

(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
2019年4月11日(11.04.2019)



(10) 国際公開番号

WO 2019/069701 A1

(51) 国際特許分類:

B22F 7/08 (2006.01) *C22C 19/05* (2006.01)
B22F 3/16 (2006.01) *C22C 19/07* (2006.01)
B22F 7/00 (2006.01) *C22C 29/08* (2006.01)
B33Y 10/00 (2015.01) *C22F 1/10* (2006.01)
B33Y 80/00 (2015.01) *C22F 1/00* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2018/034850

(22) 国際出願日: 2018年9月20日(20.09.2018)

(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 2017-192951 2017年10月2日(02.10.2017) JP

(71) 出願人: 日立金属株式会社(**HITACHI METALS, LTD.**) [JP/JP]; 〒1088224 東京都港区港南一丁目2番70号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 白鳥 浩史 (**SHIRATORI Hiroshi**); 〒1008280 東京都千代田区丸の内一丁目6番6号 株式会社日立製作所内 Tokyo (JP).

川中 啓嗣(**KAWANAKA Hirotsugu**); 〒1008280 東京都千代田区丸の内一丁目6番6号 株式会社日立製作所内 Tokyo (JP). 小関 秀峰(**KOSEKI Shuhō**); 〒1088224 東京都港区港南一丁目2番70号 日立金属株式会社内 Tokyo (JP). 古谷 匡(**FURUYA Tadashi**); 〒1088224 東京都港区港南一丁目2番70号 日立金属株式会社内 Tokyo (JP).

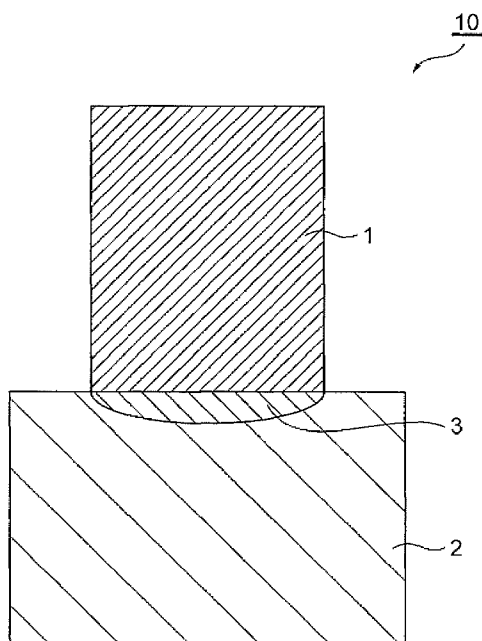
(74) 代理人: 特許業務法人平木国際特許事務所 (**HIRAKI & ASSOCIATES**); 〒1056232 東京都港区愛宕二丁目5-1 愛宕グリーンヒルズ MORIタワー32階 Tokyo (JP).

(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, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ,

(54) **Title:** CEMENTED CARBIDE COMPOSITE MATERIAL, METHOD FOR PRODUCING SAME, AND CEMENTED CARBIDE TOOL

(54) 発明の名称: 超硬合金複合材およびその製造方法ならびに超硬工具

[図1A]



(57) **Abstract:** Provided is a cemented carbide composite material of a non-cemented carbide and a cemented carbide, which has a high-temperature strength that is higher than ever before, and which is able to suppress the occurrence of cracking or separation. This cemented carbide composite material has: a cemented carbide part that is composed of a WC-Co-based cemented carbide; and a substrate part that is composed of a metal which contains Ni or Co in a total amount of 50% by mass or more. This cemented carbide composite material has an intermediate layer, which contains the constituents of the cemented carbide part and the constituents of the substrate part, between the cemented carbide part and the substrate part. This intermediate layer contains a portion that has a gamma phase fraction of 80% or more and a Vickers hardness of less than 700 HV.

NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT,
QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL,
SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA,
UG, US, UZ, VC, VN, 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, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約: 従来よりも高い高温強度を有し、割れや剥離の発生を抑制することができる超合金と非超合金の超合金複合材を提供する。WC-Co系超合金からなる超合金部と、NiまたはCoを合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部とを有する超合金複合材である。この超合金複合材は、超合金部と基材部との間に、超合金部の成分と基材部の成分を含む中間層を有している。この中間層は、ガンマ相分率が80%以上でビッカース硬さが700HV未満である部分を含む。

明 細 書

発明の名称：

超硬合金複合材およびその製造方法ならびに超硬工具

技術分野

[0001] 本発明は、超硬合金と非超硬合金の超硬合金複合材およびその製造方法ならびに超硬工具に関する。

背景技術

[0002] 従来から切削部のみが超硬合金からなる切削工具の製造方法およびその製造方法によって製造された切削工具に関する発明が知られている（下記特許文献 1 を参照）。特許文献 1 は、熱間用工具鋼からなる胴体部と超硬合金からなる切削部とを熱処理して接合することや、切削工具の表面に金属酸化物、窒化物、炭化物のうち少なくとも 1 つ以上からなる皮膜をコーティングすることを開示している（同文献、請求項 1 等を参照）。

[0003] また、耐摩耗性が要求される鍛造パンチや押出ダイス、押出パンチなどの金型として有用な安価で高寿命の超硬合金と鋼の接合材料およびその製造方法に関する発明が知られている（下記特許文献 2 を参照）。特許文献 2 は、Ni をインサート材とした超硬合金と鋼の接合材料において、Ni インサートの厚みが 0.1 mm 以上 0.5 mm 以下で、かつ Ni インサート材の格子定数が 3.540 Å 以上 3.580 Å 以下であり、超硬合金の Co 量が 40 重量% 以下であるものを開示している（同文献、請求項 1 等を参照）。

[0004] また、特許文献 2 は、上記接合材料の製造方法として、黒鉛ダイ内に鋼、Ni インサート材、超硬合金または Co 量の異なる超硬合金を Co 量の多い順に充填し、黒鉛パンチによる所定の加圧力のもとで、黒鉛パンチおよびダイに直接電流を通電し、通電加圧焼結する方法を開示している（同文献、請求項 4 等を参照）。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特表2017-501890号公報

特許文献2：特開平11-221680号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 前記特許文献1には、コーティング被膜により、切削工具の機械的な性質がコーティング前に比べて約1.5倍程度向上することが記載されている（同文献、第0030段落等を参照）。しかし、コーティングでは、切削工具の高温強度が不足するおそれがある。また、前記特許文献2のように、通電加圧焼結では、超硬合金の寸法が変化して接合材料に割れや剥離が発生するおそれがある。

[0007] 本発明は、高温強度に優れ、割れや剥離の発生を抑制することができる超硬合金と非超硬合金の超硬合金複合材を提供する。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明の超硬合金複合材は、WC-Cr系超硬合金からなる超硬合金部と、NiまたはCrを合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部とを有する超硬合金複合材であって、前記超硬合金部と前記基材部との間に、前記超硬合金部の成分と前記基材部の成分を含む中間層を有し、前記中間層は、ガンマ相分率が80%以上でビッカース硬さが700HV未満である部分を含むことを特徴とする。

発明の効果

[0009] 本発明によれば、高温強度に優れ、割れや剥離の発生を抑制することができる超硬合金複合材を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0010] [図1A]本発明の実施の形態に係る超硬合金複合材の一例を示す模式断面図。

[図1B]本発明の実施の形態に係る超硬合金複合材の一例を示す模式断面図。

[図2]図1Aに示す超硬合金複合材の一例を示す断面写真図。

[図3]図2に示す超硬合金複合材のEPMAによる測定結果の一例を示すグラ

フ。

[図4]本発明の実施の形態に係る超硬合金複合材の製造方法の一例を示すフロー図。

[図5]本発明の実施の形態に係る超硬工具の一例を示す正面図。

[図6]超硬合金部と基材部との間の剥離および割れの一例を示す断面写真図。

[図7]超硬合金複合材の中間層におけるガンマ相分率を示すグラフ。

[図8]超硬合金複合材の中間層のビッカース硬さ試験の結果を示すグラフ。

[図9A]中間層のXRDによる結晶構造解析結果。

[図9B]中間層のXRDによる結晶構造解析結果。

[図9C]中間層のXRDによる結晶構造解析結果。

[図10]超硬合金複合材のEPMAによる測定結果を示す画像図。

[図11A]熱処理後の超硬合金複合材のEPMAによる測定結果を示す画像図。

[図11B]熱処理後の超硬合金複合材のEPMAによる測定結果を示す画像図。

[図11C]熱処理後の超硬合金複合材のEPMAによる測定結果を示す画像図。

[図11D]熱処理後の超硬合金複合材のEPMAによる測定結果を示す画像図。

発明を実施するための形態

[0011] 以下、図面を参照して本発明の超硬合金複合材およびその製造方法ならびに超硬工具の実施の形態を説明する。

[0012] [超硬合金複合材]

図1Aおよび図1Bは、本発明の実施の形態に係る超硬合金複合材10の一例を示す模式断面図である。図2は、図1Aに示す超硬合金複合材10の一例を示す断面写真図である。

[0013] 本実施形態の超硬合金複合材10は、炭化タングステン(WC)とコバルト(Co)を主体とする(WCおよびCoを合計で50質量%以上含んでいる)WC-Co系超硬合金からなる超硬合金部1と、ニッケル(Ni)またはCoを合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部2とを有している。また、超硬合金複合材10は、超硬合金部1と基材部2との間に、超硬合金部1の成分と基材部2の成分を含む中間層3を有している。この中間層3は

、ガンマ相分率が80%以上でビッカース硬さが700HV未満である部分を含んでいる。超合金部1を構成するWC-Cr系超合金は、高温強度および耐摩耗性に優れている。したがって、前記構成を備えることで、超合金複合材10は、高温強度に優れ、割れや剥離の発生を抑制することができる。

[0014] なお、ガンマ相は、オーステナイト相とも呼ばれ、面心立方格子（FCC：face-centered cubic）構造を有している。また、ガンマ相分率は、電子線後方散乱回折（EBSD：Electron backscatter diffraction）法を用いて、たとえば200 μ m×200 μ mの範囲をスキャンし、測定画面上に占めるガンマ相の面積から算出することができる。また、ビッカース硬さは、市販のマイクロビッカース硬さ試験機によって測定することができる。

[0015] 図1Bに示す例において、超合金複合材10は、超合金部1の表面にコーティング層4を有している。コーティング層は、たとえば超合金部1の表面を窒化させたり、CVD（Chemical Vapor Deposition）法やPVD（Physical Vapor Deposition）法によって形成したりすることができる。コーティング層4の材質は、特に限定されないが、たとえば、炭化チタン（TiC）、窒化チタン（TiN）、炭窒化チタン（TiCN）、酸化アルミニウム（Al₂O₃）、窒化チタンアルミニウム（TiAlN）、窒化クロム（CrN）などを用いることができる。超合金複合材10が超合金部1の表面にコーティング層4を有することにより、超合金部1の耐摩耗性を向上させることが可能となる。

[0016] 超合金部1は、主に、Crを結合相とする金属相中に硬質なWC粒子が分散したWC-Cr系超合金からなる。超合金部1において、Crの量が多いほど靱性が向上する。そのため、Crの量が多いほど、超合金部1の造形時の割れや剥離の発生を抑制できる。その反面、Crの量の増加に伴って、強度および硬度が低下する。そのため、超合金部は、Cr量が25質量%以上、50質量%以下であることが好ましい。これにより、超合金複合材10の超合金部1は、割れや剥離が防止され、たとえば工具として

の使用に適した靱性、強度および硬度を備えることができる。なお、超硬合金部1のビッカース硬さは、たとえば400HV以上、1000HV以下であることが望ましい。

[0017] 超硬合金部1は、たとえば、微量のクロム(Cr)、バナジウム(V)、チタン(Ti)、タンタル(Ta)、ニオブ(Nb)を含有することができる。CrやVは、WC粒子の粒成長を抑制し、耐酸化性を向上させることができる。Ti、Ta、Nbは、超硬合金組織の健全相域を拡大する作用がある。また、WC粒子が微細であるほど、強度および靱性が向上する。そのため、超硬合金部1に含まれるWC粒子の平均粒径は、50 μ m以下であることが望ましい。ここで、超硬合金部1に含まれるWC粒子の平均粒径は、超硬合金部を切断した被験面における各粒子の円相当径の平均値から求めることができる。

[0018] 基材部2は、NiまたはCo、または双方を主として含む金属材よりなり、Ni基合金、Co基合金、純Ni、純Co、NiとCoとの混合合金、またはこれらに適宜他の金属元素や金属元素以外の非金属元素を混合したもの等が例示され、少なくともNiとCoとのいずれか一方を50質量%以上含む、もしくは両方を合計で50質量%以上含む。超硬合金の成分や形状によっては、造形時に剥離や割れが発生する場合があります。基材部2として純Niや純Coを用いることで添加元素が原因の欠陥を抑制でき望ましい。また、純Niや純Coは低硬度であるため、基材部2による超硬合金部1の拘束力が弱まり、付加製造時の応力が緩和され、剥離の発生も抑制することができる。一方で、基材部2にも高い硬度が要求されるなど、機能調整が必要とされる場合はNi基合金、Co基合金などの合金を使用することが望ましい。

[0019] 合金よりなる基材部2(合金部)は、NiまたはCo、または双方を主として含み、Ni基合金、Co基合金、またはNiとCoとの混合合金である。Ni基合金とは、たとえばNiを50質量%以上含み、その他にクロム(Cr)、コバルト(Co)、モリブデン(Mo)、タングステン(W)、ニオブ(Nb)、アルミニウム(Al)、チタン(Ti)、鉄(Fe)、ジル

コニウム (Zr)、タンタル (Ta)、バナジウム (V)、ハフニウム (Hf)、マンガン (Mn)、ケイ素 (Si)、ランタン (La)、マグネシウム (Mg)、炭素 (C)、ホウ素 (B) 等から選択される一種以上の元素を含む合金である。一般に、Ni 基合金は、ガンマ相を主相とする合金である。そのため、合金部が Ni 基合金からなる場合、中間層のガンマ相分率が高くなり靱性の著しい低下を抑制することができる。

[0020] 合金部が Ni 基合金からなる場合、合金部の組成は、たとえば、Cr が 8 質量%以上かつ 22 質量%以下、Co が 28.5 質量%以下、Mo が 14.5 質量%以下、W が 12 質量%以下、Nb が 5 質量%以下、Al が 6.1 質量%以下、Ti が 4.7 質量%以下、Fe が 18.5%以下、Zr が 0.1 質量%以下、Ta が 4 質量%以下、V が 1.0 質量%以下、Hf が 1.3 質量%以下、Mn が 0.05 質量%以上 0.7 質量%以下、Si が 0.5 質量%以下、La が 0.02 質量%以下、Mg が 0.02 質量%以下、C が 0.02 質量%以上 0.2 質量%以下、B が 0.05 質量%以下、残部が Ni である。

[0021] 一方、Co 基合金とは、たとえば Co を 50 質量%以上含み、その他に Cr、Ni、W、Mo、V、Fe、Mn、Si、C 等から選択される一種以上の元素を含む合金であり、超硬合金部 1 の結合相と同じ Co を主成分とする合金である。合金部が Co 基合金である場合、合金部の組成は、Cr が 30 質量%以下、Ni が 22 質量%以下、W が 15 質量%以下、Mo が 4.25 質量%以下、V が 1.7 質量%以下、Fe が 50 質量%以下、Mn が 2.0 質量%以下、Si が 1.0 質量%以下、C が 1.1 質量%以下、残部が Co である。

一方、Ni と Co との混合合金は、Co 基合金と Ni 基合金を混合した場合 (Ni-Co 基合金) 等、Ni と Co を合計で 50 質量%以上含み、その他に上述の Co 基合金、Ni 基合金に使用される添加元素を含む合金である。

[0022] 合金部の硬度が低いほど、合金部による超硬合金部 1 の拘束力が弱まり、

付加製造時の応力が緩和され、剥離の発生を抑制することができる。しかし、超硬合金複合材 10 を、たとえば工具として使用する場合には、ある程度の硬度が必要になる。したがって、合金部のビッカース硬さは、200HV 以上、500HV 未満であることが好ましい。これにより、超硬合金複合材 10 の合金部 2 を、たとえば工具として使用するのに適した硬度にすることができる。

[0023] 中間層 3 は、超硬合金部 1 と基材部 2 との間に形成され、超硬合金部 1 の成分と基材部 2 の成分を含む領域である。中間層 3 は、超硬合金複合材 10 の製造時に、超硬合金部 1 と基材部 2 との接合界面およびその近傍に生成される。中間層 3 は、ガンマ相分率が 80% 以上でビッカース硬さが 700HV 未満である部分を含む。これにより、マルテンサイト変態などによる脆化相が少なく、超硬合金複合材 10 の製造時の熱応力に耐える靱性を備える中間層 3 が得られる。また、中間層 3 のビッカース硬さが 700HV 未満であれば、超硬合金複合材 10 の製造時に、中間層 3 での割れの発生を抑制することができる。なお、700HV である部分は、中間層全体のうち、20vol% 以上であることが好ましく、より好ましくは 50vol% 以上、さらに好ましくは 80vol% 以上であることが好ましい。

[0024] 中間層 3 の中心部は、靱性の向上と割れの発生を抑制する観点から、ガンマ相分率が 80% 以上でビッカース硬さが 700HV 未満であることが好ましい。また、中間層 3 の中心部は、ガンマ相分率が 90% 以上でビッカース硬さが 650HV 未満であることがより好ましい。さらに、同様の観点から、中間層 3 の中心部のビッカース硬さが基材部 2 のビッカース硬さよりも高いこと、すなわち、基材部 2 のビッカース硬さが中間層 3 の中心部のビッカース硬さよりも低いことが好ましい。ここで、中間層 3 の中心部とは、たとえば、中間層 3 の厚み方向の中心から半径が中間層厚さの 30% である円形領域の範囲である。

[0025] 中間層 3 は、靱性の向上の観点から、 M_6C 型の炭化物量が少ないことが望ましい。 M_6C 型の炭化物の存在は、たとえば、X 線回折法 (XRD : X-Ray

Diffraction) により判別することが可能である。

[0026] また、超硬合金複合材 10 の疲労寿命の低下を抑制する観点から、中間層 3 のポロシティ分率は、1 % 以下であることが望ましい。ポロシティ分率は、たとえば、試料断面の顕微鏡観察を通じ、試料断面の面積を決定し、視認可能な空隙の面積を求めることによって算出することができる。

[0027] 中間層 3 の存在は、図 2 に示すように、外観により判別することが可能である。しかし、超硬合金部 1 と中間層 3 との境界、および基材部 2 と中間層 3 との境界は、顕微鏡による観察では明確に判別できない場合がある。この場合、超硬合金部 1 および基材部 2 と、中間層 3 との境界は、たとえば、電子線マイクロアナライザ (EPMA: Electron Probe Micro Analyzer) によって規定することができる。

[0028] より具体的には、図 2 に示すように、超硬合金複合材 10 を、超硬合金部 1 および基材部 2 が同一断面で観察できるように切断する。なお、図 2 の例に示すように、超硬合金部 1 と基材部 2 は、容易に判別することができる。次に、超硬合金部 1 から基材部 2 へ向けて $20\ \mu\text{m}$ のステップで、スポットサイズの設定値を $0\ \mu\text{m}$ として、EPMA による線分析を行い、タングステンの X 線カウント数を測定する。

[0029] 図 3 は、図 2 に示す超硬合金複合材 10 の EPMA による測定結果の一例を示すグラフである。図 3 において、横軸は、測定開始点からの距離である測定位置 [μm] であり、縦軸は、タングステンの X 線カウント数である。超硬合金部 1 と中間層 3 との境界、および中間層 3 と基材部 2 との実質的な境界は、たとえば、タングステンの X 線カウント数の変動幅によって規定することができる。

[0030] 具体的には、たとえば、中間層 3 では互いに隣接する分析点の間のカウント数の変動幅が $\pm 10\%$ 程度であるのに対し、超硬合金部 1 では、互いに隣接する分析点の間のカウント数の変動幅が $\pm 20\%$ 以上である。また、基材部 2 では、超硬合金部 1 や中間層 3 と比較して、カウント数およびカウント数の変動幅が非常に小さくなっている。例えば図 3 においては、中間層にて

超硬合金部と基材部との成分が含まれることから、Wのカウント数の変動幅が変化していることが確認できる。したがって、EPMAにより超硬合金複合材10の切断面において、タングステンのX線カウント数を測定することで、超硬合金部1と中間層3との境界、および中間層3と基材部2との実質的な境界を画定することができる。

[0031] 以上説明したように、本実施形態によれば、従来よりも高い高温強度を有し、割れや剥離の発生を抑制することができる超硬合金の超硬合金部1と非超硬合金の基材部2を備えた超硬合金複合材10を提供することができる。

[0032] [超硬合金複合材の製造方法]

図4は、本発明の実施の形態に係る超硬合金複合材の製造方法S10のフロー図である。本実施形態の超硬合金複合材の製造方法S10は、前述のWC-Cr系超硬合金からなる超硬合金部1と、NiまたはCrを合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部2とを有する超硬合金複合材10の製造方法である。超硬合金複合材の製造方法S10は、予熱工程S1と、複合材製作工程S2と、を含んでいる。ここで本発明の実施形態は、熱処理工程S3を含んでもよい。

[0033] 予熱工程S1は、NiまたはCrを合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部2を350℃以上の温度に予熱する工程である。予熱工程S1は、たとえば、高周波誘導加熱、ガスバーナー、赤外線電気ヒーター、加熱炉、電子ビームまたはレーザーの照射などを用いて行うことができる。なお、予熱工程S1において、基材部2を500℃以上の温度に予熱することが好ましい。また、予熱工程S1において、自重による変形を防止する観点から、基材部2を1300℃以下の温度に予熱することが好ましい。

[0034] 複合材製作工程S2は、基材部2の上に超硬合金部1を付加製造によって造形し、基材部2と超硬合金部1との間に、基材部2の成分と超硬合金部1の成分を含む中間層3を有する超硬合金複合材10を製作する工程である。付加製造方式は、特に限定されないが、たとえば、レーザーメタルデポジションなどの指向性エネルギー堆積方式、粉末床溶融結合方式、プラズマ粉体肉

盛などを用いることができる。指向性エネルギー堆積方式の付加製造では、WC-C_o系超硬合金の材料粉末を、レーザ、電子ビーム、プラズマ、アークのいずれかの熱源を用いて溶融させ、溶融した材料粉末を基材部2の上に付着させて凝固させ、超硬合金部1を積層させて造形する。

[0035] 複合材製作工程S2において、基材部2の上に超硬合金部1を付加製造によって造形することで、超硬合金部1と基材部2との界面およびその近傍で超硬合金部1の成分と基材部2の成分とが混ざり合う。これにより、超硬合金部1と基材部2との間に超硬合金部1の成分と基材部2の成分とを含む中間層3が生成され、超硬合金部1と基材部2との間に中間層3を有する超硬合金複合材10が得られる。

[0036] また、前述のように、予熱工程S1において基材部2を350℃以上の温度に予熱することで、複合材製作工程S2において、超硬合金部1と基材部2との間の割れや剥離の発生を抑制することができる。具体的には、予熱工程S1において基材部2を一定の温度以上に予熱することで、複合材製作工程S2において、超硬合金部1の付加製造時に溶融結合させた材料の冷却速度を低下させ、超硬合金部1の硬化や低温割れ、水素の拡散などを抑制することができる。

[0037] また、予熱工程S1で基材部2を予熱することで、複合材製作工程S2において、付加製造時の超硬合金部1の温度勾配が緩やかになり、熱応力による変形の抑制と残留応力の緩和が可能になる。また、予熱工程S1において基材部2を500℃以上の温度に予熱することで、複合材製作工程S2において、微小な亀裂の発生を抑制することができる。

[0038] 熱処理工程S3は、超硬合金複合材10を1000℃以上、1300℃以下の温度で熱処理する工程である。これにより、複合材製作工程S2において、造形した超硬合金部1に存在するイータ相や遊離炭素を拡散および消失させることができるため、本実施形態の製造方法では熱処理工程S3を実施することが好ましい。イータ相や遊離炭素は脆化相であるため、これらが存在すると超硬合金部1の靱性が低下する。

[0039] そのため、熱処理工程 S 3 において、超硬合金部 1 に存在するイータ相や遊離炭素を拡散および消失させることで、超硬合金部 1 の靱性が向上する。超硬合金部 1 に存在するイータ相や遊離炭素をより効果的に拡散および消失させて、超硬合金部 1 の靱性をより向上させる観点から、熱処理工程 S 3 において、超硬合金複合材 10 を 1200℃以上、1300℃以下の温度で熱処理することが好ましい。

[0040] なお、本実施形態の超硬合金複合材の製造方法 S 10 は、熱処理工程 S 3 の前後に、超硬合金複合材 10 の切削加工を行う切削工程を有してもよい。これにより、超硬合金複合材 10 の形状精度をより向上させることができる。

[0041] [超硬工具]

次に、本発明の実施の形態に係る超硬工具について、図 1 A から図 4 を援用し、図 5 を参照して説明する。図 5 は、本発明の実施の形態に係る超硬工具 20 の一例を示す正面図である。超硬工具 20 は、たとえば、温間鍛造金型のパンチである。なお、本実施形態の超硬工具 20 は、温間鍛造金型のパンチに限定されない。超硬工具 20 は、たとえば、被加工物に対して切削、成形、移動、保持などを行う作用面を加工部 21 に有する工具として用いることができる。

[0042] 超硬工具 20 は、前述の超硬合金複合材 10 を用いた工具である。超硬工具 20 は、ワークを加工する加工部 21 と、この加工部を支持する基部 22 とを有している。超硬工具 20 の加工部 21 は、前述の超硬合金複合材 10 の超硬合金部 1 であり、超硬工具 20 の基部 22 は、前述の超硬合金複合材 10 の基材部 2 である。すなわち、超硬工具 20 は、前述の超硬合金複合材の製造方法 S 10 によって製造され、図 5 においては図示を省略するが、加工部 21 を構成する超硬合金部 1 と基部 22 を構成する基材部 2 との間に中間層 3 を有している。

[0043] 従来の鍛造金型には、高温強度と耐摩耗性に優れる工具鋼が多く用いられている。しかし、温熱間鍛造を行う場合、Fe を主体とする工具鋼では、鍛

造温度下で軟化するため、金型の寿命が短いという課題がある。これに対し、本実施形態の超硬工具 20 は、加工部 21 が超硬合金部 1 からなっているため、高温強度に優れ、金型寿命を長くすることができる。

[0044] また、従来の超硬合金を用いた工具は、たとえば、WC 粒子とバインダとなる Co 基合金を混合して焼結することによって得られる。超硬合金は、硬度が高く耐摩耗性に優れる反面、靱性が乏しく機械的な衝撃や熱履歴に伴う熱衝撃などで劣化する。超硬合金の靱性向上には、Co 基合金の Co 量の増加が効果的であるが、焼結時の寸法変化が大きいことが課題となっている。

[0045] これに対し、本実施形態の超硬工具 20 は、前述のように付加製造技術を用いた超硬合金複合材の製造方法 S10 によって製造することができる。したがって、複雑な形状の加工部 21 のニアネットシェイプ造形が可能になり、冷却水路による温度制御など、今までにない機能を有する金型の造形が可能となる。

[0046] また、付加製造によって造形された加工部 21 は、焼結によって製造された従来の工具に比べて密度が高く、造形後に熱処理をしても寸法変化が小さいメリットがある。また、前述のような構成の超硬合金複合材 10 を用いることで、超硬合金部 1 からなる加工部 21 を組成の異なる基材部 2 からなる基部 22 の上に造形しても、加工部 21 と基部 22 との間に剥離や割れが発生するのを抑制できる。

[0047] すなわち、基部 22 にガンマ相分率が高い基材部 2 を用いることで、超硬合金部 1 からなる加工部 21 と基部 22 との接合強度を高くすることができ、靱性と硬度が良好な中間層 3 を形成することができる。具体的には基材のガンマ相分率は 80% 以上、より好ましくは 90% 以上に調整することが好ましい。したがって、本実施形態によれば、加工部 21 と基部 22 との間に剥離や割れのないクラックフリーな超硬工具 20 を提供することができる。よって、超硬工具 20 によれば、温熱間鍛造などの高温で使用される工具として、さらなる長寿命化が可能である。また、超硬合金の原材料は高価なため、工具が被加工物に作用する加工部 21 を超硬合金で製作し、その他の部

分を異なる材料で構成することで原材料費を抑えることができる。

[0048] 以上、図面を用いて本発明の実施の形態を詳述してきたが、具体的な構成はこの実施形態に限定されるものではなく、本発明の要旨を逸脱しない範囲における設計変更等があっても、それらは本発明に含まれるものである。

[0049] [実施例]

まず、基材部の素材として、以下の表 1 に示す No. 1 から No. 3 の 3 種の異なる組成の合金を用意した。表 1 に示す組成の単位は質量％であり、「Bal」は「残部」を示している。すなわち、No. 1 は、炭素鋼であり、No. 2 はオーステナイト系ステンレス鋼であり、No. 3 は Ni 基合金である。次に、用意した 3 種の合金のビッカース硬さを測定したところ、No. 1 は 140 [HV]、No. 2 は 192 [HV]、No. 3 は 307.5 [HV] であった。また、用意した 3 種の合金のガンマ相分率を EBSD 法を用いて測定したところ、No. 1 は 10％以下、No. 2 と No. 3 は 95％から 99％であることを確認した。

[0050] [表1]

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Al	Ti	Fe	B
1	0.11	0.17	1.4	0.014	0.002	—	—	—	—	—	—	—	Bal	—
2	0.05	0.8	1.6	0.03	0.03	10.2	18.5	—	—	—	—	—	Bal	—
3	0.03	0.08	0.05	0.004	0.0002	Bal	18.58	3.08	0.04	0.02	0.56	0.94	24.19	0.0038

[0051] (実施例 1)

基材部として表 1 に示す No. 3 の Ni 基合金を用い、この基材部を 350℃の温度に予熱する予熱工程を行った。次に、基材部の上に超合金部を付加製造によって造形し、基材部と超合金部との間に、基材部の成分と超合金部の成分を含む中間層を有する超合金複合材を製作する複合材製作工程を行った。付加製造は、付加製造材料として Co 量が 40 質量％である WC—Co 超合金粉末を用い、指向性エネルギー堆積方式のレーザデポジションにより行った。超合金部の造形は、1 層あたり 8 パスで、高さが 10 mm になるように材料を付着させて、おおむね 20 層程度にわたって積層させた。以下の表 2 に、付加製造の条件を示す。表 2 に示す付加製造条件は

、基材部と超硬合金部との間に割れが生じにくいよう、粉末への入熱量が比較的低くなるように設定した。

[0052] [表2]

レーザー 出力 [W]	速度 [mm/min]	入熱量 [kJ/cm]	粉末 供給量 [g/cm]	粉末 入熱量 [kJ/g]	デフォーカス 距離 [mm]	キャリア ガス流量 [L/mm]	シールド ガス流量 [L/min]	サイド ガス流量 [L/min]
1200	100	7.2	0.2	36	20	5.5	20	10

[0053] (実施例 2)

予熱工程における基材部の温度を 500℃にした以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0054] (実施例 3)

予熱工程における基材部の温度を 600℃にした以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0055] (比較例 1)

基材部として表 1 に示す N o. 1 の炭素鋼を用い、予熱工程を省略した以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0056] (比較例 2)

基材部として表 1 に示す N o. 1 の炭素鋼を用いた以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0057] (比較例 3)

基材部として表 1 に示す N o. 2 のオーステナイト系ステンレス鋼を用い、予熱工程を省略した以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0058] (比較例 4)

基材部として表 1 に示す N o. 2 のオーステナイト系ステンレス鋼を用いた以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0059] (比較例 5)

予熱工程を省略した以外は、前述の実施例 1 と同様に超硬合金複合材を製作した。

[0060] 製作した実施例 1 から実施例 3、および比較例 1 から比較例 5 までの超硬合金複合材について、浸透探傷試験および断面観察を行って、割れおよび剥離の有無を確認した。浸透探傷試験および断面観察の結果を、以下の表 3 に示す。なお、表 3 では、「割れおよび剥離の有無」について、「良好」、「可」および「不良」の判定を、それぞれ丸印（○）、三角印（△）およびエックス印（×）で示している。

[0061] [表3]

	合金No.	予熱温度	割れ・剥離の有無
実施例 1	3	350℃予熱	△
実施例 2	3	500℃予熱	○
実施例 3	3	600℃予熱	○
比較例 1	1	予熱なし	×
比較例 2	1	350℃予熱	×
比較例 3	2	予熱なし	×
比較例 4	2	350℃予熱	×
比較例 5	3	予熱なし	×

[0062] 図 6 は、比較例 1 から比較例 5 において見られた超硬合金部 1 と基材部 2 との間の剥離 S および割れ C の一例を示す断面写真図である。表 3 に示す「割れおよび剥離の有無」については、中間層 3 に生じた割れのうち、超硬合金部 1 と中間層 3 との境界または中間層 3 と基材部 2 との境界に沿う方向の横割れを剥離 S、それ以外を割れ C とし、次のように判定を行った。割れ C および剥離 S が見られなかったものを「良好」と判定し、割れ C が見られたものの剥離 S が見られなかったものを「可」と判定し、割れ C および剥離 S が見られたものを「不良」と判定した。

[0063] 表 3 に示すように、比較例 1 から比較例 5 の中間層 3 には割れおよび剥離がともに確認され、「不良」と判定された。特に、基材部 2 が、炭素鋼すなわち Fe を主成分とする Fe 基合金である比較例 1 および比較例 2 は、予熱工程の有無に関わらず明瞭な剥離 S が確認された。実施例 1 から実施例 3 の超硬合金複合材においては、剥離 S が観察されなかった。特に、中間層 3 に割れ、剥離が全くないのは、実施例 2 と実施例 3 の超硬合金複合材のみであ

った。

[0064] 図7は、実施例1から実施例3および比較例1から比較例5の超硬合金複合材の中間層3におけるガンマ相分率を示すグラフである。ここで図7の横軸はベースプレート（基材部）の材種（合金No.）を表している。ガンマ相分率は、EBSD法を用いて超硬合金複合材の切断面の中間層3の中央部において、 $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ の範囲を $0.7\mu\text{m}$ のスキンステップで測定し、測定画面上に占めるガンマ相の面積から算出した。明瞭な剥離Sが生じた比較例1および比較例2（合金No. 1）のガンマ相分率は約50%であり、残り半分はアルファ相（体心立方格子）および第3相であった。一方で、比較例1および比較例2に比べて比較的割れCや剥離Sが生じにくかった比較例3および比較例4（合金No. 2）ならびに比較例5および実施例1から実施例3（合金No. 3）のガンマ相分率は90%以上であった。

[0065] 図8は、実施例1から実施例3および比較例1から比較例5の超硬合金複合材の中間層3のビッカース硬さ試験の結果を示すグラフである。ビッカース硬さの測定は、株式会社島津製作所製のM型マイクロビッカース硬さ試験機を用い、試験荷重は500gf、保持時間は20sとした。測定箇所は、複合材の切断面の中間層3の中央部（より具体的には、基材と中間層の境界から約1～2mm超硬合金部側に移動した位置）であった。比較例1および比較例2（合金No. 1）の中間層3のビッカース硬さは900以上と非常に高い値を示した。上述したEBSD法による測定結果とあわせて考えると、超硬合金部1の付加製造における付加製造材料の急速な溶融と急速な凝固の過程で、マルテンサイト変態が生じたと推察される。また、剥離Sが発生せずポロシティも生じなかった実施例1から実施例3（合金No. 3）の超硬合金複合材の中間層3のビッカース硬さは700未満であり、他の剥離Sや割れCが生じた超硬合金複合材の中間層3に比べて硬さは低かった。

[0066] 実施例1、比較例2および比較例4の中間層3におけるXRD測定結果を図9Aから図9Cに示す。図9A、図9Bおよび図9Cはそれぞれ、実施例

1、比較例2および比較例4における測定結果である。なお、XRDは、超硬合金複合材の切断面の中間層3の中央部において、ビーム径を $100\mu\text{m}$ として、X線源にCuを使用し、操作速度を $0.5\text{deg}/\text{min}$ 、サンプリングを 0.01deg として測定した。実施例1の中間層3では、主にFCCのピークが検出され、FCCのピークに加えてWCのピークも検出された。一方で、比較例2および比較例4の中間層3には、FCCに加えてBCCが検出され、さらに、 M_6C 型の炭化物のピークが検出された。 M_6C 型の炭化物は立方晶であるが複雑な結晶構造を有しており、WCに比べて脆く、靱性を低下させる金属間化合物である。そのため、中間層3にはこの M_6C 型の炭化物量が少ないことが望ましい。具体的には、プロファイルフィッティングにより各結晶構造のメインピークの面積を求め、それらの合計に対して M_6C 型の炭化物のメインピークの面積が2%以下であることが望ましい。

[0067] 図10は、実施例2の超硬合金複合材の超硬合金部を、EPMAにより測定した結果を示す画像図である。実施例2の超硬合金複合材の超硬合金部では、主にCoで形成された母相1a中に粒子径が数 μm から $20\mu\text{m}$ 程度のWC粒子1bが確認できる。さらに、WとCoとの複炭化物であるイータ相1cと、C成分が単体で遊離した遊離炭素1dが確認できる。イータ相1cと遊離炭素1dは脆化相として働くため、母相1aとWC粒子1bのみで形成された組織がより望ましい。

[0068] そこで、実施例2の超硬合金複合材を 1200°C から 1300°C までの温度で熱処理を行った。熱処理後の超硬合金部をEPMAにより測定した結果を図11Aから図11Dに示す。図11A、図11B、図11C、および図11Dはそれぞれ、 1200°C 、 1250°C 、 1275°C 、および 1300°C の温度で熱処理を行った超硬合金複合材の測定結果である。いずれの試料においてもイータ相1cと遊離炭素1dが消失していることが確認できた。これにより、超硬合金部の靱性が向上する。

[0069] 以上のように、接合強度が高い超硬合金複合材料を検討するにあたり、中間層の高靱性化について検討した。そして、超硬合金部と、基材部の組合せ

に着目し、検討を重ねた結果、基材部にガンマ相分率が高い金属を選択することで、超硬合金部との接合強度も高く、靱性と硬度が良好な中間層を形成できることが確認された。

[0070] また、超硬合金部と異なる材料の基材部の上に材料を溶融凝固させて積層造形する付加製造は、材料が急速に加熱および冷却されるため、造形時の熱応力が大きく割れが発生しやすい。また、超硬合金部は、高い強度を有する一方、靱性が低いため、造形時に基材と造形物の界面で剥離Sの発生が確認された。剥離Sは、超硬合金部を積層造形する際に基材部も同時に溶融され、超硬合金部と基材部の材料成分が混ざった領域（中間層3）に生じることが確認された。

符号の説明

- [0071]
- | | |
|-----|--------------|
| 1 | 超硬合金部 |
| 2 | 基材部 |
| 3 | 中間層 |
| 4 | コーティング層 |
| 10 | 超硬合金複合材 |
| 20 | 超硬工具 |
| 21 | 加工部 |
| 22 | 基部 |
| S1 | 予熱工程 |
| S2 | 複合材製作工程 |
| S3 | 熱処理工程 |
| S10 | 超硬合金複合材の製造方法 |

請求の範囲

- [請求項1] WC-Cr系超硬合金からなる超硬合金部と、NiおよびCrのうち少なくとも一方を合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部とを有する超硬合金複合材であって、
前記超硬合金部と前記基材部との間に、前記超硬合金部の成分と前記基材部の成分を含む中間層を有し、
前記中間層は、ガンマ相分率が80%以上でビッカース硬さが700HV未満である部分を含むことを特徴とする超硬合金複合材。
- [請求項2] 前記基材部は、Ni、Cr、Ni基合金、Cr基合金、またはNiとCrとの混合合金よりなることを特徴とする請求項1に記載の超硬合金複合材。
- [請求項3] WC-Cr系超硬合金からなる超硬合金部と、Ni基合金またはCr基合金からなる合金部とを有する超硬合金複合材であって、
前記超硬合金部と前記合金部との間に、前記超硬合金部の成分と前記合金部の成分を含む中間層を有し、
前記中間層は、ガンマ相分率が80%以上でビッカース硬さが700HV未満である部分を含むことを特徴とする超硬合金複合材。
- [請求項4] 前記超硬合金部は、Cr量が25質量%以上、50質量%以下であることを特徴とする請求項1に記載の超硬合金複合材。
- [請求項5] 前記中間層の中心部は、ガンマ相分率が80%以上でビッカース硬さが700HV未満であり、
前記基材部のビッカース硬さは、前記中間層の前記中心部のビッカース硬さよりも低いことを特徴とする請求項1に記載の超硬合金複合材。
- [請求項6] 前記基材部のビッカース硬さは、200HV以上、500HV未満であることを特徴とする請求項5に記載の超硬合金複合材。
- [請求項7] 前記中間層の中心部は、ガンマ相分率が90%以上でビッカース硬さが650HV未満であることを特徴とする請求項1に記載の超硬合

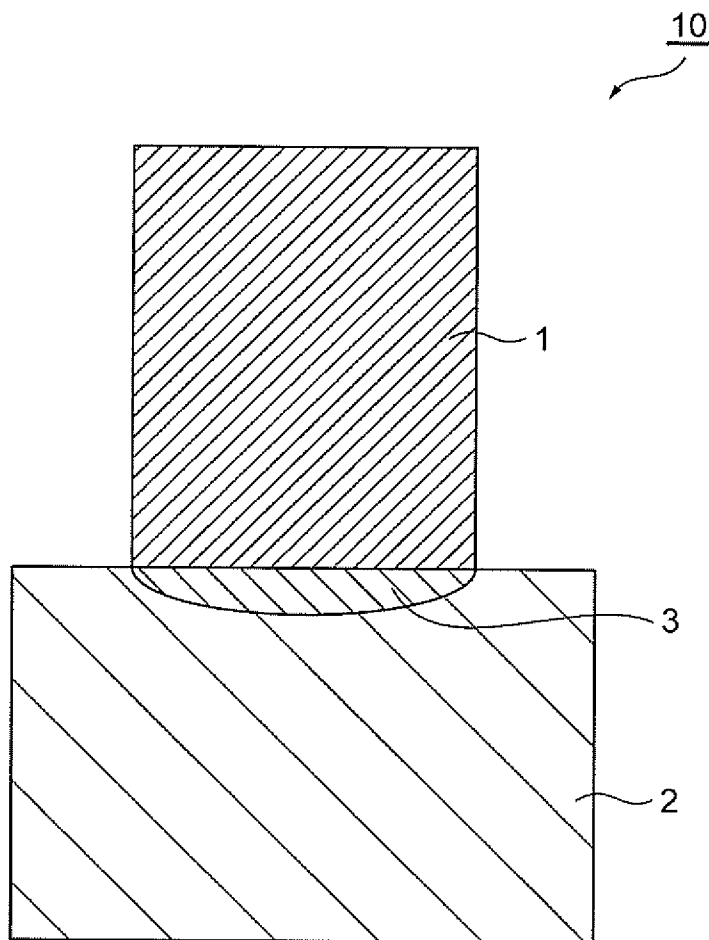
金複合材。

- [請求項8] 前記中間層をXRD測定した場合において、 M_6C 型の炭化物のメインピークの面積が構成相全体の2%以下であることを特徴とする請求項1に記載の超硬合金複合材。
- [請求項9] 前記超硬合金部の表面にコーティング層を有することを特徴とする請求項1から請求項8のいずれか一項に記載の超硬合金複合材。
- [請求項10] WC-Cr系超硬合金からなる超硬合金部と、NiおよびCrのうち少なくとも一方を合計で50質量%以上含む金属よりなる基材部とを有する超硬合金複合材の製造方法であって、
前記基材部を350℃以上の温度に予熱する予熱工程と、
前記基材部の上に前記超硬合金部を付加製造によって造形し、前記基材部と前記超硬合金部との間に、前記基材部の成分と前記超硬合金部の成分を含む中間層を有する超硬合金複合材を製作する複合材製作工程と、を含むことを特徴とする超硬合金複合材の製造方法。
- [請求項11] 前記基材部は、Ni、Cr、Ni基合金、Cr基合金、またはNiとCrとの混合合金よりなることを特徴とする請求項10に記載の超硬合金複合材の製造方法。
- [請求項12] 前記予熱工程において、前記基材部を500℃以上に予熱することを特徴とする請求項10に記載の超硬合金複合材の製造方法。
- [請求項13] 前記複合材製作工程の後に、前記超硬合金複合材を1000℃以上、1300℃以下の温度で熱処理する熱処理工程を含むことを特徴とする請求項10または請求項12に記載の超硬合金複合材の製造方法。
- [請求項14] 前記熱処理工程において、前記超硬合金複合材を1200℃以上、1300℃以下の温度で熱処理することを特徴とする請求項13に記載の超硬合金複合材の製造方法。
- [請求項15] 請求項1から請求項9のいずれか一項に記載の超硬合金複合材を用いた超硬工具であって、

ワークを加工する加工部と、該加工部を支持する基部とを有し、
前記加工部は前記超硬合金部であり、前記基部は前記基材部である
ことを特徴とする超硬工具。

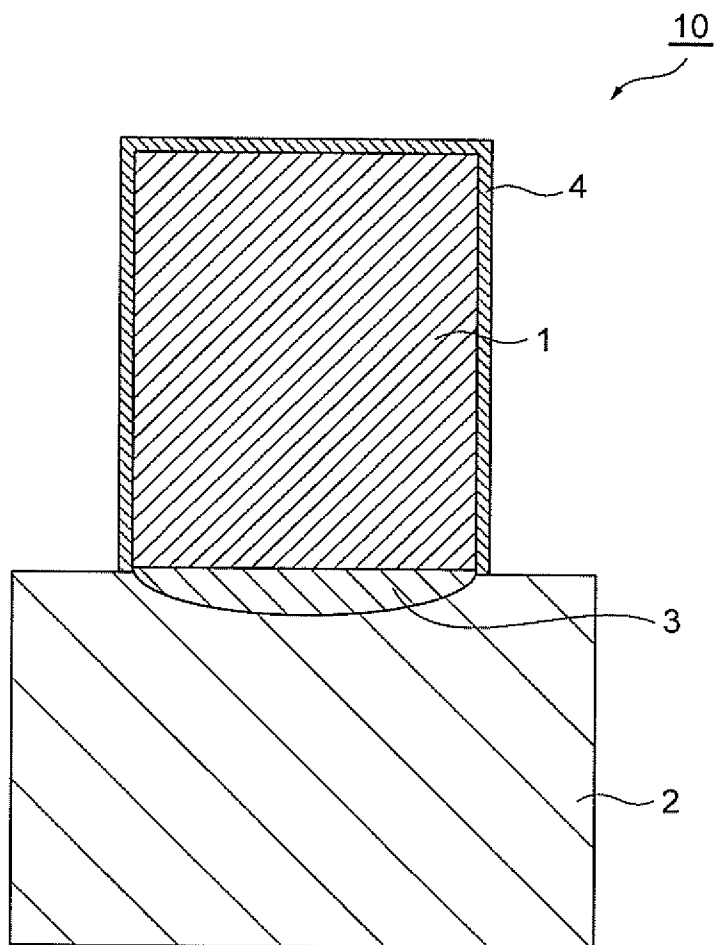
[図1A]

図 1 A



[図1B]

図 1 B

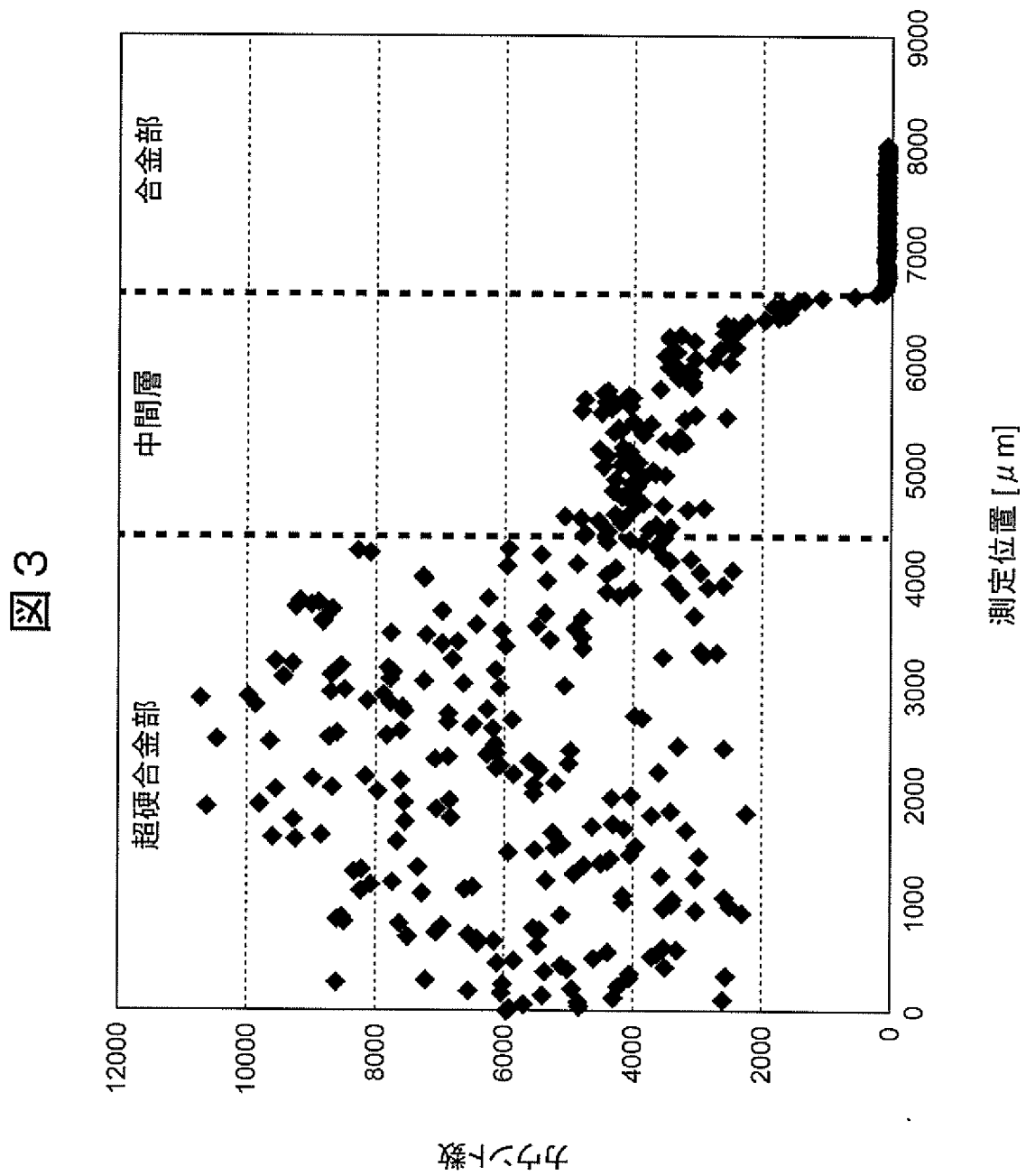


[図2]

図2

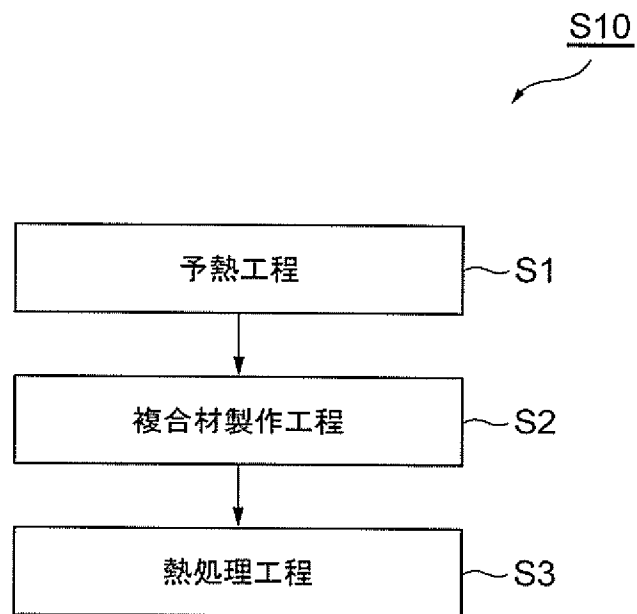


[図3]



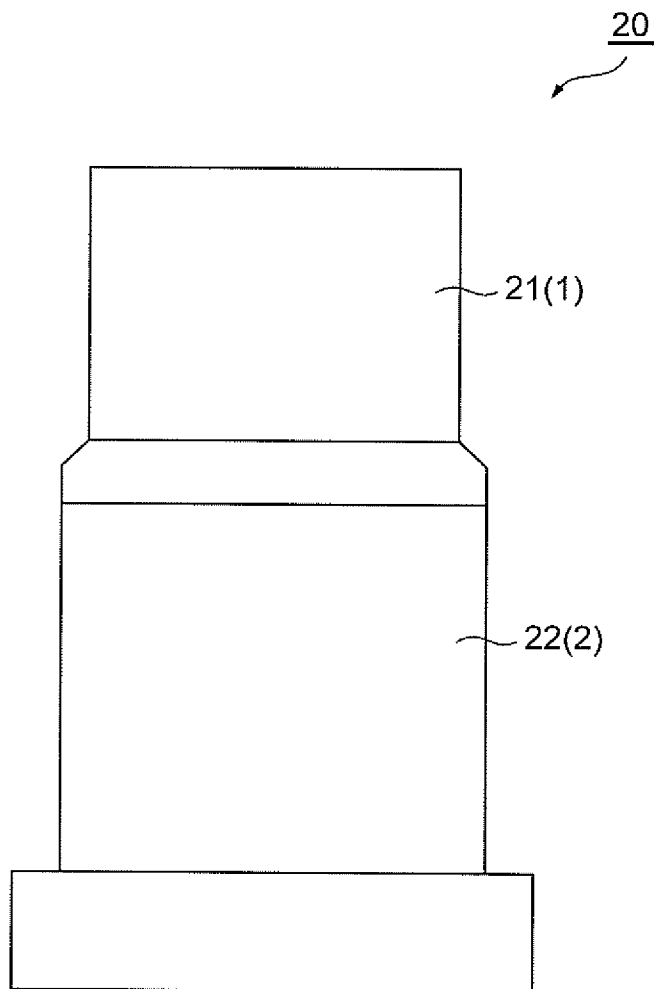
[図4]

図 4



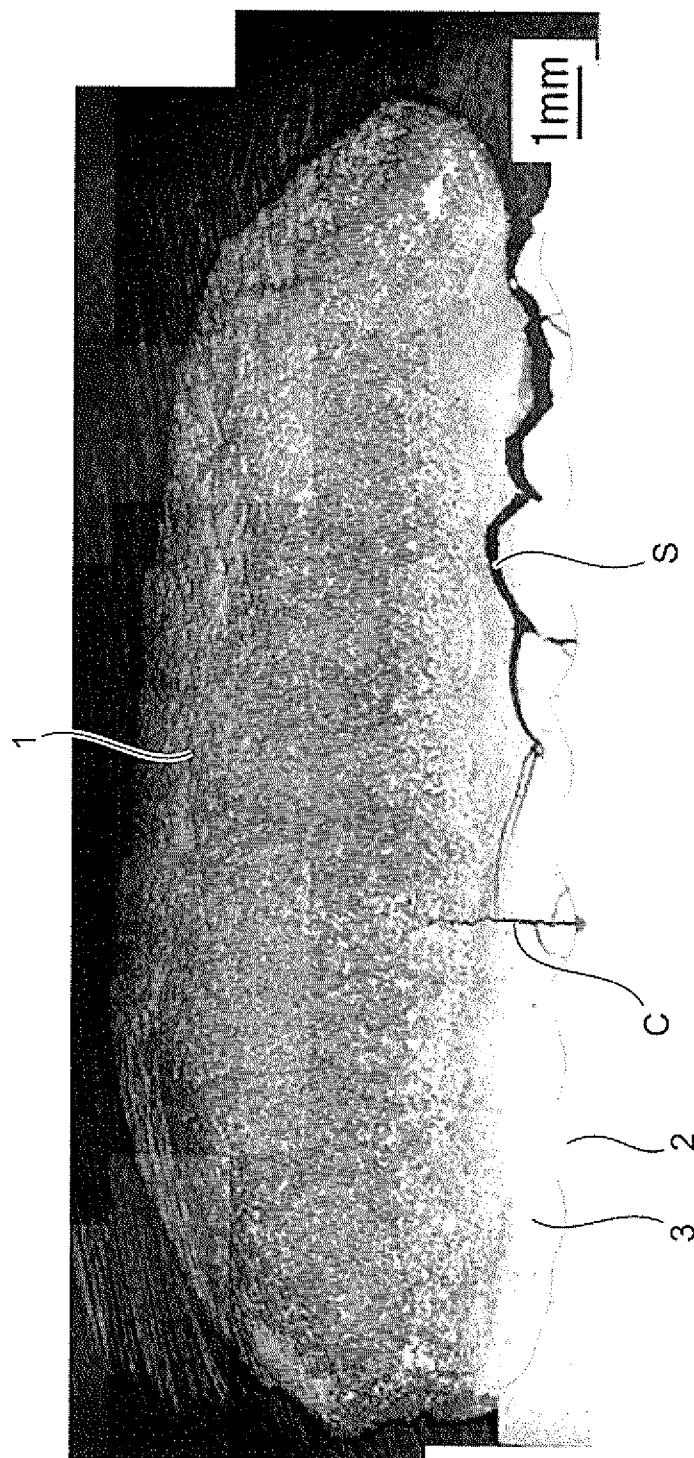
[図5]

図 5



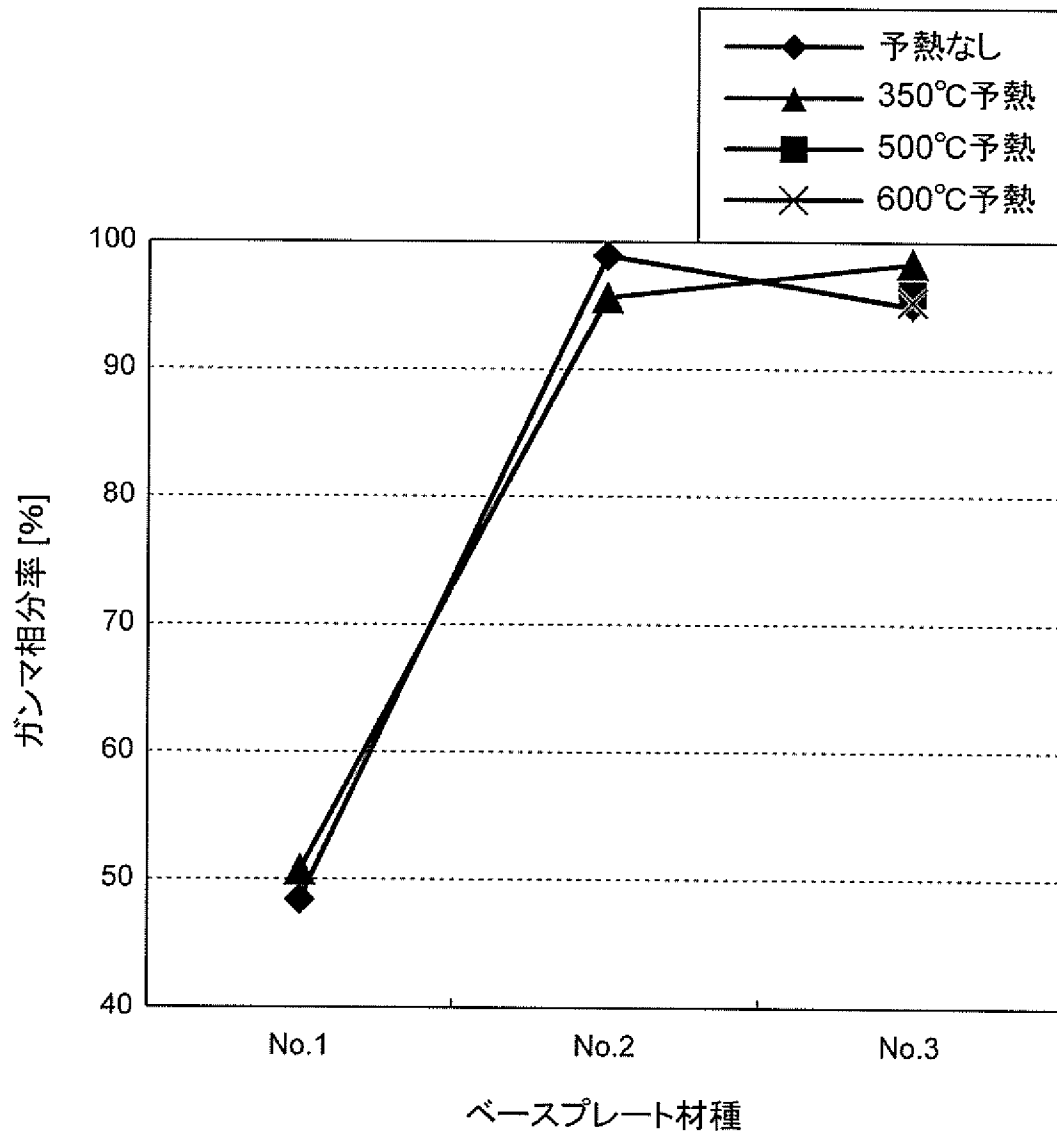
[図6]

図6



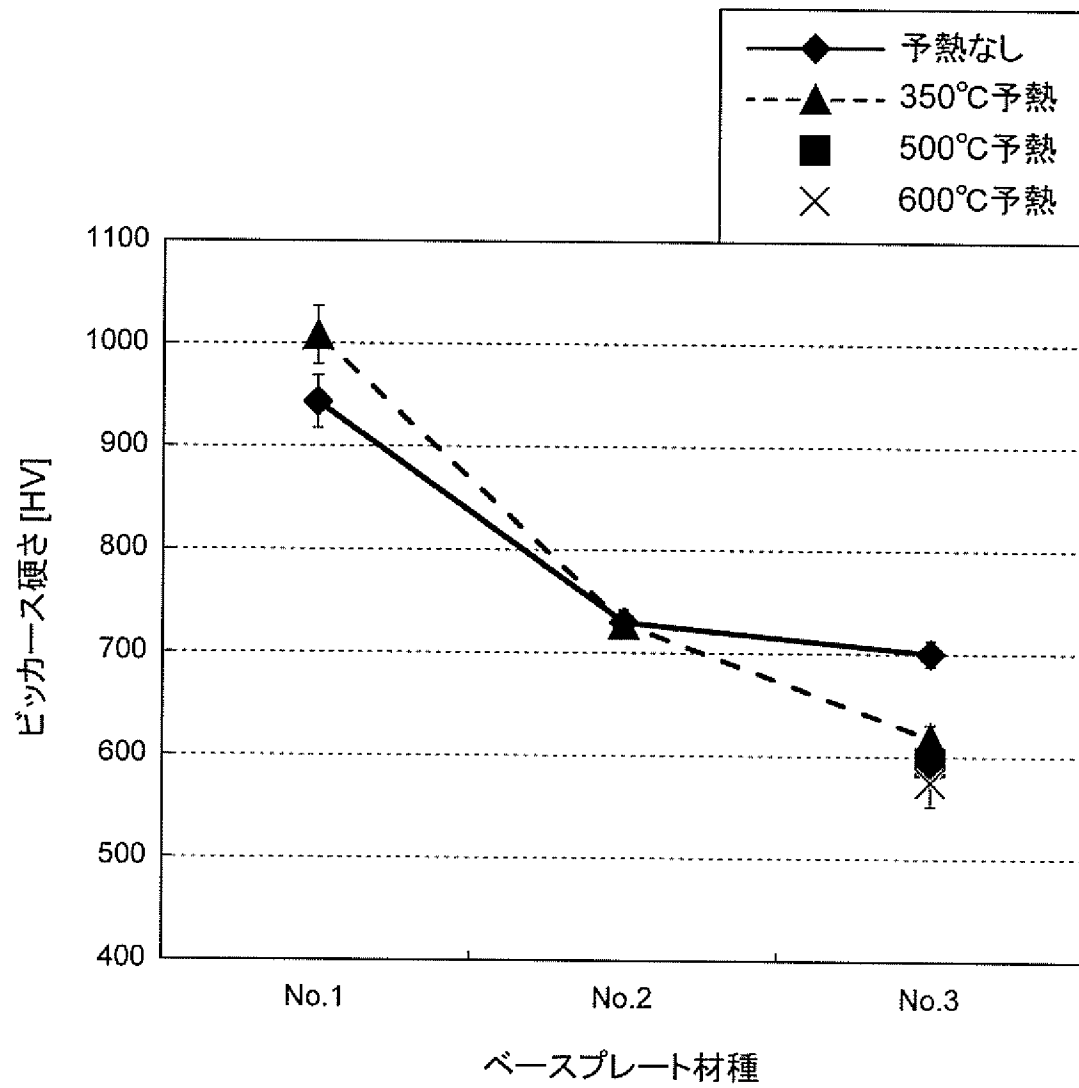
[図7]

図 7



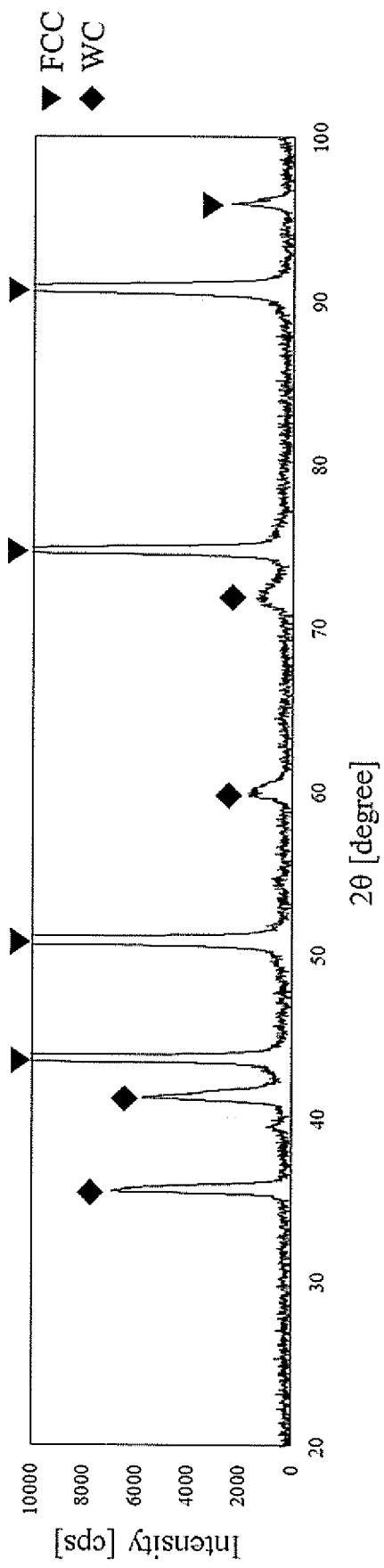
[図8]

図 8



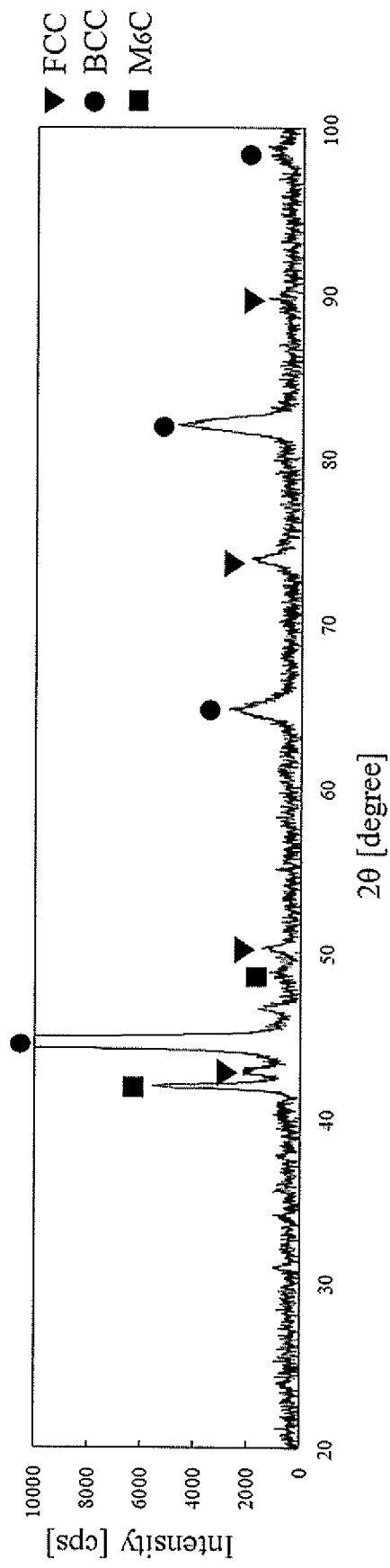
[図9A]

図9A



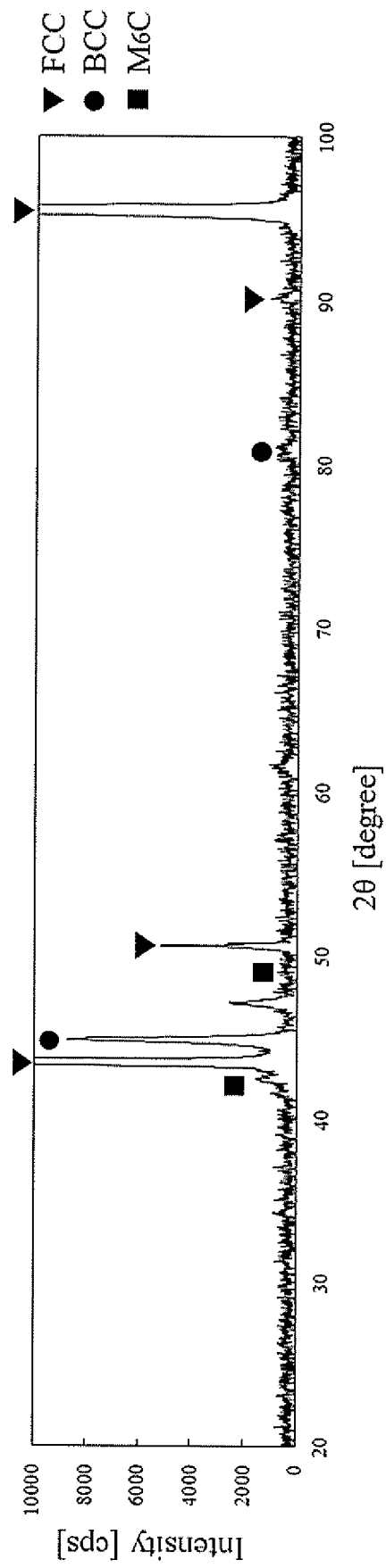
[図9B]

図9B



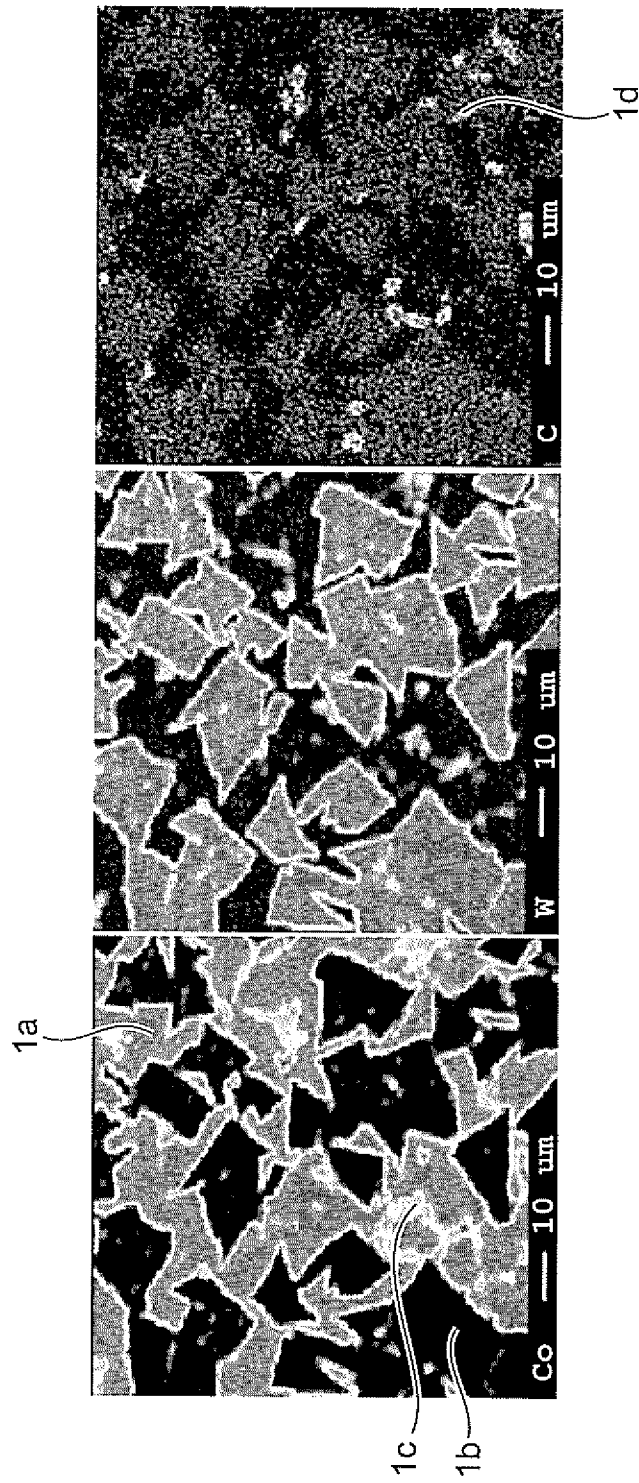
[図9C]

図 9 C



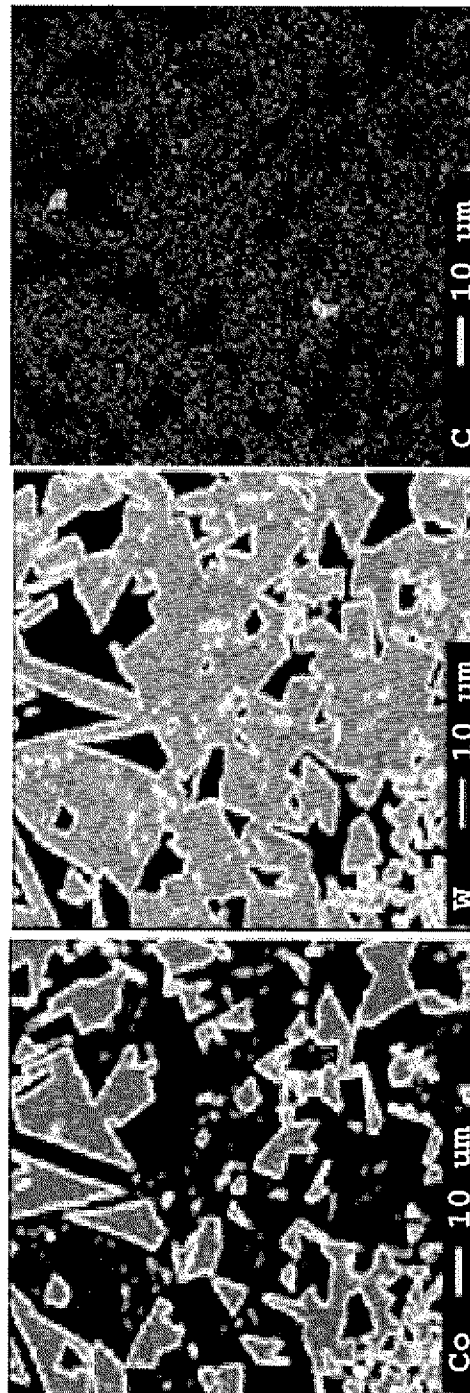
[図10]

図 10



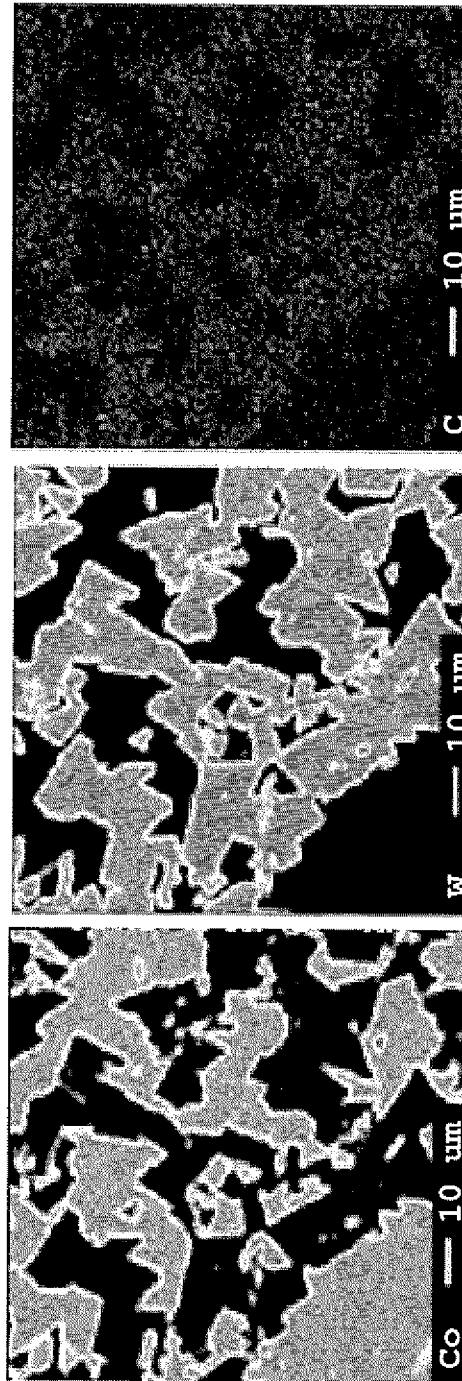
[図11A]

図11A



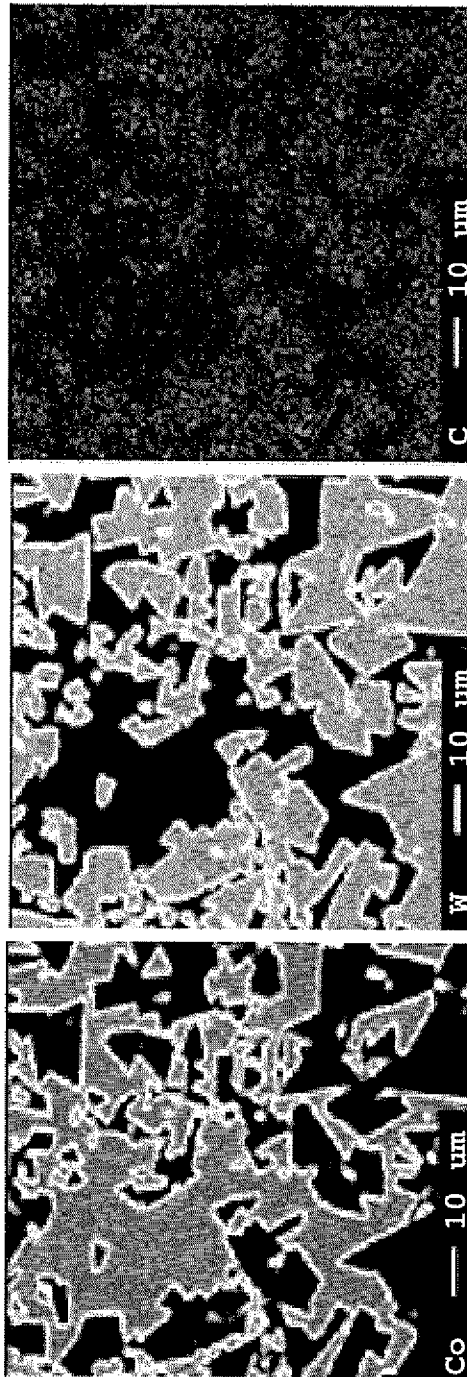
[図11B]

図 1 1 B



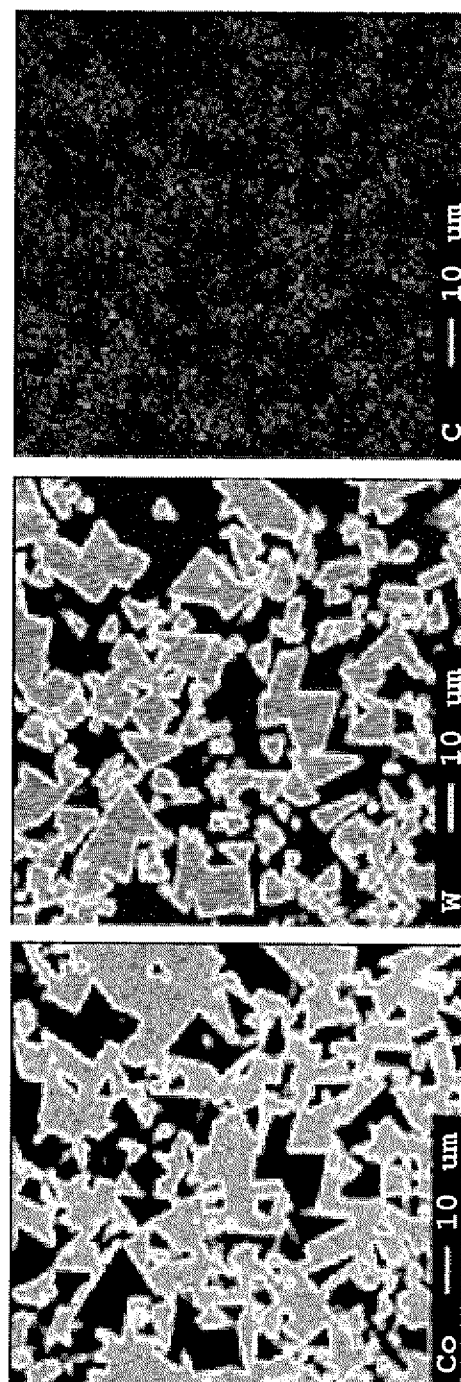
[図11C]

図11C



[図11D]

図 1 1 D



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2018/034850

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. B22F7/08(2006.01)i, B22F3/16(2006.01)i, B22F7/00(2006.01)i, B33Y10/00(2015.01)i, B33Y80/00(2015.01)i, C22C19/05(2006.01)i, C22C19/07(2006.01)i, C22C29/08(2006.01)i, C22F1/10(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n

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)

Int.Cl. B22F7/08, B22F3/16, B22F7/00, B33Y10/00, B33Y80/00, C22C19/05, C22C19/07, C22C29/08, C22F1/10, C22F1/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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.
X Y A	JP 2011-523681 A (TDY INDUSTRIES, INC.) 18 August 2011, claims, paragraphs [0020], [0033], [0034], [0063], fig. 1A, 1B & US 2009/0293672 A1, claims, paragraphs [0022], [0035], [0036], [0065], fig. 1a, 1b & WO 2009/149071 A2 & EP 2300628 A2 & CN 104582876 A	1-3, 5-8 4, 9, 15 10-14
X Y A	JP 2008-169419 A (WATANABE, Yasushi) 24 July 2008, claims, paragraphs [0012], [0014], [0024]-[0027], [0033], fig. 5 (Family: none)	1-3, 5-8 4, 9, 15 10-14



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
25.10.2018

Date of mailing of the international search report
06.11.2018

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2018/034850

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2006-175456 A (HITACHI METALS LTD.) 06 July 2006, paragraph [0041] (Family: none)	4, 9, 15
Y	JP 2013-107187 A (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 06 June 2013, claims (Family: none)	9, 15
A	JP 2016-196702 A (GENERAL ELECTRIC COMPANY) 24 November 2016 & US 2016/0279734 A1 & EP 3072612 A2 & CN 106001558 A	1-15
A	JP 2004-211162 A (JKB KK) 29 July 2004 (Family: none)	1-15
A	WO 2012/128708 A1 (DIAMORPH AB) 27 September 2012 (Family: none)	1-15
A	JP 2016-108668 A (HITACHI, LTD.) 20 June 2016 (Family: none)	1-15
A	US 2016/0375493 A1 (KENNAMETAL INC.) 29 December 2016 (Family: none)	1-15

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. B22F7/08(2006.01)i, B22F3/16(2006.01)i, B22F7/00(2006.01)i, B33Y10/00(2015.01)i, B33Y80/00(2015.01)i, C22C19/05(2006.01)i, C22C19/07(2006.01)i, C22C29/08(2006.01)i, C22F1/10(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n

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. B22F7/08, B22F3/16, B22F7/00, B33Y10/00, B33Y80/00, C22C19/05, C22C19/07, C22C29/08, C22F1/10, C22F1/00

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	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018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 請求項の番号
X Y A	JP 2011-523681 A（ティーディーワイ・インダストリーズ・インコーポレーテッド）2011.08.18, 特許請求の範囲, [0020], [0033]-[0034], [0063], 図 1A-1B & US 2009/0293672 A1, claim, [0022], [0035]-[0036], [0065], FIG. 1a-1b & WO 2009/149071 A2 & EP 2300628 A2 & CN 104582876 A	1-3, 5-8 4, 9, 15 10-14
X Y A	JP 2008-169419 A（渡辺 靖）2008.07.24, 特許請求の範囲, [0012], [0014], [0024]-[0027], [0033], 図 5 （ファミリーなし）	1-3, 5-8 4, 9, 15 10-14

☑ 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

25.10.2018

国際調査報告の発送日

06.11.2018

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

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）

▲来▼田 優来

電話番号 03-3581-1101 内線 3425

4E

5281

C (続き) . 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 請求項の番号
Y	JP 2006-175456 A (日立金属株式会社) 2006. 07. 06, [0041] (ファミリーなし)	4, 9, 15
Y	JP 2013-107187 A (三菱マテリアル株式会社) 2013. 06. 06, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	9, 15
A	JP 2016-196702 A (ゼネラル・エレクトリック・カンパニー) 2016. 11. 24, & US 2016/0279734 A1 & EP 3072612 A2 & CN 106001558 A	1-15
A	JP 2004-211162 A (株式会社 J K B) 2004. 07. 29, (ファミリーなし)	1-15
A	WO 2012/128708 A1 (DIAMORPH AB) 2012. 09. 27, (ファミリーなし)	1-15
A	JP 2016-108668 A (株式会社日立製作所) 2016. 06. 20, (ファミリーなし)	1-15
A	US 2016/0375493 A1 (KENNAMETAL INC.) 2016. 12. 29, (ファミリーなし)	1-15