

(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
2017年8月17日(17.08.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/138191 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 30/00 (2006.01) B22F 9/08 (2006.01)
B22F 1/00 (2006.01) B33Y 10/00 (2015.01)
B22F 3/105 (2006.01) B33Y 80/00 (2015.01)
B22F 3/16 (2006.01) F04D 29/02 (2006.01)
B22F 3/24 (2006.01) F04D 29/28 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/081566
- (22) 国際出願日: 2016年10月25日(25.10.2016)
- (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 2016-022381 2016年2月9日(09.02.2016) JP
- (71) 出願人: 株式会社日立製作所(HITACHI, LTD.)
[JP/JP]; 〒1008280 東京都千代田区丸の内一丁目
6番6号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 藤枝 正(FUJIEDA Tadashi); 〒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). 広田 守(HIROTA
Mamoru); 〒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).
桑原 孝介(KUWABARA Kosuke); 〒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). 青田 欣也(AOTA Kinya);
〒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). 加藤 隆
彦(KATO Takahiko); 〒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). 千葉 晶彦(CHIBA Akihiko); 〒9808577
宮城県仙台市青葉区片平二丁目1番1号 国立
大学法人東北大学内 Miyagi (JP). 小泉 雄一郎
(KOIZUMI Yuichiro); 〒9808577 宮城県仙台市青葉
区片平二丁目1番1号 国立大学法人東北大学
内 Miyagi (JP). 山中 謙太(YAMANAKA Kenta); 〒
9808577 宮城県仙台市青葉区片平二丁目1番1
号 国立大学法人東北大学内 Miyagi (JP). 渡辺
精一(WATANABE Seichi); 〒0600808 北海道札幌
市北区北8条西5丁目 国立大学法人北海道大
学内 Hokkaido (JP).

(74) 代理人: ポレール特許業務法人(POLAIRE I.P.C.);
〒1030025 東京都中央区日本橋茅場町二丁目1
3番11号 Tokyo (JP).

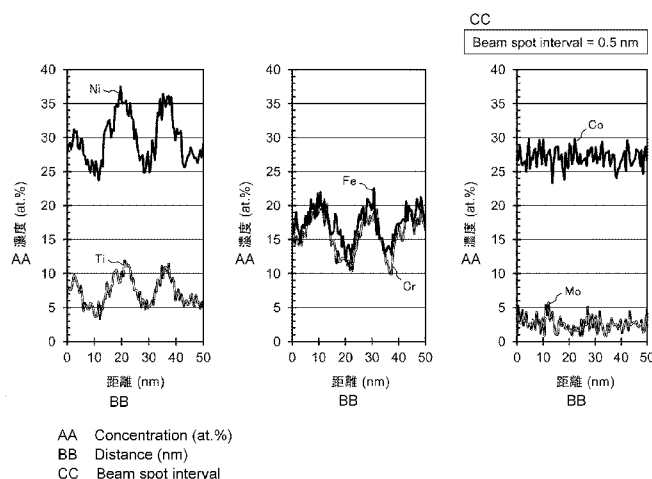
(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保
護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA,
BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN,
CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG,
ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL,
IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC,

[続葉有]

(54) Title: ALLOY MEMBER, PROCESS FOR PRODUCING SAID ALLOY MEMBER, AND PRODUCT INCLUDING SAID ALLOY MEMBER

(54) 発明の名称: 合金部材、該合金部材の製造方法、および該合金部材を用いた製造物

[図58]



(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide an alloy member which comprises a high-entropy alloy having high mechanical strength and high corrosion resistance and which has excellent homogeneity in both alloy composition and micro-structure and excellent shape controllability, a process for producing the alloy member, and a product including the alloy member. The alloy member according to the present invention is characterized by having a chemical composition which contains Co, Cr, Fe, Ni, and Ti in amounts of 5-35 at.% each and further contains Mo in an amount larger than 0 at.% but not larger than 8 at.%, with the remainder comprising unavoidable impurities. The alloy member is further characterized in that ultrafine grains having an average grain diameter of 40 nm or smaller have dispersedly precipitated in the matrix crystals.

(57) 要約:

[続葉有]



LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, 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.

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).

(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

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

高機械的強度・高耐食性を有するハイエントロピー合金を用い、合金組成・微細組織の均質性に優れ、かつ形状制御性に優れた合金部材、その製造方法、および該合金部材を用いた製造物を提供することを目的とする。本発明に係る合金部材は、Co、Cr、Fe、Ni、Tiの各元素をそれぞれ5原子%以上35原子%以下の範囲で含み、かつMoを0原子%超8原子%以下の範囲で含み、残部が不可避不純物からなる化学組成を有し、母相結晶中に平均粒径40 nm以下の極小粒子が分散析出していることを特徴とする。

明 細 書

発明の名称：

合金部材、該合金部材の製造方法、および該合金部材を用いた製造物

技術分野

[0001] 本発明は、ハイエントロピー合金を用いて粉末積層造形法により作製した合金部材および該合金部材の製造方法、ならびに該合金部材を用いた製造物に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、従来の合金（例えば、1～3種類の主要成分元素に複数種の副成分元素を微量添加した合金）の技術思想とは一線を画した新しい技術思想の合金として、ハイエントロピー合金（High Entropy Alloy：HEA）が提唱されている。HEAとは、5種類以上の主要金属元素（それぞれ5～35原子%）から構成された合金と定義されており、次のような特徴が発現することが知られている。

[0003] （a）ギブスの自由エネルギー式における混合エントロピー項が負に増大することに起因する混合状態の安定化、（b）複雑な微細構造による拡散遅延、（c）構成原子のサイズ差に起因する高格子歪みに起因する高硬度化や機械的特性の温度依存性低下、（d）多種元素共存による複合影響（カクテル効果とも言う）による耐食性の向上。

[0004] 例えば、特許文献1（特開2002-173732）には、複数種類の金属元素をキャスティングあるいは合成してなるハイエントロピー多元合金において、該合金が5種類から11種類の主要金属元素を含有し、各一種類の主要金属元素のモル数が合金総モル数の5%から30%とされたことを特徴とするハイエントロピー多元合金が開示されている。また、前記主要金属元素は、アルミニウム、チタン、バナジウム、クロム、鉄、コバルト、ニッケル、銅、ジルコニウム、モリブデン、パラジウム、銀を含む金属元素群より選択されることが記載されている。

[0005] 特許文献1によると、キャスト状態において、従来のカーボンスチールや合金カーボンスチールよりも高い硬度、高い耐熱性および高い耐食性を兼ね備えたハイエントロピー多元合金を提供できるとされている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2002-173732号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、本発明者等がHEAについて種々研究したところ、HEAは、合金組成の複雑さに起因して鋳造時の元素偏析や組織斑が生じ易く、均質な鋳塊を得ることが難しいものであった。合金部材における元素偏析や組織斑は、部位による特性のばらつきにつながることから解決すべき課題である。

[0008] また、HEAは、高硬度・焼き戻し軟化抵抗性を有するが故に難加工性であり、機械加工により所望形状部材を作製することが難しいという問題があった。これは、HEA部材を実用化・商用化する上での大きな障害であり、解決すべき課題である。

[0009] 一方、前述したように、HEAは従来合金では得られない魅力的な特徴を有していることから、合金組成・微細組織の均質性に優れ、かつ形状制御性に優れるHEA部材、およびその製造方法の開発が強く求められている。

[0010] したがって、本発明の目的は、上記要求を満たすべく、高機械的強度・高耐食性を有するハイエントロピー合金（HEA）を用い、合金組成・微細組織の均質性に優れ、かつ形状制御性に優れた合金部材、その製造方法、および該合金部材を用いた製造物を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0011] (I) 本発明の一態様は、ハイエントロピー合金を用いた合金部材であって、
、
Co（コバルト）、Cr（クロム）、Fe（鉄）、Ni（ニッケル）、Ti（チタン）

の各元素をそれぞれ5原子%以上35原子%以下の範囲で含み、かつMo（モリブデン）を0原子%超8原子%以下の範囲で含み、残部が不可避不純物からなる化学組成を有し、

母相結晶中に平均粒径40 nm以下の極小粒子が分散析出していることを特徴とする合金部材を提供する。

[0012] 本発明は、上記の合金部材（I）において、以下のような改良や変更を加えることができる。

（i）前記極小粒子は、前記Ni成分と前記Ti成分とが前記母相結晶よりも濃化している結晶性粒子である。

（ii）前記化学組成は、前記Coが20原子%以上35原子%以下で、前記Crが10原子%以上25原子%以下で、前記Feが10原子%以上25原子%以下で、前記Niが15原子%以上30原子%以下で、前記Tiが5原子%以上15原子%以下で含む。

（iii）前記化学組成は、前記Coを25原子%以上33原子%以下で、前記Crを15原子%以上23原子%以下で、前記Feを15原子%以上23原子%以下で、前記Niを17原子%以上28原子%以下で、前記Tiを5原子%以上10原子%以下で、前記Moを1原子%以上7原子%以下で含む。

（iv）前記化学組成は、前記Coを25原子%以上30原子%未満で、前記Crを15原子%以上20原子%未満で、前記Feを15原子%以上20原子%未満で、前記Niを23原子%以上28原子%以下で、前記Tiを7原子%以上10原子%以下で、前記Moを1原子%以上7原子%以下で含む。

（v）前記化学組成は、前記Coを30原子%以上33原子%以下で、前記Crを20原子%以上23原子%以下で、前記Feを20原子%以上23原子%以下で、前記Niを17原子%以上23原子%未満で、前記Tiを5原子%以上7原子%未満で、前記Moを1原子%以上3原子%以下で含む。

（vi）引張強さが1050 MPa以上であり、破断伸びが10%以上である。

（vii）前記母相結晶は、形状が等軸晶であり、その結晶構造が単純立方晶である。

[0013] （II）本発明の他の一態様は、上記の合金部材の製造方法であって、

前記合金の原料を混合・溶解して溶湯を形成する原料混合溶解工程と、
前記溶湯から合金粉末を形成するアトマイズ工程と、
前記合金粉末を用いた金属粉末積層造形法により所望形状を有する合金積層造形体を形成する積層造形工程と、
前記合金積層造形体に対して910℃以上1180℃以下の温度範囲で擬溶体化処理を施す擬溶体化熱処理工程とを有することを特徴とする合金部材の製造方法を提供する。

[0014] 本発明は、上記の合金部材の製造方法（II）において、以下のような改良や変更を加えることができる。

（viii）前記擬溶体化熱処理工程は、前記温度範囲で保持した後、水冷または空冷する工程である。

[0015] （III）本発明の更に他の一態様は、上記の合金部材を用いた製造物であって、

前記製造物が、流体機械のインペラであることを特徴とする合金部材を用いた製造物を提供する。

[0016] 本発明は、上記の合金部材を用いた製造物（III）において、以下のような改良や変更を加えることができる。

（viii）前記製造物は、前記インペラを組み込んだ遠心圧縮機である。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、高機械的強度・高耐食性を有するハイレントロピー合金を用い、合金組成・微細組織の均質性に優れ、かつ形状制御性に優れた合金部材、その製造方法、および該合金部材を用いた製造物を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]本発明に係る合金部材の製造方法の一例を示す工程図である。

[図2]電子ビーム溶融法の粉末積層造形装置の構成および積層造形方法の例を示す断面模式図である。

[図3A]本発明に係る擬溶体化合金造形体の微細組織の一例を示す走査型電子

顕微鏡（SEM）観察像である。

[図3B]擬溶体化熱処理前の合金積層造形体の微細組織の一例を示すSEM観察像である。

[図4]擬溶体合金造形体の微細組織の一例を示す透過型電子顕微鏡観察結果であり、（a）明視野像、（b）aの視野から得られた電子線回折パターン、（c）b中のD1の回折スポットからの暗視野像、（d）b中のD2の回折環からの暗視野像である。

[図5A]本発明に係る擬溶体合金造形体の微細組織の一例を示す高角散乱環状暗視野走査透過型電子顕微鏡像（HAADF-STEM像）である。

[図5B]図5A中の分析ライン上のエネルギー分散型X線分光分析器（EDX）線分析結果である。

[図6]本発明に係る合金部材を用いた製造物の一例であり、流体機械のインペラを示す写真である。

[図7]本発明に係る合金部材を用いた製造物の他の一例であり、本発明のインペラが組み込まれた遠心圧縮機を示す断面模式図である。

[図8]普通鋳造材のHEA部材M1Cの微細組織例を示すSEM観察像である。

[図9]擬溶体合金造形体のHEA部材M1E-SW-Aの微細組織例を示すEDXによる面分析結果である。

発明を実施するための形態

[0019] （本発明の基本思想）

前述したように、ハイエントロピー合金（HEA）は、従来合金では得られない魅力的な特徴（例えば、高硬度、焼き戻し軟化抵抗性）を有しているが、難加工性であり、所望形状部材を作製することが難しいという問題があった。

[0020] 本発明者等は、HEAとしての特徴を犠牲にすることなく、形状制御性や延性に優れるHEA部材を開発すべく、合金組成と形状制御方法について鋭意研究を重ねた。その結果、Co-Cr-Fe-Ni-Ti-Mo系合金の粉末を用いた金属粉末積層造形法により合金積層造形体を形成することで、従来の普通鋳造HEA材よりも形

状制御性や延性に優れるHEA部材を得られる可能性が見出された。

[0021] 具体的には、ニアネットシェイプのHEA部材が得られるとともに、該HEA部材は良好な機械的特性（例えば、3%以上の破断伸び、1000 MPa以上の引張強さ）を有することが分かった。しかしながら、HEA部材およびそれを用いた機械装置における実用耐久性や長期信頼性の観点からは、当該HEA部材は、より優れた延性（例えば、10%以上の破断伸び）を有することが望ましい。

[0022] そこで、本発明者等は、望ましい特性を有するHEA部材を実現するために、製造方法と微細組織と機械的特性との関係について更に詳細な調査・研究を重ねた。その結果、金属粉末積層造形後の造形体に対して所定の熱処理を施すことにより、母相結晶中にナノスケールの極小粒子が分散析出した微細組織が得られ、機械的強度の向上と延性の大幅な向上とが図られることを見出した。本発明は、当該知見に基づいて完成されたものである。

[0023] 以下、本発明の実施形態について、図面を参照しながらHEA部材の製造手順に沿って説明する。ただし、本発明は、ここで取り挙げた実施形態に限定されるものではなく、その発明の技術的思想を逸脱しない範囲で適宜組み合わせや改良が可能である。

[0024] [HEA部材の製造方法]

図1は、本発明に係る合金部材の製造方法の一例を示す工程図である。図1に示したように、本発明の製造方法は、原料混合溶解工程とアトマイズ工程と積層造形工程と取出工程と擬溶体化熱処理工程とを有する。以下、本発明の実施形態をより具体的に説明する。

[0025] （原料混合溶解工程）

図1に示したように、まず、所望のHEA組成（Co-Cr-Fe-Ni-Ti-Mo）となるように原料を混合・溶解して溶湯10を形成する原料混合溶解工程を行う。原料の混合方法や溶解方法に特段の限定はなく、高強度・高耐食性合金の製造における従前の方法を利用できる。例えば、溶解方法として真空溶解を好適に利用できる。また、真空炭素脱酸法などを併用して、溶湯10を精錬することが好ましい。

[0026] 本発明のHEA組成は、主要成分としてCo、Cr、Fe、Ni、Tiの5元素をそれぞれ5原子%以上35原子%以下の範囲で含み、副成分としてMoを0原子%超8原子%以下の範囲で含み、残部が不可避不純物からなるものである。

[0027] より具体的には、Co成分は、20原子%以上35原子%以下が好ましく、25原子%以上33原子%以下がより好ましい。Cr成分は、10原子%以上25原子%以下が好ましく、15原子%以上22原子%以下がより好ましい。Fe成分は、10原子%以上25原子%以下が好ましく、15原子%以上22原子%以下がより好ましい。Ni成分は、15原子%以上30原子%以下が好ましく、17原子%以上28原子%以下がより好ましい。Ti成分は、5原子%以上15原子%以下が好ましく、5原子%以上10原子%以下がより好ましい。Mo成分は、0原子%超8原子%以下が好ましく、1原子%以上7原子%以下がより好ましい。これらの組成範囲に制御することにより、延性の向上と機械的強度の向上とを両立することができる。言い換えると、各成分がそれぞれの好ましい組成範囲を外れると、望ましい特性の達成が困難になる。

[0028] 上記組成範囲の中で、機械的強度の向上をより優先する場合、Co成分は25原子%以上30原子%未満がより好ましく、Cr成分は15原子%以上20原子%未満がより好ましく、Fe成分は15原子%以上20原子%未満がより好ましく、Ni成分は23原子%以上28原子%以下がより好ましく、Ti成分は7原子%以上10原子%以下がより好ましく、Mo成分は1原子%以上7原子%以下がより好ましい。

[0029] また、上記組成範囲の中で、延性の向上をより優先する場合、Co成分は30原子%以上33原子%以下がより好ましく、Cr成分は20原子%以上23原子%以下がより好ましく、Fe成分は20原子%以上23原子%以下がより好ましく、Ni成分は17原子%以上23原子%未満がより好ましく、Ti成分は5原子%以上7原子%未満がより好ましく、Mo成分は1原子%以上3原子%以下がより好ましい。

[0030] (アトマイズ工程)

次に、溶湯10から合金粉末20を形成するアトマイズ工程を行う。アトマイ

ズ方法に特段の限定はなく、従前の方法を利用できる。例えば、高純度・均質組成・球形状粒子が得られるガスアトマイズ法や遠心力アトマイズ法を好ましく用いることができる。

[0031] 合金粉末20の平均粒径は、ハンドリング性や充填性の観点から、 $10\mu\text{m}$ 以上 1mm 以下が好ましく、 $20\mu\text{m}$ 以上 $500\mu\text{m}$ 以下がより好ましい。平均粒径が $10\mu\text{m}$ 未満になると、次工程の積層造形工程において合金粉末20が舞い上がり易くなり、合金積層造形体の形状精度が低下する要因となる。一方、平均粒径が 1mm 超になると、次工程の積層造形工程において合金積層造形体の表面粗さが増加したり合金粉末20の溶融が不十分になったりする要因となる。

[0032] (積層造形工程)

次に、上記で用意した合金粉末20を用いた金属粉末積層造形法により、所望形状を有する合金積層造形体230を形成する積層造形工程を行う。焼結ではなく溶融・凝固によってニアネットシェイプの金属部材を造形する金属粉末積層造形法の適用により、鋳造材と同等以上の硬度とともに、複雑形状を有する三次元部材を作製することができる。積層造形方法に特段の限定はなく、従前の方法を利用できる。例えば、電子ビーム溶融 (Electron Beam Melting : EBM) 法や選択的レーザ溶融 (Selective Laser Melting : SLM) 法を用いた金属粉末積層造形法を好適に利用できる。

[0033] EBM法を例にとって積層造形工程を説明する。図2は、EBM法の粉末積層造形装置の構成および積層造形方法の例を示す断面模式図である。図2に示したように、EBM粉末積層造形装置100は、電子ビーム制御部110と粉末制御部120とに大別され、全体が真空チャンバーになっている。

[0034] 1) 造形しようとする合金積層造形体230の1層厚さ分 (例えば、約 $30\sim 800\mu\text{m}$) でステージ121を下降させる。ステージ121上面上のベースプレート122上にパウダーホッパー123から合金粉末20を供給し、レーキアーム124により合金粉末20を平坦化して粉末床210 (層状粉末) を形成する (粉末床形成工程) 。

[0035] 2) 加熱されたタングステンフィラメント111 (例えば、 2500°C 以上) から

熱電子が放出され、アノード112により加速されて（例えば、光速の半分程度）、電子ビーム113を形成する。加速された電子ビーム113は、非点補正装置114で真円化され、フォーカスコイル115により粉末床210へ集束される。

[0036] 3) 比較的弱い（緩い）集束ビームを偏向コイル116により走査して粉末床210全体を予備加熱し、粉末床の仮焼結体を形成する。EBM方式では、粉末床を局所溶融・凝固する前に、粉末床の仮焼結体を形成する工程（粉末床仮焼工程）を行うことが好ましい。これは、局所溶融のための集束ビーム照射によって、合金粉末の帯電による粉末床の飛散を防ぐためである。また、本工程の加熱によって、合金積層造形体の残留応力が緩和され、合金積層造形体230の変形が抑制される作用効果もある。

[0037] 粉末床210の仮焼温度は、900℃以上1000℃以下が好ましい。仮焼温度が900℃未満になると、合金粉末粒子同士の焼結がほとんど進行せず、仮焼結体の形成が困難になる。一方、仮焼温度が1000℃超になると、合金粉末同士の焼結が進行し過ぎて、合金積層造形体230の取り出し（合金積層造形体230と仮焼結体との分離）が困難になる。

[0038] 4) 粉末床の仮焼結体に対し、造形しようとする合金積層造形体230の3D-CADデータから変換された2Dスライスデータに基づいて、局所溶融のための強い集束ビームを照射して合金の微小溶融池を形成すると共に、該集束ビームを走査して微小溶融池を移動・逐次凝固させることにより、2Dスライス形状の凝固層220を形成する（局所溶融・凝固層形成工程）。

[0039] 5) 上記1)～4)を繰り返して、所望形状を有する合金積層造形体230を造形する。

[0040] （取出工程）

上記工程で造形した合金積層造形体230は仮焼結体中に埋没しているため、次に、合金積層造形体230を取り出す取出工程を行う。合金積層造形体230の取り出し方法（合金積層造形体230と仮焼結体との分離方法、合金積層造形体230とベースプレート122との分離方法）に特段の限定はなく、従前の方法を利用できる。例えば、合金粉末20を用いたサンドブラストを好ましく用いる

ことができる。合金粉末20を用いたサンドブラストは、除去した仮焼結体を吹き付けた合金粉末20と共に解砕することで、合金粉末20として再利用することができる利点がある。

[0041] 取出工程後の合金積層造形体230から微細組織観察用の試料を採取し、光学顕微鏡および電子顕微鏡を用いて、該試料の微細組織を観察した。その結果、合金積層造形体230の母相は、微細な柱状晶（平均粒径 $100\mu\text{m}$ 以下）が合金積層造形体230の積層方向に沿って林立した組織（いわゆる、急冷凝固組織）を有していた。さらに微細に観察したところ、合金積層造形体230は、その母相結晶中に金属間化合物相（主に Ni_3Ti 相からなる）針状結晶が三次元格子状に分散析出している様子が観察された。

[0042] （擬溶体化熱処理工程）

次に、上記の合金積層造形体230に対して、針状結晶の金属間化合物相をほぼ完全に溶体化する（本発明では擬溶体化と称す）擬溶体化熱処理を行う。本熱処理の温度は、 $950\sim 1180^\circ\text{C}$ の範囲が好ましく、 $1000\sim 1150^\circ\text{C}$ がより好ましく、 $1050\sim 1120^\circ\text{C}$ が更に好ましい。加熱雰囲気は特段の限定はなく、大気中でもよいし、非酸化性雰囲気（実質的に酸素がほとんど存在しない雰囲気、例えば、真空中や高純度アルゴン中）でもよい。

[0043] また、当該温度領域で適当な時間保持した後、急冷（例えば、空冷や水冷）することが好ましい。特に、先の金属間化合物相が再析出・粒成長し易い温度領域（例えば、 $900\sim 800^\circ\text{C}$ の温度範囲）を素早く通過させる（例えば、 $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の速度で冷却する）ことにより、ナノスケールの極小粒子が母相結晶中に分散析出した微細組織を有する擬溶体合金造形体231が得られる。

[0044] 分散析出する極小粒子の平均粒径は、 40 nm 以下が好ましく、 1 nm 以上 30 nm 以下がより好ましく、 2 nm 以上 20 nm 以下が更に好ましい。極小粒子の平均粒径が 40 nm 超になると、機械的特性が急激に低下する（詳細は後述する）。

[0045] [HEA部材]

得られた擬溶体合金造形体231から微細組織観察用の試料を採取し、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて、該試料の微細組織を観察した。図3Aは、本

発明に係る擬溶体化合物造形体の微細組織の一例を示すSEM観察像である。図3 Bは、擬溶体化熱処理前の合金積層造形体の微細組織の一例を示すSEM観察像である。なお、図3 A、図3 Bの中に観察される黒点は、積層造形時の欠陥（造形欠陥、例えば空孔）である。

[0046] 図3 Bに示した合金積層造形体230は、前述したように、母相結晶中に金属間化合物相の針状結晶が三次元格子状に分散析出している様子が確認される。一方、図3 Aに示したように、擬溶体化合物造形体231では、本SEM観察の分解能において針状結晶が完全に消失しているように観察された。

[0047] 次に、擬溶体化合物造形体231の微細組織をより詳細に調査するために、透過型電子顕微鏡（TEM）および走査透過型電子顕微鏡－エネルギー分散型X線分光分析器（STEM-EDX）を用いて微細組織観察を行った。

[0048] 図4は、擬溶体化合物造形体の微細組織の一例を示すTEM観察結果であり、（a）明視野像、（b）aの視野から得られた電子線回折パターン、（c）b中のD1の回折スポットからの暗視野像、（d）b中のD2の回折環からの暗視野像である。図4（b）に示したように、図4（a）の視野から得られた電子線回折パターンは、D1のような回折スポットと、透過ビームの回折スポットを中心とするD2のような同心円状の回折環（デバリーシェラー環）との両方を有する特徴的な回折パターンを示した。

[0049] 図4（c）に示したように、D1の回折スポットからの暗視野像では、母相が明部になっていることから、回折スポットは、比較的大きな母相結晶粒を反映したものと考えられる。また、図4（d）に示したように、D2のデバリーシェラー環からの暗視野像では、1～10 nm径程度の明部が分散している様子が確認される。デバリーシェラー環は、微細結晶粒からの回折スポットの集合体（ランダムな結晶方位を有する多数の微細結晶粒が存在すること）を意味する。すなわち、これらの観察結果から、擬溶体化合物造形体231は、比較的大きな母相結晶粒は多数の微細結晶粒から構成されたと考えられた。

[0050] 図5 Aは、本発明に係る擬溶体化合物造形体の微細組織の一例を示す高角散乱環状暗視野走査透過型電子顕微鏡像（HAADF-STEM像）であり、図5 Bは

、図5 A中の分析ライン上のEDX線分析結果である。図5 Aに示したように、HAADF-STEM像において周期的な明暗（明部／暗部）が認められる。HAADF-STEM像では原理的に原子量の大きい元素が明部になるため、本発明の擬溶体合金造形体231は微視的組成変調組織を有することが示唆された。

[0051] また、図5 Bに示したように、EDX線分析結果から、Ni、Ti、CrおよびFeにおいて組成変調している様子が観察された。より具体的には、NiおよびTiの濃化領域（平均幅8 nm）が形成されており、該領域ではCrおよびFeの濃度が低くなっていた（すなわち、CrおよびFeの淡化領域となっていた）。CoおよびMoについては、明確な組成変調は観察されなかった。これらのことから、NiおよびTiの濃化領域は、Ni-Ti-Co系合金（Ni-Ti-CoまたはNi-Ti-Co-Moの合金または金属間化合物）の結晶を形成している可能性が示唆された。

[0052] [HEA部材を用いた製造物]

図6は、本発明に係るHEA部材を用いた製造物の一例であり、流体機械のインペラを示す写真である。本発明のHEA製造物は金属粉末積層造形法により製造されることから、図6に示したような複雑形状物でも容易に造形することができる。また、本発明のHEA部材を用いたインペラは、高い機械的特性と高い耐食性とを兼ね備えることから、厳しい応力・腐食環境下でも優れた耐久性を示すことができる。

[0053] 図7は、本発明に係るHEA部材を用いた製造物の他の一例であり、本発明のインペラが組み込まれた遠心圧縮機を示す断面模式図である。厳しい応力・腐食環境下でも優れた耐久性を示す本発明のインペラを使用することにより、遠心圧縮機の長期信頼性の向上に寄与することができる。

実施例

[0054] 以下、実施例および比較例により本発明をさらに具体的に説明する。なお、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

[0055] [実験1]

（HEA粉末P1～P6の用意）

表1に示す名目組成で原料を混合し、真空溶解法により溶解して溶湯を形

成する原料混合溶解工程を行った。次に、ガスアトマイズ法により、溶湯から合金粉末を形成するアトマイズ工程を行った。次に、得られた合金粉末に対して、ふるいによる分級を行って粒径45～105 μm に選別してHEA粉末P1～P6を用意した。レーザ回折式粒度分布測定装置を用いて、HEA粉末1～6の粒度分布を測定したところ、それぞれの平均粒径は約70 μm であった。

[0056] [表1]

表1 HEA 粉末 P1～P6 の名目組成 (単位:原子%)

HEA 粉末	Co	Cr	Fe	Ni	Ti	Mo
P1	26.8	17.9	17.9	26.8	8.9	1.8
P2	26.3	17.5	17.5	26.3	8.8	3.5
P3	25.4	17.0	17.0	25.4	8.5	6.8
P4	25.0	16.7	16.7	25.0	8.3	8.3
P5	28.9	19.2	19.2	23.1	7.7	1.9
P6	31.3	20.8	20.8	18.8	6.3	2.1

[0057] [実験 2]

(擬溶体化造形体のHEA部材M1E-SW, M1E-SAの作製)

実験 1 で用意したHEA粉末P1に対し、図 2 に示したような粉末積層造形装置 (Arcam AB社製、型式: A2X) を用いて、積層造形工程の手順に沿ってEBM法による合金積層造形体 (直径14 mm×高さ85 mmの円柱材、高さ方向が積層方向) を造形した。粉末床の仮焼温度は950℃とした。

[0058] 積層造形工程の後、合金積層造形体の周囲の仮焼結体を、HEA粉末P1を用いたサンドブラストにより除去する取出工程を行って、合金積層造形体のHEA部材M1Eを取り出した。

[0059] 取出工程の後、HEA部材M1Eに対して擬溶体化熱処理 (大気中、950～1180℃の温度範囲で3時間保持した後、急冷) を施して、擬溶体化造形体のHEA部材M1E-Sを作製した。このとき、急冷方法として水冷 (900～800℃の平均冷却速度が約100℃/s) を行った試料をHEA部材M1E-SWとし、空冷 (900～800℃の平均冷却速度が約10℃/s) を行った試料をHEA部材M1E-SAとした。

[0060] (擬溶体化造形体のHEA部材M2E-SW, M2E-SA～M6E-SW, M6E-SAの作製)

HEA粉末P2～P6に対し、上記と同様にして積層造形工程と取出工程と擬溶体

化熱処理工程とを行って、擬溶体化造形体のHEA部材M2E-SW, M2E-SA～M6E-SW, M6E-SAを作製した。

[0061] [実験3]

(合金積層造形体のHEA部材M1E～M4Eの作製)

実験1で用意したHEA粉末P1～P4に対し、上記と同様にして積層造形工程と取出工程とを行って、合金積層造形体のHEA部材M1E～M4Eを作製した。これら合金積層造形体は、擬溶体化熱処理工程を行っていない試料であり、擬溶体化熱処理の影響を確認するための基準試料となる。

[0062] (普通鑄造材のHEA部材M1C～M4Cの作製)

実験1で用意したHEA粉末P1～P4に対し、銅製の水冷鑄型を用いたアーク溶解法により、普通鑄造材(幅14 mm×長さ80 mm×高さ15 mmの角柱材)を鑄造して、普通鑄造材のHEA部材M1C～M4Cを作製した。鑄造時の元素偏析や組織斑をできるだけ抑制するため、5回以上繰り返し溶解を行った。これら普通鑄造材は、積層造形工程を行っていない試料であり、金属粉末積層造形の影響を確認するための基準試料となる。

[0063] (擬溶体化造形体のHEA部材M1E-SW-Aの作製)

母相結晶中に分散析出した極小粒子の粗大化を意図して、実験2で用意したHEA部材M1E-SWに対して、さらに時効熱処理(大気中、900℃で1時間保持した後、空冷)を施して、比較例となる擬溶体化造形体のHEA部材M1E-SW-Aを作製した。

[0064] [実験4]

(HEA部材の微細組織観察)

上記で作製した各HEA部材から微細組織観察用の試験片を採取し、光学顕微鏡、各種電子顕微鏡(SEM、TEM、STEM-EDX)およびX線回折(XRD)装置を用いて、微細組織観察を行った。各HEA部材の作製仕様と共に、微細組織観察結果を表2に示す。

[0065]

[表2]

表2 各 HEA 部材の作製仕様および微細組織観察結果

HEA 部材	HEA 粉末	擬溶体化 熱処理 (急冷方法)	母相組織		析出物	
			結晶形状 (結晶構造)	平均粒径	主析出相 (形状)	析出形態
M1C	P1	無し	等軸晶 (SC+FCC)	約 900 μm	Ni_3Ti (針状結晶)	無秩序に 集合化
M1E			柱状晶 (SC)	$\leq 100 \mu\text{m}$		三次元 格子状
M1E-SW		有り(水冷)	等軸晶 (SC)	約 300 μm	Ni-Ti-Co 系合金 (極小粒子)	分散
M1E-SA		有り(空冷)		約 500 μm		
M1E-SW-A		有り(水冷)		約 400 μm		
M2C	P2	無し	等軸晶 (SC+FCC)	約 900 μm	Ni_3Ti (針状結晶)	無秩序に 集合化
M2E			柱状晶 (SC)	$\leq 100 \mu\text{m}$		三次元 格子状
M2E-SW		有り(水冷)	等軸晶 (SC)	約 300 μm	Ni-Ti-Co 系合金 (極小粒子)	分散
M2E-SA		有り(空冷)		約 500 μm		
M3C	P3	無し	等軸晶 (SC+FCC)	約 900 μm	Ni_3Ti (針状結晶)	無秩序に 集合化
M3E			柱状晶 (SC)	$\leq 100 \mu\text{m}$		三次元 格子状
M3E-SW		有り(水冷)	等軸晶 (SC)	約 300 μm	Ni-Ti-Co 系合金 (極小粒子)	分散
M3E-SA		有り(空冷)		約 500 μm		
M4C	P4	無し	等軸晶 (SC+FCC)	約 900 μm	Ni_3Ti (針状結晶)	無秩序に 集合化
M4E			柱状晶 (SC)	$\leq 100 \mu\text{m}$		三次元 格子状
M4E-SW		有り(水冷)	等軸晶 (SC)	約 300 μm	Ni-Ti-Co 系合金 (極小粒子)	分散
M4E-SA		有り(空冷)		約 500 μm		
M5E-SW	P5	有り(水冷)	等軸晶 (SC)	約 300 μm	Ni-Ti-Co 系合金 (極小粒子)	分散
M5E-SA		有り(空冷)		約 500 μm		
M6E-SW	P6	有り(水冷)	等軸晶 (SC)	約 300 μm	Ni-Ti-Co 系合金 (極小粒子)	分散
M6E-SA		有り(空冷)		約 500 μm		

[0066] 表2に示したように、母相組織に関しては、普通鑄造材のHEA部材M1C～M4Cは、平均粒径約900 μm の等軸晶からなる組織（ただし、鑄型近傍は結晶粒径が比較的小さく、中央部に行くほど結晶粒径が大きくなる組織、いわゆる鑄

造凝固組織）を有していた。XRD測定の結果、当該等軸晶の結晶構造は、単純立方晶（SC）と面心立方晶（FCC）との混合であった（言い換えると、明確にFCCを含んでいた）。

[0067] 合金積層造形体のHEA部材M1E～M4Eの母相組織は、微細な柱状晶（平均粒径 $100\mu\text{m}$ 以下）が積層造形体の積層方向に沿って林立した組織（いわゆる局所急冷凝固組織）を有していた。XRD測定の結果、当該柱状晶の結晶構造は、単純立方晶（SC）からなるとほぼ見なすことができた。

[0068] 擬溶体化造形体のHEA部材の母相組織は、結晶形状が等軸晶からなるが、その平均粒径は擬溶体化熱処理の急冷方法や時効熱処理の有無によって若干の差異が見られた。具体的には、急冷方法として水冷した試料（M1E-SW～M6E-SW）は、母相結晶の平均粒径が約 $300\mu\text{m}$ であった。急冷方法として空冷した試料（M1E-SA～M6E-SA）は、母相結晶の平均粒径が約 $500\mu\text{m}$ であった。擬溶体化熱処理後に時効熱処理を行った試料（M1E-SW-A）は、母相結晶の平均粒径が約 $400\mu\text{m}$ であった。XRD測定の結果、これら等軸晶の結晶構造は、いずれも単純立方晶（SC）からなると見なされた。

[0069] 一方、析出物に関しては、HEA部材の作製方法によって大きな差異が見られた。図8は、普通鑄造材のHEA部材M1Cの微細組織例を示すSEM観察像である。先に示した図3Bは、合金積層造形体のHEA部材M1Eの微細組織例を示すSEM観察像であり、図3Aは、擬溶体合金造形体のHEA部材M1E-SWの微細組織例を示すSEM観察像である。なお、他のHEA部材においても、普通鑄造材、合金積層造形体および擬溶体合金造形体のそれぞれに特徴的な析出物組織を示すことを確認した。

[0070] 図8に示したように、普通鑄造材のHEA部材M1Cは、針状結晶が無秩序に集合化して析出している様子が観察された。XRD測定の結果、 Ni_3Ti 相が検出されたことから、針状結晶の主析出物は Ni_3Ti 相と考えられた。ただし、XRD測定結果から、 NiTi 相や NiTi_2 相の析出を完全に否定できるものではなかった（言い換えると、 NiTi 相や NiTi_2 相が少々析出している可能性はある）。

[0071] 図3Bに示した合金積層造形体のHEA部材M1Eでは、前述したように、主析

出相の針状結晶が三次元格子状に分散析出していた。XRD測定においても、 Ni_3Ti 相が検出された。

[0072] なお、Mo成分を8原子%超含有するHEA粉末P4を用いて作製したHEA部材M4CおよびM4Eは、XRD測定において主析出相の Ni_3Ti 相に加えて、脆化相である σ 相と思われる回折ピークも検出された。

[0073] 普通鑄造材および合金積層造形体と対比して、図3Aに示した擬溶体化合物造形体のHEA部材M1E-SWでは、前述したように、SEM観察において針状結晶が完全に消失しているように観察された。XRD測定においても、母相結晶以外の回折ピークは検出されなかった。

[0074] 一方、擬溶体化合物造形体のHEA部材は、TEM観察およびSTEM-EDX観察において、極小なNi-Ti濃化領域（Cr-Fe淡化領域）が分散析出している様子が確認された。また、当該Ni-Ti濃化領域は、Co成分も存在している可能性があり、Ni-Ti-Co系合金の結晶を形成している可能性が示唆された（図5B参照）。

[0075] 分散析出した極小粒子（Ni-Ti濃化領域）は、擬溶体化熱処理の急冷方法の差異によって、その平均粒径に若干の差異が見られた。具体的には、急冷方法として水冷した試料（M1E-SW～M6E-SW）は、極小粒子の平均粒径が約2～20 nmであった。急冷方法として空冷した試料（M1E-SA～M6E-SA）は、極小粒子の平均粒径が約10～40 nmであった。

[0076] 図9は、擬溶体化合物造形体のHEA部材M1E-SW-Aの微細組織例を示すEDXによる面分析結果である。HEA部材M1E-SW-Aは、前述したように、極小粒子の粗大化を意図して擬溶体化熱処理の後に時効熱処理を追加した試料である。図9に示したように、粒状のNi-Ti濃化領域（Cr-Fe淡化領域）の存在が確認された。当該領域の平均粒径は40 nm超であった。

[0077] [実験5]

（HEA部材の機械的特性および耐食性の測定）

上記で作製した各HEA部材から引張試験用の試験片（平行部直径：4 mm、平行部長さ：20 mm）を採取した。なお、合金積層造形体および擬溶体化合物造

形体のHEA部材は、試験片長手方向が積層造形方向と一致するように採取した。

[0078] 各試験片に対して、材料万能試験機を用いて室温引張試験を行い（JIS Z 2241に準拠、ひずみ速度： $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ）、引張強さと破断伸びとを測定した。引張試験の測定結果は、10測定のうちの最大値と最小値とを除いた8測定の平均値として求めた。引張強さの評価は、1050 MPa以上を「合格」と判定し、1050 MPa未満を「不合格」と判定した。また、破断伸びの評価は、10%以上を「合格」と判定し、10%未満を「不合格」と判定した。結果を後述する表3に示す。

[0079] また、上記で作製した各HEA部材から孔食試験用の分極試験片（縦15 mm×横15 mm×厚さ2 mm）を採取した。孔食試験は、各分極試験片に対してJIS G 0577に準拠して行った。具体的には、「試験面積：1 cm²、分極試験片にすきま腐食防止電極を装着、参照電極：飽和銀塩化銀電極、試験溶液：アルゴンガス脱気した3.5%塩化ナトリウム水溶液、試験温度：80℃、電位掃引速度：20 mV/min」の条件下で分極試験片のアノード分極曲線を測定して、電流密度100 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ に対応する孔食発生電位を求めた。孔食発生電位の評価は、0.50 V以上を「合格」と判定し、0.50 V未満を「不合格」と判定した。孔食試験の結果を表3に併記する。

[0080]

[表3]

表3 各 HEA 部材の機械的特性および耐食性の測定結果

HEA 部材	機械的特性				耐食性	
	引張強さ (MPa)	合否	破断伸び (%)	合否	孔食発生電位 (V vs. Ag/AgCl)	合否
1C	780	不合格	3.3	不合格	0.51	合格
1E	1065	合格	5.3	不合格	0.50	合格
1E-SW	1139	合格	35	合格	0.86	合格
1E-SA	1323	合格	17	合格	0.84	合格
1E-SW-A	130	不合格	2.6	不合格	0.55	合格
2C	813	不合格	2.1	不合格	0.52	合格
2E	1080	合格	4.1	不合格	0.52	合格
2E-SW	1155	合格	27	合格	0.89	合格
2E-SA	1342	合格	13	合格	0.87	合格
3C	795	不合格	1.7	不合格	0.50	合格
3E	1052	合格	3.2	不合格	0.51	合格
3E-SW	1125	合格	21	合格	0.88	合格
3E-SA	1307	合格	10	合格	0.86	合格
4C	623	不合格	0.5	不合格	0.51	合格
4E	780	不合格	1.1	不合格	0.50	合格
4E-SW	834	不合格	7.3	不合格	0.84	合格
4E-SA	969	不合格	3.5	不合格	0.82	合格
5E-SW	1250	合格	35	合格	0.91	合格
5E-SA	1280	合格	32	合格	0.89	合格
6E-SW	1050	合格	47	合格	0.95	合格
6E-SA	1080	合格	46	合格	0.92	合格

[0081] 表3に示したように、積層造形工程を行っていない試料である普通鑄造材のHEA部材M1C～M3Cは、引張強さが1050 MPa未満かつ破断伸びが10%未満であり、機械的特性が不合格であった。積層造形工程を行ったが、擬溶体化熱処理工程を行っていない試料である合金積層造形体のHEA部材M1E～M3Eは、1050 MPa以上の引張強さを有するが破断伸びが10%未満であり、機械的特性が延性の観点で不合格であった。

[0082] 合金組成が本発明の規定を外れるHEA粉末P4を用いて作製したHEA部材は、製造方法に依らず機械的特性が不合格であった。この結果から、8原子%超のMo添加が好ましくないことが確認された。

[0083] また、擬溶体化熱処理後に時効熱処理を施すことによって分散析出する極

小粒子の粗大化を図ったHEA部材M1E-SW-A（極小粒子の平均粒径40 nm超）は、機械的特性が著しく低下した。この結果から、母相結晶中に分散析出する極小粒子の平均粒径は、40 nm以下が好ましいことが確認された。

[0084] これらに対し、本発明の実施例である擬溶体化合物造形体のHEA部材M1E-SW, M1E-SA～M3E-SW, M3E-SA、およびM5E-SW, M5E-SA～M6E-SW, M6E-SAは、1050 MPa以上の引張強さと10%以上の破断伸びとを示し、良好な機械的特性を有していることが実証された。

[0085] より詳細に見ると、Ni成分とTi成分との含有率が相対的に低いHEA粉末P6を用いて作製したHEA部材M6E-SW, M6E-SAは、40%以上の破断伸びが得られ、延性が特に優れることが確認された。また、HEA粉末P6に比してNi成分とTi成分との含有率が高いHEA粉末P1～P3, P5を用いて作製したHEA部材M1E-SW, M1E-SA～M3E-SW, M3E-SAおよびM5E-SW, M5E-SAは、1100 MPa以上の引張強さが得られ、機械的強度が特に優れることが確認された。

[0086] 一方、耐食性に関しては、いずれのHEA部材も0.50 V vs. Ag/AgCl以上の孔食発生電位を示し、製造方法や微細組織に依らず、優れた耐食性を有することが確認された。言い換えると、本発明のHEA部材は、その元素の組み合わせ自体（Co-Cr-Fe-Ni-Ti-Mo）によって、優れた耐食性を有すると考えられる。なお、本発明の実施例である擬溶体化合物造形体のHEA部材は、他のHEA部材よりも高い孔食発生電位を示したことから、より高い耐食性を有することが期待される。

[0087] [実験6]

（HEA部材を用いた製造物の作製・検査）

擬溶体化合物造形体のHEA部材M1E-SWの製造方法と同様の手順により、図7に示したインペラを作製した。得られたインペラに対して、X線CTスキャンによる内部欠陥検査と、寸法測定とを行った。その結果、機械的特性に悪影響を及ぼすような内部欠陥は認められず、設計寸法に対する変形も認められなかった。本実験から、本発明の有効性が確認された。

[0088] 上述した実施形態や実施例は、本発明の理解を助けるために説明したもの

であり、本発明は、記載した具体的な構成のみに限定されるものではない。例えば、ある実施形態の構成の一部を他の実施形態の構成に置き換えることが可能であり、また、ある実施形態の構成に他の実施形態の構成を加えることも可能である。すなわち、本発明は、本明細書の実施形態や実施例の構成の一部について、削除・他の構成に置換・他の構成の追加をすることが可能である。

符号の説明

[0089] 10…溶湯、20…合金粉末、100…EBM粉末積層造形装置、110…電子ビーム制御部、120…粉末制御部、111…タングステンフィラメント、112…アノード、113…電子ビーム、114…非点補正装置、115…フォーカスコイル、116…偏向コイル、121…ステージ、122…ベースプレート、123…パウダーホッパー、124…レーキアーム、210…粉末床、220…凝固層、230…合金積層造形体、231…擬溶体化合物造形体。

請求の範囲

- [請求項1] 合金部材であって、
Co、Cr、Fe、Ni、Tiの各元素をそれぞれ5原子%以上35原子%以下の範囲で含み、かつMoを0原子%超8原子%以下の範囲で含み、残部が不可避不純物からなる化学組成を有し、
母相結晶中に平均粒径40 nm以下の極小粒子が分散析出していることを特徴とする合金部材。
- [請求項2] 請求項1に記載の合金部材において、
前記極小粒子は、前記Ni成分と前記Ti成分とが前記母相結晶よりも濃化している結晶性粒子であることを特徴とする合金部材。
- [請求項3] 請求項1又は請求項2に記載の合金部材において、
前記化学組成は、前記Coを20原子%以上35原子%以下で、前記Crを10原子%以上25原子%以下で、前記Feを10原子%以上25原子%以下で、前記Niを15原子%以上30原子%以下で、前記Tiを5原子%以上15原子%以下で含むことを特徴とする合金部材。
- [請求項4] 請求項1又は請求項2に記載の合金部材において、
前記化学組成は、前記Coを25原子%以上33原子%以下で、前記Crを15原子%以上23原子%以下で、前記Feを15原子%以上23原子%以下で、前記Niを17原子%以上28原子%以下で、前記Tiを5原子%以上10原子%以下で、前記Moを1原子%以上7原子%以下で含むことを特徴とする合金部材。
- [請求項5] 請求項4に記載の合金部材において、
前記化学組成は、前記Coを25原子%以上30原子%未満で、前記Crを15原子%以上20原子%未満で、前記Feを15原子%以上20原子%未満で、前記Niを23原子%以上28原子%以下で、前記Tiを7原子%以上10原子%以下で、前記Moを1原子%以上7原子%以下で含むことを特徴とする合金部材。
- [請求項6] 請求項4に記載の合金部材において、

前記化学組成は、前記Coを30原子%以上33原子%以下で、前記Crを20原子%以上23原子%以下で、前記Feを20原子%以上23原子%以下で、前記Niを17原子%以上23原子%未満で、前記Tiを5原子%以上7原子%未満で、前記Moを1原子%以上3原子%以下で含むことを特徴とする合金部材。

[請求項7] 請求項1乃至請求項6のいずれか一項に記載の合金部材において、引張強さが1050 MPa以上であり、破断伸びが10%以上であることを特徴とする合金部材。

[請求項8] 請求項1乃至請求項7のいずれか一項に記載の合金部材において、前記母相結晶は、形状が等軸晶であり、その結晶構造が単純立方晶であることを特徴とする合金部材。

[請求項9] 請求項1乃至請求項8のいずれか一項に記載の合金部材の製造方法であって、
前記合金の原料を混合・溶解して溶湯を形成する原料混合溶解工程と、
前記溶湯から合金粉末を形成するアトマイズ工程と、
前記合金粉末を用いた金属粉末積層造形法により所望形状を有する合金積層造形体を形成する積層造形工程と、
前記合金積層造形体に対して950℃以上1180℃以下の温度範囲で擬溶体化処理を施す擬溶体化熱処理工程とを有することを特徴とする合金部材の製造方法。

[請求項10] 請求項9に記載の合金部材の製造方法であって、
前記擬溶体化熱処理工程は、前記温度範囲で保持した後、水冷または空冷する工程であることを特徴とする合金部材の製造方法。

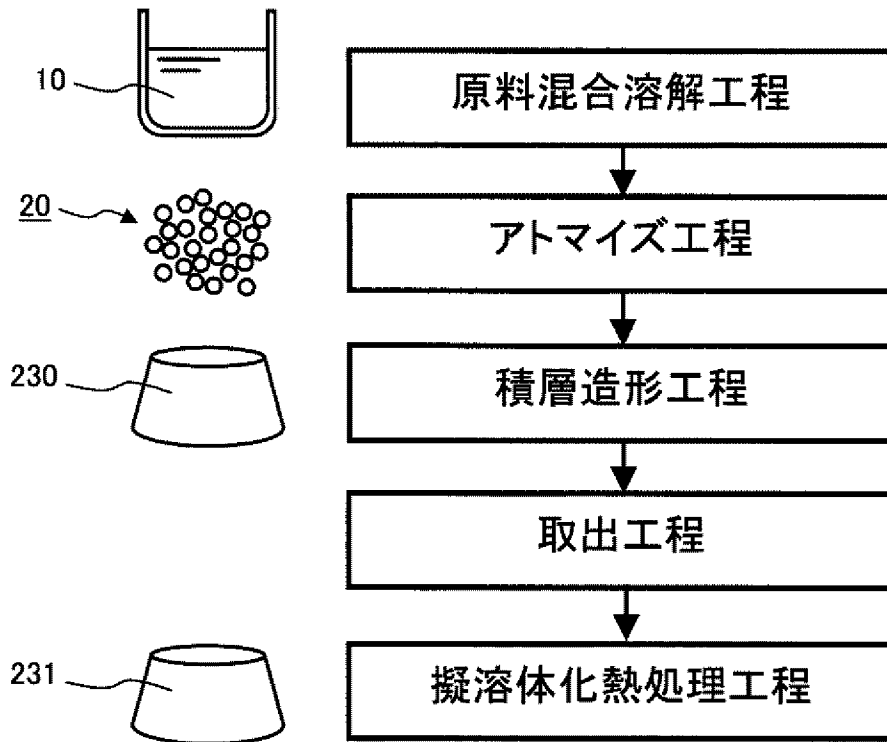
[請求項11] 合金部材を用いた製造物であって、
前記合金部材が、請求項1乃至請求項8のいずれか一項に記載の合金部材であり、
前記製造物が、流体機械のインペラであることを特徴とする合金部材

を用いた製造物。

[請求項12] 請求項 1 1 に記載の前記インペラを組み込んでいることを特徴とする遠心圧縮機。

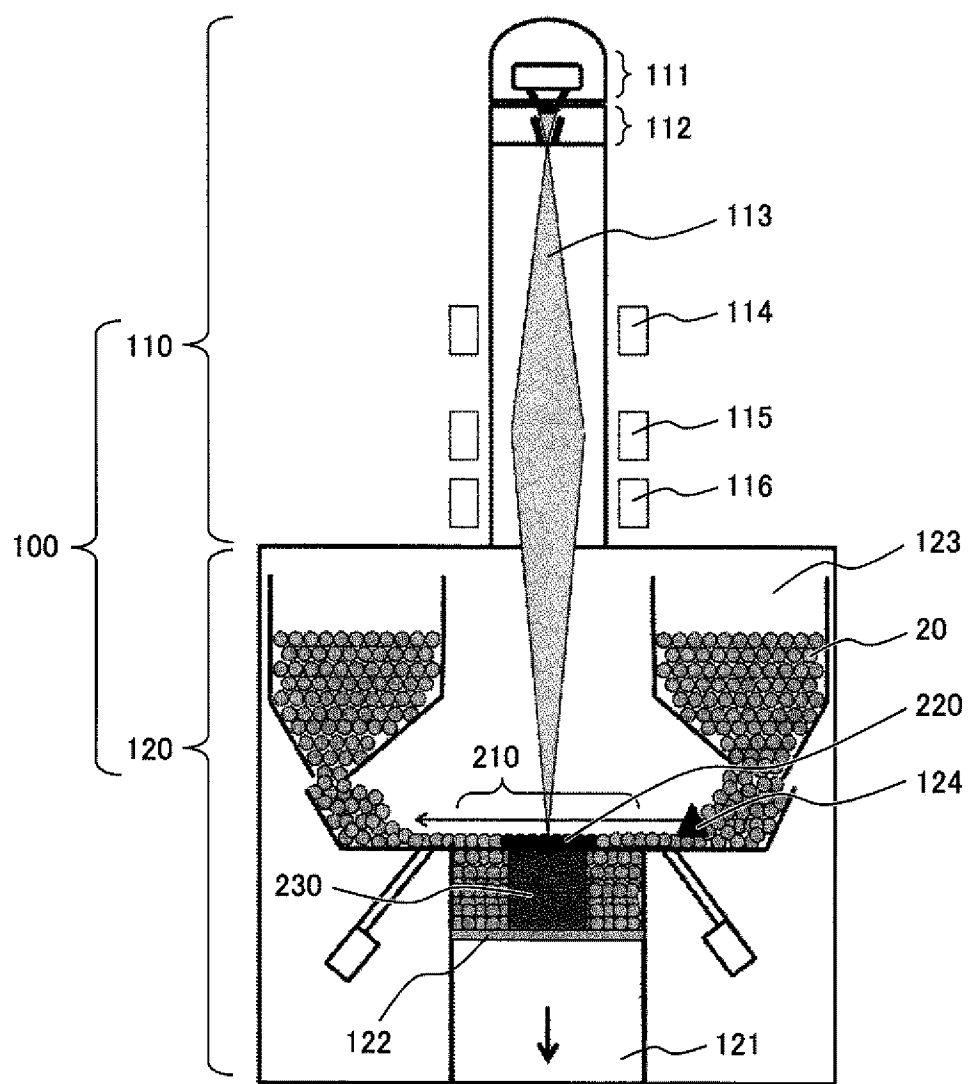
[図1]

図 1



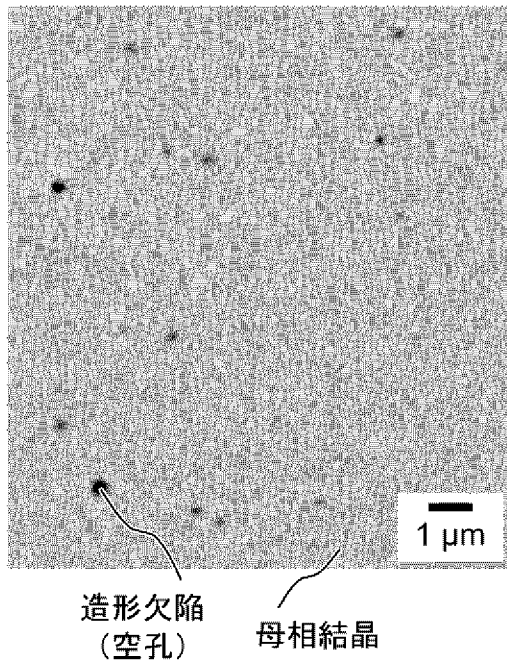
[図2]

図 2



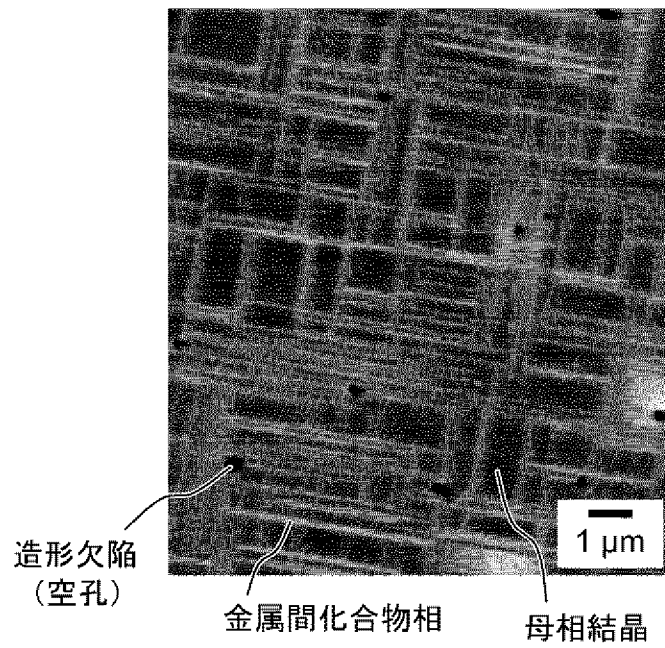
[図3A]

図 3A



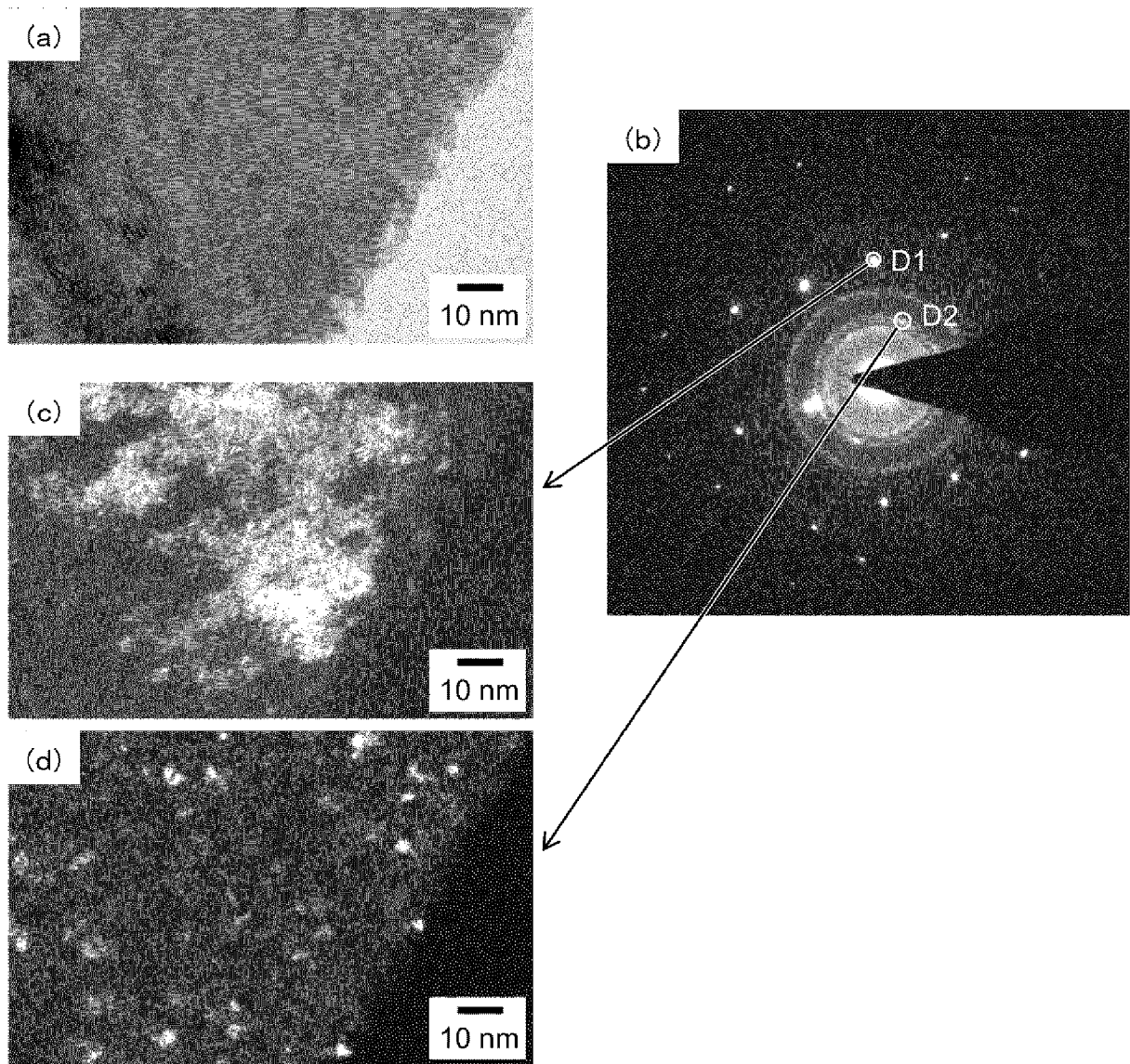
[図3B]

図 3B



[図4]

図 4



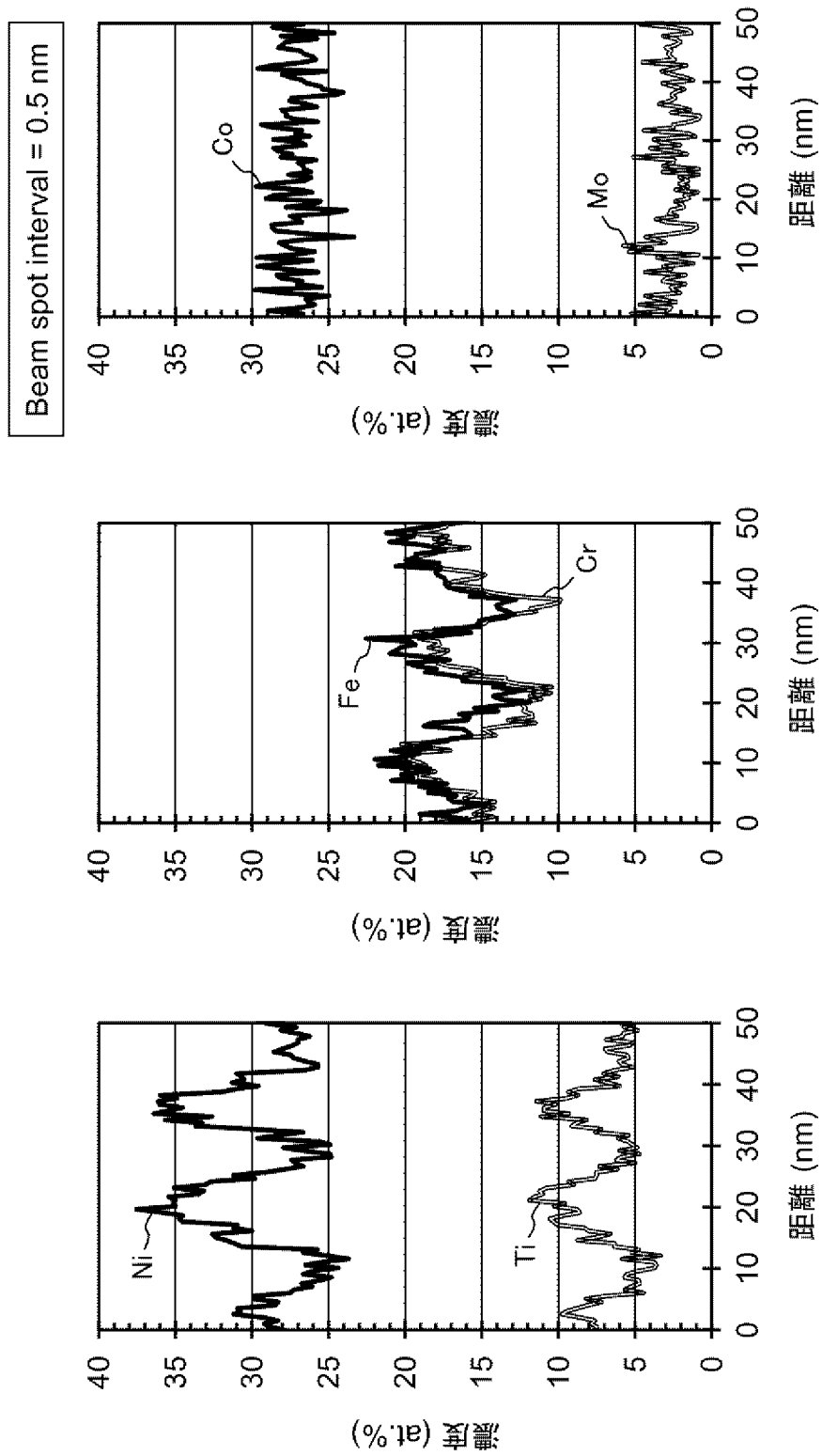
[図5A]

図 5A



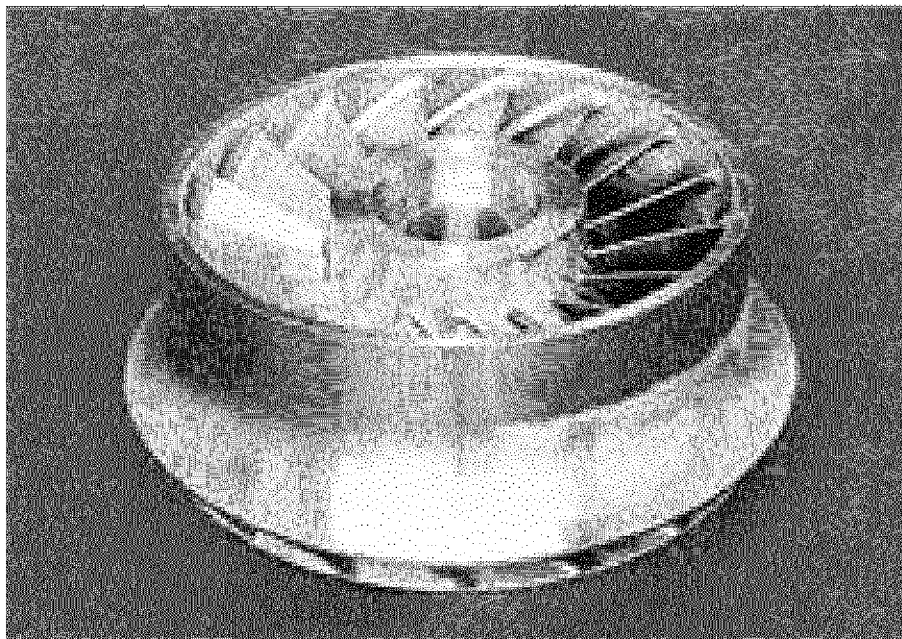
[図5B]

図 5B



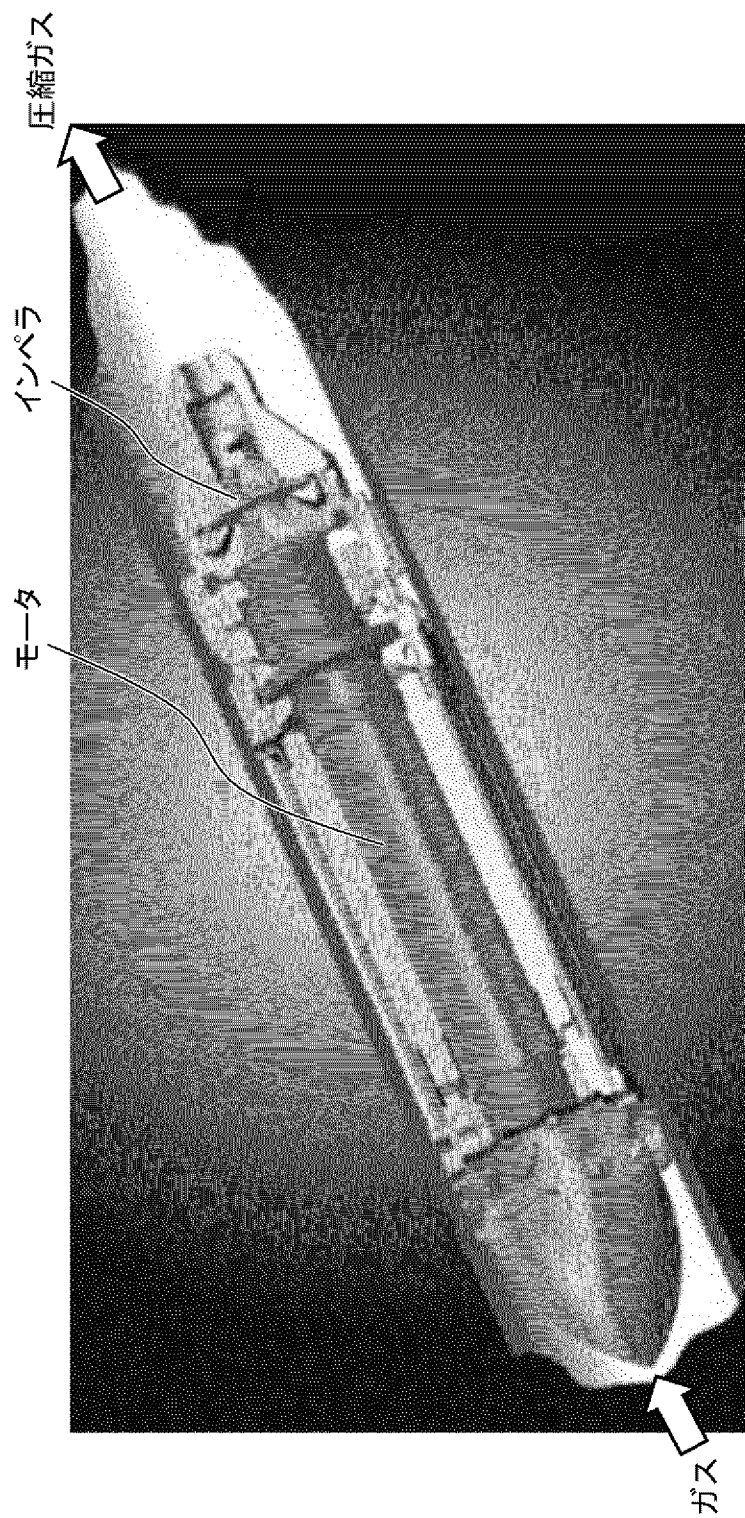
[図6]

図 6



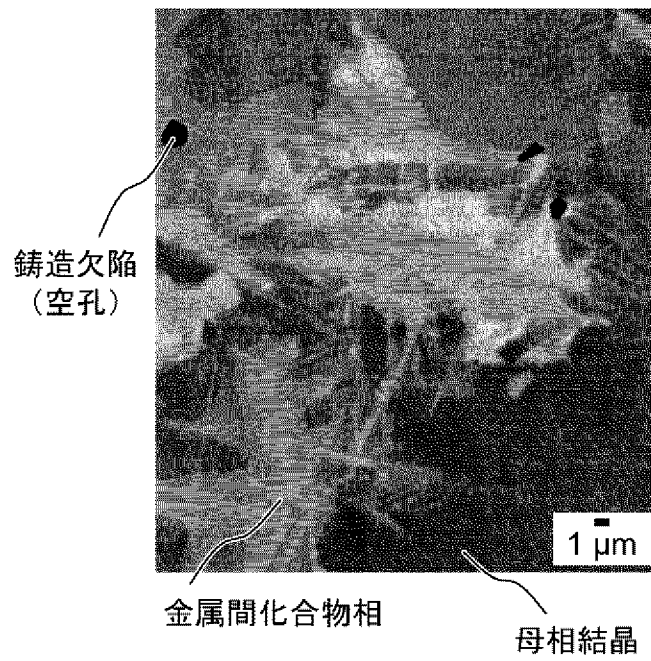
[図7]

図 7



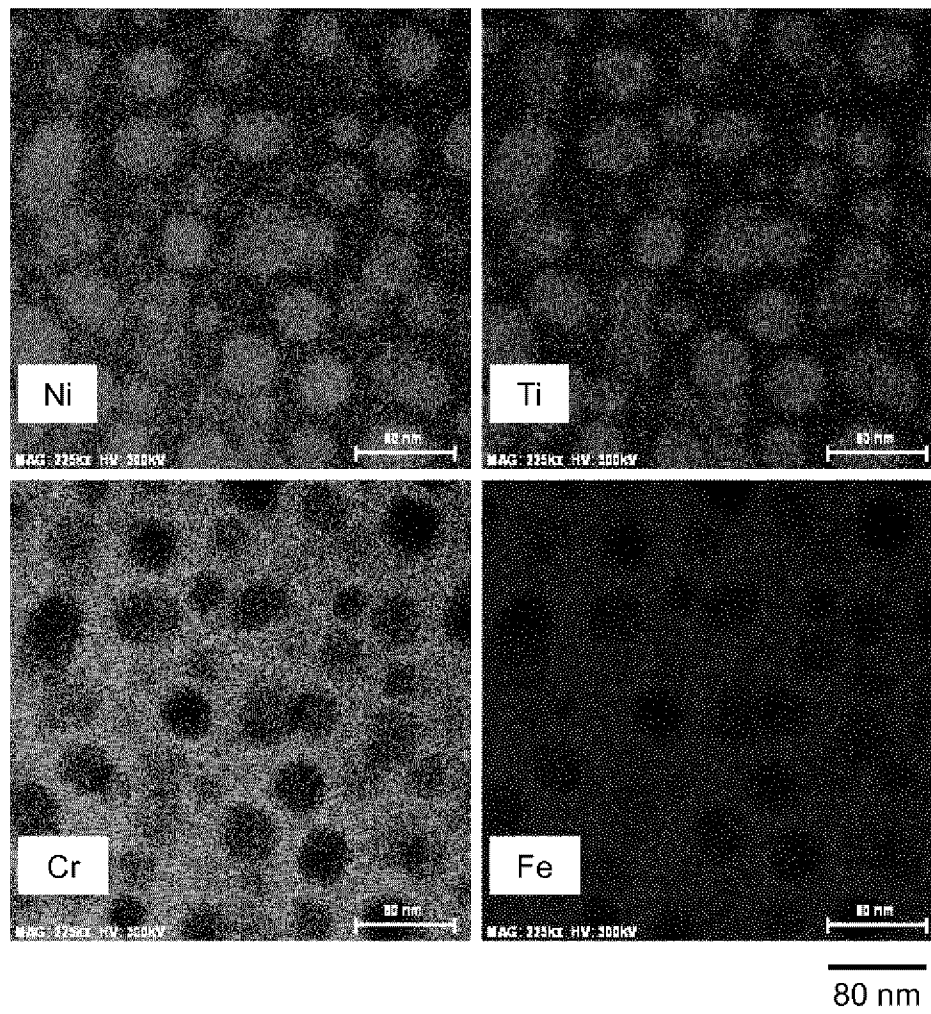
[図8]

図 8



[図9]

図 9



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/081566

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C30/00(2006.01)i, B22F1/00(2006.01)i, B22F3/105(2006.01)i, B22F3/16(2006.01)i, B22F3/24(2006.01)i, B22F9/08(2006.01)i, B33Y10/00(2015.01)i, B33Y80/00(2015.01)i, F04D29/02(2006.01)i, F04D29/28(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)

C22C30/00, B22F1/00, B22F3/105, B22F3/16, B22F3/24, B22F9/08, B33Y10/00, B33Y80/00, F04D29/02, F04D29/28

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 1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2017 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2017

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	CHOU Y. L. et al., Effect of Inhibitors on the Critical Pitting Temperature of the High-Entropy Alloy $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$, Journal of The Electrochemical Society, 2011.06.22, Vol.158 No.8, C246-C251	1-12
A	WO 2016/013498 A1 (Hitachi, Ltd.), 28 January 2016 (28.01.2016), & WO 2016/013492 A1 & WO 2016/013493 A1 & WO 2016/013494 A1 & WO 2016/013497 A1	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
16 January 2017 (16.01.17)

Date of mailing of the international search report
31 January 2017 (31.01.17)

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

Authorized officer

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C30/00(2006.01)i, B22F1/00(2006.01)i, B22F3/105(2006.01)i, B22F3/16(2006.01)i, B22F3/24(2006.01)i, B22F9/08(2006.01)i, B33Y10/00(2015.01)i, B33Y80/00(2015.01)i, F04D29/02(2006.01)i, F04D29/28(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. C22C30/00, B22F1/00, B22F3/105, B22F3/16, B22F3/24, B22F9/08, B33Y10/00, B33Y80/00, F04D29/02, F04D29/28

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	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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
A	CHOU Y. L. et al., Effect of Inhibitors on the Critical Pitting Temperature of the High-Entropy Alloy $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$, Journal of The Electrochemical Society, 2011.06.22, Vol.158 No.8, C246-C251	1-12
A	WO 2016/013498 A1 (株式会社日立製作所) 2016.01.28, & WO 2016/013492 A1 & WO 2016/013493 A1 & WO 2016/013494 A1 & WO 2016/013497 A1	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

16.01.2017

国際調査報告の発送日

31.01.2017

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)

川村 裕二

4 K

3349

電話番号 03-3581-1101 内線 3435