

MINISTERIO DE INDUSTRIA Y ENERGIA
Registro de la Propiedad Industrial



ESPAÑA

(18) ES	(11) NÚMERO 479337	(10) AT
	(21) FECHA DE PRESENTACION - 5 ABR. 1978	

PATENTE DE INVENCION

Concedido el Registro de acuerdo con los datos que figuran en la presente descripción y según el contenido de la Memoria adjunta.

(30) PRIORIDADES: (31) NÚMERO P 28 14 640.9	(32) FECHA 5 de abril de 1.978	(33) PAIS República Federal Alemana.
---	-----------------------------------	--

(47) FECHA DE PUBLICIDAD	(81) CLASIFICACION INTERNACIONAL E21D 2/14	(62) PATENTE DE LA QUE ES DIVISIONARIA
--------------------------	---	--

(64) TITULO DE LA INVENCION PROCEDIMIENTO PARA LA OBTENCION DE NUCLEOS DE FLEJE.

(71) SOLICITANTE (ES) VACUUMSCHMELZE GMBH.

DOMICILIO DEL SOLICITANTE Grüner Weg 37, Hanau, República Federal Alemana.

(72) INVENTOR (ES) Dipl.-Phys. Friedrich Pfeifer. Ing. Wernfried Behnke.

(73) TITULAR (ES)

(74) REPRESENTANTE GOMEZ ACEBO.

La inversión se refiere a un procedimiento para la obtención de núcleos de fleje en una aleación de un 45 hasta 53% en peso de níquel, el resto hierro, inclusive reducidos aditivos para la desoxidación y elaboración, enrollándose un fleje de unos 0,01 hasta 0,1 mm de la aleación formando un núcleo de fleje, del que se somete a un recocido final de como mínimo una hora de duración a como mínimo 900°C y después se somete en un campo magnético a un tratamiento de revenido.

Ya es conocido el someter los núcleos de fleje de aleaciones de níquel-hierro con un 48 hasta 67% en peso de níquel a temperaturas entre 1150 y 1200°C en hidrógeno puro a un recocido final durante aproximadamente 5 horas y, a continuación, a un tratamiento de revenido en un campo magnético, y poniéndose éste en el plano del fleje paralelo a la dirección de laminación del fleje. Mediante el revenido en un así llamado campo longitudinal magnético de éstos se obtienen ciclos de histéresis rectangulares o bien altas permeabilidades con pequeña modulación (Zeitschrift für Metallkunde 57 (1966), páginas 240 hasta 244).

Tales núcleos de fleje así tratados, sin embargo, no son adecuados para aplicaciones en los cuales se exige una alta desviación de inducción y una gran permeabilidad de impulsos, esto es, por ejemplo, para bobinas con pre magnetización de campo continuo ó transmisores de impulsos que trabajan en servicio unipolar.

Para tales aplicaciones y aplicaciones similares se empleaban hasta ahora núcleos de fleje de aleaciones de níquel-hierro-molibdeno con un contenido en níquel relativamente alto según 61 hasta 67 ó bien 74 hasta 84% en peso,

que, después de un recocido final durante varias horas entre 950 y 1220°C se someten a un tratamiento de revenido en un campo magnético cuyas líneas de campo transcurren en el material tratado en dirección transversal al sentido del flujo magnético ulterior, ésto es, en sentido transversal a la dirección de laminación del fleje. Tales núcleos, que se caracterizan por unos ciclos de histéresis muy planos, tienen unas permeabilidades de impulso relativamente altas que, en dependencia de la desviación de inducción presentan primeramente un desarrollo casi constante, pero al desembocar en las desviaciones de inducción correspondientes a la saturación entre unos 0,4 y 0,8 T decaen rápidamente a valores pequeños muy por debajo de aproximadamente unos 4000 (patente alemana 1.558.818 y 1.558.820).

El cometido de la invención es la obtención de núcleos de fleje que también con desviaciones de inducción superiores a 1 T y más tengan unas permeabilidades de impulso suficientes para la aplicación industrial.

Para la solución de este cometido se dispone en el procedimiento mencionado al principio, según la presente invención, el campo magnético en el plano del fleje perpendicular al sentido de laminación del fleje.

Mediante esta medida, ésto es por el revenido en un campo transversal magnético en sí conocido en las aleaciones mencionadas con contenidos de níquel elevados, se obtiene sorprendentemente en las aleaciones de un 45 hasta 53% en peso de níquel, el resto hierro, con desviaciones de inducción de 1 T y más unas permeabilidades de impulso que se encuentran en 4000 y parcialmente aún mucho más por encima. Esto resulta sorprendente especialmente debido a que, par-

5 tiendo de las aleaciones conocidas mencionadas al principio
con altos contenidos en níquel las desviaciones de inducción
y las permeabilidades de impulso logrables por el tratamien-
to térmico en campo transversal disminuyen en gran escala
según se reduce el contenido de níquel bajo aumento simul-
táneo de las pérdidas de magnetización, de manera que, por
ejemplo, núcleos de fleje de aleaciones con un 56% en peso
de níquel, el resto hierro, también después de un tratamiento
10 térmico en campo transversal, por ejemplo, al emplear ele-
mentos de construcción de modulación unipolar resultarían
totalmente inadecuados. Como al seguir bajando el contenido
en níquel las temperaturas de Curie de las aleaciones si-
guen bajando más hubiese sido de esperar en sí una respues-
ta aún peor por parte de las aleaciones con contenidos de
15 níquel inferiores a un 56% en peso en un tratado térmico en
campo transversal.

 En otra relación ya era conocido el revenir los
flejes o bien los núcleos de fleje de aleaciones de hierro-
níquel con aproximadamente un 50% en peso de níquel en un
20 campo transversal magnético, pero en éste caso (Zeitschrift
für Physik 94 (1935), páginas 504 hasta 522) se trata de
una investigación científica en tiras planas de las aleacio-
nes y, en el otro de los casos (patente US 3.125.472) de un
núcleo de fleje anular que, contrario a los núcleos obtenidos
25 según el procedimiento de la presente invención está dotado
de un entrehierro que atraviesa el núcleo en dirección ra-
dial y en el que la permeabilidad en la zona de frecuencias
hasta 50 kHz asciende en forma constante a 1200 hasta 1500.
Con respecto a la actitud de un tratamiento de revenido en
30 campo transversal magnético para la obtención de núcleos de

fleje con altas permeabilidades de impulso bajo gran desviación de inducción no se pueden desprender indicaciones de este estado de la técnica.

5 El procedimiento según la presente solicitud
conduce en todo el margen de aleaciones de un 45 hasta 53%
en peso de níquel a permeabilidades de impulso industrial-
mente interesantes con desviaciones de inducción alrededor
de 1 T, lográndose especialmente permeabilidades de impulso
10 altas y desviaciones de inducción en la zona de un 47 hasta
52% en peso de níquel, preferentemente 49 hasta 51% en níquel.
Las aleaciones pueden contener adicionalmente los aditivos
de desoxidación y de elaboración usuales, por ejemplo, un
0,2 hasta 1% en peso de manganeso, 0,05 hasta 0,3% en peso
de silicio, así como otros aditivos tales como magnesio,
15 calcio ó cerio en cantidades inferiores a un 0,5% en peso.

El material de fleje puede poseer después del
recocido final ventajosamente una estructura isótropa de
fina granulometría, que se produce por correspondiente ca-
lentamiento y conformación final, antes, y el recocido fi-
20 nal después del bobinado del núcleo. El fleje se calienta
aquí, antes de la conformación final, a una temperatura su-
perior al límite de temperatura que aumenta según crece el
grado de conformación final, por encima del cual se forma
una estructura de la que, durante el recocido final, se forma
25 una estructura isótropa de gránulo fino. El desarrollo del
límite de temperatura mencionado se explica más adelante
con más detalle.

Especialmente ventajoso para la obtención de
una estructura isótropa de gránulo fino es si se calienta
30 como mínimo durante 1 hora a como mínimo 700°C y la confor-

mación final se realiza entre un 80 y 90%. El calentamiento se puede componer de un recocido intermedio entre una elaboración en frío y la conformación final, pero también se puede aprovechar el calentamiento del fleje al laminar en caliente antes de la conformación final, es decir, antes del laminado en frío.

El recocido final se puede efectuar ventajosamente entre 900 y 1250°C, dando acondicionado el límite de temperatura superior esencialmente por las instalaciones de horno industrialmente disponibles.

Un ulterior aumento de las permeabilidades de impulso en altas desviaciones de inducción se pueden lograr si el material del fleje se produce por calentamiento y conformación final antes y por recocido final después del bobinado del núcleo una estructura anisotrópica con dirección preferente $\langle 001 \rangle$ en dirección de laminación. Mediante un tratamiento de éstos se superpone a la dirección preferente magnética producida por el revenido en el campo transversal magnético, en sentido perpendicular a la dirección de laminación y con ello perpendicular al flujo magnético ulterior en el núcleo del fleje una ulterior dirección preferente que transcurre paralela a la dirección de laminación y con ello en dirección del flujo magnético ulterior es el núcleo de fleje.

La proporción de los cristalitos alineados en dirección preferente en la estructura total debiera ascender preferentemente como mínimo a un 20%.

La estructura con dirección preferente en sentido de laminación puede ser ventajosamente una contextura de dado (100) $\langle 001 \rangle$ donde los cristalitos alineados se en-

cuentran en el material policristalino con el plano de los
dados paralelo al plano de laminación y con los cantos de
los dados paralelo y perpendicular a la dirección de la-
minación. Además también entra en consideración una estruc-
5 tura secundariamente recristalizada que contiene ventajo-
samente gránulos de cristal magnéticamente ventajosos en
la posición $(210) \langle 001 \rangle$. En esta posición se encuentra
el plano (210) paralelo al plano de laminación y la dirección
 $\langle 001 \rangle$ paralela a la dirección de laminación.

10 Un núcleo de fleje con estructura anisotrópica
con dirección preferente $\langle 001 \rangle$ en sentido de laminación
se obtiene ventajosamente si la conformación final asciende
como mínimo a un 90% y la banda se calienta previamente a
una temperatura superior a 600°C y por debajo del límite de
15 temperatura creciente según aumenta el grado de conformación
final, por encima del cual se forma una estructura de la
que, durante el recocido final, se forma una estructura
isótropa de gránulo fino. El calentamiento antes de la con-
formación final se puede efectuar también aquí por un re-
20 cocido intermedio después de una etapa de conformación en
frío previa, o se puede aprovechar el calor del laminado
en caliente antes del conformado final por el laminado en
frío.

25 La contextura que se forma en la estructura
depende de la temperatura del recocido final. Con un reco-
cido final entre 900 y 1050°C se obtiene una contextura en
forma de dados $(100) \langle 001 \rangle$, con un recodido final entre
 1050 y 1200°C una estructura secundariamente recristalizada.
En caso de que antes de la conformación final se caliente
30 a una temperatura superior a unos 700°C contiene la estruc-

tura secundariamente recristalizada preferentemente gránulos en la posición (210) $\langle 001 \rangle$. El repetido final debiera durar, como ya se ha indicado, como mínimo una hora, preferentemente como mínimo 2 horas.

5 En caso de que el calentamiento antes de la conformación final se efectue como recocido intermedio, éste debiera durar también tanto en la estructura isotrópica como también en la estructura anisotrópica, como mínimo una hora, preferentemente 2 hasta 5 horas.

10 El tratamiento de revenido en el campo transversal magnético, mediante el cual se produce una superestructura atómica con dirección preferente en el plano del fleje perpendicular a la dirección de laminación se puede realizar ventajosamente manteniendo el núcleo de fleje
15 después del calentamiento previo por encima de las temperaturas de Curie del material del fleje como mínimo durante 30 minutos en un margen de temperatura entre unos 300°C y la temperatura de Curie. El calentamiento por encima de la temperatura de Curie sirve aquí, en primer lugar, para
20 eliminar un estado de revenido eventualmente efectuado previamente y, en caso dado, también se pueden suprimir.

En detalle, para el tratamiento de revenido existen distintas posibilidades. Así se puede enfriar por ejemplo el material de fleje en el horno desde la temperatura de Curie o desde una temperatura superior a la misma
25 con velocidades de enfriamiento de 300°C por hora y menos a unos 200°C y, a continuación, seguir enfriando sin control de la velocidad de enfriamiento.

Además, primeramente se puede enfriar en el horno desde unos 550°C, por ejemplo, con una velocidad de en-
30

friamiento de 200°C por hora, a la temperatura de revenido y mantener los núcleos de fleje entonces durante algunas horas, preferentemente 4, a una temperatura de revenido que se encuentra por debajo de la temperatura de Curie, y a continuación seguir enfriando en el horno.

Especialmente en las aleaciones con contenidos de níquel inferiores a un 49% en peso, por ejemplo, con un 47,5% en peso, donde la temperatura de Curie, y con ello también la temperatura de revenido se encuentran relativamente baja, se recomienda enfriar primeramente sin campo transversal en el horno desde unos 550°C a unos 500°C, tratar térmicamente como mínimo durante 1 hora a esta temperatura y, a continuación, mediante rápido enfriamiento, congelar fuera del horno los lugares vacíos en exceso. El tratamiento de revenido a continuación en el campo transversal magnético puede efectuarse por ejemplo a temperaturas de unos 300°C hasta 450°C y durar, preferentemente, varias horas.

El campo magnético dispuesto en el tratamiento de revenido deberá preferentemente saturar aproximadamente el material de fleje, debiendo ascender el campo interior en el material aproximadamente a 5 A/cm.

A base de algunas figuras y ejemplos de ejecución se explica la invención con más detalle.

Las figuras 1 y 2 muestran el desarrollo del límite de temperatura ya mencionado para la temperatura de calentamiento o bien de recocido intermedio en dependencia del grado de conformación final y esto, en la figura 1 para temperaturas de recocido final de 900 hasta 1050°C y la figura 2 para temperaturas de recocido final de 1050 hasta

1200°C.

La figura 3 muestra la permeabilidad de impulso en dependencia de la desviación de inducción para núcleos de fleje de distintas aleaciones con estructura isótropa de gránulo fino.

La figura 4 muestra la permeabilidad de impulso en dependencia de la desviación de inducción para núcleos de fleje de distintas aleaciones con estructura anisotrópica.

Las figuras 5, 6 y 7 muestran ciclos de histéresis dinámicos a una frecuencia de 50 Hz para núcleos de fleje de distinta estructura.

Primeramente se explica el desarrollo de la estructura brevemente a base de las figuras 1 y 2:

En las aleaciones policristalinas de níquel-hierro en un contenido en níquel de un 53% en peso y menos se puede generar una contextura en la que los cristales con el plano de los dados se encuentran paralelos al plano de laminación y con las aristas de los dados paralelos y perpendicular a la dirección de laminación. Como la arista de los dados es una dirección de más fácil magnetización tiene la contextura de los dados (100) $\langle 001 \rangle$ por lo tanto en sentido longitudinal y transversal direcciones de preferencia magnética. Se obtiene preferentemente después de una alta conformación en frío de aproximadamente un 90 hasta 99% y después de un recocido final en el margen de temperaturas desde 900 hasta 1050°C, bajo la condición de que la temperatura de calentamiento ó bien de recocido intermedio antes de la conformación final se encuentre por encima de 600°C pero por debajo del límite de temperatura 1 dibujado en la figura 1 en forma de trazos, ésto es en la zona A. En la figura 1 y también en la figura 2

se ha registrado en la ordenada la temperatura de calentamiento o bien de recocido intermedio T_z en $^{\circ}\text{C}$ y en la abscisa el grado de conformación final en %. La exactitud de la contextura de dado será por lo general mejor contra mayor sea el grado de conformación final y contra más fino sea el grado de la estructura de partida antes de la conformación final, es decir, contra más cerca se encuentre T_z de la temperatura de recristalización de unos 600°C . Y se selecciona una temperatura de recocido intermedio en la zona B de por encima del límite de temperatura 1, entonces se obtiene después del recocido final una estructura isotrópica de gránulo fino. Las zonas A y B no se pueden delimitar con total exactitud entre sí, por lo que el límite de temperatura 1 se ha dibujado a trazos. El margen límite se puede desplazar por ejemplo algo en dependencia de la cantidad de las partículas de escoria en la fusión ó también en dependencia de los aditivos, especialmente de las reducidas cantidades de aluminio y molibdeno. Las tendencias básicas sin embargo se mantienen aquí.

Si se recueze un material que en las temperaturas de recocido final de 900 hasta 1050°C muestra contextura de dado, en el margen de temperaturas de 1050 hasta 1200°C entonces se inicia una recristalización secundaria destructora de la posición de dados con fuerte crecimiento de los gránulos. El límite de temperatura para la zona en la que se presenta la recristalización secundaria, en la figura 2, denominado con 2, corresponde naturalmente al límite de temperatura 1, en la figura 1, ya que la contextura de dados es condición previa para la recristalización secundaria. El material recristalizado secundariamente en forma nor-

mal contiene gránulos de distinta orientación, es decir, además de una serie de posiciones magnéticamente desfavorables también gránulos magnéticamente favorables con una orientación (210) paralela al plano de laminación y $\langle 001 \rangle$ paralela a la dirección de laminación. Bajo condiciones correspondientes se puede alcanzar ante todo con flejes delgados con un espesor de 0,05 mm y menos en la recristalización secundaria una formación preferente de gránulos en posición (210) $\langle 001 \rangle$. Así se obtiene en la zona C en la figura 2 al seleccionar T_z por debajo del límite de temperatura 3, esto es, entre 600 y unos 700°C, primeramente en el recocido final una recristalización secundaria normal donde la granulometría aumenta con el grado de conformación. Si se selecciona T_z entre los límites de temperatura 2 y 3, en la zona D, entonces se forma en el recocido final preferentemente la posición (210) $\langle 001 \rangle$. Esta posición se aprecia en la imagen esmerilada especialmente en las tiras gemelas que se encuentran en un ángulo de $\pm 37^\circ$ ó más raramente $\pm 66^\circ$ en dirección de laminación. Con T_z en la zona B se forma durante el recocido final nuevamente una estructura isotrópica de gránulo fino. Similar como en los límites de temperatura 1 y 2 depende también la temperatura de recocido final, en la que comienza la recristalización secundaria, asimismo de las impurezas y de los aditivos afines al oxígeno, tales como aluminio, en la fusión. Especialmente los aditivos de aluminio pueden elevar considerablemente la temperatura de recristalización secundaria.

Si se selecciona un grado de conformación final, ya no representado en las figuras 1 y 2, de menos de un 88% y un T_z superior a 600°C se obtiene después del recocido fi-

nal una estructura isotrópica de gránulo fino. Para la obtención de núcleo de fleje con estructura isotrópica de gránulo fino, que se explicará en los siguientes ejemplos 1 hasta 3, se procedió de la manera siguiente:

5 La aleación fundida se laminó en caliente a un espesor de banda de unos 7mm, después se laminó en frío a 2,5 mm, después se laminó en frío, después de un recocido intermedio durante 2horas a 1000°C, a 0,35 mm, a continuación se recoció intermediariamente durante 2 horas a 700°C

10 y finalmente se laminó a un espesor de 0,05 mm, ascendiendo el grado de conformación en frío después del último recocido intermedio a un 85,7%. De tiras de fleje de 15 mm de ancho se prepararon entonces núcleos de fleje anulares con un diámetro exterior de 30 mm y un diámetro interior de 15 mm.

15 Estos se recocieron finalmente bajo hidrógeno y se enfriaron en el horno. A continuación se sometieron los núcleos a un tratamiento de revenido en campo transversal magnético que se colocó mediante imanes permanentes contra los núcleos. En el núcleo terminado se midieron las siguientes magnitudes:

20

Con un procedimiento balístico la inducción B_5 con 5 A/cm (aproximadamente inducción de saturación) y la remanencia B_r ; la dependencia, importante para el servicio de impulsos, de la permeabilidad de impulsos $\mu_p = \frac{1}{1,257} \cdot 10^4 \cdot \frac{\Delta B}{\Delta H}$

25 $\frac{A}{T \text{ cm}}$ de la desviación de inducción ΔB con una duración de impulso de 50 μs y una secuencia de impulsos de 20 ms; las pérdidas de remagnetización P_{Fe} con una modulación hasta 0,3 T con una frecuencia de 10 kHz.

EJEMPLO 1.-

30 Se empleó una aleación de níquel-hierro con un

50,40% en peso de níquel, un 0,39% en peso de manganeso, 0,16% en peso de silicio, el resto hierro. Se recoció finalmente durante 4 horas a 950°C. Para el tratamiento de revenido se calentó en el campo transversal magnético primeramente a 550°C, después se enfrió en el horno con unos 200°C por hora rápidamente a una temperatura de revenido de 480°C, se mantuvo a esta temperatura durante 4 horas y a continuación se siguió enfriando más aún en el horno. La permeabilidad de impulso μ_p en dependencia de la desviación de inducción ΔB se muestra en la curva 11 en la figura 3. Otros valores de medición se hallan al igual que los de los ejemplos siguientes en la tabla.

EJEMPLO 2.-

Se empleó una aleación según el ejemplo 1. El tratamiento se diferenció del ejemplo 1 solo en la temperatura de revenido que ascendió a 460°C. μ_p en dependencia de ΔB muestra la curva 12 de la figura 3.

EJEMPLO 3.-

Se partió de una aleación de níquel-hierro con un 47,55% en peso de níquel, 0,43% en peso de manganeso, 0,15% en peso de silicio, el resto hierro. El núcleo de fleje anular preparado se terminó de recocer a 1150°C durante 4 horas bajo hidrógeno, a continuación se calentó sin campo transversal magnético bajo hidrógeno a 550°C, se enfrió a 500°C y a estas temperaturas se trató térmicamente durante 1 hora, y después se enfrió, para congelar los lugares vacíos en exceso rápidamente fuera del horno. A continuación se efectuó un tratamiento térmico en campo transversal durante 4 horas a 400°C. El μ_p en dependencia de ΔB se muestra en la curva 13 en la figura 3.

Como muestra la figura 3 y los valores indicados en la tabla se pueden alcanzar por el tratamiento térmico en campo transversal de aleaciones con estructura isotrópica con una desviación de inducción de 1 T permeabilidades de impulso entre 4000 y 5000.

Un ulterior aumento de la permeabilidad de impulso se logra en las aleaciones con estructuras anisotrópicas tal y como se ha de explicar en los ejemplos siguientes:

En todos los ejemplos a continuación se laminó la aleación fundida primeramente en caliente hasta un espesor de 7 mm, después se laminó en frío a un espesor de 0,05 mm. En parte se intercalo bajo un espesor de 2,5 mm un recocido intermedio. De este fleje de 15 mm de ancho se prepararon también aquí núcleos de fleje anulares con un diámetro exterior de 30 mm y un diámetro interior de 15 mm, se recoció finalmente bajo hidrógeno y después se pasó térmicamente, asimismo bajo hidrógeno, en un campo transversal magnético. Se midieron las mismas magnitudes como en los núcleos con estructura isotrópica.

EJEMPLO 4.-

Se empleó una aleación de níquel-hierro con un 50,40% en peso de níquel, un 0,39% en peso de manganeso, un 0,16% en peso de silicio, el resto hierro. El fleje laminado en caliente se laminó en frío, sin recocido intermedio, de 7 mm a 0,05 mm, lo que corresponde a una conformación final de un 99,3%. El laminado en caliente antes de esta conformación final se puede igualar a un recocido intermedio a unos 650°C. El núcleo de fleje anular se recoció finalmente durante 5 horas a 1150°C y tenía entonces una estructura secundariamente recristalizada. Para el tratamien-

to de revenido se elevó la temperatura primeramente a 550°C , después se enfrió con una velocidad de enfriamiento de 200°C por hora en el horno a la temperatura de revenido de 480°C y después de tratar térmicamente durante 4 horas a esta temperatura se siguió enfriando en el horno. $\sqrt{U_p}$ en dependencia de ΔB se muestra en la curva 21 en la figura 4.

EJEMPLO 5.-

Una aleación según el ejemplo 4 se laminó, después de la laminación en caliente, primeramente en frío a 2,5 mm, después se recoció intermediariamente a 750°C durante 2 horas, seguidamente se laminó en frío a un grado de conformación final de un 98% a 0,05 mm. Mediante un recocido final durante 5 horas del núcleo de fleje anular a 1150°C se produjo una estructura con posición preferente (210) $\langle 001 \rangle$. A continuación se calentó el núcleo a 550°C y después se enfrió en el horno a 500°C y se trató térmicamente durante una hora a esta temperatura. Mediante rápido enfriamiento fuera del horno se congelaron a continuación los lugares vacíos en exceso. El tratamiento térmico durante 4 horas a continuación en el campo transversal magnético se realizó a 400°C . $\sqrt{U_p}$ en dependencia de ΔB se muestra en la curva 22 en la figura 4.

EJEMPLO 6.-

Una aleación según el ejemplo 4 se recoció, después de laminar en frío a 2,5 mm, intermediariamente durante 2 horas a 950°C . A continuación se laminó en frío a 0,05mm, lo que corresponde a un grado de conformación final de un 98%. Mediante recocido final durante 5 horas del núcleo de fleje a 1150°C se produjo de nuevo una estructura con posición preferente (210) $\langle 001 \rangle$ que presentaba una granulome-

tría más pequeña que la estructura del ejemplo 5. Bajo un campo transversal magnético se enfrió entonces el núcleo en el horno desde 550°C con una velocidad de enfriamiento de 150°C por hora a unos 200°C y a continuación se dejó enfriar sin control. μ_p en dependencia de ΔB se muestra en la curva 23 en la figura 4. Las permeabilidades de impulso considerablemente más elevadas en comparación con el ejemplo 5 se debe especialmente a las granulometrías más reducidas.

EJEMPLO 7.-

Un núcleo de fleje se preparó conforme al ejemplo 6. La única diferencia en comparación con el ejemplo 6 consistía en que al enfriar en el horno en el campo transversal magnético se enfrió con una velocidad de enfriamiento de 30°C por hora desde 550°C a 200°C. μ_p en dependencia de ΔB se muestra en la curva 24 en la figura 4. En comparación con la figura 6 se obtuvieron permeabilidades de impulso más elevadas con desviaciones de inducción altas.

EJEMPLO 8.-

Una aleación según el ejemplo 4 se laminó, después de la laminación en caliente, en frío a 2,5 mm, después se recoció intermediariamente a 950°C durante 2 horas y a continuación se laminó en frío a 0,05 mm. Mediante un recocido final durante 4 horas a 950°C se produjo una estructura con contextura de dado preferente en dirección de laminación. El tratamiento de revenido en el campo transversal magnético se realizó de manera que primeramente se calentase a 550°C, después se enfriase a una velocidad de enfriamiento de 200°C por hora a 430°C, los mantuvo durante 4 horas a esta temperatura y finalmente se siguió enfriando en el horno.

μ_p en dependencia de ΔB se muestra en la curva 25 en la

figura 4.

EJEMPLO 9.-

Empleando una aleación de níquel-hierro con un 47,55% en peso de níquel, un 0,43% en peso de manganeso, un 0,15% en peso de silicio, el resto hierro. Después de laminar en caliente se laminó primeramente en frío a 2,5 mm, después se recoció intermediariamente durante dos horas a 750 °C y después se laminó en frío a 0,05mm. Mediante un recocido final durante 5 horas del núcleo de fleje anular a 1150 °C se produjo una estructura con posición preferente (210) <001> . Después del recocido final se calentó a 550 °C, después se enfrió a 500 °C, se trató térmicamente a esta temperatura durante una hora y finalmente se enfrió fuera del horno rápidamente para congelar los lugares vacíos en exceso. A continuación se realizó un tratamiento térmico en campo transversal durante 4 horas a 400 °C. μ_p en dependencia de ΔB se muestra en la curva 26 en la figura 4.

En la tabla a continuación se han resumido una serie de valores μ_p así como los demás valores de medición arriba mencionados numeralmente para los ejemplos. Además contiene la tabla la temperatura de Curie T_c , la proporción de remanencia B_r/B_s y la desviación de inducción estadística $\Delta B_{stat} = B_s - B_r$.

Como muestra la tabla se pueden obtener con el procedimiento según la presente solicitud núcleos de fleje que con una desviación de inducción de 1 T muestran permeabilidades de impulso superiores a 10.000 y con una desviación de inducción de 1,4 T además permeabilidades de impulso de 4700. Las pérdidas por remagnetización a 0,3 T y 10 kHz son de hecho superiores a las de las aleaciones conocidas con un

61 hasta 67% en peso de níquel, 2 hasta 4% en peso de molibdeno, resto hierro, que después de un tratamiento térmico en campo transversal ascienden aproximadamente a 14 W/kg. Sin embargo son totalmente aceptables para una aplicación industrial.

Tabla

Ejemplo	T_c (°C)	B_5 (T)	B_r/B_5	ΔB_{stat} (T)	H_p para $\Delta B =$				F_{Fe} (W/kg)
					1,0T	1,2T	1,3T	1,4T	
1	470	1,5	0,17	1,26	4700	2300	-	-	28,5
2	470	1,5	0,08	1,39	4700	3500	2700	-	33,0
3	450	1,5	0,17	1,21	4500	2000	-	-	29,0
4	470	1,5	0,05	1,41	8300	6400	4800	2900	22,6
5	470	1,5	0,03	1,43	6700	5300	4200	3100	25,6
6	470	1,5	0,03	1,44	10400	8100	6000	4000	21,8
7	470	1,5	0,01	1,46	8200	7100	6100	4700	21,8
8	470	1,5	0,05	1,41	5000	4700	4100	3400	33,8
9	450	1,5	0,06	1,39	7000	5200	4000	2700	22,8

Mientras los ciclos de histéresis en los núcleos de fleje anulares de la aleación níquel-hierro-molibdeno conocida transcurren en forma relativamente plana son las de los núcleos obtenidos según el procedimiento de la presente invención algo más pendientes y, en especial, en los núcleos de flejes con estructura anisotrópica similares a un ciclo de Perminvar estrechados en el centro, de manera que la remanencia y la fuerza coercitiva son relativamente pequeñas.

La figura 5 muestra un ciclo de histéresis de un núcleo según el ejemplo 2 con estructura isotrópica. La figura 6 un ciclo de histéresis de un núcleo según el ejemplo 7 con posición preferente (210) $\langle 001 \rangle$ y la figura 7 un

ciclo de histéresis de un núcleo según el ejemplo 8 con contextura de dado predominante, esto es posición preferente $(100) \langle 001 \rangle$. Todos los ciclos de histéresis son dinámicos a 50 Hz en un campo magnético en sentido poliférico del núcleo, esto es, medido en dirección de laminación del fleje.

En las figuras 6 y 7 se aprecia claramente el efecto de la superposición de la dirección preferente inducida por el campo magnético perpendicular a la dirección de medición y la contextura cristalográfica con dirección preferente en dirección de medición en el estrechamiento de los ciclos de histéresis. Con reducida modulación se determina la remagnetización esencialmente por procesos de giro contra la anisotropía K_u uniaxial, mientras que con mayor modulación se presentan evidentemente principalmente desplazamientos de pared de Bloch. La forma de las modulaciones de histéresis dependen de la exactitud de la dirección preferente cristalográfica en dirección de medición, de la intensidad de campo coercitiva del material y de la dirección preferente magnética gravada perpendicular a la dirección de medición.

En el núcleo según el ejemplo 8, tal y como muestra la figura 7, se ha gravado en superposición de la contextura de dado preferente en dirección de laminación por el tratamiento térmico de campo transversal durante 4 horas a 430°C una dirección preferente transversal relativamente fuerte. El núcleo según el ejemplo 7 tiene, por el contrario, como muestra la figura 6, una intensidad de campo coercitiva más reducida. El ciclo de histéresis está más fuertemente redondeado que en la figura 7, ya que la contextura $(210) \langle 001 \rangle$ tiene una exactitud más reducida que la contextura

de dado. Además el estrechamiento del ciclo de histéresis es más reducido, lo que señala que K_u en el tratamiento térmico de campo transversal solo se gravó en forma relativamente débil. La permeabilidad de impulso en una desviación de inducción de 1,2 T asciende en el caso de la figura 6 a 7100, es por lo tanto la máxima de los tres núcleos, cuyos ciclos de histéresis han sido representados. Para alcanzar una permeabilidad de impulso especialmente alta con alta desviación de inducción es por lo tanto imposible que tanto el desarrollo de la contextura en dirección de medición como también la anisotropía uniaxial K_u en sentido transversal a la dirección de medición se ajusten adecuadamente entre sí, tal y como se aprecia de los ejemplos.

Los núcleos de fleje obtenidos según la presente invención son adecuados para un gran número de elementos de construcción en los que interesa una alta permeabilidad de impulso con alta desviación de inducción, pero no una constancia en la permeabilidad de impulso en dependencia de la desviación de inducción. Especialmente adecuados son los núcleos de fleje para transmisores de impulsos, por ejemplo, transmisores de encendido o transmisores de modulación para elementos de conexión de red, así como para bobinas protectoras de tiristor en servicio unipolar. Además, los núcleos de fleje son adecuados, debido a sus pérdidas aún relativamente reducidas, por ejemplo, también para bobinas protectoras de tiristor con servicio bipolar.

Descrita suficientemente la naturaleza del invento, así como la manera de realizarlo en la práctica, debe hacerse constar que las disposiciones anteriormente indicadas son susceptibles de modificaciones de detalle en

cuanto no alteren su principio fundamental.

REIVINDICACIONES

5 1.- Procedimiento para la obtención de núcleos de fleje de una aleación de un 45 hasta 53% en peso de níquel, el resto hierro, inclusive reducidos aditivos de desoxidación y elaboración, donde un fleje de 0,01 hasta 0,1 mm de espesor de una aleación se enrolla a un núcleo de fleje, después se somete como mínimo durante una hora a un recocido final a como mínimo 900°C y después se somete en un campo magnético a un tratamiento de revenido, caracterizado porque el campo magnético se dispone en el plano del fleje perpendicular a la dirección de laminación del fleje.

10 2.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque se emplea una aleación con un 47 hasta 52% en peso de níquel.

15 3.- Procedimiento según la reivindicación 2, caracterizado porque se emplea una aleación con un 49 hasta 51% en peso de níquel.

20 4.- Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 hasta 3, caracterizado porque en el material del fleje por calentamiento y conformación final antes y por el recocido final después del bobinado del núcleo se crea una estructura isotrópica de gránulo fino, calentándose el fleje antes de la conformación final a una temperatura superior al límite de temperatura que aumenta según crece el grado de conformación final, por encima del cual se forma una estructura de la que en el recocido final se forma una es-

25

estructura isotrópica de gránulo fino.

5 5.- Procedimiento según la reivindicación 4, caracterizado porque se calienta como mínimo durante una hora a como mínimo 700°C y la conformación final asciende entre un 80 y 90%.

6.- Procedimiento según la reivindicación 4 ó 5, caracterizado porque el recocido final se realiza entre 900 y 1250°C.

10 7.- Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizado porque en el material del fleje, por calentamiento y conformación final antes y recocido final después del bobinado del núcleo se genera una estructura anisotrópica con dirección preferente $\langle 001 \rangle$ en dirección de laminación.

15 8.- Procedimiento según la reivindicación 7, caracterizado porque se genera una estructura con una proporción de como mínimo un 20% de cristalitos alineados en dirección preferente.

20 9.- Procedimiento según la reivindicación 7 ó 8, caracterizado porque la conformación final asciende como mínimo a un 90% y el fleje se calienta previamente a una temperatura superior a 600°C y por debajo del límite de temperatura que sube según crece el grado de conformación final, por encima del cual se forma una estructura de la que en el recocido final se forma una estructura isotrópica

25

de gránulo fino.

10.- Procedimiento según la reivindicación 9, caracterizado porque el recocido final se efectua entre 900 y 1050°C.

5 11.- Procedimiento según la reivindicación 9, caracterizado porque el recocido final se efectua entre 1050 y 1200°C.

10 12.- Procedimiento según la reivindicación 11, caracterizado porque antes de la conformación final se calienta a una temperatura superior a aproximadamente 700°C.

1 13.- Procedimiento según una de las reivindicaciones 1 hasta 12, caracterizado porque el núcleo de fleje para el tratamiento de revenido se mantiene en el campo magnético como mínimo durante 30 minutos en un margen de 15 temperaturas entre unos 300°C y la temperatura de Curie del material de fleje.

14.- Procedimiento para la obtención de núcleos de fleje, tal y como queda sustancialmente descrito en la presente Memoria, e ilustrado en los adjuntos dibujos.

20 Esta Memoria consta de veinticuatro hojas escritas a máquina por una sola cara.

Madrid,

- 5 ABR. 1979

VACUUMSCHMELZE GMBH
W. LOMEL R. LEBE P. FUMBU
p.p. Firmador: Alejandro Calle López

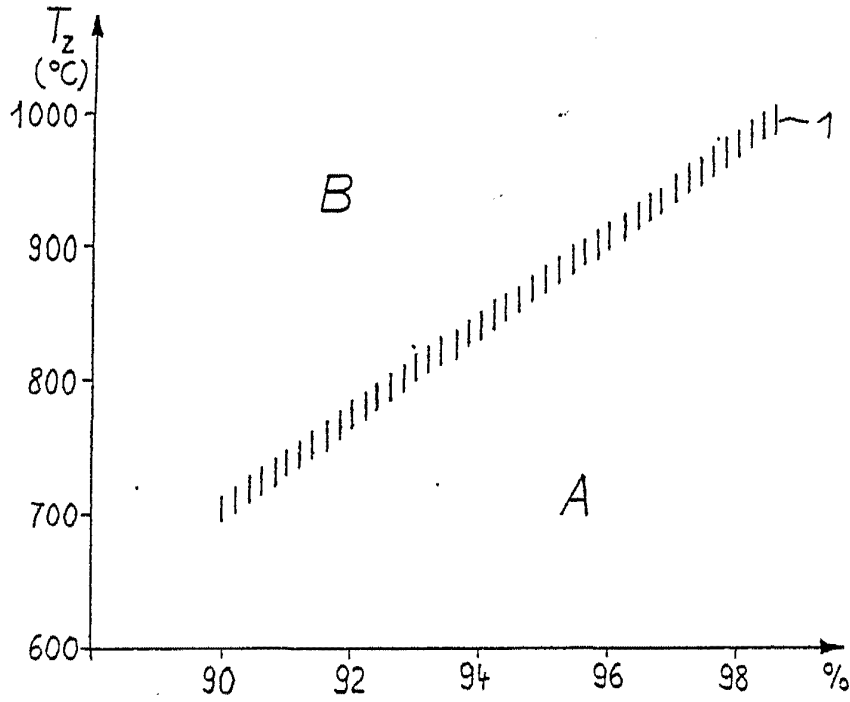
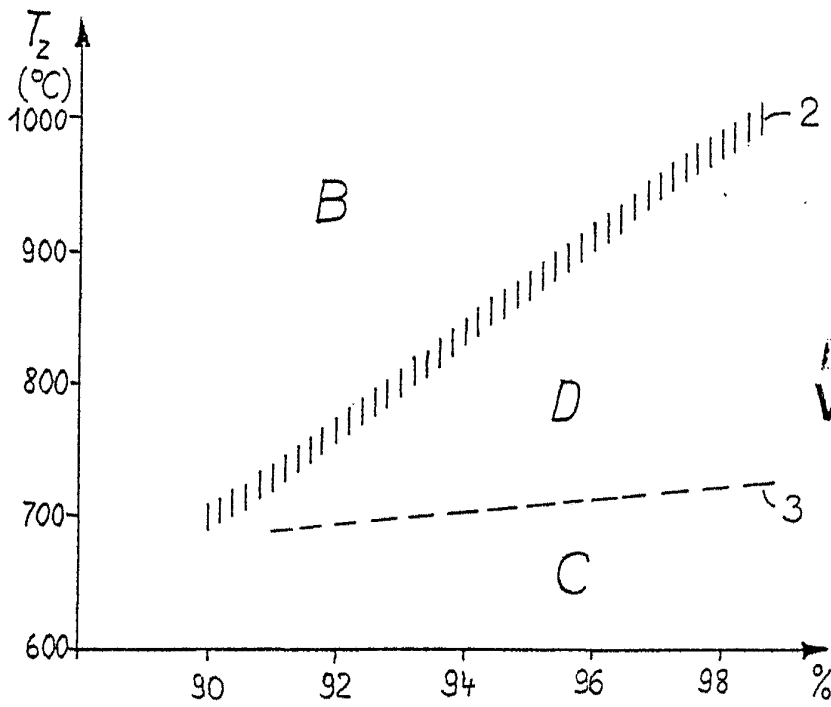


Fig. 1



ESCALA
VARIABLE

Fig. 2

Madrid - 5 APR. 1970

[Signature]
p. Firmado: Alejandro Caba

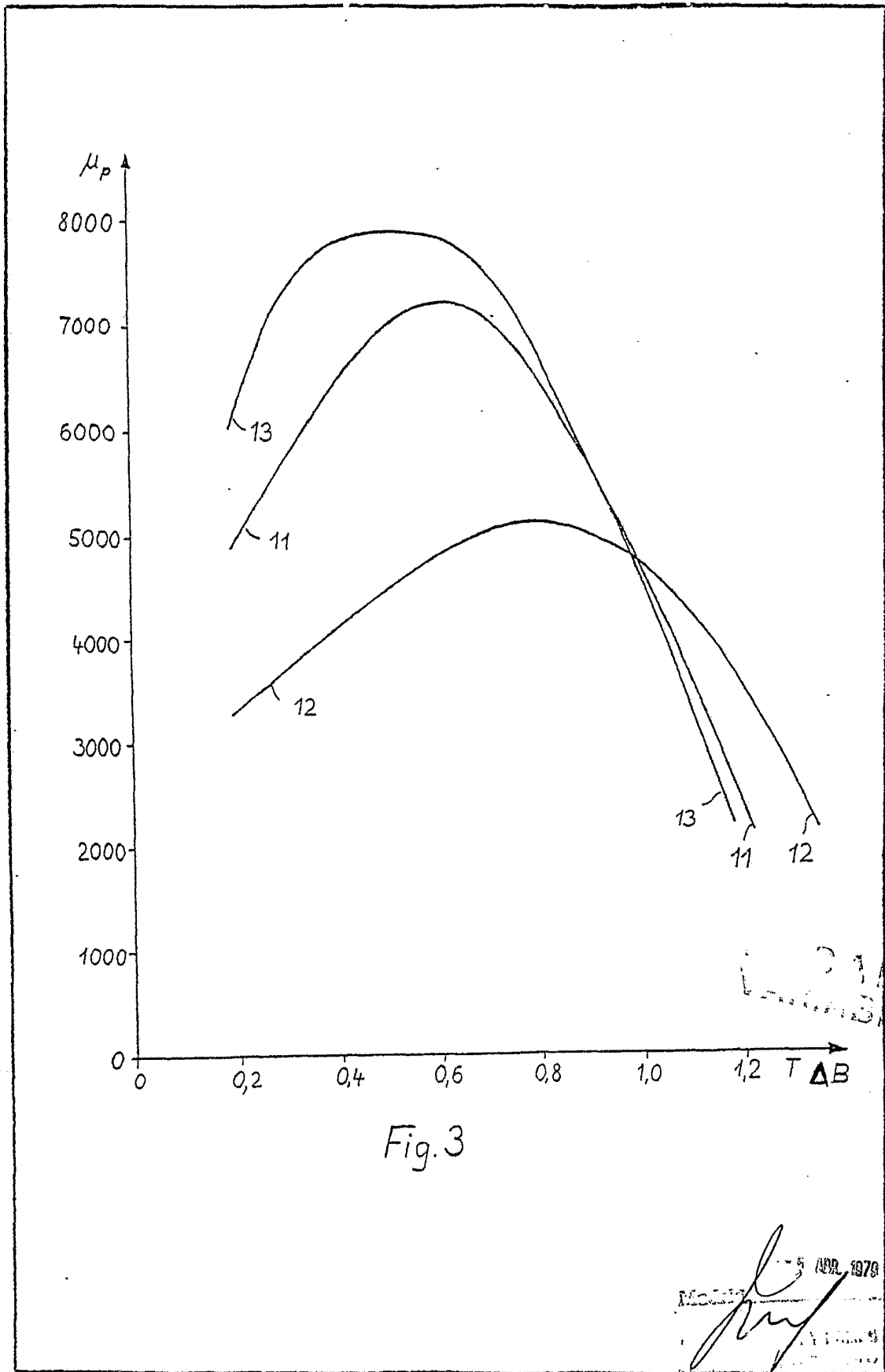
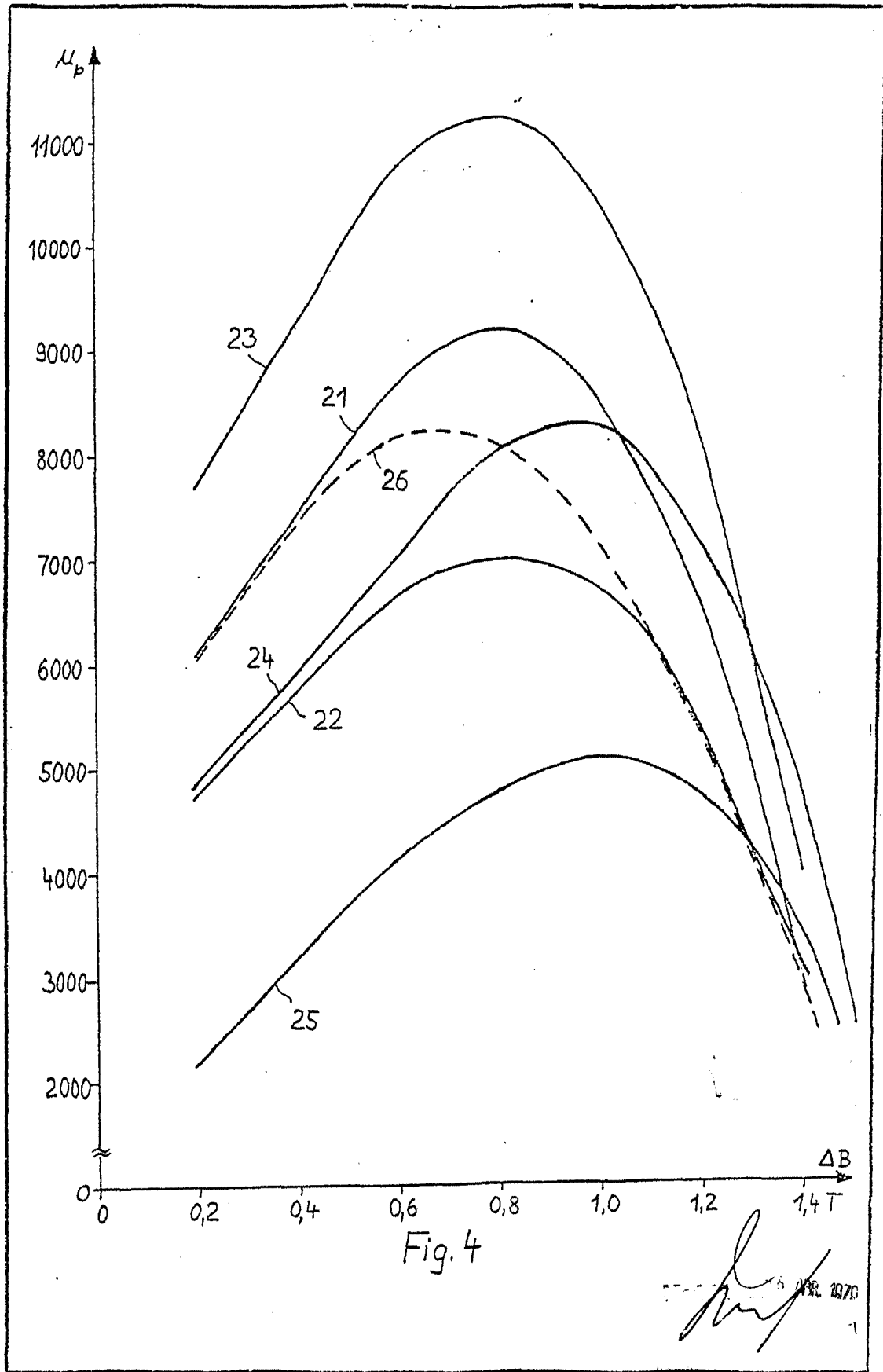


Fig. 3

314 A
APR 1978
MOSBY
A 1 11 11 53
1978



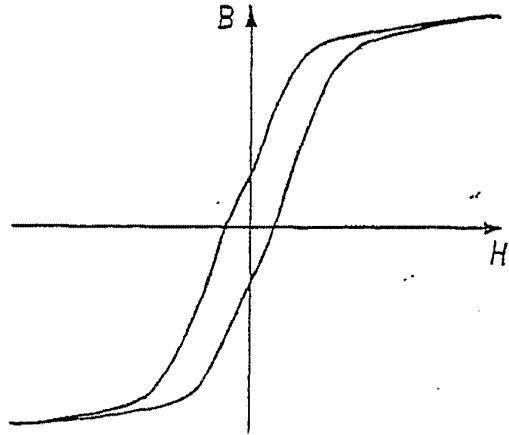


Fig. 5

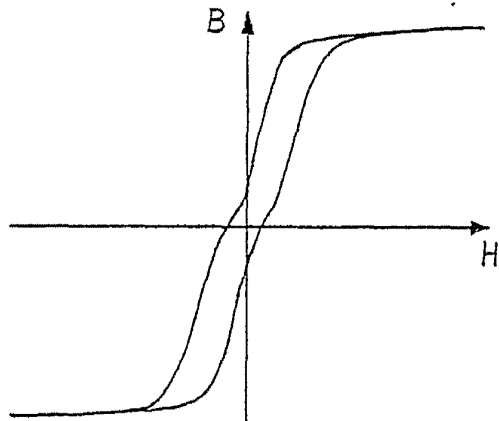


Fig. 6

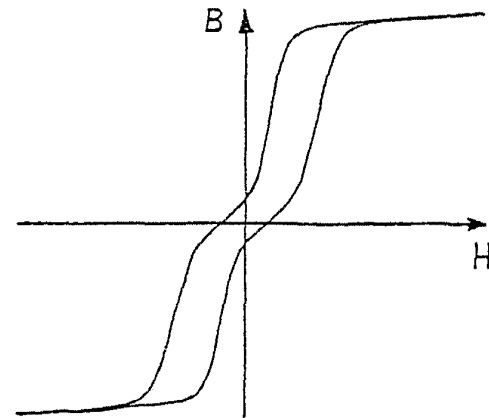


Fig. 7

5 APR 1978

A handwritten signature or set of initials, possibly 'P. J.', written in dark ink over the date stamp.