



República Federativa do Brasil
Ministério da Economia
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(11) PI 0906063-4 B1



(22) Data do Depósito: 19/08/2009

(45) Data de Concessão: 10/12/2019

(54) Título: COMPOSIÇÃO DE LIGA E MÉTODO PARA FORMAR UMA LIGA NANOCRISTALINA BASEADA EM FERRO

(51) Int.Cl.: C22C 38/00; B22F 1/00; C21D 6/00; C22C 45/02; H01F 1/14.

(30) Prioridade Unionista: 22/08/2008 JP 2008-214237.

(73) Titular(es): TOHOKU MAGNET INSTITUTE CO., LTD.; AKIHIRO MAKINO.

(72) Inventor(es): AKIHIRO MAKINO.

(86) Pedido PCT: PCT JP2009003951 de 19/08/2009

(87) Publicação PCT: WO 2010/021130 de 25/02/2010

(85) Data do Início da Fase Nacional: 31/08/2010

(57) Resumo: COMPOSIÇÃO DE LIGA E MÉTODO PARA FORMAR UMA LIGA NANOCRISTALINA BASEADA EM FERRO
Uma composição de liga FeaBbSicPxCyCuz , cujos índices a, b, c, x, y, z atendem as condições $79 \leq a \leq 86$ % atômico; $5 \leq b \leq 13$ % atômico; $0 \leq c \leq 8$ % atômico; $1 \leq x \leq 8$ % atômico; $0 \leq y \leq 5$ % atômico; $0.4 \leq z \leq 1.4$ % atômico; e a relação z/x atende a condição $0,08 \leq z/x \leq 0.8$; ou os índices atendem as seguintes condições: $81 \leq a \leq 86$ % atômico; $6 \leq b \leq 10$ % atômico; $2 \leq c \leq 8$ % atômico; $2 \leq x \leq 5$ % atômico; $0 \leq y \leq 4$ % atômico; $0.4 \leq z \leq 1.4$ % atômico e a relação z/x atende a condição $0,08 \leq z/x \leq 0,8$ % atômico.

"COMPOSIÇÃO DE LIGA E MÉTODO PARA FORMAR UMA LIGA NANOCRISTALINA BASEADA EM FERRO"

Campo da Invenção

[0001] A presente invenção se relaciona a uma liga nanocristalina baseada em Ferro e a seu método de formação, sendo que a liga nanocristalina baseada em Ferro é adequada para uso em transformadores indutores, núcleos magnéticos em motores, etc.

Histórico da Invenção

[0002] A utilização de elementos não-metálicos, tal como Nióbio, para obter uma liga nanocristalina implica no problema de baixar a densidade de fluxo de magnético de saturação da liga nano cristalina. O aumento de conteúdo de Ferro e a diminuição de elementos não-metálicos, tal como Nióbio, provê uma maior densidade de fluxo de saturação magnética da liga nanocristalina, mas implica no problema de as partículas do cristal se tornarem grossas. O documento de patente 1 provê uma liga nanocristalina baseada em Ferro que resolve os problemas acima mencionados.

Sumário da Invenção

Problema a serem Resolvidos pela Invenção

[0003] No entanto, a liga nanocristalina baseada em Ferro da Patente JP-A 2007-270271 tem alta magnetoestricção de 14×10^6 e baixa permeabilidade magnética. Em adição, por causa da grande quantidade de cristal cristalizada que se forma durante o resfriamento rápido, a liga nanocristalina baseada em Ferro da JP-A 2007-270271 exibe baixa tenacidade.

[0004] Portanto, trata-se de um objetivo da presente invenção prover uma liga nanocristalina baseada em Ferro, com alta densidade de fluxo magnético de saturação magnética e

alta permeabilidade magnética e a um método para formar liga nanocristalina baseada em Ferro.

Meio para Resolver o Problema

[0005] A partir de um estudo diligente, o inventor da presente invenção descobriu que uma composição específica de liga pode ser usada como material de partida para obter uma liga nanocristalina baseada em Ferro com alta densidade de fluxo magnético de alta saturação e alta permeabilidade magnética, sendo que a composição de liga específica é representada por uma pré-determinada composição tendo uma fase amorfa como fase principal e maior tenacidade. A liga específica é submetida a um tratamento térmico de modo que nanocristais (fase cccFe) possam ser cristalizados. Os nanocristais podem diminuir notavelmente a magnetoestricção de saturação da liga nanocristalina baseada em Ferro. A magnetoestricção de saturação reduzida provê uma densidade de fluxo magnético superior e maior permeabilidade magnética. Portanto, a composição de liga específica se mostra um material útil como material de partida para obter a liga nanocristalina baseada em Ferro com alta densidade de fluxo magnético de saturação e alta permeabilidade magnética.

[0006] Um aspecto da presente invenção provê como material de partida útil para uso em uma liga nanocristalina baseada em Ferro, a composição de liga $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$, na qual os índices a, b, c, y, z atendem as seguintes condições $79 \leq a \leq 86$ % atômico, $5 \leq b \leq 13$ % atômico, $0 < c \leq 8$ % atômico, $1 \leq x \leq 8$ % atômico, $0 \leq y \leq 5$ % atômico, $0,4 \leq z \leq 1,4$ % atômico, e a relação z/x atende a condição de $0,08 \leq z/x \leq 0,8$ % atômico.

[0007] Outro aspecto da presente invenção provê como

material de partida para uma liga nanocristalina baseada em Ferro, a composição de liga $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$, na qual os índices da fórmula a , b , c , x , y atendem as condições $81 \leq a \leq 86\%$ atômico, $6 \leq b \leq 10\%$ atômico, $2 \leq c \leq 8\%$ atômico, $2 \leq x \leq 5\%$ atômico, $0 \leq y \leq 4\%$ atômico, $0,4 \leq z \leq 1,4\%$ atômico, e a relação z/x atende a condição $0,08 \leq z/x \leq 0,8\%$ atômico.

Efeito Vantajoso da Invenção

[0008] A liga nanocristalina baseada em Ferro, usada como material de partida e formada usando uma das composições de liga acima mencionadas, tem magnetoestricção de baixa saturação e exibe uma densidade de fluxo magnético de saturação superior e maior permeabilidade magnética.

Descrição Resumida dos Desenhos

[0009] A figura 1 é uma vista mostrando as relações entre coercividade H_c e temperatura de tratamento térmico para os Exemplos da presente invenção e Exemplos Comparativos;

[0010] A figura 2 é conjunto de cópias de imagens TEM de alta resolução de um Exemplo Comparativo, onde a esquerda é mostrada uma imagem para um estado de pré-aquecimento de tratamento e a direita uma imagem de um estado de pós-aquecimento de tratamento;

[0011] A figura 3 é conjunto de cópias de imagens TEM de alta resolução de um Exemplo Comparativo, onde a esquerda é mostrada uma imagem para um estado de pré-aquecimento de tratamento e a direita uma imagem de um estado de pós-aquecimento de tratamento; e

[0012] A figura 4 é uma vista mostrando perfis DSC de exemplos da presente invenção e perfis DSC de exemplos comparativos.

Melhor Modo de Configurar a Invenção

[0013] Uma composição de liga, de acordo com uma configuração da presente invenção, serve de material de partida de uma liga nanocristalina baseada em Ferro - $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$, onde a, b, c, x, y, z atendem as condições $79 \leq a \leq 86\%$ atômico, $5 \leq b \leq 13\%$ atômico, $0 < c \leq 8\%$ atômico, $1 \leq x \leq 8\%$ atômico, $0 \leq y \leq 5\%$ atômico, $0,4 \leq z \leq 1,4\%$ atômico, e a relação x/z atende a condição $0,08 \leq z/x \leq 0,8$.

[0014] Sendo preferível que b, c, x atendam as condições: $6 \leq b \leq 10\%$ atômico; $2 \leq c \leq 8\%$ atômico; e $2 \leq x \leq 5\%$ atômico, e preferível que y, z atendam as seguintes condições $0 \leq y \leq 3\%$ atômico, $0,4 \leq z \leq 1,1\%$ atômico, e a relação z/x atenda a condição $0,08 \leq z/x \leq 0,55$. Ademais, o elemento Fe pode ser substituído por pelo menos um elemento selecionado do grupo Ti, Zr, Hf, Nb, Ta, Mo, W, Cr, Co, Ni, Al, Mn, Ag, Zn, Sn, As, Sb, Bi, Y, N, O, e elementos de terra rara a 3 % atômico ou menos.

[0015] Na composição de liga acima mencionada, o elemento Fe é o componente principal e essencial para prover magnetismo. Preferivelmente e basicamente, o conteúdo de Ferro deve ser maior, para aumentar a densidade de fluxo magnético de saturação e propiciar uma redução de custo e material: se o conteúdo de Ferro for menor que 79 % atômico não será obtida a densidade desejável de fluxo magnético de saturação. Mas, se o conteúdo de Fe for maior que 86, então será difícil obter a fase amorfa em uma condição de rápido resfriamento, de modo que o diâmetro de partícula de cristalina pode adquirir vários tamanhos ou se tornar grossa. Em outras palavras, não serão obtidas estruturas nanocristalinas homogêneas, de modo que a composição de liga exiba propriedades magnéticas fracas degradadas. Por

consequente, deseja-se que o conteúdo de Fe fique na faixa de 79% a 86% atômico. Em particular, se for requerida uma densidade de fluxo magnético de saturação de 1,7T ou mais, será preferível que o conteúdo de Fe seja 81% atômico ou mais.

[0016] Na composição de liga acima, o elemento B é um elemento essencial para formar uma fase amorfa. Se o conteúdo de B for menor que 5 % atômico será difícil formar a fase amorfa sob a condição de rápido resfriamento. Mas, se o conteúdo B for maior que 13 % atômico, ΔT será reduzido, e não poderão ser obtidas estruturas nanocristalinas homogêneas, portanto, as composições de liga devem exibir propriedades magnéticas fracas degradadas. Portanto, deseja-se que o conteúdo de B se restrinja à faixa de 5 a 13 % atômico. Em particular, se a composição de liga requerida apresentar um ponto de fusão baixo para produção em massa, será preferível que o conteúdo de B seja 10 % atômico ou menos.

[0017] Na composição de liga acima, o elemento Si é um elemento essencial para formar fase amorfa. O elemento Si contribui para estabilização de nanocristais na nanocristalização. Se a composição de liga não incluir o elemento Si, a capacidade de formar a fase amorfa será reduzida e não serão obtidas estruturas nanocristalinas, fazendo que a composição de liga tenha propriedades magnéticas fracas degradadas. Mas se o conteúdo de Si for 8% atômico ou mais, a densidade de fluxo magnético de saturação e a capacidade de formar uma fase amorfa serão reduzidas, e a composição de liga exibirá propriedades magnéticas fracas degradadas. Portanto, deseja-se que o conteúdo de Si seja 2 % atômico ou

menos (excluindo zero). Especialmente, se o conteúdo de Si for 2 % atômico ou mais, a capacidade de formar uma fase amorfa aumentará, formando uma tira contínua, de modo estável, e aumentando ΔT , obtendo nanocristais homogêneos.

[0018] Na composição de liga acima, o elemento P é um elemento essencial para formar fase amorfa. Nesta configuração, utiliza-se uma combinação dos elementos B, Si, P para aumentar a capacidade de formar a fase amorfa e a estabilidade dos nanocristais, em comparação com o caso onde apenas se utiliza apenas um dos elementos B, Si, P. Se o conteúdo de P for 1 % atômico ou menos, se torna difícil formar uma fase amorfa em uma condição de rápido resfriamento. Se a conteúdo de P for 8 % atômico ou mais, a densidade de fluxo magnético de saturação será reduzida, e a composição de liga terá propriedades magnéticas fracas degradadas. Por conseguinte, deseja-se que o conteúdo de P fique na faixa de 1 % a 8 % atômico. Especialmente, se o conteúdo de P estiver na faixa de 2 % a 5 % atômico, aumenta a capacidade de formar uma fase amorfa, para formar estavelmente uma tira contínua.

[0019] Na composição de liga acima, o elemento C é um elemento essencial para formar fase amorfa. Nesta configuração, o elemento C é usado para aumentar a capacidade de formar fase amorfa e a estabilidade de nanocristais, em comparação com o caso incluindo apenas um dos elementos B, Si, P, e C. Em razão de o elemento C ser barato, a adição do elemento C reduz o conteúdo de outros metais, e reduz o custo de material. Se o conteúdo de C for maior que 5 % atômico ou mais, a composição de liga se torna frágil, e a composição de liga adquire propriedades magnéticas fracas degradadas.

Daí, deseja-se um conteúdo de elemento C de 5 % atômico ou menos. Especialmente, se o conteúdo de elemento C for 3 % atômico ou menos, as várias composições devidas à evaporação parcial do elemento C durante a fusão, poderão ser reduzidas.

[0020] Na composição de liga acima, o elemento Cu é um elemento essencial para nanocristalização. Deve ser notado que era desconhecido, que a combinação do elemento Cu com os elementos Si, B, P, ou a combinação do elemento Cu com os elementos Si, B, P, e C contribuem para nanocristalização. Ademais, também deve ser notado que o elemento Cu é basicamente caro, e se o conteúdo de Fe for 81 % atômico ou mais, a composição de liga será facilmente frágil ou oxidada. Se o conteúdo de Cu for 0,4 % atômico ou menos, a nanocristalização se torna difícil. Se o conteúdo de Cu for 1,4 % atômico ou mais, um precursor de uma fase amorfa fica tão heterogêneo, que as estruturas nanocristalinas não serão obtidas com a formação de liga de nanocristalização baseada em Ferro; e a composição de liga exibirá propriedades magnéticas fracas degradadas. Portanto, deseja-se que o conteúdo de Cu seja de 0,4 % a 1,4 % atômico. Em particular, prefere-se que o conteúdo de Cu seja 1,1 % atômico ou menos, considerando a fragilidade e oxidação da composição.

[0021] Há uma grande força de atração entre os átomos P e Cu. Portanto, se a composição de liga exibir uma certa razão específica entre os elementos P e Cu, formam-se agrupamentos (clusters) de 10 nm ou menos, de modo que os agrupamentos nanométricos façam que os cristais cccFe tenham microestruturas com a formação de ligas nanocristalinas baseadas em Ferro. Mais especificamente, a liga nanocristalina baseada em Ferro, de acordo com a presente

configuração, inclui cristais cccFe com diâmetro médio de partícula de 25 nm ou menos. Nesta configuração, a razão específica z/x do conteúdo de Cu (z) em relação ao conteúdo de P x se encontra na faixa de 0,08 a 0,8. Mas, se a razão z/x cair fora da faixa, não serão obtidas as estruturas nanocristalinas, de modo que a composição de liga não exibirá propriedades magnéticas superiores. Prefere-se que a razão específica z/x fique na faixa de 0,8 a 0,55, considerando fragilidade e oxidação da composição de liga.

[0022] A composição de liga de acordo com a presente configuração pode assumir várias formas. Por exemplo, a composição de liga pode assumir uma forma de tira contínua, ou também se apresentar em pó. A forma de tira contínua da composição de liga pode ser provida usando um aparelho convencional, tal como de rolo único ou duplo, para formar uma tira amorfa baseada em Ferro ou similar. A forma em pó pode ser obtida quer por um método de atomização em água ou atomização em gás, ou triturando uma tira de composição de liga.

[0023] Em particular, deseja-se que a composição de liga - em tira contínua - se mantenha contínua (flat) no teste de curvamento a 180° após tratamento térmico, para um requisito de alta tenacidade. O teste de curvamento a 180° é um teste de avaliação para tenacidade, onde uma amostra é curvada segundo um ângulo de 180° em um raio de curvamento zero. Pelo teste de curvamento a 180°, a amostra se mantém contínua (O) ou se quebra (X). Na avaliação, que será descrita mais adiante, uma amostra de tira de 3 cm de comprimento é curvada no centro, e se verifica se a mesma se mantém contínua (O) ou se quebra (X).

[0024] A composição de liga de acordo com esta configuração é moldada para formar um núcleo magnético, tal como um núcleo enrolado, núcleo laminado, núcleo de pó. O uso de um núcleo magnético, formado desta maneira, pode prover diversos componentes, tal como um transformador, indutor, motor ou gerador.

[0025] A composição de liga de acordo com a configuração exibe uma fase amorfa como fase principal. Portanto, quando uma composição de liga for submetida a um tratamento térmico em atmosfera inerte, tal como atmosfera Ar-gás, a composição de liga é cristalizada duas vezes ou mais. A temperatura na qual a primeira cristalização começa é chamada "Primeira Temperatura de Partida de Cristalização" (T_{x1}) e uma segunda temperatura na qual a segunda cristalização começa é chamada "Segunda Temperatura de Partida de Cristalização" (T_{x2}). Em adição, a diferença de temperaturas $\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$ se refere à diferença entre as primeira e segunda temperaturas de partida (T_{x1}) e (T_{x2}). O termo sozinho "Temperatura de Partida de Cristalização" se refere à primeira temperatura de partida de cristalização (T_{x1}). Estas temperaturas de cristalização são avaliadas por análise térmica, executada com um Calorímetro de Escaneamento Diferencial (DSC), a uma razão de aumento de temperatura de cerca de 40°C per minuto.

[0026] A composição de liga de acordo com a configuração é submetida a um tratamento térmico a uma razão de aumento de temperatura de 100°C ou mais per minuto e a uma temperatura de processo não menor que a temperatura de partida de cristalização, i.e. a primeira temperatura de partida de cristalização, de modo a obter a liga nanocristalina baseada em Ferro de acordo com a presente configuração. Para obter

estruturas nanocristalinas durante a formação da liga nanocristalina baseada em Ferro, é preferível que a diferença ΔT entre a primeira temperatura de partida de cristalização T_{x1} e a segunda temperatura de partida de cristalização T_{x2} da composição de liga se estabeleça na faixa de 100°C a 200°C.

[0027] A liga nanocristalina baseada em Ferro obtida desta forma de acordo com a presente configuração exibe alta permeabilidade magnética (10.000 ou mais) e alta densidade de fluxo magnético de saturação de 1,65T ou mais. Em particular, uma seleção adequada de conteúdo de P (x), conteúdo de Cu (z), razão específica (z/x), e das condições de tratamento térmico, pode controlar quantidade de nanocristais, para reduzir magnetoestricção de saturação. Para evitar a deterioração das propriedades de magnéticas fracas, é desejável uma magnetoestricção de saturação de 10×10^{-6} ou menos. Adicionalmente, visando uma alta permeabilidade magnética de 20.000 ou mais, a magnetoestricção de saturação deve ser igual a 5×10^{-6} ou menos.

[0028] Usando a liga nanocristalina baseada em Ferro de acordo com a presente configuração, um núcleo magnético, tal como um núcleo enrolado, um núcleo laminado ou de pó, pode ser formado. O uso de um núcleo magnético, formado desta maneira, pode atender diversos componentes, tal como transformador, indutor, motor ou gerador.

[0029] Uma configuração da presente invenção será descrita a seguir em detalhes adicionais, fazendo referência a diversos exemplos.

(Exemplos 1 a 46, e Exemplos Comparativos 1 a 22)

[0030] Os materiais foram respectivamente pesados para prover composições de liga dos Exemplos 1 a 46 e Exemplos

Comparativos 1 a 22 (Tabelas 1 a 7) e fundidos a arco. As composições fundidas foram processadas por um método de têmpera por líquido de rolo único ao ar, produzindo tiras de várias espessuras, com largura de cerca de 3 mm comprimento de 5 a 15 metros. Para cada tira contínua, a identificação de fase foi feita por um método de difração de Raio X. As primeira e segunda temperaturas de partida de cristalização foram avaliadas usando um calorímetro de escaneamento diferencial (DSC). Em adição, as ligas nanocristalinas dos Exemplos 1 a 46 e Exemplos Comparativos 1 a 22 foram submetidas a processos de tratamento térmico, que foram executados nas condições de tratamento térmico das Tabelas 8 a 14. A densidade de fluxo magnético de saturação B das composições de liga tratadas termicamente foi medida com magnetômetro amostra vibratória (VMS) em um campo magnético de 800 kA/m. A coercividade H_c das ligas nanocristalinas foi medida usando investigador (tracer) BH de corrente contínua em campo magnético de 2 kA/m. A permeabilidade magnética μ foi medida com analisador de impedância a 0,4 A/m e 1 kHz. Os resultados foram lançados nas Tabelas 1 a 14.

Tabela 1

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. Comp. 1	Fe _{81.7} B ₆ Si ₉ P ₃ Cu _{0.3}	Amo	443	554	111	7,3	1,54
Ex. Comp. L e 2	Fe _{82.7} B ₇ Si ₆ P ₄ Cu _{0.3}	Cri	449	548	99	2,4	
Ex. Comp. 3	Fe _{82.7} B ₈ Si ₅ P ₄ Cu _{0.3}	Amo	486	548	62	2,2	
Ex. Comp. 4	Fe _{82.7} B ₉ Si ₄ P ₄ Cu _{0.3}	Amo	456	531	75	3,2	
Ex. Comp. 5	Fe _{82.3} B ₁₂ Si ₅ Cu _{0.7}	Amo	425	525	100	7	
Ex. Comp. 6	Fe ₈₅ B ₉ Si ₅	Cri	385	551	166	160	
Ex. Comp. 7	Fe ₈₄ B ₁₂ Si ₄	Amo	445	540	95	20	
Ex. Comp. 8	Fe ₈₂ B ₉ Si ₉	Cri	395	547	152	100	

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 2

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. Comp. 9	Fe ₇₈ Si _{6.3} B ₁₀ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	495	589	94	8,9	1,53
Exemplo 1	Fe ₇₉ Si _{5.3} B ₁₀ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	477	578	101	10,1	1,54
Exemplo 2	Fe _{80.3} B ₁₀ Si ₅ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	454	571	117	13,1	1,58
Exemplo 3	Fe _{81.3} B ₇ Si ₈ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	451	566	115	7,5	1,56
Exemplo 4	Fe _{82.3} B ₇ Si ₇ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	430	555	125	6	1,59
Exemplo 5	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7,2	1,65
Exemplo 6	Fe _{84.3} B ₈ Si ₄ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	396	550	154	8,5	1,64
Exemplo 7	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	395	548	153	11	1,58
Exemplo 8	Fe _{85.3} B ₈ Si ₂ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	394	528	134	15	1,57
Exemplo 9	Fe _{85.0} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Amo	389	536	147	3,6	1,56
Exemplo 10	Fe ₈₆ B ₉ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Amo	376	529	153	28,8	1,56
Ex. Comp. 10	Fe ₈₇ B ₈ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Cri	A tira contínua não pode ser obtida				

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 3

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. Comp. 11	Fe _{83.3} B ₄ Si ₇ P ₅ Cu _{0.7}	Cri	383	549	166	25,2	1,54
Exemplo 11	Fe _{83.3} B ₅ Si ₆ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	422	557	135	13,8	1,56
Exemplo 12	Fe _{83.3} B ₆ Si ₅ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	416	555	139	12,5	1,56
Exemplo 13	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7,2	1,65
Exemplo 14	Fe _{83.3} B ₁₀ Si ₃ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	419	558	139	10,6	1,57
Exemplo 15	Fe _{85.0} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu ₁	Amo	389	536	147	3,6	1,56
Exemplo 16	Fe _{83.3} B ₁₂ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	426	549	123	10,5	1,57
Exemplo 17	Fe _{83.3} B ₁₃ Si ₁ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	430	539	109	15,1	1,58
Ex. Comp. 12	Fe _{83.3} B ₁₄ Si ₁ P ₁ Cu _{0.7}	Cri	425	529	104	13	1,57

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 4

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. 18	Fe _{85.3} B ₁₀ Si _{0.1} P _{3.9} Cu _{0.7}	Amo	397	528	131	13,4	1,58
Ex. 19	Fe _{85.3} B ₁₀ Si _{0.5} P _{3.5} Cu _{0.7}	Amo	396	535	139	10,7	1,58
Ex. 20	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₁ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	397	528	131	12,8	1,57
Ex. 21	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	395	548	153	11	1,59
Ex. 22	Fe _{83.3} B ₈ Si ₂ P ₆ Cu _{0.7}	Amo	416	535	119	14,4	1,56
Ex. 23	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7,2	1,65
Ex. 24	Fe _{83.3} B ₈ Si ₆ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	420	571	151	16,6	1,56
Ex. 25	Fe _{81.3} B ₇ Si ₈ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	451	566	115	7,5	1,56
Ex. Comp. 13	Fe _{81.3} B ₆ Si ₁₀ P ₂ Cu _{0.7}	Cri	390	574	184	144,5	1,57

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 5

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. Comp. 14	Fe _{83.3} B ₁₂ Si ₄ Cu _{0.7}	Amo	423	530	107	7,5	1,58
Ex. Comp. 15	Fe _{82.7} B ₁₂ Si ₄ Cu _{1.3}	Amo	375	520	145	7	1,57
Ex. Comp. 16	Fe _{83.3} B ₈ Si ₈ P ₀ Cu _{0.7}	Cri	367	554	187	16,3	1,59
Exemplo 26	Fe _{83.3} B ₈ Si ₇ P ₁ Cu _{0.7}	Amo	420	571	151	16,6	1,56
Exemplo 27	Fe _{83.3} B ₈ Si ₆ P ₂ Cu _{0.7}	Amo	420	571	151	16,6	1,56
Exemplo 28	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₁ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	397	528	131	12,8	1,57
Exemplo 29	Fe _{83.3} B ₁₀ Si ₃ P ₃ Cu _{0.7}	Amo	419	558	139	10,6	1,57
Exemplo 30	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	441	547	136	7,2	1,65
Exemplo 31	Fe _{83.3} B ₇ Si ₄ P ₅ Cu _{0.7}	Amo	420	550	130	14,8	1,56
Exemplo 32	Fe _{83.3} B ₆ Si ₄ P ₆ Cu _{0.7}	Amo	416	535	119	14,1	1,56
Exemplo 33	Fe _{82.3} B ₇ Si ₂ P ₈ Cu _{0.7}	Amo	408	519	111	12	1,56
Ex. Comp. 17	Fe _{81.3} B ₆ Si ₂ P ₁₀ Cu _{0.7}	Cri	425	523	98	8	1,51

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 6

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Exemplo 34	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7,2	1,65
Exemplo 35	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₃ C ₁ Cu _{0.7}	Amo	408	552	144	6	1,59
Exemplo 36	Fe _{83.3} B ₇ Si ₄ P ₄ C ₁ Cu _{0.7}	Amo	402	546	144	8	1,56
Exemplo 37	Fe _{83.3} B ₇ Si ₄ P ₃ C ₂ Cu _{0.7}	Amo	413	554	141	6	1,58
Exemplo 38	Fe _{83.3} B ₇ Si ₃ P ₂ C ₄ Cu _{0.7}	Amo	404	561	157	23,7	1,58
Exemplo 39	Fe _{83.3} B ₇ Si ₂ P ₂ C ₅ Cu _{0.7}	Amo	404	553	149	14,6	1,62
Ex. Comp. 18	Fe _{83.3} B ₆ Si ₂ P ₂ C ₆ Cu _{0.7}	Cri	406	556	150	10,4	1,59

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 7

	Composição de Liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. Comp. 19	Fe ₈₄ B ₈ Si ₄ P ₄	Amo	445	539	94	12	1,61
Ex. Comp. 20	Fe _{83.7} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.3}	Amo	439	551	112	5,5	1,57
Exemplo 40	Fe _{83.6} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.4}	Amo	427	552	125	6	1,56
Exemplo 41	Fe _{83.5} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.5}	Amo	425	556	131	6,3	1,57
Exemplo 42	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7,2	1,65
Exemplo 43	Fe _{83.0} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.0}	Amo	441	552	111	5,7	1,59
Exemplo 44	Fe _{85.0} B ₈ Si ₂ P ₄ Cu _{1.0}	Amo	389	537	148	9	1,61
Exemplo 45	Fe _{82.7} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.3}	Amo	387	537	150	7,5	1,58
Exemplo 46	Fe _{82.6} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.4}	Amo	408	556	148	40	1,57
Ex. Comp. 21	Fe _{82.5} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{1.5}	Cri	388	551	163	5,8	1,56
Ex. Comp. 22	Fe _{84.5} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{1.5}	Cri	358	534	176	110	1,57

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo; Amo - Amorfa; Cri - Cristalina.

Tabela 8

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Ex. Comp. 1		170		×	460°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 2		115		×	490°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 3		220		×	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 4		320		×	460°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 5	7000	100	1,80	×	450°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 6	600	220	1,67	×	430°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 7	2000	570	1,83	×	450°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 8	1000	150	1,67	×	450°C × 10 Minutos

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

Tabela 9

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Ex. Comp. 9	11000	8,2	1,63	19	475°C × 10 Minutos
Exemplo 1	14000	4,5	1,67	21	475°C × 10 Minutos
Exemplo 2	18000	3,3	1,69	18	475°C × 10 Minutos
Exemplo 3	21000	12	1,77	20	480°C × 10 Minutos
Exemplo 4	19000	10	1,79	22	480°C × 10 Minutos
Exemplo 5	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 6	20000	10	1,94	17	450°C × 30 Minutos
Exemplo 7	16000	16	1,97	21	430°C × 10 Minutos
Exemplo 8	11000	20	2,01	24	430°C × 10 Minutos
Exemplo 9	22000	9	1,82	18	460°C × 10 Minutos
Exemplo 10	11000	15,3	1,92	20	460°C × 10 Minutos
Ex. Comp.10	A tira contínua não pode ser obtida				

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

Tabela 10

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Ex. Comp.11	700	129	1,70	×	475°C × 10 Minutos
Exemplo 11	12000	18	1,77	24	475°C × 10 Minutos
Exemplo 12	24000	5	1,79	21	450°C × 10 Minutos
Exemplo 13	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 14	20000	5,4	1,82	14	475°C × 10 Minutos
Exemplo 15	22000	9	1,90	18	460°C × 10 Minutos
Exemplo 16	18000	8,2	1,83	17	450°C × 10 Minutos
Exemplo 17	14000	13,9	1,85	16	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp.12	7000	24	1,86	18	460°C × 10 Minutos

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

Tabela 11

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Exemplo 18	11000	14	1,89	16	450°C × 10 Minutos
Exemplo 19	13000	9,5	1,90	17	450°C × 10 Minutos
Exemplo 20	23000	6,8	1,92	14	450°C × 10 Minutos
Exemplo 21	16000	16	1,97	21	430°C × 10 Minutos
Exemplo 22	19000	4,1	1,78	16	450°C × 10 Minutos
Exemplo 23	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 24	18000	10,7	1,84	19	475°C × 10 Minutos
Exemplo 25	21000	12	1,73	20	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp.13	7700	31	1,73	×	475°C × 10 Minutos

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

Tabela 12

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Ex. Comp. 14	400	670	1,85	×	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 15	9000	68	1,7	×	450°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 16	1700	68	1,79	×	450°C × 10 Minutos
Exemplo 26	12000	14	1,81	19	450°C × 10 Minutos
Exemplo 27	19000	10,7	1,80	16	450°C × 10 Minutos
Exemplo 28	23000	6,8	1,92	14	450°C × 10 Minutos
Exemplo 29	26000	5,4	1,84	13	450°C × 10 Minutos
Exemplo 30	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 31	22000	4,6	1,74	16	450°C × 10 Minutos
Exemplo 32	14000	4,1	1,69	17	450°C × 10 Minutos
Exemplo 33	17000	4,5	1,69	16	450°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 17	1700	68	1,65	×	450°C × 10 Minutos

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

Tabela 13

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Exemplo 34	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 35	21000	7	1,87	20	460°C × 30 Minutos
Exemplo 36	22000	7	1,87	20	460°C × 30 Minutos
Exemplo 37	26000	8	1,87	16	460°C × 30 Minutos
Exemplo 38	11000	19	1,85	20	450°C × 30 Minutos
Exemplo 39	13000	16,3	1,82	22	450°C × 30 Minutos
Ex. Comp. 18	3900	28,8	1,83	×	450°C × 30 Minutos

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

Tabela 14

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Ex. Comp. 19	2000	300	1,70	×	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 20	900	80	1,79	×	490°C × 10 Minutos
Exemplo 40	16000	10	1,84	23	470°C × 10 Minutos
Exemplo 41	19000	9,5	1,83	21	470°C × 10 Minutos
Exemplo 42	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 43	21000	8,2	1,86	19	450°C × 10 Minutos
Exemplo 44	25000	6	1,85	16	450°C × 10 Minutos
Exemplo 45	18000	6	1,81	22	475°C × 10 Minutos
Exemplo 46	23000	7,2	1,77	12	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 21	3200	54	1,68	×	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 22	4100	33	1,85	×	450°C × 10 Minutos

Ex. Comp. - Exemplo Comparativo.

[0031] Como deve ser entendido a partir das Tabelas 1 a 7, as composições de liga dos Exemplos de 1 a 46 exibem fase amorfa como fase principal, após o processo de resfriamento rápido.

[0032] Como deve ser entendido a partir das Tabelas 8 a 14, as composições de liga tratadas termicamente 1 a 6 são nanocristalizadas, de modo que a fase cccFe incluída nas composições tenha um diâmetro de 25 nm ou menos, e

as composições de liga tratadas termicamente dos Exemplos Comparativos 1 a 22 têm vários tamanhos de partícula ou tamanhos de partícula heterogênea ou não nanocristalizada (coluna "Diâmetro Médio" das Tabelas 8-14); "x" mostra uma liga não-cristalizada. Resultados similares são tomados a partir da figura 1. Gráficos dos Exemplos Comparativos 7, 14, 15 mostram que as coercividades H_c resultam maiores em temperaturas maiores de processo. De outro lado, os gráficos dos Exemplos 5 e 6 incluem curvas onde a coercividade H_c é reduzida em temperaturas mais altas. A coercividade H_c reduzida é provida pela nanocristalização.

[0033] Referindo-se à figura 2, a composição de liga de tratamento térmico do Exemplo Comparativo 7 exhibe microcristais iniciais com diâmetro maior que 10 nm, de modo que a tira da composição de liga não se mantenha contínua, mas quebre no teste de curvamento a 180°. Em adição, a figura 3 mostra que a composição de liga pós-tratamento térmico, i.e. uma liga nanocristalina baseada em Ferro do Exemplo 5, exhibe nanocristais baseados em Fe homogêneos com diâmetro médio 15 nm menor que 25 nm e propicie uma propriedade de coercividade H_c superior da figura 1. Os outros Exemplos 1 a 4 e 6 a 46 são similares ao Exemplo 5. As composições de pré-tratamento térmico (ligas nanocristalinas baseadas em Fe) exibem nanocristais baseados em Fe homogêneo com diâmetro médio 15 nm menor que 2 nm. Portanto, as composições pós-tratamento térmico (ligas nanocristalinas baseadas em Fe) dos Exemplos 1 a 46 exibem uma coercividade H_c superior.

[0034] Como deve ser entendido, a partir das Tabelas 1 a 7, as composições de liga dos Exemplos 1 a 46 têm uma temperatura de partida de cristalização ΔT ($\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$) de

100°C ou mais. A composição de liga é submetida a tratamento térmico tendo a temperatura máxima de tratamento térmico instantânea na faixa situada entre a primeira temperatura de partida de cristalização T_{x1} e a segunda temperatura de partida de cristalização T_{x2} , de modo a obter uma propriedade magnética fraca superior (coercividade H_c , permeabilidade magnética μ) como mostrado nas Tabelas 1 a 14. A figura 4 também mostra que as composições de liga dos Exemplos 5, 6, 20 exibem uma diferença entre as primeira e segunda temperaturas de partida de cristalização ΔT de 100°C ou mais. De outro lado, as curvas DSC da figura 4 mostram que as composições de liga dos Exemplos Comparativos 7 e 19 exibem uma diferença ΔT menor entre as primeira e segunda temperaturas de partida de cristalização. Em razão da menor diferença de temperatura ΔT , as composições pós-tratamento térmico dos Exemplos Comparativos 7 e 19 exibem propriedades magnético fracas inferiores. Na figura 4, a composição de liga do Exemplo Comparativo 22 exibe uma ampla diferença de temperatura de partida de cristalização ΔT . No entanto, a ampla diferença de temperatura de partida de cristalização ΔT é causada pelo fato da fase principal ser uma fase nanocristalina, como mostrado na Tabela 7. Assim, a composição pós-tratamento térmico do Exemplo Comparativo 22 tem propriedade magnética fraca inferior.

[0035] As composições de liga dos Exemplos 1 a 10 e Exemplos Comparativos 9 e 10 da Tabelas 8 e 9 correspondem a casos onde o conteúdo de Fe varia de 79 a 87 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 1 a 10 da figura 9 exibem uma permeabilidade magnética μ de 10.0000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65, e coercividade H_c

de 20 Am/ ou menos. Por conseguinte, a faixa de 79 % a 86 % atômico define uma faixa para o conteúdo de Fe. Se o conteúdo de Fe for 81 % atômico ou mais, pode ser obtida uma densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,7 T ou mais. Por conseguinte, é preferível que o conteúdo de Fe seja 81 % atômico ou mais em uma aplicação, tal como transformador ou motor, onde se requer uma densidade de fluxo magnético de saturação B_s . De outro lado, o conteúdo de Fe do Exemplo Comparativo 9 é 78 % atômico. A composição do Exemplo Comparativo 9 tem a fase amorfa como fase principal, como na Tabela 2. No entanto, as partículas cristalinas pós-tratamento térmico são grossas (rough) como na Tabela 9, de modo que a permeabilidade magnética e coercividade H_c caiam fora da faixa de propriedade dos Exemplos 1 a 10. O conteúdo de Fe do Exemplo Comparativo 10 é 87 % atômico. A composição de liga do Exemplo Comparativo 10 não forma uma tira contínua. Em adição, a composição do Exemplo Comparativo 10 tem a fase cristalina como fase principal.

[0036] As composições de liga dos Exemplos 11 a 17 e Exemplos Comparativos 11 e 12 da Tabela 10 correspondem a casos onde o conteúdo de B varia de 4 % a 14 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 11 a 17 da Tabela 10 exibem permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais e coercividade H_c de 20A/m ou menos, de modo que as composições exibam uma ampla diferença de temperatura de partida de cristalização ΔT de 120°C ou mais e uma temperatura, na qual as composições de liga terminem a fusão, mais baixa que da liga amorfa de Fe. O conteúdo de B do Exemplo Comparativo 11 é 4 % atômico e o conteúdo de B do Exemplo Comparativo 12 é

14 % atômico. As composições de liga dos Exemplos Comparativos 11 e 12 tem partículas cristalinas grossas pós tratamento térmico, como na Tabela 10, de modo que a permeabilidade magnética μ e coercividade H_c caiam fora da faixa de propriedades, como mencionado nos Exemplos 11 a 17.

[0037] As composições de liga dos Exemplos 18 a 25 e Exemplo Comparativo 13 da Tabela 11 correspondem a casos onde o conteúdo de Si varia de 0,1 a 10 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 18 a 25 na Tabela 11 exibem permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 ou mais, e coercividade H_c de 20 A/m ou menos. Portanto, a faixa de 0 a 8 % atômico (excluindo zero) define uma faixa de condição para o conteúdo de Si. O conteúdo B do Exemplo Comparativo 13 é 10 % atômico. A composição de liga do Exemplo Comparativo 13 tem baixa densidade de fluxo magnético de saturação B_s e forma partículas cristalinas grossas pós-tratamento térmico, fazendo a permeabilidade magnética μ e coercividade H_c cair fora da faixa de propriedades acima mencionada dos Exemplos 18 a 25.

[0038] As composições de liga dos Exemplos 26 a 33 e Exemplos Comparativos 14 a 17 da Tabela 12 correspondem a casos onde o conteúdo de P varia de zero a 10 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 26 a 33 da Tabela 12 exibem uma permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 ou mais e coercividade H_c de 20A/m ou menos. Portanto, uma faixa de 1 a 8 % atômico define uma faixa de condição para o conteúdo P. Em particular, prefere-se que o conteúdo P seja 5 % atômico ou menos, de modo que a composição exiba uma ampla diferença

de temperatura de partida de cristalização ΔT de 120°C ou mais e densidade de fluxo magnético de saturação B_s maior que 1,7T. O conteúdo de P dos Exemplos Comparativos 14 a 16 é zero % atômico. As composições de liga dos Exemplos Comparativos 14 a 16 têm partículas cristalinas grossas pós-tratamento térmico, de modo que a permeabilidade magnética μ e coercividade H_c caiam fora da faixa de propriedades acima mencionada dos Exemplos 26 a 33. O conteúdo de P do Exemplo Comparativo 17 é 10 % atômico. A composição de liga do Exemplo Comparativo 17 também tem partículas cristalinas grossas após tratamento térmico, de modo que permeabilidade magnética μ e coercividade H_c caiam fora da faixa de propriedades acima mencionada dos Exemplos 26 a 33.

[0039] As composições de liga dos Exemplos 34 a 39 e Exemplo Comparativo 18 da Tabela 13, correspondem a casos, onde o conteúdo de C varia de zero a 6 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 34 a 39 na Tabela 13, exibem uma permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais e coercividade H_c de 20A/m ou menos. Portanto, a faixa de zero a 5 % atômico define uma faixa de condição para o conteúdo de C. Deve ser notado que se o conteúdo de C for 4 % atômico ou mais, a tira contínua terá uma espessura maior que 30 μm , como no Exemplo 38 ou 39, sendo difícil de se manter contínua no teste de curvamento a 180°. Assim, é preferível que o conteúdo de C seja 3 % atômico ou menos. O conteúdo de C do Exemplo Comparativo 18 é 6 % atômico. A composição de liga do Exemplo Comparativo 18 tem partículas cristalinas grossas pós-tratamento térmico, de modo que permeabilidade magnética μ e coercividade H_c caiam fora da

faixa de propriedades acima mencionada dos Exemplos 34 a 39.

[0040] As composições de liga dos Exemplos 40 a 46 e Exemplos Comparativos 19 a 22 da Tabela 14 correspondem a casos, onde o conteúdo de Cu varia de zero a 1,5 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 30 a 46 na Tabela 14 exibem permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais, e coercividade H_c de 20A/m ou menos. Portanto, a faixa de 0,4 a 1,4 % atômico define uma faixa de condição para o conteúdo de Cu. O conteúdo de Cu do Exemplo Comparativo 19 é zero % atômico e o conteúdo de Cu do Exemplo Comparativo 20 é 0,3 % atômico. As composições de liga dos Exemplos Comparativos 19 e 20 exibem partículas cristalinas grossas pós-tratamento térmico, fazendo permeabilidade magnética μ e coercividade H_c caírem fora da faixa de propriedades acima mencionada dos Exemplos 40 a 46. Os conteúdos de Cu dos Exemplos Comparativos 21 e 22 são 1,5 % atômico. As composições de liga dos Exemplos Comparativos 21 e 22 também exibem partículas cristalinas grossas pós-tratamento térmico, fazendo permeabilidade magnética μ e coercividade H_c caírem fora da faixa de propriedades acima mencionada dos Exemplos 40 a 46. Em adição, as composições de liga dos Exemplos Comparativos 21 e 22 exibem como fase principal, não uma fase amorfa, mas sim uma fase cristalina.

[0041] Como para cada uma das ligas nanocristalinas baseadas em Fe que foram obtidas expondo as composições de liga dos Exemplos 1, 2, 5, 6 e 44, a magnetoestricção de saturação foi medida pelo método de "strain gage". Em consequência, as ligas nanocristalinas baseadas em Fe dos Exemplos 1, 2, 5, 6, 44 exibem respectivamente uma

magnetoestricção de $8,2 \times 10^{-6}$; $5,3 \times 10^{-6}$; $3,8 \times 10^{-6}$; $3,1 \times 10^{-6}$; e $2,3 \times 10^{-6}$. De outro lado, magnetoestricção de saturação do Fe amorfo foi 27×10^{-6} , e a liga nanocristalina baseada em Ferro da JP-A 2007-27071 (Documento de Patente 1) exibiu uma magnetoestricção de saturação de 14×10^{-6} . Comparando, as ligas nanocristalinas baseadas em Fe dos Exemplos 1, 2, 3, 5, 6, 44 exibem alta permeabilidade magnética, baixa coercividade, e baixa perda de núcleo. Em outras palavras, a magnetoestricção de saturação reduzida contribuiu para melhorar propriedades magnéticas fracas, e supressão de ruído ou vibrações. Assim, deseja-se que a magnetoestricção de saturação seja 10×10^{-6} ou menos, em particular, para obter uma permeabilidade magnética de 20.000 ou menos, preferivelmente uma magnetoestricção de 5×10^{-6} ou menos.

Exemplos 47 a 55 e Exemplos Comparativos 23 a 25

[0042] Materiais foram respectivamente pesados de modo a prover as composições de liga dos Exemplos 47 a 55 da presente invenção e Exemplos Comparativos 23 a 25 da Tabela 15 e foram fundidos pelo processo de fusão por indução de alta frequência. As composições de liga fundidas foram processadas por um método de tempera por líquido de rolo simples ao ar, produzindo tira contínua com espessura de cerca de 20 μm a cerca de 30 μm , largura de cerca de 15 mm, e comprimento de 10 metros. Para cada tira contínua das composições, a identificação de fase foi feita por um método de difração de raio X. A tenacidade das tiras foi avaliada por um teste de curvamento a 180° . Para as tiras contínuas com espessura de cerca de 20 μm , as primeira e segunda temperaturas de partida de cristalização foram avaliadas com um calorímetro de escaneamento diferencial (DSC). Em adição,

com respeito aos Exemplos 47 a 55 e Exemplos Comparativos 23 a 25, a composição de liga com espessura de cerca de 20 μm foi submetida a de tratamento térmico de acordo com as condições da Tabela 16. A densidade de fluxo magnético de saturação B das composições de liga tratadas termicamente foi medida com magnetômetro de amostra vibratória (VMS) em um campo magnético de 800 kA/m. A coercividade Hc de composições de liga foi medida usando um investigador BH de corrente contínua em um campo magnético de 2 kA/m. Os resultados foram lançados nas Tabela 15 e 16.

Tabela 15

	Composição de Liga (at%)	z/x	Esp (μm)	Fase (XRD)	Teste Curv	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Ex. Comp. 23	Fe _{83.7} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.3}	0,06	22	Amo	○	436	552	116	9,4	1,56
			29	Amo	○	---	---	---	---	---
Exemplo 47	Fe _{83.6} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.4}	0,08	19	Amo	○	426	558	132	10,1	1,56
			31	Amo	○	---	---	---	---	---
Exemplo 48	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	0,175	20	Amo	○	413	557	144	8,2	1,60
			32	Amo	○	---	---	---	---	---
Exemplo 49	Fe _{84.9} B ₁₀ Si _{0.1} P _{3.9} Cu _{1.1}	0,26	19	Amo	○	395	529	134	11,3	1,58
			28	Cri	×	---	---	---	---	---
Exemplo 50	Fe _{84.9} B ₁₀ Si _{0.5} P _{3.5} Cu _{1.1}	0,34	18	Amo	○	396	535	139	11,2	1,57
			29	Cri	×	---	---	---	---	---
Exemplo 51	Fe _{84.9} B ₁₀ Si ₁ P ₃ Cu _{1.1}	0,4	21	Amo	○	374	543	169	14	1,58
			27	Cri	×	---	---	---	---	---
Exemplo 52	Fe _{84.9} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{1.1}	0,55	18	Amo	○	394	548	154	9,5	1,56
			26	Amo	○	---	---	---	---	---
Exemplo 53	Fe _{84.8} B ₁₀ Si ₂ P ₂ Cu _{1.2}	0,6	22	Amo	○	398	549	151	17	1,56
			28	Amo	△	---	---	---	---	---
Exemplo 54	Fe _{84.8} B ₁₀ Si _{2.5} P _{1.5} Cu _{1.2}	0,8	21	Amo	○	388	546	158	18,2	1,56
			26	Amo	△	---	---	---	---	---
Exemplo 55	Fe _{85.3} B ₁₀ Si ₃ P ₁ Cu _{0.7}	0,7	19	Amo	○	395	548	153	15,4	1,55
			29	Cri	×	---	---	---	---	---
Ex. Comp. 24	Fe _{84.8} B ₁₀ Si ₃ P ₁ Cu _{1.2}	1,2	21	Amo	×	394	539	145	35,5	1,57
			27	Cri	×	---	---	---	---	---
Ex. Comp. 25	Fe _{84.8} B ₁₀ Si ₄ Cu _{1.2}		20	Cri	×	---	---	---	---	---
			26	Cri	×	---	---	---	---	---

Ex. Comp. Exemplo Comparativo; Esp Espessura; Teste Curv Teste de Curvamento

Tabela 16

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Dia Médio (nm)	Condição de tratamento térmico
Ex. Comp. 23	1200	130	1,78	×	475°C × 10 Min
Exemplo 47	12000	18	1,84	18	475°C × 10 Min
Exemplo 48	25000	6,4	1,83	15	475°C × 10 Min
Exemplo 49	23000	14,6	1,88	16	450°C × 10 Min
Exemplo 50	14000	9,5	1,87	16	450°C × 10 Min
Exemplo 51	27000	9	1,88	12	450°C × 10 Min
Exemplo 52	14000	16,9	1,91	15	450°C × 10 Min
Exemplo 53	21000	8	1,90	10	450°C × 10 Min
Exemplo 54	20000	14	1,90	15	450°C × 10 Min
Exemplo 55	16000	18	1,92	15	450°C × 10 Min
Ex. Comp. 24	4500	36	1,89	×	450°C × 10 Min
Ex. Comp. 25	×	×	×	×	450°C × 10 Min

Ex. Comp. Exemplo Comparativo; Dia Médio Diâmetro Médio

[0043] Como deve ser entendido a partir da Tabela 15, cada uma das tiras contínuas com espessura de cerca de 20 μm , formada a partir das composições de liga dos Exemplos 47 a 55 exibe uma fase amorfa como fase principal após o processo de resfriamento rápido, e se mantém contínua no teste de curvamento a 180°.

[0044] As composições de liga dos Exemplos 47 a 55 e Exemplos Comparativos 23 e 24 da Tabela 16 correspondem a casos onde a razão específica z/x varia de 0,06 a 1,2. As composições de liga dos Exemplos 47 a 55 da Tabela 16 exibem uma permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais, e coercividade H_c de 20A/m ou menos. Portanto, a faixa de 0,08 a 0,8 define uma faixa de condição para razão específica z/x . Como deve ser entendido a partir dos Exemplos 52 a 54, se a razão específica z/x for maior que 0,55, a tira contínua tendo uma espessura de cerca de 30 μm , fica frágil ao ponto de se romper parcialmente (Δ) ou completamente ($\times$), no teste de curvamento a 180°. Portanto, é preferível que a razão específica z/x seja 0,55 ou menos. Similarmente, em razão de a tira contínua se tornar frágil, se o conteúdo de Cu for maior que 1,1 % atômico, é preferível que o conteúdo de Cu seja 1,1 % atômico ou menos.

[0045] As composições de liga dos Exemplos 47 a 55 e Exemplos Comparativos 23 da Tabela 16 correspondem a casos onde o conteúdo de Si varia de zero a 4 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 47 a 55 da Tabela 16 exibem uma permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais, densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais, e coercividade de 20 A/m ou menos. Portanto, deve

ser entendido que uma faixa maior que zero % atômico define uma faixa de condição para conteúdo de Si, como mencionado acima. Como deve ser entendido a partir dos Exemplos 49 a 53, se o conteúdo de Si for menor que 2 % atômico, a composição de liga se torna cristalizada e frágil, que dificulta a obtenção de uma tira mais grossa. Portanto, considerando o aspecto de tenacidade, é preferível que o conteúdo de Si seja 2 % atômico ou mais.

[0046] As composições de liga dos Exemplos 47 a 55 e Exemplos Comparativos 23 a 25 da Tabela 16 correspondem a casos onde o conteúdo de P varia de zero a 4 % atômico. As composições de liga dos Exemplos 47 a 55 da Tabela 16 exibem uma permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais e coercividade de 20 A/m ou menos. Portanto, deve ser entendido que uma faixa maior que 1 % atômico define uma faixa de condição para o conteúdo de P como mencionado acima. Como deve ser entendido a partir dos Exemplos 52 a 55, mas, se o conteúdo de P for menor que 2 % atômico, a composição de liga cristaliza e fica frágil, dificultando a obtenção de uma tira mais grossa. Portanto, considerando o aspecto de tenacidade, é preferível que o conteúdo de P seja 2 % atômico ou mais.

Exemplos 56 a 64 e Exemplo Comparativo 26

[0047] Materiais foram respectivamente pesados, de modo a prover as composições de liga dos Exemplos 56 a 64 da presente invenção e Exemplo Comparativo 26 da Tabela 17, e fundidos. As composições fundidas foram processadas por um método de têmpera por líquido de rolo simples ao ar de produzindo tiras contínuas de diversas espessuras, largura de cerca de 3 mm, e comprimento de 5 a 15 metros. Para as

composições de liga, a identificação da fase foi feita pelo método de difração de raio X. As primeira e segunda temperaturas de partida de cristalização foram avaliadas com um calorímetro de escaneamento diferencial (DSC). Em adição, as composições de liga dos Exemplos 56 a 64 e Exemplo Comparativo 26 foram submetidas a tratamento térmico nas condições da Tabela 18. A densidade de fluxo magnético de saturação B_s das composições foi medida com um magnetômetro de amostra vibratória em um campo magnético de 800 kA/m. A coercividade H_c das composições de liga foi medida usando um investigador (tracer) BH em campo magnético de 2 kA/m. A permeabilidade magnética μ foi medida com analisador de impedância a 0,4 A/m e 1 kHz. Os resultados foram lançados na Tabelas 17 e 18.

Tabela 17

	Composição de liga (at%)	Fase (XRD)	T _{x1} (°C)	T _{x2} (°C)	ΔT (°C)	Hc (A/m)	Bs (T)
Exemplo 56	Fe _{83.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7}	Amo	411	547	136	7,2	1,65
Exemplo 57	Fe _{82.8} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Cr _{0.5}	Amo	418	561	143	12	1,6
Exemplo 58	Fe _{82.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Cr ₁	Amo	420	564	144	14,8	1,56
Exemplo 59	Fe _{81.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Cr ₂	Amo	422	568	146	6,6	1,5
Exemplo 60	Fe _{80.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Cr ₃	Amo	427	574	147	7,4	1,42
Exemplo Comparativo 26	Fe _{79.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Cr ₄	Amo	430	578	148	13,5	1,34
Exemplo 61	Fe _{81.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Nb ₂	Amo	435	613	178	8,7	1,36
Exemplo 62	Fe _{81.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Ni ₂	Amo	418	553	135	8,1	1,59
Exemplo 63	Fe _{81.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Co ₂	Amo	415	561	146	8,4	1,63
Exemplo 64	Fe _{81.3} B ₈ Si ₄ P ₄ Cu _{0.7} Al ₁	Amo	426	549	123	13	1,60

Tabela 18

	Permeabilidade Magnética	Hc (A/m)	Bs (T)	Diâmetro Médio (nm)	Tratamento Térmico
Exemplo 56	30000	7	1,88	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 57	28000	6,0	1,8	16	475°C × 10 Minutos
Exemplo 58	24000	7,2	1,74	17	475°C × 10 Minutos
Exemplo 59	27000	6,4	1,71	15	475°C × 10 Minutos
Exemplo 60	25000	4,9	1,66	16	475°C × 10 Minutos
Ex. Comp. 26	22000	7,0	1,63	16	475°C × 10 Minutos
Exemplo 61	23000	5,2	1,68	14	475°C × 10 Minutos
Exemplo 62	29000	5,0	1,81	16	450°C × 10 Minutos
Exemplo 63	24000	5,4	1,89	14	450°C × 10 Minutos
Exemplo 64	16000	9,	1,83	14	450°C × 10 Minutos

[0048] Como deve ser entendido a partir dos Exemplos 56 a 64 e Exemplo Comparativo 26 da Tabela 17, as composições de liga dos Exemplos 56 a 64 exibem a fase amorfa como fase principal após o processo de resfriamento rápido.

[0049] As composições de liga dos Exemplos 56 a 64 e Exemplo Comparativo 26 da Tabela 18 correspondem a casos onde o conteúdo de Fe é substituído parcialmente por elementos Nb, Cr, Co. As composições de liga dos Exemplos 56 a 64 da Tabela 18 exibem permeabilidade magnética μ de 10.000 ou mais; densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 T ou mais, e coercividade H_c de 20 A/m ou menos. Portanto, a faixa de zero a 3 % atômico define uma faixa admissível substituta para conteúdo de Fe.

[0050] O conteúdo de Fe substituído do Exemplo Comparativo 26 é 4 % atômico. As composições de liga do Exemplo Comparativo exibem baixa densidade de fluxo magnético de saturação B_s que cai fora da faixa de propriedades acima mencionada nos Exemplos 56 a 64.

Exemplos 65 a 679 e Exemplos Comparativo 27 a 29

[0051] Materiais foram pesados, para prover as composições de liga dos Exemplos 65 a 69 da presente invenção e Exemplos Comparativos 27 a 29 da Tabela 19, e fundidos através de um processo de fusão por indução de alta frequência. As composições de liga fundidas foram processadas por um método de têmpera por líquido de rolo simples ao ar produzindo tiras contínuas com espessura de 25 μ m, largura de 15 ou 30 mm, e comprimento de 10 a 30 metros. Para as tiras contínuas da composição de liga, procedeu-se a identificação de fase pelo método de difração de Raio X. A tenacidade da tira contínua foi avaliada em um teste de curvamento a 180°.

Em adição, as composições de liga dos Exemplos 65 e 66 foram submetidas a um processo de tratamento térmico a 450°C por 10 minutos e a composição do Exemplo Comparativo 27 foi submetida a um processo de tratamento térmico a 450° por 10 minutos e a composição do Exemplo Comparativo foi submetida a um processo de tratamento térmico executados a 465°C por 10 minutos. Similarmente, as composições de liga dos Exemplos 67 a 69 e Exemplo Comparativo 27 foram submetidas a processos de tratamento térmico executados a 450°C por 10 minutos, e a composição de liga do Exemplo Comparativo 28 foi submetida a um processo de tratamento térmico que foi executado a 425°C por 30 minutos. A densidade de fluxo magnético de saturação B_s das composições de liga tratadas termicamente foi medida com magnetômetro amostra vibratória (VMS) em um campo magnético de 800 kA/m. A coercividade H_c de composições foram medidas usando um investigador BH de corrente contínua em um campo magnético de 2 kA/m. A perda de núcleo das composições de liga foi medida com analisador BH de corrente alternada em condições de excitação de 50 kHz e 1,7 T. Os resultados foram lançados na Tabela 19.

Tabela 19

	Composição de Liga (at%)	Larg (mm)	Antes Tr Térmico		Após Tr.Térmico		
			Fase (XRD)	Teste Curv 180°	Hc (A/m)	Bs (T)	Pcm (W/kg)
Exemplo 65	$\text{Fe}_{83.3}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$	15	Amo	○	6,4	1,86	0,42
Exemplo 66	$\text{Fe}_{83.3}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$	30	Amo	○	6,7	1,85	0,45
Exemplo 67	$\text{Fe}_{84.3}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_3\text{Cu}_{0.7}$	15	Amo	○	8,9	1,88	0,81
Exemplo 68	$\text{Fe}_{85.3}\text{B}_{10}\text{Si}_2\text{P}_2\text{Cu}_{0.7}$	15	Amo	○	11	1,93	0,81
Exemple 69	$\text{Fe}_{84.8}\text{B}_{10}\text{Si}_2\text{P}_2\text{Cu}_{1.2}$	15	Amo	○	8,3	1,90	0,61
Ex. Comp. 27	$\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{10}\text{Si}_2\text{P}_2\text{Cu}_{1.5}$	15	Cri	×	37	1,87	1,73
Ex. Comp. 28	Fe Amorfo	15	Amo	○	8	1,55	Não Excitado
Ex. Comp. 29	Chapa de Aço elétrica de grão orientado				23	2,01	1,39

Ex. Comp. Exemplo Comparativo; Larg Largura;

Teste Curv 180° Teste de Curvamento a 180°

Tr Térmico Tratamento Térmico

[0052] Como deve ser entendido a partir da Tabela 19, as composições de liga dos Exemplos 65 a 69 exibem fase amorfa como fase principal após o processo de resfriamento rápido e se mantêm contínuas no teste de curvamento a 180°.

[0053] Em adição, as ligas nanocristalinas baseadas em Fe obtidas pelo tratamento térmico das composições de liga dos Exemplos 65 a 69 exibem uma densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65T ou mais, e coercividade H_c de 20 A/m ou menos. Ademais, as ligas nanocristalinas baseadas em Fe dos Exemplos 65 a 69 podem ser excitadas em uma condição de excitação de 1,7 T e exibem uma perda de núcleo menor que de uma chapa de aço elétrica. Portanto, seu uso pode prover um componente ou dispositivo magnético com baixa perda de energia.

Exemplos 70 a 74 e Exemplos Comparativos 30 e 31.

[0054] Materiais de Fe, Si, B, Cu foram respectivamente pesados para prover composições de liga de $Fe_{84.8}B_{10}Si_2P_2Cu_{1.2}$ e fundidos pelo processo de fusão de alta frequência. As composições de liga fundidas foram processadas pelo método de têmpera por líquido de rolo simples em ao ar de modo a produzir tiras contínuas com espessura de cerca de 25 μm , largura de 15 mm, e comprimento de 30 metros. Em consequência da fase de identificação feita pelo método de difração por raio X, as tiras contínuas das composições de liga exibiam uma fase amorfa como fase principal. Em adição, as tiras contínuas se mantêm contínuas no teste curvamento a 180°. Em seguida, as composições de liga sofreram tratamento térmico a 450°C por 10 minutos, em uma razão de aumento de temperatura na faixa de 60 a 1200°C per minuto. Assim, obtiveram-se as ligas de amostra dos Exemplos 70 a 74 e

Exemplo Comparativo 30. Ademais, uma chapa de aço elétrica de grão orientado foi preparada como Exemplo Comparativo 31. A densidade de fluxo magnético de saturação B_s das composições de liga tratadas termicamente foi medida com magnetômetro de amostra vibratória (VMS) em um campo magnético de 800 kA/m. A coercividade H_c das composições foi medida com investigador BH de corrente contínua em um campo magnético de 2 kA/m. A perda de núcleo de cada composição de liga foi medida com analisador BH de corrente alternada em condições de excitação de 50 kHz e 1,7 T.

[0055] As medições foram lançadas na Tabela 20.

	Razão de Aumento de Temperatura (°C /Minutos)	H_c (A/m)	B_s (T)	P_{cm} (W/kg)
Exemplo 70	1200	14,6	1,86	0,62
Exemplo 71	600	11,9	1,91	0,63
Exemplo 72	400	14,1	1,90	0,64
Exemplo 73	300	12,4	1,89	0,61
Exemplo 74	100	18	1,92	0,81
Ex. Comp. 30	60	64,5	1,93	1,09
Ex. Comp. 31	Chapa de Aço Elétrica de Grão orientado	23	2,01	1,39

Ex. Comp. Exemplo Comparativo.

[0056] Como deve ser aparente a partir da Tabela 20, as ligas nanocristalinas baseadas em Fe, que foram obtidas tratando termicamente as composições de liga dos Exemplos 65 a 69 com uma razão de aumento de temperatura de 100°C per minuto ou mais, exibem uma densidade de fluxo magnético de saturação B_s de 1,65 ou mais e coercividade H_c de 20 A/m ou menos. Ademais, as ligas nanocristalinas baseadas em Fe podem ser excitadas em condições de excitação de 1,7 T, e exibindo uma perda de núcleo mais baixa que da chapa de aço elétrica.

Exemplos 75 a 78 e Exemplos Comparativos 32 e 33.

[0057] Os materiais Fe, Si, B, P, e Cu foram pesados, para prover as composições de liga $\text{Fe}_{83.8}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$, e fundidos por um processo de fusão por indução a alta frequência para produzir uma liga mestre. A liga mestre foi processada por um método de têmpera com líquido com rolo simples para produzir uma tira contínua com espessura de cerca de 25 μm , largura de 15 mm, e um comprimento de 30 metros. A tira contínua foi submetida a um processo de tratamento térmico executado ao ar a 300°C por 30 minutos. A tira contínua tratada termicamente foi triturada para obter o pó do Exemplo 75. Os pós do Exemplo 75 têm diâmetro de 150 μm ou menos. Em adição, os pós e resina epóxi foram misturados, de modo a obter resina epóxi na proporção de 4,5 % em peso. A mistura então passou por um filtro de malha de 500 μm obtendo um granulado com diâmetro de 500 μm ou menos. Então, usando uma matriz com diâmetro interno de 8 mm e diâmetro externo de 13 mm, o granulado foi moldado em uma condição de pressão superficial de 7.000 kgf/cm^2 produzindo um corpo moldado toroidal com altura de 5 mm. O corpo moldado foi curado em Nitrogênio a 150°C por 2 horas. A seguir, o corpo moldado e os pós foram submetidos a um tratamento térmico ao ar a 450°C por 10 minutos.

[0058] Os materiais Fe, Si, B, P, e Cu foram pesados para prover composições de liga $\text{Fe}_{83.8}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$, e fundidos por um processo de fusão por indução a alta frequência para produzir uma liga mestre. A liga mestre foi processada com um método de atomização de água para obter pós do Exemplo 76. Os pós do Exemplo 76 tinham um diâmetro médio de 20 μm . Ademais, os pós do Exemplo 76 foram submetidos a um processo de classificação por ar para obter pós dos Exemplos 77 e 78. O diâmetro médio dos pós do Exemplo 77 era 10 μm e do Exemplo 78 3 μm . Os pós

dos Exemplos 76, 77, 78 foram misturados com resina epóxi em 4,5 % em peso. A mistura então passou por um filtro de malha de 500 μm e obtendo um granulado com diâmetro de 500 μm ou menos. Então, usando uma matriz com diâmetro interno de 8 mm e diâmetro externo 13 mm, o granulado foi moldado em uma condição de pressão superficial de 7.000 Kgf/cm^2 produzindo um corpo moldado toroidal com 5 mm de altura. que foi curado em Nitrogênio a 150°C por 2 horas. A seguir, o corpo moldado e pós sofreram tratamento térmico ao ar a 450°C por 10 minutos.

[0059] Uma liga amorfa baseada em Ferro e uma liga Fe-Si-Cr foi processada por um método de atomização de água, obtendo respectivamente os pós dos Exemplos Comparativos 32 e 33. Os pós de Exemplos Comparativos 32 e 33 tinham diâmetro médio de 20 μm . A seguir, estes pós foram processados, como nos Exemplos 75 a 78.

[0060] Usando um calorímetro de escaneamento diferencial (DSC), os valores caloríficos dos pós obtidos nos primeiros picos de cristalização foram medidos e então comparados com os valores da tira contínua de uma única fase amorfa, de modo que a taxa da fase amorfa em cada liga foi calculada. Ademais, a densidade de fluxo magnético de saturação B_s e coercividade H_c das ligas de pó foram medidas com magnetômetro de amostra vibratória (VMS) em um campo magnético de 800 kA/m. A perda de núcleo de cada corpo moldado foi medida com analisador de corrente alternada BH em uma condição de excitação de 300 kHz e 50 mT. Os resultados foram lançados na Tabela 21.

Tabela 21

	Composição da Liga	Método	Dia Médio Partícula de Pó μm	Taxa de Amorfização Pré-HTTP (%)	Bs Pós HTTP (T)	Hc Pós HTTP (T)	Dia Médio Pós HTTP nm	PVC Pós HTTP
Exemplo 75	$\text{Fe}_{83.8}\text{B}_8\text{Si}_4\text{P}_4\text{Cu}_{0.7}$	Um Rolo e Trit	32	100	1,86	28	17	1350
Exemplo 76		Atom de Água	20	40	1,81	52	23	2000
Exemplo 77		Atom de Água	10	65	1,84	48	19	1650
Exemplo 78		Atom de Água	3	100	1,82	32	16	1240
Ex. Comp. 32	Amorfa baseada em Ferro	Atom de Água	20	--	1,20	60	--	1900
Ex. Comp. 33	Fe-Si-Cr (Cristal)	Atom de Água	20	--	1,68	96	--	2100

Ex. Comp. Exemplo Comparativo; Atom de Água Atomização de Água; Trit Trituração

[0061] Como deve ser aparente a partir da Tabela 21, as composições de liga dos Exemplos 75 a 78 exibem nanocristais, após tratamento térmico, sendo que os nanocristais têm diâmetro médio de 25 nm ou menos para os Exemplos 75 a 78. Em adição, as composições de liga dos Exemplos 75 a 78 exibem elevada densidade de fluxo magnético de saturação B_s e baixa coercividade H_c em comparação com os Exemplos Comparativos 32, 33. Os núcleos de pó formados com os pós dos Exemplos 75 a 78 também exibem elevada densidade de fluxo magnético de saturação B_s e baixa coercividade H_c em comparação com os Exemplos Comparativos 32 e 33. Portanto, seu uso provê um dispositivo ou componente magnético de pequenas diminuições e muito eficiente.

[0062] Cada composição de liga pode ser parcialmente cristalizada pré-tratamento térmico, desde que a composição de liga, pós-tratamento térmico, exibam nanocristais com diâmetro médio de 25 nm. No entanto, como deve ser aparente a partir os Exemplos 75 a 78, prefere-se que a taxa de fase amorfa seja alta para permitir baixa coercividade e baixa perda de núcleo.

REIVINDICAÇÕES

- 1- Composição de liga, $\text{Fe}_a\text{B}_b\text{Si}_c\text{P}_x\text{C}_y\text{Cu}_z$, caracterizada pelo fato de ter uma fase amorfa como fase principal e sendo que $83,0 \leq a \leq 86\%$ atômico, $6 \leq b < 10\%$ atômico, $2 \leq c \leq 8\%$ atômico, $2 \leq x \leq 5\%$ atômico, $0 \leq y \leq 4\%$ atômico, $0,4 \leq z \leq 1,4\%$ atômico, e $0,08 \leq z/x \leq 0,7$.
- 2- Composição de liga, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de $0 \leq y \leq 3\%$ atômico, $0,4 \leq z \leq 1,1\%$ atômico e $0,08 \leq z/x \leq 0,55$.
- 3- Composição de liga, de acordo com a reivindicação de 1, caracterizada pelo fato de o Fe ser substituído por pelo menos um elemento selecionado do grupo consistindo de Ti, Zr, Hf, Nb, Ta, Mo, W, Cr, Co, Ni, Al, Mn, Ag, Zn, Sn, As, Sb, Bi, Y, N, O e elementos de terra rara a 3% atômico ou menos.
- 4- Composição de liga, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de a composição de liga exibir a forma de tira contínua.
- 5- Composição de liga, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de a composição de liga exibir a forma de pó.
- 6- Composição de liga, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de a composição de liga ter uma primeira temperatura de partida de cristalização (T_{x1}) e uma segunda temperatura de partida de cristalização (T_{x2}), havendo uma diferença ($\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$) de 100°C a 200°C .
- 7- Composição de liga, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de a composição de liga exibir uma estrutura heterogênea compreendendo amorfos e nanocristais iniciais existentes nos amorfos, sendo que os nanocristais iniciais têm um diâmetro médio de $0,3\text{ nm}$ a 10 nm .

8- Método para formar uma liga nanocristalina baseada em ferro, a partir da composição de liga da reivindicação 1, caracterizado pelo fato de o método compreender as etapas de:

- preparar a referida composição de liga;
- submeter a referida composição de liga a um tratamento térmico sob uma condição de razão de aumento de temperatura de no mínimo 100°C por minuto e sob uma condição de temperatura de processo que não seja mais baixa que uma temperatura de cristalização da referida composição de liga;
e
- manter a liga na faixa de temperatura de tratamento térmico de 430°C a 480°C no período de tempo de 10 minutos a 30 minutos.

1/2

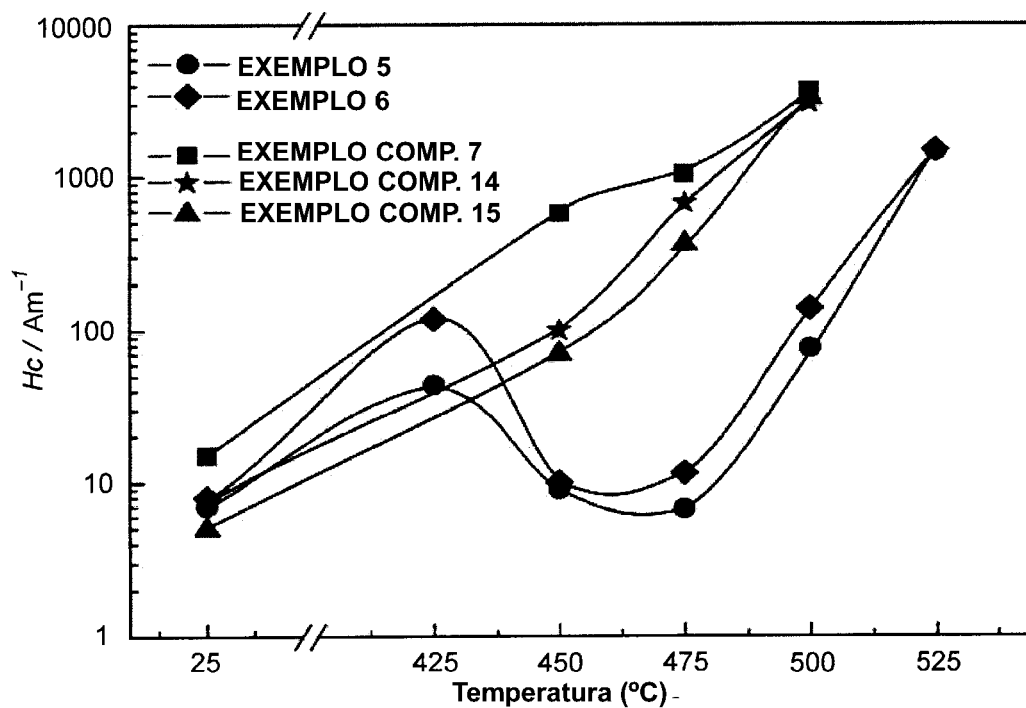


FIG.1

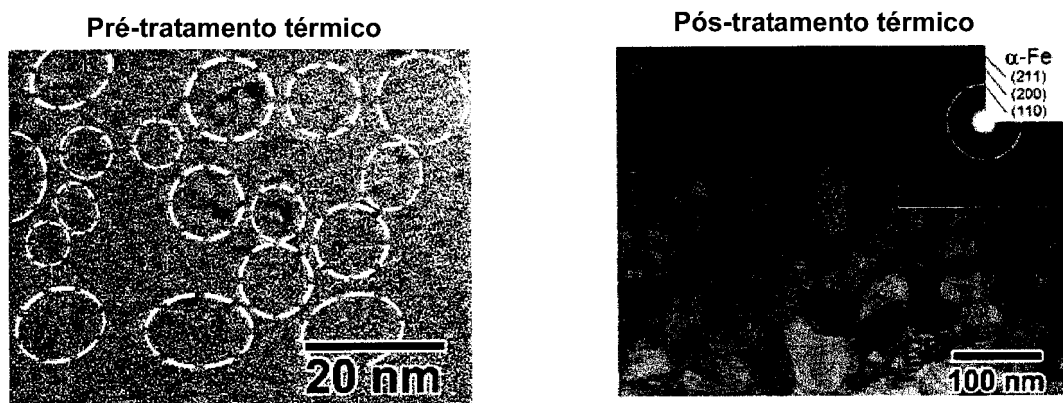


FIG.2

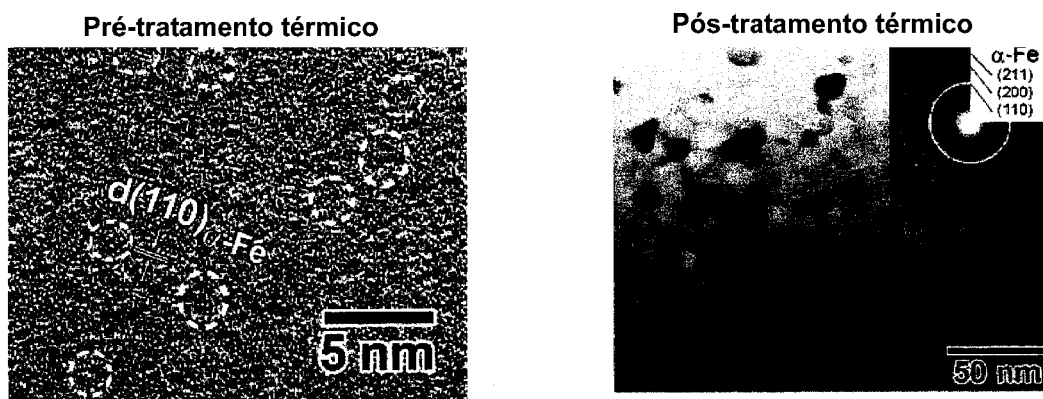


FIG.3

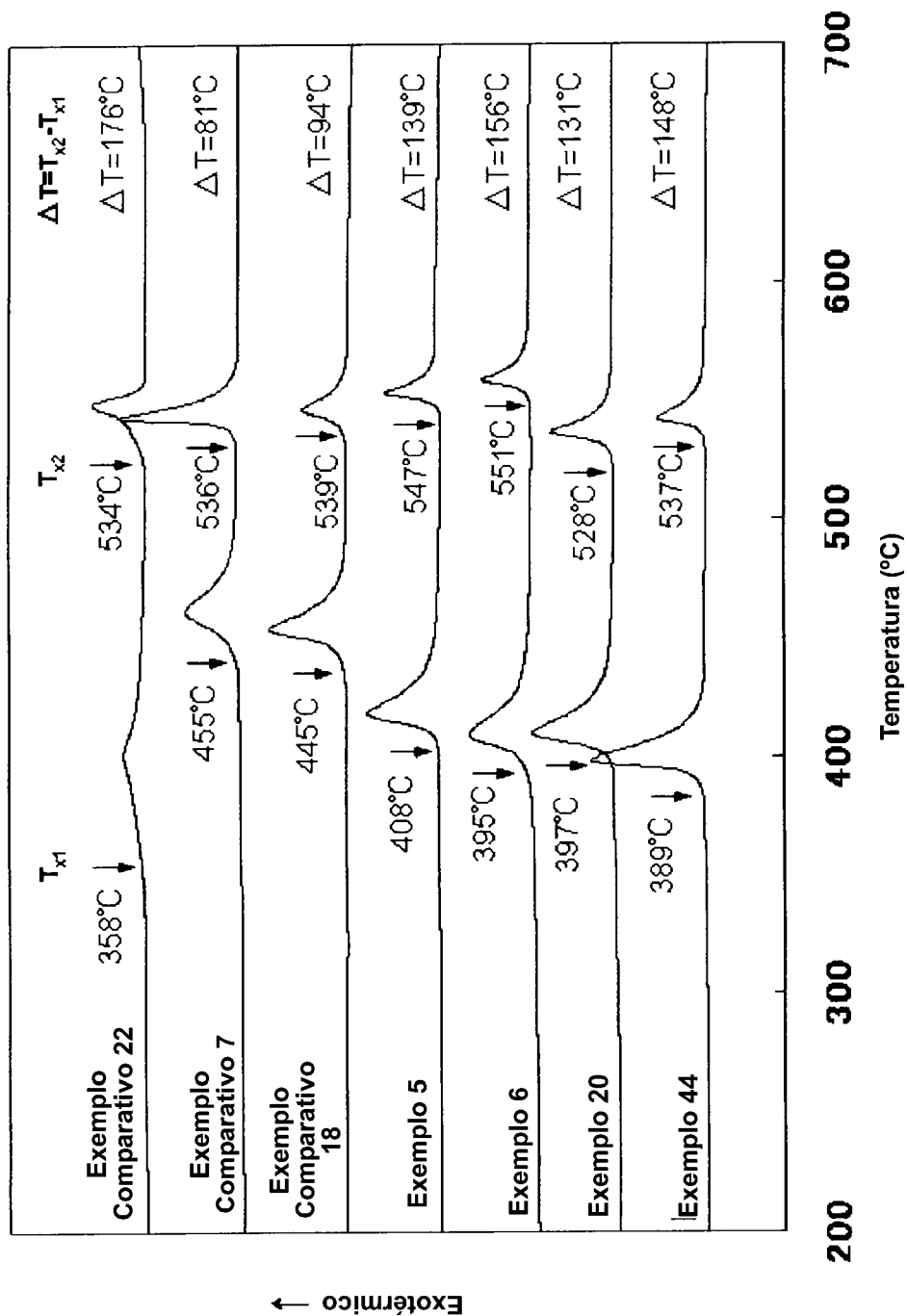


FIG.4