

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 1 217 087 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
26.06.2002 Patentblatt 2002/26

(51) Int Cl.7: **C22C 38/10**, C22C 38/30,
H01F 1/147, C21D 8/12

(21) Anmeldenummer: **00127984.3**

(22) Anmeldetag: **20.12.2000**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU
MC NL PT SE TR**
Benannte Erstreckungsstaaten:
AL LT LV MK RO SI

- **Vaerst, Gernot**
63755 Alzenau (DE)
- **Emmerich, Kurt**
63755 Alzenau (DE)

(71) Anmelder: **Vacuumschmelze GmbH**
63450 Hanau (DE)

(74) Vertreter: **Patentanwälte**
Westphal, Mussnug & Partner
Mozartstrasse 8
80336 München (DE)

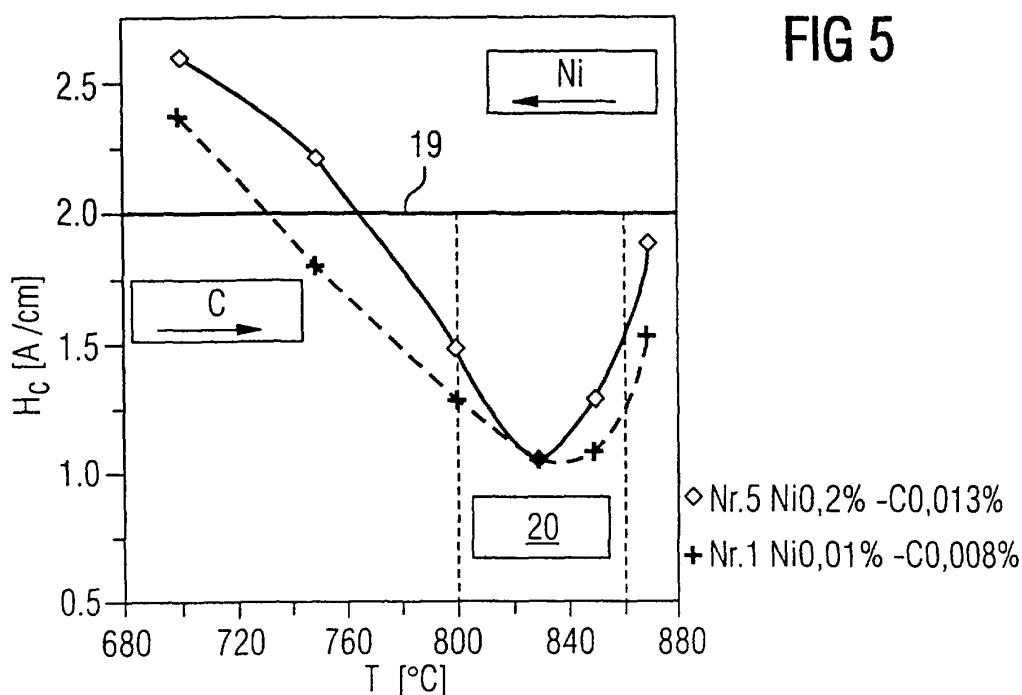
(72) Erfinder:
• **Tenbrink, Johannes**
63776 Mömbris (DE)

(54) **Eisen-Kobalt-Legierung mit geringer Koerzitivfeldstärke und Verfahren zur Herstellung von Halbzeug aus einer Eisen-Kobalt-Legierung**

(57) Eisen-Kobalt-Legierung mit geringer Koerzitivfeldstärke und Verfahren zur Herstellung von Halbzeug aus einer Eisen-Kobalt-Legierung.

Eine Legierung auf der Basis von Fe mit 10 bis 20 Gew.-% Co, 2 bis 6,5 Gew.-% von wenigstens einem element der Gruppe Cr, Mo und V, weist einen Gehalt

von Ni und Mn zwischen 0,01 Gew.-% und 0,4 Gew.-% und einen Gehalt an C unterhalb 0,02 Gew.-% auf. Mit dieser weichmagnetischen Legierung lassen sich besonders niedrige Koerzitivfeldstärken erzielen. Dazu werden Werkstücke aus dieser Legierung einer Schlußglühung in einem optimalen Temperaturbereich 20 um 850°C unterzogen.



EP 1 217 087 A1

Beschreibung

[0001] Eisen-Kobalt-Legierung mit geringer Koerzitivfeldstärke und Verfahren zur Herstellung von Halbzeug aus einer Eisen-Kobalt-Legierung.

[0002] Die Erfindung betrifft eine Eisenbasislegierung mit einem Gehalt an Cobalt von 10 bis 20 Gew.-%, mit einem Gehalt von wenigstens einem Element der Gruppe Chrom, Molybdaen und Vanadium von 2 bis 6,5 Gew.-% und mit einem geringen Kohlenstoffgehalt.

[0003] Die Erfindung betrifft ferner ein Verfahren zur Herstellung von Halbzeug aus einer Kobalt-Eisen-Legierung, bei dem durch Schmelzen und Warmverformung zunächst Werkstücke aus einer Legierung auf der Basis von Fe mit einem Gehalt von Co von 10 bis 20 Gew.-% Co und mit einem Gehalt von wenigstens einem Element der Gruppe Cr, Mo und V von 2 bis 6,5 Gew.-% angefertigt und dann einer Schlußglühung unterzogen werden.

[0004] Eine derartige Legierung ist aus der JP-A-61-253348 bekannt. Bei einem Kobaltgehalt im Bereich von 10 bis 35 Gew.-% ergibt sich sowohl eine hohe Sättigungsinduktion als auch ein hoher spezifischer Widerstand. Die bekannte Legierung eignet sich daher als Magnetkern für mit hoher Frequenz schaltende elektromechanische Komponenten. Insbesondere eignet sich die bekannte Legierung für die Joche in den Druckköpfen von Nadeldruckern. Denn durch den hohen spezifischen Widerstand werden Wirbelströme auf wirksame Weise unterdrückt, so daß hohe Schaltfrequenzen möglich sind. Um den spezifischen Widerstand der Legierung weiter zu erhöhen, sind der bekannten Legierung unter anderem Cr und V zugesetzt. Aus dem gleichen Grund enthält die bekannte Legierung auch Mo, das zusätzlich die Sprödigkeit des Materials verringert. Dadurch kann das bekannte Material leichter verarbeitet werden.

[0005] Die dort beschriebene Legierung wird aber in der Regel aus Reineisen, beispielsweise ARMCO-Eisen, hergestellt, so daß sie sich nicht unbedingt zur Herstellung in einem großtechnischen Verfahren eignet. Denn bei der Herstellung in einer Großschmelze kann in der Regel die für die meisten Anwendungen spezifizierte Obergrenze für die Koerzitivfeldstärke nicht eingehalten werden, da dort nicht Reineisen sondern technisches Eisen, das in der Regel aus Reineisen unter Beimengung von Schrott entsteht, als Ausgangsmaterial verarbeitet wird. Demnach ist die aus dem Stand der Technik bekannte Legierung nahezu nickel- und manganfrei.

[0006] Ausgehend von diesem Stand der Technik liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, eine Legierung zu schaffen, die in einem großtechnischen Verfahren mit den spezifizierten magnetischen und elektrischen Eigenschaften herstellbar ist.

[0007] Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß dadurch gelöst, daß der Gehalt an Nickel zusammen mit Mangan zwischen 0,01 Gew.-% und 0,4 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 0,02 Gew.-% und 0,4 Gew.-%, liegt, und daß der Kohlenstoffgehalt kleiner als 0,02 Gew.-% ist.

[0008] Durch das Einhalten der Obergrenzen von Ni, Mn und C ist gewährleistet, daß die Koerzitivfeldstärke auch dann innerhalb des spezifizierten Bereichs bleibt, wenn die Legierung in einer Großschmelze hergestellt wird. Denn aufgrund des niedrigen Gehalts von Ni, Mn und C steht ein ausreichend großes Temperaturfenster für die Schlußglühung zur Verfügung. Demzufolge braucht die Temperatur nicht über das gesamte Volumen eines Bandes, einer Stange oder eines Drahtes im Rahmen des Temperaturfensters gehalten zu werden.

[0009] Der Erfindung liegt ferner die Aufgabe zugrunde, ein für die industrielle Fertigung geeignetes Verfahren zur Herstellung von Halbzeug aus einer weichmagnetischen Kobalt-Eisen-Legierung mit besonders niedriger Koerzitivfeldstärke anzugeben.

[0010] Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß dadurch gelöst, daß die Legierung aus Eisen hergestellt ist und der Gehalt der Legierung an Ni zusammen mit Mn oberhalb 0,01 Gew.-% und unterhalb 0,4 Gew.-% sowie der Gehalt an C unter 0,02 Gew.-% liegt und daß die Schlußglühung für mindestens 0,25 h im Temperaturbereich von 800 bis 880°C durchgeführt wird.

[0011] Durch das Einhalten der Obergrenze für Ni, Mn und C sowie durch das Glühen im Temperaturbereich um 850 °C wird die Koerzitivfeldstärke auf einen optimalen niedrigen Wert eingestellt, so daß sich insgesamt eine Legierung mit hoher Sättigungsinduktion und hohem elektrischen Widerstand und niedriger Koerzitivfeldstärke ergibt.

[0012] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind Gegenstand der abhängigen Ansprüche.

[0013] Nachfolgend wird die Erfindung anhand der beigefügten Zeichnung näher erläutert. Es zeigen:

Figur 1 ein Ablaufdiagramm des Herstellverfahrens für Halbzeug aus der Legierung gemäß der Erfindung;

Figur 2 ein binäres Kobalt-Eisen-Phasendiagramm;

Figur 3 eine graphische Darstellung der gemessenen Sättigungsinduktion von verschiedenen Chargen einer Versuchsreihe;

Figur 4 eine weitere Darstellung der gemessenen Koerzitivfeldstärke für die Versuchsreihe aus Figur 3;

Figur 5 ein Diagramm, das die Abhängigkeit der Koerzitivfeldstärke von der Glüh­temperatur bei einem unter anderem auch kaltgewalzten Werkstück darstellt;

Figur 6 ein weiteres Diagramm, das die Abhängigkeit der Koerzitivfeldstärke von der Glüh­temperatur bei einem ausschließlich warmgewalzten Werkstück darstellt; und

Figur 7 eine Darstellung der gemessenen Neukurve einer aus reinen Ausgangsmaterialien hergestellten Legierung und von gemessenen Neukurven einer aus Schrott hergestellten Legierung nach der Schlußglühung.

[0014] In dem in Figur 1 dargestellten Ablaufdiagramm wird zunächst in einem Schmelzvorgang 1 die Legierung erschmolzen. Dem Schmelzvorgang 1 folgen je nach herzustellendem Halbzeug eine unterschiedliche Reihe von Verfahrensschritten.

[0015] Falls Bänder hergestellt werden sollen, aus denen später Teile gestanzt werden, wird der aus dem Schmelzvorgang 1 hervorgegangene Gußblock durch Vorblocken 2 in eine Bramme umgeformt. Unter Vorblocken wird das Umformen des Gußblocks in eine Bramme mit rechteckigem Querschnitt durch einen Warmwalzvorgang bei einer Temperatur von 1250 °C verstanden. Nach dem Vorblocken wird durch Schleifen 3 der auf der Oberfläche der Bramme ausgebildete Zunder entfernt. Dem Schleifen 3 folgt ein weiterer Warmwalzvorgang 4, durch den die Bramme bei einer Temperatur von 1250 °C in ein Band mit einer Dicke von beispielsweise 3,5 mm umgeformt wird. Anschließend werden die sich beim Warmwalzen auf der Oberfläche des Bands ausbildenden Verunreinigungen durch Schleifen oder Beizen 5 entfernt, und das Band wird durch Kaltwalzen 6 auf die endgültige Dicke im Bereich von 0,1 bis 2 mm umgeformt. Schließlich wird das Band einer Schlußglühung 7 bei einer Temperatur von 850 °C unterzogen. Während der Schlußglühung heilen die durch die Umformvorgänge entstandenen Gitterfehlstellen aus und kristalline Körner werden im Gefüge gebildet.

[0016] Ähnlich verläuft der Herstellungsvorgang, wenn Drehteile hergestellt werden. Auch hier werden durch Vorblocken 8 des Gußblocks Knüppel mit einem quadratischen Querschnitt hergestellt. Das sogenannte Vorblocken erfolgt dabei bei einer Temperatur von 1250 °C. Anschließend wird der beim Vorblocken 8 entstandene Zunder durch Schleifen 9 entfernt. Dem folgt ein weiterer Warmwalzvorgang 10, durch den die Knüppel in Stangen oder Drähte bis zu einem Durchmesser von 13 mm umgeformt werden. Durch Richten und Schälen 11 werden dann zum einen Verwerfungen des Materials korrigiert und zum anderen die sich während des Warmwalzvorgangs 10 bildenden Verunreinigungen auf der Oberfläche entfernt. Abschließend wird auch hier das Material einer Schlußglühung 12 unterzogen.

[0017] Für ein besseres Verständnis der physikalischen Vorgänge während der Schlußglühung ist in Figur 2 ein Phasendiagramm des binären Eisen-Kobalt-Systems dargestellt. Unterhalb des Phasengebietes Schmelze 13 schließt sich ein γ Fe-Phasengebiet 14 an, in dem die Legierung in der Gestalt eines Mischkristalls mit γ Fe-Kristallstruktur vorliegt. An das γ Fe-Phasengebiet grenzt ein α + γ -Zweiphasengebiet 15 an, das durch eine α / γ -Phasengrenze 16 von einem α Fe-Phasengebiet 17 getrennt ist. Der Vollständigkeit halber ist mit einer Strichpunktlinie 18 die Curietemperatur eingezeichnet.

[0018] Bei einem binären Eisen-Kobalt-System ist das Zweiphasengebiet 15 nur bei einem niedrigen Eisengehalt ausgeprägt. Beim Zusatz von zusätzlichen Legierungsbestandteilen wie Mo, Cr und insbesondere V dehnt sich das Zweiphasengebiet 15 auch zu hohen Eisenkonzentrationen aus.

[0019] Optimale weichmagnetische Eigenschaften werden erreicht, wenn eine Kobalt-Eisen-Legierung bei einer möglichst hohen Temperatur geglüht wird. Dabei muß unbedingt vermieden werden, während der Glühung das α + γ Zweiphasengebiet 15 zu berühren, da daraus aufgrund der dabei sich bildenden zusätzlichen Korngrenzen erheblich verschlechterte Magnetwerte resultieren.

[0020] Ferner führt ein zu hoher Gehalt an C, Ni und/oder Mn zu einer Verschlechterung der weichmagnetischen Eigenschaften, da die α / γ -Phasengrenze 16 durch zu hohe Gehalte zu tieferen Temperaturen verschoben und das Kornwachstum bei der notwendig werdenden tieferen Glüh­temperatur geringer wird, was sich in erhöhten Koerzitivfeldstärken äußert.

[0021] Dieser Sachverhalt soll anhand der im folgenden im einzelnen geschilderten Untersuchung näher erläutert werden.

[0022] Es wurde der C-Gehalt von 0,003 bis 0,023 Gew.-% sowie der Ni-Gehalt im Bereich von 0,01 bis 0,36 Gew.-% bei 10 Sonderschmelzen variiert. Die Zusammensetzung in den Hauptelementen war 17,2 Gew.-% Co, 2,0 Gew.-% Cr, 0,8 Gew.-% Mo, 0,2 Gew.-% V, Rest Fe. In Tabelle 1 sind die Gehalte an C und Ni sowie die dazugehörigen Chargennummern der zehn untersuchten Sonderschmelzen aufgelistet.

Tabelle 1

Chargen Nr.	Ni-Gehalt [Gew.-%]	C-Gehalt [Gew.-%]
1	0,01	0,008
2	0,05	0,006
3	0,05	0,008
4	0,05	0,014
5	0,2	0,013
6	0,21	0,007
7	0,21	0,023
8	0,35	0,011
9	0,36	0,003
10	0,36	0,007

[0023] Die Blöcke wurden auf eine Dicke von 3,5 mm warmgewalzt und anschließend auf eine Enddicke von 0,5 mm kaltgewalzt. Die daraus gefertigten Stanzringe mit einem Außendurchmesser von 28,5 mm, einem Innendurchmesser von 20 mm und einer Dicke von 0,5 mm wurden bei Temperaturen von 830 °C, 850 °C und 870 °C unter trockenem Wasserstoff jeweils 10 h schlußgeglüht. Anschließend wurden die magnetischen Eigenschaften gemessen, insbesondere die Neukurve bis 160 A/cm und die Koerzitivfeldstärke.

[0024] In Figur 3 sind die Ergebnisse der Induktionsmessung bei einer Magnetfeldstärke von 160 A/cm dargestellt. Wie die Messungen zeigen, wird bei allen zehn Chargen ungefähr $B_{160} \approx 2,0\text{T}$ erfüllt. Anhand Figur 3 wird deutlich, daß keine signifikanten Unterschiede zwischen den einzelnen Schlußglühungen bestehen, da nahe der Sättigungsinduktion die Induktionswerte in wesentlichen von der Hauptzusammensetzung abhängen, die bis auf Verunreinigungen als konstant anzusehen ist.

[0025] Die Koerzitivfeldstärke ist als Funktion des Ni- und C-Gehalts bei unterschiedlicher Glühbehandlung in Figur 4 dargestellt. Nach einer Schlußglühung über zehn Stunden bei einer Temperatur von 830 °C wird über den gesamten variierten Ni- und C-Bereich etwa die gleiche Koerzitivfeldstärke von 1,1 A/cm gemessen. Es ist somit keine Erhöhung der Koerzitivfeldstärke in Abhängigkeit vom Ni- und C-Gehalt im untersuchten Bereich nachweisbar.

[0026] Bei einer Schlußglühung über zehn Stunden bei einer Temperatur von 850 °C zeigt sich bis zu einem Ni-Gehalt von 0,21 Gew.-%, also bis zur Charge Nr. 7, ebenfalls keine Veränderung in der Koerzitivfeldstärke. Sie liegt bei etwa 1,1 A/cm. Beim nächsthöheren Ni-Gehalt von 0,36 Gew.-% springt die Koerzitivfeldstärke auf etwa 2,0 A/cm. Sie erreicht und überschreitet somit die zulässige Höchstgrenze von 2,0 A/cm. Als Ursache für den Sprung der Koerzitivfeldstärke von etwa 1,1 A/cm auf 2,0 A/cm wird der deutlich höhere Ni-Gehalt von 0,36 Gew.-% gegenüber 0,21 Gew.-% angesehen, denn bei Kobalt-Eisen-Legierungen verschiebt sich die α/γ -Phasengrenze mit zunehmendem Ni-Gehalt zu niedrigeren Temperaturen hin. Das bedeutet, daß man mit zunehmenden Ni-Gehalt unter sonst konstanten Glühbedingungen in das $\alpha+\gamma$ -Zweiphasengebiet 15 gerät, wodurch sich die magnetischen Eigenschaften erheblich verschlechtern.

[0027] Dementsprechend tritt bei einer weiteren Erhöhung der Glühtemperatur eine Erhöhung der Koerzitivfeldstärke schon bei geringeren Ni-Gehalten auf. Wie Figur 4 zeigt, nimmt bei einer Schlußglühung bei 870 °C die Koerzitivfeldstärke beginnend mit der niedriglegierten Charge Nr. 1 mit einem Wert von 1,5 A/cm auf Werte über 2,0 A/cm bei den größten Ni- und C-Gehalten zu. Somit liegt die Koerzitivfeldstärke bereits bei den niedriglegierten Chargen deutlich über dem Niveau der Koerzitivfeldstärken der Glühtemperaturen bei 830 °C und 850 °C. Ursache dafür ist, daß aufgrund der höheren Glühtemperatur die Schlußglühung im $\alpha+\gamma$ -zweiphasengebiet 15 abläuft. Folglich hat eine Erhöhung der Glühtemperatur denselben Effekt wie eine Erhöhung des Ni-Gehalts, nämlich eine Glühung im $\alpha+\gamma$ -Zweiphasengebiet 15 und damit eine Verschlechterung der magnetischen Eigenschaften.

[0028] Bei den Chargen 1 bis 10 wurde der C-Gehalt im Bereich von 0,003 Gew.-% bis 0,023 Gew.-% variiert. Bei den Schlußglühungen mit einer Temperatur von 830 °C ergab sich keine Verschlechterung der Koerzitivfeldstärke und der Induktion.

[0029] Anhand der Chargen Nr. 5 und Nr. 1 wurde der Einfluß des Kohlenstoffgehalts näher untersucht. Figur 5 zeigt den Verlauf der Koerzitivfeldstärken dieser Chargen bei unterschiedlichen Glühtemperaturen. Hieraus geht hervor, daß die Koerzitivfeldstärke mit steigender Temperatur der Schlußglühung oberhalb etwa 860 °C stark ansteigt, was auf den beginnenden $\alpha-\gamma$ -Phasenübergang zurückzuführen ist. Dabei liegt die Koerzitivfeldstärke bei der Charge Nr. 5 mit dem höheren Ni-Gehalt von 0,2 Gew.-% deutlich über der Koerzitivfeldstärke der Charge Nr. 1 mit einem Ni-

Gehalt von 0,01 Gew.-%. Wie bereits erwähnt wird dies durch die Verschiebung der α/γ -Phasengrenze 16 zu tieferen Temperaturen mit zunehmenden Ni-Gehalt hervorgerufen.

[0030] Zu niedrigeren Temperaturen hin, ausgehend von etwa 820 °C, nimmt die Koerzitivfeldstärke ebenfalls zu. Bei der Charge Nr. 1 wird die in Figur 5 durch eine durchgezogene Linie 19 angedeutete Spezifikationsgrenze 19 im Bereich von 730 °C überschritten. Somit ist bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,008 Gew.-% die magnetische Schädigung ab etwa 730 °C signifikant, so daß die Spezifikation dann nicht mehr erfüllt wird. Bei höheren C-Gehalten, wie bei der Charge Nr. 5 mit einem C-Gehalt von 0,013 Gew.-% ist dies bereits bei 760 °C der Fall. Da die Glühparameter in beiden Fällen konstant waren, wird die Ursache für diesen Effekt in der Bildung von Karbiden gesehen, die bei höheren C-Gehalten bei entsprechend großen Temperaturen bereits zu signifikant hohen Koerzitivfeldstärke führen. Das bedeutet letztlich, daß mit ansteigendem Ni- und C-Gehalt das für die Schlußglühung notwendige Temperaturfenster zunehmend enger wird. Aus Gründen der Fertigungssicherheit erstreckt sich damit ein optimaler Glühbereich zwischen 800 und 860 °C.

[0031] Zum Vergleich wurde eine weitere Probe mit gleicher Zusammensetzung in den Hauptelementen sowie einem Ni-Gehalt von 0,21 Gew.-% und einem Kohlenstoffgehalt von 0,03 Gew.-% erschmolzen und durch Warmwalzen und Stanzen zu 1 mm dicken Stanzproben umgeformt. Anschließend wurden die Stanzproben einer Schlußglühung während 10 Stunden unter H_2 unterzogen. Die Glühtemperatur wurde dabei in Schritten von 10 °C von 835 °C bis 865 °C variiert. Abschließend wurden die magnetischen Eigenschaften dieser Stanzproben gemessen. Die Induktion lag mit Werten zwischen 2,08 T bei 835 °C und 2,14 T bei 850 °C noch über der Spezifikationsgrenze 19.

[0032] Das Ergebnis der Messung der Koerzitivfeldstärke ist in Figur 6 dargestellt. Figur 6 zeigt, daß die Koerzitivfeldstärke nach den Schlußglühungen bei 835 °C und 865 °C deutlich über der Spezifikationsgrenze 19 liegt. Ursache dafür ist wie bei den Chargen Nr. 1 bis 10 der hohe Ni-Gehalt sowie der hohe C-Gehalt. Ein Vergleich mit den in Figur 5 dargestellten Messungen ergibt darüber hinaus, daß das Minimum der Koerzitivfeldstärke in Figur 6 deutlich über dem Minimum der Koerzitivfeldstärke in Figur 5 liegt. Ursache hierfür ist der fehlende Kaltwalzvorgang 6. Denn durch die Warmwalzvorgänge 4 und 10 werden weniger Fehlstellen und Versetzungen im Werkstück ausgebildet, so daß die zur Rekristallisation führenden Vorgänge nur in kleinen örtlich begrenzten Bereichen ablaufen. Dies führt zur Ausbildung eines feinkörnigen Gefüges, das hohe Koerzitivfeldstärken zur Folge hat.

[0033] Um die Möglichkeit zu untersuchen, für den Schmelzvorgang 1 Schrott zu verwenden, wurden Neukurven der Charge Nr. 10 mit einer Neueinwage verglichen, die nachfolgend als Charge Nr. 11 bezeichnet wird. Diese neue Charge Nr. 11 weist kein Nickel und einen C-Gehalt von 0,006 Gew.-% auf. In Figur 7 sind die Neukurven der Charge 10 zusammen mit der Neukurve der Charge 11 dargestellt. Der Vergleich zeigt, daß bei einer Schlußglühung über 10 Stunden bei einer Temperatur von 830 °C nahezu die Induktionswerte der über 10 Stunden bei optimalen 865 °C geglühten Neueinwage erreicht werden. Bei höheren Glühtemperaturen, nämlich bei 850 °C und 870 °C sind die Induktionswerte für Charge 10 der Tabelle 1 besonders bei 3 A/cm deutlich schlechter. Verursacht durch lokal begrenzte Phasenumwandlung im $\alpha+\gamma$ -Zweiphasengebiet 15, liegt nach der Abkühlung auf Zimmertemperatur ein inhomogenes ferritisches Gefüge vor, was zu erhöhten Koerzitivfeldstärken und niedrigeren Induktionswerten führt. Dabei wird das Problem durch höhere Ni-Gehalte oder höhere Glühtemperaturen verschärft.

[0034] Neben dem Gehalt von C und Ni ist auch der Gehalt Mo, Cr, V und S für die elektrischen und magnetischen Eigenschaften der Legierung von Bedeutung.

[0035] Ein zu hoher Mo-Gehalt in Verbindung mit technisch nicht vermeidbaren Restkohlenstoffgehalten führt zur Bildung von Mo-reichen Karbiden wie beispielsweise $M_{23}C_6$ oder M_6C . Dabei steht M für Metall. Ein wesentlicher Anteil davon ist Mo. Die Mo-reichen Karbide führen zu einer Verschlechterung der weichmagnetischen Eigenschaften. Dabei gilt, daß mit steigenden Gehalten an Mo und C derartige Karbide bis zu höheren Temperaturen stabil bleiben. Bei zu hohen Gehalten an Mo und C reicht dann die Stabilität der Karbide bis an die α/γ -Phasengrenze 16, und man findet keine geeigneten Glühparameter zur Erzielung niedriger Koerzitivfeldstärken. Auch kann das Ziel von Werten für die Koerzitivfeldstärke H_c unter 2 A/cm nicht sicher erreicht werden. Bei einem Mo-Gehalt von 2,0 Gew.-% wird selbst bei der optimalen Glühtemperatur von 850°C nicht ein Wert für die Koerzitivfeldstärke unter 2 A/cm erreicht, selbst wenn der C-Gehalt kleiner als 0,01 Gew.-% ist. Bei einer Legierung mit 1,0 Gew.-% Mo wird bei einer relativ niedrigen Glühtemperatur von 820°C eine Koerzitivfeldstärke von lediglich 2,82 A/cm erreicht. Dies ist durch die Präsenz von Mo-reichen Metallkarbiden bedingt. Bei einer höheren Temperatur von 850°C bilden sich dagegen weniger Karbide und mit einer derartigen Zusammensetzung sind Werte für die Koerzitivfeldstärke H_c unter 2 A/cm erreichbar. Dies führt zu der Forderung nach einem Mo-Gehalt unter 1,5 Gew.-%. Besonders vorteilhaft ist ein Mo-Gehalt unter 1 Gew.-%, weil man dann sicher niedrige Werte für die Koerzitivfeldstärke H_c unter 2 A/cm erreicht, bedingt durch eine geringere Ausprägung der Bildung von Metallkarbiden.

[0036] Die Legierungszusätze Mo, Cr, V dienen zur Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstandes. Zur Erzielung besonders hoher Induktionswerte über 2,0 T dürfen die Gesamtgehalte an Legierungszusätzen jedoch eine bestimmte Obergrenze nicht überschreiten. Dies ist bei einem Gesamtgehalt von Cr, Mo und V von 6,5 Gew.-% bereits knapp der Fall, und es wird ein B_{160} von lediglich 1,98 T erreicht.

[0037] Andererseits ist für dynamische Anwendungen bei erhöhter Frequenz ein Mindestniveau des spezifischen

Widerstandes erforderlich. Binäre Kobalt-Eisen-Legierungen weisen ein Niveau um $0,2 \mu\Omega\text{m}$ auf. Um den spezifischen Widerstand um mindestens 50% zu steigern und damit entsprechend die umagnetisierungsbedingten Wirbelstromverluste zu senken, sind Gehalte weiterer Elemente, wie beispielsweise Cr, Mo und V, von in der Summe mindestens 2 Gew.-% notwendig.

[0038] Ein zu hoher S-Gehalt führt schließlich ebenfalls zu verschlechterten weichmagnetischen Eigenschaften. Der Gehalt an S muß deswegen begrenzt werden. Zur Erzielung besonders niedriger H_c -Werte unter $1,35 \text{ A/cm}$ muß deshalb ein S-Gehalt unter 0,01 Gew.-% angestrebt werden.

[0039] Die geforderten Obergrenzen werden anhand der im folgenden aufgeführten Ausführungs- und Vergleichsbeispiele deutlich. Die Konzentrationsangaben in Prozent sind dabei Angaben in Gew.-%.

[0040] Bei den nachfolgend näher beschriebenen Beispielen wurden von folgenden Spezifikationen aufgegangen: die Induktion B_{160} bei einer Magnetfeldstärke von $H = 160 \text{ A/cm}$ soll größer 2,0 T sein; die Koerzitivfeldstärke H_c soll unter $2,0 \text{ A/cm}$ liegen und der spezifische Widerstand soll $30 \mu\Omega\text{cm}$ übersteigen.

Ausführungsbeispiel 1:

[0041] Eine Legierung mit 17,0% Co, 2,0% Cr, 0,8% Mo, 0,2% V, 0,01% Ni, 0,01% Mn, weniger als 0,01% C und Rest Eisen wurde unter Vakuum erschmolzen. Der entstandene Gußblock wurde auf 50 mm Durchmesser geschält. Danach wurde das Material auf 18 mm Durchmesser bei 1100 bis 850°C geschmiedet. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 865°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_c = 0,8 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,10 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,98 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,39 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 2:

[0042] Eine Legierung mit 17,0% Co, 2,0% Cr, 0,8% Mo, 0,2% V, 0,01% Ni, 0,01% Mn, 0,001% N, 0,001% O, weniger als 0,01% C und Rest Eisen wurde unter Vakuum erschmolzen. Der entstandene Gußblock wurde abweichend von Beispiel 1 auf $20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ geschmiedet und anschließend auf 3,5 mm bei 1100 bis 850°C warmgewalzt. Nach einer Zwischenglühung von 0,5h bei 900°C wurde auf 1 mm kaltgewalzt. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 865°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_c = 0,8 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,10 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,98 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,39 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 3:

[0043] Es wurde eine Legierung mit 15,0% Co, 2,0% Cr, 2,5% Mo, 0,2% V, 0,01% Ni, 0,01% Mn, weniger als 0,01% C und Rest Eisen, wie in Beispiel 1 hergestellt. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 820°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_c = 1,98 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,02 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,96 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,53 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 4:

[0044] Es wurde eine Legierung mit 15,0% Co, 4,0% Cr, 1,0% Mo, 0,01% Ni, 0,01% Mn, weniger als 0,01% C und Rest Eisen, wie in Beispiel 1 hergestellt. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 820°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_c = 1,27 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,07 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,94 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,51 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 5:

[0045] Es wurde eine Legierung mit 20,0% Co, 2,0% Cr, 2,0% Mo, 2,0% V, 0,01% Ni, 0,01% Mn, weniger als 0,01% C und Rest Eisen, wie in Beispiel 1 hergestellt. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 865°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_c = 1,65 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,09 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,86 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,59 \mu\Omega\text{m}$.

Vergleichsbeispiel 6:

[0046] Eine Legierung wurde unter Vakuum erschmolzen mit 15,0% Co, 2,0% Cr, 2,5% Mo, 2,0% V und Rest Eisen. Der Gussblock wurde auf 50 mm Durchmesser geschält. Danach wurde das Material auf 30 mm Durchmesser bei 1100 bis 850°C geschmiedet. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 840°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzi-

tivfeldstärke von $H_C = 1,96 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 1,98 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,97 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,57 \mu\Omega\text{m}$.

[0047] Anhand dieses Vergleichsbeispiels wird die Obergrenze des Gesamtgehalts von Cr, Mo, V deutlich.

5 Vergleichsbeispiel 7:

[0048] Eine Legierung wurde unter Vakuum erschmolzen mit 15,0% Co, 4,0% Cr, 1,0% Mo, weniger als 0,01% C und Rest Eisen. Der Gussblock wurde auf 15 mm Durchmesser warmgewalzt und dann geschält. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 820°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_C = 2,82 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,02 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,93 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,53 \mu\Omega\text{m}$.

[0049] Dieses Vergleichsbeispiel verdeutlicht die Folge einer zu niedrigen Glühtemperatur bei hohem Mo-Gehalt.

15 Ausführungsbeispiel 8:

[0050] Wie Beispiel 7. Die Schlußglühung wird jedoch bei 850°C vorgenommen. Dabei wird eine Koerzitivfeldstärke von $1,83 \text{ A/cm}$ und B_{160} von $2,04 \text{ T}$ erreicht.

20 Vergleichsbeispiel 9:

[0051] Es wurde eine Legierung mit 20,0% Co, 2,0% Cr, 2,0% Mo, 2,0% V, weniger als 0,01% C und Rest Eisen, wie in Beispiel 7 hergestellt. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 850°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_C = 2,51 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,02 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,82 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,61 \mu\Omega\text{m}$.

25 Vergleichsbeispiel 10:

[0052] Es wurde eine lt-Großschmelze einer Legierung mit 15,6% Co, 3,36% Cr, 2,33% Mo, 0,43% V, 0,004% C und Rest Eisen, sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen hergestellt. Es erfolgte eine Fertigung von Stangen durch Warmwalzen an Durchmesser 50 mm. Ebenso erfolgte eine Fertigung von Bändern durch Warmwalzen an Dicke 5 mm und anschließendes Kaltwalzen an verschiedene Enddicken. Der spezifische Widerstand der Legierung betrug $0,53 \mu\Omega\text{m}$. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 835°C unter Wasserstoff wurden an verschiedenen Proben Induktionswerte B_{160} ($H = 160 \text{ A/cm}$) zwischen 2,024 und 2,057 T festgestellt. Die Messung der Koerzitivfeldstärke ergab dagegen erhebliche und nicht akzeptable Schwankungen von Probe zu Probe mit Werten zwischen 1,19 und $3,44 \text{ A/cm}$. Als Ursache für diese schwankenden und teilweise deutlich zu hohen H_C -Werte wurden Mo-reiche Metallkarbide ausgemacht. Denn bei zu hohen Gehalten an Mo und C reicht die Stabilität der Karbide bis an die α/γ -Phasengrenze 16 heran und man findet keine geeigneten Glühparameter zur Erzielung niedriger Koerzitivfeldstärken. Auch kann das Ziel von Koerzitivfeldstärken unter 2 A/cm nicht sicher erreicht werden.

40 Ausführungsbeispiel 11:

[0053] Es wurde eine Legierung mit 17,0% Co, 2,0% Cr, 0,8% Mo, 0,2% V, $< 0,01\%$ Ni und $< 0,01\%$ Mn sowie einem S-Gehalt von 0,015% und Rest Eisen, wie in Beispiel 1 hergestellt. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 850°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_C = 1,4 \text{ A/cm}$, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,10 \text{ T}$ sowie eine Remanenz $B_R = 0,95 \text{ T}$ gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,39 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 12:

[0054] Zusammensetzung wie Beispiel 11, aber S-Gehalt 0,005%. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 850°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_C = 1,22 \text{ A/cm}$ und eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,20 \text{ T}$ gemessen.

55 Ausführungsbeispiel 13:

[0055] Zusammensetzung wie Beispiel 11, aber S-Gehalt 0,004%. Nach einer Glühbehandlung von 10h bei 850°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_C = 1,12 \text{ A/cm}$ und eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von $B_{160} = 2,25 \text{ T}$ gemessen.

Vergleichsbeispiel 14:

[0056] Es wurden binäre CoFe-Legierungen mit 14,7 und 19,9% Co wie in Beispiel 2 hergestellt. Die Induktionswerte sind mit Werten für $B_{160} = 2,16$ T bzw. 2,20 T zwar sehr hoch, jedoch erlaubt der niedrige spezifische Widerstand von $0,20 \mu\Omega\text{m}$ keine Anwendung mit dynamischer Anregung.

Vergleichsbeispiel 15:

[0057] Eine Legierung mit 19,8% Co und 2,12% V, Rest Fe, wurde wie in Beispiel 2 beschrieben gefertigt. Nach Schlußglühung bei 850°C für 10h unter Wasserstoff betrug H_c 1,83 A/cm. B_{160} (bei $H = 160$ A/cm) lag mit 2,10 T über der gewünschten Mindestgrenze, jedoch lag der spezifische Widerstand mit $0,297 \mu\Omega\text{m}$ knapp zu niedrig.

[0058] Dieses Vergleichsbeispiel macht die Bedeutung der Elemente Cr, Mo sowie V für den spezifischen Widerstand deutlich.

Vergleichsbeispiel 16:

[0059] Eine Legierung mit 19,95% Co und 2,10% Mo, weniger als 0,1% Mn, weniger als 0,1% Ni, weniger als 0,01% C und Rest Fe, wurde wie in Beispiel 2 beschrieben gefertigt. Nach Schlußglühung bei 850°C für 10h unter Wasserstoff betrug B_{160} (bei $H = 160$ A/cm) 2,17 T. Der spezifische Widerstand lag mit $0,31 \mu\Omega\text{m}$ gerade im gewünschten Bereich oberhalb $0,30 \mu\Omega\text{m}$. Ursache für die mit 2,56 A/cm unbefriedigende Koerzitivfeldstärke war das Auftreten Mo-reicher Metallkarbide.

[0060] Die Ausführungsbeispiele 15 und 16 veranschaulichen die Bedeutung von Cr, Mo und V für den spezifischen elektrischen Widerstand. Ein niedriger Gehalt an Cr, Mo sowie V führt zu einem niedrigen spezifischen elektrischen Widerstand.

Vergleichsbeispiel 17:

[0061] Eine Legierung mit 15,0% Co, 3,5% Cr, 2,3 % Mo, 0,4% V, 0,05% C, Rest Fe, wurde wie in Beispiel 2 beschrieben gefertigt. Nach Schlußglühung wurde ein H_c -Wert von lediglich 5,0 A/cm erreicht, bedingt durch die massive Präsenz von Mo-reichen Metallkarbiden.

Vergleichsbeispiel 18:

[0062] Es wurde eine Legierung mit 17% Co, 2,0% Cr, 0,8% Mo, 0,2% V sowie einem Ni-Gehalt von 0,32% und Mn-Gehalt von 0,18%, Rest Eisen wie im Beispiel 7 hergestellt. Nach einer Schlußglühung über 10 Stunden bei 850°C unter Wasserstoff wurde eine Koerzitivfeldstärke von $H_c = 2,1$ A/cm, eine Induktion bei einer Aussteuerung von 160 A/cm von B_{160} 2,03 T sowie eine Remanenz $B_R = 0,93$ T gemessen. Der spezifische elektrische Widerstand betrug $0,39 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 19:

[0063] Eine Legierung mit 13,15% Co, 3,64% Cr, 2,95% Mo, 0,01% Mn, 0,02% Ni, weniger als 0,01% C und Rest Fe wurde wie in Beispiel 2 hergestellt. Sie erreichte nach Schlußglühung $H_c = 1,52$ A/cm und $B_{160} = 2,07$ T. Der spezifische Widerstand betrug $0,56 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 20:

[0064] Eine Legierung mit 10,35% Co, 3,1% V, 3,14 % Mo, 0,03% Mn, 0,05% Ni, weniger als 0,01% C und Rest Fe, hergestellt wie in Beispiel 2, erreichte nach Schlußglühung $H_c = 0,81$ A/cm und $B_{160} = 2,06$ T. Der spezifische Widerstand betrug $0,40 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 21:

[0065] Eine Legierung mit 19,8% Co, 2,02% Cr, 0,05% Mn, 0,07% Ni, weniger als 0,01% C und Rest Fe, hergestellt wie in Beispiel 2, erreichte nach Schlußglühung $H_c = 1,80$ A/cm und $B_{160} = 2,18$ T. Der spezifische Widerstand betrug $0,38 \mu\Omega\text{m}$.

Ausführungsbeispiel 22:

[0066] Die Zusammensetzung dieser unter Vakuum erschmolzenen Legierung war 17,0% Co, 1,95% Cr, 0,80% Mo, 0,02% Mn, < 0,015% Ni, 0,006% C, 0,002% N und 0,015% O, Rest Fe, sowie unvermeidbare Verunreinigungen. Diese Legierung wurde den verschiedensten Verarbeitungsmöglichkeiten unterzogen. Entweder wurde auf Enddimension warmgewalzt, oder es wurde warmgewalzt und dann als Band kalt weiter an Enddicke gewalzt. Die beiliegende Tabelle 2 zu den Ergebnissen von Beispiel 22 gibt einen Überblick über die jeweils erreichten Magnetwerte. Der spezifische Widerstand dieser Legierung betrug 0,39 $\mu\Omega\text{m}$.

Tabelle 2

Material	Induktion [T] bei H =						B_R	H_c
	1 A/cm	8 A/cm	16 A/cm	40 A/cm	80 A/cm	160 A/cm		
Bandmaterial 0,2 mm	0,22	1,52	1,64	1,79	1,97	2,22	0,98	0,88
Bandmaterial 0,3 mm	0,23	1,50	1,61	1,75	1,91	2,13	0,96	0,91
Bandmaterial 1,0 mm	0,17	1,49	1,60	1,74	1,88	2,07	0,741	0,864
Warmwalzmaterial $\varnothing = 18$ mm	0,38	1,56	1,67	1,80	1,94	2,12	0,951	0,84
Warmwalzmaterial $\varnothing = 30$ mm	0,46	1,57	1,68	1,81	1,94	2,11	1,10	0,83
Warmwalzmaterial $\varnothing = 33$ mm	0,20	1,53	1,65	1,78	1,90	2,05	1,06	1,37
Warmwalzmaterial 60 mm X 15 mm $\varnothing$	0,21	1,53	1,66	1,81	1,84	2,11	0,90	1,09

Patentansprüche

1. Eisenbasislegierung mit einem Gehalt an Co von 10 bis 20 Gew.-% , mit einem Gehalt von wenigstens einem Element der Gruppe Cr, Mo und V von 2 bis 6,5 Gew.-% und mit einem geringen C-Gehalt **dadurch gekennzeichnet,** **daß** der Gehalt an Ni zusammen mit Mn zwischen 0,01 Gew.-% und 0,4 Gew.-% sowie der Gehalt an C unter 0,02 Gew.-% liegt.
2. Eisenbasislegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet,** **daß** der Gehalt an Ni zusammen mit Mn zwischen 0,02 Gew.-% und 0,4 Gew.-% sowie der Gehalt an C unter 0,02 Gew.-% liegt.
3. Eisenbasislegierung nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet,** **daß** der Gehalt an Ni zusammen mit Mn zwischen 0,03 Gew.-% und 0,4 Gew.-% sowie der Gehalt an C unter 0,02 Gew.-% liegt.
4. Legierung nach Anspruch 1,2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet,** **daß** der Ni-Gehalt kleiner 0,3 Gew.-% ist.
5. Legierung nach Anspruch 1,2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet,** **daß** der Ni-Gehalt kleiner 0,15 Gew.-% ist.
6. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet,** **daß** der C-Gehalt kleiner 0,02 Gew.-% ist.

7. Legierung nach Anspruch 6,
dadurch gekennzeichnet,
daß der C-Gehalt kleiner 0,01 Gew.-% ist.
- 5 8. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 7,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Mn-Gehalt kleiner 0,2 Gew.-% ist.
- 10 9. Legierung nach Anspruch 8,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Mn-Gehalt kleiner 0,1 Gew.-% ist.
- 15 10. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Gehalt der Elemente aus der Gruppe von Cr, Mo und V zwischen 2,0 und 4 Gew.-% liegt.
- 20 11. Legierung nach Anspruch 10,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Gehalt der Elemente aus der Gruppe von Cr, Mo und V, zwischen 2,5 und 3,5 Gew.-% liegt.
- 25 12. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 11,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Mo-Gehalt kleiner als 1,5 Gew.-% ist.
- 30 13. Legierung nach Anspruch 12,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Mo-Gehalt kleiner als 1,0 Gew.-% ist.
- 35 14. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 13,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Cr-Gehalt zwischen 1,5 und 2,5 Gew.-% liegt.
- 40 15. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 14,
dadurch gekennzeichnet,
daß der S-Gehalt kleiner 0,01 Gew.-% ist.
- 45 16. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 15,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Induktion B_{160} bei einer Magnetfeldstärke von $H = 160 \text{ A/cm}$ größer 2,0 T ist, die Koerzitivfeldstärke H_c kleiner 2,0 A/cm ist und der spezifische Widerstand über $30 \mu\Omega\text{cm}$ liegt
- 50 17. Verfahren zur Herstellung von Halbzeug aus einer Kobalt-Eisen-Legierung, bei dem durch Schmelzen (1) und Warmverformung (4, 10) zunächst Werkstücke aus einer Legierung auf der Basis von Fe mit einem Gehalt von Co von 10 bis 20 Gew.-% Co und mit einem Gehalt von wenigstens einem Element der Gruppe Cr, Mo und V von 2 bis 6,5 Gew.-% angefertigt und dann einer Schlußglühung (7, 12) unterzogen werden,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Gehalt an Ni zusammen mit Mn unterhalb 0,4 Gew.-% sowie der Gehalt an C unter 0,02 Gew.-% liegt und **daß** die Schlußglühung (7, 12) für mindestens 0,25 h im Temperaturbereich von 800 bis 880°C durchgeführt wird.
- 55 18. Verfahren nach Anspruch 17,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Schlußglühung (7, 12) für mindestens 0,25 h im Temperaturbereich von 830 bis 865°C durchgeführt wird.
19. Verfahren nach Anspruch 17 oder 18,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Legierung vor der Schlußglühung (7, 12) kaltverformt wird.
20. Verfahren nach einem der Ansprüche 17 bis 19,

dadurch gekennzeichnet,

daß die Legierung unter Inertgas, Wasserstoff oder Vakuum schlußgeglüht wird.

5

10

15

20

25

30

35

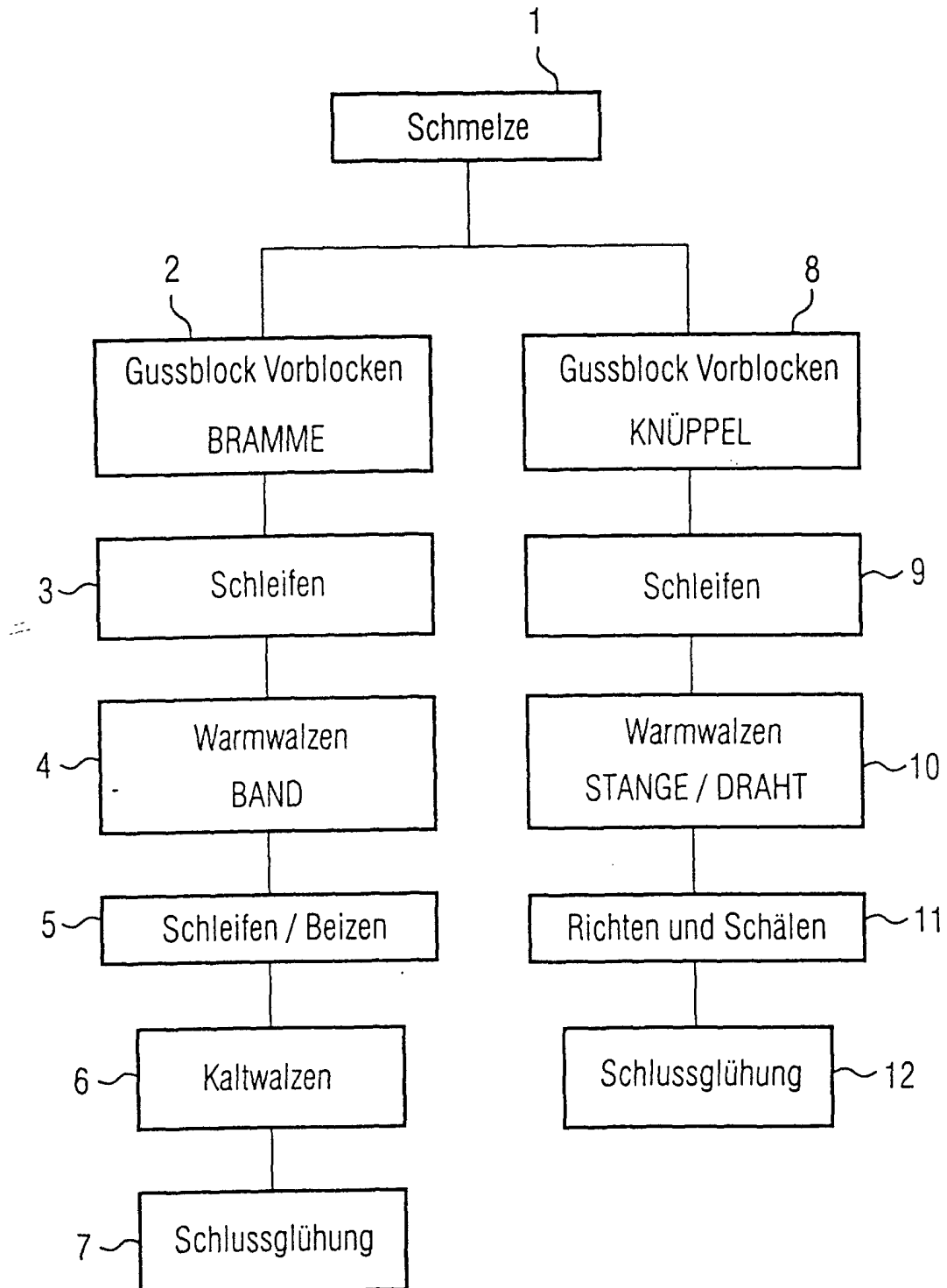
40

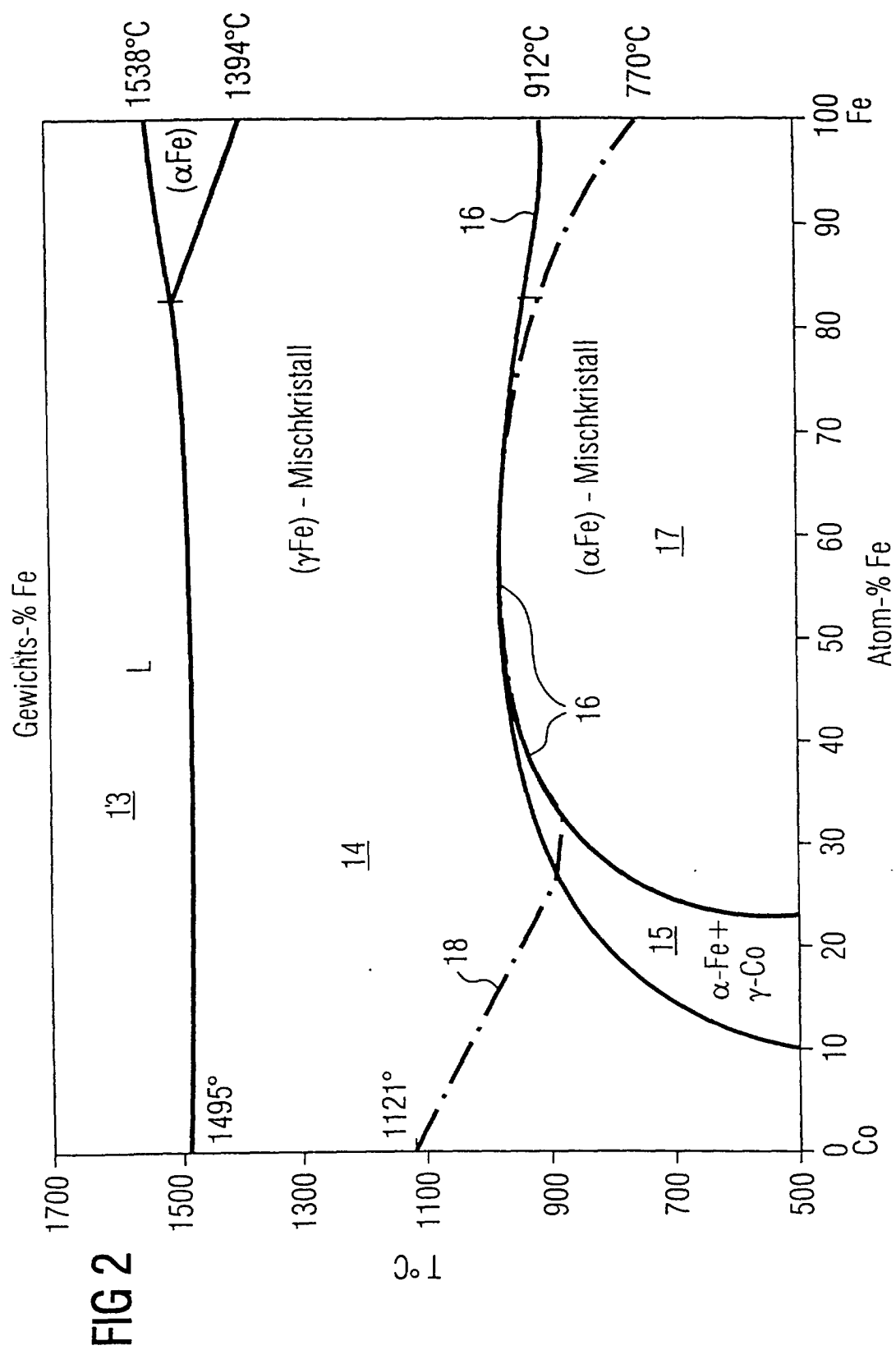
45

50

55

FIG 1





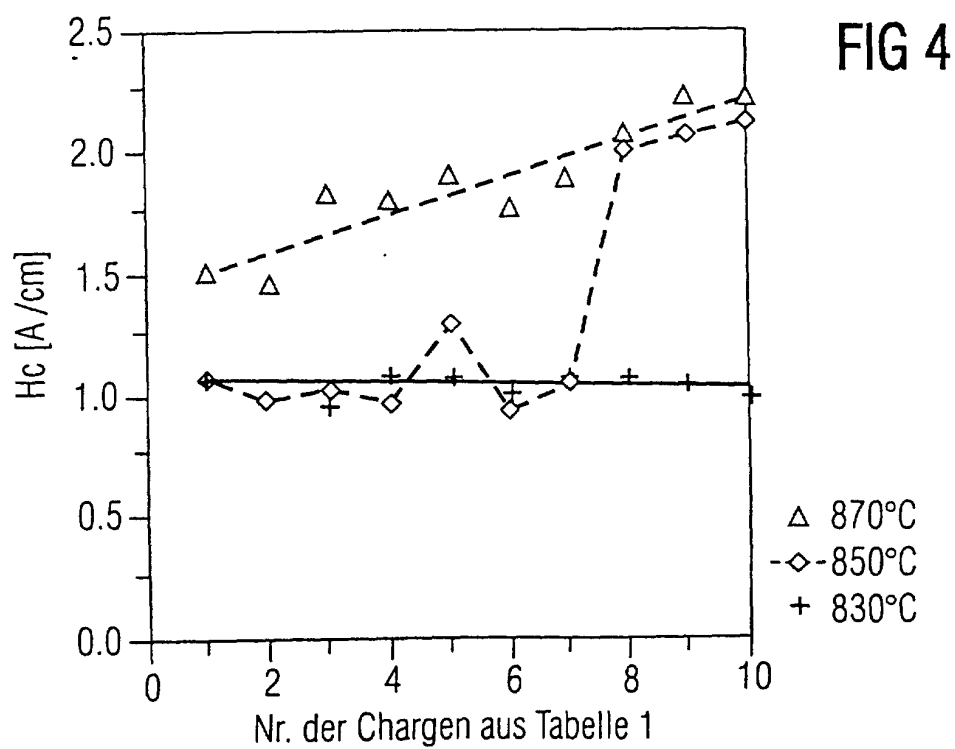
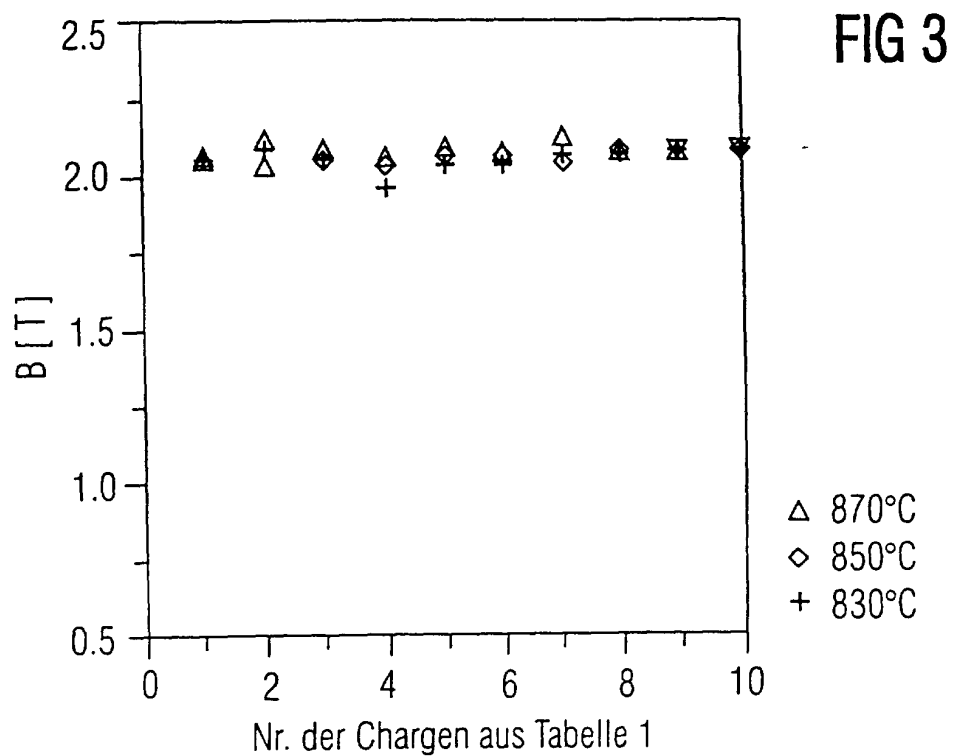


FIG 5

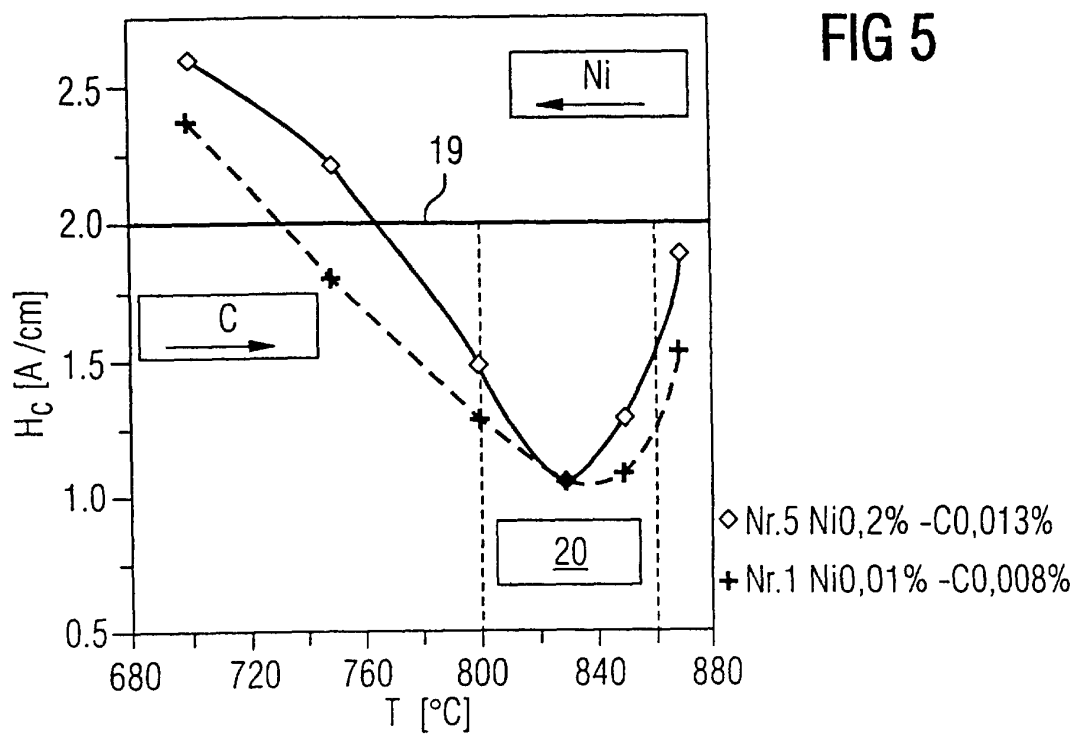


FIG 6

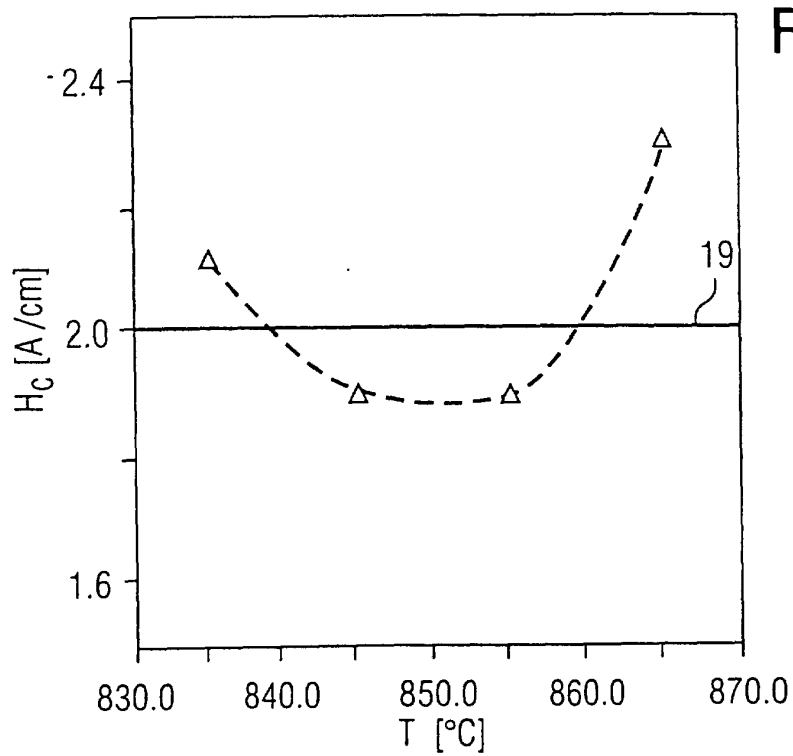
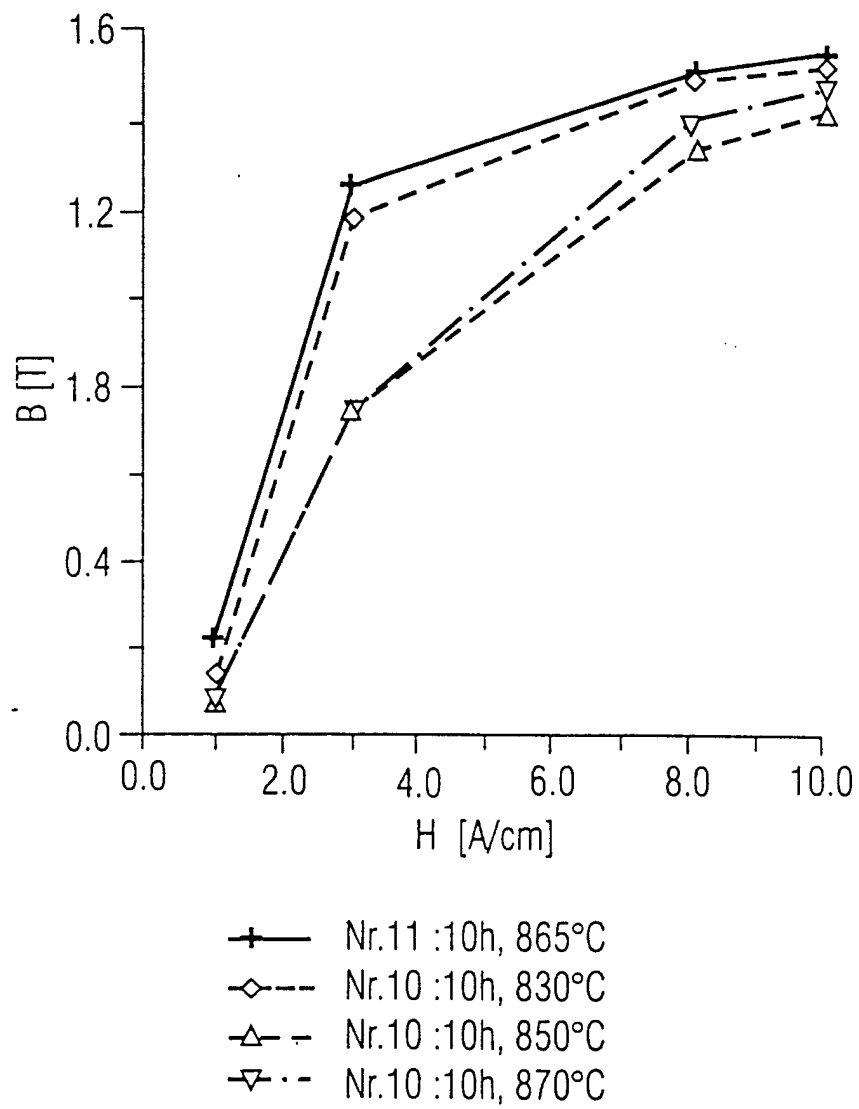


FIG 7





Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 00 12 7984

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.7)
E	WO 01 00895 A (TENBRINK JOHANNES ;VACUUMSCHMELZE GMBH (DE); EMMERICH KURT (DE); V) 4. Januar 2001 (2001-01-04) * Ansprüche 1-18; Beispiele 1-5,11-13,16,19-22 *	1-20	C22C38/10 C22C38/30 H01F1/147 C21D8/12
X	US 4 160 066 A (SZUMACHOWSKI EDWIN R ET AL) 3. Juli 1979 (1979-07-03) * Spalte 2, Zeile 16 - Zeile 45; Tabelle 1 *	1-10,15	
A	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 011, no. 300 (C-449), 29. September 1987 (1987-09-29) -& JP 62 093342 A (DAIDO STEEL CO LTD), 28. April 1987 (1987-04-28) * Zusammenfassung; Beispiel 7; Tabelle 1 *	1-20	
A,D	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 011, no. 106 (C-414), 3. April 1987 (1987-04-03) -& JP 61 253348 A (DAIDO STEEL CO LTD), 11. November 1986 (1986-11-11) * Zusammenfassung; Beispiel 4; Tabelle 1 *	1-16	
A	EP 0 715 320 A (VACUUMSCHMELZE GMBH) 5. Juni 1996 (1996-06-05) * das ganze Dokument *	1-16	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.7)
Recherchenort MÜNCHEN		Abschlußdatum der Recherche 13. Juni 2001	Prüfer Patton, G
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 Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

EPO FORM 1503 03.92 (P04C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
 ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 00 12 7984

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patendokumente angegeben.
 Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

13-06-2001

Im Recherchenbericht angeführtes Patendokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
WO 0100895	A	04-01-2001	DE	19928764 A	04-01-2001
US 4160066	A	03-07-1979	KEINE		
JP 62093342	A	28-04-1987	KEINE		
JP 61253348	A	11-11-1986	JP	2615543 B	28-05-1997
EP 0715320	A	05-06-1996	DE	4442420 A	30-05-1996
			US	5817191 A	06-10-1998

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82