

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4621975号
(P4621975)

(45) 発行日 平成23年2月2日(2011.2.2)

(24) 登録日 平成22年11月12日(2010.11.12)

(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 18 頁)

<p>(21) 出願番号 特願2004-353531 (P2004-353531)</p> <p>(22) 出願日 平成16年12月7日(2004.12.7)</p> <p>(65) 公開番号 特開2006-159340 (P2006-159340A)</p> <p>(43) 公開日 平成18年6月22日(2006.6.22)</p> <p>審査請求日 平成19年11月29日(2007.11.29)</p>	<p>(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</p> <p>(74) 代理人 100076679 弁理士 富田 和夫</p> <p>(72) 発明者 大上 強 茨城県結城郡石下町大字古間木1511番地 三菱マテリアル株式会社 筑波製作所内</p> <p>(72) 発明者 田中 裕介 茨城県結城郡石下町大字古間木1511番地 三菱マテリアル株式会社 筑波製作所内</p> <p>審査官 中村 泰二郎</p> <p style="text-align: right;">最終頁に続く</p>
---	--

(54) 【発明の名称】 高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超硬合金製切削工具

(57) 【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超硬基体の表面に、

(a) 0.8 ~ 5 μmの平均層厚を有し、かつ、組成式： $(Ti_{1-x}Al_x)N$ （ただし、原子比で、Xは0.40 ~ 0.75を示す）を満足するTiとAlの複合窒化物層からなる下部層、

(b) 0.1 ~ 0.5 μmの平均層厚を有する窒化クロム層からなる密着接合層、

(c) 0.8 ~ 5 μmの平均層厚を有する硼化クロム層からなる上部層、

以上(a) ~ (c)で構成された硬質被覆層を形成してなる、高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超硬合金製切削工具。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

この発明は、硬質被覆層が、すぐれた高温硬さおよび耐熱性を有する下部層と、すぐれた高温耐酸化性を有する上部層によって構成され、したがって特に各種のTi系合金や高Si含有Al-Si系合金などの硬質難削材の切削加工を高熱発生を伴う高速切削条件で行った場合にも、長期に亘ってすぐれた耐摩耗性を発揮する表面被覆超硬合金製切削工具（以下、被覆超硬工具という）に関するものである。

【背景技術】

【 0 0 0 2 】

一般に、被覆超硬工具には、各種の鋼や鋳鉄などの被削材の旋削加工や平削り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スローアウェイチップ、前記被削材の穴あけ切削加工などに用いられるドリルやミニチュアドリル、さらに前記被削材の面削加工や溝加工、肩加工などに用いられるソリッドタイプのエンドミルなどがあり、また前記スローアウェイチップを着脱自在に取り付けて前記ソリッドタイプのエンドミルと同様に切削加工を行うスローアウェイエンドミル工具などが知られている。

【 0 0 0 3 】

また、被覆超硬工具として、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超硬基体の表面に、

組成式： $(Ti_{1-x}Al_x)N$ （ただし、原子比で、 x は0.40～0.75を示す）

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1～10 μ mの平均層厚で物理蒸着してなる被覆超硬工具が知られており、前記 $(Ti, Al)N$ 層が、構成成分であるAlによって高温硬さと耐熱性、同Tiによって高温強度を具備することから、前記被覆超硬工具を各種の鋼や鋳鉄などの連続切削や断続切削加工に用いた場合にすぐれた切削性能を発揮することも知られている。

【 0 0 0 4 】

さらに、上記の被覆超硬工具が、例えば図2に概略説明図で示される物理蒸着装置の1種であるアークイオンプレーティング装置に上記の超硬基体を装入し、ヒータで装置内を、例えば500の温度に加熱した状態で、アノード電極と所定組成を有するTi-Al合金がセットされたカソード電極（蒸発源）との間に、例えば電流：90Aの条件でアーク放電を発生させ、同時に装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して、例えば2Paの反応雰囲気とし、一方上記超硬基体には、例えば-100Vのバイアス電圧を印加した条件で、前記超硬基体の表面に、上記 $(Ti, Al)N$ 層からなる硬質被覆層を蒸着することにより製造されることも知られている。

【特許文献1】特許第2644710号明細書

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 5 】

近年の切削加工装置の高性能化および自動化はめざましく、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、切削加工は高速化し、かつ被削材の種類に限定されない汎用性のある被覆超硬工具が強く望まれる傾向にあるが、上記の従来被覆超硬工具においては、これを各種の鋼や鋳鉄などの被削材を通常の切削加工条件で行うのに用いた場合には問題はないが、これを特に各種のTi系合金や高Si含有Al-Si系合金などの硬質難削材の切削加工を高速切削条件で行うのに用いた場合、切削時に発生するきわめて高い発熱によって、硬質被覆層の摩耗進行が著しく促進されるようになることから、比較的短時間で使用寿命に至るのが現状である。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 0 6 】

そこで、本発明者等は、上述のような観点から、特に上記の硬質難削材の高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する被覆超硬工具を開発すべく、上記の従来被覆超硬工具に着目し、研究を行った結果、

(a) 上記従来被覆超硬工具の硬質被覆層である $(Ti, Al)N$ 層を下部層とし、これの上に上部層として硼化クロム（以下、 CrB_2 で示す）層を形成すると、前記 CrB_2 層はすぐれた高温耐酸化性を有するので、特に被削材である上記の硬質難削材の高速切削時に発生する高熱による加熱雰囲気から、前記下部層である $(Ti, Al)N$ 層を良く保護し、この結果 $(Ti, Al)N$ 層のもつすぐれた特性が長期に亘って十分に発揮されるようになること。

【 0 0 0 7 】

10

20

30

40

50

(b)しかし、上記上部層である CrB_2 層と下部層である $(Ti, Al)N$ 層との密着性は、特に上記の硬質難削材の高速切削加工を、断続切削形態で行った場合には剥離現象が発生し易く、十分なものとは云えないが、前記 CrB_2 層と $(Ti, Al)N$ 層との間に窒化クロム(以下、 CrN で示す)層を介在させると、前記 CrN 層は前記 CrB_2 層および $(Ti, Al)N$ 層のいずれとも強固に密着することから、前記 $(Ti, Al)N$ 層が超硬基体表面に対してすぐれた密着性を有することと相俟って、前記 CrB_2 層と $(Ti, Al)N$ 層との間に CrN 層を介在させてなる硬質被覆層は、高熱発生を伴う上記の硬質難削材の高速切削でも、層間剥離の発生なく、すぐれた耐摩耗性を発揮するようになること。

【0008】

(c)上記(b)の硬質被覆層は、例えば図1(a)に概略平面図で、同(b)に概略正面図で示される構造のアーキオンプレティング装置(以下、AIP装置と略記する)とスパッタリング装置(以下、SP装置と略記する)が共存の蒸着装置、すなわち装置中央部に超硬基体装着用回転テーブルを設け、前記回転テーブルを挟んで、一方側に前記AIP装置のカソード電極(蒸発源)として金属 Cr 、他方側に前記SP装置のカソード電極(蒸発源)として Cr 硼化物(以下、 CrB_2 で示す)粉末の焼結体(以下、 CrB_2 焼結体という)を対向配置し、さらに前記回転テーブルに沿って、かつ前記金属 Cr および CrB_2 焼結体のそれぞれから90度離れた位置に前記AIP装置のカソード電極(蒸発源)として所定の組成を有する $Ti-Al$ 合金を配置した蒸着装置を用い、この装置の前記回転テーブル上の中心軸から半径方向に所定距離離れた位置に外周部に沿って複数の超硬基体をリング状に装着し、この状態で装置内雰囲気室を窒素雰囲気として前記回転テーブルを回転させると共に、蒸着形成される耐摩耗硬質層の層厚均一化を図る目的で超硬基体自体も自転させながら、基本的に、まず前記 $Ti-Al$ 合金のカソード電極(蒸発源)とアノード電極との間にアーク放電を発生させて、前記超硬基体の表面に $(Ti, Al)N$ 層を $0.8 \sim 5 \mu m$ の平均層厚で下部層として蒸着形成し、ついで、前記 $Ti-Al$ 合金のカソード電極(蒸発源)とアノード電極との間のアーク放電を停止し、前記AIP装置のカソード電極(蒸発源)である金属 Cr とアノード電極との間にアーク放電を発生させて、密着接合層として CrN 層を $0.1 \sim 0.5 \mu m$ の平均層厚で蒸着した後、前記蒸着装置内の雰囲気を、窒素雰囲気に代って、 Ar と窒素の混合ガス雰囲気とするが、経時的に Ar の導入割合を漸次増加させ、一方窒素の導入割合は漸次減少させた雰囲気として、最終的に Ar 雰囲気とすると共に、前記蒸着装置中への Ar と窒素の混合ガス導入と同時に前記SP装置のカソード電極(蒸発源)として配置した CrB_2 焼結体のスパッタリングを開始し、前記スパッタリング開始後所定時間経過して、前記金属 Cr とアノード電極との間のアーク放電を停止し、所定時間の前記 CrB_2 焼結体のスパッタリングを行って前記 CrN 層に重ねて上部層として $0.8 \sim 5 \mu m$ の平均層厚で CrB_2 層を蒸着することにより形成することができること。

【0009】

(d)上記の下部層、密着接合層、および上部層で構成された硬質被覆層を蒸着形成してなる被覆超硬工具は、特に著しい高熱発生を伴う各種の Ti 系合金や高 Si 含有 $Al-Si$ 系合金などの硬質難削材の高速切削で、上記下部層である $(Ti, Al)N$ 層が、すぐれた高温硬さと耐熱性、さらにすぐれた高温強度を有し、さらに密着接合層としての CrN 層によって強固に密着し、かつすぐれた高温耐酸化性を有する前記 CrB_2 層からなる上部層によって切削時の高温酸化雰囲気から保護され、摩耗促進の原因となる雰囲気酸化が著しく抑制されることから、層間剥離の発生なく、長期に亘ってすぐれた耐摩耗性を発揮するようになること。

以上(a)~(d)に示される研究結果を得たのである。

【0010】

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、超硬基体の表面に、
(a) $0.8 \sim 5 \mu m$ の平均層厚を有し、かつ、組成式： $(Ti_{1-x}Al_x)N$ (ただし、原子比で、 x は $0.40 \sim 0.75$ を示す)を満足する $(Ti, Al)N$ 層からなる下

10

20

30

40

50

部層、

(b) $0.1 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の平均層厚を有するCrN層からなる密着接合層、

(c) $0.8 \sim 5 \mu\text{m}$ の平均層厚を有するCrB₂層からなる上部層、

以上(a)～(c)で構成された硬質被覆層を物理蒸着してなる、高速切削加工で硬質被覆層がすぐれた耐摩耗性を発揮する被覆超硬工具に特徴を有するものである。

【0011】

つぎに、この発明の被覆超硬工具の硬質被覆層の構成層に関し、上記の通りに数値限定した理由を説明する。

【0012】

(a) 下部層の組成式のX値

下部層を構成する(Ti, Al)N層におけるAl成分には高温硬さと耐熱性を向上させ、一方同Ti成分には、高温強度を向上させる作用があるが、Alの割合を示すX値がTiとの含量に占める割合(原子比、以下同じ)で0.40未満になると、相対的にTiの割合が多くなり過ぎて、高速切削に要求されるすぐれた高温硬さと耐熱性を確保することができなくなり、摩耗進行が急激に促進するようになり、一方Alの割合を示すX値が同0.75を越えると、相対的にTiの割合が少なくなり過ぎて、高温強度が急激に低下し、この結果切削部にチッピング(微小欠け)などが発生し易くなり、摩耗進行が急激に促進するようになることから、X値を0.40～0.75と定めた。

さらに、その平均層厚が $0.8 \mu\text{m}$ 未満では、自身のもつすぐれた耐摩耗性を長期に亘って発揮するには不十分であり、一方その平均層厚が $5 \mu\text{m}$ を越えると、上記の硬質難削材の高速切削では切削部にチッピングが発生し易くなることから、その平均層厚を $0.8 \sim 5 \mu\text{m}$ と定めた。

【0013】

(b) 密着接合層の平均層厚

その平均層厚が $0.1 \mu\text{m}$ 未満では、上部層と下部層の間に強固な接合強度を確保することができず、一方その平均層厚が $0.5 \mu\text{m}$ を越えると、硬質被覆層の強度が密着接合層部分で急激に低下するようになり、これ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 $0.1 \sim 0.5 \mu\text{m}$ と定めた。

【0014】

(c) 上部層の平均層厚

硬質被覆層は、上記の通り下部層のもつすぐれた高温硬さおよび耐熱性と、上部層であるCrB₂層のもつすぐれた高温耐酸化性との共存によって、高い発熱を伴う硬質難削材の高速切削ですぐれた耐摩耗性を発揮するようになるものであるが、前記CrB₂層の平均層厚が $0.8 \mu\text{m}$ 未満では、上記下部層を切削時における高温酸化雰囲気から使用寿命に至るまで保護するには不十分であり、一方その平均層厚が $5 \mu\text{m}$ を越えると切削部にチッピングが発生し易くなることから、その平均層厚を $0.8 \sim 5 \mu\text{m}$ と定めた。

【発明の効果】

【0015】

この発明の被覆超硬工具は、硬質被覆層の下部層である(Ti, Al)N層がすぐれた高温硬さと耐熱性を有し、前記下部層に密着接合層としてのCrN層を介して強固に密着接合した上部層であるCrB₂層がすぐれた高温耐酸化性を有し、前記CrB₂層が切削時の高温酸化雰囲気から前記(Ti, Al)N層を良く保護することから、特に著しい高熱発生を伴う各種のTi系合金や高Si含有Al-Si系合金などの硬質難削材の高速切削でも、層間剥離の発生なく、すぐれた耐摩耗性を長期に亘って発揮するものである。

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

つぎに、この発明の被覆超硬工具を実施例により具体的に説明する。

【実施例1】

【0017】

原料粉末として、いずれも $1 \sim 3 \mu\text{m}$ の平均粒径を有するWC粉末、TiC粉末、Zr

10

20

30

40

50

C粉末、VC粉末、TaC粉末、NbC粉末、Cr₃C₂粉末、TiN粉末、Ta₂N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、ボールミルで72時間湿式混合し、乾燥した後、100MPaの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を6Pa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ISO規格・CNMG120408のチップ形状をもったWC基超硬合金製の超硬基体A-1～A-10を形成した。

【0018】

また、原料粉末として、いずれも0.5～2μmの平均粒径を有するTiCN（重量比でTiC/TiN=50/50）粉末、Mo₂C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、100MPaの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を2kPa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ISO規格・CNMG120408のチップ形状をもったTiCN系超硬製の超硬基体B-1～B-6を形成した。

さらに、硬質被覆層の上部層形成用カソード電極（蒸発源）として、0.8μmの平均粒径を有するCrB₂粉末を温度：1500、圧力：20MPa、保持時間：3時間の条件でホットプレスして成形したCrB₂焼結体を用意した。

【0019】

(a) ついで、上記の超硬基体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1に示される蒸着装置内の回転テーブル上の中心軸から半径方向に所定距離離れた位置に外周部にそって装着し、一方側のAIP装置のカソード電極（蒸発源）として密着接合層形成用金属Cr、他方側のSP装置のカソード電極（蒸発源）として上部層形成用CrB₂焼結体を対向配置し、さらに前記回転テーブルに沿って、かつ前記金属CrおよびCrB₂焼結体のそれぞれから90度離れた位置にAIP装置のカソード電極（蒸発源）として所定の組成を有する下部層形成用Ti-Al合金を配置し、

(b) まず、装置内を排気して0.1Pa以下の真空中に保持しながら、ヒーターで装置内を500に加熱した後、前記回転テーブル上で自転しながら回転する超硬基体に-1000Vの直流バイアス電圧を印加し、かつカソード電極の前記Ti-Al合金とアノード電極との間に100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって超硬基体表面を前記Ti-Al合金によってボンバード洗浄し、

(c) 装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して3Paの反応雰囲気とすると共に、前記回転テーブル上で自転しながら回転する超硬基体に-100Vの直流バイアス電圧を印加し、かつカソード電極の前記Ti-Al合金とアノード電極との間に100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記超硬基体の表面に、表3に示される目標組成および目標層厚の(Ti, Al)N層を硬質被覆層の下部層として蒸着形成し、

(d) 上記の下部層形成用Ti-Al合金のカソード電極とアノード電極との間のアーク放電を停止し、装置内の雰囲気を同じ3Paの窒素雰囲気に保持すると共に、超硬基体への直流バイアス電圧(-100V)も同じくしたままで、カソード電極の前記金属Crとアノード電極との間に100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって同じく表3に示される目標層厚のCrN層を硬質被覆層の密着接合層として蒸着形成し、

(e) 上記金属Crとアノード電極とのアーク放電を続行させながら、前記蒸着装置内の雰囲気を、窒素雰囲気に代って、Arと窒素の混合ガス雰囲気とするが、経時的にArの導入割合を漸次増加させ、一方窒素の導入割合は漸次減少させた雰囲気として、最終的にAr雰囲気とすると共に、この間の反応雰囲気も同じく経時的に3Paから0.3Paに漸減し、かつ前記蒸着装置中へのArと窒素の混合ガス導入と同時に前記SP装置のカソード電極（蒸発源）として配置したCrB₂焼結体に、スパッタ出力：3kWの条件でスパッタリングを開始し、前記金属Crとアノード電極とのアーク放電は前記反応雰囲気のArと窒素の混合ガスの窒素の割合が10容量%になった時点で中止し、

10

20

30

40

50

(f)以後、上記の0.3PaのAr雰囲気を保持しながら、上記CrB₂焼結体とアノード電極と間のスパッタ出力も3kWと同じくした条件でスパッタリングを続行し、同じく表3に示される目標層厚のCrB₂層を硬質被覆層の上部層として蒸着形成することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬製スローアウェイチップ(以下、本発明被覆チップと云う)1~16をそれぞれ製造した。

【0020】

また、比較の目的で、これら超硬基体A-1~A-10およびB-1~B-6を、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、それぞれ図2に示される蒸着装置に装入し、カソード電極(蒸発源)として種々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0.1Pa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、前記超硬基体に-1000Vの直流バイアス電圧を印加し、かつカソード電極の前記Ti-Al合金とアノード電極との間に100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって超硬基体表面を前記Ti-Al合金でボンバード洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して3Paの反応雰囲気とすると共に、前記超硬基体に印加するバイアス電圧を-100Vに下げて、前記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、もって前記超硬基体A-1~A-10およびB-1~B-6のそれぞれの表面に、表4に示される目標組成および目標層厚の(Ti, Al)N層を硬質被覆層として蒸着形成することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬製スローアウェイチップ(以下、従来被覆チップと云う)1~16をそれぞれ製造した。

【0021】

つぎに、上記の各種の被覆チップを、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、本発明被覆チップ1~16および従来被覆チップ1~16について、

被削材：質量%で、Al-18%Si合金の丸棒、

切削速度：280m/min、

切り込み：1.5mm、

送り：0.25mm/rev、

切削時間：10分、

の条件での高Si含有Al-Si系合金の乾式連続高速切削加工試験(通常の切削速度は180m/min)、

被削材：Ti-6%Al-4%V合金の丸棒、

切削速度：85m/min、

切り込み：1.5mm、

送り：0.3mm/rev、

切削時間：5分、

の条件でのTi系合金の乾式連続高速切削加工試験(通常の切削速度は40m/min)、

被削材：質量%で、Al-13%Si合金の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：250m/min、

切り込み：1.2mm、

送り：0.2mm/rev、

切削時間：13分、

の条件での高Si含有Al-Si系合金の乾式断続高速切削加工試験(通常の切削速度は150m/min)を行い、いずれの切削加工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5に示した。

【0022】

10

20

30

40

【表 1】

種別	配合組成 (質量%)									
	Co	TiC	ZrC	VC	TaC	NbC	Cr ₃ C ₂	TiN	TaN	WC
A-1	10.5	8	-	-	8	1.5	-	-	-	残
A-2	7	-	-	-	-	-	-	-	-	残
A-3	5.7	-	-	-	1.5	0.5	-	-	-	残
A-4	5.7	-	-	-	-	-	1	-	-	残
A-5	8.5	-	0.5	-	-	-	0.5	-	-	残
A-6	9	-	-	-	2.5	1	-	-	-	残
A-7	9	8.5	-	-	8	3	-	-	-	残
A-8	11	8	-	-	4.5	-	-	1.5	-	残
A-9	12.5	2	-	-	-	-	-	1	2	残
A-10	14	-	-	0.2	-	-	0.8	-	-	残

超硬基体

【表 2】

種 別		配 合 組 成 (質量%)							
		Co	Ni	ZrC	TaC	NbC	Mo ₂ C	WC	TiCN
超 硬 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

10

【 0 0 2 4 】

【表 3】

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層						
		下部層					密着 接合層	上部層
		目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)	CrN層 の目標 層厚 (μm)	CrB ₂ 層 の目標 層厚 (μm)	
		Ti	Al	N				
本 発 明 被 覆 チ ッ プ	1	A-1	0.40	0.60	1.00	3.2	0.1	1
	2	A-2	0.45	0.55	1.00	0.8	0.3	3
	3	A-3	0.60	0.40	1.00	2	0.5	0.8
	4	A-4	0.50	0.50	1.00	4.5	0.1	2.5
	5	A-5	0.60	0.40	1.00	1	0.3	4
	6	A-6	0.40	0.60	1.00	3	0.5	1
	7	A-7	0.45	0.55	1.00	2.4	0.1	5
	8	A-8	0.35	0.65	1.00	2.5	0.3	3
	9	A-9	0.25	0.75	1.00	4	0.5	2.4
	10	A-10	0.50	0.50	1.00	5	0.1	3.5
	11	B-1	0.40	0.60	1.00	0.8	0.1	1.6
	12	B-2	0.50	0.50	1.00	3.5	0.3	5
	13	B-3	0.45	0.55	1.00	2.5	0.5	2.2
	14	B-4	0.40	0.60	1.00	2.2	0.3	4
	15	B-5	0.60	0.40	1.00	3	0.1	3.1
	16	B-6	0.25	0.75	1.00	5	0.1	0.8

10

20

30

【 0 0 2 5 】

【表 4】

種 別	超硬 基体 記号	硬 質 被 覆 層				
		目 標 組 成 (原 子 比)			目 標 層 厚 (μm)	
		Ti	Al	N		
従 来 被 覆 チ ツ プ	1	A-1	0.40	0.60	1.00	4.3
	2	A-2	0.45	0.55	1.00	4.1
	3	A-3	0.60	0.40	1.00	3.3
	4	A-4	0.50	0.50	1.00	7.1
	5	A-5	0.60	0.40	1.00	5.3
	6	A-6	0.40	0.60	1.00	4.5
	7	A-7	0.45	0.55	1.00	7.5
	8	A-8	0.35	0.65	1.00	5.8
	9	A-9	0.25	0.75	1.00	6.9
	10	A-10	0.50	0.50	1.00	8.6
	11	B-1	0.40	0.60	1.00	2.5
	12	B-2	0.50	0.50	1.00	8.8
	13	B-3	0.45	0.55	1.00	5.2
	14	B-4	0.40	0.60	1.00	6.5
	15	B-5	0.60	0.40	1.00	6.2
	16	B-6	0.25	0.75	1.00	5.9

10

20

30

【 0 0 2 6 】

【表 5】

種 別	逃げ面摩耗幅(mm)			種 別	逃げ面摩耗幅(mm)				
	切削条件(A)	切削条件(B)	切削条件(C)		切削条件(A)	切削条件(B)	切削条件(C)		
本 発 明 被 覆 チ ツ ブ	1	0.15	0.17	0.16	従 来 被 覆 チ ツ ブ	1	0.29	0.35	0.34
	2	0.15	0.18	0.17		2	0.31	0.36	0.35
	3	0.16	0.20	0.18		3	0.34	0.38	0.36
	4	0.09	0.12	0.08		4	0.24	0.30	0.27
	5	0.13	0.16	0.16		5	0.27	0.32	0.30
	6	0.15	0.19	0.15		6	0.30	0.37	0.34
	7	0.08	0.13	0.08		7	0.25	0.29	0.28
	8	0.13	0.16	0.12		8	0.27	0.32	0.30
	9	0.10	0.14	0.11		9	0.26	0.30	0.29
	10	0.08	0.12	0.09		10	0.24	0.28	0.27
	11	0.16	0.20	0.17		11	0.34	0.38	0.36
	12	0.07	0.12	0.10		12	0.25	0.28	0.27
	13	0.14	0.15	0.15		13	0.31	0.34	0.32
	14	0.11	0.13	0.11		14	0.28	0.31	0.31
	15	0.12	0.14	0.13		15	0.29	0.33	0.30
	16	0.14	0.15	0.12		16	0.31	0.35	0.34

【実施例 2】

【0027】

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、TiC/WC = 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6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7に示される組合せで、切刃部の直径×長さがそれぞれ6 mm×13 mm、10 mm×22 mm、および20 mm×45 mmの寸法、並びにいずれもねじれ角30度の4枚刃スクエア形状をもったWC基超硬合金製の超硬基体(エンドミル)C-1~C-8をそれぞれ製造した。

【0028】

10

20

30

40

50

ついで、これらの超硬基体（エンドミル）C - 1 ~ C - 8 の表面をアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図 1 に示される蒸着装置に装入し、上記実施例 1 と同一の条件で、表 7 に示される目標組成および目標層厚の (Ti, Al) N 層からなる下部層と、同じく表 7 に示される目標層厚の Cr N 層からなる密着接合層および Cr B₂ 層からなる上部層で構成された硬質被覆層を蒸着形成することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬製エンドミル（以下、本発明被覆エンドミルと云う）1 ~ 8 をそれぞれ製造した。

【0029】

また、比較の目的で、上記の超硬基体（エンドミル）C - 1 ~ C - 8 の表面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 と同一の条件で、同じく表 7 に示される目標組成および目標層厚の (Ti, Al) N 層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬製エンドミル（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。

10

【0030】

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、

被削材 - 平面：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mm の寸法をもった高 Si 含有 Al - Si 系合金（質量%で、Al - 18% Si 合金）の板材、

切削速度：260 m/min、

溝深さ（切り込み）：3 mm、

テーブル送り：800 mm/分、

20

の条件での高 Si 含有 Al - Si 系合金の乾式高速溝切削加工試験（通常の切削速度は 150 m/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：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mm の寸法をもった Ti 系合金（質量%で、Ti - 3% Al - 2.5% V 合金）の板材、

切削速度：55 m/min、

溝深さ（切り込み）：3.5 mm、

テーブル送り：250 mm/分、

の条件での Ti 系合金の乾式高速溝切削加工試験（通常の切削速度は 30 m/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、

30

被削材 - 平面：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mm の寸法をもった Ti 系合金（質量%で、Ti - 6% Al - 4% V 合金）の板材、

切削速度：50 m/min、

溝深さ（切り込み）：5 mm、

テーブル送り：160 mm/分、

の条件での Ti 系合金の乾式高速溝切削加工試験（通常の切削速度は 30 m/min）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 0.1 mm に至るまでの切削溝長を測定した。この測定結果を表 7 にそれぞれ示した。

40

【0031】

【 表 6 】

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	
C-1	5	5	-	-	-	-	-	-	中粗粒:残 6×13
C-2	6	-	1	0.5	-	-	-	-	微粒:残 6×13
C-3	6	-	1	-	1	0.5	0.5	-	微粒:残 6×13
C-4	8	-	-	-	-	0.5	0.5	-	微粒:残 10×22
C-5	9	25	10	1	-	-	-	-	中粗粒:残 10×22
C-6	10	-	-	-	-	1	-	-	微粒:残 10×22
C-7	12	17	9	1	-	-	-	-	中粗粒:残 20×45
C-8	16	-	10	5	10	-	-	-	中粗粒:残 20×45

超硬基体 (エンデュル)

【 0 0 3 2 】

10

20

30

【表 7】

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層							切削 溝長 (m)
		下部層					密着 接合層	上部層	
		目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)	CrN層 の目標 層厚 (μm)			
		Ti	Al	N					
本発明被覆 エンドミル	1	C-1	0.50	0.50	1.00	2	0.1	3.3	155
	2	C-2	0.40	0.60	1.00	1.6	0.3	0.8	110
	3	C-3	0.25	0.75	1.00	0.8	0.2	2.2	120
	4	C-4	0.40	0.60	1.00	5	0.3	1.8	56
	5	C-5	0.50	0.50	1.00	2.2	0.1	3.6	50
	6	C-6	0.45	0.55	1.00	1	0.5	2	48
	7	C-7	0.35	0.65	1.00	3.5	0.2	5	52
	8	C-8	0.60	0.40	1.00	3	0.5	1.5	45
従来被覆 エンドミル	1	C-1	0.50	0.50	1.00	5.4	—	—	85
	2	C-2	0.40	0.60	1.00	2.7	—	—	65
	3	C-3	0.25	0.75	1.00	3.2	—	—	70
	4	C-4	0.40	0.60	1.00	7.1	—	—	26
	5	C-5	0.50	0.50	1.00	5.9	—	—	23
	6	C-6	0.45	0.55	1.00	3.5	—	—	18
	7	C-7	0.35	0.65	1.00	8.7	—	—	20
	8	C-8	0.60	0.40	1.00	5	—	—	15

【実施例 3】

【0033】

上記の実施例 2 で製造した直径が 8 mm (超硬基体 C-1 ~ C-3 形成用)、13 mm (超硬基体 C-4 ~ C-6 形成用)、および 26 mm (超硬基体 C-7、C-8 形成用) 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 (超硬基体 D-1 ~ D-3)、8 mm × 22 mm (超硬基体 D-4 ~ D-6)、および 16 mm × 45 mm (超硬基体 D-7、D-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 WC 基超硬合金製の超硬基体 (ドリル) D-1 ~ D-8 をそれぞれ製造した。

【0034】

ついで、これらの超硬基体 (ドリル) D-1 ~ D-8 の切刃に、ホーニングを施し、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図 1 に示される蒸着装置に装入し、上記実施例 1 と同一の条件で、表 8 に示される目標組成および目標層厚の (Ti, Al) N 層からなる下部層と、同じく表 8 に示される目標層厚の CrN 層からなる密着接合層および CrB₂ 層からなる上部層で構成された硬質被覆層を蒸着形成することにより、本発明

10

20

30

40

50

被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬製ドリル（以下、本発明被覆ドリルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【0035】

また、比較の目的で、上記の超硬基体（ドリル）D-1～D-8の表面に、ホーニングを施し、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と同一の条件で、同じく表8に示される目標組成および目標層厚を有する（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、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬製ドリル（以下、従来被覆ドリルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【0036】

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：100mm×250、厚さ：50mmの寸法をもった高Si含有Al-Si系合金（質量％で、Al-18%Si合金）の板材、

切削速度：85m/min、

送り：0.2mm/rev、

穴深さ：10mm、

の条件での高Si含有Al-Si系合金の湿式高速穴あけ切削加工試験（通常の切削速度は30m/min）、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：100mm×250mm、厚さ：50mmの寸法をもったTi系合金（質量％で、Ti-3%Al-2.5%V合金）の板材、

切削速度：50m/min、

送り：0.2mm/rev、

穴深さ：15mm、

の条件でのTi系合金の湿式高速穴あけ切削加工試験（通常の切削速度は30m/min）、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：100mm×250mm、厚さ：50mmの寸法をもったTi系合金（質量％で、Ti-6%Al-4%V合金）の板材、

切削速度：55m/min、

送り：0.3mm/rev、

穴深さ：28mm、

の条件でのTi系合金の湿式高速穴あけ切削加工試験（通常の切削速度は25m/min）、をそれぞれ行い、いずれの湿式高速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8にそれぞれ示した。

【0037】

10

20

30

【表 8】

種別	超硬 基体 記号	硬質被覆層							穴あけ 加工数 (穴)
		下部層					密着 接合層	上部層	
		目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)	CrN層 の目標 層厚 (μm)			
		Ti	Al	N					
本発明被覆ドリル	1	D-1	0.60	0.40	1.00	0.8	0.3	2.1	85
	2	D-2	0.40	0.60	1.00	4	0.1	0.8	92
	3	D-3	0.45	0.55	1.00	2.8	0.5	3.3	95
	4	D-4	0.25	0.75	1.00	1.6	0.3	2.7	73
	5	D-5	0.40	0.60	1.00	3	0.2	4.2	80
	6	D-6	0.45	0.55	1.00	1	0.5	2.5	75
	7	D-7	0.35	0.65	1.00	3.5	0.1	5	700
	8	D-8	0.50	0.50	1.00	5	0.3	1.3	650
従来被覆ドリル	1	D-1	0.60	0.40	1.00	3.2	—	—	42
	2	D-2	0.40	0.60	1.00	4.9	—	—	44
	3	D-3	0.45	0.55	1.00	6.6	—	—	50
	4	D-4	0.25	0.75	1.00	4.6	—	—	34
	5	D-5	0.40	0.60	1.00	7.4	—	—	38
	6	D-6	0.45	0.55	1.00	4	—	—	30
	7	D-7	0.35	0.65	1.00	8.6	—	—	350
	8	D-8	0.50	0.50	1.00	6.6	—	—	280

この結果得られた本発明被覆超硬工具としての本発明被覆チップ1～16、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の硬質被覆層を構成する耐摩耗硬質層の組成、並びに比較被覆超硬工具としての従来被覆チップ1～16、従来被覆エンドミル1～8、および従来被覆ドリル1～8の硬質被覆層の耐摩耗硬質層の組成を、透過型電子顕微鏡を用いてのエネルギー分散X線分析法により測定したところ、それぞれ目標組成と実質的に同じ組成を示した。

【0038】

また、上記の硬質被覆層の構成層の平均層厚を走査型電子顕微鏡を用いて断面測定したところ、いずれも目標層厚と実質的に同じ平均値(5ヶ所の平均値)を示した。

【0039】

表3～8に示される結果から、本発明被覆超硬工具は、いずれも各種のTi系合金や高Si含有Al-Si系合金などの硬質難削材の高速切削でも、高い発熱を伴うのにもかかわらず、硬質被覆層の下部層である(Ti, Al)N層がすぐれた高温硬さと耐熱性、さらにすぐれた高温強度を有し、さらに前記(Ti, Al)N層が密着接合層としてのCrN層によって強固に密着し、かつすぐれた高温耐酸化性を有するCrB₂層によって保護されることから、層間剥離の発生なく、すぐれた耐摩耗性を長期に亘って発揮するのに対

して、(Ti, Al)N層だけからなる従来被覆超硬工具においては、高熱発生を伴う高速切削加工では切刃部の摩耗進行が速く、比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

【0040】

上述のように、この発明の被覆超硬工具は、特に各種の鋼や鋳鉄などの通常の切削条件での切削加工は勿論のこと、特に高い発熱を伴う上記の硬質難削材の高速切削加工でもすぐれた耐摩耗性を発揮し、長期に亘ってすぐれた切削性能を示すものであるから、切削加工装置の高性能化および自動化、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。

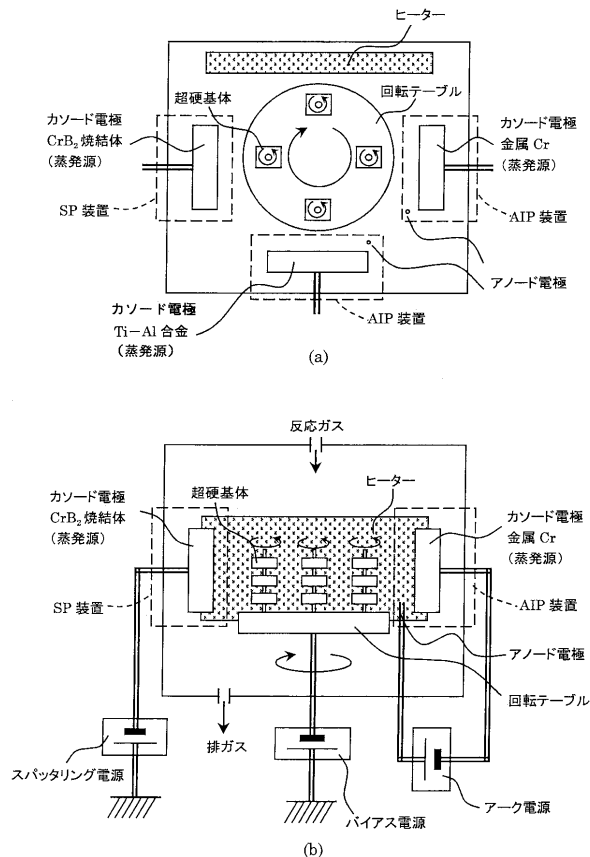
【図面の簡単な説明】

【0041】

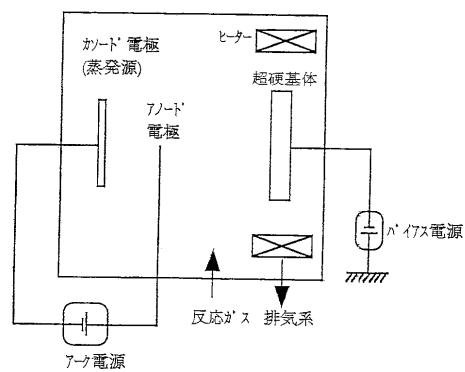
【図1】被覆超硬工具を構成する表面被覆層を形成するのに用いた蒸着装置を示し、(a)は概略平面図、(b)は概略正面図である。

【図2】通常のアークイオンプレティング装置の概略説明図である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

- (56)参考文献 特開平06-220571(JP,A)
米国特許第5330853(US,A)
英国特許出願公開第2378187(GB,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

B23B 27/14, 51/00
B23C 5/16
B23P 15/28
C23C 14/00 - 14/58
C23C 16/00 - 16/56