

MINISTERIO DE INDUSTRIA
REGISTRO DE LA PROPIEDAD INDUSTRIAL

MNL



ESPAÑA

20 FEB 1978
Concedido el Registro de acuerdo con los datos que figuran en la presente descripción y según el contenido de la Memoria adjunta.

ES

11	NUMERO
21	466,586
22	FECHA DE PRESENTACION:
	2 Febrero 1.978

(10) A 1

PATENTE DE INVENCION

30	PRIORIDADES:	32	FECHA	33	PAIS
31	NUMERO				
	765.029		2-2-1.977		ESTADOS UNIDOS

47	FECHA DE PUBLICIDAD	51	CLASIFICACION INTERNACIONAL	62	PATENTE DE LA QUE ES DIVISIONARIA
			C21D // H02K1		

64	TITULO DE LA INVENCION
	MEJORAS INTRODUCIDAS EN UN PROCEDIMIENTO PARA LA PRODUCCION DE PARTES PARA SU EMPLEO EN GENERADORES ELECTRICOS.

71	SOLICITANTE (S)
	WESTINGHOUSE ELECTRIC CORPORATION

	DOMICILIO DEL SOLICITANTE
	Westinghouse Building, Gateway Center, Pittsburgh. Pennsylvania 15222 ESTADOS UNIDOS

72	INVENTOR (ES)
	Frederrick Charles Hull, de nacionalidad estadounidense.

73	TITULAR (ES)

74	REPRESENTANTE
	D. BERNARDO UNGRIA GOIBURU

POOR
QUALITY

1 El presente invento se refiere a aleaciones no magné
ticas, de alta resistencia, de tipo austenítico, empleadas en
ambientes donde están sometidas a fisuración por tensocorrosión
y/o fragilidad por absorción de hidrógeno. Estas aleaciones
5 tienen una utilidad general pero son particularmente adecuadas
para ser empleadas en las piezas de grandes generadores eléctri
cos (típicamente generadores de 1.250 megavattios) y en particu
lar para los anillos de extremidad de retención de devanado y
los anillos de deflexión de estos generadores. Para facilitar
10 el entendimiento del presente invento, esta solicitud de paten
te, que trata de la utilización de las aleaciones, se limita a
un problema concreto particular, es decir la utilización de es
tas aleaciones en los anillos de retención y en los anillos de
deflexión de grandes generadores. Se entiende que este trata
15 miento de las aleaciones descrito en esta memoria no limita de
manera alguna el alcance del invento. Un objeto del presente
invento consiste en proporcionar aleaciones no magnéticas for
jadas, de tipo austenítico, que tienen una utilidad general
aunque son particularmente bien adecuadas para las piezas de
20 generadores mencionadas más arriba, caracterizadas por un ele
vado grado de endurecimiento por medios mecánicos durante el
trabajo en frío y que tienen una elevada resistencia a la fisu
ración por tensocorrosión y/o fragilidad por absorción de hidró
geno.

25 Un rotor de un gran generador consiste esencialmente
en una sola pieza forjada de grandes dimensiones, cuyo cuerpo
principal contiene un cierto número de ranuras longitudinales
que contienen los conductores de cobre del devanado de campo de
corriente continua. Los conductores están mantenidos en las ra
30 nuras por medio de cuñas de metal no magnético ancladas en los

1 surcos cerca de la parte superior de cada ranura. En los extre
mos del cuerpo principal del rotor los conductores salen de las
ranuras para unirse circunferencialmente a unas porciones en
forma de arco de los devanados, formando así una bobina conti
5 nua en serie enrollada alrededor de las porciones no ranuradas
de los polos de la pieza forjada. Aquella parte del devanado si
tuada más allá de cada extremidad del cuerpo de material forja
do se llama espira de extremidad y debe ser mantenida para que
pueda resistir a las fuerzas centrífugas que actúan sobre ella
10 hasta velocidades superiores en un 20% a las velocidades de fun
cionamiento normales (típicamente 3.600 rpm) y superiores. Esta
función de retención es realizada por el anillo de retención.
El anillo gira con el rotor y además de la carga debida a las
espiras extremas de cobre a la cual está sometido, está someti
15 do a una tensión circunferencial suplementaria que es proporcio
nal a la densidad del anillo y a su radio medio. De hecho, en
el caso de aleaciones de acero, aproximadamente el 68% de la
fuerza a la cual está sometido el anillo está producida por la
masa del mismo anillo.

20 Una característica esencial de la construcción del
rotor consiste en que el anillo se adapta en caliente sobre una
zona de adaptación formada en el cuerpo del rotor en una extre
midad del anillo. La fricción en la zona de adaptación es sufi
ciente para asegurar que el anillo no se aflojará con una sobre
25 velocidad de 20% (4.320 rpm para una máquina bipolar de 3.600
rpm nominales). Un aislamiento debe estar previsto entre el de
vanado y el anillo para tensiones en la gama de 300-700 V de
corriente continua.

30 Durante numerosas décadas se ha producido una demanda
continua de turbogeneradores de potencia nominal cada vez más

1 elevada. Esta demanda ha necesitado incrementos correspondien
tes en los diámetros de los rotores para conseguir esas poten
cias nominales más elevadas sin llegar a longitudes excesivas
de los rotores. El incremento del diámetro del rotor somete to
5 das las piezas giratorias a fuerzas más elevadas y se necesitan
materiales de resistencia más elevada. Los componentes de un ro
tor sometidos a las fuerzas más importantes son los anillos de
retención.

Las fases de tratamiento realizadas en la fabricación
10 de un anillo de retención incluyen una fusión en horno eléctri
co, a veces una segunda fusión en escoria eléctricamente conduc
tora para obtener un lingote más limpio y un mínimo de segrega
ción, un forjado en caliente, un taladrado en caliente, una ex
pansión en caliente, un tratamiento en solución, un enfriamien
15 to brusco, una expansión en frío y un recocido de eliminación
de las tensiones internas. El elevado límite elástico de los
anillos se obtiene mediante expansión en frío que puede ser rea
lizada por medios mecánicos con cuñas, presión hidráulica, o
por conformación con explosivo. A veces, pueden utilizarse com
20 binaciones de estas técnicas. En el caso de la conformación con
explosivo, es evidente que la intensidad de la onda de choque
debe ser reducida al mínimo para evitar el incremento de la
susceptibilidad a la fisuración por tensocorrosión.

En breve, algunas de las características deseadas de
25 un material de anillo de retención son las siguientes. Un ele
vado límite elástico para evitar la deformación plástica bajo
fuerzas elevadas, una baja densidad y un elevado módulo de elas
ticidad para reducir lo más posible la deformación durante la
rotación a una velocidad superior a la velocidad nominal, y un
30 elevado coeficiente de dilatación térmica para reducir al míni

1 mo la temperatura necesaria para el montaje en caliente (con el
fin de evitar desperfectos de origen térmico en el aislamiento
eléctrico).

Otra característica deseada consiste en que los anillos de retención no sean magnéticos. La utilización de anillos magnéticos en un rotor da lugar a una mayor pérdida del flujo magnético de extremidad lo que produce un calentamiento suplementario de las extremidades de las bobinas del estator y pérdidas en el hierro en la región de extremidad del núcleo. Se necesita una excitación suplementaria para compensar esta pérdida y se reduce el rendimiento total de la máquina.

La suposición más pesimista relacionada con las fuerzas de fatiga a las cuales está sometido un anillo de retención consiste en admitir que el turbogenerador se pondrá en marcha y se parará una vez por día y estará sometido a una prueba de sobrevelocidad del 10% una vez cada vez durante toda su vida útil. Por tanto, una vida de 13 a 14 años corresponde a un máximo de aproximadamente 14.500 ciclos de fuerzas. Por tanto, los anillos de retención deben presentar una reducida fatiga cíclica.

Los anillos de deflexión son elementos de forma anular de una sección de aproximadamente $12,90 \text{ cm}^2$ (2 pulg.²) que se sitúan mediante contracción sobre el cuerpo del rotor en varias posiciones en el sentido longitudinal para canalizar la circulación del gas refrigerante. Los anillos de deflexión se realizan utilizando el mismo procedimiento y partiendo de la misma aleación que los anillos de retención y presentan esencialmente los mismos requisitos de características.

Los anillos de retención y los anillos de deflexión utilizados en generadores enfriados con hidrógeno están sometidos

1 dos a una presión de aproximadamente 1,05 a 5,95 kg/cm² (15 a
85 libras/pulg.²) de gas hidrógeno seco, y por tanto estas alea
ciones utilizadas en estas aplicaciones deben ser resistentes
a la propagación de grietas bajo carga estática facilitada por
5 el hidrógeno (fragilidad por absorción de hidrógeno). La necesi
dad de que presenten una elevada resistencia a la fisuración
por tensocorrosión no es tan evidente, ya que el ambiente en el
generador no expone normalmente estos materiales a las condicio
nes de fisuración por tensocorrosión. Sin embargo, recientemen
10 te, un escape de agua en un generador enfriado por agua, cons
truido en el extranjero, ha producido un fallo de fisuración
por tensocorrosión de un anillos de retención que tenía una
composición de acuerdo con las enseñanzas de la técnica anterior.

Por otra parte, durante las fases de fabricación de
15 anillos o durante el almacenamiento o la expedición de los mis
mos, existen numerosas oportunidades para que estén sometidos
accidentalmente a ambientes potencialmente corrosivos, tales
como atmósferas industriales o marinas, pulverización de sales,
humos, de flujo de soldadura, polvo de extintores de incendio,
20 derrames o escapes de líquidos, así como nieve o lluvia. Las
fuerzas residuales resultantes de la formación en frío han sido
suficientes para producir fisuración por tensocorrosión de al
gunos anillos de retención de la técnica anterior sometidos a
estas condiciones (Documento 2). Existen fuerzas todavía más
25 elevadas después de que el anillo ha sido colocado por contrac
ción sobre el rotor, o producidas por fuerzas centrífugas mien
tras el generador está funcionando. Se han conocido varios ca
sos de fallos de anillos de retención durante el funcionamiento
del generador, que han sido atribuidos a la fisuración por ten
30 socorrosión (Documentos 3 y 4).

1 El método más riguroso para valorar la idoneidad de
los materiales destinados a ser utilizados en un generador con
siste en efectuar una comprobación de la tenacidad a la fractu
ra de muestras en el ambiente en cuestión. Unas muestras de
5 carga de abertura por efecto de cuña (WOL) pre-fisuradas por
fatiga, o unas muestras de tensión compacta (CT) preferentemen
te de un tamaño suficiente para asegurar condiciones de carga
con deformación uniforme, se someten a prueba en varios ambien
tes, tales como agua salada, H₂ o H₂S, con el fin de determinar
10 la velocidad de progresión de las fisuras (da/dt) en función de
la intensidad de las fuerzas para calcular K_{ISCC}, K_{IH₂} o
K_{IH₂S}, y la velocidad de progresión de las fisuras por fatiga
(da/dN) en función de ΔK .

a es la longitud de la fisura.

15 N es el número de ciclos de fatiga.

ΔK es la gama de intensidad de fuerzas utilizada para
fatigar la muestra.

$\frac{da}{dN}$ es el cambio de longitud de la fisura por cada ci
clo de fatiga.

20 $\frac{da}{dt}$ es el cambio de longitud de la fisura por unidad
de tiempo.

K_{ISCC} es una intensidad de umbral de fuerza, en
kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (ksi $\sqrt{\text{pulgada}}$), por debajo del cual una fisu
25 ra importante no progresará en las condiciones de deformación
uniforme en un ambiente corrosivo, tal como agua salada, hidró
geno o gas sulfuro de hidrógeno. K_{ISCC} depende de la composi
ción del ambiente y de la temperatura, de la presión y del tiem
po de exposición. K_{IH₂} (aparente), por ejemplo, representa la
30 intensidad de fuerza para la propagación de las grietas en gas

1 hidrógeno a una presión de $5,6 \text{ kg/cm}^2$ (80 libras/pulg.²) a la
temperatura ambiente de $21,1^\circ\text{C}$. (70°F) cuando se carga a razón
de $9,06 \text{ kg/min}$ (20 libras/minuto) durante una prueba de carga
creciente (realizada con el aparato ilustrado en la figura 4).

5 $K_{\text{IH}_2\text{S}}$ representa la intensidad de fuerza en condicio
nes idénticas para H_2S .

K_{IC} , tenacidad a la fractura con deformación comple
ta, mide la resistencia de un material a la fractura en un am
biente neutro en presencia de una grieta importante en condicio
10 nes de tensión severas, tales que el estado de fuerza cerca de
la parte delantera de la fisura se aproxime a una deformación
uniforme en tres planos de tracción, y la región plástica de
extremidad de la fisura es pequeña en comparación con el tama
ño de la fisura y las dimensiones de la muestra en la dirección
15 de aplicación de la fuerza. El cálculo de K_{IC} está basado en
procedimientos establecidos por la American Society for Testing
and Materials Standard E399-72.

Existen numerosos aceros tipo Cr-Mn-Ni-C-N-X en la
técnica anterior (X indica uno o varios elementos de aleación
20 adicionales, tales como Mo, W, V, Cb, etc.). Aunque algunos de
estos aceros pueden contener los mismos elementos que los que
existen en las aleaciones de acuerdo con el invento, difieren
en cantidad y proporción de elementos de aleación de una o va
rias maneras sustanciales, con relación a la aleación según el
25 invento. La siguiente Tabla I representa composiciones de un
cierto número de estas aleaciones, que incluyen varias aleacio
nes que han sido utilizadas y propuestas para ser empleadas en
anillos de retención y en anillos de deflexión de generadores
de alta potencia de grandes dimensiones. La mayoría de los ele
30 mentos de la Tabla I está lejos de haber sido utilizados para

1 anillos de retención y anillos de deflexión en grandes genera
dores, sino que se utilizan actualmente para aplicaciones que
no tienen ninguna relación con ellos, por ejemplo como materia
les de soldadura bajo la forma de depósito o aleaciones de alta
5 temperatura en estado tratado en solución. Estas aleaciones no
se trabajan normalmente en frío. Los números de la tercera co
lumna a partir de la izquierda de esta Tabla, se refiere a los
elementos mencionados en "Referencia a Documentos Relacionados".

Ya que se ha comprobado que el Cr es el elemento más
10 importante para controlar la fisuración por tensocorrosión de
un material que se enfría rápidamente (aunque no el único), cier
tas aleaciones de la técnica anterior están dispuestas en el
orden de contenido creciente de Cr en la Tabla I para facilitar
la descripción.

15

20

25

30

1 TABLA I - Aleaciones de Mn-Cr-Ni de la Técnica Anterior -
Resto esencialmente constituido por hierro

Propuesta por	Designación	Nº Ref#	Cr	Mn	Ni	C	N	Si	Mo	W	V	Cb	Ti	Cu	P
McCoy	E9	8	0	16	-	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-	-
McCoy	E5	8	0	20	-	0,26	-	-	-	-	-	-	-	-	-
McCoy	E3	8	0	25	-	0,29	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Abex		9	0	14	2	0,45	-	-	2	-	0,8	-	-	-	-
Baumel	6	64	0,26	20,8	0,1	0,46	0,002	-	-	-	-	-	-	-	-
Bungardt		10	3,9	9,2	8,4	0,7	-	-	-	-	2,04	-	-	-	-
Manganello		11	4-5	17,5-19,5	-	0,45-0,6	0,06-0,12	-	-	-	-	0,2-0,5	-	-	-
Suzuki		12	4,7	18	1,9	0,42	0,01-0,1	-	-	-	-	-	-	-	-
Kroneis		13	5	18	-	0,36	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-
Speidel		5	5	18	0,1	0,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Standard Steel		14	5	18	-	0,5	-	-	-	-	0,5-1,8	-	-	-	-
Japan Steel	W3	15	5	18	-	0,5	-	-	3	-	0,8	-	-	-	-
McCoy	E7	8	5	15	-	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-	-
General Elec.		16	3,5-6	16,5-20,5	-	0,4-0,6	-	-	-	-	0,25-1	-	-	-	-
Westinghouse		17	4-6	16-20	<2	0,4-0,6	Opt.	-	<0,5	<0,5	<0,2	Opt.	-	-	-
Leitner		18	5-25	3-18	3-27	<0,3	-	-	1,3-6	0,3-6	-	-	-	-	-
Cihal	17483	19	8,2	19,4	-	0,13	0,04	0,01	0,56	-	0,49	-	-	-	0,15
Clarke		20	9-14	4-20	4-10	0,1-0,4	<0,2	-	0-3,5	0-3,5	0-0,75	-	-	-	-
Dyrkacz		21	9-15	8-15	-	0,6-1	-	0,25-1,25	1,5-4	-	-	-	-	-	-
Heger	21	62	8,0	8,7	4,1	0,38	-	-	-	-	0,43	-	-	-	-
Heger	21	62	0-20	*	0-12	0,25-1	-	-	1-4	-	0,3-3	-	-	-	-
Prause	365	63	8,0	23,9	-	0,02	0,16	-	-	-	-	-	-	-	-
Japan Steel		15	10	18	-	0,5	-	-	-	-	1,7	-	-	-	-
Japan Steel		15	10	18	-	0,5	-	-	3	-	1,5	-	-	-	-
Schengg		22	10-30	0,5-15	3-25	0,2-0,3	<0,4	<3	<3	<3	-	-	-	-	0,15

<u>V</u>	<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>	<u>Cu</u>	<u>P</u>	<u>B</u>	<u>Otros</u>
-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-
0,8	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	2,03 Co
2,04	-	-	-	-	-	-	-
-	0,2-0,5	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-
0,5-1,8	-	-	-	-	-	-	-
0,8	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-
0,25-1	-	-	-	-	-	-	-
<0,2	Opt.	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	Σ V, Ti, Ta, Zr, Co, Si <3; Mo+W= 0,3-6
0,49	-	-	-	-	0,15-0,35	-	-
0-0,75	-	-	-	-	-	-	C+N > 0,3
-	-	-	-	-	-	-	-
0,43	-	-	-	-	-	-	-
0,3-3	-	-	-	-	-	-	1,2-4 Al, *Mn suficiente para formar austenita
-	-	-	-	-	-	-	-
1,7	-	-	-	-	-	-	-
1,5	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	0,15-1	-	0-3 Mo+W; Ni+Mn=12-30; C+P > 0,45

1 TABLA I - Aleaciones de Mn-Cr-Ni de la Técnica Anterior -

Resto esencialmente constituido por hierro

	<u>Propuesta por</u>	<u>Designación</u>	<u>Nº Ref.*</u>	<u>Cr</u>	<u>Mn</u>	<u>Ni</u>	<u>C</u>	<u>N</u>	
5	McCoy	E9	8	0	16	-	0,3	-	
	McCoy	E5	8	0	20	-	0,26	-	
	McCoy	E3	8	0	25	-	0,29	-	
	Abex		9	0	14	2	0,45	-	
10	Baumel	6	64	0,26	20,8	0,1	0,46	0,002	
	Bungardt		10	3,9	9,2	8,4	0,7	-	
	Manganello		11	4 - 5	17,5-19,5	-	0,45-0,6	0,06-0,12	
	Suzuki		12	4,7	18	1,9	0,42	0,01-0,1	
	Kroneis		13	5	18	-	0,36	0,12	
15	Speidel		5	5	18	0,1	0,5	-	
	Standard Steel		14	5	18	-	0,5	-	
	Japan Steel	MV3	15	5	18	-	0,5	-	
	McCoy	E7	8	5	15	-	0,3	-	
	General Elec.		16	3,5-6	16,5-20,5	-	0,4-0,6	-	
20	Westinghouse		17	4-6	16-20	<2	0,4-0,6	Opt.	
	Leitner		18	5-25	3-18	3-27	<0,3	-	
	Cihal	17483	19	8,2	19,4	-	0,13	0,04	
	Clarke		20	9-14	4-20	4-10	0,1-0,4	<0,3	
	Dyrkacz		21	9-15	8-15	-	0,6-1	--	0,25
25	Heger	21	62	8,0	8,7	4,1	0,38	-	
	Heger	21	62	0-20	*	0-12	0,25-1	-	
	Prause	365	63	8,0	23,9	-	0,02	0,16	
	Japan Steel		15	10	18	-	0,5	-	
	Japan Steel		15	10	18	-	0,5	-	
30	Schempp		22	10-30	0,5-15	3-25	0,2-0,3	<0,4	<

Anterior -

hierro

<u>n</u>	<u>Ni</u>	<u>C</u>	<u>N</u>	<u>Si</u>	<u>Mo</u>	<u>W</u>	<u>V</u>	<u>Cr</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>
6	-	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
0	-	0,26	-	-	-	-	-	-	-	-
5	-	0,29	-	-	-	-	-	-	-	-
4	2	0,45	-	-	2	-	0,8	-	-	-
,8	0,1	0,46	0,002	-	-	-	-	-	-	-
,2	8,4	0,7	-	-	-	-	2,04	-	-	-
5-19,5	-	0,45-0,6	0,06-0,12	-	-	-	-	0,2-0,5	-	-
8	1,9	0,42	0,01-0,1	-	-	-	-	-	-	-
8	-	0,36	0,12	-	-	-	-	-	-	-
8	0,1	0,5	-	-	-	-	-	-	-	-
8	-	0,5	-	-	-	-	0,5-1,8	-	-	-
3	-	0,5	-	-	3	-	0,8	-	-	-
5	-	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
5-20,5	-	0,4-0,6	-	-	-	-	0,25-1	-	-	-
-20	<2	0,4-0,6	Opt.	-	<0,5	<0,5	<0,2	Opt.	-	-
-18	3-27	<0,3	-	-	0,3-6	0,3-6	-	-	-	-
9,4	-	0,13	0,04	0,57	0,56	-	0,49	-	-	-
-20	4-10	0,1-0,4	<0,3	-	0-3,5	0-3,5	0-0,75	-	-	-
-15	-	0,6-1	-	0,25-1,25	1,5-4	-	-	-	-	-
,7	4,1	0,38	-	-	-	-	0,43	-	-	-
*	0-12	0,25-1	-	-	1-4	-	0,3-3	-	-	-
.9	-	0,02	0,16	-	-	-	-	-	-	-
3	-	0,5	-	-	-	-	1,7	-	-	-
3	-	0,5	-	-	3	-	1,5	-	-	-
15	3-25	0,2-0,3	<0,4	<3	<3	<3	-	-	-	-

<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>	<u>Cu</u>	<u>P</u>	<u>B</u>	<u>Otros</u>
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	2,03 Co
0,2-0,5	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
8	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
Opt.	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	Σ V,Ti,Ta,Zr,Co,Si <3; Mo+W
-	-	-	-	0,15-0,55	-	-
-	-	-	-	-	-	C+N > 0,3
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	1,2-4 Al, *Mn suficiente
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	0,15-1	-	0-3 Mo+W; Ni+Mn=12-30; C+H

TABLA I (Continuación)

1

Propuesta por	Designación	Nº Ref.	Cr	Mn	Ni	C	N	SI	Mo	W	V	Co	Ta	Fe	Cu	P
Fleischmann		23	10-20	5-10	10-20	<0,1	0,1-0,2	<0,4	4-8	-	-	-	-	-	-	-
Norwood		24	10-30	0,5-7	4-30	0,01-0,5	0-0,2	-	-	-	0,05-0,25	10x0	-	-	-	-
Böhler		25	10-23	4,7-9	5,5-10,2	0,08-0,2	-	0,8-1,5	-	-	-	-	-	0,01-0,5	-	-
Cibal	17482	19	10,8	18,1	-	0,10	0,02	0,5	-	-	0,55	-	-	-	-	-
DeLong		26	11-20	10,5-19	0-4	0,15-0,5	0-0,3	-	0-5	0-5	0-2	0-2	-	-	-	-
DeLong		27	11-21	9-19	0-4	0,2-0,6	0-0,3	-	0-5	0-5	0-2	0-2	-	-	-	-
DeLong		28	11-21	9-19	0-4	0,2-0,85	0-0,3	-	0-5	0-5	0-2	0-2	-	-	-	-
Drykacz		29	11,5-13,5	16,20	-	0,2-0,4	0,1-0,25	0,15-0,75	2-4	-	0,6-0,95	-	-	-	-	-
Clarke		30	11,5-15,5	0-16	0-8	0-0,2	0-0,2	0-1	0-3	-	-	0-1	-	-	1-5	-
Bohler		31	12	18	2,2	0,06	1,05	0,57	0,6	-	-	-	-	-	-	-
Kohl		6	12	18	1,9	0,15	0,15	-	0,5	-	-	-	-	-	-	-
Jennings		32	12-30	7-20	0,3-0,6	0,01-1	0,3-0,6	<4	0-9	-	-	-	-	-	-	-
Hsiao		33	12-28	10-28	0,15	0,1-0,8	0,1-0,8	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-
Jennings		34	12-30	3-12	2-35	0,08-1,5	0,06-0,4	<0,45	-	-	-	-	-	-	-	-
Jennings		35	12-30	3-12	2-35	0,08-1,5	<0,6	<0,45	1,5-9	-	-	-	-	-	-	-
Iannert		36	12-30	14,7-23,1	7-35	<0,08	-	<3	0-4	-	-	0-1,5	-	0-1,5	0-5	-
Ginmill		37	12-18	3-10	0-10	0,05-0,25	-	-	0,5-4	0-3,5	0-1,75	0,25-2	-	-	-	-
Korchynsky		38	12-25	10-20	4-18	<0,6	0,1-0,6	-	2-6	1-4	-	-	-	-	-	-
Franks		39	12-18	1-22	0-14	0-0,1	0,05-0,18	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Kroneis	A6	13	13,5	19,5	0,12	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Kroneis	A7	13	14	25	0,50	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Araki		40	14-22	4-13	5-18	0,1-0,4	<0,5	-	0,5-4	1-4	-	<4	-	<2,5	-	-
Intes		41	14,5	14	1	0,35	-	0,62	1,65	-	0,62	-	-	-	-	0,0
Kroneis	B1	13	14,6	20,6	-	0,53	0,20	-	-	-	1,3	-	-	-	-	-
Furman		42	15-25	5-15	10-25	0,3-0,5	0,05-0,5	0,9-1,5	-	-	-	0,75-1,5	-	-	-	-

5

30

<u>W</u>	<u>V</u>	<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>	<u>Cu</u>	<u>P</u>	<u>B</u>	<u>Otros</u>
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	0,05-0,25	10xC	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	0,01-0,5	-	-	-	-
-	0,55	-	-	-	-	-	-	-
1-5	0-2	0-2	-	-	-	-	-	Mn + 2 Ni = 13-22
1-5	0-2	0-2	-	-	-	-	-	Mn + 2 Ni = 13-22
1-5	0-2	0-2	-	-	-	-	-	0-5 Mo-W; 0-2 VHCb
-	0,6-0,95	-	-	-	-	-	0,1-0,4	-
-	-	0-1	-	-	1-5	-	-	0-0,5 Ti, S, Se, Be
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	C + N > 0,4
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
3,5	0-1,75	0,25-2	-	0-1,5	0-5	-	-	Mo + W < 4; Cb + V < 2
-4	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-4	-	4	-	<2,5	-	-	-	-
-	0,62	-	-	-	-	0,026	-	-
-	1,3	-	-	-	-	-	-	-
-	-	0,75-1,5	-	-	-	-	-	-

1 TABLA I (Continuación)

	Propuesta por	Designación	Nº Ref*	Cr	Mn	Ni	C	N
5	Fleischmann		23	10-20	5-10	10-20	<0,1	0,1-0,2
	Norwood		24	10-30	0,5-7	4-30	0,01-0,5	0-0,2
	Böhler		25	10-23	4,7-9	5,5-10,2	0,08-0,2	-
	Cihal	17482	19	10,8	18,1	-	0,10	0,02
10	DeLong		26	11-20	10,5-19	0-4	0,15-0,5	0-0,3
	DeLong		27	11-21	9-19	0-4	0,2-0,6	0-0,3
	DeLong		28	11-21	9-19	0-4	0,2-0,85	0-0,3
	Drykacz		29	11,5-13,5	16,20	-	0,2-0,4	0,1-0,25
	Clarke		30	11,5-15,5	0-16	0-8	0-0,2	0-0,2
15	Bohler		31	12	18	2,2	0,06	1,05
	Kohl		6	12	18	1,9	0,15	0,15
	Jennings		32	12-30	7-20	0,3-0,6	0,01-1	0,3-0,6
	Hsiao		33	12-28	10-28	0,15	0,1-0,8	0,1-0,8
	Jennings		34	12-30	3-12	2-35	0,08-1,5	0,06-0,4
20	Jennings		35	12-30	3-12	2-35	0,08-1,5	<0,5
	Linnert		36	12-30	14,7-23,1	7-35	<0,08	-
	Gimml		37	12-18	3-10	0-10	0,05-0,25	-
	Korchynsky		38	12-25	10-20	4-18	<0,6	0,1-0,6
	Franks		39	12-18	1-22	0-14	0-0,1	0,05-0,18
25	Kroneis	A6	13	13,5	19,5	0,12	0,25	-
	Kroneis	A7	13	14	25	0,50	0,25	-
	Araki		40	14-22	4-13	5-18	0,1-0,4	<0,5
	Lutes		41	14,5	14	1	0,35	-
	Kroneis	B1	13	14,6	20,6	-	0,53	0,20
30	Furman		42	15-25	5-15	10-25	0,3-0,5	0,05-0,5

<u>Mn</u>	<u>Ni</u>	<u>C</u>	<u>N</u>	<u>Si</u>	<u>Mo</u>	<u>W</u>	<u>V</u>	<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>
5-10	10-20	<0,1	0,1-0,2	0,4	4-8	-	-	-	-	-
,5-7	4-30	0,01-0,5	0-0,2	-	-	-	0,05-0,25	10xC	-	-
,7-9	5,5-10,2	0,08-0,2	-	0,8-1,5	-	-	-	-	-	0,01-
18,1	-	0,10	0,02	0,5	-	-	0,55	-	-	-
,5-19	0-4	0,15-0,5	0-0,3	-	0-5	0-5	0-2	0-2	-	-
9-19	0-4	0,2-0,6	0-0,3	-	0-5	0-5	0-2	0-2	-	-
9-19	0-4	0,2-0,85	0-0,3	-	0-5	0-5	0-2	0-2	-	-
16,20	-	0,2-0,4	0,1-0,25	0,15-0,75	2-4	-	0,6-0,95	-	-	-
0-16	0-8	0-0,2	0-0,2	0-1	0-3	-	-	0-1	-	-
18	2,2	0,06	1,05	0,57	0,6	-	-	-	-	-
18	1,9	0,15	0,15	-	0,5	-	-	-	-	-
7-20	0,3-0,6	0,01-1	0,3-0,6	<4	0-9	-	-	-	-	-
0-28	0,15	0,1-0,8	0,1-0,8	0,25	-	-	-	-	-	-
3-12	2-35	0,08-1,5	0,06-0,4	<0,45	-	-	-	-	-	-
3-12	2-35	0,08-1,5	<0,6	<0,45	1,5-9	-	-	-	-	-
,7-23,1	7-35	<0,08	-	<3	0-4	-	-	0-1,5	-	0-
3-10	0-10	0,05-0,25	-	-	0,5-4	0-3,5	0-1,75	0,25-2	-	-
0-20	4-18	<0,6	0,1-0,6	-	2-6	1-4	-	-	-	-
1-22	0-14	0-0,1	0,05-0,18	-	-	-	-	-	-	-
19,5	0,12	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-
25	0,50	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-
4-13	5-18	0,1-0,4	<0,5	-	0,5-4	1-4	-	<4	-	<2,
14	1	0,35	-	0,62	1,65	-	0,62	-	-	-
20,6	-	0,53	0,20	-	-	-	1,3	-	-	-
5-15	10-25	0,3-0,5	0,05-0,5	0,9-1,5	-	-	-	0,75-1,5	-	-

	<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>	<u>Cu</u>	<u>P</u>	<u>B</u>	<u>Otros</u>
	-	-	-	-	-	-	-
5	10xC	-	-	-	-	-	-
	-	-	0,01-0,5	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	0-2	-	-	-	-	-	Mn + 2 Ni = 13-22
	0-2	-	-	-	-	-	Mn + 2 Ni = 13-22
	0-2	-	-	-	-	-	0-5 Mo+W; 0-2 V+Cb
5	-	-	-	-	-	0,1-0,4	-
	0-1	-	-	1-5	-	-	0-0,5 Ti, S, Se, Be
	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	C + N > 0,4
	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	0-1,5	-	0-1,5	0-5	-	-	-
	0,25-2	-	-	-	-	-	Mo + W < 4; Cb + V < 2
	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	<4	-	<2,5	-	-	-	-
	-	-	-	-	0,026	-	-
	-	-	-	-	-	-	-
	0,75-1,5	-	-	-	-	-	-

2 Ni = 13-22

2 Ni = 13-22

W; 0-2 V+Cb

5 Ti, S, Se, Be

V > 0,4

W < 4; Cb + V < 2

1 TABLA I (continuación)

	Propuesta por	Designación	Nº Ref.	Cr.	Min	Ni	C	N	Si	Mo	W	V	Cb	Ta	Ti	Cu	P
5	Whittenberger		43	15-21	12-18	0-3	0,1	0,25-0,45	0,5	-	-	-	-	-	-	-	-
	Suzuki		12	15,6	20,7	-	0,55	0,25	0,55	-	-	2	-	-	-	-	-
	Becket		44	16-22	5-15	-	<0,3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	Becket		45	16-22	5-15	-	<0,3	-	-	-	-	-	-	-	-	0-3	-
	Becket		46	16-22	5-14	-	<0,12	-	-	-	-	-	0,2-1	-	-	-	-
10	Becket		47	16-22	3-12	2-11	<0,3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	Becket		48	16-22	5-11	3-6	<0,15	-	-	-	-	-	0,25-1,5	0,25-2	-	-	-
	DeLong		49	16	16	1	0,25-0,45	-	-	0-4	0-4	0-2	0-1	-	-	-	-
	Aborn		50	16	17	1	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	Reidrich	68	51	16,6	12	1,2	<0,06	0,2-0,25	<0,2	-	-	-	-	-	-	0,3-0,5	-
15	Cihal	17460	19	17-20	7-10	4-6	<0,12	0,12-0,25	<0,9	-	-	-	-	-	-	-	-
	Jarnoy		52	17-18,5	14-20	0,05-1	0,06-0,15	0,25-1	0,25-1	-	-	-	-	-	-	-	-
	Gunsburg		53	17-18	2-8,7	2-6,3	0,12-0,4	-	0,4-0,65	-	-	-	-	-	-	-	-
	Amr. Silver	Magnil	54	17-19	14,5-16	<0,75	0,08-0,12	>0,35	0,3-1	-	-	-	-	-	-	-	-
20	d'Imply	NMFY1	55	17,3	12	-	0,12	0,37	0,27	-	-	-	-	-	-	-	-
	Spaeder		56	18	15	5,5	0,08	0,4	0,4	-	-	-	-	-	-	-	-
	d'Imply	NMFY2	55	18	12	-	0,2	0,37	0,4	-	-	-	-	-	-	-	-
	Crucible	Gaman R	57	18	12,5	-	0,2	0,35	0,4	-	-	-	-	-	-	-	-
	Benson		58	18	15,9	5,5	0,08	0,4	0,4	-	-	-	-	-	-	-	-
25	Franks		59	20-30	2-6	5-25	0,01-0,5	0,01-0,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	Armco	22-4-9	60	20-23	7-10	3-5	0,45-0,8	0,3-0,5	<1	-	-	-	-	-	-	-	-
	Payson		61	21-27	9-15	-	0,55-0,8	0,3-0,5	0-2,5	0-2	0-2	0-2	-	-	-	-	-

30 * Véase referencia Documentos reseñados.

<u>W</u>	<u>V</u>	<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>	<u>Cu</u>	<u>P</u>	<u>B</u>	<u>Otros</u>
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	2	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	0-3	-	-	-
-	-	0,2-1	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	Mn + Ni = 6-14
-	-	0,25-1,5	0,25-2	-	-	-	-	Mn > Ni; Mn + Ni < 14
0-4	0-2	0-1	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	0,3-0,5	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	0,5-3,5 Mo, Ti 6 Cb
-	-	-	-	-	-	-	-	-
0-2	0-2	-	-	-	-	-	-	-

1 TABLA I (continuación)

	<u>Propuesta por</u>	<u>Designación</u>	<u>Nº Ref.*</u>	<u>Cr</u>	<u>Mn</u>	<u>Ni</u>	<u>C</u>	<u>N</u>	<u>S</u>
5	Whittenberger		43	15-21	12-18	0-3	0,1	0,25-0,45	0
	Suzuki		12	15,6	20,7	-	0,56	0,25	0
	Becket		44	16-22	5-15	-	<0,3	-	.
	Becket		45	16-22	5-15	-	<0,3	-	.
	Becket		46	16-22	5-14	-	<0,12	-	.
10	Becket		47	16-22	3-12	2-11	<0,3	-	.
	Becket		48	16-22	5-11	3-6	<0,15	-	.
	DeLong		49	16	16	1	0,25-0,45	-	.
	Aborn		50	16	17	1	0,15	-	.
	Reidrich	68	51	16,6	12	1,2	<0,06	0,2-0,25	<0,
15	Cihal	17460	19	17-20	7-10	4-6	<0,12	0,12-0,25	<0,
	Carney		52	17-18,5	14-20	0,05-1	0,06-0,15	0,25-1	0,
	Gunsburg		53	17-18	2-8,7	2-6,3	0,12-0,4	-	0,
	Amr. Silver	Magnil	54	17-19	14,5-16	<0,75	0,08-0,12	>0,35	0,
20	d'Imply	NMFx1	55	17,3	12	-	0,12	0,37	0,
	Spaeder		56	18	15	5,5	0,08	0,4	0,
	d'Imply	NMFx2	55	18	12		0,2	0,37	0,
	Crucible	Gaman R	57	18	12,5		0,2	0,35	0,
	Benson		58	18	15,9	5,5	0,08	0,4	0,
25	Franks		59	20-30	2-6	5-25	0,01-0,5	0,01-0,5	-
	Armco	22-4-9	60	20-23	7-10	3-5	0,45-0,5	0,3-0,5	<1
	Payson		61	21-27	9-15		0,55-0,8	0,3-0,5	0-

30 * Véase referencia Documentos reseñados.

<u>Mn</u>	<u>Ni</u>	<u>C</u>	<u>N</u>	<u>Si</u>	<u>Mo</u>	<u>W</u>	<u>V</u>	<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>
12-18	0-3	0,1	0,25-0,45	0,5	-	-	-	-	-	-
20,7	-	0,56	0,25	0,55	-	-	2	-	-	-
5-15	-	<0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
5-15	-	<0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
5-14	-	<0,12	-	-	-	-	-	0,2-1	-	-
3-12	2-11	<0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
5-11	3-6	<0,15	-	-	-	-	-	0,25-1,5	0,25-2	-
16	1	0,25-0,45	-	-	0-4	0-4	0-2	0-1	-	-
17	1	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-
12	1,2	<0,06	0,2-0,25	<0,2	-	-	-	-	-	-
7-10	4-6	<0,12	0,12-0,25	<0,9	-	-	-	-	-	-
4-20	0,05-1	0,06-0,15	0,25-1	0,25-1	-	-	-	-	-	-
-8,7	2-6,3	0,12-0,4	-	0,4-0,65	-	-	-	-	-	-
,5-16	<0,75	0,08-0,12	>0,35	0,3-1	-	-	-	-	-	-
12	-	0,12	0,37	0,27	-	-	-	-	-	-
15	5,5	0,08	0,4	0,4	-	-	-	-	-	-
12		0,2	0,37	0,4	-	-	-	-	-	-
12,5		0,2	0,35	0,4	-	-	-	-	-	-
15,9	5,5	0,08	0,4	0,4	-	-	-	-	-	-
2-6	5-25	0,01-0,5	0,01-0,5	-	-	-	-	-	-	-
7-10	3-5	0,45-0,5	0,3-0,5	<1	-	-	-	-	-	-
9-15		0,55-0,8	0,3-0,5	0-2,5	0-2	0-2	0-2	-	-	-

<u>Cb</u>	<u>Ta</u>	<u>Ti</u>	<u>Cu</u>	<u>P</u>	<u>B</u>	<u>Otros</u>
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	0-3	-	-	-
0,2-1	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	Mn + Ni = 6-14
0,25-1,5	0,25-2	-	-	-	-	Mn > Ni; Mn + Ni < 14
0-1	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	0,3-0,5	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	0,5-3,5 Mo, Ti ó Cb
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-

Otros

Mn + Ni = 6-14

Mn > Ni; Mn + Ni < 14

0,5-3,5 Mo, Ti ó Cb

1 Las aleaciones preferidas de la técnica anterior que
se utilizan para anillos de retención y para anillos de defle
xión son aleaciones de acero que incluyen, en peso, 18% de man
ganeso, 5% de cromo y 0,5% de carbono y, como se indica en la
5 Tabla I, pequeñas cantidades de otros elementos además del
hierro. Como se representa en la Tabla I, existen numerosas
aleaciones para otras aplicaciones que contienen más de 10% en
peso de cromo y contienen también manganeso en cantidades apre
ciables o sustanciales.

10 La aleación 18 Mn-5 Cr-0,5 C ha sido trabajada en
frío para obtener un límite elástico más importante, con el fin
de satisfacer los requisitos impuestos por los mayores tamaños
de los rotores. Teniendo en cuenta los factores ambientales, se
considera que se ha alcanzado el límite de resistencia de esta
15 aleación. Unos incrementos suplementarios de los diámetros de
los rotores necesitará la utilización de materiales para ani
llos de retención de resistencia superior a la que se obtiene
con las aleaciones de la técnica anterior y con una mejor resis
tencia a la deterioración en el ambiente de utilización a estos
20 elevados niveles de fuerza.

Esta necesidad de una aleación mejorada ha sido de
mostrada por una experiencia realizada in situ y por estudios
que han sido realizados. Por ejemplo, M.O. Speidel ha utilizado
recientemente el procedimiento de mecánica de fractura para
25 evaluar las propiedades de un anillo de retención hecho de
aleación de 18 Mn-5 Cr-0,5 C formado por impacto. Con el límite
de elasticidad de 12.180 kg/cm^2 (174 ksi) y con una excelente
tenacidad a la fractura en el aire de $9.130 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$
(133 ksi $\sqrt{\text{pulg.}}$), la intensidad de umbral de fuerza, K_{ISCC} pa
30 ra la propagación de una fisura en varias soluciones acuosas

1 ha sido solamente de $448 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ ($6,4 \text{ ksi} \sqrt{\text{pulg.}}$). Es
to corresponde a un tamaño de fisura crítico inferior al lími
te de detección por las mejoras técnicas de inspección ultrasó
nica.

5 Otra limitación de la aleación corriente del tipo
18Mn-5 Cr-0,5 C es que puede sensibilizarse fácilmente y esto
tiene un efecto perjudicial sobre la resistencia a la fisuración
por tensocorrosión. Por ejemplo, Kohl (Documento 6) ha demostra
do que esta sensibilización, producida por una estabilización
10 accidental o deliberada en la gama de temperaturas de rápida
precipitación de carburos, puede aumentar la susceptibilidad a
la fisuración por tensocorrosión. Ya que los anillos de reten
ción son piezas forjadas macizas de importante sección transver
sal y baja conductividad térmica, a no ser que se dedique una
15 tensión particular a la obtención de un templado más favorable
posible, por ejemplo utilizando un gran volumen de fluido de
templado frío con pulverización o agitación energética, es posi
ble que se produzca una precipitación de carburos, particular
mente en la parte central del anillo, durante el enfriamiento
20 a partir de la temperatura de solución, pasando por la gama de
temperaturas críticas de aproximadamente $760-538^\circ\text{C}$ ($1400-1000^\circ\text{F}$).

En las condiciones de templado más favorables, se ha
comprobado que la velocidad de enfriamiento de la parte central
de un anillo de $14,47 \text{ cm}$ ($5,7 \text{ pulg.}$) de espesor hecho con una
25 aleación de la técnica anterior, es de $1,4^\circ\text{C/segundo}$ ($2,2^\circ\text{F/}$
segundo). La velocidad de enfriamiento en el centro del anillo
de retención es importante, lo mismo que en la superficie, por
que, después de su ensanchamiento en forma de cilindro hueco
sencillo, la mecanización de la extremidad para darle su forma
30 expone la parte interna del anillo al ambiente. Se obtiene una

1 pequeña ventaja durante el enfriamiento debido a la extracción
de calor a partir de la extremidad durante el templado, pero
este efecto no se extiende a más de 8,89 cm (3-1/2 pulg.) a
partir de la extremidad. Sin embargo, el material es frecuente
5 mente retirado a partir de la extremidad del anillo para reali-
zar pruebas mecánicas de calidad, lo que aumenta la distancia
de templado eficaz.

Por tanto, un objeto del presente invento consiste
en superar las dificultades e inconvenientes de la técnica ante-
10 rior y proporcionar aleaciones, las cuales, aunque sean de
aplicabilidad general, son idealmente adecuadas para anillos de
retención y anillos de deflexión de grandes generadores de po-
tencia nominal cada vez más importante. Igualmente, un objeto
del invento consiste en proporcionar un generador cuyos anillos
15 de retención y anillos de deflexión están hechos de estas alea-
ciones. También un objeto del presente invento consiste en pro-
porcionar un método para incrementar la resistencia de estas
aleaciones.

Otro objeto del presente invento consiste en propor-
20 cionar aleaciones no magnéticas, de tipo austenítico, trabaja-
das en frío que pueden ser estabilizadas para aumentar la dure-
za y el límite de elasticidad, conservando sin embargo una bue-
na resistencia a la fisuración por tensocorrosión y a la fraci-
lidad por absorción de hidrógeno.

25 Un objeto suplementario del presente invento consiste
en proporcionar una composición de aleación austenítica que pue-
de tratarse en solución y que puede templarse en secciones im-
portantes de hasta aproximadamente 10,16 a 40,64 cm de espesor
(4 a 6 pulg.) y que, a continuación, se trabaja en frío hasta
30 un nivel de límite de elasticidad elevado permaneciendo sin em-

1 bargo sustancialmente no magnética y resistente a la fisuración
por tensocorrosión y a la fragilidad por absorción de hidrógeno
incluso cuando el interior de una sección fuerte, que se mecani
za, está sometida a un ambiente hostil durante la fabricación,
5 el almacenamiento o la utilización.

Igualmente, un objeto del presente invento consiste
en proporcionar aleaciones sustancialmente menos sensibles a la
fisuración por tensocorrosión y a la fragilidad por absorción
de hidrógeno que las aleaciones de la técnica anterior que se
10 enumeran en la Tabla I.

Igualmente, un objeto del presente invento consiste
en proporcionar aleaciones de manganeso, cromo, acero al carbo
no que tienen un límite de elasticidad de aproximadamente
11.900 a 14.700 kg/cm² (170 a 210 ksi), particularmente para
15 piezas de grandes generadores eléctricos, siendo estas aleacio
nes resistentes a la fisuración por tensocorrosión y a la fragi
lidad por absorción de hidrógeno.

De acuerdo con el presente invento, una aleación ferro
sa consiste esencialmente en las siguientes composiciones indi
20 cadas en porcentaje en peso:

Manganeso -	17 a 23
Cromo -	>6 hasta <10
Carbono + nitrógeno -	0,35 a 0,8
Níquel -	hasta 2,75
25 Silicio -	hasta 1,5
Moibdeno -	hasta 3,5
Vanadio -	hasta 1,7
Columbio -	hasta 0,45
Hierro -	Resto

30 siendo la suma del manganeso más el cromo superior a 24 pero

1 inferior a 31,5.

Se ha descubierto durante el desarrollo del presente invento que el contenido de cromo en esta aleación es crítico para controlar la fisuración debida a la tensocorrosión. Con
5 contenido de cromo ligeramente superior a 6% en peso (por ejemplo 6,25 ó 6,5%) existe un incremento espectacular y no previsto de la resistencia a la fisuración por tensocorrosión en aleaciones de acero austenítico de manganeso-cromo-carbono. Este incremento distingue las aleaciones de acuerdo con el invento
10 de las aleaciones de la técnica anterior que contienen, como máximo, 6% de cromo.

La Tabla I representa un segundo grupo de siete aleaciones que cubren parcialmente mi gama de Cr de >6 a $<10\%$, pero que difiere en otros aspectos esenciales. Por ejemplo, la
15 aleación de Leitner (Elemento 18) está limitada a artículos soldados por fusión que contienen en parte 3-27% de Ni y $<0,3\%$ de C. El elevado contenido de Ni y el bajo contenido de C producirá un grado de endurecimiento durante el trabajo en frío inadmisiblemente bajo, y por tanto no podrán fabricarse anillos
20 de retención u otros artículos parecidos con elevada resistencia. Cihal y Fchoril (Elemento 18) describen una aleación prevista para servicio a alta temperatura en la cual el nivel de 0,13% de C y el nivel de 0,04% de N son de nuevo definitivamente demasiado bajo por el mismo motivo indicado más arriba. Las
25 aleaciones de Clarke (Elemento 20, Tabla I) contienen 0,15-0,35% de P como adición de aleación mientras que en las aleaciones de acuerdo con el invento, P es una impureza que se limita a un valor $<0,0,8\%$. Igualmente, la presencia de 4 a 10% de Ni en las aleaciones de Clarke reducirá el grado de endurecimiento
30 durante el trabajo en frío a un nivel excesivamente bajo. Las

1 aleaciones de Dyrakacz (Elemento 21) contienen solamente 8-15%
de Mn. Igualmente, se ha comprobado que el reducido contenido
de Mn reduce la resistencia a la fisuración por tensocorrosión
de las aleaciones templadas a una temperatura superior a la
5 temperatura ambiente y a continuación trabajada en frío, lo que
hace que se necesite un mínimo de 17% de Mn. Los niveles de
Heger (Elemento 62) de Cr y Ni son extremadamente amplios y se
regula el Mn solamente para obtener una estructura austenítica.
El Mn en las aleaciones de Prause (Elemento 63) rebasa el lími
10 te de 23% y el (C+N) es demasiado bajo para asegurar un endure
cimiento por trabajo en frío adecuado.

Se ha comprobado que aunque la resistencia a la fisu
ración por tensocorrosión de pequeñas muestras templadas en
agua y trabajadas en frío es buena a niveles de 10-15% de Cr
15 en una aleación la cual, por ejemplo contiene 18% de Mn, 0,4%
de Si y 0,5% de C, estas aleaciones experimentan dificultades
a velocidades de enfriamiento más lentas, como las que pueden
presentarse durante el templado de grandes piezas forjadas. El
nivel de Mn debe ser elevado encima de 18% y el nivel de Cr de
20 be ser reducido por debajo de 10%. Otro inconveniente de un con
tenido de Cr igual o superior a 10% consiste en que la ductili
dad a la tensión y la resistencia a los impactos de las alea
ciones trabajadas en frío son perjudicadas. El coste de la alea
ción aumenta igualmente y la segregación puede constituir más
25 que un problema. El contenido de Cr de las aleaciones de acuer
do con el presente invento, se limita a un valor $>6\%$ y $<10\%$.

Para facilitar el entendimiento del invento, se des
cribirán ahora unos modos de realización adecuados del mismo,
a título de ejemplo, haciendo referencia a los dibujos adjuntos,
30 en los cuales:

1 La figura 1 es una vista fragmentaria, parcialmente
en sección longitudinal, de un rotor de un gran generador de
alta potencia, cuyas piezas están hechas con una aleación según
el invento;

5 la figura 2 es una vista en perspectiva de una mues-
tra de pieza doblada en forma de U utilizada para la valoración
de las aleaciones durante el desarrollo del presente invento;

10 la figura 3 es una vista en alzado lateral, general-
mente diagramática, de una muestra de prueba de carga de abertu-
ra por efecto de cuña (WOL) utilizada para la evaluación de las
aleaciones durante el desarrollo del presente invento;

15 la figura 4 es una vista en perspectiva, parcialmente
en sección longitudinal, que representa un aparato para reali-
zar pruebas de resistencia a la tensocorrosión mientras se car-
ga una muestra en un grado reducido para la valoración de las
aleaciones durante el desarrollo del presente invento;

20 la figura 5 es un gráfico que representa el efecto,
sobre la fisuración por tensocorrosión, del grado de enfriamien-
to después del tratamiento en solución de una aleación;

25 las figuras 6 y 7 son gráficos que representan los
efectos sobre la fisuración por tensocorrosión y sobre la dure-
za y la estructura de diferentes contenidos de cromo en alea-
ciones ferrosas que contienen 18% de Mn, 0,5% de C y 0,4% de Si;

30 las figuras 8 y 9 son gráficos similares para alea-
ciones ferrosas que contienen 19% de Mn, 0,5% de C y 0,4% de
Si;

 las figuras 10 y 11 son gráficos similares para alea-
ciones ferrosas que contienen 20% de Mn, 0,5% de C y 0,4% de Si;

35 las figuras 12 y 13 son gráficos que representan los
efectos sobre la fisuración por tensocorrosión y sobre la dure-

1 za y la estructura, de diferentes contenidos de manganeso en
aleaciones ferrosas que contienen 5% de Cr, 0,5% de C y 0,4%
de Si;

5 las figuras 14 y 15 son gráficos que representan los
efectos, sobre la fisuración por tensocorrosión y sobre la dureza y la estructura, del cambio de la relación entre Cr y Mn haciendo $(Mn + Cr) = 25\%$ en aleaciones ferrosas que contienen Mn - Cr - 0,5% de C, y 0,4% de Si;

10 las figuras 16 y 17 son gráficos similares, en los
cuales $(Mn + Cr) = 30\%$;

las figuras 18 y 19 son gráficos que representan los efectos, sobre la fisuración por tensocorrosión y la dureza, de diferentes contenidos de níquel en aleaciones ferrosas que contienen 18% de Mn, 8% de Cr, 0,5% de C y 0,4% de Si;

15 la figura 20 es un gráfico que representa el efecto,
sobre la fisuración por tensocorrosión, de diferentes contenidos de molibdeno en aleaciones ferrosas que contienen 19% de Mn 7% de Cr, 0,5% de C y 0,4% de Si;

20 la figura 21 es un gráfico que representa el efecto,
sobre la fisuración por tensocorrosión de diferentes contenidos de molibdeno en aleaciones ferrosas que contienen 18% de Mn - 8% de Cr, 0,5% de C, 0,4% de Si y 0,8% de V;

25 la figura 22 es un gráfico que representa el efecto,
sobre la fisuración por tensocorrosión, de diferentes contenidos de vanadio, en aleaciones ferrosas que contienen 19% de Mn - 6% de Cr - 0,5% de C - 0,4% de Si y 1,5% de Mo;

30 la figura 23 es un gráfico que representa el efecto,
sobre la fisuración por tensocorrosión, de diferentes contenidos de columbio en aleaciones ferrosas, que contienen 19% de Mn - 7% de Cr - 0,55% de C - 0,4% de Si y 0,1% de N; y

1 la figura 24 es un gráfico que representa el efecto,
sobre la fisuración por tensocorrosión, de diferentes relaciones
C/N en aleaciones de acuerdo con el invento.

5 El aparato que se representa en la figura 1 es la ex-
tremidad 31 de un rotor 33 de un generador de gran potencia.
El rotor 33 está constituido por una sola pieza forjada e inclu-
ye unos conductores 35 que constituyen las espiras de extremi-
dad de los devanados de campo y que salen de unas ranuras (no
representadas) para unirse a las porciones circunferenciales
10 en forma de arco de los devanados. Los conductores 35 están se-
parados los unos de los otros y no pueden estar en contacto
con el anillo de retención gracias a unos separadores aislan-
tes 37 y 38. Los conductores 35 están retenidos en contra de
las fuerzas centrífugas que actúan en ellos por un anillo de
15 retención 39 que se adapta mediante contracción sobre una zona
de adaptación 41 del cuerpo del rotor 33. El anillo 39 debe te-
ner una elevada resistencia y se trabaja en frío con esta fina-
lidad. El anillo 39 debe también ser no magnético y debe tener
una elevada resistencia a la fisuración por tensocorrosión y a
20 la fragilidad por absorción de hidrógeno. En la práctica del
presente invento, este anillo 39 está hecho con las aleaciones
de acuerdo con el presente invento.

 Durante el desarrollo del presente invento se compro-
baron las aleaciones, utilizando una muestra doblada en forma
25 de U, 43, del tipo que se representa en la figura 2.

 Se prepararon unas muestras dobladas en forma de U
43, de las diferentes aleaciones para determinar los efectos
de la composición sobre la fisuración por tensocorrosión, típi-
camente de la siguiente manera: cargas comprimidas de 50 g de
30 cada aleación valorada se fundieron en argón por medio de un

1 crisol en un molde de cobre enfriado por agua y a continuación
se fundieron en suspensión en argón y se moldearon bajo la for
ma de palanquillas típicas de 0,63 cm x 2,54 cm x 3,17 cm (1/4
x 1 x 1-1/4 pulg.) en moldes de cobre. Estos lingotes miniatura
5 se homogeneizaron, se laminaron en caliente, y a continuación
se trataron en solución durante una hora a 1.058°C (1.900°F).

Los flejes obtenidos después del tratamiento en solu
ción, se templaron o en enfriaron en la gama de precipitación
de carburo de 816 a 538°C (1500 a 1000°F), a razón de 0,2°C/seg
10 (0,3°F/seg). Esta velocidad de enfriamiento lenta ha sido in
cluida en la evaluación para determinar el efecto de la sensi
bilización a la fisuración por tensocorrosión de las varias
aleaciones, y para proporcionar una indicación de las consecuen
cias de un templado mediocre de un anillo de retención.

15 Finalmente, los flejes se laminaron en frío hasta una
reducción de 30% de su superficie para obtener un fleje traba
jado en frío de alta dureza. Después de esmerilar las superfi
cies, se obtuvieron flejes de 0,177 cm x 1,27 cm x 9,52 cm
(0,07 x 1/2 x 3-3/4 pulg.) y estos flejes se doblaron alrededor
20 de un mandríl de 25,4 mm de diámetro (1 pulg.) en una plantilla
para formar una curva en forma de U. La curva en forma de U re
sultante constituía un muelle fuerte y las extremidades de la
pieza en U 45 se sujetaron por medio de un perno roscado 47 pa
ra impedir que se abran de nuevo. La fuerza de fibra externa
25 rebasaba el límite de elasticidad. El perno roscado estaba ais
lado eléctricamente de la muestra para evitar efectos de corro
sión galvánica.

Bajo una fuerza suficiente y después de dejar trans
currir un tiempo suficiente, la pieza doblada en forma de U 45
30 puede desarrollar una fisura 49 que se extiende a través del

1 vértice de la U y penetra hasta una profundidad 51 de aproxima
damente 90% del espesor. En ciertos casos, la fisura 49 crece
lentamente hasta una profundidad tal que la pieza doblada en
forma de U 43 se abre bajo la tensión elástica de sus brazos.
5 En otros casos, después de que se ha formado una pequeña grieta,
esta puede aumentar de manera catastrófica, dando lugar a
una rotura. Este último tipo de comportamiento es el que debe
ser evitado en las piezas en servicio.

La fisuración de las piezas dobladas en forma de U
10 de las aleaciones susceptibles, se producen a la temperatura
ambiente incluso en agua destilada, aunque la velocidad de fi-
suración aumenta en soluciones que contienen, por ejemplo,
fluoruros, cloruros, ioduros, bromuros, nitratos o bicarbonatos
añadidos. Las muestras se comprobaron en 0,17% de KHCO_3 en agua
15 destilada para una selección inicial. Las muestras que no fa-
llaron a las 500 horas, se transfirieron a una solución de 3,5%
de NaCl. El tiempo de fallo indicado en los gráficos (figuras
5-22) y en las Tablas II, V y VI es el tiempo total de prueba
necesario para iniciar la fisuración y su propagación a través
20 de toda la anchura y a través del 90% del espesor de la muestra
de pieza doblada. La fuerza y los electrolitos utilizados para
la prueba de fisuración por tensocorrosión tienen efectos más
severos que los que se aplican a un anillo de retención normal-
mente en servicio. Por tanto, los tiempos de fallo no corres-
25 ponden a las vidas útiles de servicio, sino que se utilizan
solamente para juzgar los méritos relativos de las diferentes
aleaciones.

La figura 3 representa la precarga de una muestra 61
de carga de abertura por efecto de cuña (WOL) para pruebas de
30 susceptibilidad a la tensocorrosión. La muestra 61 tiene un

1 agujero 62. Un bloque 64 que tiene la forma de un segmento de
cilindro se sitúa en el límite inferior del agujero. El bloque
se termina por una superficie plana 66. La ranura 63 se pre-fi
5 sura en la extremidad interna mediante carga por fatiga en una
gama de intensidad de fuerzas reducida (K). Se desarrolla así
una fisura pronunciada 65. La muestra 61 se precarga hasta un
nivel de intensidad de fuerza dado (K_1) por medio de un perno
roscado 67 que tiene una extremidad plana. El perno roscado 67
se enrosca en el brazo superior 68 de la muestra 61 con su ex
10 tremidad plana en contacto con la superficie 66. De este modo,
los brazos 68 y 69 de la muestra 61 se separan en el grado de
seado. Un calibrador del tipo de pinza 71 mide el desplazamien
to que constituye una medición de K_1 .

El aparato representado en la figura 4 sirve para
15 realizar pruebas de velocidad de carga lenta $K_{I SCC}$. Este apar
to tiene una cámara 81 que está herméticamente cerrada al vacío
por unos anillos tóricos 83 en las juntas de sus paredes 82 con
la parte superior 97 y la base 91. La cámara 81 tiene un orifi
cio de entrada 84 para el gas destinado a producir la corrosión
20 (o fragilidad) y está dotada de un manómetro 85 para medir la
presión del gas. Una muestra pre-fisurada 90, generalmente si
milar a la muestra 61 que se representa en la figura 3, está
montada en la cámara sobre el soporte 87 en una barra 88 que
atraviesa la junta de anillo tórico 89 en la base 91. Una barra
25 roscada 93 que penetra en la cámara a través de una junta de
anillo tórico 95 en la parte superior 97, está enroscada en la
parte superior de la muestra 90. Se utiliza un calibrador del
tipo de pinza 99 para medir el desplazamiento. El calibrador 99
está conectado con un terminal de salida 101. La muestra 90 se
30 carga aplicando una tensión entre las barras 88 y 93.

1 Para demostrar el efecto de la velocidad de refrige
ración a partir de la temperatura de solución sobre la fisura
ción por tensocorrosión, unos filejes laminados procedentes de
dos coladas comerciales de la técnica anterior constituidas por
5 acero conteniendo 18% de Mn, 5% de Mn y 0,5% de C empleadas pa
ra anillos de deflexión se trataron en solución durante una ho
ra a 1.038°C (1.900°F) y se enfriaron a 6 velocidades diferen
tes. Después de una laminación en frío con una reducción de su
perficie del 29%, se efectuaron pruebas de tensocorrosión en
10 muestras dobladas en forma de U de 3,17 mm (1/8 pulg.) de espe
sor, como se representa en la figura 2, en una solución de 0,17%
de KHCO_3 en agua destilada, y al mismo tiempo se efectuaron
pruebas con otro grupo en una solución de 3,5% de NaCl durante
7 días. La figura 5 es una representación gráfica de la profun
15 didad de fisuración de las dos aleaciones en ambas soluciones
en función de la velocidad de enfriamiento desde 760 hasta 538°C
(1.400 a 1.000°F) en °C/segundo (°F/seg.). La figura 5 indica
que en NaCl la fisuración quedó sin cambiar hasta alcanzar la
velocidad más lenta. En KHCO_3 , el material A se comporta de la
20 misma manera, pero el material B presenta un incremento conti
nuo de fisuración cuando la velocidad de refrigeración disminu
ye. Por tanto, está claro que con las velocidades de refrigera
ción que pueden ser obtenidas en el centro de los anillos de
retención, algunas coladas de acero incluyendo 18% de Mn-5% de
25 Cr y 0,5% de C pueden sufrir una precipitación suficiente para
que sean altamente susceptibles a la fisuración por tensocorro
sión. Por consiguiente, un importante objetivo del presente in
vento consiste en proporcionar aleaciones que tienen una resis
tencia mejorada a la fisuración por tensocorrosión, incluso si
30 importantes secciones del material reciben un templado flojo.

1 La siguiente Tabla II presenta los resultados de prueba con muestras dobladas en forma de U (43) de las composiciones de la técnica anterior y de composiciones representativas de acuerdo con el presente invento.

5

1 TABLA II - Tiempos de Fallo de Piezas en forma de U hechas de Aceros Austeníticos Mn-Cr trabajadas en frío, en una prueba de susceptibilidad a la corrosión* ** ***

Aleación Nº	Aleaciones sencillas según el invento										Enfriamiento por agua		0.2°C (0,3°F/s) de Enfriamiento del horno	
	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cb	Si	C	N	(a) DPH	Horas	(a) DPH	Horas	
54	18	5	-	-	-	-	0,4	0,5	-	413	7,2	415	3,3	
102	18	5	-	1,5	-	-	0,4	0,5	-	449	100	422	90	
47	18	5	-	3	0,8	-	0,4	0,5	-	398	40	432	40	
219	18	5	-	-	-	0,4	0,4	0,55	0,1	441	3,5	449	4,5	
Aleaciones sencillas según el invento														
257	18,5	6,5	-	-	-	-	0,4	0,5	-	415	694	411	29	
135	20	9	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	1750	415	-	
134	19,5	7,5	-	-	-	-	0,4	0,5	-	422	1175	415	4	
152	17	8	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	565	425	1,7	
124	22	8	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	2740-	418	15	
216	20	7	-	-	-	-	0,4	0,5	-	436	764	418	65	
62	18	6	-	-	-	-	0,4	0,5	-	441	482	415	5,5	
468	23	7	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	4415+	425	59	
131	19	7	-	-	-	-	0,4	0,5	-	411	1300	418	10	
Aleaciones preferidas según el invento, con adiciones de Ni, Mo, V, Cb y N														
247	19	7	-	1,0	-	-	0,4	0,5	-	432	885	391	635	
238	18	8	-	-	-	-	0,4	-	0,7	410	4200+	377	4080+	
236	20	7	-	-	-	-	0,4	-	0,7	400	4200+	393	4080+	
226	22	8	0,5	-	-	0,4	0,4	0,55	0,1	413	4200+	427	765	
224	20	7	0,5	-	-	0,4	0,4	0,55	0,1	400	1534	434	960	
431	19	7	-	-	-	0,2	0,4	0,55	0,1	454	1275	439	645	

1 TABLA II - Tiempos de Fallo de Piezas en forma de U hechas de Aceros Austeníticos Mn-Cr trabajadas en frío, en una prueba de susceptibilidad a la corrosión* ** ***

Aleación Nº	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cb	Si	C	N	Enfriamiento por agua		Enfriamiento del horno	
										(a) DPH	Horas	(a) DPH	Horas
54	18	5	-	-	-	-	0,4	0,5	-	413	7,2	415	3,5
10 102	18	5	-	1,5	-	-	0,4	0,5	-	449	100	422	90
47	18	5	-	3	0,8	-	0,4	0,5	-	398	40	432	40
219	18	5	-	-	-	0,4	0,4	0,55	0,1	441	3,5	449	4,5
Aleaciones sencillas según el invento													
257	18,5	6,5	-	-	-	-	0,4	0,5	-	415	694	411	29
15 135	20	9	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	1750	415	-
134	19,5	7,5	-	-	-	-	0,4	0,5	-	422	1175	415	4
152	17	8	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	565	425	1,7
124	22	8	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	2740-	418	16
216	20	7	-	-	-	-	0,4	0,5	-	436	764	418	65
20 62	18	8	-	-	-	-	0,4	0,5	-	441	482	415	5,5
468	23	7	-	-	-	-	0,4	0,5	-	406	4415+	425	50
131	19	7	-	-	-	-	0,4	0,5	-	411	1300	418	10
Aleaciones preferidas según el invento, con adiciones de Ni, Mo, V, Cb y N													
25 247	19	7	-	1,0	-	-	0,4	0,5	-	432	885	391	635
238	18	8	-	-	-	-	0,4	-	0,7	410	4200+	377	4080-
236	20	7	-	-	-	-	0,4	-	0,7	400	4200+	393	4080-
226	22	8	0,5	-	-	0,4	0,4	0,55	0,1	413	4200+	427	765
224	20	7	0,5	-	-	0,4	0,4	0,55	0,1	400	1534	434	960
30 431	19	7	-	-	-	0,2	0,4	0,55	0,1	454	1275	439	645

0.2°C
(0,3°F/s) de
Enfriamiento
del horno

<u>is</u>	(a) <u>DPH</u>	<u>Horas</u>
	415	3,3
	422	90
	432	40
	449	4,5
	411	29
	415	-
	415	4
	425	1,7
	418	16
	418	65
	415	5,5
+	425	50
	418	10
	391	635
+	377	4080+
+	393	4080+
+	427	765
	434	960
	439	645

1 TABLA II - (Continuación)

Alcación Nº	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cb	Si	C	N	Enfriamiento por agua		0,2°C (0,3°F/s) de Enfriamiento del horno		
										(a) DPH	Horas	(a) DPH	Horas	
5	165	8	2	-	-	-	0,4	0,5	-	393	4130+	373	672	
	217	20	7	0,5	-	-	0,4	0,5	-	439	1100	406	630	
	251	20	7	0,5	0,6	-	0,4	0,5	-	377	1246	400	408	
	324	19	7	1	1,5	0,8	-	0,4	0,5	-	429	1050	429	1039
	252	19	7	-	3	0,8	-	0,4	0,5	-	420	4200+	429	698
15	253	19	7	0,5	3	0,8	-	0,4	0,5	-	393	4200+	441	650
	65	18	8	0,5	3	0,8	-	0,4	0,5	-	446	1460	404	620
	177	18	8	0,5	1,5	0,8	-	0,4	0,5	-	413	4130+	400	672
	178	18	8	0,5	1,5	1,5	-	0,4	0,5	-	434	4130+	434	768
	280	22	8	0,5	1,5	0,8	-	0,4	0,5	-	373	4200+	429	635
20	297	19	7	0,5	1,5	1,5	-	0,4	0,5	-	429	4200+	444	635
	298	19	7	0,5	0,6	-	0,4	0,4	0,2	367	1870	391	1006	
	317	19	7	0,5	-	0,8	-	0,4	0,5	-	457	790	465	590
	394	18	8	0,5	1,5	0,8	-	0,4	-	0,7	409	5590+	422	5590+
	388	17	9	-	-	-	-	0,4	-	0,7	396	810	398	5590+
25	393	19	7	0,5	0,8	-	0,4	0,2	0,4	398	3673	411	5590+	
	474	18	8	0,5	-	0,8	-	0,4	0,5	-	422	4415+	429	561
	241	18	8	2	-	-	0,4	0,7	-	370	4200+	402	72	

* Hasta 550 horas en 0,17% de K₂CO₃ en agua destilada que se transfiere a continuación a una solución de 3,5% de NaCl.

30 ** Resto constituido esencialmente por hierro

1 TABLA II - (Continuación)

5	Aleación Nº	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cb	Si	C	N	Enfriamiento por agua		0,2°C (0,3°F)
											(a)		Enfría del ho
											DPH	Horas	
	165	18	8	2	-	-	-	0,4	0,5	-	393	4130+	373
10	217	20	7	0,5	-	-	-	0,4	0,5	-	439	1100	406
	251	20	7	0,5	0,6	-	-	0,4	0,5	-	377	1246	400
	324	19	7	1	1,5	0,8	-	0,4	0,5	-	429	1050	429
	252	19	7	-	3	0,8	-	0,4	0,5	-	420	4200+	429
	253	19	7	0,5	3	0,8	-	0,4	0,5	-	393	4200+	441
15	65	18	8	0,5	3	0,8	-	0,4	0,5	-	446	1460	404
	177	18	8	0,5	1,5	0,8	-	0,4	0,5	-	413	4130+	400
	178	18	8	0,5	1,5	1,5	-	0,4	0,5	-	434	4130+	434
	280	22	8	0,5	1,5	0,8	-	0,4	0,5	-	373	4200+	429
	297	19	7	0,5	1,5	1,5	-	0,4	0,5	-	429	4200+	444
20	298	19	7	0,5	0,6	-	-	0,4	0,4	0,2	367	1870	391
	317	19	7	0,5	-	0,8	-	0,4	0,5	-	457	790	465
	394	18	8	0,5	1,5	0,8	-	0,4	-	0,7	409	5590+	422
	388	17	9	-	-	-	-	0,4	-	0,7	396	810	398
	393	19	7	0,5	0,8	-	-	0,4	0,2	0,4	398	3673	411
25	474	18	8	0,5	-	0,8	-	0,4	0,5	-	422	4415+	429
	241	18	8	2	-	-	-	0,4	0,7	-	370	4200+	402

* Hasta 550 horas en 0,17% de KHCO_3 en agua destilada que se transfiere a continuación a una solución de 3,5% de NaCl.

30 ** Resto constituido esencialmente por hierro

0,2°C
(0,3°F/s). de

Enfriamiento
del horno

<u>as</u>	(a) <u>DPH</u>	<u>Horas</u>
0+	373	672
0	406	630
6	400	408
0	429	1030
0+	429	698
0+	441	650
0	404	620
0+	400	672
0+	434	768
0+	429	635
0+	444	635
0	391	1006
0	465	590
0+	422	5590+
0	398	5590+
73	411	5590+
5+	429	561
0+	402	72

*** Contenido nominal en porcentaje en peso - análisis requeridos.

- (a) (DPH) Diamond Pyramid Hardness (Prueba de dureza con punta de diamante piramidal).

1 En esta tabla, la primera columna indica los números de alea
ción, las siguientes 9 columnas indican la composición nominal;
de cada aleación, las columnas 11 y 12 los resultados de prueba
de dureza con punto de diamante piramidal (DPH) y los tiempos
5 de fallo en horas para las muestras templadas en agua, mientras
que las columnas 13 y 14 indican los resultados de prueba de
dureza con punta de diamante piramidal y los tiempos de fallo
para muestras enfriadas lentamente (0,3°F/segundo).

Basándose en la Tabla II, pueden resumirse los efec
10 tos de la composición sobre la fisuración por tensocorrosión
de piezas dobladas en forma de U hechas con aleaciones de Mn-
Cr trabajadas en frío, en bicarbonato de potasio y cloruro de
sodio, de la siguiente manera. La aleación convencional para
anillo de retención, que contiene 18% de Mn, 5% de Cr, 0,5% de
15 C, tiene tiempos de fallo cortos tanto en las condiciones de
templado en agua como de enfriamiento lento. Las adiciones de
Mo o de Mo + V son útiles pero no suficientemente para un ser
vicio en ambientes hostiles. Cb no tiene efecto.

El segundo grupo de 9 aleaciones de la Tabla II repre
20 senta aleaciones sencillas que entran en el alcance del presen
te invento. En la gama amplia de 17 a 23% de Mn y con un conte
nido de Cr superior a 6 e inferior a 10%, el material enfriado
rápidamente presenta una resistencia notablemente mejorada a
la fisuración por tensocorrosión. Los elementos de pequeña sec
25 ción transversal, o las secciones moderadas de estas composi
ciones, si se templan bruscamente presentan una excelente re
sistencia a la fisuración por tensocorrosión. Sin embargo, las
secciones más importantes y los elementos no adecuadamente tem
plados, en razón de una falta de control de taller o en razón
30 de una falta de equipo adecuado, pueden seguir siendo suscepti

1 bles a la fisuración por tensocorrosión. Para las aplicaciones
críticas, tales como anillos de retención o anillos de defle
xión para grandes generadores eléctricos, es preferible añadir
uno o varios elementos tomados en la clase que consiste en Ni,
5 Mo, V, Cb y N. El último grupo de 24 aleaciones de la Tabla II
presenta algunas composiciones típicas que están incluidas en
el alcance del presente invento. Se observará que estas alea
ciones están caracterizadas porque tienen una buena resistencia
a la fisuración por tensocorrosión tanto en estado templado co
10 mo en estado de enfriamiento lento y presentan un grado adecua
do de endurecimiento debido al trabajo en frío.

Los datos reseñados en la Tabla II representan sola
mente algunas de las mil pruebas diferentes realizadas en 500
composiciones de aleación para el desarrollo del presente inven
15 to. Los restantes datos pertinentes procedentes de las mil prue
bas diferentes se representan en las figuras 6 a 24. En las fi
guras 6 a 24 se representan los puntos reales, obtenidos a par
tir de las pruebas sobre los cuales están basados los gráficos.
Las inscripciones debajo de los gráficos indican los componen
20 tes en porcentaje en peso de las aleaciones, salvo el resto
constituido por hierro, y el componente cuyo porcentaje en pe
so ha sido alterado. Los gráficos presentan, por tanto, las
composiciones de las aleaciones que corresponden a cada punto.
Por ejemplo, el punto negro situado en la extrema derecha de
25 la figura 6, que corresponde a un tiempo de fallo de aproxima
damente 500 horas, corresponde a una aleación que tiene la si
guiente composición en porcentaje en peso:

	Mn	13	Cr	19
	C	0,5	Fe	Resto
30	Si	0,4		

1 Los gráficos, conjuntamente con sus inscripciones ha
blan por sí solos. Por ejemplo, la figura 6 presenta gráfica
mente el tiempo de fallo, representado en una escala logaritmica
5 ca como ordenada, en función del contenido de cromo en porcenta
je en peso, representado en abscisa para aleaciones cuya compo
sición básica es 18% de Mn, 0,5 de C-0,4% de Si- siendo el res
to Fe. La curva de línea continua se refiere a aleaciones tem
pladas con agua (templado rápido), a partir de la temperatura
de solución, y la curva en línea interrumpida se refiere a alea
10 ciones enfriadas a razón de 0,2°C/seg (0,3°F/seg). La curva
superior de la figura 7 indica la dureza con punta de diamante
piramidal (DPH) en función del contenido de cromo de las mis
mas aleaciones, y la curva inferior de la figura 7 representa
el contenido equivalente de ferrita (ferrita delta o martensita)
15 en porcentaje en peso en función del contenido en cromo.

Basándose en las figuras 6 a 24 y en la Tabla II, se
han obtenido las siguientes conclusiones, que han conducido
al invento, respecto a las funciones de los principales compo
nentes de aleación de las aleaciones:

20 Cromo

El cromo tiene un efecto notable sobre la fisuración
por tensocorrosión de aleaciones austeníticas, que contienen
18% de Mn y 0,5% de C, trabajadas en frío. Como se ve en la fi
gura 6, justo encima de 6% de Cr, por ejemplo con 6,25 ó 6,50%,
25 existe un incremento brusco del tiempo de fallo de las muestras
enfriadas bruscamente, que se ve multiplicado. La parte superior
de la gama que corresponde al cromo en aleaciones de anillos de
retención corrientes es de 6%. Un valor superior de Cr aumenta
también el grado de endurecimiento en frío. Por otra parte, si
30 Cr es superior a 10%, la ductilidad a la tensión y la energía

1 de impacto de la aleación disminuyen. Según el nivel de los
demás elementos, un valor de Cr inferior a 6% puede aumentar
 M_s (la temperatura a la cual se forma martensita cuando se de
forma el material), encima de la temperatura ambiente y por
5 tanto se formar martensita α' durante el trabajo en frío; o una
cantidad de Cr >12% puede conducir a la formación de ferrita
delta. Tanto la martensita como la ferrita delta son ferromag
néticas y perjudican las características no magnéticas de un
anillo de retención. En muestras enfriadas lentamente, la resis
10 tencia a la fisuración por tensocorrosión es mediocre y en rea
lidad un valor elevado de Cr es perjudicial si Mn >18% (figuras
14 y 16).

En aleaciones más complejas que contienen adiciones
benéficas de Ni, Mo y V, como se describirá más adelante, Cr
15 tiene un efecto importante sobre la ductilidad a la flexión.
Esta propiedad está relacionada con la capacidad de la aleación
para soportar la fuerte dilatación en frío utilizada para obte
ner el límite de elasticidad deseado en un anillo de retención.
Por ejemplo, cuatro aleaciones experimentales, que han sido
20 preparadas de la manera descrita más arriba, tenían las siguien
tes composiciones nominales en porcentaje en peso:

Aleación n°	Mn	Cr	Ni	C	Si	Mo	V	Fe
451	17	9	0,5	0,5	0,4	1,5	0,8	Resto
452	16	10	0,5	0,5	0,4	1,5	0,8	"
25 445	21	9	0,5	0,5	0,4	1,5	0,8	"
446	20	10	0,5	0,5	0,4	1,5	0,8	"

La dureza y los tiempos de fallo en pruebas de fisuración por
tensocorrosión en piezas dobladas en forma de U realizadas con
fleje trabajado en frío, han sido las siguientes:

Aleación N°	%Cr	Templado con agua		Enfriamiento en horno 0,2°C/seg (0,3°F/seg)	
		DPH (a)	Horas*	DPH (a)	Horas *
451	9	413	4700+	449	597
452	10	459	2540	439	X
445	9	400	4700+	396	640
446	10	418	4225	418	X

X = Rotura durante la operación de dobléz.

* Horas hasta fallo en prueba de fisuración por tensocorrosión

(a) Prueba de dureza con punta de diamante piramidal.

En los flejes templados en agua y trabajados en frío, el tiempo de fallo ha empezado a disminuir cuando se aumentó Cr desde 9 hasta 10%. Sin embargo, el efecto más importante que ha sido observado, ha sido que los flejes enfriados lentamente a partir de la temperatura de solución, y trabajados en frío a continuación, se han roto durante la formación de la curva en forma de U. Por consiguiente, es preciso que el contenido de Cr en las aleaciones de acuerdo con el invento sea inferior al 10%.

Por consiguiente, la amplia gama de contenido de Cr en las aleaciones de acuerdo con el invento, se extiende desde un valor superior a 6 hasta un valor inferior a 10%, Por ejemplo, desde 6,5 hasta 9,5%, y preferentemente desde 7 hasta 9%.

Manganeso

Como se representa en la figura 12, la resistencia a la fisuración por tensocorrosión tanto de las muestras templadas en agua como de las muestras enfriadas lentamente aumenta con el contenido de Mn hasta un 26%. El Mn contribuye a la estabilidad de la austenita en estas aleaciones. El incremento de la inclinación de la curva de dureza en la figura 13 por debajo de 17-18% de Mn corresponde a composiciones en las cuales se forma martensita durante el trabajo en frío, lo que hace

1 que las aleaciones sean ferromagnéticas. La aleación de acuerdo con el invento contiene 17% de Mn o más. Por encima de 17% de Mn, el grado de endurecimiento en frío disminuye linealmente con el incremento de Mn, y la resistencia general a la corrosión se ve perjudicada si el contenido de Mn es superior a 23%.
5 Las aleaciones según el invento se limitan a un contenido de Mn de 17-23% y preferentemente de 18-22%. En esta gama de composición, las aleaciones tienen una baja energía de defecto de apilamiento, y la importante hemitropía que se produce durante el trabajo en frío contribuye al elevado grado deseado de endurecimiento en frío. Se ha comprobado que las mejores propiedades se obtienen cuando Mn y Cr no están situados simultáneamente en las extremidades respectivas inferior o superior de sus gamas. Es preciso que la suma de (Mn + Cr) sea superior a 24 aunque inferior a 31,5%.

Relación Cr/Mn

El efecto de la relación Cr/Mn en un nivel constante de (Mn + Cr) = 25%, se ilustra en la figura 14. En muestras templadas en agua, las aleaciones con elevado contenido de Mn y reducido contenido de Cr se corroen rápidamente y aunque las fisuras se inician de manera temprana crecen muy lentamente. El tiempo de fallo es mínimo con un contenido de Cr de 5% aproximadamente. Con un contenido de Cr superior a 6%, se mejora la resistencia general a la corrosión, y la resistencia a la fisuración por tensocorrosión es buena hasta 10% de Cr. Las muestras enfriadas lentamente de la figura 14 indican una reducción progresiva del tiempo de fallo cuando la relación Cr/Mn aumenta. Aunque la dureza aumenta con las relaciones Cr/Mn más elevadas, este efecto está contrarrestado por un incremento del ferromagnetismo producido por la aparición de la ferrita delta,

1 como se representa en la figura 15.

Con un contenido de aleación total más elevado, (Mn + Cr) = 30, la resistencia a la fisuración por tensocorrosión es excelente en toda la gama de composición que se ilustra en la figura 16. También en este caso las aleaciones con elevado contenido de Mn y reducido contenido de Cr presentan una resistencia general a la corrosión mediocre y un bajo grado de endurecimiento en frío (figura 17). La susceptibilidad a la fisuración por tensocorrosión aumenta con Cr (figura 16) en estado de enfriamiento lento hasta 14% de Cr. Las aleaciones que presentan un contenido de Cr superior y un contenido de Mn inferior, no son útiles en razón de su fragilidad y en razón del incremento de ferromagnetismo que resulta de la presencia de la ferrita delta (figura 17).

15 Teniendo en cuentas todas estas consideraciones, el contenido de Cr debe ser superior a 6 e inferior a 10% para materiales templados adecuadamente, y en el caso de materiales templados de manera defectuosa, debe estar incluido en la gama de 6,5-7,5% de Cr, 18,5-17,5% de Mn. Esta composición constituye una mejora notable respecto a la aleación convencional que contiene 18% de Mn y 5% de Cr, pero es conveniente mejorar todavía más la resistencia a la fisuración por tensocorrosión de las aleaciones templadas y en particular de las aleaciones enfriadas lentamente. Se ha descubierto que esto puede obtenerse añadiendo uno o varios elementos tomados en el grupo que consiste en Ni, Mo, V, Cb y N, como se describirá ahora.

Níquel

El níquel es un ingrediente común en aceros con aleación de Cr-Mn de la técnica anterior. Ya que el Cr es un elemento de formación de ferrita delta y que el Mn es también un

1 elemento de formación de ferrita a los niveles de Mn que inte
resan aquí (Documento 7), se necesitan elevados niveles de ele
mentos de formación de austenita para mantener una austenita
estable y para evitar la formación de ferrita delta durante la
5 solidificación o durante el tratamiento térmico, y para evitar
la formación de martensita α' durante el trabajo en frío. Los
elementos de formación de austenita más corrientes que se utili
zan son C, N y Ni. Los niveles de C y N están limitados por
las consideraciones de capacidad de trabajo en un valor máximo
10 de aproximadamente 0,8% (C+N), y preferentemente inferior, de
tal manera que se suministra generalmente por medio de Ni cual
quier material de formación de austenita adicional que se nece
site.

Se ha comprobado que el níquel es benéfico para mejo
15 rar la resistencia a la fisuración por tensocorrosión de los
aceros austeníticos conteniendo Mn-Cr-C-Si, trabajados en frío.
Por ejemplo, con una aleación que contiene 18% de Mn- 8% de Cr
-0,5% de C-y 0,4% de Si, tanto en las muestras templadas en
agua como en las muestras enfriadas lentamente, existe un valor
20 máximo del tiempo de fallo en una prueba de tensocorrosión cuan
do el contenido de Ni es aproximadamente de 2%. Sin embargo,
el níquel tiene un efecto perjudicial sobre el grado de endure
cimiento en frío, aproximadamente de manera proporcional a la
cantidad presente, probablemente porque el Ni aumenta la ener
25 gía de defecto de apilamiento. La figura 19 indica que por un
grado constante de trabajo en frío, la dureza disminuye lineal
mente cuando Ni aumenta. Por tanto, es esencial mantener Ni en
un nivel inferior a 2,75% aproximadamente, de modo que la ale
ación pueda ser trabajada en frío obteniéndose valores útiles de
30 límite de elasticidad con un grado mínimo de deformación.

1 En realidad, el nivel óptimo de níquel debe ser un
compromiso entre los factores opuestos de grado de endurecimien
to en frío y de resistencia a la fisuración por tensocorrosión.
En la amplia gama de Ni desde 0,2 a 2,75% se prefiere la extre
5 midad inferior de la gama (0,2-1%) para aleaciones de resisten
cia especialmente elevada y se prefiere la extremidad superior
de la gama (1-2,75%) para obtener la resistencia óptima a la
fisuración por tensocorrosión.

Silicio

10 Se ha comprobado que el Si en una gama de 0 a 1,5%
tiene un efecto apreciable sobre la fisuración por tensocorro
sión de estas aleaciones. La mayoría de las aleaciones conte
nían 0,4% de Si como agente desoxidante.

Molibdeno

15 El Molibdeno es benéfico para reducir la susceptibi
lidad a la fisuración por tensocorrosión en aceros austeníti
cos que contienen Mn-Cr-C-Si. En la aleación standard que con
tiene 18% de Mn-5% de Cr-0,5% de C- y 0,4% de Si, los tiempos
de fallo de piezas dobladas en forma de U tanto en muestras
20 templadas en agua como en muestras enfriadas lentamente mejoran
sustancialmente, pero todavía no son suficientes para las con
diciones de servicio a las cuales los anillos de retención pue
den estar sometidos. En las aleaciones según el invento, tales
como las que contienen 19% de Mn-7% de Cr-0,5% de C-0,4% de Si,
25 el tiempo de fallo de las muestras templadas en agua es largo
e independiente de la cantidad de Mo, mientras que en las mues
tras enfriadas lentamente el tiempo de fallo aumenta cuando se
añade Mo en una cantidad de aproximadamente 0,6% y a continua
ción se mantiene uniforme, como se representa en la figura 20.

30 La figura 21 indica que en una composición de base

1 diferente, pero todavía incluida en el alcance del invento,
que incluye 18% de Mn-8% de Cr-0,5% de Ni-0,8% de V-0,5% de C
y 0,4% de Si, el Mo es particularmente benéfico para mejorar
la resistencia a la tensocorrosión de muestras enfriadas lenta
5 mente y es igualmente benéfico para las muestras templadas en
agua. En la gama de 0 a 3,5%, el Mo tiene un efecto reducido
sobre el grado de endurecimiento en frío o sobre las caracteris
ticas magnéticas de la aleación. La amplia gama de Mo en alea
ciones de acuerdo con el invento está incluida entre 0,6 y 3,5%
10 y la gama preferida es de 1,5 a 3,25%.

Vanadio

El vanadio aumenta el grado de endurecimiento en
frío. Igualmente, en conjunto con el nivel elevado de C o N ca
racterístico de estas aleaciones, el vanadio puede facilitar
15 el endurecimiento por precipitación cuando se normaliza la alea
ción trabajada en frío, por ejemplo, durante 5 a 10 horas a
temperaturas incluidas entre 482 y 650°C (900-1200°F). La res
puesta de normalización es inferior por debajo de 0,6% de V,
pero empieza a ser importante a 0,8% de V y a valores superio
20 res. La reacción de normalización parece ser mejorada por la
presencia del Mo. El inconveniente de la normalización consis
te en que disminuye la resistencia a la tensocorrosión.

La figura 22 indica que, en una aleación que contie
ne 19% de Mn-6% de Cr-0,5% de Ni-1,5% de Mo-0,5% de C y 0,4%
25 de Si, el V mejora la resistencia a la fisuración por tenso
corrosión de muestras templadas en agua o enfriadas lentamente
en la gama de 0,5 a 1,5% de V. La amplia gama de V en aleacio
nes de acuerdo con el presente invento es de 0,4 a 1,7%. Los
contenidos de V más elevados, disminuyen la ductilidad a la
30 flexión y a la tensión, así como la energía de impacto y pue

1 den conducir a problemas de segregación. Una gama preferida de V es de 0,75 a 1,25%. Se ha comprobado que con Ni, Mo y V como indicado, el Cr puede no ser superior a 6%.

Columbio

5 El columbio aumenta sustancialmente la dureza de las aleaciones, tal vez gracias a las partículas de carburo de columbio no disueltas o a una refinación del tamaño del grano. El Cb no tiene influencia sobre la fisuración por tensocorrosión en muestras templadas en agua, pero ayuda a reducir el SCC
10 en muestras enfriadas lentamente (figura 23). La gama amplia para el Cb en aleaciones de acuerdo con el invento es de 0,05 a 0,45%. Una cantidad de Cb superior a 0,5% podría conducir a problemas de segregación y fisuración durante la expansión en frío. La gama preferida para el Cb es de 0,1 a 0,4%.

15 Carbono

La dureza y la resistencia de las aleaciones austeníticas de Mn-Cr están fuertemente influenciadas por el contenido de carbono. En el estado de tratamiento en solución, el carbono permanece en solución intersticial sólida. El carbono estabiliza la austenita y aumenta la resistencia y el grado de endurecimiento en frío de la aleación. La dureza puede estar relacionada con el contenido de carbono por medio de la siguiente ecuación que corresponde a una aleación de 18% de Mn y 5% de Cr, con 30% de reducción de superficie en frío:

25 Dureza con punta de diamante piramidal = $346 + 135(\% C)$

La gama amplia de carbono en aleaciones de acuerdo con el invento es de 0,35 a 0,8%. A niveles inferiores, las resistencias deseadas no podrían ser obtenidas; a niveles más elevados se perjudicarían la ductilidad y la resistencia a los
30 impactos. La gama preferida del carbono es de 0,45 a 0,65%.

1 Nitrógeno

El nitrógeno se comporta de manera muy parecida al carbono ya que se disuelve en los intersticios, estabiliza la austenita, y aumenta la resistencia y el grado de endurecimiento por trabajo. El nitrógeno, cuando se sustituye total o sustancialmente al carbono, mejora la resistencia a la tensocorrosión de la aleación. Por ejemplo, en la figura 24, que corresponde a una aleación conteniendo 19% de Mn-6% de Cr-0,5% de C-0,4% de Si, el hecho de sustituir 40% o más del C por N ha aumentado el tiempo de fallo de muestras refrigeradas lentamente en un factor de 10 aproximadamente. La gama amplia de N en aleaciones de acuerdo con el invento es de 0-0,8%, con la salvedad de que $(C+N) = 0,35-0,8\%$. Es preciso tomar precauciones y utilizar procedimientos especiales para la fusión, efectuando por ejemplo la fusión y la colada bajo una presión de nitrógeno positiva, para conseguir contenidos de nitrógeno de 0,3-0,8%. Si se utiliza nitrógeno en lugar de carbono, la cantidad de cromo puede no ser superior al 6%.

Badándose en las pruebas de selección descritas más arriba de piezas dobladas en forma de U para determinar la susceptibilidad a la fisuración por tensocorrosión, se prepararon coladas de laboratorio de 22,65 kg (50 libras) de varias aleaciones para valorar sus propiedades de tensión e impacto y también sus características de fisuración por tensocorrosión y sus características K_{IH_2} y K_{IH_2S} . Las composiciones de las coladas se numeran en la siguiente Tabla III:

1 TABLA III - Composiciones Analizadas de Coladas de
22,65 kg (50 libras), en Porcentaje en
Peso (Resto constituido esencialmente
por Hierro)

5

N° Colada	Mn	Cr	C	Si	Ni	Mo	V	Cb	N
2045	17,2	5,09	0,51	(0,4)#	<0,03				
1921	19,5	5,09	0,33	(0,4)	0,47				
1926	18,9	5,04	0,022	(0,4)					
10 1923	26,2	5,02	0,42	0,39					
1924	20,0	14,9	0,48	(0,4)					
2046*	18,6	6,21	0,20	(0,4)					
1927*	22,1	6,47	0,44	(0,4)					
1925*	19,5	8,08	0,47	(0,4)					
15 2041*	19,2	7,15	0,53	(0,4)	0,54	<0,05		0,34	0,19
2042*	18,1	7,18	0,51	0,38	0,53	0,82			
2044*	17,2	8,58	0,47	(0,4)	0,54	1,62	1,53		
2043*	18,1	7,45	0,49	(0,4)	0,53	1,84	0,78		
1928*	18,9	8,03	0,43	(0,4)	0,50	3,02	0,80		

20

#(0,4) - Nominal.

* Aleaciones dentro del alcance del invento.

Unos lingotes fundidos en concha se normalizaron durante 18 horas a 1.177°C (2.150°F), se forjaron en caliente a 1121-1177°C (2050-2100°F) y se laminaron en caliente en tochos, barras y flejes a 1038°C (1900°F). Después del tratamiento de solución y del templado en agua, los tochos se laminaron en frío hasta una sección transversal de 28,57 x 5,71 cm (1-1/8 x 2-1/4 pulg.) (reducción de superficie de 35,7%) para constituir el material destinado a la realización de pruebas de tenacidad

25

30

1 a la fractura en hidrógeno y en sulfuro de hidrógeno. El mate
rial en forma de barra se estampó en frío con reducción de su
perficie de 0, 15, 25, 34 y 42%, con el fin de determinar de
qué manera la tenacidad a la fractura y la ductilidad habían
5 sido influenciadas por el nivel de trabajo en frío. El material
en forma de fleje después del tratamiento en solución se enfrió
a tres velocidades diferentes para estudiar el efecto de la ve
locidad de enfriamiento sobre la sensibilización:

Templado en agua - velocidad elevada

10 2°C/seg (3°C/seg) - velocidad intermedia

0,2°C/seg (0,3°F/seg) - velocidad lenta.

La velocidad intermedia se acerca a la velocidad de
la parte central de la pared de un anillo de retención que ha
sido sometido a un buen templado en agua. La velocidad más len
15 ta corresponde a la velocidad lenta utilizada en las pruebas
de selección. Los flejes se laminaron en frío con una reducción
de superficie de 35%.

Las propiedades de tensión de estas aleaciones, en
función del porcentaje de reducción de superficie mediante es
20 tampado en frío, se indican en la siguiente Tabla IV.

25

30

í TABLA IV - Propiedades de Resistencia a la tracción y a los impactos a la temperatura ambiente de varias aleaciones en función del trabajo en frío.

5	Nº de la muestra y código.	Temperatura de solución T (°C)	% de red. de solución sup. por formado en frío	(a) DBH	Prueba de Charpy de muescas en V pie-libras	0,28 de límite de elasticidad ksi	Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %
10	B	1900 (1038)	0	203	238	50,6	125,4	81,8	64,7
	C		15,5	332	116	106,0	148,3	47,4	56,3
	D		26,0	371	76	152,6	171,0	30,5	54,4
	E		33,1	392	63	164,8	180,9	25,0	52,3
	F		41,2	404	40	200,0	213,0	14,1	47,4
15	B	1900 (1038)	0	183	230	47,4	137,6	82,6	69,8
	C		16,6	313	128	105,9	140,1	45,9	62,4
	D		24,8	354	86	141,8	159,8	34,0	58,9
	E		33,6	376	68	166,3	174,8	24,0	54,2
	F		41,5	395	49	186,9	206,0	16,1	51,9
20	B	2100 (1149)	0	196	171	56,7	124,6	71,6	63,6
	C		17,7	338	62	129,9	155,9	35,3	52,1
	D		23,3	366	43	155,0	167,0	27,5	49,8
	E		34,0	394	29	191,4	197,8	15,7	42,8
	F		42,7	405	20	203,0	224,6	9,2	34,6
25	B	1970 (1077)	0	207	221	52,6	125,2	79,1	63,1
	C		16,4	330	104	112,1	150,0	43,9	59,2
	D		25,2	370	72	151,8	162,0	31,4	55,2
	E		33,7	390	54	178,9	185,2	21,4	49,8
	F		42,4	405	29	200,0	220,6	12,9	46,2

1 TABLA IV - Propiedades de Resistencia a la tracción y a los impactos a la temperatura ambiente de varias aleaciones en función del trabajo en frío.

	Nº de la Colada MW y código.	Temperatura de solución T (°C)	% de red. de sup. por forjado en frío	(a) DPH	Prueba de Charpy de muescas en V pie-libras	0,2% de límite de elasticidad ksi	
5	1921 B	1900 (1038)	0	203	238	50,6	1
	C		15,5	332	116	106,0	1
	D		26,0	371	76	152,6	1
	E		33,1	392	63	164,8	1
	F		41,2	404	40	200,0	2
10	1923 B	1900 (1038)	0	183	230	47,4	1
	C		16,6	313	128	105,9	1
	D		24,8	354	86	141,8	1
	E		33,6	376	68	166,3	1
	F		41,5	395	49	186,9	2
15	1924 B	2100 (1149)	0	196	171	56,7	1
	C		17,7	338	62	129,9	1
	D		23,3	366	40	155,0	1
	E		34,0	394	29	191,4	1
	F		42,7	405	20	203,0	2
20	1925 B	1970 (1077)	0	207	221	52,6	1
	C		16,4	330	104	112,2	1
	D		25,2	370	72	151,8	1
	E		33,7	390	54	178,9	1
	F		42,4	405	29	200,0	2

Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %
125,4	81,8	64,7
148,3	47,4	56,3
171,0	30,5	54,4
180,9	25,0	52,3
213,0	14,1	47,4
137,6	82,6	69,8
140,1	45,9	62,4
159,8	34,0	58,9
174,8	24,0	54,2
206,0	16,1	51,9
124,6	71,6	63,6
155,9	35,3	52,1
167,0	27,5	49,8
197,8	15,7	42,8
224,6	9,2	34,6
125,2	79,1	63,1
150,0	43,9	59,2
169,0	31,4	55,2
188,9	21,4	49,8
220,6	12,9	46,2

1 TABLA IV - (Continuación)

	Nº de la Colada MW y código	Temperatura de solución °F (°C)	% de red. de sup. por forjado en frío	(a) DPH	Prueba de Charpy de muescas en V pie-libras	0,2% de límite de elasticidad ksi
5	1926 B	1900 (1038)	0	207	224	47,1
	C	↓	14,9	291	86	106,1
	D		24,6	336	43	144,1
	E		32,0	367	17	145,4
	F		40,8	401	17	185,1
10	1927 B		1900 (1038)	0	205	210
	C	↓	14,0	317	114	110,0
	D		25,1	368	81	148,0
	E		33,2	385	65	166,8
	F		41,8	394	41	203,8
15	2041 DO		2100 (1149)	0	-	177
	D	↓	25,4	413	43	200,0
	E		35,6	432	23	231,2
	F		41,9	441	18	253,3
20	2042 DO		1900 (1038)	0	-	240
	D	↓	24,3	364	101	158,8
	E		36,6	371	60	219,1
	F		42,4	413	46	238,2
25	2043 DO		2030 (1110)	0	-	240
	D	↓	26,6	368	96	167,8
	E		36,6	396	68	213,1
	F		42,1	406	51	238,2
30						

te ad	Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %
	126,9	66,7	68,2
	148,2	42,4	64,8
	168,0	27,2	56,3
	184,3	22,0	54,7
	207,5	17,1	44,6
	134,0	79,9	66,1
	148,0	44,6	58,5
	165,0	33,0	55,2
	183,9	24,3	50,3
	211,8	15,7	50,5
	144,5	64,5	60,5
	201,0	26,3	48,2
	241,2	12,6	42,4
	261,3	9,4	40,3
	134,2	65,1	61,9
	176,9	32,4	54,6
	220,1	12,2	43,7
	243,2	9,6	39,4
	125,5	69,1	65,6
	177,9	28,6	55,7
	216,1	14,7	47,0
	238,2	9,9	43,7

1 TABLA IV - (Continuación)

Nº de la Celda MW Y código	Temperatura de solución °F (°C)	% de red. de sup. por for jado en frío	Prueba de Charpy de (a) muescas en V DPH pies-libras	0,2% de límite de elasticidad ksi	Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %	
								2030 (1110)
5	2043 DA	26,6	409	92	173,4	189,9	27,5	49,8
	EA *	36,6	409	58	216,1	221,1	20,2	40,7
	FA	42,1	441	37	243,2	248,2	10,4	38,6
10	2044 DO	0	-	240	62,6	122,3	66,4	68,5
	D	26,3	375	92	169,8	178,9	26,7	53,8
	E	36,7	391	57	216,6	218,1	13,0	49,4
	F	42,9	406	42	238,2	241,2	10,3	44,5
15	2044 DA	26,3	409	64	188,4	200,0	24,4	43,3
	EA *	36,7	434	41	228,1	232,2	13,7	44,5
	FA	42,9	451	24	253,3	260,3	9,9	32,3
20	2045 DO	0	-	240	51,0	126,5	77,6	65,9
	D	26,3	358	77	156,8	173,9	29,5	50,3
	E	36,2	396	39	207,0	207,0	13,0	42,0
	F	41,9	406	41	225,1	228,1	12,2	51,1
25	2046 DO	0	-	240	51,1	115,6	59,6	70,6
	D	24,1	358	39	165,8	172,9	22,4	52,7
	E	35,5	360	17	205,5	206,0	12,0	43,7
	F	42,8	370	22	215,1	222,1	10,3	42,9
30	1928 B	0	252	200	60,7	123,8	77,7	66,9
	C1	17,6	332	100	127,0	155,0	40,8	55,4
	D1	26,1	383	71	161,5	172,1	29,1	52,5

1 TABLA IV - (Continuación)

	Nº de la Colada MW y código	Temperatura de solución °F (°C)	% de red. de sup. por forjado en frío	Prueba de Charpy de muestras en V		0,2% de límite de elasticidad
				(a) DPH	pie-libras	ksi
5	2043 DA	2030 (1110)	26,6	409	92	173,4
	EA *	↓	36,6	409	58	216,1
	FA		42,1	441	37	243,2
2044 DO	2100 (1149)		0	-	240	62,6
10	D	↓	26,3	375	92	169,8
	E		36,7	391	57	216,6
	F		42,9	406	42	238,2
15	2044 DA	2100 (1149)	26,3	409	64	188,4
	EA *	↓	36,7	434	41	228,1
	FA		42,9	451	24	253,3
2045 DO	1900 (1038)		0	-	240	51,0
20	D	↓	26,3	358	77	156,8
	E		36,2	396	39	207,0
	F		41,9	406	41	225,1
25	2046 DO	1900 (1038)	0	-	240	51,1
	D	↓	24,1	358	39	165,8
	E		35,5	360	17	205,5
F	42,8		370	22	215,1	
30	1928 B	2035 (1113)	0	252	200	60,7
	C1	↓	17,6	332	100	127,0
	D1		26,1	383	71	161,5

te
ad

Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %
189,9	27,5	49,8
221,1	20,2	40,7
248,2	10,4	38,6
122,3	66,4	68,5
178,9	26,7	53,8
218,1	13,0	49,4
241,2	10,3	44,5
200,0	24,4	43,3
232,2	13,7	44,5
260,3	9,9	32,3
128,5	77,6	65,9
173,9	29,5	50,3
207,0	13,0	42,0
228,1	12,2	51,1
115,6	59,6	70,6
172,9	22,4	52,7
206,0	12,0	43,7
222,1	10,3	42,9
123,8	77,7	66,9
155,0	40,8	55,4
172,1	29,1	52,5

1 TABLA IV - (Continuación)

Nº de la Celda M y código	Temperatura de solución °F (°C)	% de red. de sup. por for jaco en frío	(a) DPH	Prueba de Charpy de muescas en V pie-libras	0,2% de lími de elasticidad ksi	Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %
E1		24,1	403	60	192,9	198,5	22,9	53,5
F1		42,5	410	40	214,0	224,1	12,7	49,4
1928 CA	2035 (1113)	17,6	362	-	137,8	162,3	41,3	56,3
DA *		26,1	402	-	173,3	185,3	30,0	46,7
EA		34,1	449	-	206,3	209,8	22,7	52,1
FA		42,5	505	-	234,7	240,7	15,3	44,5

5

15 * Un estudio de C a F, elemento por elemento, indica un incremento de endurecimiento mediante normalización durante 5 horas a 538°C (1000°F) después del trabajo en frío.

(a) Prueba de dureza con punta de diamante piramidal

1 Ksi = 70 kg/cm²

1 pie/libra = 0,6719 metro/kilógramo

1 TABLA IV - (Continuación)

	Nº de la Colada MW y código	Temperatura de solución °F (°C)	% de red. de sup. por forjado en frío	(a) DPH	Prueba de Charpy de muescas en V pie-libras	0,2% de límite de elasticidad ksi	C r k
5	E1	↓	34,1	403	60	192,9	1
	F1		42,5	410	40	214,0	2
	1928 CA	2035 (1113)	17,6	362	-	137,8	1
10	DA *	↓	26,1	402	-	173,3	1
	EA		34,1	449	-	206,3	2
	FA		42,5	505	-	234,7	2

15 * Un estudio de C a F, elemento por elemento, indica un incremento de endurecimiento mediante normalización durante 5 horas a 538°C (1000°F) después del trabajo en frío.

(a) Prueba de dureza con punta de diamante piramidal

20

$$1 \text{ Ksi} = 70 \text{ kg/cm}^2$$

$$1 \text{ pie/libra} = 0,6719 \text{ metro/kilógramo}$$

25

30

lími ici-	Carga de rotura ksi	Alargamiento total %	Reducción de superficie %
3	198,5	22,9	53,5
3	224,1	12,7	49,4
3	162,3	41,3	56,3
3	185,3	30,0	46,7
3	209,8	22,7	52,1
3	240,7	15,3	44,5

°F)

1 Los puntos particularmente interesantes de la Tabla
IV se refieren a que las coladas 1923 (26,2% de Mn, 5,02% de
Cr) y 1926 (18,9% de Mn, 5,04% de Cr, 0,22% de N) tienen gra
dos reducidos de endurecimiento en frío, y que la colada 1924
5 (20,0% de Mn, 14,9% de Cr) tiene una baja ductilidad a la ten
sión. La normalización de coladas, tales como 1928, 2043 y
2044, que contienen V, puede producir un incremento sustancial
de la resistencia sin disminuir apreciablemente la ductilidad.
Por ejemplo, la colada 1928 con 34% de reducción de superficie
10 mediante trabajo en frío y normalización de 5 horas a 538°C
(1000°F) tiene un límite de elasticidad de 14.420 kg/cm² (206
ksi) con una reducción de superficie de 52%. La colada 2041,
que contiene Cb, tiene propiedades de resistencia excepcional
mente elevadas, incluso sin normalización.

15 La Tabla IV indica también que la energía de impacto
(ductilidad) en la prueba de Charpy en muesca en forma de V
disminuye como podía preverse con el grado creciente de traba
jo en frío anterior. Las coladas 1924, 1926, 2041 y 2044 tienen
energías de impacto considerablemente inferiores que las demás
20 coladas.

Todas las coladas eran no-ferromagnéticas, salvo la
colada 1926, la cual, con un nivel de solamente 0,24% de (C+N)
se transformó, al ser deformada, en aproximadamente 10% de mar
tensita ferromagnética.

25 Los resultados de las pruebas con piezas dobladas en
forma de U en dos soluciones, es decir 0,17% de KHCO₃ y 3,5%
de NaCl, ambas en agua destilada, se presentan en la siguiente
Tabla V.

1 TABLA V - Pruebas de fisuración por tenso corrosión de Aleaciones experimentales para anillos de retención (tiempo de fallo en horas)

Nº de Aleación MV	1921	1923	1924	1925	1926	1927	1928	2045	2046	2042	2041	2043	2044	
5	Velocidad de enfriamiento	Solución	#	Normalización										
	Enfriamiento por agua (Código 1)													
10	"	KHCO ₃	--	453	3200	4050+	4050+	168	4050+	166	2600+	1750	600+	2600+
	"	NaCl	--	453	860	4050+	1820	1	1030	4050+	340	430	2060	2600+
	"	KHCO ₃	*	--	--	--	--	--	740	--	290	2600+	X	60
	"	NaCl	*	--	--	--	--	--	--	--	X	340	X	197
	2-3°F/seg. (1,11-1,66°C/seg.) (Código 3)	KHCO ₃	--	X	654	18	X	1	42	2660	X	1600+	45	1600
15	"	NaCl	--	X	654	18	X	1	236	453	X	168	100	90
	"	KHCO ₃	*	--	--	--	--	--	--	138	X	384	16	24
	"	NaCl	*	--	--	--	--	--	--	--	X	168	12	31
	0,3°F/seg. (0,16°C/seg.) (Código 2)	KHCO ₃	--	X	168	X	8	523	42	66	2	1850	10	X
20	"	NaCl	--	X	168	X	X	1	18	168	2	250	18	X
	"	KHCO ₃	*	--	--	--	--	--	--	40	150	1750	X	40
	"	NaCl	*	--	--	--	--	--	--	--	190	340	X	18

Soluciones: 0,17% KHCO₃ y 3,5% NaCl;

25 X = Rotura durante curvado;

* = Normalizado durante 5 horas a 1000°F (538°C)

-1 TABLA V - Pruebas de fisuración por tensocorrosión de Aleaciones experimentales para anillos de retención (Tiempo de fallo en horas)

5	Nº de Aleación MV			<u>1921</u>	<u>1923</u>	<u>1924</u>	<u>1925</u>	<u>1926</u>
	Velocidad de enfriamiento	Solución #	Normalización					
	Enfriamiento por agua (Código 1)	KHCO ₃	--	453	3200	4050+	4050+	4050
10	"	NaCl	--	453	860	4050+	1820	1
	"	KHCO ₃	*	-	-	-	-	-
	"	NaCl	*	-	-	-	-	-
	2-3°F/seg. (1,11-1,66°C/seg.) (Código 3)	KHCO ₃	--	X	654	18	X	1
15	"	NaCl	--	X	654	18	X	1
	"	KHCO ₃	*	-	-	-	-	-
	"	NaCl	*	-	-	-	-	-
	0,3°F/seg. (0,16°C/seg.) (Código 2)	KHCO ₃	--	X	168	X	8	523
20	"	NaCl	--	X	168	X	X	1
	"	KHCO ₃	*	-	-	-	-	-
	"	NaCl	*	-	-	-	-	-

Soluciones: 0,17% KHCO₃ y 3,5% NaCl;

25 X = Rotura durante curvado;

* = Normalizado durante 5 horas a 1000°F (538°C)

<u>25</u>	<u>1926</u>	<u>1927</u>	<u>1928</u>	<u>2045</u>	<u>2046</u>	<u>2042</u>	<u>2041</u>	<u>2043</u>	<u>2044</u>
050+	4050+	168	4050+	166	2600+	1750	600+	2600+	2600+
820	1	1030	4050+	340	430	2060	2060	2060	2600+
-	-	-	740	290	2600+	X	X	60	40
-	-	-	-	X	340	X	X	197	197
X	1	42	2660	X	1600+	45	1600	40	96
X	1	236	453	X	168	100	90	168	96
-	-	-	138	X	384	16	24	10	18
-	-	-	-	X	168	12	31	100	48
8	523	42	66	2	1850	10	X	290	X
X	1	18	168	2	250	18	X	166	X
-	-	-	40	150	1750	X	X	40	X
-	-	-	-	190	340	X	X	18	X

1 En los datos que constituyen la base de la Tabla V,
el tiempo de fallo se considera como tiempo necesario para la
iniciación de una fisura por tensocorrosión que atraviesa la
totalidad de la anchura y penetra hasta el 90% del espesor de
5 la muestra de 0,31 cm (1/8 pulg.) de espesor. El símbolo "X"
se utiliza para representar una rotura durante el encorvamient
to en frío y antes de la inmersión en la solución. Se observará
que todos los flejes templados en agua se doblan de manera sat
tisfatoria mientras que se presentan a veces dificultades en
10 flejes enfriados lentamente o normalizados en los cuales puede
haberse producido una precipitación de carburo en las juntas
intergranulares. El incremento de la cantidad de Mn, o la adici
ción de fuertes agentes de formación de carburo, tales como Cb,
Mo, o Mo+V, o la sustitución de C por N, permite mejorar la
15 ductilidad a la flexión en condiciones de enfriamiento contrar
rias.

 En estas pruebas, el tiempo de fallo ha disminuido
de manera espectacular al ser reducida la velocidad de enfriam
miento a partir de la temperatura de solución, lo que demuestra
20 de nuevo la importancia de un templado eficaz. Incluso el tem
plado en agua de pequeños flejes no asegura la inmunidad a la
fisuración por tensocorrosión en todas las aleaciones. Las aleaci
ones templadas que contienen los mayores contenidos de Cr,
es decir las aleaciones 1924, 1925, 1928 han sido las más resi
25 sistentes y algunas de ellas permanecieron sin fisuración despu
és de 4050 horas en el momento de la interrupción de la prueba
ba. Si puede ocurrir un templado flojo, la presencia de eleme
mentos adicionales, tales como Ni, Mo y V que han sido añadidos
a la colada 1928, es altamente conveniente. Aunque la normalizaci
30 ción es benéfica para el límite de elasticidad, la Tabla V inic

1 dica que la normalización reduce la resistencia a la tensocorro-
sion de la mayoría de las aleaciones. El nitrógeno, sustituido
parcialmente al carbono como en la colada 2046, es particularmen-
te benéfico para mejorar la resistencia a la fisuración por ten-
5 socorrosión, cualquiera que sea la velocidad de enfriamiento.

Para la determinación de la tenacidad a la fractura
(K_{ISCC}) en hidrógeno y en sulfuro de hidrógeno, los especímenes
90 (figura 4) destinados a la prueba de carga de abertura por
efecto de cuña (WOL) se mecanizaron a partir de los tochos la-
10 minados en frío y se dotaron de muescas 111. De manera típica,
las muestras tenían aproximadamente una altura de 3,99 cm (1,55
pulg.) ($H = 3,99 \text{ cm} - 1,55''$), una anchura de 50,4 cm (2 pulg.)
($W = 50,4 \text{ cm} - 2,0''$) y un espesor de 2,54 cm (1 pulg.) ($T =$
2,54 cm - 1''). Las muescas perpendiculares a la dirección de la
15 minación correspondían a la orientación radial en un anillo de
retención y las muescas paralelas a la dirección de laminación
correspondían a la orientación circunferencial. Los especímenes
se prefisuraron hasta una profundidad de aproximadamente 0,50
cm (0,20 pulg.) mediante fatiga a la temperatura ambiente en el
20 aire utilizando un ΔK de 1050-1400 $\text{kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (15-20 ksi
 $\sqrt{\text{in}}$).

Unas determinaciones de K_{ISCC} con carga creciente se
efectuaron en la cámara 81 (figura 4), bien con gas H_2 puro
bien con gas H_2S a 3,5 kg/cm^2 (50 libras/pulg²) y una velocidad
25 de incremento de carga continua de 9,06 kg/min. (20 lib/min).
Las pruebas de carga creciente en H_2S han sido sugeridas como
prueba de selección útil para determinación de K_{ISCC} porque
las velocidades de progresión de las fisuras en gas H_2S son 3
a 4 veces más importantes que las que se obtienen bien en agua
30 de mar o bien en gas hidrógeno con aceros de alta resistencia.

1 Se toma el valor de K_{ISCC} como valor K en el punto donde la
curva de desplazamiento de carga se aleja de la linealidad de
bido a la progresión de la grieta.

5 Las muestras para pruebas de progresión de fisuración
estática se situaron en una cámara (no representada) en la cual
se hizo el vacío y se llenó con gas H_2 a $5,6 \text{ kg/cm}^2$ (80 libras/
pulg²). Las muestras se sometieron a una carga por medio de un
perno roscado (figura 3) a través de juntas al vacío hasta la
intensidad de fuerza inicial deseada (K_i). Si las fisuras no
10 crecían en 1100 horas aproximadamente, se admitía que K_{IH_2} era
> K_i .

Los resultados de la determinación de K_{IH_2} y $K_{IH_2^S}$
en las orientaciones radial y circunferencial del plano de fi-
sura se resumen en las siguientes Tablas VI y VII.

15

20

25

30

1 TABLA VI - K_{ISCC} de Aleaciones para Anillos de Retención Experimentales en Gas Hidrógeno o Gas Sulfuro de Hidrógeno (ksi. $\sqrt{\text{in}}$) (a)

5	Carga ** creciente H ₂ a 3,5 kg/cm ² (50 psi)		Cargado con perno H ₂ a 5,6 kg/cm ² (80 psi)		Carga creciente H ₂ a 3,5 kg/cm ² (50 psi)		Carga creciente H ₂ a 3,5 kg/cm ² (50 psi)		Carga creciente H ₂ a 3,5 kg/cm ² (50 psi)		0,2% límite elastici- dad medic ksi (b)
	Radial 1	Radial 3	Radial 4	Radial 2	Radial 2	Radial 3*	Radial 3*	Radial 4*	Radial 4*		
1921	97	96,3	66,2	72,7	72,4	59,8				1429	
1923	98,8	95,8	65,7	40,6	64,4	38,5				161	
1924	105,4	99,4	65,7	69,3	84,6	55,4				157	
10	1925	111,8	97,3	72,5	64,6	90,9	57,6			163	
	1926	39,3	39	10,2	23,2	---	---			1429	
	1927	100,8	87,4	74	64,8	62,9				161	
	1928	89,7-99,5	97	75,2	103,4	111,8	107,4			1639	
						111,6					
15	1928	111,3	-	-	-	101,2	93,1			1929	

Normalizado

ϕ

* Nueva prueba de radial 3.

20 # Nueva prueba de circunferencial 4.

θ 10 ksi de dispersión del límite de elasticidad (700 kg/cm²)

** Velocidad de carga = 9,66 kg/min (20 libras/minuto) para todas las pruebas de carga creciente.

ϕ Normalización durante 5 horas a 538°C (1000°F)

25 (a) 1 ksi/in. = 70 kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$

(b) 1 ksi. = 70 kg/cm²

1 TABLA VI - K_{ISCC} de Aleaciones para Anillos de Retención Experimentales en Gas Hidrógeno o Gas Sulfuro de Hidrógeno (ksi $\sqrt{\text{in}}$) (a)

	Carga ** creciente H ₂ a 3,5 kg/cm ² (50 psi)	Cargado con perno H ₂ a 5,6 kg/cm ² (80 psi)	Cargado con perno H ₂ a 5,6 kg/cm ² (80 psi)	Carga creciente H ₂ S a 3,5 kg/cm ² (50 psi)	Carga creciente H ₂ S a 3,5 kg/cm ² (50 psi)	Carga creciente H ₂ S a 3,5 kg/cm ² (50 psi)	10,2% elast π ksi
	Colada radial 1	Radial 3	Circunfe rencial 4	Radial 2	Radial 3*	Circunfe rencial 4#	
5	1921 97	96,3	66,2	72,7	72,4	59,8	
	1923 98,8	95,8	65,7	40,6	64,4	38,5	
	1924 105,4	99,4	65,7	69,3	84,6	55,4	
10	1925 111,8	97,3	72,5	64,6	90,9	57,6	
	1926 39,3	39	10,2	23,2	--	--	
	1927 100,8	87,4	74	64,8	--	62,9	
	1928 89,7-99,5	97	75,2	103,4	111,8 111,6	107,4	
15	1928 111,3	-	-	-	101,2	93,1	

Normalizado
∅

- * Nueva prueba de radial 3.
- 20 # Nueva prueba de circunferencial 4.
- ∅ 10 ksi de dispersión del límite de elasticidad (700 kg/cm²)
- ** Velocidad de carga = 9,06 kg/min (20 libras/minuto) para todas las pruebas de carga creciente.
- ∅ Normalización durante 5 horas a 538°C (1000°F)
- 25 (a) 1 ksi/in. = 70 kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$
- (b) 1 ksi = 70 kg/cm²

0,2% límite
elasticidad
medic
ksi (b)

1420

1610

1570

1630

1420

1610

1630

1920

1 TABLA VII - K_{IC} Y K_{ISCC} de Aleaciones No Magnéticas de Alta Resistencia en Gas Hidrógeno o Sulfuro de Hidrógeno (Dirección Radial)

N° de colada	Código de velocidad de enfriamiento	Tenacidad a la fractura K_{IC} , kg/cm ² $\sqrt{2,54}$ cm	Tensocorrosión, K_{ISCC}		H_2 a 3,5-5,6 kg/cm ² (50-80 psi)	H_2 a 3,5-5,6 kg/cm ² (80 psi) envejecido ϕ	(Aparente)* - kg/cm ² $\sqrt{2,54}$ cm.	H_2 a 3,5 kg/cm ² (50 psi) envejecido ϕ
			H_2 a 3,5-5,6 kg/cm ² (50-80 psi)	H_2 a 3,5-5,6 kg/cm ² (80 psi) envejecido ϕ				
5	2045	H	4760 (68)	4,76 (68)	-	-	2,80 (40)	-
		J	4550 (65)	3,78-4,55 (54-65)	-	-	2,52 (36)	-
10	1921	H	-	6,79 (97)	-	-	5,07 (72,5)	-
	1926	H	-	2,73 (39)	-	-	1,61 (23)	-
	1923	H	-	6,93 (99)	-	-	2,80-4,48 (40-64)	-
	1924	H	-	7,35 (105)	-	-	4,83-5,88 (69-84)	-
15	2046	H	4410 (63)	3,29 (47)	-	-	2,38 (34)	-
		J	4480 (64)	3,50 (50)	-	-	2,31 (33)	-
20	1927	H	-	6,09-7,07 (87-101)	-	-	4,55 (65)	-
	1925	H	-	7,84 (112)	-	-	4,55-6,30 (65-90)	-
25	2041	H	4410 (63)	4,20 (60)	-	-	3,43 (49)	-
		J	3500 (50)	3,64 (52)	-	-	3,29 (47)	-
	2042	H	6300 (90)	5,88-6,30 (84-90)	-	-	3,64 (52)	-
		J	5040 (72)	5,04 (72)	-	-	2,73 (39)	-
20	2044	H	4760 (68)	4,83 (59)	3,78 (54)	-	3,50 (50)	-
		J	4200 (60)	3,50 (50)	2,17 (31)	-	3,43 (49)	-
25	2043	H	6580 (94)	5,95 (85)	4,27 (61)	-	4,13 (59)	-
		J	5530 (79)	4,90 (70)	3,78 (54)	-	3,15 (45)	-
	1928	H	-	6,30-7,00	6,72-7,77	-	6,58-7,77 (94-111)	6,09-7,07 (87-101)
				(90-100)	(96-111)			

Código H = templado con agua.

Código J = aproximadamente 0,11°C/seg de velocidad de enfriamiento (2°F/seg.)

ϕ Normalización durante 5 horas a 538°C (1000°F)

30 * Prueba de carga creciente - 9,06 kg/minuto (20 libras/minuto)

1 TABLA VII - K_{IC} Y K_{ISCC} de Aleaciones No Magnéticas de Alta Resistencia
en Gas Hidrógeno o Sulfuro de Hidrógeno (Dirección Radial)

Nº de colada	Código de velocidad de enfriamiento	Tenacidad a la fractura K_{IC} , $\frac{kg/cm^2}{\sqrt{2,54 cm}}$ (ksi $\sqrt{pulg.}$)	Tensocorrosión, K_{ISCC}			
			H ₂ a 3,5-5,6 kg/cm^2 (50-80 psi)	H ₂ a 5,6 kg/cm^2 (80 psi) envejecido ϕ		
5	MV	2045	H	4760 (68)	4,76 (68)	-
			J	4550 (65)	3,78-4,55 (54-65)	-
10		1921	H	-	6,79 (97)	-
		1926	H	-	2,73 (39)	-
		1923	H	-	6,93 (99)	-
		1924	H	-	7,35 (105)	-
		2046	H	4410 (63)	3,29 (47)	-
			J	4480 (64)	3,50 (50)	-
15		1927	H	-	6,09-7,07 (87-101)	-
		1925	H	-	7,84 (112)	-
		2041	H	4410 (63)	4,20 (60)	-
			J	3500 (50)	3,64 (52)	-
20		2042	H	6300 (90)	5,88-6,30 (84-90)	-
			J	5040 (72)	5,04 (72)	-
		2044	H	4760 (68)	4,83 (59)	3,78 (54)
			J	4200 (60)	3,50 (50)	2,17 (31)
		2043	H	6580 (94)	5,95 (85)	4,27 (61)
25			J	5530 (79)	4,90 (70)	3,78 (54)
		1928	H	-	6,30-7,00	6,72-7,77
					(90-100)	(96-111)

Código H = templado con agua.

Código J = aproximadamente 0,11°C/seg de velocidad de enfriamiento (2°F/seg.)

ϕ Normalización durante 5 horas a 538°C (1000°F)

30 * Prueba de carga creciente - 9,06 kg/minuto (20 libras/minuto)

(Aparente)* . kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm.}}$ (ksi $\sqrt{\text{pulg.}}$)

H₂S a 3,5
kg/cm²
(50 psi)

H₂S a 3,5
kg/cm²
(50 psi)
envejecido ϕ

2,80 (40)

-

2,52 (36)

-

5,07 (72,5)

-

1,61 (23)

-

2,80-4,48 (40-64)

-

4,83-5,88 (69-84)

-

2,38 (34)

-

2,31 (33)

-

4,55 (65)

-

4,55-6,30 (65-90)

-

3,43 (49)

-

3,29 (47)

-

3,64 (52)

-

2,73 (39)

-

3,50 (50)

-

3,43 (49)

-

4,13 (59)

-

3,15 (45)

-

6,58-7,77 (94-111)

6,09-7,07 (87-101)

1 La Tabla VII incluye los datos de K_{ISCC} radial en H_2 y H_2S de la Tabla VI y datos suplementarios para las muestras 2041, 2042, 2043, 2044, 2045 y 2046.

5 La Tabla VI indica que, en las pruebas de umbral de tensocorrosión, las resistencias K_{ISCC} , K_{IH_2} o K_{IH_2S} de la aleación 1926 son espectacularmente inferiores a las de cualquier otra aleación del grupo. Las pruebas de carga creciente en H_2 a $3,5 \text{ kg/cm}^2$ (50 libras/pulg²) para las otras seis aleaciones presentan un K_{IH_2} de aproximadamente $7000 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (100 ksi $\sqrt{\text{in}}$) para muestras radiales y de aproximadamente $4900 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (70 ksi $\sqrt{\text{in}}$) para muestras circunferenciales. Las muestras radiales cargadas con perno roscado, tenían un K_{IH_2} de $6650 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (95 ksi $\sqrt{\text{in}}$) y las muestras circunferenciales K_{IH_2} $4.550 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (65 ksi $\sqrt{\text{in}}$).

15 Las muestras sometidas a carga con perno roscado que no se han roto después de quedar sin carga, se colorearon térmicamente a 260°C (500°F) en el aire para marcar su posición de fisura intermedia, y se sometieron de nuevo a pruebas de K_{ISCC} con carga creciente en gas H_2S a $3,5 \text{ kg/cm}^2$ (50 psi). Se obtuvo así una comprobación de las determinaciones originales de K_{IH_2S} . Las pruebas de carga creciente en H_2S con orientación circunferencial de las fisuras dieron un K_{IH_2S} de aproximadamente 0,8 del valor en la dirección radial (Tabla VI). Sin embargo, la colada 1928 es notable porque tanto el K_{IH_2} y el K_{IH_2S} son superiores a $7000 \text{ kg/cm}^2 \sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (100 ksi $\sqrt{\text{in}}$) en la orientación radial o circunferencial del plano de fisura. Además, después de normalización para incrementar la resistencia de la colada 1928 hasta los valores siguientes:

30 0,2% de límite de elasticidad = 14210 kg/cm^2 (203 ksi)
Resistencia máxima = 15190 kg/cm^2 (217 ksi)

1 Alargamiento = 14,9%

Reducción de superficie = 38,2%,

se mantuvo el K_{ISCC} en H_2 y H_2S a un nivel elevado (Tabla VI),
si bien se redujo la resistencia a la fisuración por tensocorro-
5 sión (Tabla V).

Los siguientes comentarios están basados en los re-
sultados de las pruebas realizadas con las coladas de 22,65
kg (50 libras): Es necesario que los anillos de retención ten-
gan ciertas propiedades y características. En el pasado, el
10 límite de elasticidad y la energía de impacto recibían la mayor
atención; sin embargo, una característica importante del presen-
te invento es el descubrimiento de aleaciones que no solamente
tienen un elevado límite de elasticidad y una elevada energía
de impacto, sino también presentan una resistencia mejorada a
15 la fisuración por tensocorrosión, a la fragilidad por absor-
ción de hidrógeno y a la velocidad de progresión de fisuras de
bidas a la fatiga y acentuadas por el ambiente.

La colada 1923 que tiene el mayor contenido de manga-
neso, (aproximadamente 26%) tiene un grado de endurecimiento
20 en frío demasiado bajo. Por tanto, no es candidata para anillos
de retención superresistentes. La aleación 1924 que tiene el
mayor contenido de cromo (15%) tiene un límite de elasticidad
adecuado y una buena resistencia a la tensocorrosión, pero pre-
senta una ductilidad a la tensión y una energía de impacto sus-
25 tancialmente inferiores a las de las demás aleaciones. La com-
posición de la colada 1926 no es adecuada para un anillo de
retención porque la austenita no es estable. Aproximadamente
el 10% de la austenita se transforma en martensita al ser some-
tida a una deformación, y la aleación pasa a ser fuertemente
30 ferromagnética. Las propiedades de resistencia a la tensión e

1 impacto de la colada 1926 tampoco son adecuadas. Las propieda
des de resistencia a la tensión de las aleaciones incluidas en
el alcance del presente invento son satisfactorias para anillos
de retención, en particular aquellas aleaciones que contienen
5 adiciones de uno o varios elementos del grupo que consisten en
Mo, V y Cb.

En las pruebas de tensocorrosión de piezas dobladas
en forma de U, con una sola excepción, el tiempo de fallo dis
minuye cuando se reduce la velocidad de enfriamiento. Las alea
10 ciones templadas que contienen mayores contenidos de cromo, es
decir las aleaciones 1924, 1925 y 1928 son las más resistentes.
Las muestras enfriadas lentamente de aleaciones 1921, 1925,
2045, 2041 y 2044, se rompen durante su encorvamiento.

La aleación 1926 que presenta martensita es extrema
15 damente susceptible a la fisuración en NaCl. Las fisuras se
inician después de solamente 5 minutos y progresan a través
de las muestras a una velocidad visible, produciendo un fallo
en menos de una hora. Basándose en otros experimentos realiza
dos con aleaciones totalmente austeníticas conteniendo nitróge
20 no, por ejemplo la colada 2046 de la Tabla V, se ve claramente
que el nitrógeno es más benéfico que perjudicial. Por tanto,
es probable que la elevada susceptibilidad de la aleación 1926
a la fisuración por tensocorrosión se debe a la presencia de
martensita en lugar de ser motivada por el contenido de nitró
25 geno.

En el caso de un templeado inadecuado, las aleaciones
1923 y 1927 y en particular las aleaciones 1928 y 2046 tienen
un mejor comportamiento que las demás. Sin embargo, en las prue
bas de tensocorrosión se ve que es preciso tomar todas las pre
30 cauciones posibles para obtener un templeado brusco de los ani

1 llos de retención a partir de la temperatura de solución.

Basándose en los descubrimientos mencionados más arriba, se ha preparado un anillo de prueba de 104,3 cm de diámetro interno (41,1 pulg.), 129,7 cm de diámetro externo (51,1 pulg.) y 41,9 cm (16,5 pulg.) de largo utilizando procedimientos industriales, con una aleación incluida en el alcance del presente invento y que tenía la siguiente composición:

18,1% de Mn, 6,45% de Cr, 0,73% de Si, 0,23% de Ni, 0,14% de N, 0,14% de V, 0,57% de C estando el resto constituido por Fe.

Después del tratamiento en solución y expansión en frío, se normalizó el anillo durante 12 horas a 570°C (1058°F).

Las propiedades de tensión circunferenciales en la mitad de la pared, han sido las siguientes:

0,2% de límite de elasticidad = 12460 kg/cm² (178 ksi)
carga de rotura a la tracción = 13650 kg/cm² (195 ksi)
alargamiento = 22%

Reducción de superficie = 35%

La tenacidad a la fractura del anillo en el aire ha sido 8960 kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (128 ksi $\sqrt{\text{in}}$); en agua destilada, una muestra radial ha presentado un K_{ISCC} de 6314 kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (90,2 ksi $\sqrt{\text{in}}$); en hidrógeno seco a 5,6 kg/cm² (80 libras/pulg²), el K_{IH_2} ha sido 7182 kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (102,6 ksi $\sqrt{\text{in}}$); en H₂S a 3,5 kg/cm² (50 libras/pulg²) el K_{IH_2S} ha sido de 3010 kg/cm² $\sqrt{2,54 \text{ cm}}$ (43 ksi $\sqrt{\text{in}}$). En la dirección circunferencial, el K_{ISCC} ha presentado aproximadamente la mitad de las magnitudes indicadas más arriba. Aunque estas propiedades son mejores que las de ciertas aleaciones para anillos de retención de la técnica anterior, la normalización a la cual se somete el acero ha reducido su tenacidad a la fractura en

1 los ambientes de utilización. Además, las muestras dobladas en
 forma de U de este anillo han sido susceptibles a la fisura
 5 ción por tensocorrosión en soluciones de $KHCO_3$ y NaCl. Para
 las aplicaciones más exigentes se prefieren aleaciones que con
 tienen niveles algo superiores de Cr, Ni, Mo, V, Cb y/o N.

Por ejemplo, un proveedor comercial de anillos de re
 tención, basándose en las especificaciones que se le suministra
 ron durante el desarrollo del presente invento, ha fabricado
 un anillo de retención de tamaño normal con una de las composi
 10 ciones preferidas de acuerdo con el invento. Las dimensiones
 del anillo después del tratamiento en solución han sido las si
 guientes: diámetro externo 93,47 cm (36,8 pulg.), diámetro in
 terior 65,40 cm (25,75 pulg.) y longitud 108,7 cm (42,8 pulg.).
 La composición de la aleación era la siguiente: 19,8% de Mn,
 15 8,2% de Cr, 3,03% de Mo, 0,95% de V, 0,59% de Ni, 0,51% de Si,
 0,55% de C, 0,07% de N, 0,026% de P, 0,004% de S, 0,010% de Al,
 estando el resto constituido por Fe. Después de expansión en
 frío hasta un diámetro externo de 123,4 cm (48,6 pulg.) y un
 diámetro interno de 101,6 cm (40,0 pulg) para endurecer la alea
 20 ción mediante trabajo en frío, las propiedades de tensión en la
 mitad de la pared en el anillo, han sido las siguientes:

	Expansión en frío 41,7%	Recocido de 10 h a 300°C (572°F)	Normalización de 10 horas a 575°C (1067°F)
0,2% límite de elasticidad, 25 kg/cm ² (ksi)	12600-12880 (180-184)	12516 (178,8)	13.860 (198)
Carga de rotura kg/cm ² (ksi)	13090-13230 (187-189)	13.230 (189)	14.700 (210)
Alargamiento %	18,6-23,5	22	18
Reducción de superficie, %	36,6-40,4	30	27

1 La resistencia a los impactos medidas por medio de la
prueba Charpy con muesca en forma de V ha sido de aproximada-
mente 13.4 m/kg (20 pie.libra). Una prueba de fragilidad por
absorción de hidrógeno ha sido realizada en una muestra nor-
5 malizada en gas hidrógeno a 5,6 Kg/cm² (80 libras/pulg²) y
con una velocidad de carga de 2,26 kg/min (5 libras min). El
K_{1H₂} presentó un valor notablemente elevado de 8890 kg/cm²
√2,54 cm (127 ksi√in) a pesar del nivel de límite de elástici-
dad correspondientemente elevado de 13860 kg/cm² (198 ksi).
10 Estas propiedades de ductilidad a la tensión de resistencia
a los impactos y de K_{ISCC} satisfacen los requisitos más seve-
ros mencionados más arriba para los anillos de retención.

En resumen, la presente patente de invención que se
solicita deberá recaer sobre las siguientes:

15

REIVINDICACIONES

1.- Mejoras introducidas en un procedimiento para la
producción de partes para su empleo en generadores eléctricos,
caracterizadas dichas mejoras porque se somete una aleación
que consiste fundamentalmente de los siguientes elementos en
20 porcentajes de peso:

20

Manganeso	17-23
Cromo	6-9
Carbono	hasta 0,8
Silicio	hasta 1,5
25 Nitrógeno	hasta 0,8
Níquel	hasta 2,75
Molibdenc	hasta 3,5
Vanadio	hasta 1,7
Columbio	hasta 0,45
30 Hierro	Resto

30

1 siendo el manganeso más el cromo superior a 24 y menor que
31,5 y el carbono más nitrógeno entre 0,35 y 0,8, a un al-
to grado de endurecimiento por trabajo en frío en la condi-
5 ción de solución tratada a fin de obtener partes que sean
fundamentalmente austeníticas y no-ferromagnéticas, ya sea
al extinguir durante dicho tratamiento de solución y des-
pués del trabajado en frío y que poseen una alta resisten-
cia a la fisura por corrosión y fisuración cáustica por hi-
drógeno.

10 2.- Mejoras según la reivindicación 1, caracteriza-
das porque la aleación incluye uno o más de los siguientes
elementos en porcentaje de peso:

Níquel	0,2 a 2,75
Molibdeno	0,6 a 3,5
15 Vanadio	0,6 a 1,7
Columbio	0,1 a 0,4.

20 3.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, carac-
terizadas porque dichas partes están compuestas por una alea-
ción de acero trabajado que consiste fundamentalmente de las
siguientes composiciones en porcentaje de peso:

Manganeso	18 a 22
Cromo	6,5 a 9
Carbono	0,45 a 0,65
25 Silicio	0,2 a 1
Níquel	0,4 a 1
Hierro	Resto.

30 4.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, carac-
terizadas porque dichas partes están compuestas por una alea-
ción de acero trabajado que consiste fundamentalmente de las
siguientes composiciones en porcentaje de peso:

1	Manganeso	18 a 22
	Cromo	6,5 a 9
	Carbono	0,45 a 0,65
	Silicio	0,2 a 1
5	Molibdeno	0,6 a 1
	Hierro	Resto.

5.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracterizadas porque dichas partes están compuestas por una aleación de acero trabajado que consiste fundamentalmente de las siguientes composiciones en porcentaje de peso:

10	Manganeso	18 a 22
	Cromo	6,5 a 9
	Carbono	0,45 a 0,65
	Silicio	0,2 a 1
15	Níquel	0,4 a 1
	Molibdeno	0,6 a 1
	Hierro	Resto.

6.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracterizadas porque dichas partes están compuestas por una aleación de acero trabajado que consiste fundamentalmente de las siguientes composiciones en porcentaje de peso:

20	Manganeso	18 a 22
	Cromo	6,5 a 9
	Carbono	0,45 a 0,65
25	Silicio	0,2 a 1
	Molibdeno	1 a 2
	Vanadio	0,7 a 1,25
	Hierro	Resto.

7.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracterizadas porque dichas partes están compuestas por una aleación

1 ción de acero trabajado que consiste fundamentalmente de
las siguientes composiciones en porcentaje de peso:

	Manganeso	18 a 22
	Cromo	6,5 a 9
5	Carbono	0,45 a 0,65
	Silicio	0,2 a 1
	Níquel	0,4 a 1
	Molibdeno	1 a 2
	Vanadio	0,7 a 1,25
10	Hierro	Resto.

8.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracte-
rizadas porque dichas partes están compuestas por una alea-
ción de acero trabajado que consiste fundamentalmente de las
siguientes composiciones en porcentaje de peso:

15	Manganeso	18 a 22
	Cromo	6,5 a 9
	Carbono	0,45 a 0,65
	Silicio	0,2 a 1
	Nitrógeno	0,05 a 0,15
20	Columbio	0,1 a 0,4
	Hierro	Resto.

9.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracte-
rizadas porque la aleación consiste fundamentalmente de
las siguientes composiciones en porcentaje de peso:

25	Manganeso	19
	Cromo	6
	Níquel	0,5
	Molibdeno	1,5
	Carbono	0,5
30	Silicio	0,4

1 Vanadio 0,75 a 1,25
Hierro Resto.

5 10.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracterizadas porque dichas partes están compuestas por una aleación de acero trabajado que consiste fundamentalmente de las siguientes composiciones en porcentaje de peso:

Manganeso 18 a 20
Cromo 7,5 a 9
Carbono 0,35 a 0,6
10 Silicio 0,3 a 0,6
Níquel 0,4 a 1
Molibdeno 2,75 a 3,25
Vanadio 0,6 a 1,0
Hierro Resto.

15 11.- Mejoras según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizadas porque la aleación incluye en porcentaje de peso:

Nitrógeno 0,1 a 0,7
Carbono 0,0 a 0,6

20 y porque el porcentaje en peso del carbono más el nitrógeno está comprendido entre 0,35 y 0,7.

12.- Mejoras según cualquiera de las reivindicaciones anteriores caracterizadas porque la aleación tiene un contenido de cromo entre 6,5 % y 9,5 % en peso.

25 13.- Mejoras según la reivindicación 1, caracterizadas porque la aleación consiste fundamentalmente de la siguiente composición en porcentaje de peso:

Manganeso 19
Cromo 6
30 Silicio 0,4

1	Carbono	0,2
	Nitrógeno y	
	Carbono	0,35 a 0,7
	Hierro	Resto.

5 14.- Mejoras según las reivindicaciones 1 ó 2, caracte-
rizadas porque la aleación tiene un contenido de vanadio en
porcentaje de peso de entre 0,6 y 1,7 y porque dichas partes
han sido trabajadas en frío y a continuación se envejecen en
la condición de trabajo en frío a una temperatura de entre
10 482.22°C y 648.89°C (900 y 1200°F) para aumentar la resistencia
de las mismas.

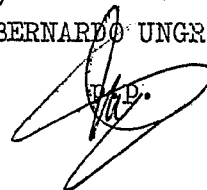
15 15.- Mejoras según cualquiera de las reivindicaciones
anteriores, caracterizadas porque después de que dichas partes
han sido sometidas a una temperatura en la que los elementos
componentes de la aleación se disuelven, dichas partes se tem-
plan bruscamente a partir de las temperaturas de solución y a
continuación se trabaja en frío para obtener un alto nivel de
resistencia.

20 16.- Se reivindica por último como objeto sobre el que
ha de recaer la Patente de Invención que se solicita por: MEJO
RAS INTRODUCIDAS EN UN PROCEDIMIENTO PARA LA PRODUCCION DE
PARTES PARA SU EMPLEO EN GENERADORES ELECTRICOS.

25 Todo conforme queda descrito y reivindicado en la pre-
sente memoria descriptiva, que consta de sesenta y cinco pági-
nas mecanografiadas y dibujos adjuntos.

Madrid, 2 Febrero de 1.978

BERNARDO UNGRIA



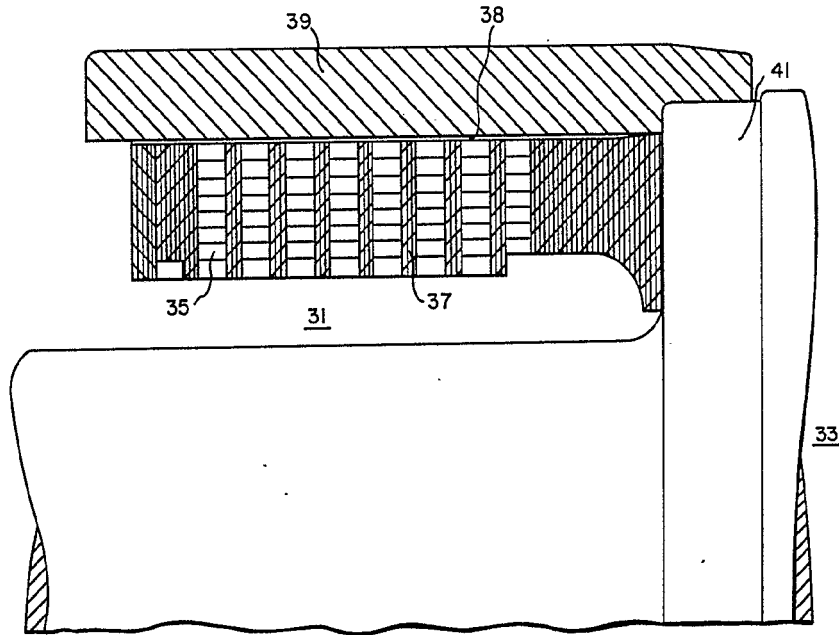


FIG. 1

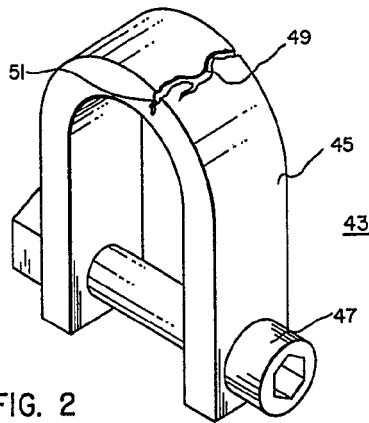


FIG. 2

ESCALA VARIABLE
Madrid, 2 Febrero de 1.978
BERNARDO UNGRIA
P. 9

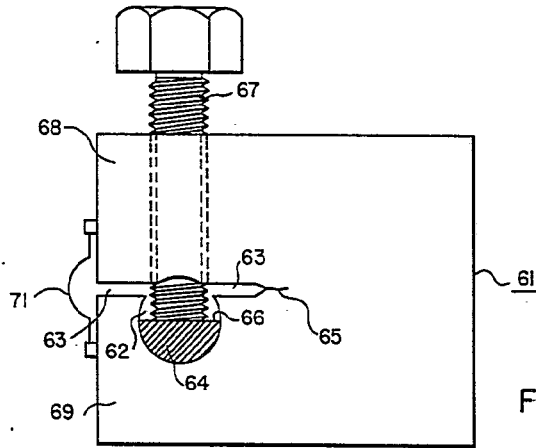


FIG. 3

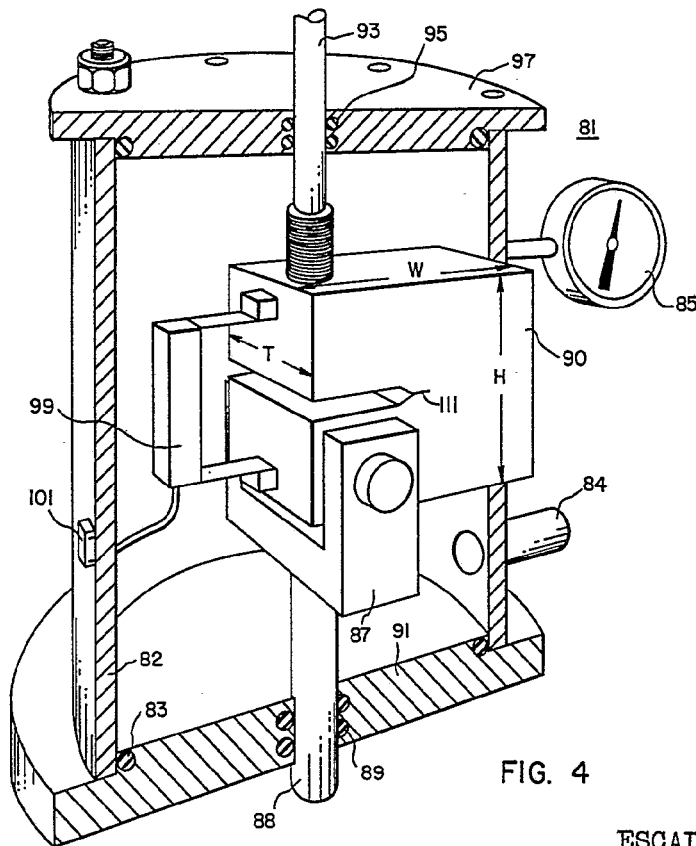


FIG. 4

ESCALA VARIABLE
Madrid, 2 Febrero 1.978
BERNARDO UNGRIA

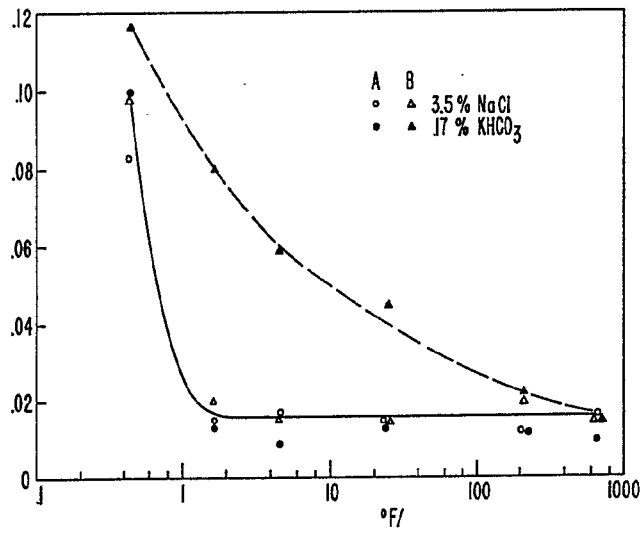


FIG. 5

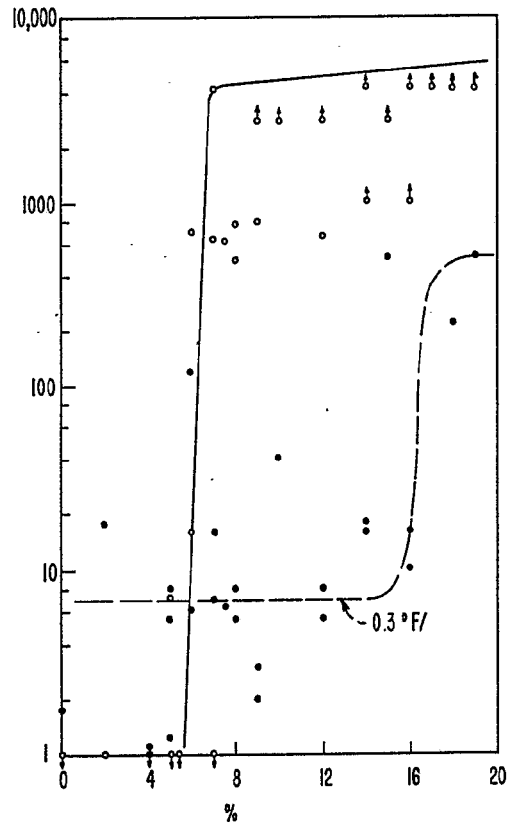


FIG. 6

ESCALA VARIABLE

Madrid, -2 Febrero de 1.978

BERNARDO UNGRIA

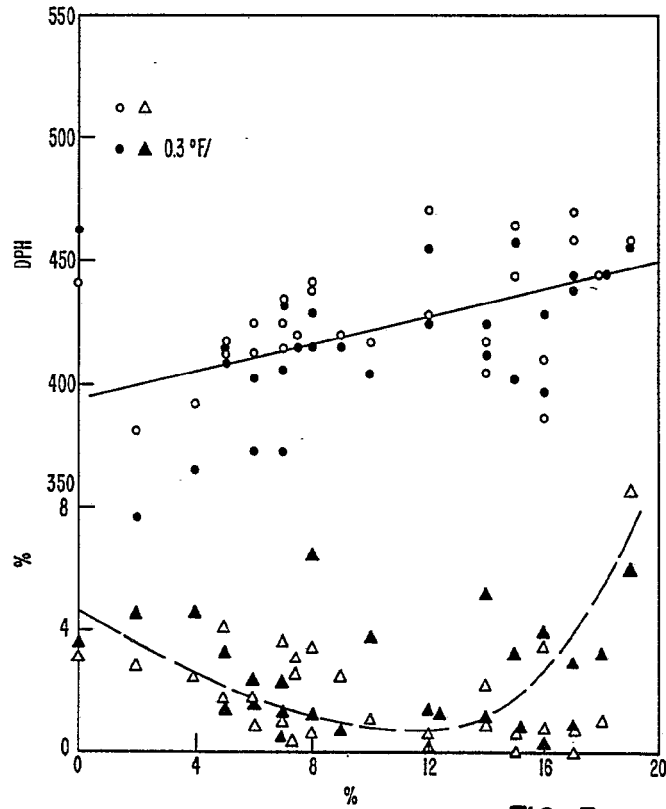


FIG. 7

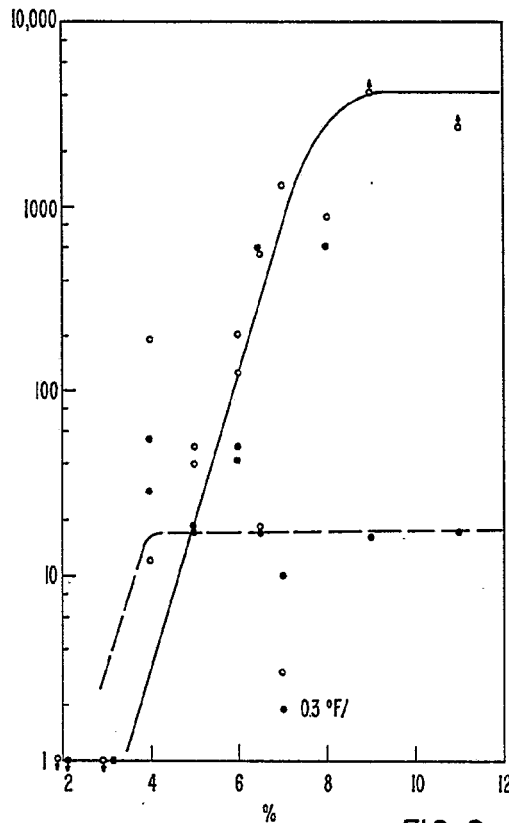


FIG. 8

ESCALA VARIABLE
Madrid, 2 Febrero 1.978
BERNARDO UNGERIA

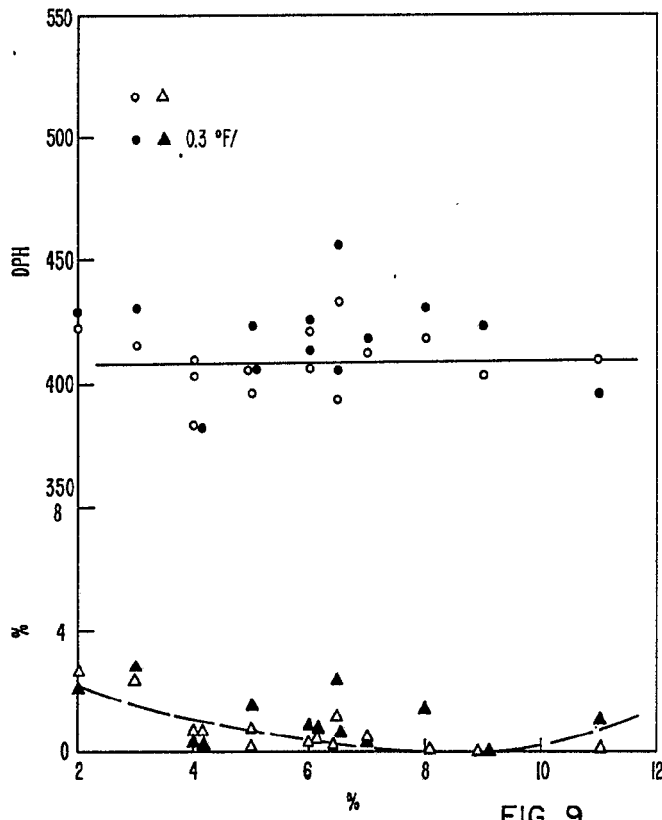


FIG. 9

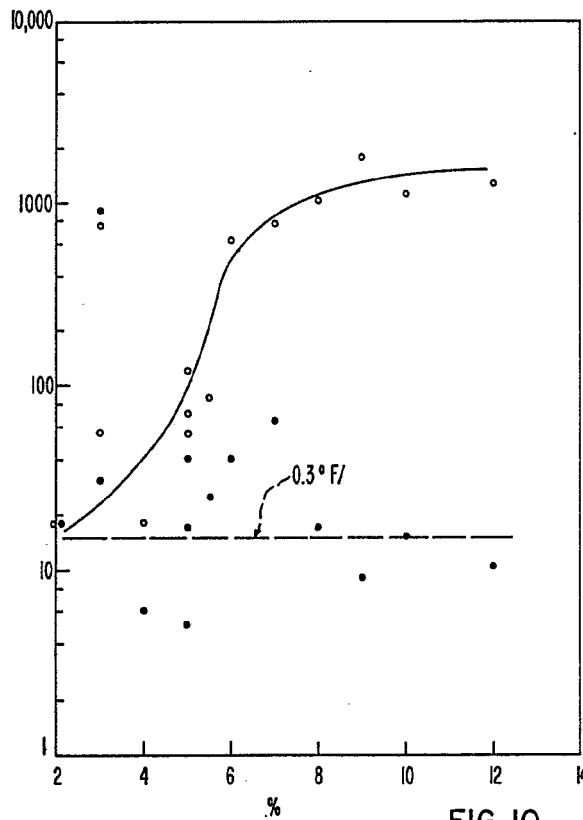


FIG. 10

ESCALA VARIABLE
 Madrid, 2 Febrero 1978
 BERNARDO UNGRIA

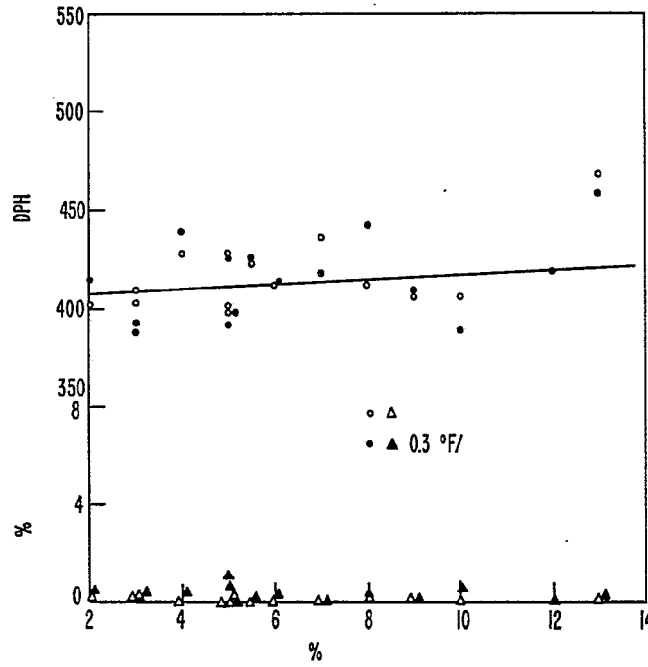


FIG. 11

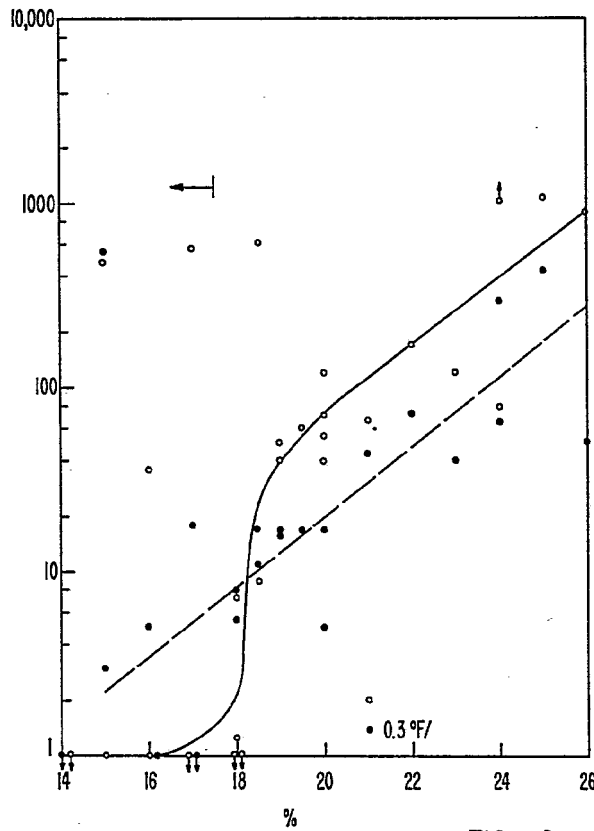


FIG. 12

ESCALA VARIABLE

Madrid, 2 Febrero 1978

BERNARDO UNGRIA

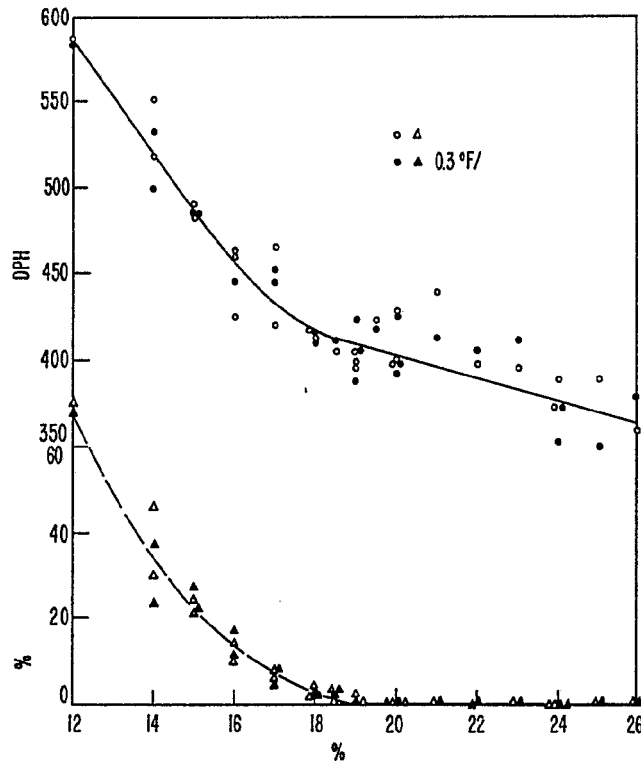


FIG. 13

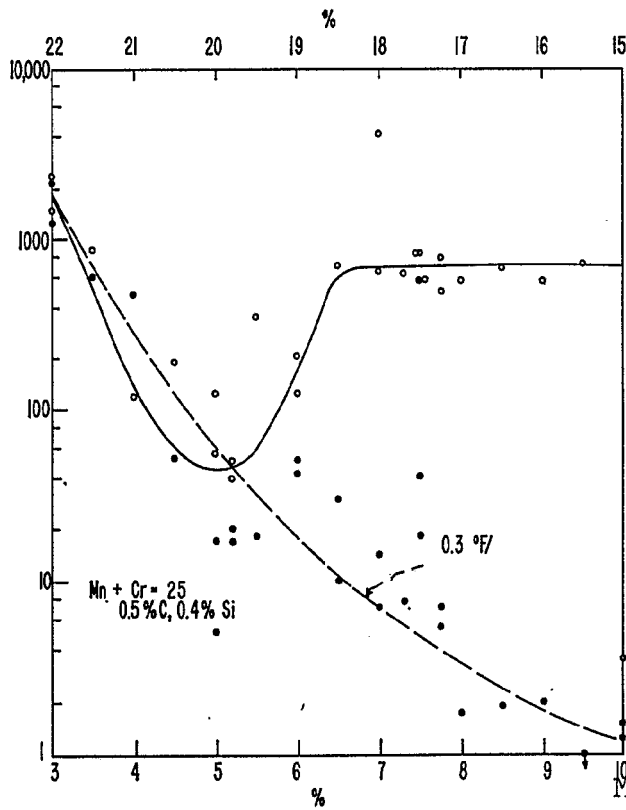


FIG. 14

ESCALA VARIABLE
Madrid, 2 Febrero 1978
BERNARDO UNGRIA

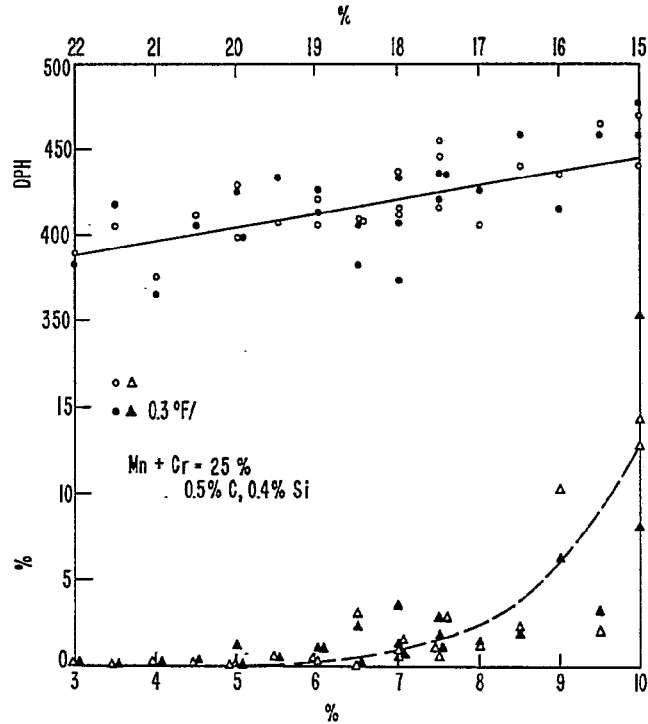


FIG. 15

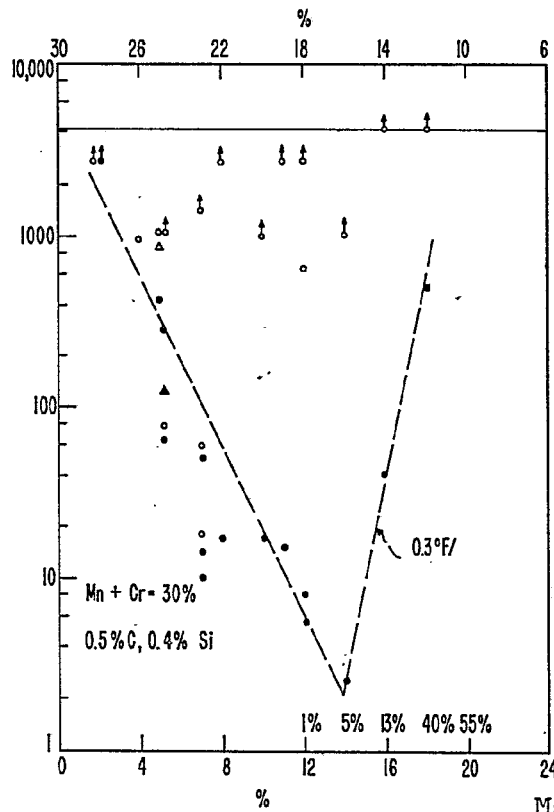


FIG. 16

ESCALA VARIABLE
Madrid, 2 Febrero 1.978
BERNARDO UNGRIA
D.P.

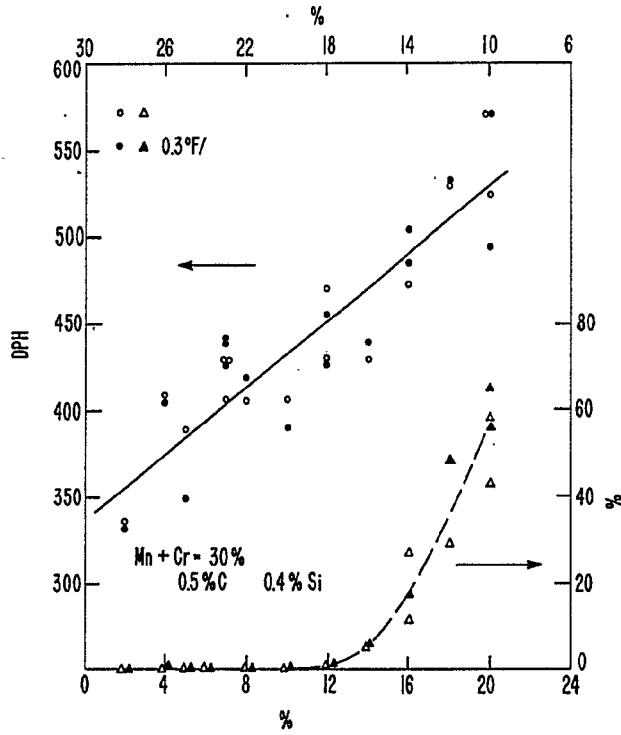


FIG.17

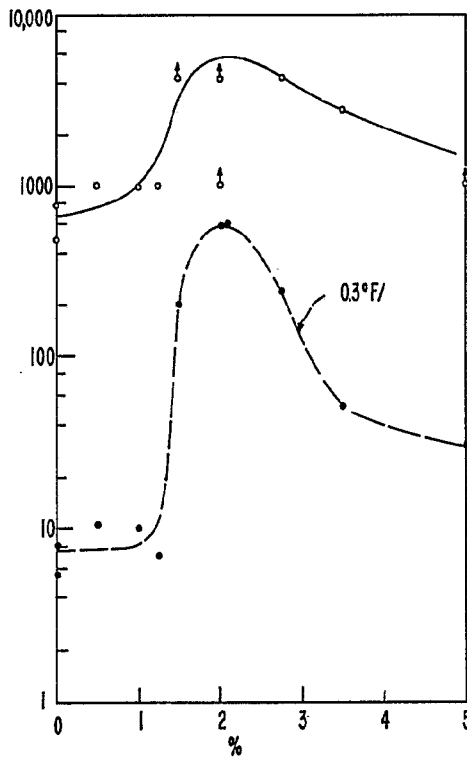


FIG.18

ESCALA VARIABLE
 Madrid, 2 febrero 1.978
 BERNARDO UNGERIA

P.P.M.

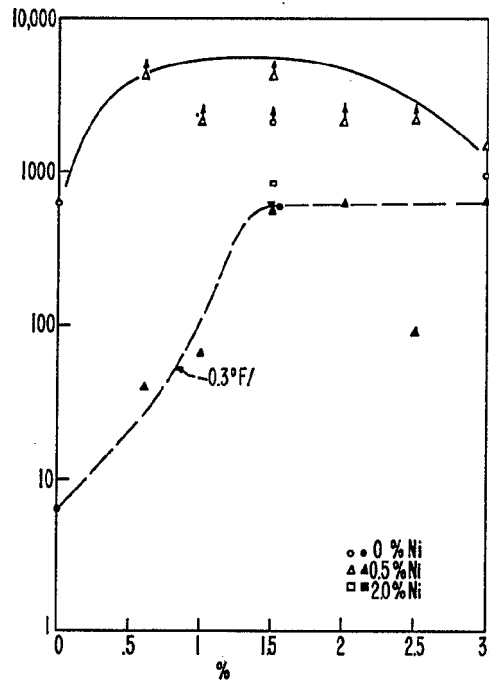


FIG. 21

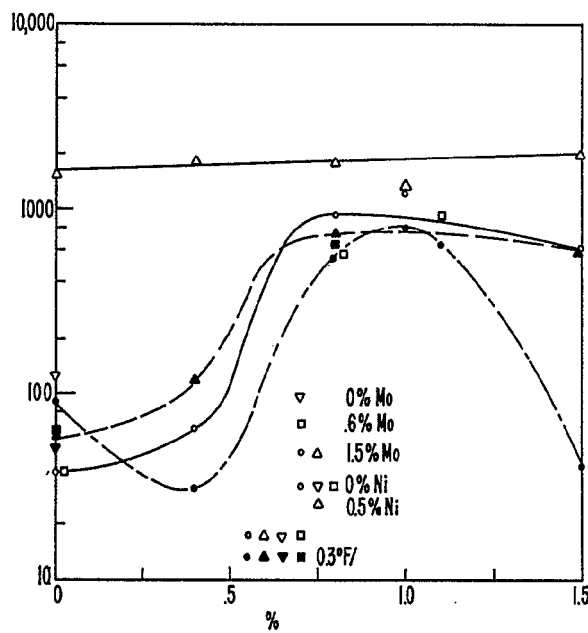


FIG. 22

ESCALA VARIABLE
 Madrid, 2 Febrero de 1.978
 BERNARDO LINGEIA

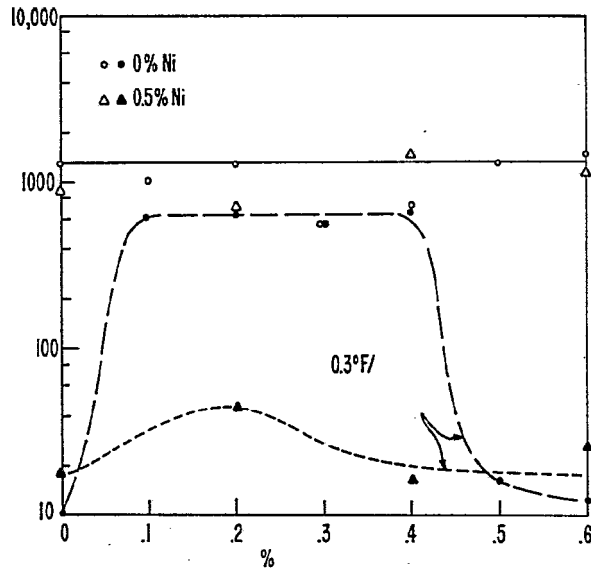


FIG. 23

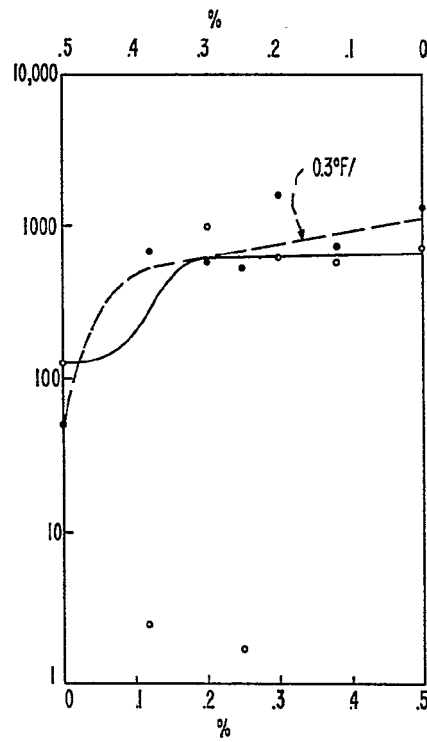


FIG. 24

ESCALA VARIABLE
 Madrid, 2 Febrero de 1.978
 BERNARDO OJARRA
 P.F.