(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第4339401号
(P4339401)

(45)発行日　平成21年10月7日(2009.10.7)　(24)登録日　平成21年7月10日(2009.7.10)

(51)Int.Cl.　F I
B23B 27/14 (2006.01)　B23B 27/14 A
C23C 16/30 (2006.01)　C23C 16/30

請求項の数 3　(全 10 頁)

(21)出願番号　特願平9-506616
(86)(22)出願日　平成8年7月19日(1996.7.19)
(65)公表番号　特表平11-511078
(43)公表日　平成11年9月28日(1999.9.28)
(86)国際出願番号　PCT/SE1996/000963
(87)国際公開番号　WO1997/004143
(87)国際公開日　平成9年2月6日(1997.2.6)
審査請求日　平成15年4月15日(2003.4.15)
審判番号　不服2007-18302(P2007-18302/J1)
審判請求日　平成19年7月2日(2007.7.2)
(31)優先権主張番号　9502687-8
(32)優先日　平成7年7月24日(1995.7.24)
(33)優先権主張国　スウェーデン(SE)

(73)特許権者　505277521
サンドビック　インテレクチュアル　プロパティー　アクティエボラーグ
スウェーデン国，エスイー－８１１　８１　サンドビッケン
(74)代理人　100099759
弁理士　青木　篤
(74)代理人　100077517
弁理士　石田　敬
(74)代理人　100087413
弁理士　古賀　哲次
(74)代理人　100113918
弁理士　亀松　宏
(74)代理人　100111903
弁理士　永坂　友康

最終頁に続く

(54)【発明の名称】ＣＶＤ被覆したチタニウム基炭窒化物切削工具インサート

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
Ｔｉ、Ａｌ、Ｚｒ、Ｈｆ、Ｖ、Ｎｂ、Ｔａ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｗ、ＳｉまたはＢ元素の炭化物、窒化物、酸化物または硼化物（Ｂ元素の硼化物は除く）または組合せ物またはそれらの固溶体からなる１層または複数層の化学蒸着法による耐摩耗性層を含んでなり、１～２０μｍの被膜の厚みを備える主成分としてチタニウムを伴い且つタングステンおよびコバルトを含む炭窒化物合金の切削工具インサートであって、
前記被膜は冷却割れがなく、且つ同一結晶組織と前記被膜が＞１μｍの厚さとを有する１層または複数層の化学蒸着法による前記耐摩耗性層が室温で２００～５００ＭＰａの圧縮残留応力を有すること、
前記主成分としてチタニウムを伴い且つタングステンおよびコバルトを含む炭窒化物合金がＣ、Ｎ、Ｔｉ、Ｗ及びＣｏからなり、該元素の原子分率が０．２５＜Ｎ／（Ｃ＋Ｎ）＜０．５、０．０５＜Ｗ／（Ｗ＋Ｔｉ）＜０．１１及び０．０９＜Ｃｏ＜０．１４の関係を満足すること、
ＴｉがＴａ、Ｎｂ、Ｖ、Ｚｒ、Ｈｆ及び／またはＭｏによって部分的に置き換えられ、個々の量が＜５ａｔ％且つ合計量が＜１０ａｔ％であること、
を特徴とする主成分としてチタニウムを伴い且つタングステンおよびコバルトを含む炭窒化物合金の切削工具インサート。
【請求項２】
前記被膜の内側部分の組織が、ＴｉＣＯまたはＴｉＣＯＮの０．２～２μｍの薄い層から

なるＮｉ拡散バリヤーを含むことを特徴とする請求項１に記載の切削工具インサート。
【請求項３】
前記主成分としてチタニウムを伴い且つタングステンおよびコバルトを含む炭窒化物合金中のバインダー相が実質的にＮｉを含まないことを特徴とする請求項１に記載の切削工具インサート。
【発明の詳細な説明】
【０００１】
本発明は、主成分としてチタニウムを有し、且つ、金属及び合金の切削加工、例えば、旋盤加工、フライス加工及び穴明け加工に有効なタングステンとコバルトを含有する炭窒化物合金の切削工具インサートに関する。このインサートは冷却割れの無い少なくとも一層の耐摩耗性層を備え、この耐摩耗性層が、中位の圧縮応力と連携して、種々の切削工具応用における先行技術に比較して特性が改良された切削工具を与える。
【０００２】
耐摩耗性材料、例えば、ＴｉＣ、Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）、ＴｉＮ、及びAl_2O_3の１層または複数層で被覆したＷＣ－Ｃｏ基合金（超硬合金）は、切削工具インサートに使用する代表的な材料である。被膜は、ほとんど化学蒸着技術を用いて、比較的高い蒸着温度（７００～１１００℃）で生成される。ＷＣ－Ｃｏ合金においてこのＣＶＤ被膜の一つの欠点は、被膜工程後にＣＶＤ負荷を降下する際に、冷却割れ網状構造が被膜に形成されることである。この割れは、ＷＣ－Ｃｏ基合金と被膜材料との熱膨張の不釣り合いに原因する。ＷＣ－Ｃｏ基合金は、熱膨張係数αが、約４．６～６．７×$10^{-6}℃^{-1}$の範囲にあり、一方、典型的な被膜材料の値は、α_{TiC}　７．６×$10^{-6}℃^{-1}$、α_{TiN}　８．０×$10^{-6}℃^{-1}$、$\alpha_{Ti(C,N)}$　７．８×$10^{-6}℃^{-1}$及びα－Al_2O_3のα　７．８×$10^{-6}℃^{-1}$である。これは、いずれの場合においても被膜が室温まで冷却されるときにＷＣ－Ｃｏ合金よりも収縮することを意味する。この収縮が、被膜中に引張り応力を発生させ、且つこの引張り応力はその一部が冷却割れの形成によって緩和される。
【０００３】
冷却割れは、少なくとも三つの理由で所定の切削加工の応用において切削工具性能に有害となる。すなわち、
１．割れが、櫛状割れ（切り刃に直角な割れ）及び刃破壊の双方の開始位置として作用する。
２．一般的に熱力学的及び化学的にこの被膜よりも安定性が劣る合金は、割れを通じて、切削油剤、加工部材及び周囲環境による腐食に曝される。
３．加工部材が切削工程の際に割れに押し込まれ、すなわち初期割れが拡大される。
【０００４】
さらに、被膜の残留引張り応力は、切削工程に使用中の被膜の剥離を引き起こす。
【０００５】
ＷＣ－Ｃｏ合金のインサート上のＣＶＤ－被膜が切削インサートの横方向の破壊強度（ＴＲＳ）を低下させ、インサートの靭性特性に悪影響を及ぼす。被膜の冷却割れと引張り応力とがこの低下に対して重要となる。
【０００６】
割れ形成の問題は、物理蒸着（ＰＶＤ）、プラズマ補助ＣＶＤまたは同様の技法の低温度被膜処理を使用することによってある程度解決できる。しかしながら、これらの技法によって生成された被膜は、一般的に摩耗特性、低粘着性及び低凝集性が劣る。さらに、これらの技法は、ＴｉＣ、Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）、ＴｉＮの被膜を蒸着するために使用されるが、今までは良好な結晶性を有する高品位のAl_2O_3－被膜を蒸着することが不可能であった。スウェーデン特許願書第９３０４２８３－６号には、実質的に割れのない被膜を生成する方法が開示されている。しかしながら、この被膜は、所定の粒径と粒形状（小さな板状形の粒）を備え常に１１４方位組織という特定のα－Al_2O_3層からなる。普通のＷＣ－Ｃｏ合金上のこれらの被膜は、必ず引張り応力が存在する。
【０００７】

被膜中の引張り残留応力は、被膜の機械的な処理によって、例えば小さな鋼球または同様の粒子で被膜をショットピーニングすることによって減少できることが知られている。この引張り応力は、被膜に欠陥を誘起することによって、または、さらに割れを進展させることによって解放することができる（米国特許第５，１２３，９３４号を参照）。付加的な割れは上記条件に関しては望ましくなく、且つ、誘起された欠陥の前向きな効果は、多くの場合に、工具インサート刃先が非常に高温度（１０００℃に及ぶ）に到達するときの切削作業の際に喪失される。

【０００８】

米国特許第５，３９５，６８０号には、ＣＶＤ被膜に圧縮応力を得る方法が記載されている。ＣＶＤ被膜に第２層がＰＶＤ－技法によって蒸着される。ＰＶＤ工程の際のイオン衝撃が被膜中に圧縮応力を誘起する。この処理の欠点は、高価な２段階処理であり、さらに、圧縮応力状態がＰＶＤ層が磨滅すると同時に消失しうる。

【０００９】

チタニウム基炭窒化物合金、すなわち、サーメットは、金属切削工業において工具インサート材料として現在充分に認められ、且つ、それらは仕上げ切削作業に広く使用されている。この合金は、Ｃｏ及び／またはＮｉを基本とする３～２５ｗｔ％バインダー相に埋め込まれた炭窒化物硬質要素からなる。Ｔｉに加えて、ＶＩａ族の元素、すなわち、Ｍｏ及び／またはW、任意にＣｒが添加され、バインダーと硬質要素との間の濡れ性を高め、且つ溶体強化によりバインダーを強化する。ＩＶａ及び／またはＶａ族の元素は、すなわち、Ｚｒ、Ｈｆ、Ｖ、Ｎｂ及びＴａも添加することができ、主に、材料の熱力学的挙動、例えば、組成変形に対する抵抗力及び熱的割れ（櫛状割れ）を改良するためである。これらの添加元素全ては、通常炭化物、窒化物及び／または炭窒化物として添加される。硬質要素の粒子径は通常＜２μｍである。普通バインダー層は、主にコバルト及び／またはニッケルからなる。バインダー相の量は一般的に３～２５ｗｔ％である。さらに、他の元素は、例えば、アルミニウムが任意に使用され、バインダー相の強化、及び／または、硬質要素及びバインダー相の間の濡れ性の改良が成される。

【００１０】

一般に、焼結サーメットは、熱力学的等価にはほど遠い化学的に異種の硬質相を備えた非常に複雑な顕微鏡組織を有する。典型的に炭窒化物粒は、特徴的な芯（core）及び／または縁（rim）の構造組織を有し、芯が原材料粉末の残部（remnant）となり及び／または焼結の際に形成される。縁は、固体と液体との焼結時の双方で形成される。通常、幾つかの形式の芯が、同一の合金内で見つけられる。ほとんど縁は、少なくとも半径方向に化学組成に大きな勾配を有する。化学組成及び相対的に大量の芯と縁との双方は、原材料粉末（例えば予備合金化粉末）及び処理条件の適切な選択によって大きな制限内で変化させることができる。これは、巨視的な化学組成が一定に保持されたとしても事実である。これらの所定の変動が合金の化学的特性に、当然、切削工具としてのそれの特性にも著しい相違を引き起こす。

【００１１】

サーメットは、ＷＣ－Ｃｏ基硬質材料よりも固く化学的に安定であるが、あいにくかなり脆い。この脆性のために、さらに強度が要求される作業に対して大いにそれらの応用範囲を広げるために必要な信頼性が不足する。通常ＣＶＤ－被膜は材料の脆性を増加させるので、この技術によって添付された被膜は、それらの信頼性をさらに低下させると考えられるので、ＣＶＤ被膜サーメットは市場からは入手できない。代わりに、ＰＶＣ－被膜サーメットが、それらの合金より高い耐摩耗性を必要とする所望の応用に対して使用される。

【００１２】

しかしながら、ＣＶＤサーメットは、未知ではない。これまでの特許及び公開特許出願が、二つの範疇に分けらており、それらは合金組成の変化に関するもの、及び被膜の接着性に焦点を合わせたものである。前者の範疇のものの調査によれば、以下記載の合金は、従来のサーメットから明確に区別しうるように一定の改変をほどこしたものであることが分かった。例えば、米国特許第５，３７６，４６６号には、ＣＶＤ－被膜した炭窒化物基材

料が開示され、それは優れた耐熱塑性変形性を備える。これを達成するためには、バインダー相の量が、慣用のサーメット（３～２５ｗｔ％）及び付加的硬質相（５～３０ｗｔ％のジルコニアまたは安定化ジルコニア）に比較してかなり（０．２～３ｗｔ％）減少されている。低バインダー成分及び第３相の双方が、慣用のサーメットと非常に相違する材料となる。

【００１３】

ヨーロッパ特許Ａ－０　４８２　０５９号には、ＣＶＤ被膜したサーメットが記載され、それは優れた耐摩耗性及び破断抵抗の双方を有することが示されている。これは、合金の表面領域近傍に硬度の上昇を引き起こす複雑な焼結工程によって達成され、同一領域のタングステンの強化及びバインダーの枯渇によって達成される。さらに、これは、慣用のサーメットとこの合金を明確に相違させ、また、表面領域が除去されるので、この合金は焼結後にあまり大量に研磨することができなかった大きな欠点を有する。焼結後に研磨することは、ほとんどにおいて望まれることであり、特にミーリング用インサートに対しては、好ましい仕上げ形状と大きさを得るために望まれる。

【００１４】

ヨーロッパ特許Ａ－０　４４０　１５７号及びヨーロッパ特許Ａ－０　６４３　１５２号は、第２の範疇の特許及び特許出願における前述の第２の範疇のものに分類される。これらの願書には異なる方法が記載され、この方法はＣＶＤ被膜材料の優れた耐摩耗性が利用できるために、この被膜と慣用のサーメットとの間に充分な接着性を生ずる。特に、合金に第１の被膜層として被覆された薄いＴｉＮまたはＴｉ（Ｃ，Ｎ）層が、バインダー金属原子に対して充分有効な拡散バリヤーとして作用し、これらの原子がその後の層成長に干渉することを防止する。

【００１５】

本発明の基本は、靭性の劇的な増加が得られるような実質的に慣用のＣＶＤ－被膜と慣用のサーメットを組み合わせることである。

本発明の目的は、被膜は冷却割れがなく且つその性質をより一層改良した中位の圧縮残留応力を有するＣＶＤ被膜した焼結チタニウム基炭窒化物合金、及びその合金を製造する方法を提供することである。

【００１６】

本発明の一つの態様においては、Ｔｉ、Ａｌ、Ｚｒ、Ｈｆ、Ｖ、Ｎｂ、Ｔａ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｗ、Ｓｉ及びＢ元素の炭化物、窒化物、酸化物及び硼化物または組合せ物またはそれらの固溶体、特にAl_2O_3及び／または、ＸはＣ、Ｎ、Ｏまたはそれたの元素の組合せであるＴｉＸからなる１層または複数層の耐摩耗性ＣＶＤ層を含んでなり、全被膜厚みが１～２０μｍに被覆した焼結チタニウム基炭窒化物合金が提供される。この被膜は冷却割れがなく且つ０～１０００ＭＰａの範囲の中位の圧縮残留応力を有する。この材料は、優れた靭性、耐摩耗性及び化学的安定性を有し、且つ切削工具材料として適切である。

【００１７】

本発明の別の態様においては、合金がチタニウム基硬質炭窒化物相及びコバルト及び／またはニッケルからなるＣＶＤ被膜した焼結炭窒化物合金の製造方法を提供する。合金及び被膜相の組成が選択できるので、合金と被膜材料との熱膨張の相違が適切な圧縮応力を室温で被膜に発生させる。

【００１８】

本発明にしたがい、高靭性、耐摩耗性及び化学的安定性を有するＣＶＤ被膜したチタニウム基炭窒化物切削工具インサートが提供される。このような方法においては合金の組成を注意深く選択することによって、熱膨張を被膜材料よりも程よく大きくでき、非常に改良された特性を有するインサートが得られるという意外なことが判明した。特に、このインサートは、被覆されていない合金に比較して良好な耐摩耗性と劇的に優れた靭性の双方を備える。すなわち、本発明に従う被膜の応用が、切削工具インサートの信頼性が実際に改良される。

【００１９】

何らかの理論に肯定するものでないが、この改良は被膜中に発生する圧縮残留応力によるものであると確信している。何よりもまず、冷却割れが除去される。すなわち、刃（edge）の破壊をもたらす割れの明確な伝播位置が存在しない。実際に、被膜は、このような方法で割れが保護される合金自体に比べ欠陥がおそらく少なく、且つ信頼性を増加する。次に、被膜中の圧縮応力の作用は、このような割れが伝播するために多くのエネルギーが必要となるので、被膜表面に直角に伝播する割れを阻止する。さらに、被膜は温度バリアーとして作用し、合金上の熱力学的負荷を減少し、すなわち、さらにその信頼性を改良する。特に、大きな熱力学的負荷による破壊に原因する櫛状割れの形成が、相当遅延できる。

【００２０】

切削の際に、切れ刃の温度が増加する際には、室温では被膜中で適切な圧縮応力が減少するが、しかし、符号が転ずることは割れをもたらすことから許されない。都合良いことには、被膜が温度バリアーとして作用するので、合金は被膜よりいくぶん低い温度となる。したがって、ＣＶＤ蒸着温度より高い切削温度が容認できる。それでも、高切削温度に対して、例えば、高切削速度での仕上げ加工に対して、大きく相違する熱膨張率を選択して、被膜を通して割れの伝播の危険を回避する充分な圧縮応力が維持されることを確実にする。一方で、この応力は、初期及び仕上げの一連の切削工程の双方において剥離の危険が増加するので、室温であまり大きくすべきでない。室温で被膜が＞１μｍの厚み有する単層または複数層の圧縮応力が、０～１０００ＭＰａ、好ましくは１００～８００ＭＰａ、もっとも好ましくは２００～５００ＭＰａの範囲とすべきであることが意見である。しかしながら、最適応力は、各切削適用領域に対して実験的に決定しなければならない。

【００２１】

残留応力は良く知られたｓｉｎ^{2}ψ法を用いたＸ線回折によって決定される。被膜の面に直角な法線応力成分を零に近づける理に適った仮定を基に、この方法は、全応力テンソルを決定するために使用する。しかしながら、剪断応力成分は一般的に充分に低い（典型的に１００ＭＰａ未満）ことが明らかであるので、応力状態を被膜の平面において１２０°離間した三つの測定値を平均値として表すことができることが判明した。この方法は、異なる結晶構造の層を識別することのみができる。すなわち、同一の結晶構造の幾つかの層が被膜に存在する場合、得られた結果はそれらの層の平均値となる。しかしながら、応力は、化学組成の相違、結晶構造及び蒸着温度に基づいて個々の層で変化することが可能である。

【００２２】

温度T_2で被膜の残留応力の理論的な評価は、原則として次の式を用いて求めることができる。

$$\sigma = E_{COATING} \frac{\alpha_{COATING} - \alpha_{SUB}}{1 - V_{COATING}} (T_1 - T_2) \qquad (1)$$

【００２３】

σは被膜面の平均残留応力、$\alpha_{COATING}$及びα_{SUB}は被膜及び合金のそれぞれの熱膨張係数、$V_{COATING}$は被膜のポアソン比であり、T_1は蒸着温度であり、$E_{COATING}$は被膜のヤング率である。この式をよく見ると、この被膜において$V_{COATING}$、$E_{COATING}$及びある程度であるがT_1はほとんど現れないが、$\alpha_{COATING} - \alpha_{SUB}$を変化することによって劇的な効果が得られる、ということが理解されよう。

【００２４】

この式は合金及び被膜の微細構造及び科学的性質はその平均残留応力に依存するという効果を予測するのに使用することができる。不都合なことに、サーメット合金中の複雑な層の熱膨張係数に関する文献によるデータが存在しないので、サーメットの複雑な微細構造、サーメット合金の熱膨張係数は実験的に決定する必要がある。

【００２５】

通常、サーメット合金においては、Ｎ及び／またはバインダー相成分の増加は熱膨張係数を増加させ、一方でＷ成分の増加はそれを減少させる。サーメット合金中のＴｉが、普通

サーメット合金に使用されるその他の元素、すなわち、Ｔａ、Ｎｂ、Ｖ、Ｈｆ、Ｚｒ、Ｍｏ、Ｃｒによって部分的に置換されるならば、また、熱膨張係数の減少が生じる。しかしながら、Ｔｉは常に合金の主組成として留まっている必要があり、このことはａｔ％のＴｉ成分は合金中のその他の元素成分より多くなることを意味する。

【００２６】

ＴｉＸを被膜するため、ここでＸは、Ｃ、Ｎ、Ｏまたはこれらの元素の化学量論的並びに非化学量論的な組合せであり、Ｎ元素の増加は熱膨張係数を増加させる。被膜中のＴｉが、Ｔａ、Ｎｂ、Ｖ、Ｈｆ、ＺｒまたはＷによって部分的にまたは全体的に置換されるならば、熱膨張係数は減少する。その代わりに、Ｓｉ及び／またはＢを含有する被膜がさらに最適化するために使用することができる。

【００２７】

この方法において、被膜中に充分規定された圧縮応力を生じさせる合金／被膜組合せ計画のための種々の代用ルートが利用できる。しかしながら、適切な切削材料を得るために、その他の因子も考慮せねばならない。サーメット中のバインダー相の量は、靭性と耐摩耗性の適切な組合せを確実にするために、３～１８ｖｏｌ％の範囲、好ましくは６～１５ｖｏｌ％の範囲である。同様に、合金のＣ及びＮの原子分率は、０＜Ｎ／（Ｎ＋Ｃ）＜０．６、好ましくは０．１＜Ｎ／（Ｎ＋Ｃ）＜０．６の関係を満たすことが考えられる。合金のＷ及びＴｉの原子分率は、０＜Ｗ／（Ｔｉ＋Ｗ）＜０．４の関係を満たす必要がある。上記で検討されるこれらの元素及び他の元素の組合せは、被膜中の所望の圧縮残留応力、及び当業者によって実験的に決めることができる適切な他の特性の双方が得られる。

【００２８】

圧縮残留応力を増加して靭性を備えた耐摩耗性被膜の有益な効果を利用すべきであるならば、高品位の被膜を蒸着することに留意しなけらばならない。すなわち、合金中に存在し且つＣＶＤ層の成長を個々に阻止する元素、特にＮｉは、成長する層への拡散できないことを確実にする必要がある。米国特許第５，１３５，８０１号及びスウェーデン特許願書第９４００９５１－１号に記載されるものと同様に、被膜構造の内部のＴｉＣＯまたはＴｉＣＯＮの薄い層の混在が、ニッケルの拡散を著しく減少させることが分かった。したがって、必ずサーメット合金が０．５ａｔ％ニッケルより多く含有するような拡散バリヤー層を使用することが推奨される。さらに好ましい代用は、例えば、スウェーデン特許願書第９５００２３６－６号に記載されるような適切で、実質的にＮｉを含まないサーメット合金を使用することである。本発明にしたがう特性を有する被膜を備えた場合、特に良く機能することが明らかになったこのような合金は、ＴｉＮ、Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）、（Ｔｉ、Ｗ）Ｃ、（Ｔｉ、Ｗ）（Ｃ、Ｎ）及び／またはバインダー相としてＣｏとともにＷＣから製造され、Ｔｉ、Ｗ、Ｃｏ、Ｎ及びＣからなる全組成に関しては、原子分率が０．２５＜Ｎ／（Ｃ＋Ｎ）＜０．５好ましくは０．３＜Ｎ／（Ｃ＋Ｎ）＜０．５、０．０５＜Ｗ／（Ｗ＋Ｔｉ）＜０．１２好ましくは０．０７＜Ｗ／（Ｗ＋Ｔｉ）＜０．１１、及び０．０７＜Ｃｏ＜０．１５、好ましくは０．１＜Ｃｏ＜０．１３の関係を満足する。好ましい原子分率の組み合わせは、０．２５＜Ｎ／（Ｃ＋Ｎ）＜０．５、０．０５＜Ｗ／（Ｗ＋Ｔｉ）＜０．１１及び０．０９＜Ｃｏ＜０．１４の関係である。Ｔｉは、個々に対しては＜５ａｔ％、好ましくは＜３ａｔ％、及び全体的には＜１２ａｔ％このましくは＜１０ａｔ％の量のＴａ、Ｎｂ、Ｖ、Ｚｒ、Ｈｆ及び／Ｍｏによって部分的に置換することができる。

【００２９】

実施例１

粉末混合物が、重量％で、６４．５％のＴｉ（$C_{0.67}N_{0.33}$）、１８．１％のＷＣ及び１７．４％のＣｏから製造される。粉末混合物は湿潤粉砕され、乾燥し且つ、脱ろうした後標準焼結法を使用して９０分間１４３０℃で真空焼結するＳＥＭＮ１２０４ＡＺ型のインサートに加圧成形された。ある程度耐摩耗性を犠牲にして最適靭性を特徴とするスウェーデン特許願書第９４００９５１－１号にしたがって製造される。これは、耐摩耗性がＣＶＤ被膜で増加することが予想され且つ被膜工程を単純にしてニッケルを含有してないために、適切な合金である。インサートの全数の半数（以後材料Ａと示す）が次の層構造で被

膜された。すなわち、１μmのＴｉＣ、０．５μmのＴｉＣＯ、７μmのＴｉ（Ｃ、Ｎ）、６μmの０１２－組織のα－Al_2O_3及び１μmの頂部のＴｉＮ層であり、スウェーデン特許願書第９４００９５１－１号に記載されるようなＣＶＤ法を使用する。残りの半数（材料Ｂと示す）は、スウェーデン特許願書第９５０１２８６－０号にしたがい、低温度（８５０℃）で蒸着したＴｉ（Ｃ、Ｎ）の５μmの内側層及び０１２－組織のα－Al_2O_3の４μmの外側層を異なる方法を使用し被膜した。被膜表面はＳｉＣブラシでインサート刃をブラシして滑らかにした。

【００３０】

残留応力はインサートの頂部表面でＸ線回折装置（ＸＲＤ、$sin^2\psi$法）を使用して測定し、表１にパラメーターを示す。

表１

被膜	h	k	l	2q	ヤング率	ポアソン比
Ti(C,N)	3	3	3	137.7	490000MPa	0.200
α-Al_2O_3	1	4	6	135.8	421941MPa	0.253

【００３１】

測定結果は表２に示す。被膜面の垂直応力は、被膜面を１２０度分割した３測定値の平均である。

表２

材料	被膜	垂直応力、ＭＰａ
Ａ	Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）	－４６０
	α－Al_2O_3	－２７０
Ｂ	Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）	－３４０
	α－Al_2O_3	－４３０

【００３２】

明らかに、Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）の内側層及びα－Al_2O_3層の双方は、好ましい範囲の圧縮応力を有する。

【００３３】

双方の材料から、研磨した被膜と合金との横断面を準備し、光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を使用して検査した。経験によって、冷却割れは、通常のＷＣ－Ｃｏ基合金に蒸着したＣＶＤ被膜にこれらの技術の一つを使用して容易に観ることができる。しかしながら、冷却割れは、本発明にしたがい生成したいずれの被膜インサートにも観察することはできなかった。

【００３４】

実施例２

測定された応力が理に適っていることを証明するために、上記式（１）が使用できる。実施例１の合金の熱膨張係数が、適切な大きさと寸法の試験棒を使用して決定し、約８．５×$10^{-6}℃^{-1}$であることが判明した。この被膜を示すために必要とするパラメーターのために、表３に従う調査資料が概算に使用され、被膜の見積もり平均残留応力は－４３２ＭＰであり、実施例１の実験結果に比較的良く一致する。

表３

パラメーター	Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）	Al_2O_3
$\alpha_{COATING}$	７．８×$10^{-6}℃^{-1}$	７．８×$10^{-6}℃^{-1}$
$V_{COATING}$	０．２０	０．２５
$E_{COATING}$	４２００００ＭＰａ	４９００００ＭＰａ

【００３５】

実施例３

上記実施例１にしたがい製造されインサートの耐摩耗性を調査するために、幾何学形態のＴＮＭＧ１６０４０８－ＭＦのインサートを製造した。三つの異なる対照が試験に含まれた。対照１として、形式ＴＮＭＧ１６０４０８－ＭＦのインサートが、重量％で、１０．８のＣｏ、５．４のＮｉ、１９．６のＴｉＮ、２８．７のＴｉＣ、６．３のＴａＣ、９．

３のMo_2C、１６．０のＷＣ及び３．９のＶＣからなる粉末混合物から製造された。これは、旋削に対してＰ２５－範囲以内で十分に立証されたサーメット等級（以後対照１と示す）であり、耐摩耗性と靭性がよく釣り合ったことを特徴とする。

【００３６】

対照２として、同一の幾何学形態のインサートが、重量％で、１１．０のＣｏ、５．５のＮｉ、２６．４の（Ｔｉ、Ｔａ）（Ｃ、Ｎ）、１１．６の（Ｔｉ、Ｔａ）Ｃ、１．４のＴｉＮ、１．８のＮｂＣ、１７．７のＷＣ、４．６のMo_2C、及び０．３のカーボンブラックからなる粉末混合物から製造された。

【００３７】

これらのインサートは、物理蒸着法（ＰＶＤ）を使用して、約４μｍ厚さのＴｉ（Ｃ、Ｎ）層及び１μｍ未満の厚さのＴｉＮ層で被膜された。これは、旋削に対してＰ２５－領域以内で十分に立証されたサーメット等級（以後対照２と示す）であり、高い耐摩耗性が要求される工程に好ましく使用される。対照３として、材料Ａ及びＢを製造するために用いたバッチと同一のバッチから採取し、且つ同一の被膜していない合金（対照３と示す）を使用した。

【００３８】

耐摩耗性試験（長手方向の旋削）は次の切削データーを用いて実施された。すなわち、

加工部材：Ｏｖａｋｏ　８２５Ｂ

速度：２５０ｍ／ｍｉｎ

送り：０．２ｍｍ／ｒｅｖ

切削深さ：１．０ｍｍ

冷却剤：使用

【００３９】

各合金に関して二つの刃を試験した。逃げ面摩耗（ＶＢ）及びクレータ摩耗面積（Ｋａ）は連続的に測定し、試験は工具寿命の終わりまで実施した。工具寿命の基準は、過多なクレータ摩耗または逃げ面摩耗ＶＢ＞０．３ｍｍによる刃の破壊であった。相対的な形状によって示されるその結果を表４に示す。

表４　耐摩耗試験の結果

材料	逃げ面摩耗に対する抵抗	クレータ摩耗に対する抵抗	相対的な工具寿命	工具寿命基準
対照１	１．０	１．０	１．０	ＥＦ
対照２	１．９７	４．０８	１．７５	ＶＢ
対照３	０．８４	１．１７	１．０２	ＥＦ
Ａ	１．５８	６．９４	２．７８	ＶＢ
Ｂ	１．８６	６．９４	３．２７	ＶＢ

【００４０】

明らかに、双方の材料Ａ及び材料Ｂは、それぞれの対照に比較して優れた工具寿命を備える。これはクレータ摩耗に対するそれらの高い抵抗のためである。逃げ面及びクレータ摩耗の測定は１０分切削期間のあとに行った。充分に定義された摩耗模様が発達したとしても、全ての合金が工具寿命の終末に程遠いために、この時間を選択した。しかしながら、それらの厚い被膜のために、材料Ａ及びＢは、対照より大きな刃先半径を有し、これがより大きな初期逃げ面摩耗をもたらす。工具寿命の終末近くで、これら二つの合金は、逃げ面摩耗と同様に、著しく良好な抵抗を示した。被膜しない合金（対照３）は、慣用のサーメット（対照１）とほぼ同様の耐摩耗性を有することが注目される。

【００４１】

実施例４

実施例３のような同様のインサート（同じ対照を含む）の靭性挙動を調査するために、中断強旋削試験を次の条件で実施した。すなわち、

加工部材：ＳＳ　２２３４

速度：２５０ｍ／ｍｉｎ

送り：０．３ｍｍ／ｒｅｖ
切削深さ：０．５ｍｍ
冷却剤：使用
【００４２】
各合金に関して三つの刃を試験した。全ての刃は破断まで行われた。その結果を表５に示す。

表５　靭性試験の結果

材料	平均切削回数	相対的な工具寿命
対照１	２１	１．０
対照２	４５	２．１
対照３	６３	３．０
Ａ	１８４	８．８
Ｂ	２２０	１０．５

【００４３】
明らかに、本発明にしたがい製造された双方の材料Ａ及び材料Ｂは、対照に比較して実質的に良好な靭性を示した。特に、双方の材料は、被膜しない合金、対照３に比較して良好な靭性を示した。すなわち、サーメットにＣＶＤ被膜を応用することによって一般的にサーメットの靭性を減少すると考えられているが、この実施例はかなり靭性のある製品が得られた。さらに、実施例３に掲げるように、耐摩耗性の実質的増加が得られる。

フロントページの続き

(72)発明者　ローランダー，ウルフ
スウェーデン国，エス－１６１　３２　ブロンマ，トランベルウス　ストラーン　３１
(72)発明者　ウェインル，ゲロルド
スウェーデン国，エス－１２５　５２　オールブショー，グルリッスティンゲン　５アー
(72)発明者　リュングベルウ，ビョーン
スウェーデン国，エス－１２２　４４　エンスケデ，クルストターバベーゲン　９６

合議体
審判長　野村　亨
審判官　菅澤　洋二
審判官　佐々木　一浩

(56)参考文献　特開平６－１０８２５８（ＪＰ，Ａ）
特開昭６３－６５０７９（ＪＰ，Ａ）
特開平４－３００１０４（ＪＰ，Ａ）
欧州特許出願公開第４４０１５７（ＥＰ，Ａ１）
特開平７－２１６５４９（ＪＰ，Ａ）
特開平２－９７６７７（ＪＰ，Ａ）
特開昭５８－１２０４３４（ＪＰ，Ａ）
特開平６－７９５０２（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
B23B27/14
C23C16/30