



(11)

630 959

(12) PATENTSCHRIFT A5

(21) Gesuchsnummer: 10841/77

(73) Inhaber:
Hitachi Metals, Ltd., Tokyo (JP)

(22) Anmeldungsdatum: 06.09.1977

(72) Erfinder:
Makoto Ushijima, Kumagaya-shi (JP)

(24) Patent erteilt: 15.07.1982

(74) Vertreter:
Ammann Patentanwälte AG Bern, Bern

(45) Patentschrift
veröffentlicht: 15.07.1982

(54) Ausscheidungshärtbare Dauermagnetlegierung.

(57) Die ausscheidungshärtbare Dauermagnetlegierung mit Stengelkristallgefüge besteht im wesentlichen aus 7-12 Gew.-% Al, 10-20 Gew.-% Ni, 28-30 Gew.-% Co, 1-7 Gew.-% Cu, 3,0-6,0 Gew.-% Ti, 0,02-0,2 Gew.-% C, 0,1-1,0 Gew.-% S und 0,1-4,0 Gew.-% Nb, Rest Fe und das Nb-Ti-Verhältnis erfüllt die folgende Gleichung:

$$52,5 \leqq 7 \text{ Nb} + 10 \text{ Ti} \leqq 63.$$

Eine solche Dauermagnetlegierung hat trotz niedrigerem Gehalt an Co bessere Magneteigenschaften als vorbekann- te Alnico-9-Dauermagnetlegierungen.

PATENTANSPRÜCHE

1. Ausscheidungshärtbare Dauermagnetlegierung mit Stengelkristallgefüge, dadurch gekennzeichnet, dass sie im wesentlichen aus 7-12 Gew.-% Al, 10-20 Gew.-% Ni, 28-30 Gew.-% Co, 1-7 Gew.-% Cu, 3,0-6,0 Gew.-% Ti, 0,02-0,2 Gew.-% C, 0,1-1,0 Gew.-% S und 0,1-4,0 Gew.-% Nb, Rest Fe besteht, und dass das Nb-Ti-Verhältnis die folgende Gleichung erfüllt:

$$52,5 \leq 7 \text{Nb} + 10 \text{Ti} \leq 63.$$

2. Dauermagnetlegierung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass sie 0,05-0,16 Gew.-% C, 0,3-1,0 Gew.-% S und 1,4-1,6 Gew.-% Nb enthält.

3. Dauermagnetlegierung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Nb-, C- und S-Gehalte in die Bereiche nach den Fig. 1 und 2 fallen.

4. Verwendung der Dauermagnetlegierung nach einem der vorhergehenden Ansprüche zur Herstellung dauer magnetischer Teile.

Die Erfindung bezieht sich auf eine ausscheidungshärtbare Dauermagnetlegierung mit Stengelkristallgefüge insbesondere Alnico-9-Dauermagnetlegierungen, bei denen der Co-Gehalt geringer als bei herkömmlichen Alnico-Dauermagnetlegierungen ist und die außerdem die drei Elemente C, S und Nb zusammen enthalten. Normalerweise enthalten die sog. Alnico-Dauermagnetlegierungen nicht nur solche Gefügebestandteile wie Al, Ni, Co, Cu und Fe, sondern auch viele Zusätze, die die Magneteigenschaften verbessern. Ferner wurde die Verbesserung der Magneteigenschaften nicht nur von der Zusammensetzung allein abhängig gemacht, sondern basiert auf vielen anderen Faktoren wie der Richtcharakteristik des Kristallgefüges, der isothermen Magnetbehandlung, dem Auslagern usw. Diese Faktoren tragen natürlich zur Verbesserung der Remanenz Br, Koerzitivkraft Hc und des maximalen Energieproduktes $(BH)_{\max}$ bei; ein besonders wichtiger Gesichtspunkt bei der Berücksichtigung dieser Faktoren ist jedoch die Verbesserung des maximalen Energieproduktes $(BH)_{\max}$.

Unter den verfügbaren Alnico-Magnetstählen ist derjenige mit dem höchsten maximalen Energieprodukt $(BH)_{\max}$ der Alnico-9-Magnetstahl mit einem maximalen Energieprodukt $(BH)_{\max}$ von 9,0 MGOe oder mehr, der dadurch hergestellt wird, dass ein Alnico-9-Magnetstahl mit hohem Ti-Gehalt einer einseitig gerichteten Ersfarrung zur Bildung von Stengelkristallisation unterworfen, danach bei einer hohen Temperatur von 1200 °C oder mehr lösungsgeglüht, daraufhin schnell mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 3 °C/s gekühlt, für 5-10 min in einem Magnetfeld bei gleichbleibender Temperatur unterhalb Curietemperatur gehalten und dann ausgelagert wird.

Diese Alnico-9-Dauermagnetlegierung, deren typische Zusammensetzung entweder 7,2% Al, 14,0% Ni, 34,0% Co, 4,0% Cu, 5,0% Ti, Rest Fe oder 7,2% Al, 13,0% Ni, 38,0% Co, 3,0% Cu, 8,0% Ti, Rest Fe ist, wobei sämtliche Prozentangaben Gew.% sind, hat nach der einseitig gerichteten Erstarrung ein Stengelkristallgefüge und ein hohes maximales Energieprodukt $(BH)_{\max}$, das mehr als zweimal so hoch wie dasjenige von Alnico-5-Dauermagneten ist, die allgemein in Lautsprechern und Motoren verwendet werden; der Grund hierfür liegt in einer speziellen Wärmebehandlung. Diese Magnetlegierungen werden jedoch noch nicht in industrieller Massenfertigung hergestellt.

Dies hat zwei Gründe. Einmal sind Alnico-9-Dauermagnete teuer, da sie einen hohen Co-Anteil haben; ihre Verwendung ist also unweigerlich begrenzt. Um ferner die Magneteigenschaften einer Remanenz Br von 10000 G oder mehr, einer Koerzitivkraft Hc von 1350 Oe oder mehr und eines maximalen Energieprodukts $(BH)_{\max}$ von 9,0 MGOe oder mehr zu erzielen, ist ein Co-Gehalt von mehr als 34% unerlässlich. Es wurden zwar Untersuchungen durchgeführt mit dem Ziel, den Co-Gehalt

unter 34% zu senken, aber die Verringerung des Co-Gehalts in Alnico-9-Dauermagnetlegierungen hatte einen sehr ausgeprägten Einfluss auf die Magneteigenschaften und bewirkte eine drastische Senkung der Remanenz Br, der Koerzitivkraft Hc und des maximalen Energieprodukts $(BH)_{\max}$. Es ist somit äußerst schwierig, die erwünschten Magneteigenschaften in einem in industrieller Massenfertigung herstellbaren Magnet zu erzielen.

Zum zweiten haben Alnico-9-Dauermagnetlegierungen, da sie einen hohen Ti-Anteil aufweisen, normalerweise eine Feinkornstruktur, die nur unter Schwierigkeiten in ein gutes Stengelkristallgefüge umgewandelt werden kann, indem die Legierungen einer einseitig gerichteten Erstarrung unterworfen werden; dies ist selbst bei Anwendung von Zonenschmelzverfahren, Warmverformen oder exothermem Verformen schwierig. Der Zusatz eines oder mehrerer Elemente wie S, C, P, Se, Te usw. ist zwar in bezug auf die Bildung eines Stengelgefüges wirksam, der Zusatz nur eines dieser Elemente kann jedoch keine ausreichende Kristallausrichtung bewirken. Eine Mehrfachzugabe von Elementen wie C plus S bewirkt zwar eine Kristallausrichtung, erzeugt jedoch nicht die erwünschten Magneteigenschaften in einer Alnico-9-Dauermagnetlegierung, die weniger als 34 Gew.-% Co enthält.

Aufgabe der Erfindung ist die Schaffung von verbesserten Alnico-9-Dauermagnetlegierungen mit einem niedrigen Co-Anteil von 28-30%, deren Magneteigenschaften gleich oder besser als diejenigen üblicher Alnico-9-Dauermagnetlegierungen sind, so dass die vorgenannten Schwierigkeiten überwunden werden.

Die Dauermagnetlegierung nach der Erfindung ist dadurch gekennzeichnet, dass sie im wesentlichen aus 7-12 Gew.-% Al, 10-20 Gew.-% Ni, 28-30 Gew.-% Co, 1-7 Gew.-% Cu, 3,0-6,0 Gew.-% Ti, 0,02-0,2 Gew.-% C, 0,1-1,0 Gew.-% S und 0,1-4,0 Gew.-% Nb, Rest Fe besteht, und dass das Nb-Ti-Verhältnis die folgende Gleichung erfüllt:

$$52,5 \leq 7 \text{Nb} + 10 \text{Ti} \leq 63.$$

Die Erfindung wird nachstehend unter Bezugnahme auf die Zeichnung näher erläutert. Es zeigen:

Fig. 1 eine Grafik, die die Beziehung zwischen den C- und S-Gehalten und den Magneteigenschaften nach Stengelkristallisation zeigt; und

Fig. 2 eine Grafik, die den Bereich für Nb- und Ti-Gehalte zeigt, innerhalb dessen $(BH)_{\max}$ 9,0 MGOe oder höher wird.

Nach der Erfindung wird die Stengelkristallisation leicht erreicht durch den Zusatz von drei Elementen, nämlich C, S und Nb zusammen in den angegebenen Mengen, obwohl der Co-Gehalt auf 28-30% reduziert wird; diese Werte sind beträchtlich geringer als bei üblichen Alnico-9-Dauermagnetlegierungen. Ferner können Alnico-9-Dauermagnetstähle erzielt werden, deren Magneteigenschaften denen üblicher Alnico-9-Dauermagnetstähle überlegen sind, indem die Ti- und Nb-Gehalte auf den Werten gehalten werden, die die oben angegebene spezielle Gleichung erfüllen.

Es werden nun die Zusammensetzungsbereiche der Dauermagnetlegierungen nach der Erfindung erläutert. Die Legierungen enthalten 7-12% Al. Wenn der Al-Gehalt weniger als 7% beträgt, wird die Lösungsglühtemperatur sehr hoch, und es ist anschließend ein sehr schnelles Abkühlen erforderlich, um die erwünschten Magneteigenschaften zu erzielen. Wenn andererseits der Al-Gehalt mehr als 12% beträgt, wird die Magnetlegierung spröde.

Der zulässige Ni-Gehalt liegt im Bereich von 10-20%. Bei einem Ni-Gehalt von weniger als 10% wird die Remanenz Br zu niedrig, um noch praktisch verwertbar zu sein. Im Bereich von 14-15% Ni haben die Legierungen die höchste Koerzitivkraft Hc und das höchste Energieprodukt $(BH)_{\max}$. Wenn der Ni-Gehalt über 20% liegt, wird die Koerzitivkraft beträchtlich niedriger.

Der Co-Gehalt muss im Bereich von 28–30% liegen. Die üblichen Alnico-Dauermagnetstähle sollten 34–40% Co enthalten, um ein maximales Energieprodukt $(BH)_{max}$ von 9,0 MGOe oder mehr zu erreichen, die Legierungen nach der Erfindung enthalten jedoch weniger als 34%, d.h. 28–30% Co. Bei einem unter 28% liegenden Co-Gehalt kann auch die Änderung der relativen Zusammensetzungsvorverhältnisse von Nb, C, S, Ti usw. die Verschlechterung der Magneteigenschaften aufgrund der Verringerung des Co-Gehalts nicht ausgleichen. Die Tabelle 1 zeigt z.B. die Zusammensetzungen und die Magneteigenschaften von Magnetlegierungen mit isotropen Kristallkörnern, die mehr als 4% Ti und mehr als 28% Co enthalten. Wie aus der Tabelle 1 ersichtlich ist, zeigen die weniger als 34% Co enthaltenden Legierungen eine beträchtliche Verschlechterung der Remanenz Br und des maximalen Energieprodukts $(BH)_{max}$.

Tabelle 1

Al	Ni	Co	Cu	Ti	Fe	Br (G)	Hc (Oe)	$(BH)_{max}$ (MGOe)
8	17	28	3	4	Rest	7500	980	4,5
7	15	32	5	8	Rest	8800	1050	4,2
7	15	35	4	5	Rest	8200	1600	5,3
7	14	36	3	6	Rest	8000	1650	5,5
7	14	39	3	7	Rest	7400	1900	6,0

Dieser Trend ändert sich selbst dann nicht, wenn der Ti-Gehalt in Übereinstimmung mit der Beziehung zwischen Co und Ti auf den dem Co-Gehalt entsprechenden Wert geändert wird. Auch der Zusatz von C, S, Se, Te, Pb usw., die für die Bildung von stengeligen Körnern wirksamen Zusätze sind, entweder allein oder kombiniert in den Höchstmengen ergab nichts als eine weit unterhalb des maximalen Energieprodukts von 9,0 MGOe oder mehr liegende Magneteigenschaft. Aus diesem Grund wurde bisher das maximale Energieprodukt $(BH)_{max}$ von 9,0 MGOe oder mehr mit Alnico-9-Magnetlegierungen mit einem unter 34% liegenden Co-Gehalt nicht erreicht. Um also den Co-Gehalt von der bisher üblichen Menge von 34% oder mehr auf 28–30% zu senken und trotzdem die ausgezeichneten Magneteigenschaften zu erzielen, war es erforderlich, den sich aus der Verringerung des Co-Gehalts ergebenden Nachteil zu beseitigen. Nach der Erfindung wird dieses Problem dadurch gelöst, dass der Ti-Gehalt optimiert wird und C, S und Nb zusammen zugesetzt werden. Ti erhöht die Koerzitivkraft Hc der Dauermagnete, sollte jedoch bevorzugt auf einen Bereich von 3,0–6,0% begrenzt sein, da es eine Kornverfeinerung bewirkt und die Remanenz verringert. Es wurde gefunden, dass dann, wenn der Ti-Gehalt im Bereich von 3,0–6,0% gehalten wird, die kombinierte Zugabe der drei Elemente C, S und Nb die Remanenz Br, die Koerzitivkraft Hc, das maximale Energieprodukt $(BH)_{max}$ und die Rechteckhystereseschleife-Kennlinie verbessert, obwohl der Co-Gehalt auf 28–30% verringert wird. Durch Bestimmen des Ti-Gehalts im Bereich von 3,0–6,0% und durch Festlegen der C-, S- und Nb-Gehalte und der Korrelation zwischen dem Ti- und dem Nb-Gehalt in noch zu erläuternder Weise wird eine Dauermagnetlegierung mit sehr guten Magneteigenschaften und einem niedrigen Co-Gehalt von 28–30% erreicht.

Die Tabelle 2 zeigt Beispiele der Magneteigenschaften, die nach einer Stengelkristallisierungs-Behandlung einer Dauermagnetlegierung erhalten wurden, die hauptsächlich bestand aus 7,2–7,5% Al, 14,0–14,3% Ni, 28–30% Co, 3,5–4,0% Cu und 5,0–5,2% Ti, Rest im wesentlichen Fe, wozu C, S und Nb zugesetzt wurden.

Tabelle 2

Nr.	C (%)	S (%)	Nb (%)	Br (G)	Hc (Oe)	$(BH)_{max}$ (MGOe)
1	–	0,3	–	8600	1150	4,8
2	–	0,3	1,5	8700	1300	6,3
3	0,1	–	1,0	8300	1200	4,5
4	0,1	0,3	–	9000	1280	7,3
5	0,1	0,3	1,0	10000	1450	9,3
6	0,1	0,3	1,5	10200	1500	10,0
7	0,1	0,3	2,0	10200	1550	9,5
8	0,1	0,3	3,0	10000	1450	9,2
9	–	–	1,5	8700	1350	5,6

Wie aus der Tabelle 2 ersichtlich ist, ist das maximale Energieprodukt $(BH)_{max}$ der 28–30% Co enthaltenden Legierungen 4,8, wenn nur S zugesetzt wird; er beträgt 5,6, wenn nur Nb zugesetzt wird, 6,3 bei Zugabe von S und Nb, 4,5 bei Zugabe von C und Nb und 7,3 bei Zugabe von C und S. Wenn jedoch die Legierungen alle drei Elemente C, S und Nb zusammen enthalten, haben sie ein maximales Energieprodukt $(BH)_{max}$ im Bereich von 9,2–10,0 MGOe und wesentlich bessere Magneteigenschaften.

In Fig. 1 wurden die C- und S-Gehalte für die Probenlegierungen geändert, während die Werte für Al bei 7%, für Ni bei 14,5%, für Co bei 29,8%, für Cu bei 3,5%, für Ti bei 5% und für Nb bei 1,5% gehalten wurden. Aus der Grafik ist ersichtlich, dass die Magneteigenschaften insbesondere dann besser werden, wenn die C- und S-Gehalte in dem angegebenen Bereich liegen.

Die Grafik nach Fig. 2 gibt die Beziehung zwischen Ti und Nb wieder. Wenn der Ti-Gehalt nicht im Bereich von 3–6% liegt, zeigt Nb überhaupt keine merkliche Auswirkung, und wenn der Ti-Gehalt im Bereich von 3–6% liegt, muss Nb im Bereich von 0,1–4,0% liegen, damit die optimalen Magneteigenschaften erhalten werden. Die verwendeten Probenlegierungen enthielten 7% Al, 14,5% Ni, 29,8% Co, 3,5% Cu, 0,1% C, 0,3% S und unterschiedliche Gehalte von Nb und Ti. Aus der Grafik ist ersichtlich, dass die Nb- und Ti-Gehalte in den durch die beiden Linien definierten Bereich fallen sollten, der repräsentiert ist durch:

$$7 \text{ Nb (Gew.-%)} + 10 \text{ Ti (Gew.-%)} = 52,5 \text{ und}$$

$$7 \text{ Nb (Gew.-%)} + 10 \text{ Ti (Gew.-%)} = 63.$$

Daraus ist ersichtlich, dass mit abnehmendem Ti-Gehalt der

Nb-Gehalt erhöht und mit zunehmendem Ti-Gehalt der Nb-Gehalt verringert werden muss, jedoch nicht auf einen unter 0,1% liegenden Wert, da unterhalb von 0,1% Nb keine erwünschte Auswirkung zeigt. Auch sollte der Ti-Gehalt 6,0% nicht übersteigen, damit hohe Magneteigenschaften erhalten werden. Ferner sind die erwünschten Nb- bzw. Ti-Gehalte 0,5–3,0% bzw. 4,0–5,5%.

Der Bereich des Cu-Gehalts der Legierungen nach der Erfindung liegt bei 1–7%. Wenn der Cu-Gehalt im Bereich von 1,0–4,0% liegt, haben die Legierungen die höchste Koerzitivkraft Hc. Wenn der Cu-Gehalt 7% übersteigt, nimmt die Koerzitivkraft Hc der Legierungen stark ab.

Ferner enthalten die Legierungen nach der Erfindung auch 0,02–0,2% C, 0,1–1,0% S und 0,2% C. Wenn der S-Gehalt 1,0 übersteigt, sinkt die Koerzitivkraft. Wenn die C- bzw. S-Gehalte weniger als 0,02 bzw. 0,1% betragen, wird keine merkliche Auswirkung erzielt. Im übrigen sind C und S die Zusätze zur Bildung von stengelartigen Kristallkörnern; sie bedingen bei isotropen Kristallkörnern eine Verschlechterung der Koerzitivkraft Hc und des maximalen Energieprodukts $(BH)_{max}$, sind jedoch zur Bildung von Stengelkörnern wirksam. Wenn also nur die Bildung von Stengelkörnern in Betracht gezogen wird, so gilt, dass diese umso besser wird, je höher die zugesetzten Mengen von C und S sind; die nach dieser Kornbildung erhaltenen

nen Magneteigenschaften sind jedoch nicht notwendigerweise gut. Somit resultiert der Zusatz von C und S in zwei miteinander unvereinbaren Auswirkungen, nämlich einerseits einer Verbesserung der Magneteigenschaften durch Unterstützung der Bildung von Stengelkörnern und andererseits einer Verschlechterung dieser Eigenschaften. Dieses Problem ist jedoch dadurch zu lösen, dass die Bereiche der C- und S-Gehalte in der angegebenen Weise festgelegt werden.

Eine der spezifischen Eigenschaften der Dauermagnetlegierungen nach der Erfindung ist, dass sie aufgrund eines niedrigen Co-Gehalts einen engeren ($\alpha+\gamma$)-Zweiphasenbereich haben, der daher keine Schnellabkühlung erfordert; d.h. es besteht keine Gefahr von Rissbildung.¹⁰

In der GB-PS 987636 ist eine Dauermagnetlegierung mit weniger als 30% Co angegeben und die Anwendung eines Zonenschmelzverfahrens zur Bildung von Stengelkörnern beschrieben. Die Bildung von Stengelkörnern in dieser Magnetlegierung ist selbst im Versuchsstadium auch bei Anwendung von Warmverformung extrem schwierig. Bei den Legierungen nach der Erfindung kann jedoch die Warmverformung für diesen Zweck sehr wohl angewandt werden. Dieser Unterschied ist der Tatsache zuzuschreiben, dass die Dauermagnetlegierung nach der GB-PS zwar eine Kombination von Nb und S verwendet, bei den Legierungen nach der Erfindung

jedoch drei Elemente zusammen enthalten sind, nämlich Nb, S und C in Kombination.

Die Bildung von Stengelkörnern durch Warmverformen erlaubt die Herstellung von Magneten jeder Form und Grösse.

Es wird nun erläutert, wie die Dauermagnetlegierungen nach der Erfindung hergestellt wurden.

Die erwünschte Zusammensetzung bildenden Stoffe wurden in einem üblichen Schmelzofen geschmolzen, und die Schmelze wurde in eine auf 1000–1100 °C erwärmte Form gegossen und auf Abschreckplatten angeordnet. Während der Erstarrung wurde die Schmelze einer einseitig gerichteten Kühlung unterworfen zur Bildung eines Stengelkristallgefüges. Eine so erzeugte Probe mit einem Durchmesser von 30 mm und einer Länge von 80 mm wurde einer Lösungsglühbehandlung bei einer Temperatur von 1250 °C für 20 min unterworfen und dann auf Raumtemperatur abgekühlt. Nach dieser Behandlung wurde die Probe einer isothermen Behandlung bei der optimalen Behandlungsstemperatur unterzogen und dann ausgelagert, so dass ein Dauermagnet erzeugt wurde.¹⁵

In der Tabelle 3 sind die Zusammensetzungen und die Magneteigenschaften der Dauermagnetlegierungen nach der Erfindung zusammen mit denen anderer Dauermagnetlegierungen zu Vergleichszwecken angegeben.

Tabelle 3

Nr.	Al	Ni	Co	Cu	Ti	Nb	C	S	Fe	Br (G)	Hc (Oe)	(BH) _{max} (MGoe)
1	7,4	14,3	28,2	3,2	5,2	0,5	0,01	0,02	Rest	8600	1390	4,4
2	7,3	14,8	29,3	3,1	5,1	1,5	0,01	0,01	Rest	8500	1460	4,8
3	7,9	14,6	29,4	2,9	4,4	2,0	0,01	0,02	Rest	7900	1500	4,5
4	7,6	14,3	29,7	3,2	5,1	1,7	0,02	0,3	Rest	9600	1470	7,4
5	7,1	14,7	29,2	3,0	5,3	1,4	0,01	0,7	Rest	9650	1450	7,8
6	7,9	14,8	29,8	3,1	5,0	1,5	0,11	0,02	Rest	8800	1430	4,6
7	7,4	14,4	29,4	3,0	5,3	1,6	0,17	0,03	Rest	8750	1460	4,8
8	7,8	14,8	29,6	3,0	5,2	1,6	0,21	0,03	Rest	8650	1420	4,8
9	7,5	14,5	29,5	3,1	5,3	1,4	0,05	0,3	Rest	10100	1480	9,3
10	7,6	14,7	29,8	2,9	5,0	1,5	0,06	0,6	Rest	10150	1480	9,4
11	7,8	14,6	28,9	3,0	5,1	1,6	0,11	0,3	Rest	10200	1500	9,8
12	7,38	14,8	29,9	3,3	5,2	1,5	0,10	1,1	Rest	9600	1350	7,2
13	7,7	14,3	29,8	3,0	5,1	1,5	0,16	0,3	Rest	10100	1450	9,4
14	7,6	14,5	29,6	3,0	5,2	1,5	0,18	0,2	Rest	9900	1440	9,2
15	7,6	14,5	29,6	3,0	5,2	1,5	0,25	0,5	Rest	9300	1370	7,3

C ≤ 0,02% ist als Verunreinigung eingeschlossen.

S ≤ 0,03% ist als Verunreinigung eingeschlossen.

In der Tabelle 3 sind die Legierungen Nr. 9, 10, 11, 13 und 14 diejenigen, die die Zusammensetzungsgrenzen entsprechend der Erfindung vollständig erfüllen.

Wie bereits erläutert, haben die Dauermagnetlegierungen nach der Erfindung sehr gute Magneteigenschaften trotz ihres im Vergleich zu herkömmlichen Alnico-9-Dauermagneten niedrigen Co-Gehalts, und zwar aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung, die die drei Elemente C, S und Nb zusammen in Kombination enthält. Ferner ist aufgrund des niedrigen Co-Gehalts von 28–30% der ($\alpha+\gamma$)-Phasenbereich eng und erfor-

dert kein schnelles Kühlen, so dass grosse Alnico-9-Dauermagnete ohne die Gefahr von Rissbildungen herstellbar sind. Ferner bieten die Legierungen den Vorteil, dass Dauermagnete jeder Form herstellbar sind, da Warmverformungsverfahren wirksam anwendbar sind.

Die Legierungen können ferner weniger als 2% Si, weniger als 1% Zr, weniger als 3% Ta, weniger als 3% Cr, weniger als 1% Mn, weniger als 1% Sn, weniger als 0,5% B und weniger als insgesamt 2% eines oder mehrerer Elemente, die aus einer Gruppe umfassend V, Mo, W, Bi, und Pb ausgewählt sind, enthalten.

