



411577

P.- 53.261
WE Case
43340I

Int. Cl.: C 2 2 C

MEMORIA DESCRIPTIVA

F.C. 13-12-75

411577

para solicitar PATENTE DE INVENCION por VEINTE años

a nombre de WESTINGHOUSE ELECTRIC CORPORATION

entidad norteamericana

con domicilio en Westinghouse Building, Gateway Center,
Pittsburgh, Pensilvania, Estados Uni-
dos de América.

por: "UN PROCEDIMIENTO DE PRODUCIR TEXTURA (110) [001] EN
ALEACIONES A BASE DE HIERRO"
(Clase Internacional C22c)

Prioridad: Estados Unidos de América, 22 de Febrero de 1972
Nº 228.318 y 11 de Diciembre de 1972 Nº 312.681

411577



13 FEB. 1973

P.- 53.261
WE Case Case
43340 I

Este invento se refiere a aleaciones a base de hierro que contienen bajas cantidades de componentes de aleación y que, cuando sean tratadas de acuerdo con uno de los procedimientos que a continuación se especifican, producirán una estructura de grano orientado en el producto terminado que está caracterizada por una orientación cúbica sobre las aristas o, tal como se describe en Miller Indices, una orientación de grano $(110) \langle \bar{0}01 \rangle$, y comprende una microestructura recristalizada de modo primario y de crecimiento de grano normal. Dichos materiales magnéticos son útiles, por ejemplo, en calidad de materiales de núcleo en transformadores de energía y distribución.

Las inducciones de servicio de una gran proporción de los transformadores hoy día usuales están limitadas por el índice de saturación del material de chapa magnética que forma el núcleo. Se utiliza extensamente hoy día una aleación a base de hierro que contiene nominalmente 3,25 % de silicio que es tratada con el fin de obtener una orientación cúbica sobre las aristas o de grano $(110) \langle \bar{0}01 \rangle$ en el producto final. Un ejemplo de este acero bien conocido que depende de las características magnéticas finales es denominado tipo M-5 y tiene la orientación de grano final desarrollada por medio de una microestructura

411577



recristalizada de modo secundario. Esta microestructura se logra durante el recocido en cajas final en que crecen granos orientados preferentemente a expensas de granos no orientados preferentemente, con el resultado de que la aleación tiene usualmente un tamaño de grano extremadamente grande de manera que el diámetro de modo usual excede grandemente del espesor del material de chapa. Sin embargo, con el fin de obtener dichos granos grandes en una microestructura recristalizada de modo secundario se requiere un tratamiento térmico durante largo tiempo y a alta temperatura para el desarrollo de la orientación. Este recocido se requiere también para la eliminación del contenido residual de azufre. Contenidos de azufre por encima de 100 ppm en el producto terminado afectan desfavorablemente las características magnéticas exhibidas por la aleación de silicio-hierro.

Además del recocido en cajas durante largo tiempo y a alta temperatura, que es bastante costoso, la adición de 3,25% de silicio a hierro puro, si bien es eficaz y generalmente deseable para aumentar grandemente la resistividad volumétrica, disminuye no obstante el índice de saturación de manera que en la mayor parte de las aleaciones comercialmente producidas que contienen hierro y 3,25% de silicio, el índice de satura-

411577



ción de dichas aleaciones no excede usualmente de 20.300 gauss. Así, existe el evidente compromiso de una resistividad volumétrica mejorada que se refiere a las pérdidas en el núcleo del material para un menor índice de saturación, dado que el índice de saturación del hierro comercialmente puro es de alrededor de 21.500 gauss. Se reconocerá además que dichos índices de saturación se obtienen sólo cuando el material posee un elevado grado de orientación (110)/[001] en el producto final. Además, dado que el hierro comercial tendrá pérdidas volumétricas sustancialmente mayores y valores de fuerza coercitiva sustancialmente mayores que el acero al silicio era prudente establecer un balance de las características magnéticas globales observadas y el mejor balance hasta ahora obtenido era el de la aleación de hierro y 3,25% de silicio que exhibía la orientación cúbica sobre las aristas.

De acuerdo con el presente invento una aleación a base de hierro consiste esencialmente en hasta 0,03% de carbono, hasta 1% de manganeso, menos de 0,012% de azufre, de 0,3 a 4% de al menos un elemento mejorador de la resistividad volumétrica que consiste esencialmente en hasta 2% de silicio, hasta 2% de cromo y hasta 3% de cobalto, y un resto constituido esencialmente por hierro con impurezas incidentales, te-



411577

niendo la aleación una preponderancia de los granos que exhiben una orientación (110) $\overline{001}$, y una microestructura recristalizada de modo primario y crecimiento de grano normal.

5 También está de acuerdo con el invento un procedimiento de producir textura (110) $\overline{001}$ en aleaciones a base de hierro que son apropiadas para utilizarse como materiales de núcleo para transformadores y que comprende producir una masa fundida de una composición que
10 incluye hasta 0,03% de carbono, hasta 1% de manganeso, de 0,3% a 4% de al menos un elemento mejorador de la resistividad volumétrica que consiste en hasta 2% de silicio, hasta 2% de cromo, y hasta 3% de cobalto y un resto constituido esencialmente por hierro con impurezas
15 incidentales, colar la masa fundida, trabajar en caliente la pieza colada a una temperatura dentro del margen entre 1000°C y 1100°C, trabajar en frío el material trabajado en caliente en dos o más operaciones a tamaño calibrado final efectuando la última operación de trabajado en frío una reducción del área de sección transversal entre 50% y 75%, con un recocido intermedio interpuesto entre cada una de dichas operaciones de trabajado en frío, efectuándose dicho recocido intermedio
20 a una temperatura dentro del margen entre 750°C y la temperatura A_{c_1} de la composición, y finalmente recoc-

411577



cer el material de tamaño calibrado final a una temperatura dentro del margen entre 800°C y la temperatura A_{c1} de la composición, exhibiendo el material resultante una preponderancia de granos con una orientación $(110)_{\parallel 001}$ y una microestructura recristalizada primariamente y de crecimiento de grano normal.

Las aleaciones del presente invento emplean también un compromiso entre las diversas características magnéticas. Las características magnéticas observadas, especialmente las observadas cuando el material se utiliza en núcleos para transformadores, se aproximan a las de los materiales de acero al 3,25% de silicio comercialmente producidos que hoy día se emplean. La presente composición de baja aleación es alterada radicalmente con relación al hierro que contiene 3,25% de silicio, pero se logra la misma orientación mediante el procedimiento que se especifica seguidamente de manera que la microestructura está recristalizada primariamente con crecimiento de grano normal. Por lo tanto la aleación del presente invento produce características magnéticas comparables sin emplear la costosa microestructura recristalizada de modo secundario y además obtiene la misma orientación en una composición que es bastante diferente de la de los materiales comercialmente usados. El carbono en el producto final, cuyo contenido

411577

15 FEB. 1973



es mantenido lo más bajo que sea posible, es incluido usualmente en la composición inicialmente con fines de desoxidación durante la fusión normal de los componentes. Si bien es deseable mantener lo más bajo que sea posible el contenido de carbono en la masa fundida, puede emplearse hasta 0,03% de éste sin afectar de modo desfavorable las características magnéticas de la aleación en estado fundido. Con 0,03 % de carbono, es posible decarburar la aleación terminada y eliminar el contenido de carbono hasta el bajo nivel deseado.

La aleación también considera la utilización de manganeso en cantidades hasta de 1% usualmente con el fin de desoxidar el material. Se hará ver seguidamente, no obstante, que la adición de manganeso mejora también la resistividad volumétrica de la aleación, pero no en el mismo grado que lo hace el silicio. Se han obtenido buenos resultados cuando el contenido de manganeso de la aleación es de aproximadamente 0,5%.

Con el fin de mejorar la resistividad volumétrica de la aleación, es necesario en la aleación del presente invento de 0,3% a 4% de al menos un elemento del grupo que consiste en silicio, cromo y cobalto. Cuando se emplea silicio, pueden utilizarse cantidades de hasta 2% con el fin de mejorar la resistividad volumétrica. Se han obtenido buenos resultados cuando

411577³ FEB 1973



5 el contenido de silicio es mantenido dentro del margen
entre aproximadamente 0,5% y 1,5%. El contenido de silicio
es limitado preferiblemente al precedente margen con
el fin de que la aleación exhiba un bucle gamma abierto
para hacer posible utilizar una técnica de recristalización
10 ción primaria con el fin de desarrollar la deseada textura
de grano dentro de la aleación. Cuando se utiliza
cromo como elemento mejorador de la resistividad volumétrica,
deberá emplearse un mínimo de alrededor de 0,3%
de cromo, y deberán evitarse cantidades por encima de
aproximadamente 2% de cromo. Ya que el cobalto mejora
también el índice de saturación de la aleación, se considera
dentro de la composición hasta aproximadamente
15 3% de éste con el fin de mejorar la resistividad volumétrica
así como también el índice de saturación de la
aleación. Son particularmente eficaces combinaciones de
cualesquiera dos, o de todos los tres, de estos componentes
mejoradores de la resistividad. El contenido de
azufre deberá ser lo más bajo que sea practicable dado
20 que el elemento no será eliminado durante el subsiguiente
tratamiento.

A este respecto la cantidad de azufre no deberá
exceder de 0,012% y preferiblemente deberá ser inferior
a aproximadamente 0,010%. Se ha observado que el
25 azufre resulta afectar desfavorablemente a la fuerza

411577

13 FEB. 1973



coercitiva y por lo tanto las propiedades de pérdidas en el núcleo de las aleaciones. En contraste con el hierro al silicio orientado comercial actualmente disponible, en que el azufre se une con manganeso para formar una partícula que es eficaz para desarrollar un alto grado de textura en el producto final, no se cree que esté implicado dicho mecanismo en el desarrollo de la textura observada en la aleación del presente invento. Además, cuando entra en consideración que en el material comercialmente disponible la temperatura de tratamiento térmico final sea superior a aproximadamente 1000°C lo cual es eficaz para disociar o desdoblar el sulfuro de manganeso, el azufre es eliminado de la aleación después de que haya cumplido sus fines. Sin embargo, esto puede efectuarse sólo a temperaturas por encima de aproximadamente 1000°C. En contraste con ello, una vez la aleación de bucle gamma abierto del presente invento ha terminado el trabajado en caliente, jamás es calentada por encima de su temperatura A_{c1} . Consiguientemente, cualquier cantidad de azufre que esté presente no será reducida significativamente durante dichas operaciones subsiguientes. De modo correspondiente, es necesario controlar el contenido de azufre y se han obtenido sobresalientes resultados cuando el contenido de azufre es mantenido en alrededor de 0,005% como máximo.

411577



El resto consiste esencialmente en hierro con las impu
rezas incidentales usuales que se encuentran en la fa-
bricación de aleaciones magnéticas a una escala comer-
cial.

5 La aleación que tiene la composición anterior
mente indicada es fundida y es colada a la forma de lin
gotes de la manera comercial normal. El metal puede ser
colado de modo continuo a la forma de palanquillas o ba
rras. Los lingotes colados son después de ello trabaja-
10 dos en caliente usualmente a una temperatura dentro del
margen de alrededor de 1000°C y 1100°C hasta un tamaño
calibrado intermedio deseado. Cuando la aleación ha de
ser tratada empleando una operación de trabajado en frío
de dos etapas se prefiere trabajar en caliente el me-
15 tal hasta un espesor de alrededor de $2,5 \pm 0,625$ mm.
Por otro lado, cuando la aleación ha de ser tratada em
pleando una operación de trabajado en frío de tres eta
pas, el tamaño calibrado del trabajado en caliente ter-
minado preferido es de alrededor de $4,5 \pm 0,750$ mm. Si
20 bien no es absolutamente esencial proteger al acero du
rante dicha operación de trabajado en caliente, puede
utilizarse una atmósfera de argón o cualquier otra at-
mósfera no oxidante con el fin de evitar una excesiva
formación de cascarilla de la aleación durante dicho
25 trabajado en caliente. Se prefiere trabajar en caliente

411577



5-2-73

la aleación a una temperatura de aproximadamente 1.050°C hasta el tamaño calibrado de trabajado en caliente final que se desea dependiendo de la operación de trabajado en frío a la que será sometida la aleación. Después de dicho trabajado en caliente hasta el tamaño calibrado deseado, la aleación es descascarillada, usualmente mediante decapado, con el fin de eliminar cualquier cantidad de cascarilla que pueda haberse formado sobre la superficie de ella durante dicha operación de trabajado en caliente.

Después del trabajado en caliente la aleación es trabajada en frío seguidamente en dos o más operaciones o etapas a tamaño calibrado final. Cuando se emplea la laminación en frío puede ser usualmente necesario hacer pasar las barras de aleación un cierto número de veces a través de dichos rodillos de trabajado en frío con el fin de lograr la deseada reducción de área. Independientemente del número de pasadas empleadas, las diversas operaciones de trabajado en frío requieren un recocido intermedio interpuesto a una temperatura dentro del margen de aproximadamente 750°C y la temperatura A_{c1} de la aleación que está siendo sometida a tratamiento. Por lo tanto, en un trabajado en frío de dos etapas de la aleación a tamaño calibrado final, el material trabajado en caliente inicial con un espesor de aproximadamen

411577

13 FEB. 1973



5 te 2,5 mm es primero trabajado en frío hasta aproximada-
mente 0,625 mm y luego es recocido durante una hora a
una temperatura de aproximadamente 850°C en una atmósfe-
ra, preferiblemente de hidrógeno, que tiene un punto de
rocío menor de aproximadamente -40°C. Después de ello
la chapa o fleje de aleación es sometida al trabajado en
frío de segunda etapa hasta el tamaño calibrado final
usualmente dentro de un espesor entre aproximadamente
0,25 mm y aproximadamente 0,35 mm.

10 Así, en una operación de trabajado en frío de
dos etapas ilustrativa y típica se efectúa en la aleación
durante la operación de trabajado en frío inicial una re-
ducción de aproximadamente 75% del área de sección trans-
versal y, después de un recocido intermedio, una reduc-
15 ción del área de sección transversal de aproximadamente
50% a tamaño calibrado final es producida en la opera-
ción de segunda etapa. La primera etapa de laminación
en frío puede efectuar elevadas reducciones de hasta 90%
o más. Es imperativo que sólo se empleen grados modera-
20 dos de trabajado en frío en la operación de trabajado
en frío final de manera que la reducción del área de sec-
ción transversal oscile entre aproximadamente 50% y de
75% de reducción del área de sección transversal desde
el espesor o el área de sección transversal del mate-
25 rial de tamaño calibrado intermedio que resulta de la

411577



operación de trabajado en frío inicial. Se han logrado
excelentes resultados cuando la reducción en frío fi-
nal da lugar a una reducción del área de sección trans
versal entre aproximadamente 60% y aproximadamente 70%
5 a tamaño calibrado final.

Quando se desea un material calibrado final
más delgado, puede realizarse ventajosamente una ope-
ración de trabajado en frío de tres etapas siendo segui-
da cada etapa de trabajado en frío por un recocido in-
10 termedio interpuesto a una temperatura dentro del már-
gen entre alrededor de 750°C y alrededor de la tempera-
tura Ac_1 de la aleación. En este procedimiento de tres
etapas, en cada una de las operaciones de trabajado en
frío sólo se efectúan grados moderados de trabajado en
15 frío, usualmente dentro del margen entre aproximadamen-
te 50% y aproximadamente 75% de reducción del área de
sección transversal a partir del material calibrado pre
cedente.

Por lo tanto, una operación de trabajado en
20 frío de tres etapas típicas comenzará con un tamaño ca-
librado de trabajado en caliente de aproximadamente 4,5
mm de espesor de barra, la cual barra es después de ello
descascarillada, usualmente por decapado y recocido du-
rante aproximadamente cinco horas a una temperatura entre
25 850°C y 900°C. Luego, la barra de aleación recocida es

411577



primero trabajada en frío hasta un espesor de aproximadamente 2 mm, es decir una reducción de 55%, es recocida durante aproximadamente cinco horas a una temperatura dentro del margen entre aproximadamente 800° y 900°C, es trabajada en frío hasta un espesor de aproximadamente 0,50 mm (es decir una reducción de 75%), es recocida durante aproximadamente una hora a una temperatura dentro del margen entre aproximadamente 800°C y 900°C, y después de ello es trabajada en frío hasta un espesor final que se encuentra usualmente dentro del margen entre alrededor de 0,125 y alrededor de 0,175 mm, es decir una reducción de aproximadamente 75% a 65%.

En ambos procedimientos de trabajado en frío, el de tres etapas y el de dos etapas, parte de las operaciones de trabajado en frío excepto la última operación se puede llevar a cabo a una temperatura elevada entre la temperatura ambiente y alrededor de 300°C. El trabajado a temperaturas elevadas es denominado como "trabajado en caliente-frío". Dicho trabajado en caliente-frío puede efectuarse a cualquier temperatura por encima de la temperatura ambiente y por debajo de la temperatura de recristalización de la aleación que está siendo sometida a tratamiento. Cuando se emplea dicho trabajado en caliente-frío en cualquiera de las operaciones de trabajado en frío excepto la última, se

411577 13



5 prefiere emplear una atmósfera de argón con el fin de
reducir cualquier tendencia a una oxidación apreciable
de la superficie de la barra de aleación que está sien
do sometida a tratamiento. Además, en cada uno de los
tratamientos térmicos de recocido intermedios que se in
terponen entre las operaciones de trabajado en frío,
se emplea una atmósfera protectora y preferiblemente
una atmósfera de hidrógeno que tiene un punto de rocío
menor de aproximadamente -40°C .

10 Además, se apreciará que uno o más de los re
cocidos intermedios pueden efectuarse mediante un reco
cido de fleje o banda en lugar de por un recocido en
cajas. Por lo tanto, una única barra procedente de una
bobina de la aleación puede ser alimentada de modo con
15 tino al horno de recocido de fleje en donde el mate
rial es calentado a una temperatura típicamente de al
rededor de 900°C en que cada incremento del fleje es
mantenido a esta temperatura durante un período de tiem
po de típicamente 3 minutos. Se emplea de modo ventaja
20 so una atmósfera de hidrógeno que tiene un punto de ro
cío de -40°C .

25 Después del trabajado en frío a tamaño cali
brado final la chapa o fleje de aleación es sometida
a un recocido final, usualmente un recocido en cajas,
a una temperatura dentro del margen entre aproximada-

411577



mente 750°C y la temperatura A_{c1} de la aleación, llevándose a cabo usualmente dicho recocido en cajas en una atmósfera de hidrógeno que tiene un punto de rocío de menos de aproximadamente -40°C. La aleación es mantenida a una temperatura que se encuentra siempre por debajo de la temperatura de transformación alfa a gamma con el fin de obtener una microestructura recristalizada primaria con crecimiento de grano normal. Se ha encontrado que la aleación tratada de este modo y sometida al recocido final alcanza el deseado grado de orientación usualmente dentro de un período de tiempo situado en el margen entre 24 horas y 48 horas mientras que se encuentra a la temperatura de recocido en cajas. Después de enfriar a la temperatura ambiente tras de dicho recocido en cajas, la aleación poseerá una estructura de grano en que predominan los granos alineados en la orientación cúbica sobre las aristas o $(110) \langle 001 \rangle$. Se ha encontrado que los granos que alcanzan la orientación preferida tienen aristas cúbicas mientras están alineadas dentro de diez grados de la dirección de laminación.

El invento será ilustrado ahora con referencia a los siguientes Ejemplos:

411577

13 FEB. 1973



EJEMPLO I.

Se hace referencia a la Tabla I que ilustra la composición química de un cierto número de aleaciones que fueron preparadas y ensayadas en comparación con una aleación que contiene 3,25% de silicio (M-5) comercialmente disponible, que había sido tratada para producir una orientación cúbica sobre las aristas por una recristalización secundaria y crecimiento de granos preferido.

10

TABLA I

CARGA	%Mn	%Cr	%Si	%C(*)	ρ ($\mu\Omega$ -cm)
1480	---	---	---	---	10,4
1481	0,15	---	---	0,03	11,4
1482	0,15	0,6	---	0,03	14,5
1483	0,15	---	0,6	---	19,2
1484	0,15	---	1,2	---	26,3
M-5	0,10	---	3,25	0,03	44,0

15

20

(*) Exceso para desoxidación

La Tabla I especifica también la resistividad (ρ) que fue medida para las diversas aleaciones. Estas aleaciones fueron preparadas y tratadas de acuerdo con los métodos bosquejados seguidamente.

25



411577

PROCESO NUMERO 1

Laminación en caliente a 1050°C en argón hasta un espesor de 2,5 mm. Decapado, laminación a temperatura moderadamente caliente a 260°C empleando una atmósfera de argón hasta un espesor de 1 mm, seguido por laminación en frío hasta un espesor de 0,625 mm. Recocido durante una hora o bien a 850°C o bien a 900°C en hidrógeno seco. Laminación en frío hasta un espesor de 0,325 a 0,275 mm. Recocido final a una temperatura dentro del margen entre 850° y 950°C, seguido por ensayo.

PROCESO NUMERO 2

Laminación en caliente a 1050°C en argón hasta un espesor de 4,500 mm, decapado y recocido durante cinco horas a una temperatura dentro del margen entre 850°C y 900°C empleando hidrógeno seco. Laminación a temperatura moderadamente caliente a 260°C, empleando argón, hasta 2,00 mm. Recocido durante cinco horas a la temperatura de recocido intermedio de alrededor de 850°C en hidrógeno seco. Laminación a temperatura moderadamente caliente a 260°C., empleando argón, hasta un espesor de 1,00 mm y después de esto laminación en frío hasta un espesor de 0,500 mm. Recocido durante una hora a la temperatura de recocido intermedio entre 850°C y 900°C empleando hidrógeno seco. Laminación en frío

411577



hasta un espesor de 0,175 a 0,125 mm.

Se cortaron tiras o flejes de Epstein en la dirección de laminación y se punzonaron por troquelado discos de par de torsión de veinticinco milímetros de diámetro a partir de aleaciones que fueron recocidas finalmente a una temperatura de 850°C hasta 950°C durante 48 horas en hidrógeno seco y después de esto las muestras de ensayo fueron enfriadas en horno. Se hace referencia a la Tabla 2 que enumera los pares de torsión y los datos magnéticos de corriente continua.

5-2-73

411577

13



TABLA II

CARGA	PROCESO	Espesor Nominal (mm)	Par de torsión de máximo (erg/cm ³)	Proporción de máximo	H (0,6)	B ₁₀ (kg)	B ₁₀₀ (kg)
1480	1	0,3	72.000	0,56	0,27	16,0	18,6
1481	1	0,3	51.700	0,67	0,30	16,4	19,0
1482	1	0,3	164.200	0,42	0,22	18,1	20,4
1483	1	0,3	103.900	0,49	0,19	17,1	19,7
1484	1	0,3	135.700	0,50	0,13	17,3	19,9

1480	2	0,15	106.100	0,53	0,23	16,9	19,7
1481	2	0,15	85.900	0,55	0,26	16,9	19,6
1482	2	0,15	177.700	0,49	0,20	18,3	20,7
1483	2	0,15	144.100	0,61	0,17	17,9	20,5
1484	2	0,15	155.900	0,63	0,16	17,5	20,2
M-5	-	0,275	167.000	0,34	0,10	18,3	19,8

(*) Valores comerciales típicos

411577

13 FEB 1973



5 A partir de los datos que se dan en la Tabla
II se observará que las aleaciones que contienen sili-
cio y cromo tratadas utilizando el Proceso 1 exhibían
una orientación $(110)/\langle 001 \rangle$ relativamente buena. Esto
es evidente a partir de las proporciones de máximo que
se encuentran dentro del margen entre 0,42 y 0,50. Un
acero al 3,5% de silicio comercial con una proporción
de máximo de 0,34 tenía un excelente grado de orienta-
ción $(110)/\langle 001 \rangle$. Sin embargo, las proporciones de má-
ximo medidas para las cargas 1.482, 1.483 y 1.484 demues-
10 tran que una preponderancia de los granos tenían la tex-
tura $(110) \langle 001 \rangle$ desarrollada en ellos. Obsérvese que
mientras eran menores los índices B_{10} , los índices de
saturación B_{100} o bien eran comparables o bien exce-
15 dían de los valores del tipo M-5. La fuerza coercitiva
era también bastante buena. Un examen de las microes-
tructuras de las muestras 1.481, 1.482, 1.483 y 1.484
indicó que todas ellas tenían una microestructura re-
cristalizada primaria caracterizada por un crecimiento
20 de grano normal.

El Proceso 2 produjo alguna mejora general
en los valores de par de torsión de máximo y proporcio-
nes de máximo ligeramente mayores en comparación con
el acero al 3,25% de silicio comercial. Sin embargo,
25 de nuevo, la textura preponderante que se desarrolló

5-2-73

411577



13 FEB. 1973

5 era la caracterizada como $(110)\sqrt{001}$. En particular,
la carga 1.482 con 0,6% de cromo tenía un índice B_{10}
idéntico al del acero al 3,25% de silicio producido co-
mercialmente y un índice B_{100} mayor que el del material
10 comercial. Las aleaciones que contenían silicio, a sa-
ber la aleación 1.483 y la aleación 1.484 tenían índi-
ces B_{10} ligeramente menores pero índices B_{100} mayores.
Tal como se hubiera podido esperar de los valores de
par de torsión de máximo: exhibidos, ni la carga 1.480
15 ni la carga 1.481 desarrollaron buena textura utili-
zando cualquiera de los dos procesos.

Se hace referencia ahora a la Tabla III que
resume las propiedades de corriente alterna de 60 her-
zios de las aleaciones 1.482, 1.483 y 1.484 preparadas
15 empleando el Proceso número 2.

411577

13



TABLA III

CARGA	Espesor nominal (mm)	P _{cl5} (W/kg)	P _{al5} (VA/kg)	P _{cl7} (W/kg)	P _{al7} (VA/kg)	P _{cl8} (W/kg)	P _{al8} (VA/kg)
1482	0,150	1,67	1,98	2,31	5,16	2,87	21,11
1483	0,150	1,58	2,2	2,22	10,96	2,53	44,89
1484	0,150	1,38	1,93	2,00	16,64	2,22	64,89
M-5	0,3	1,22	1,64	1,87	4,55	2,33	18,22



411577

Los datos de corriente alterna indican de modo definido que las aleaciones con alta textura tenían propiedades que se aproximaban a las del acero al 3,25% de silicio de tipo M-5. Las aleaciones con adiciones de silicio tenían pérdidas ligeramente mejores pero peores características de excitación (VA/kg) que la aleación que contenía cromo.

Los resultados anteriores muestran que se obtuvo un elevado grado de orientación (110) $\overline{001}$ en un hierro de baja aleación mediante recristalización primaria y crecimiento de grano normal. Estas texturas útiles se obtuvieron con aleaciones que contenían pequeñas cantidades de cromo y de silicio. Dado que ambas requerían sólo reducciones en frío finales moderadas, desempeñando la reducción en frío final un papel principal en el desarrollo de la textura, se desarrolló una composición magnética altamente útil y barata. Las aleaciones resultantes tenían índices B_{10} equivalentes al acero al silicio comercial tipo M-5 e índices B_{100} mayores que el acero al silicio comercialmente disponible. Las propiedades de corriente alterna de 60 Hz del material de 0,150 mm se aproximaban a los índices que se encontraron para el acero al silicio comercialmente disponible.

25
5-2-73

411577



EJEMPLO II

5 Se prepararon dos cargas de dimensión comercial, la 3.523 y la 3.524, conteniendo cada una de ellas una composición dentro de los límites que se especifican anteriormente. Con fines comparativos, se obtuvieron también datos paralelos a partir de la carga nº 1482 que fue tratada de acuerdo con el Proceso número 2 tal como en el Ejemplo I. Los análisis químicos y la resistividad eléctrica se indican seguidamente en la Tabla IV.

411577



TABLA IV.
Análisis químico y resistividad eléctrica

CARGA Nº	%Si	%Cr	%Mn	%S	%O ₂	%N ₂	Añadido	% C en caldero lingote	Después de reducido en cajas final	(%Ω-cm)
1482	0,0 (1)	0,6 (1)	0,15 (1)	---	---	---	0,03	0,009	0,0009	14,5
3524	0,51	0,025	0,15	0,0032 (2)	0,0016 (2)	0,0051 (2)	0,03	0,020	0,001	17,9
3523	0,04	0,60	0,12	0,0024 (2)	0,0190 (2)	0,0062 (2)	0,03	0,022	0,0025	14,2

(1) Normal

(2) Banda en caliente

Todos los análisis se efectuaron con las muestras de lingote (o de caldero de fusión en aire) excepto cuando se indica otra cosa.

411577



5 Ambas cargas, la 3.524 y la 3.523, eran cargas fundidas por inducción al aire que tenían un peso de aproximadamente 2.250 kg para cada carga. La carga de 2.250 kg fue colada a la forma de un lingote que después de ello fue refundido al arco en vacío, forjado y separado en dos tochos para trabajado en caliente. Uno de los tochos fue laminado en caliente en aire hasta 4,00 mm y después de esto parte del material de banda caliente fue tratado del siguiente modo:

10 Para la carga 3.524 la banda laminada en caliente tenía un espesor de 4,00 mm. La banda laminada en caliente fue después de ello descascarillada, laminada en frío hasta 2,00 mm. recocida durante una hora a 850°C en hidrógeno seco seguido por laminación en
15 frío hasta un espesor de 0,50 mm. El material de 0,50 mm de espesor fue sometido luego a un recocido de fleje a 900°C en una atmósfera de hidrógeno seco. El material fue mantenido a la temperatura de 900°C durante un período de tiempo de 3 minutos. Después del recocido,
20 el material fue laminado en frío hasta un espesor de 0,150 mm que era el tamaño calibrado final deseado. Después de esto el material de tamaño calibrado final fue sometido a un recocido final durante un período de tiempo de 48 horas a una temperatura de 900°C empleando
25 una atmósfera de hidrógeno que tenía un punto de ro

411577

5 cío menor de -40°C . Las muestras fueron colocadas en
el horno en estado frío y fueron calentadas de modo
programado a la velocidad de 50°C por hora hasta 900°C
y, después de mantener a 900°C durante 48 horas, fue-
ron enfriadas de modo programado a 50°C por hora has-
ta que se alcanzó una temperatura de 300°C . A partir
de lo que antecede, resultará evidente que el trata-
miento de la carga número 3.524 implicaba una sucesión
de laminación en frío de tres etapas, y se asemeja gran-
10 damente al Proceso número 2 tal como se indica ante-
riormente.

15 En contraste con ello, uno de los tochos de
la carga nº 3.523 fue también laminado en caliente en
aire para formar la misma banda laminada en caliente
con un espesor de 4,00 mm. Después de esto fue dejada
limpia mediante descascarillado seguido por un recoci-
do durante 1 hora a una temperatura de 850°C en hidró-
geno seco. La primera laminación en frío implicaba una
laminación en "caliente-frío" a una temperatura de
20 250°C en que el material era reducido desde un espe-
sor de 4,00 mm hasta uno de 1,25 mm. Este último ma-
terial fue sometido a un recocido a una temperatura de
 850°C durante un período de tiempo de una hora mientras
se empleaba una atmósfera de hidrógeno seco, después
25 de lo cual el material fue laminado en "caliente-frío"

411577



5 a 260°C hasta un espesor de 0,40 mm. Una vez mas, el ma
terial fue recocido durante una hora a una temperatura
de 850°C y empleando hidrógeno seco, después de lo cual
el material fue laminado en frío a un tamaño calibrado
final de 0,150 mm de espesor. El material de tamaño ca
librado final fue sometido a un recocido en cajas final
durante un período de tiempo de 48 horas a una tempera
tura de 850°C mientras se empleaba una atmósfera de hi
drógeno que tenía un punto de rocío menor de -40°C. En
10 contraste con el tratamiento para la carga nº 3.524, las
muestras de la carga nº 3.523 fueron dispuestas en el
horno a temperatura y después del recocido fueron en
friadas de modo programado a una velocidad de 50°C por
hora hasta que se alcanzó una temperatura de 300°C.

15 Se hace referencia ahora a la Tabla V que
enumera las propiedades magnéticas de corriente conti
nua así como los datos de par de torsión sobre el mate
rial en estado tratado tal como se indica en lo que an
tecede.

20

13 FEB 1973



411577

TABLA V

Valores de par de torsión y propiedades magnéticas de corriente continua.

CARGA Nº	Par de torsión máximo (erg/cm ³)	Proporción de máximo	B ₁₀ (kG)	B ₁₀₀ (kG)	H _c (kG)	B _r (kG)
1482	177.700	0,49	18,3	20,7	0,20	15,8
3524	225.000	0,42	19,6	21,4	0,15	17,9
3523	204.100	0,41	19,3	21,3	0,29	17,4

Los datos de par de torsión de máximo así como la proporción de máximo resultaron indicar un elevado grado de orientación de tipo $(110)\langle 001 \rangle$. Mientras que un cristal individual perfecto de hierro al 3% de silicio que tiene una orientación $(110)\langle 001 \rangle$ exhibirá una proporción de máximo de alrededor de 0,35 y un par de torsión de máximo de aproximadamente 215.000 erg por centímetro cúbico, estos datos indican que una alta preponderancia de los granos exhibían la orientación del tipo $(110)\langle 001 \rangle$.

Una característica interesante de los datos magnéticos de corriente continua era la de que el índice de saturación, nominalmente el índice B₁₀₀, era aproximadamente de 21.300 kilogauss. Comparando los datos de B₁₀ con los datos de saturación, se apreciará que estas aleaciones estaban texturadas de modo tan alto que todas ellas

411577



exhibían más de 85% del índice de saturación con una fuerza magnetizante de 10 oersted, confirmando de este modo el elevado grado de textura dentro de las aleaciones.

5 Se hace referencia ahora a la Tabla VI que resume las características magnéticas de corriente alterna de las mismas cargas que en la Tabla IV.

411577

13 FEB. 1954



TABLA VI

Propiedades magnéticas de corriente alterna a 60 Hz

CARGA Nº	Tamaño calibrado (mm)	P _c (W/kg)					P _a (Va/kg)				
		15 KG	17KG	18KG	19KG	20KG	15KG	17KG	18KG	19KG	20KG
1	0,155	1,66	2,31	2,87	3,60	---	1,98	5,16	21,11	87,78	---
3	0,155	1,36	1,69	1,96	2,29	2,60	1,47	2,02	3,67	16,22	78,45
1	0,145	1,80	2,36	2,78	3,22	---	2,02	3,20	6,67	28,67	---

411577



A partir de la Tabla VI se ve que tanto las pérdidas vatimétricas como las pérdidas vatimétricas aparentes de estos materiales eran sobresalientes si se consideraba que la resistividad exhibida por las aleaciones era menos de 1/2 de la resistividad exhibida por el acero al silicio tipo N-5 comercialmente disponible. A este respecto la carga nº 3.524, que tenía la más baja fuerza coercitiva y la más elevada resistividad, exhibía las mejores características magnéticas tanto desde el punto de vista de pérdidas en el núcleo como también desde el punto de vista de pérdidas aparentes en el núcleo.

Con el fin de comprobar la textura de grano y la orientación que se desarrollan en estas aleaciones, se tomaron en cada muestra las proyecciones estereoscópicas de orientación de reflexión de rayos X (110) y (200) y sus correspondientes histogramas y se representan gráficamente en las figuras 1 hasta 6 y 1A hasta 6A, inclusive. Las figuras 1, 3 y 5 son las proyecciones estereoscópicas de orientación (110) para las cargas nº 1.482, 3.524 y 3.523 respectivamente mientras que las figuras 1A, 3A y 5A son los correspondientes histogramas. Las figuras 2, 4 y 6 son las proyecciones estereoscópicas de orientación (200) para las cargas nº 1.482, 3.524 y 3.523 respectivamente mientras que las figuras 2A, 4A y 6A son los correspondientes histogramas. Un examen de las diversas proyecciones estereoscópicas de orientación tienden a confirmar



411577

los datos de par de torsión, las propiedades magnéticas y el análisis de dominio según se indica a continuación. Tal como se ilustra gráficamente en las figuras 1 a 6, cada contorno muestra múltiples de intensidad aleatoria de hierro, siendo indicada en cada figura la relación de dígitos y contornos.

Con el fin de verificar adicionalmente la fuerte textura desarrollada en estas aleaciones, se realizó un análisis de dominio cuantitativo con cada una de las muestras con el fin de determinar el porcentaje en volumen del plano (110) dentro de 12 grados de la superficie de la muestra. De modo conmensurado con este mismo análisis, el porcentaje volumétrico del plano (100) que se encontró que estaba dentro de 12° de la superficie de la muestra se determinó también juntamente con el porcentaje de los granos en que la dirección $[001]$ estaba dentro de diversos ángulos en grados de la dirección de laminación. Estos resultados se indican seguidamente en la Tabla VII.



411577

TABLA VII

Análisis de dominio cuantitativo

Carga No	% en volumen de (110) den- tro de 129 de la superficie de la chapa.	% en volumen de (100) den- tro de 129 de la superficie de la chapa.	% de granos con $\sqrt{001}$ dentro de 109 de DL(1)	% de granos con $\sqrt{001}$ dentro de 759 de DL (1)	Desviación media de $\sqrt{001}$ DL (1) desde
1482	65	22	68	86	8,29
3524	61	25	86	96	5,69
3523	65	15	78	90	5,79

(1) DL - Dirección de laminación.

411577¹³



A partir de los resultados de ensayo que se indican en la Tabla VII, se ve que cada una de las muestras tenía más de 50% del volumen de los granos con el plano (110) dentro de 12° de la superficie de la chapa. Es interesante
5 hacer observar que había un componente del plano (100) dentro de 12° de la superficie de la chapa y en cada caso este volumen resultó estar entre 15 y 25%. Dado que estaban presentes tanto las texturas (110) como las texturas (100) y las aristas de cubos estaban intensamente alineadas en la dirección $\lceil 001 \rceil$, estos datos tendían a confirmar los datos magnéticos especialmente los análisis de par de torsión indicados anteriormente.

Estos análisis cuantitativos de dominio se llevaron a cabo con tres muestras Epstein que fueron exploradas
15 a lo largo de una distancia de 0,5 centímetros. La alineación de la dirección de magnetización fácil, es decir la $\lceil 001 \rceil$, con la dirección de laminación de las muestras fue determinada midiendo 50 granos, o bien los (110) o bien los (100) en las muestras, utilizando un montaje de goniómetro óptico especial en un metalógrafo. En todos los casos, el porcentaje volumétrico de la muestra con los planos (110) dentro de 12° de la superficie de la chapa excedían con mucho de 50%. Además, estando alineado el componente plano (100) secundario de la misma manera que el plano (110), se observaron las características magnéticas mejoradas. Por lo tanto, había también
25

411577

13 FEB. 1973



una coincidencia razonable entre la desviación angular media de la dirección $\langle 001 \rangle$ desde la dirección de laminación en la Tabla VI y estos resultados tendían a confirmar los índices B_{10} enumerados anteriormente en la Tabla IV.

5 Con el fin de completar el análisis a partir de las proyecciones estereoscópicas de orientación de Rayos X, los resultados de histogramas se indican seguidamente en la Tabla VIII.

10

TABLA VIII

Resultados de histogramas.

Muestra	% de (110) dentro de 10° de la superficie de la chapa (4)	% de (100) dentro de 10° de la superficie de la chapa
15 1482 ⁽¹⁾	60,6	18,6
3524 ⁽²⁾	67,3	20,2
3523 ⁽³⁾	74,2	21,1

- 20 (1) Véanse histogramas de las figuras 1 y 2
(2) Véanse histogramas de las figuras 3 y 4
(3) Véanse histogramas de las figuras 5 y 6
(4) Corregido para multiplicidad de (110).

25 Los datos de histogramas de las proyecciones estereoscópicas de orientación indicadas en la Tabla VIII,

5.2.73

411577



y comparados con los datos indicados por el análisis de dominio en la Tabla VII, muestran una coincidencia razonablemente buena entre ambos. Por lo tanto, en comparación con los datos de par de torsión, especialmente la proporción de máximo, la presencia del (100) dentro de 10° de la superficie de chapa juntamente con la alineación de las aristas de cubo con la dirección $[001]$ o de laminación será responsable de los mayores valores de la proporción de máximos así como del par de torsión de máximo que se indican anteriormente para la Tabla IV.

A partir de lo que antecede, resulta evidente que aleaciones que tienen la composición indicada dentro de los límites anteriormente enunciados, y tratadas de acuerdo con la manera que se indica anteriormente produjeron características magnéticas sobresalientes que fueron desarrolladas en estas aleaciones debido a que una porción principal de los granos habían sido orientados a la orientación cúbica sobre las aristas o (110) $[001]$. El producto final estaba caracterizado por lo tanto por una estructura recristalizada primariamente y de crecimiento de granos normal, que contribuía significativamente a las características magnéticas observadas tal como se indica anteriormente.

En contraste con la producción de acero al 3,25% de silicio comercial, las aleaciones de los precedentes Ejemplos no requieren un recocido de descarburación separado an-

411577

13



tes del recocido en cajas final. Se encontró que empleando el Proceso número 1 o el Proceso número 2 ninguno de los cuales emplea un recocido de descarburación con hidrógeno húmedo, la aleación, después del recocido en cajas final, exhibía un contenido de carbono nominalmente menor de aproximadamente 0,003%. El análisis de carbono real a partir del estado de lingote y después del recocido en cajas final se indican anteriormente en la Tabla IV. Si se deseara, sin embargo, puede emplearse un recocido de descarburación con el fin de obtener contenidos de carbono extremadamente bajos sin afectar desfavorablemente las características magnéticas exhibidas por la aleación.

Pueden obtenerse resultados comparables añadiendo cobalto a las aleaciones. Así, una aleación con 0,6% de cromo, 0,5% de cobalto o una aleación que comprende 0,4% de cromo, 1% de silicio y 0,3% de cobalto, cuando sea tratada según el procedimiento de dos etapas o según el procedimiento de tres etapas, proporcionará una chapa con una alta proporción de granos (110) $\langle 100 \rangle$ y buenas propiedades magnéticas.

5.2.73

23



411577

- REIVINDICACIONES -

5 Los puntos de invención propia y nueva que se presentan para que sean objeto de esta solicitud de Patente de Invención en España, por VEINTE años, son los que se recogen en las reivindicaciones siguientes:

10 1ª.- Un procedimiento de producir textura (110) /0017 en aleaciones a base de hierro que son apropiadas para utilizarse como materiales de núcleo de transformador, que comprende producir una masa fundida con una
15 composición que incluye hasta 0,03% de carbono, hasta 1% de manganeso, de 0,3% a 4% de al menos un elemento mejorador de la resistividad volumétrica que consiste en hasta 2% de silicio, hasta 2% de cromo y hasta 3% de cobalto y un resto constituido esencialmente por hierro
20 con impurezas incidentales, colar la masa fundida, trabajar en caliente la pieza colada a una temperatura dentro del margen entre 1000°C y 1100°C, trabajar en frío el material trabajado en caliente en dos o más operaciones a tamaño calibrado final, efectuando la última operación de trabajo en frío una reducción del área de sección transversal entre 50% y 75%, estando interpuesto un recocido intermedio entre cada una de dichas operaciones de trabajado en frío, efectuándose dicho recocido

18.6.75

411577²³



intermedio a una temperatura dentro del margen entre 750°C y la temperatura A_{c1} de la composición, y finalmente recocer el material de tamaño calibrado final a una temperatura dentro del margen entre 800°C y la temperatura A_{c1} de la composición, exhibiendo el material resultante una preponderancia de granos con una orientación (110) $\langle 001 \rangle$ y una microestructura recristalizada primariamente y crecimiento de grano normal.

5
10
2a.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1a, en que parte del trabajado en frío en todas las operaciones de trabajado en frío excepto la última tiene lugar a una temperatura dentro del margen entre la temperatura ambiente y 300°C.

15
20
3a.- Un procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 1a o 2a, en que el recocido final es un recocido en cajas durante un periodo de tiempo entre 24 horas y 48 horas y durante dicho recocido en cajas el material de tamaño calibrado final es sometido a una atmósfera de hidrógeno que tiene un punto de rocío menor de aproximadamente -40°C.

25
4a.- Un procedimiento según las reivindicaciones 1a, 2a ó 3a, en que la operación de trabajado en frío final a tamaño calibrado efectúa una reducción del área de sección transversal dentro del margen entre 60% y 70%.

18.6.75

MCE

23 JUN 1975



41157.7

5 5ª.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1ª a 4ª, que comprende decapar el material trabajado en caliente y trabajar en frío el material trabajado en caliente y decapado en dos operaciones a tamaño calibrado final, efectuando cada una de dichas operaciones de trabajado en frío una reducción del área de sección transversal entre 50% y 75% y realizándose el recocido intermedio a una temperatura dentro del margen entre 800°C y la temperatura Ac_1 de la composición.

10 6ª.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 5ª, en que el material resultante tiene un espesor de tamaño calibrado final entre 0,250 mm y 0,350 mm.

15 7ª.- Un procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 5ª ó 6ª, en que la pieza colada es laminada en caliente hasta un espesor de $2,5 \pm 0,625$ mm, es laminada en frío inicialmente hasta un espesor de $0,625 + 0,250$ mm y finalmente es laminada en frío hasta un tamaño calibrado final entre $0,300 \pm 0,050$ mm.

20 8ª.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1ª a 4ª, que comprende trabajar en frío el material trabajado en caliente en tres operaciones a tamaño calibrado final, efectuando 25 al menos la última operación de trabajado en frío una

18.6.75

ME

411577

23



reducción del área de sección transversal entre 50% y 75% y teniendo lugar el recocido intermedio a una temperatura dentro del margen entre 800°C y la temperatura Ac_1 de la composición.

5

9a.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 8a, en que el material resultante tiene un espesor de tamaño calibrado final entre 0,125 mm y 0,175 mm.

10

10a.- Un procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 8a ó 9a, en que la masa fundida es laminada en caliente hasta un espesor de $4,500 \pm 0,750$ mm, es laminada en frío inicialmente hasta $200 \pm 0,750$ mm, es laminada en frío hasta $0,500 \pm 0,250$ mm y finalmente es laminada en frío hasta tamaño calibrado final de $0,150 \pm 0,0250$ mm.

155

11a.- Un procedimiento de producir textura (110) $\langle 001 \rangle$ en aleaciones a base de hierro.

Tal y como se ha descrito en la Memoria que antecede, representado en los dibujos que se acompañan y para los fines que se han especificado.

20

Esta Memoria consta de cuarenta y tres hojas escritas a máquina por una sola cara.

Madrid,

23 JUN. 1975

P.A.

Alberto de Enciso

Por Fichas

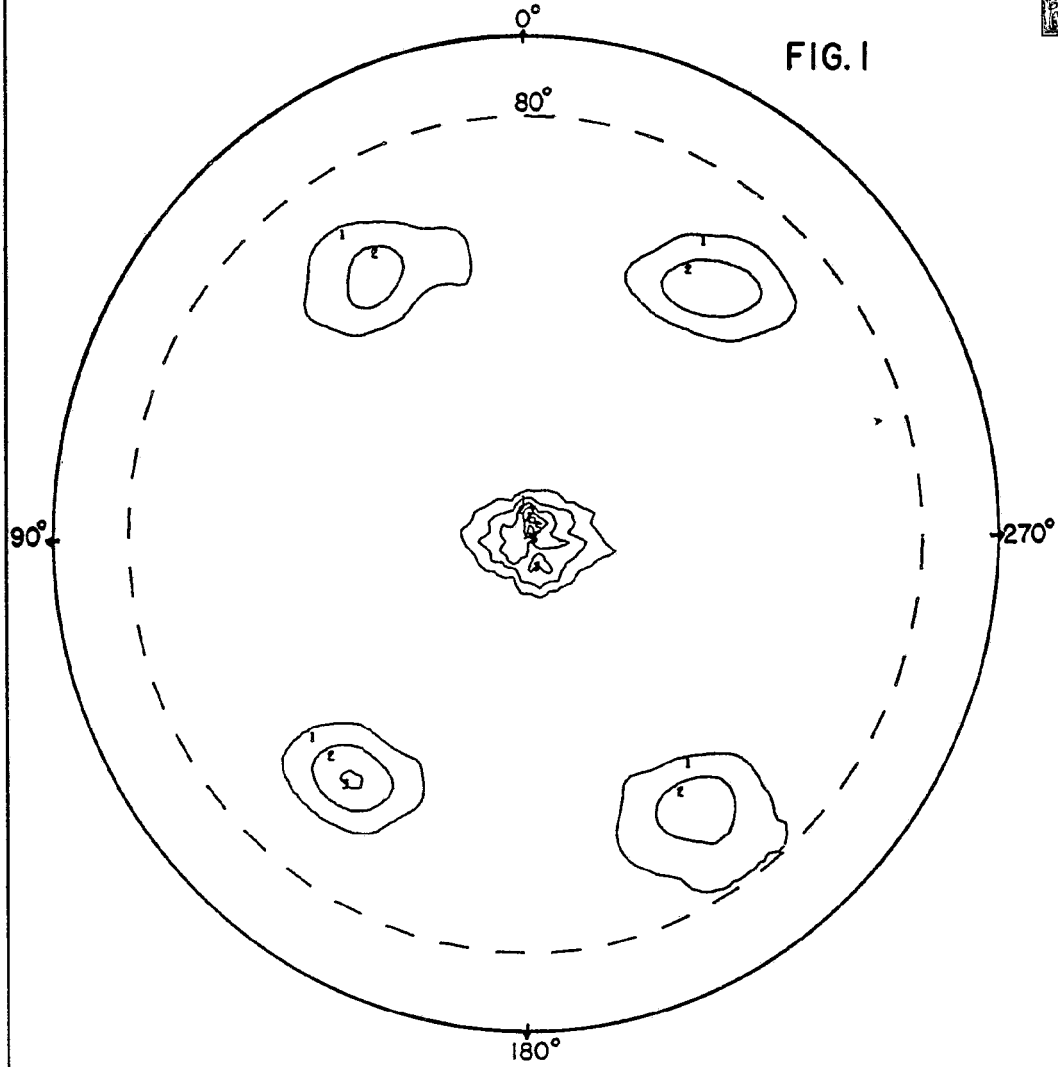
ME

411577

13



FIG. I



1	1.0
2	2.0
3	3.0
4	4.0
5	5.0
6	6.0
7	6.2

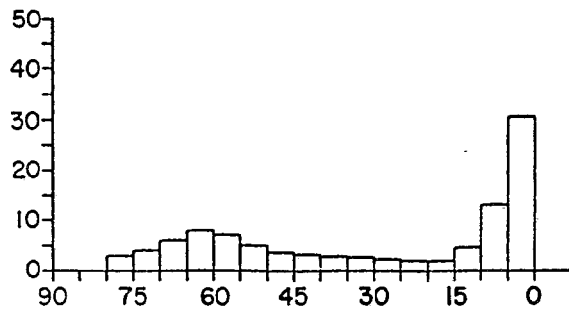


FIG. IA

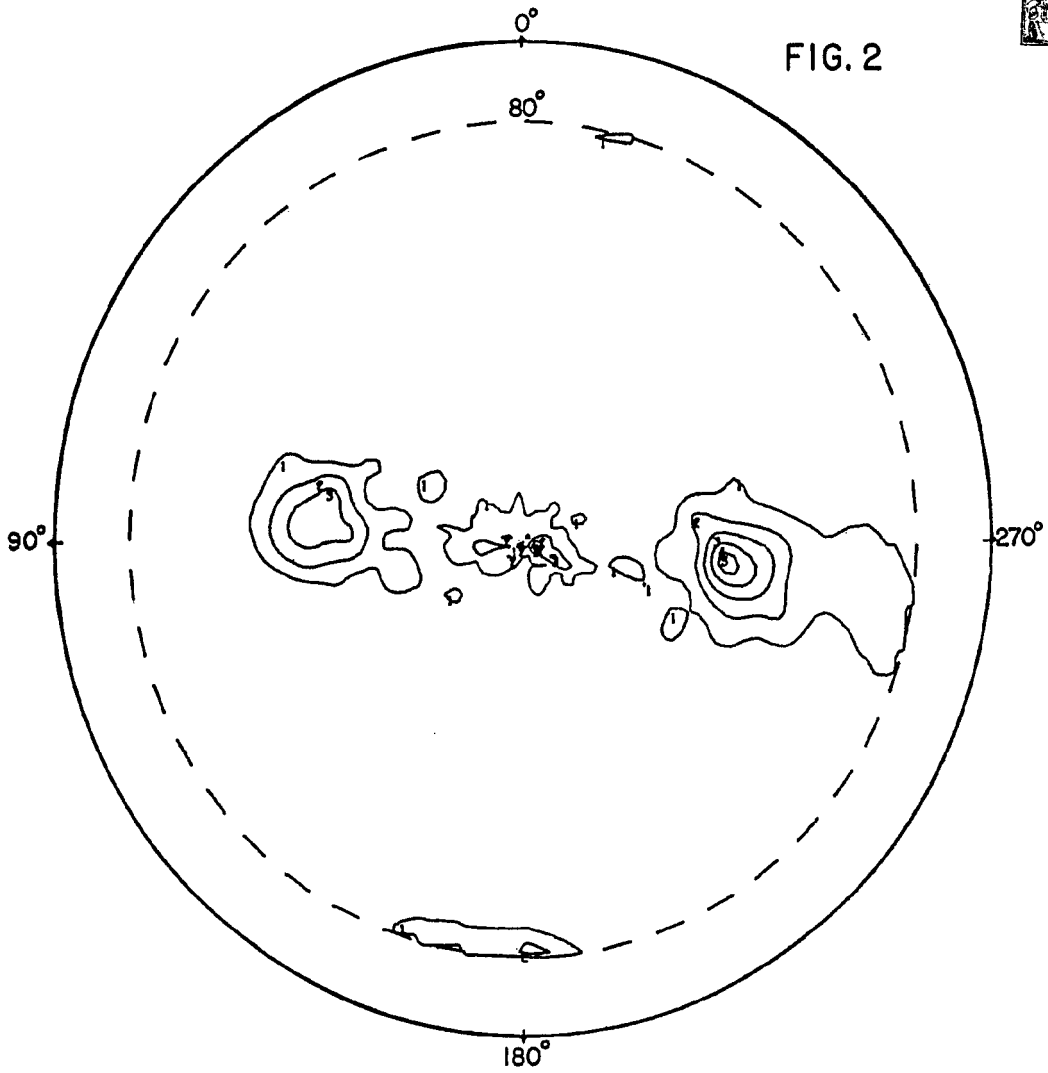
Alberio de Eizaburu
Per Poder.

411577

13



FIG. 2



1	1.0
2	2.0
3	3.0
4	4.0
5	4.7

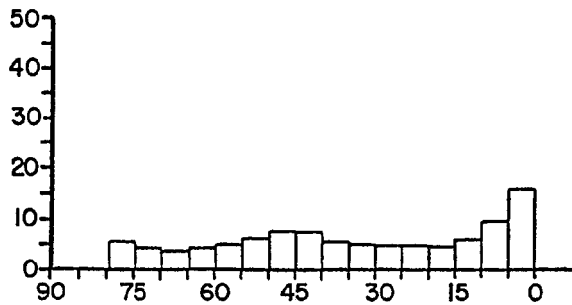


FIG. 2A

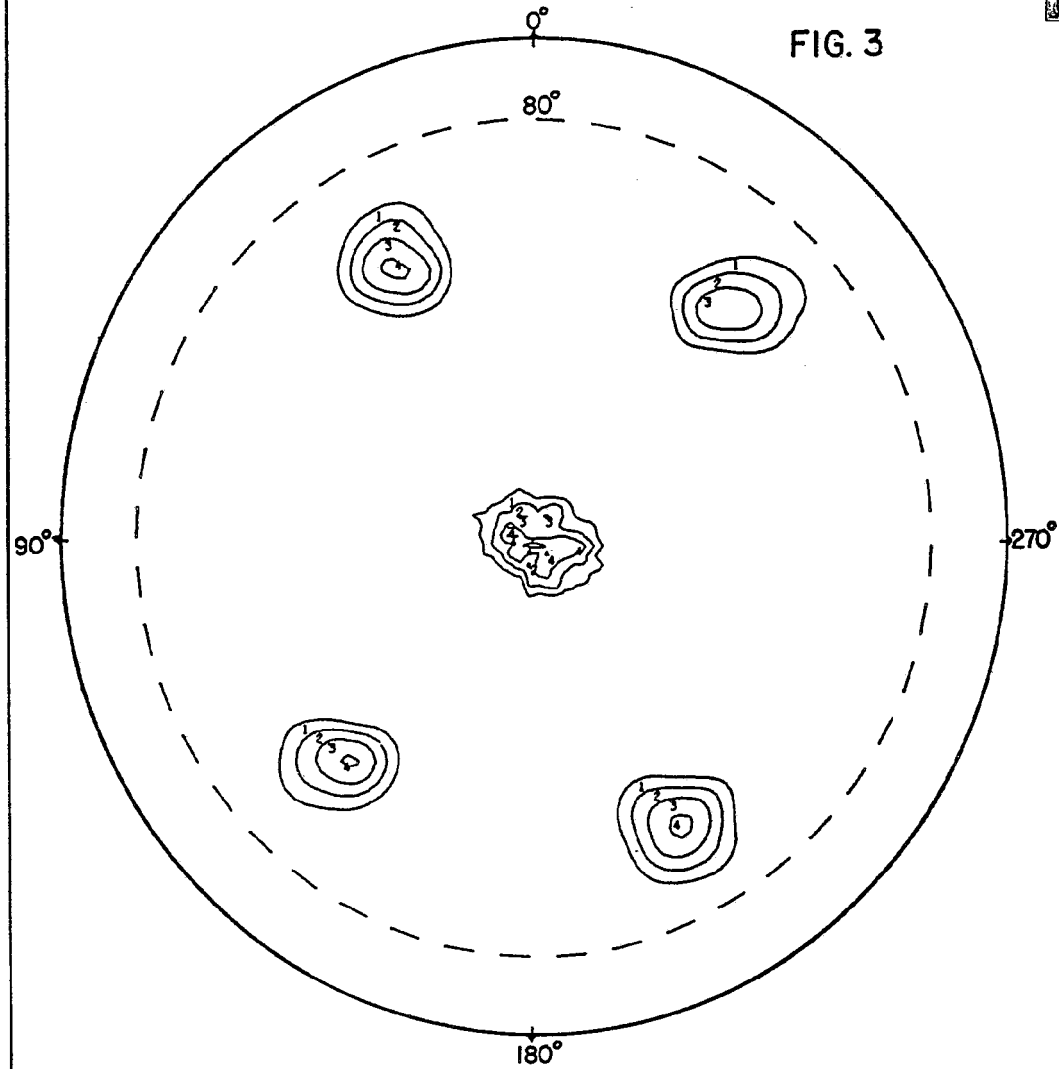
Alberto de Eizaburu
Per Feder

411577

13 FEB 1977



FIG. 3



1	1.0
2	1.5
3	2.0
4	2.5
5	3.0
6	3.3

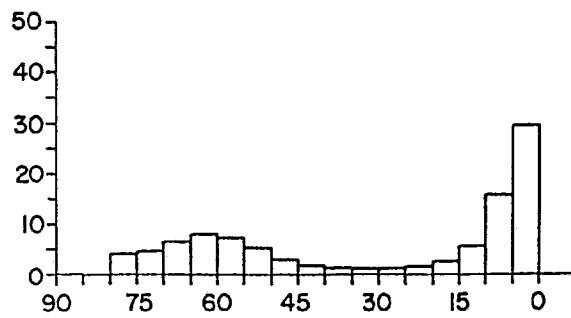
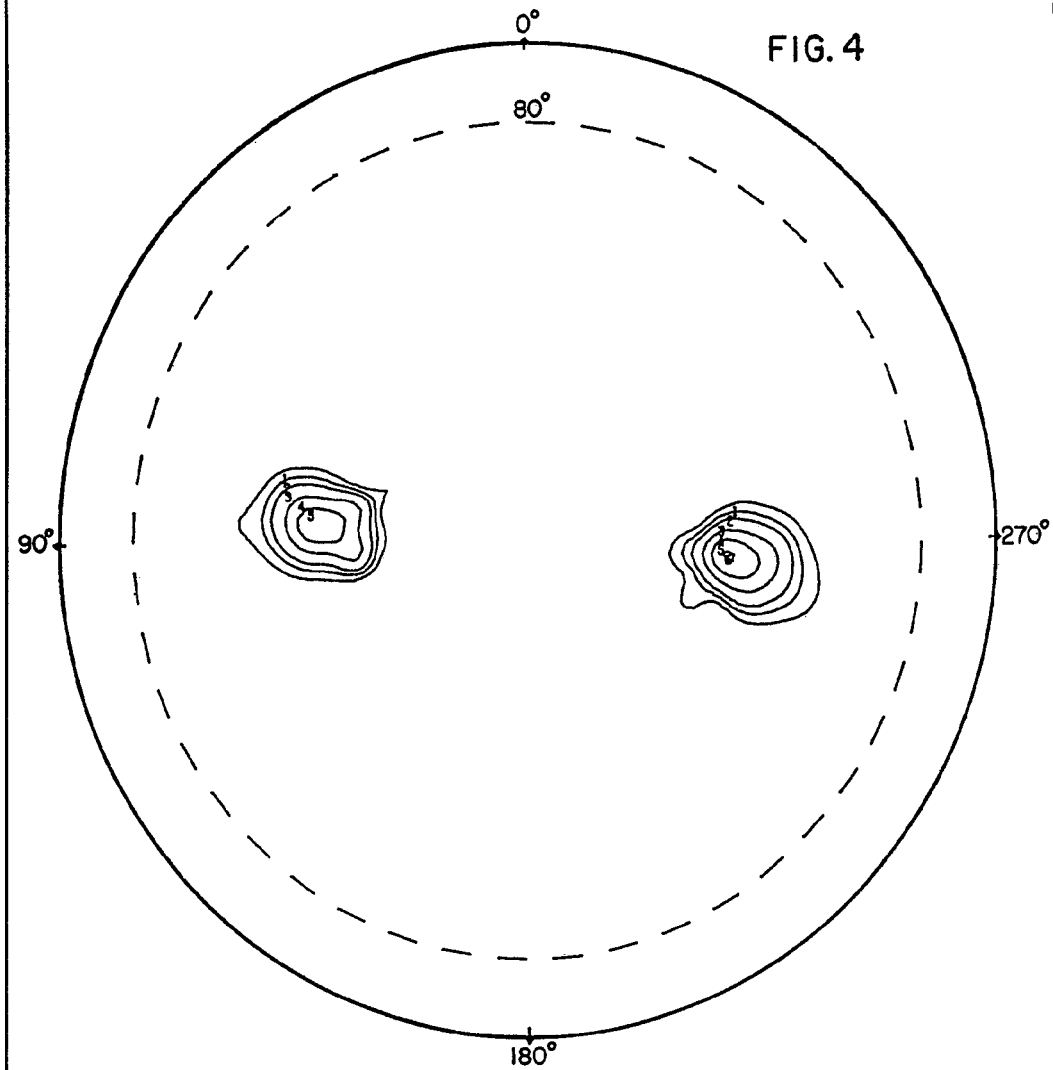


FIG. 3A

Alberto de Arzoburo
Par Poder.

411577 13



1	1.0
2	1.5
3	2.0
4	3.0
5	4.0
6	4.9

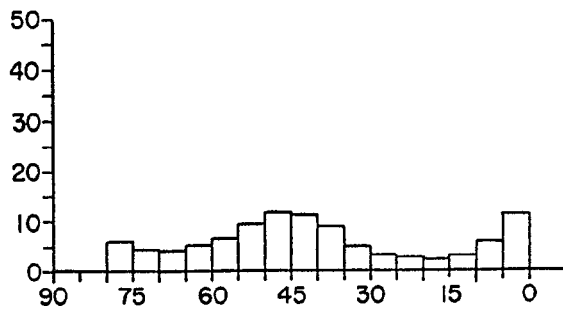


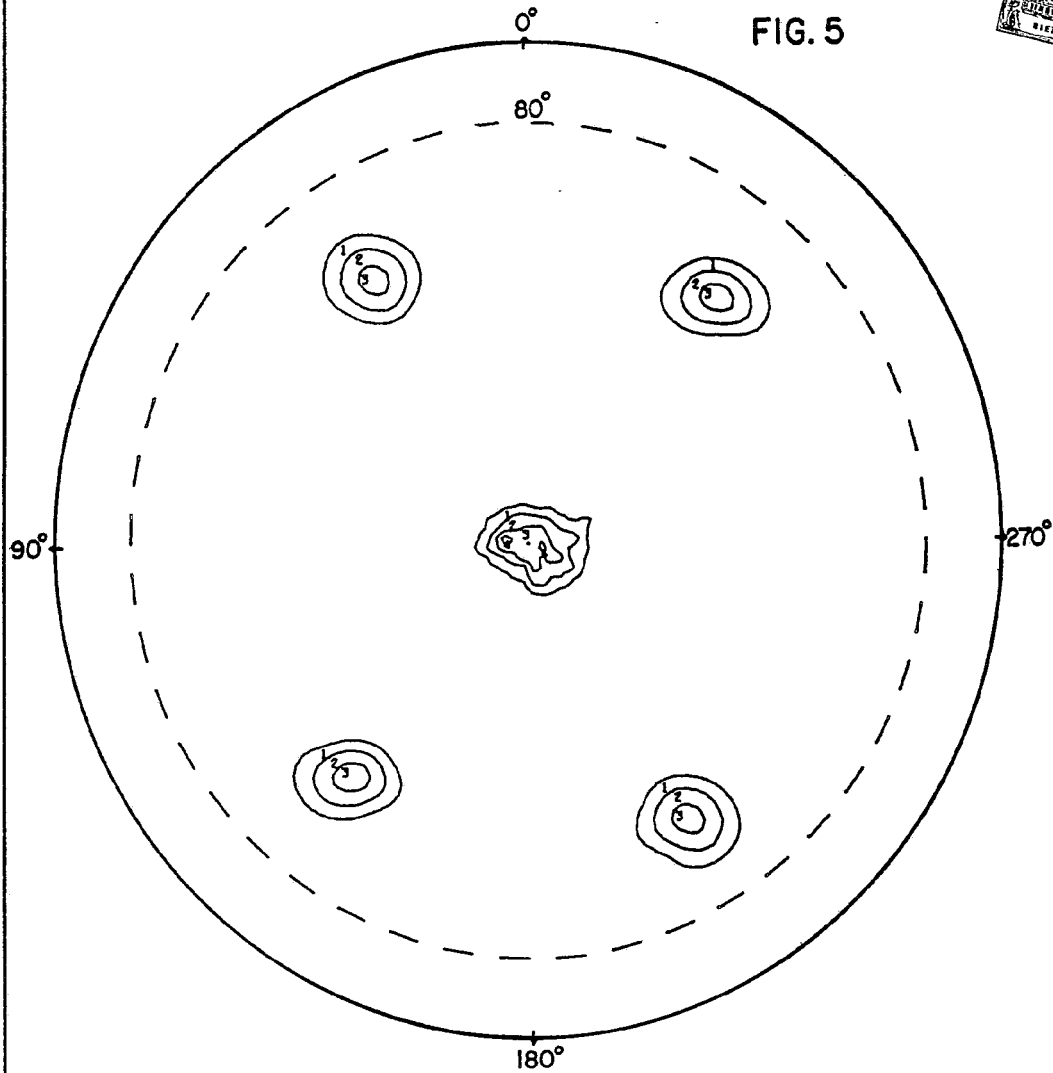
FIG. 4A

Alberto de la Aurora
For Peter,

411577

13488 1973
PATENT OFFICE
WESTINGHOUSE

FIG. 5



1	2.0
2	3.0
3	4.0
4	5.0
5	6.0
6	6.1

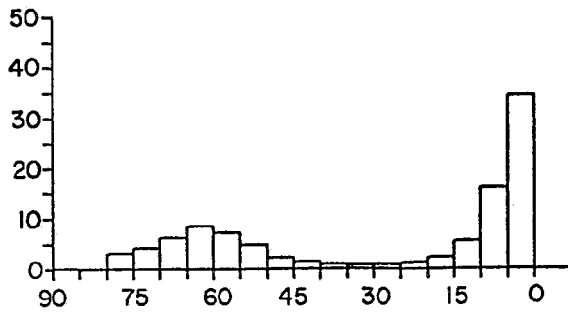


FIG. 5A

Alberto G. Linares
Per Ferrar

411577

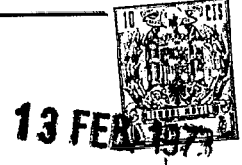
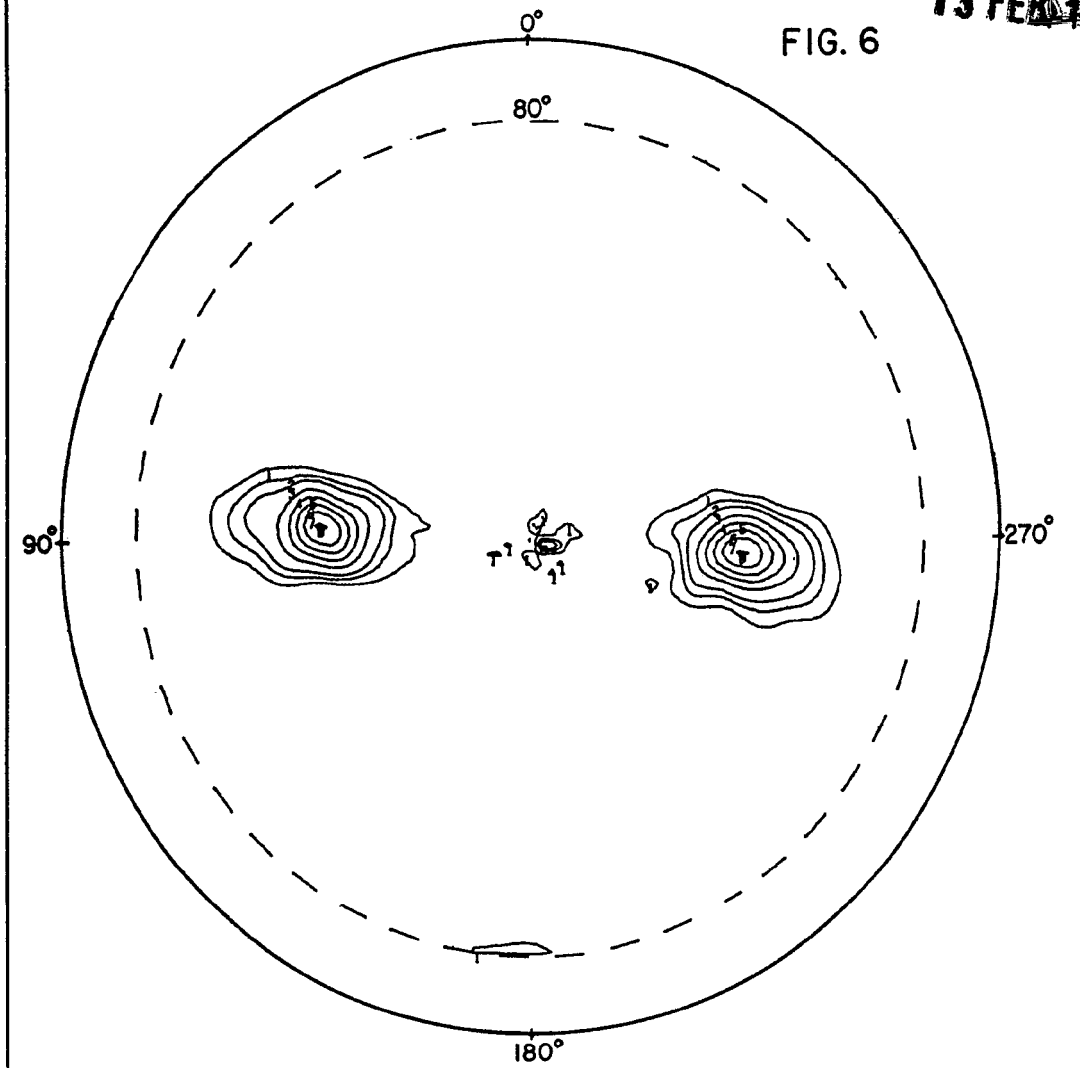


FIG. 6



1	1.0
2	1.5
3	2.0
4	3.0
5	4.0
6	5.0
7	6.0
8	7.0
9	7.0

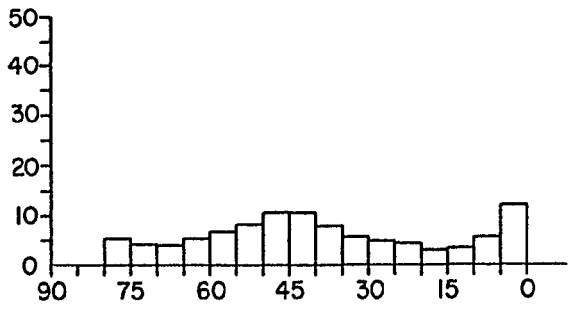


FIG. 6A

APPROVED BY: *[Signature]*