

cenim

Revista de Metalurgia

PUBLICACIÓN BIMESTRAL DEL CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS
CONSEJO SUPERIOR DE INVESTIGACIONES CIENTÍFICAS

NÚMERO EXTRAORDINARIO

Trabajos presentados al

8º CONGRESO NACIONAL DE CIENCIA Y TECNOLOGÍA METALÚRGICAS

Madrid, 27 a 29 de mayo de 1998

Sesiones

- ANÁLISIS Y CALIDAD
- CORROSIÓN Y PROTECCIÓN
- FABRICACIÓN DE ARRABIO Y ACERO
- METALURGIA FÍSICA
- METALURGIA NO FÉRREA
- RECICLADO E IMPACTO MEDIOAMBIENTAL

Incidencia del recocido bajo atmósfera de nitrógeno en el tamaño de grano, textura y pérdidas en el núcleo (10 - 1.000 Hz) en cintas microcristalinas Fe - 6,4 % Si obtenidas por solidificación rápida

I. Ibarrondo^(*), J. Degauque^(**), V. Recarte^(***) y J.M. San Juan^(***)

Resumen En el presente trabajo se describe la obtención de cintas microcristalinas Fe - 6,4 % Si por solidificación rápida. Sobre el material así obtenido, se estudió el efecto que la atmósfera (N_2) y la temperatura de recocido (900 - 1.100 °C) ejercen en la estructura micrográfica, tamaño de grano y textura inducida y, en consecuencia, en la cifra de pérdidas totales ((1,0 T) 10 - 1.000 Hz). Los resultados obtenidos muestran, en todos los casos, una cifra de pérdidas inferior al mejor grado de la chapa magnética no orientada procesada convencionalmente. Esto adquiere especial relieve en el intervalo de frecuencias comprendido entre 50 - 400 Hz.

Palabras clave: Solidificación rápida. Chapa magnética de alto contenido de silicio. Tratamiento térmico. Tamaño de grano. Texturas. Cifra de pérdidas.

Incidence of the annealing under nitrogen atmosphere on the grain size, texture and core losses (10 - 1000 Hz) in Fe - 6.4 % Si microcrystalline ribbons obtained by rapid quenching

Abstract In the present research, high silicon (6.4 %) - iron microcrystalline ribbons were obtained by rapid quenching. In this material the incidence of the atmosphere (N_2) and the annealing temperature (900 - 1,100 °C) on the micrographic structure, grain size and texture and, as a consequence, in the total core losses ((1.0 T) 10 - 1,000 Hz) were studied. The analysis of the results shows that the core losses are, in all cases, lower than those of the highest grade of conventionally processed non-oriented magnetic steel sheets, this becoming specially noticeable in the frequency range between 50 - 400 Hz.

Keywords: Rapid quenching. High silicon magnetic steel sheets. Annealing cycle. Grain size. Textures. Core losses.

1. INTRODUCCIÓN

Actualmente, el proceso siderúrgico de fabricación de chapa magnética no orientada presenta

varias líneas de investigación y desarrollo (1-3). Dentro de éstas, cabe citar la obtención de aleaciones de alto contenido de silicio, Fe - 6,5 % Si, mediante solidificación rápida, dada la dificultad de su procesamiento mediante los procedimientos siderúrgicos convencionales.

El destino final del material así obtenido es la conformación de núcleos de máquinas eléctricas rotativas de alto rendimiento.

En efecto, este material presenta una cifra de pérdidas totales inferior a la de los materiales

(*) Dpto. de Física Aplicada I, Univ. del País Vasco. Javier Barcáiztegui, 21-5.B. 20010 - San Sebastián (España).

(**) Dpto. Genie Physique (INSA - CNRS), 31077 Toulouse (Francia).

(***) Dpto. Física de la Materia Condensada, Univ. del País Vasco, Lejona (Vizcaya, España).

convencionales, especialmente cuando trabaja en el intervalo de frecuencias comprendido entre 50 - 400 Hz, dado su alto contenido en silicio, 6,5 % (4), y poco espesor (5 y 6).

Si a esto añadimos, tras el tratamiento térmico final, un mínimo nivel de tensiones residuales junto a un tamaño de grano (150 - 200 μm) que minimice la cifra de pérdidas totales (7) y una textura tal, que elimine, en la medida de lo posible, las direcciones de difícil imanación del plano de la chapa, preservando, al mismo tiempo, la isotropía plana (8), tendremos un material especialmente adecuado al destino que hemos señalado.

Todas estas variables son, a su vez, función de los parámetros del proceso previo de solidificación rápida (9 y 10) y muy especialmente del tratamiento térmico final a que se somete este material, ya que dicho tratamiento tiene una influencia decisiva en el estado de tensiones interno, tamaño de grano y textura desarrollada, a través del tipo de recristalización primaria o terciaria, como función del rango de temperaturas y tipo de atmósfera empleada (11-13).

A la vista de todo ello, el objetivo del presente trabajo consistirá en el estudio de la incidencia que la atmósfera de recocido y la temperatura de recristalización ejercen en la estructura micrográfica, en el tamaño de grano y en la textura inducida y, en consecuencia, en la cifra de pérdidas totales (1,0 T, 10 - 1.000 Hz.). Realizándose todo ello en condiciones que simulan las del futuro proceso industrial de fabricación y al menor coste económico posible.

A este fin, se emplearon dos ciclos de recocido bajo atmósfera de nitrógeno, ciclos I y II, de baja ($q = 900^\circ\text{C}$) y alta ($q = 1.100^\circ\text{C}$) temperatura de recristalización, respectivamente, comparando finalmente los resultados aquí obtenidos con los que se derivan del empleo de otras atmósferas en el tratamiento térmico final (Ar y vacío), así como con los obtenidos en los procesos siderúrgicos convencionales.

2. PROCESO DE FABRICACIÓN

De conformidad con este objetivo se fabricaron cintas microcristalinas Fe - 6,4 % Si de 25 mm $\times$ 38,2 μm . Los principales parámetros de los proce-

sos de sinterizado y primera fusión se encuentran en trabajos previos (14 y 15).

Por lo que respecta al proceso de solidificación rápida, éste se realizó mediante colada en régimen laminar (*planar flow casting*). Las temperaturas de fusión y colada fueron 1.550 y 1.490 $^\circ\text{C}$, respectivamente, vehiculándose el metal fundido, mediante argón (0,5 atm), sobre una rueda de acero inoxidable que gira con una velocidad tangencial periférica de 25 m/s. Todo ello bajo atmósfera protectora de argón.

Un estudio más detallado de los parámetros del proceso de fabricación y su incidencia en las dimensiones y forma de las cintas obtenidas, puede verse en el trabajo de Y. Gannac (16).

El material así obtenido fue sometido seguidamente a los tratamientos térmicos de baja (900 $^\circ\text{C}$, Ciclo I) y alta (1.100 $^\circ\text{C}$, Ciclo II) temperatura, bajo atmósfera de nitrógeno industrial (99,7 %), tal y como se detalla en la tabla I.

3. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS OBTENIDOS

Sobre este material, tanto en estado bruto de colada como tratado térmicamente (ciclos I y II), se determinaron:

La estructura micrográfica y el tamaño de grano medio, medido éste tomando como base el promedio de juntas de grano seccionadas por una unidad de longitud fija, tal y como describe J. C. Russ (17).

La textura inducida en el material, determinada mediante difracción de rayos X, utilizando para ello la radiación $K\alpha$ característica del cobre con monocromador de grafito. De esta forma, se obtiene la proporción, en área, de planos cristalográficos con orientaciones $\{hkl\}$ paralelas a la superficie del material en relación al área total. Todo ello de conformidad con la metodología expuesta por Horta (18) (método de Harris (19) modificado). Todos estos resultados se muestran en la figura 1 y tabla II.

Asimismo, mediante el equipo experimental desarrollado por B. Viala (20) y a través de la visualización y medida de los parámetros del ciclo de histéresis, se determinó la cifra de pérdidas a 1,0 T

TABLA I.- Ciclos de recocido

TABLE I.- Annealing cycles

Ciclo	Atmósfera	Flujo (cm/s)	Temp. ($^\circ\text{C}$)	Tratamiento térmico		
				Tiempo (min)		
				Calentamiento	Mantenimiento	Enfriam. (40 $^\circ\text{C}$)
I	N ₂	5.9	900	20 - 21	180	50 - 55
II	N ₂	5.9	1100	27 - 29	180	66 - 75

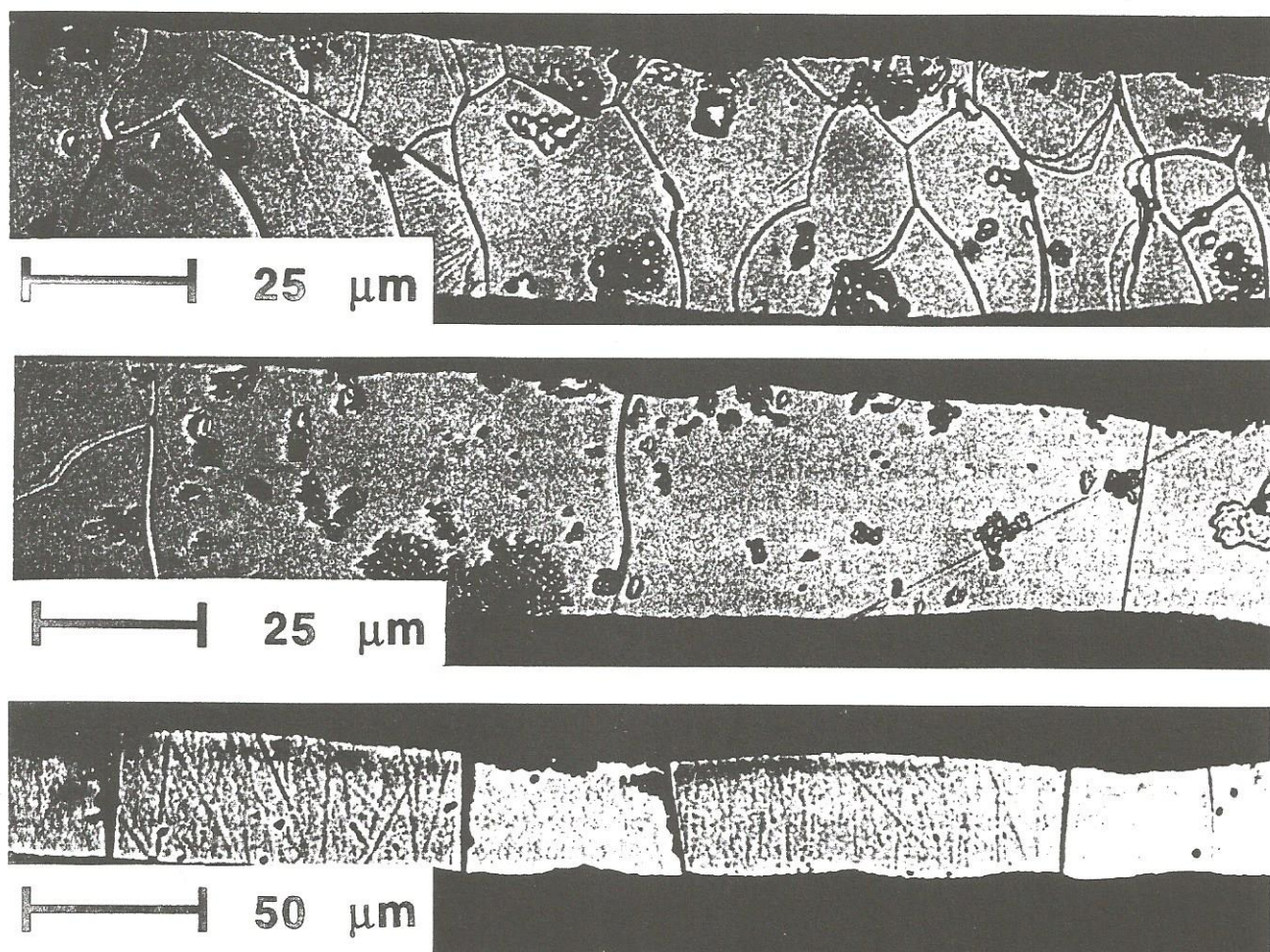


FIG. 1.— Estructuras micrográficas: Ciclo I, $D < t$. b) Ciclo I, $D > t$. c) Ciclo II, $D > t$; D = Tamaño de grano medio; t = espesor del material.

FIG. 1.— Micrographic structures: Cycle I, $D < t$. b) Cycle I, $D > t$. c) Cycle II, $D > t$. D = Average grain size. t = Material thickness.

en el intervalo de frecuencias comprendido entre 10 y 1.000 Hz, tal y como se muestra en la figura 2.

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

A la vista de los resultados obtenidos, se analizan, de conformidad con el objetivo del presente trabajo, la incidencia que los ciclos de recocido

bajo atmósfera de nitrógeno ejercen sobre el tamaño de grano y textura y, en consecuencia, en la cifra de pérdidas totales del material.

Por lo que respecta a la estructura micrográfica y tamaño de grano, de los resultados que se muestran en la figura 1 y tabla II, se desprende que el material tratado térmicamente mediante el ciclo I (900 °C) presenta dos estructuras micrográficas perfectamente diferenciadas, según sea el tamaño de

TABLA II.— Tamaño de grano y textura

TABLE II.— Grain size and texture

Atmósfera	Ciclo	Tamaño de grano (μm)		Area ($\{hkl\}/\{\text{total}\}$) %				
		$D < t$	$D > t$	110	200	211	310	222
Bruto colada Nitrógeno “	I	9.1 ($0.23 \times t$)	—	37.5	4.0	13.4	33.9	10.8
		15.9 ($0.41 \times t$)	93.9 ($2.45 \times t$)	13.1	0.7	4.6	81.6	0.0
	II	—	138.4 ($3.62 \times t$)	9.6	14.1	19.1	57.1	0.0

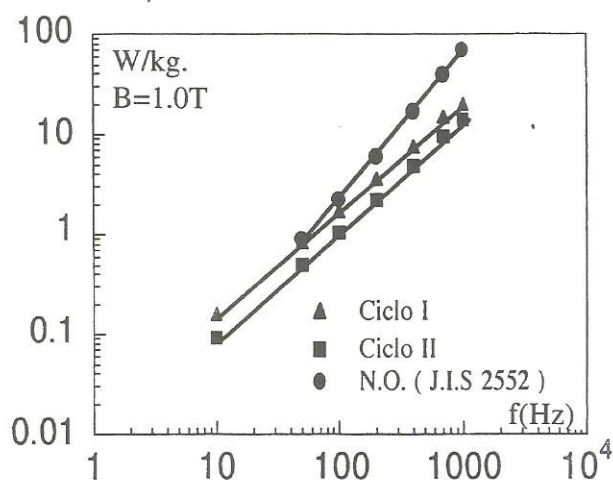


FIG. 2.— Incidencia de la temperatura en la cifra de pérdidas. Recocido bajo atmósfera de nitrógeno.

FIG. 2.— Incidence of temperature on core losses. Annealing under nitrogen atmosphere.

grano medio (D) menor que el espesor de la muestra (t) o mayor que la misma.

La primera estructura desaparece cuando el material se trata de acuerdo con el ciclo II (1.100 °C), aproximándose el tamaño de grano medio, 138,4 μm , al señalado anteriormente como óptimo (150 - 200 μm) en lo que a minimización de pérdidas totales se refiere.

Por otra parte, esto sugiere un proceso de recristalización no concluido, en el material recocido según el ciclo I, con la consiguiente presencia de tensiones residuales en el interior del material.

En lo que hace referencia a la textura desarrollada, los datos que figuran en la tabla II muestran, con respecto a las componentes no deseadas de textura {222} y {310}, la supresión de la primera en el material tratado térmicamente bajo cualquiera de ambos ciclos y el mantenimiento de la segunda como predominante en todos los casos.

Por otra parte, el ciclo II refuerza de manera notoria la componente de textura idónea {200}, mientras que el ciclo I presenta una textura más adecuada en lo que a las componentes positiva {110} y negativa {211} se refiere.

Finalmente, a la vista de los resultados que se muestran en la figura 2, cifra de pérdidas (1,0 T, 10 - 1.000 Hz), cabe afirmar que la disminución en la mencionada cifra de pérdidas (30 - 40 %) en los materiales tratados según el ciclo II, con respecto a aquellos procesados según el ciclo I, se debe esencialmente, en el caso de estos materiales tratados bajo atmósfera de nitrógeno, a un proceso de relajación de tensiones internas junto al crecimiento en el tamaño de grano, ya que las variaciones en la textura inducida no son, en su conjunto, significativas en términos cuantitativos.

5. ESTUDIO COMPARATIVO DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS EN EL PRESENTE TRABAJO FRENTE A LOS ALCANZADOS MEDIANTE EL EMPLEO DE DISTINTOS TIPOS DE ATMÓSFERAS DE RECOCIDO Y TÉCNICAS C.V.D.

Del análisis de los resultados que se muestran en la tabla III puede deducirse que:

Las cifras de pérdidas obtenidas en el presente trabajo (Fig. 2) son muy similares a las obtenidas en trabajos previos (21) cuando el material se somete a un recocido bajo atmósfera de argón.

Sin embargo, el empleo de determinados rangos de vacío (0,8 - 0,013 Pa) (22, 11 y 12) como atmósfera, en el tratamiento térmico final, promueve el desarrollo de un proceso de recristalización terciaria que conlleva, en este caso, el crecimiento de grano y desarrollo de una pronunciada textura {200} <0uv> que posibilita la obtención de cifras

TABLA III.— Estudio comparativo en la cifra de pérdidas de materiales magnéticos obtenidos por distintos procedimientos

TABLE III.— Comparative study of core losses in magnetic materials obtained by different siderurgical processes

Material	Proceso de fabricación	Tratamiento térmico	Espesor (μm)	Pérdidas W/kg (1.0 T)	
				f = 50 Hz	f = 400 Hz
N.O. (6.5 % Si)	Sol. Rápida	N ₂ 900 °C	38,2	0,83	7,58
"	"	N ₂ 1.100 °C	"	0,49	4,90
"	"	Argon 1.100 °C	"	0,44	4,61
"	"	Vacío 1.050 °C	30 - 50	0,30 - 0,40	2,85 - 3,90
N.O. ($\approx$ 3.2 % Si)	Convencional	Convencional	350 - 500	0,95 - 1,00	15,0 - 17,0
N.O. ($\approx$ 3.2 % Si)	Convencional	C.V.D.	50 - 100	0,58 - 0,70	6,1 - 7,0

de pérdidas netamente inferiores a las aquí obtenidas.

No obstante, ambos tipos de atmósferas (argón y vacío, especialmente esta última) presentan un sobrecoste económico importante.

El material procesado convencionalmente ($\approx 3,2\%$ Si) (23 y 24) presenta cifras de pérdidas superiores a las obtenidas mediante solidificación rápida, siendo el incremento especialmente significativo a altas frecuencias (400 Hz). No obstante, la elevación del contenido de silicio ($\approx 6,5\%$) en la última fase del proceso mediante C.V.D. (25-27), coloca la cifra de pérdidas de este material en valores similares a los que se muestran en el presente trabajo.

6. CONCLUSIONES

De todo lo anteriormente expuesto cabe concluir que el material obtenido por solidificación rápida y recocido bajo atmósfera de nitrógeno industrial, incluso a baja temperatura (900 °C), presenta una cifra de pérdidas inferior al mejor grado de la chapa magnética no orientada procesada convencionalmente (grado FeV - 240 - 35 HA, norma UNE - EN - 10106:1996), siendo la diferencia más notable conforme aumenta la frecuencia de trabajo.

En el caso del material convencional enriquecido en silicio mediante C.V.D. la cifra de pérdidas final es intermedia entre las que se obtienen como consecuencia de la aplicación de los ciclos I y II a nuestro material.

Finalmente, la enorme simplificación del nuevo proceso siderúrgico aquí expuesto conlleva una notable reducción en los gastos de inversión y mantenimiento, así como un ahorro en mano de obra y costes energéticos.

Agradecimiento

El presente trabajo ha sido financiado por la Diputación F. de Guipúzcoa DF-22.

REFERENCIAS

- (1) MOSES, A.J. *J. Magn. Magn. Mater.*, 112, 1992: 150 - 155.
- (2) ARAI, K.I. y Ishiyama, K. *J. Magn. Magn. Mater.*, 133, 1994: 233 - 237.
- (3) FIORILLO, F. *J. Magn. Magn. Mater.*, 157/158, 1996: 428 - 431.
- (4) ARAI, K.I. y TSUYA, N. *I.E.E.E. Trans. Magn.*, MAG - 16 (1) 1980: 126 - 129.
- (5) YAMASHIRO, Y., YOSHIDA, Y., TESHIMA, N. y NARITA, K. *I.E.E.E. Trans. Magn.*, MAG - 18 (1) 1982: 1.421 - 1.423.
- (6) POTT-LANGEMEYER, M., RIEHEMANN, W. y HEYE, W. *Mat. Sci. Eng.*, A133, 1991: 204 - 208.
- (7) VIALA, B., DEGAUQUE, J., BARICCO, M., FERRARA, E., PASQUALE, M. y FIORILLO, F. *J. Magn. Magn. Mater.*, 160, 1996: 315 - 317.
- (8) SHIMANAKA, H., ITO, Y., MATSUMURA, K. y FUKUDA, B. *J. Magn. Magn. Mater.*, 26 (1 - 3), 1982: 57 - 64.
- (9) SATO, Y., SATO, T. y OKAZAKI, Y. *Mat. Sci. Eng.*, 99, 1988: 73 - 76.
- (10) TENWICK, M.J. y DAVIES, H.A. *Int. J. Rapid Solidif.*, 1 (2), 1985: 143 - 145.
- (11) ARAI, K.I., TSUTSUMITAKE, H. y OHMORI, K. *Trans. Jpn. Inst. Met.*, 25 (12), 1984: 855 - 862.
- (12) ARAI, K.I. y OHMORI, K. *Metall. Trans.*, 17A, 1986: 1.295 - 1.299.
- (13) CUNHA, M.A. y JOHNSON, G.W. *J. Mater. Sci.*, 25, 1990: 2.481 - 2.486.
- (14) IBARRONDO, I., SAN JUAN, J.M. y GONZALEZ, J. *Proc. 7º Congr. Nac. de Ciencia y Tecnología. Metalúrgicas, CENIM (C.S.I.C.)*, III, Madrid (España), 1990 : 163 - 172.
- (15) IBARRONDO, I., SURIÑACH, S. y GONZALEZ, J. *J. Magn. Magn. Mater.*, 112, 1992: 232 - 234.G
- (16) GANNAC, Y. y DEGAUQUE, J. Tesis Doctoral, I.N.S.A. Toulouse (Francia) 1992: 75 - 87.
- (17) RUSS, J.C. *Practical Stereologie*, Plenum Press. Nueva York, 1986.
- (18) HORTA, R.S.M.B. *Trans. A.I.M.E.*, 245, 1969: 2.525 - 2.527.
- (19) BARRET, C.S. y MASSALSKI, T.B. *Structure of Metals*. McGraw-Hill, 1966: 204 - 205.
- (20) VIALA, B. y DEGAUQUE, J. Tesis Doctoral, I.N.S.A., Toulouse (Francia). 1994: 196 - 198.
- (21) IBARRONDO, I. y DEGAUQUE, J. *Proc. XXV Biental R.S.E.F, Santiago de Compostela (La Coruña, España)*, 1994: 263-264.
- (22) IBARRONDO, I., SAN JUAN, J.M. y GONZALEZ, J. *J. Magn. Magn. Mater.*, 101, 1991: 83 - 85.
- (23) Norma: U.N.E. - E.N. - 10106 : 1996.
- (24) Norma: J.I.S. C2552 : 1986.
- (25) HAJI, H., OSADA, K., HIRATANI, T., ABE, M. y NINOMIYA, M. *J. Magn. Magn. Mater.*, 160, 1996: 109 - 114.
- (26) CROTTIER-COMBE, S., AUDISIO, S., DEGAUQUE, J., PORTESEIL, J.L. y FERRARA, E. *J. Magn. Magn. Mater.*, 160, 1996: 151 - 153.
- (27) Nippon Kokan Super E - Core catalogue, Kawasaki - ku, Kawasaki, 210 Japón.

IMPORTANCIA E INTERES DEL ESTUDIO

I - INTERES DEL PROCESO DE SOLIDIFICACION RAPIDA EN SI MISMO.

- INTERES CIENTIFICO - TECNICO DEL PROCESO DE SOLIDIFICACION RAPIDA

- * Procesos de transmisión del calor.
- * Estructuras formadas ; amorfas, micro, nanocrystalinas
- *

- IMPORTANCIA INDUSTRIAL Y ECONOMICA

- * Extraordinaria simplificación del proceso productivo.
- * Ahorro económico : Inversión, Mantenimiento, Mano de obra, Ahorro energético

II - INTERES DE LOS NUEVOS MATERIALES Fe - Si (6.5%) OBTENIDOS POR SOL . RAPIDA.

- * Volumen de Mercado.
- * Economía energética; reducción en la cifra de pérdidas en el núcleo.
- * Disminución en el tamaño de los equipos.



© SPACE WORLD, INC.

The Galaxy Party takes place at Space World from mid-December.

NIPPON STEEL NEWS

ISSN 0048-0452

No.229
NOVEMBER/DECEMBER 1991

Twin-Drum Strip Continuous Casting Moves Closer to Commercial Use

Nippon Steel and Mitsubishi Heavy Industries, Ltd. have been jointly engaged in a research and development project relating to the continuous casting of mainly stainless steel strip by means of a pair of drums. The project is now making steady progress toward the stage of commercial application.

The distinguishing feature of this strip continuous casting process is the use of the two drums. With this process, molten steel from the electric furnace is poured between the two drums and then quenched, thereby forming the melt into strip in one

step. In other words, this enables the conventional hot-rolling process to be entirely eliminated.

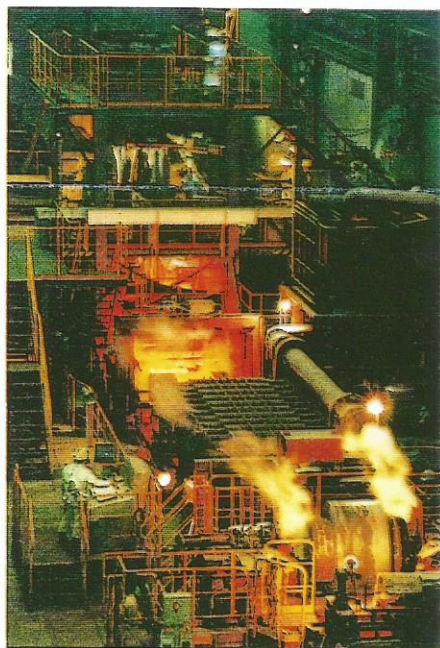
A demonstration plant for producing strip by the process has been set up in the steelmaking plant of Nippon Steel's Hikari Works. The demonstration plant has a 10-ton melt capacity which can produce strip 800 mm wide, and since July 1989 it has been producing continuously cast stainless steel coil on a test basis. The first successful continuous casting of a 10-ton melt took place on November 20, 1989, and by December 1990, most of the basic technical problems relating to casting technology and product quality had been solved.

Since the fall of 1990, the plant has been conducting the perfect casting of 10-ton melt, and has reached the highest stability

level in its production of SUS304 stainless steel.

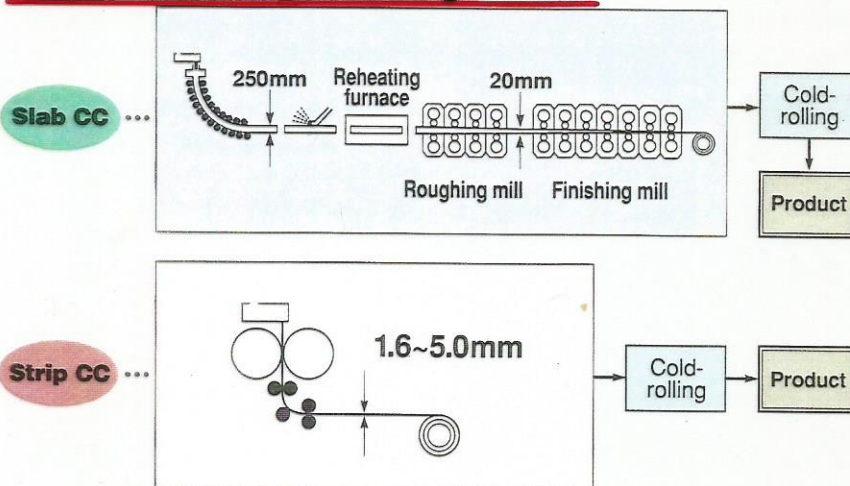
Concerning quality, casting technology was established for producing 10 tons of defect-free coil 1.6 to 5.0 mm thick and 800 mm wide. Also, the results of tests conducted at the Hikari Works on the cast coil cold-rolled to a thickness of 0.05 to 1.00 mm confirmed that the cast coil possessed virtually the same properties as conventional products.

Future plans will focus on increasing the types of steel, expanding the width of the products to four feet and overcoming a number of remaining problems, including evaluating the economic efficiency of the process, as part of an ongoing program of development to bring the process to the stage of full-scale commercial production.



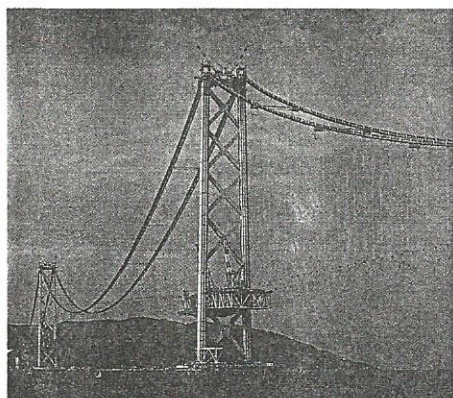
The demonstration plant of twin-drum strip continuous casting process at the Hikari Works indicates the future elimination of the hot-rolling process.

Comparison of Continuous Casting Processes



NIPPON STEEL NEWS

NO. 256
MAY/JUNE 1996



Nippon Steel has completed the main cable erection for the Akashi Kaikyo Bridge (center span: 1,990 m, the world's longest). The company developed 180 kgf/mm² high-strength steel wire and used some 50,000 tons of it for the two main cables.

World's First Twin-Drum Strip Caster to Be Installed at Hikari Works

Nippon Steel will install the world's first twin-drum strip caster at its Hikari Works to produce nickel stainless steel sheet.

It will be the world's first commercial application of the twin-drum strip caster which produces strip directly from molten steel, eliminating the need for a hot strip mill.

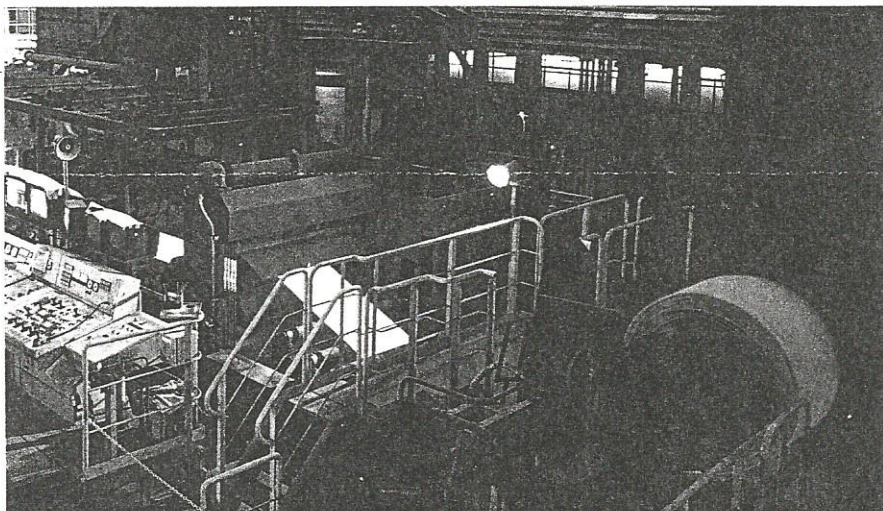
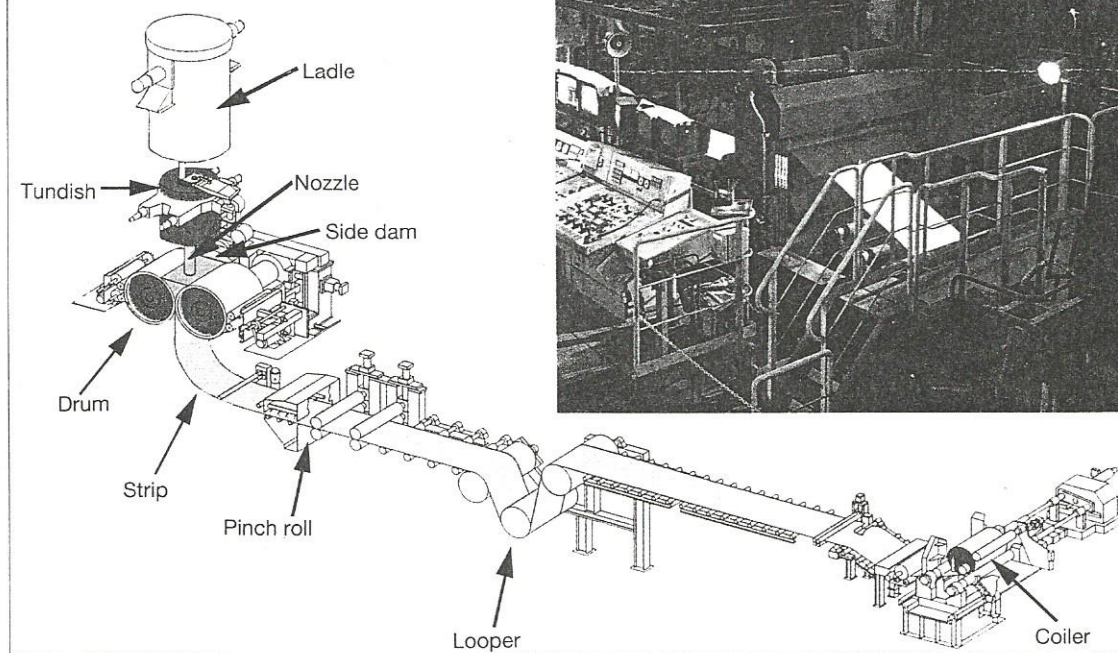
Construction of the strip caster, which will cost about ¥11 billion, started at the Hikari Works in January 1996 and is scheduled for completion in September 1997. It will have a production capacity of 35,000 tons a month, and strip sizes will be 2.0 to 5.0 mm in thickness and 760 to 1,330 mm in width.

In the twin-drum strip caster, molten steel from the tundish is poured into a pool enclosed by the two drums and two refractory side dams, solidified and extruded. As the strip emerges from under the drums, it is drawn by pinch rolls and coiled by a coiler. The inside surfaces of the drums are water-cooled and the outside surfaces are given a special coating to resist the high temperature of molten steel.

In 1986, Nippon Steel and Mitsubishi Heavy Industries, Ltd. started joint

research to develop the strip caster. A practical 10-ton twin-drum strip caster able to produce an 800-mm-wide strip was constructed, and test casting of nickel stainless steel was started in July 1989 (see *Nippon Steel News* No. 229).

Strip width was subsequently expanded to four feet, and technology for stable casting at this width was perfected. The quality of the final products (cold rolled sheets) was also confirmed to be equal to that of conventional products.



▲ Test casting with demonstration plant in 1991

◀ Twin-drum strip caster flow chart

OBJETIVO DEL PRESENTE TRABAJO

El objetivo del presente trabajo consistirá en el estudio de la incidencia que la atmósfera de recocido y temperatura de recristalización ejercen en :

- La estructura micrográfica.
- Tamaño de grano.
- Textura inducida.

Y en consecuencia en la cifra de pérdidas totales en el núcleo (1.0 T, 10 - 1000 Hz).

Realizándose todo ello en condiciones simulativas a las del futuro proceso industrial de fabricación y al menor coste económico posible.

PROCESO DE FABRICACION

I - PROCESO DE SOLIDIFICACION RAPIDA:

Material obtenido mediante solidificacion rápida, de conformidad a los parámetros del proceso de fabricación señalados previamente (2).

Dando como resultado cintas microcristalinas Fe - 6.4% Si con dimensiones 25 mm x 38.2 μm .

2.- I.Ibarrondo S. Suriñach, J. González., J. Magn. Magn. Mater., 112, 1992, 232 - 234.

II - TRATAMIENTO TERMICO

I.- PROCESO DE SOLIDIFICACION RAPIDA

SINTERING

FASE DE CALENTAMIENTO

Atm. : H_2 (100%)

Tiempo = 20 - 30 min.

FASE DE MANTENIMIENTO

Atm. : H_2 (100%)

Tiempo = 4 horas

$T = 700^{\circ}C$

FASE DE ENFRIAMIENTO

Atm. : Argon

FUSION - COLADA :

Temperatura de fusión : 1550 ° C

Temperatura de colada : 1490 ° C

Presión de inyección : 0.5 Atm (Argon)

DISCO

Material : Acero inoxidable

Diámetro : 30 cm

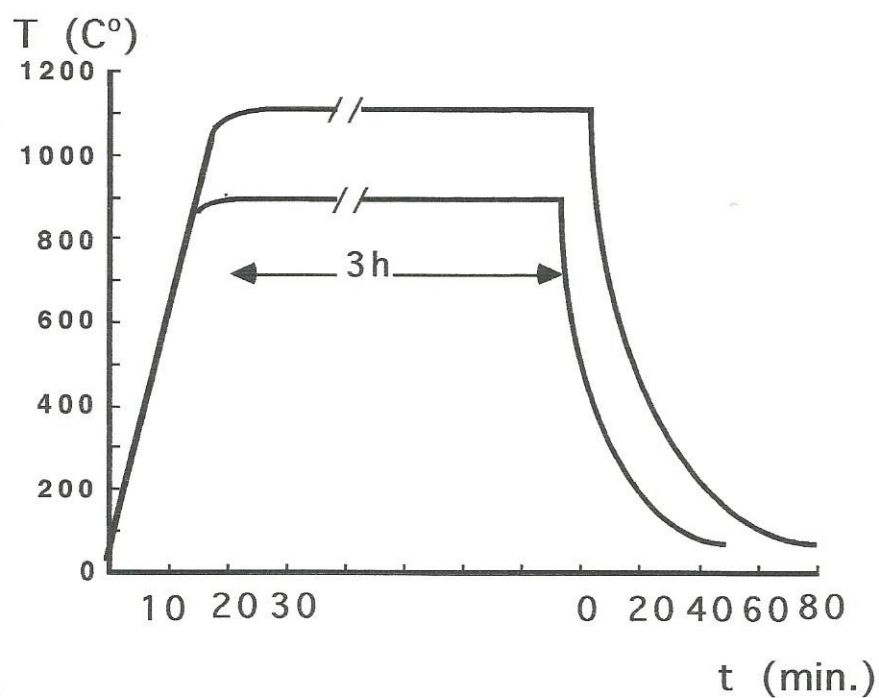
Velocidad tangencial : 25 m/s.

II.- TRATAMIENTO TERMICO

Tabla I : Ciclos de recocido

Table I : Annealing cycles

Ciclo	Atmósfera	Flujo (cm/s)	Tratamiento térmico			
			Temp (C°)	Tiempo (minutos)		
				Calentam.	Mantenim.	Enfr.(40 C°)
I	N ₂	5.9	900	20 - 21	180	50 - 55
II	N ₂	5.9	1100	27 - 29	180	66 - 75



ENSAYOS REALIZADOS

I - ESTRUCTURA MICROGRAFICA Y TAMAÑO DE GRANO MEDIO

- * EQUIPO : Microscopio metalográfico
- * METODOLOGIA : La descrita en (3)
- * RESULTADOS OBTENIDOS : (Figura 5 y Tabla II)

3.- J.C.Russ, Practical Stereologie, Plenum Press, New - York, Chap.3,
1986

II - TEXTURA

- * EQUIPO : Difractómetro rayos X con goniómetro de texturas
- * METODOLOGIA : La descrita en (4)
- * RESULTADOS OBTENIDOS : (Tabla II)

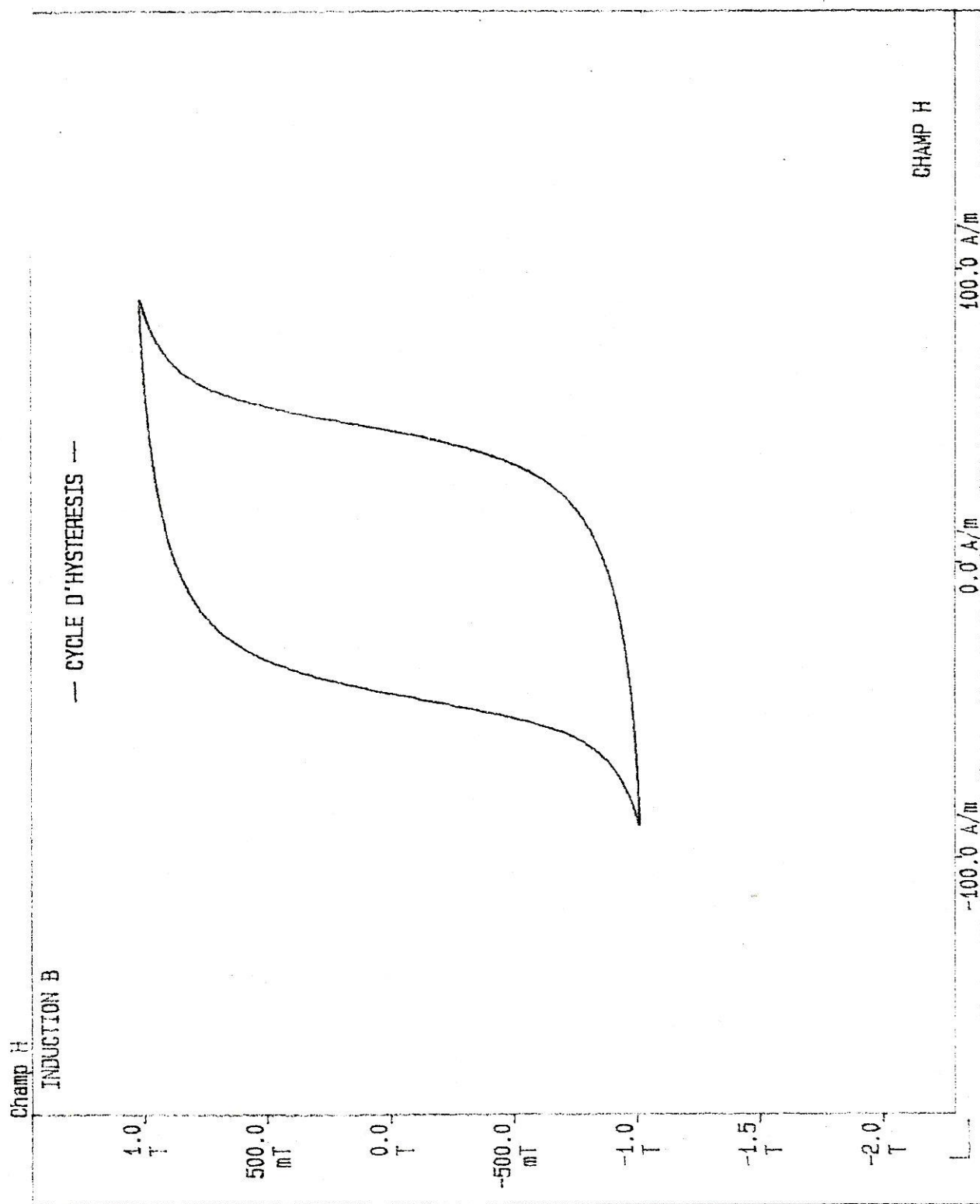
4 - R.S.M.B. Horta et. al., Trans. of Metallurgical Soc of A.I.M.E,
Vol 245, 1969, 2525 - 2527.

III - CARACTERISTICAS MAGNETICAS

- * EQUIPO : El descrito en (5) (Figura 4).
- * METODOLOGIA :
- * RESULTADOS OBTENIDOS : (Figura 6).

5 - B. Viala, J. Degauque, Thèse Doctoral Laboratoire de Physique des
Solides (C.N.R.S - U.R.A 74) I.N.S.A. , Toulouse , 1994, 196 - 198.





ECHANTILLON :
N217

Bmax : 1.0161E+000 T.
Br : 8.6790E-001 T.
Hmax : 8.9520E+001 A/m.
Hc : 4.5040E+001 A/m.
PERTES: 1.0998E+001 W/kg.

f : 1.0000E+002 Hz.
Bobine Primaire.
Np : 1.0000E+001 spires m.
Bobine Secondaire.
Ns : 1.2000E+003 spires.
Resistance du montage.
R : 1.0000E+003 Ohms.

RESULTADOS OBTENIDOS. ANALISIS DE LOS MISMOS.

En base a los ensayos realizados y resultados obtenidos , pasemos seguidamente a analizar la incidencia que los ciclos de recocido (900 y 1100), bajo atmósfera de nitrógeno, ejercen sobre :

- La estructura micrográfica y tamaño de grano (Figura 5, y Tabla II).
- Textura inducida (Tabla II).
- La cifra de pérdidas totales en el núcleo del material, (1.0T, 10 - 1000 Hz) (Figura 6).

A.- ESTRUCTURA MICROGRAFICA Y TAMAÑO DE GRANO.

De los resultados que se muestran en la Figura 5 y Tabla II se desprende que :

A1.- El material tratado térmicamente mediante el Ciclo I (900 C°) presenta dos estructuras micrográficas perfectamente diferenciadas , según sea el tamaño de grano medio (D) menor que el espesor de la muestra ($D < t$) ó mayor que la misma ($D > t$).

A2.- La primera estructura desaparece cuando el material es tratado bajo el Ciclo II (1100 C°), aproximándose el tamaño de grano medio ($138\text{ }\mu\text{m}$) al considerado como óptimo ($150 - 200\text{ }\mu\text{m}$) en lo que a minimización de pérdidas magnéticas se refiere.

A3.- Esto sugiere un proceso de recristalización no concluido en el material recocido según el Ciclo I, con la consiguiente presencia de tensiones residuales en el interior del mismo.

B.- TEXTURA DESARROLLADA.

En lo que hace referencia a la textura desarrollada, los datos que figuran en la Tabla II muestran :

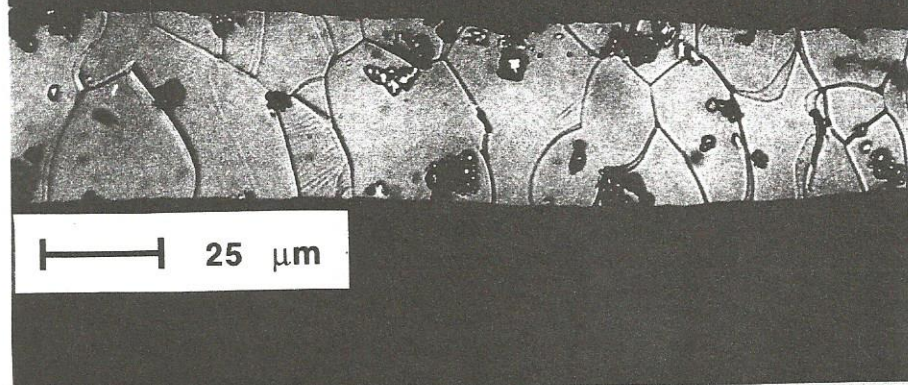
B1.- Con respecto a las componentes no deseadas de textura $\{ 222 \}$ y $\{ 310 \}$.

* La supresión de la primera $\{ 222 \}$ en el material tratado térmicamente bajo cualquiera de ambos ciclos.

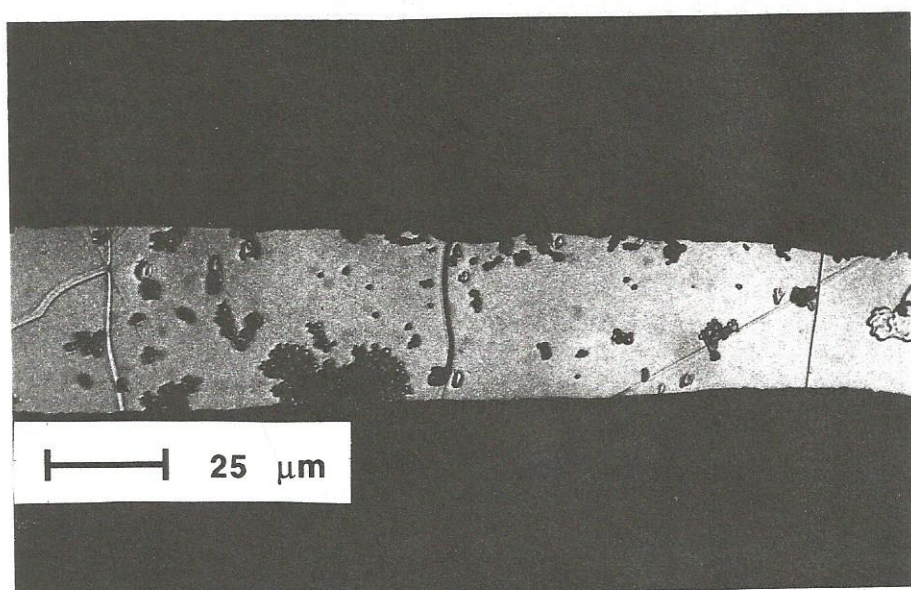
* El mantenimiento de la segunda $\{ 310 \}$ como predominante en todos los casos.

B2.- El Ciclo II refuerza de manera notoria la componente de textura idónea $\{ 200 \}$.

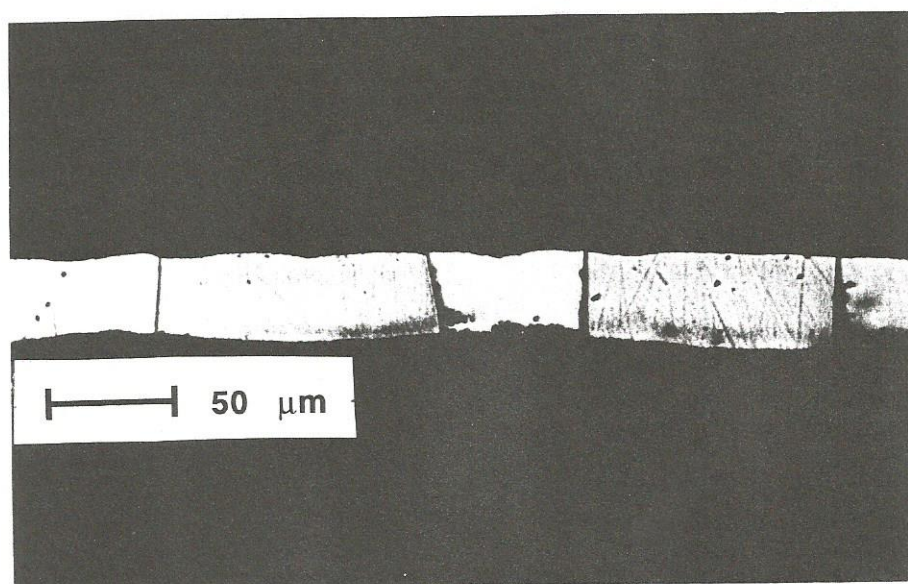
B3.- El Ciclo I presenta una textura más adecuada en lo que a las componentes positiva $\{ 110 \}$ y negativa $\{ 211 \}$ se refiere.



(a)
Ciclo I
 $D < t$



(b)
Ciclo I
 $D > t$



(c)
Ciclo II
 $D > t$

Figura 5.- Estructuras micrográficas

a) Ciclo I (900 C°), $D < t$, b) Ciclo I, $D > t$, c) Ciclo II (1100 C°), $D > t$,

D : Tamaño de grano medio, t : Espesor del material

TEXTURA INDUCIDA

Tabla II : Tamaño de grano y textura

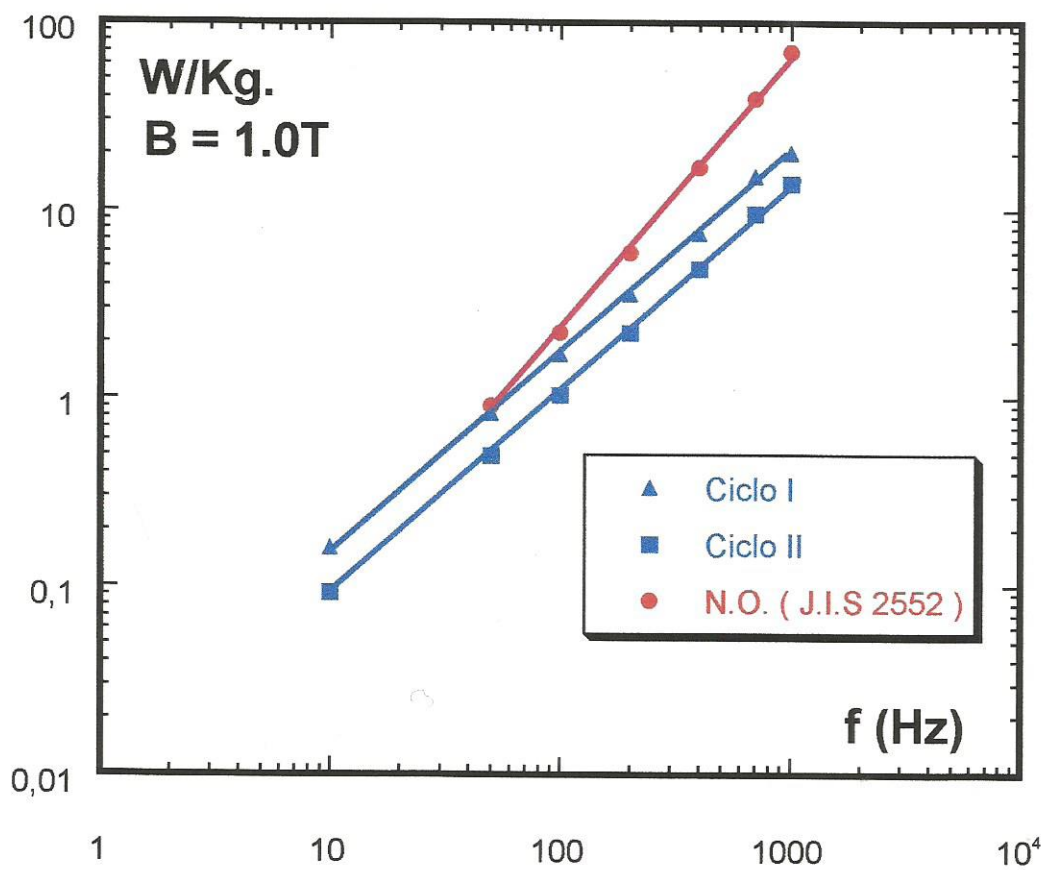
Table II : Grain size and texture

Atmósfera	Ciclo	Tamaño de grano (μm)		Area ($\{hkl\}/\{total\}$)%				
		D < t	D > t	110	200	211	310	222
Bruto colada		9.1 (0.23 x t)	—	37.5	4.0	13.4	33.9	10.8
Nitrogeno	I	15.9 (0.41 x t)	93.9 (2.45 x t)	13.1	0.7	4.6	81.6	0.0
"	II	---	138.4 (3.62 x t)	9.6	14.1	19.1	57.1	0.0

C.- PERDIDAS TOTALES EN EL NUCLEO.

Finalmente, en base a los resultados que se muestran en la Figura 6, cifra de pérdidas totales en el núcleo (1.0 T, 10 - 1000 Hz.), cabe afirmar :

* Que la disminución en la cifra de pérdidas en el núcleo (30 - 40 %) en los materiales tratados según el Ciclo II con respecto a aquellos procesados según el Ciclo I, es debida esencialmente, en el caso de estos materiales tratados bajo atmósfera de nitrógeno, a un proceso de relajación de tensiones internas junto al crecimiento en el tamaño de grano , ya que las variaciones en la textura inducida no son en su conjunto significativas en términos cuantitativos.



**Figura 6 : Pérdidas totales en el núcleo
(1.0 T) como función de la frecuencia**

ESTUDIO COMPARATIVO DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS EN EL PRESENTE TRABAJO FRENTE A LOS ALCANZADOS MEDIANTE EL EMPLEO DE DISTINTOS TIPOS DE ATMOSFERAS DE RECOCIDO Y TECNICAS C.V.D.

Del análisis de de los datos de la Tabla III se deduce que :

* Las cifras de pérdidas obtenidas en el presente trabajo son muy similares a las obtenidas previamente (6) en recocidos bajo atmósfera de argon.

I.Ibarrondo, Proc. XXV R. Bienal R.S.E.F., S. de Compostela, 1994, 263 - 264

* El empleo de determinados rangos de vacío (0.8 - 0.013 Pa), en el tratamiento térmico final, promueve el desarrollo de un proceso de recristalización terciaria que conlleva en crecimiento de grano y desarrollo de una pronunciada textura { 200 } < Ouv >, que posibilita la obtención de una cifra de pérdidas netamente inferior a las aquí obtenidas pero a un coste económico notablemente superior.

* El material procesado convencionalmente presenta cifras de pérdidas superiores a las obtenidas por solidificación rápida, (especialmente $50 < f < 400$ Hz.).

No obstante la elevación del contenido de silicio (≈ 6.5 %) , en la última fase del proceso, mediante C.V.D. coloca la cifra de pérdidas en valores similares a los obtenidos en el presente trabajo.

ESTUDIO COMPARATIVO

Tabla III : Estudio comparativo en la cifra de pérdidas de materiales magnéticos obtenidos por distintos procedimientos.

Table III : Comparative study of core losses in magnetic materials obtained by different siderurgical processes.

Material	Proceso de Fabricación	Tratamiento Térmico		Espesor (μm)	Pérdidas W/Kg.(1.0 T)	
					f = 50 Hz	f = 400 Hz
N.O.(6.5 % Si)	Sol. Rápida	N ₂	900 ° C	38.2	0.83	7.58
"	"	N ₂	1100 ° C	"	0.49	4.90
"	"	Argon	1100°C	"	0.44	4.61
"	"	Vacío	1050°C	30 - 50	0.30 - 0.40	2.85 - 3.90
N.O.($\approx$ 3.2 %Si)	Convencional	Convencional		350 - 500	0.95 - 1.00	15.0 - 17.0
N.O.($\approx$ 3.2 %Si)	Convencional	C.V.D.		50 - 100	0.58 - 0.70	6.1 - 7.0

CONCLUSIONES.

De todo lo anteriormente expuesto, cabe concluir :

* El material obtenido por solidificación rápida y recocido bajo atmósfera de nitrógeno industrial, incluso a baja temperatura (900 C°), presenta una cifra de pérdidas totales en el núcleo inferior al mejor grado de la chapa magnética no - orientada (Grado FeV - 240 - 35 HA, Norma UNE - EN - 10106, 1996) Siendo la diferencia más notable conforme aumenta la frecuencia de trabajo ($50 < f < 400\text{ Hz}$).

* En el caso del material convencional enriquecido en silicio mediante C.V.D., la cifra de pérdidas final es intermedia entre las que se obtienen como consecuencia de la aplicación de los Ciclos I y II a nuestro material.

* Finalmente, la enorme simplificación del nuevo proceso siderúrgico aquí expuesto, conlleva, como ya señalábamos en la introducción, una notable reducción en los gastos de inversión y mantenimiento así como un ahorro en mano de obra y costes energéticos.

*** CITAR NUEVO PROCESO SIDERURGICO :
SOLIDIFICACION RAPIDA ($\approx 3\% \text{ Si}$) + C.V.D. ($\approx 6.5\% \text{ Si}$)

APLICACION DE LOS NUEVOS
MATERIALES Fe - Si 6.5 % OBTENIDOS
POR SOLIDIFICACION RAPIDA.

* Núcleos de motores eléctricos de alto rendimiento (50 - 400 Hz).

* Motores en equipos de " a bordo " ; Aviones, trenes de alta velocidad, coches eléctricos, carretillas transportadoras.....

* Motores trabajando a alta velocidad ; Informática.....

* Transformadores en fuentes de potencia que operan en rangos de frecuencia elevados (≈ 1000 Hz).