

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2007年10月11日 (11.10.2007)

PCT

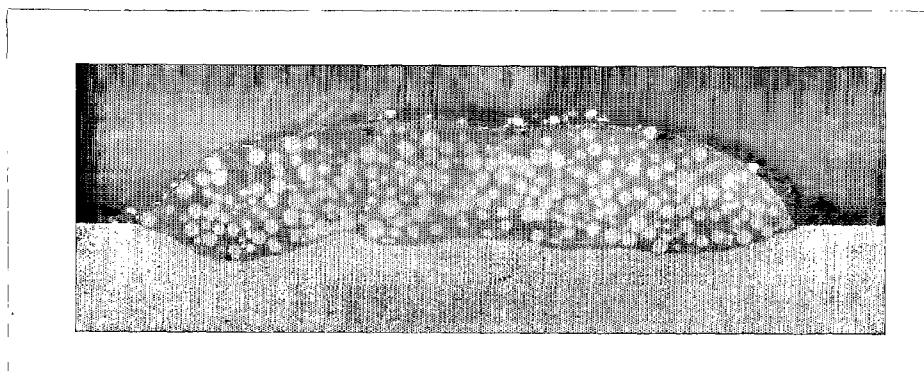
(10) 国際公開番号
WO 2007/114524 A1

- (51) 国際特許分類:
B23K 35/30 (2006.01) B23K 9/04 (2006.01)
B22F 1/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2007/057728
- (22) 国際出願日: 2007年3月30日 (30.03.2007)
- (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2006-095450 2006年3月30日 (30.03.2006) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 株式会社
小松製作所 (KOMATSU LTD.) [JP/JP]; 〒1078414 東京都港区赤坂二丁目3番6号 Tokyo (JP). 日本新金属
株式会社 (JAPAN NEW METALS CO., LTD.) [JP/JP];
〒5610829 大阪府豊中市千成町1-6-6 4 Osaka
(JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 天野昌春
(AMANO, Masaharu) [JP/JP]; 〒5731011 大阪府枚方
市上野3-1-1 株式会社小松製作所 生産技術開発
センター内 Osaka (JP). 永田貴則 (NAGATA, Takanori)
[JP/JP]; 〒5731011 大阪府枚方市上野3-1-1 株式
会社小松製作所 生産技術開発センター内 Osaka (JP).
井下光志 (INOSHITA, Mitsushi) [JP/JP]; 〒5610829 大
阪府豊中市千成町1-6-6 4 日本新金属株式会
社内 Osaka (JP). 岩本賢治 (IWAMOTO, Kenji) [JP/JP];
〒5610829 大阪府豊中市千成町1-6-6 4 日本新
金属株式会社内 Osaka (JP).
- (74) 代理人: 柳瀬睦肇, 外(YANASE, Mutsuyasu et al.); 〒
1690075 東京都新宿区高田馬場1丁目3番14号
UKビル8階 進歩国際特許事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が
可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH,
BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK,
DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP,

[続葉有]

(54) Title: WEAR-RESISTANT PARTICLE AND WEAR-RESISTANT STRUCTURAL MEMBER

(54) 発明の名称: 耐摩耗粒子及び耐摩耗構造部材



(57) Abstract: Disclosed is a wear-resistant particle which can be substantially uniformly dispersed in a molten pool. Specifically disclosed is a wear-resistant particle (13) which is dispersed in a matrix metal for improving wear resistance thereof. The wear-resistant particle is characterized by being composed of a material containing a first hard material and a second hard material while having a particle diameter of 0.2-9 mm. The wear-resistant particle is further characterized in that the material consists of 60-96% by volume of a carbide and the balance of a metal.

(57) 要約: 溶融池に略均一に分散できる耐摩耗粒子を提供する。本発明に係る耐摩耗粒子13は、母相金属に分散させて耐摩耗性を向上させる耐摩耗粒子において、第1硬質材料と第2硬質材料を含む材料からなる粒径0.2~9mmの耐摩耗粒子であって、前記材料は、60~96体積%の炭化物を含有し、残部が金属であることを特徴とする。



WO 2007/114524 A1



KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SV, SY, 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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE,

IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

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

1

明 細 書

耐摩耗粒子及び耐摩耗構造部材

1. 技術分野

- 5 本発明は、耐摩耗粒子及び耐摩耗構造部材に係わり、特に、熔融池に略均一に分散できる耐摩耗粒子に関し、また、本発明は、耐摩耗粒子が略均一に分散された肉盛層を備えた耐摩耗構造部材に関する。

2. 背景技術

- 10 従来の耐摩耗粒子である硬質粒子を分散させた耐摩耗構造部材を作製するプロセスの例としては主に次の三つがある。一つは、消耗電極式アーク溶接、T i g 溶接、ガス溶着、プラズマ粉体溶接などにより肉盛部に熔融池を形成し、この熔融池に硬質粒子である炭化物粒子を添加しながら肉盛することにより耐摩耗肉盛層を形成する方法である。二つ目は、予め被覆アーク溶接棒の被覆剤
- 15 に炭化物粒子を埋め込んでおく、あるいはアーク棒を中空にし、この中に炭化物粒子を封入しておく方法がある。三つ目は、鋳型に炭化物粒子をセッティングして溶湯を注入する鋳ぐるみ法がある。

(アーク溶接、ガス溶着の場合)

- 20 硬質粒子として最も性能が優れているのは炭化タングステン (WC 、 W_2C) 系である。ところが、炭化タングステン系は、どの母材と比べても比重が大きく粒径に関わらず耐摩耗肉盛層内で硬質粒子が沈下してしまい、図 25 に示すように下層に凝集してしまう。また、粒径の大きいものほど沈下しやすく、その結果、耐摩耗肉盛層の下層は耐摩耗性が高く、上層は低くなる。また、硬質粒子の凝集部は亀裂が発生し、その亀裂が進展しやすく、耐摩耗肉盛層の剥離
- 25 箇所となりやすい。

- 炭化タングstenはF e に対して溶解しやすいため、耐摩耗肉盛層においてF e -W の共晶炭化物が析出し脆くなり亀裂が発生しやすい上、耐衝撃性にも劣る。近年、タングsten鉱石が高騰しており、炭化タングstenは硬質粒子の中でも非常に高価な粒子となっており、K g 単価が鋼板の百数十倍もするのでコスト面で不利であり、限定的な用途にしか使用できないという面もある。炭化タングstenはF e に溶解しやすいので硬質粒子と母相金属の界面に脆い化合物が生成しやすい。従って、炭化タングstenを分散させた耐摩耗肉盛層を形成するときのポイントは、できるだけ硬質粒子を加熱しないこと、硬質粒子と熔融池との接触時間を短くすることである。少々炭化タングstenが母相
- 30 金属に溶出してもその量が適切なものであれば、母相金属は適度に硬化し耐摩耗性は向上する。また、長時間の加熱によって炭化物中にF e 原子が進入して硬質粒子が変質し硬さが著しく低下することがある。

- 炭化クロム (Cr_3C_2) は安価なため、最も量的に使用される硬質粒子であるが、F e に対して比重が軽いいため熔融池で浮いてしまい、図 26 に示すように上層に凝集してしまう。また、F e に容易に溶解してしまうので、大粒で未
- 40

溶融の硬質粒子が残存しにくく、耐摩耗肉盛層の耐摩耗性が低くなることがある。

炭化チタン (TiC) または炭化窒化チタン (TiCN) は、炭化タングステン (WC) について耐摩耗性が優れているとされており、硬さも高く、熱的にも安定でFeと反応しにくいので、耐摩耗肉盛層に未溶融の高硬度高靱性の粒子として残し易い利点を持っている。しかし、比重が軽いので、溶融池内で浮いてしまい、図27に示すように耐摩耗肉盛層の表層のみに分布する傾向にある。未溶融で粒径の大きい硬質粒子であるほど浮力も大きくなるため浮く傾向にある。また、TiCまたはTiCNは濡れ性が悪いので母相金属との結合力が弱い場合がある。母相金属に軟鋼を用いた場合、TiC成分は僅かにしか溶出しないため母相金属が硬くならず耐摩耗性が低くなる。

(被覆アーク溶接棒の場合)

ジュール熱によりアーク棒自体が加熱されることに加え、硬質粒子が直接アークに曝されるため硬質粒子の溶解が激しく未溶融の硬質粒子が残りにくい。TiCの硬質粒子を用いた場合、TiCはFeとの反応性が小さく、熱的にも安定であるが、スラグとして外部に排出されてしまう量が多いので、耐摩耗性向上に有効に働かないことがある。比重差に伴う未溶融粒子の分布が不均一になるのは上記と同様である。

(鑄ぐるみの場合)

比重が異なる硬質粒子を固定する必要があるため、金網、水ガラスなどを用いて強制的に型に固定している。しかし、溶湯が注入される際の圧力に対してはこれらの物理的な固定も十分ではなく、硬質粒子の配置が崩れることがある。鑄ぐるみの場合は、硬質粒子が溶湯に長時間曝されるので溶出することが多い。この点では熱的に安定でFeと反応しにくいTiC系は有利である。

図28は、他の従来の耐摩耗構造部材の製造方法を示す模式図である。この製造方法は、硬質粒子と母相金属との比重差によって硬質粒子の分布が不均一になる問題を解決しようとするものである。

図28に示される肉盛層形成機構により母材2上に耐摩耗肉盛層が形成される。この機構において25mm突き出される溶接ワイヤからなるアーク電極1が、水平に配されている軟鋼の母材2の直角方向に対して角度 θ_1 (トーチ角 $=30^\circ$) をなすように傾斜して配されている。このアーク電極1による溶接電流は280A、溶接電圧は28Vとされ、溶接ワイヤの供給速度は100g/分とされ、溶接領域にシールドガスとして二酸化炭素が毎分30リッター供給される。また、アーク電極1から発生されるアークによって形成される溶融池3には粒径1.2mmのWC-7%Co粒子 (密度 14.5 g/cm^3) からなる硬質粒子4と粒径1.7mmの鋼球 (密度 7.8 g/cm^3) からなる第2粒子5とが二股ノズル6を通して供給される。この二股ノズル6は1.5Hzの三角波により溶接進行に対して、すなわち図28において図面に対して前後方向にウィービング (振動幅30mm) され、そこに硬質粒子4と第2粒子5とがそれぞれ毎分172g、28gの割合 (体積混合比1:0.3) で供

給される。

前述のような条件で溶接が図中の右方向に向かって毎分22cmの速度で行われる。なお、硬質粒子4および第2粒子5が供給される前の熔融池3の熔融金属の密度は7.06~7.21g/cm³である。

5 図28に示されているように、硬質粒子4と第2粒子5とは、アーク電極1の延長上の直線と母材2の表面を通る平面とが交わる位置より溶接進行方向の後方(左)側に供給される。この供給される部分の熔融池3の熔融金属部分はアークの作用により押し上げられつつあるので、硬質粒子4が沈降することなくその熔融金属部分は固化してしまい、また押し上げられるうちに硬質粒子4、
10 第2粒子が混合され、したがって硬化して得られる肉盛層7中には硬質粒子4が均一に分散されており、肉盛層7は好ましい耐摩耗性を有するものとなる(例えば特許文献1参照)。

[特許文献1] 特開平8-47774号公報(第39段落~第41段落、
15 図2)

3. 発明の開示

上述したように従来の耐摩耗構造部材の製造方法では、肉盛層内に2種類の比重の異なる粒子である硬質粒子4と第2粒子5を熔融池に添加することによって、硬質粒子を肉盛層内に均一に分散させようとしている。

20 しかし、上記従来の製造方法には次のような欠点がある。比重の小さい第2粒子5がタイミングよく添加されて比重の大きい硬質粒子4の下部に存在した場合には、比重の大きい硬質粒子の沈下を防止できるが、常にそのようなタイミングで粒子が添加されるとは限らず、必ず不均一に粒子が分散した部位が形成される。

25 また、熔融池内で比重の重い硬質粒子4は下層に沈下し、比重の軽い第2粒子5は上層に浮上する傾向にある。このため、硬質粒子と第2粒子が下層と上層に分離して異なる性質の粒子の偏在が生じ、この偏在に耐摩耗性や耐衝撃性が依存することとなり、上層から下層まで均一な特性が得られない部位が形成される。

30 本発明は上記のような事情を考慮してなされたものであり、その目的は、熔融池に略均一に分散できる耐摩耗粒子を提供することにある。また、本発明の他の目的は、耐摩耗粒子が略均一に分散された肉盛層を備えた耐摩耗構造部材を提供することにある。

35 上記課題を解決するため、本発明に係る耐摩耗粒子は、母相金属に分散させて耐摩耗性を向上させる耐摩耗粒子において、

第1硬質材料と第2硬質材料を含む材料からなる粒径0.2~9mmの耐摩耗粒子であって、

前記材料は、60~96体積%の炭化物を含有し、残部が金属であることを特徴とする。

40 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記第1硬質材料及び前記第2硬

質材料それぞれが炭化物を金属で結合することも可能である。

また、本発明に係る耐摩耗粒子において、基部と、前記基部の表面に被覆された被覆層とを具備することも可能である。

5 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記被覆層がFe、Co、Ni及びCuのいずれかの合金からなることも可能である。

また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記被覆層がタングステン炭化物を含むサーメットからなることも可能である。

10 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属の比重の0.85～1.2倍の範囲の比重を有することが好ましい。

また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属がFe系の材料であり、前記第1硬質材料が炭化チタン、炭化バナジウム及び炭化クロムのうち少なくとも1つを有し、前記第2硬質材料が炭化モリブデン及び炭化タングステンのうち少なくとも1つを有することも可能である。

15 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属がCo系、Ni系、Cu系の材料のいずれかであり、前記第1硬質材料が炭化チタン、炭化バナジウム及び炭化クロムのうち少なくとも1つを有し、前記第2硬質材料が炭化モリブデン及び炭化タングステンのうち少なくとも1つを有することも可能である。

20 また、本発明に係る耐摩耗粒子は、母相金属に分散させて耐摩耗性を向上させる耐摩耗粒子において、

前記母相金属より小さい比重を有する第1硬質材料と、前記母相金属より大きい比重を有する第2硬質材料とを配合した材料からなり、前記母相金属の比重をTとし、前記母相金属との比重の差をtとすると、 t/T が20%～15%の範囲内であることを特徴とする。

25 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記第1硬質材料及び第2硬質材料の両方が炭化物、炭窒化物、またはこれら1つ以上を金属で結合することが好ましい。

また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属は、Fe系、Ni系、Co系及びCu系のいずれかであることが好ましい。

30 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、基部と、前記基部の表面に被覆された被覆層を具備することが好ましい。

35 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属がFe系の材料であり、前記第1硬質材料が炭化チタン、炭化窒化チタン、炭化バナジウム、炭化窒化バナジウム、炭化ジルコニウム、炭化窒化ジルコニウム、炭化クロム、及び炭化窒化クロムのうち少なくとも1つを有し、前記第2硬質材料が炭化モリブデン、炭化窒化モリブデン、炭化タンタル、炭化窒化タンタル、炭化タングステン、及び炭化窒化タングステンのうち少なくとも1つを有することも可能である。

40 また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属がCo系、Ni系、Cu系の材料のいずれかであり、前記第1硬質材料が炭化チタン、炭化窒化チ

タン、炭化バナジウム、炭化窒化バナジウム、炭化ジルコニウム、炭化窒化ジルコニウム、炭化クロム、炭化窒化クロム、炭化ニオブ、及び炭化窒化ニオブのうち少なくとも1つを有し、前記第2硬質材料が炭化モリブデン、炭化窒化モリブデン、炭化タンタル、炭化窒化タンタル、炭化タングステン、及び炭化窒化タングステンのうち少なくとも1つを有することも可能である。

また、本発明に係る耐摩耗粒子において、前記母相金属が鋼であり、前記基部の主成分が炭化チタンまたは炭化窒化チタンと炭化タングステンを配合したものであり、前記被覆層の主成分が炭化タングステンであることが好ましい。

また、本発明に係る耐摩耗粒子において、母相金属がC o系、N i系、C u系の材料のいずれかであり、前記基部の主成分が炭化主成分が炭化チタンまたは炭化窒化チタンと炭化タングステンを配合したものであり、前記被覆層の主成分が炭化タングステンであることが好ましい。

本発明に係る耐摩耗構造部材は、母相金属と、
前記母相金属に分散された上述した耐摩耗粒子と、
を具備することを特徴とする。

また、本発明に係る耐摩耗構造部材において、前記耐摩耗粒子が分散された母相金属は耐摩耗肉盛層であり、該耐摩耗肉盛層は母材に肉盛されていることも可能である。

また、本発明に係る耐摩耗構造部材において、前記母相金属における略重力方向に沿った断面を、略重力方向に対して直交する線によって上下に1/2ずつの面積で分離し、前記断面の上層に存在する前記耐摩耗粒子の数をaとし、前記断面の下層に存在する前記耐摩耗粒子の数をbとした場合、 a/b が0.38以上であることが好ましい。

また、本発明に係る耐摩耗構造部材において、前記母相金属における前記上層及び前記下層それぞれの硬さがHv700~1000であることが好ましい。

また、本発明に係る耐摩耗構造部材は、破碎機の歯板、打撃子、せん断刃、チークプレート、ズリフィーダバー、ビット、ブルドーザのトラックブッシュ、sprocketティース、シューラグ、油圧ショベルのバケット、ツースアダプタ、リップ、ツース間シュラウド、コーナーガード、GET (Ground Engaging Tool) 部品のカッティングエッジ、エンドビット、ツース、リッパポイント、プロテクタ、ウエアプレート、シャンク、トラッシュコンパクタの鉄輪のチョップのいずれかに用いられることも可能である。

以上説明したように本発明によれば、溶融池に略均一に分散できる耐摩耗粒子を提供することができる。また、他の本発明によれば、耐摩耗粒子が略均一に分散された肉盛層を備えた耐摩耗構造部材を提供することができる。

4. 図面の簡単な説明

図1は、粒子径0.1mmの耐摩耗粒子を用いてアーク肉盛溶接により余盛高さ6mmの硬化肉盛層を形成したものを示す模式図である。

図2は、粒子径9mmの耐摩耗粒子を用いてアーク肉盛溶接により余盛高さ

6

6 mmの硬化肉盛層を形成したものを示す模式図である。

図3は、本発明の実施の形態1による耐摩耗粒子を示す断面図である。

図4は、本発明の実施の形態2による耐摩耗構造部材の製造方法を示す模式図である。

5 図5は、耐摩耗肉盛層の上下方向に切断した断面を10mm角の断面とし、全面積率Sを10%~60%にした場合において、略均一に分散しているとみなす最低(限界)の均一分散指数 S_t/S_b と最高の均一分散指数 $S_t/S_b=1$ の耐摩耗粒子の分布状態を示す断面図である。

10 図6は、表1に示す全面積率Sと限界の均一分散指数 S_t/S_b との関係を示すグラフである。

図7は、本発明の実施の形態3に係るブルドーザの足回り装置を示す部分拡大断面図である。

図8は、肉盛層の形成機構説明図である。

図9(a)、(b)は、スプロケットの肉盛層形成状態説明図である。

15 図10(a)(b)(c)は、ブッシュの肉盛層形成状態説明図である。

図11は、本発明の実施の形態4による破碎機用打撃子を示す正面図である。

図12は、図11に示す破碎機用打撃子の背面図である。

図13(A)は、本発明の実施の形態5による破碎機の歯板を示す図であり、図13(B)は、図13(A)に示す歯板の歯の断面組織である。

20 図14(A)は、比重の小さい耐摩耗粒子の比較例を示す模式図であり、図14(B)は、比重がほぼ等しい耐摩耗粒子の実施例を示す模式図であり、図14(C)は、比重の大きい耐摩耗粒子の比較例を示す模式図である。

図15は、実施例2による耐摩耗構造部材を示す断面図である。

25 図16は、実施例2に対する比較例としての耐摩耗構造部材を示す断面図である。

図17は、図15に示す実施例2の耐摩耗構造部材の肉盛層における深さ方向の距離と硬さとの関係を示すグラフである。

図18は、図16に示す比較例の耐摩耗構造部材の肉盛層における深さ方向の距離と硬さとの関係を示すグラフである。

30 図19は、図15に示す実施例2の耐摩耗構造部材の肉盛層における結晶組織を示す写真である。

図20は、図16に示す比較例の耐摩耗構造部材の肉盛層における結晶組織を示す写真である。

35 図21は、図15に示す実施例2及び図16に示す比較例それぞれの耐摩耗構造部材に対して抗折試験を行った結果を示すグラフである。

図22は、ノッチレスで実施したシャルピー衝撃試験の結果を示すグラフである。

図23は、試験片に対して摩耗試験を行う装置を概略的に示す図である。

40 図24は、図23に示す装置で摩耗試験を行った結果を示すものであり、平均硬度と1/摩耗体積比との関係を示すグラフである。

図25は、炭化タングステン粒子を分散させた肉盛合金の断面マクロ組織を示す図である。

図26は、 Cr_3C_2 粒子を分散させた肉盛合金の断面マクロ組織を示す図である。

5 図27は、TiC粒子を分散させた肉盛合金の断面マクロ組織を示す図である。

図28は、他の従来の耐摩耗構造部材の製造方法を示す模式図である。

[符号の説明]

- | | | |
|----|-------------|--------|
| | 1 | アーク電極 |
| 10 | 2 | 母材 |
| | 3 | 熔融池 |
| | 4 | 硬質粒子 |
| | 5 | 第2粒子 |
| | 6 | 二股ノズル |
| 15 | 7 | 肉盛層 |
| | 11 | 基部 |
| | 12 | 被覆層 |
| | 13 | 耐摩耗粒子 |
| | 26 | ノズル |
| 20 | 31 | 履帯 |
| | 32 | リンク |
| | 33 | ブッシュ |
| | 34 | 履帯ピン |
| | 35 | 履板 |
| 25 | 36 | スプロケット |
| | 37 | 歯溝部 |
| | 38 | アーク電極 |
| | 39, 39' | 母材 |
| | 40 | 熔融池 |
| 30 | 41 | 超硬粒子 |
| | 42 | ノズル |
| | 43, 43', 50 | 肉盛層 |

5. 発明を実施するための最良の形態

35 耐摩耗構造部材は以下の特性を有することが好ましい。
(耐摩耗性)

最も耐摩耗性に影響が大きいのは硬質粒子の硬さと靱性で、硬いほど耐摩耗性は高く、靱性が高いほど粒子の欠損脱落がないので耐摩耗性は向上する。従って、硬質粒子は高硬度で靱性が高いことが好ましい。

40 次に耐摩耗性に影響するのは硬質粒子を把持している母相金属部（以下、母

相金属という)の硬さと靱性である。従って、母相金属中に脆弱な化合物の析出や亀裂の発生を避けることが好ましい。

5 硬質粒子の含有量も耐摩耗性に大きく影響し、量が多いほど耐摩耗性は高いが、多すぎると耐摩耗材全体としても靱性が低下する。従って、多くの硬質粒子を含有させても靱性が低下しないことが好ましく、そのためには硬質粒子そのものが高い靱性を有し、硬質粒子が強固に母相金属と結合することが好ましい。

10 また、硬質粒子と母相金属との親和性も重要で、濡れ性が悪くて冶金的に接合しない、あるいは脆弱な化合物を界面に形成するような材料の組み合わせでは硬質粒子が脱落するし、耐摩耗肉盛層に大きな亀裂等があれば、そこが起点となって欠損を生じる。従って、硬質粒子と母相金属との親和性、濡れ性が良く、冶金的に接合しやすく、脆弱な化合物が界面に形成されないような材料の組み合わせが好ましい。

(耐衝撃性)

15 岩石が衝突したときの衝撃に耐えうる靱性を維持するには次のような特性を必要とする。靱性には、硬質粒子と母相金属の靱性そのものに加え硬質粒子の分布が影響される。例えば、硬質粒子が肉盛層の下部に沈下凝集していると、この部分から剥離を生じることがある。硬質粒子が径0.1mm以下の微粒子の場合も粒子の凝集が生じるため同様に亀裂が発生しやすい。耐摩耗肉盛層の亀裂は耐衝撃性を劣化させる。従って、硬質粒子は均一に分散していることが好ましい。

20 また、母相金属の浸透不良に伴う空隙も応力集中部となり耐衝撃性を劣化させる。従って、母相金属と硬質粒子の濡れ性が優れていることが好ましい。

(加工容易性)

25 耐摩耗肉盛層は、耐摩耗構造部材の必要な部位に必要な厚みと形状で容易に形成できることが好ましい。肉盛層の厚みを厚くするために多層盛を行うことが多いが、多層盛を行っても割れないこと、予熱や後熱を加えなくても割れないことなどの施工が容易なことが重要である。また、加工が容易であるとコスト面でも優位である。

30 以下、図面を参照して本発明の実施の形態について説明する。

(実施の形態1)

耐摩耗粒子の第1硬質材料及び第2硬質材料を種々に組み合わせて母相金属と略等しいか近い比重、母相金属との比重差が、20%～-15%であり、好ましくは±10%の範囲内に調整する。または、耐摩耗粒子の比重が母相金属(母相金属)の比重の0.85倍～1.2倍の範囲であることが好ましい。例えば
35 第1硬質材料をFe系の母相金属より比重の小さい材料、例えばTiC(密度:4.85～4.93g/m³)、VC(密度:5.36～5.77g/m³)、Zr(密度:6.66g/m³)、Cr₃C₂(密度:6.68～6.74g/m³)とし、第2硬質材料をFe系の母相金属より比重の大きい材料、例えばMo₂C(密度:9.18g/m³)、TaC(密度:14.4g/m³)、WC(密度:
40

15. 6～15. 7 g/m³）、W₂C（密度：17. 2 g/m³）とする。

これにより、耐摩耗粒子全体の比重を母相金属と略等しいか近い比重に調整することができ、母相金属に硬質粒子を略均一に分散させることが可能となる。このため、硬質粒子の凝集による耐摩耗性能の不均一を抑制でき、凝集部での亀裂の発生や剥離の発生を抑制でき、さらに耐衝撃性を向上させることができる。

また、本実施の形態による耐摩耗粒子の粒径は0. 2～9 mmである。粒径の下限を0. 2 mmとした理由は、粒径が0. 2 mmより小さいと、表面張力が重力に勝り、熔融した母相金属に粒子が入りにくくなり、表面に浮いてしまうからである。例えば、粒子径0. 1 mmの耐摩耗粒子を用いてアーク肉盛溶接により余盛高さ6 mmの硬化肉盛層を形成した場合、図1に示すように耐摩耗粒子が肉盛層の表面に浮いてしまうことになる。この際の肉盛施行条件の一例としては下記のとおりである。

粒径の上限を9 mmとした理由は、アーク肉盛溶接により硬化肉盛層を形成する場合、通常余盛高さは最大6 mm/1層程度である。その場合、粒子径が9 mmより大きいと肉盛硬化層から1/3以上露出してしまい、脱落しやすくなるからである。例えば、粒子径9 mmの耐摩耗粒子を用いてアーク肉盛溶接により余盛高さ6 mmの硬化肉盛層を形成した場合、図2に示すように耐摩耗粒子が3 mm程度露出することになる。この際の肉盛施行条件の一例としては下記のとおりである。

[肉盛施行条件の一例]

- 溶接ワイヤ steel
- シールドガス Ar-20%CO₂
- 肉盛溶接電流 330 A
- 肉盛溶接電圧 34 V
- 肉盛溶接速度 20 cm/分
- 肉盛幅 25 mm
- 余盛高さ 6 mm
- 硬質粒含有率 40体積%

また、前記耐摩耗粒子は、第1硬質材料と第2硬質材料を含む材料からなり、この材料は、60～96体積%の炭化物を含有し、残部が金属である。

残部を金属とした理由は次のとおりである。耐摩耗粒子を焼結によって製造する好ましく、その場合、金属をバインダーとすることが好ましい。焼結で作れば組織を均一にすることができることにより粒子の靱性を向上でき、耐衝撃性を向上させることができ、割れにくく、欠けにくい耐摩耗粒子を製造することができる。

炭化物の体積含有率の下限を60%とする理由は次のとおりである。

硬度にも複合則が成り立つとする。炭化物の硬さをH_c、炭化物の含有率をV_c、バインダー金属の硬さをH_m、バインダー金属の含有率を1-V_cとする。耐摩耗粒子の分散材の硬さHは下記式(11)で表わされる。

$$H = H_c \cdot V_c + H_m \cdot (1 - V_c) \quad \dots (11)$$

炭化物の硬さ (H_c) は最低で $H_v 1500$ 程度であり、バインダー金属の硬さ (H_m) は $H_v 200$ 程度である。粒子分散材が十分に耐摩耗性を発揮するためには珪砂 (SiO_2) の硬さ $H_v 1000$ 程度より硬くなくてはならないから、 $H > 1000$ とすると、 $V_c > 60\%$ となる。

本実施の形態による耐摩耗粒子は、図3に示すようなものであっても良い。つまり、耐摩耗粒子13は、球形状または球に近い形状であって、基部11と基部11を被覆する被覆層12とから構成されている。角張った粒子は融合不良を生じやすく、小さな穴を生じて強度低下を招いたり、また角があるとその角に応力が集中して亀裂の発生や耐摩耗粒子の欠けを生じるため、球形状または球に近い形状が望ましい。

被覆層12は、厚さ0.1mm以下であることが好ましい。このように被覆層12の厚さを薄くすることにより、被覆層12が母相金属に全て溶出し、耐摩耗粒子と母相金属の濡れ性の向上、母相金属の組織調整をすることができる。

被覆層12を形成する理由は、被覆層が母相金属との濡れ性改善により溶着を容易にする機能を付与できること、母相金属との結合力を向上させる機能を付与できること、母相金属に溶け込んで母相金属を合金化し硬化する機能を付与できることである。

また、被覆層12はFe、Co、Ni及びCuのいずれかの合金からなることも可能である。濡れ性改善、結合向上の効果を得るためである。また、被覆層12はタングステン炭化物を含むサーメットからなることも可能である。濡れ性改善、母相金属の硬度向上の効果を得るためである。

母相金属がFe系、Co系、Ni系、Cu系の金属であって、基部11の主成分に例えばセラミックス (例えばTiCN) を用いた場合、TiCNは、溶融した金属に対して濡れ性が悪く、溶着不良を生じることがある。そこで、母相金属に対して濡れ性の良いNi層を含有する被覆層12を用いることにより、耐摩耗粒子13の濡れ性を向上することができる。

また、母相金属が鋼であると、TiCNは濡れ性が悪く、母相金属に成分が溶出しにくい。そこで、被覆層12にWC-Co (Coは、バインダとして用いる) を用いると、WC及びCoは母相金属に対して濡れ性が良く、W、C及びCoが母相金属に溶出する。これにより、母相金属のC量が増えてマルテンサイト生成し、硬さが $H_v 700$ 以上と著しく向上する。また、Wも母相金属中において析出炭化物を生成し、母相金属の硬度上昇をもたらす、摩擦熱による昇温に対する軟化抵抗も向上して耐摩耗性を向上させることができる。

上記の耐摩耗粒子は、炭化物のバインダとしてCo、Ni、Fe、Cr、Mo等の金属バインダを用い、改質剤としてMo、 Mo_2C やCrを添加し、焼結することによって高靱性の硬質粒子となる。このような硬質粒子を分散させて耐摩耗構造部材を作製した場合、硬質粒子が欠損脱落することが抑制される。例えば従来の硬質粒子の一例である W_2C の単体を用いた場合、硬度は高いが靱性に乏しいので耐摩耗構造部材から欠損脱落し易いものとなるが、上記の高

韌性の硬質粒子では欠損脱落が起こりにくい。

また、耐摩耗粒子の材料としてTiC、TiCNを用いるとコスト面で有利である。タングステンは主に中国から産出する希少金属で非常に高価であるが、Tiは多量に存在する元素であり、また比重をタングステンと比べると小さいので体積比較すれば、安価だからである。

次に、耐摩耗粒子に用いる材料成分の役割について説明する。

TiCNのNは炭化物結晶を微細化し、硬質粒子の強度を向上させるものである。TiCNは、Feに対して安定で溶出しにくいいため未溶融の状態では粒子が残存しやすい。ただし、成分の溶出が少ないために母相金属の硬さがHv400程度しか上昇しない条件があり、母相金属の耐摩耗性が劣る。Tiは母相金属の結晶粒を微細にする効果があり、耐摩耗材の韌性向上に寄与している。TiCNは、溶出は少ないものの微小結晶の状態では母相金属に溶出しており、母相金属はTiCN分散強化材料となっている。この点でも耐摩耗性と韌性が向上されていることが考えられる。

炭化タングステンは、焼結性を向上させ、硬質粒の強度を向上させる。また、炭化タングステンは、母相金属に適量溶出してマルテンサイトを生成し、母相金属の硬度を上昇させ、耐摩耗性を向上させる。

炭化物のバインダとして用いられるNiは、主成分の炭化物に対して非常に濡れ性が良く、焼結欠陥が発生しにくい。Ni量で硬さを調整できる。Niを増やすと硬さが低下する。適正なNi量としては8%程度である。

炭化物のバインダとして用いられるCoは、主成分の炭化物に対して非常に濡れ性が良く、焼結欠陥が発生しにくい。

炭化物のバインダまたは改質剤として用いられるCrは添加により抗折力が向上する。

炭化物のバインダまたは改質剤として用いられるMo₂Cは、微量の添加(3%)により焼結性が向上し、抗折力が向上し、硬さも上昇する。

次に、図3に示す耐摩耗粒子13の製造方法について説明する。

まず、基部11の原料となる例えばWC、TiC、Co、Ni粉末にアセトンを加えてアトライタと称する低速回転翼を内蔵したミルで数十時間攪拌混合する。次いで、混合後乾燥させ、ケーキ状にした原料を砕いて、数%のパラフィン系潤滑剤とアセトンとの混合液を加えて、泥状にする。泥状にされた原料を乾燥させると造粒された原料粉ができる。これを核として振動させながら転がし、原料粉をふりかけることにより粒子を大きく成長させ、所望の粒径に形成する。そして、最終造粒工程で前記同様に混合した被覆層12の原料粉例えばWC-Coをふりかけて被覆層を形成する。形成された耐摩耗粒子は、先ず500℃くらいまでしばらく保持し、潤滑剤を揮発させ、その後、液相が発生する温度まで昇温、保持し、焼結され耐摩耗粒子ができあがる。

(実施の形態2)

図4は、本発明の実施の形態2による耐摩耗構造部材の製造方法を示す模式図である。図4には肉盛層形成機構が示されており、この機構により耐摩耗肉

盛層が形成される。この機構において25mm突き出される溶接ワイヤからなるアーク電極1が、水平に配されているCrMo鋼の母材2の直角方向に対して角度 θ_1 （トーチ角 $=30^\circ$ ）をなすように傾斜して配されている。このアーク電極1による溶接電流は230A、溶接電圧は17Vとされ、溶接ワイヤの供給速度は100g/分とされ、溶接領域にシールドガスとして100%アルゴンが毎分30リッター供給される。また、アーク電極1から発生されるアークによって形成される溶融池3には粒径が例えば0.25~0.85mmの実施の形態1からなる耐摩耗粒子（密度は母材の密度に略一致させている）13がノズル26を通して供給される。このノズル26は1.5Hzの三角波により溶接進行に対して、すなわち図4において図面に対して前後方向にウィービング（振動幅30mm）され、そこに耐摩耗粒子13が毎分70gで供給される。

前述のような条件で溶接が図中の右方向に向かって毎分22cmの速度で行われる。なお、耐摩耗粒子13が供給される前の溶融池3の溶融金属の密度は7.8g/cm³である。

図4に示すように、耐摩耗粒子13は、アーク電極1の延長上の直線と母材2の表面を通る平面とが交わる位置より溶接進行方向の後方（左）側に供給される。略1800℃の溶融池3に供給された耐摩耗粒子13の被覆層12は、すべて溶融金属と反応し、耐摩耗粒子13の周りに合金層を形成し、基部11は溶融金属中に残存する。

上記実施の形態2によれば、母材2と略等しい比重に耐摩耗粒子13を調整しているため、耐摩耗粒子13の凝集を抑制でき、耐摩耗粒子13が偏って沈降することも偏って浮上することもなく、その溶融金属部分が固化される。従って、硬化して得られる肉盛層7中には耐摩耗粒子13が略均一に分散されており、肉盛層7は好ましい耐摩耗性及び耐衝撃性を有するものとなる。

なお、母材2と耐摩耗粒子13とで比重に差がある場合は、肉盛層7中に耐摩耗粒子13が略均一に分散されるようにアーク電極1のトーチ角 θ_1 を調整する。

上記のように耐摩耗構造部材の耐摩耗肉盛層に耐摩耗粒子を略均一に分散させた場合の粒子の分布状況について説明する。

耐摩耗粒子の比重を母相金属のそれに合わせることにより均一に分散させるものであるから、耐摩耗粒子の上下方向（略重力方向）の分布によって均一性を確認することができる。

耐摩耗肉盛層の上下方向（略重力方向）に切断した断面の面積をYとし、前記断面を略重力方向に対して直交する線によって上下に1/2ずつの面積で分離し、前記断面の上層（面積：Y/2）に存在する耐摩耗粒子の数をaとし、前記断面の下層（面積：Y/2）に存在する耐摩耗粒子の数をbとし、耐摩耗粒子の中央断面積をXとした場合、前記上層に対する耐摩耗粒子の含有面積率（上層面積率） S_{top} （略してSt）及び前記下層に対する耐摩耗粒子の含有面積率（下層面積率） S_{bottom} （略してSb）は下記式（1）、（2）によって求め

られる。均一分散を表わす指数は、 S_t/S_b とし、1 ならば完全に均一に分散しているとみなし、0 ならば全て下層に沈下しているとみる。

$$S_t = a X / (Y / 2) = 2 a X / Y \quad \dots (1)$$

$$S_b = b X / (Y / 2) = 2 b X / Y \quad \dots (2)$$

5 $S_t/S_b = a/b \quad \dots (3)$

また、耐摩耗肉盛層に含有する耐摩耗粒子の量が少ない場合と多い場合とでは、少ない場合の方が均一に分散させること、即ち均一分散指数 S_t/S_b を 1 に近づけることが難しい。従って、耐摩耗肉盛層の上下方向に切断した断面の全体に対する耐摩耗粒子の含有面積率（全面積率） S は下記式（4）によって

10 求められ、この全面積率 S が小さい場合は全面積率 S が大きい場合に比べて均一分散指数 S_t/S_b が 1 から遠くても略均一に分散しているとみなすことができる。

$$S = (a + b) X / Y \quad \dots (4)$$

次に、直径 1 mm の耐摩耗粒子を分散させた場合の例について説明する。

15 図 5 は、耐摩耗肉盛層の上下方向に切断した断面を 10 mm 角の断面とし、全面積率 S を 10% ~ 60% にした場合において、略均一に分散しているとみなす最低（限界）の均一分散指数 S_t/S_b と最高の均一分散指数 $S_t/S_b = 1$ の耐摩耗粒子の分布状態を示す断面図である。なお、耐摩耗肉盛層の上下方向に切断した断面の面積の面積 Y が 100 mm^2 であり、粒子径 ϕ が 1 mm であり、耐摩耗粒子の中央断面積 X が 0.785398163 mm^2 である。

20

表 1 は、図 5 に示す限界の均一分散指数 S_t/S_b 及びそれを導出するための数値（全粒子数、全面積率 S 、上層粒子数、上層面積率 S_t 、下層面積率 S_b ）を記載したものである。

25 図 6 は、表 1 に示す全面積率 S と限界の均一分散指数 S_t/S_b との関係を示すグラフである。

[表 1]

均一分散限界の設定					
全粒子数	全面積率 S	上層粒子数	上層面積率 S_t	下層面積率 S_b	S_t/S_b
13	10%	3.5	5%	14%	0.38
25	20%	9	14%	26%	0.55
38	30%	15	24%	36%	0.65
51	40%	21	34%	46%	0.73
64	50%	28	44%	56%	0.80
76	60%	35	55%	65%	0.85

30 図 5、図 6 及び表 1 に示すように、耐摩耗粒子の比重を母相金属のそれに合わせても全面積率 S が小さいほど均一分散指数 S_t/S_b は小さくなる。従って、均一分散指数が 0.38 以上または 0.38 ~ 0.85 であれば耐摩耗粒子が均一に分散しているといえる。

詳細には、全面積率 S が 10% の場合、均一分散指数が 0.38 以上であれ

ば耐摩耗粒子が略均一に分散しており、均一分散指数が0.38未満であれば耐摩耗粒子が均一に分散していないと判断できる。同様に、全面積率Sが20%、30%、40%、50%、60%それぞれの場合、均一分散指数がそれぞれ0.55以上、0.65以上、0.73以上、0.80以上、0.85以上であれば耐摩耗粒子が略均一に分散しており、均一分散指数がそれぞれ0.55未満、0.65未満、0.73未満、0.80未満、0.85未満であれば耐摩耗粒子が均一に分散していないと判断できる。

より詳細には、全面積率Sに対して均一分散指数が図6に示す限界の均一分散指数のグラフより上であれば耐摩耗粒子が略均一に分散しており、均一分散指数が図6に示すグラフより下であれば耐摩耗粒子が均一に分散していないと判断できる。

なお、耐摩耗肉盛層の母相金属における前記上層及び前記下層それぞれの硬さはHv700～1000であることが好ましい。

(実施の形態3)

図7には、本発明の実施の形態3に係るブルドーザの足回り装置の部分拡大断面図が示されている。本実施の形態では、硬質粒子は実施の形態1の耐摩耗粒子と同様のものを用いる。

本実施の形態において、履帯31は、互いに対向する一対のリンク32、32の一端に設けられた孔にブッシュ33の端部を圧入し、このブッシュ33に挿通した履帯ピン34の両端を前後のリンク32、32に圧入することによってリンクチェーンとし、このリンクチェーンに履板35を固着することにより構成されている。こうして、履帯31がスプロケット36とアイドル(図示せず)とに巻回され、スプロケット36を駆動することで、このスプロケット36の歯溝部37がブッシュ33に噛み合い、このブッシュ33がスプロケット36の歯面上を滑りを伴いながら移動することにより、履帯31が回転されてブルドーザが走行するようになっている。

このブルドーザの走行時には、スプロケット36の歯面とブッシュ33との間に土砂や岩石を巻き込んで滑り接触を繰り返しながら使用され、これらスプロケット36およびブッシュ33の各表面は極めて摩耗し易い条件で使用されることになる。このようなことから、スプロケット36の歯部およびブッシュ33の外周面には所要箇所肉盛溶接が施され、これによって耐摩耗性の向上が図られている。

ここで、耐摩耗肉盛層の形成に際しては、図8に示されるように、溶接ワイヤ(例えば、KOBELIFEウェルディング「KC-50」)からなるアーク電極38が、水平に配置されている母材39の表面に対して所定のトーチ角(=45°～55°)をなすように傾斜して配され、溶接領域にシールドガスとして100%アルゴンが供給され、またアーク電極38と母材39との間に発生されるアークによって形成される溶融池40に硬質粒子41がノズル42を介して供給される。このような溶接を矢印Aの方向に向かって所定速度で行うことにより、母材39の表面に肉盛層43が形成される。この場合、硬質粒子4

1が肉盛層43の表面に出ないように、かつ肉盛層43の深部において密にかつ均一に分布させるために、この硬質粒子41の落下位置をアーク直上とし、アークの手前には落とさないようにするのが好ましい。

次に、スプロケット36およびブッシュ33の各部品毎の肉盛層形成方法について詳述する。

5 スプロケット36における肉盛層形成方法についてスプロケット36の歯部（スプロケットティース）に対して肉盛層を形成する際には、図9（a）に示されるように、スプロケット36の回転方向と交差する方向、好ましくは直交する方向（矢印B方向）に、ブッシュ33との当たり面および歯先が全面肉盛される。ここで、各歯面については、歯先部から歯元部に至る方向（矢印C方向）に順次並列に肉盛層を形成するのがビード外観を均一にする上でも、肉盛品質を安定化する上でも望ましい。なぜなら、もし、逆の方向、すなわち歯元部から歯先部に至る方向（矢印Cと反対の方向）に肉盛層を形成した場合、溶接の熱が母材に蓄積し、歯先部の温度が高温になり、溶け込み深さや粒子の含有量や分布、母相金属の組織が変化してしまうので、連続して肉盛層を形成することができないからである。また、図9（b）に示されるように、歯先部近傍（約30mm）の範囲においては、余盛り高さを他の箇所より低くし（3～4mm）、また歯頂部には肉盛層の欠損防止のために硬質粒子を添加しないようにするのが望ましい。さらに、前記硬質粒子は、歯元部と歯先部との中間部の含有量を歯元部および歯先部のそれぞれの含有量よりも多くして供給するのが好ましい。

前述のように肉盛層の分布並びに硬質粒子の分布を規定することで、歯元部と歯先部とは主として靱性を持たせ、歯元部と歯先部との中間部には主として耐摩耗性を持たせることができるので、歯先部の剥離、欠損を防止することができて肉盛層の耐久性を安定化させることができる。肉盛層形成時に肉盛層には図9（a）に示されるようにビードに直交する方向に亀裂が発生することがあるが、この亀裂発生方向が両者の噛合時における引張応力発生方向（矢印B'方向）と一致しているので、その亀裂の口が開くのを防ぐことができる。

ブッシュ33における肉盛層形成方法についてブッシュ33の外周面に肉盛層を形成する際には、図10に示されるように、スプロケット36の回転方向（ブッシュ33の摺動方向（図10（a）の矢印D'方向））と交差する方向、好ましくは直交する方向（矢印D方向）に、スプロケット36との当たり面としてのブッシュ外周面の略半周にわたって肉盛される。この肉盛層形成範囲をブッシュ外周面の全周にした場合には、この肉盛層形成時等に発生する熱応力や変態応力の逃げ場がなく母材が変形を起こしたり、割れが発生したりするという欠点がある。これに対して、本実施の形態のように所要部のみに肉盛層を形成するようになれば、肉盛層形成後のブッシュ母材の内径加工が不要になるなどの利点がある。なお、この肉盛層形成範囲は、本実施の形態のように略半周（180°）に限らず、必要最小限の角度範囲（例えば120°）とすることもできる。

(実施の形態4)

図11は、本発明の実施の形態4による打撃子を示す正面図である。図12は、図11に示す破砕機用打撃子の背面図である。本実施の形態では、硬質粒子は実施の形態1の耐摩耗粒子と同様のものを用いる。

5 打撃子は、主として木材等の産業廃棄物の破砕に使用されるものであり、図11及び図12中で梨地状に表わした部分は、耐摩耗性を向上させるため硬質粒子を肉盛りした肉盛層50である。また、先端部分には超硬体が嵌合されている。フランジの一部を切り欠いてフラットにした部分を下向きとして回転ハンマー等に取り付けられ、木材等を打撃して破砕する。

10 (実施の形態5)

図13(A)は、本発明の実施の形態5による破砕機の歯板を示す図であり、図13(B)は、図13(A)に示す歯板の歯の断面組織である。本実施の形態では、耐摩耗材は実施の形態1の耐摩耗粒子と同様のものを用いる。

15 破砕機は、主としてコンクリートガラ、アスファルトなどの産廃物を歯板によって破砕するものである。図13(B)に示すように歯板の歯の内部には耐摩耗材が埋め込まれ溶着されている。

20 尚、本発明は上記実施の形態に限定されず、本発明の主旨を逸脱しない範囲内で種々変更して実施することが可能である。例えば、上記実施の形態1または2による耐摩耗粒子を鑄ぐるみ法に用いた場合でも、被覆層に濡れ性の良い材料を用いることにより溶湯の浸透が容易になる。

25 また、上記実施の形態1または2による耐摩耗粒子を鑄物の製造に用いた場合、溶湯と略等しい比重の耐摩耗粒子を前記溶湯に添加して攪拌することにより耐摩耗粒子が均一に分散した鑄物を製作することができ、この鑄物をそのまま耐摩耗部品としても良いし、溶接やボルト締結によって必要部位に装着しても良い。

30 また、上記実施の形態では、母相金属にFe系の材料を用いているが、本発明はこれに限定されるものではなく、母相金属に他の材料、例えばNi系(例えばコルモノイなど)、Co系(例えばステライトなど)及びCu系(例えばアルミ青銅、リン青銅など)のいずれかの材料を用いることも可能である。このとき、第1硬質材料の主成分として、上記の他に例えば炭化ニオブ(NbC、密度: 7.82 g/m^3)を用いてもよい。

35 また、上記実施の形態3から5以外に、破砕機のせん断刃、チークプレート、ズリフィーダバー、ビット、ブルドーザのシューラグ、油圧ショベルのバケット、ツースアダプタ、リップ、ツース間シュラウド、コーナーガード、GET(Ground Engaging Tool)部品のカッティングエッジ、エンドビット、ツース、リップポイント、プロテクタ、ウエアプレート、シャック、トラッシュコンパクタの鉄輪のチョップ等を実施してもよい。

〈実施例〉

以下、実施例について説明する。

40 (実施例1)

図14 (A) は、母相金属に比べて比重の小さい耐摩耗粒子を母相金属に分散させた状態 (比較例) を示す模式図であり、図14 (B) は、母相金属と比重がほぼ等しい耐摩耗粒子を母相金属に分散させた状態 (実施例) を示す模式図であり、図14 (C) は、母相金属に比べて比重の大きい耐摩耗粒子を母相金属に分散させた状態 (比較例) を示す模式図である。

図14 (A) に示す耐摩耗粒子の組成は重量%でTiC-50Niであり、比重が5.9である。母相金属はCrMo鋼であり、その比重が7.8である。従って、TiC-50Ni粒子は母相金属の上層に集中して分散している。

図14 (B) に示す耐摩耗粒子の組成は重量%で39TiC-43WC-10Ni-5Cr-3Coであり、比重が7.7である。母相金属はCrMo鋼であり、その比重が7.8である。このように耐摩耗粒子の比重と母相金属の比重がほぼ等しいため、39TiC-43WC-10Ni-5Cr-3Co粒子を母相金属にほぼ均一に分散させることができる。

図14 (C) に示す耐摩耗粒子の組成は重量%でWC-7Coであり、比重が4.5である。母相金属はCrMo鋼であり、その比重が7.8である。従って、WC-7Co粒子は母相金属の下層に集中して分散している。

本発明の実施例1による耐摩耗粒子は第1硬質材料および第2硬質材料を含む材料からなり、具体的には、表2に示す溶着金属 (母相金属) に対して表2に示す第1硬質材料および第2硬質材料を用いることが好ましく、表2に示す耐摩耗粒子を用いることが好ましい。このような耐摩耗粒子を用いることにより、溶着金属の比重と耐摩耗粒子の比重をほぼ等しくすることができる。

[表 2]

溶着金属 材種	比重	耐摩耗粒子				比重	溶着金属との 比重比
		第1硬質材料	第2硬質材料	成分(重量比)	成分(体積比)		
SS400	7.8	TiC	WC	39TiC-43WC-10Ni-5Cr-3Co	61TiC-22WC-9Ni-5Cr-3Co	7.7	0.99
		TiCN	WC	43TiCN-43WC-8Ni-3Cr-3Co	65TiCN-22WC-7Ni-3Cr-3Co	7.8	1.00
		VC	WC	64VC-19WC-8Ni-7Cr-3Co	45VC-37WC-9Ni-6Cr-4Co	7.8	1.00
		Cr ₃ C ₂	WC	64Cr ₃ C ₂ -19WC-8Ni-7Cr-4Co	75Cr ₃ C ₂ -11WC-3Ni-10Cr-1Co	7.8	1.00
		TiC	Mo ₂ C	19TiC-69Mo ₂ C-9Ni-3Cr	30TiC-59Mo ₂ C-8Ni-3Cr	7.8	1.00
		TiC	WC	60TiC-23WC-10Ni-5Cr-2Co	77TiC-10WC-7Ni-4Cr-1Co	6.35	0.81
		TiC	WC	55TiC-28WC-10Ni-5Cr-2Co	74TiC-12WC-7Ni-5Cr-2Co	6.64	0.85
		TiC	WC	22TiC-59WC-8Ni-7Cr-4Co	42TiC-38WC-8Ni-9Cr-5Co	9.36	1.20
SCMnH11	7.96	TiC	WC	38TiC-46WC-10Ni-5Cr-3Co	38TiC-46WC-10Ni-5Cr-3Co	7.9	0.99
		TiCN	WC	41TiCN-45WC-8Ni-3Cr-3Co	63TiCN-23WC-7Ni-3Cr-3Co	7.96	1.00
		VC	WC	44VC-38WC-14Ni-1Cr-3Co	64VC-20WC-13Ni-1Cr-3Co	7.96	1.00
		Cr ₃ C ₂	WC	64Cr ₃ C ₂ -22WC-10Ni-2Cr-2Co	76Cr ₃ C ₂ -12WC-9Ni-2Cr-2Co	7.97	1.00
		TiC	Mo ₂ C	18TiC-72Mo ₂ C-7Ni-5Cr	28TiC-62Mo ₂ C-6Ni-6Cr	7.95	1.00
		TiC	WC	56TiC-27WC-7Ni-8Cr-2Co	74TiC-12WC-5Ni-7Cr-2Co	6.54	0.82
		TiC	WC	53TiC-30WC-11Ni-4Cr-2Co	73TiC-13WC-8Ni-4Cr-2Co	6.77	0.85
		TiC	WC	20TiC-60WC-8Ni-9Cr-5Co	39TiC-38WC-8Ni-12Cr-5Co	9.55	1.20
ハステロイC	8.9	TiC	WC	27TiC-58WC-12Ni-3Cr-4Co	49TiC-31WC-12Ni-4Cr-4Co	8.9	1.00
		TiCN	WC	30TiCN-55WC-8Ni-5Cr-4Co	52TiCN-32WC-6Ni-6Cr-4Co	8.9	1.00
		VC	WC	33VC-47WC-15Ni-4Co	54VC-28WC-15Ni-4Co	8.9	1.00
		Cr ₃ C ₂	WC	47Cr ₃ C ₂ -38WC-8Ni-4Cr-3Co	62Cr ₃ C ₂ -22WC-8Ni-5Cr-3Co	8.9	1.00
		TiC	Mo ₂ C	3TiC-87Mo ₂ C-9Ni-1Cr	5TiC-84Mo ₂ C-9Ni-1Cr	8.9	1.00
		TiC	WC	44TiC-38WC-8Ni-9Cr-3Co	65TiC-18WC-5Ni-9Cr-2Co	7.3	0.82
		TiC	WC	42TiC-40WC-14Ni-1Cr-3Co	65TiC-20WC-12Ni-1Cr-3Co	7.57	0.85
		TiC	WC	12TiC-68WC-7Ni-8Cr-5Co	28TiC-47WC-8Ni-12Cr-6Co	10.67	1.20
ステライト	8.48	TiC	WC	30TiC-51WC-7Ni-8Cr-4Co	52TiC-28WC-7Ni-9Cr-4Co	8.48	1.00
		TiCN	WC	35TiCN-50WC-8Ni-3Cr-4Co	57TiCN-28WC-8Ni-4Cr-4Co	8.48	1.00
		VC	WC	37VC-45WC-13Ni-2Cr-3Co	57VC-25WC-12Ni-2Cr-3Co	8.47	1.00
		Cr ₃ C ₂	WC	54Cr ₃ C ₂ -32WC-8Ni-4Cr-2Co	68Cr ₃ C ₂ -18WC-8Ni-5Cr-2Co	8.47	1.00
		TiC	Mo ₂ C	8TiC-80Mo ₂ C-8Ni-4Cr	14TiC-74Mo ₂ C-8Ni-5Cr	8.48	1.00
		TiC	WC	50TiC-33WC-10Ni-5Cr-2Co	71TiC-15WC-8Ni-5Cr-2Co	6.95	0.82
		TiC	WC	46TiC-36WC-9Ni-6Cr-3Co	67TiC-17WC-7Ni-6Cr-2Co	7.2	0.85
		TiC	WC	16TiC-64WC-10Ni-5Cr-5Co	33TiC-43WC-11Ni-7Cr-6Co	10.17	1.20
高力黄銅	7.9	TiC	WC	37TiC-45WC-9Ni-6Cr-3Co	59TiC-23WC-8Ni-7Cr-3Co	7.9	1.00
		TiCN	WC	42TiCN-44WC-9Ni-2Cr-3Co	64TiCN-23WC-8Ni-2Cr-3Co	7.9	1.00
		VC	WC	44VC-38WC-10Ni-5Cr-3Co	63VC-20WC-9Ni-5Cr-3Co	7.9	1.00
		Cr ₃ C ₂	WC	64Cr ₃ C ₂ -22WC-8Ni-6Cr-2Co	75Cr ₃ C ₂ -12WC-5Ni-7Cr-2Co	7.9	1.00
		TiC	Mo ₂ C	17TiC-71Mo ₂ C-7Ni-5Cr	27TiC-61Mo ₂ C-8Ni-5Cr	7.9	1.00
		TiC	WC	58TiC-25WC-11Ni-4Cr-2Co	78TiC-11WC-8Ni-4Cr-1Co	6.48	0.82
		TiC	WC	53TiC-32WC-12Ni-3Cr-2Co	72TiC-14WC-9Ni-3Cr-2Co	6.72	0.85
		TiC	WC	21TiC-60WC-8Ni-7Cr-4Co	40TiC-37WC-9Ni-9Cr-5Co	9.48	1.20
TiC	WC	19TiC-61WC-8Ni-7Cr-5Co	38TiC-39WC-9Ni-9Cr-5Co	9.72	1.23		

硬質材	比重	バインダー	比重
TiC	4.92	Ni	8.9
VC	5.48	Cr	7.2
Cr ₃ C ₂	6.74	Co	8.85
WC	15.77		
Mo ₂ C	9.18		
TiCN	5.17		

また、例えばハステロイC (成分: Ni-16Mo-15.5Cr-5Fe-3W-1Co、比重: 8.9) のようなNi系母相金属に用いる耐摩耗粒子の例としては、54WC-27TiC-10Ni-5Cr-4Co (重量比)、31WC-49TiC-10Ni-6Cr-4Co (体積比) が挙げられ、この耐摩耗粒子の比

重は 8. 8 である。

ハステロイ C は、酸化性、還元性双方の酸、塩類に対して優れた耐食性を示し、広範囲な化学装置に使用されており、特に湿塩素ガス、次亜塩素酸塩および二酸化塩素に耐える数少ない材料であり、石油化学、塩酸系酸洗装置、油井
5 部品などに用いられている。このハステロイ C の材料が使用される耐食部品（ポンプなど）のキャビテーションによる摩耗を防止するために本実施例の耐摩耗粒子を分散させる。

また、例えばステライト #1（成分：Co-30Cr-12W-2.5C、比重：8.48）のような Co 系母相金属に用いる耐摩耗粒子の例としては、50W
10 C-31TiC-10Ni-5Cr-4Co（重量比）、28WC-53TiC-9Ni-6Cr-4Co（体積比）が挙げられ、この耐摩耗粒子の比重は 8.44 である。

ステライト #1 は、Co-Cr-W 合金の樹枝状晶と Cr₇C₃+Co-Cr-W 合金の共晶組織からなっており、その特徴は高温での硬さ低下が少なく、しかも硝酸、蔞酸、クエン酸、蟻酸、乳酸などの各種酸に対して優れた耐食性を
15 有している。また、ステライト合金は後熱処理を施しても硬さは変化せず、耐摩耗性も変わらないという特徴も兼ね備えている。したがって、その特性を生かし、冷間から熱間に至るまで幅広い温度領域における耐食、耐摩耗用肉盛材料として各部材に利用されている。ステライト #1 は、液体中の固形物を細かく均一に粉砕し、均質な固液混合体として輸送を行う機能をもった湿式破砕機
20 であるディスインテグレータ（湿式破砕ポンプ）の加圧羽根車に用いられる。

また、例えば高力黄銅鋳物（成分：Cu：55～60、Fe：0.5～2.0、Zn：30～42、Mn：0.1～3.5、Al：0.5～2.0、比重：7.9）のような Cu 系母相金属に用いる耐摩耗粒子の例としては、45WC-
25 37TiC-10Ni-5Cr-3Co（重量比）、23WC-59TiC-9Ni-5Cr-3Co（体積比）が挙げられ、この耐摩耗粒子の比重は 7.9 である。

高力黄銅鋳物は、Cu、Zn、を基本とし、これに Al、Fe、Mn、Ni などの特殊元素を配合した合金で、熱処理を要せず鋳造のまま強度、硬度が高く、銅合金として極めて優秀な合金であり、この合金は、機械的性質が良く、
30 耐摩耗性および熱伝導性に優れており、鋳造性が良好であり、価格が比較的低廉である。高力黄銅鋳物は、ナット、歯車、耐摩耗板、低速高荷重摺動部品、大型バルブ、ステム、ブッシュ（軸受）、カム、水圧シリンダ部品、圧延機用スリッパ、建設機械用部品に用いられる。

また、例えば JIS SCMnH11（比重：7.96）のような高 Mn 鋼母相金属に用いる耐摩耗粒子の例としては、46WC-36TiC-10Ni-
35 5Cr-3Co（重量比）、24WC-58TiC-9Ni-6Cr-3Co（体積比）が挙げられ、この耐摩耗粒子の比重は 7.99 である。

高 Mn 鋼母相金属は、クラッシュヤの破砕歯、チークプレート、コーン、打撃板などの衝撃を伴う摩耗部品に用いられる。

40 （実施例 2）

図15は、実施例2による耐摩耗構造部材を示す断面図である。この耐摩耗構造部材は、図3に示す実施の形態1と同様の耐摩耗粒子を用い、図4に示す実施の形態2と同様の製造方法によって耐摩耗肉盛層が形成されたものである。詳細な説明は省略する。

5 母材2にCrMo鋼を用い、溶接ワイヤに軟鋼を用い、シールドガスにAr-20%CO₂を用い、230Aの溶接電流、17Vの溶接電圧を用いた。耐摩耗粒子13としては、基部11の材料にTiCNを用い、被覆層12の材料にWCを用いて作製した46TiCN-8Ni-47(WC-7Co)粒子を用いた。この粒子の粒径は0.25~0.85mmであり、粒子の比重は7.82であった。

10 上記実施例2によれば、母材2と略等しい比重に耐摩耗粒子13を調整することにより、耐摩耗粒子の凝集を抑制でき、硬化して得られる肉盛層中に耐摩耗粒子13を略均一に分散させることができることが確認された。

15 図16は、実施例2に対する比較例としての耐摩耗構造部材を示す断面図である。この耐摩耗構造部材は、図4に示す実施の形態2と同様の製造方法によって耐摩耗肉盛層が形成されたものである。但し、耐摩耗粒子には従来の硬質粒子であるWC-8Co粒子を用い、この粒子の粒径は0.25~0.85mmであり、粒子の比重は14.5であった。

20 上記比較例では、硬質粒子が肉盛層の下部に沈下して凝集している。従って、硬質粒子の比重を母材に合わせていないと均一に分散させることができないことが確認された。

図17は、図15に示す実施例2の耐摩耗構造部材の肉盛層における表面から深さ方向の硬さを測定した結果であり、深さ方向の距離と硬さとの関係を示すグラフである。

25 図17によれば、肉盛層の硬さが上層から下層にわたりHv700~1000であり、肉盛層が高硬度を維持していることが確認された。

図18は、図16に示す比較例の耐摩耗構造部材の肉盛層における表面から深さ方向の硬さを測定した結果であり、深さ方向の距離と硬さとの関係を示すグラフである。

30 図18によれば、肉盛層の上層の硬さがHv700より低く、実施例2の耐摩耗構造部材の肉盛層のような高硬度を上層において維持できないことが確認された。

35 図19は、図15に示す実施例2の耐摩耗構造部材の肉盛層における結晶組織を示す写真である。この結晶組織は、残留オーステナイトとマルテンサイトを有し、TiCN炭化物(白い粒)が均一に分散したものである。この結晶組織の部分の硬さはHv800であった。図19においても、肉盛層中にTiCN炭化物からなる耐摩耗粒子を略均一に分散させることができることが確認された。

40 図20は、図16に示す比較例の耐摩耗構造部材の肉盛層における結晶組織を示す写真である。この結晶組織は、残留オーステナイトとFe-W共晶析出

物を有するものである。この結晶組織の部分の硬さはHv 500程度であり、実施例2の肉盛層に比べて硬さが低いものであった。

図21は、図15に示す実施例2及び図16に示す比較例それぞれの耐摩耗構造部材に対して抗折試験を行った結果を示すグラフである。実施例2の耐摩耗構造部材と同様の試料を4つ用意するとともに比較例の耐摩耗構造部材を用意し、それぞれについて抗折試験を行い、その結果を図21において新粒子(1)、新粒子(2)、新粒子(3)、新粒子(4)及び比較例と記載している。

図21によれば、実施例2の耐摩耗構造部材には高い抗折力が保持されていることが確認され、比較例の耐摩耗構造部材の抗折力は低いことが確認された。

上記抗折試験は、抗折試験装置を用いて次の方法によって行った(JIS H 5501参照)。

1. 抗折試験装置の支点間距離は20mm又は30mmとし、それぞれの支点及び荷重点先端の丸味半径を約2mm及び3mmとし、支点及び荷重点には超硬合金を使用する。なお、荷重点は支点間の中央とする。また、この試験において試料の破断面に割れ・穴などがあってこれが試験成績に影響を及ぼしたと判定される場合は、その成績は無効とし、同時につくった他の試料について再試験する。

2. 各試料の製造単位ごとに次の試料をつくり、試料の表面は1.5-S程度に長さの方向に4面を平滑に研削する。ただし、この試料の厚さの偏差は0.1mm以下とする。

(1) 支点間の距離20mmの場合

24mm(長さ)×8mm(幅)×4mm(厚さ)

(2) 支点間の距離30mmの場合

35mm(長さ)×10mm(幅)×6mm(長さ)

3. 測定方法は、抗折試験装置の支点上に試料をのせ荷重を厚さの方向に加えて徐々に荷重を増し破断したときの荷重目盛を読む。

4. 抗折力の算出は、次の式による。

$$\text{抗折力} = 3pl / 2bt^2 \text{ (kgf/mm}^2 \{ \text{N/mm}^2 \})$$

ここに p: 破断したときの荷重 (kgf {N})

b: 試料の幅 (mm)

t: 試料の厚さ (mm)

l: 両支点間の距離 (mm)

図22は、ノッチレスで実施したシャルピー衝撃試験の結果を示すグラフである。実施例2の耐摩耗構造部材と同様の試験片を4つ用意し、比較例の耐摩耗構造部材の試験片を3つ用意するとともに比較のための高Cr鋳鉄(28Cr-2.8C)の試験片を3つ用意し、それぞれについてシャルピー衝撃試験を行い、その結果を図22において(1)、(2)、(3)、(4)、比較例(1)、比較例(2)、比較例(3)及び高Cr鋳鉄(1)、高Cr鋳鉄(2)、高Cr鋳鉄(3)と記載している。

上記シャルピー衝撃試験は、ノッチレスの試験片をその両端で支持し、一定

の条件のもとで、ハンマーのひと振りによって試験片を破断し特性を求めるものである（JIS Z 2242参照）。

試験片を破断するのに要したエネルギーは、次の式によって算出する。

$$K = M (\cos \beta - \cos \alpha)$$

- 5 ここに、K：試験片を破断するのに要したエネルギー（J）
 M：ハンマーの回転軸の周りのモーメント（N・m）
 $M = W \cdot r$
 W：ハンマーの質量による負荷（N）
 r：ハンマーの回転軸中心から重心までの距離（m）
 10 α ：ハンマーの持上げ角度（°）
 β ：試験片破断後のハンマーの振上がり角度（°）

図22によれば、実施例2の耐摩耗構造部材には高いエネルギーを加えなければ破断しないことが確認され、比較例及び高Cr 鋳鉄の耐摩耗構造部材には低いエネルギーで破断することが確認された。

- 15 図23は、試験片に対して摩耗試験を行う装置を概略的に示す図である。図24は、図23に示す装置で摩耗試験を行った結果を示すものであり、平均硬度と1/摩耗体積比との関係を示すグラフである。

20 摩耗試験を行う試験片としては、実施例2の耐摩耗構造部材の試験片（発明品）及びそれと比較する試験片を用意した。比較する試験片としては、代表的な耐摩耗鋼板であるスウェーデン鋼のHARDOX500、JIS鋼材であるSKD11、SKH51、高Cr 鋳鉄肉盛1層盛、高Cr 鋳鉄肉盛2層盛、炭化タングステン粒子をガス溶着したもの、超硬粒分散材（従来型）を用意した。

25 図23に示すように、ラバーホイールを回転させ、このラバーホイールに試験片を試験荷重によって押し付け、この試験片とラバーホイールとの間に珪砂を珪砂ホッパーから落下させ、1/摩耗体積比を測定する。試験条件は、以下のとおりである。

（試験条件）

- 30 (1) 使用珪砂 20～48メッシュ
 (2) 試験荷重 13.26kg
 (3) 珪砂供給量 300g/min
 (4) ラバーホイール周速 100m/min
 (5) 試験時間 20分
 (6) 試験片寸法 12t×25w×75L
 (7) ホイール厚み 12.7mm

35 図24によれば、発明品である実施例2の耐摩耗構造部材は、比較例に比べて高い耐摩耗性を有していることが確認された。

請求の範囲

1. 母相金属に分散させて耐摩耗性を向上させる耐摩耗粒子において、
第1硬質材料と第2硬質材料を含む材料からなる粒径0.2~9mmの耐摩
5 耗粒子であって、
前記材料は、60~96体積%の炭化物を含有し、残部が金属であることを
特徴とする耐摩耗粒子。
2. 請求項1において、前記第1硬質材料及び前記第2硬質材料それぞれが炭
10 化物を金属で結合することを特徴とする耐摩耗粒子。
3. 請求項1または2において、基部と、前記基部の表面に被覆された被覆層
とを具備することを特徴とする耐摩耗粒子。
- 15 4. 請求項3において、前記被覆層がFe、Co、Ni及びCuのいずれかの
合金からなることを特徴とする耐摩耗粒子。
5. 請求項3において、前記被覆層がタングステン炭化物を含むサーメットか
20 らなることを特徴とする耐摩耗粒子。
6. 請求項1から5のいずれか一項において、前記母相金属の比重の0.85
~1.2倍の範囲の比重を有することを特徴とする耐摩耗粒子。
7. 請求項1から6のいずれか一項において、前記母相金属がFe系の材料で
25 あり、前記第1硬質材料が炭化チタン、炭化バナジウム及び炭化クロムのうち
少なくとも1つを有し、前記第2硬質材料が炭化モリブデン及び炭化タングス
テンのうち少なくとも1つを有することを特徴とする耐摩耗粒子。
8. 請求項1から6のいずれか一項において、前記母相金属がCo系、Ni系、
30 Cu系の材料のいずれかであり、前記第1硬質材料が炭化チタン、炭化バナジ
ウム及び炭化クロムのうち少なくとも1つを有し、前記第2硬質材料が炭化モ
リブデン及び炭化タングステンのうち少なくとも1つを有することを特徴とす
る耐摩耗粒子。
- 35 9. 母相金属と、
前記母相金属に分散された請求項1乃至8のいずれか一項に記載の耐摩耗粒
子と、
を具備することを特徴とする耐摩耗構造部材。
- 40 10. 請求項9において、前記耐摩耗粒子が分散された母相金属は耐摩耗肉盛

層であり、該耐摩耗肉盛層は母材に肉盛されていることを特徴とする耐摩耗構造部材。

- 5 11. 請求項9または10において、前記母相金属における略重力方向に沿った断面を、略重力方向に対して直交する線によって上下に1/2ずつの面積で分離し、前記断面の上層に存在する前記耐摩耗粒子の数をaとし、前記断面の下層に存在する前記耐摩耗粒子の数をbとした場合、 a/b が0.38以上であることを特徴とする耐摩耗構造部材。
- 10 12. 請求項11において、前記母相金属における前記上層及び前記下層それぞれの硬さがHv700~1000であることを特徴とする耐摩耗構造部材。
- 15 13. 請求項9乃至12のいずれか一項の耐摩耗構造部材は、破碎機の歯板、打撃子、せん断刃、チークプレート、ズリフィーダバー、ビット、ブルドーザのトラックブッシュ、スプロケットティース、シューラグ、油圧ショベルのバケット、ツースアダプタ、リップ、ツース間シュラウド、コーナーガード、GET (Ground Engaging Tool) 部品のカッティングエッジ、エンドビット、ツース、リップポイント、プロテクタ、ウエアプレート、シャンク、トラッシュコンパクタの鉄輪のチョップのいずれかに用いられること
- 20 ことを特徴とする耐摩耗構造部材。

图1

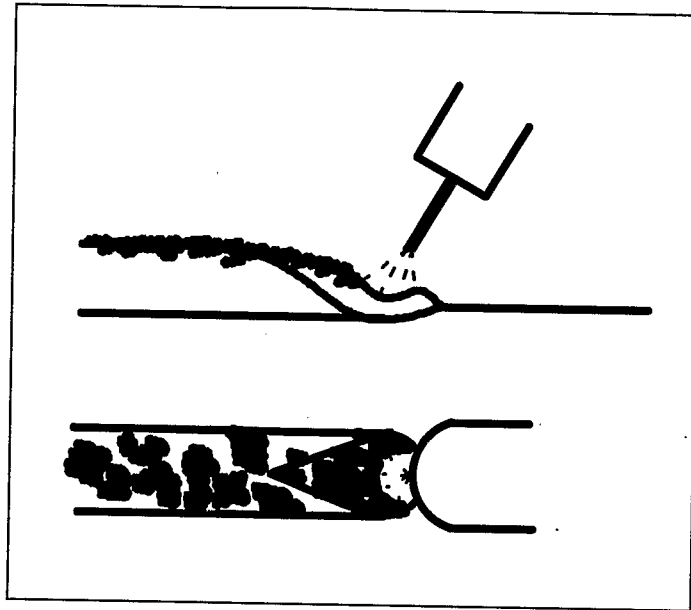


图2

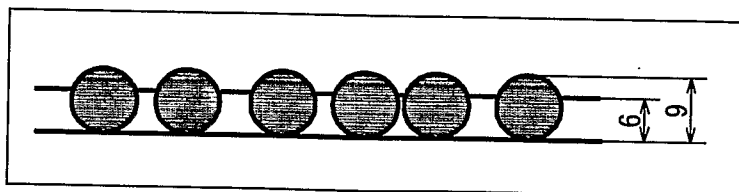


図 3

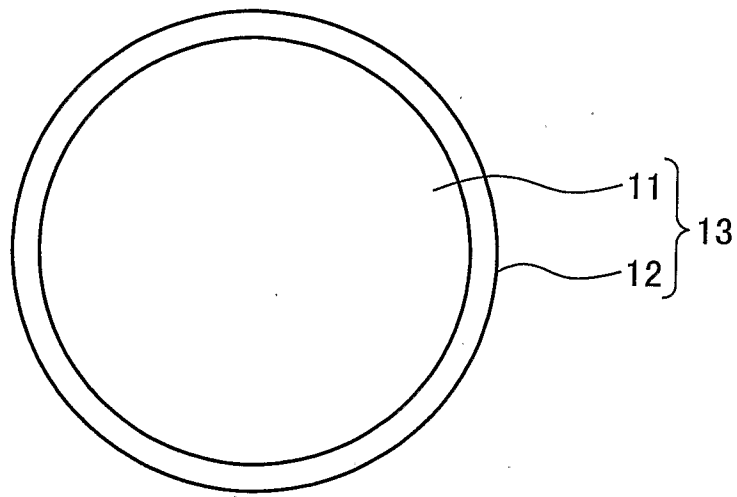
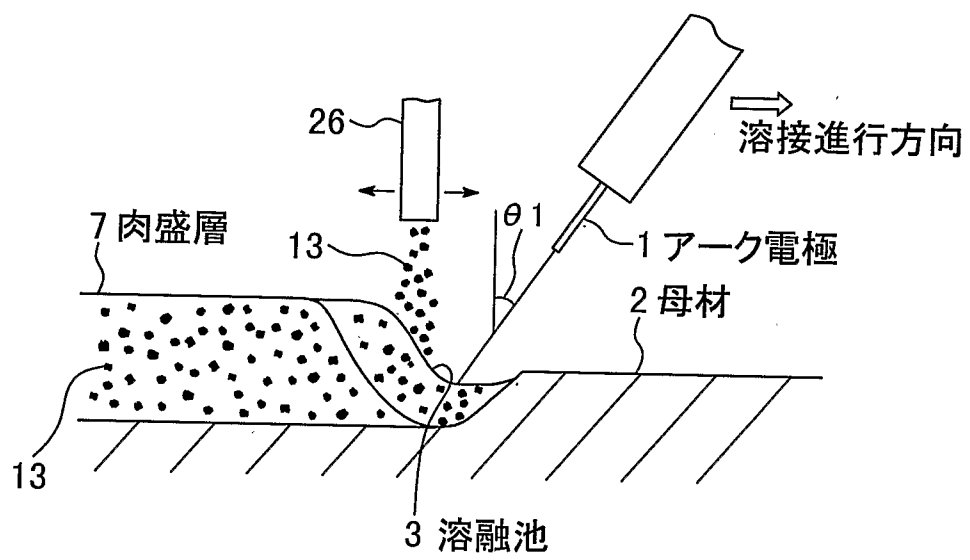


図 4



4/18

图 5

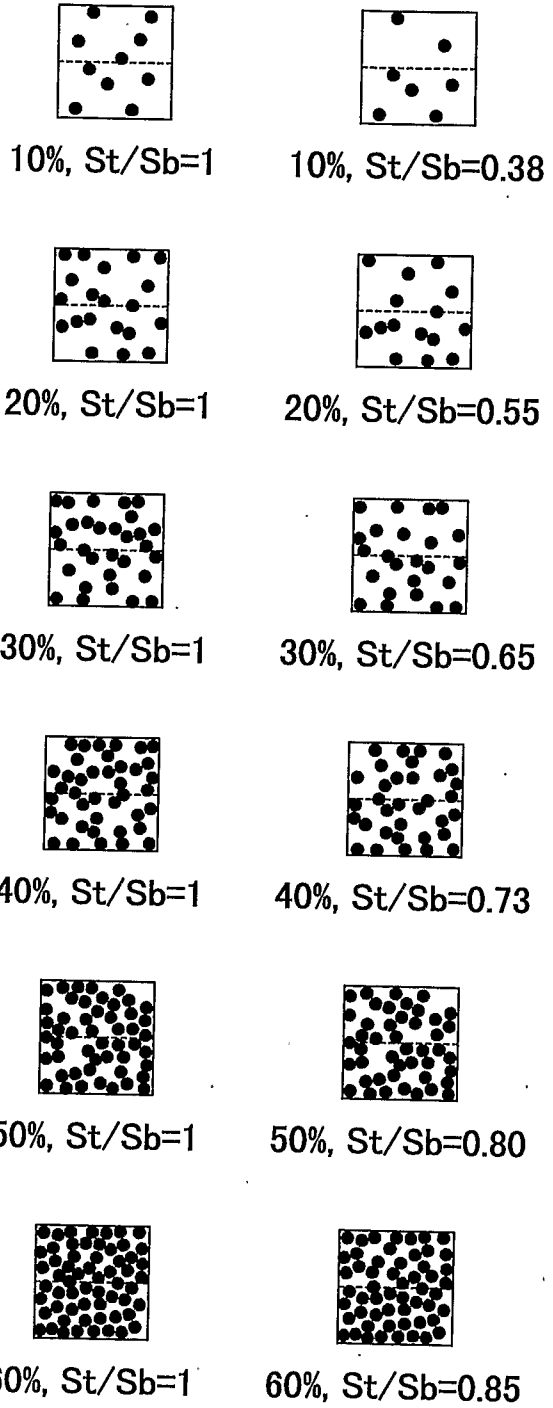
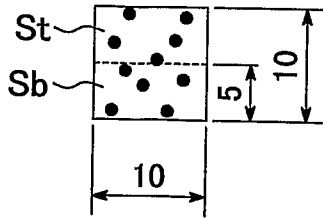


图 6

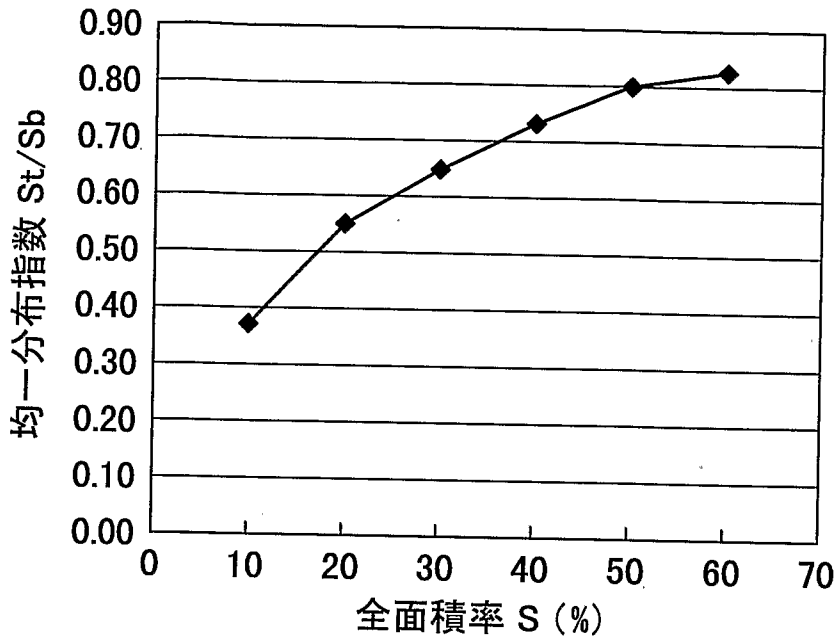


图 7

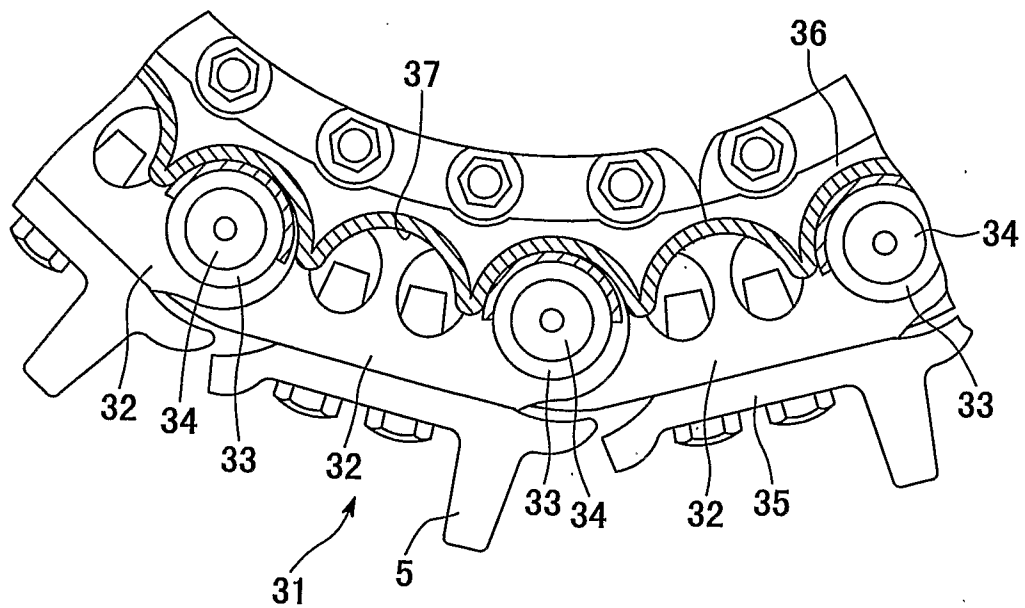


図 8

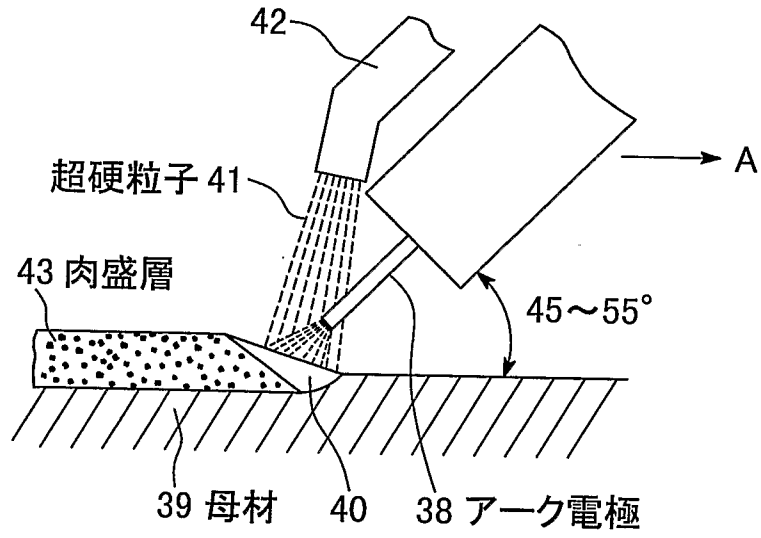


図 9

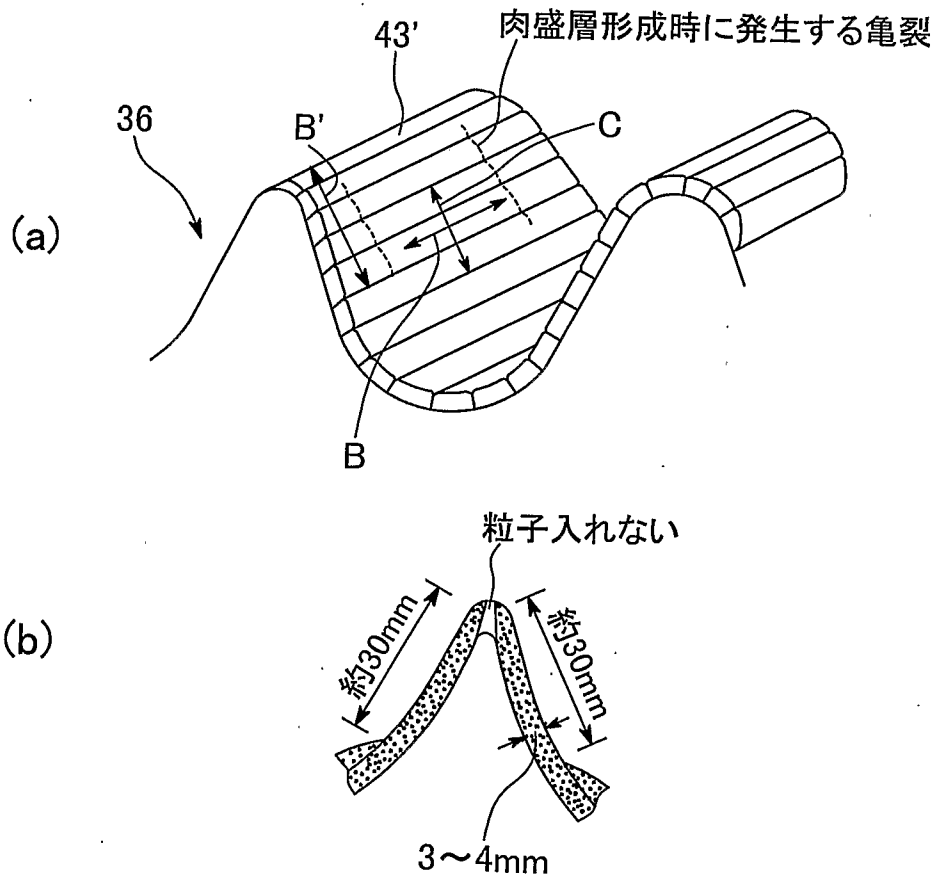
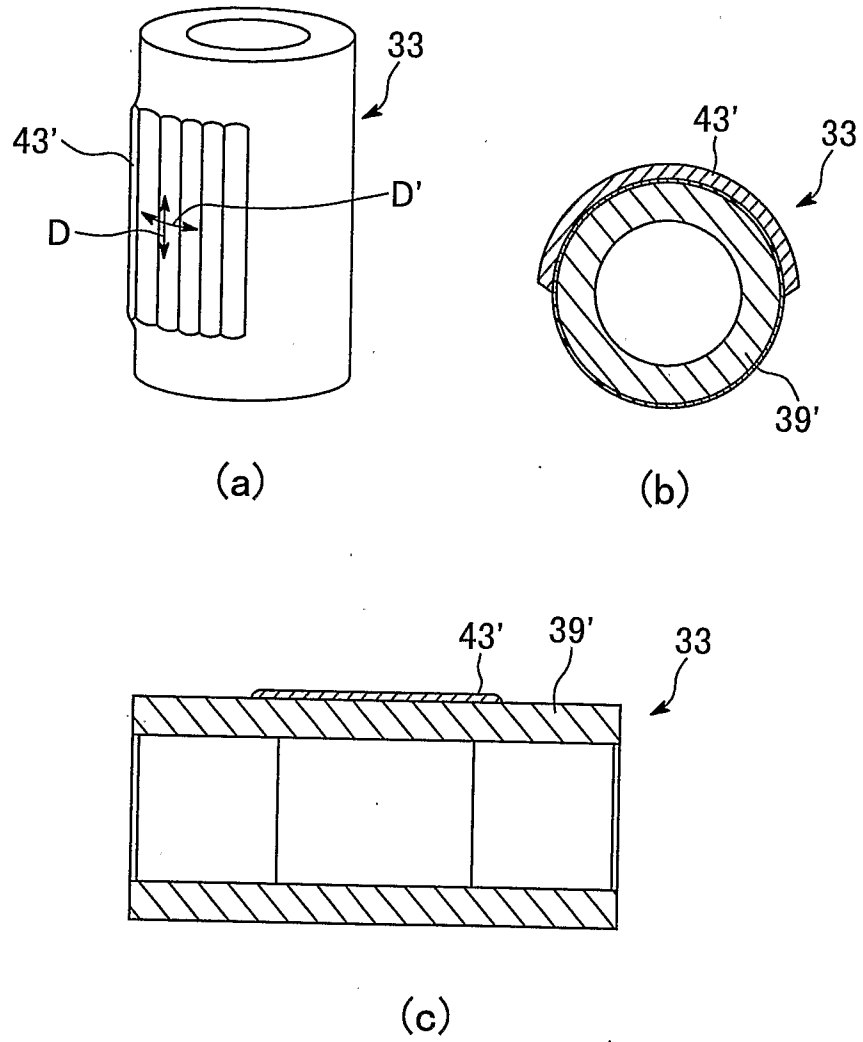


図 10



8/18

図 11

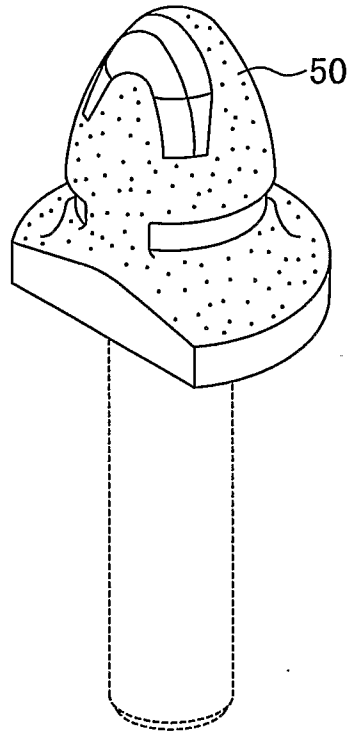


図 12

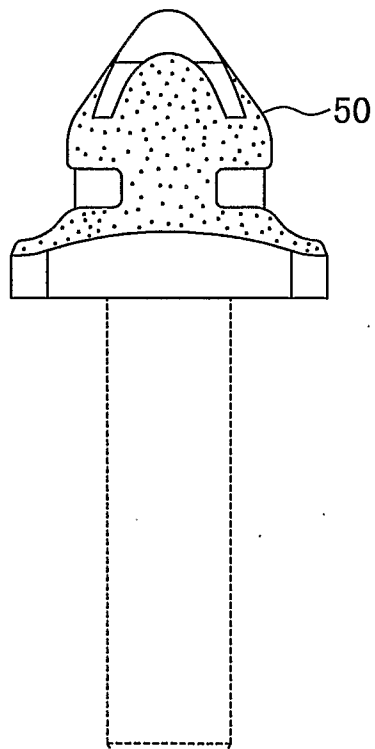


図13

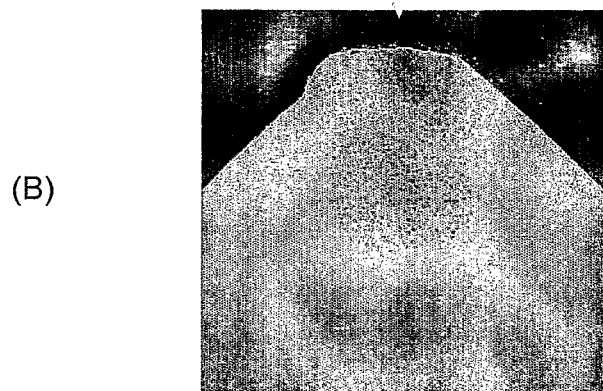
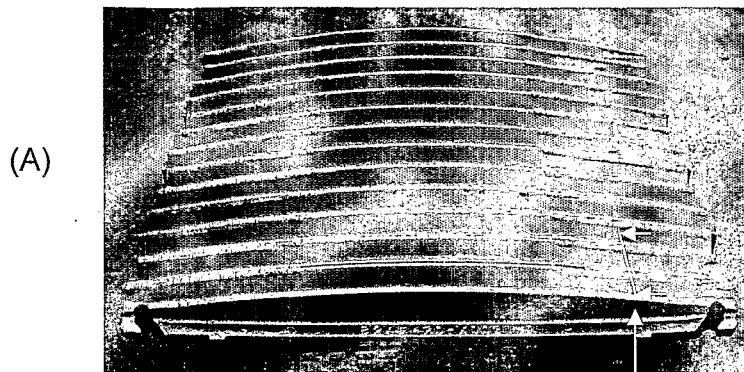
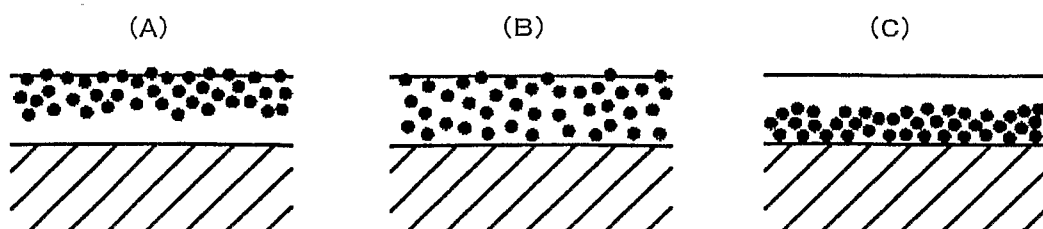


図14



10/18

図 15

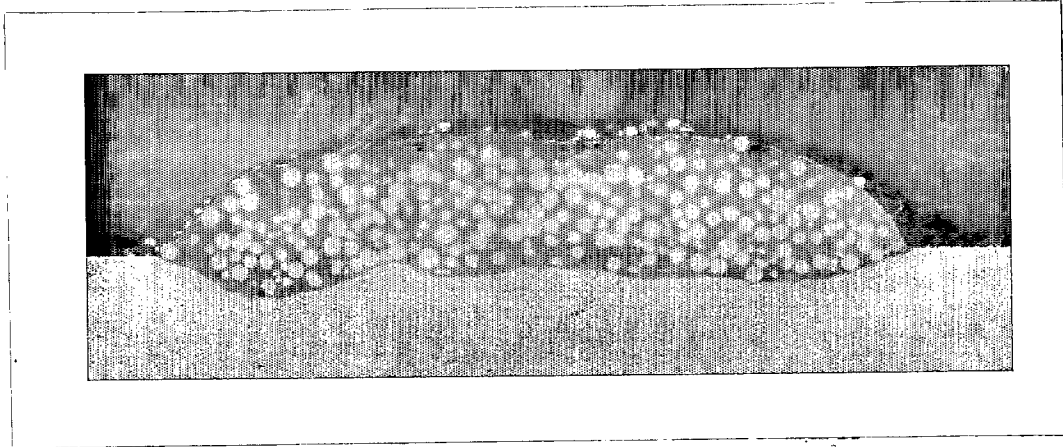


図 16

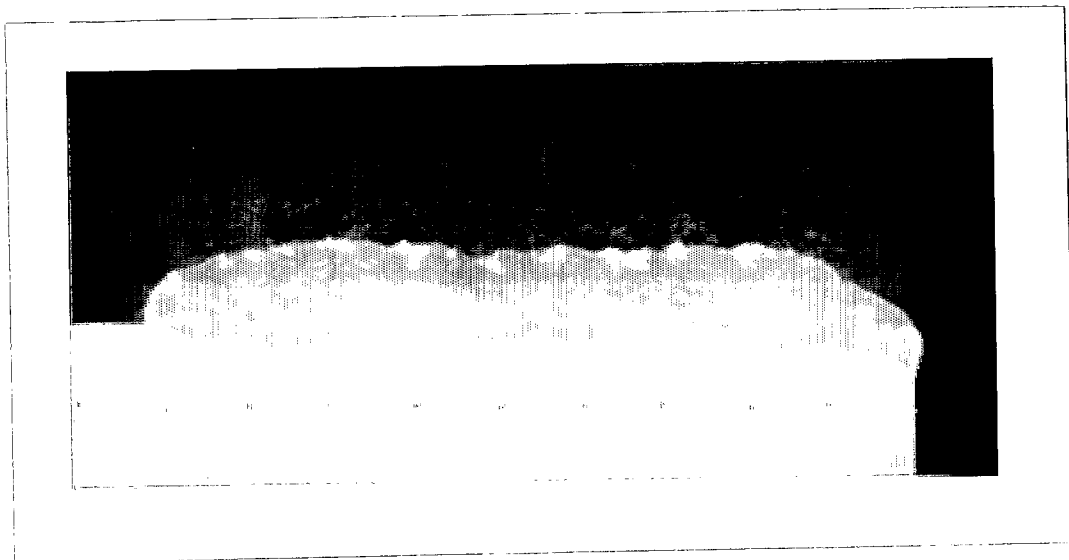


図 17

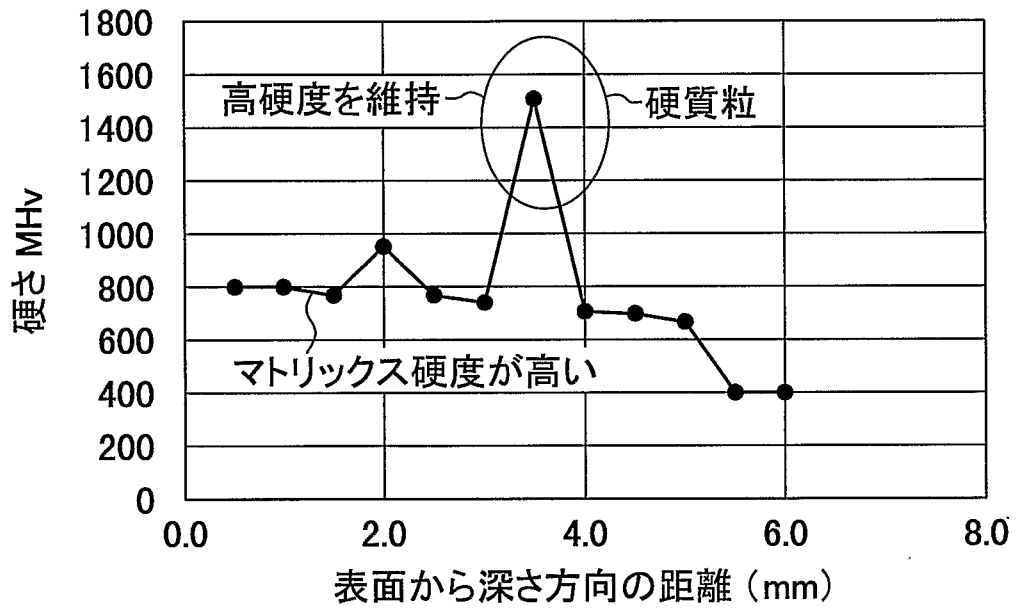


図 18

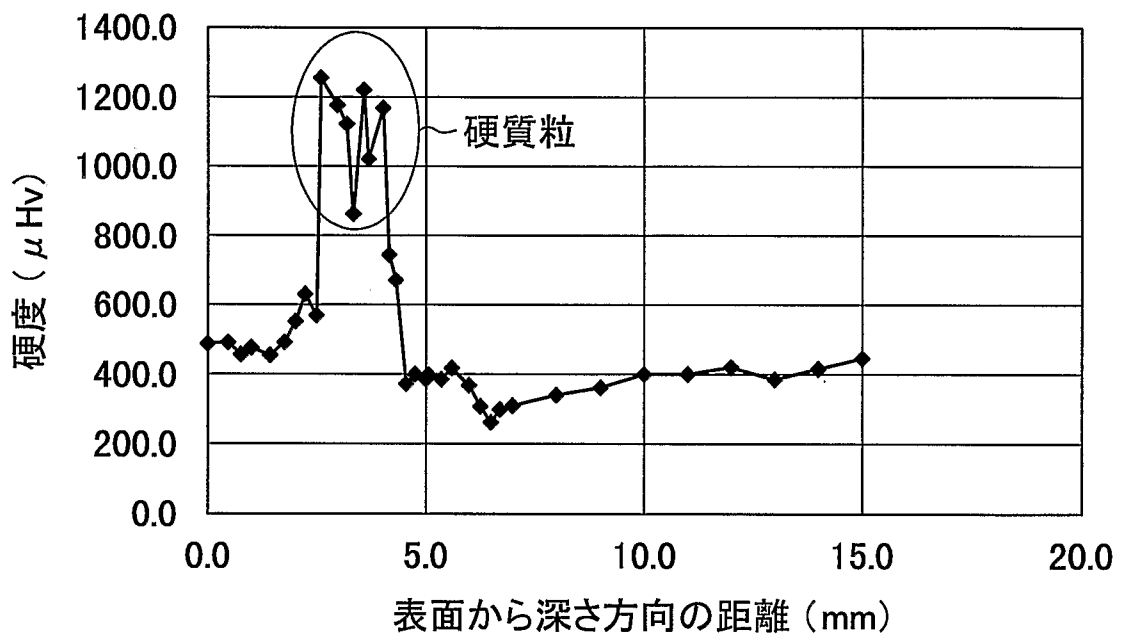


図 19

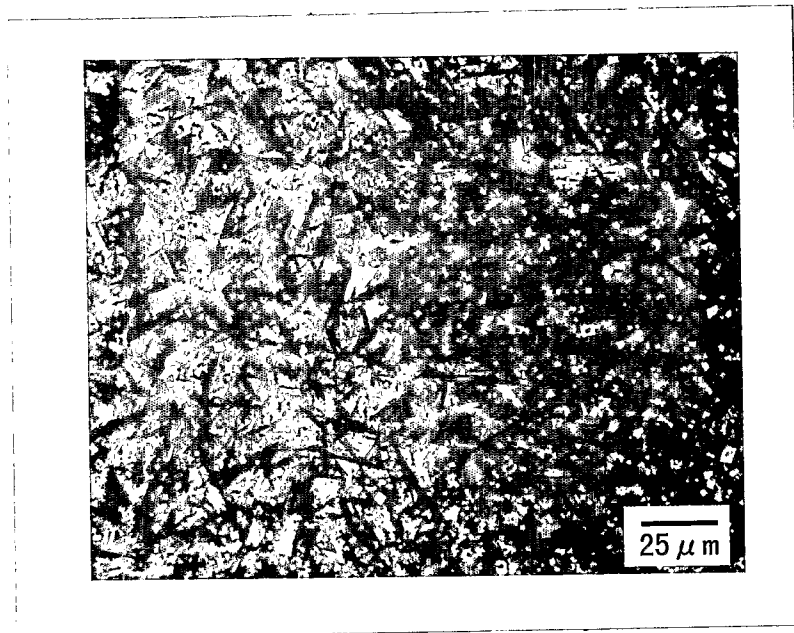


図 20

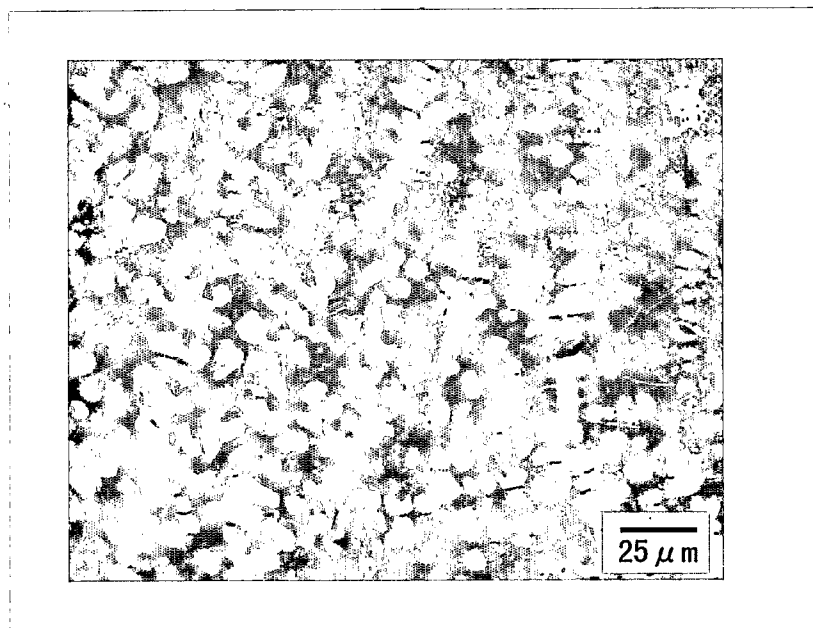


図 21

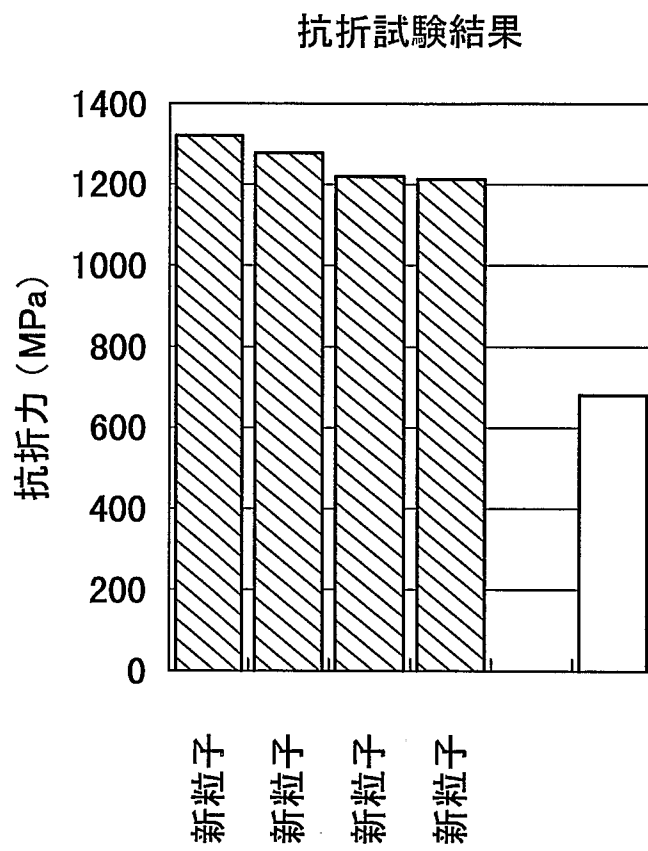


図 22

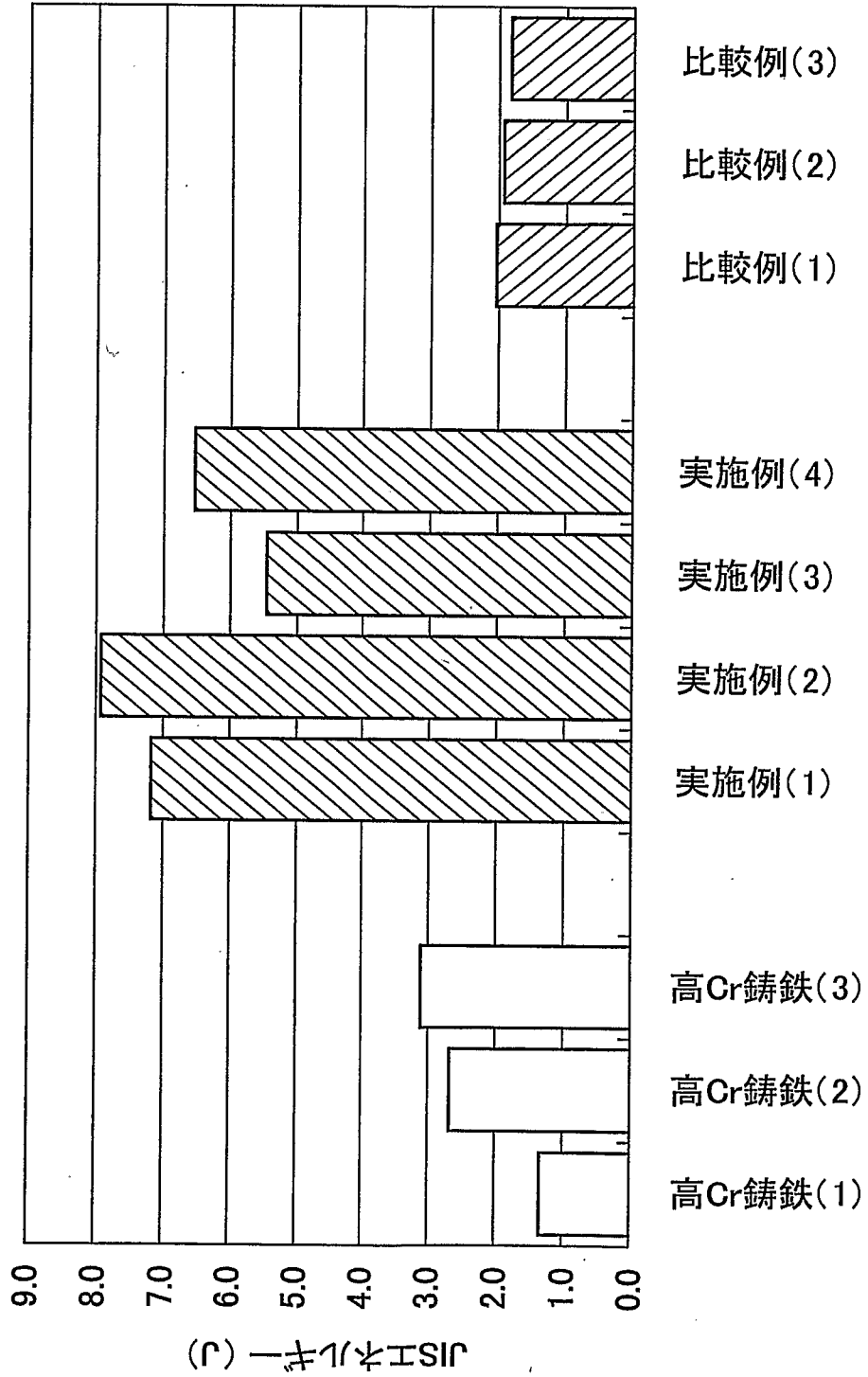


図 23

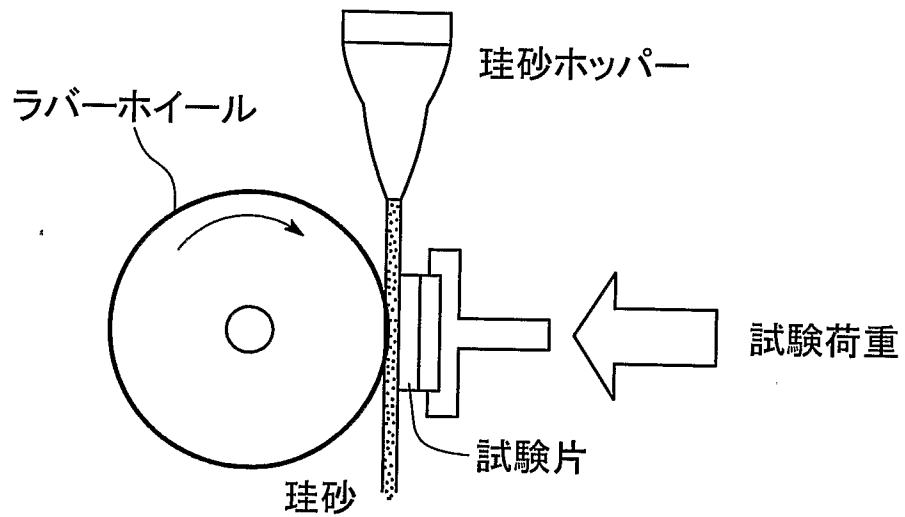


図 24

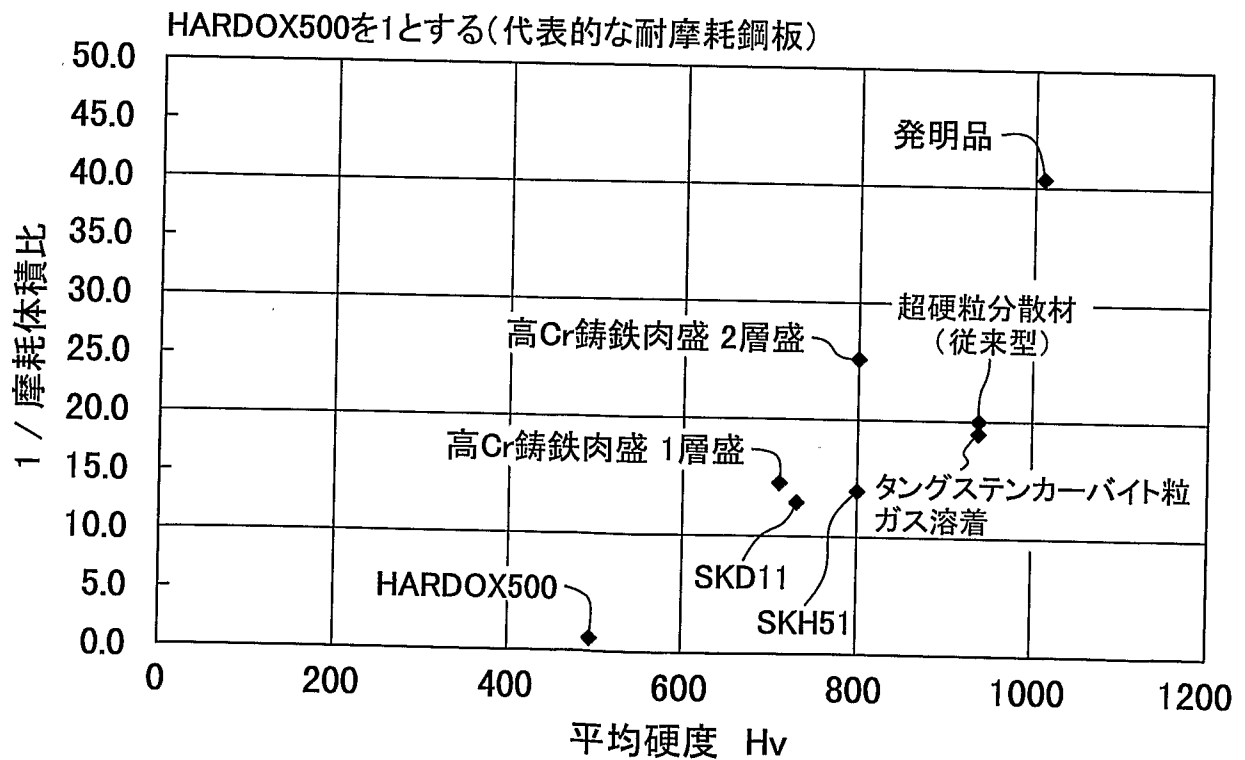


図 25

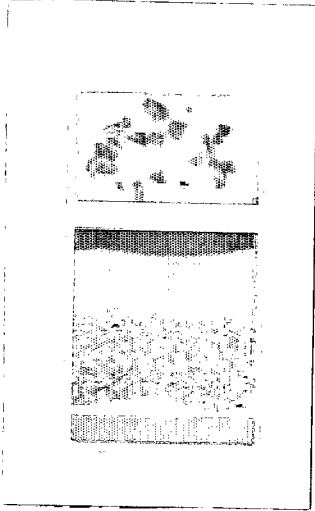


図 26

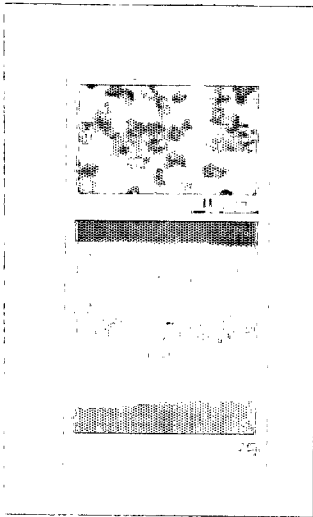


図 27

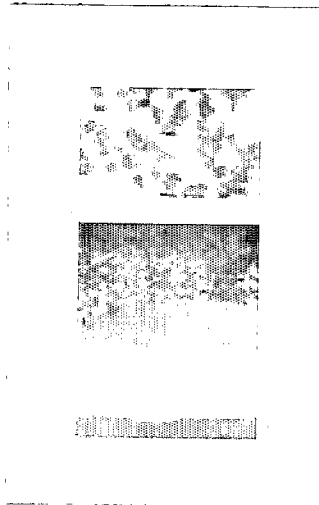
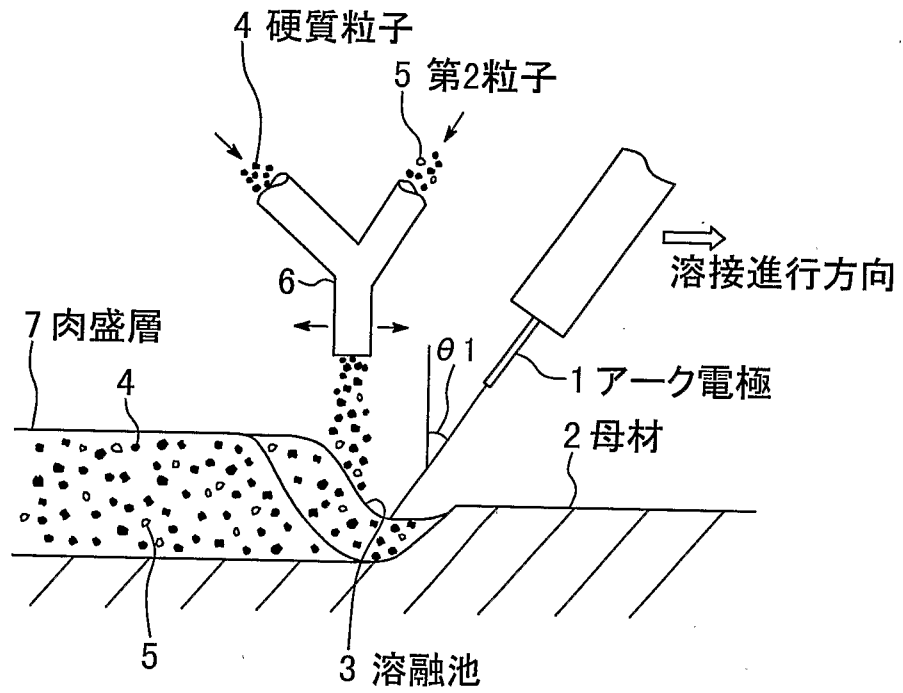


図 28



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/057728

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B23K35/30(2006.01) i, B22F1/00(2006.01) i, B23K9/04(2006.01) i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

B23K35/30, B22F1/00, B23K9/04

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	1996-2007
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2007	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2007

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 7-32189 A (Kobe Steel, Ltd.), 03 February, 1995 (03.02.95), Claims; Par. Nos. [0005] to [0007], [0014] to [0017] (Family: none)	1-13
A	JP 2002-173758 A (Fujimi Inc.), 21 June, 2002 (21.06.02), Claims; Par. Nos. [0032] to [0034] (Family: none)	1-13
A	JP 11-277246 A (Kurimoto Ltd.), 12 October, 1999 (12.10.99), Claims; Par. Nos. [0008], [0016] to [0020]; table 2 (Family: none)	1-13

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

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search
29 June, 2007 (29.06.07)

Date of mailing of the international search report
10 July, 2007 (10.07.07)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/057728

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 11-323470 A (The Japan Steel Works, Ltd.), 26 November, 1999 (26.11.99), Claims; Par. Nos. [0004], [0010] (Family: none)	1-13
A	JP 63-157707 A (Hitachi Metals, Ltd.), 30 June, 1988 (30.06.88), Claims; page 2, lower right column, line 8 to page 3, upper left column, line 3 (Family: none)	1-13

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. B23K35/30(2006.01)i, B22F1/00(2006.01)i, B23K9/04(2006.01)i

B. 調査を行った分野
 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. B23K35/30, B22F1/00, B23K9/04

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 1971-2007年
 日本国実用新案登録公報 1996-2007年
 日本国登録実用新案公報 1994-2007年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 7-32189 A (株式会社神戸製鋼所) 1995.02.03, 【特許請求の範囲】、【0005】 - 【0007】、【0014】 - 【0017】 (ファミリーなし)	1-13
A	JP 2002-173758 A (株式会社フジミインコーポレーテッド) 2002.06.21, 【特許請求の範囲】、【0032】 - 【0034】 (ファミリーなし)	1-13

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	の日の後に公表された文献
「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	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 29.06.2007	国際調査報告の発送日 10.07.2007
--------------------------	--------------------------

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) 鈴木 毅 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K	9154
---	---	----	------

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 請求の範囲の番号
A	JP 11-277246 A (株式会社栗本鐵工所) 1999.10.12, 【特許請求の範囲】、【0008】、【0016】-【0020】、【表2】 (ファミリーなし)	1-13
A	JP 11-323470 A (株式会社日本製鋼所) 1999.11.26, 【特許請求の範囲】、【0004】、【0010】 (ファミリーなし)	1-13
A	JP 63-157707 A (日立金属株式会社) 1988.06.30, 特許請求の範囲、第2頁右下欄第8行-第3頁左上欄第3行 (ファミリーなし)	1-13