

(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(21) Anmeldenummer: **88103535.6**

(51) Int. Cl.4: **H01F 1/04**, **H01F 1/08**

(22) Anmeldetag: **07.03.88**

(30) Priorität: **20.03.87 DE 3709140**

(71) Anmelder: **Siemens Aktiengesellschaft Berlin und München**
Wittelsbacherplatz 2
D-8000 München 2(DE)

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
05.10.88 Patentblatt 88/40

(72) Erfinder: **Wecker, Joachim, Dr.**
Georg-Krauss-Strasse 2
D-8520 Erlangen(DE)

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AT DE FR GB NL

(54) **Verfahren zur Herstellung eines anisotropen Magnetwerkstoffes auf Basis von Fe, B und einem Selten-Erd-Metall.**

(57) Ein anisotroper Magnetwerkstoff mit Eisen (Fe), Bor (B) und einem Selten-Erd-Metall (SE) wird bisher durch Rascherstarrung einer Legierungsschmelze der gewünschten Zusammensetzung und nachfolgender Behandlung zur Erzeugung einer magnetischen Anisotropie hergestellt. Die so hergestellten Werkstoffe haben jedoch eine verhältnismäßig kleine Koerzitivfeldstärke. Mit dem neuen Verfahren sollen vergleichsweise größere Koerzitivfeldstärken zu erreichen sein.

Zunächst wird eine Vorlegierung mit den Stoffkomponenten hergestellt, der Kobalt (Co) in einer solchen Menge zulegiert ist, daß die Kristallisationstemperatur (T_k) des entsprechenden amorphen Stoffsystems unterhalb der Curie-Temperatur (T_c) der kristallisierenden $SE_2(Fe, Co)_x B$ -Phase des Stoffsystems liegt, wird dann aus der Schmelze der Vorlegierung ein Zwischenprodukt mit amorphem Gefüge unter Anwendung der Rascherstarrungstechnik ausgebildet und wird danach eine Kristallisation des Zwischenproduktes mittels einer Wärmebehandlung bei einer Temperatur oberhalb der Kristallisationstemperatur (T_k), jedoch unterhalb der Curie-Temperatur (T_c) in Gegenwart eines externen magnetischen Gleichfeldes zur Erzeugung der magnetischen Anisotropie vorgenommen. Falls Partikel vorliegen, können diese nach der Kristallisation ausgerichtet und mechanisch fixiert werden.

Herstellung von magnetisch anisotropen Werkstoffen

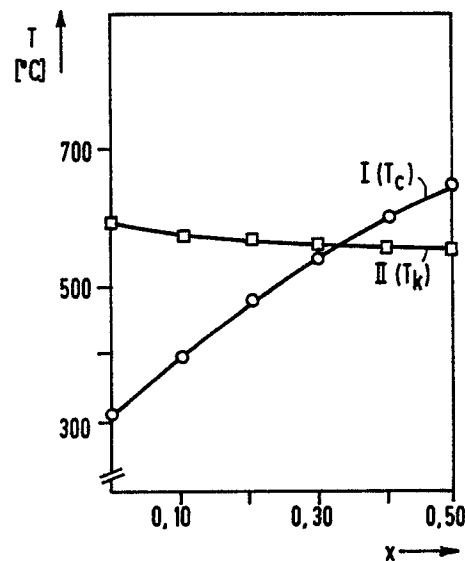


FIG 1

EP 0 284 832 A1

Verfahren zur Herstellung eines anisotropen Magnetwerkstoffes auf Basis von Fe, B und einem Selten-Erd-Metall

Die Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zur Herstellung eines anisotropen Magnetwerkstoffes aus einem Stoffsystem mit mindestens den drei Stoffkomponenten Eisen (Fe), Bor (B) und einem Selten-Erd-Metall (SE), bei welchem Verfahren eine Rascherstarrung einer Legierungsschmelze der gewünschten Zusammensetzung und nachfolgend eine Behandlung zur Erzeugung einer magnetischen Anisotropie vorgenommen wird. Ein entsprechendes Verfahren geht aus der EP-A-0 144 112 hervor.

Nd-Fe-B-Magnetwerkstoffe zeigen bei Raumtemperatur Remanenzwerte und Energiedichten, die deutlich größer als die der bekannten Legierungen auf Sm-Co-Basis sind. Es ist deshalb zu erwarten, daß sie in vielen Anwendungen die konventionellen Sm-Co-Materialien verdrängen. Die hervorragenden magnetischen Eigenschaften dieses Dreistoffsystems beruhen auf der tetragonalen intermetallischen Phase $Nd_2Fe_{14}B$. Hierbei handelt es sich um eine bisweilen auch als Theta-Phase bezeichnete Phase mit einer uniaxialen Kristallanisotropie, wobei das Anisotropiefeld H_A bei 300 K ungefähr 75 kOe beträgt.

Die Herstellung von anisotropen Nd-Fe-B-Magnetmaterialien erfolgt vielfach pulvermetallurgisch (vgl. EP-A-0 126 179). Gemäß diesem Verfahren wird zunächst eine Legierung der gewünschten Zusammensetzung so weit gemahlen, daß die Pulverkörner die Größe von Einbereichsteilchen haben. Diese Pulverkörner mit Korngrößen zwischen 2 und 4 μm werden dann in einem Magnetfeld ausgerichtet, z.B. durch isostatisches Pressen vorkompaktiert und danach zu einem Körper hoher Dichte gesintert. Mit einer abschließenden Wärmebehandlung werden dann die magnetischen Eigenschaften optimiert.

In einem alternativen Verfahren, wie es z.B. aus der eingangs genannten EP-A-0 144 112 zu entnehmen ist, werden zunächst durch rasches Erstarren einer Legierungsschmelze der gewünschten Zusammensetzung isotrope Bänder hergestellt. Diese Bänder mit feinkristallinem Gefüge werden dann zu einem isotropen dichten Körper durch Verpressen bei Temperaturen um 700°C kompaktiert. Eine nachfolgende Heißverformung bei etwa 700°C um etwa 50 % führt dann zu einer anisotropen Textur mit der magnetisch leichten c-Richtung parallel zur Preßrichtung (vgl. auch "Appl.Phys.Lett." 46 (8), 15.4.1985, Seiten 790 und 791).

Technische Magnete haben in der Regel eine Zusammensetzung der Art $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ und liegen damit innerhalb eines Dreiphasengleichgewichts

zwischen der hartmagnetischen $Nd_2Fe_{14}B$ -Phase, einer B-reichen Phase $Nd_{1,14}Fe_4B_4$ sowie einem Nd-reichen Mischkristall. Die Fremdphasen sind dabei zum Teil zur Optimierung der gefügeabhängigen koerzitativen Eigenschaften notwendig.

Trotz ihrer überlegenen magnetischen Werte ist der Einsatz von Nd-Fe-B-Materialien wegen ihrer niedrigen Curie-Temperatur T_c von ca. 315°C stark eingeschränkt, da mit steigender Temperatur die Remanenz und vor allem die Koerzitivfeldstärke drastisch abnehmen und die Werte von optimierten Sm-Co-Magnetwerkstoffen unterschreiten. Es ist deshalb versucht worden, die Curie-Temperatur durch die teilweise Substitution von Fe durch Co zu erhöhen, um so die Spanne zwischen Curie- und Einsatztemperatur zu vergrößern (vgl. "Appl.Phys.Lett." 46 (3), 1.2.1985, Seiten 308 bis 310). Allerdings zeigen die Ergebnisse an gesinterten Magneten, daß für Co-Zusätze gleichzeitig die Koerzitivfeldstärke abnimmt, so daß sich letztlich kein positiver Effekt mit der Co-Substitution zeigt (vgl. "IEEE Trans. Magn.", MAG-21, 1985, Seiten 1952 bis 1954).

Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es deshalb, das Verfahren der eingangs genannten Art dahingehend weiter zu entwickeln, daß mit ihm anisotrope Magnetwerkstoffe mit den Stoffkomponenten Fe, B und einem Selten-Erd-Metall herzustellen sind, die eine größere Koerzitivfeldstärke aufweisen.

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß mit den im Kennzeichen des Anspruchs 1 angegebenen Maßnahmen gelöst.

Im ternären System Nd-Fe-B scheitern nämlich Verfahren, durch eine Wärmebehandlung der zunächst amorphen Legierung im Magnetfeld eine Vorzugsanisotropie einzustellen, an der niedrigen Curie-Temperatur T_c von ca. 315°C im Vergleich zur Kristallisationstemperatur T_k von ca. 550°C. Bei pulvermetallurgisch hergestellten Magneten auf Nd-Fe-B-Basis war es zwar bekannt, daß Co-Zusätze die Curie-Temperatur erhöhen. Jedoch verschlechterte sich dabei die Koerzitivkraft, so daß z.B. eine Verbesserung der Temperaturstabilität durch Co allein nicht möglich ist. Der Erfindung liegt die Erkenntnis zugrunde, daß die $Nd_2(Fe_{1-x}Co_x)_{14}B$ -Phase, die sich in den Frühstadien einer Kristallisation der entsprechenden amorphen Legierung bildet, eine der Gleichgewichtsphase vergleichbare Curie-Temperatur T_c hat. Dies liegt nicht ohne weiteres auf der Hand, da im Verlauf der Kristallisation zunächst (metastabile) Phasen mit einer anderen Struktur und/oder einer anderen Zu-

sammensetzung entstehen können, die damit auch andere physikalische Eigenschaften haben als die hinsichtlich der Struktur und der Konzentration im thermodynamischen Gleichgewicht vorliegende Phase. Daß Co tatsächlich in die $Nd_2Fe_{14}B$ -Phase eingebaut wird, läßt sich mit Röntgenspektren belegen, die mit steigendem Co-Gehalt eine charakteristische Verschiebung der Reflexlagen zu höheren Winkeln zeigen, wie sie aus der Abnahme der Gitter konstanten der tetragonalen Phase durch Einbau von Co zu erwarten ist (vgl. die genannte Literaturstelle aus "Appl.Phys. Lett." 46, 3). Zusätzlich haben bei dem erfindungsgemäßen Verfahren Co-Zusätze bei geeigneter Wahl der Gesamtzusammensetzung des Stoffsystems im Gegensatz zu gesinterten Materialien noch einen erhöhenden Einfluß auf die Koerzitivfeldstärke und gegebenenfalls auch auf die Remanenz. So werden z.B. in einem zunächst amorphen $Nd_{17,5}(Fe_{0,7}Co_{0,3})_{67,5}B_{15}$ -Material nach einer Kristallisation bei $630^\circ C$ Koerzitivfelder von 20 kOe erreicht im Vergleich zu nur etwa 16 kOe eines entsprechenden Co-freien Materials.

Vorteilhafte Ausgestaltungen des erfindungsgemäßen Verfahrens gehen aus den Unteransprüchen hervor.

Die Erfindung wird nachfolgend anhand eines Ausführungsbeispiels beschrieben, wobei auf die Zeichnung Bezug genommen wird. Dabei zeigt Figur 1 für das System $Nd-(Fe, Co)-B$ die Abhängigkeit der Curie-Temperatur und der Kristallisationstemperatur von der Co-Konzentration. Für dieses System gehen aus dem Diagramm der Figur 2 die Koerzitivfeldstärke und die Remanenz in Abhängigkeit der Co-Konzentration hervor.

Dem Ausführungsbeispiel ist ein Magnetwerkstoff des 4-Stoff-Systems $SE-(Fe, Co)-B$ zugrundegelegt, wobei als Selten-Erd-Metall SE Nd gewählt ist. Zu einer erfindungsgemäßen Herstellung eines Magnetwerkstoffes der Zusammensetzung $Nd_{15}(Fe_{1-x}Co_x)_{77}B_8$ mit $0,1 \leq x \leq 0,6$, beispielsweise der Legierung $Nd_{15}(Fe_{0,7}Co_{0,3})_{77}B_8$, werden die Ausgangsmaterialien mit hinreichender Reinheit im gewünschten Verhältnis unter einer Ti-gereinigten Argonatmosphäre induktiv zu einer Vorlegierung erschmolzen. Dabei werden pyrolytische BN-oder Al_2O_3 -Tiegel verwendet. Auch ein Erschmelzen in einem Lichtbogenofen ist möglich.

Die Erzeugung einer amorphen Struktur durch rasches Erstarren der entsprechenden Legierungsschmelze geschieht durch das sogenannte "melt-spinning" (Schmelzspinnverfahren), ein Verfahren, das aus der Herstellung amorpher Metallegierungen bekannt ist (vgl. z.B. "Zeitschrift für Metallkunde" Bd. 69, 1978, Heft 4, Seiten 212 bis 220). Hierzu wird unter einem Schutzgas wie z.B. Argon oder unter Vakuum die Vorlegierung z.B. in einem Quarztiegel mit Hochfrequenz erschmolzen und

dann durch eine Düse auf eine schnell rotierende Kupfertrommel gespritzt. Die Substratgeschwindigkeit, d.h. die Umdrehungsgeschwindigkeit der Kupfertrommel, liegt dabei typisch oberhalb von 30 m/sec. Auf diese Weise wird die erforderliche Abkühlungsgeschwindigkeit von mehr als 10^6 K/sec erreicht. Hiermit wird eine Kristallisation unterdrückt und der gewünschte amorphe Zustand erhalten. Die amorphe Phase ist gekennzeichnet durch ein diffuses Röntgenbeugungsdiagramm und eine symmetrische Hystereseschleife mit Koerzitivfeldstärken unterhalb von 100 Oe.

Das so erhaltene Zwischenprodukt in Bandform wird anschließend zu kleineren Bandstücken oder zu Pulvern zerkleinert. Die damit ausgebildeten Partikel werden dann z.B. in Quarzrohren unter Argonatmosphäre, gegebenenfalls in Gegenwart von zusätzlichen Gettermaterialien wie z.B. Zr zur Abbindung von Restsauerstoff, eingeschmolzen.

Die Kristallisation des so präparierten Zwischenproduktes in Partikelform erfolgt anschließend mittels einer geeigneten Wärmebehandlung. Die Temperatur ist dabei so gewählt, daß sie oberhalb der Kristallisationstemperatur T_k , jedoch unterhalb der Curie-Temperatur T_c liegt. So werden z.B. für die spezielle Legierung $Nd_{15}(Fe_{0,7}Co_{0,3})_{77}B_8$ etwa $500^\circ C$ über eine Zeitdauer von beispielsweise 120 min vorgesehen, da die Curie-Temperatur dieser Legierung bei $525^\circ C$ liegt. Diese Wärmebehandlung soll in einem magnetischen Gleichfeld vorgenommen werden, um so die gewünschte magnetische Anisotropie einzustellen. Für die Feldstärke wird dabei vorteilhaft ein Wert zwischen 0,5 und 100 kOe gewählt. Hierbei muß selbstverständlich die zu wählende Temperatur auch unterhalb der Temperatur T_s liegen, bei der die uniaxiale Vorzugsrichtung in eine planare Vorzugsebene wechselt (vgl. "Journ. of Magnetism and Magn.Mat.", Vol. 65, 1987, Seiten 139 bis 144).

Schließlich wird das so kristallisierte Pulver in einem weiteren externen magnetischen Gleichfeld ausgerichtet. Die Feldstärke dieses Ausrichtungsfeldes kann dabei wesentlich geringer gegenüber der des bei dem Kristallisationsvorgang angelegten Feldes sein und beispielsweise mindestens 1, vorzugsweise mindestens 5 kOe betragen. Gleichzeitig mit dieser Ausrichtung der Pulverpartikel werden diese z.B. durch Eingießen von schnell aushärtendem Kunstharz mechanisch fixiert werden. Mit dem so erhaltenen Körper aus dem speziellen anisotropen Magnetwerkstoff lassen sich dann entsprechende Magnete aufbauen.

Abweichend von dem dargestellten Ausführungsbeispiel kann auch ein Ausrichten der kristallisierten Partikel im Magnetfeld und eine gleichzeitige Kompaktierung zu einem dichten Körper durch mechanische Preßverfahren vorge-

nommen werden. Hierbei läßt sich auch zunächst ein Werkstück gewünschter Geometrie aus dem amorphen Material pressen, so daß erst anschließend die Feldkristallisation durchgeführt wird. Dies hat den Vorteil, daß man z.B. durch spezielle Magnetfeldkonfigurationen den Werkstoff auch komplizierte Vorzugsgeometrien geben kann. So lassen sich z.B. magnetische Ringkörper mit radialer Vorzugsrichtung erstellen.

Das erfindungsgemäße Verfahren kann für beliebige Legierungskonzentrationen angewendet werden, solange sichergestellt ist, daß bei der Kristallisation zumindest zum überwiegenden Teil die hartmagnetische Phase $\text{Nd}_{15}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_y\text{B}_z$ entsteht. Die Co-Konzentration, bezogen auf den Fe-Anteil, sollte dabei zwischen 0.1 und 0.60, vorzugsweise zwischen 0.15 und 0.5 liegen. Dies hat Curie-Temperaturen zwischen 430 und 630°C zur Folge. Die entsprechenden Temperaturverhältnisse für das Material $\text{Nd}_{15}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_y\text{B}_z$ sind aus dem Diagramm der Figur 1 ersichtlich. In diesem Diagramm ist auf der Abszisse die Co-Konzentration x als substituierter Fe-Anteil und sind auf der Ordinate die zugehörigen Temperaturen T in °C aufgetragen. Die Kurve I stellt dabei die Curie-Temperatur T_c der kristallisierenden $\text{Nd}_{15}(\text{Fe}, \text{Co})_y\text{B}_z$ -Phase und die Kurve II die Kristallisationstemperatur T_k entsprechender amorpher Bänder für eine Aufheizrate von 40 K/min. dar. Da erfindungsgemäß die Wärmebehandlung zur Kristallisation oberhalb der Kristallisationstemperatur T_k , jedoch unterhalb der Curie-Temperatur T_c erfolgen soll, sind gemäß dem Diagramm aufgrund der vorgesehenen Glühbedingungen nur Co-Konzentrationen mit x über 0.3 möglich. Wählt man jedoch kleinere Aufheizraten bzw. führt man die Kristallisation isotherm für längere Glühzeiten durch, so rutscht in dem Diagramm die Kurve II weiter nach unten, so daß dann auch mit entsprechend geringen Co-Konzentrationen die geforderten Temperaturverhältnisse einzuhalten sind.

Ganz allgemein gilt, daß bei dem erfindungsgemäßen Verfahren die geforderte Theta-Phase des 4-Stoffsystems $\text{SE}_x(\text{Fe}, \text{Co})_y\text{B}_z$ auftritt, wenn eine Zusammensetzung dieses Systems gewählt wird, so daß gilt: $10 \leq x \leq 30$, $60 \leq y \leq 85$ und $3 \leq z \leq 20$. Vorzugsweise sollten x , y und z die folgenden Beziehungen erfüllen: $11 \leq x \leq 20$, $65 \leq y \leq 80$ und $5 \leq z \leq 20$. Dabei ist SE mindestens ein Selten-Erd-Metall, dessen Ordnungszahl im Periodensystem der Elemente zwischen 58 und 66 (jeweils einschließlich) liegt.

Aus dem Diagramm der Figur 2 sind die mit dem erfindungsgemäßen Verfahren erreichbare Koerzitivfeldstärke H_k (in kOe) sowie die Remanenz J_r in Abhängigkeit der Co-Konzentration x (substituierter Fe-Anteil) von rasch erstarrten $\text{Nd}_{15}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_y\text{B}_z$ -Bändern dargestellt. Dabei zeigt die

Kurve III die Koerzitivfeldstärkeverhältnisse, während mit der Kurve IV die Remanenz-Verhältnisse wiedergegeben sind. Wie aus dem Diagramm hervorgeht, führt im Gegensatz zu den Ergebnissen an gesinterten Magneten eine Substitution von bis zu etwa 50 % Co für Fe praktisch zu keiner Verschlechterung der Koerzitivfelder. Für einen Co-Gehalt von 30 % werden sogar H_k -Werte von 25 kOe gemessen. Die Remanenzwerte (Kurve IV) nehmen dagegen für kobaltreiche Proben unter anderem aufgrund einer Abnahme der Sättigungsmagnetisierung für Co-Konzentrationen x oberhalb von 0,2 um etwa 10 % ab.

Bei dem dargestellten Ausführungsbeispiel wurde davon ausgegangen, daß Nd das zu wählende Selten-Erd-Metall SE ist. Stattdessen kann ebensogut auch ein anderes Selten-Erd-Metall wie insbesondere Praseodym (Pr) gewählt werden. Daneben ist es auch möglich, das eine leichtere Selten-Erd-Metall durch ein schwereres Selten-Erd-Metall wie z.B. Dysprosium (Dy) zumindest teilweise zu substituieren, um so höhere Koerzitivfeldstärken zu erreichen.

Auch die Fe-Komponente kann gegebenenfalls durch ein anderes metallisches Element wie insbesondere Aluminium (Al) teilweise substituiert sein.

Ferner können zur Erzeugung eines amorphen Gefüges des Zwischenproduktes auch andere bekannte Rascherstarrungstechniken wie z.B. die Ausbildung dünner Schichten durch Sputtertechniken oder die Herstellung amorpher Metallpulver durch Verdüsung eingesetzt werden. Im letzteren Fall ist dann sogar ein besonderer Zerkleinerungsschritt wie bei einer Ausbildung von amorphen Bändern nicht mehr erforderlich.

Das erfindungsgemäße Verfahren ist jedoch nicht nur auf Zwischenprodukte in Partikel- oder Pulverform beschränkt. So können z.B. erfindungsgemäß hergestellte dünne Schichten für den Aufbau von Magnetköpfen in Datenspeichereinrichtungen vorgesehen werden.

Ansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines anisotropen Magnetwerkstoffes aus einem Stoffsystem mit mindestens den drei Stoffkomponenten Eisen (Fe), Bor (B) und einem Selten-Erd-Metall (SE), bei welchem Verfahren eine Rascherstarrung einer Legierungsschmelze der gewünschten Zusammensetzung und nachfolgend eine Behandlung zur Erzeugung einer magnetischen Anisotropie vorgenommen wird, **dadurch gekennzeichnet, daß**

-zunächst eine Vorlegierung mit den Stoffkomponenten hergestellt wird, der Kobalt (Co) als weitere Stoffkomponente in einer solchen Menge zulegiert ist, daß die Kristallisationstemperatur (T_k) des ents-

prechenden amorphen Stoffsystems unterhalb der Curie-Temperatur (T_c) der kristallisierenden $SE_x(Fe, Co)_yB_z$ -Phase des Stoffsystems liegt,

- dann aus der Schmelze der Vorlegierung ein Zwischenprodukt mit amorphem Gefüge unter Anwendung der Rascherstarrungstechnik ausgebildet wird, und

- danach eine Kristallisation des Zwischenproduktes mittels einer Wärmebehandlung bei einer Temperatur oberhalb der Kristallisationstemperatur (T_k), jedoch unterhalb der Curie-Temperatur (T_c) unter Ausbildung der $SE_x(Fe, Co)_yB_z$ -Phase des Stoffsystems und in Gegenwart eines externen magnetischen Gleichfeldes zur Erzeugung der magnetischen Anisotropie vorgenommen wird.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Vorlegierung mit dem leichten Selten-Erd-Metall Neodym (Nd) und/oder Praseodym (Pr) hergestellt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß eine auf den Fe-Anteil bezogene Co-Konzentration (x) zwischen 0.1 und 0.6, vorzugsweise zwischen 0.15 bis 0.5 vorgesehen wird.

4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, daß für die Vorlegierung das eine Selten-Erd-Metall (SE) zumindest teilweise durch ein weiteres Selten-Erd-Metall substituiert wird.

5. Verfahren nach Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß als weiteres Selten-Erd-Metall (SE) Dysprosium (Dy) vorgesehen wird.

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, daß für die Vorlegierung das Fe teilweise durch ein anderes Metall substituiert wird.

7. Verfahren nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet**, daß als anderes Metall Aluminium (Al) vorgesehen wird.

8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, daß ein Stoffsystem $SE_x(Fe, Co)_yB_z$ hergestellt wird, für dessen Gesamtzusammensetzung gilt:

$$10 \leq x \leq 30,$$

$$60 \leq y \leq 85 \text{ und}$$

$$3 \leq z \leq 20.$$

9. Verfahren nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet**, daß eine Gesamtzusammensetzung des Stoffsystems gewählt wird, für die gilt:

$$11 \leq x \leq 20,$$

$$65 \leq y \leq 80 \text{ und}$$

$$5 \leq z \leq 20.$$

10. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet**, daß für das externe Magnetfeld eine Feldstärke zwischen 0,5 und 100 kOe vorgesehen wird.

11. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, daß das Zwischenprodukt mit amorphem Gefüge in Bandform oder in Form dünner Schichten oder als Metallpulver erzeugt wird.

12. Verfahren nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet**, daß das Zwischenprodukt zu einer Partikelform zerkleinert wird.

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet**, daß nach der Kristallisation Partikel des Stoffsystems ausgerichtet und zu einem Körper mechanisch fixiert werden.

14. Verfahren nach Anspruch 13, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Ausrichtung der Partikel in einem weiteren externen magnetischen Gleichfeld (Ausrichtungsfeld) vorgenommen wird.

15. Verfahren nach Anspruch 14, **dadurch gekennzeichnet**, daß für das magnetische Ausrichtungsfeld eine Feldstärke von mindestens 1, vorzugsweise mindestens 5 kOe vorgesehen wird.

16. Verfahren nach einem der Ansprüche 13 bis 15, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Partikel mittels eines aushärtbaren Kunststoffes mechanisch fixiert werden.

17. Verfahren nach einem der Ansprüche 13 bis 15, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Partikel durch Verpressen mechanisch fixiert werden.

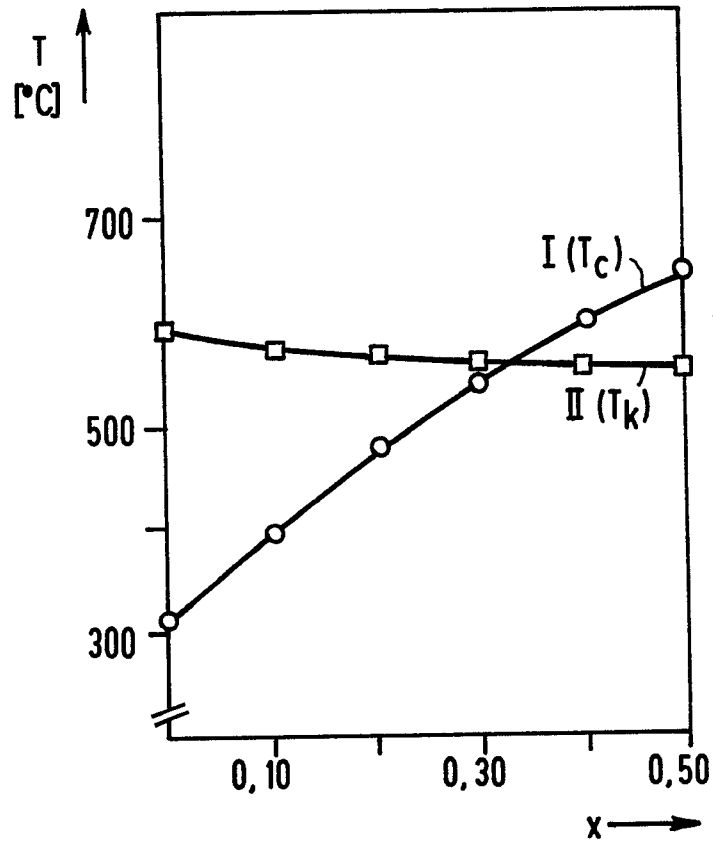


FIG 1

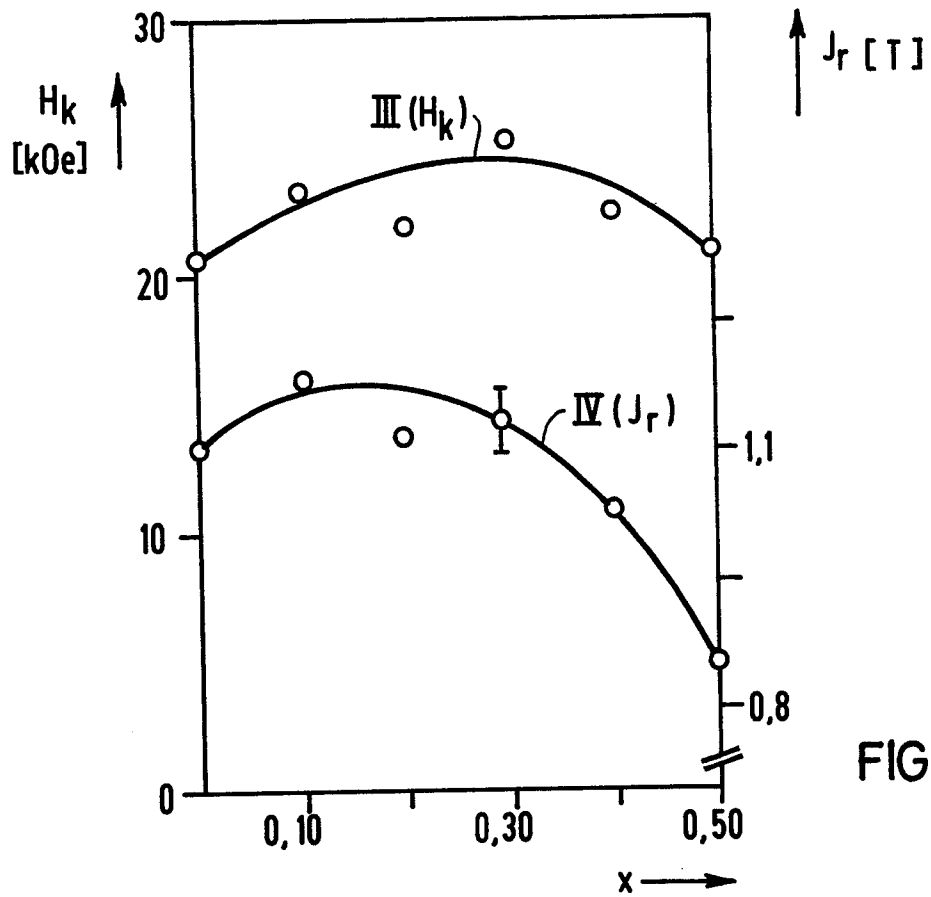


FIG 2



EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl.4)
A	APPLIED PHYSICS LETTERS, Band 44, Nr. 9, 1. Mai 1984, Seiten 925-926, American Institute of Physics, New York, US; R.A. OVERFELT et al.: "Thermal effects of moderate substitutions of cobalt for iron in Fe76Pr16B8" * Seite 925, linke Spalte, letzter Absatz; Seite 926, rechte Spalte, Absatz 1; Figur 4 *	1-3, 8-11	H 01 F 1/04 H 01 F 1/08
D, A	EP-A-0 144 112 (GENERAL MOTORS CORP.) * Ansprüche 1,4; Seite 3, Zeilen 24-27; Seite 5, Zeile 11 - Seite 6, Zeile 28; Seiten 20,21, Beispiel 1; Seiten 44-46, Beispiel 32 *	1, 2, 4, 6, 10-12	
A	US-A-4 402 770 (N.C. KOON) * Anspruch 1; Spalte 4, Zeilen 9-42; Tabelle I *	1, 3, 4, 6-8, 10, 11	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int. Cl.4)
			H 01 F
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 14-06-1988	Prüfer DECANNIERE L.J.
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument ----- & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	