

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2011年9月1日(01.09.2011)



(10) 国際公開番号
WO 2011/105609 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 8/12 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
B21B 3/02 (2006.01) H01F 1/16 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/054548
- (22) 国際出願日: 2011年2月28日(28.02.2011)
- (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 2010-042132 2010年2月26日(26.02.2010) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 国立大学法人横浜国立大学(National University Corporation, Yokohama National University) [JP/JP]; 〒2408501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79番1号 Kanagawa (JP).
- (72) 発明者: および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 福富 洋志(FUKUTOMI Hiroshi) [JP/JP]; 〒2408501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79番1号 国立大学法人横浜国立大学内 Kanagawa (JP). 岡安 和

人(OKAYASU Kazuto) [JP/JP]; 〒2408501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79番1号 国立大学法人横浜国立大学内 Kanagawa (JP). 小貫 祐介(ONUKE Yusuke) [JP/JP]; 〒2408501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79番1号 国立大学法人横浜国立大学内 Kanagawa (JP).

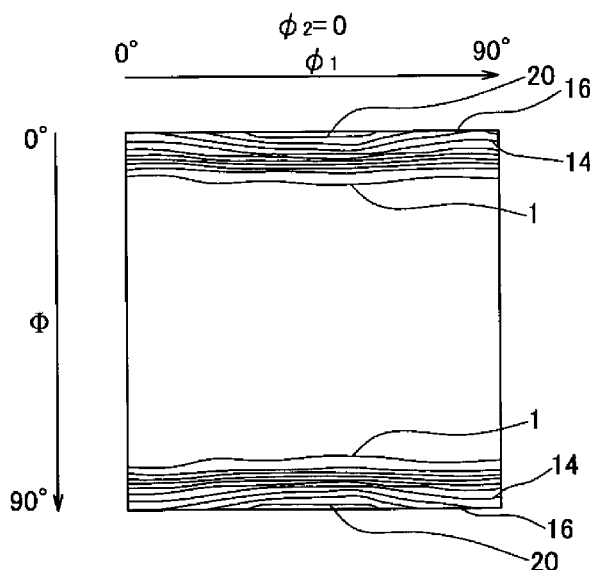
- (74) 代理人: 瀧野 秀雄, 外(TAKINO Hideo et al.); 〒1500013 東京都渋谷区恵比寿2丁目36番13号 広尾SKビル4F Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW,

[続葉有]

(54) Title: METALLIC MATERIAL WHICH IS SOLID SOLUTION OF BODY-CENTERED CUBIC (BCC) STRUCTURE HAVING CONTROLLED CRYSTAL AXIS <001> ORIENTATION, AND PROCESS FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 結晶軸<001>の方位が制御された体心立方(BCC)構造の固溶体である金属材料およびその製造方法

[図1]



(57) Abstract: Provided are a metallic material, e.g., an electromagnetic material (magnetic steel sheet), that has a processed surface along which crystal axes <001> of the metallic material have been distributed by controlling the distribution of the crystal axes <001>, and a process for producing the metallic material. The metallic material, which is, for example, an electromagnetic material (magnetic steel sheet), is obtained by subjecting a metallic material comprising a solid solution of a body-centered cubic (BCC) structure to hot compression at a temperature within a range where the solid solution is constituted only of a BCC phase, thereby distributing crystal axes <001> of the metal along the processed surface of the metallic material. The process is characterized by: heating the metallic material which is, for example, an Fe-Si alloy to a temperature in a range where the alloy is a solid solution constituted only of a BCC phase; and compressing this BCC-phase solid solution at a straining rate at which the solute atom atmosphere appearing in the BCC-phase solid solution governs movements for dislocation and at which grain boundaries are kept movable using, as a

power therefor, strain energy that has accumulated in the grains, thereby distributing {100} planes in parallel to the processed surface.

(57) 要約:

[続葉有]



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
(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR,
GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT,
NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI

(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR,
NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

金属材料の結晶軸<001>の分布を制御して加工面に沿って結晶軸<001>を分布させた金属材料、例えば電磁材料（電磁鋼板）およびその製造方法を提供する。体心立方（BCC）構造の固溶体からなる金属材料においてBCC単相固溶体となる温度域での熱間圧縮加工により前記金属材料の加工面に沿って金属の結晶軸<001>を分布させた金属材料及びその製造方法である。例えば、前記金属材料がFe-Si合金でありこれをBCC単相固溶体となる温度域に加熱し、BCC単相固溶体に現れる溶質原子雰囲気転位の運動を支配し、かつ結晶粒に蓄積されているひずみエネルギーを駆動力として結晶粒界が移動できる加工状態を維持できるひずみ速度で前記のBCC単相固溶体に圧縮加工を行うことで加工面と平行に〔100〕を分布させることを特徴とする金属材料、例えば電磁材料（電磁鋼板）及びその製造方法である。

明 細 書

発明の名称：

結晶軸<001>の方位が制御された体心立方（BCC）構造の固溶体である金属材料およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は結晶軸<001>の方位が板面内に制御された体心立方（BCC）構造の固溶体である金属材料およびその製造方法に係り、例えば電気機器の鉄心材料に使用される電磁材料及びその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 金属の結晶軸を揃えることで大きな技術的效果が得られる例として電気機器で幅広く使われている電磁鋼板がある。例えば、図3に示すトランスのように磁界の方位が決まっている場合は結晶軸が制御された方向性電磁鋼板が使われる。図3において点線33が磁力線の流れを示しておりコア材31の磁化容易方向が積層される板材の面内にあることが望ましい。

[0003] またモータのロータやステータには、鉄損を低減させるために、いわゆる無方向性電磁鋼板が使用される。例えば、単相SRM（Switched reluctance motor）は、図4に示すように、外部電源と接続されたコイルが巻かれたステータ10と、ステータ10の内部に回転可能に設置されて、ステータ10に外部電源が供給されると、このステータ10と電磁気力が相互に働いて回転するロータ20とで構成される。

[0004] ステータ10は、リング型の構造を有するヨーク12と、ヨーク12からロータ20に向かって半径方向に突設され、円周方向に沿って所定のスロット14を介して相互に離隔される複数個のポール16と、これらポール16に巻き付けられて外部電源に接続されるコイル18とからなる。

[0005] モータのステータ10は、極薄い電磁鋼板から、ヨーク12とポール16の平面形状を持つステータシートを打ち抜き、このように用意したステータシートを、一定の高さに積層して鉄心を作り、この鉄心にコイル18を巻き

付けることで製造される。

[0006] このようなモータでは、そのロータの回転に伴い、ロータの回転軸を中心にして磁界方向が変化する。このため、ステータやロータ用の電磁鋼板としては、いわゆる無方向性のものが使用されている（例えば、特許文献 1 を参照）。

[0007] 鋼の磁化には結晶の軸による異方性があり、 $\langle 001 \rangle$ がもっとも磁化が容易でヒステリシス損が少なく、次いで $\langle 011 \rangle$ が磁化が容易でヒステリシス損が少なく、もっとも磁化が困難でヒステリシス損が大きいのは $\langle 111 \rangle$ である。そこで、モータのステータやロータには半径方向に $\langle 001 \rangle$ を優先的に配向させ、磁化を容易にするとともにヒステリシス損による鉄損を小さくすることが望ましい。すなわち、モータの軸を中心にして回転対称に $\langle 001 \rangle$ が配向した鉄心材料が望まれる。

[0008] しかしながら、現在十分に鋼板の $\langle 001 \rangle$ を制御して配向させる技術がないため、次善の策として $\langle 111 \rangle$ の半径方向の配向を避け、かつ鋼板の特定方向に $\langle 001 \rangle$ が偏った配向を避けることを目的として、図 5 に示すように、立体的に全く配向のない、ケイ素鋼からなる無方向性電磁鋼板が新日本製鉄（株）、JFE スチール（株）などにより開発され、実用に供されている。例えば新日本製鉄（株）からはハイライトコア、ホームコア（いずれも登録商標）という商品名で販売されている。

[0009] しかし、図 5 に示す立体的に特定の配向のない無方向性電磁鋼板では、容易磁化方向が鋼板の特定方向に偏っていないものの、結晶の磁化容易軸である $\langle 001 \rangle$ が鋼板面に沿っていないものが多いので、鋼板面に沿った磁束密度を高くすることができない。そのためモータの効率向上に限界があった。

[0010] したがって、モータのエネルギー節減の観点から、図 6 に示すように、結晶面 $\{100\}$ が鋼板面に対して平行で結晶の磁化容易軸である $\langle 001 \rangle$ が鋼板面に沿って鋼板の面内に方向的には 360 度まんべんなく $\langle 001 \rangle$ が配向することで、電磁鋼板面に沿った磁束密度を高くした無方向性電磁鋼

板の開発が望まれている（例えば、非特許文献 1 を参照）。

[0011] また、トランスの効率を上げるために磁力線の通過方向に $\langle 001 \rangle$ が向いた方向性電磁鋼板の開発が望まれる。

[0012] したがって、モータやトランスなどの電磁機器のエネルギー効率を上げるには電磁材料の結晶軸 $\langle 001 \rangle$ を制御することが望まれる。

先行技術文献

特許文献

[0013] 特許文献1：特開 2006-87289 号公報

非特許文献

[0014] 非特許文献1：NIPPON STEEL MONTHLY 2005 4.
P 11-14

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0015] 従来、A1のような面心立方（FCC）構造の金属においては、圧縮軸の周りに回転対称性のある結晶配向を実現するには単軸圧縮加工が有効であることが、 $\{011\}$ （圧縮面）繊維集合組織の発達で知られている。また、Feのような体心立方（BCC）構造の金属については、常温での単軸圧縮加工（冷間圧縮）によって $\{111\} + \{100\}$ の二重繊維集合組織、すなわち、 $\{111\}$ と $\{100\}$ が圧縮面に平行になる回転対称配向が変形に対して安定な結晶配向として形成されることが知られている。

[0016] しかしながらFeについての従来の単軸圧縮加工では、優れた磁気特性を有する $\langle 001 \rangle$ の鋼板面に平行な配向をもたらす $\{100\}$ だけでなく $\langle 001 \rangle$ を板面内に配向させることができない $\{111\}$ が共存するという問題がある。さらに従来の単軸圧縮加工では板面内で $\{111\}$ の方がより発達した状態が生ずるので、板面内に $\langle 001 \rangle$ を配向させる電磁鋼板の製造技術として単軸圧縮加工は利用されていないのが現状である。

[0017] 従来は単軸圧縮加工だけでなく他の加工方法でも、磁化容易軸 $\langle 001 \rangle$

の方位を制御することが難しかった。そのため磁化容易軸<001>が鋼板の表面に平行になるように制御され、磁束密度が高く、鉄損の低い磁気特性に優れた無方向性電磁鋼板を得る製造方法が存在しなかったと言える。すなわち板面内に磁化容易軸<001>が配向された無方向性電磁鋼板は存在していない。

[0018] よって本発明は、上述した現状に鑑み金属の結晶軸を制御することを課題としている。例えば、鉄材料の磁化容易軸<001>を加工面に沿って制御することを課題としている。そして磁化容易軸<001>を加工面に沿って制御することで、板面に沿った磁化が容易で磁束密度が高く取れると共に鉄損の低い磁気特性に優れた金属材料およびその製造方法を提供することを課題としている。

課題を解決するための手段

[0019] 従来から、FCC構造であるAl-Mg固溶体合金を高温で単軸圧縮変形すると{110}（圧縮面）を含む結晶配向が形成されることが知られている。しかし、本発明者らは{100}を得るべく研究を進めた結果、変形量を大きくするとひずみの増大とともに{100}が発達し、やがて、{100}のみが存在する結晶配向になることを見出した。

[0020] そのメカニズムについて研究を進めた結果、この配向の変化は、変形により転位の量が増えると{100}方位の結晶粒が、{110}方位をはじめ他の結晶方位の結晶粒を粒界移動によって消費して優先的に成長し、生ずるものであることを実験的に見出した。

[0021] そして、{100}は変形にともなう転位の導入量が少ないと考えられる、結晶の中でのせん断ひずみ量の総和の指標であるTaylor因子の小さい結晶方位であり、かつ{100}が変形に対して安定であることに着目した。

[0022] さらに、この{110}から{100}への変化が純アルミニウム（Al）では見られないことから、Al-Mg合金での圧縮に伴う変形が、溶質原子であるマグネシウム（Mg）雰囲気を引きずる転位の運動が支配的な変形

機構である場合に生ずることが推測され、転位の均一分布が $\{100\}$ 方位の粒界移動の優先性をもたらしているとの仮説を提唱するにいたった。

[0023] この仮説から、発明者らは体心立方 (BCC) 構造の固溶体でも純金属とは異なる結晶配向が生まれるのではないかと考えた。そしてBCC金属の単軸圧縮変形では、FCCとはすべり系が異なるために、室温においてもFCCとは異なって $\{100\}$ と $\{111\}$ が共存する状態が形成されること、そして $\{100\}$ のTaylor因子は $\{111\}$ のTaylor因子より低いことに着目した。

[0024] そこで、溶質原子雰囲気を引きずる転位運動が支配的な変形機構になり、かつ粒界移動が可能な加工条件を見出すことができれば $\{111\}$ が消滅する一方 $\{100\}$ が頻度高く板面に配向した材料を製造する技術が開発できるのではないかとこの着想を得るに至った。

[0025] この着想は体心立方 (BCC) 構造の金属材料一般に適用可能と推定される。そこで、この着想を活かす金属材料として体心立方 (BCC) 構造を持つ鉄-シリコン合金、すなわちケイ素鋼について検討を進めた結果、磁束密度を増大するために必要な結晶粒径の粗大化と板面内の $\langle 001 \rangle$ 配向を加工条件で制御できることを発見した。

[0026] この発見に基づいて、従来の無方向性電磁鋼板の製造方法が冷間加工と熱処理、あるいは熱間加工と熱処理という二つの処理を組み合わせているのに対し、熱間単軸圧縮加工あるいは熱間平面ひずみ圧縮加工という一つの処理のみで磁化容易軸 $\langle 001 \rangle$ が加工面に沿うように制御された電磁鋼板を製造できることを明確にして本発明を完成した。

[0027] 本発明は、体心立方 (BCC) 構造の固溶体である金属材料の製造方法において前記金属材料がBCC単相固溶体となる温度域での熱間圧縮加工により前記金属材料の加工面に沿って結晶軸 $\langle 001 \rangle$ を分布させたことを特徴とする金属材料の製造方法である。

[0028] 本発明は、加工後の熱処理を必要としないで加工面に沿って金属の結晶軸 $\langle 001 \rangle$ を分布させることができ、その原理は体心立方 (BCC) 構造の

固溶体である金属材料で適用が可能であるので、その適用範囲が広い。

[0029] また、本発明は前記金属材料がF e－S i合金でありこれをB C C単相固溶体となる温度域に加熱し、このB C C単相固溶体に現れる溶質原子雰囲気転位の運動を支配し、かつ結晶粒に蓄積されているひずみエネルギーを駆動力として結晶粒界が移動できる加工状態を維持できるひずみ速度で前記B C C固溶体に圧縮加工を行うことで加工面と平行に{1 0 0}を分布させることを特徴とする金属材料、例えば電磁鋼板の製造方法である。

[0030] B C C単相固溶体に現れる溶質原子雰囲気転位の運動を支配し、かつ結晶粒に蓄積されているひずみエネルギーを駆動力として結晶粒界が移動できる加工状態を維持できるひずみ速度で、B C C単相固溶体を圧縮加工すると加工面と平行に{1 0 0}を分布させることができる。すなわち、加工面に沿って<0 0 1>が分布することになる。

[0031] また、本発明は、前記体心立方(B C C)構造の固溶体がF e－S i合金であり、前記F e－S i合金がB C C単相固溶体となる温度域に加熱され、ひずみ速度が $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の範囲内で圧縮加工されたことを特徴とする請求項1または2に記載の金属材料、例えば電磁鋼板の製造方法である。

[0032] 固溶体がF e－S i合金の場合、B C C単相固溶体に現れる溶質原子雰囲気転位の運動を支配し、かつ結晶粒に蓄積されているひずみエネルギーを駆動力として結晶粒界が移動できる加工状態を維持できるひずみ速度が $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の範囲内であり、この状態での圧縮加工を行うと加工面と平行に{1 0 0}を分布させることができる。例えば、ひずみ速度が $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の範囲内で単軸圧縮加工すると、特性の良好なF e－S i合金による電磁鋼板が得られる。ここでF e－S i合金は、S iを重量%で1～7%含有し、残部がF eと不可避免の不純物からなるF e－S i合金であることが望ましい。

[0033] また請求項4に記載の発明は、請求項3に記載の金属材料、具体的には電磁鋼板の製造方法において前記温度域が8 0 0～1 3 0 0° Cの範囲内の温

度であることを特徴とする。

[0034] 温度範囲を特定することで、再現性良く特性の良好な電磁鋼板を製造することができる。

[0035] また請求項 5 に記載の発明は、請求項 4 に記載の金属材料、具体的には電磁鋼板の製造方法において、前記圧縮加工により前記体心立方（B C C）構造の単相固溶体に、少なくとも総ひずみ量—0.5 のひずみを与えることを特徴とする。

[0036] 単軸圧縮加工により、少なくとも総ひずみ量—0.5 のひずみを加えることで、確実に板面内に $\langle 001 \rangle$ を制御した高品質の電磁鋼板が得られる。ひずみエネルギーの低い結晶方位は単軸圧縮変形では $\{100\}$ （圧縮面）であり、加えてこの方位が変形に対して安定なためにこの結晶粒が大きくなるように変形中に粒界移動するので、ひずみ量を大きくすれば $\{100\}$ 繊維集合組織が発達する。ひずみは大きいほど良い結果が得られる。総ひずみ量を大きくとる事で加工面と平行な $\{100\}$ の成長が著しくなる。

[0037] また、本発明は、体心立方（B C C）構造の固溶体である金属材料であって熱間圧縮加工により加工面に沿って結晶軸 $\langle 001 \rangle$ が分布したことを特徴とする金属材料である。特に、体心立方（B C C）構造の固溶体からなる金属材料において加工面に沿う金属の結晶軸 $\langle 001 \rangle$ の分布を表す結晶方位分布関数（ODF）の $\phi_2 = 0^\circ$ 断面の $\Phi = 0^\circ$ 線上の方位密度が平均値 1 に対して 1.4 倍以上であることを特徴とする金属材料である。

[0038] 本発明により、従来得られなかった特定方向に向いた方位密度の高い集中を実現した。

[0039] 体心立方（B C C）構造の固溶体である金属材料において溶質原子雰囲気引きずり運動が支配的な変形機構となる状態での熱間単軸圧縮加工では、固溶体内の転位が一様に分布することから、転位に伴うひずみエネルギーの分布に即して粒界移動が起こる。そうすると、ひずみエネルギーの小さい $\{100\}$ が板面に平行に成長した状態を作れる。さらに熱間圧延加工または熱間平面ひずみ圧縮加工する場合は伸長方向に $\langle 001 \rangle$ が向くことになる。つまり

、いずれの場合においても加工面に沿って $\langle 001 \rangle$ が制御されている。

[0040] 前記体心立方（BCC）構造の固溶体がFe-Si合金である金属材料、具体的には電磁鋼板の熱間単軸圧縮加工では、 $\langle 001 \rangle$ の分布を調べる結晶方位分布関数（ODF）の $\phi_2=0^\circ$ 断面の $\Phi=0^\circ$ 線上の方位密度が平均値1に対して1.4倍以上である電磁鋼板も容易に実現することができる。

[0041] 従来の板材では、結晶方位分布関数（ODF）の $\phi_2=0^\circ$ 断面の $\Phi=0^\circ$ 線上の方位密度が平均値1に対して2以下であった。

[0042] 加工面と平行するように $\{001\}$ の分布が制御されたFe-Si合金による電磁鋼板は、従来の無方向性電磁鋼板に比べ其の特性が優れている。

発明の効果

[0043] 本発明の金属材料およびその製造方法によれば、その結晶軸が制御された金属材料が得られ、特に電磁鋼板については鉄の磁化容易軸 $\langle 001 \rangle$ が加工面に沿うように制御され、磁束密度が高く鉄損の低い磁気特性に優れた電磁鋼板が提供される。

図面の簡単な説明

[0044] [図1]本発明の熱間単軸圧縮加工を用いる製造方法により製造された無方向性電磁鋼板の結晶方位分布関数（ODF）の $\phi_2=0^\circ$ 断面図である。

[図2]従来の無方向性電磁鋼板の結晶方位分布関数（ODF）の $\phi_2=0^\circ$ 断面図である。

[図3]トランスの電磁鋼板での磁力線の流れを説明する図である。

[図4]電磁鋼板を使用したモータの構成図である。

[図5]従来のいわゆる無方向性電磁鋼板の結晶分布を示す概略図である。

[図6]本発明の製造方法によって製造される無方向性電磁鋼板の結晶分布を示す概略図である。

[図7]単軸圧縮加工の様子を説明する図である。（a）圧縮前（b）圧縮後

[図8]平面ひずみ圧縮加工の様子を説明する図である。（a）（b）加工ジグ、（c）加工前の試料（d）加工後の試料

[図9]圧延加工を説明する図である。

[図10] 多方向圧延加工を説明する図である。

[図11] ダイス加工を説明する断面図である。

[図12] 体心立方（B C C）構造のモデル図である。

[図13] モータのステータにおける容易磁化軸 $\langle 001 \rangle$ 方位の様子を示す図である。（A）従来の無方向性電磁鋼板（B）理想の電磁鋼板

[図14] モータのステータにおける $\{100\}$ 極点図を示す図である。（A）従来の無方向性電磁鋼板（B）本発明に掛る電磁鋼板

[図15] 従来の無方向性電磁鋼板（点線）と本発明に掛る電磁鋼板（実線）の磁気特性を示す図である。

発明を実施するための形態

[0045] 以下、本発明の電磁鋼板およびその製造方法の実施の形態について説明する。

[0046] 高温で金属材料を変形すると、様々な仕組みが変形に寄与する。一般に、金属材料では転位の運動により変形するのが基本的な仕組みである。

[0047] 転位の運動を支配する現象の中の 하나가、ある範囲の温度とひずみ速度の組み合わせで固溶体合金に現れる溶質原子雰囲気の引きずり運動である。これは、転位が溶質原子に囲まれて運動する状態をいう。例えば、Fe-Si合金においては、溶質原子であるSiが結晶全体の平均濃度よりも高い濃度で転位の周りに存在する溶質原子雰囲気を形成し、ある範囲の変形条件では、転位は溶質原子雰囲気から脱出できず、転位を引きずりながら運動する。そうすると転位は溶質原子雰囲気を引きずるためにその運動速度が低下する。その結果転位は常温付近での変形とは異なり、結晶内で均一に分布するようになる。つまり、溶質原子雰囲気の引きずり運動をしている転位は結晶内で均一に分布するようになり易い。

[0048] ここで、転位は格子欠陥であり、ひずみエネルギーを有する。結晶の方位によって変形に寄与する転位の量が異なるために、同一の変形量を与えても、結晶粒ごとに転位の量は異なり、その結果結晶粒ごとに蓄積されるひずみエネルギー量が異なる。しかし、通常の加工条件では転位が互いにひずみ場

を打ち消すように分布するために、結晶粒ごとの転位密度の違いがそのまま蓄積されるひずみエネルギーの差としては反映しない。

[0049] これに対し、本発明での変形条件である、溶質原子雰囲気を引きずる転位の運動が生ずる高温での圧縮加工では、転位が均一に分布するようになるために転位が互いにひずみを打ち消す効果が小さく、転位の量の違いがそのまま蓄積されるひずみエネルギーの違いに反映する。

[0050] このように、溶質原子雰囲気が転位運動を支配するようになると、個々の結晶粒のもつひずみエネルギーの量が、結晶方位に強く依存するようになる。そうすると、ひずみエネルギーの小さい結晶粒が大きくなろうとし、ひずみエネルギーの小さい結晶粒の結晶粒界が優先的に移動する。

[0051] ひずみエネルギーの低い結晶方位は体心立方（BCC）構造の固溶体の単軸圧縮変形では $\{100\}$ （板面）であり、圧延などの平面ひずみ圧縮変形では $\{100\}$ （板面）、 $\langle 001 \rangle$ （伸長方向）である。それゆえこれらの結晶方位の結晶粒が他の結晶方位の結晶粒を消費して成長することになる。

[0052] また $\{100\}$ の方位が圧縮変形では変形に対して安定なために、この結晶粒が大きくなるように変形中に粒界移動するので、ひずみ量を大きくすれば単軸圧縮変形では $\{100\}$ 繊維集合組織が、平面ひずみ圧縮変形では $\{100\}$ $\langle 001 \rangle$ 集合組織が発達する。

[0053] ここで、 $\{100\}$ は加工面、 $\langle 001 \rangle$ は延伸方向を表す。

[0054] 本発明は上述した知見に基づきなされたもので、本発明の方法では、単軸圧縮変形、平面ひずみ圧縮変形のいずれにおいても $\{100\}$ が板面に平行に配向する。圧縮変形では、板面に平行に結晶面 $\{100\}$ が配向し、特に単軸圧縮加工では結晶面 $\{100\}$ の法線である $\langle 100 \rangle$ を回転軸として板面内の圧縮方向に対して直角な方向に360度均一で密に結晶方向 $\langle 001 \rangle$ が分布する。また、圧延などの平面ひずみ変形においては、板材の厚さが圧縮加工によって減少すると、板材は一方向に伸長する。この場合は伸長方向に密に $\langle 001 \rangle$ が分布することになる。

- [0055] 磁化容易軸 $\langle 001 \rangle$ が鋼板の表面に平行に分布する電磁鋼板の製造に当たって、Fe-Si合金においては、少なくともSiを含有し、残部がFeと不可避的不純物からなる合金を、体心立方(BCC)構造の固溶体となる温度域に加熱し、この状態で、前記BCC固溶体に生ずる溶質原子雰囲気をひきずる転位の運動が支配的な変形機構となり、かつ結晶粒に蓄積されているひずみエネルギーを駆動力として結晶粒界が移動できる加工状態を維持できるひずみ速度で前記体心立方(BCC)構造の固溶体に単軸圧縮加工もしくは圧延などの平面ひずみ圧縮加工を行いこの加工により加工面と平行に $\{100\}$ を密度高く分布させる。
- [0056] そして、加工条件を定める温度とひずみ速度は、温度域が $800 \sim 1300^\circ\text{C}$ の範囲内の温度と、ひずみ速度が $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の範囲内のひずみ速度である。
- [0057] 圧縮加工により体心立方(BCC)構造の固溶体に加えるひずみ量の合計は真ひずみで -0.5 以上である。目的とする状態は、ひずみ量の増大とともに単調に発達し、ひずみ量が少ないと不十分な発達状態となるが、ひずみ量が大きければそれだけより優れた状態が生まれるので、加えるひずみ量には上限がなく、しかも、複数回に分けてひずみを加えてもよい。
- [0058] また、成分について説明すると、体心立方(BCC)構造の固溶体中のSiは、鋼板の固有抵抗を増大させ渦電流を低減させ、渦電流による鉄損値を改善するために添加されている。体心立方(BCC)構造の固溶体はBCC単相のものであれば二元系の合金でなくてもよく、Si以外の成分も含有する三元以上の系であってもよい。体心立方(BCC)構造の固溶体がFe-Si合金である場合、Siの含有量は $1 \sim 7$ 重量%程度の組成範囲である。Siの含有量が、 1 重量%未満であると、低鉄損に必要な固有抵抗が十分に得られず、その含有量が 7 重量%を越えると、圧縮時に割れが著しく増加し、圧縮加工が困難になるので、Siの含有量は、下限を 1 重量%、上限を 7 重量%とするのが望ましい。
- [0059] Fe-Si合金の不可避的不純物としては、C、Mn、P、S、Al、N

などが挙げられるが、特に、Sと互いに反応して微細な硫化物 MnS が析出して磁気特性を著しく劣化させるMnと、加工性を阻害するPについては、0.01重量%未満に、結晶粒の成長を阻害するSについては0.0001重量%未満にそれぞれするのが望ましい。

[0060] 体心立方(BCC)構造の固溶体がFe-Si合金である場合、これを加熱する温度はBCC単相となる温度域の温度として800~1300℃の範囲内の温度である。これは、Siの含有量が2~5重量%の範囲では低温から融点まで常にBCCであるFe-Si合金も、Siの含有量が2重量%未満では、その含有量に依存して高温で一旦FCCとなってしまう、{100}繊維集合組織の形成が阻害される恐れがあるからである。そこでSiの含有量が2重量%未満を含む温度域としてBCC単相となる温度域の温度として、800~1300℃の温度範囲内の低い温度側で加熱される。

[0061] BCC単相固溶体の圧縮加工の際のひずみ速度は単位時間あたりにどれだけのひずみを与えるかを示す、いわゆる加工速度である。加工速度が速いか遅いかで、変形に寄与する転位の運動を支配する仕組みが変わる。従って加工速度は、体心立方(BCC)構造の固溶体をBCC単相となる温度域の温度に加熱した状態で、BCC固溶体に現れる溶質原子雰囲気転位の運動を支配する加工条件を保つことができる速度に制限される。体心立方(BCC)構造の固溶体がFe-Si合金である場合のひずみ速度は、800~1300℃の温度範囲内の温度との組み合わせで、 $1 \times 10^{-5} s^{-1}$ から $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ の範囲内で設定される。

[0062] このひずみ速度の範囲は、Siの含有量が3重量%のFe-Si合金について、温度900℃でひずみ速度が $1 \times 10^{-5} s^{-1}$ から $5 \times 10^{-2} s^{-1}$ の範囲、温度1250℃で $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ から $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ の範囲で確認した結果、含有量の増大と共に同じ配向を得るための条件がひずみ速度が同一ならば低温側に変化し、含有量を増大させて温度を一定にした場合、同じ配向を得るための加工速度が増加するとの想定に基づいて、上記範囲内のSiの含有量及び温度との組み合わせで使用される単軸圧縮加工によりFe-Si合金に加

えるひずみ速度として定められたものである。

[0063] <実施例>

材料となる体心立方（ＢＣＣ）構造の固溶体は、真空溶解して作製した４０ｋｇのインゴットに仕上げ厚４０ｍｍの熱間圧延（加熱温度１１００℃×６０分、仕上げ温度８５０℃以上）を行い、これを長さ３２０ｍｍに切断した後、さらに仕上げ厚２０ｍｍの熱間圧延（加熱温度１１００℃×６０分、仕上げ温度８５０℃以上）を行ったものを切断して作製した厚さ２０ｍｍ、幅１４０ｍｍ、長さ２９０ｍｍの板から放電加工機により作製した直径１２ｍｍ、高さ１８ｍｍの大きさの断面円形の柱状の鋼片である。

[0064] なお、インゴットは、Ｓｉを１．５、３、４、５重量％、不可避免の不純物のＭｎ及びＰを０．０１重量％未満、Ｓを０．００１重量％未満と指定して作製したが、４種類の材料Ａ、Ｂ、Ｃ及びＤには、下表１に示す作製後の分析値から分かるように、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ以外に不可避免の不純物として、表に示した重量％のＣ、Ａｌ、Ｎなどが含有されていた。

[0065] [表１]

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.0012	1.56	<0.01	<0.01	<0.0001	0.037	0.0009
B	0.0014	3.00	<0.01	<0.01	<0.0001	0.036	0.001
C	0.0013	3.95	<0.01	<0.01	<0.0001	0.037	0.0009
D	0.0018	4.86	<0.01	<0.01	<0.0001	0.036	0.0009

[0066] 上述した組成の各鋼片を加熱炉で９００℃又は１２５０℃に加熱した状態で、 $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の範囲内のひずみ速度で真ひずみ－１．０まで単軸圧縮により直径２０ｍｍ、高さ６．６ｍｍにそれぞれ加工し、常温大気中で徐冷して鋼板をそれぞれ得た。

[0067] 単軸圧縮加工には、図７に示す荷重容量２トンの引っ張り試験機（島津オートグラフ）のクロスヘッドスピード一定の機能を用いた。引っ張り試験機で圧縮加工する際には、上下に円柱状の圧縮治具を取り付け、その間に試料である鋼片を入れ、上下から力を加えるが、圧縮加工中に温度を一定に保つ

ため、上下の圧縮棒と鋼片全体が加熱炉内に入れられている。図7ではモデル化して熱源として記載している。

[0068] 得られた鋼板のうち、温度900℃、ひずみ速度 $5.0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ で加工したSi含有量3重量%の材料Bから製造した電磁鋼板を高さが半分になるように二分し、直径20mm×3.3mmの円板形状の測定サンプルを作製し、切断した面を対象に、面を研磨した上でSchulzの反射法と呼ばれるX線回折法で結晶の方位分布を測定して結晶方位分布関数(ODF)を得た。具体的には、Schulzの反射法により、{100}極点図、{110}極点図、{211}極点図をそれぞれ別の計測で得たデータで描き、三枚の極点図が矛盾なく説明できる、三次元の結晶方位分布を表す結晶方位分布関数(ODF)をコンピューターで計算した。

[0069] 図1は三枚の極点図が矛盾なく説明できるようにコンピューター計算して得たODFの $\phi_2=0^\circ$ 断面図である。同図において、 ϕ_1 、 Φ 、 ϕ_2 はオイラー角であり、四角形の上辺と下辺に沿った等高線は、鋼板面内での結晶方位密度の分布を表している。等高線の数値は平均値1に対する倍数で表した方位密度を示し、同図には、数値20と1の等高線の間に、数値18、16、14、12、10、8、6、4の等高線がこの順番に描かれている。図1の上枠である $\Phi=0^\circ$ の線上では最も低い領域でも14倍を超える高い集積が認められ、先鋭な{100}繊維集合組織が形成されていることが分かる。この値は、図2に示す既存の無方向性電磁鋼板の値を遙かに超える優れた値である。

[0070] 図2は従来の方で得られた現用の無方向性電磁鋼板として多用されているものの $\phi_2=0^\circ$ 断面図であるが、上辺に沿った方位密度は0.5から2.0でほぼ集合組織がない状態であることが分かる。

[0071] なお、実施例では、加工前の材料の結晶方位分布について言及していないが、これは、加工前の状態がどのような状態であれ、ひずみ量を大きくすれば、熱間圧縮加工により加工面と平行に{100}が配向する{100}繊維集合組織が形成されるからである。勿論、既存の無方向性電磁鋼板と同様

の結晶方位分布を有するものを用意してもよい。また、上述した実施例では、材料の断面が円形になっているが、円以外の方形状や多角形状の断面の板や柱体であってもよい。さらに、単軸圧縮加工の加えられる面も、同様の理由により、平面以外の任意の形状でよい。

[0072] ここで、電磁鋼板の主な使用先であるモータにおける容易磁化方向の様子を具体的に説明する。円板状のステータ材料は中心部分とスリットを打ち抜かれて使用される。したがって、ステータ材料としては図4のポール16部の特性が重要になる。

[0073] 図12にBCC構造のモデルを示す。BCC構造は上下左右の対称性があるので、この図に表示された $[100]$ 、 $[010]$ 、 $[001]$ は等価であり、この3本の結晶軸を総称して $\langle 001 \rangle$ と表わす。また、立方体の面は全て等価なので面を総称する $\{001\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{010\}$ は同じ内容を示している。

[0074] 次に、モータのステータ用の従来の無方向性電磁鋼板の容易磁化方向の様子を図13(A)に示す。従来の電磁鋼板では、容易磁化方向は立体的に360度様々な方向を向いている。また、図13(B)には、ほぼ理想的な電磁鋼板での容易磁化方向を示す。

[0075] さらに、 $\{100\}$ 極点図による容易磁化方向の $\langle 001 \rangle$ の分布の様子を図14に示す。図14(A)は従来の無方向性電磁鋼板、図14(B)は本発明に掛る電磁鋼板の $\langle 001 \rangle$ の分布の様子である。図中の数字は、平均値1に対して $\langle 001 \rangle$ の密度の集中の程度を示す。

[0076] 従来の無方向性電磁鋼板では、特性に大きな影響を与える外周部の最小値は平均値の0.8倍以下である。一方、図14(B)に示す今回開発した電磁鋼板の極点図を見ると外周部の最小値は平均値の1.6倍以上であり、中心部は平均値の1.9倍を超えていることから、重要な外周部の $\langle 001 \rangle$ 密度は従来技術による既存の材料に比べ大きく高くなっていることが分かる。

[0077] 図15に本発明による電磁鋼板の磁気特性を示す。図中の点線が従来の無方向性電磁鋼板の磁気特性、実線が本発明による電磁鋼板の磁気特性である

。明らかに、印加する磁界に対して大きな磁束密度が得られておりモータなどの電磁機器の特性改善につながることを期待できる。

[0078] なお、実施例では、単一の材料を単軸圧縮加工する例を示したが、量産を考慮し、荷重容量の大きな専用の圧縮機によって多数の材料を積層して同時に圧縮加工したり、材料のサイズを大きくするようにしてもよい。

[0079] また、圧縮加工の方法としては、図8に示す平面ひずみ圧縮加工でも上述の加工条件を満たすことで $\{100\}$ が板面に平行に配向した結果が得られる。

[0080] さらに、量産を行うには図9に示す圧延加工も可能であり、図9に示す一方向の圧延加工では圧延面に平行に $\{100\}$ が発達し、圧延方向に $\langle 001 \rangle$ が多く分布する板材を得ることができる。また図10に示す多方向での圧延加工をすると $\langle 001 \rangle$ を面内で多方向に分布させることができ、単軸圧縮加工と同様の効果が得られる。

[0081] また、図11に示すように加熱状態で部材をダイスへ通すと線状の金属材料を得ることができる。材料の $\langle 001 \rangle$ が延伸方向に揃うので磁力線を延伸方向に通すと良好な特性が得られる。

[0082] また、ひずみ量を大きくして、さらに薄い電磁鋼板とすることもでき、そのようにして得た電磁鋼板の磁気特性がより優れたものとなることは、上述したことから明らかである。本加工は高温で実施するために、加工後に残留する格子欠陥量は少ないが、加工後短時間の焼鈍を施すことにより、格子欠陥量をさらに低減させた無方向性電磁鋼板とすることができる。

[0083] 本発明の実施例としては、電磁材料であるFe-Siを取り上げたが、本発明は体心立方(BCC)構造の状態で熱間圧縮加工が可能な金属材料に適用が可能である。本発明を適用することで熱間圧縮加工により加工面と平行に $\{100\}$ が成長した金属材料を得ることができる。

産業上の利用可能性

[0084] 本発明により、結晶軸の方位が制御された金属材料、例えば電磁材料の製造法が明らかになり、良特性の電磁材料が提供されることで電磁気エネルギー

一の損失が少なくなり、社会全体のコストダウンにつながるとともに環境問題にも資することが大きい。

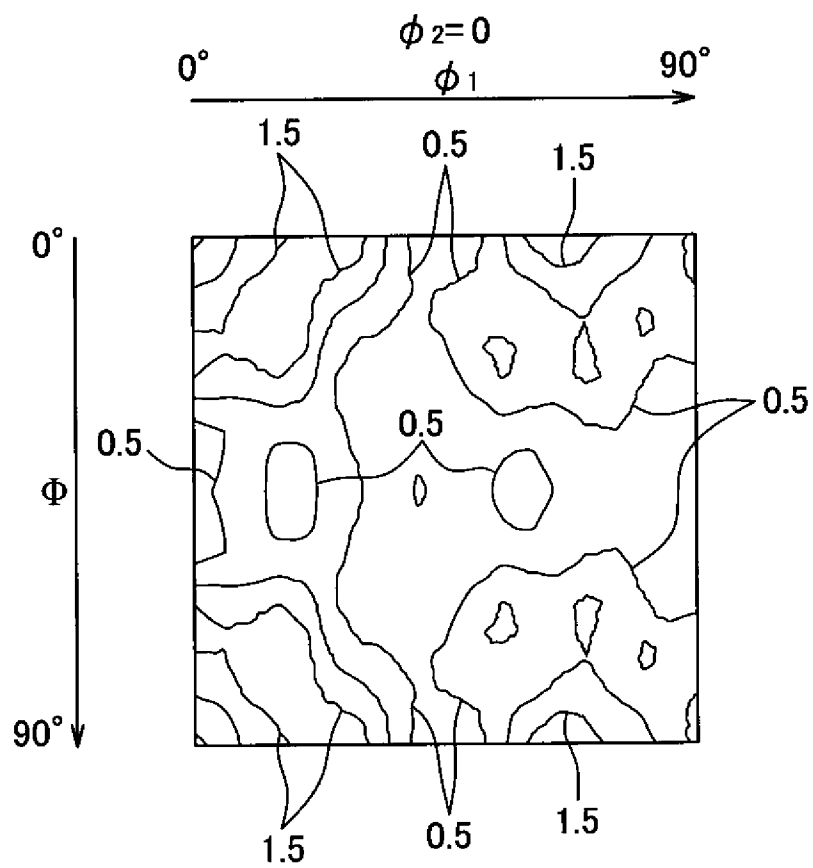
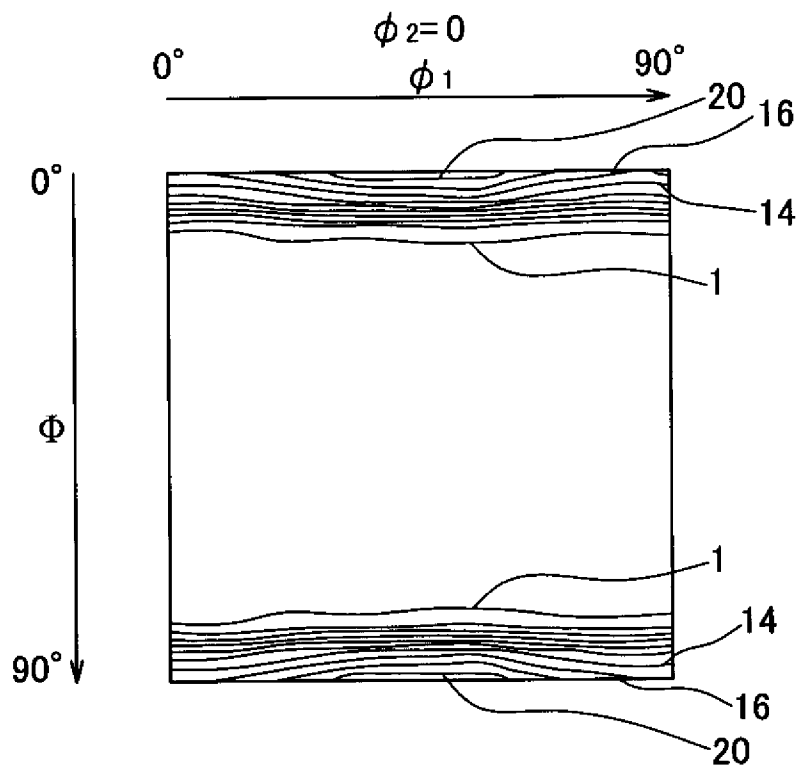
符号の説明

- [0085] 1 0 モータのステータ
1 2 ヨーク
1 4 スロット
1 6 ポール
1 8 コイル
2 0 モータのロータ
3 1 コア
3 2 コイル
3 3 磁力線

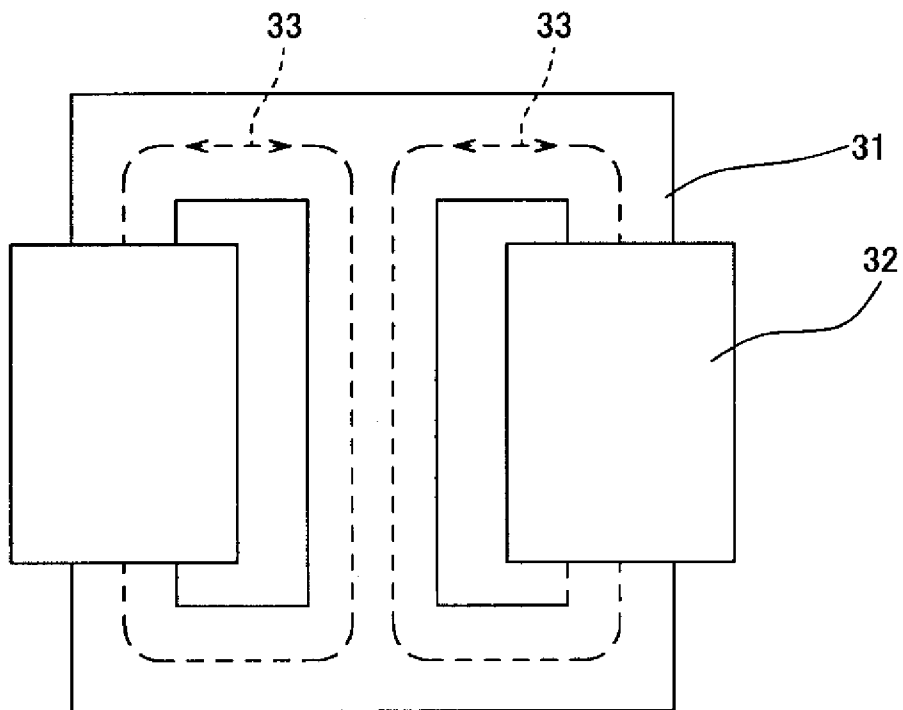
請求の範囲

- [請求項1] 体心立方（BCC）構造の固溶体である金属材料の製造方法であって単相固溶体となる温度域での熱間圧縮加工により前記金属材料の加工面に沿って前記金属材料の結晶軸 $\langle 001 \rangle$ を分布させたことを特徴とする金属材料の製造方法。
- [請求項2] 前記金属材料がFe-Si合金でありこれを体心立方（BCC）構造の単相固溶体となる温度域に加熱し、体心立方（BCC）構造の単相固溶体に現れる溶質原子雰囲気転位の運動を支配し、かつ結晶粒に蓄積されているひずみエネルギーを駆動力として結晶粒界が移動できる加工状態を維持できるひずみ速度で前記体心立方（BCC）構造の固溶体に熱間圧縮加工を行うことで加工面と平行に $\{100\}$ を分布させたことを特徴とする金属材料の製造方法。
- [請求項3] 前記体心立方（BCC）構造の固溶体がFe-Si合金であり、前記Fe-Si合金が単相固溶体となる温度域に加熱され、ひずみ速度が $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の範囲内で熱間圧縮加工されたことを特徴とする請求項1または2に記載の金属材料の製造方法。
- [請求項4] 前記温度域が $800 \sim 1300^\circ \text{ C}$ の範囲内の温度であることを特徴とする請求項3に記載の金属材料の製造方法。
- [請求項5] 前記熱間圧縮加工により前記の体心立方（BCC）構造の単相固溶体に、少なくとも総ひずみ量—0.5のひずみを与えることを特徴とする請求項4に記載の金属材料の製造方法。
- [請求項6] 体心立方（BCC）構造の固溶体である金属材料であって熱間圧縮加工により加工面に沿って結晶軸 $\langle 001 \rangle$ が分布したことを特徴とする金属材料。
- [請求項7] 前記金属材料の加工面に沿う金属の結晶軸 $\langle 001 \rangle$ の分布を表す結晶方位分布関数（ODF）の $\phi_2 = 0^\circ$ 断面の $\Phi = 0^\circ$ 線上の方位密度が平均値1に対して1.4倍以上であることを特徴とする請求項6に記載の金属材料。

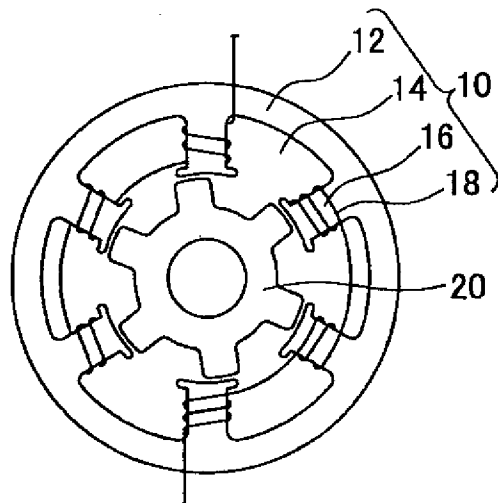
[請求項8] 前記体心立方（B C C）構造の固溶体がF e－S i合金であることを特徴とする請求項6または請求項7に記載の金属材料。



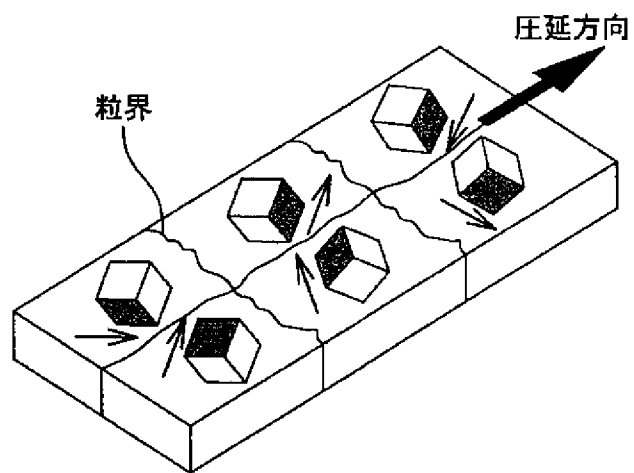
[図3]



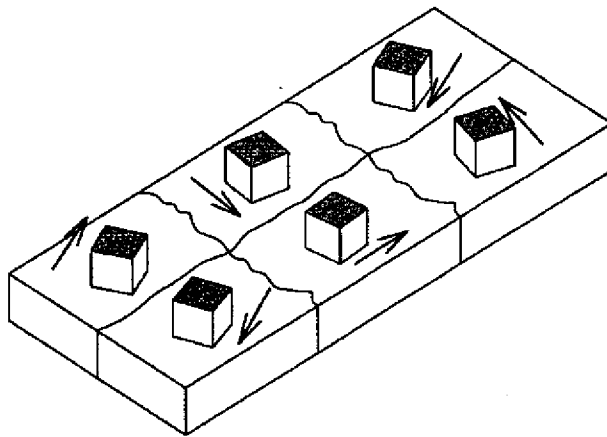
[図4]



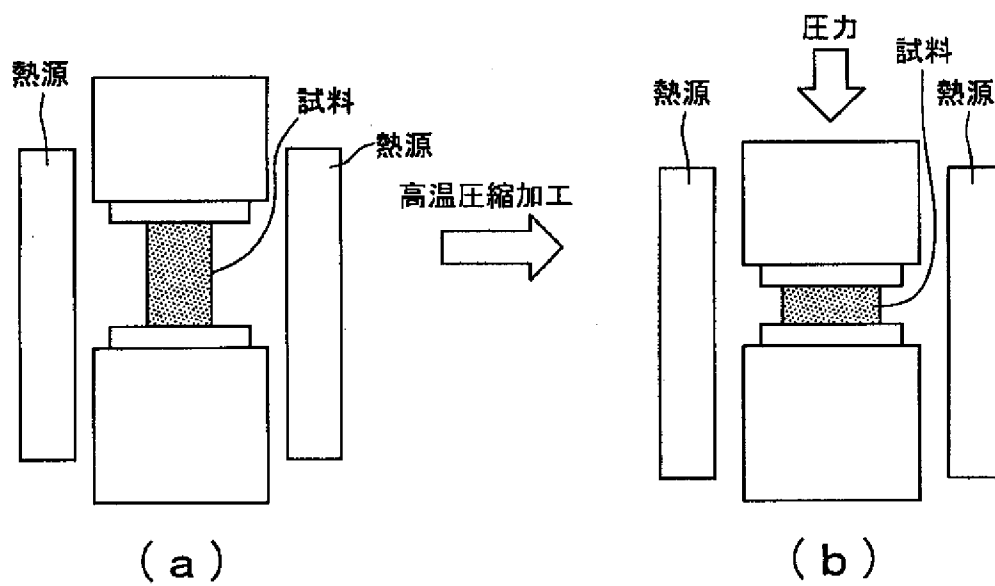
[図5]



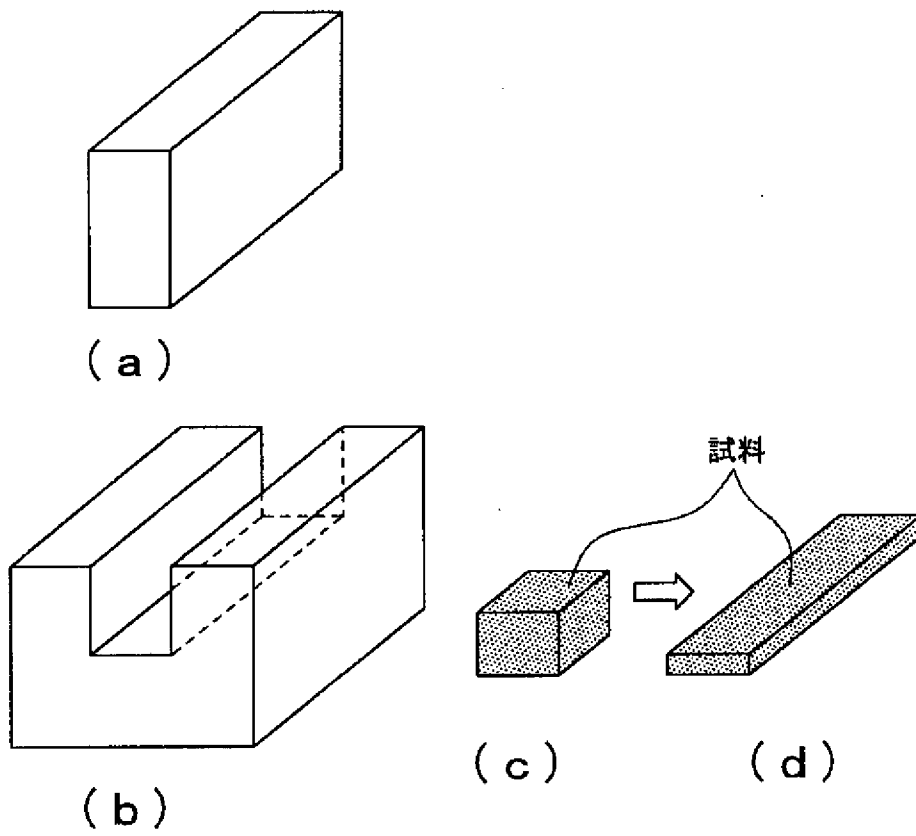
[図6]



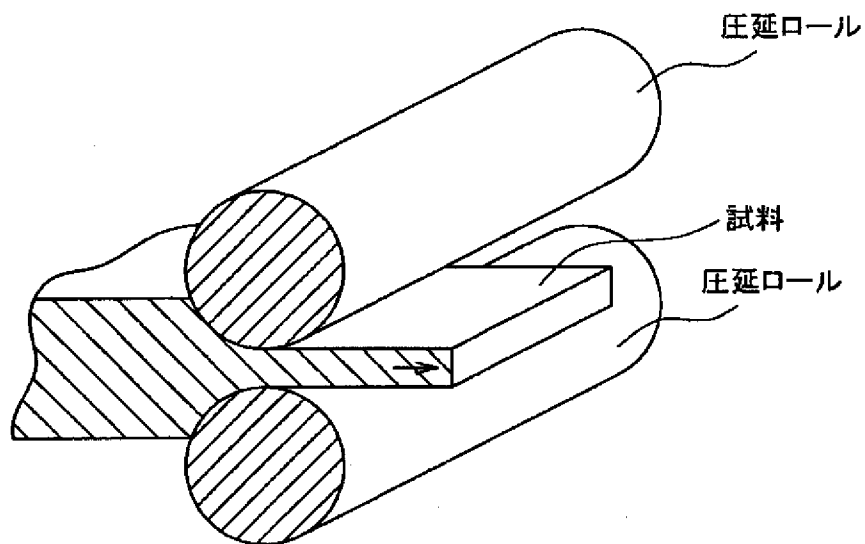
[図7]



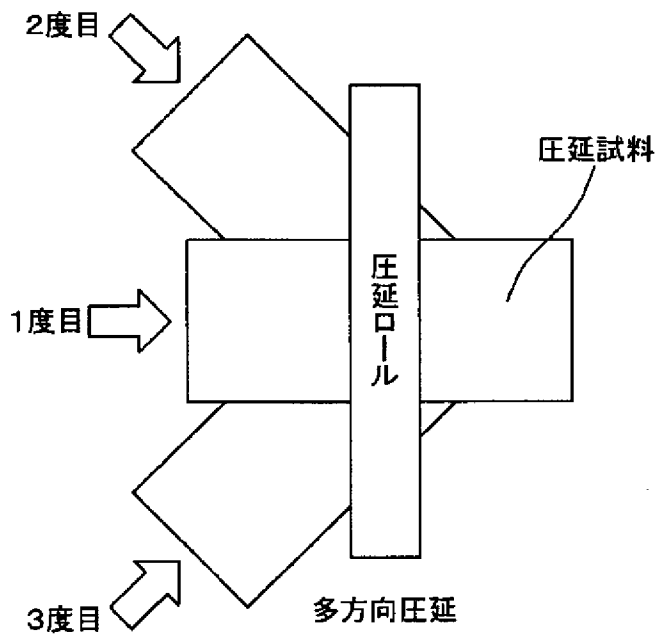
[図8]



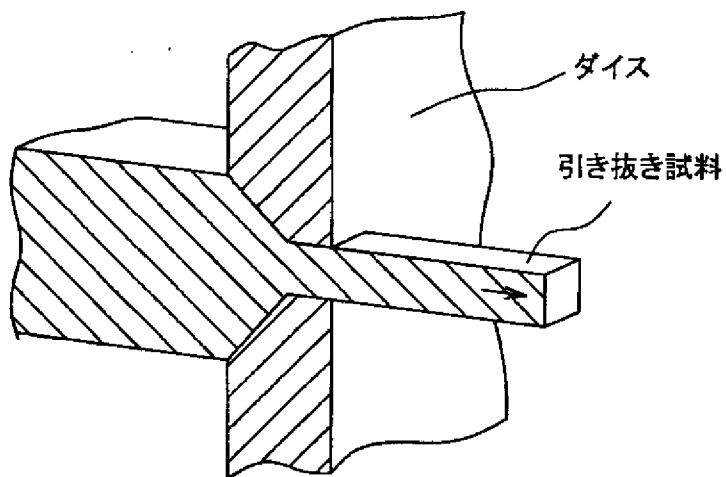
[図9]



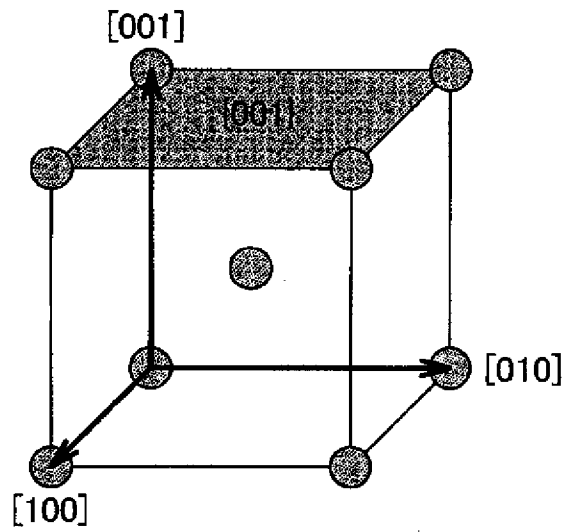
[図10]



[図11]

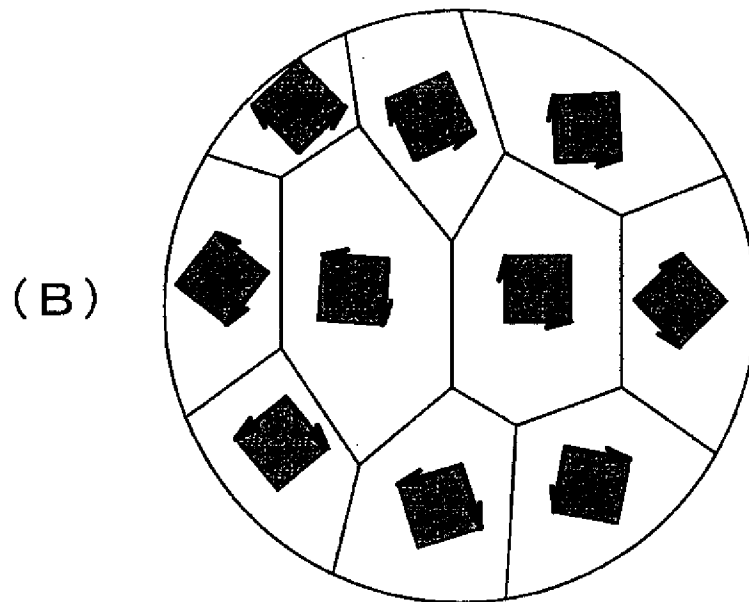
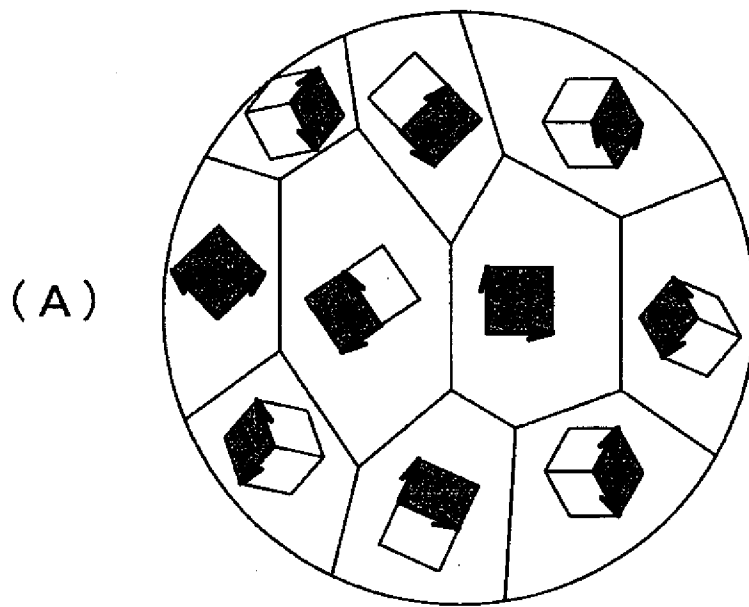


[図12]

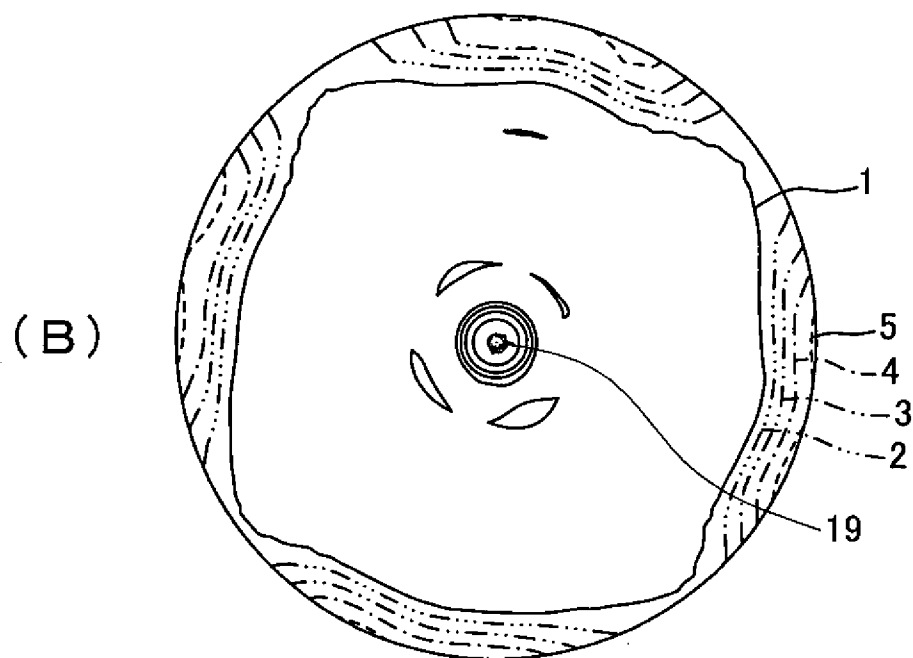
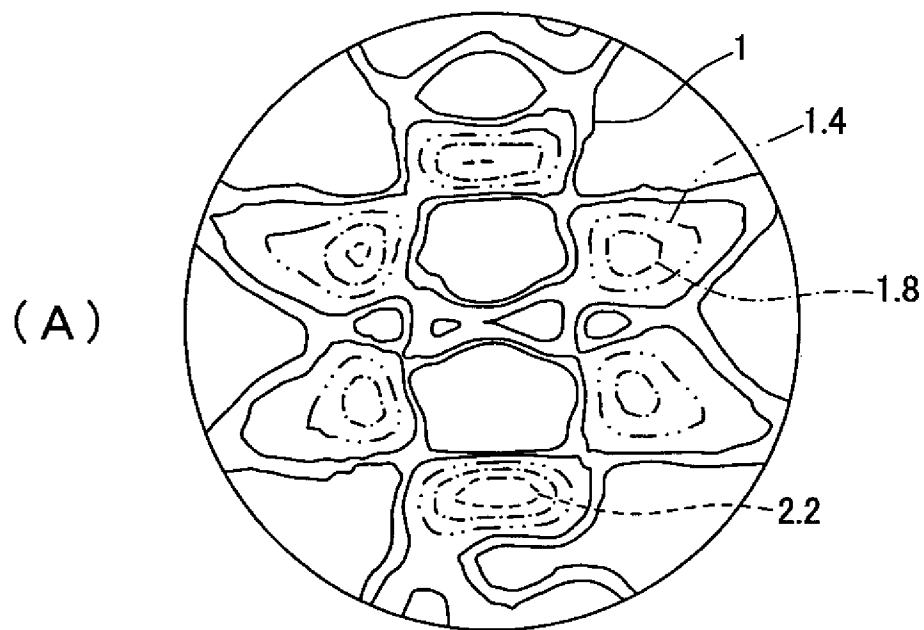


$\langle 100 \rangle$: Fe-Si結晶中の容易磁化方向

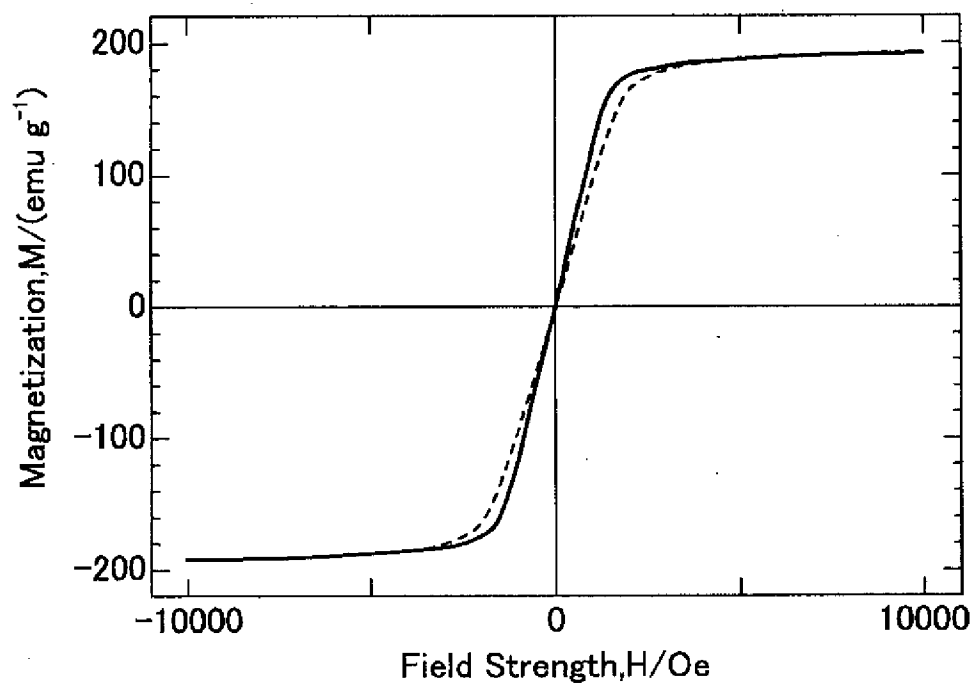
[図13]



[図14]



[図15]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/054548

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D8/12(2006.01)i, B21B3/02(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/02(2006.01)i, H01F1/16(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)

C21D8/12, B21B3/02, C22C38/00-38/60, H01F1/16

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	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2000-104144 A (Kawasaki Steel Corp.), 11 April 2000 (11.04.2000), claims & EP 1001042 A1 & CN 1274393 A & KR 10-2001-0021967 A & US 6322639 B1 & TW 476790 B & WO 99/60182 A1	6, 8 1-5, 7
X A	JP 10-226854 A (Kawasaki Steel Corp.), 25 August 1998 (25.08.1998), claims (Family: none)	6, 8 1-5, 7

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
23 May, 2011 (23.05.11)

Date of mailing of the international search report
07 June, 2011 (07.06.11)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C21D8/12(2006.01)i, B21B3/02(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/02(2006.01)i,
H01F1/16(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 (I P C))

Int.Cl. C21D8/12, B21B3/02, C22C38/00-38/60, H01F1/16

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 1 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 1 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 1 年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X A	J P 2 0 0 0 - 1 0 4 1 4 4 A (川崎製鉄株式会社) 2 0 0 0 . 0 4 . 1 1, 特許請求の範囲 & E P 1 0 0 1 0 4 2 A 1 & C N 1 2 7 4 3 9 3 A & K R 1 0 - 2 0 0 1 - 0 0 2 1 9 6 7 A & U S 6 3 2 2 6 3 9 B 1 & T W 4 7 6 7 9 0 B & W O 9 9 / 6 0 1 8 2 A 1	6, 8 1 - 5, 7
X A	J P 1 0 - 2 2 6 8 5 4 A (川崎製鉄株式会社) 1 9 9 8 . 0 8 . 2 5, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	6, 8 1 - 5, 7

☐ C 欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

2 3 . 0 5 . 2 0 1 1

国際調査報告の発送日

0 7 . 0 6 . 2 0 1 1

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
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)

佐藤 陽一

4 K

9 7 3 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5