

(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
2013年4月18日(18.04.2013)



(10) 国際公開番号

WO 2013/054845 A1

(51) 国際特許分類:

H01F 1/057 (2006.01) C22C 33/02 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
B22D 11/06 (2006.01) H01F 1/08 (2006.01)
B22F 3/00 (2006.01) H01F 41/02 (2006.01)
B22F 9/04 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2012/076324

(22) 国際出願日: 2012年10月11日(11.10.2012)

(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 2011-226042 2011年10月13日(13.10.2011) JP
特願 2011-226040 2011年10月13日(13.10.2011) JP
特願 2011-248978 2011年11月14日(14.11.2011) JP
特願 2011-248980 2011年11月14日(14.11.2011) JP

(71) 出願人: TDK株式会社(TDK CORPORATION)
[JP/JP]; 〒1038272 東京都中央区日本橋一丁目1
3番1号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 石山 保(ISHIYAMA Tamotsu); 〒1038272
東京都中央区日本橋一丁目13番1号 TDK
株式会社内 Tokyo (JP). 坪倉 多恵子(TSUBOK-

URA Taeko); 〒1038272 東京都中央区日本橋一丁目13番1号 TDK株式会社内 Tokyo (JP). 加藤 英治(KATO Eiji); 〒1038272 東京都中央区日本橋一丁目13番1号 TDK株式会社内 Tokyo (JP). 神宮 信宏(JINGU Nobuhiro); 〒1038272 東京都中央区日本橋一丁目13番1号 TDK株式会社内 Tokyo (JP). 石坂 力(ISHIZAKA Chikara); 〒1038272 東京都中央区日本橋一丁目13番1号 TDK株式会社内 Tokyo (JP).

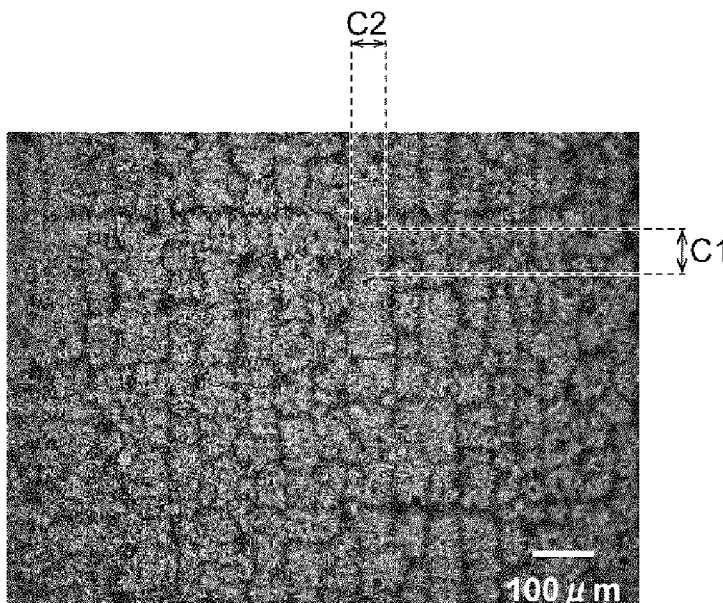
(74) 代理人: 長谷川 芳樹, 外(HASEGAWA Yoshiki et al.); 〒1000005 東京都千代田区丸の内二丁目1番1号丸の内 MY PLAZA (明治安田生命ビル) 9階 創英国際特許法律事務所 Tokyo (JP).

(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, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, 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, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL,

[続葉有]

(54) Title: THIN R-T-B ALLOY, R-T-B BASED SINTERED MAGNET, AND PRODUCTION METHOD FOR SAME

(54) 発明の名称: R-T-B系合金薄片、並びにR-T-B系焼結磁石及びその製造方法



(57) Abstract: A thin R-T-B alloy containing dendritic crystals that include an $R_2T_{14}B$ phase is provided. On at least one surface of the thin R-T-B alloy, the average width of the dendritic crystals is 60 μm or less, and the number of crystal nuclei of the dendritic crystals is 500 or greater per 1 mm^2 .

(57) 要約: $R_2T_{14}B$ 相を含むデンドライト状結晶を含有するR-T-B系合金薄片であって、少なくとも一つの表面において、デンドライト状結晶の幅の平均値が60 μm 以下であり、デンドライト状結晶の結晶核の数が1 mm 四方当たり500個以上である、R-T-B系合金薄片。

WO 2013/054845 A1



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, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, 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))

明 細 書

発明の名称：

R－T－B系合金薄片、並びにR－T－B系焼結磁石及びその製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、R－T－B系合金薄片、並びにR－T－B系焼結磁石及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 様々な分野で用いられる駆動モータは、設置スペース低減とコスト低減を図るため、小型化及び軽量化とともに効率を向上することが要請されている。このような要請に伴って、例えば駆動モータに用いられる焼結磁石の磁気特性を一層向上することが可能な技術が求められている。

[0003] 高い磁気特性を有する焼結磁石としては、従来からR－T－B系の希土類焼結磁石が活用されてきた。このR－T－B系焼結磁石は、異方性磁界 H_A の大きいDy及びTb等の重希土類金属を用いて磁気特性を向上することが試みられてきた。ところが、昨今の希土類金属の原料の価格高騰に伴って、高価な重希土類元素の使用量を低減することが強く望まれている。このような事情の中、R－T－B系焼結磁石の組織を微細化して磁気特性を改善することが試みられている。

[0004] ところで、R－T－B系焼結磁石は、粉末冶金法によって製造される。粉末冶金法による製造方法では、まず、原料を溶解して鑄造し、R－T－B系合金を含む合金薄片を得る。次に、この合金薄片を粉砕して、数 μm ～数十 μm の粒径を有する合金粉末を調製する。次に、この合金粉末を成形して焼結し、焼結体を作製する。その後、得られた焼結体を所定の寸法に加工する。耐食性を向上させるために、必要に応じて焼結体にメッキ処理を施してメッキ層を形成してもよい。このようにして、R－T－B系焼結磁石を得ることができる。

[0005] 上述の製造方法において、原料の溶解及び鑄造は、通常、ストリップキャ

スト法によって行う。ストリップキャスト法は、合金溶湯を冷却ロールで冷却して合金薄片を調製する方法である。R-T-B系焼結磁石の磁気特性の向上を目的として、上述のストリップキャスト法における冷却速度を調整して合金組織を制御する試みがなされている。例えば、特許文献1では、ストリップキャスト法によって、所定の粒径を有するチル晶、粒状結晶、及び柱状結晶からなる合金薄片を得ることが提案されている。

[0006] 図15及び図16は、従来のストリップキャスト法で製造されたR-T-B系合金薄片の表面を100倍に拡大して示す金属顕微鏡鏡写真である。図15、16に示されているように、R-T-B系合金薄片は、 $R_2T_{14}B$ 相を含有する様々な大きさの結晶で構成されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第3693838号明細書

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献1のような合金薄片では、粉碎性が悪いため粉碎した合金粉末の粒径のばらつきが大きく、また合金粉末におけるRリッチ相の分散性も不十分である。このような合金粉末を用いて焼結磁石を作製しても、結晶粒の形状や大きさが不均一であるため、磁気特性を大幅に向上することは通常困難である。このため、R-T-B系焼結磁石の磁気特性をさらに向上できる製造技術を確立することが求められている。

[0009] ここで、焼結磁石の保磁力(H_cJ)及び残留磁束密度(Br)は、それぞれ下記式(1)、(2)で表わされる関係が成立する。

$$H_cJ = \alpha \cdot H_A - N \cdot Ms \quad (1)$$

$$Br = Ms \cdot (\rho / \rho_0) \cdot f \cdot A \quad (2)$$

[0010] 式(1)中、 α は結晶粒子の独立性を示す係数であり、 H_A は組成に依存する異方性磁界を示し、 N は形状等に依存する局所的反磁界を示し、 Ms は主

相の飽和磁化を示す。また、式（２）中、 ρ は焼結密度を、 ρ_0 は真密度を、 f は主相の体積率を、 f は主相の体積率を、 A は主相の配向度をそれぞれ示す。これらの係数のうち、 H_A 、 M_s 及び f は、焼結磁石の組成に依存し、 N は焼結磁石の形状に依存する。上記式（１）から明らかなように、上記式（１）の α を大きくすれば保磁力を向上することができる。このことから、焼結磁石用の成形体に用いる合金粉末の構造を制御すれば、保磁力を向上させることができる。

[0011] 本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、 $R-T-B$ 系焼結磁石の保磁力を向上することが可能な合金薄片を提供することを目的とする。また、高価な重希土類元素を使用することなく十分に優れた保磁力を有する $R-T-B$ 系焼結磁石、及びその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、 $R-T-B$ 系焼結磁石の磁気特性の向上を図るため、合金薄片の構造に着目して種々検討を重ねた。その結果、合金薄片の表面の微細構造を特定することが有用であることを見出した。

[0013] すなわち、本発明は、 $R_2T_{14}B$ 相を含むデンドライト状結晶を含有する $R-T-B$ 系合金薄片であって、少なくとも一つの表面において、デンドライト状結晶の幅の平均値が $60\mu m$ 以下であり、デンドライト状結晶の結晶核の数が $1mm$ 四方（ $1mm \times 1mm$ ）当たり 500 個以上である、 $R-T-B$ 系合金薄片を提供する。

[0014] 本発明の $R-T-B$ 系合金薄片は、少なくとも一つの表面において、単位面積当たり所定数以上の結晶核を有する。このようなデンドライト状結晶は、 $R-T-B$ 系合金薄片の面方向に成長することが抑制されている。このため、厚み方向に $R_2T_{14}B$ 相が柱状に成長している。柱状に成長した $R_2T_{14}B$ 相の周囲には R リッチ相が生成しており、粉砕時にはこの R リッチ相が優先的に破断されることとなる。したがって、このような構造を有する $R-T-B$ 系合金薄片を粉砕すると、従来よりも R リッチ相が偏析することなく、均一に分散した状態の合金粉末を得ることができる。さらに、このような合

金粉末を焼成することによって、Rリッチ相の凝集や結晶粒の異常粒成長が抑制され、高い保磁力を有するR-T-B系焼結磁石を得ることができる。

[0015] 本発明のR-T-B系合金薄片は、少なくとも一つの表面において、複数のデンドライト状結晶からなる結晶群のアスペクト比が0.8以上であることが好ましい。これによって、デンドライト状結晶40の形状の均一性が向上し、一層微細で且つRリッチ相が均一に分散した状態の合金粉末を得ることができる。

[0016] 本発明のR-T-B系合金薄片におけるデンドライト状結晶の幅の平均値は25 μm 以上であることが好ましい。これによって、合金薄片の厚み方向への $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{B}$ 相の成長を一層促進することができる。したがって、粒径が小さく且つ粒径のばらつきの小さい合金粉末を得ることができる。

[0017] 本発明は、別の側面において、上述のR-T-B系合金薄片を粉砕して得た合金粉末を成形し、焼成して得られるR-T-B系焼結磁石を提供する。このR-T-B系焼結磁石は、粒径が小さくRリッチ相が均一に分散した合金粉末を原料として用いていることから、十分に優れた保磁力を有する。

[0018] 本発明は、さらに別の側面において、上述の合金薄片を粉砕して合金粉末を調製する工程と、当該合金粉末を成形して焼成し、R-T-B系焼結磁石を作製する工程と、を有する、R-T-B系焼結磁石の製造方法を提供する。この製造方法では、粒径が小さくRリッチ相が均一に分散した合金粉末を用いていることから、十分に優れた保磁力を有するR-T-B系焼結磁石を得ることができる。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、R-T-B系焼結磁石の保磁力を向上することが可能な合金薄片を提供することができる。また、十分に優れた保磁力を有するR-T-B系焼結磁石、及びその製造方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]本発明の一実施形態に係るR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図2]本発明の一実施形態に係るR-T-B系合金薄片に含まれるデンドライト状結晶を模式的に示す平面図である。

[図3]本発明の合金薄片の製造方法の一例を示す模式図である。

[図4]本発明の合金薄片の製造に用いられる冷却ロールのロール面の一例を示す拡大平面図である。

[図5]本発明の合金薄片の製造に用いられる冷却ロールのロール面近傍の断面構造の一例を示す模式断面図である。

[図6]本発明の合金薄片の製造に用いられる冷却ロールのロール面近傍の断面構造の一例を示す模式断面図である。

[図7]本発明の一実施形態に係る合金薄片の厚さ方向に沿った断面のSEM-EBI像の写真（倍率：300倍）である。

[図8]本発明の一実施形態に係るR-T-B系焼結磁石の断面構造の一例を模式的に示す断面図である。

[図9]本発明の一実施形態に係るR-T-B系焼結磁石を備えるモータの内部構造を示す説明図である。

[図10]実施例1のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図11]実施例2のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図12]比較例1のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図13]比較例2のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図14]比較例3のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図15]従来のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

[図16]従来のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

0倍)である。

[図17]実施例10の希土類焼結磁石において三重点領域を黒く塗りつぶした元素マップデータを示す図である。

[図18]比較例4のR-T-B系焼結磁石の三重点領域を黒く塗りつぶした元素マップデータを示す図である。

発明を実施するための形態

[0021] 以下、場合により図面を参照して、本発明の好適な実施形態について説明する。なお、各図面において、同一または同等の要素には同一の符号を付与し、重複する説明を省略する。

[0022] <R-T-B系合金薄片>

図1は、本実施形態のR-T-B系合金薄片の一表面の金属顕微鏡写真(倍率:100倍)である。本実施形態の合金薄片は、 $R_2T_{14}B$ 相の結晶相とRリッチ相とを含有する。本明細書において、Rは希土類元素から選ばれる少なくとも1種を含む元素、Tは鉄及びコバルトの少なくとも一方を含む元素、及びBはホウ素をそれぞれ示す。

[0023] 本明細書における希土類元素とは、長周期型周期表の第3族に属するスカンジウム(Sc)、イットリウム(Y)及びランタノイド元素のことをいい、ランタノイド元素には、例えば、ランタン(La)、セリウム(Ce)、プラセオジウム(Pr)、ネオジウム(Nd)、サマリウム(Sm)、ユーロピウム(Eu)、ガドリニウム(Gd)、テルビウム(Tb)、ジスプロシウム(Dy)、ホルミウム(Ho)、エルビウム(Er)、ツリウム(Tm)、イッテルビウム(Yb)、ルテチウム(Lu)等が含まれる。

[0024] 本実施形態のR-T-B系金属箔片の一表面は、図1に示すように、 $R_2T_{14}B$ 相を含む多数の花弁状デンドライト状結晶で構成されている。図2は、R-T-B系合金薄片の一表面を構成するデンドライト状結晶を拡大して模式的に示す平面図である。デンドライト状結晶40は、中心部に結晶核42を有し、この結晶核42を起点としてフィラー状結晶44が放射状に伸びている。

- [0025] デンドライト状結晶40の幅Pは、互いに異なる2つのフィラー状結晶44の端部間距離における最大距離として求められる。通常、この幅Pは、結晶核42を介して略対向して存在する2つのフィラー状結晶44におけるそれぞれの端部間距離となる。本明細書において、デンドライト状結晶40の幅Pの平均値は、次のとおりにして求められる。金属箔片の一表面を金属顕微鏡で200倍に拡大した画像において、100個のデンドライト状結晶40を任意に選択して、それぞれのデンドライト状結晶40の幅Pを測定する。これらの測定値の算術平均値が、デンドライト状結晶40の幅Pの平均値となる。
- [0026] デンドライト状結晶40の幅Pの平均値は、好ましくは25～60 μm である。幅Pの平均値の上限は、好ましくは55 μm であり、より好ましくは50 μm であり、さらに好ましくは48 μm である。これによって、デンドライト状結晶40が小さくなり、一層微細な合金粉末を得ることができる。幅Pの平均値の下限は、好ましくは30 μm であり、より好ましくは35 μm であり、さらに好ましくは38 μm である。これによって、合金薄片の厚み方向への $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{B}$ 相の成長が一層促進されたものとなる。したがって、粒径が小さく且つ粒径のばらつきの小さい合金粉末を得ることができる。
- [0027] 図1に示す本実施形態のR-T-B系合金薄片の表面は、図15、16に示すような従来のR-T-B系合金薄片の表面よりも、一表面における単位面積当たりの結晶核42の数が多く、且つデンドライト状結晶40の幅が小さい。そして、デンドライト状結晶40を構成するフィラー状結晶44の間隔Mが小さく、フィラー状結晶44の大きさも小さくなる。すなわち、本実施形態のR-T-B系合金薄片の表面は、微細で且つ大きさのばらつきが抑制されたデンドライト状結晶40で構成されている。このように、デンドライト状結晶40の均一性が大幅に向上している。また、本実施形態のR-T-B系合金薄片の表面におけるフィラー状結晶44の長さS及び幅Qの大きさの均一性も大幅に向上している。
- [0028] 図1に示すように、R-T-B系合金薄片の一表面において、デンドライ

ト状結晶40は全体として、一方向（図1中、上下方向）に連なっており、結晶群を形成している。図1に示すとおり、デンドライト状結晶の結晶群における長軸の長さをC1、該長軸に直交する短軸の長さをC2とすると、アスペクト比は $C2/C1$ で計算される。このようにして計算されるアスペクト比の平均値は、好ましくは0.8以上であり、より好ましくは0.7~1.0であり、さらに好ましくは0.8~0.98であり、特に好ましくは0.88~0.97である。アスペクト比の平均値をこのような範囲にすることによって、デンドライト状結晶40の形状の均一性が向上し、合金薄片の厚み方向への $R_2T_{14}B$ 相の成長が均一化される。また、デンドライト状結晶40の幅を上述の範囲に制御することによって、一層微細で且つRリッチ相が均一に分散した合金薄片を得ることができる。したがって、粒径が小さく且つ粒径のばらつきの小さい合金粉末を得ることができる。デンドライト状結晶の結晶群のアスペクト比の平均値は、任意に選択された100個の結晶群における比（ $C2/C1$ ）の算術平均値である。

[0029] 本明細書におけるアスペクト比の平均値は、次のとおりにして求められる。金属箔片の一表面を金属顕微鏡で200倍に拡大した画像において、100個の結晶群を任意に選択して、それぞれの結晶群の長軸の長さC1及び短軸の長さC2をそれぞれ測定する。この結晶群の比（ $C2/C1$ ）の算術平均値がアスペクト比の平均値となる。

[0030] R-T-B系合金薄片の一表面において、デンドライト状結晶の結晶核42の発生数は、1mm四方当たり500個以上であり、好ましくは600個以上であり、より好ましくは700個以上であり、さらに好ましくは763個以上である。このように結晶核42の発生数を多数含有することから、結晶核42一つあたりのサイズが小さくなり、微細な構造を有するR-T-B系合金薄片とすることができる。

[0031] 本実施形態のR-T-B系合金薄片は、少なくとも一方の表面が上述の構造を有していればよい。少なくとも一方の表面が上述の構造を有していれば、粒径が小さくRリッチ相が均一に分散した合金粉末を得ることができる。

次に、本実施形態のR-T-B系合金薄片の製造方法の一例を以下に説明する。

[0032] <R-T-B系合金薄片の製造方法>

図3は、実施形態のR-T-B系合金薄片を製造するための装置の模式図である。本実施形態のR-T-B系合金薄片は、図3に示すような製造装置を用いたストリップキャスト法によって製造することができる。本実施形態の合金薄片の製造方法は、R-T-B系合金の合金溶湯を調製する溶融工程と、合金溶湯を、円周方向に回転する冷却ロールのロール面に注いで合金溶湯を該ロール面によって冷却して結晶核を生成させ、合金溶湯の少なくとも一部を凝固させる第1の冷却工程と、結晶核を含む合金をさらに冷却して合金薄片を得る第2の冷却工程と、を有する。以下、各工程の詳細について説明する。

[0033] 溶融工程では、例えば、希土類金属や希土類合金、純鉄、フェロボロン、及びこれらの合金の少なくとも一種を含む原料を、高周波溶解炉10に導入する。高周波溶解炉10では、原料を1300～1400℃に加熱して合金溶湯12を調製する。

[0034] 第1の冷却工程では、合金溶湯12をタンディッシュ14に移送する。その後、タンディッシュ14から、矢印Aの方向に所定の速度で回転している冷却ロール56のロール面上に合金溶湯を注ぐ。合金溶湯12は冷却ロール16のロール面17に接触し、熱交換によって抜熱される。合金溶湯12の冷却に伴って、合金溶湯には、結晶核が生成し合金溶湯12の少なくとも一部が凝固する。例えば、 $R_2T_{14}B$ 相（溶解温度1100℃程度）がまず生成し、その後、Rリッチ相（溶解温度700℃程度）の少なくとも一部が凝固する。これらの結晶析出は、合金溶湯12が接触するロール面17の構造に影響される。冷却ロール16のロール面17には、網目状の凹部と該凹部で形成された凸部とからなる凹凸模様が形成されている。

[0035] 図4は、ロール面17の一部を平面状にして拡大して示す模式図である。ロール面17には、網目状に溝が形成されており、これが凹凸模様を形成し

ている。具体的には、ロール面 17 は、冷却ロール 16 の円周方向（矢印 A の方向）に沿って、所定の間隔 a で配列した複数の第 1 の凹部 32 と、第 1 の凹部 32 に略直交し、冷却ロール 16 の軸方向に平行に所定の間隔 b で配列した複数の第 2 の凹部 34 とが形成されている。第 1 の凹部 32 及び第 2 の凹部 34 は、略直線状の溝であり、所定の深さを有する。第 1 の凹部 32 と第 2 の凹部 34 とによって、凸部 36 が形成される。

[0036] 第 1 の凹部 32 と第 2 の凹部 34 とがなす角度 θ は、好ましくは $80 \sim 100^\circ$ であり、より好ましくは $85 \sim 95^\circ$ である。このような角度 θ とすることによって、ロール面 17 の凸部 36 上に析出した $R_2T_{14}B$ 相の結晶核が、合金薄片の厚さ方向に向かって柱状に成長するのを促進することができる。

[0037] 図 5 は、図 4 の V-V 線に沿った断面を拡大して示す模式断面図である。すなわち、図 5 は、冷却ロール 16 を、その軸を通り軸方向に平行な面で切断したときの断面構造の一部を示す模式断面図である。凸部 36 の高さ h_1 は、図 5 に示す断面において、第 1 の凹部 32 の底を通り且つ冷却ロール 16 の軸方向に平行な直線 L_1 と、凸部 36 の頂点との最短距離として求めることができる。また、凸部 36 の間隔 w_1 は、図 5 に示す断面において、隣り合う凸部 36 の頂点間の距離として求めることができる。

[0038] 図 6 は、図 4 の VⅠ-VⅠ 線に沿った断面を拡大して示す模式断面図である。すなわち、図 6 は、冷却ロール 16 を、側面に平行な面で切断したときの断面構造の一部を示す模式断面図である。凸部 36 の高さ h_2 は、図 6 に示す断面において、第 2 の凹部 34 の底を通り且つ冷却ロール 16 の軸方向に垂直な直線 L_2 と、凸部 36 の頂点との最短距離として求めることができる。また、凸部 36 の間隔 w_2 は、図 6 に示す断面において、隣り合う凸部 36 の頂点間の距離として求めることができる。

[0039] 本明細書において凸部 36 の高さの平均値 H 、及び凸部 36 の間隔の平均値 W は次のようにして求める。レーザー顕微鏡を用いて、図 5、6 に示すような冷却ロール 16 のロール面 17 近傍の断面プロファイル画像（倍率：2

00倍)を撮影する。これらの画像において、任意に選んだ凸部36の高さ h_1 及び高さ h_2 をそれぞれ100点測定する。このとき、高さ h_1 及び h_2 がそれぞれ $3\mu\text{m}$ 以上のものののみ測定し、 $3\mu\text{m}$ 未満のものはデータに含めない。計200点の測定データの算術平均値を、凸部36の高さの平均値 H とする。

[0040] また、同じ画像において、任意に選んだ凸部36の間隔 w_1 及び間隔 w_2 をそれぞれ100点測定する。このとき、高さ h_1 及び h_2 がそれぞれ $3\mu\text{m}$ 以上のもののみを凸部36とみなして間隔を測定する。計200点の測定データの算術平均値を、凸部36の間隔の平均値 W とする。なお、走査型電子顕微鏡でロール面17の凹凸模様を観察することが困難である場合は、ロール面17の凹凸模様を複製したレプリカを作製し、当該レプリカの表面を走査型電子顕微鏡で観察して上述の測定を行ってもよい。レプリカの作製は、市販キット(ケニス株式会社製スンプセット)を用いることができる。

[0041] ロール面17の凹凸模様は、例えば短波長レーザーでロール面17を加工して調製することができる。

[0042] 凸部36の高さの平均値 H は、好ましくは $7\sim 20\mu\text{m}$ である。これによって、凹部32, 34に合金溶湯を十分に浸透させて、合金溶湯12とロール面17との密着性を十分に高くすることができる。平均値 H の上限は、凹部32, 34に合金溶湯を一層十分に浸透させる観点から、より好ましくは $16\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $14\mu\text{m}$ である。平均値 H の下限は、合金溶湯とロール面17との密着性を十分に高くしつつ、合金薄片の厚さ方向により均一に配向した $R_2T_{14}B$ 相の結晶を得る観点から、より好ましくは $8.5\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $8.7\mu\text{m}$ である。

[0043] 凸部36の間隔の平均値 W は、 $40\sim 100\mu\text{m}$ である。平均値 W の上限は、 $R_2T_{14}B$ 相の柱状結晶の幅を一層小さくして粒径の小さな磁石粉末を得る観点から、好ましくは $80\mu\text{m}$ であり、より好ましくは $70\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $67\mu\text{m}$ である。平均値 W の下限は、好ましくは $45\mu\text{m}$ であり、より好ましくは $48\mu\text{m}$ である。これによって一層高い磁気特性を

有するR-T-B系焼結磁石を得ることができる。

[0044] ロール面17の表面粗さR_zは、好ましくは3～5 μmであり、より好ましくは3.5～5 μmであり、さらに好ましくは3.9～4.5 μmである。R_zが過大になると薄片の厚みが変動して冷却速度のばらつきが大きくなる傾向にある。一方、R_zが過小になると合金溶湯とロール面17との密着性が不十分になり、ロール面17から合金溶湯又は合金薄片が目標時間よりも早く剥離してしまう傾向にある。この場合、合金溶湯の抜熱が十分に進行せずに合金溶湯が二次冷却部20に移動することとなる。このため、二次冷却部20で合金薄片18同士が張付く不具合が発生する傾向にある。

[0045] 本明細書における表面粗さR_zは、十点平均粗さであり、JIS B 0601-1994に準拠して測定される値である。R_zは、市販の測定装置（例えば株式会社ミットヨ製サーフテスト）を用いて測定することができる。

[0046] 本実施形態では、図4～6に示すようなロール面17を有する冷却ロール16を用いていることから、合金溶湯12を冷却ロール16のロール面17に注いだ時に、合金溶湯12はまず凸部36に接触する。この接触部分を起点として、図2に示すようなR₂T₁₄B相を含むデンドライト状結晶40が生成する。このようなデンドライト状結晶40は、ロール面17上に多数生成し、それぞれのデンドライト状結晶40の幅Pが十分に小さいことから、合金薄片の厚さ方向に柱状に成長する。

[0047] 冷却ロール16のロール面17は、所定の高さを有し且つ所定の間隔で配列した凸部36を有する。これによって、ロール面17に多数のR₂T₁₄B相の結晶核42が生成し、その後、デンドライト状の結晶40となる。また、デンドライト状の結晶40はR-T-B系合金薄片の厚み方向にも成長して、R₂T₁₄B相の柱状結晶が形成される。

[0048] 第1の冷却工程における冷却速度は、得られる合金薄片の組織を十分に微細にしつつ異相の発生を抑制する観点から、好ましくは1000～3000℃/秒であり、より好ましくは1500～2500℃/秒である。冷却速度

が1000℃/秒未満になると、 α -Fe相が析出し易くなる傾向にあり、冷却速度が3000℃/秒を超えるとチル晶が析出し易くなる傾向にある。チル晶とは、粒径が1 μ m以下の等方性の微細結晶である。チル晶が多量に生成すると最終的に得られるR-T-B系焼結磁石の磁気特性が損なわれる傾向にある。

[0049] 冷却速度は、例えば、冷却ロール16の内部を流通させる冷却水の温度や流量を調整することによって制御することができる。また、冷却速度は、冷却ロール16のロール面17の材質を変えて調整することもできる。冷却ロールの材質は、例えば純度95質量%の銅板を用いることができる。

[0050] 第2の冷却工程は、第1の冷却工程で生成した結晶核を含む合金薄片18を、二次冷却部20でさらに冷却する工程である。第2の冷却工程における冷却方法は特に限定されるものではなく、従来の冷却方法を採用することができる。二次冷却部60としては、例えば、ガス吹き出し孔19aを有するガス配管19を設け、周方向に回転する回転式のテーブルに堆積した合金薄片に、このガス吹き出し孔19aから冷却用ガスを吹き付ける態様が挙げられる。これによって、合金薄片18を十分に冷却することができる。合金薄片は、二次冷却部20で十分に冷却した後に回収される。

[0051] 本実施形態のR-T-B系合金薄片の厚みは、好ましくは0.5mm以下であり、より好ましくは0.1~0.5mmである。合金薄片の厚みが大きくなりすぎると、抜熱効果が不十分となり柱状晶の組織が不均一なものとなる。また、フリー面近傍に α -Fe相の析出が見られるようになる。 α -Fe相の析出している合金薄片を微粉化すると、磁気特性の低下を招いたり、粉碎後の合金粉末の粒子径のばらつきが大きくなったり、する傾向にある。

[0052] 本実施形態のR-T-B系合金薄片は、主相として $R_2T_{14}B$ 相を含有し、異相としてRリッチ相を含有する。ここで、主相とは合金薄片に最も多く含まれる結晶相であり、異相とは主相とは異なる結晶相であって主に主相の粒界に存在する結晶相である。Rリッチ相とは、非磁性でNd等の希土類元素の濃度が $R_2T_{14}B$ 相よりも高い相である。本実施形態のR-T-B系合金薄

片は、異相としてRリッチ相の他に α -Fe相及びチル晶を含有してもよい。ただし、異相の合計含有量は、R-T-B系合金薄片全体に対して、好ましくは10質量%以下であり、より好ましくは7質量%以下であり、さらに好ましくは5質量%以下である。このように異相の合計含有量を低減することによって、残留磁束密度と保磁力との両方に優れたR-T-B系焼結磁石を得ることができる。

[0053] 図7は、R-T-B系合金薄片の厚み方向に沿った断面を示すSEM（走査型電子顕微鏡）-BEI（反射電子像）像の写真である。図7（A）は、本実施形態のR-T-B系合金薄片の厚み方向に沿った断面を示すSEM-BEI像の写真（倍率：300倍）である。一方、図7（B）は、従来のR-T-B系合金薄片の厚み方向に沿った断面を示すSEM-BEI像の写真（倍率：300倍）である。図7（A）、（B）において、R-T-B系合金薄片の下側の面がロール面17との接触面（鑄造面）である。また、図7（A）、（B）において、白い部分が $R_2T_{14}B$ 相の結晶であり、黒い部分がRリッチ相である。

[0054] 図7（A）に示すように、本実施形態のR-T-B系合金薄片は、下側の表面に多数の $R_2T_{14}B$ 相の結晶核が析出している（図中、矢印参照）。そして、この結晶核から図7（A）の上方向、すなわち反対側の表面に向かって、 $R_2T_{14}B$ 相の柱状結晶が配向している。

[0055] 一方、図7（B）に示すように、従来のR-T-B系合金薄片は、 $R_2T_{14}B$ 相の結晶核の析出数が図7（A）よりも少なくなっている。そして、 $R_2T_{14}B$ 相の結晶は上下方向のみならず左右方向にも成長している。このため、 $R_2T_{14}B$ 相の結晶の長手方向とは垂直な方向における幅（横幅）が図7（A）よりも大きくなっている。R-T-B系合金薄片がこのような構造を有していると、微細な合金粉末を得ることができない。

[0056] <R-T-B系焼結磁石の製造方法>

次に、R-T-B系焼結磁石の製造方法の好適な実施形態を説明する。本実施形態のR-T-B系焼結磁石の製造方法は、R-T-B系合金の合金溶

湯を調製する溶融工程と、合金溶湯を、円周方向に回転する冷却ロールのロール面に注いで合金溶湯を該ロール面によって冷却して結晶核を生成させ、合金溶湯の少なくとも一部を凝固させる第1の冷却工程と、結晶核を含む合金をさらに冷却してR-T-B系合金薄片を得る第2の冷却工程と、R-T-B系合金薄片を粉砕してR-T-B系の合金粉末を得る粉砕工程と、合金粉末を成形して成形体を作製する成形工程と、成形体を焼成してR-T-B系焼結磁石を得る焼成工程と、を有する。すなわち、本実施形態のR-T-B系焼結磁石の製造方法は、上述の製造方法で得られたR-T-B系合金薄片を用いており、溶融工程から第2の冷却工程までは、上述の合金薄片の製造方法と同様に行うことができる。したがって、ここでは粉砕工程以降の工程を説明する。

[0057] 粉砕工程における粉砕方法は特に限定されない。粉砕は、例えば粗粉砕及び微粉砕の順番で行ってもよい。粗粉砕は、例えば、スタンプミル、ジョークラッシャー、ブラウンミル等を用いて、不活性ガス雰囲気中で行うことが好ましい。また、水素を吸蔵させた後、粉砕を行う水素吸蔵粉砕を行ってもよい。粗粉砕によって、粒径が数百 μm 程度である合金粉末を調製することができる。次に、粗粉砕で調製した合金粉末を、ジェットミル等を用いて、例えば平均粒径が1～5 μm となるまで微粉砕する。なお、合金薄片の粉砕は、必ずしも粗粉砕と微粉砕との2段階で行なう必要はなく、1段階で行ってもよい。

[0058] 粉砕工程では、合金薄片のRリッチ相部分が優先的に破断される。このため、合金粉末の粒径は、Rリッチ相の間隔に依存する。本実施形態の製造方法で用いる合金薄片は、図1，2に示すように従来よりも表面における結晶析出数が多く、且つサイズの小さいデンドライト状の結晶42を有することから、粉砕によって、粒径が小さくRリッチ相がより均一に分散した合金粉末を得ることができる。

[0059] 成形工程では、合金粉末を磁場中で成形して成形体を得る。具体的には、まず、合金粉末を電磁石中に配置された金型内に充填する。その後、電磁石

により磁場を印加して合金粉末の結晶軸を配向させながら合金粉末を加圧する。このようにして磁場中で成形を行って成形体を作製する。この磁場中成形は、例えば、 $12.0 \sim 17.0 \text{ kOe}$ の磁場中、 $0.7 \sim 1.5 \text{ トン/cm}^2$ 程度の圧力で行えばよい。

[0060] 焼成工程では、磁場中成形によって得られた成形体を、真空又は不活性ガス雰囲気中で焼成して焼結体を得る。焼成条件は、組成、粉碎方法、粒度等の条件に応じて適宜設定することが好ましい。例えば、焼成温度を $1000 \sim 1100^\circ\text{C}$ 、焼成時間を $1 \sim 5$ 時間とすることができる。

[0061] 本実施形態の製造方法によって得られるR-T-B系焼結磁石は、十分に微細でRリッチ相がより均一に分散した合金粉末を用いていることから、従来よりも構造が微細且つ均一であり、十分に優れた保磁力を有するR-T-B系焼結磁石を得ることができる。このため、本実施形態の製造方法によれば、残留磁束密度を維持しつつ、十分に高い保磁力を有するR-T-B系焼結磁石を製造することができる。

[0062] なお、上述の工程で得られたR-T-B系焼結磁石に対して、必要に応じて時効処理を施してもよい。時効処理を行うことによって、R-T-B系焼結磁石の保磁力をさらに高くすることが可能となる。時効処理は、例えば、2段階に分けて行うことができ、 800°C 近傍、及び 600°C 近傍の2つの温度条件で時効処理を行うと好ましい。このような条件で時効処理を行うと、特に優れた保磁力が得られる傾向にある。なお、時効処理を1段階で行う場合は、 600°C 近傍の温度とすることが好ましい。

[0063] このようにして得られるR-T-B系焼結磁石は、例えば以下の組成を有する。すなわち、R-T-B系焼結磁石は、R、B、Al、Cu、Zr、Co、O、C及びFeを含有し、各元素の含有割合が、R： $25 \sim 37$ 質量%、B： $0.5 \sim 1.5$ 質量%、Al： $0.03 \sim 0.5$ 質量%、Cu： $0.01 \sim 0.3$ 質量%、Zr： $0.03 \sim 0.5$ 質量%、Co： 3 質量%以下（但し、 0 質量%を含まず。）、O： 0.5 質量%以下、Fe： $60 \sim 72$ 質量%である。R-T-B系焼結磁石の組成は、通常、R-T-B合金薄片

の組成と同一になる。

- [0064] R-T-B系焼結磁石は、上述の元素以外に、Mn、Ca、Ni、Si、Cl、S、F等の不可避不純物を、0.001～0.5質量%程度含有していてもよい。ただし、これらの不純物の含有量は、合計で2質量%未満であることが好ましく、1質量%未満であることがより好ましい。
- [0065] R-T-B系焼結磁石は、主相として $R_2T_{14}B$ 相を、異相としてRリッチ相を含有する。このR-T-B系焼結磁石は、粒径が小さく且つ粒径のばらつきが小さい合金粉末を用いて得られたものであるため、組織の均一性が向上しており、十分に優れた保磁力を有する。
- [0066] 図8は、本実施形態のR-T-B系焼結磁石の断面の一部を拡大して示す模式断面図である。R-T-B系焼結磁石100は、遷移元素(T)として、少なくともFeを含むことが好ましく、FeとFe以外の遷移元素とを組み合わせることで含むことがより好ましい。Fe以外の遷移元素としては、Co、Cu及びZrが挙げられる。
- [0067] R-T-B系焼結磁石100は、Al、Cu、Ga、Zn及びGeから選ばれる少なくとも一種の元素を含むことが好ましい。これによって、R-T-B系焼結磁石100の保磁力を一層高くすることができる。また、R-T-B系焼結磁石100は、Ti、Zr、Ta、Nb、Mo及びHfから選ばれる少なくとも一種の元素を含むことが好ましい。このような元素を含むことによって、焼成中の粒成長を抑制することが可能となり、R-T-B系焼結磁石100の保磁力を一層高くすることができる。
- [0068] R-T-B系焼結磁石100における希土類元素の含有量は、磁気特性を一層高くする観点から、好ましくは25～37質量%であり、より好ましくは28～35質量%である。R-T-B系焼結磁石100におけるBの含有量は、好ましくは0.5～1.5質量%であり、より好ましくは0.7～1.2質量%である。
- [0069] R-T-B系焼結磁石100における希土類元素は、スカンジウム(Sc)、イットリウム(Y)、ランタン(La)、セリウム(Ce)、プラセオ

ジウム (Pr)、ネオジウム (Nd)、サマリウム (Sm)、ユーロピウム (Eu)、ガドリニウム (Gd)、テルビウム (Tb)、ジスプロシウム (Dy)、ホルミウム (Ho)、エルビウム (Er)、ツリウム (Tm)、イッテルビウム (Yb) 及びルテチウム (Lu) から選ばれる少なくとも一種の元素を含有する。

[0070] R-T-B系焼結磁石100は、RとしてDy、Tb、Ho等の重希土類元素を含んでいてもよい。その場合、R-T-B系焼結磁石100の全質量中の重希土類元素の含有量は、重希土類元素の合計で好ましくは1.0質量%以下であり、より好ましくは0.5質量%以下であり、さらに好ましくは0.1質量%以下である。本実施形態のR-T-B系焼結磁石100によれば、このように重希土類元素の含有量を少なくしても、高い保磁力を得ることができる。

[0071] 希土類元素の含有量が25質量%未満であると、R-T-B系焼結磁石100の主相である $R_2T_{14}B$ 相の生成量が減って、軟磁性を有する $\alpha\text{-Fe}$ などが析出しやすくなり、 H_cJ が低下するおそれがある。一方、37質量%を超えると、 $R_2T_{14}B$ 相の体積比率が低下し、残留磁束密度が低下するおそれがある。

[0072] R-T-B系焼結磁石100は、保磁力を一層高くする観点から、Al, Cu, Ga, Zn及びGeから選ばれる少なくとも一種の元素を、合計で0.2~2質量%含有することが好ましい。また、同様の観点から、R-T-B系焼結磁石100は、Ti, Zr, Ta, Nb, Mo及びHfから選ばれる少なくとも一種の元素を、合計で0.1~1質量%含有することが好ましい。

[0073] R-T-B系焼結磁石100における遷移元素(T)の含有量は、上述した希土類元素、ホウ素及び添加元素の残部となる。

[0074] 遷移元素としてCoを含む場合、その含有量は、3質量%以下(0を含まず)であると好ましく、0.3~1.2質量%であるとより好ましい。CoはFeと同様の相を形成するが、Coを含有することによって、キュリー温

度及び粒界相の耐食性を向上することができる。

[0075] 図8に示すように、R-T-B系焼結磁石100における酸素の含有量は、磁気特性と耐食性とを一層高水準で両立する観点から、好ましくは300～3000ppmであり、より好ましくは500～1500ppmである。R-T-B系焼結磁石100における窒素の含有量は、同様の観点から、200～1500ppmであり、より好ましくは500～1500ppmである。R-T-B系焼結磁石100における炭素の含有量は、同様の観点から、500～3000ppmであり、より好ましくは800～1500ppmである。

[0076] R-T-B系焼結磁石100における結晶粒120は、 $R_2T_{14}B$ 相を含むことが好ましい。一方、三重点領域140は、 $R_2T_{14}B$ 相よりも、質量基準のRの含有割合が $R_2T_{14}B$ 相よりも高い相を含む。R-T-B系焼結磁石100の断面における三重点領域140の面積の平均値は、算術平均で $2\mu m^2$ 以下であり、好ましくは $1.9\mu m^2$ 以下である。また、その面積の分布の標準偏差が3以下であり、好ましくは2.6以下である。このように、R-T-B系焼結磁石100は、 $R_2T_{14}B$ 相よりもRの含有量が高い相の偏析が抑制されているため、三重点領域140の面積が小さいうえに、面積のばらつきも小さくなっている。このため、BrとHcJの両方を高く維持することができる。

[0077] 断面における三重点領域140の面積の平均値及び面積の分布の標準偏差は、以下の手順で求めることができる。まず、R-T-B系焼結磁石100を切断し、切断面を研磨する。走査型電子顕微鏡によって、研磨した面の画像観察を行う。そして、画像解析を行って、三重点領域140の面積を求める。求めた面積の算術平均値が平均面積となる。そして、各三重点領域140の面積とそれらの平均値とに基づいて、三重点領域140の面積の標準偏差を算出することができる。

[0078] 三重点領域140における希土類元素の含有量は、十分に高い磁気特性を有するとともに十分に優れた耐食性を有するR-T-B系焼結磁石とする観

点から、好ましくは80～99質量%であり、より好ましくは85～99質量%以上であり、さらに好ましくは90～99質量%である。また、同様の観点から、三重点領域140ごとの希土類元素の含有量は同等であることが好ましい。具体的には、R-T-B系焼結磁石100における三重点領域140の当該含有量の分布の標準偏差は、好ましくは5以下であり、より好ましくは4以下であり、さらに好ましくは3以下である。

[0079] R-T-B系焼結磁石100における結晶粒120の平均粒径は、磁気特性を一層高くする観点から、好ましくは0.5～5 μ mであり、より好ましくは2～4.5 μ mである。この平均粒径は、R-T-B系焼結磁石100の断面を観察した電子顕微鏡画像の画像処理を行って、個々の結晶粒120の粒径を測定し、測定値を算術平均することによって求めることができる。

[0080] R-T-B系焼結磁石100は、 $R_2T_{14}B$ 相を含むデンドライト状の結晶粒2と、 $R_2T_{14}B$ 相よりもRの含有量が高い相を含む粒界領域4と、を備え、断面における $R_2T_{14}B$ 相よりもRの含有量が高い相の間隔の平均値が3 μ m以下であるR-T-B系合金薄片の粉砕物を成形し焼成して得られるものであることが好ましい。このようなR-T-B系焼結磁石100は、十分に微細で粒度分布がシャープな粉砕物を用いて得られるものであることから、微細な結晶粒で構成されるR-T-B系焼結体を得られる。また、 $R_2T_{14}B$ 相よりもRの含有量が高い相が粉砕物の内部ではなく外周部に存在する割合が高くなるため、焼結後の $R_2T_{14}B$ 相よりもRの含有量が高い相の分散状態が良好になり易い。このため、R-T-B系焼結体の構造が微細になるとともに均一性が向上する。したがって、R-T-B系焼結体の磁気特性を一層高くすることができる。

[0081] 図9は、上述の製造方法によって得られたR-T-B系焼結磁石100を備えるモータの内部構造を示す説明図である。図9に示すモータ200は、永久磁石同期モータ（SPMモータ200）であり、円筒状のロータ60とこのロータ60の内側に配置されるステータ50とを備えている。ロータ60は、円筒状のコア62と円筒状のコア62の内周面に沿ってN極とS極が

交互になるように複数のR-T-B系焼結磁石100とを有する。ステータ50は、外周面に沿って設けられた複数のコイル52を有する。このコイル52とR-T-B系焼結磁石100とは互いに対向するように配置される。

[0082] SPMモータ200は、ロータ60に、R-T-B系焼結磁石100を備えている。このR-T-B系焼結磁石100は、高い磁気特性と優れた耐食性とを高水準で両立するものである。したがって、R-T-B系焼結磁石100を備えるSPMモータ200は、高い出力を長期間に亘って継続して発揮することができる。

[0083] 以上、本発明の好適な実施形態について説明したが、本発明は上記実施形態に何ら限定されるものではない。例えば、本実施形態のR-T-B系合金薄片は、一面のみに $R_2T_{14}B$ 相の結晶核42を有していたが、この結晶核42がR-T-B系合金薄片の対向する面（両面）に有していてもよい。この場合、両面ともに、図1に示すような構造を有することが好ましい。このように、両面に図1に示すようなデンドライト状結晶40を有するR-T-B系合金薄片は、上述の凹凸模様を有する2つの冷却ロールを並べ、これらの間に合金溶湯を流し込む双ロール鑄造法によって得ることができる。

実施例

[0084] 本発明の内容を、以下の実施例及び比較例を参照してさらに詳細に説明する。本発明は、以下の実施例に限定されるものではない。

[0085] （実施例1）

<合金薄片の作製>

図3に示すような合金薄片の製造装置を用いて、次の手順でストリップキャスト法を行った。まず、合金薄片の組成が表2に示す元素の割合（質量％）となるように、各構成元素の原料化合物を配合し、高周波溶解炉10で1300℃に加熱して、R-T-B系の組成を有する合金溶湯12を調製した。この合金溶湯12を、タンディッシュを介して所定の速度で回転している冷却ロール16のロール面17上に注いだ。ロール面17上における合金溶湯12の冷却速度は、1800～2200℃/秒とした。

[0086] 冷却ロール 16 のロール面 17 は、冷却ロール 16 の回転方向に沿って延在する直線状の第 1 の凹部 32 と、該第 1 の凹部 32 に直交する直線状の第 2 の凹部 34 とからなる凹凸模様を有していた。凸部 36 の高さの平均値 H 、凸部 36 の間隔の平均値 W 、及び表面粗さ R_z は、それぞれ、表 1 に示すとおりであった。なお、表面粗さ R_z の測定には株式会社ミットヨ製の測定装置（商品名：サーフテスト）を用いた。

[0087] 冷却ロール 16 による冷却で得られた合金薄片を、二次冷却部 60 でさらに冷却して、 $R-T-B$ 系の組成を有する合金薄片を得た。この合金薄片の組成は、表 2 に示すとおりであった。

[0088] <合金薄片の評価>

図 10 は、実施例 1 の $R-T-B$ 系合金薄片の鑄造面の金属顕微鏡写真である（倍率：100 倍）。合金薄片の鑄造面を金属顕微鏡で観察して、デンドライト状結晶の幅 P の平均値、デンドライト状結晶の結晶群の長軸の長さ C_1 に対する短軸の長さ C_2 の比（アスペクト比）、全視野に対する $R_2T_{14}B$ 相の結晶の面積占有率、及び単位面積当たり（ 1 mm^2 ）におけるデンドライト状結晶の結晶核の発生数を調べた。これらの結果を表 1 に示す。なお、 $R_2T_{14}B$ 相の結晶の面積占有率は、 $R-T-B$ 系合金薄片の鑄造面の金属顕微鏡写真における、画像全体に対するデンドライト状の結晶の面積比率である。図 10 において、デンドライト状結晶は白色部分に相当する。デンドライト状結晶の結晶群のアスペクト比の平均値は、任意に選択された 100 個の結晶群における比（ C_2/C_1 ）の算術平均値である。

[0089] 次に、 $R-T-B$ 系合金薄片を厚さ方向に沿って切断して切断面の SEM-EBI 観察（倍率：300 倍）を行った。この観察画像において、合金薄片の厚みを求めた。この厚みは、表 1 に示すとおりであった。

[0090] < $R-T-B$ 系焼結磁石の作製>

次に、合金薄片をジェットミルで粉砕して平均粒径が $2.0\text{ }\mu\text{m}$ の合金粉末を得た。この合金粉末を、電磁石中に配置された金型内に充填し、磁場中で成形して成形体を作製した。成形は、 15 kOe の磁場を印加しながら 1

、 2 t/cm^2 に加圧して行った。その後、成形体を、真空中、 $930\sim 1030^\circ\text{C}$ で4時間焼成した後、急冷して焼結体を得た。得られた焼結体に、 800°C で1時間、及び、 540°C で1時間（ともにアルゴンガス雰囲気中）の2段階の時効処理を施して、実施例1のR-T-B系焼結磁石を得た。

[0091] <R-T-B系焼結磁石の評価>

B-Hトレーサーを用いて、得られたR-T-B系焼結磁石の B_r （残留磁束密度）及び H_cJ （保磁力）を測定した。測定結果を表1に示す。

[0092] （実施例2～6、実施例16～19）

冷却ロールのロール面を加工して、凸部の高さの平均値 H 、凸部の間隔の平均値 W 、及び表面粗さ R_z を表1のとおりに変更したこと以外は、実施例1と同様にして実施例2～6及び実施例16～19の合金薄片を得た。そして、実施例1と同様にして、実施例2～6及び実施例16～19の合金薄片の評価を行った。図11は、実施例2のR-T-B系合金薄片の鑄造面の金属顕微鏡写真である（倍率：100倍）。実施例1と同様にして実施例2～6のR-T-B系焼結磁石を作製し、評価を行った。これらの結果を表1に示す。

[0093] （実施例7～15及び実施例20～32）

冷却ロールのロール面を加工して、凸部の高さの平均値、凸部の間隔の平均値、及び表面粗さ R_z を表1のとおりに変更したこと、及び原料を変更して合金薄片の組成を表2のとおりに変更したこと以外は、実施例1と同様にして実施例7～15及び実施例20～32の合金薄片を得た。実施例1と同様にして、実施例7～15及び実施例20～32の合金薄片の評価を行った。そして、実施例1と同様にして実施例7～15及び実施例20～32のR-T-B系焼結磁石を作製し、評価を行った。これらの結果を表1に示す。

[0094] （比較例1）

ロール面に、ロールの回転方向に延在する直線状の第1の凹部のみを有する冷却ロールを用いたこと以外は実施例1と同様にして比較例1の合金薄片を得た。この冷却ロールは第2の凹部を有していなかった。なお、この冷却

ロールの凸部の高さの平均値 H 、凸部の間隔の平均値 W 、及び表面粗さ R_z は、次の通りにして求めた。すなわち、冷却ロールを、冷却ロールの軸を通り軸方向に平行な面で切断したときの切断面においてロール面近傍の断面構造を観察して求めた。凸部の高さの平均値 H は、100個の凸部の高さの算術平均値であり、凸部の間隔の平均値 W は、隣り合う凸部の間隔を異なる100箇所測定した値の算術平均値である。

[0095] 図12は、比較例1のR-T-B系合金薄片の鑄造面の金属顕微鏡写真である（倍率：100倍）。実施例1と同様に、比較例1の合金薄片の評価を行った。そして、実施例1と同様に比較例1のR-T-B系焼結磁石を作製し、評価を行った。これらの結果を表1に示す。

[0096] （比較例2，3）

冷却ロールのロール面を加工して、凸部の高さの平均値 H 、凸部の間隔の平均値 W 、及び表面粗さ R_z を表1のとおりに変更したこと以外は、実施例1と同様に比較例2，3のR-T-B系合金薄片を得た。そして、実施例1と同様に比較例2，3のR-T-B系合金薄片の評価を行った。図13は、比較例2のR-T-B系合金薄片の鑄造面の金属顕微鏡写真である（倍率：100倍）。図14は、比較例3のR-T-B系合金薄片の鑄造面の金属顕微鏡写真である（倍率：100倍）。実施例1と同様に比較例2，3のR-T-B系焼結磁石を作製し、評価を行った。これらの結果を表1に示す。

[0097] （比較例4）

ロール面に、ロールの回転方向に延在する直線状の第1の凹部のみを有する冷却ロールを用いたこと、及び原料を変更して合金薄片の組成を表2のとおりに変更したこと以外は実施例1と同様に比較例4のR-T-B系合金薄片を得た。これらの冷却ロールは第2の凹部を有していなかった。なお、これらの冷却ロールの凸部の高さの平均値 H 、凸部の間隔の平均値 W 、及び表面粗さ R_z は、比較例1と同様にして求めた。

[0098] 実施例1と同様に、比較例4の合金薄片の評価を行った。そして、実

施例 1 と同様にして比較例 4 の R-T-B 系焼結磁石を作製し、評価を行った。これらの結果を表 1 に示す。

[0099] [表1]

	冷却ロール表面				合金薄片 厚み mm	R-T-B系合金薄片の表面				磁気特性データ	
	凹凸模様	表面粗さ (Rz) μm	凸部の高さ (平均値H) μm	凸部の間隔 (平均値W) μm		結晶の幅 P (平均値) μm	結晶核の 発生数 (個/mm ²)	結晶群の アスペクト 比 (平均値)	面積占有 率 (%)	Br (kG)	Hcj (kOe)
実施例 1	直交	4.2	7.0	66	0.30	48	763	0.88	93	14.0	16.4
実施例 2	直交	4.5	9.0	64	0.29	47	820	0.90	95	14.1	16.7
実施例 3	直交	3.9	11.6	60	0.27	42	948	0.91	93	13.9	17.5
実施例 4	直交	4.1	11.6	57	0.25	42	1028	0.94	94	13.9	18.1
実施例 5	直交	4.4	13.0	54	0.23	42	903	0.90	90	13.8	18.8
実施例 6	直交	4.5	14.0	48	0.18	38	1028	0.97	85	13.7	16.7
実施例 7	直交	4.3	8.5	65	0.23	44	949	0.90	95	13.8	17.5
実施例 8	直交	4.2	8.7	63	0.23	42	1008	0.90	94	13.0	19.8
実施例 9	直交	4.4	9.2	67	0.23	45	1023	0.90	95	12.6	20.6
実施例 10	直交	4.4	10.2	62	0.26	44	843	0.94	93	13.9	16.5
実施例 11	直交	4.5	10.6	64	0.24	45	865	0.93	93	14.0	16.7
実施例 12	直交	4.3	10.4	58	0.25	40	902	0.95	95	14.1	16.4
実施例 13	直交	4.3	9.9	57	0.23	41	920	0.93	94	14.0	16.3
実施例 14	直交	4.4	9.8	65	0.27	46	810	0.89	91	14.4	14.8
実施例 15	直交	4.4	10.7	57	0.23	42	908	0.93	94	13.2	18.2
実施例 16	直交	3.7	5.2	82	0.21	60	500	0.90	82	14.4	15.0
実施例 17	直交	3.4	5.5	74	0.23	52	600	0.92	83	14.4	15.4
実施例 18	直交	4.9	13.1	47	0.34	25	945	0.90	84	14.2	15.9
実施例 19	直交	4.8	12.6	55	0.31	32	938	0.92	85	14.3	16.4
実施例 20	直交	4.2	6.8	65	0.31	45	808	0.90	89	14.0	16.6
実施例 21	直交	4.2	7.0	68	0.30	48	775	0.88	88	14.0	17.1
実施例 22	直交	4.3	6.9	66	0.29	48	782	0.91	93	13.9	19.1
実施例 23	直交	4.2	7.0	67	0.31	53	735	0.88	92	13.9	18.7
実施例 24	直交	4.1	7.1	64	0.30	48	752	0.88	87	14.4	15.1
実施例 25	直交	4.2	7.0	65	0.30	50	747	0.90	90	14.4	18.3
実施例 26	直交	4.2	7.2	66	0.30	52	739	0.91	90	14.5	17.1
実施例 27	直交	4.3	6.9	66	0.31	46	808	0.88	91	14.4	18.0
実施例 28	直交	4.2	7.1	67	0.28	45	803	0.90	90	13.5	17.9
実施例 29	直交	4.2	6.8	65	0.30	52	759	0.86	85	14.6	15.5
実施例 30	直交	4.2	7.2	68	0.30	50	750	0.87	85	14.6	15.6
実施例 31	直交	4.1	7.0	66	0.32	58	694	0.86	83	14.6	15.1
実施例 32	直交	4.2	7.1	67	0.29	53	698	0.88	83	14.7	14.4
比較例 1	回転方向	2.9	5.8	126	0.29	110	685	0.68	80	13.8	13.8
比較例 2	直交	5.8	16.9	35	0.31	20	435	0.93	31	13.6	12.5
比較例 3	直交	3.2	6.7	70	0.19	62	768	0.94	93	13.8	14.0
比較例 4	回転方向	2.8	5.3	132	0.33	124	585	0.65	76	13.8	12.5

[0100]

[表2]

	R-T-B系合金薄片に含まれる元素の質量基準の含有量(質量%)										
	Nd	Pr	Dy	Tb	Co	Cu	Al	Ga	Zr	B	Fe
実施例1～6、 実施例16～19、 比較例1～3	31.00	0.00	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	0.98	66.52
実施例7	32.50	0.00	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	0.98	65.02
実施例8	34.00	0.00	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	0.98	63.52
実施例9	34.70	0.00	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	0.98	62.82
実施例10	25.00	6.00	0.00	0.00	0.50	0.10	0.20	0.10	0.20	1.00	66.90
実施例11	31.10	0.00	0.10	0.00	1.00	0.10	0.20	0.10	0.10	1.02	66.28
実施例12	28.10	3.10	0.00	0.00	1.10	0.10	0.20	0.10	0.10	0.98	66.22
実施例13	22.40	8.90	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.10	0.99	66.31
実施例14	24.10	6.30	0.00	0.00	0.50	0.10	0.30	0.00	0.20	0.98	67.52
実施例15	28.30	5.80	0.00	0.00	0.50	0.20	0.10	0.30	0.20	1.03	63.57
実施例20	31.10	0.00	0.10	0.00	1.00	0.10	0.20	0.10	0.10	1.02	66.28
実施例21	30.00	0.00	1.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	1.00	66.50
実施例22	30.90	0.00	0.30	0.00	1.00	0.10	0.20	0.10	0.10	1.02	66.28
実施例23	22.40	8.40	0.50	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.10	0.99	66.31
実施例24	24.00	6.30	0.00	0.10	0.50	0.10	0.30	0.00	0.20	0.98	67.52
実施例25	28.70	0.00	0.80	0.00	0.50	0.08	0.20	0.00	0.20	0.88	68.64
実施例26	29.10	0.00	0.40	0.00	0.50	0.03	0.20	0.00	0.20	0.90	68.67
実施例27	28.80	0.00	0.70	0.00	0.50	0.08	0.20	0.00	0.25	0.90	68.57
実施例28	34.00	0.00	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	1.03	63.47
実施例29	29.50	0.00	0.00	0.00	0.50	0.10	0.20	0.00	0.06	0.90	68.74
実施例30	29.50	0.00	0.00	0.00	0.50	0.20	0.20	0.00	0.20	0.91	68.49
実施例31	28.30	0.00	0.00	0.00	1.00	0.10	0.20	0.00	0.20	1.10	69.10
実施例32	28.30	0.00	0.00	0.00	2.80	0.10	0.20	0.00	0.20	1.00	67.40
比較例4	25.00	6.00	0.00	0.00	0.50	0.10	0.20	0.10	0.20	1.00	66.90

表中の数値の単位は質量%である。また、Feの数値には不可避不純物が含まれる。

[0101] 表1に示す結果から、実施例1～32のR-T-B系焼結磁石は優れた保磁力を有することが確認された。

[0102] [R-T-B系焼結磁石の構造分析]

(三重点領域の面積と標準偏差)

実施例10のR-T-B系焼結磁石について、電子線マイクロアナライザ(EPMA: JXA8500F型FE-EPMA)を用いて元素マップデータを収集した。測定条件は加速電圧15kV、照射電流0.1 μ A、Count-Time: 30msecとし、データ収集領域は、X=Y=51.2 μ m、データ点数は、X=Y=256(0.2 μ m-step)とした。この元素マップデータにおいて、まず、3つ以上の結晶粒に囲まれている三重点領域を黒く塗りつぶし、これを画像解析することにより、三重点領域の面積の平均値と当該面積の分布の標準偏差を求めた。図17は、実施例10の希土類焼結磁石において三重点領域を黒く塗りつぶした元素マップデータを示す図である。

[0103] 実施例 10～15 及び比較例 4 の R-T-B 系焼結磁石について、実施例 10 の R-T-B 系焼結磁石と同様に上記 E P M A を用いて組織観察を行った。図 18 は、比較例 4 の R-T-B 系焼結磁石の三重点領域を黒く塗りつぶした元素マップデータを示す図である。

[0104] 実施例 10～15 及び比較例 4 について、実施例 10 と同様にして画像解析を行い、三重点領域の面積の平均値と当該面積の分布の標準偏差を算出した。これらの結果を表 3 に示す。表 3 に示すとおり、実施例 10～15 の R-T-B 系焼結磁石は比較例 4 よりも三重点領域の面積の平均値及び標準偏差が十分に小さくなっていた。この結果から、実施例 10～15 では、 $R_2T_{14}B$ 相よりも R の含有量が高い相の偏析が十分に抑制されていることが確認された。

[0105] (平均粒径)

さらに、同様の電子顕微鏡の観察画像において、画像解析によって $R_2T_{14}B$ 相の結晶粒の形状を認識させ、個々の結晶粒の直径を求めて、その算術平均値を求めた。これを、 $R_2T_{14}B$ 相の結晶粒の平均粒径とした。結果を表 3 に示す。

[0106] (三重点領域における希土類元素の含有量)

E P M A を用いて、実施例 10～15 及び比較例 4 の R-T-B 系焼結磁石の三重点領域における希土類元素の質量基準の含有量を求めた。測定は、10 点の三重点領域において行い、希土類元素の含有量の範囲と標準偏差を求めた。これらの結果を表 3 に示す。

[0107] (酸素、窒素及び炭素の含有量)

一般的なガス分析装置を用いて、実施例 10～15 及び比較例 4 の R-T-B 系焼結磁石のガス分析を行って、酸素、窒素及び炭素の含有量を求めた。その結果を表 3 に示す。

[0108]

[表3]

	平均 粒径 (μm)	三重点領域面積		三重点領域の希土類元素		酸素 含有量 (ppm)	窒素 含有量 (ppm)	炭素 含有量 (ppm)
		平均値 (μm^2)	標準偏差	含有量 (質量%)	標準偏差			
実施例10	3.32	1.2	1.1	92~98	2.4	590	560	1100
実施例11	3.25	1.8	2.6	91~98	2.7	890	820	950
実施例12	3.43	1.5	2.3	92~98	2.5	780	780	1020
実施例13	3.22	1.7	2.1	91~98	2.8	650	870	980
実施例14	4.31	1.3	1.5	92~98	2.1	530	680	1440
実施例15	3.86	1.9	1.7	93~98	2.6	1420	1010	1380
比較例4	3.65	3.4	7.1	82~98	5.7	800	760	1380

[0109] 表1, 3に示すように、実施例10と比較例4では同程度の平均粒径を有する合金粉末を用いているにもかかわらず、実施例10の方が高い保磁力を有するR-T-B焼結磁石が得られた。これは、実施例10のR-T-B系焼結磁石の方が、結晶粒の粒径が細かいことのみならず、結晶粒の粒径や形状が揃っているために三重点領域の偏析が抑制されていることに起因していると考えられる。

産業上の利用可能性

[0110] 本発明によれば、R-T-B系焼結磁石の保磁力を向上することが可能な合金薄片を提供することができる。また、十分に優れた保磁力を有するR-T-B系焼結磁石、及びその製造方法を提供することができる。

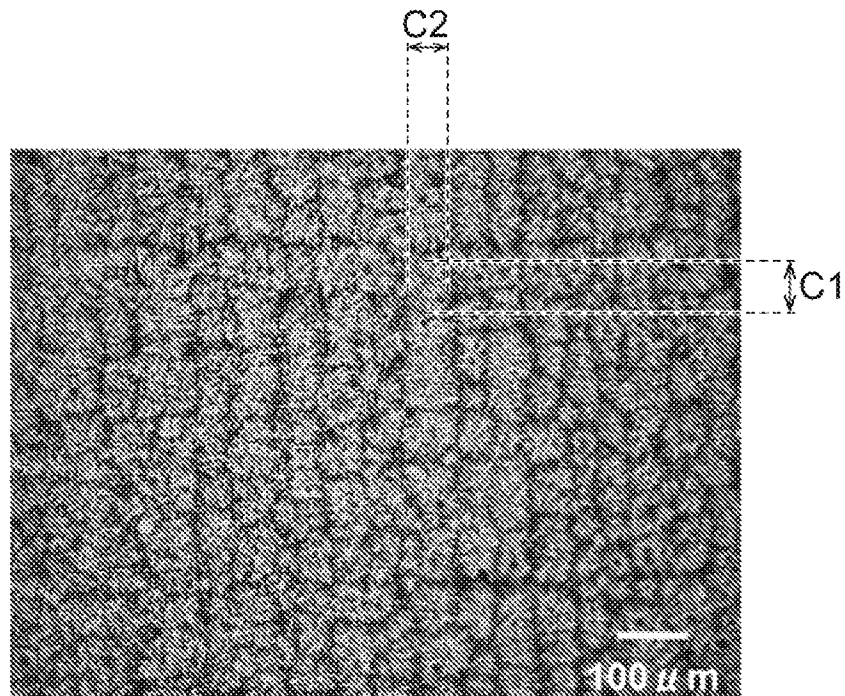
符号の説明

[0111] 10…高周波溶解炉、12…合金溶湯、14…タンディッシュ、16…冷却ロール、17…ロール面、18…合金薄片、19…ガス配管、19a…ガス吹き出し孔、20…二次回収部、32, 34…凹部、36…凸部、40…デンドライト状結晶、42…結晶核、44…フィラー状結晶、50…ステータ、52…コイル、60…ロータ、62…コア、100…R-T-B系焼結磁石、120…結晶粒、140…三重点領域（粒界領域）、200…モータ。

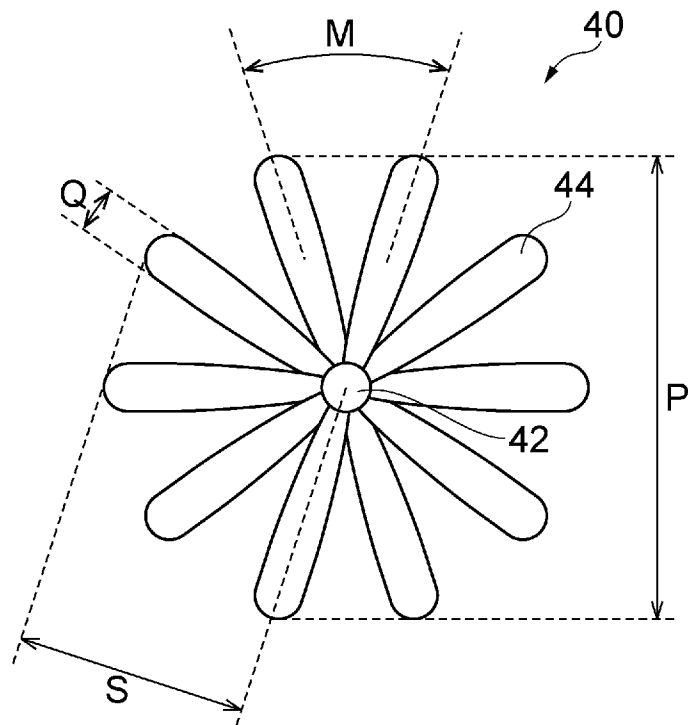
請求の範囲

- [請求項1] $R_2T_{14}B$ 相を含むデンドライト状結晶を含有する $R-T-B$ 系合金薄片であって、
- 少なくとも一つの表面において、
- 前記デンドライト状結晶の幅の平均値が $60\ \mu m$ 以下であり、
- 前記デンドライト状結晶の結晶核の数が $1\ mm$ 四方当たり 500 個以上である、 $R-T-B$ 系合金薄片。
- [請求項2] 前記デンドライト状結晶の幅の平均値が $25\ \mu m$ 以上である、請求項1に記載の $R-T-B$ 系合金薄片。
- [請求項3] 複数の前記デンドライト状結晶からなる結晶群のアスペクト比の平均値が 0.8 以上である、請求項1又は2に記載の $R-T-B$ 系合金薄片。
- [請求項4] 請求項1～3のいずれか一項に記載の $R-T-B$ 系合金薄片を粉砕して得た合金粉末を成形し、焼成して得られる $R-T-B$ 系焼結磁石。
- [請求項5] 請求項1～3のいずれか一項に記載の合金薄片を粉砕して合金粉末を調製する工程と、
- 前記合金粉末を成形して焼成し、 $R-T-B$ 系焼結磁石を作製する工程と、を有する、 $R-T-B$ 系焼結磁石の製造方法。

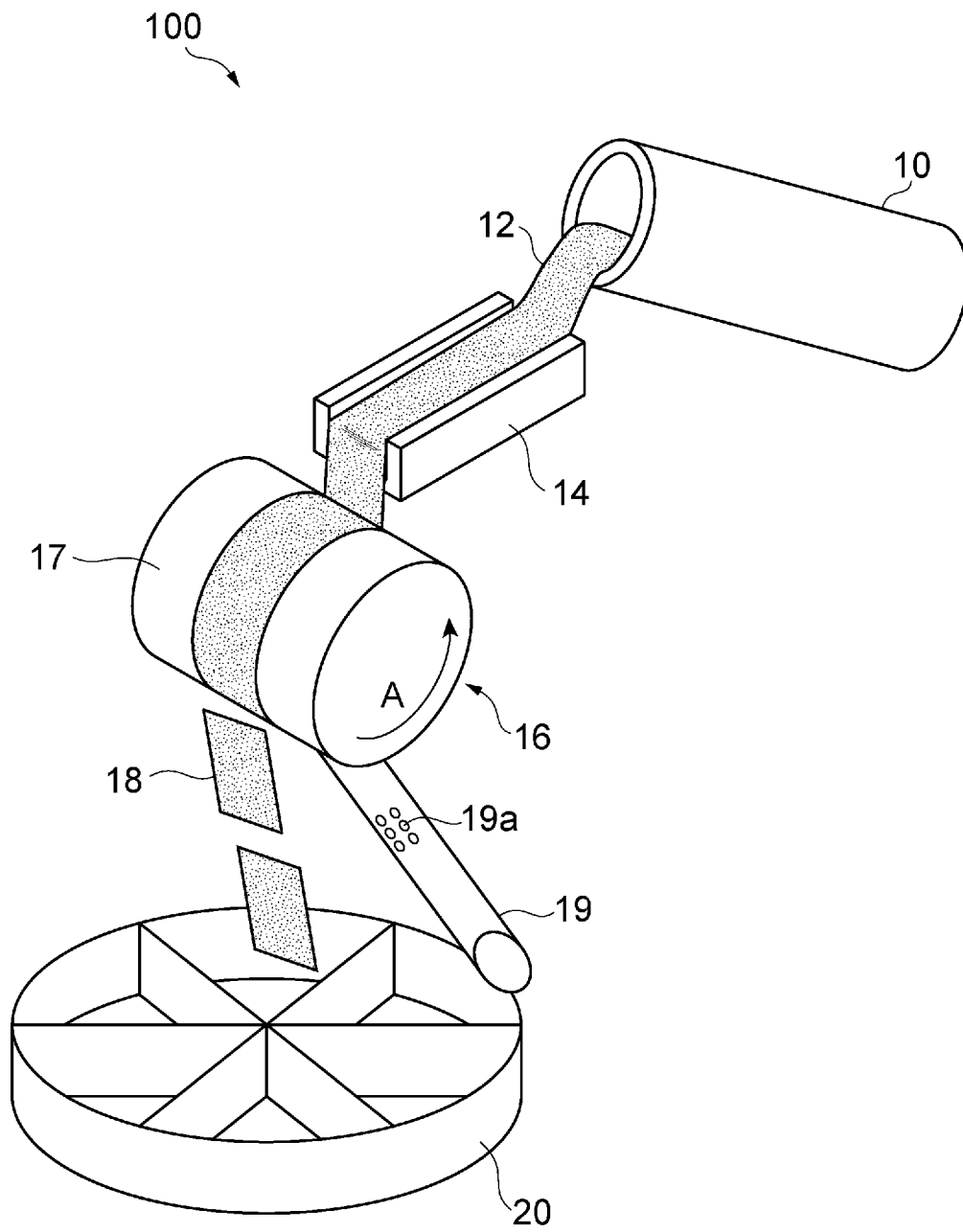
[図1]



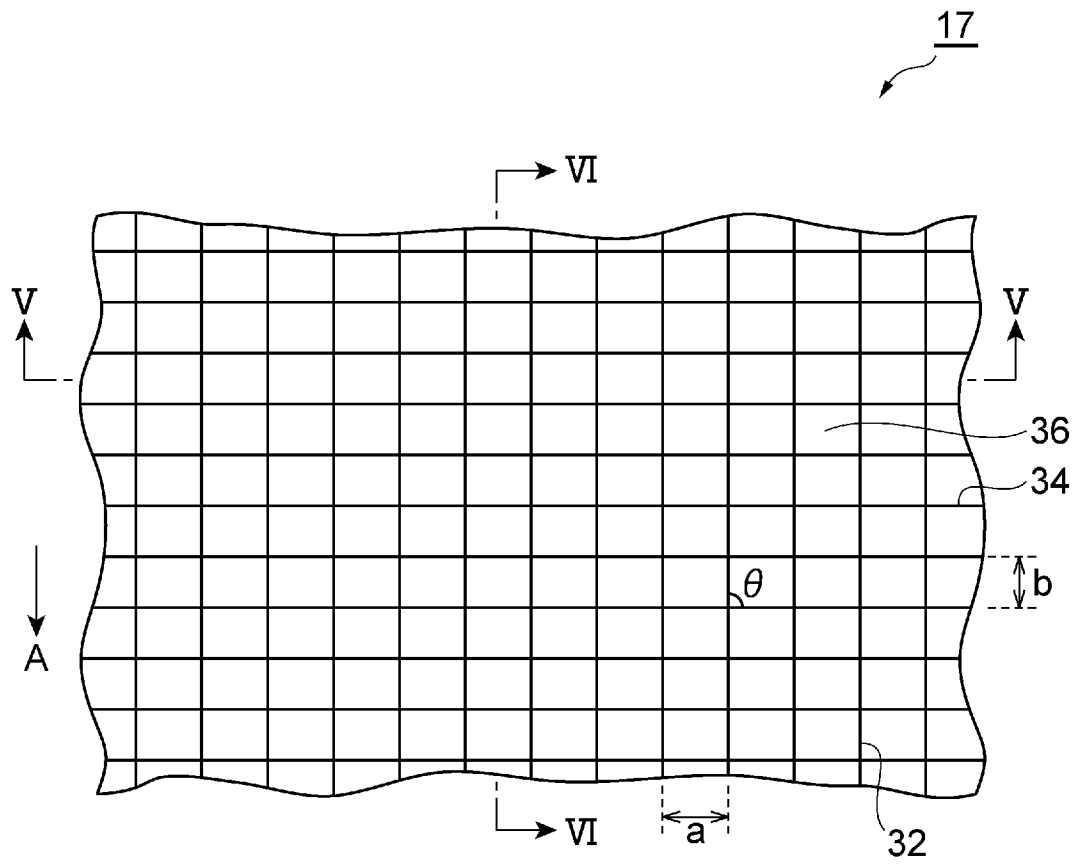
[図2]



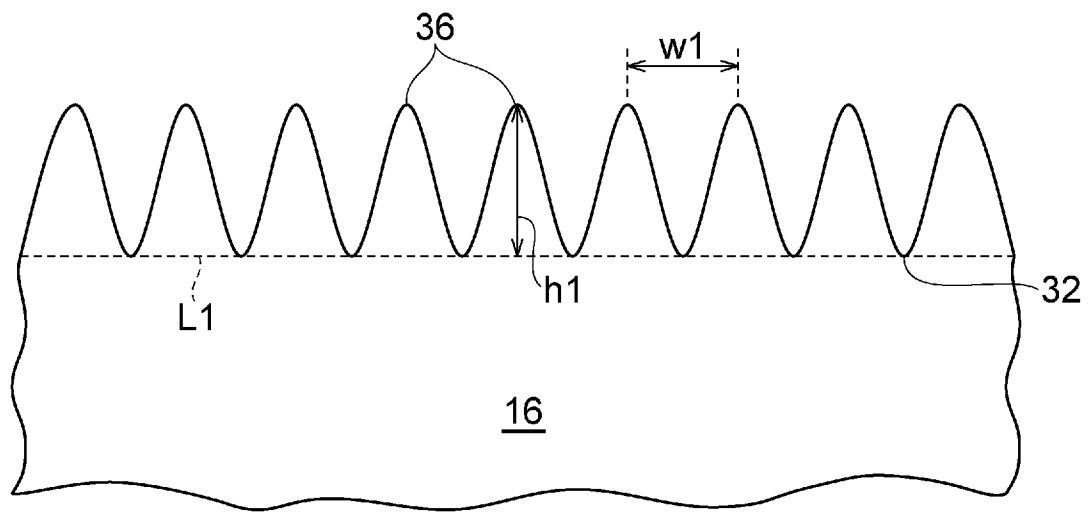
[図3]



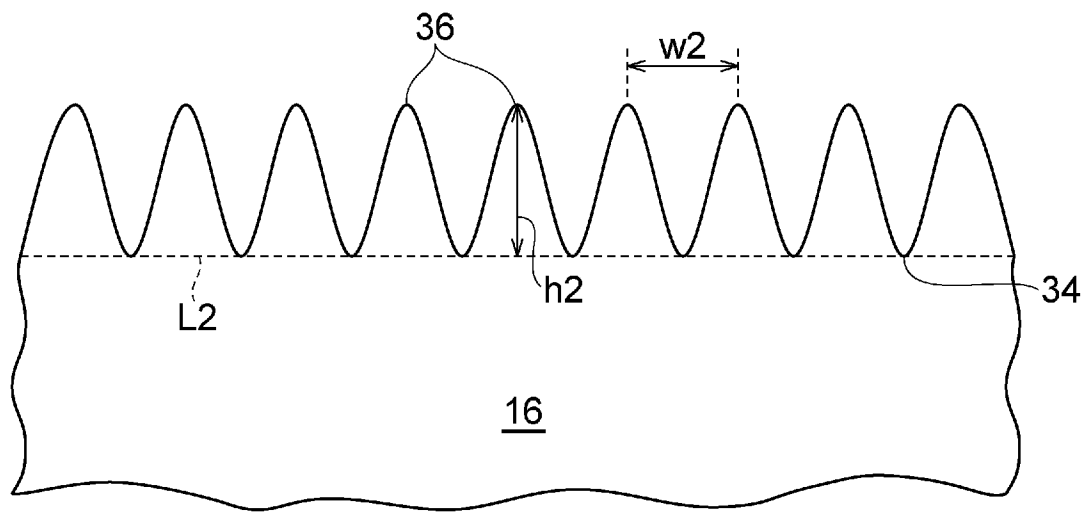
[図4]



[図5]

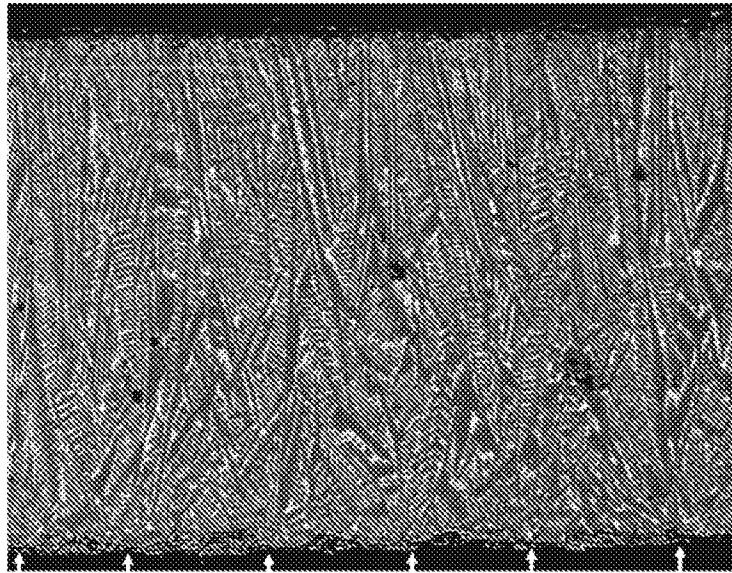


[図6]

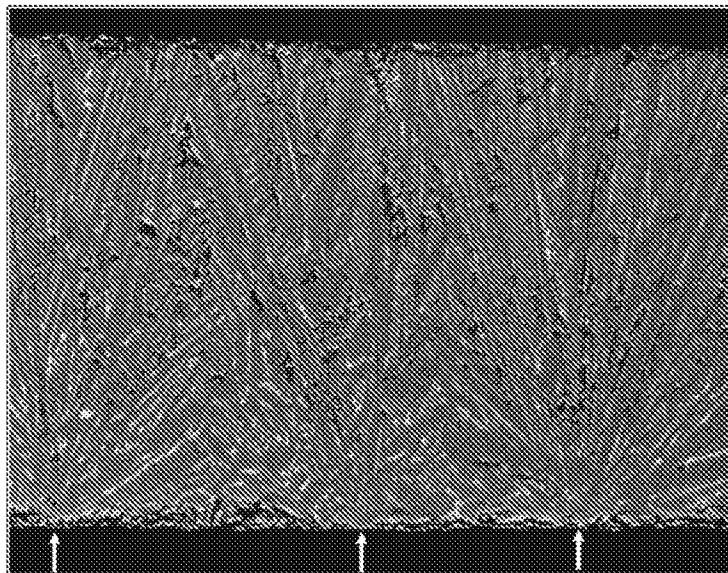


[図7]

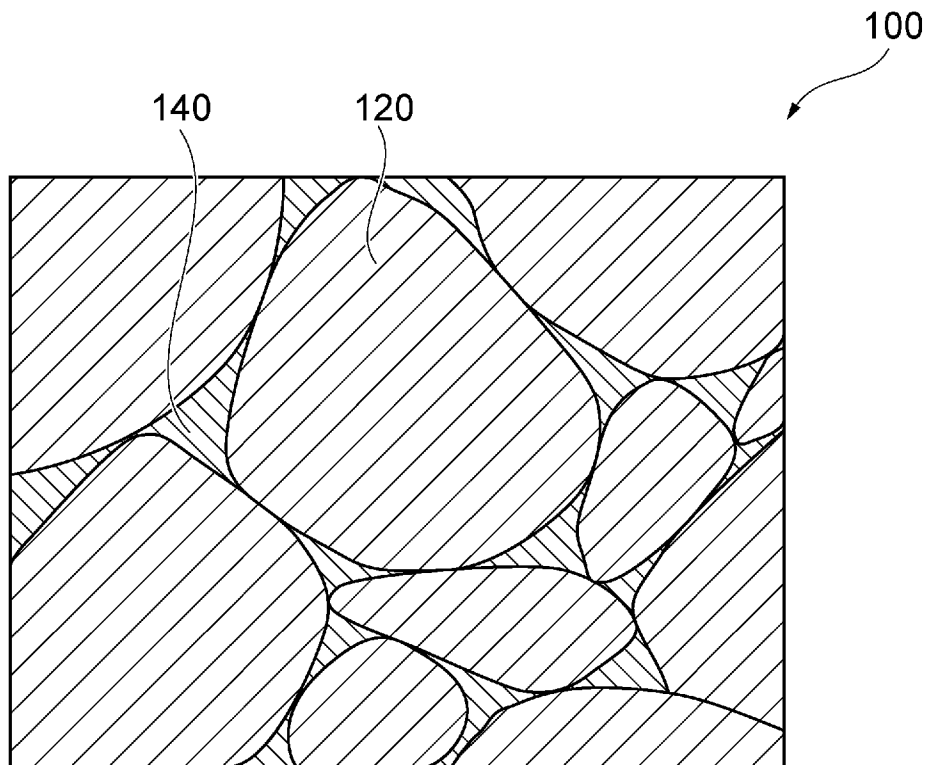
(A)



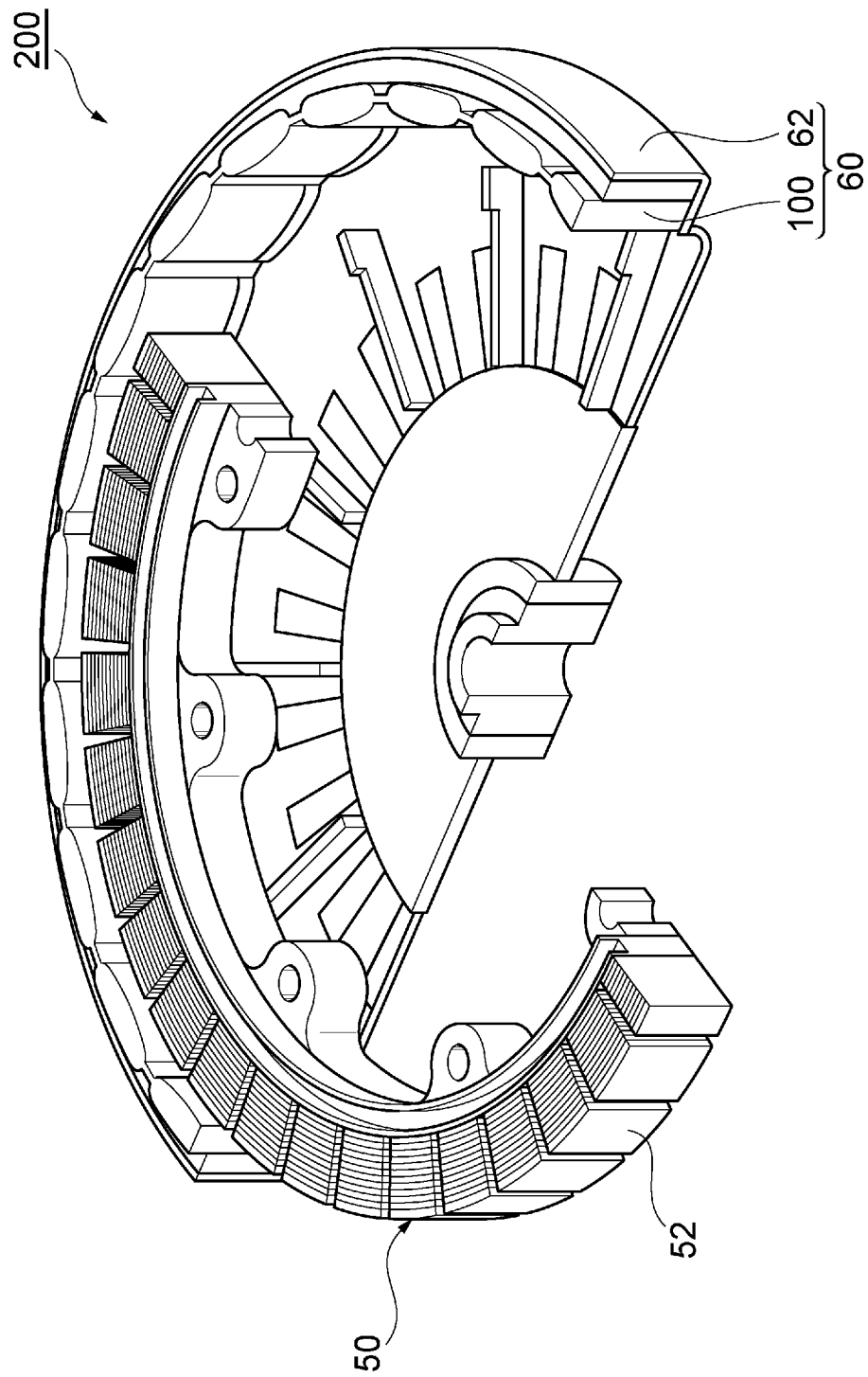
(B)



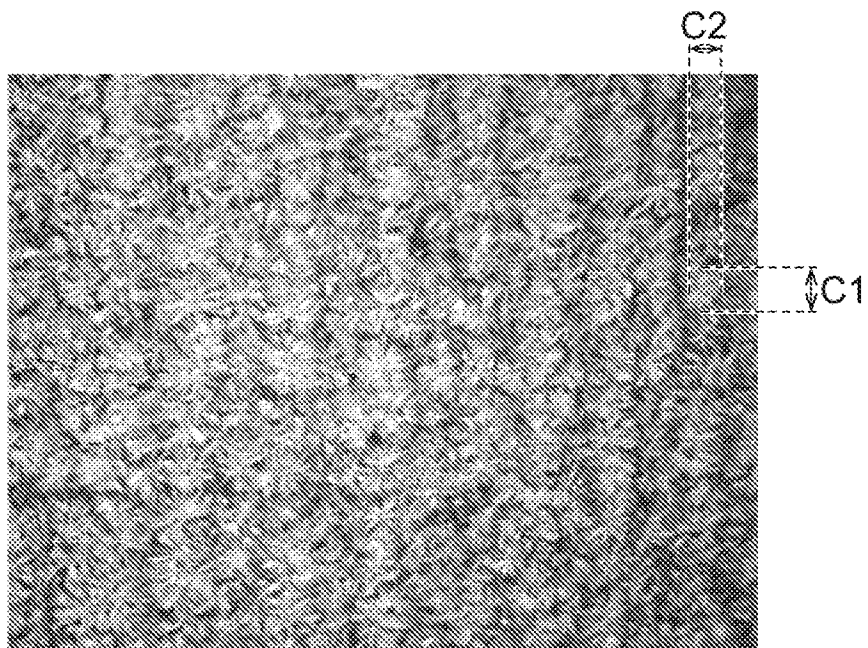
[図8]



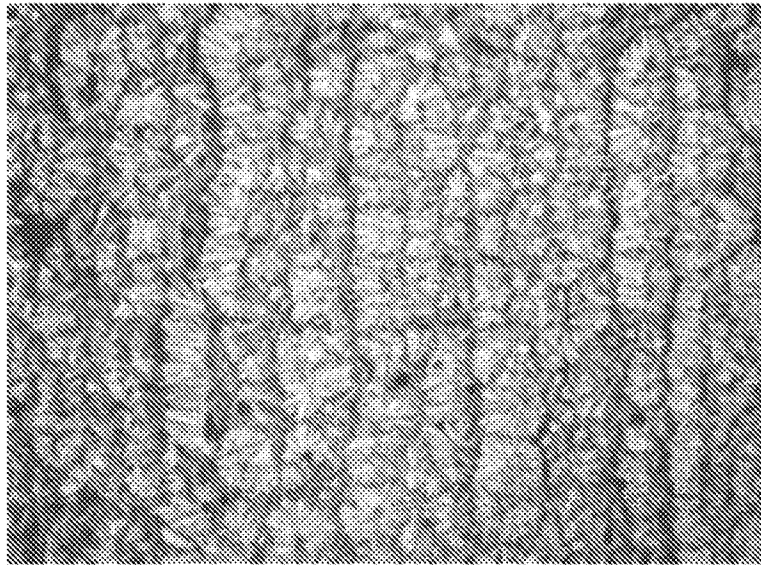
[図9]



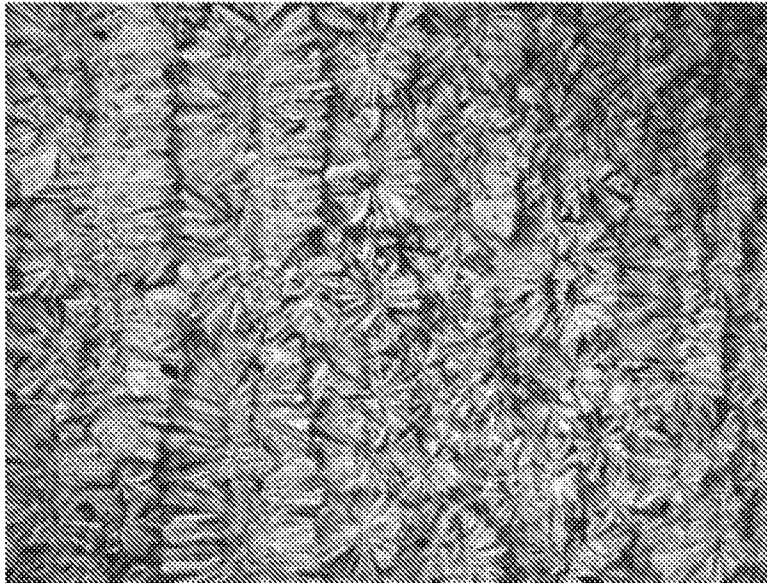
[図10]



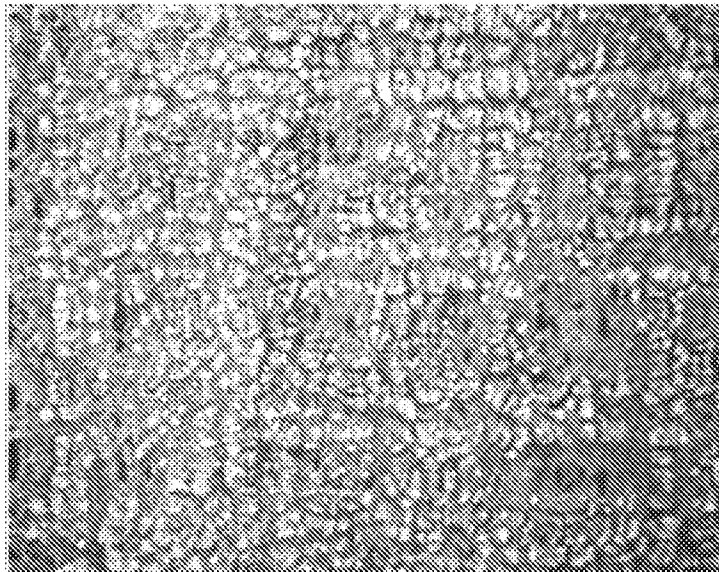
[図11]



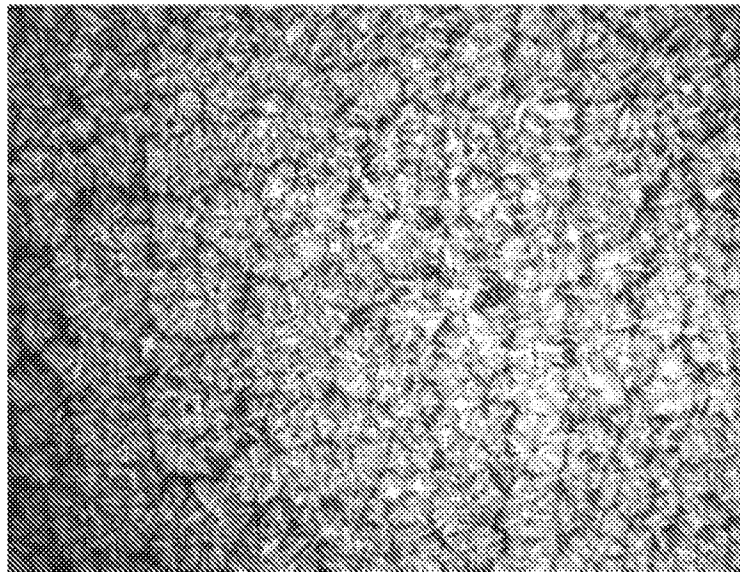
[図12]



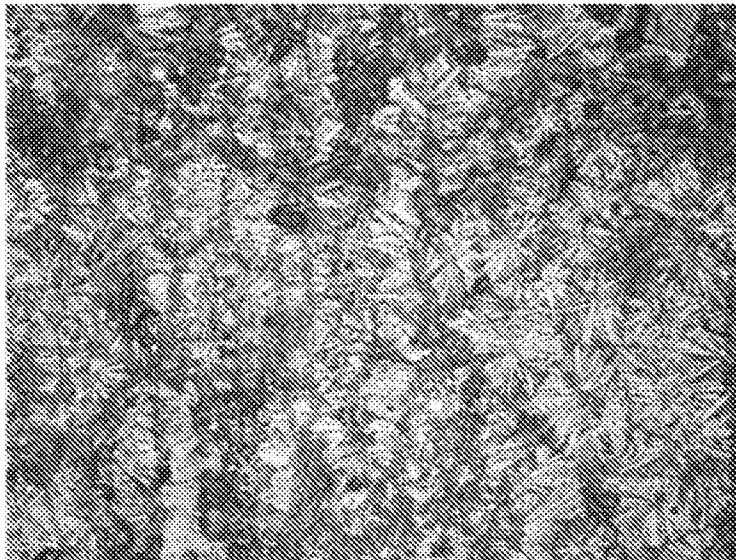
[図13]



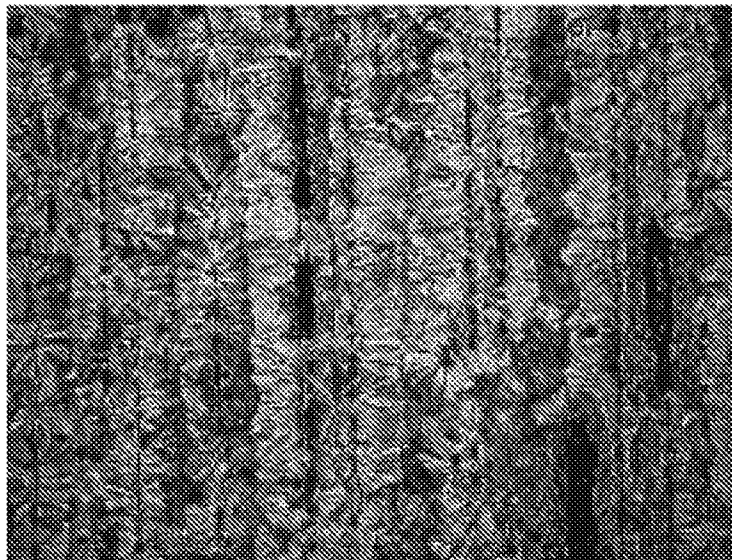
[図14]



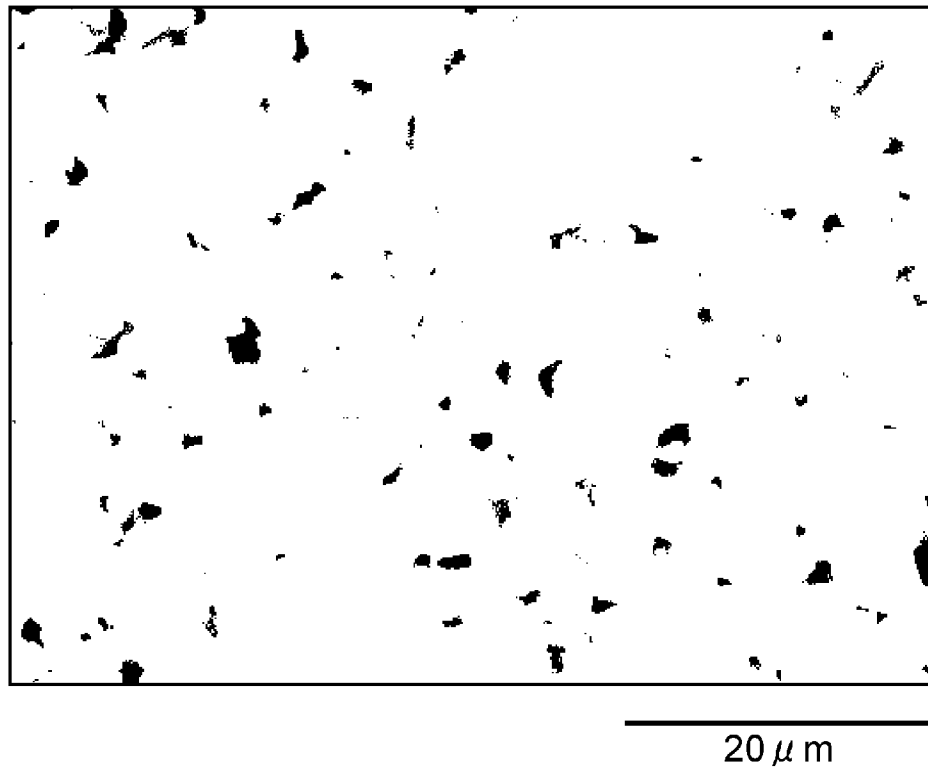
[図15]



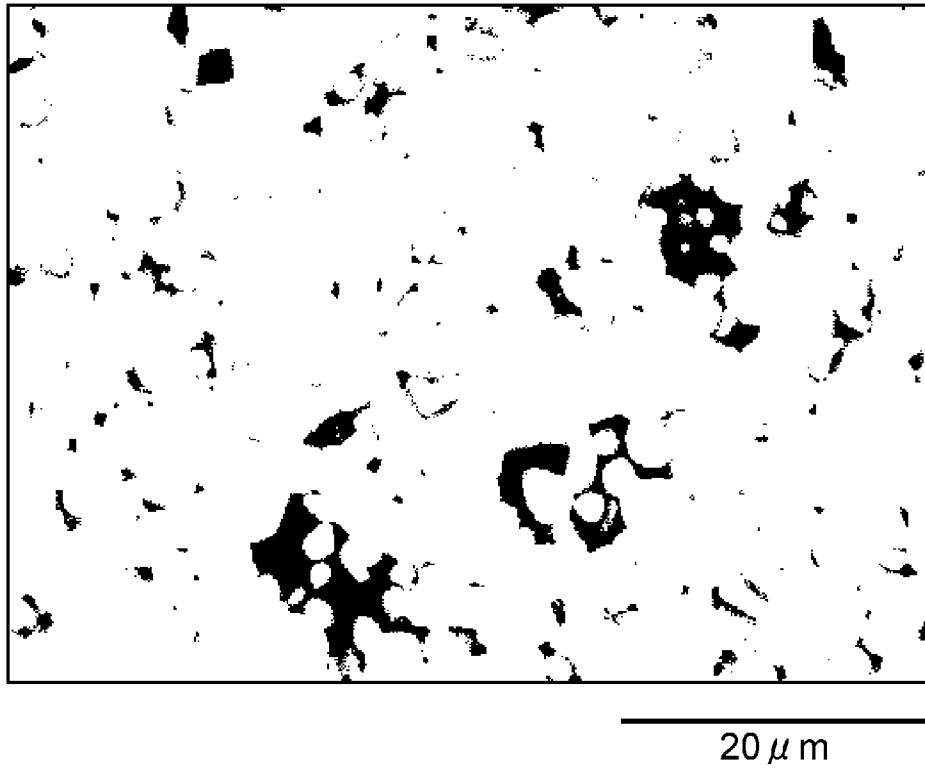
[図16]



[図17]



[図18]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/076324

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

H01F1/057(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, B22D11/06(2006.01)i, B22F3/00(2006.01)i, B22F9/04(2006.01)i, C22C33/02(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, H01F1/08(2006.01)i, H01F41/02(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)

H01F1/057, B22D11/00, B22D11/06, B22F3/00, B22F9/04, C22C33/02, C22C38/00, H01F1/08, H01F41/02

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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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	WO 2005/095024 A1 (Santoku Corp.), 13 October 2005 (13.10.2005), entire text; all drawings & JP 4486084 B & US 2007/0199624 A1 & US 2010/0200121 A1 & CN 1942264 A	1-5
A	JP 2006-19521 A (Intermetallics Co., Ltd.), 19 January 2006 (19.01.2006), paragraph [0085] & US 2007/0245851 A1 & EP 1788594 A1 & WO 2006/004014 A1 & KR 10-2007-0043782 A & CN 1969347 A	1-5



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
15 January, 2013 (15.01.13)

Date of mailing of the international search report
22 January, 2013 (22.01.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/076324

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 9-260122 A (Hitachi Metals, Ltd.), 03 October 1997 (03.10.1997), entire text; all drawings & US 5858123 A & US 5997804 A & US 6080245 A & EP 753867 A1 & DE 69622798 D & DE 69622798 T & HK 1000642 A & CN 1157992 A & CN 1495815 A	1-5
P, A	JP 2011-210838 A (TDK Corp.), 20 October 2011 (20.10.2011), entire text; all drawings (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. H01F1/057(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, B22D11/06(2006.01)i, B22F3/00(2006.01)i, B22F9/04(2006.01)i, C22C33/02(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, H01F1/08(2006.01)i, H01F41/02(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. H01F1/057, B22D11/00, B22D11/06, B22F3/00, B22F9/04, C22C33/02, C22C38/00, H01F1/08, H01F41/02

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 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 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	WO 2005/095024 A1 (株式会社三徳) 2005.10.13, 全文, 全図 & JP 4486084 B & US 2007/0199624 A1 & US 2010/0200121 A1 & CN 1942264 A	1-5
A	JP 2006-19521 A (インターメタリックス株式会社) 2006.01.19, 段落【0085】 & US 2007/0245851 A1 & EP 1788594 A1 & WO 2006/004014 A1 & KR 10-2007-0043782 A & CN 1969347 A	1-5

☒ 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

1 5 . 0 1 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

2 2 . 0 1 . 2 0 1 3

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)

久保田 昌晴

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

5 D

4 2 3 0

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 請求項の番号
A	JP 9-260122 A (日立金属株式会社) 1997. 10. 03, 全文, 全図 & US 5858123 A & US 5997804 A & US 6080245 A & EP 753867 A1 & DE 69622798 D & DE 69622798 T & HK 1000642 A & CN 1157992 A & CN 1495815 A	1-5
P, A	JP 2011-210838 A (TDK 株式会社) 2011. 10. 20, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-5