

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5788637号
(P5788637)

(45) 発行日 平成27年10月7日(2015.10.7)

(24) 登録日 平成27年8月7日(2015.8.7)

(51) Int.Cl.	F 1
B 23 K 35/30	(2006.01)
B 23 K 9/04	(2006.01)
B 23 K 26/34	(2014.01)
C 22 C 38/00	(2006.01)
C 22 C 38/38	(2006.01)
B 23 K 35/30	B 23 K 35/30
B 23 K 9/04	B 23 K 9/04
B 23 K 26/34	B 23 K 26/34
C 22 C 38/00	C 22 C 38/00
C 22 C 38/38	C 22 C 38/38

請求項の数 11 (全 24 頁)

(21) 出願番号	特願2009-520971 (P2009-520971)
(86) (22) 出願日	平成19年7月18日 (2007.7.18)
(65) 公表番号	特表2009-543699 (P2009-543699A)
(43) 公表日	平成21年12月10日 (2009.12.10)
(86) 國際出願番号	PCT/US2007/073757
(87) 國際公開番号	W02008/011448
(87) 國際公開日	平成20年1月24日 (2008.1.24)
審査請求日	平成22年6月14日 (2010.6.14)
審判番号	不服2014-2530 (P2014-2530/J1)
審判請求日	平成26年2月10日 (2014.2.10)
(31) 優先権主張番号	11/458,209
(32) 優先日	平成18年7月18日 (2006.7.18)
(33) 優先権主張国	米国(US)

(73) 特許権者	505307611 ザ・ナノスティール・カンパニー・インコ ーポレーテッド アメリカ合衆国・ロードアイランド・O 2 9 0 3・プロヴィデンス・ウエスト・エク スチェンジ・ストリート・2 7 2・スイ ト・3 0 0
(74) 代理人	100108453 弁理士 村山 靖彦
(74) 代理人	100064908 弁理士 志賀 正武
(74) 代理人	100089037 弁理士 渡邊 隆
(74) 代理人	100110364 弁理士 実広 信哉

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】高硬度／高耐磨耗性の鉄系肉盛溶接部材料

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

鉄及びマンガンを含むベース金属 4 4 . 2 から 5 5 . 4 原子%と、
ホウ素、炭素、ケイ素及びそれらの組み合わせの群から選択される格子間元素 2 0 . 2
から 3 9 . 3 原子%と、
クロム、モリブデン、タンクス汀及びそれらの組み合わせの群から選択される遷移金
属 1 3 . 3 から 2 0 . 5 原子%と、並びに
ニオブ 3 . 2 から 4 . 4 原子%と、

を含み、その組成が凝固点を有し、かつ前記凝固点を超えて前記組成の温度を下げる液体
の形を維持することにより過冷却する状況で、析出相を含んだ実質的なガラス組成を有す
るよう基板表面に溶接されたときに、R c 6 4 以上の溶接堆積物の硬度を有し、また前
記基板表面の 2 5 0 ミクロン以内で最大の硬度を示し、ホウ炭化物の相を含む - F e 及
び / 又は - F e の延性マトリックスを形成し、1 5 %より多く少なくとも 7 5 %以下の
前記ホウ炭化物析出物の体積分率を有し、前記ホウ炭化物相が、

- (1) 幅 5 μ m から 2 0 μ m 、長さ 5 0 から 1 7 5 μ m の長方状の相、
 - (2) 幅 2 μ m から 1 0 μ m 、長さ 1 0 から 6 0 μ m の長方状の相、
 - (3) 2 μ m から 1 0 μ m のサイズの立方状の相、
 - (4) 1 0 μ m から 2 0 μ m のサイズの立方状の相、
- の 1 つ以上を有するサイズ範囲にある、金属合金組成物。

【請求項 2】

10

20

前記組成物は、粉末を含み、前記粉末の少なくとも 50 %が、15 から 250 μm の範囲の粒子サイズを有する、請求項 1 に記載の金属合金組成物。

【請求項 3】

前記組成物は、0.01 から 0.5 インチの範囲の直径を有するコアードワイヤの形をとる、請求項 1 に記載の金属合金組成物。

【請求項 4】

前記組成物は、0.01 から 0.5 インチの範囲の直径を有する棒電極の形をとる、請求項 1 に記載の金属合金組成物。

【請求項 5】

前記組成物を基板に付着させたときに、前記組成物が、0.20 g 未満の ASTM G 65 Procedure A (6000 サイクル) の重量減少を有する、請求項 1 に記載の金属合金組成物。 10

【請求項 6】

基板に付着させたときに、前記組成物は、Rc 68 以上の溶接堆積物の硬度を有する、請求項 1 に記載の金属合金組成物。

【請求項 7】

基板に付着させたときに、0.08 g 未満の ASTM G 65 Procedure A (6000 サイクル) の重量減少を有する、請求項 5 に記載の金属合金組成物。 20

【請求項 8】

鉄及びマンガンを含むベース金属 44.2 から 55.4 原子%と、 20

ホウ素、炭素、ケイ素及びそれらの組み合わせの群から選択される格子間元素 20.2 から 39.3 原子%と、

クロム、モリブデン、タンゲステン及びそれらの組み合わせの群から選択される遷移金属 13.3 から 20.5 原子%と、並びに

ニオブ 3.2 から 4.4 原子%と、を含む組成物を提供するステップと、

前記組成物を噴霧することによって、前記組成物を粉末に形成するステップであって、前記粉末が、15 μm から 250 μm の範囲の粒子サイズを有する、ステップと、

噴霧された前記組成物を基板上に溶接するステップであって、その組成が凝固点を有し、かつ前記凝固点を超えて前記組成の温度を下げて液体の形を維持することにより過冷却する状況で、析出相を含んだ実質的なガラス組成を形成するステップと 30

を含み、

前記組成物を基板に付着させたときに、前記組成物が Rc 64 以上の溶接堆積物の硬度を有し、また前記基板表面の 250 ミクロン以内で最大の硬度を示し、前記組成物はホウ炭化物の相を含む - Fe 及び / 又は - Fe の延性マトリックスを形成し、15 % より多く少なくとも 75 % 以下の前記ホウ炭化物析出物の体積分率を有し、前記ホウ炭化物相が、

(1) 幅 5 μm から 20 μm 、長さ 50 から 175 μm の長方状の相、

(2) 幅 2 μm から 10 μm 、長さ 10 から 60 μm の長方状の相、

(3) 2 μm から 10 μm のサイズの立方状の相、

(4) 10 μm から 20 μm のサイズの立方状の相、 40

の 1 つ以上を有するサイズ範囲にある、基板の硬化肉盛方法。

【請求項 9】

前記組成物を、0.01 インチから 0.50 インチの範囲の直径を有するコアードワイヤの形にするステップをさらに含む、請求項 8 に記載の方法。

【請求項 10】

前記組成物を、0.01 インチから 0.50 インチの範囲の直径を有する棒電極の形にするステップをさらに含む、請求項 8 に記載の方法。

【請求項 11】

前記溶接が、レーザー溶接、移行性プラズマアーク溶接 (PTAW) 、ガス金属アーク溶接 (GMAW) 、金属不活性ガス溶接 (MIG) 、サブマージアーク溶接、オーブンア 50

ーク溶接、被覆アーク溶接（SMAW）、手棒溶接及びそれらの組み合わせからなる群から選択される工程をさらに含む、請求項8に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本開示は、合金を形成する鉄系ガラスに関し、様々な硬化溶接肉盛用途技術のための供給原料を製造するための合金の製造方法に関する。本願は、マクロ複合体を形成するための巨視的な混合を必要とすることなく、従来の工業的加工方法を用いて工業製品に加工し得る、目標の合金化学物質にも関する。

【背景技術】

【0002】

肉盛溶接部の材料は、ニッケル（若しくはニッケル合金）系、コバルト（若しくはコバルト合金）系、又は鉄（若しくは鉄合金）系であってよい適切なバインダーに、様々な体積分率（すなわち、一般に15から90原子%の硬質粒子）で組み入れることのできる炭化物（すなわちWC、VC、Cr₃C₂、Cr₂3C₆、TiC、HfC等）、ホウ化物（TiB₂、ZrB₂等）、ホウ炭化物（M(BC)₂、M(BC)₃、M₂3(BC)₆等）、窒化物（すなわち、BN、TiN、AlN等）、及び/又はダイヤモンド様な他の特定の硬質相等を含みうる硬質粒子から出発することにより開発され得るマクロ複合体であり得る。バインダーは、マトリックスを提供し、硬質粒子が完全に溶解しないうちにはそれをとらえるのに十分なだけその表面を濡らすことによりその硬質粒子を保持することができる。バインダーは、複合体が使用中に適切に機能することを可能にする、ある程度の韌性/亀裂耐性をも提供し得る。

【発明の概要】

【課題を解決するための手段】

【0003】

代表的な実施形態は、硬化溶接肉盛用途に使用することができる金属合金組成物に関する。この合金組成物は、鉄及びマンガンから構成されるベース金属35から65原子%、ホウ素、炭素、ケイ素又はそれらの組み合わせから選択される格子間元素10から50原子%、クロム、モリブデン、タンクステン又はそれらの組み合わせから選択される遷移金属3から30原子%、並びにニオブ1から15原子%を含み得る。この組成物は、複合ホウ化物、複合炭化物又はホウ炭化物の相を含む、-Fe及び/又は-Feの延性マトリックスを形成し得る。

【0004】

さらに代表的な実施形態も、硬化溶接肉盛用途に使用することができる金属合金組成物に関する。この合金組成物は、鉄及びマンガンから構成されるベース金属44.2から55.4原子%、ホウ素、炭素、ケイ素及びそれらの組み合わせの群から選択される格子間元素20.2から39.3原子%、クロム、モリブデン、タンクステン及びそれらの組み合わせの群から選択される遷移金属13.3から20.5原子%、並びにニオブ3.2から4.4原子%を含み得る。

【0005】

追加の代表的な実施形態は、基板の硬化肉盛方法に関する。この方法は、鉄及びマンガンから構成されるベース金属35から65原子%、ホウ素、炭素、ケイ素及びそれらの組み合わせの群から選択される格子間元素10から50原子%、クロム、モリブデン、タンクステン及びそれらの組み合わせの群から選択される遷移金属3から30原子%、並びにニオブ1から15原子%を含む組成物を提供することと、基板上にその組成物を溶接することとを含み得る。

【0006】

例証の目的のために提供され、本発明のいかなる態様をも制限するものと考えるべきではない、添付の図を参照することにより、以下の詳細な説明をより良く理解することができる。

10

20

30

40

50

【図面の簡単な説明】

【0007】

【図1】図1は、2つの異なる冷却速度で凝固させた合金6の代表的なDTAスキャンを図解し、上の曲線は速い冷却速度を図解し、下の曲線は遅い冷却速度を図解する。ガラスから結晶への変質ピークを明瞭に見ることができる点に注意されたい。

【図2】図2は、Fe+Mn(左部)、B+C+Si(中央左)、Cr+Mo+W(中央右)及びNb(右部)の関数として、代表的な溶接合金化学物質の原子パーセントを描いたグラフである。

【図3】図3は、2つの異なる冷却速度で凝固させた、合金5のガス噴霧粉末の代表的なDTAスキャンを図解し、上の曲線は15から53 μm の粉末、下の曲線は53から250 μm の粉末である。ガラスから結晶への変質ピークを明瞭に見ることができる点に注意されたい。
10

【図4a】図4aは、3.5ポンド/時間で付着させた、合金5のPTAW肉盛溶接部の代表的な実験X線回折パターンを図解する。

【図4b】図4bは、3.5ポンド/時間で付着させた、合金5のPTAW肉盛溶接部の代表的なリートベルト精密化X線回折パターンを図解する。

【図5a】図5aは、18.0ポンド/時間で付着させた、合金5のPTAW肉盛溶接部の代表的な実験X線回折パターンを図解する。

【図5b】図5bは、18.0ポンド/時間で付着させた、合金5のPTAW肉盛溶接部の代表的なリートベルト精密化X線回折パターンを図解する。
20

【図6a】図6aは、3.5ポンド/時間で溶接した、合金5のPTAW試料の、低倍率での代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図6b】図6bは、3.5ポンド/時間で溶接した、合金5のPTAW試料の、高倍率での代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図7a】図7aは、18.0ポンド/時間で溶接した、合金5のPTAW試料の、低倍率での代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図7b】図7bは、18.0ポンド/時間で溶接した、合金5のPTAW試料の、高倍率での代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図8a】図8aは、3.5ポンド/時間で溶接した、合金5のPTAW試料の、低倍率での代表的なSEM二次電子顕微鏡写真を図解する。
30

【図8b】図8bは、3.5ポンド/時間で溶接した、合金5のPTAW試料の、高倍率での代表的なSEM二次電子顕微鏡写真を図解する。

【図9】図9は、2パス肉盛溶接部磨耗板の形での代表的な合金5のGMAW硬化肉盛付着物の図を図解する。

【図10a】図10aは、1パス試料である、磨耗試験後の代表的な合金5のGMAW肉盛溶接部を図解する。

【図10b】図10bは、2パス試料である、磨耗試験後の代表的な合金5のGMAW肉盛溶接部を図解する。

【図11a】図11aは、合金5のGMAW試料の代表的な実験X線回折スキャンを図解する。
40

【図11b】図11bは、合金5のGMAW試料の代表的なリートベルト精密化X線回折スキャンを図解する。

【図12a】図12aは、合金5の代表的なGMAW溶接部構造を示す、構造を示す低倍率での代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図12b】図12bは、合金5の代表的なGMAW溶接部構造を示す、高倍率のマトリックス相の代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図12c】図12cは、合金5の代表的なGMAW溶接部構造を示す、高倍率の主要なホウ炭化物相の類型1の代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図12d】図12dは、合金5の代表的なGMAW溶接部構造を示す、高倍率のホウ炭化物相の類型2の代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。
50

【図13】図13は、基材からベース金属の中へのピッカース微小硬度の変化を示す、合金5の1パスGMAW肉盛溶接部の代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【図14】図14は、基材からベース金属の中へのピッカース微小硬度の変化を示す、合金6の2パスGMAW肉盛溶接部の代表的なSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。

【発明を実施するための形態】

【0008】

本発明は、均一な性質の液体溶融物を形成し得る合金設計に関する。目標の合金化学物質を、マクロ複合体を形成するための巨視的な混合を必要とすることなく、従来の工業的加工方法を用いて工業製品に加工し得る。例えば粉末を製造するために、液体溶融物を、粉末粒子に微細化するために、噴霧等の方法を用いることができる。次いで、様々な肉盛用途の方法のための目標粉末サイズを得るために、その粉末粒子の大きさを合わせることができる。さらに、この粒子を、単独、又は市販の粉末と組み合わせて若しくは合わせて用い、様々な溶接工程のためのコアードワイヤ及び棒電極を形成することができる。

【0009】

硬化肉盛のための合金設計を、化学的な配合を形成するガラスを中心に策定することができる。金属合金組成物は、ベース金属、少なくとも1種の格子間元素、少なくとも1種の遷移金属及びニオブから構成され得る。このベース金属は、鉄及びマンガンを含むことができ、この組成物の35から65原子パーセント(at%)の範囲で合金中に存在することができ、その範囲の全ての値及び増分を含む。格子間元素は、例えば、ホウ素、炭素及び/又はケイ素を含むことができ、この組成物の10から50原子%の範囲で合金中に存在することができ、その範囲の全ての値及び増分を含む。遷移金属は、例えば、クロム、モリブデン及び/又はタンゲステンを含むことができ、この組成物の3から30原子%の範囲で存在することができ、その範囲の全ての値及び増分を含む。さらに、ニオブは、この組成物の1から15原子%の範囲で存在することができる。代表的な実施形態において、ベース金属は、44.2から55.4原子%の範囲で存在することができ、1種又は複数の格子間元素は、20.2から39.3原子%の範囲で存在することができ、1種又は複数の遷移金属は、13.3から20.5原子%の範囲で存在することができ、ニオブは、3.2から4.4原子%の範囲で存在することができる。

【0010】

【例となる合金組成物】

代表的な合金化学物質を表1に要約する。この合金は、実験スケール又は生産スケールのいずれかで製造され、次いでさらに、様々な肉盛溶接部用途の方法のために、硬化肉盛の供給原料として加工され得る。図2において、それぞれの合金の原子パーセントを、さらに、Fe+Mn、B+C+Si、Cr+Mo+W及びニオブの関数としてグラフで示す。このように、これらの代表的な化学物質は、全ては含まないものの、所望の特定の硬度及び耐磨耗の特性を有する、特定の精密化した構造を達成し得る化学物質にあたる。

【0011】

10

20

30

【表1】

表1 GMAW溶接合金の原子パーセント

合金	Fe+Mn (原子%)	B+C+Si (原子%)	Cr+Mo+W (原子%)	Nb (原子%)
合金1	44.2	39.3	13.3	3.2
合金2	46.6	35.2	14.9	3.3
合金3	49.1	30.9	16.5	3.5
合金4	49.9	29.7	16.3	4.1
合金5	52.2	25.6	18.5	3.7
合金6	52.5	25.8	17.3	4.4
合金7	53.1	24.0	19.2	3.7
合金8	54.2	22.2	19.8	3.8
合金9	55.4	20.2	20.5	3.9

【0012】

上述のように、この合金組成物は、粉末を提供するために噴霧され得る。代表的な噴霧工程には、ガス噴霧、遠心噴霧又は水噴霧を挙げることができる。この粉末の粒子は、篩い分け、分級及び空気分級等の様々な技術を用いて大きさを合わせることができる。代表的な実施形態において、この粉末粒子の少なくとも50%は、10から300μmの範囲内に含まれることがあり、53から106μm、53から150μm又は45から180μm等の範囲等の、その範囲の全ての値及び増分を含む。しかし、他の粒子サイズ範囲を考えることはでき、用途、又は所望の硬化肉盛溶接技術に依存し、その範囲が狭い又は広いことも、その粒子の大きさが大きい又は小さいこともあり得ることが理解されよう。例えば、レーザー溶融の間には、53から106μmの粒子を供給原料として用いることができ、移行性プラズマアーク溶接(PTAW)には、45から180μmの粉末を供給原料に用いることができる。

【0013】

本明細書において考えられる粉末を、単独、又は市販の粉末と合わせて若しくは組み合わせて用いることができる。すなわち、市販の粉末を単独で用い、特定の目標の化学物質に当て、コアードワイアの内部に入れ込み、金属粉末コアードワイアを作製することができる。このコアードワイアを、0.01から0.5インチの範囲の様々な直径で製造することができ、0.045"、1/16"、7/64"、1/8"及び3/16"等の、その範囲の全ての値及び増分を含むが、それらに限定されるものではない。このコアードワイアを、ワイアを使用する様々な溶接工程のための供給原料として用いることができる。ワイア供給材料の硬化肉盛技術の例には、ガス金属アーク溶接(GMAW)、金属不活性ガス(MIG)溶接、サブマージアーク溶接及びオープンアーク溶接が挙げられるが、それらに限定されるものではない。この粉末を、単独、市販の粉末とともに、又は市販の粉末と組み合わせて用い、コアードワイアの内部に入れ込み、0.045"、1/16"、5/64"、3/32"、1/8"及び3/16"を含むがそれらに限定されるものではない様々な直径の棒電極を作製し、被覆アーク溶接(SMAW)又は手棒溶接を含むがそれらに限定されるものではない様々な硬化肉盛方法により溶接することもできる。

【0014】

この合金は、様々な合金鋼等の基板ならどれでも付着させることができる。上述のように、レーザー溶接、移行性プラズマアーク溶接(PTAW)、ガス金属アーク溶接(GMAW)、金属不活性ガス溶接(MIG)、サブマージアーク溶接、オープンアーク溶接、被覆アーク溶接(SMAW)又は手棒溶接等の様々な肉盛工程において、この合金を用いることができる。

【0015】

10

20

30

40

50

さらに、上述のように、この合金は、実質的にガラス質の組成物を形成するように配合され得る。例えば、図1において、代表的なDTAスキャンを、速い又は遅い冷却速度で加工された合金6について示す。上の曲線は、速い冷却速度で製造される合金6の代表的なDTAスキャンを図解し、下の曲線は、遅い冷却速度で製造される合金6の代表的なDTAスキャンを図解する。それぞれの曲線上の、単一の代表的な、ガラスから結晶への変質ピークは、660 のピーク温度付近に見られる。この合金は、レーザー、PTAW、GMAW及びMIGを含む様々な硬化肉盛用途のために、粉末及びワイヤの両方の形で製造することができる点にもう一度注意されたい。

【0016】

ガラス合金の形成により、結晶の微細構造のスケールが精密化され得る。精密化の程度は、合金のガラス形成能力、工業的加工方法の冷却速度、全入熱、肉盛溶接付着物の厚み等を含む様々な要因に依存し得る。工業的溶接工程の平均冷却速度は、供給原料の材料の金属ガラス形成に対する臨界冷却速度よりも大きい（すなわち速い）ことがあり、金属ガラスの溶接付着物は、溶接の間に形成され得る。全入熱が、失透を引き起こすのに不十分である場合、金属ガラスの肉盛は、オングストロームスケールの微細構造で形成され得るが、全入熱が大きすぎると、部分的又は完全な失透が生じ、ナノスケールの複合的な微細構造の形成につながり得る。

【0017】

金属ガラス形成に対する臨界冷却速度が、選択した工業的肉盛溶接工程の平均冷却速度より大きいと、核生成及び成長の前に、高い過冷却がさらに得られることがある。過冷却とは、凝固点を超えて液体の温度が低下し、依然として液体の形を維持することと理解することができる。過冷却は、従来の合金において得られるものよりも数百度高いことがあり、核生成のためのより大きな原動力となり得る一方で、温度依存的拡散過程の減少は、核生成頻度の増加、及び粒/相の成長時間の減少につながることがある。したがって、過冷却の程度が増加するにつれ、生成する粒/相の平均サイズは減少し得る。

【0018】

それぞれの粒子中で生じ得る応力集中はより少なく、生成する亀裂は、より延性のマトリックス相で阻止され/埋められ得るため、粒/相、及びより微細な硬質粒子の大きさの減少は、肉盛溶接部の韌性の増加につながり得る。微細な粒子は、従来のマクロ複合体肉盛溶接部材料のマトリックスを優先的に摩滅することもある。例えば、従来のPTA粉末は、45から180 μm の粗WC微粒子を用いて構成されることがある、ニッケル、クロム、ホウ素及びケイ素を含有する合金であり得るニッケル系マトリックス粉末に加えることができる。生成する45から180 μm （溶解が生じないならば）のWC粒子は非常に硬質であり得るが、一般に、その化学物質をベースとしたニッケルマトリックスは、Rc 35から50であり得る。したがって、砂の様な微細な粒子が存在する場合、そのマトリックスは優先的に摩滅され、WC硬質相の引抜につながることがある。

【0019】

達せられた過冷却、臨界冷却速度、全入熱等に依存して、より微細な大きさの硬質粒子が、溶接中にその場で形成され得る。失透ガラスの極端な場合においては、硬質な炭化物、ホウ化物、ホウ炭化物及び/又は窒化物の微粒子は、5から100 nmの大きさであり得る。高い過冷却が達せられ得る他の場合においては、硬質相のスケールが400から1000 nm（すなわち1 μm ）であり得る。限定的な過冷却が達せられ得る他の場合においては、硬質相のスケールが1000 nmから25000 nm（すなわち25 μm ）であり得る。このように、ほとんど全ての場合において、硬質微粒子のスケールは、従来の市販の硬化肉盛材料において達せられるスケールより微細であり得る。硬質粒子の大きさがより微細に分布する場合、研磨条件下でのマトリックスの優先的な摩滅を防止することができる。

【0020】

微細構造のスケール減少の他に、析出物の体積分率は、一般に、従来の取組み方により得ることができない高い水準にまで増加し得る。例えば、事例により示され得るように、

10

20

30

40

50

様々な高体積分率の、硬質なホウ化物、炭化物及び／又はホウ炭化物の析出物を、硬質相が15%より多く少なくとも75%以下である範囲で、溶接中に析出させることができる。従来のPTA硬化肉盛マクロ複合体粉末の中においては、硬質金属とバインダーは、いかなる比率でも容易に混合され得るが、不十分な濡れ及び脆性の問題のため、一般に、65%以下だけの硬質金属が用いられ得る。コアードワイヤにおいては、体積の制限のため、金属ワイヤの芯の中央にまで組み入れられ得る硬質相はより少ない。例えば、0.01インチから0.5インチの範囲で金属のコアードワイヤを作製する際の最大充填比率は、一般に、35%、40%及び45%であり、それぞれ、0.045"、1/16"及び7/64"等、その範囲の全ての値及び増分を含む。

【0021】

10

本明細書における合金は、より高い溶接速度（すなわち、ワイヤ供給溶接におけるインチ毎分（IPM）、又は粉末供給系におけるポンド毎時（ポンド／時間、1b／hr））で利用され得る。従来のマクロ複合体肉盛溶接部材料の中において、複合体混合物の中に加えられる硬質微粒子は、しばしば、分解され、完全若しくは部分的に溶解され、及び／又はより脆い若しくは柔軟である劣った相の二次的な析出を引き起こすことがあるので、付着速度がより速いときには、問題が生じ得るより高い入熱が必要となることがある。目下意図された合金の配合において、硬質の粒子は、凝固する間に形成されることがあり、したがって、これらの点は問題を引き起こさないことがある。

【0022】

20

この合金は、一度基板に付着したら、約64Rcよりも大きい、並びに64Rcよりも大きい全ての値及び範囲の硬度値を示し得る。この合金の最大硬度は、ベース金属表面の250ミクロン以内に生じ得る。さらに、ベース金属44.2から55.4原子%、少なくとも1種の格子間元素20.2から39.3原子%、少なくとも1種の遷移金属13.3から20.5原子%、及びニオブ3.2から4.4原子%の代表的な組成物を利用して、約Rc68よりも高い硬度を得ることができる。また、基板上に付着されると、この合金は、0.20g未満の質量減少を有する、ASTM G65 Procedure A（6000サイクル）により測定される耐磨耗性を示し、0.1、0.08等、その中の全ての値及び増分を含み得る。ベース金属44.2から55.4原子%、少なくとも1種の格子間元素20.2から39.3原子%、少なくとも1種の遷移金属13.3から20.5原子%、及びニオブ3.2から4.4原子%の代表的な組成物をもう一度利用して、0.08g未満の耐磨耗性を得ることができる。さらに、上述のように、この合金は、複合ホウ化物（すなわち、M₂B及びM₃B、式中、Mは、合金組成物中に存在する遷移金属であり得る）、複合炭化物（M₁C₁及びM₂₋₃C₆、式中、Mは、合金組成物中に存在する遷移金属であり得る）及び／又はホウ炭化物の相を含む-F_e及び／又は-F_eの相からなる延性マトリックスを含み得る。さらに、合金の硬度及び磨耗の特性の代表的な実施形態を以下に記載する。

30

【0023】

[肉盛溶接部の硬度]

40

表1に示されたこの合金の肉盛溶接部の硬度を、ロックウェルCで測定した。表2、3、4及び5においては、GMAWを用いて溶接された1パス及び2パスの肉盛溶接部の硬度を示す。1/16"、0.045"及び7/64"の3つの異なる直径のワイヤから作製した硬化肉盛付着物における、合金5の硬度を示すことに注意されたい。また、7/64"の肉盛溶接部のデータは、オープンアーク条件（すなわち、カバーガスなし）で溶接された試料についてのものであることに注意されたい。表6及び7においては、1パス及び2パスのPTAW肉盛溶接部の硬度を示す。このように、正確な測定値を得るのには柔軟すぎた合金9、及び脆すぎた合金1を除いて、示した全ての合金は、Rc64よりも高い硬度を示した。さらに、これらの合金の大部分は、Rc68よりも高い硬度を達成し、合金6、合金2、合金3及び合金5を含む一部の合金はRc70を上回った。

【0024】

また、これらの表において概説されるようにして達せられた高硬度は、希釈の効果に関

50

係なく、2パスの試料のみならず1パスの試料においても達成されたことに注意されたい。従来の肉盛溶接部材料においては、少なくとも第2及び第3の肉盛層まではしばしば高硬度及び耐摩耗性が得られず、これは溶接される下地の基板材料から希釈の効果によるものであり得る。表2から7の全ての試料について、溶接による付加物をほとんど得ない又は得ることがないように、「無添加 (blank)」のA36鋼により溶接を行ったことに注意されたい。この合金における1パス硬度が高いのは、希釈が生じえないからではなく、その代わりに、合金が「重複溶接」されているからであり得る。つまり、この合金は、希釈が生じ得ることを考慮し、この合金をそれに応じて調整することで、最大硬度を得ることが可能になり得る。

【0025】

【表2】

10

表2 GMAW 肉盛溶接部の1パス硬度

硬度 (Rc)	合金2	合金3	合金5 (1/16")	合金5 (0.045")	合金5 (7/64")
点#1	67.6	73.0	72.1	70.0	72.2
点#2	69.7	72.0	70.8	69.0	72.6
点#3	67.5	72.8	70.3	70.0	72.1
点#4	70.7	72.9	70.7	70.0	72.2
点#5	71.1	72.6	71.5	70.0	71.3
点#6	71.3	72.0	72.0	70.0	71.9
点#7	68.5	72.6	72.5	70.0	72.8
点#8	70.0	72.8	70.7	70.0	71.9
点#9	71.6	72.0	71.3	69.0	72
点#10	71.8	72.8	72.3	69.0	71.5
平均	70.0	72.6	71.4	69.7	72.05

20

【0026】

【表3】

30

表3 GMAW 肉盛溶接部の2パス硬度

硬度 (Rc)	合金2	合金3	合金5 (1/16")	合金5 (0.045")	合金5 (7/64")
点#1	66.4	73.5	72.0	70.5	72.4
点#2	70.2	74.3	70.7	72.1	71.9
点#3	65.3	73.2	71.0	71.5	70.4
点#4	66.9	73.7	71.9	71.8	71.5
点#5	67.1	72.7	71.4	71.7	71.7
点#6		74.8	70.9	69.7	72.1
点#7		73.0	70.9	72.5	
点#8		70.5	71.6	71.7	
点#9		71.4	71.9	71.2	
点#10		73.5	71.8	70.8	
平均	67.2	73.1	71.4	71.4	71.7

40

50

【0027】

【表4】

表4 GMAW 肉盛溶接部の1パス硬度

硬度 (Rc)	合金6	合金7	合金8	合金9	合金1
点#1	69.6	66.0	63.0	59.0	脆い
点#2	69.8	66.0	65.0	60.0	
点#3	69.2	68.0	64.0	58.0	
点#4	69.2	68.0	66.0	56.0	
点#5	69.2	68.0	66.0	57.0	
点#6	68.5	69.0	64.0		
点#7	69.6				
点#8	69.2				
点#9	69.6				
点#10	70.6				
平均	69.5	67.5	64.7	58.0	脆い

10

20

【0028】

【表5】

表5 GMAW 肉盛溶接部の2パス硬度

硬度 (Rc)	合金6	合金7	合金8	合金9	合金1
点#1	71.0	67.0	63.0	63.3	脆い
点#2	71.1	68.0	67.0	61.8	
点#3	71.6	66.0	66.0	64.4	
点#4	70.6	68.0	66.0	60.9	
点#5	70.7	66.0	65.0	62.4	
点#6	70.8	69.0	66.0	62.7	
点#7	72.0			62.6	
点#8	71.7			61.1	
点#9	71.8			62.1	
点#10	71.8			63.8	
平均	71.3	67.3	65.5	62.5	脆い

30

40

【0029】

【表6】

表6 PTAW 肉盛溶接部の1パス硬度

硬度 (Rc)	合金5	合金6	合金4
点#1	64.9	60	72.8
点#2	65.8	63.3	73.3
点#3	66.3	61	72.8
点#4	64	66	73
点#5	63.9	62.3	73
点#6	64.2	65.9	73.2
点#7	65.6	67.8	72.9
点#8	62.8	64.7	73.2
点#9	62.6	68.2	73.3
点#10	62.5	66.2	72.9
平均	64.3	64.5	73.0

10

【0030】

20

【表7】

表7 PTAW 肉盛溶接部の2パス硬度

硬度 (Rc)	合金5	合金6	合金4
点#1	60.0	63.5	70.3
点#2	63.3	63.7	71.5
点#3	61.0	64.1	73.5
点#4	66.0	62.2	73.4
点#5	62.3	64.1	73.8
点#6	65.9	66.2	73.5
点#7	67.8	66.2	73.8
点#8	64.7	67.7	73.5
点#9	68.2	66.8	73.6
点#10	66.2	66.6	74.0
平均	64.5	65.1	73.1

30

【0031】

40

【肉盛溶接部の耐磨耗性】

肉盛溶接部の耐磨耗性は、Procedure Aの条件下での乾燥ラバー砥石の砂磨耗ASTM G65標準に従い、ファレックス摩擦磨耗試験機を用いて測定した。Procedure Aは、6000サイクル継続の試験を含むことに注意されたい。ASTM G65 Procedure Aの試験を行った後、その後に続く別のProcedure Aの試験を、1回目の磨耗痕に直接行った。表8及び9に、選び出したASTM G65質量減少の結果を、1及び2パスのGMAW、並びに1パスのPTAWの肉盛溶接部試料についてそれぞれ示す。測定された質量減少は、非常に高い磨耗率を示し、全ての試料は0.20g未満の質量減少を示したことに注意されたい。合金3、合金4、合金5、合金6の合金を含む特定の場合において、測定された質量減少は0.18グラム未満であり、非常に低い磨耗率に相当する。

50

【0032】

【表8】

表8 ASTM G65 Procedure AによるGMAW肉盛についての質量減少

ASTMG65	合金3	合金5	合金6	合金9
	1パス溶接・質量減少(g)			
1回目 6000サイクル	0.054	0.062	0.090	0.0887
2回目 6000サイクル	0.047	0.047	0.083	0.0895
2パス溶接・質量減少(g)				
ASTMG65	合金3	合金5	合金6	合金9
1回目 6000サイクル	0.056	0.046	0.072	0.102
2回目 6000サイクル	0.039	0.069	0.071	0.067

10

【0033】

【表9】

表9 ASTM G65 Procedure AによるPTAW肉盛についての質量減少

ASTMG65	合金5	合金6	合金4
	1パス溶接・質量減少(g)		
1回目 6000サイクル	0.067	0.079	0.084
2回目 6000サイクル	0.054	0.066	0.078
2パス溶接・質量減少(g)			
ASTMG65	合金5	合金6	合金4
1回目 6000サイクル	0.086	0.082	0.071
2回目 6000サイクル	0.052	0.074	0.058

20

【0034】

30

【実施例】

以下の実施例は、情報を提示する目的で提供するものであり、本発明の範囲、すなわち添付の特許請求の範囲を制限するように解釈されることを意図したものではない。

【実施例1】

【0035】

[PTA肉盛溶接部]

合金5を、アルゴンを用いて不活性ガス噴霧し、平均の大きさ(d50)が92.5μmであり、1から250μmの分布をもつ粉末を製造した。図3に、15から53μm、及び53から250μmの2つの異なる粉末サイズのDTAスキャンを示す。両方の場合において、ガラスから結晶へのピークが見られ、出発の粉末は少なくとも部分的に非晶質(すなわち、金属ガラスを含有する)であることが示された。この粉末は、いくつかの異なる大きさで篩い絞り込み、PTAW溶接に適切な53から150μmの供給原料粉末を得た。この供給原料粉末を、移行性プラズマアーク溶接し、Eutectic社GAP375PTA溶接システムを用い、A36鋼の上に1パスの硬化肉盛付着物を形成した。この粉末を、3.5及び18.0ポンド/時間の2つの異なる付着速度で溶接した。この付着物の、ロックウェルC硬度、及びASTM G65乾燥砂ラバー砥石の耐磨耗性(Procedure A)を測定し、表10に示す。このように、非常に高い硬度(約Rc70)、及び非常に低い磨耗率(約0.05~0.07gの質量減少)を得た。

40

【0036】

【表10】

表10 合金5のPTAW肉盛溶接部の硬度/耐磨耗性

合金	ポンド/時間	硬度 Rc 平均	ASTM G65	ASTM G65
			1回目 6000サイクル 質量減少(g)	2回目 6000サイクル 質量減少(g)
合金5	3.5	69.9	0.0673	0.0543
合金5	18.0	70.7	0.0550	0.0502

10

【0037】

この肉盛溶接部付着物の微細構造を、X線回折を用いて、存在する相を主に同定し特定し、SEMで後方散乱電子を用いて、存在する相の大きさ及び分布を主に示すことにより分析した。X線回折の図は、リートベルト解析を用いて存在する相を同定し、さらに分析した。図4a及び4bにおいて、3.5ポンド/時間で付着した合金5のPTAW肉盛溶接部の例となる実験での(a)及びリートベルトで精密化された(b)X線回折パターンを示す。図5a及び5bにおいて、18.0ポンド/時間で付着した合金5のPTAW肉盛溶接部の例となる実験での(a)及びリートベルトで精密化された(b)X線回折パターンを示す。表11において、同定された相及び格子パラメータを、3.5及び18.0ポンド/時間の両方の試料について示す。両方の試料について、同じ相が見られたが、異なる格子パラメータをもつことに注意されたい。この結果は、複合ホウ化物(すなわち、M₂B及びM₃B)及び複合炭化物(すなわち、M₁C₁及びM₂₃C₆)の部分が、-Fe及び-Feの相の両方からなる延性マトリックス中に存在したことを示す。

20

【0038】

【表11】

20

表11 合金5のPTAWの同定相/空間群/格子パラメータ

同定相	空間群	3.5ポンド/時間の試料 格子パラメータ(Å)	18.0ポンド/時間の試料 格子パラメータ(Å)
アルファ-Fe	Im-3m	a = 2.870	a = 2.875
ガンマ-Fe	Fm-3m	a = 3.596	a = 3.600
M ₂ B	I4/mcm	a = 5.141 c = 4.206	a = 5.139 c = 4.237
M ₃ B	I-4	a = 8.593 c = 4.343	a = 8.601 c = 4.348
M ₁ C ₁	Fm3m	a = 4.451	a = 4.456
M ₂₃ C ₆	Fm-3m	a = 10.221	a = 10.227

30

【0039】

40

3.5及び18.0ポンド/時間の合金5のPTAW試料のSEM後方散乱電子顕微鏡写真を、図6a、6b、7a及び7bに示す。図6a及び6bは、a)低倍率及びb)高倍率での、3.5ポンド/時間で溶接した合金5のPTAW試料のSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。図7a、7bは、a)低倍率及びb)高倍率での、18.0ポンド/時間で溶接した合金5のPTAW試料のSEM後方散乱電子顕微鏡写真を図解する。これらの図において、立方晶の、正方晶の及び不規則な形状を含む様々な形状である一連の炭化物及びホウ化物の析出物を見出すことができる。形成された様々な相の限定的なEDS調査により、これらの相の多くが、ホウ素及び炭素の両方を含有することが示され、それらは、明確な複合的なホウ化物又は炭化物というより、複合ホウ炭化物の相と考えられ得ることが示されることに注意されたい。これらのホウ炭化物の相のスケールは様々であ

50

るが、一般に、幅 2 から 10 μm 、長さ 10 から 60 μm の大きく主要な長方状の相、2 から 10 μm 大の中位の立方状、及び 300 nm から 1000 nm 大の小さな二次析出物の、3 種類の大きさであることが見出される。

【0040】

二次電子を用いた ASTM G 65 磨耗試験後に、磨耗痕を調査した。二次電子は、試料中の高さの変化を図解し得るので有用である。図 8 a 及び 8 b において、3.5 ポンド / 時間の合金 5 の PTA 試料の ASTM G 65 磨耗試験後の磨耗痕表面の二次電子画像を 2 つの異なる倍率で示す。このように、微小スケールの水準で、それぞれの相の優先的な磨耗を見ることはできないが、その代わりに、均一な磨耗痕が現れている。ASTM G 65 試験における標準的な砂は、212 から 300 μm 大の粗い砂である AFS 50 / 70 であることに注意されたい。合金 5 の PTA 試料において見出される、硬質なホウ化物、炭化物及びホウ炭化物の相は、試験用砂の長さスケールよりもかなり微細であるため、より柔軟なマトリックス（すなわち、-Fe 及び -Fe）の優先的な磨耗は生じないことがある。

【実施例 2】

【0041】

【GMAW 肉盛溶接部】

合金 5 を、硬化肉盛に適した供給原料であり得る、直径 1 / 16" (1.6 mm) の連続的な金属コアードワイヤとして製造した。この合金 5 のコアードワイヤを、Miller 社 Delta-Fab MIG 溶接システムを用い、A36 基板上に硬化肉盛部として付着させた。この硬化肉盛を、幅広いパラメータ範囲にわたって付着させたが、この実施例における結果に用いたパラメータを表 12 に示す。合金 5 の 2 パス GMAW 肉盛溶接部磨耗板（外形寸法 8" × 8"）の図を、図 9 に示す。

【0042】

【表 12】

表 12 合金 5 の GMAW の溶接パラメータ

電流	DCRP
電圧	23
ワイヤ供給	250ipm ワイヤ
シールドガス	75 % Ar-25 % CO ₂
突き出し	1/2"

【0043】

合金 5 の 1 パス及び 2 パス GMAW 肉盛溶接部試料の硬度を、ロックウェル C を用いて測定し、その結果を表 13 に要約する。このように、非常に高い硬度が得られ、その平均は Rc 71 を超えた。合金 5 の a) 1 パス及び b) 2 パスの GMAW 試料の図を図 10 a 及び 10 b に示し、ASTM G 65 Procedure A に従って得られた磨耗試験の結果を表 14 に示す。さらに、1 回目の磨耗痕に、2 回目の 6000 サイクルの測定を行ったことに注意されたい。このように、非常に低い磨耗率が得られ、0.05 から 0.07 g の質量減少が見出された。

【0044】

10

20

30

40

【表13】

表13 合金5の肉盛溶接部試料のRc硬度

硬度 Rc	合金5 (1パス)	合金5 (2パス)
点#1	72.1	72.0
点#2	70.8	70.7
点#3	70.3	71.0
点#4	70.7	71.9
点#5	71.5	71.4
点#6	72.0	70.9
点#7	72.5	70.9
点#8	70.7	71.6
点#9	71.3	71.9
点#10	72.3	71.8
平均	71.4	71.4

10

【0045】

20

【表14】

表14 合金5のGMAW試料のASTM G65 Procedure A磨耗結果

試料	ASTM G-65 Procedure A	
	質量減少(g)	
パス	1回目 6000サイクル	2回目 6000サイクル
合金5 GMAW 1パス	0.06	0.05
合金5 GMAW 2パス	0.05	0.07

30

【0046】

肉盛溶接部付着物の微細構造を、X線回折を用いて存在する相を同定し、SEMで後方散乱電子を用いて存在する相の大きさ及び分布を示すことにより分析した。X線回折図を、リートベルト解析を用いて存在する相を同定してさらに分析した。図11aに、合金5の2パスGMAW試料のX線回折図を示す。図11bに図解するリートベルトの精密化の後に、その合金中の相を同定し、図15に示す。この結果により、-Fe及び-Feの相の両方からなる延性マトリックス中に、複合ホウ化物(すなわち、M₂B)及び複合炭化物(すなわち、M₁C₁及びM₂₋₃C₆)の部分が存在することが示される。

40

【0047】

【表 15】

表 15 合金 5 の GMAW の同定相/空間群/格子パラメータ

同定相	空間群	3.5 ポンド/時間の試料 格子パラメータ(Å)
アルファ-Fe	Im·3m	$a = 2.880$
ガンマ-Fe	Fm·3m	$a = 3.596$
M ₂ B	I4/mcm	$a = 5.002$ $c = 4.201$
M ₁ C ₁	Fm3m	$a = 4.461$
M ₂₃ C ₆	Fm·3m	$a = 10.850$

10

【0048】

合金 5 の GMAW 試料のための倍率の範囲での SEM 後方散乱電子顕微鏡写真を、図 1 2 a、1 2 b、1 2 c 及び 1 2 d に示す。これらの図においては、立方晶の、正方晶の及び不規則な形状を含む様々な形状である一連の炭化物及びホウ化物の析出物を見出すことができる。形成された様々な相の限定的な EDS 調査により、これらの相の多くが、ホウ素及び炭素の両方を含有することが示され、それらは、明確な複合ホウ化物又は炭化物ではなく、複合ホウ炭化物の相と考えるのが最も良いかもしれないことが示されることに注意されたい。これらのホウ炭化物の相のスケールは様々であるが、一般に、幅 5 から 20 μm 、長さ 50 から 175 μm の大きく主要な長方状の相、10 から 20 μm 大の中位の立方状、及び 500 nm から 1.5 μm 大の小さな二次析出物の、3種類の大きさで見出される。

20

【実施例 3】

【0049】

[GMAW 肉盛溶接部 - 拡散の効果]

合金 5 及び合金 6 の 2 種類の合金を、A 3 6 鋼基板上に別々に GMAW 溶接した。溶接パラメータを表 12 に示す。肉盛溶接部の試料を切り、断面内に取り付けられた。ピッカース (HV 300) 微小硬度測定を、ベース金属の内部から肉盛溶接部の部分を通り、直線状に一定の間隔で行った。横断的な微小硬度測定の結果を表 16 に示す。A 3 6 ベース金属は、柔軟で約 215 の平均硬度をもつが、肉盛溶接部は、はるかに硬く、一般に 940 から 1330 の硬度をもつ。表中のデータが示すように、肉盛溶接部の硬度は、希釈層から離れて 1 又は 2 回の硬度測定で得られる。

30

【0050】

図 13 及び 14 に、それぞれ合金 5 及び合金 6 の、ベース金属 / 肉盛溶接部の界面から、肉盛溶接部の中への代表的な SEM 後方散乱電子顕微鏡写真を示す。硬度測定値の差は、硬度のへこみの大きさから容易に識別することができ、表 16 における点の番号からそれぞれの点の位置が示されることに注意されたい。合金 5 の 1 パスの場合においては、ベース金属界面から 41 ミクロンで高い硬度が得られることを見ることができる。Rc 68 は、HV 300 の 940 にほぼ相当し、これを、肉盛溶接部金属の中における非常に高硬度な点と考えられ得ることに注意されたい。合金 6 の 2 パスの溶接においては、微小硬度の点間隔がより大きいものの、ベース金属界面から 210 μm の点で高硬度を得たことが明らかであるが、微細構造は、41 から 210 μm の距離の範囲で類似するように見えるので、合金 5 の試料と類似する方法で高硬度が得られ、それは 210 μm の点の前である可能性がかなり高い。

40

【0051】

【表16】

表16 GMAW 肉盛溶接部のビッカース微小硬度

ビッカース硬度 (HV300·kg/mm ²)	合金5 (1パス試料)	合金6 (2パス試料)
肉盛溶接部材料		
点17	1122	828
点16	1139	1162
点15	1159	945
点14	1082	940
点13	1153	1216
点12	1001	943
点11	1169	1326
点10	1070	1250
点9	1069	1008
点8	1098	953
点7	974	989
点6	224	866
点5	214	269
点4	214	219
点3	193	211
点2	201	217
点1	191	226
ベース金属・A36鋼		

【0052】

GMAW溶接パラメータに基づくと、溶接材料の希釈層は約30%であることが予想される。1パスの厚さは約0.15" (0.381mm) であるので、予期される希釈層は約1150μmまで広がることが予期される。したがって、拡散により支配される拡散層が存在するが、下地の鋼基板上に溶接したときに希釈により硬度が低下しないように肉盛溶接部を設計した。これらの結果は、表2から9に多くのこれらの合金について示した、1パス及び2パスの、硬度及び磨耗の結果と一致することに注意されたい。従来のGMAW合金において、最大の硬度及び耐磨耗性に達するには、しばしば2又は3以上のパスが必要なことがあるが、本開示に示される合金においては、最大の硬度/磨耗を1層で達することができる。

【0053】

前述の記載は、本発明を例証し説明するために提供される。しかし、以上の記載は、これに添付する特許請求の範囲に記載の本発明の範囲を制限するものと考えてはならない。

10

20

30

【図1】

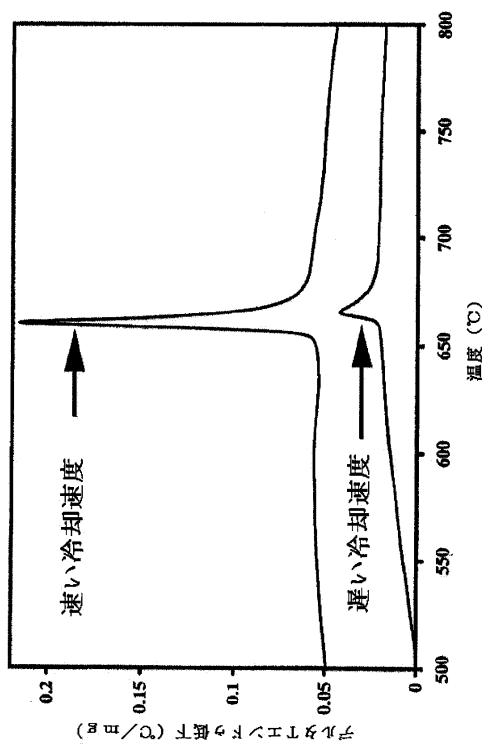


FIG. 1

【図3】

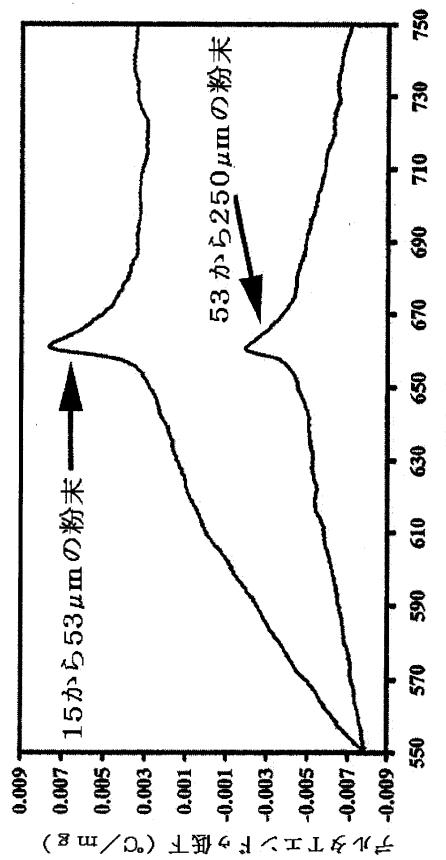


FIG. 3

【図4 a】

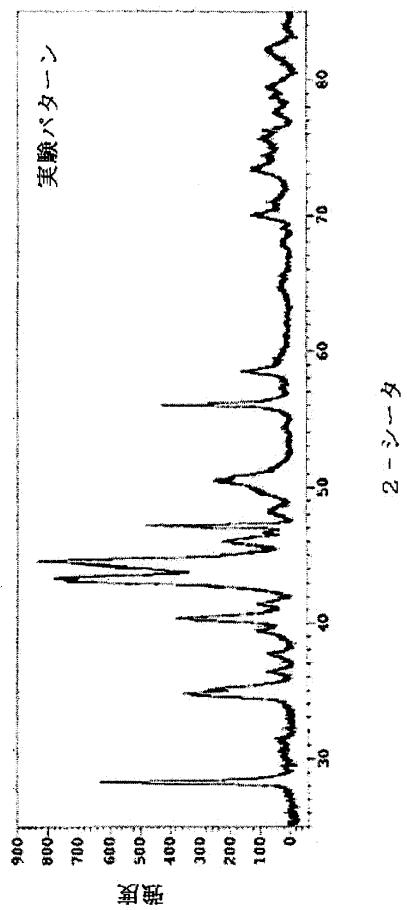


FIG. 4a

【図4 b】

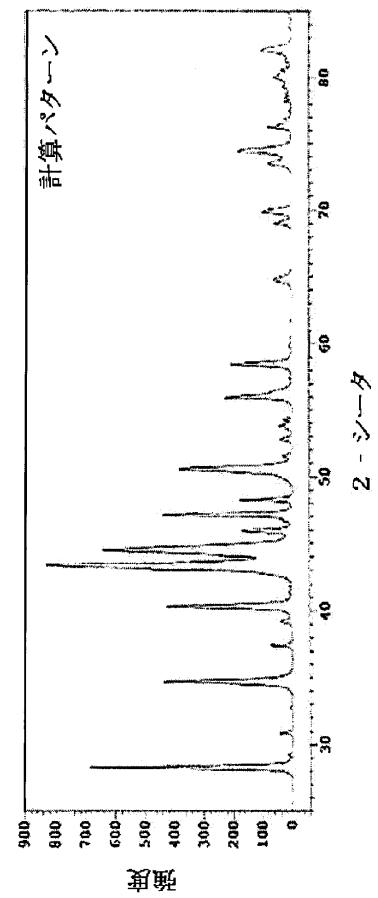
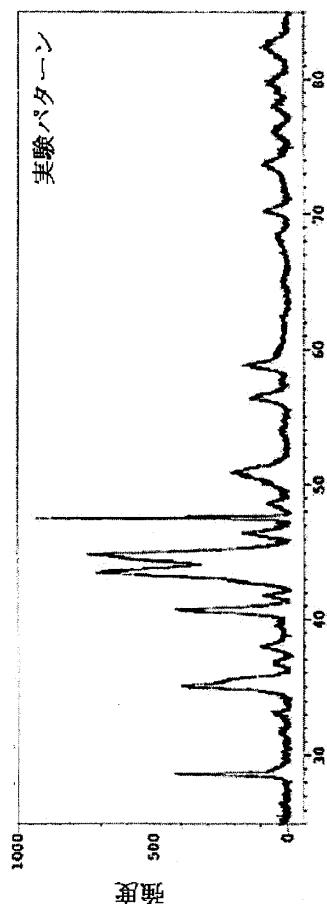
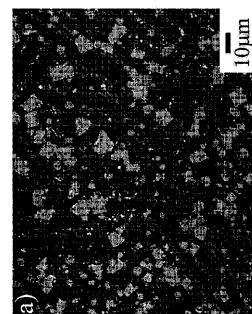


FIG. 4b

【図 5 a】



【図 6 a】



【図 6 b】



【図 5 b】

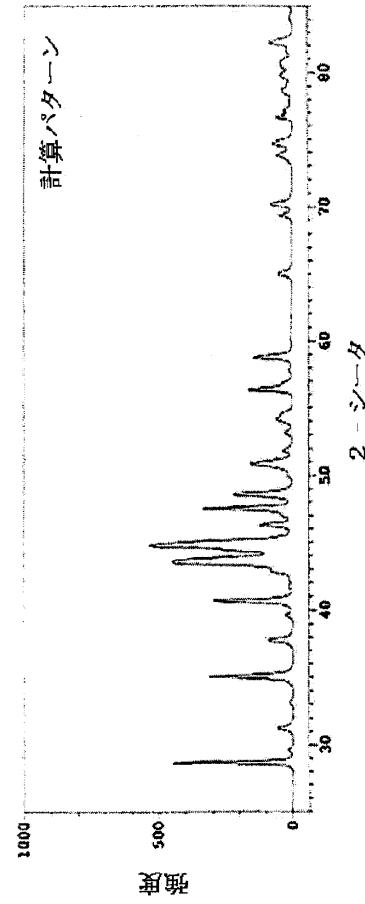
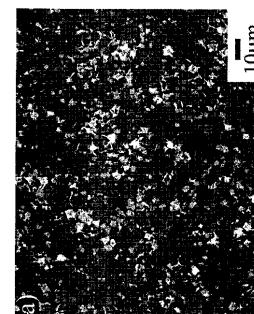


FIG. 5b

【図 7 a】



【図 7 b】



2 - シート

FIG. 5a

FIG. 6a

FIG. 6b

FIG. 7a

FIG. 7b

【図 8 a】

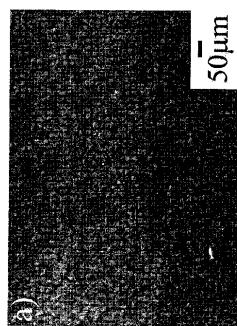


FIG. 8a

【図 8 b】

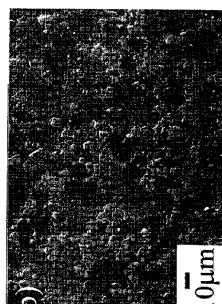


FIG. 8b

【図 9】

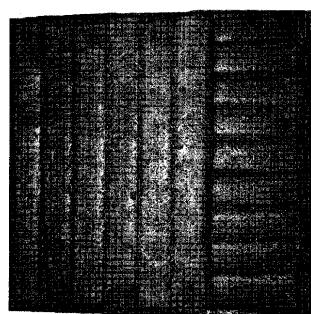


FIG. 9

【図 10 a】

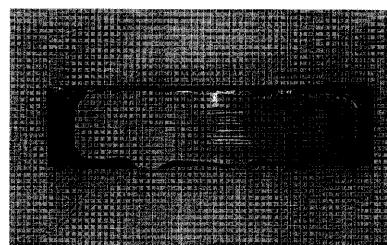


FIG. 10a

【図 10 b】

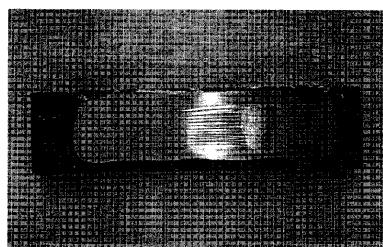


FIG. 10b

【図 11 a】

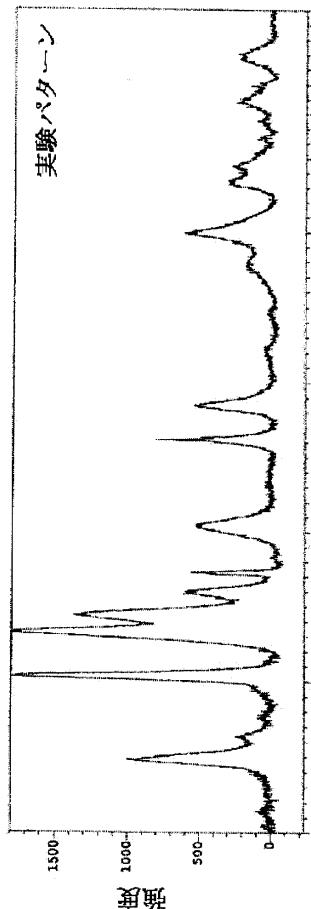


FIG. 11a

【図 1 1 b】

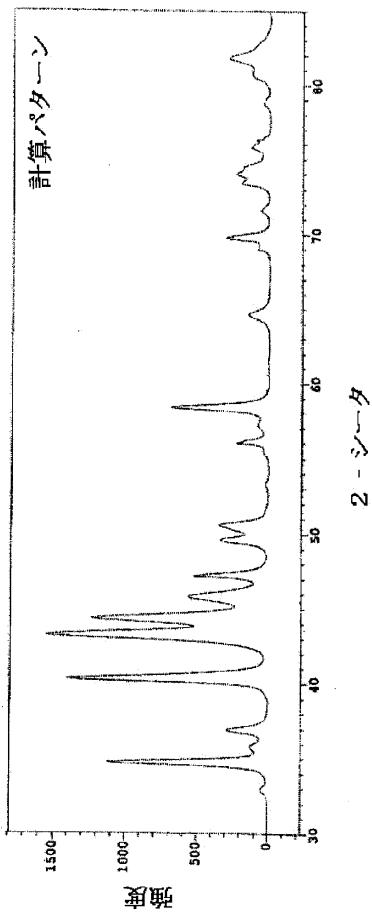


FIG. 11b

【図 1 2 a】

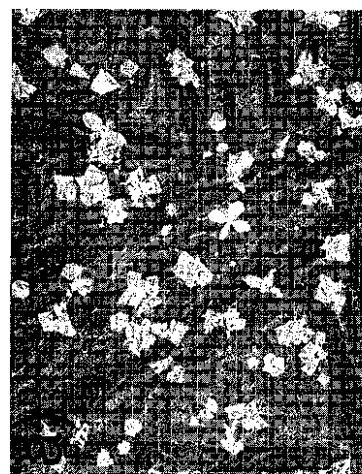


FIG. 12a

【図 1 2 b】



FIG. 12b

【図 1 2 c】



FIG. 12c

【図12d】



FIG. 12d

【図13】

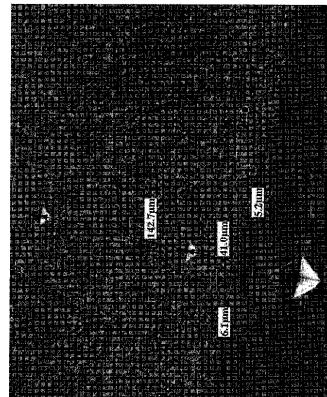


FIG. 13

【図14】

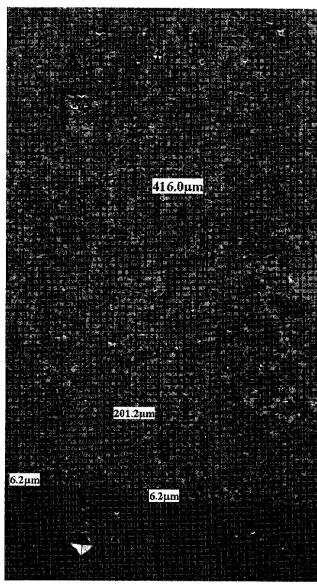


FIG. 14

【図2】

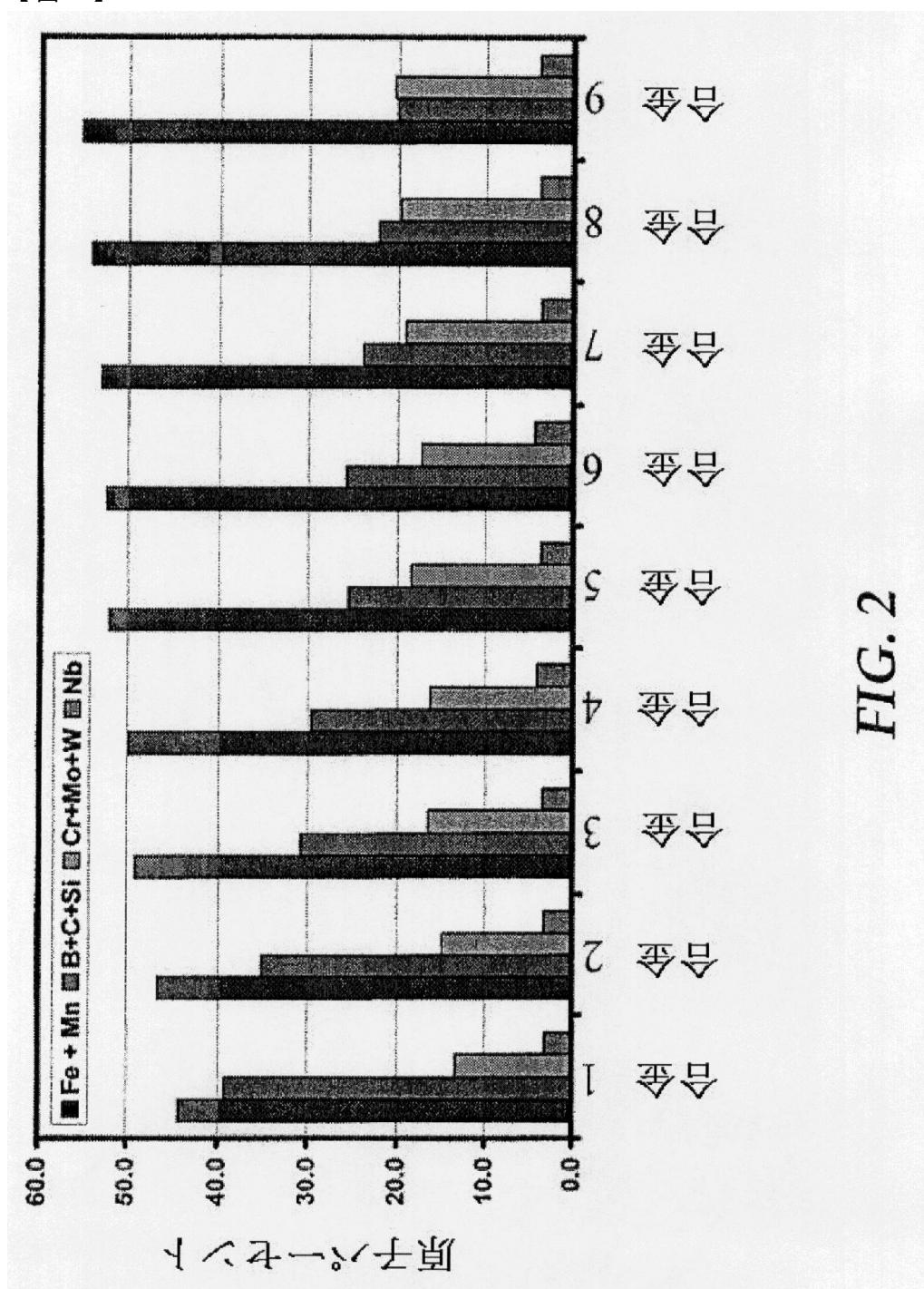


FIG. 2

フロントページの続き

(72)発明者 ダニエル・ジェイ・プラナガン
アメリカ合衆国・アイダホ・83406・アイダホ・フォールズ・イースト・サニーサイド・68
45

(72)発明者 クレイグ・エム・マーシャル
アメリカ合衆国・アイダホ・02115・イオナ・デイトン・ストリート・3588

(72)発明者 ブライアン・メチャム
アメリカ合衆国・アイダホ・83402・アイダホ・フォールズ・ボイズ・アベニュー・1274

合議体

審判長 木村 孔一

審判官 鈴木 正紀

審判官 井上 猛

(56)参考文献 特開平11-226778(JP,A)
特開2005-254271(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

B23K 35/00-35/40,

C22C 38/00,38/38