

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5287124号
(P5287124)

(45) 発行日 平成25年9月11日(2013.9.11)

(24) 登録日 平成25年6月14日(2013.6.14)

(51) Int.Cl.		F I	
B 2 3 B	27/14	(2006.01)	B 2 3 B 27/14 A
B 2 3 B	51/00	(2006.01)	B 2 3 B 51/00 J
B 2 3 C	5/16	(2006.01)	B 2 3 C 5/16

請求項の数 1 (全 25 頁)

(21) 出願番号	特願2008-266331 (P2008-266331)	(73) 特許権者	000006264 三菱マテリアル株式会社 東京都千代田区大手町一丁目3番2号
(22) 出願日	平成20年10月15日(2008.10.15)	(74) 代理人	100076679 弁理士 富田 和夫
(65) 公開番号	特開2010-94762 (P2010-94762A)	(74) 代理人	100139240 弁理士 影山 秀一
(43) 公開日	平成22年4月30日(2010.4.30)	(72) 発明者	高岡 秀充 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
審査請求日	平成23年9月28日(2011.9.28)	(72) 発明者	田中 耕一 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
		審査官	石井 孝明

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 硬質被覆層がすぐれた耐久損性を発揮する表面被覆切削工具

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

超硬合金、サーメットあるいは立方晶窒化ほう素基超高压焼結体からなる工具基体の表面に、平均層厚0.5~10μmのTiとAlの複合窒化物層からなる硬質被覆層を蒸着形成した表面被覆切削工具において、

(a) 上記TiとAlの複合窒化物層を、

組成式： $(Ti_x Al_{1-x})N$

で表した場合、

上記TiとAlの複合窒化物層全体としては、Tiの含有割合X(但し、Xは原子比)は、0.50~0.70を満足する全体平均組成を有し、同時に、上記TiとAlの複合窒化物層の層厚方向に沿って、下部側(工具基体側)から上部側(表面側)に向うにしたがって、層中のTi含有割合Xが、0.4から1.0まで漸次増加する傾斜組成を有し、(b) また、上記TiとAlの複合窒化物層について、電子線後方散乱回折装置を用いて個々の結晶粒の結晶方位を解析し、

(イ) 表面研磨面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ がなす傾斜角を測定し、前記測定傾斜角のうち、法線方向に対して0~55度の範囲内にある測定傾斜角を0.25度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計した場合、0~15度の範囲内の傾斜角区分に結晶方位 $\langle 111 \rangle$ が存在する結晶粒の面積割合が結晶粒全面積の50%以上である結晶配向を示し、

(ロ) 結晶粒界を構成する隣り合う結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ 同士のなす角を測定した

場合、前記なす角が0度を超え15度以下である小角粒界の割合が全粒界の50%以上を示す、

上記(a)、(b)を満足するTiとAlの複合窒化物層からなる硬質被覆層を蒸着形成したことを特徴とする表面被覆切削工具。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

この発明は、硬質被覆層が制御された傾斜組成、結晶方位、結晶粒界性格を有することによってすぐれた耐欠損性を示し、したがって、切刃に対して断続的な高負荷がかかる鋼や鋳鉄などの断続重切削加工という厳しい切削条件下で用いられた場合にも、切削工具の長寿命化が可能となる表面被覆切削工具(以下、被覆工具という)に関するものである。

10

【背景技術】

【0002】

一般に、被覆工具には、各種の鋼や鋳鉄などの被削材の旋削加工にバイトの先端部に着脱自在に取り付けて用いられるインサートや、前記インサートを着脱自在に取り付けて、面削加工や溝加工、さらに肩加工などに用いられるソリッドタイプのエンドミルと同様に切削加工を行うインサート式エンドミルなどが知られている。

【0003】

また、被覆工具として、炭化タングステン(以下、WCで示す)基超硬合金、炭窒化チタン(以下、TiCNで示す)基サーメットまたは各種の立方晶窒化ほう素(以下、cBNで示す)基超高压焼結材料で構成された工具本体の表面に、 $(Ti_xAl_{1-x})N$ (ただし、原子比で、Xは0.40~0.60)を満足するTiとAlの複合窒化物[以下、 $(Ti, Al)N$ で示す]層からなる硬質被覆層を物理蒸着してなる被覆工具が提案され、各種の鋼や鋳鉄などの連続切削や断続切削加工に用いられている。

20

さらに、硬質被覆層として、上記 $(Ti, Al)N$ 層を形成した被覆工具において、硬質被覆層構成成分である、TiあるいはAlの層中濃度分布を制御することによって、高速切削加工時の耐摩耗性の向上あるいは重切削加工時の耐チッピング性の改善を図ることが知られている。

【特許文献1】特許第2644710号明細書

30

【特許文献2】特開平7-300649号公報

【特許文献3】特開平8-119774号公報

【特許文献4】特許第3669334号明細書

【特許文献5】特許第3928452号明細書

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

近年の切削加工装置のFA化はめざましく、加えて切削加工に対する省力化、省エネ化、低コスト化さらに効率化の要求も強く、これに伴い、高送り、高切り込みなどの重切削加工が要求される傾向にあるが、上記の従来被覆工具においては、各種の鋼や鋳鉄を通常条件下で切削加工した場合に特段の問題は生じないが、切刃に対して断続的に大きな機械的負荷がかかる断続重切削加工に用いた場合には、切刃部に欠損を生じやすく、これが原因で、比較的短時間で使用寿命に至るのが現状である。

40

【課題を解決するための手段】

【0005】

そこで、本発明者等は、上述のような観点から、上記の従来被覆工具のさらに一段の使用寿命の延命化を図るべく、これの硬質被覆層である $(Ti, Al)N$ 層に着目し、鋭意研究を行った結果、

(a)上記の従来被覆工具は、例えば図3に概略説明図で示される物理蒸着装置の1種であるアークイオンプレーティング(AIP)装置に上記の工具基体を装着し、

50

装置内加熱温度：300～500、
 超硬基体に印加する直流バイアス電圧：-60～-100V、
 カソード電極：Al-Ti合金、
 上記カソード電極とアノード電極間のアーク放電電流：60～100A、
 装置内窒素ガス圧力：1～6Pa、

の条件（以下、通常条件という）で、硬質被覆層として上記の組成式： $(Ti_x Al_{1-x})N$ （ただし、原子比で、 x は0.40～0.60）を満足（Ti, Al）N層〔以下、従来（Ti, Al）N層という〕を形成することにより製造される。

しかし、前記（Ti, Al）N層の形成を、例えば図2に概略説明図で示される物理蒸着装置の1種である圧力勾配型Arプラズマガンを利用したイオンプレーティング装置に上記の工具基体を装着し、

工具基体温度：350～500、
 蒸発源：金属Al, 金属Ti、
 プラズマガン放電電力：3～12kW、
 窒素ガス流量：50～70sccm、
 装置内ガス圧力：0.04～0.08Pa、
 工具基体に印加する直流バイアス電圧：-5～-10V

の条件で、かつ、プラズマアシスト用のArプラズマガン放電電力を2～4kWとし、基板にプラズマを照射して蒸着粒子のイオン化率を上げて蒸着を行い、さらに、蒸着の進行とともに、蒸発源である金属Alと金属Tiに印加するプラズマガン放電電力を相対的に次第に変化させながら蒸着を行うと、この結果形成された（Ti, Al）N層〔以下、改質（Ti, Al）N層という〕は、改質（Ti, Al）N層の層厚方向に沿って、下部側（工具基体側）から上部側（表面側）に向うにしたがって、Alとの含量に占めるTi含有割合 X （原子比）が漸次増加する傾斜組成を有するようになること。

【0006】

（b）さらに、上記（a）の改質（Ti, Al）N層と上記従来（Ti, Al）N層について、電子線後方散乱回折装置（以下、EBSDという）を用いて個々の結晶粒の結晶方位を解析したところ、図1に概略説明図で示される通り、表面研磨面の測定範囲内に存在する立方晶結晶格子を有する結晶粒個々に電子線を照射して、前記表面研磨面の法線に対して、前記結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ がなす傾斜角を測定し、前記測定傾斜角のうち、前記法線方向となす角度が0～55度の範囲内にある測定傾斜角を0.25度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計し、また、各結晶粒界を構成する隣り合う結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ 同士のなす角を測定し、集計した時、前記従来（Ti, Al）N層は、図5に例示される通り、表面研磨面の法線に対する結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ がなす傾斜角の分布は、法線方向に対して0～15度の範囲内の傾斜角区分にピークを有することがあったとしても、結晶粒界の角度分布は、小角粒界（ $0 < \theta < 15^\circ$ ）の割合が10%程度と小さいのに対して、前記（a）の改質（Ti, Al）N層の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ の測定傾斜角の分布は、図4に例示される通り、法線方向に対して0～15度の範囲内の傾斜角区分に結晶方位 $\langle 111 \rangle$ が存在する結晶粒の面積割合が結晶粒全面積の50%以上である結晶配向を示し、さらに、結晶粒界の角度分布図において、小角粒界（ $0 < \theta < 15^\circ$ ）の割合が50%以上であること。

さらに、前記表面研磨面の法線方向に対して0～15度の範囲内に、結晶方位 $\langle 111 \rangle$ が存在する結晶粒の面積割合、また、結晶粒界の角度分布における小角粒界の割合は、基体の温度、バイアス電圧、窒素ガス流量、プラズマアシスト条件によって変化すること。

【0007】

（c）多くの試験結果によれば、上記の通り工具基体に改質（Ti, Al）N層を物理蒸着装置の1種である圧力勾配型Arプラズマガンを利用したイオンプレーティング装置によって物理蒸着する条件、例えば、

基体の温度：350～500

バイアス電圧： - 5 ~ - 10 V

窒素ガス流量： 50 ~ 70 s c c m

プラズマガン放電電力： 3 ~ 12 kW

プラズマアシスト条件： Ar プラズマガンの放電電力 2 ~ 4 kW

のように調整することによって、表面研磨面の法線に対して0 ~ 15度の範囲内に結晶方位 < 1 1 1 > が存在する結晶粒の面積割合が結晶粒全面積の50%以上を占め、また、結晶粒界の角度分布において、0 < 15°の割合が全粒界の50%以上を占めるという結晶配列を示すようになること。

【0008】

(d) また、硬質被覆層の構成成分であるTiとAlの組成(含有割合)は、例えば、蒸発源である金属Alあるいは金属Tiへ照射するプラズマガン放電電力をコントロールすることによって、層全体としての全体平均組成を任意に調整することができる。

さらに、蒸着時間の経過にともなって、金属Al、金属Tiの何れか一方に対するプラズマガン放電電力を相対的に変化・調整することにより、その変化・調整パターンに応じて、層厚方向に沿って所望の傾斜組成(成分濃度勾配)を有する非均質組成の硬質被覆層を形成することもできる。

いずれにしても、蒸着形成時の基体の温度、バイアス電圧、窒素ガス流量、プラズマアシスト条件等を調整することによって、所望結晶形態、粒界特性の硬質膜を蒸着形成することができると同時に、プラズマガン放電電力等を調整することによって、所望全体平均組成、所望傾斜組成(濃度勾配)の硬質膜を蒸着形成することができ、また、これらを調整することによって、切刃に対して断続的に高負荷が作用する断続重切削加工において、すぐれた耐欠損性、耐摩耗性を発揮する硬質被覆層を備えた被覆工具を提供することができる。

以上(a) ~ (d) に示される知見を得たのである。

【0009】

この発明は、上記の知見に基づいてなされたものであって、

「超合金、サーメットあるいは立方晶窒化ほう素基超高压焼結体からなる工具基体の表面に、平均層厚0.5 ~ 10 μmのTiとAlの複合窒化物層からなる硬質被覆層を蒸着形成した表面被覆切削工具において、

(a) 上記TiとAlの複合窒化物層を、

組成式： $(Ti_x Al_{1-x})N$

で表した場合、

上記TiとAlの複合窒化物層全体としては、Tiの含有割合X(但し、Xは原子比)は、0.50 ~ 0.70を満足する全体平均組成を有し、同時に、上記TiとAlの複合窒化物層の層厚方向に沿って、下部側(工具基体側)から上部側(表面側)に向うにしたがって、層中のTi含有割合Xが、0.4から1.0まで漸次増加する傾斜組成を有し、

(イ) 表面研磨面の法線方向に対する前記結晶粒の結晶方位< 1 1 1 > がなす傾斜角を測定し、前記測定傾斜角のうち、法線方向に対して0 ~ 55度の範囲内にある測定傾斜角を0.25度のピッチ毎に区分して各区分内に存在する度数を集計した場合、0 ~ 15度の範囲内の傾斜角区分に結晶方位< 1 1 1 > が存在する結晶粒の面積割合が結晶粒全面積の50%以上である結晶配向を示し、

(ロ) 結晶粒界を構成する隣り合う結晶粒の結晶方位< 1 1 1 > 同士のなす角を測定した場合、前記なす角が0度を超え15度以下である小角粒界の割合が全粒界の50%以上を示す、

上記(a)、(b)を満足するTiとAlの複合窒化物層からなる硬質被覆層を蒸着形成したことを特徴とする表面被覆切削工具。」

に特徴を有するものである。

10

20

30

40

50

【0010】

(a) この発明の被覆工具の硬質被覆層を構成する改質(Ti, Al)N層において、Ti成分は高温強度を向上させ、一方、Al成分は高温硬さおよび耐熱性(高温特性)を向上させる目的で含有するものである。

まず、上記(Ti, Al)N層を、

組成式： $(Ti_x Al_{1-x})N$

で表した場合に、層全体としての全体平均組成を表すTi成分の含有割合を示すX値がAl成分との含量に占める割合(原子比)で0.50未満になると、相対的にAlの割合が多くなり過ぎて、層全体としての高温強度の低下は避けられず、この結果チッピングなどが発生し易くなり、一方Tiの割合を示すX値が同0.70を越えると、相対的にAlの割合が少なくなり過ぎて、所望のすぐれた高温特性を確保することができず、摩耗促進の原因となることから、X値を0.50~0.70と定めた。

10

【0011】

(b) さらに、この発明では、上記の全体平均組成を維持しつつ、層厚方向に沿って、(Ti, Al)N層の下部側(工具基体側)から上部側(表面側)に向うにしたがって、層中のTi含有割合Xが、0.4から1.0まで漸次増加する傾斜組成(成分濃度勾配)を有する改質(Ti, Al)N層を蒸着形成した。

蒸着における上記傾斜組成(濃度勾配)の形成は、蒸着時間の経過(蒸着膜の成長)に応じて、金属Al、金属Tiの少なくとも何れか一方に印加するプラズマガン放電電力を相対的に変化・調整することにより行う。

20

つまり、蒸着開始時には、 $(Ti_{0.4} Al_{0.6})N$ の組成からなる蒸着膜が下部側(工具基体側)に形成されるように金属Al、金属Tiへのプラズマガン放電電力を、それぞれ、9kW、7kWに調整し、蒸着の進行とともに、金属Alへのプラズマガン放電電力を次第に絞っていき、逆に、金属Tiへのプラズマガン放電電力を次第に大きくして、蒸着終了時には、金属Alへのプラズマガン放電電力の印加を停止し、金属Tiへのプラズマガン放電電力によってのみ、上部側(表面側)に実質的にTiN層が蒸着形成される。

改質(Ti, Al)N層の下部側(工具基体側)では、Al含有割合が比較的高い($X=0.4$)ため、十分な高温硬さ、耐熱性(高温特性)を維持し、その結果、耐摩耗性が担保され、一方、上部側(表面側)は、実質的にTiN層で形成されている($X=1.0$)ことから、十分な高温強度が保持され、耐チッピング性、耐欠損性が高められる。そして、改質(Ti, Al)N層は、その下部側(工具基体側)及びその上部側(表面側)で、相異なる皮膜特性を有するにも拘らず、組成は連続的な変化を示し、組成の不連続領域が存在しないため、改質(Ti, Al)N層全体としてすぐれた皮膜強度を有し、切刃部に対し、断続的な高負荷が作用する断続重切削においても、皮膜の欠損、剥離等を生じることはない。

30

ただ、改質(Ti, Al)N層からなる硬質被覆層の平均層厚が0.5μm未満では、所望の耐摩耗性を確保するのに不十分であり、一方、その平均層厚が10μmを越えると、皮膜の剥離やチッピングが発生し易くなることから、その平均層厚を0.5~10μmと定めた。

40

【0012】

さらに、改質(Ti, Al)N層からなる硬質被覆層の結晶形態に関しては、(Ti, Al)N層の表面研磨面の法線に対して、0~15度の範囲内に結晶方位 $\langle 111 \rangle$ が存在する結晶粒の面積割合、結晶粒界を構成する隣り合う結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ 同士のなす角が0度を超え15度以下である小角粒界の割合は、蒸着条件、例えば、基体の温度、バイアス電圧、窒素ガス流量およびプラズマアシスト条件によって変化するが、多くの試験結果によれば、圧力勾配型Arプラズマガンを利用したイオンプレーティングによる蒸着条件を

基体の温度： 350~500

バイアス電圧： -5~-10 V

50

窒素ガス流量： 50 ~ 70 s c c m

プラズマアシスト条件： A r プラズマガンの放電電力 2 ~ 4 k W

とすることによって、(T i , A l) N 層の表面研磨面の法線に対して 0 ~ 15 度の範囲内に結晶方位 < 1 1 1 > が存在する結晶粒の面積割合が結晶粒全面積の 50 % 以上を占め、また、結晶粒界の角度分布において、 $0^\circ < \theta < 15^\circ$ の割合が全粒界の 50 % 以上を占めるといふ結晶配列を示す (T i , A l) N 層を得ることができる。

しかし、法線に対して 0 ~ 15 度の範囲内に結晶方位 < 1 1 1 > が存在する結晶粒の面積割合が 50 % 未満、あるいは、結晶粒界の角度分布において、 $0^\circ < \theta < 15^\circ$ の割合が全粒界の 50 % 未満となった場合には、(T i , A l) N 層に前記の結晶配列を付与することはできず、その結果、被覆工具にすぐれた耐欠損性を期待することはできない。

10

【発明の効果】

【0013】

この発明の被覆工具は、これの硬質被覆層を構成する改質 (T i , A l) N 層が特別な傾斜組成、結晶配列を有することによって、鋼や鋳鉄などの断続重切削加工において、すぐれた耐欠損性、耐摩耗性を発揮し、使用寿命の延命化に寄与するものである。

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

つぎに、この発明の被覆工具を実施例により具体的に説明する。

【実施例1】

20

【0015】

原料粉末として、いずれも 1 ~ 3 μ m の平均粒径を有する W C 粉末、T i C 粉末、V C 粉末、T a C 粉末、N b C 粉末、C r₃ C₂ 粉末、および C o 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、ボールミルで 72 時間湿式混合し、乾燥した後、100 M P a の圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を 6 P a の真空中、温度：1400 に 1 時間保持の条件で焼結し、焼結後、切刃部分に R : 0 . 03 のホーニング加工を施して I S O 規格・C N M G 1 2 0 4 0 8 のインサート形状をもった W C 基超硬合金製の工具基体 A - 1 ~ A - 10 を形成した。

【0016】

また、原料粉末として、いずれも 0 . 5 ~ 2 μ m の平均粒径を有する T i C N (質量比で、T i C / T i N = 50 / 50) 粉末、M o₂ C 粉末、Z r C 粉末、N b C 粉末、T a C 粉末、W C 粉末、C o 粉末、および N i 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、100 M P a の圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を 2 k P a の窒素雰囲気中、温度：1500 に 1 時間保持の条件で焼結し、焼結後、切刃部分に R : 0 . 03 のホーニング加工を施して I S O 規格・C N M G 1 2 0 4 0 8 のインサート形状をもった T i C N 基サーメット製の工具基体 B - 1 ~ B - 6 を形成した。

30

【0017】

ついで、上記の工具基体 A - 1 ~ A - 10 および B - 1 ~ B - 6 のそれぞれを、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、図 2 に示される蒸着装置に装着し、蒸発源として、金属 A l、金属 T i を装着し、まず、装置内を排気して 1×10^{-2} P a 以下の真空に保持しながら、工具基体を 400 に加熱した後、A r ガスを導入して 2 . 0 P a としたのち、工具基体に - 500 V のバイアス電圧を印加することによって、前記工具基体を 20 分間 A r ボンバード処理し、ついで、装置内を一旦 1×10^{-3} P a 程度の真空にした後、金属 A l、金属 T i への圧力勾配型 A r プラズマガンの放電電力をそれぞれ 9 k W、7 k W とし、工具基体に - 7 V のバイアス電圧を印加し、窒素ガスを 60 s c c m 流しながら、炉内の圧力を 0 . 08 P a に保ち、A r プラズマガンの放電電力を 3 k W とし、A r プラズマを基体に照射しながら、蒸発源にプラズマビームを入射し金属 A l、金属 T i の蒸気を発生させるとともにプラズマビームでイオン化して、さらに、蒸着の進行とともに蒸発源である金属 A l に対するプラズマガンの放電電力量を次第に低減し、かつ、金

40

50

属Tiに対するプラズマガンの放電電力量を増加していくことにより、工具基体表面に、表3に示される目標全体平均組成、目標傾斜組成、結晶特性および目標層厚を有する改質(Ti, Al)N層を硬質被覆層として蒸着形成して、本発明被覆工具としての本発明表面被覆インサート(以下、本発明被覆インサートと云う)1~16をそれぞれ製造した。

【0018】

比較の目的で、上記の工具基体A-1~A-10およびB-1~B-6のそれぞれを、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、図3に示されるアークイオンプレーティング装置に装着し、カソード電極(蒸発源)として、所定の成分組成をもったTi-Al合金を装着し、まず、装置内を排気して0.5Pa以下の真空に保持しながら、ヒーターで装置内を500℃に加熱した後、Arガスを導入して、0.7Paの雰囲気とすると共に、前記工具基体に-200Vの直流バイアス電圧を印加し、もって工具基体表面をアルゴンイオンによってボンバード洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して、1~6Paの範囲内の所定の雰囲気とすると共に、前記工具基体に印加する直流バイアス電圧を-60~-100Vの範囲内の所定の電圧とし、前記カソード電極である所定組成のTi-Al合金とアノード電極との間に80Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記工具基体の表面に、表4に示される目標組成および目標層厚の従来(Ti, Al)N層を硬質被覆層として蒸着形成することにより、従来被覆工具としての従来被覆インサート1~16をそれぞれ製造した。

10

【0019】

つぎに、上記本発明被覆インサート1~10および従来被覆インサート1~10について、これを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、

20

被削材：JIS・SNCM439の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：240 m/min、

切り込み：2.5 mm、

送り：0.35 mm/rev、

切削時間：3分、

の条件(切削条件A1という)での合金鋼の乾式断続重切削加工試験(通常の切り込み及び送りは、それぞれ、1.5mm、0.15mm/rev)を行い、切削の逃げ面摩耗幅を測定した。

【0020】

30

また、上記本発明被覆インサート11~16および従来被覆インサート11~16について、これを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、

被削材：JIS・SCM440の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：230 m/min、

切り込み：1.5 mm、

送り：0.23 mm/rev、

切削時間：3分、

の条件(切削条件A2という)での合金鋼の乾式断続重切削加工試験(通常の切り込み及び送りは、それぞれ、1.0mm、0.12mm/rev)を行い、切削の逃げ面摩耗幅を測定した。

40

上記切削加工試験A1, A2の測定結果を表5に示した。

【0021】

【表 1】

種 別		配 合 組 成 (質量%)						
		Co	TiC	TaC	NbC	VC	Cr ₃ C ₂	WC
工 具 基 体	A-1	5	2	—	—	—	—	残
	A-2	6	—	1.5	1	—	—	残
	A-3	6.5	0.6	—	—	—	—	残
	A-4	7	0.4	—	1	—	—	残
	A-5	8	—	—	—	1	0.3	残
	A-6	8.5	—	2.5	—	—	—	残
	A-7	9.5	—	—	—	—	0.5	残
	A-8	10.5	5	—	2	—	—	残
	A-9	12	0.6	2.5	—	—	—	残
	A-10	12.5	1.5	—	—	—	—	残

10

20

【 0 0 2 2 】

【表 2】

種 別		配 合 組 成 (質量%)							
		Co	Ni	ZrC	TaC	NbC	Mo ₂ C	WC	TiCN
工 具 基 体	B-1	13	5	—	10	—	10	16	残
	B-2	8	7	—	5	—	7.5	—	残
	B-3	5	—	—	—	—	6	10	残
	B-4	10	5	—	11	2	—	—	残
	B-5	9	4	1	8	—	10	10	残
	B-6	12	5.5	—	10	—	9.5	14.5	残

30

40

【 0 0 2 3 】

【表3】

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層[改質(Ti, Al)N層]									
		目標全体平均組成 (原子比)			傾斜組成指標値			目標 層厚 (μm)	皮膜に対し、 法線方向での 結晶方位の 解析結果	結晶粒界を構成 する2つの結晶粒の 結晶方位<111> 同士のなす角度 θ の測定結果	
		Ti	Al	N	X_L	X_M	X_U				0~15度に <111>がある 結晶粒の 面積割合(%)
本 発 明 被 覆 イ ン サ ー ト	1	A-1	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	1.5	78	64
	2	A-2	0.55	0.45	1.00	0.41	0.47	0.80	2.0	65	61
	3	A-3	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	2.5	68	62
	4	A-4	0.65	0.35	1.00	0.42	0.55	0.95	3.0	60	55
	5	A-5	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	3.5	71	63
	6	A-6	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	1.0	73	64
	7	A-7	0.55	0.45	1.00	0.41	0.47	0.80	2.0	65	62
	8	A-8	0.60	0.40	1.00	0.41	0.50	0.91	2.5	68	65
	9	A-9	0.65	0.35	1.00	0.42	0.55	0.95	3.0	62	60
	10	A-10	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	3.5	71	60
	11	B-1	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	2.5	63	61
	12	B-2	0.55	0.45	1.00	0.41	0.47	0.80	3.0	61	58
	13	B-3	0.55	0.45	1.00	0.41	0.47	0.80	3.0	58	62
	14	B-4	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	2.5	66	63
	15	B-5	0.65	0.35	1.00	0.42	0.55	0.95	3.0	67	62
	16	B-6	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	3.0	71	65

10

20

30

【0024】

【表4】

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層[従来(Ti, Al)N層]					
		目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)	皮膜に対し、 法線方向での 結晶方位の 解析結果	結晶粒界を構成 する2つの結晶粒の 結晶方位<111> 同士のなす角度 θ の測定結果
		Ti	Al	N		0~15度に <111>がある 結晶粒の 面積割合(%)	角度 θ が $0 < \theta \leq 15^\circ$ である結晶粒界 の割合(%)
従来被覆 インサート	1	本発明被覆インサート1に同じ				31	11
	2	本発明被覆インサート2に同じ				25	12
	3	本発明被覆インサート3に同じ				28	9
	4	本発明被覆インサート4に同じ				30	8
	5	本発明被覆インサート5に同じ				26	7
	6	本発明被覆インサート6に同じ				20	10
	7	本発明被覆インサート7に同じ				23	9
	8	本発明被覆インサート8に同じ				24	12
	9	本発明被覆インサート9に同じ				28	8
	10	本発明被覆インサート10に同じ				31	11
	11	本発明被覆インサート11に同じ				25	9
	12	本発明被覆インサート12に同じ				22	13
	13	本発明被覆インサート13に同じ				21	8
	14	本発明被覆インサート14に同じ				20	7
	15	本発明被覆インサート15に同じ				18	10
	16	本発明被覆インサート16に同じ				24	8

【表 5】

種別	逃げ面摩耗幅 (mm)		種別	切削試験結果 (切削時間(分))	
	切削条件A1			切削条件A1	
本発明被覆インサート	1	0.18	従来被覆インサート	1	0.6
	2	0.16		2	0.5
	3	0.16		3	0.3
	4	0.17		4	0.5
	5	0.15		5	0.7
	6	0.18		6	0.2
	7	0.19		7	0.3
	8	0.20		8	0.5
	9	0.19		9	0.4
	10	0.20		10	0.3
		切削条件A2			切削条件A2
	11	0.12		11	0.2
	12	0.15		12	0.3
	13	0.14		13	0.3
	14	0.13		14	0.1
	15	0.15		15	0.2
16	0.18	16	0.3		

従来被覆インサートについては、欠損が原因で寿命となるまでの切削時間(分)を示す。

【実施例 2】

【0026】

また、原料粉末として、いずれも0.5~4 μ mの範囲内の平均粒径を有する立方晶窒化硼素(cBN)粉末、窒化チタン(TiN)粉末、Al粉末、酸化アルミニウム(Al₂O₃)粉末を用意し、これら原料粉末を表6に示される配合組成に配合し、ボールミルで80時間湿式混合し、乾燥した後、120MPaの圧力で直径:50mm×厚さ:1.5mmの寸法をもった圧粉体にプレス成形し、ついでこの圧粉体を、圧力:1Paの真空

10

20

30

40

50

雰囲気中、900～1300 の範囲内の所定温度に60分間保持の条件で焼結して切刃片用予備焼結体とし、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：5GPa、温度：1200～1400 の範囲内の所定温度に保持時間：0.8時間の条件で超高压焼結し、焼結後上下面をダイヤモンド砥石を用いて研磨し、ワイヤー放電加工装置にて一辺3mmの正三角形状に分割し、さらにCo：5質量%、TaC：5質量%、WC：残りの組成およびCIS規格SNGA120412の形状（厚さ：4.76mm×一辺長さ：12.7mmの正方形）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%、Ni：2.5%、Ag：残りからなる組成を有するAg合金のろう材を用いてろう付けし、所定寸法に外周加工した後、切刃部に幅：0.13mm、角度：25°のホーニング加工を施し、さらに仕上げ研磨を施すことによりISO規格SNGA120412のインサート形状をもった工具基体C1～C10をそれぞれ製造した。

10

【0027】

ついで、上記の工具基体C-1～C-10をアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、図2に示される蒸着装置に装着し、蒸発源として、種々の成分組成をもったAl-Ti合金を装着し、まず、装置内を排気して 1×10^{-2} Pa以下の真空に保持しながら、工具基体を400 に加熱した後、Arガスを導入して2.0 Paとしたのち、工具基体に-200Vのバイアス電圧を印加することによって、前記工具基体を20分間Arボンバード処理し、ついで、装置内を一旦 1×10^{-3} Pa程度の真空にした後、金属Al、金属Tiへの圧力勾配型Arプラズマガンの放電電力をそれぞれ9kW、7kWとし、工具基体に-5Vのバイアス電圧を印加し、Arプラズマガンの放電電力を4kWとして、Arプラズマを基体に照射しながら、蒸発源にプラズマビームを入射し金属Al、金属Tiの蒸気を発生させるとともにプラズマビームでイオン化して、さらに、蒸着の進行とともに蒸発源である金属Alに対するプラズマガン放電電力量を次第に低減し、逆に、金属Tiに対するプラズマガン放電電力量を増加していくことにより、工具基体表面に、表7に示される目標全体平均組成、目標傾斜組成、結晶特性および目標層厚を有する改質（Ti，Al）N層を硬質被覆層として蒸着形成し、本発明被覆工具としての本発明表面被覆cBN基インサート（以下、本発明被覆インサートと云う）21～30をそれぞれ製造した。

20

30

【0028】

また、比較の目的で、上記の工具基体C-1～C-10のそれぞれを、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、図3に示される通常のアークイオンプレーティング装置に装入し、カソード電極（蒸発源）として、それぞれ表3に示される目標組成に対応した成分組成をもったTi-Al合金を装着し、まず、装置内を排気して0.1 Pa以下の真空に保持しながら、ヒーターで装置内を500 に加熱した後、Arガスを導入して、0.7 Paの雰囲気とすると共に、前記工具基体に-200Vの直流バイアス電圧を印加し、もって工具基体表面をアルゴンイオンによってボンバード洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して3 Paの反応雰囲気とすると共に、前記工具基体に印加するバイアス電圧を-30Vとして、前記所定組成のTi-Al合金のカソード電極とアノード電極との間にアーク放電を発生させ、もって前記工具基体C-1～C-10のそれぞれの表面に、表8に示される目標組成および目標層厚の従来（Ti，Al）N層からなる硬質被覆層を蒸着形成することにより、従来被覆工具としての従来表面被覆cBN基焼結インサート（以下、従来被覆インサートという）21～30をそれぞれ製造した。

40

【0029】

つぎに、上記の各種の被覆インサートを、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、本発明被覆インサート21～30および従来被覆インサート21～30のうち、本発明被覆インサート21～25および従来被覆インサート21～25については、以下に示す切削条件B1で切削加工試験を行い、また、本発明被覆インサ-

50

ト 26 ~ 30 および従来被覆インサート 26 ~ 30 については、同じく以下に示す切削条件 C 1 で切削加工試験を実施した。

[切削条件 B 1]

被削材：J I S ・ S C M 4 1 5 浸炭焼入れ材 (H R C 6 0) の長さ方向等間隔 4 本縦溝入り丸棒、

切削速度： 2 0 0 m / m i n . . 、

切り込み： 0 . 2 6 m m 、

送り： 0 . 2 0 m m / r e v . . 、

切削時間： 3 分、

の条件での焼入れ合金鋼の乾式断続重切削加工試験 (通常の切り込み及び送りは、それぞれ、0 . 1 5 m m 、 0 . 1 0 m m / r e v . .) 、

10

[切削条件 C 1]

被削材：J I S ・ S C r 4 2 0 の浸炭焼入れ鋼 (H R C 6 0) の長さ方向等間隔 4 本縦溝入り丸棒、

切削速度： 2 0 0 m / m i n . . 、

切り込み： 0 . 2 0 m m 、

送り： 0 . 1 8 m m / r e v . . 、

切削時間： 3 分、

の条件での焼入れ合金鋼の乾式断続重切削加工試験 (通常の切り込み及び送りは、それぞれ、0 . 1 5 m m 、 0 . 1 0 m m / r e v . .) 、

20

を行い、いずれの切削加工試験でも切刃の逃げ面摩耗幅 (m m) を測定した。この測定結果を表 9 に示した。

【 0 0 3 0 】

【表 6】

種別		配合組成 (質量%)			
		TiN	Al	Al ₂ O ₃	cBN
工具 基体	C-1	13	16	2.0	残
	C-2	15	17	-	残
	C-3	17	15	-	残
	C-4	19	13	1.0	残
	C-5	21	12	0.5	残
	C-6	22	10	1.2	残
	C-7	24	11	1.0	残
	C-8	26	12	-	残
	C-9	28	5.5	0.5	残
	C-10	30	8	0.2	残

30

40

【 0 0 3 1 】

【表7】

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層[改質(Ti, Al)N層]									
		目標全体平均組成 (原子比)			傾斜組成指標値			目標 層厚 (μm)	皮膜に対し、 法線方向での 結晶方位の 解析結果	結晶粒界を構成 する2つの結晶粒の 結晶方位<111> 同士のなす角度 θ の測定結果	
		Ti	Al	N	X_L	X_M	X_U				0~15度に <111>がある 結晶粒の 面積割合(%)
本発明被覆 インサート	21	C-1	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	2	65	59
	22	C-2	0.55	0.45	1.00	0.41	0.47	0.80	2	64	62
	23	C-3	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	2	63	60
	24	C-4	0.65	0.35	1.00	0.42	0.55	0.95	2	64	61
	25	C-5	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	2	64	58
	26	C-6	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	2	60	57
	27	C-7	0.55	0.45	1.00	0.41	0.47	0.80	2	71	61
	28	C-8	0.60	0.40	1.00	0.41	0.50	0.91	2	73	62
	29	C-9	0.65	0.35	1.00	0.42	0.55	0.95	2	65	58
	30	C-10	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	2	64	59

10

20

【0032】

【表 8】

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層[従来(Ti, Al)N層]					
		目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)	皮膜に対し、 法線方向での 結晶方位の 解析結果	結晶粒界を構成 する2つの結晶粒の 結晶方位<111> 同士のなす角度 θ の測定結果
		Ti	Al	N			
従来 被覆 イン サート	21	本発明被覆インサート21に同じ				0~15度に <111>がある 結晶粒の 面積割合(%)	角度 θ が $0 < \theta \leq 15^\circ$ である結晶粒界 の割合(%)
	22	本発明被覆インサート22に同じ			32	11	
	23	本発明被覆インサート23に同じ			28	9	
	24	本発明被覆インサート24に同じ			26	8	
	25	本発明被覆インサート25に同じ			30	10	
	26	本発明被覆インサート26に同じ			27	9	
	27	本発明被覆インサート27に同じ			25	7	
	28	本発明被覆インサート28に同じ			31	12	
	29	本発明被覆インサート29に同じ			26	11	
	30	本発明被覆インサート30に同じ			24	8	

10

20

【 0 0 3 3 】

【表 9】

種別	逃げ面摩耗幅 (mm)		種別	切削試験結果 (切削時間(分))	
	切削条件 (B1)			切削条件 (B1)	
本発明被覆 インサート	21	0.09	従来被覆 インサート	21	0.5
	22	0.07		22	0.6
	23	0.08		23	0.4
	24	0.08		24	0.3
	25	0.06		25	0.2
		切削条件 (C1)			切削条件 (C1)
	26	0.10		26	0.7
	27	0.12		27	0.5
	28	0.08		28	0.4
	29	0.06		29	0.4
	30	0.07		30	0.2

従来被覆インサートについては、欠損が原因で寿命となるまでの切削時間(分)を示す。

【0034】

表5、9に示される結果から、本発明被覆インサート1~16、21~30は、いずれも硬質被覆層が改質(Ti, Al)N層からなり、すぐれた耐欠損性を備えているので、切刃に対して大きな機械的負荷がかかる重切削加工に用いられた場合であっても硬質被覆層に欠損の発生はなく、長期に亘って、すぐれた耐摩耗性を発揮するのに対して、硬質被覆層が従来(Ti, Al)N層からなる従来被覆インサート1~16、21~30は、硬質被覆層に欠損が発生し、短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

【実施例3】

【0035】

原料粉末として、平均粒径：5.5 μmを有する中粗粒WC粉末、同0.8 μmの微粒WC粉末、同1.3 μmのTaC粉末、同1.2 μmのNbC粉末、同1.2 μmのZrC粉末、同2.3 μmのCr₃C₂粉末、同1.5 μmのVC粉末、同1.0 μmの(Ti, W)C[質量比で、50/50]粉末、および同1.8 μmのCo粉末を用意し、これら原料粉末をそれぞれ表10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、100 MPaの圧力で所定形状の各種の圧粉体にプレス成形し、これらの圧粉体を、6 Paの真空雰囲気中、7 /分の昇温速度で1370~1470 の範囲内の所定の温度に昇温し、この温度に1時間保持後、炉冷の条件で焼結して、直径が8 mm、13 mm、および26 mmの3種の超硬基体形

成用丸棒焼結体を形成し、さらに前記の3種の丸棒焼結体から、研削加工にて、表6に示される組合せで、切刃部の直径×長さがそれぞれ6mm×13mm、10mm×22mm、および20mm×45mmの寸法、並びにいずれもねじれ角：30度の4枚刃スクエアの形状をもったエンドミル用超硬基体D-1～D-8をそれぞれ製造した。

【0036】

ついで、これらのエンドミル用超硬基体D-1～D-8および試験片を、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図2に示される蒸着装置に装入し、上記実施例1の本発明被覆インサート1～16における改質(Ti, Al)N層の形成条件と同じ条件で、表11に示される目標全体平均組成、目標傾斜組成、結晶特性および目標層厚を有する改質(Ti, Al)N層を硬質被覆層として蒸着形成することにより、本発明被覆工具

10

【0037】

また、比較の目的で、上記実施例1の従来被覆インサート1～16における従来(Ti, Al)N層の形成条件と同じ条件で、従来(Ti, Al)N層を硬質被覆層として蒸着形成することにより、同じく表11に示される通りの従来被覆工具としての従来表面被覆超硬合金製エンドミル(以下、従来被覆エンドミルと云う)1～8をそれぞれ製造した。

【0038】

つぎに、上記本発明被覆エンドミル1～8および従来被覆エンドミル1～8のうち、本発明被覆エンドミル1～3および従来被覆エンドミル1～3については、

20

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SKD61の板材、

切削速度：125 m/min、

溝深さ(切り込み)：2.5 mm、

テーブル送り：1400 mm/min、

の条件でのダイス鋼の乾式高送り溝切削加工試験(通常の切り込みおよび送りは、それぞれ、1.0mm、400mm/min)、

本発明被覆エンドミル4～6および従来被覆エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SUS304の板材、

30

切削速度：115 m/min、

溝深さ(切り込み)：4.5 mm、

テーブル送り：1200 mm/min、

の条件でのステンレス鋼の乾式高送り溝切削加工試験(通常の切り込みおよび送りは、それぞれ、1.5mm、400mm/min)、

本発明被覆エンドミル7, 8および従来被覆エンドミル7, 8については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SNM439の板材、

切削速度：195 m/min、

溝深さ(切り込み)：8 mm、

テーブル送り：1500 mm/min、

の条件での合金鋼の乾式高送り溝切削加工試験(通常の切り込みおよび送りは、それぞれ、4mm、800mm/min)、

40

をそれぞれ行い、いずれの溝切削加工試験でも切刃部の外周刃の逃げ面摩耗幅が使用寿命の目安とされる0.1mmに至るまでの切削溝長を測定した。この測定結果を表11にそれぞれ示した。

【0039】

【表 10】

種 別	配 合 組 成 (質 量 %)								切刃部の直径 ×長さ(mm)	
	Co	(Ti, W)/C	TaC	NbC	ZrC	Cr ₃ C ₂	VC	WC		
D-1	5	5	-	-	-	-	-	-	中粗粒:残	6×13
D-2	6	-	1	0.5	-	-	-	-	微粒:残	6×13
D-3	6	-	1	-	1	0.5	0.5	0.5	微粒:残	6×13
D-4	8	-	-	-	-	0.5	0.5	0.5	微粒:残	10×22
D-5	9	25	10	1	-	-	-	-	中粗粒:残	10×22
D-6	10	-	-	-	-	1	-	-	微粒:残	10×22
D-7	12	17	9	1	-	-	-	-	中粗粒:残	20×45
D-8	16	-	10	5	10	-	-	-	中粗粒:残	20×45

工具基体

【 0 0 4 0 】

10

20

30

40

【表 1 1】

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層										切削 溝長 (m)
		目標全体平均組成 (原子比)			傾斜組成指標値			目標 層厚 (μm)	皮膜に対し、 法線方向での 結晶方位の 解析結果	結晶粒界を構成 する2つの結晶粒の 結晶方位<111> 同士のみ角度 θ の測定結果		
		Ti	Al	N	X_L	X_M	X_U				0~15度に <111>がある 結晶粒の 面積割合(%)	
本 発 明 被 覆 エ ン ド ミ ル	1	D-1	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	5	68	61	35
	2	D-2	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	5	69	65	32
	3	D-3	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	5	75	69	33
	4	D-4	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	6.5	65	60	37
	5	D-5	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	6.5	70	63	39
	6	D-6	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	6.5	74	71	38
	7	D-7	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	8	63	65	42
	8	D-8	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	8	68	67	43
従 来 被 覆 エ ン ド ミ ル	1	本発明被覆エンドミル1に同じ			-	-	-	5	25	9	12	
	2	本発明被覆エンドミル2に同じ			-	-	-	5	20	8	15	
	3	本発明被覆エンドミル3に同じ			-	-	-	5	18	5	10	
	4	本発明被覆エンドミル4に同じ			-	-	-	6.5	24	6	8	
	5	本発明被覆エンドミル5に同じ			-	-	-	6.5	22	8	12	
	6	本発明被覆エンドミル6に同じ			-	-	-	6.5	20	7	6	
	7	本発明被覆エンドミル7に同じ			-	-	-	8	23	10	18	
	8	本発明被覆エンドミル8に同じ			-	-	-	8	20	8	14	

10

20

30

【実施例 4】

【0041】

上記の実施例 3 で製造した直径が 8 mm (エンドミル用超硬基体 D - 1 ~ D - 3)、13 mm (エンドミル用超硬基体 D - 4 ~ D - 6)、および 26 mm (エンドミル用超硬基体 D - 7、D - 8) の 3 種の丸棒焼結体を用い、この 3 種の丸棒焼結体から、研削加工にて、溝形成部の直径×長さがそれぞれ 4 mm×13 mm (ドリル用超硬基体 E - 1 ~ E - 3)、8 mm×22 mm (ドリル用超硬基体 E - 4 ~ E - 6)、および 16 mm×45 mm (ドリル用超硬基体 E - 7、E - 8) の寸法、並びにいずれもねじれ角：30度の 2 枚刃形状をもったドリル用超硬基体 E - 1 ~ E - 8 をそれぞれ製造した。

【0042】

ついで、これらのドリル用超硬基体 E - 1 ~ E - 8 の切刃に、ホーニングを施し、上記の試験片と共に、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図 2 に示される蒸着装置に装入し、上記実施例 1 の本発明被覆インサート 1 ~ 16 における改質 (Ti, Al) N 層の形成条件と同じ条件で、かつ表 1 2 に示される目標全体平均組成、目標傾斜組成、結晶特性および目標層厚を有する改質 (Ti, Al) N 層を硬質被覆層として蒸着形成することにより、本発明被覆工具としての本発明表面被覆超硬合金製ドリル (以下、本発明被覆ドリルと云う) 1 ~ 8 をそれぞれ製造した。

【0043】

また、比較の目的で、上記実施例 1 の従来被覆インサート 1 ~ 16 における従来 (Ti, Al) N 層の形成条件と同じ条件で、従来 (Ti, Al) N 層を硬質被覆層として蒸着

40

50

形成することにより、表 1 2 に示される通りの従来被覆工具としての従来表面被覆超硬合金製ドリル（以下、従来被覆ドリルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【 0 0 4 4 】

つぎに、上記本発明被覆ドリル 1～8 および従来被覆ドリル 1～8 のうち、本発明被覆ドリル 1～3 および従来被覆ドリル 1～3 については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SS400の板材、

切削速度：120 m/min、

送り：0.24 mm/rev、

穴深さ：6 mm

の条件での軟鋼の湿式高送り穴あけ切削加工試験（通常の送りは、0.12mm/rev.）、

本発明被覆ドリル 4～6 および従来被覆ドリル 4～6 については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SUS316の板材、

切削速度：65 m/min、

送り：0.17 mm/rev、

穴深さ：10 mm

の条件でのステンレス鋼の湿式高送り穴あけ切削加工試験（通常の送りは、0.10mm/rev.）、

本発明被覆ドリル 7, 8 および従来被覆ドリル 7, 8 については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SCMnH2の板材、

切削速度：65 m/min、

送り：0.16 mm/rev、

穴深さ：20 mm

の条件での高マンガン鋼の湿式高送り穴あけ切削加工試験（通常の送りは、0.10mm/rev.）、

をそれぞれ行い、いずれの湿式穴あけ切削加工試験（水溶性切削油使用）でも先端切刃面の逃げ面摩耗幅が0.3mmに至るまでの穴あけ加工数を測定した。この測定結果を表 1 2 に示した。

【 0 0 4 5 】

10

20

30

【表 1 2】

種別	工具 基体 記号	硬質被覆層										穴あけ 加工数 (穴)
		目標全体平均組成 (原子比)			傾斜組成指標値			目標 層厚 (μm)	皮膜に対し、 法線方向での 結晶方位の 解析結果	結晶粒界を構成 する2つの結晶粒の 結晶方位<111> 同士のなす角度 θ の測定結果		
		Ti	Al	N	X_L	X_M	X_U				0~15度に <111>がある 結晶粒の 面積割合(%)	
本 発 明 被 覆 ドリ ル	1	E-1	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	7.5	68	62	4200
	2	E-2	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	7.5	70	65	3950
	3	E-3	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	7.5	72	68	4025
	4	E-4	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	8.5	66	64	265
	5	E-5	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	8.5	68	67	252
	6	E-6	0.70	0.30	1.00	0.43	0.62	0.98	8.5	74	70	240
	7	E-7	0.50	0.50	1.00	0.40	0.45	0.70	10	65	66	125
	8	E-8	0.60	0.40	1.00	0.42	0.50	0.91	10	68	69	113
従 来 被 覆 ドリ ル	1	本発明被覆ドリル1に同じ				-	-	-	7.5	23	9	1240
	2	本発明被覆ドリル2に同じ				-	-	-	7.5	18	8	1320
	3	本発明被覆ドリル3に同じ				-	-	-	7.5	16	6	1152
	4	本発明被覆ドリル4に同じ				-	-	-	8.5	22	8	125
	5	本発明被覆ドリル5に同じ				-	-	-	8.5	19	9	133
	6	本発明被覆ドリル6に同じ				-	-	-	8.5	17	10	105
	7	本発明被覆ドリル7に同じ				-	-	-	10	21	11	46
	8	本発明被覆ドリル8に同じ				-	-	-	10	19	11	22

10

20

30

【 0 0 4 6 】

この結果得られた本発明被覆工具としての本発明被覆インサート1~16、21~30、本発明被覆エンドミル1~8、および本発明被覆ドリル1~8の改質(Ti, Al)N層、並びに従来被覆工具としての従来被覆インサート1~16、21~30、従来被覆エンドミル1~8、および従来被覆ドリル1~8の従来(Ti, Al)N層の組成をオージェ分光分析装置を用いて測定した。

まず、改質(Ti, Al)N層の全体平均組成は、全層厚を含む領域における組成を測定し、この値を全体平均組成として求めた。

また、改質(Ti, Al)N層の傾斜組成については、該層の層厚を t (μm)とした場合、該層の下部側(工具基体側)から $t/5$ (μm)の厚さ領域におけるTi含有割合の値 X_L (5点測定の平均値)と、該層の下部側(工具基体側)から $2t/5$ (μm)~ $3t/5$ (μm)の厚さ領域(層厚方向中間領域)におけるTi含有割合の値 X_M (5点測定)の平均値)と、該層の上部側(表面側)から $t/5$ (μm)の厚さ領域におけるTi含有割合の値 X_U (5点測定)の平均値)を測定し、これら X_L 、 X_M 、 X_U の値を傾斜組成指標値とした。即ち、この発明では、改質(Ti, Al)N層の X_L 、 X_M 、 X_U の各指標値は、 $0.4 < X_L < X_M < X_U < 1.0$ を満足することが必要である。

40

また、従来(Ti, Al)N層の平均組成は、改質(Ti, Al)N層の場合と同様、全層厚を含む領域における組成を測定し、この値を平均組成として求めた。

上記で求められた改質(Ti, Al)N層の全体平均組成、傾斜組成は、目標全体平均組成、目標傾斜組成と実質的に同じ組成であり、また、従来(Ti, Al)N層の平均組

50

成も、目標平均組成と実質的に同じ組成を示した。

【0047】

さらに、これらの本発明被覆工具および従来被覆工具の改質(Ti, Al)N層および従来(Ti, Al)N層の厚さを、走査型電子顕微鏡を用いて断面測定したところ、いずれも目標値と実質的に同じ平均層厚(5点測定の平均値)を示した。

【0048】

さらに、上記の本発明被覆工具の改質(Ti, Al)N層と従来被覆工具の従来(Ti, Al)N層について、上記の両(Ti, Al)N層の表面を研磨面とした状態で、電子線後方散乱回折装置(EBSD)を用いて個々の結晶粒の結晶方位を解析した(すなわち、 $30 \times 50 \mu\text{m}$ の領域を、 $0.1 \mu\text{m}/\text{step}$ の間隔で、前記表面研磨面の法線に対して、前記結晶粒の結晶面である(111)面の法線がなす傾斜角を測定し、この測定結果に基づいて、前記測定傾斜角のうち、 $0 \sim 55$ 度の範囲内にある測定傾斜角を 0.25 度のピッチ毎に区分すると共に、各区分内に存在する度数を集計することにより、傾斜角度数分布グラフを作成し、また、同様の領域において、すべての結晶粒界について、それを構成する隣り合う結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ 同士のなす角を測定し、該なす角とそれぞれの割合を示すグラフを作成したところ、前記従来(Ti, Al)N層は、表面研磨面の法線に対する結晶粒の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ がなす傾斜角の分布は、法線方向に対して $0 \sim 15$ 度の範囲内の傾斜角区分にピークを有することがあったとしても、結晶粒界の角度分布は小角粒界($0^\circ < 15^\circ$)の割合が 10% 程度と小さい(図5)のに対して、前記(a)の改質(Ti, Al)N層の結晶方位 $\langle 111 \rangle$ の測定傾斜角の分布は、図4に例示される通り、法線方向に対して $0 \sim 15$ 度の範囲内の傾斜角区分に結晶方位 $\langle 111 \rangle$ が存在する結晶粒の面積割合が結晶粒全面積の 50% 以上である結晶配向を示し、さらに、結晶粒界の角度分布において、 $0^\circ < 15^\circ$ の割合が全粒界の 50% 以上である結晶配向を示し(図4)、改質(Ti, Al)N層は上記のとおり結晶配列を有するものであった。

【0049】

図4に、本発明被覆工具1の改質(Ti, Al)N層の表面研磨面の法線方向に対する結晶方位 $\langle 111 \rangle$ の測定傾斜角分布と、結晶粒界の角度分布を示す。

また、図5には、従来被覆工具1の従来(Ti, Al)N層の表面研磨面の法線方向に対する結晶方位 $\langle 111 \rangle$ の測定傾斜角分布と、結晶粒界の角度分布を示す。

上記図4と図5との比較からも明らかなように、改質(Ti, Al)N層では(111)面の高配向性と小角粒界比率の高い結晶組織を示すのに対して、従来(Ti, Al)N層では、結晶粒界性格において、特段の特徴あるものとなっていない結晶組織を有していることが明らかである。

【0050】

表3、4、7、8、11、12に示される結果から、本発明被覆工具は、いずれも硬質被覆層を構成する改質(Ti, Al)N層が所定の傾斜組成を有するとともに、(111)面高配向かつ小角粒界比率高い結晶組織を示し、これによりすぐれた耐欠損性を具備するようになることから、上記各種の断続重切削加工試験で、すぐれた耐欠損性、耐摩耗性を示すのに対して、従来被覆工具においては、硬質被覆層が均一組成を有し、小角粒界の割合が低く、その結果として耐欠損性の向上が見られないことから、断続的に大きな機械的負荷がかかる断続重切削加工では、比較的短時間で欠損を発生し使用寿命に至ることが明らかである。

【0051】

上述のように、この発明の被覆工具は、各種鋼や鋳鉄などの連続切削や断続切削ですぐれ工具特性を示すのは勿論のことであり、さらに、高切り込み、高送りなど切刃に大きな機械的負荷が断続的にかかる重切削加工条件であっても、改質(Ti, Al)N層からなる硬質被覆層がすぐれた耐欠損性を備えるため、長期に亘ってすぐれた切削性能を発揮し、切削加工装置のFA化、並びに切削加工の省力化および省エネ化、さらに低コスト化の要求に十分満足に対応できるものである。

【図面の簡単な説明】

【0052】

【図1】硬質被覆層を構成する各種(Ti, Al)N層における結晶粒の結晶面である(111)面の法線が表面研磨面の法線に対する傾斜角の測定範囲を示す概略説明図である。

【図2】本発明被覆工具の硬質被覆層を構成する特異な結晶配列を有する改質(Ti, Al)N層の蒸着形成に用いたプラズマを利用したイオンプレーティング装置の概略説明図である。

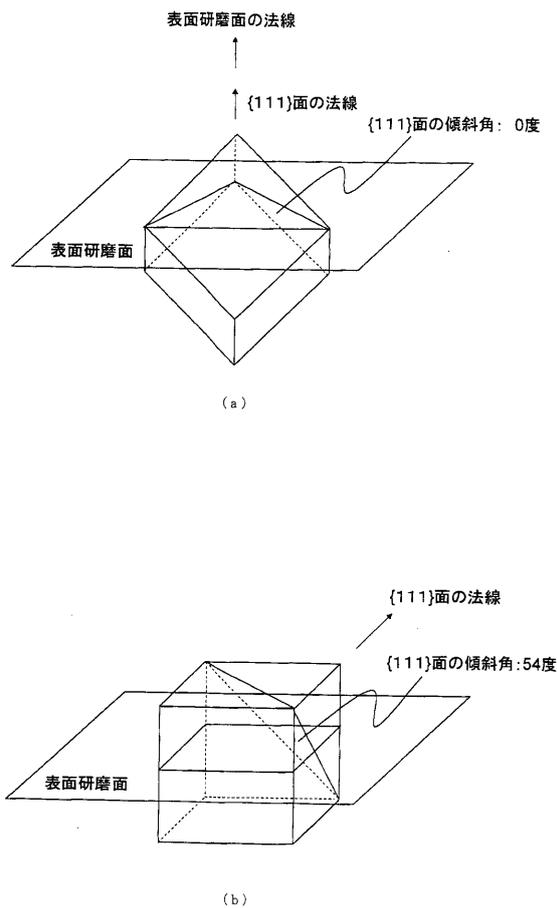
【図3】従来被覆工具の硬質被覆層を構成する従来(Ti, Al)N層の蒸着形成に用いたアークイオンプレーティング(AIP)装置の概略説明図である。

【図4】本発明被覆インサート1の硬質被覆層を構成する改質(Ti, Al)N層をEBSDで測定し、表面研磨面の法線方向に対する結晶粒の結晶方位<111>がなす測定傾斜角と、結晶粒界の角度分布グラフである。

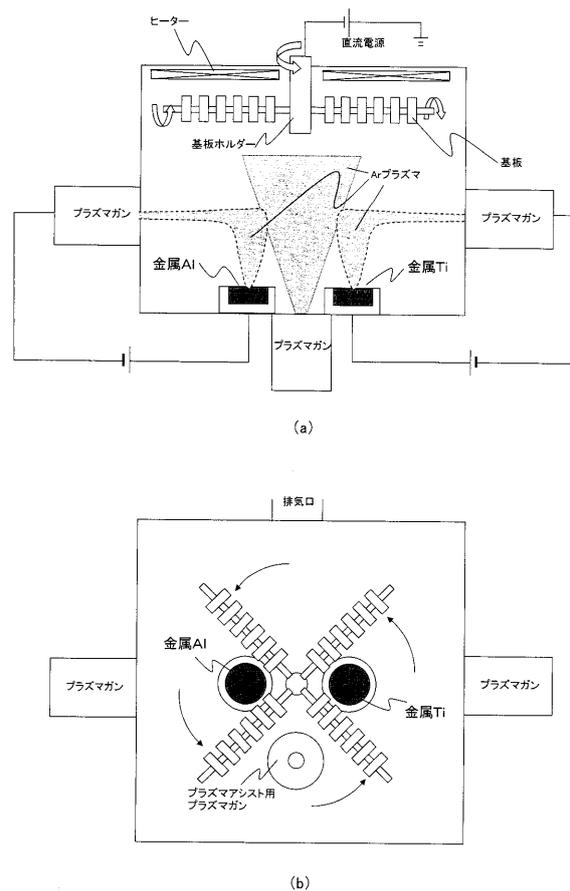
【図5】従来被覆インサート1の硬質被覆層を構成する従来(Ti, Al)N層をEBSDで測定し、表面研磨面の法線方向に対する結晶粒の結晶方位<111>がなす測定傾斜角と、結晶粒界の角度分布グラフである。

10

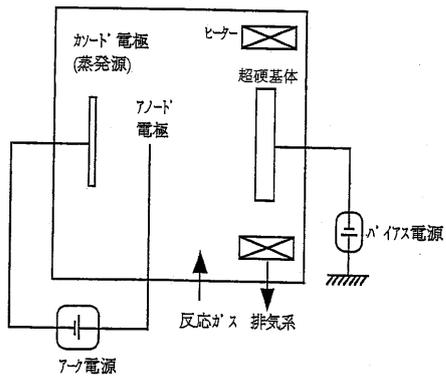
【図1】



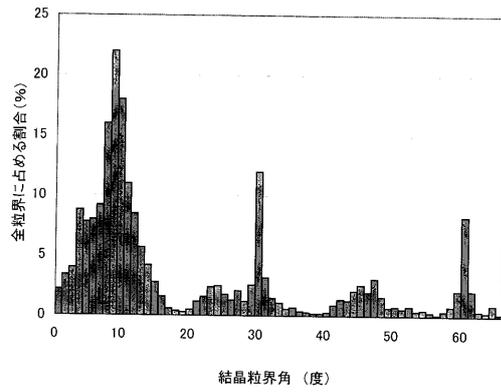
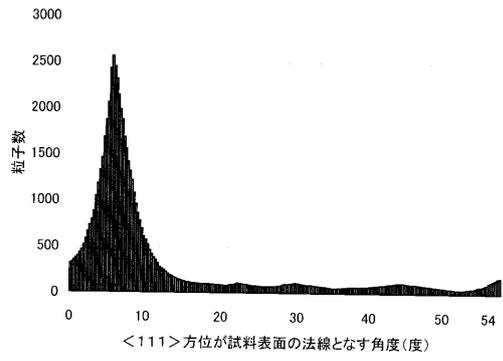
【図2】



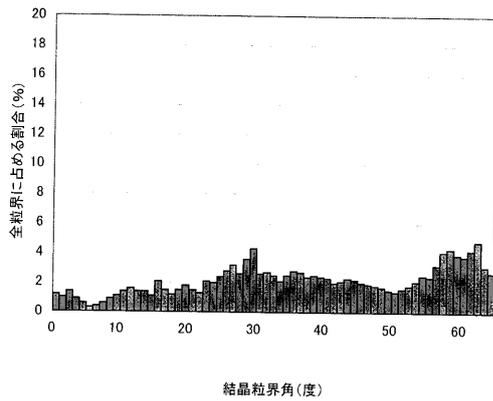
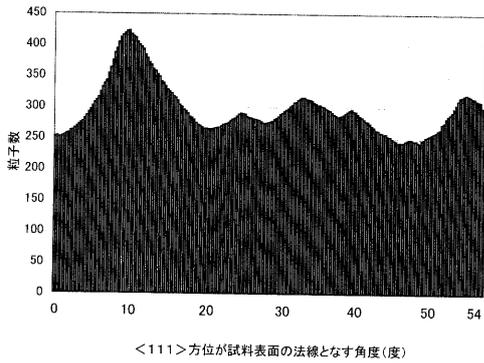
【 図 3 】



【 図 4 】



【 図 5 】



フロントページの続き

(56)参考文献 特開2008-100320(JP,A)

特開2006-326729(JP,A)

特開2006-181654(JP,A)

特開2006-181653(JP,A)

J.M. Lackner, W. Waldhauser, R. Ebner, J. Keckes, T. Schoberl, Room temperature deposition of (Ti,Al)N and (Ti,Al)(C,N) coatings by pulsed laser deposition for tribological applications, Surface and Coatings Technology, Elsevier, 2004年 1月30日, vol.177-178, p 447-452

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

B23B 27/14

B23B 51/00

B23C 5/16

C23C 14/06