(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
2015 年 2 月 12 日(12.02.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/020183 A1

(51) 国際特許分類:
H01F 1/057 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
B22F 3/00 (2006.01) *H01F 1/08* (2006.01)
C22C 33/02 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2014/070971

(22) 国際出願日: 2014 年 8 月 8 日(08.08.2014)

(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 2013-166358 2013 年 8 月 9 日(09.08.2013) JP

(71) 出願人: ＴＤＫ株式会社(TDK CORPORATION) [JP/JP]; 〒1080023 東京都港区芝浦三丁目９番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 金田 功(Kanada Isao); 〒1080023 東京都港区芝浦三丁目９番１号 ＴＤＫ株式会社内 Tokyo (JP). 小野 裕之(Ono Hiroyuki); 〒1080023 東京都港区芝浦三丁目９番１号 ＴＤＫ株式会社内 Tokyo (JP). 加藤 英治(Kato Eiji); 〒1080023 東京都港区芝浦三丁目９番１号 ＴＤＫ株式会社内 Tokyo (JP). 三輪 将史(Miwa Masashi); 〒1080023 東京都港区芝浦三丁目９番１号 ＴＤＫ株式会社内 Tokyo (JP).

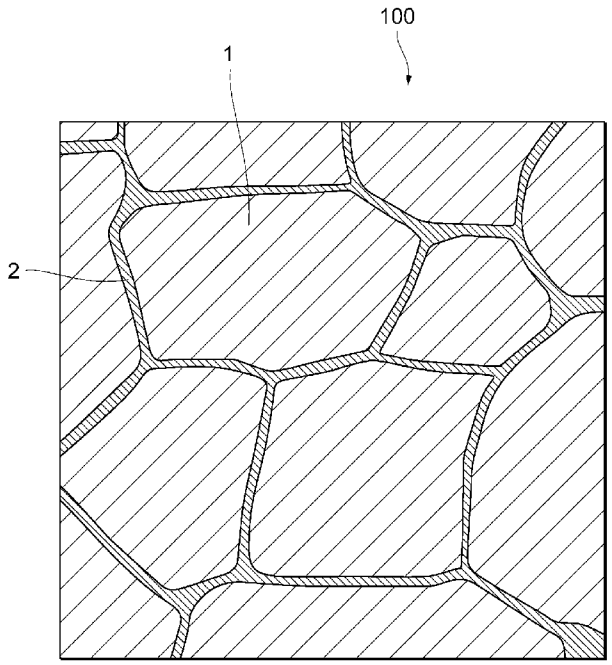
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, 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, 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, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: R-T-B TYPE SINTERED MAGNET, AND MOTOR

(54) 発明の名称 : Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石、および、モータ



(57) **Abstract**: [Problem] To provide an R-T-B type sintered magnet with a suppressed demagnetization rate at high temperatures that enables the non-use or a significant reduction of the amount used of heavy rare earth elements, such as Dy and Tb, compared with the prior art. [Solution] The R-T-B type sintered magnet contains R2T14B crystal grains and two-grain grain boundaries between R2T14B crystal grains, said R-T-B type sintered magnet being characterized by the presence of the two-grain grain boundary formed with a phase that contains the following ratios of R, Cu, Co, Ga, and Fe: $40 \leq R \leq 70$, $1 \leq Co \leq 10$, $5 \leq Cu \leq 50$, $1 \leq Ga \leq 15$, $1 \leq Fe \leq 40$ (wherein, R + Cu + Co + Ga + Fe = 100. R is at least one element selected from among rare earth elements).

(57) 要約: 【課題】Ｄｙ、Ｔｂといった重希土類元素の使用する量を従来よりも大幅に低減させるか、あるいは使用しない場合においても、高温減磁率の抑制されたＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を提供する。 【解決手段】Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒とＲ２Ｔ１４Ｂ結晶粒間の二粒子粒界部とを含むＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石であって、Ｒ、Ｃｕ、Ｃｏ、Ｇａ、Ｆｅを４０≦Ｒ≦７０、１≦Ｃｏ≦１０、５≦Ｃｕ≦５０、１≦Ｇａ≦１５、１≦Ｆｅ≦４０（ただし、Ｒ＋Ｃｕ＋Ｃｏ＋Ｇａ＋Ｆｅ＝１００とする。Ｒは希土類元素から選ばれる少なくとも１種）の比率で含む相で形成される二粒子粒界部が存在することを特徴とする。

WO 2015/020183 A1

明　細　書

発明の名称 ： Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石、および、モータ

技術分野

[0001] 本発明は、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石に関し、さらに詳しくはＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の微細構造を制御したＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石、およびＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を備えるモータに関する。

背景技術

[0002] Ｎｄ－Ｆｅ－Ｂ焼結磁石に代表されるＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石（Ｒは希土類元素、ＴはＦｅを必須元素とした一種以上の鉄族元素、Ｂはホウ素を示す）は、高い飽和磁束密度を有することから、使用機器の小型化・高効率化に有利であり、ハードディスクドライブのボイスコイルモータ等に利用されている。近年では、各種産業用モータやハイブリッド自動車の駆動モータ等にも適用されつつあり、エネルギー保全等の観点からこれらの分野への更なる普及が望まれている。ところで、ハイブリッド自動車等へのＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の適用においては、磁石は比較的高温に晒されることになるため、熱による高温減磁を抑制することが重要となる。この高温減磁を抑制するには、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の室温における保磁力（Ｈｃｊ）を充分高めておく手法が有効であることは良く知られている。

[0003] 例えば、Ｎｄ－Ｆｅ－Ｂ焼結磁石の室温における保磁力を高める手法として、主相であるＮｄ２Ｆｅ１４Ｂ化合物のＮｄの一部を、Ｄｙ、Ｔｂといった重希土類元素で置換する手法が知られている。Ｎｄの一部を重希土類元素で置換することにより、結晶磁気異方性を高め、その結果、Ｎｄ－Ｆｅ－Ｂ焼結磁石の室温における保磁力を充分に高めることができる。重希土類元素による置換以外にも、Ｃｕ元素等の添加も室温における保磁力向上に効果があるとされている（特許文献１）。Ｃｕ元素を添加することにより、製造プロセス中に該Ｃｕ元素が粒界において例えばＮｄ－Ｃｕ液相を形成し、これにより粒界が滑らかとなり、逆磁区の発生を抑制するものと考えられている

。

[0004] 一方、特許文献２および特許文献３には、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の微細構造である粒界相を制御して保磁力を向上させる技術が開示されている。これらの特許文献における図面より、ここでいう粒界相とは、三個以上の主相結晶粒子で囲まれた粒界、すなわち粒界三重点に存在する粒界相であることが解る。特許文献２には、Ｄｙ濃度の異なる二種類の粒界相を構成する技術が開示されている。すなわち、全体のＤｙ濃度を高くすることなく、一部Ｄｙ濃度の高い粒界相を粒界三重点に形成することにより、磁区の反転に対して高い抵抗力を持たせることができることが開示されている。特許文献３には、第１、第２、第３の希土類元素の合計原子濃度の異なる三種類の粒界相を粒界三重点に形成し、第３の粒界相の希土類元素の原子濃度を他の二種類の粒界相での濃度より低くするとともに、第３の粒界相のＦｅ元素の原子濃度を他の二種類の粒界相での濃度より高くする技術が開示されている。こうすることにより、粒界中にＦｅを高濃度で含む第３の粒界相が形成され、これが保磁力を向上させる効果をもたらすとしている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開２００２－３２７２５５号公報

特許文献2：特開２０１２－１５１６８号公報

特許文献3：特開２０１２－１５１６９号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を１００℃～２００℃といった高温環境下で使用する場合、室温における保磁力の値も有効な指標の一つではあるが、実際に高温環境下に晒されても減磁しない、若しくは減磁率が小さい、ということが重要である。主相であるＲ２Ｔ１４Ｂ化合物のＲの一部がＴｂやＤｙといった重希土類元素で置換された組成は保磁力が大幅に向上し、高保磁力化にと

っては簡便な手法ではあるが、Ｄｙ、Ｔｂといった重希土類元素は産出地、産出量が限られているので、資源的な問題がある。置換に伴い、例えばＮｄとＤｙとの反強磁性的な結合により残留磁束密度（Ｂｒ）の減少も避けられない。上記のＣｕ元素の添加等は保磁力の向上に有効な方法ではあるが、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の適用領域の拡大のためには、高温減磁（高温環境下に晒されることによる減磁）抑制の更なる向上が望まれる。

[0007] Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の保磁力向上のためには、上記Ｃｕ添加の方法に加え、微細構造である粒界の制御が重要であることは良く知られている。粒界には、隣接する二つの主相結晶粒子間に形成される、いわゆる二粒子粒界部と、上記した三個以上の主相結晶粒子に囲まれた、いわゆる粒界三重点とがある。

[0008] Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の保磁力を向上させるには、主相であるＲ２Ｔ１４Ｂ結晶粒子間の磁気的結合を分断することが重要である。各主相結晶粒子を磁気的に孤立させることができれば、ある結晶粒子に逆磁区が発生したとしても、隣接結晶粒子に影響を及ぼすことがなく、よって保磁力を向上させることができる。本願発明者らは、この隣接結晶粒子間の磁気的分断効果をＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石に付与するためには、上記粒界三重点の制御よりも二粒子粒界部の制御が重要であると考え、種々の既存Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石につき検討を行った。その結果、従来のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の二粒子粒界部では、磁気的結合の分断の程度はまだまだ不十分であるとの課題を認識するに到った。すなわち、従来二つのＲ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子間に形成されている二粒子粒界部は、２～３ｎｍと薄く、十分な磁気的結合の分断効果が出ていない。二粒子粒界部を極度に厚くすれば十分な磁気的結合の分断効果が得られると考えられ、二粒子粒界部を厚くするために原料合金組成のＲ比率を増やすことが考えられる。しかしながら、Ｒ比率が高くなるのに従い保磁力は向上するものの、Ｒ比率を高くしすぎると、焼結時に主相結晶粒が粒成長してしまい、却って保磁力は低下する。そのため、Ｒ量を増やすだけでは、効果は限定的である。

[0009] 本発明は、上記に鑑みてなされたものであって、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の微細構造である二粒子粒界部を制御することにより、高温減磁率抑制が向上したＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石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

[0010] そこで、本願発明者等は、高温減磁率の抑制を格段に向上しうる二粒子粒界部を鋭意検討した結果、以下の発明を完成させるに到った。

[0011] 本発明に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒とＲ２Ｔ１４Ｂ結晶粒間の二粒子粒界部とを含むＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石であって、Ｒ、Ｃｕ、Ｃｏ、Ｇａ、Ｆｅを４０≦Ｒ≦７０、１≦Ｃｏ≦１０、５≦Ｃｕ≦５０、１≦Ｇａ≦１５、１≦Ｆｅ≦４０（ただし、Ｒ＋Ｃｕ＋Ｃｏ＋Ｇａ＋Ｆｅ＝１００とする。Ｒは希土類元素から選ばれる少なくとも１種）の比率で含む相で形成される二粒子粒界部が存在することを特徴とする。

[0012] さらに、前記の相で形成される二粒子粒界部の厚みは５～５００ｎｍであることが好ましい。

[0013] 本発明に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石においては、Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒間に形成される二粒子粒界部の幅を、従来観測されていた幅より広くし、かつ二粒子粒界部を非磁性もしくは磁性の極めて弱い材料で構成することにより、Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒間の磁気的結合を分断する効果を格段に高めていることに特徴がある。二粒子粒界部とは、隣接する２つのＲ２Ｔ１４Ｂ結晶粒の間に粒界相によって形成される部分である。前述のように、磁気的特性を落とすことなく、原料合金組成のＲ量比率を増やすことで二粒子粒界部の幅を厚くすることには限界があるのに対し、本願発明者らは鋭意努力することによってＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が従来に比して厚い二粒子粒界部を形成することを見出した。また、本願発明者らは、前記Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が形成する二粒子粒界部においては、特に厚みを５～５００ｎｍとすることによって、効果的に磁気的分断を行うことができることを見出した。さらに、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相にはＦｅおよびＣｏが含有されるが、ＦｅとＣｏの量の合計が４０原子％以下と著しく低く、極めて磁化が小さ

いことが考えられる。従って、Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒間の磁気的結合の分断が効果的に行われるために保磁力が改善し、高温減磁が抑制される。

[0014] 本発明は更に、上記本発明のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を備えるモータを提供する。本発明のモータは、上記本発明のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を備えることから、高温の過酷な条件で使用されても、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の高温減磁が起こりにくいため、出力の低下しにくい信頼性の高いモータが得られる。

発明の効果

[0015] 本発明によれば、高温減磁率の小さいＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を提供でき、高温環境下で使用されるモータ等に適用できるＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を提供できる。また、本発明によれば、そのようなＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を備えることにより、出力の低下しにくい信頼性の高いモータを提供することが可能となる。

図面の簡単な説明

[0016] [図1]本発明に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の主相結晶粒子、及び二粒子粒界部を模式的に示す断面図である。

[図2]二粒子粒界部の組成分析点および幅の測定方法を説明する模式図である。

[図3]図３は、モータの一実施形態の構成を簡略に示す断面図である。

発明を実施するための形態

[0017] 以下、添付図面を参照しながら、本発明の好ましい実施形態を説明する。尚、本発明でいうＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石とは、Ｒ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子と二粒子粒界部とを含む焼結磁石であり、Ｒは一種以上の希土類元素を含み、ＴはＦｅを必須元素とした一種以上の鉄族元素を含み、Ｂを含み、さらには各種公知の添加元素が添加されたものをも含むものである。

[0018] 図１は、本発明に係る実施形態のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の断面構造を模式的に示す図である。本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、少なくとも、Ｒ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子１と、隣接するＲ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子１間に形成される二粒子粒界部２とを含む。

[0019] 本発明に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石には、Ｒ、Ｃｕ、Ｃｏ、Ｇａ、Ｆｅを４０≦Ｒ≦７０、１≦Ｃｏ≦１０、５≦Ｃｕ≦５０、１≦Ｇａ≦１５、１≦Ｆｅ≦４０（ただし、Ｒ＋Ｃｕ＋Ｃｏ＋Ｇａ＋Ｆｅ＝１００とする。Ｒは希土類元素から選ばれる少なくとも１種）の比率で含む相（以下、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相）によって形成される二粒子粒界部が存在することを特徴とする。また、前記Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相により形成される二粒子粒界部の厚みは５～５００ｎｍであることが好ましい。本発明に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石に含まれる二粒子粒界部の多くはＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相により形成されるが、ほかに、Ｒ、Ｃｕ、Ｇａ、Ｆｅを含みＣｏをほとんど含まない相（以下、Ｒ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相）、Ｒ６Ｔ１３Ｇａ相、Ｒ相およびその他の相により形成される二粒子粒界部を含んでいてもよい。

[0020] 図２は本実施形態における二粒子粒界部の幅および組成を測定する方法を具体的に示す模式図である。隣接するＲ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子１の間には、二粒子粒界部２および粒界三重点３が形成されている。測定対象となる二粒子粒界部２に着目し、該二粒子粒界部とこれに繋がる粒界三重点３との境界２ａ、２ｂを決める。この境界２ａ、２ｂは、この近傍は測定対象としないので、それほど正確でなくて良い。この間を４等分し、三つの等分線を引く。この三つの等分線の位置を二粒子粒界部幅の測定点とし、測定値３点を得る。この測定を、任意に選んだ２０箇所の着目する二粒子粒界部について行い、合計６０の測定点の厚み（幅）を測定する。

[0021] また、上記２０箇所の二粒子粒界部において、境界２ａと２ｂを二等分する線上の二粒子粒界部の幅方向の中点２ｃにおいて組成分析を行う。組成分析後に、相の分類を行い集計する。二粒子粒界部に存在する粒界相の組成の分類は以下に説明する各相の組成的特徴に従って行う。まず、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の組成的特徴は、Ｒの合計が４０～７０原子％、Ｃｏが１～１０原子％、Ｃｕが５～５０原子％、Ｇａが１～１５原子％含まれ、Ｆｅが１～４０原子％含まれる。

[0022] 本実施形態における二粒子粒界部においては、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆ

ｅ相の他に、前記Ｒ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相、Ｒ６Ｔ１３Ｇａ相およびＲ相が含まれることがある。Ｒ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の組成的特徴は、Ｒの合計が１０～２０原子％、Ｃｏが０．５原子％未満、Ｃｕが１原子％未満、Ｇａが１～１０原子％含まれ、Ｆｅが６５～９０原子％含まれる。Ｒ６Ｔ１３Ｇａ相の特徴は、Ｒの合計が２６～３０原子％、Ｃｏが２原子％未満、かつＧａを１～１０原子％、残部にＦｅおよびその他の元素が６０～７０原子％含まれる。Ｒ相の特徴は、Ｒの合計が９０原子％以上含まれる。

[0023] 上記の構成元素以外に、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石に意図的に添加した元素、あるいは不可避の不純物などが少量、例えば数％未満検出されていても前記の特徴に従って分類してよい。それでもこれらのいずれにも該当しないものは、その他の相として扱えばよい。

[0024] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を構成するＲ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子においては、希土類元素Ｒとしては軽希土類元素、重希土類元素、あるいは両者の組み合わせのいずれであっても良いが、材料コストの観点からＮｄ、Ｐｒあるいはこれら両者の組み合わせが好ましい。鉄族元素Ｔとしては、ＦｅあるいはＦｅとＣｏの組み合わせが好ましいが、これらに限定されない。また、Ｂはホウ素を示す。本実施形態のＲ－Ｔ－Ｂ焼結磁石において、全質量に対する各元素の含有量は、それぞれ以下の通りである。なお、本明細書においては、質量％は重量％と同じ単位であるとみなすこととする。

Ｒ：２５～３５質量％、

Ｂ：０．５～１．５質量％、

Ｇａ：０．０３～１．５質量％、

Ｃｕ：０．０１～１．５質量％、

Ｃｏ：０．３～３．０質量％、

Ａｌ：０．０３～０．６質量％

Ｆｅ：実質的に残部、及び、

残部を占める元素のうちのＦｅ以外の元素の合計含有量：５質量％以下

より好ましくは、

Ｒ：２９．５～３３．１質量％、

Ｂ：０．７５～０．９５質量％、

Ｇａ：０．０１～１．０質量％、

Ｃｕ：０．０１～１．５質量％、

Ｃｏ：０．３～３．０質量％、

Ａｌ：０．０３～０．６質量％、

Ｆｅ：実質的に残部、及び、

残部を占める元素のうちのＦｅ以外の元素の合計含有量：５質量％以下

であり、この組成範囲であると、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が形成されやすい。

[0025] 以下、各元素の含有量や原子比等の条件について更に詳細に説明する。

[0026] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石中のＲの含有量は、２５～３５質量％である。Ｒとして重希土類元素を含む場合は、重希土類元素も含めた希土類元素の合計の含有量がこの範囲となる。重希土類元素とは、希土類元素のうちの原子番号が大きいものをいい、一般に６４Ｇｄから７１Ｌｕまでの希土類元素がこれに該当する。Ｒの含有量がこの範囲であると、高い残留磁束密度及び保磁力が得られる傾向にある。Ｒの含有量がこれよりも少ないと、主相であるＲ２Ｔ１４Ｂ相が形成され難くなって、軟磁性を有するα－Ｆｅ相が形成され易くなり、その結果保磁力が低下する。一方、Ｒの含有量がこれよりも多いとＲ２Ｔ１４Ｂ相の体積比率が低くなり、残留磁束密度が低下する。また、製造プロセスの焼結工程において、焼結開始温度が極端に低下するとともに粒成長しやすくなる。より好ましいＲの含有量の範囲は２９．５～３３．１質量％である。

[0027] Ｒとしては、Ｎｄ及びＰｒのいずれか一方を必ず含むが、Ｒ中のＮｄ及びＰｒの割合は、Ｎｄ及びＰｒの合計で８０～１００原子％であり、より好ましくは９５～１００原子％である。このような範囲であると、さらに良好な残留磁束密度及び保磁力が得られるようになる。上記のように、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、ＲとしてＤｙ、Ｔｂ、Ｈｏ等の重希土類元素を含んでいても

よいが、その場合、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石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１．０質量％以下であり、０．５質量％以下であると好ましく、０．１質量％以下であるとより好ましい。本実施形態のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石によれば、このように重希土類元素の含有量を少なくしても、他の元素の含有量及び原子比が特定の条件を満たすことによって、良好な高い保磁力を得ることができる。

[0028] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、Ｂを含む。Ｂの含有量は、０．５質量％以上１．５質量％以下であり、好ましくは０．７質量％以上１．２質量％以下、さらに好ましくは０．７５質量％以上０．９５質量％以下である。Ｂの含有量が０．５質量％未満となると保磁力ＨｃＪが低下する傾向がある。また、Ｂの含有量が１．５質量％を超えると、残留磁束密度Ｂｒが低下する傾向にある。特に、Ｂの含有量が０．７５質量％以上０．９５質量％以下の範囲にあるときに、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が形成されやすい。

[0029] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、Ｃｏを含む。Ｃｏの含有量は０．３質量％以上、３．０質量％以下であることが好ましい。添加されたＣｏは、主相結晶粒子、粒界三重点、二粒子粒界部のいずれにも存在し、キュリー温度が向上するほか、粒界相の耐食性が向上する。さらに、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相で二粒子粒界部を形成することによって、高温減磁を抑制することができる。Ｃｏは、合金作製時に添加しても良いし、後述の粒界拡散によりＣｕ、Ｇａなどと一緒にまたは単独で焼結体内に拡散させて含有させてもよい。

[0030] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、Ｃｕを含む。Ｃｕの添加量としては、全体の０．０１～１．５質量％が好ましく、０．０５～１．５質量％であるとさらに好ましい。添加量をこの範囲とすることで、Ｃｕをほぼ粒界三重点および二粒子粒界部にのみ偏在させることができる。粒界三重点および二粒子粒界部に偏在したＣｕがＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相を形成することで、高温減磁を抑制することができる。Ｃｕは、合金作製時に添加し

ても良いし、後述の粒界拡散によりＣｏ、Ｇａなどと一緒にまたは単独で焼結体内に拡散させて含有させてもよい。

[0031] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、さらにＧａを含む。Ｇａを含有することにより、二粒子粒界部のＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が形成されやすくなる。Ｇａの好ましい含有量は０．０１～１．５質量％である。Ｇａの含有量がこの範囲よりも少ないと高温減磁の抑制が不十分となり、この範囲よりも多くても高温減磁はそれ以上改善しないばかりか飽和磁化が低くなって、残留磁束密度が不十分となる。高温減磁抑制及び残留磁束密度をより良好に得るために、Ｇａの含有量は、０．１～１．０質量％であるとさらに好ましい。Ｇａは、合金作製時に添加しても良いし、後述の粒界拡散によりＣｏ、Ｃｕなどと一緒にまたは単独で焼結体内に拡散させて含有させてもよい。

[0032] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、前述のＧａと共に、Ｂｉ、Ｓｎ、Ｓｉ、Ｇｅの中から選ばれる１種以上の元素を用いてもよい。Ｂｉ、Ｓｎ、Ｓｉ、Ｇｅの中から選ばれる１種以上の元素の組み合わせをＭとすると、Ｍを含有することによりＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－（Ｇａ，Ｍ）－Ｆｅ相を生成しやすくなる。Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－（Ｇａ，Ｍ）－Ｆｅ相は、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相と同様に厚い二粒子粒界部を形成し、高温減磁を抑制することができる。Ｍの好ましい含有量は１．０質量％以下である。Ｍの含有量がこの範囲よりも多いと高温減磁はそれ以上改善しないばかりか飽和磁化が低くなって、残留磁束密度が不十分となる。高温減磁抑制及び残留磁束密度をより良好に得るために、Ｍは、合金作製時に添加しても良いし、後述の粒界拡散によりＣｏ、Ｃｕなどと一緒にまたは単独で焼結体内に拡散させて含有させてもよい。

[0033] 本実施形態のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、ＡｌをＡｌを含むことが好ましい。Ａｌを含有させることにより、得られる磁石の高保磁力化、高耐食性化、温度特性の改善が可能となる。Ａｌの含有量は０．０３質量％以上０．６質量％以下であるのが好ましく、０．０５質量％以上０．２５質量％以下がより好ま

しい。

[0034] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、上述した各元素に加え、Ｆｅ及びその他の元素を含み、Ｆｅ及びその他の元素が、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の全質量中、上記各元素を合計した含有量を除いた残部を占める。ただし、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石が十分に磁石として機能するためには、残部を占める元素のうち、Ｆｅ以外の元素の合計含有量は、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の全質量に対し、５質量％以下であることが好ましい。

[0035] また、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石におけるＣの含有量は、０．０５～０．３質量％である。Ｃの含有量がこの範囲よりも少ないと残留磁束密度が不十分となり、この範囲よりも多いと、保磁力に対する、磁化が残留磁束密度の９０％であるときの磁界の値（Ｈｋ）の比率、いわゆる角形比（Ｈｋ／保磁力）が不十分となる。保磁力及び角形比をより良好に得るために、Ｃの含有量は、０．１～０．２５質量％が好ましい。

[0036] また、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石におけるＯの含有量は、０．０５～０．２５質量％が好ましい。Ｏの含有量がこの範囲よりも少ないと、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の耐食性が不十分となり、この範囲よりも多いと、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石中に液相が十分に形成されなくなり、保磁力が低下する。耐食性及び保磁力をより良好に得るために、Ｏの含有量は、０．０５～０．２０質量％であるとさらに好ましい。

[0037] また、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、その他の元素として、例えばＺｒを含むことができる。その場合、Ｚｒの含有量は、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の全質量中、０．０１～１．５質量％以下が好ましい。Ｚｒは、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の製造過程での結晶粒の異常成長を抑制することができ、得られる焼結体（Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石）の組織を均一且つ微細にして、磁気特性を向上することができる。

[0038] また、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、上記以外の構成元素として、Ｍｎ、Ｃａ、Ｎｉ、Ｃｌ、Ｓ、Ｆ等の不可避不純物を、０．００１～０．５質量％程度含んでいてもよい。

[0039] また、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石におけるＮの含有量は、０．１５質量％以下であると好ましい。Ｎの含有量がこの範囲よりも多いと、保磁力が不十分となる傾向にある。

[0040] 本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の製造方法の一例を説明する。本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は通常の粉末冶金法により製造することができ、該粉末冶金法は、原料合金を調製する調製工程、原料合金を粉砕して原料微粉末を得る粉砕工程、原料微粉末を成形して成形体を作製する成形工程、成形体を焼結して焼結体を得る焼結工程、及び焼結体に時効処理を施す熱処理工程を有する。

[0041] 調製工程は、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石に含まれる各元素を有する原料合金を調製する工程である。まず、所定の元素を有する原料金属を準備し、これらを用いてストリップキャスティング法等を行う。これによって原料合金を調製することができる。原料金属としては、例えば、希土類金属や希土類合金、純鉄、純コバルト、純銅、フェロボロン、またはこれらの合金が挙げられる。これらの原料金属を用い、所望の組成を有するＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石が得られるような原料合金を調製する。あるいは、Ｒ２Ｔ１４Ｂに組成が近い第１合金と主にＲや添加物量を増やした第２合金の２種類を別々に作製して、後述の微粉砕工程の前または後に混合してもよい。また、第２合金とは組成の異なるＲや添加物量を増やした合金を第３合金、さらに第２、第３合金と組成の異なるＲや添加物量を増やした合金を第４合金として、後述の微粉砕工程の前または後に第１合金と混合してもよい。粒界にＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の生成を促進するために、例えば、原子％で、８０％Ｎｄ－２０％Ｃｏ、７０％Ｎｄ－３０％Ｃｕ、８０％Ｎｄ－２０％Ｇａなどの共晶合金を第２、第３、第４合金として第１合金と混合して用いてもよい。

[0042] 粉砕工程は、調製工程で得られた原料合金を粉砕して原料微粉末を得る工程である。この工程は、粗粉砕工程及び微粉砕工程の２段階で行うことが好ましいが、１段階としても良い。粗粉砕工程は、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、不活性ガス雰囲気中で行うことができる。水素を吸蔵させた後、粉砕を行う水素吸蔵粉砕を行うこともできる。粗粉砕工程においては、原料合金を、粒径が数百μｍから数ｍｍ程度となるまで粉砕を行う。

[0043] 微粉砕工程は、粗粉砕工程で得られた粗粉末を微粉砕して、平均粒径が数μｍ程度の原料微粉末を調製する。原料微粉末の平均粒径は、焼結後の結晶粒の成長度合を勘案して設定すればよい。微粉砕は、例えば、ジェットミルを用いて行うことができる。

[0044] 成形工程は、原料微粉末を磁場中で成形して成形体を作製する工程である。具体的には、原料微粉末を電磁石中に配置された金型内に充填した後、電磁石により磁場を印加して原料微粉末の結晶軸を配向させながら、原料微粉末を加圧することにより成形を行う。この磁場中の成形は、例えば、１０００～１６００ｋＡ／ｍの磁場中、３０～３００ＭＰａ程度の圧力で行えばよい。

[0045] 焼結工程は、成形体を焼結して焼結体を得る工程である。磁場中成形後、成形体を真空もしくは不活性ガス雰囲気中で焼結し、焼結体を得ることができる。焼結条件は、成形体の組成、原料微粉末の粉砕方法、粒度等の条件に応じて適宜設定することが好ましいが、例えば、１０００℃～１１００℃で１～４８時間程度行えばよい。また、調整工程において原子％で８０％Ｎｄ－２０％Ｃｏ、７０％Ｎｄ－３０％Ｃｕ、８０％Ｎｄ－２０％Ｇａなどの共晶合金を第２合金、第３合金、第４合金として用いた場合には、各共晶合金から生成した液相が反応しやすいように、焼結工程における昇温過程において、各共晶合金の融点がある５００～７００℃の温度域の昇温をゆっくり行うことで、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の形成が促進される。昇温速度は組成と微細構造を勘案しながら制御すればよい。

[0046] 熱処理工程は、焼結体を時効処理する工程である。この工程を経た後、隣接するＲ２Ｔ１４Ｂ主相結晶粒子間に形成される二粒子粒界部の幅および二粒子粒界部に形成される粒界相の組成が決定される。しかしながら、これら

の微細構造はこの工程のみで制御されるのではなく、上記した焼結工程の諸条件及び原料微粉末の状況との兼ね合いで決まる。従って、熱処理条件と焼結体の微細構造との関係を勘案しながら、熱処理温度及び時間を設定すればよい。熱処理は５００℃～９００℃の温度範囲で行えばよいが、８００℃近傍での熱処理を行った後５５０℃近傍での熱処理を行うというふうに２段階に分けて行ってもよい。原料合金組成と前記した焼結条件および熱処理条件を種々設定することにより、二粒子粒界部の幅を制御することができる。ここでは二粒子粒界部の幅の制御方法として熱処理工程の一例を述べたが、表１に記載されているような組成要因によっても二粒子粒界部の幅を制御することは可能である。

[0047] 本発明においては、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相を形成するＲ、Ｃｏ、Ｃｕ、Ｇａ、Ｆｅの各元素を粒界拡散法により焼結体を作製した後に焼結体内に導入しても良い。粒界拡散法を用いることにより、粒界三重点および二粒子粒界部を含む粒界にＣｏ、Ｃｕ、Ｇａを高濃度に分布させることができ、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の形成に有利と考えられる。特にＣｏは、Ｒ２Ｔ１４Ｂ主相粒子に固溶するため、粒界を経路として焼結体内に元素を拡散させる粒界拡散法を用いることで、主相への固溶を抑え、粒界におけるＣｏ、Ｃｕ、Ｇａの濃度を高めることができる。

[0048] 粒界拡散法は拡散元素を蒸気としたり、固体の拡散材粉末を焼結体の表面に付着させて熱処理する方法が知られており、本実施形態においてはいずれの方法を用いてもよい。蒸気を用いる方法では蒸気の濃度を、拡散材粉末を用いる場合は拡散材粉末の付着量を調整する必要がある。さらに両方法で拡散熱処理時間を調整することで、拡散熱処理の条件は５５０℃～１０００℃で１～２４時間程度行うことが好ましい。この温度域では、粒界三重点や二粒子粒界部の粒界相が液相となって焼結体表面に染み出す。拡散元素は染み出した液相を通じて、焼結体内に供給される。

[0049] Ｒ、Ｆｅは焼結体内に豊富に含まれるため、Ｃｏ、Ｃｕ、Ｇａのみを粒界拡散させてもよい。Ｃｏ、Ｃｕ、Ｇａは、いずれもＲリッチ側に共晶組成を

有しており、いずれも比較的融点が低い。熔融した拡散材は、焼結体から染み出した液相に効率的に拡散元素を供給できる。たとえば、Ｒ－Ｃｏ、Ｒ－Ｃｕ、Ｒ－Ｇａの共晶合金は融点が低く、これらを拡散材に用いてもよい。その場合、Ｒ－Ｃｏ、Ｒ－Ｃｕ、Ｒ－Ｇａの混合粉末を用いて拡散してもよい。粒界拡散熱処理は、一度に全ての必要元素を拡散させてもよいが、元素によって複数回に分けて別々の熱処理で拡散させることが好ましい。導入中、および導入後の熱処理は、二粒子粒界部の形成にとって特に重要であるが、前段落と同様に、熱処理条件と焼結体の微細構造との関係を勘案しながら、熱処理温度及び時間を設定すればよい。

[0050] 以上の方法により、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石が得られるが、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の製造方法は上記に限定されず、適宜変更してよい。

[0051] 次に、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の高温減磁率の評価について説明する。評価用試料形状としては特に限定されないが、本実施形態においては、例として、１０ｍｍ×１０ｍｍ×４ｍｍの直方体形状のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を用いている。Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒のｃ軸の配向方向は１０ｍｍ×１０ｍｍの広い面に垂直な方向である。先ず室温（２５℃）において５Ｔのパルス着磁を行った後に試料の残留磁束を測定し、これをＢ０とする。残留磁束は、例えばフラックスメーター等により測定できる。次に試料を１３０℃に２時間高温暴露し、室温に戻す。試料温度が室温に戻ったら、再度残留磁束を測定し、これをＢ１とする。すると、高温減磁率Ｄは、

$$D=(B1-B0)/B0\times100\ (\%)$$

と、評価される。

[0052] 本実施形態では、走査透過型電子顕微鏡（ＳＴＥＭ）を用いた観察を行って図２における二粒子粒界部の中点２ｃの位置を特定し、二粒子粒界部の厚みを測定する。さらに、ＳＴＥＭに付属のエネルギー分散型Ｘ線分光装置（ＳＴＥＭ－ＥＤＳ）を用いた点分析により、二粒子粒界部の中点２ｃにおける各元素の含有割合を算出し、二粒子粒界部に存在する粒界相の組成とする

。

[0053] このようにして得られる本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、モータなど回転機用の磁石に用いた場合、高温減磁が起こりにくいため、出力の低下しにくい信頼性の高いモータなどの回転機を作製できる。本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、例えば、ロータ表面に磁石を取り付けた表面磁石型（Ｓｕｒｆａｃｅ　Ｐｅｒｍａｎｅｎｔ　Ｍａｇｎｅｔ：ＳＰＭ）モータ、インナーロータ型のブラシレスモータのような内部磁石埋込型（Ｉｎｔｅｒｉｏｒ　Ｐｅｒｍａｎｅｎｔ　Ｍａｇｎｅｔ：ＩＰＭ）モータ、ＰＲＭ（Ｐｅｒｍａｎｅｎｔ　ｍａｇｎｅｔ　Ｒｅｌｕｃｔａｎｃｅ　Ｍｏｔｏｒ）などの磁石として好適に用いられる。具体的には、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石は、ハードディスクドライブのハードディスク回転駆動用スピンドルモータやボイスコイルモータ、電気自動車やハイブリッドカー用モータ、自動車の電動パワーステアリング用モータ、工作機械のサーボモータ、携帯電話のバイブレータ用モータ、プリンタ用モータ、発電機用モータ等の用途として好適に用いられる。

[0054] ＜モータ＞

次に、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石をモータに用いた好適な実施形態について説明する。ここでは、本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石をＳＰＭモータに適用した一例について説明する。図３は、ＳＰＭモータの一実施形態の構成を簡略に示す断面図であり、図３に示すように、ＳＰＭモータ１０は、ハウジング１１内に、円柱状のロータ１２と、円筒状のステータ１３と、回転軸１４とを有する。回転軸１４はロータ１２の横断面の中心を貫通している。

[0055] ロータ１２は、鉄材等からなる円柱状のロータコア（鉄芯）１５と、そのロータコア１５の外周面に所定間隔で設けられた複数の永久磁石１６と、永久磁石１６を収容する複数の磁石挿入スロット１７とを有する。永久磁石１６には本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石が用いられる。この永久磁石１６は、ロータ１２の円周方向に沿って各々の磁石挿入スロット１７内にＮ

極とＳ極が交互に並ぶように複数設けられている。これによって、円周方向に沿って隣り合う永久磁石１６は、ロータ１２の径方向に沿って互いに逆の方向の磁力線を発生する。

[0056] ステータ１３は、その筒壁（周壁）の内部の周方向にロータ１２の外周面に沿って所定間隔で設けられた複数のステータコア１８とスロットル１９とを有している。この複数のステータコア１８はステータ１３の中心に向けてロータ１２に対向するように設けられる。また、各々のスロットル１９内にはコイル２０が巻装されている。永久磁石１６とステータコア１８とは互いに対向するように設けられている。

[0057] ロータ１２は、回転軸１４と共にステータ１３内の空間内で回動可能に設けられている。ステータ１３は電磁気的作用によってロータ１２にトルクを与え、ロータ１２は円周方向に回転する。

[0058] ＳＰＭモータ１０は、永久磁石１６として本実施形態に係るＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を用いている。永久磁石１６は、高い磁気特性を有し、かつ高温減磁しにくいため、ＳＰＭモータ１０は、モータのトルク特性などモータの性能を向上させることができ、高い出力を維持することができ、信頼性に優れる。

[0059] 次に、本発明を具体的な実施例に基づきさらに詳細に説明するが、本発明は、以下の実施例に限定されない。

実施例

[0060] （焼結体の作製）

実施例１～３、比較例１、２に用いる焼結体の作製を２合金法で行った。まず、表１および表２に示す磁石組成ＩおよびＩＩを有するＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石が得られるように、ストリップキャスティング法により原料合金を準備した。原料合金としては、主に磁石の主相を形成する第１合金ＡおよびＢと、主に粒界相を形成する第２合金ａおよびｂの計４種類を作製して準備した。なお、表１および表２（後述する表３も同様）では、ｂａｌ．は、各合金の全体組成を１００質量％とした場合の残りを示し、（Ｔ．ＲＥ）は、希

土類の合計質量％を示す。

[0061]

[表1]

表1

	組成(質量%)									質量比
	Nd	Pr	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	B	Fe	
第1合金A	23.5	6.5	30.0	0.0	0.0	0.2	0.0	1.0	bal.	95
第2合金a	39.0	11.0	50.0	0.0	0.0	0.2	0.0	0.0	bal.	5
磁石組成Ⅰ	24.3	6.7	31.0	0.0	0.0	0.2	0.0	0.9	bal.	

[0062] [表2]

表2

	組成(質量%)								質量比
	Nd	Pr	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	B	Fe	
第1合金B	23.5	6.5	30.0	0.0	0.0	0.2	0.0	1.0	bal.	95
第2合金b	39.0	11.0	50.0	10.0	8.0	0.2	14.0	0.0	bal.	5
磁石組成II	24.3	6.7	31.0	0.50	0.4	0.2	0.7	0.9	bal.	

[0063] 次いで、合金に対してそれぞれ室温で水素を吸蔵させた後、Ａｒ雰囲気下で、６００℃、１時間の脱水素を行う水素粉砕処理（粗粉砕）を行った。

[0064] なお、本実施例では、この水素粉砕処理から焼結までの各工程（微粉砕および成形）を、５０ｐｐｍ未満の酸素濃度のＡｒ雰囲気下で行った（以下の実施例および比較例において同じ）。

[0065] 次に、各合金に対して、水素粉砕後微粉砕を行う前に粗粉末に粉砕助剤として、ステアリン酸亜鉛０．１質量％を添加し、ナウタミキサを用いて混合した。その後、ジェットミルを用いて微粉砕を行い、平均粒径が４．０μｍ程度の原料微粉末とした。

[0066] その後、ナウタミキサを用いて、第１合金の原料微粉末と第２合金の原料微粉末を９５：５の質量割合で混合し、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石の原料粉末である混合粉末を調製した。

[0067] 得られた混合粉末を、電磁石中に配置された金型内に充填し、１２００ｋＡ／ｍの磁場を印加しながら１２０ＭＰａの圧力を加える磁場中成形を行い、成形体を得た。

[0068] その後、得られた成形体を、真空中１０６０℃で４時間保持して焼結した後、急冷して、表１に示す磁石組成ＩおよびＩＩを有する焼結体（Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石）を得た。その後、バーチカルによる加工を行い、１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍ×４．２ｍｍの直方体とした。Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒のｃ軸の配向方向は４．２ｍｍの厚さの方向となるようにした。

[0069] （拡散材粉末の作製）

拡散材粉末を用いた粒界拡散法により焼結体内にＣｏ、Ｃｕ、Ｇａを導入するための拡散材を作製した。表３に示す１～４の拡散材組成となるように単体金属を秤量してアーク溶解炉で溶解・鋳造を３回繰り返して合金を作製した。得られた合金を高周波誘導加熱で熔解し、熔湯をロール急冷することにより急冷薄帯とした。得られた急冷薄帯を粗粉砕し、５０ｐｐｍ以下の酸素濃度のＡｒ雰囲気中でステンレス製の粉砕メディアとともに密閉容器に入れて粉砕し、平均粒径１０～２０μｍの粉末とした。なお、得られた拡散材

粉末は、グローブボックス中で回収し、大気中で安全に扱えるように徐酸化処理を施した。そのようにして得られた拡散材粉末にバインダー樹脂を添加し、アルコールを溶媒として拡散材の塗料を作製した。混合の比率は拡散材粉末の質量を１００とした場合、バインダー樹脂としてのブチラール微粉末を２、アルコールを１００とした。Ａｒ雰囲気中で樹脂製の円筒形フタ付き容器に前記混合物を入れてフタを閉め、ボールミル架台に置き２４時間１２０ｒｐｍで回転させて塗料化した。

[0070] [表3]

表３

	組成比（原子%）				塗布量
	Nd	Co	Cu	Ga	wt%/回
拡散材1	80.0	20.0	0.0	0.0	5.5
拡散材2	70.0	0.0	30.0	0.0	4.5
拡散材3	80.0	0.0	0.0	20.0	3.8
拡散材4	80.0	6.7	8.7	4.5	5.5

[0071] （比較例１）

磁石組成ＩＩの焼結体加工品を、９００℃で１８時間、次いで、５４０℃で２時間（ともにＡｒ雰囲気下）の時効処理を施した。これを比較例１とした。

[0072] （比較例２）

磁石組成Ｉの焼結体加工品（１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍ×４．２ｍｍ）に表３の拡散材８を塗布した。加工品の１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍの広い２面に均等に塗布し、２面の合計で５．５ｗｔ％とした。Ａｒ雰囲気中で９００℃６ｈの拡散熱処理を行い、塗布面の拡散材残渣をサンドペーパーで除去した。再度同じ量の拡散材４を塗布して同じくＡｒ雰囲気中で９００℃６時間の拡散熱処理を行い、塗布面の拡散材残渣を同様に除去した。さらに同量の拡散材４を塗布して９００℃６時間の拡散熱処理を行った。すなわち、５．５ｗｔ％の拡散材４の塗布とＡｒ中９００℃６ｈの熱処理を３回繰り返した。次いでＡｒ雰囲気中で５４０℃２時間の時効処理を行った。拡散材を

塗布した面の拡散材の残渣をサンドペーパーで除去し、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を得た。

[0073]（実施例１）

磁石組成Ｉの焼結体加工品（１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍ×４．２ｍｍ）に表３の拡散材３を１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍの２面に均等に合計で３．８ｗｔ％塗布し、Ａｒ雰囲気中で９００℃６ｈの拡散熱処理を行った。熱処理後、拡散材塗布面の拡散材残渣をサンドペーパーで除去した。次いで拡散材２を２面の合計で４．５ｗｔ％塗布し同様にＡｒ雰囲気中で９００℃６ｈの熱処理を行った。熱処理後、サンドペーパーで塗布面の拡散材残渣を落とし、拡散材１を２面の合計で５．５ｗｔ％塗布して同様にＡｒ雰囲気中で９００℃６ｈの熱処理を行った。次いでＡｒ雰囲気中で５４０℃２時間の時効処理を行った。拡散材塗布面の拡散材の残渣をサンドペーパーで除去し、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を得た。

[0074]（実施例２）

磁石組成Ｉの焼結体加工品（１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍ×４．２ｍｍ）に表３の拡散材３を１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍの２面に均等に両面の合計で３．８ｗｔ％塗布し、Ａｒ雰囲気中で８００℃１０ｈの拡散熱処理を行った。熱処理後、拡散材塗布面の残渣をサンドペーパーで除去し、次いで拡散材２を４．５ｗｔ％塗布し同様にＡｒ雰囲気中で８００℃１０ｈの熱処理を行った。熱処理後、サンドペーパーで塗布面の拡散材残渣を落とし、拡散材１を５．５ｗｔ％塗布して同様にＡｒ雰囲気中で８００℃１０ｈの熱処理を行った。次いでＡｒ雰囲気中で５４０℃２時間の時効処理を行った。拡散材塗布面の拡散材の残渣をサンドペーパーで除去し、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を得た。

[0075]（実施例３）

磁石組成Ｉの焼結体加工品（１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍ×４．２ｍｍ）に表３の拡散材１を１０．１ｍｍ×１０．１ｍｍの２面に均等に両面の合計で５．５ｗｔ％塗布し、Ａｒ雰囲気中で９００℃６ｈの拡散熱処理を行った

。熱処理後、拡散材塗布面の残渣をサンドペーパーで除去し、次いで拡散材２を４．４ｗｔ％塗布し同様にＡｒ雰囲気中で９００℃６ｈの熱処理を行った。熱処理後、サンドペーパーで塗布面の拡散材残渣を落とし、拡散材３を３．８ｗｔ％塗布して同様にＡｒ雰囲気中で９００℃１０ｈの熱処理を行った。次いでＡｒ雰囲気中で５４０℃２時間の時効処理を行った。拡散材塗布面の拡散材の残渣をサンドペーパーで除去し、Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を得た。

[0076] 得られた比較例、実施例は、拡散材の塗布と熱処理およびサンドペーパーによる表面加工を繰り返しうけているので、面の平滑さ、平行度を確保するために、比較例１、２、実施例１～３をまとめて研削加工を行い、いずれも１０．０ｍｍ×１０．０ｍｍ×４．０ｍｍの直方体とした。

[0077] 蛍光Ｘ線およびＩＣＰによる組成分析を行った結果を表４に示す。いずれの試料もほぼ同じ組成であることが確認され、Ｃｏ、Ｃｕ、Ｇａの増量が認められるが、塗布成分の原子比で７割以上を占めるＮｄの増加分はわずかである。これは焼結体に含まれる粒界三重点および二粒子粒界部を含めた粒界のＮｄ濃度が高く、内部に拡散するのに必要な濃度勾配が十分得られないためと考えられる。すなわち、このことから本発明はＲ量の増加によって特性を改善するものではない。

[0078]

[表4]

表4

	磁石組成	拡散材種			拡散時間（hr）			拡散温度（℃）	組成（質量%）											
		1回目	2回目	3回目	1回目	2回目	3回目		Nd	Pr	(T. RE)	Co	Cu	Ga	Si	Sn	Ge	Bi	Al	B	Fe
比較例1	II	なし			なし			なし	24.3	6.7	31.0	0.5	0.7	0.4	0.0	0.0	0.0	0.0	0.2	0.9	bal.
比較例2	I	4	4	4	6	6	6	900	24.3	6.7	31.0	0.5	0.7	0.4	0.0	0.0	0.0	0.0	0.2	0.9	bal.
実施例1	I	3	2	1	6	6	6	900	24.7	6.7	31.4	0.5	0.7	0.4	0.0	0.0	0.0	0.0	0.2	0.9	bal.
実施例2	I	3	2	1	10	10	10	800	24.8	6.7	31.5	0.5	0.7	0.4	0.0	0.0	0.0	0.0	0.2	0.9	bal.
実施例3	I	1	2	3	6	6	6	900	24.7	6.7	31.4	0.5	0.7	0.4	0.0	0.0	0.0	0.0	0.2	0.9	bal.

[0079] 前述の方法でＴＥＭ－ＥＤＳによる各試料の粒界上の点２ｃにおける組成分析と二粒子粒界部の厚さを測定した。前述のように組成分析値で二粒子粒界部に存在する粒界相を分類した結果を残留磁束密度Ｂｒ、保磁力Ｈｃｊおよび高温減磁率とともに表５に示した。比較例１および２には、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の数（Ａ）が０となっているが、実施例１、２、３では存在が確認されている。Ｒ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の数（Ｂ）は、Ａが少ないほど多くなる傾向にあり、Ｒ６Ｆｅ１３Ｇａ相の数（Ｃ）とＲ相の数（Ｄ）は比較例と実施例で顕著な違いがみられなかった。Ｈｃｊおよび高温減磁率は実施例１、２、３で大きな改善が見られている。

[0080] [表5]

表５

	各相の二粒子粒界部の形成数				Br	Hcj	高温減磁率
	R-Co-Cu-Ga-Fe	R-Cu-Ga-Fe	R6T13Ga	R			
	A	B	C	D	mT	kA/m	%
比較例1	0	11	5	4	1380	1329	-18.0
比較例2	0	10	4	6	1378	1334	-16.8
実施例1	12	2	4	2	1370	1672	-0.2
実施例2	13	0	3	4	1345	1675	-0.1
実施例3	4	10	2	2	1375	1520	-5.5

[0081] 一方で、比較例、実施例に関係なく、Ｒ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の数（Ｂ）が多いほどＢｒの低下が抑制される傾向にある。このことから、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の数（Ａ）とＲ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の数（Ｂ）のバランスをとることにより、高温減磁しにくくかつ大きな磁束を発生できる高性能なＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を製造できる。

[0082] 二粒子粒界部の厚さの測定結果を表６に示す。Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相は５～５００ｎｍの厚い二粒子粒界部を形成している。Ｒ６Ｔ１３Ｇａ相やＲ相も厚い二粒子粒界部を形成しているが、表５からその数は少ない。このことから、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相による二粒子粒界部の形成が高温減磁率の改善に寄与すると考えられる。

[0083]

[表6]

表6

		R-Co-Cu-Ga-Fe nm	R-Cu-Ga-Fe nm	R6T13Ga nm	R nm
比較例1	平均	-	7	180	22
	最大	-	15	250	31
	最小	-	4	110	12
比較例2	平均	-	8	212	41
	最大	-	12	370	125
	最小	-	3	30	8
実施例1	平均	225	9	143	155
	最大	498	12	200	235
	最小	25	6	66	120
実施例2	平均	215	6	187	146
	最大	320	8	253	203
	最小	22	5	12	11
実施例3	平均	111	9	271	99
	最大	155	10	300	187
	最小	40	7	55	34

[0084] 実施例１で確認されたＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の組成を表７に示す。いずれもＦｅの含有量が３５．７原子％以下と非常に少なく、従来から知られている二粒子粒界部に比べて磁化は著しく低いと考えられる。また、Ｃｕの濃度が非常に高いことも特徴的である。

[0085] [表7]

表7

分析点	R-Co-Cu-Ga-Fe相組成 （原子%）					
	Pr	Nd	Cu	Ga	Fe	Co
1	15.3	46.0	15.3	8.5	7.2	7.7
2	17.6	48.7	21.0	3.3	2.7	6.7
3	9.4	32.8	47.3	5.5	2.5	2.5
4	17.3	49.3	17.8	3.8	4.9	7.0
5	15.0	43.6	15.9	2.6	18.1	4.9
6	13.7	39.7	13.5	2.4	24.8	5.9
7	9.3	36.8	40.7	5.5	4.8	2.9
8	12.8	32.2	12.5	2.5	35.7	4.4
9	17.3	47.5	7.8	2.1	22.1	3.2
10	16.8	47.5	19.8	3.6	7.2	5.1
11	18.8	38.4	12.6	11.3	10.9	8.0
12	9.6	34.7	39.2	5.1	8.7	2.7

[0086] 実施例４～７に異なるプロセスによって高温減磁率の改善を試みた。表８～

１１の磁石組成ＩＩＩ～ＶＩの焼結体を作製するための原料合金を作製した。実施例４，５，６，７の組成は、それぞれ磁石組成ＩＩＩ，ＩＶ，Ｖ，ＶＩである。表８～１１の各第１合金はストリップキャスティング法より作製した。一方、第２、３、４合金の組成は、拡散材１、２、３の組成と同じであり、前述の拡散材の作製方法に倣いロール急冷薄帯を４０μｍ以下に粉砕した。ここで徐酸化処理は行わないでステアリン酸亜鉛を０．１ｗｔ％を添加後、ジェットミルでさらに平均粒径４μｍまで粉砕した。その後、ナウタミキサを用いて、第１～４合金の原料微粉末を表中の割合の混合粉末を調製した。得られた混合粉末を、電磁石中に配置された金型内に充填し、１２００ｋＡ／ｍの磁場を印加しながら１２０ＭＰａの圧力を加える磁場中成形を行い、成形体を得た。得られた成形体を真空中で焼結した。その際、焼結温度パターンの昇温部における５００～９００℃の温度域を０．５℃／分で昇温し、それ以外の温度域は１０℃／ｍｉｎで１０６０℃まで昇温した。１０６０℃で４時間保持して焼結した後、急冷した。その後、９００℃で１８時間、次いで、５４０℃で２時間（ともにＡｒ雰囲気下）の時効処理を施した。得られたＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石には研削加工を施し、１０．０ｍｍ×１０．０ｍｍ×４．０ｍｍの直方体とした。Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒のｃ軸の配向方向は４．０ｍｍの厚さの方向となるようにした。

[表8]

表8

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	21.46	5.94	0.00	27.40	1.40	0.00	0.03	0.00	1.60	1.01	bal.	94
第2合金	90.73	0.00	0.00	90.73	9.27	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	2
第3合金	84.12	0.00	0.00	84.12	0.00	0.0	0.00	15.88	0.00	0.00	0.00	2
第4合金	89.22	0.00	0.00	89.22	0.00	10.78	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	2
磁石組成Ⅲ	25.46	5.58	0.00	31.04	1.50	0.22	0.03	0.32	1.50	0.95	bal.	

[表9]

表9

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	21.15	5.85	0.00	27.00	3.13	0.63	0.11	0.95	0.00	0.83	bal.	90
第2合金	90.73	0.00	0.00	90.73	9.27	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	2
第3合金	84.12	0.00	0.00	84.12	0.00	0.0	0.00	15.88	0.00	0.00	0.00	4
第4合金	89.22	0.00	0.00	89.22	0.00	10.78	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4
磁石組成Ⅳ	27.78	5.26	0.00	33.05	3.00	1.00	0.10	1.49	0.00	0.75	bal.	

[表10]

表10

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	20.99	5.81	0.20	27.00	0.00	0.00	0.67	0.00	0.11	0.97	bal.	95
第2合金	90.73	0.00	0.00	90.73	9.27	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	3
第3合金	84.12	0.00	0.00	84.12	0.00	0.0	0.00	15.88	0.00	0.00	0.00	1
第4合金	89.22	0.00	0.00	89.22	0.00	10.78	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1
磁石組成V	24.40	5.52	0.19	30.11	0.28	0.11	0.64	0.16	0.10	0.92	bal.	

[表11]

表11

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	21.31	5.89	0.00	27.20	0.70	0.50	0.25	0.00	0.42	0.91	bal.	92
第2合金	90.73	0.00	0.00	90.73	9.27	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	4
第3合金	84.12	0.00	0.00	84.12	0.00	0.0	0.00	15.88	0.00	0.00	0.00	2
第4合金	89.22	0.00	0.00	89.22	0.00	10.78	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	2
磁石組成VI	26.70	5.42	0.00	32.12	1.01	0.68	0.23	0.32	0.39	0.84	bal.	

[0087] 比較例３～６は、実施例４～７と同じ磁石組成ＩＩＩ～ＶＩの焼結体を作

製したものである。これらの比較例の原料合金として、ストリップキャスティング法により作製した第１合金および第２合金を用いた。比較例３、４、５、６の組成は、それぞれこの順に磁石組成ＩＩＩ，ＩＶ、Ｖ、ＶＩである。比較例３～６の各磁石組成の焼結体を作製するのに用いた合金組成を表１２～１５に示す。比較例３～６の製造プロセスは比較例１と同様である。得られたＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石には研削加工を施し、１０．０ｍｍ×１０．０ｍｍ×４．０ｍｍの直方体とした。Ｒ２Ｔ１４Ｂ結晶粒のｃ軸の配向方向は４．０ｍｍの厚さの方向となるようにした。

[表12]

表12

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	24.74	5.30	0.00	30.04	0.00	0.00	0.03	0.00	1.58	1.00	bal.	95
第2合金	39.00	11.00	0.00	50.00	30.03	4.31	0.00	6.35	0.00	0.00	bal.	5
磁石組成Ⅲ	25.46	5.58	0.00	31.04	1.50	0.22	0.03	0.32	1.50	0.95	bal.	

[表13]

表13

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	27.19	4.96	0.00	31.17	1.50	0.00	0.11	0.00	0.00	0.83	bal.	90
第2合金	39.00	11.00	0.00	50.00	16.50	10.00	0.00	14.90	0.00	0.00	bal.	10
磁石組成IV	27.78	5.26	0.00	33.05	3.00	1.00	0.10	1.49	0.00	0.75	bal.	

[表14]

表14

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T. RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	23.63	5.23	0.20	29.06	0.00	0.00	0.63	0.00	0.11	0.97	bal.	95
第2合金	39.00	11.00	0.00	50.00	5.56	2.16	0.00	3.18	0.00	0.00	bal.	5
磁石組成V	24.40	5.52	0.19	30.11	0.28	0.11	0.60	0.16	0.10	0.92	bal.	

[表15]

表15

	組成(質量%)											質量比
	Nd	Pr	Dy	(T.RE)	Co	Ga	Al	Cu	Zr	B	Fe	
第1合金	26.05	5.13	0.00	31.18	0.00	0.00	0.24	0.00	0.41	0.88	bal.	95
第2合金	39.00	11.00	0.00	50.00	20.30	13.51	0.00	6.35	0.00	0.00	bal.	5
磁石組成VI	26.70	5.42	0.00	32.12	1.01	0.68	0.23	0.32	0.39	0.84	bal.	

[0088] 実施例４～７、比較例３～６について、ＴＥＭ－ＥＤＳによる各試料の二

粒子粒界部の点２ｃにおける組成を分析し、二粒子粒界部の厚さを測定した。表１６に組成分析値で二粒子粒界部に存在する粒界相を分類した結果を残留磁束密度Ｂｒ、保磁力Ｈｃｊおよび高温減磁率とともに示した。各比較例においては、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相がみられないのに対し、各実施例においてはＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が形成されている。実施例と比較例で同じ磁石組成同士で比較すると、実施例においては、高温減磁率が改善されている。Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の生成過程は明らかではないが、第２合金は６２５℃、第３合金は５２０℃、第４合金は６５１℃に液相生成温度があるため、焼結パターンの昇温過程における５００℃～９００℃の温度域を０．５℃／分でゆっくりと昇温することで第２、第３、第４合金の各液相が互いに反応しやすくなり、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の生成が促進されることが考えられる。

[表16]

表16

	磁石組成	各相の二粒子粒界部の形成数					Br	Hcj	高温減磁率
		R-Co-Cu-Ga-Fe A	R-Cu-Ga-Fe B	R6T13Ga C	R D	その他 E	mT	kA/m	%
実施例4	Ⅲ	10	2	3	5	0	1326	1479	-8.0
実施例5	Ⅳ	9	1	5	5	0	1286	1750	-2.1
実施例6	Ⅴ	6	10	2	2	0	1408	1271	-19.1
実施例7	Ⅵ	11	3	2	4	0	1347	1739	-1.9
比較例3	Ⅲ	0	4	12	4	0	1336	1318	-17.2
比較例4	Ⅳ	0	1	13	6	0	1317	1437	-10.0
比較例5	Ⅴ	0	5	10	5	0	1410	1190	-24.6
比較例6	Ⅵ	0	2	11	7	0	1360	1585	-3.5

[0089] 二粒子粒界部の厚さの測定結果を表１７に示す。実施例１～３と同様にＲ

－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が形成する二粒子粒界部は８～４４４ｎｍと厚いことが確認された。

[表17]

表17

		R-Co-Cu-Ga-Fe nm	R-Cu-Ga-Fe nm	R6T13Ga nm	R nm
実施例4	平均	230	9	223	20
	最大	444	12	404	31
	最小	27	6	30	12
実施例5	平均	144	7	247	51
	最大	270	10	436	125
	最小	22	6	46	8
実施例6	平均	122	7	182	178
	最大	208	8	284	235
	最小	36	6	79	120
実施例7	平均	115	7	118	200
	最大	225	6	194	288
	最小	8	7	42	116
比較例3	平均	-	11	132	171
	最大	-	13	222	199
	最小	-	6	48	153
比較例4	平均	-	9	231	133
	最大	-	13	373	254
	最小	-	6	80	24
比較例5	平均	-	9	181	111
	最大	-	10	274	191
	最小	-	7	82	28
比較例6	平均	-	7	189	124
	最大	-	7	349	203
	最小	-	6	92	31

[0090] また、実施例４～７で確認されたＲ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相の組成を各試料３点ずつ表１８に示す。いずれもＦｅの含有量が２７．４原子％以下と非常に少なく、Ｃｕの濃度が非常に高いことも確認され、前述の表７の結果と同様になった。

[表18]

表18

	分析点	R-Co-Cu-Ga-Fe相組成（原子%）						
		Pr	Nd	Dy	Cu	Ga	Fe	Co
実施例4	1	14.2	33.2	0.0	35.0	9.3	6.0	2.3
	2	16.0	41.2	0.0	22.3	2.9	10.1	7.5
	3	12.3	31.6	0.0	17.7	8.5	20.6	9.3
実施例5	1	9.7	39.0	0.0	21.4	8.6	11.5	9.8
	2	14.3	45.1	0.0	24.7	3.3	7.8	4.8
	3	14.8	34.4	0.0	11.4	9.3	23.8	6.3
実施例6	1	9.0	26.9	0.0	29.8	9.6	16.5	8.3
	2	12.3	31.6	0.0	12.6	10.5	27.4	5.6
	3	10.0	31.7	0.0	34.7	3.5	15.2	4.9
実施例7	1	13.8	41.3	0.0	8.7	4.3	23.6	8.4
	2	10.7	35.4	0.4	31.2	1.1	13.3	8.0
	3	11.4	27.8	0.0	46.9	1.7	9.7	2.5

[0091] 以上から、実施例のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石では、保磁力および高温減磁率

が改善されており、比較例との比較で二粒子粒界部に大きな違いがあることが確認された。実施例の二粒子粒界部においては、比較例にはみられない、Ｒ－Ｃｏ－Ｃｕ－Ｇａ－Ｆｅ相が確認された。この相はＦｅの含有量が著しく低く、Ｃｕの濃度が高い組成的特徴を有し、５～５００ｎｍの厚い二粒子粒界部を形成することが確認された。

[0092] 以上、本発明を実施の形態をもとに説明した。実施の形態は例示であり、いろいろな変形および変更が本発明の特許請求範囲内で可能なこと、またそうした変形例および変更も本発明の特許請求の範囲にあることは当業者に理解されるところである。従って、本明細書での記述および図面は限定的ではなく例証的に扱われるべきものである。

産業上の利用可能性

[0093] 本発明によれば、高温環境下においても使用可能なＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を提供できる。

符号の説明

[0094]
１ 主相結晶粒子
２ 二粒子粒界部
２ａ、２ｂ 境界
２ｃ 二粒子粒界部の中点
３ 粒界三重点
１００ Ｒ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石
１０ ＳＰＭモータ
１１ ハウジング
１２ ロータ
１３ ステータ
１４ 回転軸
１５ ロータコア（鉄芯）
１６ 永久磁石
１７ 磁石挿入スロット

１８　ステータコア

１９　スロットル

２０　コイル

請求の範囲

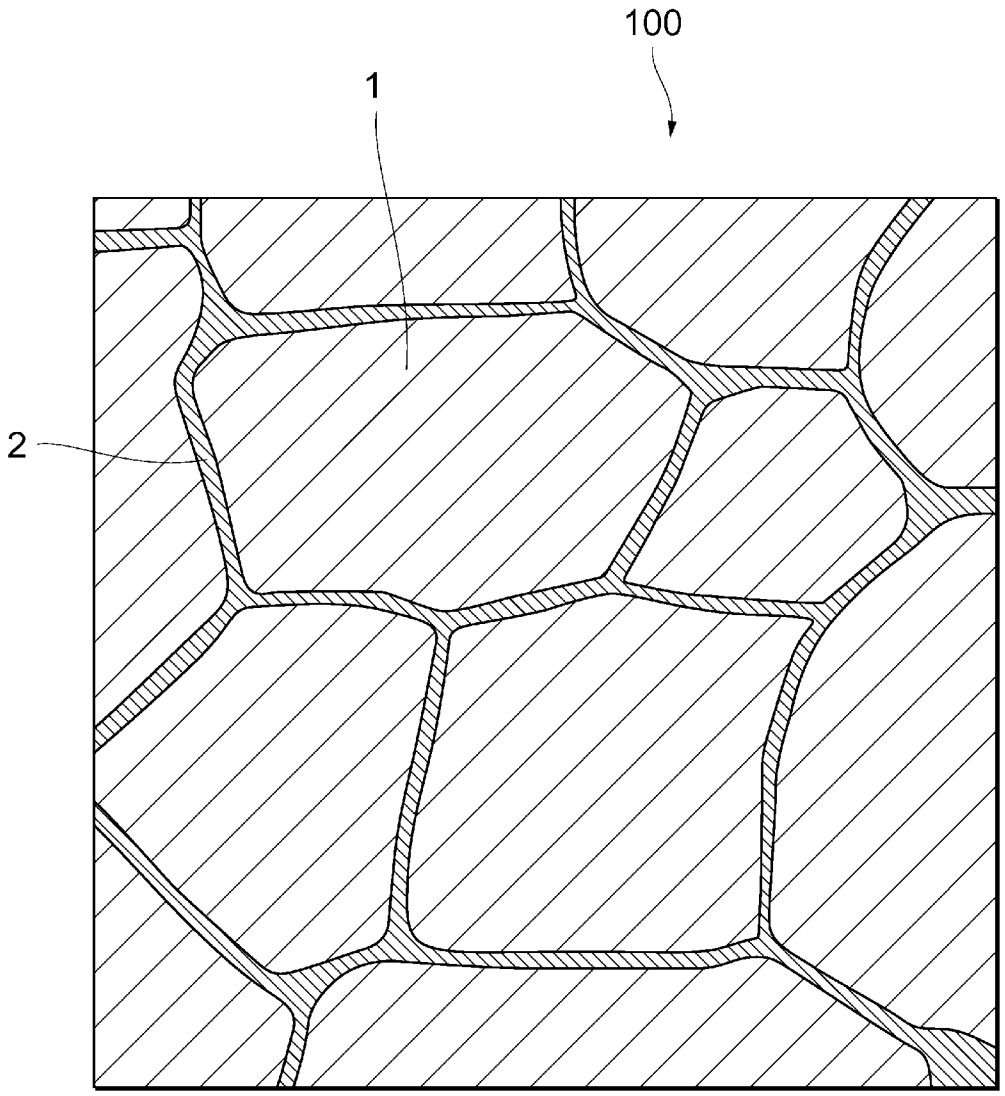
[請求項1] ＲＲ２Ｔ１４Ｂ結晶粒とＲ２Ｔ１４Ｂ結晶粒間の二粒子粒界部とを含むＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石であって、

Ｒ、Ｃｕ、Ｃｏ、Ｇａ、Ｆｅを４０≦Ｒ≦７０、１≦Ｃｏ≦１０、５≦Ｃｕ≦５０、１≦Ｇａ≦１５、１≦Ｆｅ≦４０（ただし、Ｒ＋Ｃｕ＋Ｃｏ＋Ｇａ＋Ｆｅ＝１００とする。Ｒは希土類元素から選ばれる少なくとも１種）の比率で含む相で形成される二粒子粒界部が存在することを特徴とするＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石。

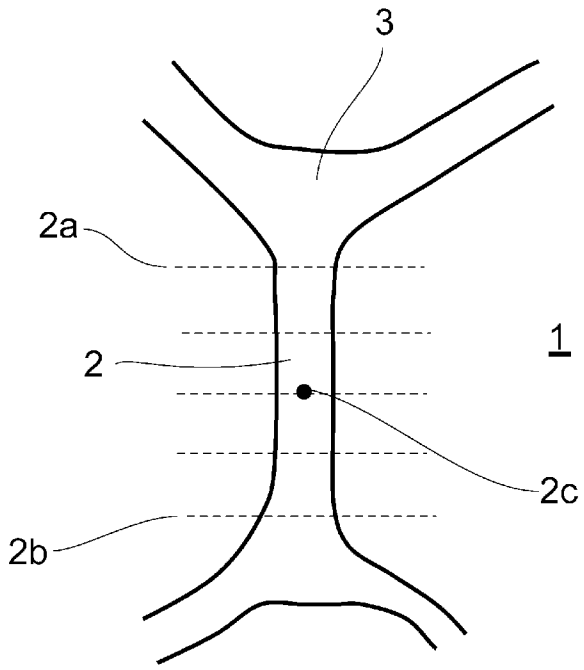
[請求項2] 前記の相で形成される二粒子粒界部の厚みが５～５００ｎｍであることを特徴とする請求項１に記載のＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石。

[請求項3] 請求項１～２のいずれかに記載されたＲ－Ｔ－Ｂ系焼結磁石を用いたモータ。

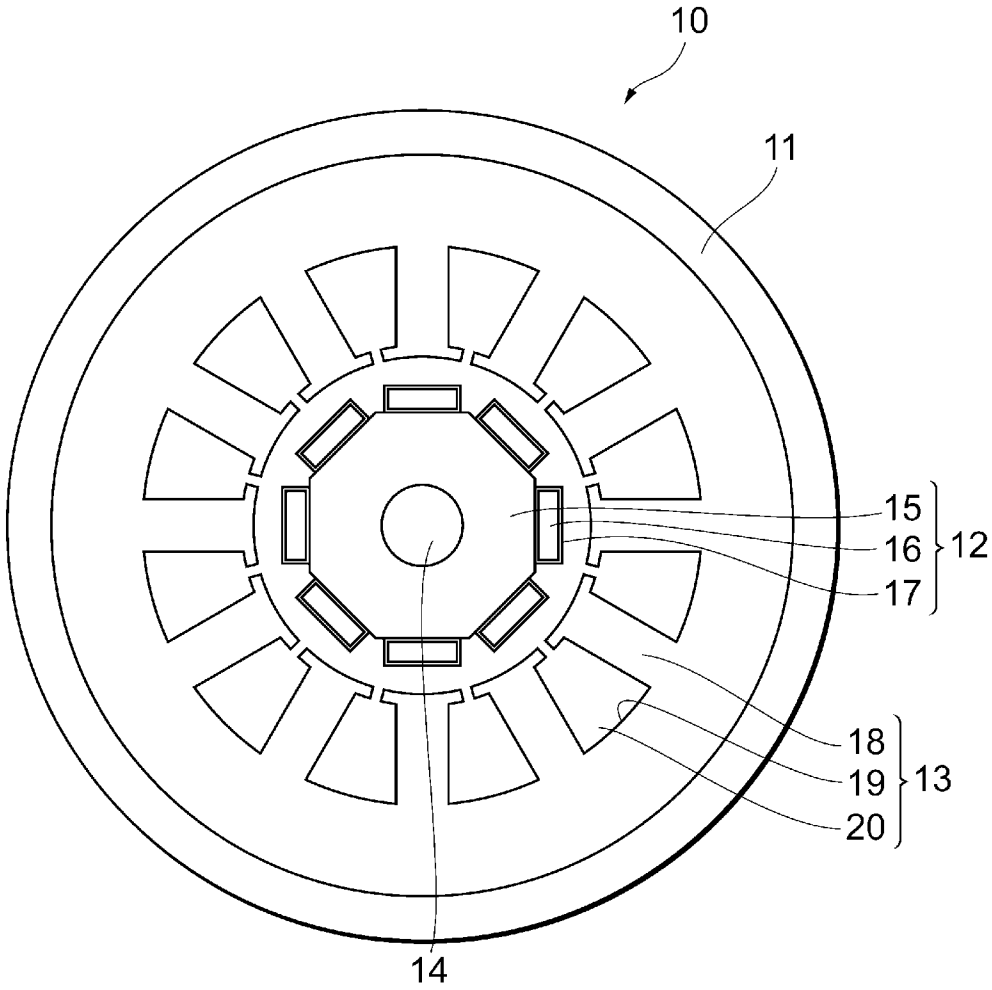
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/070971

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
H01F1/057(2006.01)i, *B22F3/00*(2006.01)i, *C22C33/02*(2006.01)i, *C22C38/00*(2006.01)i, *H01F1/08*(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, B22F3/00, C22C33/02, C22C38/00, H01F1/08

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 Y	JP 2006-295140 A (TDK Corp.), 26 October 2006 (26.10.2006), paragraphs [0014] to [0039], [0048] to [0055] (Family: none)	1,3 2
X Y	WO 2013/073486 A1 (Toyota Motor Corp.), 23 May 2013 (23.05.2013), paragraphs [0014], [0043] to [0060]; fig. 3 & US 2014/0242267 A1 & DE 112012004742 T5 & KR 10-2014-0053326 A & CN 103918041 A	1,3 2
Y	JP 2009-231391 A (Hitachi Metals, Ltd.), 08 October 2009 (08.10.2009), claim 5; paragraph [0044] (Family: none)	2

☒ 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	Date of mailing of the international search report
11 November, 2014 (11.11.14)	25 November, 2014 (25.11.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/070971

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
E,X	WO 2014/157448 A1 (Hitachi Metals, Ltd.), 02 October 2014 (02.10.2014), paragraphs [0023] to [0037], [0053], [0056] to [0059]; fig. 2 (Family: none)	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１４／０７０９７１

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　H01F1/057(2006.01)i, B22F3/00(2006.01)i, C22C33/02(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, H01F1/08(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.　H01F1/057, B22F3/00, C22C33/02, C22C38/00, H01F1/08

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	１９７１－２０１４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１４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 Y	JP 2006-295140 A（ＴＤＫ株式会社）2006.10.26, 段落【0014】-【0039】,【0048】-【0055】（ファミリーなし）	1,3 2
X Y	WO 2013/073486 A1（トヨタ自動車株式会社）2013.05.23, 段落[0014],[0043]-[0060], 図３ & US 2014/0242267 A1 & DE 112012004742 T5 & KR 10-2014-0053326 A & CN 103918041 A	1,3 2
Y	JP 2009-231391 A（日立金属株式会社）2009.10.08, 請求項５, 段落【0044】（ファミリーなし）	2

☑　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	国際調査報告の発送日
１１．１１．２０１４	２５．１１．２０１４

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　５Ｄ　４２３０
久保田　昌晴
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３５５１

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
E, X	WO 2014/157448 A1（日立金属株式会社）2014.10.02, 段落[0023]-[0037],[0053],[0056]-[0059], 図２（ファミリーなし）	1-3