	d	TiN (1)	TiC (1)	I-TiCN (8)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (3)	TiO _x ⑤ (0.5)	TiN (1.5)	-
	11	e	TiC (1)	I-TiCN (4)	TiCNO (1)	κ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (5)	TiO _x ④ (1)	TiN (0.1)	-
	12	f	TiCN (0.5)	TiC (2)	TiCNO (0.5)	θ 型からの 加熱変態 α 型 Al_2O_3 (3)	TiO _x ③ (0.5)	TiN (0.05)	-

10

20

30

【 0 0 2 7 】

【 表 6 】

40

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層 (括弧内:目標層厚)					
		第1層	第2層	第3層	第4層	第5層	
従 来 被 覆 サ ー メ ツ ト 工 具	1	A	TiN (1)	I-TiCN (17.5)	TiN (1)	TiCNO (0.5)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (15)
	2	B	TiCN (1)	I-TiCN (8.5)	TiCO (0.5)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (9)	—
	3	C	TiN (1)	I-TiCN (4)	TiC (4)	TiCNO (1)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (15)
	4	D	TiC (1)	I-TiCN (9)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (3)	—	—
	5	E	TiN (1)	I-TiCN (4.5)	TiCNO (0.5)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (5)	—
	6	F	TiN (0.5)	I-TiCN (1.5)	TiC (0.5)	TiCNO (0.5)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (3)
	7	a	TiN (1)	TiCN (19)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (10)	—	—
	8	b	TiC (0.5)	I-TiCN (9)	TiCO (0.5)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (9)	—
	9	c	TiN (1)	TiC (1)	TiCN (7)	TiCO (1)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (15)
	10	d	TiN (1)	TiC (1)	I-TiCN (8)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (3)	—
	11	e	TiC (1)	I-TiCN (4)	TiCNO (1)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (5)	—
	12	f	TiCN (0.5)	TiC (2)	TiCNO (0.5)	蒸着α型 Al ₂ O ₃ (3)	—

10

20

30

【 0 0 2 8 】

【 表 7 】

種 別	逃げ面摩耗幅(mm)		種 別	切削試験結果			
	ステンレス鋼	軟鋼		ステンレス鋼	軟鋼		
本発明被覆サーメット工具	1	0.31	0.28	従来被覆サーメット工具	1	0.9分で使用寿命	1.1分で使用寿命
	2	0.24	0.29		2	1.5分で使用寿命	0.9分で使用寿命
	3	0.29	0.32		3	1.5分で使用寿命	0.8分で使用寿命
	4	0.28	0.31		4	0.7分で使用寿命	1.5分で使用寿命
	5	0.30	0.35		5	0.8分で使用寿命	1.7分で使用寿命
	6	0.33	0.39		6	0.6分で使用寿命	2.1分で使用寿命
	7	0.35	0.33		7	1.5分で使用寿命	0.8分で使用寿命
	8	0.29	0.34		8	1.0分で使用寿命	1.6分で使用寿命
	9	0.32	0.30		9	0.8分で使用寿命	1.5分で使用寿命
	10	0.30	0.31		10	0.7分で使用寿命	0.8分で使用寿命
	11	0.31	0.34		11	0.9分で使用寿命	1.8分で使用寿命
	12	0.32	0.35		12	1.0分で使用寿命	1.1分で使用寿命

(表中、使用寿命は硬質被覆層に発生したチップングが原因)

【0029】

【発明の効果】

表5～7に示される結果から、本発明被覆サーメット工具1～12は、硬質被覆層の上部層を構成する加熱変態型 Al_2O_3 層中に分散分布する加熱変態生成クラックによるすぐれた熱衝撃吸収性および表面部層のTi酸化物層のもつ切粉に対するすぐれた表面潤滑性の作用で、熱衝撃がきわめて高く、かつ高い発熱を伴うステンレス鋼や軟鋼の高速断続切削でも、切刃のチップング発生が著しく抑制され、すぐれた耐摩耗性を発揮するのに対して、硬質被覆層の上部層が蒸着型 Al_2O_3 層からなる従来被覆サーメット工具1～12においては、高速断続切削では前記蒸着型 Al_2O_3 層が激しい熱衝撃に耐えられず、かつ被削材がステンレス鋼や軟鋼などのきわめて粘性が高く、かつ切粉が切刃表面に溶着し易い難削材であることと相俟って、切刃にチップングが発生し、比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

上述のように、この発明の被覆サーメット工具は、通常の条件での連続切削や断続切削は勿論のこと、特に熱衝撃がきわめて高く、かつ高い発熱を伴う切削条件の最も厳しい難削材の高速断続切削でもすぐれた耐チップング性を示し、長期に亘ってすぐれた切削性能を発揮するものであるから、切削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、さらに低コスト化に十分満足に対応できるものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明被覆サーメット工具3の硬質被覆層を構成する加熱変態型 Al_2O_3 層(目標層厚:15 μm)のX線回折チャートを示す図である。

【図2】本発明被覆サーメット工具7の硬質被覆層を構成する加熱変態型 Al_2O_3 層(目標層厚:10 μm)のX線回折チャートを示す図である。

【図3】本発明被覆サーメット工具11の硬質被覆層を構成する加熱変態型 Al_2O_3 層(目標層厚:5 μm)のX線回折チャートを示す図である。

【図4】従来被覆サーメット工具3の硬質被覆層を構成する蒸着型 Al_2O_3 層(目標層厚:15 μm)のX線回折チャートを示す図である。

【図5】従来被覆サーメット工具7の硬質被覆層を構成する蒸着型 Al_2O_3 層(目標

10

20

30

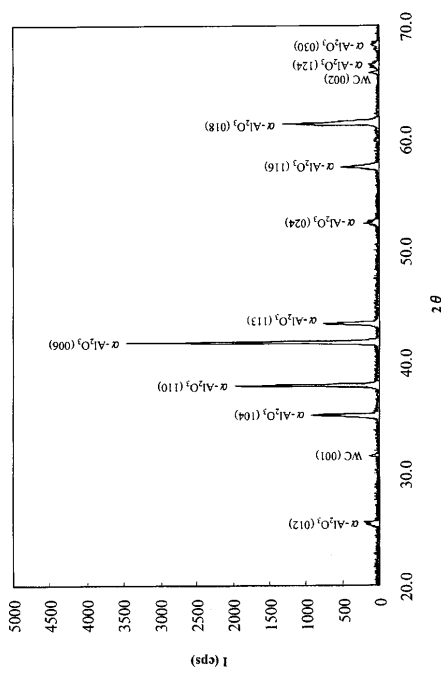
40

50

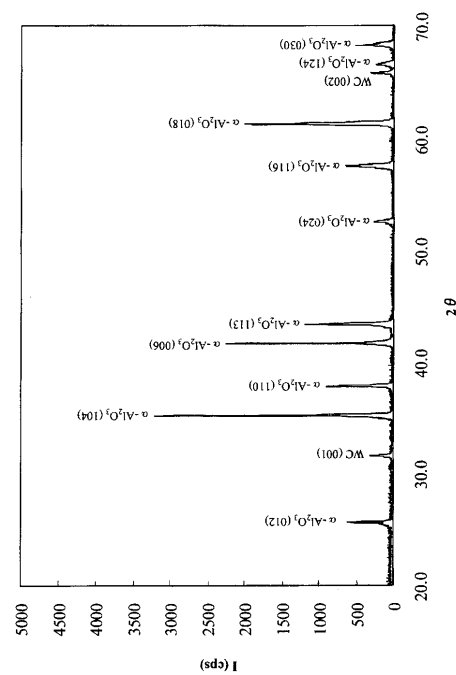
層厚：10 μm)のX線回折チャートを示す図である。

【図6】従来被覆サーメット工具11の硬質被覆層を構成する蒸着型Al₂O₃層(目標層厚：5 μm)のX線回折チャートを示す図である。

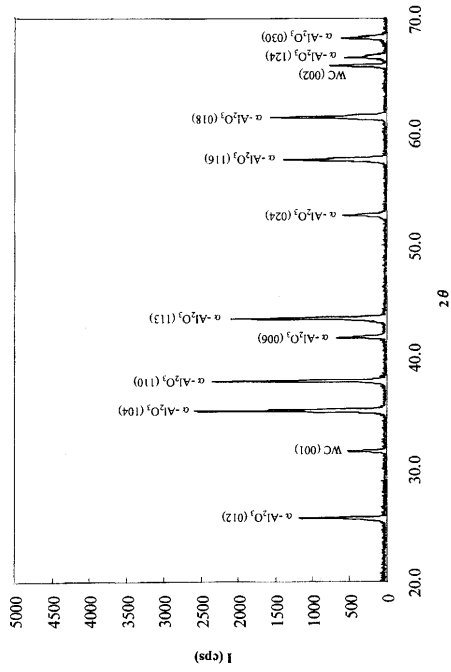
【図1】



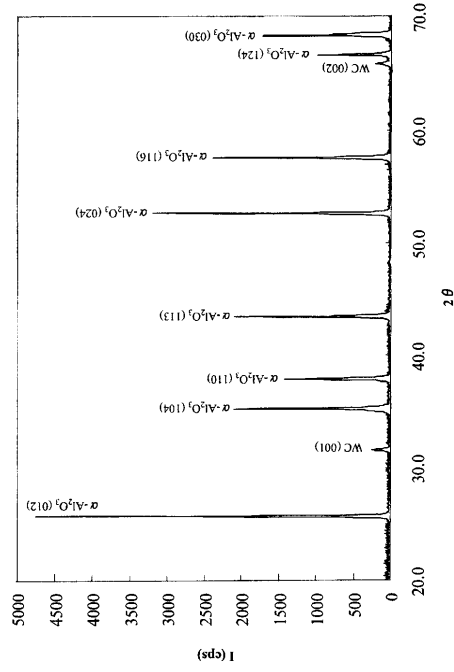
【図2】



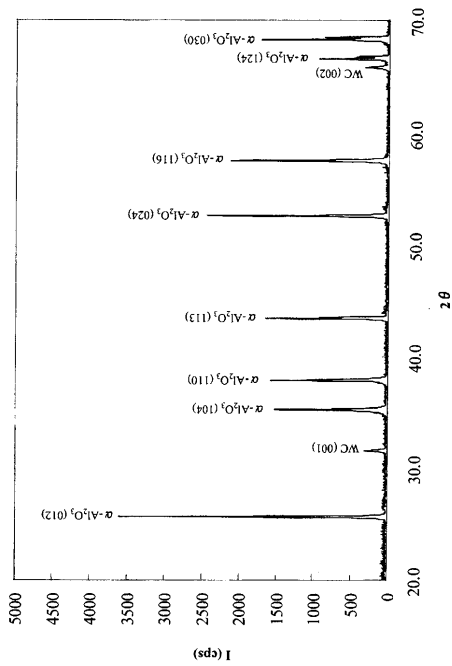
【 3 】



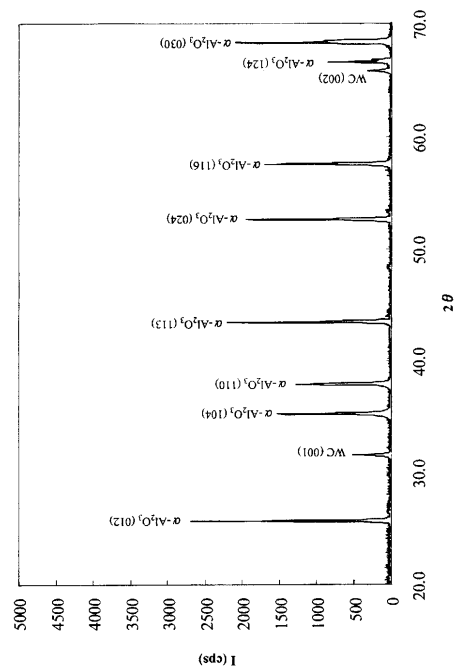
【 4 】



【 5 】



【 6 】



フロントページの続き

Fターム(参考) 3C046 FF03 FF05 FF10 FF13 FF16 FF25
4K030 AA03 AA10 AA14 AA17 AA18 BA36 BA38 BA41 BA43 BA46
BB01 BB12 CA03 FA10 JA01 LA01 LA22