(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2006 年12 月21 日 (21.12.2006)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2006/134944 A1

(51) 国際特許分類:
B23B 27/14 (2006.01) *C22C 29/04* (2006.01)
C22C 27/04 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2006/311873

(22) 国際出願日: 2006 年6 月13 日 (13.06.2006)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願2005-173463 2005 年6 月14 日 (14.06.2005) JP
特願2005-259169 2005 年9 月7 日 (07.09.2005) JP
特願2005-259170 2005 年9 月7 日 (07.09.2005) JP
特願2005-259171 2005 年9 月7 日 (07.09.2005) JP
特願 2005-303095
2005 年10 月18 日 (18.10.2005) JP
特願 2005-303096
2005 年10 月18 日 (18.10.2005) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 三菱マテリアル株式会社 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008117 東京都千代田区大手町一丁目５番１号 Tokyo (JP). 日本特殊陶業株式会社 (NGK SPARK PLUG CO., LTD.) [JP/JP]; 〒4678525 愛知県名古屋市瑞穂区高辻町１４番１８号 Aichi (JP).

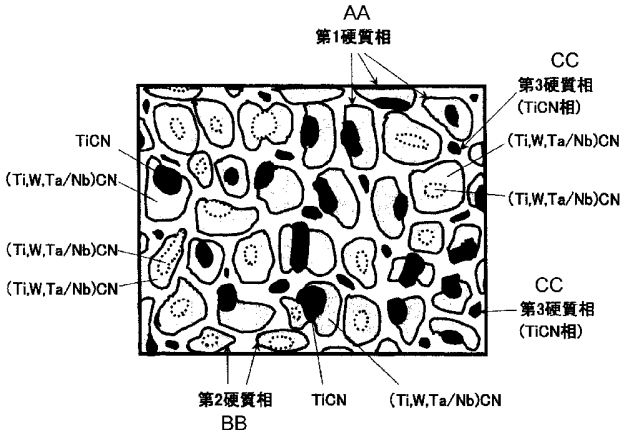
(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 谷内 俊之 (TANIUCHI, Toshiyuki) [JP/JP]; 〒3002795 茨城県常総市古間木１５１１番地 三菱マテリアル株式会社 筑波製作所内 Ibaraki (JP). 福村 昌史 (FUKUMURA, Masafumi) [JP/JP]; 〒3002795 茨城県常総市古間木１５１１番地 三菱マテリアル株式会社 筑波製作所内 Ibaraki (JP). 高橋 慧 (TAKAHASHI, Kei) [JP/JP]; 〒3002795 茨城県常総市古間木１５１１番地 三菱マテリアル株式会社 筑波製作所内 Ibaraki (JP). 新藤 知昭 (SHINDO, Tomoaki) [JP/JP]; 〒4678525 愛知県名古屋市瑞穂区高辻町１４番１８号 日本特殊陶業株式会社内 Aichi (JP). 小村 篤史 (KOMURA, Atsushi) [JP/JP]; 〒4678525 愛

[続葉有]

(54) **Title:** CERMET INSERT AND CUTTING TOOL

(54) 発明の名称: サーメット製インサート及び切削工具



AA- 1ST HARD PHASE
BB- 2ND HARD PHASE
CC- 3RD HARD PHASE (TiCN PHASE)

(57) **Abstract:** One form of titanium carbonitride based cermet insert having a structure composed of 75 to 90 area% of hard phase and the balance of binding phase wherein the hard phase has a first hard phase composed of a TiCN phase as a core portion and a (Ti, W, Ta/Nb)CN phase as a surrounding portion, a second hard phase consisting of a (Ti, W, Ta/Nb)CN phase and a third phase consisting of a TiCN phase while the binding phase contains 18 to 33% Co, 20 to 35% Ni, 5% or less sum of Ti and Ta and/or Nb and 40 to 60% W. There is provided another form of cermet insert having a structure composed of a hard phase having (Ti, W, Ta/Nb)CN wherein the sum of value of Ti in terms of carbonitride, value of Ta and/or Nb in terms of carbide and value of W in terms of carbide is in the range

[続葉有]

WO 2006/134944 A1

知県名古屋市瑞穂区高辻町１４番１８号 日本特殊陶業株式会社内 Aichi (JP). 高島 啓彰 (TAKASHIMA, Hiroaki) [JP/JP]; 〒4678525 愛知県名古屋市瑞穂区高辻町１４番１８号 日本特殊陶業株式会社内 Aichi (JP).

(74) 代理人: 志賀 正武，外(SHIGA, Masatake et al.); 〒1048453 東京都中央区八重洲２丁目３番１号 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

２文字コード及び他の略語については、定期発行される各*PCT*ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

of 70 to 95 mass%, the value of W in terms of carbide in the range of 20 to 35 mass% and the value of Co and Ni in the range of 5 to 30 mass%, and a binding phase composed mainly of W and Co and/or Ni, 40 to 65 mass% of the constituent W contained in the hard phase. Further, there is provided a cutting tool comprising a holder and, held and fixed thereby, the above-mentioned cermet insert.

(57) 要約: この炭窒化チタン基サーメット製インサートの一態様は、硬質相：７５～９０面積%および残部が結合相からなる組織を有し、硬質相は、芯部がＴｉＣＮ相、周辺部が（Ｔｉ，Ｗ，Ｔａ／Ｎｂ）ＣＮ相からなる第１硬質相と、（Ｔｉ，Ｗ，Ｔａ／Ｎｂ）ＣＮ相からなる第２硬質相と、ＴｉＣＮ相からなる第３硬質相とを有し、結合相は、Ｃｏ：１８～３３%、Ｎｉ：２０～３５%、Ｔｉと、Ｔａ及び/又はＮｂとの合計量：５%以下、Ｗ：４０～６０%を有する。このサーメット製インサートの他の態様は、Ｔｉを炭窒化物換算した値と、Ｔａ及び／又はＮｂを炭化物換算した値と、Ｗを炭化物換算した値との合計が７０～９５質量%、Ｗを炭化物換算した値が２０～３５質量%、Ｃｏ及びＮｉが５～３０質量%であり、（Ｔｉ，Ｗ，Ｔａ／Ｎｂ）ＣＮを有する硬質相と、Ｗと、Ｃｏ及び／又はＮｉとを主成分とする結合相とからなる組織を有し、Ｗの４０～６５質量%が硬質相に含まれる。この切削工具は、ホルダと、ホルダに保持、固定された前記サーメット製インサートとを備える。

明 細 書

サーメット製インサート及び切削工具

技術分野

[0001] 本発明は、サーメット製のインサート及び切削工具に関する。詳細には、炭窒化チタン基サーメット(以下、TiCN基サーメットで示す)の結合相が優れた高温硬さを有し、その結果、高熱発生を伴なう高速切削加工で優れた耐摩耗性や耐欠損性を発揮するTiCN基サーメット製インサートと、このサーメット製インサートを備えた切削工具に関する。

本願は、2005年6月14日に出願された日本国特許出願第2005－173463号、2005年9月7日に出願された日本国特許出願第2005－259169号、2005年9月7日に出願された日本国特許出願第2005－259170号、2005年9月7日に出願された日本国特許出願第2005－259171号、2005年10月18日に出願された日本国特許出願第2005－303095号、および2005年10月18日に出願された日本国特許出願第2005－303096号に対し優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 従来、例えば旋削加工に用いられる切削加工の1種としてTiCN基サーメットで構成されたインサート(以下、単に切削インサートという)が知られている。

上記切削インサートとして、以下の組成、組織を有するものが知られている。

(a)質量%で(以下、%は質量%を示す)、

炭化タングステン(以下、WCで示す):20～30%、

炭化タンタル(以下、TaCで示す)および炭化ニオブ(以下、NbCで示す)のうちの1種または2種(以下、TaC／NbCで示す):5～10%、

Co:5～10%、

Ni:5～10%、および

炭窒化チタン(以下、TiCNで示す):50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体であるTiCN基サーメットで構成される。

[0003] (b)上記TiCN基サーメットは、

硬質相：75～90面積％、および

結合相：残部からなる組織を有する。ここで、面積比は走査型電子顕微鏡による組織観察で測定された値である。

上記硬質相は、走査型電子顕微鏡による組織観察結果（倍率：1万倍）を図2に模写図で示した通り、以下の（1）～（3）を含む。

（1）芯部がTiCN相、周辺部がTiおよびWと、TaおよびNbのうちのいずれか、または両方の複合炭窒化物［以下、（Ti，W，Ta／Nb）CNで示す］相からなる有芯構造の第1硬質相、

（2）芯部および周辺部の両方が（Ti，W，Ta／Nb）CN相からなる有芯構造の第2硬質相、

（3）TiCN相からなる単相構造の第3硬質相。

上記結合相は、結合相に占める割合で、かつ質量％で、

W：1～10％、

Ni：35～60％、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種（以下、Ta／Nbで示す）を含有し、その合計量：5％以下、および

残部がCoからなる組成を有するCo－Ni系合金からなる。

[0004] また、炭化ジルコニウム（以下、ZrCで示す）、炭化バナジウム（以下、VCで示す）、および炭化モリブデン（以下、Mo_2Cで示す）のうちの1種または2種以上（以下、ZrC／VC／Mo_2Cで示す）を含む切削インサートとして、以下のものが知られている。

（a）質量％で（以下、％は質量％を示す）、

WC：20～30％、

TaC／NbC：5～10％、

ZrC／VC／Mo_2C：1～5％、

Co：5～10％、

Ni：5～10％、および

TiCN：50～60％を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体であるTiCN基サーメットで構成される。

[0005] (b)上記TiCN基サーメットは、

硬質相:75～93面積%、

結合相:残部からなる組織を有する。ここで、面積比は走査型電子顕微鏡による組織観察で測定された値である。

上記硬質相は、走査型電子顕微鏡による組織観察結果(倍率:1万倍)を図3に模写図で示した通り、以下の(1)～(3)を含む。

(1)芯部がTiCN相、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上の複合炭窒化物(以下、(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CNで示す)相からなる有芯構造の第1硬質相、

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CN相からなる有芯構造の第2硬質相、

(3)TiCN相からなる単相構造の第3硬質相。

上記結合相は、結合相に占める割合で、かつ質量%で、

W:1～10%、

Ni:35～60%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種(以下、Ta／Nbで示す)と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上(以下、Zr／V／Moで示す)を含み、その合計量:5%以下、および

残部がCoからなる組成を有するCo－Ni系合金からなる。

[0006] さらに、上述した切削インサートが、上記配合組成の圧粉体を、以下の焼結条件(i)～(iii)の工程からなる条件で焼結することにより製造され、各種の鋼や鋳鉄などの連続切削加工や断続切削加工に用いられることも良く知られるところである。

(i)室温から1400～1450℃までを10Pa以下の真空雰囲気中、1～3℃／min.の速度で昇温する。

(ii)1400～1450℃から焼結温度である1480～1560℃までを1～3℃／min.の速度で昇温し、次いで前記焼結温度に0.5～2時間保持する。この昇温と温度保持を50～4000kPaの窒素雰囲気で行う。

(iii)上記焼結温度からの炉冷を10Pa以下の真空雰囲気中で行う。

[0007] 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が強い。これに伴い、切削加工は高速化の傾向にある。しかしながら、上記の従来切削インサートを用いて、切削速度が300m／min.以上の高速で、鋼や鋳鉄などの切削加工を行った場合、切削加工時に発生する高熱によって、特にこの切削インサートを構成するTiCN基サーメットのCo－Ni系合金からなる結合相の摩耗進行が著しく促進する。そして、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。

[0008] また、鋼などの切削のために、硬質相（硬質粒子）と硬質相間に存在する結合相とからなる組織を有するサーメット製インサートが用いられており、このサーメット製インサートの性能を向上するために、各種の技術が提案されている。

[0009] 例えば特許文献2には、通常の有芯構造からなり、具体的には、芯部がTi等の4a族元素に富み、周辺部がW，Ta等の5a族元素，6a族元素に富む相（黒色相）と、芯部がW，Ta等の5a族，6a族元素に富む相（白色相）との複数の相からなり、その黒色相と白色相とを最適比率で分散させることにより、合金強度を向上させたTiCN系サーメットが提案されている。

しかしながら、前記特許文献2の技術では、上述した黒色相／白色相の構成により、合金強度をある程度は改善できるものの、耐摩耗性及び耐欠損性についての検討が必ずしも十分ではないという問題があった。

特許文献1：特開平10－110234号公報

特許文献2：特開昭62－170452号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0010] 本発明は上記の点に鑑みてなされたものであり、第1に、上述の特許文献1にかかる観点から、高速切削加工にて優れた耐摩耗性を有する炭窒化チタン基サーメット製インサートの提供を目的とする。

また、上述した特許文献2にかかる課題を解決するために、高い耐摩耗性を維持できるとともに、高い耐欠損性を実現できるサーメット製インサート及び切削工具を提供することを第2の目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者等は、第1に、上述の特許文献1にかかる観点から、上記の特許文献1に記載の従来切削インサートの高速切削加工での耐摩耗性向上を図るべく、特にこれを構成するTiCN基サーメットのCo－Ni系合金からなる結合相に着目し、研究を行った。その結果、以下の(A)～(C)に示される研究結果を得た。

[0012] (A)焼結時に結合相形成であるCo－Ni系合金中に固溶したW成分は、硬質相の周辺部に析出固溶し、さらに一部は芯部に固溶する。しかし、上記の焼結条件で製造された従来切削インサートにおいては、結合相中に含有するW成分の硬質相周辺部への析出固溶割合が相対的にきわめて高い。したがって、前記結合相中に残留含有するW成分の割合は低く、結合相に占める割合で1～10%である。

[0013] (B)上記の従来焼結条件の上記(i)の1400～1450℃への真空雰囲気での昇温途中において、1200～1350℃の温度に昇温した時点で、短時間Ar雰囲気保持と短時間真空雰囲気保持を交互に繰り返し行う雰囲気交互変化処理を施すと、焼結時におけるW成分の結合相から硬質相周辺部への析出固溶が著しく抑制されるようになる。この結果、結合相にはW成分が結合相に占める割合で40～60%のきわめて高い割合で含有するようになる。

雰囲気交互変化処理としては、望ましくは10～60kPaのAr雰囲気に1～5分間保持の短時間Ar雰囲気保持と、10Pa以下の真空雰囲気に5～20分間保持の短時間真空雰囲気保持とをそれぞれ2回以上、望ましくはそれぞれ3～5回を交互に繰り返し施す。

[0014] (C)W成分が、結合相中に、結合相に占める割合で40～60%のきわめて高い割合で含有すると、結合相は高温硬さが一段と向上する。したがって、TiCN基サーメットの結合相がWを前記の高い割合で含有する切削インサートは、高熱発生を伴なう高速切削加工で優れた耐摩耗性を発揮するようになる。

[0015] 本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートは、上記の研究結果に基づいてなされたものである。

本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートの第1の態様は、

硬質相:75～90面積%および

残部が結合相からなる組織を有する炭窒化チタン基サーメットを有する。

上記硬質相は、以下の第1～第3硬質相を有する。

(1)芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種とを有する複合炭窒化物(以下、(Ti, W, Ta／Nb)CNと示す)相からなる有芯構造の第1硬質相。

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb)CN相からなる有芯構造の第2硬質相。

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相。

上記結合相は、結合相に占める割合で、かつ質量%で、少なくとも

Co:18～33%、

Ni:20～35%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種を含有し、その合計量:5%以下、および

W:40～60%を含む組成を有するW－Co－Ni系合金を有する。本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートの第1の態様は、高熱発生を伴なう高速切削加工で優れた耐摩耗性を発揮する。

[0016] 本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートの第1の態様では、前記炭窒化チタン基サーメットは、

質量%で、少なくとも

炭化タングステン:20～30%、

炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種:5～10%、

Co:5～10%、

Ni:5～10%、および

炭窒化チタン:50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体であってもよい。

[0017] 本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートの第2の態様は、

硬質相:75～93面積%および

残部が結合相からなる組織を有する炭窒化チタン基サーメットを有する。

上記硬質相は、以下の第1～第3硬質相を有する。

(1)芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上とを有する複合炭窒化物[以下、(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CNで示す]相からなる有芯構造の第1硬質相。

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CN相からなる有芯構造の第2硬質相。

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相。

上記結合相は、結合相に占める割合で、かつ質量%で、少なくとも

Co:18～33%、

Ni:20～35%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上を含有し、その合計量:5%以下、および

W:40～60%を含む組成を有するW－Co－Ni系合金を有する。本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートの第2の態様は、高熱発生を伴なう高速切削加工で優れた耐摩耗性を発揮する。

[0018] 本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートの第2の態様では、前記炭窒化チタン基サーメットは、

質量%で、少なくとも

炭化タングステン:20～30%、

炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種:5～10%、

炭化ジルコニウム、炭化バナジウム、および炭化モリブデンのうちの1種または2種:1～5%、

Co:5～10%、

Ni:5～10%、および

炭窒化チタン:50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体であってもよい。

[0019] 本発明のサーメット製インサートの第3の態様は、Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Wとを含有する焼結体からなる炭窒化チタン系サーメットを有する。

前記Tiを炭窒化物換算した値と、前記TaおよびNbのうちの1種または2種を炭化物換算した値と、前記Wを炭化物換算した値との合計は、前記焼結体を構成する組織全体に対する割合で、70～95質量%であり、前記Wを炭化物換算した値は、前記組織全体に対する割合で、20～35質量%であり、Co及びNiは、前記組織全体に対する割合で、5～30質量%である。

Tiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種とを有する複合炭窒化物（以下、（Ti, W, Ta／Nb）CNと示す）を少なくとも有する硬質相と、Wと、CoおよびNiのうちの1種または2種とを主成分とする結合相とからなる組織を有する。

前記組織全体に含まれるWのうち、40～65質量%が前記硬質相に含まれるとともに、残部が前記結合相に含まれる。

[0020] 本発明のサーメット製インサートの第3の態様では、前記硬質相は、さらに炭窒化チタンを含有してもよい。

[0021] 前記Tiを炭窒化物換算した値は、前記組織全体に対する割合で、45～60質量%であり、かつ前記Taおよび前記Nbのうちの1種または2種を炭化物換算した値は、前記組織全体に対する割合で、5～10質量%であってもよい。

これら数値範囲は、Ti、Ta及び／又はNbの好ましい含有量を例示しており、Tiがこの範囲であれば耐摩耗性がより高くなり、Nb及び／又はTaがこの範囲であれば、耐熱衝撃性がより高くなる。

[0022] 前記硬質相は、

（1）芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部が（Ti, W, Ta／Nb）CN相からなる有芯構造の第1硬質相および、

（2）芯部および周辺部の両方が（Ti, W, Ta／Nb）CN相からなる有芯構造の第2硬質相のうちの1種または2種を有してもよい。

前記硬質相は、さらに

（3）炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相を有してもよい。

本発明では、図4A，図4Bに例示するように、前記硬質相として、上述した3種の硬質相から選ばれる構成とすることにより、インサートの硬さを高め、耐摩耗性を向上させることができる。

[0023] 更に、前記硬質相および前記結合相のうちの一方又は双方に、Moが含まれてもよい。

Moを含有させることにより、硬質相や結合相の濡れ性が良くなるため、焼結性を改善できる。このMoは、第1硬質相の周辺部、第2硬質相、結合相に含まれる。なお、Moは、インサート全体に対して、炭化物(Mo_2C)換算で、例えば1～5質量%含有されることが好ましい。

[0024] 前記結合相は、結合相に占める割合で、Wを40～60質量%含んでもよい。

結合相にWを40～60質量%含んでいる場合、結合相の高温硬さが向上する。これにより、例えば、高温発生を伴う高速切削加工において、優れた耐摩耗性を発揮できる。

[0025] 本発明の切削工具は、ホルダと、前記ホルダに保持、固定された前記本発明のサーメット製インサートとを備える。

本発明の切削工具は、上述したサーメット製インサートをホルダに備えているため、優れた耐摩耗性及び耐欠損性が実現できる。

発明の効果

[0026] この発明の炭窒化チタン基サーメット製インサート(切削インサート又は切削チップとも言う)の第1，2の態様では、切削インサートを構成するTiCN基サーメットの結合相が、焼結時の昇温工程における雰囲気交互変化処理によって40～60%のW成分を含有する。この結果、結合相の高温硬さが急激に向上するようになることから、高熱発生を伴なう高速切削加工で優れた耐摩耗性を発揮する。

本発明のサーメット製インサートの第3の態様では、Ti，Ta／Nb，Wの合計量が規定されたことにより、硬質相と結合相の割合が最適化され、優れた耐磨耗性と耐欠損性が得られる。さらにWの40～65質量%が硬質相に含まれ、残部が結合相に含まれたことにより、高い耐摩耗性と耐欠損性とを共に実現できる。

本発明の切削工具は、上述したサーメット製インサートをホルダに備えているため、優れた耐摩耗性及び耐欠損性が実現できる。

図面の簡単な説明

[0027] [図1]図1は、第1，2の実施形態に係るサーメット製インサートの一例を示す斜視図で

ある。

[図2]図2は、第1の実施形態に係る切削インサートを構成するTiCN基サーメットの走査型電子顕微鏡による組織観察結果(倍率:1万倍)を示す模写図である。

[図3]図3は、第2の実施形態に係る切削インサートを構成するTiCN基サーメットの走査型電子顕微鏡による組織観察結果(倍率:1万倍)を示す模写図である。

[図4A]図4Aは、第3の実施形態に係るサーメット製インサートの断面を模式的に示す説明図である。

[図4B]図4Bは、硬質相を構成する第1硬質相, 第2硬質相, 第3硬質相を模式的に示す説明図である。

[図5]図5は、第3の実施形態に係るサーメット製インサートを示す斜視図である。

[図6]図6は、第3の実施形態に係る切削工具を示す説明図である。

[図7]図7は、実施例のサーメット製インサートの製造方法を示す説明図である。

符号の説明

[0028] 1, 11, 21…インサート、3…ホルダ、5…固定治具、7…切削工具。

発明を実施するための最良の形態

[0029] 次に、本発明の構成について図面を参照して説明する。

(第1の実施形態)

本実施形態の炭窒化チタン基サーメット製インサート(以下、切削インサートとも言う)は、炭窒化チタン基サーメットから形成されている。切削インサートとしては、例えば図1に示されたISO規格・CNMG120412のチップ形状をもったインサート11が挙げられる。

この炭窒化チタン基サーメットは、質量%で、少なくとも炭化タングステン:20～30%、炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種(以下、TaC／NbCとも言う):5～10%、Co:5～10%、Ni:5～10%、および炭窒化チタン:50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体である。

[0030] 走査型電子顕微鏡による組織観察を行なうと、硬質相:75～90面積%、および結合相:残部からなる組織を有することがわかる。

硬質相は、図2の模写図で示されたように、以下の(1)～(3)を含む。

(1)芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種とを有する複合炭窒化物(以下、(Ti, W, Ta／Nb)CNと示す)相からなる有芯構造の第1硬質相。

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb)CN相からなる有芯構造の第2硬質相。

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相。

[0031] 結合相は、結合相に占める割合で、かつ質量%で、

Co:18～33%、

Ni:20～35%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種を含みその合計量:5%以下、および

W:40～60%を少なくとも含む組成を有するW－Co－Ni系合金を有する。

[0032] この切削インサートを構成するTiCN基サーメットの配合組成および結合相の成分組成を、上記の通りに数値限定した理由を以下に説明する。

(圧粉体のWCおよび結合相のW)

原料粉末であるWC粉末は、焼結時に結合相形成成分であるCoおよびNi成分中に固溶し、前述した雰囲気交互変化処理で結合相中に残留含有され、高W含有結合相を形成する。これにより、結合相の高温硬さが向上するため、Wは、切削インサートの高速切削での耐摩耗性向上に寄与する作用がある。WCの配合割合が20%未満では、前記結合相中のW含有割合が、結合相に占める割合で40%未満となってしまう。これにより、高熱発生を伴なう高速切削で所望の耐摩耗性を発揮することができない。一方、WCの配合割合が30%を越えると、結合相中のW成分の含有割合が、結合相に占める割合で60%を超えて高くなってしまう。この結果、結合相自体の高温強度が急激に低下し、これが原因で切削時にチッピング(微少欠け)が発生し易くなる。以上の点から、WCの配合割合を20～30%とし、TiCN基サーメットの結合相中に前記雰囲気交互変化処理で40～60%のW成分が含有するように定められる。

[0033] (圧粉体のTaC／NbCおよび結合相のTa／Nb)

同じく原料粉末であるTaC粉末およびNbC粉末も、焼結時に結合相の形成成分で

あるCoおよびNi成分中に固溶し、冷却時に析出して硬質相を形成する。Ta，Nbは、前記硬質相の周辺部および一部の芯部に固溶含有され、前記硬質相の高温強度を向上させる作用を有する。しかし、TaC粉末およびNbC粉末のうちの1種または2種の配合割合が5%未満では、前記作用に所望の向上効果が得られない。一方、その配合割合が10%を越えると、硬質相中の含有割合が高くなり過ぎる。これが硬質相の硬さ低下の原因となるばかりでなく、結合相中の含有割合もTiとの合計量が結合相に占める割合で5%を越えて高くなってしまう。この結果、高温硬さが急激に低下するようになる。以上の点から、TaCおよびNbCのうちの1種または2種の配合割合を5～10%とし、結合相中のTiと、TaおよびNbのうちの1種または2種との合計量が、結合相に占める割合で5%以下となるように定められる。

[0034] (圧粉体のCoおよび結合相のCo)

Coには、焼結性を向上させ、結合相を形成して、切削インサートの強度を向上させる作用がある。しかし、その配合割合が5%未満では、所望の焼結性を確保することができないばかりでなく、結合相中のCo含有割合(結合相に占める割合)も18%未満となってしまい、前記切削インサートに所望の強度向上効果を確保することができない。一方、その配合割合が10%を越えると、焼結後の結合相中のCo含有割合が33%を越えて高くなってしまう。この結果、結合相の高温硬さが低下し、摩耗が急激に進行するようなる。以上の点から、Coの配合割合を5～10%とし、結合相中のCo含有割合が18～33%となるように定められる。

[0035] (圧粉体のNiおよび結合相のNi)

Niには、焼結時にCoと共に結合相を形成して、結合相の耐熱性を向上させ、もって切削インサートの耐摩耗性向上に寄与する作用がある。しかしその配合割合が5%未満では、焼結後の結合相におけるNi成分の含有割合(結合相に占める割合)が20%未満となってしまい、所望の耐熱性向上効果が得られない。一方、その配合割合が10%を越えると、焼結後の結合相中のNi含有割合が35%を越えて高くなる。この結果、結合相の高温強度が低下し、切刃部にチッピングが発生し易くなる。以上の点から、Niの配合割合を5～10%とし、結合相中のNi含有割合が20～35%となるように定められる。

[0036] (圧粉体のTiCNおよび硬質相)

原料粉末であるTiCN粉末には、焼結時に上述した第1硬質相～第3硬質相を有する硬質相を形成して、切削インサートの硬さを向上させ、もって耐摩耗性向上に寄与する作用がある。

しかし、TiCNの配合割合が50%未満では、切削インサートにおける硬質相の割合が75面積%未満となってしまい、所望の硬さを確保することができない。一方、TiCNの配合割合が60%を越えると、硬質相の割合が90面積%を越えて高くなる。この結果、切削インサートの強度が急激に低下し、切削時にチッピングが発生し易くなる。さらに、結合相におけるTiと、TaおよびNbのうちの1種または2種との合計量が、結合相に占める割合で5%を越えて高くなってしまう。この結果、結合相の高温硬さが低下し、これが高速切削での摩耗促進の原因となる。以上の点から、TiCNの配合割合を50～60%とし、結合相中のTiと、TaおよびNbのうちの1種または2種との合計量が、結合相に占める割合で5以下%となるように定められる。

[0037] (第2の実施形態)

本実施形態の炭窒化チタン基サーメット製インサート(以下、切削インサートとも言う)は、質量%で、少なくとも炭化タングステン:20～30%、炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種(以下、TaC／NbCとも言う):5～10%、炭化ジルコニウム、炭化バナジウム、および炭化モリブデンのうちの1種または2種(以下、ZrC／VC／Mo_2Cとも言う):1～5%、Co:5～10%、Ni:5～10%、および炭窒化チタン:50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体である。例えば、図1に示されたISO規格・CNMG120412のチップ形状をもった切削インサート21などが挙げられる。

[0038] 走査型電子顕微鏡による組織観察を行なうと、硬質相:75～93面積%、および結合相:残部からなる組織を有することがわかる。

硬質相は、図3の模写図で示されたように、以下の(1)～(3)を含む。

(1)芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上とを有する複合炭窒化物[以下、(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CNで示す]相からなる有芯構造の第1硬質相。

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CN相からなる有芯構造の第2硬質相。

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相。

[0039] 結合相は、結合相に占める割合で、かつ質量%で、

Co:18～33%、

Ni:20～35%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上を含みその合計量:5%以下、および

W:40～60%を少なくとも含む組成を有するW－Co－Ni系合金を有する。

[0040] この切削インサートを構成するTiCN基サーメットの圧粉体の配合組成および結合相の成分組成を、上記の通りに数値限定した理由を以下に説明する。

(圧粉体のWCおよび結合相のW)

原料粉末であるWC粉末には、焼結時に結合相形成成分であるCoおよびNi成分中に固溶し、前述した雰囲気交互変化処理で前記結合相中に残留含有され、高W含有結合相を形成する。これにより、結合相の高温硬さが向上するため、Wは、切削インサートの高速切削での耐摩耗性向上に寄与する作用がある。WCの配合割合が20%未満では、前記結合相中のW含有割合が、結合相に占める割合で40%未満となってしまう。これにより、高熱発生を伴なう高速切削で所望の耐摩耗性を発揮することができない。一方、WCの配合割合が30%を越えると、結合相中のW成分の含有割合が、結合相に占める割合で60%を超えて高くなってしまう。この結果、結合相自体の高温強度が急激に低下し、これが原因で切削時にチッピング(微少欠け)が発生し易くなる。以上の点から、WCの配合割合を20～30%とし、TiCN基サーメットの結合相中に前記雰囲気交互変化処理で40～60%のW成分が含有するように定められる。

[0041] (圧粉体のTaC／NbCおよびZrC／VC／Mo_2C、並びに結合相のTa／Nbおよび Zr／V／Mo)

同じく原料粉末であるTaC／NbC粉末(以下、前者という)、およびZrC／VC／Mo_2C粉末(以下、後者という)のいずれも、同じく焼結時に結合相形成成分であるCo

およびNi成分中に固溶し、冷却時に析出して硬質相を形成する。前記硬質相の周辺部および一部の芯部に固溶含有され、前者は硬質相の高温強度を向上させる作用を有し、後者は結合相との濡れ性を向上させる作用を有する。このため、双方共にサーメット自体の強度を向上させる効果を有する。しかし前者の配合割合が5%未満の場合、又は後者の配合割合が1%未満の場合、前記作用に所望の向上効果が得られない。一方、前者の配合割合が10%を越える場合、又は後者の配合割合が5%を越える場合、硬質相中の含有割合が高くなり過ぎる。これが硬質相の硬さ低下の原因となるばかりでなく、結合相中のTiと、Ta／Nbと、Zr／V／Moとの合計量が結合相に占める割合で5%を越えて高くなってしまう。この結果、高温硬さが急激に低下するようになる。以上の点から、その配合割合を前者では5～10%、後者では1～5%とし、結合相中のTiと、Ta／Nbと、Zr／V／Moとの合計量が、結合相に占める割合で5%以下となるように定めた。

[0042] (圧粉体のCoおよび結合相のCo)

原料粉末であるCo粉末には、焼結性を向上させ、結合相を形成して、切削インサートの強度を向上させる作用がある。しかし、その配合割合が5%未満では、所望の焼結性を確保することができないばかりでなく、結合相中のCo含有割合(結合相に占める割合)も18%未満となってしまい、前記切削インサートに所望の強度を確保することができない。一方、その配合割合が10%を越えると、焼結後の結合相中のCo含有割合が33%を越えて高くなってしまう。この結果、結合相の高温硬さが低下し、摩耗が急激に進行するようなる。以上の点から、Coの配合割合を5～10%とし、結合相中のCo含有割合が18～33%となるように定められる。

[0043] (圧粉体のNiおよび結合相のNi)

原料粉末であるNiには、焼結時にCoと共に結合相を形成して、結合相の耐熱性を向上させ、もって切削インサートの耐摩耗性向上に寄与する作用がある。しかし、その配合割合が5%未満では、焼結後の結合相におけるNi成分の含有割合(結合相に占める割合)が20%未満となってしまい、所望の耐熱性向上効果が得られない。一方、その配合割合が10%を越えると、焼結後の結合相中のNi含有割合が35%を越えて高くなる。この結果、結合相の高温強度が低下し、切刃部にチッピングが発生

し易くなる。以上の点から、Niの配合割合を5～10%とし、結合相中のNi含有割合が20～35%となるように定められる。

[0044] (圧粉体のTiCNおよび硬質相)

原料粉末であるTiCN粉末には、焼結時に上記した第1硬質相～第3硬質相を有する硬質相を形成して、切削インサートの硬さを向上させ、もって耐摩耗性向上に寄与する作用がある。

しかし、TiCNの配合割合が50%未満では、切削インサートにおける硬質相の割合が75面積%未満となってしまい、所望の硬さを確保することができない。一方、TiCNの配合割合が60%を越えると、硬質相の割合が93面積%を越えて高くなる。この結果、切削インサートの強度が急激に低下し、切削時にチッピングが発生し易くなる。さらに、結合相におけるTiと、Ta／Nbと、Zr／V／Moとの合計量が、結合相に占める割合で5%を越えて高くなってしまう。この結果、結合相の高温硬さが低下し、これが高速切削での摩耗促進の原因となる。以上の点から、TiCNの配合割合を50～60%とし、結合相中のTiと、Ta／Nbと、Zr／V／Moとの合計量が、結合相に占める割合で5以下%となるように定められる。

[0045] (第3の実施形態)

本実施形態のサーメット製インサート1は、図5に示されたように、ISO規格:SNGN120408の形状の焼結体からなる切削インサートである。

このインサート1は、Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種(以下、Ta／Nbとも言う)と、Wとを含有する焼結体からなる炭窒化チタン系サーメットから形成されている。

[0046] インサート1の焼結体組成を以下に示す。

Tiを炭窒化物換算した値と、TaおよびNbのうちの1種または2種を炭化物換算した値と、Wを炭化物換算した値との合計が、焼結体を構成する組織全体に対する割合で、70～95質量%である。

また、Wを炭化物換算した値は、組織全体に対する割合で、20～35質量%であり、Co及びNiは、組織全体に対する割合で、5～30質量%である。

Tiは、組織全体に対して、炭窒化物換算した値で45～60質量%含まれるとともに

、TaおよびNbのうちの1種または2種は、炭化物換算した値で5～10質量%含まれている。

[0047] このインサート1は、図4Aに示すように、硬質相(硬質粒子)と、その周囲を覆うように存在する結合相とからなる組織(不可避不純物を含む)により構成されている。

硬質相は、Tiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種とを有する複合炭窒化物(以下、(Ti, W, Ta／Nb)CNと示す)と炭窒化チタンとからなる。結合相は、Wと、CoおよびNiのうちの1種または2種(以下、Co／Niとも言う)とを主成分とする。

なお、「Wと、CoおよびNiのうちの1種または2種とを主成分とする」とは、その合計量が他成分の合計量より多い状態を示し、例えばその合計量は98質量%程度に達する。

組織全体に含まれるWのうち、40～65質量%が、硬質相に含まれるとともに、残部が、結合相に含まれている。

[0048] 硬質相として、例えば図4Bに示された下記(1)～(3)の全ての硬質相を備えている。

(1)芯部が炭窒化チタン相、周辺部が(Ti, W, Ta／Nb)CN相からなる有芯構造の第1硬質相、

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb)CN相からなる有芯構造の第2硬質相、

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相。

[0049] このサーメット製インサートを構成する炭窒化チタン系サーメットの組成、および硬質相と結合相の成分組成を、上記の通りに数値限定した理由を以下に説明する。なお、Tiの含有量はTiCNとして換算した値であり、Nb及び／又はTaの含有量は(Nb／Ta)Cとして換算した値であり、Wの含有量はWCとして換算した値である。

硬質相(硬質粒子)を形成する複合炭窒化物及び炭窒化チタンなどの炭窒化物は、サーメットの硬さを向上させ、耐摩耗性を向上させる作用がある。しかし、硬質相の割合がサーメット全体の95質量%を超えると、相対的に結合相の割合が5質量%未満になり、靭性が低下し、耐欠損性が低下する。一方、硬質相の割合が70質量%未満では、相対的に結合相の割合が30質量%を超えてしまい、サーメットの耐摩耗性

が低下する。以上の点から、Tiを炭窒化物換算した値と、TaおよびNbのうちの1種または2種を炭化物換算した値と、Wを炭化物換算した値との合計が、焼結体を構成する組織全体に対する割合で、70～95質量%となるように定められる。

[0050] また、Wを、組織全体に対して(WC換算で)20～35質量%含むことにより、インサートの耐摩耗性を向上することができる。

更に、Coは、焼結性を向上させ、結合相を形成して、インサートの強度を向上させる効果を有する。Niは、焼結時に結合相を形成して、結合相の耐熱性を向上させ、もって、インサートの耐摩耗性を高める効果を有する。Co及びNiを、合計量で5～30質量%含有することにより、前記特性を発揮できる。Co、Niの含有量は、それぞれ5質量%以上が好ましい。

[0051] 特に、本実施形態では、組織全体に含まれるWは、Wを炭化物換算した値で、40～65質量%が硬質相中に配分されるとともに、残部が結合相に配分されている。

つまり、本実施形態では、全組織に含まれるWのうち、40～65質量%を硬質相中に固溶して含むことにより、硬質相が強化されるので、耐欠損性(特に耐熱衝撃性能)が向上する。しかも、結合相にWの残部を固溶して含むことにより、結合相の硬度が高くなるので、耐摩耗性が向上する。これにより、高い耐摩耗性と耐欠損性とを共に実現できるという顕著な効果を奏する。

[0052] 上述したインサート1は、図6に例示するように、例えば鋼製の柱状のホルダ3の先端に、固定治具5によって固定される。そして、このホルダ3にインサート1が固定された切削工具7を用いて、鋼等の切削が行われる。

[0053] なお、本実施形態では、例えば第1の実施形態に記載の下記の構成をさらに採用することもできる。

例えば、インサートとして、「少なくとも炭化タングステン:20～30質量%、炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種:5～10質量%、Co:5～10質量%、Ni:5～10質量%、および炭窒化チタン:50～60質量%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体」を採用できる。

[0054] 更に、例えば、前記焼結体として、「走査型電子顕微鏡による組織観察で、硬質相:75～90面積%、結合相:残部からなる組織を有する構成」を採用できる。

その上、前記結合相として、「結合相に占める割合で、少なくともCo：18～33質量%、Ni：20～35質量%、Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種を含みその合計量：5質量%以下、およびW：40～60質量%を含む組成を有するW－Co－Ni系合金」を採用できる。

[0055] なお、組成の残部等には、通常、不可避不純物が含まれる。また、本明細書中「A及び／又はB」とは、A及びBの少なくとも一方の意味である。

実施例

[0056] (実施例1)

第1の実施形態の切削インサート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0．5～2μmの平均粒径を有する、$TiC_{0.5}N_{0.5}$粉末、$TiC_{0.3}N_{0.7}$粉末、$TiC_{0.15}N_{0.85}$粉末(以上C／Nは原子比を示す)、NbC粉末、TaC粉末、WC粉末、Co粉末、およびNi粉末を用意した。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24時間湿式混合し、乾燥した。その後、98MPaの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を、以下の焼結条件(a)～(e)で焼結した。

[0057] (a)室温から1280℃までを10Pa以下の真空雰囲気中、2℃／min．の速度で昇温した。

(b)1280℃の温度に昇温した時点で、35kPaのAr雰囲気に2分間保持の短時間Ar雰囲気保持と、10Pa以下の真空雰囲気に10分間保持の短時間真空雰囲気保持とを、それぞれ表1に示される回数で交互に繰り返し施す雰囲気交互変化処理を施した。

(c)上記雰囲気交互変化処理後、1420℃までの昇温を10Pa以下の真空雰囲気中、2℃／min．の速度で昇温した。

(d)1420℃から1480～1560℃の範囲内の所定の焼結温度まで2℃／min．の速度で昇温し、ついで前記焼結温度に1．5時間保持した。この焼結温度までの昇温と焼結温度での保持を1300Paの窒素雰囲気で行った。

(e)上記焼結温度からの炉冷を10Pa以下の真空雰囲気中で行った。

[0058] 焼結後、切刃部分にR：0．07mmのホーニング加工を施すことにより図1に示され

たISO規格・CNMG120412のチップ形状をもった本発明の第1の実施形態に係る切削インサート1－1～1－10をそれぞれ製造した。

[0059] また、比較の目的で、表2に示される通り、焼結温度への昇温過程における上記の雰囲気交互変化処理を行わない以外は、実質的に同一の条件で従来切削インサート1－1～1－10をそれぞれ製造した。

[0060] この結果得られた本発明切削インサート1－1～1－10および従来切削インサート1－1～1－10について、これを構成するTiCN基サーメットの走査型電子顕微鏡による組織観察結果および結合相の分析結果をそれぞれ表3，4に示した。

[0061] つぎに、上記の本発明切削インサート1－1～1－10および従来切削インサート1－1～1－10について、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、以下の切削条件1－A～1－Cでの合金鋼の高速切削試験を行った。そして、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5に示した。

[0062] 切削条件1－A（合金鋼の乾式断続高速切削試験）

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：300m／min、

切り込み：1．5mm、

送り：0．2mm／rev、

切削時間：10分（通常の切削速度は200m／min）

[0063] 切削条件1－B（炭素鋼の乾式連続高速切削試験）

被削材：JIS・S20Cの丸棒、

切削速度：350m／min、

切り込み：1．0mm、

送り：0．2mm／rev、

切削時間：20分（通常の切削速度は250m／min）。

[0064] 切削条件1－C（鋳鉄の乾式連続高速切削試験）

被削材：JIS・FC300の丸棒、

切削速度：400m／min、

切り込み：2．5mm、

送り：0．3mm／rev、

切削時間：20分（通常の切削速度は280m／min）。

[0065] [表1]

種別		配合組成								昇温過程の雰囲気交互変化処理	
		$TiC_{0.5}N_{0.5}$	$TiC_{0.3}N_{0.7}$	$TiC_{0.15}N_{0.85}$	WC	TaC	NbC	Co	Ni	短時間 Ar 雰囲気保持回数	短時間真空雰囲気保持回数
本発明切削インサート	1-1	25	25	—	20	10	—	10	10	2	2
	1-2	—	25	25	25	—	5	10	10	2	3
	1-3	35	—	15	30	5	5	5	5	3	2
	1-4	35	20	—	25	—	7	6	7	3	3
	1-5	—	45	10	25	10	—	5	5	3	4
	1-6	15	—	40	30	1	4	5	5	4	3
	1-7	10	50	—	20	5	—	6	9	4	4
	1-8	—	30	30	20	4	3	8	5	5	4
	1-9	40	—	20	25	—	5	5	5	5	5
	1-10	20	20	20	20	—	7	6	7	6	6

[0066] [表2]

種別		配合組成								昇温過程の雰囲気交互変化処理	
		$TiC_{0.5}N_{0.5}$	$TiC_{0.3}N_{0.7}$	$TiC_{0.15}N_{0.85}$	WC	TaC	NbC	Co	Ni	短時間 Ar 雰囲気保持回数	短時間真空雰囲気保持回数
従来切削インサート	1-1	50	—	—	20	10	—	10	10	—	—
	1-2	50	—	—	25	—	5	10	10	—	—
	1-3	50	—	—	30	5	5	5	5	—	—
	1-4	55	—	—	25	—	7	6	7	—	—
	1-5	55	—	—	25	10	—	5	5	—	—
	1-6	55	—	—	30	1	4	5	5	—	—
	1-7	60	—	—	20	5	—	6	9	—	—
	1-8	60	—	—	20	4	3	8	5	—	—
	1-9	60	—	—	25	—	5	5	5	—	—
	1-10	60	—	—	20	—	7	6	7	—	—

[0067] [表3]

種別		TiCN基サーメット								
		組織(面積%)		結合相の成分組成(質量%)						
		硬質相	結合相	Co	Ni	Ti	Ta	Nb	W
本発明切削インサート	1-1	75.1	残り	29.0	29.5	0.6	0.5	—	40.2
	1-2	78.7	残り	28.5	29.4	0.6	—	0.4	40.9
	1-3	84.9	残り	18.1	20.0	1.0	0.6	0.4	59.8
	1-4	84.7	残り	21.7	25.2	1.1	—	0.9	51.0
	1-5	89.8	残り	27.5	27.9	2.0	0.8	—	41.7
	1-6	86.7	残り	19.8	20.1	1.9	0.5	0.8	56.6
	1-7	85.0	残り	22.0	34.8	2.0	0.9	—	40.1
	1-8	86.6	残り	32.9	20.5	2.5	0.7	0.8	42.5
	1-9	88.4	残り	22.4	22.5	2.7	—	1.4	50.7
	1-10	86.7	残り	27.4	23.5	3.0	—	1.9	43.9

[0068] [表4]

種別		TiCN基サーメット								
		組織(面積%)		結合相の成分組成(質量%)						
		硬質相	結合相	W	Ti	Ta	Nb	Ni	Co
従来切削インサート	1-1	83.1	残り	1.1	0.5	0.6	—	49.0	48.7
	1-2	84.2	残り	2.3	0.6	—	0.3	48.2	48.3
	1-3	91.5	残り	8.4	1.1	0.5	0.5	44.5	44.6
	1-4	90.0	残り	3.4	1.0	—	0.9	51.0	43.5
	1-5	91.8	残り	9.9	2.2	1.0	—	43.6	43.2
	1-6	91.9	残り	8.3	2.0	0.4	0.7	44.4	44.1
	1-7	88.8	残り	2.5	1.9	0.9	—	59.9	34.5
	1-8	90.1	残り	6.5	2.1	0.5	1.1	35.0	54.6
	1-9	92.8	残り	4.3	2.5	—	1.7	45.8	45.5
	1-10	90.1	残り	9.2	3.1	—	1.9	46.2	39.5

[0069] [表5]

種別		逃げ面磨耗幅(mm)			種別		逃げ面磨耗幅(mm)		
		切削条件1－A	切削条件1－B	切削条件1－C			切削条件1－A	切削条件1－B	切削条件1－C
本発明切削インサート	1-1	0.11	0.16	0.25	従来切削インサート	1-1	0.38	0.37	047
	1-2	0.15	0.18	0.20		1-2	0.37	0.36	0.47
	1-3	0.13	0.17	0.25		1-3	0.38	0.39	0.49
	1-4	0.15	0.15	0.24		1-4	0.36	0.38	0.48
	1-5	0.13	0.19	0.21		1-5	0.37	0.38	0.46
	1-6	0.12	0.17	0.21		1-6	0.40	0.37	0.45
	1-7	0.12	016	0.20		1-7	0.36	0.42	0.49
	1-8	0.10	0.19	0.21		1-8	0.37	0.39	0.51
	1-9	0.14	0.16	0.22		1-9	0.39	0.41	0.45
	1-10	0.13	0.17	0.24		1-10	0.34	0.41	0.49

[0070] 表1～5に示される結果から、本発明切削インサート1－1～1－10は、いずれもこれを構成するTiCN基サーメットの結合相が、Wを結合相に占める割合で40～60%の高含有率で含有することによって、優れた高温硬さを具備し、これにより、高熱発生を伴なう高速切削加工でも優れた耐摩耗性を発揮することがわかった。これに対して、従来切削インサート1－1～1－10においては、いずれも結合相におけるWの含有割合が結合相に占める割合で1～10%と低い。この結果、結合相に優れた高温硬さを期待することができない。このため、特に高速切削加工での前記結合相の摩耗進行が促進するようになり、これが原因で比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

[0071] 上述のように、この発明の切削インサートは、各種の鋼や鋳鉄などの通常の条件での切削加工は勿論のこと、高熱発生を伴なう高速切削加工でも優れた耐摩耗性を発揮する。このため、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。

[0072] (実施例2)

第2の実施形態の切削インサート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0．5～2μmの平均粒径を有する、$TiC_{0.5}N_{0.5}$粉末、$TiC_{0.3}N_{0.7}$粉末、$TiC_{0.15}N_{0.85}$粉末(以上C／Nは原子比を示す)、WC粉末、TaC粉末、NbC粉末、ZrC粉末、VC粉末、Mo_2C粉末、Co粉末、およびNi粉末を用意し

た。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24時間湿式混合し、乾燥した。その後、98MPaの圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を、以下の焼結条件(a)～(e)で焼結した。

[0073] (a)室温から1280℃までを10Pa以下の真空雰囲気中、2℃／min.の速度で昇温した。

(b)1280℃の温度に昇温した時点で、35kPaのAr雰囲気に2分間保持の短時間Ar雰囲気保持と、10Pa以下の真空雰囲気に10分間保持の短時間真空雰囲気保持とを、それぞれ表6に示される回数を交互に繰り返し施す雰囲気交互変化処理を施した。

(c)上記雰囲気交互変化処理後、1420℃までの昇温を10Pa以下の真空雰囲気中、2℃／min.の速度で昇温した。

(d)1420℃から1480～1560℃の範囲内の所定の焼結温度まで2℃／min.の速度で昇温し、ついで前記焼結温度に1．5時間保持した。この焼結温度までの昇温と焼結温度での保持を1300Paの窒素雰囲気で行った。

(e)上記焼結温度からの炉冷を10Pa以下の真空雰囲気中で行った。

[0074] 焼結後、切刃部分にR:0．07mmのホーニング加工を施すことにより図1に示されたISO規格・CNMG120412のチップ形状をもった本発明の第2の実施形態に係る切削インサート2－1～2－15をそれぞれ製造した。

[0075] また、比較の目的で、表7に示される通り、原料粉末であるTiCN粉末に関し、上記の$TiC_{0.5}N_{0.5}$粉末だけを用い、かつ焼結温度への昇温過程における上記の雰囲気交互変化処理を行わない以外は実質的に同一の条件で従来切削インサート2－1～2－15をそれぞれ製造した。

[0076] この結果得られた本発明切削インサート2－1～2－15および従来切削インサート2－1～2－15について、これを構成するTiCN基サーメットの走査型電子顕微鏡による組織観察結果および結合相の分析結果をそれぞれ表8，9に示した。

[0077] つぎに、上記の本発明切削インサート2－1～2－15および従来切削インサート2－1～2－15について、これ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、以下の切削条件2－A～2－Cでの合金鋼の高速切削試験を行

った。そして、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10に示した。

[0078] 切削条件2－A(炭素鋼の乾式断続高速切削試験)

被削材:JIS・S20Cの長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度:380m／min、

切り込み:1．5mm、

送り:0．2mm／rev、

切削時間:10分(通常の切削速度は250m／min)。

[0079] 切削条件2－B(合金鋼の乾式連続高速切削試験)

被削材:JIS・SCM440の丸棒、

切削速度:300m／min、

切り込み:1mm、

送り:0．2mm／rev、

切削時間:20分(通常の切削速度は200m／min)。

[0080] 切削条件2－C(鋳鉄の乾式連続高速切削試験)

被削材:JIS・FC300の丸棒、

切削速度:380m／min、

切り込み:2．5mm、

送り:0．3mm／rev、

切削時間:20分(通常の切削速度は280m／min)。

[0081] [表6]

種別		配合組成											昇温過程の雰囲気交互変化処理	
		$TiC_{0.5}N_{0.5}$	$TiC_{0.3}N_{0.7}$	$TiC_{0.15}N_{0.85}$	WC	TaC	NbC	ZrC	VC	Mo_2C	Co	Ni	短時間Ar雰囲気保持回数	短時間真空雰囲気保持回数
本発明切削インサート	2-1	20	33	—	20	—	5	—	2	—	10	10	2	2
	2-2	25	—	25	22	6	—	1	—	1	10	10	2	2
	2-3	—	35	15	25	5	2	3	—	—	7	8	3	2
	2-4	17	17	17	28	—	6	—	—	2	6	7	3	2
	2-5	10	—	42	30	5	—	1	1	1	5	5	3	3
	2-6	35	21	—	20	3	3	—	2	1	7	8	4	3
	2-7	40	—	14	22	—	7	2	—	—	9	6	4	3
	2-8	—	20	35	25	6	—	2	1	2	5	6	5	3
	2-9	10	34	10	28	—	5	1	1	1	5	5	5	4
	2-10	28	28	—	28	—	5	—	1	—	5	5	6	4
	2-11	15	42	—	20	7	—	—	—	3	5	8	2	4
	2-12	20	20	20	22	1	4	—	3	—	5	5	2	5
	2-13	28	—	30	24	—	5	1	1	1	5	5	3	5
	2-14	—	10	49	21	5	—	5	—	—	5	5	3	5
	2-15	—	13	45	20	4	3	—	4	1	5	5	3	6

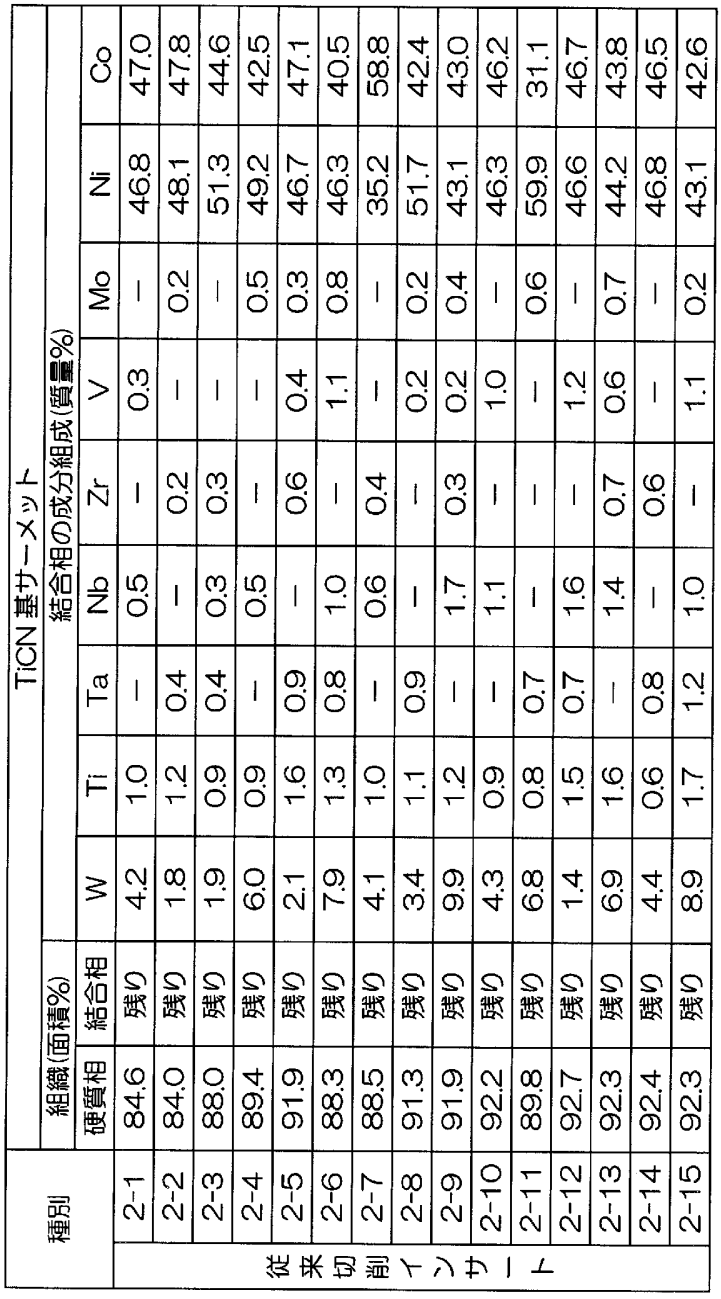
[0082] [表7]

種別		配合組成											昇温過程の雰囲気交互相互変化処理	
		$TiC_{0.5}N_{0.5}$	$TiC_{0.3}N_{0.7}$	$TiC_{0.15}N_{0.85}$	WC	TaC	NbC	ZrC	VC	Mo_2C	Co	Ni	短時間Ar雰囲気保持回数	短時間真空雰囲気保持回数
従来切削インサート	2-1	53	—	—	20	—	5	—	2	—	10	10	—	—
	2-2	50	—	—	22	6	—	1	—	1	10	10	—	—
	2-3	50	—	—	25	5	2	3	—	—	7	8	—	—
	2-4	51	—	—	28	—	6	—	—	2	6	7	—	—
	2-5	52	—	—	30	5	—	1	1	1	5	5	—	—
	2-6	56	—	—	20	3	3	—	2	1	7	8	—	—
	2-7	54	—	—	22	—	7	2	—	—	-9	6	—	—
	2-8	55	—	—	25	6	—	—	1	2	5	6	—	—
	2-9	54	—	—	28	—	5	1	1	1	5	5	—	—
	2-10	56	—	—	28	—	5	—	1	—	5	5	—	—
	2-11	57	—	—	20	7	—	—		3	5	8	—	—
	2-12	60	—	—	22	1	4	—	3	—	5	5	—	—
	2-13	58	—	—	24	—	5	1	1	1	5	5	—	—
	2-14	59	—	—	21	5	—	5	—	—	5	5	—	—
	2-15	58	—	—	20	4	3	—	4	1	5	5	—	—

[0083] [表8]

種別		TiCN基サーメット												
		組織(面積%)		結合相の成分組成(質量%)										
		硬質相	結合相	Co	Ni	Ti	Ta	Nb	Zr	V	Mo	W
本発明切削インサート	2-1	79.6	残り	28.6	28.6	1.1	—	0.6	—	0.4	—	40.5
	2-2	75.2	残り	27.0	27.3	1.0	0.6	—	0.2	—	0.2	45.5
	2-3	80.5	残り	20.2	23.2	0.6	0.4	0.3	0.5	—	—	54.5
	2-4	811	残り	18.1	20.2	1.0	—	0.5	—	0.6	0.2	59.8
	2-5	88.2	残り	24.6	24.9	1.8	0.8	—	0.4	0.9	0.3	46.5
	2-6	83.5	残り	22.9	26.1	1.5	0.8	1.1	—	—	0.5	46.0
	2-7	84.4	残り	32.9	22.8	1.1	—	0.7	0.2	0.2	—	42.0
	2-8	85.6	残り	18.5	22.4	0.6	1.1	—	—	0.3	0.3	56.6
	2-9	89.4	残り	27.2	27.6	1.2	—	1.6	0.3	0.5	0.2	41.2
	2-10	89.5	残り	27.9	27.6	1.0	—	1.3	—	—	—	41.6
	2-11	86.5	残り	21.9	34.9	0.7	0.7	—	—	—	0.5	41.1
	2-12	92.9	残り	27.6	27.4	1.8	0.5	1.3	—	1.0	—	40.1
	2-13	88.4	残り	22.1	22.6	1.5	—	1.6	0.6	0.5	0.6	50.3
	2-14	87.4	残り	20.3	20.7	0.6	0.6	—	0.4	—	—	57.3
	2-15	87.8	残り	20.6	20.5	1.9	1.3	0.9	—	0.5	0.2	53.9

[0084] [表9]



種別		TiCN基サーメット										
		組織(面積%)		結合相の成分組成(質量%)								
		硬質相	結合相	W	Ti	Ta	Nb	Zr	V	Mo	Ni	Co
従来切削インサート	2-1	84.6	残り	4.2	1.0	—	0.5	—	0.3	—	46.8	47.0
	2-2	84.0	残り	1.8	1.2	0.4	—	0.2	—	0.2	48.1	47.8
	2-3	88.0	残り	1.9	0.9	0.4	0.3	0.3	—	—	51.3	44.6
	2-4	89.4	残り	6.0	0.9	—	0.5	—	—	0.5	49.2	42.5
	2-5	91.9	残り	2.1	1.6	0.9	—	0.6	0.4	0.3	46.7	47.1
	2-6	88.3	残り	7.9	1.3	0.8	1.0	—	1.1	0.8	46.3	40.5
	2-7	88.5	残り	4.1	1.0	—	0.6	0.4	—	—	35.2	58.8
	2-8	91.3	残り	3.4	1.1	0.9	—	—	0.2	0.2	51.7	42.4
	2-9	91.9	残り	9.9	1.2	—	1.7	0.3	0.2	0.4	43.1	43.0
	2-10	92.2	残り	4.3	0.9	—	1.1	—	1.0	—	46.3	46.2
	2-11	89.8	残り	6.8	0.8	0.7	—	—	—	0.6	59.9	31.1
	2-12	92.7	残り	1.4	1.5	0.7	1.6	—	1.2	—	46.6	46.7
	2-13	92.3	残り	6.9	1.6	—	1.4	0.7	0.6	0.7	44.2	43.8
	2-14	92.4	残り	4.4	0.6	0.8	—	0.6	—	—	46.8	46.5
	2-15	92.3	残り	8.9	1.7	1.2	1.0	—	1.1	0.2	43.1	42.6

[0085] [表10]

種別		逃げ面磨耗幅(mm)			種別		逃げ面磨耗幅(mm)		
		切削条件2－A	切削条件2－B	切削条件2－C			切削条件2－A	切削条件2－B	切削条件2－C
本発明切削インサート	2-1	0.09	0.20	0.20	従来切削インサート	2-1	0.34	0.40	0.49
	2-2	0.10	0.17	0.21		2-2	0.34	0.36	0.45
	2-3	0.11	0.16	0.21		2-3	0.36	0.41	0.49
	2-4	0.11	0.16	0.21		2-4	0.35	0.37	0.47
	2-5	0.10	0.17	0.19		2-5	0.35	0.40	0.46
	2-6	0.09	0.16	0.21		2-6	0.37	0.42	0.49
	2-7	0.09	0.18	0.22		2-7	0.34	0.39	0.44
	2-8	0.11	0.20	0.19		2-8	0.36	0.38	0.46
	2-9	0.13	0.16	0.20		2-9	0.34	0.43	0.49
	2-10	0.11	0.19	0.20		2-10	0.33	0.36	0.44
	2-11	0.10	0.18	0.22		2-11	0.34	0.43	0.47
	2-12	0.11	0.17	0.21		2-12	0.34	0.40	0.46
	2-13	0.09	0.18	0.20		2-13	0.38	0.41	0.48
	2-14	0.09	0.19	0.22		2-14	0.34	0.38	0.49
	2-15	0.12	0.17	0.18		2-15	0.33	0.37	0.44

[0086] 表6～10に示される結果から、本発明切削インサート2－1～2－15は、いずれもこれを構成するTiCN基サーメットの結合相が、Wを結合相に占める割合で40～60%の高い割合で含有することによって、優れた高温硬さを具備し、これにより、高熱発生を伴なう高速切削加工でも優れた耐摩耗性を発揮することがわかった。これに対して、従来切削インサート2－1～2－15においては、いずれも結合相におけるWの含有割合が結合相に占める割合で1～10%と低い。この結果、結合相に優れた高温硬さを期待することができない。このため、特に高速切削加工での前記結合相の摩耗進行が促進するようになり、これが原因で比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

[0087] 上述のように、この発明の切削インサートは、各種の鋼や鋳鉄などの通常の条件での切削加工は勿論のこと、高熱発生を伴なう高速切削加工でも優れた耐摩耗性を発揮する。このため、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。

[0088] (実施例3)

第3の実施形態のサーメット製インサート(以下単にインサートと記す)及び切削工具を実施例により具体的に説明する。

まず、平均粒径0．5～2μmの$TiC_{0.5}N_{0.5}$粉末、平均粒径0．5～2μmの$TiC_{0.3}N_{0.7}$粉末、平均粒径1～2μmのWC粉末、平均粒径1～2μmのTa粉末、平均粒径1～2μmのNbC粉末、平均粒径2～3μmのCo粉末、平均粒径2～3μmのNi粉末を用意した。これらの原料粉末を、表11に示される配合組成に配合し、3－A～3－Dの4種類の混合粉末を調整した。

[0089] [表11]

組成	配合組成(質量%)						
	$TiC_{0.5}N_{0.5}$	$TiC_{0.3}N_{0.7}$	WC	TaC	NbC	Co	Ni
3-A	25	25	28	－	5	8	9
3-B	25	25	28	10	－	6	6
3-C	30	30	20	－	6	7	7
3-D	35	20	25	－	6	7	7

[0090] 前記3－A～3－Dの各混合粉末を、それぞれボールミルにて、アルコール中で、24時間湿式混合し、その後乾燥した。

この乾燥した粉末を、98MPaの圧力で圧粉体にプレス成形した。

[0091] 次に、この圧粉体を、図7に示す様に、以下の焼成条件(a)～(e)で焼成した。

(a)室温から1200℃までを、10Pa以下の真空雰囲気(V)中にて、10℃／分の速度で昇温した。

(b)1200℃の温度(中間温度:なお、中間温度としては1200～1250℃を採用できる)に昇温した後、35kPaのAr雰囲気に2分間保持の短時間Ar雰囲気保持と、10Pa以下の真空雰囲気に15分間保持の短時間真空雰囲気保持とを、交互に繰り返し施す雰囲気交互変化処理を施した。

(c)上記雰囲気交互変化処理後、1350℃までの昇温を10Pa以下の真空雰囲気中にて、2℃／分の速度で昇温した。

(d)1350℃から所定の焼結温度(1500℃)まで2℃／分の速度で昇温し、ついで前記焼結温度に60分間保持した。この焼結温度までの昇温と焼結温度での保持を1．3kPaの窒素雰囲気で行った。

(e)上記焼結温度からの炉冷を90kPa以下のAr雰囲気中で行った。

[0092] 以上(a)～(e)の工程からなる条件で焼結し、焼結後、研磨加工を施すことにより、ISO規格:SNGN120408のチップ形状を有するインサート1を製造した。

すなわち、下記表12に示す様に、前記4種の混合粉末に対応した試料No.3－1～3－4のインサートを、それぞれ製造した。

[0093] また、比較の目的で、下記表12に示される通り、中間温度の違い以外は実質的に同一の条件で、それぞれ比較例のインサート(試料No.3－5～3－7)を製造した。

[0094] [表12]

	試料No.	組成	中間温度(℃)
本発明例	3-1	3-A	1200
	3-2	3-B	1200
	3-3	3-C	1250
	3-4	3-D	1250
比較例	3-5	3-B	1300
	3-6	3-C	1350
	3-7	3-D	1350

[0095] 次に、上述した製造方法によって製造した本発明例の試料No.3－1～3－4のインサートと比較例の試料No.3－5～3－7のインサートの組成分析や切削評価について説明する。

(1)組成分析

EDS(エネルギー分散法)によって、本発明の各試料No.3－1～3－4及び比較例の試料No.3－5～3－7のインサート(焼結体)に含まれている成分(元素)の定量を行った。そして、その成分の化合物換算を行った。その結果を、下記表13及び表14に示す。

[0096] [表13]

	試料No.	配合	インサート(焼結体)元素組成(質量%)					
			Ti	W	Ta	Nb	Co	Ni
本発明例	3-1	3-A	44	35	−	5	8	8
	3-2	3-B	47	32	9	−	6	6
	3-3	3-C	53	28	−	6	6	7
	3-4	3-D	48	32	−	6	7	7
比較例	3-5	3-B	47	30	11	−	6	6
	3-6	3-C	56	26	−	5	6	7
	3-7	3-D	52	30	−	5	6	7

[0097] [表14]

	試料No.	配合	インサート(焼結体)元素換算値(質量%)					
			TiCN	WC	TaC	NbC	Co	Ni
本発明例	3-1	3-A	49	32	−	5	7	7
	3-2	3-B	52	30	8	−	5	5
	3-3	3-C	58	25	−	6	5	6
	3-4	3-D	53	29	−	6	6	6
比較例	3-5	3-B	50	30	10	−	5	5
	3-6	3-C	60	24	−	5	5	6
	3-7	3-D	54	30	−	5	5	6

[0098] また、STEM(走査透過電子顕微鏡)を用いた分析とEDSにより、インサートの結合相の組成を分析した。その結果を、下記表15に示す。

[0099] [表15]

	試料No.	配合	結合相元素換算値(質量%)					
			Ti/不純物	W	Ta	Nb	Co	Ni
本発明例	3-1	3-A	1	53	−	1	22	23
	3-2	3-B	1	49	1	−	24	25
	3-3	3-C	1	44	−	1	27	27
	3-4	3-D	1	48	−	1	25	25
比較例	3-5	3-B	1	59	1	−	19	20
	3-6	3-C	1	54	−	1	22	22
	3-7	3-D	1	59	−	1	19	20

[0100] 更に、Wの含有量を求めた。その結果を、下記表16に記す。

ここで、インサート全体(焼結体全体)に対する結合相中のW量、インサート全体に

対する硬質相中のW量、全W量に対する結合相中のW量は、ぞれぞれ、下記式(1)～式(3)により求めることができる。なお、W量等の算出には、換算値ではなく元素の量(質量%)を用いた。

[0101] 結合相中のW量(質量%)

＝(結合相組成中W)×(焼結体組成中Co＋Ni)／(結合相組成中Co＋Ni)

・・・(1)

硬質相中のW量(質量%)

＝(焼結体中W量)－(結合相中W量) ・・・(2)

全W量に対する結合相中のW量(質量%)

＝(結合相中のW量)／(全W量) ・・・(3)

[0102] [表16]

	試料No.	配合	W(質量%)		結合相/硬質相のW存在比(%)	
			(1)式値 インサート全体に対する結合相中W量	(2)式値 インサート全体に対する硬質相中W量	(3)式値 全W値に対する結合相中W量	全W値に対する硬質相中W量
本発明例	3-1	3-A	19	16	54	46
	3-2	3-B	12	20	38	62
	3-3	3-C	11	17	38	62
	3-4	3-D	13	19	42	58
比較例	3-5	3-B	18	12	61	39
	3-6	3-C	16	10	61	39
	3-7	3-D	20	10	66	34

[0103] (2)耐欠損試験

各試料のインサートを、工具鋼製バイト(ホルダ)の先端部に、固定治具にてネジ止めして、切削工具とした。

そして、この切削工具を用いて、下記表17の切削条件にて、合金鋼の乾式断続高速切削試験を行った。なお、耐欠損試験は、同種の20個のインサートを用いて行った。

衝撃回数700回での累積欠損率(700回で欠損が発生するインサートの個数の割合)を調べた。その結果を下記表18に記す。

[0104] (3)耐摩耗試験

各試料のインサートを、工具鋼製バイト(ホルダ)の先端部に、固定治具にてネジ止めして、切削工具とした。

そして、この切削工具を用いて、下記表17の切削条件にて、合金鋼の乾式断続高速切削試験を行った。

4min加工後の逃げ面摩耗量(V_B摩耗量)を測定した。その結果を下記表18に記す。

[0105] [表17]

切削条件	単位	耐欠損試験	耐摩耗試験
		衝撃回数700回での累積欠損率	4min.加工後のV_B摩耗量
切削速度	(m/min.)	200	300
送りf	(mm/rev.)	0.25	0.15
切り込み	(mm)	1.5	1.5
乾湿		WET	WET
衝撃回数	(回)	700	−
切削時間	(min.)	−	4
チップ形状		SNGN120408	SNGN120408
被削材		SNCM439(φ200mm丸棒：軸方向に等間隔で4本溝スリット)	SNCM439(φ200mm丸棒)

[0106] [表18]

	試料No.	組成	中間温度(℃)	切削評価	
				累積欠損率(%)	V_B摩耗量(mm)
本発明例	3-1	3-A	1200	25	0.11
	3-2	3-B	1200	15	0.09
	3-3	3-C	1250	20	0.10
	3-4	3-D	1250	15	0.10
比較例	3-5	3-B	1300	35	0.09
	3-6	3-C	1350	40	0.10
	3-7	3-D	1350	35	0.11

[0107] 前記表11～18から明らかなように、本発明例のインサートは、特にインサートに含まれるWのうち、40～65質量%を硬質相中に含むとともに、残部を結合相に含んでいるので、高い耐摩耗性及び耐欠損性を共に実現できるという顕著な効果を有することが分かる。

[0108] なお、本発明は前記実施例になんら限定されるものではなく、本発明を逸脱しない範囲において種々の態様で実施しうることはいうまでもない。

産業上の利用可能性

[0109] 本発明の炭窒化チタン基サーメット製インサートは、高熱発生を伴なう高速切削加工で優れた耐摩耗性を発揮するため、各種の旋削加工に用いられる。また、本発明のサーメット製インサート及び切削工具も、高い耐摩耗性を維持できるとともに、高い耐欠損性を実現できるため、各種の旋削加工に用いられる。

請求の範囲

[1] 硬質相:75～90面積%および

残部が結合相からなる組織を有する炭窒化チタン基サーメットを有し、

上記硬質相は、

(1)芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種とを有する複合炭窒化物(以下、(Ti, W, Ta／Nb)CNと示す)相からなる有芯構造の第1硬質相と、

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb)CN相からなる有芯構造の第2硬質相と、

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相とを有し、

上記結合相は、結合相に占める割合で、少なくとも

Co:18～33質量%、

Ni:20～35質量%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種を含有し、その合計量:5質量%以下、および

W:40～60質量%を含む組成を有するW－Co－Ni系合金を有することを特徴とする炭窒化チタン基サーメット製インサート。

[2] 前記炭窒化チタン基サーメットは、

質量%で、少なくとも

炭化タングステン:20～30%、

炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種:5～10%、

Co:5～10%、

Ni:5～10%、および

炭窒化チタン:50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体であることを特徴とする請求項1に記載の炭窒化チタン基サーメット製インサート。

[3] 硬質相:75～93面積%、および

残部が結合相からなる組織を有する炭窒化チタン基サーメットを有し、

上記硬質相は、

(1)芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部がTiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上とを有する複合炭窒化物(以下、(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CNで示す)相からなる有芯構造の第1硬質相と、

(2)芯部および周辺部の両方が(Ti, W, Ta／Nb, Zr／V／Mo)CN相からなる有芯構造の第2硬質相と、

(3)炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相とを有し、

上記結合相は、結合相に占める割合で、少なくとも

Co:18～33質量%、

Ni:20～35質量%、

Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Zr、V、およびMoのうちの1種または2種以上を含有し、その合計量:5質量%以下、および

W:40～60質量%を含む組成を有するW－Co－Ni系合金を有することを特徴とする炭窒化チタン基サーメット製インサート。

[4] 前記炭窒化チタン基サーメットは、

質量%で、少なくとも

炭化タングステン:20～30%、

炭化タンタルおよび炭化ニオブのうちの1種または2種:5～10%、

炭化ジルコニウム、炭化バナジウム、および炭化モリブデンのうちの1種または2種:1～5%、

Co:5～10%、

Ni:5～10%、および

炭窒化チタン:50～60%を含む配合組成を有する圧粉体の焼結体であることを特徴とする請求項3に記載の炭窒化チタン基サーメット製インサート。

[5] Tiと、TaおよびNbのうちの1種または2種と、Wとを含有する焼結体からなる炭窒化チタン系サーメットを有し、

前記Tiを炭窒化物換算した値と、前記TaおよびNbのうちの1種または2種を炭化物換算した値と、前記Wを炭化物換算した値との合計は、前記焼結体を構成する組

織全体に対する割合で、70～95質量%、

前記Wを炭化物換算した値は、前記組織全体に対する割合で、20～35質量%、

Co及びNiは、前記組織全体に対する割合で、5～30質量%であって、

Tiと、Wと、TaおよびNbのうちの1種または2種とを有する複合炭窒化物（以下、（Ti, W, Ta／Nb）CNと示す）を少なくとも有する硬質相と、

Wと、CoおよびNiのうちの1種または2種とを主成分とする結合相とからなる組織を有し、

前記組織全体に含まれるWのうち、40～65質量%が前記硬質相に含まれるとともに、残部が前記結合相に含まれることを特徴とするサーメット製インサート。

[6] 前記硬質相は、さらに炭窒化チタンを含有することを特徴とする請求項5に記載のサーメット製インサート。

[7] 前記Tiを炭窒化物換算した値は、前記組織全体に対する割合で、45～60質量%であり、かつ前記Taおよび前記Nbのうちの1種または2種を炭化物換算した値は、前記組織全体に対する割合で、5～10質量%であることを特徴とする請求項5又は6に記載のサーメット製インサート。

[8] 前記硬質相は、

（1）芯部が炭窒化チタン相からなり、周辺部が（Ti, W, Ta／Nb）CN相からなる有芯構造の第1硬質相および、

（2）芯部および周辺部の両方が（Ti, W, Ta／Nb）CN相からなる有芯構造の第2硬質相のうちの1種または2種を有することを特徴とする請求項5乃至7のいずれかに記載のサーメット製インサート。

[9] 前記硬質相は、さらに

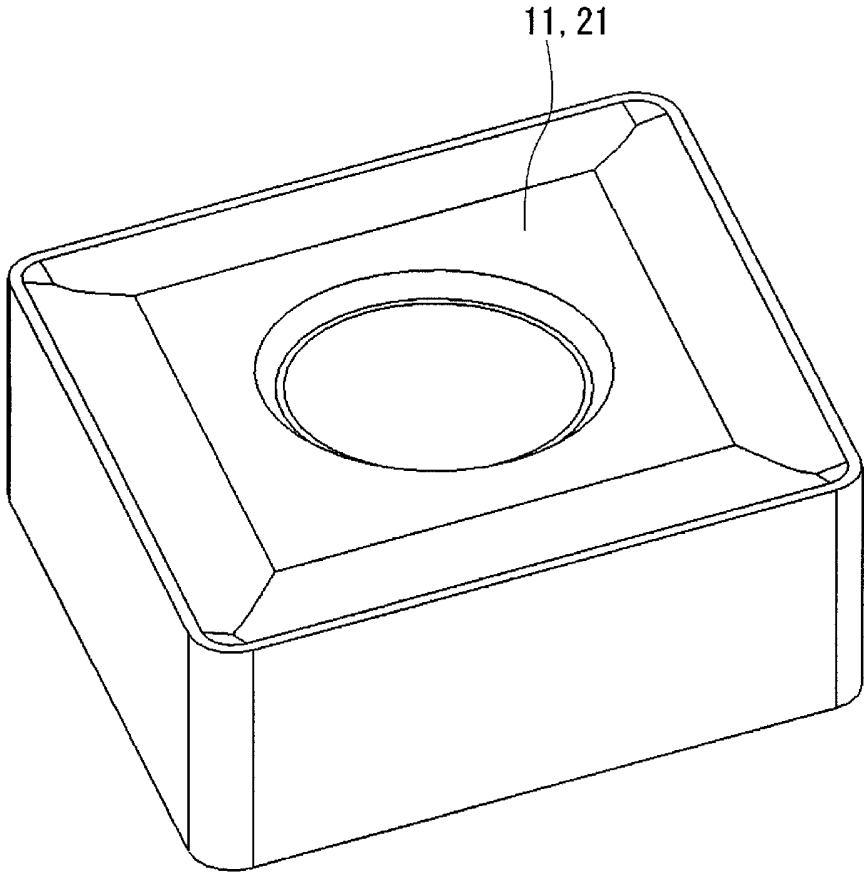
（3）炭窒化チタン相からなる単相構造の第3硬質相を有することを特徴とする請求項6乃至8のいずれかに記載のサーメット製インサート。

[10] 更に、前記硬質相および前記結合相のうちの一方又は双方に、Moが含まれることを特徴とする請求項5乃至9のいずれかに記載のサーメット製インサート。

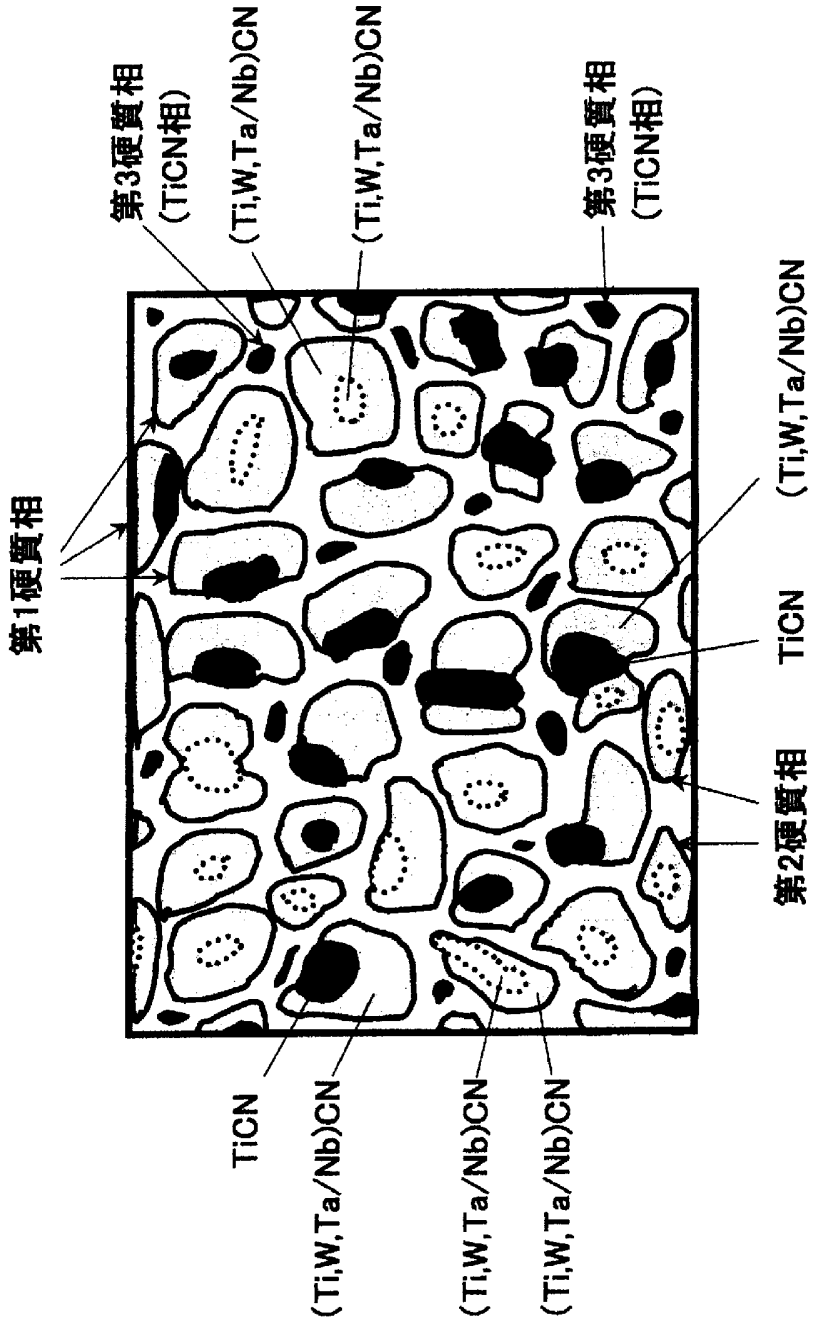
[11] 前記結合相は、結合相に占める割合で、Wを40～60質量%含むことを特徴とする請求項5乃至10のいずれかに記載のサーメット製インサート。

[12] ホルダと、前記ホルダに保持、固定された請求項5乃至11のいずれかに記載のサーメット製インサートとを備えたことを特徴とする切削工具。

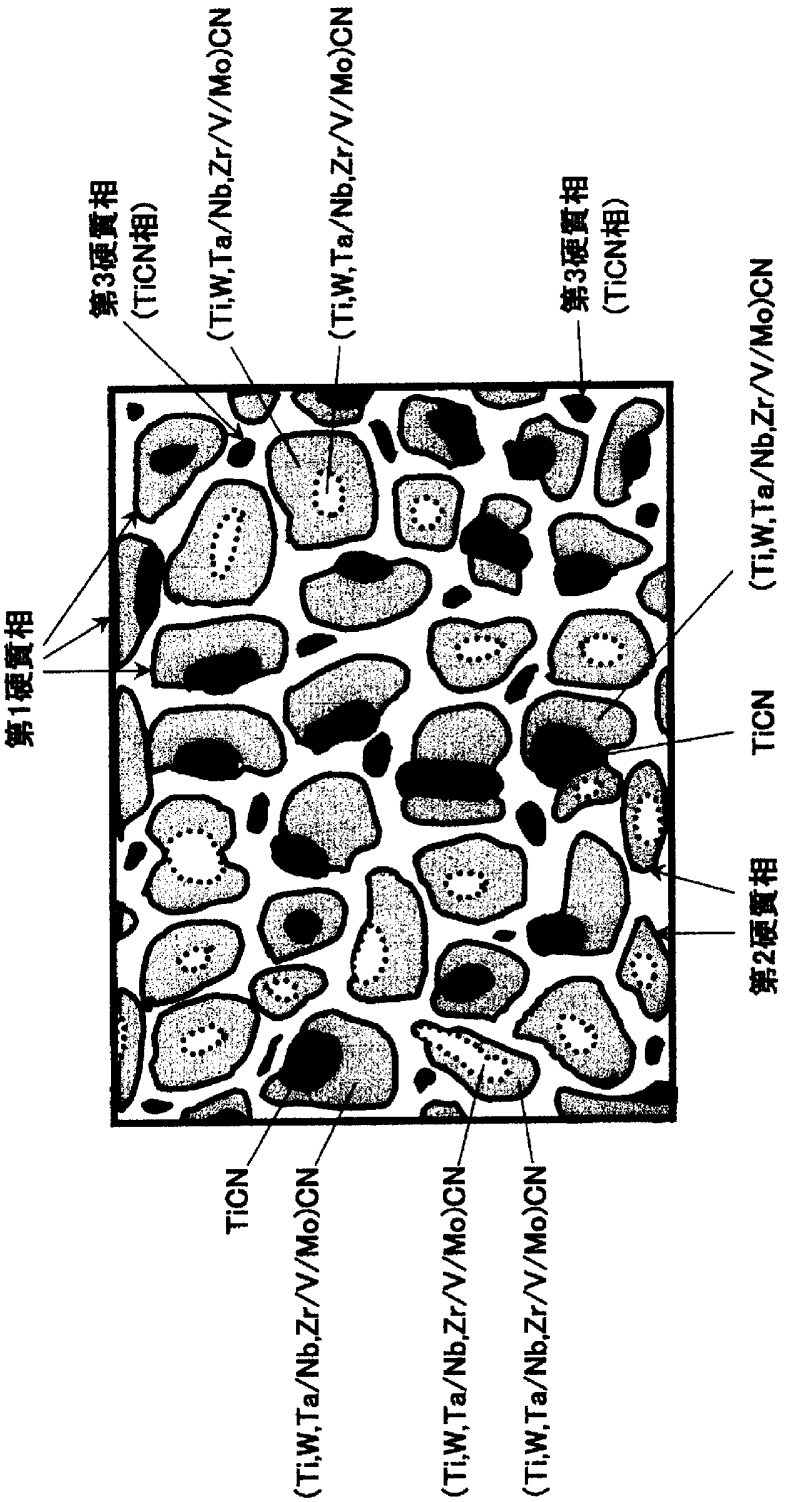
[図1]



[図2]

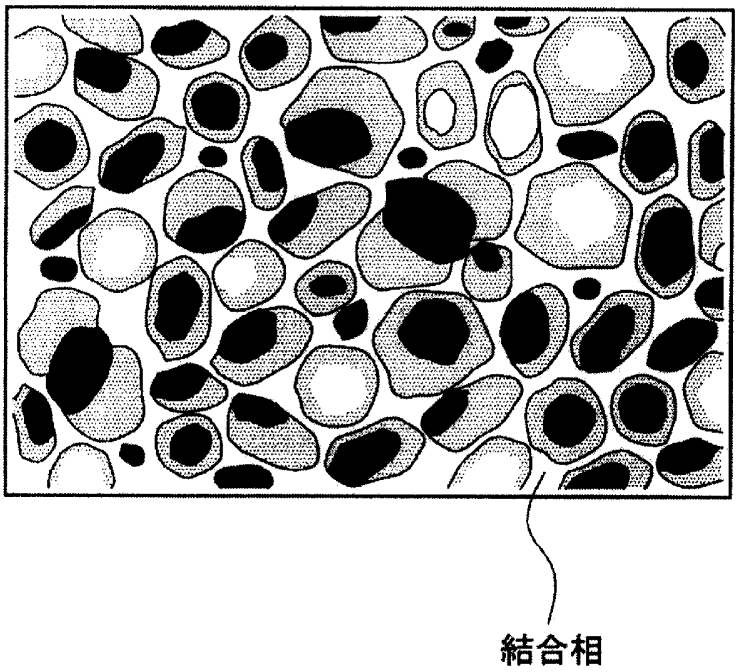

第3硬質相
(TiCN相)
(Ti,W,Ta/Nb)CN
(Ti,W,Ta/Nb)CN
第3硬質相
(TiCN相)
第1硬質相
(Ti,W,Ta/Nb)CN
TiCN
第2硬質相
TiCN
(Ti,W,Ta/Nb)CN
(Ti,W,Ta/Nb)CN
(Ti,W,Ta/Nb)CN

[図3]

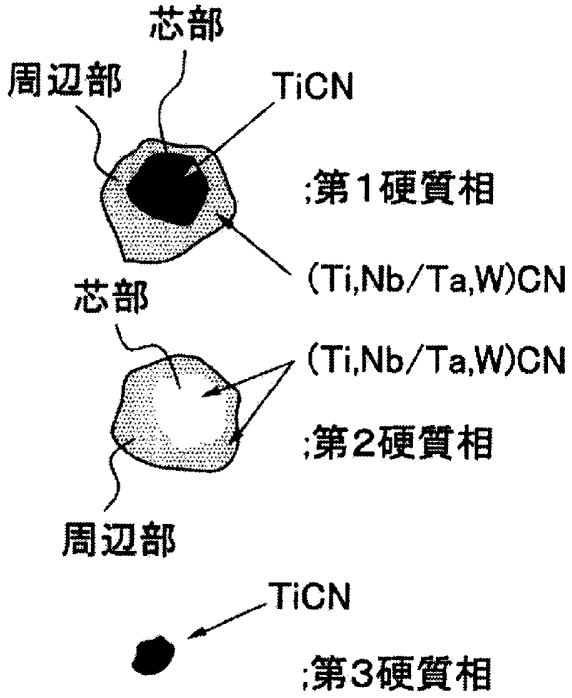

第3硬質相
(TiCN相)
(Ti,W,Ta/Nb,Zr/V/Mo)CN
(Ti,W,Ta/Nb,Zr/V/Mo)CN
第3硬質相
(TiCN相)
第1硬質相
(Ti,W,Ta/Nb,Zr/V/Mo)CN
TiCN
第2硬質相
TiCN
(Ti,W,Ta/Nb,Zr/V/Mo)CN
(Ti,W,Ta/Nb,Zr/V/Mo)CN
(Ti,W,Ta/Nb,Zr/V/Mo)CN

[図4A]

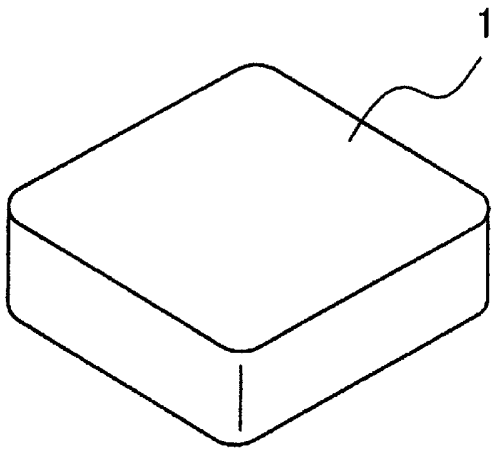
サーメット組織



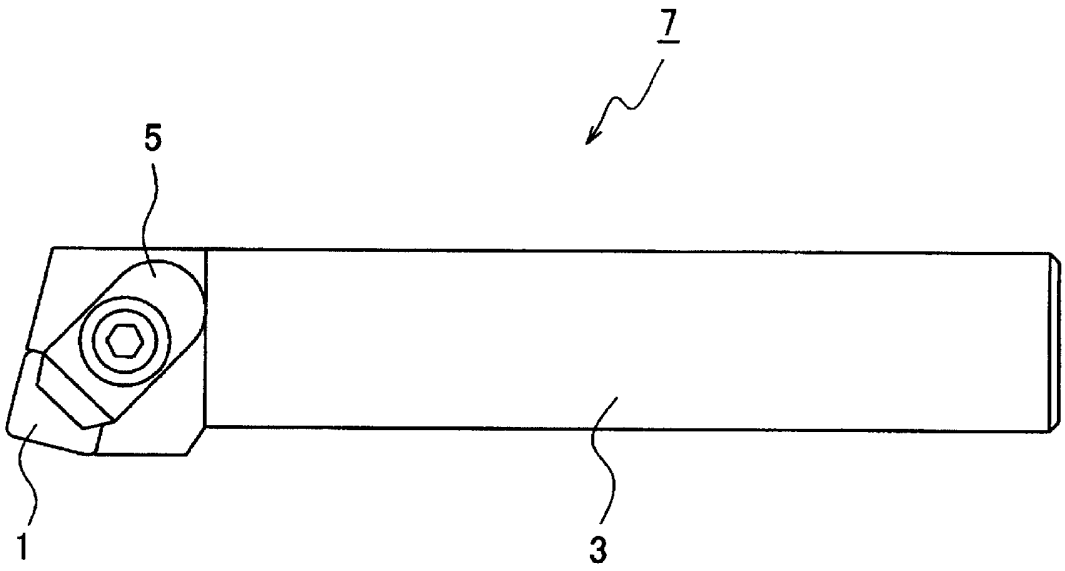
[図4B]



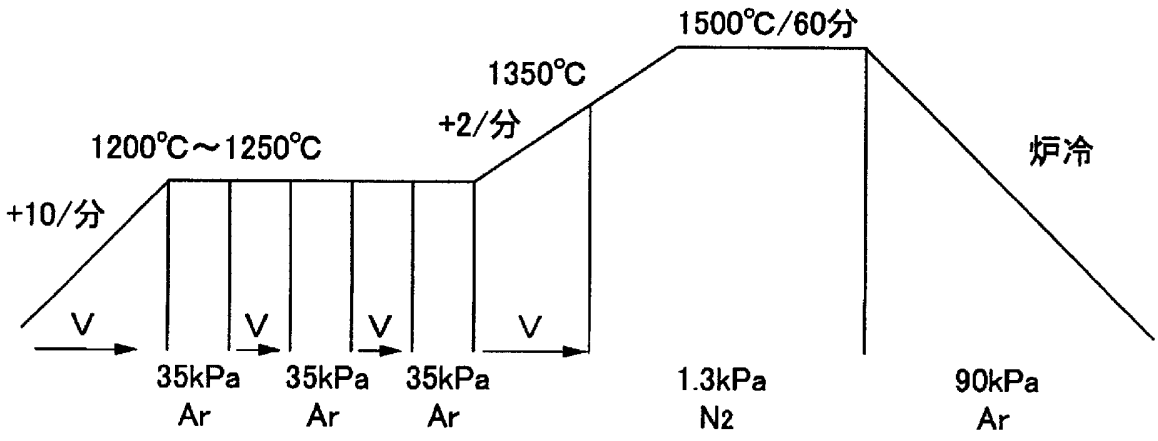
[図5]


1

[図6]


7
5
1
3

[図7]


1500℃/60分
1350℃
+2/分
1200℃～1250℃
+10/分
炉冷
V
V
V
V
35kPa
Ar
35kPa
Ar
35kPa
Ar
1.3kPa
N2
90kPa
Ar

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2006/311873

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
B23B27/14(2006.01)i, *C22C27/04*(2006.01)i, *C22C29/04*(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
B23B27/14, C22C27/00, C22C29/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2006
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2006 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2006

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002-263940 A (Mitsubishi Materials Corp.), 17 September, 2002 (17.09.02), Par. No. [0004]; tables 1, 3 (Family: none)	1-12
A	JP 10-110234 A (Mitsubishi Materials Corp.), 28 April, 1998 (28.04.98), Par. No. [0008]; table 2; Fig. 1 & US 5766742 A & EP 0819776 A1	8,9
A	JP 2004-292842 A (Tungaloy Corp.), 21 October, 2004 (21.10.04), Par. Nos. [0026] to [0028]; table 1 (Family: none)	1-12

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
21 July, 2006 (21.07.06)	01 August, 2006 (01.08.06)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２００６／３１１８７３

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　B23B27/14(2006.01)i, C22C27/04(2006.01)i, C22C29/04(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　B23B27/14, C22C27/00, C22C29/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２００６年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２００６年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２００６年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
A	JP 2002-263940 A（三菱マテリアル株式会社）2002.09.17, 段落【０００４】, 表１, 表３（ファミリーなし）	1-12
A	JP 10-110234 A（三菱マテリアル株式会社）1998.04.28, 段落【０００８】, 表２, 図１ ＆ US 5766742 A ＆ EP 0819776 A1	8,9
A	JP 2004-292842 A（株式会社タンガロイ）2004.10.21, 段落【００２６】-【００２８】, 表１（ファミリーなし）	1-12

☐　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
２１．０７．２００６	０１．０８．２００６

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　３Ｃ　３９３４
松永　謙一
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３３２４