

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号

特許第7018603号

(P7018603)

(45)発行日 令和4年2月14日(2022.2.14)

(24)登録日 令和4年2月3日(2022.2.3)

(51)国際特許分類

F I

C 2 3 C 24/10 (2006.01)

C 2 3 C

24/10

A

C 2 2 C 19/05 (2006.01)

C 2 2 C

19/05

B

C 2 2 C 32/00 (2006.01)

C 2 2 C

32/00

N

C 2 2 F 1/10 (2006.01)

C 2 2 F

1/10

A

C 2 3 C 26/00 (2006.01)

C 2 3 C

26/00

E

請求項の数 3 (全17頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2017-32297(P2017-32297)
(22)出願日 平成29年2月23日(2017.2.23)
(65)公開番号 特開2018-135585(P2018-135585
A)
(43)公開日 平成30年8月30日(2018.8.30)
審査請求日 令和2年1月20日(2020.1.20)
前置審査

(73)特許権者 519135633
公立大学法人大阪
大阪府大阪市阿倍野区旭町一丁目2番7
- 6 0 1号
(73)特許権者 517132810
地方独立行政法人大阪産業技術研究所
大阪府和泉市あゆみ野2丁目7番1号
(74)代理人 100065248
弁理士 野河 信太郎
(74)代理人 100159385
弁理士 甲斐 伸二
(74)代理人 100163407
弁理士 金子 裕輔
(74)代理人 100166936
弁理士 稲本 潔

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 クラッド層の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

6 5 a t % 以上 8 0 a t % 以下の N i と、4 a t % 以上 1 5 a t % 以下の A l と、4 a t % 以上 1 5 a t % 以下の V と、0 a t % を超え 8 a t % 以下の N b と、N i 、A l 、V 及び N b の合計重量に対して 1 0 重量 p p m 以上 1 0 0 0 重量 p p m 以下の B (ホウ素) と、不可避不純物とからなる合計 1 0 0 % の合金組成を有する金属間化合物合金粉末と、V 、N b 及び W からなる群より選択される 1 種以上の元素の炭化物であり、かつ 1 μ m 以上 1 5 0 μ m 以下の粒子径を有するセラミックス粒子とを、キャリアガスと共に基材に噴射しながら基材に熱源光を照射することによりクラッド層を形成する工程を含み、前記クラッド層に対する前記セラミックス粒子の配合割合が 1 0 ~ 6 0 体積 % であり、前記金属間化合物合金粉末が、前記熱源光を受光することにより少なくとも一部が溶融して、前記セラミックス粒子と共に前記基材上に堆積することを特徴とするクラッド層の製造方法。

【請求項2】

前記クラッド層を形成する工程が、前記金属間化合物合金粉末及び前記セラミックス粒子をキャリアガスと共に基材に噴射しながら前記基材に熱源光を照射することを複数回重ねて多層のクラッド層を形成する工程である請求項 1 に記載の製造方法。

【請求項3】

前記クラッド層を 8 0 0 以上 1 3 2 0 以下の温度で熱処理する工程をさらに含む請求項 1 又は 2 に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、金属部材及びクラッド層の製造方法に関する。さらに詳しくは、本発明は、大型部品の表面においても、室温から高温まで幅広い使用温度範囲において優れた耐摩耗性を有する金属部材を提供し得るクラッド層を備えた金属部材及びクラッド層の製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車分野をはじめ、エネルギー、製鋼、航空宇宙分野など多岐に渡る分野において高温特性に優れた材料が求められている。 10

耐摩耗材料として超硬合金(WC-Co)の性能は絶大であるが、結合相であるCoが温度上昇と共に軟化し、またWCが酸化するため、700以上の高温域においては使用できない。

そこで、発明者らはこれまでに高温においても硬さの低下が少なく、800以上の温度域において超硬合金を上回る硬さを備えた、2重複相組織を有するNi₃Al基金属間化合物合金の鑄造材を提案した(特許第5146935号公報：特許文献1参照)。

【0003】

しかしながら、耐熱部材をNi(ニッケル)基合金の鑄造材により形成すると、部材全体の主成分をNiとする必要があるため、部材を鉄系合金で形成する場合に比べて製造コストが高くなるという問題がある。そこで、高温になると硬さが低下する鉄系合金からなる 20

基材上に高い硬さ及び高温耐摩耗性を有するニッケル基合金のコーティング膜を形成することにより、製造コストを低減して耐熱部材を製造することが可能である。ニッケル基合金のコーティング膜を形成する方法として、Ni₃Al基金属間化合物合金を溶射しコーティングする方法が知られている(例えば、特開2015-63752号公報：特許文献2参照)。また、プローブ本体を、2重複相組織を有するニッケル基合金でコーティングした摩擦撹拌接合用ツールが知られている(特開2014-105379号公報：特許文献3及び特開2014-105381号公報：特許文献4参照)。

【0004】

しかしながら、基材上に溶射によりニッケル基合金の溶射皮膜を形成すると膜表面から基材まで貫通した空隙が存在して、基材の腐食や酸化が生じるおそれがあり、耐熱部材の耐熱特性や寿命特性が低くなる。また、溶射皮膜はアンカー効果によって物理的に基材と接合されているものの、基材と溶射皮膜との密着強度が十分高いとは言えず、厳しい条件で使用されると溶射皮膜が基材から剥離し易いという問題もある。さらに、溶射では薄い皮膜(通常300μm程度)を形成するには適しているが、上記の通り、溶射皮膜は密着強度が高くないため、厚い皮膜を形成すると剥離を生じ易く、厚膜の形成が難しいという問題がある。 30

被覆アーク溶接により基材上にニッケル基合金のコーティング膜を形成する場合、基材成分がコーティング膜に混入するため、コーティング膜の高温硬さ特性が低下するという問題がある。 40

また、上記の特許文献3及び4に記載の技術では、基材上に形成するコーティング層の材料として、Taを含むニッケル基金属間化合物合金が用いられているが、このようなコーティング層を形成する上で、その製造(素材)コストをできるだけ低く抑えることが望まれる。

【0005】

また、ニッケル基金属間化合物合金の室温硬さは400~600HVであり、超硬合金(1400HV)はもとより、工具鋼(約800HV)よりも劣っている。

そこで、このような背景をもとに発明者らは、室温から高温までの幅広い温度範囲で優れた耐摩耗性を発揮できる材料として、炭化物等のセラミックス粒子の結合相としてニッケル基金属間化合物合金を用いた、粉末冶金法により製造する複合材料を提案した(特許第6 50

0 1 1 9 4 6 号公報：特許文献 5 参照)。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0 0 0 6】

【文献】特許第 5 1 4 6 9 3 5 号公報

特開 2 0 1 5 - 6 3 7 5 2 号公報

特開 2 0 1 4 - 1 0 5 3 7 9 号公報

特開 2 0 1 4 - 1 0 5 3 8 1 号公報

特許第 6 0 1 1 9 4 6 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0 0 0 7】

粉末冶金法は、金型に原料粉末を充填して成形し、高温で焼き固めることによって製品を製造する手法であるが、製造可能なサイズは金型により制約されるため限度がある。その一方で、高温で耐摩耗性が要求される製品には大型のものも多く、これらを粉末冶金法で製造することは不可能である。

大型製品の耐摩耗性向上には、肉盛溶接により硬質な材料で被覆する方法が行われるが、従来の材料では高温の耐摩耗性は十分とはいえない。また、プラズマ粉体肉盛法などにより金属と炭化物粒子を複合化させる手法があるが、肉盛層内において炭化物粒子の偏りが生じることや高温の金属液体中への炭化物粒子の溶解が起こるなどの問題がある。

また、結合相中に炭化物が溶解すると、結合相の組成が本来のものから外れてしまう。このため、金属間化合物のように特定の組成においてのみその機能を発揮し得る材料を結合相とした場合、炭化物の溶解による組成変化によりその機能を失うことになる。

このようなことから肉盛溶接法でニッケル基金属間化合物合金を結合相としたセラミックス粒子分散複合体の作製は困難であると考えられていた。

【0 0 0 8】

本発明は、このような事情に鑑みてなされたものであり、基材と、ニッケル基金属間化合物合金を炭化物等のセラミックス粒子の結合相として利用したセラミックス / 金属間化合物複合クラッド層とを備えた、低コストで製造することができ、高温での優れた硬さ特性を有する金属部材およびこのようなクラッド層をレーザメタルデポジション (L M D) 法等により基材上に形成するクラッド層の製造方法を提供することを課題とする。

上記の「結合相」は「バインダー相」ともいい、本発明では「マトリックス」ともいう。

【課題を解決するための手段】

【0 0 0 9】

本発明者らは、基材と、それを被覆する、特定組成のニッケル基金属間化合物であるマトリックスとそれに分散されたセラミックス粒子とから構成されるクラッド層とを備えた金属部材が、上記の課題を解決できることを見出し、本発明を完成するに至った。

【0 0 1 1】

また、本発明によれば、6 5 a t % 以上 8 0 a t % 以下の N i と、4 a t % 以上 1 5 a t % 以下の A l と、4 a t % 以上 1 5 a t % 以下の V と、0 a t % を超え 8 a t % 以下の N b と、N i 、A l 、V 及び N b の合計重量に対して 1 0 重量 p p m 以上 1 0 0 0 重量 p p m 以下の B (ホウ素) と、不可避不純物とからなる合計 1 0 0 % の合金組成を有する金属間化合物合金粉末と、V 、N b 及び W からなる群より選択される 1 種以上の元素の炭化物であり、かつ 1 μ m 以上 1 5 0 μ m 以下の粒子径を有するセラミックス粒子とを、キャリアガスと共に基材に噴射しながら基材に熱源光を照射することによりクラッド層を形成する工程を含み、

前記クラッド層に対する前記セラミックス粒子の配合割合が 1 0 ~ 6 0 体積 % であり、前記金属間化合物合金粉末が、前記熱源光を受光することにより少なくとも一部が溶融して、前記セラミックス粒子と共に前記基材上に堆積することを特徴とするクラッド層の製造方法が提供される。

10

20

30

40

50

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、基材と、ニッケル基金属間化合物合金を炭化物等のセラミックス粒子の結合相として利用したセラミックス/金属間化合物複合クラッド層とを備えた、低コストで製造することができ、高温での優れた硬さ特性を有する金属部材およびこのようなクラッド層をレーザメタルデポジション法等により基材上に形成するクラッド層の製造方法を提供することができる。

すなわち、本発明によれば、これまで適用が困難であった大型部品の表面においても、室温から高温まで幅広い使用温度範囲において耐摩耗性に優れた部材を提供することができるので、本発明の金属部材は、高温で耐摩耗・強度・耐食・耐酸化性を必要とする製品部材として、自動車、航空機、エネルギー・発電、化学プラント、鉄鋼メーカー等の幅広い産業分野での活用が期待できる。

また、本発明では、クラッド層が高い高温硬さ及び高温耐摩耗性を発揮し、基材には鉄系など用いることができるので、比較的安価な金属部材を提供することができる。また、クラッド層を設けることにより、金属部材の補修や再生が可能になる。

【0013】

本発明の金属部材は、少なくとも次のいずれか1つの要件を満足する場合に、上記の効果をもたらし発揮する。

(1) セラミックス粒子が、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Al及びYからなる群より選択される1種以上の元素の炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物、珪化物または硼化物を含む粒子である。

(2) セラミックス粒子が、マトリックスを構成する元素の炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物、珪化物または硼化物を含む粒子である。

(3) セラミックス粒子が、V、Nb及びWからなる群より選択される1種以上の元素の炭化物である。

(4) セラミックス粒子が、1 μm以上150 μm以下の粒子径を有する。

(5) マトリックスが、初析L₁₂相と、該L₁₂相及びD₀₂₂相の共析組織とからなる2重複相組織を有する。

(6) マトリックスが、800 以上の温度での熱処理により、初析L₁₂相と、該L₁₂相及びD₀₂₂相の共析組織とからなる2重複相組織、またはL₁₂相及びD₀₂₂相の共析組織を形成するような合金組成を有する。

(7) 基材が、ステンレス鋼、合金工具鋼、一般構造用圧延鋼、機械構造用炭素鋼及び機械構造用合金鋼からなる群より選択される鉄系合金またはニッケル、コバルト及びチタン並びにそれらの合金からなる群より選択される非鉄系合金である。

【0014】

また、本発明のクラッド層の製造方法は、少なくとも次のいずれか1つの要件を満足する場合に、上記の効果をもたらし発揮する。

(8) クラッド層を形成する工程が、金属間化合物合金粉末及びセラミックス粒子をキャリアガスと共に基材に噴射しながら基材に熱源光を照射することを複数回重ねて多層のクラッド層を形成する工程である。

(9) クラッド層を800 以上1320 以下の温度で熱処理する工程をさらに含む。

【図面の簡単な説明】

【0015】

【図1】 本発明の一実施形態のクラッド層の製造方法の説明図である。

【図2】 本発明の金属部材のクラッド層の外観写真である

【図3】 本発明の熱処理前後の金属部材のクラッド層のマトリックスの断面（堆積領域）のSEM写真である。

【図4】 本発明の金属部材WCの熱処理後のクラッド層のマトリックス部分についての各元素のEPMAマップである。

【図5】 本発明の金属部材VCの熱処理後のクラッド層のマトリックス部分についての各

10

20

30

40

50

元素のE P M Aマップである。

【図6】本発明の金属部材N b Cの熱処理後のクラッド層のマトリックス部分についての各元素のE P M Aマップである。

【図7】本発明の金属部材W C、金属部材V C及び金属部材N b Cの熱処理前後のクラッド層のX線回折図である。

【図8】金属部材W C、金属部材V C及び金属部材N b Cの熱処理前後のクラッド層の表面近傍のビッカース硬さ分布を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0016】

(1) 金属部材

本発明の金属部材は、基材と、該基材を被覆するクラッド層とを備え、前記クラッド層が、金属間化合物合金からなるマトリックスと、該マトリックス中に分散されたセラミックス粒子とから構成され、

前記マトリックスが、65at%以上80at%以下のNiと、4at%以上15at%以下のAlと、4at%以上15at%以下のVと、0at%以上8at%以下の、Nb、Ta、Mo、Co、Cr、Si、W及びTiからなる群より選択される1種以上の第4元素と、Ni、Al、V及び第4元素の合計重量に対して10重量ppm以上1000重量ppm以下のB(ホウ素)と、不可避不純物と、0at%以上10at%以下の、前記基材からの混入不純物と、0at%以上5at%以下の、前記セラミックス粒子からの混入不純物とからなる合計100%の合金組成を有する金属間化合物合金(「ニッケル基金属間化合物合金」ともいう)であることを特徴とする。

ここで、「ニッケル基」とは、金属間化合物合金に含有されるそれぞれの元素の中でニッケルの量が最も多いことを意味し、その含有量は、少なくとも50at%以上であり、本発明においては、好ましくは65at%以上である。

【0017】

[クラッド層]

クラッド層は、金属間化合物合金からなるマトリックスと、該マトリックス中に分散されたセラミックス粒子とから構成される。

クラッド層の厚さは、特に限定されず、その目的や用途に応じて適宜設定すればよい。

例えば、0.8mm以上5mm以下とすることができ、また1mm以上4mm以下とすることもでき、5mm以上にしてもよい。

クラッド層は、複数回重ねて形成された多層構造であってもよい。その形成方法については、製造方法において説明する。

【0018】

[マトリックス]

マトリックスは、65at%以上80at%以下のNiと、4at%以上15at%以下のAlと、4at%以上15at%以下のVと、0at%以上8at%以下の、Nb、Ta、Mo、Co、Cr、Si、W及びTiからなる群より選択される1種以上の第4元素と、Ni、Al、V及び第4元素の合計重量に対して10重量ppm以上1000重量ppm以下のB(ホウ素)と、不可避不純物と、0at%以上10at%以下の、前記基材からの混入不純物と、0at%以上5at%以下の、前記セラミックス粒子からの混入不純物とからなる合計100%の合金組成を有する金属間化合物合金である。

【0019】

合金組成におけるNi含有量は、65at%以上80at%以下である。

Ni含有量が65at%未満では、Ni₃AlやNi₃V等の3:1組成の金属間化合物相が形成されないことがある。一方、Ni含有量が80at%を超えると、Ni固溶体相となることがある。

より具体的には、Ni含有量(at%)は、65、65.5、66、66.5、67、67.5、68、68.5、69、69.5、70、70.5、71、71.5、72、72.5、73、73.5、74、74.5、75、75.5、76、76.5、77、7

10

20

30

40

50

7.5、7.8、7.8.5、7.9、7.9.5、8.0のいずれか2つの数値の間の範囲であってもよく、好ましくは6.7 at %以上7.7 at %以下である。

【0020】

合金組成におけるAl（アルミニウム）含有量は、4 at %以上15 at %以下である。Al含有量が4 at %未満では、Ni₃Al相が形成されないことがある。一方、Al含有量が15 at %を超えると、Ni₅Al₃などの脆い金属間化合物相が出現することがある。

より具体的には、Al含有量(at %)は、4、4.5、5、5.5、6、6.5、7、7.5、8、8.5、9、9.5、10、10.5、11、11.5、12、12.5、13、13.5、14、14.5、15のいずれか2つの数値の間の範囲であってもよく、好ましくは5 at %以上10 at %以下である。

10

【0021】

合金組成におけるV（バナジウム）含有量は、4 at %以上15 at %以下である。V含有量が4 at %未満では、Ni₃V相が形成されないことがある。一方、V含有量が15 at %を超えると、耐酸化性が低下することがある。

より具体的には、V含有量(at %)は、4、4.5、5、5.5、6、6.5、7、7.5、8、8.5、9、9.5、10、10.5、11、11.5、12、12.5、13、13.5、14、14.5、15のいずれか2つの数値の間の範囲であってもよく、好ましくは7 at %以上14 at %以下である。

20

【0022】

合金組成における第4元素の含有量は、0 at %以上8 at %以下である。すなわち、第4元素は任意成分であって含有しなくてもよく、また8 at %以下の量を含ってもよい。第4元素の含有量が8 at %を超えると、Ni₃Al、Ni₃V以外の金属間化合物相が形成されることがある。

より具体的には、第4元素の含有量(at %)は、0、0.5、1、1.5、2、2.5、3、3.5、4、4.5、5、5.5、6、6.5、7、7.5、8のいずれか2つの数値の間の範囲であってもよく、好ましくは0 at %以上6 at %以下である。

【0023】

合金組成におけるB（ホウ素）含有量は、Ni、Al、V及び第4元素の合計重量に対して10重量ppm以上1000重量ppm以下である。

30

B含有量が10重量ppm未満では、粒界割れ抑制の効果が得られないことがある。一方、B含有量が1000重量ppmを超えると、低融点相が形成されることがある。

より具体的には、B含有量(重量ppm)は、10、20、30、40、50、70、100、200、300、400、500、600、700、800、900、1000重量ppmのいずれか2つの数値の間の範囲であってもよく、好ましくは20重量ppm以上500重量ppm以下である。

【0024】

第4元素は、Nb、Ta、Mo、Co、Cr、Si、W及びTiからなる群より選択される1種以上であり、これらの中でも、強度向上効果の点でNbが好ましく、硬さ向上効果の点でWが好ましい。

40

Nb（ニオブ）の強度向上効果は、その含有量が5 at %まではニオブの増加と共に増加し、5 at %を超えるとその効果が飽和し、Ni₃Nb相などの金属間化合物相の粗大化や多出現が考えられることから、ニオブの含有量は5 at %以下（含有しない場合も含む）が好ましい。

また、W（タングステン）の硬さ向上効果は、その含有量が0.5 at %未満では限定的であり、8 at %を超えるとその効果が飽和する場合があると考えられることから、タングステンの含有量は0.5 at %以上8 at %以下が好ましい。

【0025】

Ta（タンタル）は、固溶強化（硬化）に有効な元素であると考えられる。その効果は、タンタルの含有量が0.5 at %未満では限定的であり、8 at %を超えるとその効果が

50

飽和する場合があると考えられることから、タンタルの含有量は 0.5 at % 以上 8 at % 以下が好ましい。

【0026】

Mo（モリブデン）は、固溶強化（硬化）と析出強化（硬化）に有効な元素であると考えられる。その効果は、モリブデンの含有量が 0.5 at % 未満では限定的であり、5 at % を超えるとその効果が飽和する場合があると考えられることから、モリブデンの含有量は 1 at % 以上 5 at % 以下が好ましい。

【0027】

Co（コバルト）は、耐酸化性向上効果を有すると考えられる。その効果は、コバルト含有量が 6 at % まではコバルトの増加と共に顕著となり、6 at % を超えると飽和する場合があると考えられることから、コバルトの含有量は 0.5 at % 以上 6 at % 以下が好ましい。

10

Cr（クロム）は、耐酸化性向上と軽量化（低密度化）という効果を有すると考えられる。その効果は、クロム含有量が 7 at % まではクロム含有量の増加と共に顕著となり、7 at % を超えるとその効果が飽和する場合があると考えられることから、クロムの含有量は 0.5 at % 以上 7 at % 以下が好ましい。

【0028】

Si（ケイ素）は、固溶強化（硬化）、軽量化（低密度化）、耐酸化性向上に有効な元素であると考えられる。その効果は、ケイ素含有量が 0.1 at % 未満では限定的であり、3 at % を超えるとその効果が飽和する場合があると考えられることから、ケイ素含有量は 0.1 at % 以上 3 at % 以下が好ましい。

20

Ti（チタン）は、強度向上効果を有すると考えられる。その効果は、チタン含有量が 5 at % まではチタン含有量の増加と共に顕著となり、5 at % を超えるとその効果が飽和する場合があると考えられることから、チタン含有量は 0 at % 以上 5 at % 以下が好ましい。

【0029】

不可避不純物は、金属間化合物合金に不可避的に含まれる不純物であり、金属間化合物合金の製造に用いる材料に不可避的に含まれる不純物が含まれる。

基材からの混入不純物は、クラッド層の製造中に基材から金属間化合物合金に混入する不純物であり、その含有量は、0 at % 以上 10 at % 以下である。

30

基材からの混入不純物の含有量が 10 at % を超えると、金属間化合物合金の物性に悪影響を与えることがあり、0 at % である（含有しない）ことが好ましいが、製造工程において混入を避けることは難しく、その含有量は 6 at % 以下であることが好ましい。

セラミックス粒子からの混入不純物は、クラッド層の製造中にセラミックス粒子から金属間化合物合金に混入する不純物であり、その含有量は、0 at % 以上 5 at % 以下である。セラミックス粒子からの混入不純物の含有量が 5 at % を超えると、金属間化合物合金の物性に悪影響を与えることがあり、0 at % である（含有しない）ことが好ましいが、製造工程において混入を避けることは難しく、その含有量は 4 at % 以下であることが好ましい。

【0030】

40

マトリックスは、初析 L₁₂相と、該 L₁₂相及び D₀₂₂相の共析組織とからなる 2 重複相組織、すなわち Ni₃Al と Ni₃V とを含んでなる 2 重複相組織、または L₁₂相及び D₀₂₂相の共析組織を有していてもよい。

後述する LMD 法により形成された金属間化合物合金のクラッド層は、通常、上記の 2 重複相組織の微細構造を有さない、所謂、2 重複相組織の前駆体である。このような前駆体を後述する熱処理に付すことにより、2 重複相組織の微細構造を有する金属間化合物合金のクラッド層を形成することができる。

すなわち、マトリックスは、800 以上の温度での熱処理により、初析 L₁₂相と、該 L₁₂相及び D₀₂₂相の共析組織とからなる 2 重複相組織、または、L₁₂相及び D₀₂₂相の共析組織を形成するような合金組成を有していてもよい。

50

【 0 0 3 1 】

〔 セラミックス粒子 〕

セラミックス粒子（「硬質粒子」ともいう）は、クラッド層を構成するマトリックス中に分散され、金属部材のクラッド層の強度（硬度）の向上に寄与する。

従来の溶解鋳造法等では、セラミックス粒子を金属・合金中に均一に分散させることは困難であったが、本発明では、後述するようなLMD法を用いていることから、マトリックスである金属間化合物合金中にセラミックス粒子を均質に分散させることができる。

セラミックス粒子としては、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Al及びYからなる群より選択される1種以上の元素の炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物、珪化物または硼化物を含む粒子が挙げられる。これらの中でも、マトリックスの合金組成中に、侵入型元素の炭素または窒素を供給できるという観点では、炭化物、窒化物および炭窒化物が好ましい。

10

【 0 0 3 2 】

また、マトリックスの金属間化合物合金に含まれている元素の炭化物などをセラミックス粒子として選択することで、セラミックス粒子の成分がマトリックスに混入しても金属間化合物相の合金特性を低下させることがないことから、セラミックス粒子が、マトリックスを構成する元素の炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物、珪化物または硼化物を含む粒子であるのが好ましく、V、Nb及びWからなる群より選択される1種以上の元素の炭化物であるのが好ましい

20

【 0 0 3 3 】

セラミックス粒子は、1 μm 以上150 μm 以下の粒子径を有するのが好ましい。

クラッド層に含まれるセラミックス粒子は、製造工程の熱履歴に伴う溶解や再晶出等によりその粒径が後述する原料粒子よりも小さくなることもある。

セラミックス粒子の粒子径が1 μm 未満では、摩耗を受けた際にマトリックスと共にセラミックス粒子が脱落し、耐摩耗性の向上に寄与しないことがある。一方、150 μm を超えるとクラッド層の靱性が大きく低下することがある。

セラミックス粒子の粒子径は、公知の方法、例えば、光学顕微鏡や電子顕微鏡によるクラッド層の断面画像の解析結果から測定することができる。

【 0 0 3 4 】

〔 マトリックス（金属間化合物合金）とセラミック粒子との配合比 〕

30

金属間化合物合金とセラミック粒子との配合比は、得ようとする金属部材の特性に合わせて適宜設定すればよい。

例えば、クラッド層（すなわち、金属間化合物合金とセラミック粒子との合計）に対して、セラミック粒子が10～60体積％である。

セラミック粒子がクラッド層に対して10体積％未満では、クラッド層の十分な強化効果が得られないことがある。一方、セラミック粒子がクラッド層に対して60体積％を超えると、クラッド層の形状が不安定になり、剥離や割れを生じることがある。

【 0 0 3 5 】

〔 基材 〕

基材は、クラッド層により被覆（コーティング）される対象部材であり、例えば、鉄系合金などで形成された部材が挙げられる。一般に鉄系合金などは、高温になると強度・硬さが極端に低下するが、クラッド層により被覆されることにより、クラッド層が高温での摩耗から基材を保護するので、高温における耐摩耗性、強度、耐食性、耐酸化性に優れた金属部材を提供することができる。

40

基材としては、クラッド層と組み合わせて本発明の効果を発揮し得る金属材料であれば特に限定されず、例えば、ステンレス鋼（例えば、JIS G 4315：2013）、合金工具鋼（例えば、JIS G 4404：2006）、一般構造用圧延鋼（例えば、JIS G 3101：2015）、機械構造用炭素鋼（例えば、JIS G 4051：2009）及び機械構造用合金鋼（例えば、JIS G 4053：2008）からなる群より選択される鉄系合金またはニッケル、コバルト及びチタン並びにそれらの合金からなる群より選

50

択される非鉄系合金が挙げられる。

より具体的には、実施例において用いている、オーステナイト系冷間圧造用ステンレス鋼（SUS304）及び機械構造用合金鋼の熱間金型用合金工具鋼（SKD61）が挙げられる。

【0036】

[金属部材の用途]

本発明は、例えば従来、タングステンカーバイド・コバルト（WC-Co）のような、超硬合金が用いられていた用途において、より高い高温強度（硬さ）を有する合金（金属部材）を提供することができる。

また、本発明は、例えば従来、ダイス鋼、WC-Co系超硬合金、インコネルのような、工具用材料・耐熱材料が用いられていた用途において、より高い耐酸化性および耐食性を有する合金（金属部材）を提供することができる。

10

【0037】

(2) クラッド層の製造方法

本発明のクラッド層の製造方法は、65at%以上80at%以下のNiと、4at%以上15at%以下のAlと、4at%以上15at%以下のVと、0at%以上8at%以下の、Nb、Ta、Mo、Co、Cr、Si、W及びTiからなる群より選択される1種以上の第4元素と、Ni、Al、V及び第4元素の合計重量に対して10重量ppm以上1000重量ppm以下のB（ホウ素）と、不可避不純物とからなる合計100%の合金組成を有する金属間化合物合金粉末と、Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Al及びYからなる群より選択される1種以上の元素の炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物、珪化物または硼化物を含むセラミックス粒子とを、キャリアガスと共に基材に噴射しながら基材に熱源光を照射することによりクラッド層を形成する工程を含み、前記金属間化合物合金粉末が、前記熱源光を受光することにより少なくとも一部が溶融して、前記セラミックス粒子と共に前記基材上に堆積することを特徴とする。

20

【0038】

[金属間化合物合金粉末]

本発明の製造方法に用いる金属間化合物合金粉末は、65at%以上80at%以下のNiと、4at%以上15at%以下のAlと、4at%以上15at%以下のVと、0at%以上8at%以下の、Nb、Ta、Mo、Co、Cr、Si、W及びTiからなる群より選択される1種以上の第4元素と、Ni、Al、V及び第4元素の合計重量に対して10重量ppm以上1000重量ppm以下のB（ホウ素）と、不可避不純物とからなる。このような粉末は、例えば、アトマイズ法により製造することができる。また、金属間化合物合金粉末の平均粒径は、125μm以下であってもよい。

30

【0039】

金属間化合物合金粉末は、例えば、ニッケル粉末、アルミニウム粉末、バナジウム粉末、ニオブ粉末およびボロン粉末等の元素粉末を原料粉末とする所定の組成を有する溶湯（溶融合金）をアトマイズする等により得た合金粉末であってもよい。さらには、元素粉末と合金粉末とを混合した混合粉末であってもよい。

これらの中でも、より確実に金属間化合物合金が得られると共に、得られた複合材料の硬さを溶製材と同等レベルまで高くすることができることから、アトマイズ粉末が好ましい。

40

【0040】

[セラミックス粒子]

本発明の製造方法に用いるセラミックス粒子としては、前述のセラミックス粒子が挙げられる。

クラッド層の製造においては、セラミックス粒子を、金属間化合物合金粉末と共に基材に噴射する。これらを別々に噴射してもよいが、予めセラミックス粒子と金属間化合物合金粉末とを混合粉末を噴射してもよい。

【0041】

本発明の製造方法に用いるセラミックス粒子（原料粒子）は、20μm以上150μm以

50

下の粒子径を有するのが好ましい。

原料粒子の粒子径が $20\mu\text{m}$ 未満では、製造工程において粉末が凝集し流動性が低下することによりレーザ光等の熱源光照射部への供給が不安定になることがある。一方、 $150\mu\text{m}$ を超えると粉末噴射ノズルが目詰まりを起こすことがある。

セラミックス粒子の粒子径は、公知の方法、例えば、フィッシャーサブシーブサイザーによる方法により測定することができる。

【0042】

[クラッド層の製造]

以下、図面を用いて本発明のクラッド層の製造方法について説明する。図面や以下の記述中で示す構成は例示であり、これらにより本発明の範囲は限定されない。

10

合金粉末の溶融のための熱源光（エネルギー源）としては、特に限定されないが、レーザ光、アーク光（TIG、MIGなど）などが挙げられ、ここでは、レーザ光を使用する例について説明する。

図1は、本発明の一実施形態のクラッド層の製造方法の説明図である。

この製造方法は、レーザメタルデポジション（LMD）装置11を用いた方法である。

具体的には、噴射ノズル5から金属間化合物合金粉末6とセラミックス粒子7とを、キャリアガスと共に基材2に噴射しながら、基材2に光学レンズ9を介してレーザ光8を照射し、噴射ノズル5を噴射ノズル移動方向10に移動させることにより、クラッド層3を形成し、基材2とそれを被覆するクラッド層3とを備えた金属部材1を得る。

【0043】

20

すなわち、噴射ノズル移動方向10に一定速度で移動する噴射ノズル5の中心部から基材2に向けてレーザ光8が照射され、その照射ポイントに向けて金属間化合物合金粉末6とセラミックス粒子7がキャリアガスと共に噴射され、レーザ光8を受光した金属間化合物合金粉末6が溶融して殆ど溶融しないセラミックス粒子7を分散した溶融プール4を基材2上に形成する。形成された溶融プール4が噴射ノズル7の移動に伴って急冷され、固化してクラッド層3を形成する。

【0044】

キャリアガスは、金属間化合物合金粉末及びセラミックス粒子の搬送媒体（ガス）として機能するだけでなく、原料成分及び形成されたクラッド層の大気による酸化を抑制するシールドガスとしても機能する。このことから、キャリアガスとしては、アルゴン（Ar）ガス、窒素（N）ガスなどの不活性ガスを用いることができる。

30

【0045】

金属間化合物合金粉末及びセラミックス粒子の供給速度、レーザ出力などのクラッド層3の形成条件は、使用する装置の仕様、得ようとするクラッド層の物性、すなわち用いる原料成分などにより適宜設定すればよい。レーザ出力が低過ぎると、原料成分の溶融が不十分になるが、逆にレーザ出力が高過ぎるとクラッド層に基材成分が混入して、基材成分が実質的に混入していない堆積領域が得られず、クラッド層の所望の物性が得られないおそれがある。

基材とクラッド層との界面には、両者の構成成分が混入し合った希釈領域が形成されるのが好ましい。すなわち、希釈領域は、クラッド層側から基材側に近づくほど基材成分の濃度が高くなり、基材側からクラッド層側に近づくほど金属間化合物合金の成分の濃度が高くなる領域である。この希釈領域は、基材とクラッド層との接合を強固にし、金属部材に耐剥離性を付与する。

40

【0046】

例えば、レーザ出力を 1 kW 以上 1.6 kW 以下とし、金属間化合物合金粉末の供給速度を 5 g/min 以上 25 g/min 以下とし、金属間化合物合金粉末に対して $0\sim 60$ 体積%のセラミックス粒子を供給することができる。

より具体的には、 1.6 kW のレーザ出力では、金属間化合物合金粉末の供給速度を 20 g/min 以上 25 g/min 以下に、 1.2 kW のレーザ出力では、金属間化合物合金粉末の供給速度を 15 g/min 以上 19 g/min 以下に、 1.0 kW のレーザ出力で

50

は、粉末供給速度を 6 g/min 以上 12 g/min 以下にすることができ、金属間化合物合金粉末に対して $10 \sim 60$ 体積%のセラミックス粒子を供給することができる。

【0047】

上記のLMD装置は、粉末材料の供給量およびレーザ照射による投入エネルギーを精密に制御することができ、セラミックス粒子のマトリックス中への溶解を極力抑え、かつ基材成分の混入を制御しつつクラッド層を形成することができるので、本発明のクラッド層の製造方法に好適である。

【0048】

[多層クラッド層の形成]

クラッド層を形成する工程は、金属間化合物合金粉末及び前記セラミックス粒子をキャリアガスと共に基材に噴射しながら基材にレーザ光等の熱源光を照射することを複数回重ねて多層のクラッド層を形成する工程であってもよい。

例えば、上記の方法により基材上にクラッド層を形成した後、形成されたクラッド層上にさらに上記の方法によりクラッド層3を重ねて形成することができる。これにより、重ねて形成したクラッド層が一体化して、厚いクラッド層を形成することができる。

これにより、基材成分がクラッド層に混入することを抑制することができ、長期間の摩耗による減肉に耐え得るクラッド層を形成することができ、高温耐摩耗性に優れた金属部材を提供することができる。

【0049】

[熱処理]

本発明のクラッド層の製造方法は、クラッド層を 800 以上 1320 以下の温度で熱処理する工程をさらに含んでもよい。

上記のクラッド層の製造方法では、通常、初析 L_{12} 相と該 L_{12} 相及び D_{022} 相の共析組織とからなる2重複相組織、すなわち Ni_3Al と Ni_3V とを含んでなる2重複相組織が形成されない。このようなクラッド層を熱処理に付すことにより、クラッド層の少なくとも一部を2重複相組織、あるいは Ni_3Al と Ni_3V の共析組織にすることができ、クラッド層を均質化することができる。

【0050】

熱処理は、公知の装置及び方法を用いて行うことができる。

熱処理温度は、例えば、クラッド層を構成するマトリックスの金属間化合物合金が液相に相転移しない 1320 以下、好ましくは 1300 以下である。

具体的には、ニッケル固溶体単相領域に加熱され、その後の冷却過程で Ni_3Al と Ni_3V とを含んでなる2重複相組織、あるいは Ni_3Al と Ni_3V からなる共析組織をより確実に得られることから、熱処理温度は 800 以上 1320 以下であるのが好ましい。

熱処理時間（保持時間）は、例えば、 0.5 時間～ 24 時間であるのが好ましい。

また、熱処理雰囲気は、クラッド層の大気による酸化を抑制するために、真空、またはアルゴンガスなどの不活性ガス雰囲気であるのが好ましい。

【実施例】

【0051】

本発明を以下の実施例により具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例により限定されるものではない。

実施例では、レーザメタルデポジション（LMD）法により、基材上にクラッド層（肉盛層）を形成して金属部材の試料を得、さらに熱処理を施し、それらの熱処理前後の試料について観察及び評価を行った。

【0052】

[試料の作製]

下記の基材、金属間化合物合金粉末及びセラミックス粒子を用い、図1に示すようなLMDにより、下記の条件で基材上に、長さ＝約 60 mm 、幅＝約 5 mm 、高さ＝約 $1 \sim 2.5 \text{ mm}$ （単層）のクラッド層を形成して3種の金属部材WC、金属部材VC及び金属部材NbCの試料を得た。

10

20

30

40

50

(金属間化合物合金粉末)

75.0 at% Ni、9.0 at% Al、13.0 at% V、3.0 at% Nb、0.005 wt% Bの合金組成になるように調製した金属原料を、アトマイズ法により粉末化し、125 μm以下の粒径に分級することにより、バインダーとしての金属間化合物合金粉末 (NAV-3Nb) を得た。

【0053】

(セラミックス粒子)

WC粒子 (粒径53 ~ 150 μm)

VC粒子 (粒径75 ~ 150 μm)

NbC粒子 (粒径 ~ 125 μm)

10

【0054】

(基材)

材質: SUS304 (18 ~ 20質量% Cr、8 ~ 10.5質量% Ni、残Fe)

寸法: 長さ = 60 mm、幅 = 20 mm、厚さ: 10 mm

【0055】

(LMD条件)

レーザ出力: 1.6 kW

レーザ操作速度: 5 mm / sec

レーザビーム径: 5 × 5 mm

キャリアガス: アルゴン (Ar) ガス、約 5 L / min で噴射ノズルから噴射

20

粉末及び粒子の供給速度: NAV-3Nb 17.4 g / min

WC 20.4 g / min

VC 9.6 g / min

NbC 12.0 g / min

使用粉末及び粒子: 金属部材WC (NAV-3Nb + WC)

金属部材VC (NAV-3Nb + VC)

金属部材NbC (NAV-3Nb + NbC)

【0056】

[試料の熱処理]

また、各金属部材の試料を下記の条件で熱処理した。

30

処理温度: 1280

処理時間: 5 hr

雰囲気: 真空

冷却: 炉冷 (炉内にて自然冷却)

【0057】

[クラッド層の外観観察]

図2は、各金属部材のクラッド層の外観写真であり、上図がクラッド層の形成方向に垂直な方向から見た図であり、下図がクラッド層の断面図である。

図2によれば、いずれも表面欠陥や内部ボイドなどのない良好なクラッド層が形成されていることがわかる。また、金属部材VC及び金属部材NbCでは、それぞれセラミックス粒子のVC粒子及びNbC粒子がマトリックスのNAV-3Nb中に均質に分散していることがわかる。一方、金属部材WCでは、マトリックスのNAV-3Nbとセラミックス粒子のWC粒子との密度差が大きいためか、クラッド層の下層 (基材側) にWC粒子が重量偏析していることがわかる。

40

【0058】

[クラッド層の断面SEM観察]

図3は、熱処理前後の各金属部材のクラッド層のマトリックスの断面 (堆積領域) のSEM写真であり、上段が熱処理前であり、下段が熱処理後であり、各写真の右上の写真が各写真の拡大写真である。但し、外観観察で重量偏析が観察された金属部材WCのみ、熱処理後の写真の上部領域と中心から下部領域の拡大写真を示す。

50

図 3 によれば、熱処理後の金属部材 V C 及び N b C では、クラッド層に矩形状の組織が観察され、熱処理により 2 重複相組織（初析 L 1 2 相と、L 1 2 相及び D 0 2 2 相の共析組織とからなる微細組織）が形成されていることがわかる。

一方、熱処理後の金属部材 W C では、W C 粒子が少ないクラッド層の上部に 2 重複相組織様を観察される一方、W C 粒子が高密度に存在するクラッド層の下部に丸みを帯びた初析相が観察され、重量偏析により熱処理によっても 2 重複相組織が形成され難いことがわかる。

このように実験結果によれば、セラミックス粒子が V C、N b C の場合には、W C の場合と比べて 2 重複相組織を形成し易く、セラミックス粒子がマトリックスを構成する元素（N b、V）を含む元素の炭化物、窒化物、炭窒化物、酸化物または硼化物を含む粒子であれば、加熱処理によって 2 重複相組織が形成され易いことがわかる。

10

【 0 0 5 9 】

〔クラッド層の E P M A 組成分析〕

電子線マイクロアナライザ（E P M A）を用いて、熱処理前後の各金属部材のクラッド層のマトリックス部分の元素分析を行った。但し、外観観察で重量偏析が観察された金属部材 W C のみ、上部領域と中心から下部領域に分けて分析した。

得られた結果を表 1 に示す。

【 0 0 6 0 】

【表 1】

(at%)			Ni	Al	V	Nb	B	Fe	Cr	C	W
供試粉末			75.0	9.0	13.0	3.0	0.005 wt%	—	—	—	—
熱処理前	W C	上部	73.2	7.6	8.9	1.6	0.6	1.0	0.5	3.1	3.5
		中心から 下部	74.2	7.9	8.4	1.3	0.1	1.0	0.5	2.8	3.8
	V C		69.1	8.1	14.2	1.9	0.7	2.7	1.1	2.3	—
	N b C		67.4	7.0	10.9	3.5	0.1	6.1	2.1	2.9	—
熱処理後	W C	上部	73.0	7.8	9.2	1.2	0.3	0.8	0.5	3.8	3.5
		中心から 下部	75.7	9.2	4.2	0.6	0.4	1.4	0.4	4.9	3.4
	V C		69.3	8.2	13.3	1.0	0.4	3.2	1.4	3.1	—
	N b C		68.2	7.4	11.6	2.0	0.7	5.8	1.7	2.6	—

20

30

【 0 0 6 1 】

表 1 によれば、各金属部材のクラッド層のマトリックス部分には、金属間化合物合金粉末としての供試材に含まれない、基材の S U S 3 0 4 及びセラミックス粒子由来の元素が混入していることがわかる。また、C r 及び N i に関しては、熱処理前後で含有量に殆ど違いがない。すなわち、クラッド層の形成時に基材の一部が溶融してクラッド層に混入した基材成分の C r 及び N i は、固体状態になった後は熱処理によっても含有量に殆ど変化がない。つまり、C r 及び N i の混入量はクラッド層の形成条件により決定されるものと考えられる。

40

【 0 0 6 2 】

また、同様にして、E P M A を用いて、熱処理後の各金属部材のクラッド層のセラミックス粒子部分の元素分析を行った。

得られた結果を表 2 に示す。

【 0 0 6 3 】

50

【表 2】

(at%)	Ni	Al	V	Nb	B	C	Fe	Cr	W	分散
WC	3.8	0.1	33.2	8.5	0.0	46.0	0.1	3.8	9.8	(V, W, Nb)C
VC	1.3	0.0	43.5	5.9	0.1	48.3	0.1	1.3	—	(V, Nb)C
NbC	2.2	0.0	10.4	34.6	0.0	52.4	0.1	0.2	—	(Nb, V)C

【0064】

表2によれば、各金属部材のクラッド層のセラミックス粒子部分には、セラミックス粒子に含まれない、基材のSUS304及び金属間化合物合金粉末としての供試材由来の元素が混入していることがわかる。表2は、熱処理後の分析結果であるが、マトリックス部分と同様に、熱意処理前後で含有量に殆ど違いがないものと考えられる。

10

【0065】

[クラッド層のEPMAマッピング]

EPMAを用いて、熱処理後の各金属部材のクラッド層のマトリックス部分について各元素のマッピングを行った。分析対象元素は、Ni、Al、V、Nb、Fe、Cr及びC、金属部材WCについてのみWとした。

図4～6は、それぞれ金属部材WC、金属部材VC及び金属部材NbCの熱処理後のクラッド層のマトリックス部分についての各元素のEPMAマッピングである。図中、「SEI」は二次電子像を、「COMPO」は反射電子組成像を示す。

20

図4によれば、金属部材WCのクラッド層には2重複相組織が確認されず、炭化物を構成する元素がC、V、WとNbであることがわかる。

図5及び図6によれば、金属部材VC及び金属部材NbCには2重複相組織の形成が確認され、Alは初析に、Vはチャンネルに存在していることがわかる。また、基材から混入したFeとCrは共に、チャンネルに存在していることがわかる。

【0066】

[X線回折による相同定]

X線回折を用いて、熱処理後の各金属部材のクラッド層の相同定を行った。

図7は、金属部材WC、金属部材VC及び金属部材NbCの熱処理前後のクラッド層のX線回折図である。

30

金属部材WCのクラッド層では、熱処理前にNi固溶体相(Ni s.s.)が、熱処理後にNi固溶体相及びNi₃Al相(Ni₃Al)が存在していることがわかる。金属部材WCのクラッド層には2重複相組織が確認されない。

金属部材VCのクラッド層では、熱処理前にNi固溶体相及びNi₃Al相が存在していることがわかる。金属部材VCには2重複相組織の形成が確認される。

金属部材NbCのクラッド層では、熱処理後にNi₃Al相及びNi₃V相(Ni₃V)存在していることがわかる。金属部材NbCには2重複相組織の形成が確認される。

【0067】

[硬さ分布]

ビッカース硬さ試験機を用いて、熱処理後の各金属部材のクラッド層の形成表面近傍から2.5mm付近までのビッカース硬さを測定した。ビッカース硬さ試験は、クラッド層の断面が現れるように試料を放電加工により切断しバフ研磨又は電解研磨した後、クラッド層の断面に圧子を押し付けることにより測定した。

40

図8は、金属部材WC、金属部材VC及び金属部材NbCの熱処理前後のクラッド層の表面近傍のビッカース硬さ分布を示す図である。

図8によれば、いずれの金属部材のクラッド層でも、熱処理前で450HV前後の硬さを有することがわかる。また、熱処理により若干硬さが上昇するが、熱処理前後で硬さ分布に大差がないことがわかる。

【符号の説明】

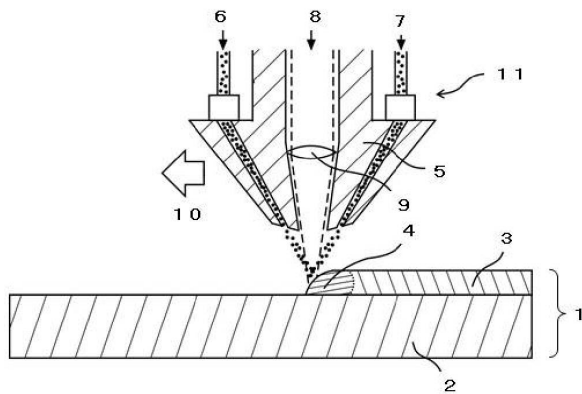
【0068】

50

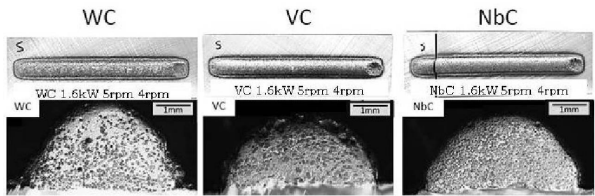
- 1 : 金属部材
- 2 : 基材
- 3 : クラッド層
- 4 : 熔融プール
- 5 : 噴射ノズル
- 6 : 金属間化合物合金粉末
- 7 : セラミックス粒子
- 8 : レーザ光
- 9 : 光学レンズ
- 10 : 噴射ノズル移動方向
- 11 : レーザメタルデポジション装置

【図面】

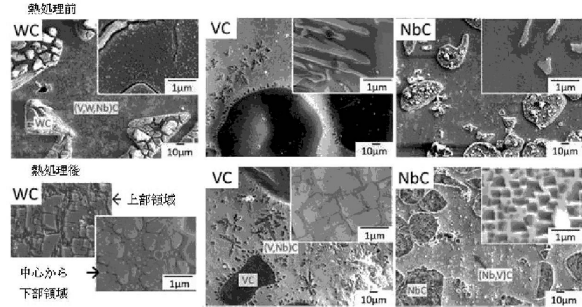
【図 1】



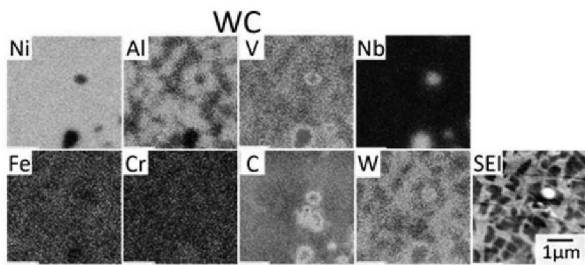
【図 2】



【図 3】



【図 4】



10

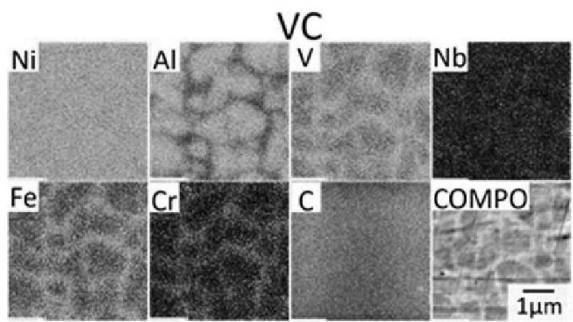
20

30

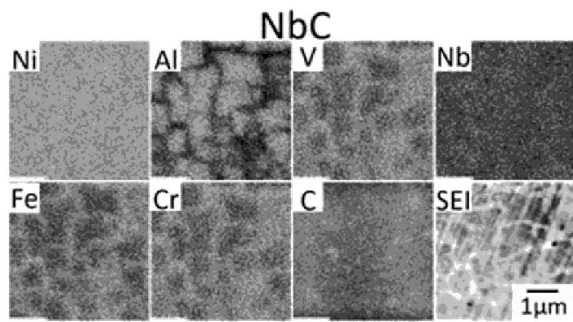
40

50

【 図 5 】

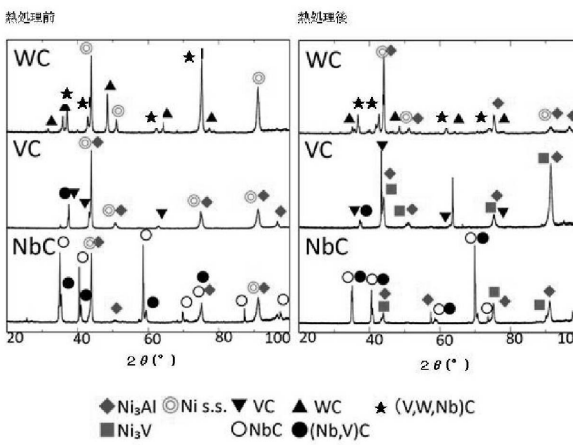


【 図 6 】

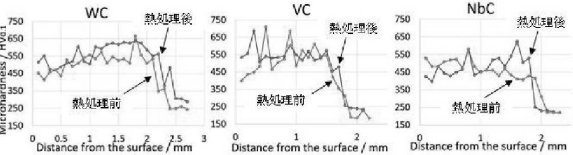


10

【 図 7 】



【 図 8 】



20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

B 3 2 B 9/00 (2006.01)
B 2 3 K 35/30 (2006.01)
C 2 2 C 19/03 (2006.01)
C 2 2 F 1/00 (2006.01)

F I

B 3 2 B 9/00 A
 B 2 3 K 35/30 3 4 0 L
 C 2 2 C 19/03 G
 C 2 2 F 1/00 6 1 3
 C 2 2 F 1/00 6 2 7
 C 2 2 F 1/00 6 0 1
 C 2 2 F 1/00 6 3 0 D
 C 2 2 F 1/00 6 5 0 A
 C 2 2 F 1/00 6 4 0 A
 C 2 2 F 1/00 6 4 0 B
 C 2 2 F 1/00 6 3 0 C
 C 2 2 F 1/00 6 3 0 A
 C 2 2 F 1/00 6 9 1 B
 C 2 2 F 1/00 6 9 1 C
 C 2 2 F 1/00 6 9 1 Z

(74)代理人 100174883

弁理士 富田 雅己

(74)代理人 100189429

弁理士 保田 英樹

(74)代理人 100213849

弁理士 澄川 広司

(72)発明者 金野 泰幸

大阪府堺市中区学園町 1 番 1 号 公立大学法人大阪府立大学内

(72)発明者 高杉 隆幸

大阪府堺市中区学園町 1 番 1 号 公立大学法人大阪府立大学内

(72)発明者 山口 拓人

大阪府和泉市あゆみ野 2 丁目 7 番 1 号 地方独立行政法人大阪府立産業技術総合研究所内

(72)発明者 萩野 秀樹

大阪府和泉市あゆみ野 2 丁目 7 番 1 号 地方独立行政法人大阪府立産業技術総合研究所内

審査官 河口 展明

(56)参考文献 国際公開第 2 0 1 3 / 0 5 8 3 3 8 (W O , A 3)

特開平 0 4 - 1 8 5 4 1 4 (J P , A)

特開 2 0 1 4 - 1 0 5 3 8 0 (J P , A)

奥野武志、外 4 名、N i 基金属間化合物合金を用いた鉄鋼材料へのレーザ肉盛と評価、材料とプロセス、日本、2016年03月01日、第 2 9 巻、第 1 号、p. P S - 6

(58)調査した分野 (Int.Cl., D B 名)

C 2 2 C 1 9 / 0 0 - 1 9 / 0 5

C A p l u s / R E G I S T R Y (S T N)