

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2015-157999

(P2015-157999A)

(43) 公開日 平成27年9月3日(2015.9.3)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 3 S	4 K O 1 8
C 2 2 C 45/02 (2006.01)	C 2 2 C 45/02 A	5 E O 4 1
C 2 1 D 6/00 (2006.01)	C 2 1 D 6/00 C	
B 2 2 F 1/00 (2006.01)	B 2 2 F 1/00 Y	
H O 1 F 1/153 (2006.01)	H O 1 F 1/14 C	

審査請求 有 請求項の数 6 O L (全 10 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2014-34482 (P2014-34482)
 (22) 出願日 平成26年2月25日 (2014.2.25)

(71) 出願人 504157024
 国立大学法人東北大学
 宮城県仙台市青葉区片平二丁目1番1号
 (74) 代理人 100117341
 弁理士 山崎 拓哉
 (72) 発明者 牧野 彰宏
 宮城県仙台市青葉区片平2丁目1番1号
 国立大学法人東北大学内
 (72) 発明者 シャルマ パルマナンド
 宮城県仙台市青葉区片平2丁目1番1号
 国立大学法人東北大学内
 (72) 発明者 ツァン ヤン
 宮城県仙台市青葉区片平2丁目1番1号
 国立大学法人東北大学内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 合金組成物、Fe基ナノ結晶合金薄帯、Fe基ナノ結晶合金粉末及び磁性部品

(57) 【要約】

【課題】高いアモルファス形成能を有する合金組成物を提供すること。

【解決手段】主相としてアモルファス相を有する組成式 $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_eC_f$ の合金組成物。パラメータは次の条件を満たす： $3.5 < a < 4.5$ at%； $8 < b < 11$ at%； $0 < c < 2$ at%； $3 < d < 5$ at%； $0.5 < e < 1.1$ at%；及び $0 < f < 2$ at%。この合金組成物によれば、良好な磁気特性を有し且つ25 μm以上の厚い薄帯形状を有する合金組成物を形成することもできる。また、この合金組成物で粉末を形成した場合には、45 μmといった粒径の大きな粉末であっても良好な磁気特性を有することになるので歩留まりが向上する。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

主相としてアモルファス相を有する組成式 $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cPdCu_eC_f$ の合金組成物であって、 $3.5 \leq a \leq 4.5$ at%、 $8 \leq b \leq 11$ at%、 $0 < c \leq 2$ at%、 $3 \leq d \leq 5$ at%、 $0.5 \leq e \leq 1.1$ at%、 $0 \leq f \leq 2$ at% である合金組成物。

【請求項 2】

請求項 1 記載の合金組成物であって、厚さ $25 \mu m$ 以上の連続薄帯形状を有する合金組成物。

【請求項 3】

請求項 2 記載の合金組成物を熱処理して得られる Fe 基ナノ結晶合金薄帯であって、 $17 nm$ 以下の平均結晶粒径を有し、 $1.8 T$ 以上の飽和磁束密度と $7 A/m$ 以下の保持力を有する Fe 基ナノ結晶合金薄帯。

【請求項 4】

請求項 1 記載の合金組成物であって、粒径 $45 \mu m$ 以下の粉末形状を有する合金組成物。

【請求項 5】

請求項 4 記載の合金組成物を熱処理して得られる Fe 基ナノ結晶合金粉末であって、 $17 nm$ 以下の平均結晶粒径を有し、 $1.7 T$ 以上の飽和磁束密度と $100 A/m$ 以下の保持力を有する Fe 基ナノ結晶合金粉末。

【請求項 6】

請求項 3 項記載の Fe 基ナノ結晶合金薄帯又は請求項 5 記載の Fe 基ナノ結晶合金粉末を用いて構成された磁性部品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、トランスやインダクタ、モータの磁芯などの使用に好適である Fe 基ナノ結晶合金に関する。

【背景技術】

【0002】

高い飽和磁束密度を有し且つ高い透磁率を有する Fe 基ナノ結晶合金については、例えば、特許文献 1 において提案されている。Fe 基ナノ結晶合金は、主相としてアモルファス相を有する合金組成物を熱処理して得られる。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0003】

【特許文献 1】特開 2010-070852 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

厚い薄帯を安定的に得るためには、合金組成物のアモルファス形成能を高めることが要求される。また、合金生成物のアモルファス形成能が高いと、粒径が大きくても特性の良い粉末を形成することが可能となる。従って、その合金組成物から粉末を製造すると、特性の良い粉末の形成の歩留まりを向上させることができる。

【0005】

そこで、本発明は、高いアモルファス形成能を有する合金組成物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】

【0006】

本発明は、第 1 の合金組成物として、

10

20

30

40

50

主相としてアモルファス相を有する組成式 $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_eC_f$ の合金組成物であって、 $3.5 < a < 4.5$ at%、 $8 < b < 11$ at%、 $0 < c < 2$ at%、 $3 < d < 5$ at%、 $0.5 < e < 1.1$ at%、 $0 < f < 2$ at%である合金組成物を提供する。

【0007】

また、本発明は、第2の合金組成物として、第1の合金組成物であって、厚さ $25 \mu m$ 以上の連続薄帯形状を有する合金組成物を提供する。

【0008】

また、本発明は、Fe基ナノ結晶合金薄帯として、第2の合金組成物を熱処理して得られるFe基ナノ結晶合金薄帯であって、

10

$17 nm$ 以下の平均結晶粒径を有し、 $1.8 T$ 以上の飽和磁束密度と $7 A/m$ 以下の保持力を有するFe基ナノ結晶合金薄帯を提供する。

【0009】

また、本発明は、第3の合金組成物として、第1の合金組成物であって、粒径 $45 \mu m$ 以下の粉末形状を有する合金組成物を提供する。

【0010】

また、本発明は、Fe基ナノ結晶合金粉末として、第3の合金組成物を熱処理して得られるFe基ナノ結晶合金粉末であって、

$17 nm$ 以下の平均結晶粒径を有し、 $1.7 T$ 以上の飽和磁束密度と $100 A/m$ 以下の保持力を有するFe基ナノ結晶合金粉末を提供する。

20

【0011】

更に、本発明は、上述したFe基ナノ結晶合金薄帯又はFe基ナノ結晶合金粉末を用いて構成された磁性部品を提供する。

【発明の効果】

【0012】

Coを 3.5 at%以上且つ 4.5 at%以下含む $FeCoBSiPCu$ 合金又は $FeCoBSiPCuC$ 合金は高いアモルファス形成能を有しており、且つ他の元素の組成比も適切に調整したことから優れた磁気特性をも有している。そのため、良好な磁気特性を有し且つ厚い薄帯形状を有する合金組成物を形成することもできる。また、当該合金組成物で粉末を形成した場合には、粒径の大きな粉末であっても良好な磁気特性を有することになるので歩留まりが向上する。

30

【発明を実施するための形態】

【0013】

本発明の実施の形態による合金組成物は、Fe基ナノ結晶合金の出発原料として好適なものであり、組成式 $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_eC_f$ のものである。ここで、 $3.5 < a < 4.5$ at%、 $8 < b < 11$ at%、 $0 < c < 2$ at%、 $3 < d < 5$ at%、 $0.5 < e < 1.1$ at%、 $0 < f < 2$ at%。即ち、Cを含まない場合には、組成式は $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_e$ であり、Cを $0 < f < 2$ at%含む場合には、組成式は $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_eC_f$ である。

40

【0014】

本実施の形態において、Co元素はアモルファス相形成を担う必須元素である。FeBSiPCu合金又はFeBSiPCuC合金に対してCo元素を一定量加えると、FeBSiPCu合金又はFeBSiPCuC合金のアモルファス相形成能が向上することから、例えば、厚みのある連続薄帯を安定して作製することができる。但し、Coの割合が 3.5 at%より少ないと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。Coの割合が 4.5 at%より多いと、飽和磁束密度が低下する。また、Coの割合が 4.5 at%より多いと、熱処理後の結晶粒径が大きくなってしまい保磁力の上昇を招いてしまう。従って、Coの割合は、 3.5 at%以上、 4.5 at%以下であることが望ましい。アモルファ

50

ス相形成能を高めるためにC oの割合を3 . 5 a t %以上と多くした場合であっても、他の元素B , S i , P , C uの値を下記のように調整することにより、良好な磁気特性を得ることができる。

【0015】

本実施の形態において、B元素はアモルファス相形成を担う必須元素である。Bの割合が8 a t %より少ないと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。Bの割合が11 a t %より多いと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。従って、Bの割合は、8 a t %以上、11 a t %以下であることが望ましい。

10

【0016】

本実施の形態において、S i元素はアモルファス形成を担う必須元素である。S iを含まないと、飽和磁束密度が低下してしまう。S iの割合が2 a t %を超えてしまうと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。従って、S iの割合は、2 a t %以下(0を含まない)であることが望ましい。

【0017】

本実施の形態において、P元素はアモルファス形成を担う必須元素である。Pの割合が3 a t %より少ないと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。Pの割合が5 a t %より多いと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。従って、Pの割合は、3 a t %以上、5 a t %以下であることが望ましい。

20

【0018】

本実施の形態において、C u元素はアモルファス形成を担う必須元素である。C uの割合が0 . 5 a t %より少ないと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。C uの割合が1 . 1 a t %より多いと、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。従って、C uの割合は、0 . 5 a t %以上、1 . 1 a t %以下であることが望ましい。

30

【0019】

本実施の形態において、F e元素は主元素であり、上記組成式において残部を占め且つ磁性を担う必須元素である。飽和磁束密度の向上及び原料価格の低減のため、F eの割合が多いことが基本的には好ましい。

【0020】

上述した組成式 $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_e$ を有する合金組成物に対してC元素を一定量加えて合金組成物の総材料コストを下げることもよい。C元素を加えた場合、薄帯が厚くなっても飽和磁束密度や保磁力などの磁気特性が劣化し難い。但し、Cの割合が2 a t %を超えると、液体急冷条件下におけるアモルファス相の形成能が低下してしまい、熱処理後の結晶粒径が大きくなり保磁力の上昇を招いてしまう。従って、C元素を加えて合金組成物の組成式を $Fe_{100-a-b-c-d-e}Co_aB_bSi_cP_dCu_eC_f$ とする場合であっても、Cの割合は、2 a t %以下(0を含まない)であることが望ましい。

40

【0021】

本実施の形態における合金組成物は、様々な形状を有することができる。例えば、合金組成物は、連続薄帯形状を有していてもよいし、粉末形状を有していてもよい。連続薄帯形状の合金組成物は、F e基アモルファス薄帯などの製造に使用されている単ロール製造装置や双ロール製造装置のような従来装置を使用して形成することができる。粉末形状の合金組成物は水アトマイズ法やガスアトマイズ法によって作製してもよいし、薄帯の合金組成物を粉砕することで作製してもよい。

50

【0022】

本実施の形態による合金組成物を成形して、巻磁芯、積層磁芯、圧粉磁芯などの磁気コアを形成することができる。また、その磁気コアを用いて、トランス、インダクタ、モータや発電機などの部品を提供することができる。

【0023】

本実施の形態による合金組成物は主相としてアモルファス相を有している。従って、本実施の形態による合金組成物をArガス雰囲気のような不活性雰囲気中で熱処理すると、2回以上結晶化される。最初に結晶化が開始した温度を第1結晶化開始温度(T_{x1})とし、2回目の結晶化が開始した温度を第2結晶化開始温度(T_{x2})とする。また、第1結晶化開始温度(T_{x1})と第2結晶化開始温度(T_{x2})の間の温度差を $T = T_{x2} - T_{x1}$ とする。これら結晶化温度は、例えば、示差走査熱量分析(DSC)装置を用い、40 /分程度の昇温速度で熱分析を行うことで評価可能である。

10

【0024】

本実施の形態による合金組成物を毎分100以上の昇温速度で且つ第1結晶化開始温度以上で熱処理をすると、本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金を得ることができる。Fe基ナノ結晶合金形成の際に均質なナノ結晶組織を得るためには、合金組成物の第1結晶化開始温度(T_{x1})と第2結晶化開始温度(T_{x2})の差 T が100以上200以下であることが好ましい。

【0025】

上述したようにして熱処理して得られた本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金薄帯は、17nm以下の平均結晶粒径を有すると共に1.8T以上の高い飽和磁束密度と7A/m以下の低い保磁力を有する。また、上述したようにして固化成形熱処理して得られた本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金粉末は、17nm以下の平均結晶粒径を有すると共に1.7T以上の高い飽和磁束密度と100A/m以下の低い保磁力を有する。

20

【0026】

本実施の形態によるFe基ナノ結晶合金薄帯やFe基ナノ結晶合金粉末を用いて磁気コアを形成することができる。また、その磁気コアを用いて、トランス、インダクタ、モータや発電機などの部品を構成することができる。

【0027】

以下、本発明の実施の形態について、複数の実施例及び複数の比較例を参照しながら更に詳細に説明する。

30

【0028】

(実施例1~11及び比較例1~8)

まず、Cを含まないFeCoBSiPCu合金について検証した。詳しくは、原料を下記の表1に掲げられた本発明の実施例1~11及び比較例1~8の合金組成となるように秤量し、アーク溶解した。その後、溶解した合金組成物を大気中において単ロール液体急冷法にて処理し、種々の厚さを持つ幅約3mm、長さ約5~15mの連続薄帯を作製した。これらの連続薄帯の合金組成物の相の同定はX線回折法にて行った。更に、表2記載の熱処理条件の下で、実施例1~11及び比較例1~8の合金組成物を熱処理した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度 B_s は振動試料型磁力計(VMS)を用いて800kA/mの磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力 H_c は直流BHトレーサーを用い2kA/mの磁場にて測定した。測定結果を表2に示す。

40

【0029】

【表 1】

	Fe	Co	B	Si	P	Cu
実施例 1	81.7	3.5	9.5	0.5	4	0.8
実施例 2	81.2	4	9.5	0.5	4	0.8
実施例 3	80.7	4.5	9.5	0.5	4	0.8
比較例 1	82.0	3.2	9.5	0.5	4	0.8
比較例 2	80.4	4.8	9.5	0.5	4	0.8
実施例 4	82.5	4	8.2	0.5	4	0.8
実施例 5	79.8	4	10.9	0.5	4	0.8
比較例 3	82.9	4	7.8	0.5	4	0.8
比較例 4	79.4	4	11.3	0.5	4	0.8
実施例 6	81.5	4	9.5	0.2	4	0.8
実施例 7	79.9	4	9.5	1.8	4	0.8
比較例 3	81.7	4	9.5	0	4	0.8
比較例 4	79.5	4	9.5	2.2	4	0.8
実施例 8	82.1	4	9.5	0.5	3.1	0.8
実施例 9	80.4	4	9.5	0.5	4.8	0.8
比較例 5	82.4	4	9.5	0.5	2.8	0.8
比較例 6	79.9	4	9.5	0.5	5.3	0.8
実施例 10	81.5	4	9.5	0.5	4	0.5
実施例 11	80.9	4	9.5	0.5	4	1.1
比較例 7	81.7	4	9.5	0.5	4	0.3
比較例 8	80.8	4	9.5	0.5	4	1.2

10

20

30

【 0 0 3 0 】

【表 2】

	薄帯厚さ (μm)	熱処理前組織	熱処理		熱処理後結晶粒径 (nm)	飽和磁束密度 (T)	保磁力 (A/m)
			温度 ($^{\circ}\text{C}$)	時間 (分)			
実施例 1	29	Amo.	420	10	15	1.84	6.6
実施例 2	30	Amo.	420	10	15	1.84	6.5
実施例 3	27	Amo.	420	10	16	1.83	6.8
比較例 1	24	Amo. +Fe	420	10	21	1.83	12.1
比較例 2	30	Amo. +Fe	420	10	17	1.83	7.3
実施例 4	25	Amo.	440	10	17	1.85	6.7
実施例 5	33	Amo.	420	10	15	1.80	5.9
比較例 3	24	Amo. +Fe	440	10	22	1.85	16.0
比較例 4	29	Amo. +Fe	420	10	18	1.77	8.1
実施例 6	30	Amo.	420	10	15	1.83	6.5
実施例 7	30	Amo.	430	10	16	1.80	6.9
比較例 3	27	Amo.	420	10	15	1.82	7.3
比較例 4	29	Amo. +Fe	440	10	18	1.78	8.0
実施例 8	26	Amo.	440	10	17	1.85	7.0
実施例 9	28	Amo.	420	10	16	1.81	6.7
比較例 5	22	Amo. +Fe	440	10	21	1.86	17.3
比較例 6	25	Amo.	420	10	16	1.79	6.8
実施例 10	32	Amo.	420	10	17	1.84	7.0
実施例 11	28	Amo.	440	10	15	1.82	6.2
比較例 7	23	Amo.	440	10	35	1.81	28.0
比較例 8	29	Amo. +Fe	440	10	27	1.78	21.1

10

20

【0031】

表 2 から理解されるように、実施例の合金薄帯はすべて急冷後の状態においてアモルファスを主相とするものであり、しかもすべて 25 μm 以上の厚みを有していた。

【0032】

また、実施例の合金薄帯を熱処理したものはナノ結晶化したが、熱処理後の結晶粒径がすべて 17 nm 以下と小さく、7 A/m 以下の小さい保磁力を有していると共に、1.8 T 以上の高い飽和磁束密度を有していた。

30

【0033】

(実施例 12 ~ 14 及び比較例 9, 10)

更に C を含めた FeCoBSiPCuC 合金について検証した。詳しくは、原料を下記の表 3 に掲げられた本発明の実施例 12 ~ 14 及び比較例 9, 10 の合金組成となるように秤量し、アーク溶解した。その後、溶解した合金組成物を大気中において単ロール液体急冷法にて処理し、種々の厚さを持つ幅約 3 mm、長さ約 5 ~ 15 m の連続薄帯を作製した。これらの連続薄帯の合金組成物の相の同定は X 線回折法にて行った。更に、表 4 記載の熱処理条件の下で、実施例 12 ~ 14 及び比較例 9, 10 の合金組成物を熱処理した。熱処理された合金組成物の夫々の飽和磁束密度 B_s は振動試料型磁力計 (VMS) を用いて 800 kA/m の磁場にて測定した。各合金組成物の保磁力 H_c は直流 BH トレーサーを用いて 2 kA/m の磁場にて測定した。測定結果を表 4 に示す。

40

【0034】

【表 3】

	Fe	Co	B	Si	P	Cu	C
実施例 12	80.7	4	9.5	0.5	4	0.8	0.5
実施例 13	80.3	4	9.5	0.5	3.9	0.8	1
実施例 14	79.4	3.9	9.5	0.5	3.9	0.8	2
比較例 9	79.0	4	9.5	0.5	4	0.8	2.2
比較例 10	78.2	4	9.5	0.5	4	0.8	3

10

【0035】

【表 4】

	薄帯厚さ (μm)	熱処理前組織	熱処理		熱処理後結晶粒径 (nm)	飽和磁束密度 (T)	保磁力 (A/m)
			温度 ($^{\circ}\text{C}$)	時間 (分)			
実施例 12	35	Amo.	420	10	14	1.84	6.6
実施例 13	41	Amo.	420	10	14	1.84	6.5
実施例 14	37	Amo.	420	10	13	1.83	6.8
比較例 9	27	Amo.	420	10	20	1.76	7.4
比較例 10	24	Amo. +Fe	420	10	38	1.69	11.2

20

【0036】

表 4 から理解されるように、実施例の合金薄帯はすべて急冷後の状態においてアモルファスを主相とするものであり、しかもすべて $25\ \mu\text{m}$ 以上の厚みを有していた。

【0037】

また、実施例の合金薄帯を熱処理したものはナノ結晶化したが、熱処理後の結晶粒径がすべて $14\ \text{nm}$ 以下と小さく、 $7\ \text{A/m}$ 以下の小さい保磁力を有していると共に、 $1.8\ \text{T}$ 以上の高い飽和磁束密度を有していた。

30

【0038】

(実施例 15, 16 及び比較例 11, 12)

次いで、粉末についても検証した。詳しくは、原料を下記表 5 に掲げられた本発明の実施例 15, 16 及び比較例 11, 12 の合金組成となるように秤量し、高周波誘導溶解処理により溶解して母合金を作製した。この母合金をガスアトマイズ法にて処理し、粉末を得た。合金溶湯の吐出量は平均 $15\ \text{g/秒}$ 以下とし、ガス圧は $10\ \text{MPa}$ 以上とした。このようにして得た粉末をふるいにかけて、粉末粒径が $45\ \mu\text{m}$ 以下のものと $45\ \mu\text{m}$ を超えるものに分け、実施例 15, 16 及び比較例 11, 12 の粉末を得た。その後、それらの粉末を用いて成形体を作成し、Ar 雰囲気中で $420\ \times 7$ 分の条件にて固化して成形体を作成した。

40

【0039】

【表 5】

	Fe	Co	B	Si	P	Cu	C	粉末粒径 (μm)
実施例 15	81.2	4	9.5	0.5	4	0.8	0	45 以下
実施例 16	80.3	4	9.5	0.5	3.9	0.8	1	45 以下
比較例 11	81.2	4	9.5	0.5	4	0.8	0	45 超
比較例 12	80.3	4	9.5	0.5	3.9	0.8	1	45 超

50

【 0 0 4 0 】

【 表 6 】

	固化成形		固化成形後 結晶粒径 (nm)	固化成形後 飽和磁束 密度 (T)	固化成形後 保磁力 (A/m)
	温度 (°C)	時間 (分)			
実施例 15	420	7	16	1.72	72
実施例 16	420	7	15	1.74	40
比較例 11	420	7	25	1.62	141
比較例 12	420	7	22	1.59	103

10

【 0 0 4 1 】

表 6 から理解されるように、実施例 15 , 16 の合金粉末の固化成形後の結晶粒径が 16 nm 以下と小さく、100 A / m 以下の小さい保磁力を有していると共に、1.7 T 以上の高い飽和磁束密度を有していた。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)	
<i>H 0 1 F</i>	<i>1/22</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	<i>1/22</i>	
<i>H 0 1 F</i>	<i>27/24</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	<i>27/24</i>	C
<i>H 0 1 F</i>	<i>27/255</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>H 0 1 F</i>	<i>27/24</i>	D

(72)発明者 西山 信行

宮城県仙台市青葉区片平2丁目1番1号 国立大学法人東北大学内

(72)発明者 竹中 佳生

宮城県仙台市青葉区片平2丁目1番1号 国立大学法人東北大学内

Fターム(参考) 4K018 AA24 BB05 BD01

5E041 AA11 BD03 CA02 CA04 NN01 NN06 NN12 NN13