

377176

P.- 44.173

PC-895 "Intercritical Heating of Steels for Sulphide Corrosion Resistance"

Memoria descriptiva

18A



Form with fields: CACIO (C-21), SUSCLASE (D)

para solicitar PATENTE DE INVENCION por 20 años

a nombre de INTERNATIONAL NICKEL LIMITED

entidad / ~~de nacionalidad~~ británica

con domicilio en Thames House, Millbank, Londres, Inglaterra,

por: UN PROCEDIMIENTO PARA TRATAR TERMICAMENTE UN MATERIAL FERROSO ENDURECIBLE POR TRANSICION " (Clase Internacional C21d)

ANULADA LA CONSECUCION DE PATENTE Y CERTIFICACION

14.4.70

18 AL



Este invento se refiere a un procedimiento para tratar térmicamente aceros y hierro colado. Durante muchos años, la industria del petróleo se ha encontrado con el problema citado normalmente como "fisuración por corrosión con sulfuros". El problema apareció con los inesperados fallos de tuberías de pozos de petróleo, en pozos de petróleo agrio o mercaptarizado hechos de acero, que anteriormente habian probado ser satisfactorio en pozos para condensados dulces o desmercaptanizados. Los aceros con elevado límite elástico, particularmente de 63 kg/mm^2 y superiores, tienen tendencia especial a esta forma de fisuración.

El mecanismo de la fisuración por corrosión con sulfuros todavía no está comprendido enteramente, pero se cree que están implicados los fenómenos tanto de fragilización con hidrógeno como de fisuración por corrosión bajo esfuerzos. Se cree que el hidrógeno naciente formado por ataque corrosivo en pozos de petróleo agrio y de gases puede ser absorbido sobre la superficie del acero en la región de los espacios huecos, puede acumularse y formar hidrógeno molecular, que a su vez realiza una expansión de volumen del hidrógeno. Así, se establece un espectro de tensiones o esfuerzos (el aspecto de hidrógeno del problema) el cual, juntamente con presiones inducidas interiormente y exteriormente (la parte de fisuración por esfuerzos), dá como resultado la formación o extensión de una fisura, la cual con el tiempo continúa propagándose bajo presión hasta el fallo.

Dado que es virtualmente imposible evitar la aparición de tensiones internas o externas, por ejemplo, como resultado de tratamientos de trabajo en frío o de enfria-



miento rápido, se ha propuesto utilizar diversos inhibidores, recubrimientos (evitar la penetración de hidrógeno); revestimientos de aleaciones especiales para permitir la permeación o penetración a través del revestimiento por hidrógeno atómico de modo que el hidrógeno se transforme al estado molecular que es pasivo para el acero, y diferentes metales tales como aceros inoxidable y aleaciones a base de níquel, aunque éstas son consideradas generalmente como demasiado caras. Sin embargo, ninguna de estas soluciones es enteramente satisfactoria, al menos para aceros que tienen elevado límite elástico, por encima de 63 kg-f/mm², y en la práctica normal los aceros a utilizar en pozos para petróleo agrio son revenidos de modo que tengan un límite elástico no superior a este valor. Para superar esta limitación, existe necesidad de aceros con elevada resistencia mecánica, que tengan resistencia mejorada a la fisuración por corrosión con sulfuros.

Se ha encontrado ahora que se puede producir esta combinación de propiedades en aceros endurecibles por transición mediante un tratamiento térmico especial.

De acuerdo con el presente invento, el material ferroso endurecible por transición es sometido a calentamiento intercrítico para provocar cierta formación de austenita y después de esto es enfriado para provocar formación de un producto de descomposición de austenita, controlándose la temperatura durante el calentamiento intercrítico de tal modo que no se forme más de 50 % en volumen del producto de descomposición de austenita en el material ferroso al enfriar, y después de esto el material ferroso es sometido a calentamiento sub-crítico. El térmico "mate-



rial ferroso", tal como se utiliza aquí, incluye acero y
hierro colado y, en aras a la simplicidad, el invento será
descrito a continuación con referencia al acero. Por "ca-
lentamiento intercrítico" se entiende aquí el calentamien-
5 to a una temperatura entre las temperaturas A_{c1} y A_{c3} del
acero, y por "calentamiento sub-crítico" se entiende aquí
el calentamiento a una temperatura inferior a la temperatu-
ra A_{c1} del acero. El calentamiento intercritico puede ser
precedido por otros tratamientos, incluyendo tratamientos
10 tales como normalización o austenitización y enfriamiento
rápido.

Al calentar por encima de la temperatura A_{c1} ,
tiene lugar un cambio de fases en que una porción de la
estructura del metal es convertida en austenita, la cual
15 después de enfriar se transforma, con lo que se forma una
matriz metálica que contiene un producto de descomposición
de austenita. Este producto de descomposición, por ejemplo
martensita, no debe constituir más de 50 %, en volumen,
de la matriz metálica, dado que la presencia de mayores
20 proporciones del producto de descomposición favorece la
susceptibilidad a la fisuración por corrosión. La exten-
sión de la transformación depende de la temperatura del
calentamiento intercrítico, de modo que esta no debe ser
demasiado elevada. Ventajosamente, la temperatura de ca-
25 lentamiento intercrítico es controlada de tal modo que no
se forme más de 30 % ó 40 % de producto de descomposición
de austenita después del subsiguiente enfriamiento.

Una microestructura particularmente deseable pa-
ra un acero tratado por el procedimiento del invento com-
30 prende una matriz ferrítica que contiene partículas de



carburo distribuidas de modo relativamente uniforme y martensita revenida.

La temperatura intercrítica óptima variará para cada tipo de acero, dado que las temperaturas A_{c1} y A_{c3} dependen de la composición. Sin embargo, es simplemente una cuestión rutinaria determinar el punto en el cual, por ejemplo, se forma más de 50 % de martensita para cualquier composición dada. Por otra lado, la temperatura del calentamiento intercrítico deberá ser suficientemente elevada por encima de la temperatura A_{c1} para proporcionar una microestructura que contenga al menos 5 %, y de modo beneficioso al menos 10 %, del producto de descomposición, después de subsiguiente enfriamiento.

Un periodo apropiado para mantener un acero dentro de su margen de temperaturas $A_{c1} - A_{c3}$ es hasta de 4 horas, preferiblemente de 15 minutos hasta 2 horas. Un calentamiento más largo solo hace aumentar el costo. El enfriamiento desde la temperatura $A_{c1} - A_{c3}$ deberá llevarse a cabo más allá de la temperatura necesaria para transformar la austenita, por ejemplo por debajo de la temperatura M_s y preferiblemente por debajo de la temperatura M_f en el caso de la martensita. Se pueden llevar a cabo otras operaciones para efectuar la transformación máxima, por ejemplo un tratamiento en frío tal como refrigeración hasta por debajo de -73°C .

La temperatura utilizada para el tratamiento térmico sub-crítico no deberá exceder desde luego de la A_{c1} . Generalmente, la temperatura deberá estar al menos 14°C , y preferiblemente al menos 28°C , por debajo de A_{c1} , siendo apropiado un margen de 28° hasta 167°C por



debajo de A_{c1} . Sin embargo, para aceros al níquel, particularmente aceros que contienen al menos 5 % de níquel, se deberá utilizar una temperatura de al menos 55° C por debajo de A_{c1} , y preferiblemente al menos 110° C por debajo de A_{c1} . El enfriamiento después de cualquiera de las etapas de calentamiento se puede conducir, por ejemplo, con aire, por enfriamiento rápido con aceite o por enfriamiento rápido con agua.

El efecto del tratamiento térmico de acero de acuerdo con el invento es sorprendente, dado que se ha dicho anteriormente que la formación de martensita favorece la fisuración por corrosión con sulfuros. Sin embargo, en el presente proceso se forma intencionadamente martensita por el tratamiento térmico intercrítico. No obstante, cuando la matriz así formada es revenida por debajo de la temperatura A_{c1} en el calentamiento sub-crítico, lo que en otro caso hubiera podido ser un acero tendente a la fisuración se convierte en un acero grandemente resistente a la fisuración por corrosión con sulfuros, mientras que el hecho de efectuar simplemente un doble revenido de un acero por debajo de su temperatura A_{c1} no mejora significativamente su resistencia. Además, el doble revenido convencional da como resultado usualmente, en el mejor de los casos, una pérdida de resistencia mecánica acompañada por un ligero aumento de tenacidad.

A pesar de esto, se ha encontrado que, sorprendentemente, con ciertos aceros el tratamiento térmico de etapa doble de acuerdo con el presente invento aumenta tanto la resistencia mecánica como la ductilidad no obstante el hecho de que la segunda etapa de calentamiento es



un tratamiento de revenido. El aumento de ductilidad se puede comprender con facilidad, dado que los productos de descomposición de austenita duros, tales como martensita formados después del enfriamiento desde la temperatura intercrítica son reblandecidos por revenido. Es más difícil de explicar el aumento simultáneo de resistencia mecánica, pero se cree que el mecanismo implica un comportamiento de tensión-deformación. Se ha visto que, con un único revenido por debajo de la temperatura A_{C1} de dichos aceros, se observa un nítido punto de límite elástico, que desaparece cuando la temperatura es aumentada hasta justo por encima de A_{C1} , disminuyendo también el límite aparente de elasticidad. Un aumento adicional de temperatura por encima de A_{C1} , pero bien por debajo de A_{C3} , da como resultado un sustancial aumento de resistencia mecánica; sin embargo, el punto de límite elástico no vuelve a aparecer. Este comportamiento indica una deformación de la matriz por transformación de la región de austenita. Por consiguiente, el revenido por debajo de A_{C1} hace posible que tenga lugar el envejecimiento con deformación en las regiones deformadas plásticamente de la matriz, y restaura el punto de límite elástico, con lo que se aumenta la resistencia mecánica. Este comportamiento global será citado aquí como "reforzamiento intercrítico".

El reforzamiento intercrítico como resultado de llevar a cabo el procedimiento del invento aparece particularmente con respecto a aceros que contienen níquel, y más particularmente en los aceros que también contienen al menos un elemento resistente al revenido, tal como molibdeno, cromo, silicio, vanadio o wolframio. En aceros de este tipo,



el contenido de níquel puede ser tan elevado como 10 %, aunque generalmente es satisfactorio un margen de desde 1 a 5 % ó 7,5 %. Puede estar presente en los aceros hasta 3 % de molibdeno, hasta 4 % de cromo, hasta 3 % de silicio, hasta 3 % de vanadio, hasta 1 % de carbono (y preferiblemente al menos 0,2 % de carbono), así como otros constituyentes deseables. Dichos otros constituyentes incluyen elementos de endurecimiento por envejecimiento, tales como cobre (hasta 3 %), aluminio (hasta 2 %) y titanio (hasta 2 %).

El niobio y el boro pueden estar presentes en cantidades hasta de 2 % y hasta de 0,25 %, respectivamente. Resulta particularmente beneficiado un acero que contiene de 1 a 10 % de níquel y uno o más constituyentes resistentes al revenido dentro de los siguientes márgenes: 0,05 a 2 % de molibdeno, 0,5 a 3 % de cromo, 0,2 a 1 % de silicio, 0,1 a 1 % de vanadio, 0,1 a 0,5 % de carbono, 0,05 a 2 % de wolframio, siendo el resto hierro aparte de las impurezas. Un acero particularmente satisfactorio contiene de 0,3 a 0,5 % de carbono, de 0,4 a 1 % de manganeso, de 1,25 a 2,5 % de níquel, de 0,4 a 1,25 % de cromo, de 0,1 a 0,75 % de molibdeno, siendo el resto hierro. Otro acero ilustrativo contiene de 0,05 a 0,2 % de carbono, de 1,75 a 2,75 % de cromo, de 0,5 a 1,5 % de molibdeno, siendo el resto hierro. El contenido de níquel de cualquiera de los anteriores aceros puede ser reemplazado en totalidad o en parte por una cantidad equivalente de manganeso. El procedimiento del invento puede ser utilizado también en conexión con aceros inoxidables que contienen de aproximadamente 11 a 14 % de cromo.

Se darán ahora algunos ejemplos.



Una serie de aceros producidos comercialmente, C-75, AISI 4140 y AISI 4.340, cuyas composiciones están dadas en la Tabla I, fueron tratados termicamente de acuerdo con el invento y, con fines de comparación, por otros
5 tratamientos térmicos, estando indicados en la Tabla II detalles de los tratamientos térmicos. En cada caso, antes del tratamiento térmico, el acero fué austenitizado calentando a una temperatura por encima de su temperatura A_{c3} , y después de esto fué enfriado rápidamente. La aleación
10 C-75 era una carga de horno Martin-Siemens a partir de la cual se habia formado tuberia de 7,3 cm. de diámetro externo. Se cortaron longitudinalmente muestras de esta para su ensayo. Los aceros AISI 4.140 y 4.340, que habian sido producidos utilizando un horno eléctrico, fueron laminados en
15 caliente desde productos semiterminados de barra circular de 2,86 cm. y barras cuadradas de 101,6 cm. x 101,6 cm., respectivamente, para formar placa de 0,95 cm., a partir de la cual se cortaron piezas de probeta.

Después de ensayar en cuanto a propiedades mecánicas (resultados citados en la Tabla II) las probetas fueron mecanizadas a estado acabado hasta aproximadamente 76
20 cm. x 0,6 cm. x 0,3 cm. de tamaño. Se produjeron entonces muestras de probeta entallada, siendo cortada la entalladura transversalmente a la dirección de laminación en caliente, con un ángulo comprendido entre los lados de 45° y un
25 radio de entalladura de 0,25 mm. Dos muestras para cada condición de tratamiento térmico fueron curvadas hasta la curvatura de límite elástico en dispositivos cargados en tres puntos, lo que es un procedimiento de ensayo normal.
30 La curvatura necesaria para alcanzar aproximadamente el

18 ABR



comienzo de deformación plástica fue determinada utilizando ensayos de curvatura con instrumentos.

Las muestras cargadas fueron sumergidas entonces en una solución acuosa de 5% de NaCl y 0,5% de ácido acético en un matrás, siendo hecho pasar nitrógeno a través de la solución durante aproximadamente 30 minutos para eliminar cualquier vestigio de oxígeno. Entonces se hizo borbotear H_2S a través de la solución hasta que se alcanzó la saturación. Antes de abrir el matraz para examen de las muestras, se barrió nuevamente con nitrógeno. Se efectuaron inspecciones después del segundo día y del séptimo día, y cada siete días después de esto hasta un máximo de 30 días. Para evitar acumulación de productos de corrosión y para mantener también constante el pH a aproximadamente 3,8, la solución fué sustituida o cambiada después de cada inspección. En diversos casos, se determinaron valores de tensión o esfuerzos de umbral, es decir valores de umbral en o por debajo de la curvatura en el límite elástico. La evaluación del umbral para muestras que mostraron un temprano fallo consistía en reducir el porcentaje de curvatura en el límite elástico a niveles sucesivamente menores, hasta alcanzar un nivel de tensión o esfuerzos (\pm , 3,5 kg-f/mm²) en el que no tuvo lugar fallo dentro de un periodo de exposición de 30 días.



TABLA I

COMPOSICION QUIMICA

Alea- ción	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Al (%)	P (%)	S (%)	Fe (%)
C-75	0,47	1,47	n,d,	n,d.	0,04	0,21	n,d.	n,d.	n,d	Bal.
4140	0,38	0,79	0,34	0,15	1,01	0,17	n,d.	0,009	0,027	Bal.
4340	0,44	0,71	0,28	1,82	0,79	0,25	0,025	0,008	0,01	Bal.

n.d. = no determinado

Bal. = el resto hierro más impurezas.

TABLA II

Alea- ción	Tratamiento térmico Horas a 90	Límite elástico (kg-f/mm ²)	Carga ini- ciadora de fluencia (kg-f/mm ²)	Alarga- miento %	R. A. %	Muestra fallos % días	Tensión de umbral (kg-f/mm ²)
C-75	1/871, W.Q. ± 1/718 A.C.	-	67,3 69,9	23,6 20,0	61,5 63,0	100 2	n.d. n.d.
C-75	1/871, W.Q. ± 1/718 A.C. ± 1/649 A.C.	62,2 63,2	58,8 58,8	25,5	62,0	0 -	63,9
C-75	1/871, W.Q. ± 1/732 A.C.	-	70,5 70,5	20,0 20,0	60,0 61,0	100 2	35,2
C-75	1/871, W.Q. ± 1/732 A.C. ± 1/593 A.C.	67,8 69,4	62,8 62,6	25,4 23,6	64,5 64,0	0 -	68,5
AISI 4140	1/899, O.Q. ± 1/760 A.C.	-	55,0 55,0	21,0 21,0	44,0 50,0	100 2	44,0
AISI 4140	1/899, O.Q. ± 1/732 A.C. ± 1/593 A.C.	62,0 62,4	59,3 59,6	26,0 26,0	66,5 66,5	0 -	62,2
AISI 4340	1/899, O.Q. ± 1/649, A.C.	87,6 87,2	86,5 86,8	22,0 22,0	66,0 67,0	100 8-14	n.d.
AISI 4340	1/899, O.Q. ± 1/677 A.C.	74,7 76,5	68,7 69,2	24,0 25,0	53,5 54,0	50 8-14	66,8



14.4.70

TABLA II (Continuación)

Aleación	Tratamiento térmico Horas a °C	Límite elástico (kg-f/mm ²)	Carga iniciadora de fluencia (kg-f/mm ²)	Alargamiento %	R.A. %	Muestra fallos % días	Tensión de umbral (kg-f/mm ²)
AISI 4340	1/899 O.Q. ±1/718 A.C.	-	64,6 65,4	24,0 23,0	55,5 54,0	100 2	32,3
AISI 4340	1/899 O.Q. ±1/718 A.C. ±1/593 A.C.	72,8 71,4	68,7 69,1	25,0 25,0	66,5 69,0	0 -	72,4
AISI 4340	1/899 O.Q. ±1/732 A.C.	-	66,9 66,8	21,0	52,5	100 2	< 53,4
AISI 4340	1/899 O.Q. ±1/1350 A.C. ±1/593 A.C.	75,4 75,5	72,0 72,0	25,0 25,0	70,0 67,5	0 -	75,3
AISI 4340	1/899 O.Q. ±1/746 A.C.	-	72,3 68,3	12,0	28,0	100 2	< 21,1
AISI 4340	1/1650 O.Q. ±1/1375 A.C. ±1/1100 A.C.	75,8 81,4	70,5 79,1	26,0 25,0	67,5 67,5	100 -	-

n.d. = no determinado; W.Q. = enfriado rápidamente con agua; A.C. = enfriado con aire; O.Q. = enfriado rápidamente con aceite --- Temperaturas A_{c1} y A_{c3} aproximadas, para C-75, 704°C y 760°C; para AISI 4140, 732-760°C y 816°C; para AISI 4340, 677-691°C y 760-788°C. R.A. = reducción de área.





A partir de los datos que se indican en las ta-
blas I y II, se puede observar que cada muestra tratada de
acuerdo con el invento era completamente resistente a la
fisuración por corrosión con sulfuros a lo largo de todo
5 el periodo de 30 días de ensayo, y muchas de las muestras
tenían límites aparentes de elasticidad (bien sea la carga
que inicia la fluencia o el punto de límite elástico) superiores
a 70 kg-f mm². En contraste con esto, fallaron todas las
muestras tratadas de modo convencional. Las muestras de
10 AISI 4340 calentadas a la temperatura intercrítica de 746°C
fallaron aunque esta temperatura es inferior a A_{c3} para
acero, dado que la cantidad de martensita formada después
de enfriar a partir de esta temperatura superaba el 50%.

En el caso de AISI 4340, un acero que contiene
15 níquel junto con constituyentes resistentes al revenido ta-
les como molibdeno y cromo, el límite aparente de elastici-
dad aumenta en realidad como resultado del tratamiento de
la segunda etapa (revenido). Esto está reflejado en los
datos que conciernen a la temperatura intercrítica de 732°C,
20 siendo aumentada la carga que inicia la fluencia en un va-
lor de aproximadamente 5 kg-f/mm². Normalmente, tal como se
ha indicado anteriormente, se hubiera debido esperar una
pérdida de resistencia mecánica como resultado del trata-
miento de revenido por debajo de A_{c1}. Junto con el aumento
25 de resistencia mecánica, también mejoro considerablemente
la ductilidad, tal como se puede observar de una comparación
de los datos de alargamiento por tracción (alargamiento %)
y de reducción de área (R.A., %).

Los resultados que muestran el mantenimiento o me-
30 jora de la resistencia mecánica junto con tenacidad mejorada



por revenido de los aceros de la siguiente tabla III, están indicados en la Tabla IV.

TABLA III
COMPOSICION QUIMICA

Aleación	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Al (%)	Fe (%)
9 Ni-A	0,007	0,7	0,2	9,0	0,2	0,09	0,07	Bal.
9 Ni-B	0,05	0,88	0,21	9,17	0,23	n.a.	0,03	Bal.
9 Ni-C	0,11	0,86	0,19	9,05	0,22	n.a.	0,17	Bal.
7 Ni	0,12	0,86	0,17	7,15	n.a.	n.a.	n.d.	Bal.
3,5 Ni	0,10	0,44	0,23	3,50	n.a.	n.a.	0,02	Bal.

n.a. = no añadido;

n.d. = no determinado;

Bal. = resto hierro más impurezas (fósforo, azufre, etc).

TABLA IV

Aleación	Tratamiento térmico (horas a 90°)	Deformación permanente de 0,2% (kg-f/mm ²)	Carga de rotu- ra por tracción (kg-f/mm ²)	Alarga- miento %	R. A. %	E.V.C. (kgm/cm ²) (a -195,62 C)
9 Ni-Std	- -	59,77 66,81	-	-	-	4,3
9 Ni-A	1/871, W.Q. ± 1/566, A.C. ± 1/316 A.C.	77,36	80,17	22	78,5	4,0
9 Ni-A	1/871, W.Q. ± 1/593, A.C. ± 1/316 A.C.	74,4	78,2	23	78	10,0
9 Ni-A	1/871, W.Q. ± 1/621, A.C. ± 1/316 A.C.	68,3	73,9	24	80	22,3
9 Ni-A	1/871, W.Q. ± 1/677, A.C. ± 1/316 A.C.	68,3	78,8	20	78	20,7
9 Ni-A	1/899, W.Q. ± 1/732, A.C. ± 1/316 A.C.	84,3	90,7	17	77	19,9 6,4
9 Ni-B	1/871, W.Q. ± 1/621, A.C. ± 1/510 A.C.	76,4	79,8	23	74,5	3,5
9 Ni-B	1/871, W.Q. ± 1/621, A.C. ± 316 A.C.	75,7	78,9	23	76	9,4
9 Ni-C	1/871, W.Q. ± 1/621, A.C. ± 1/510 A.C.	69,9	91,9	26	64,5	4,8



TABLA IV (Continuación)

Aleación	Tratamiento térmico (horas a °C)	Deformación permanente de 0,2 % (kg-f/mm ²)	Carga de rotu- ra por tracción (kg-f/mm ²)	Alarga- miento %	R. A. E.V.C. (kgm/cm ²) (a -195,6° C)
9 Ni-C	1/871, W.Q. + 1/621, A.C. + 1/316 A.C.	69,9	92,1	28	68
7 Ni	1/788, W.Q. + 1/593, A.C.	68,9	74,0	25	73,5
7 Ni	1/788, W.Q. + 1/593, A.C. + 1/454, A.C.	91,4	94,2	-	-
7 Ni	1/788, W.C. + 1/649, A.C. + 1/454, A.C.	79,7	87,6	21	70
3,5 Ni	1/871 W.Q., + 1/704, A.C.	44,1	82,1	25	55,5
3,5 Ni	1/871, W.Q. + 1/704, A.C. + 1/427, A.C.	57,7	65,8	29	71

* cortada en dirección diferente y ensayada a -129° C

9 Ni-Std = acero al níquel al 9 % normalizado

E.V.C. = entalladura en V Charpy





Los resultados para los aceros al níquel al 9 % fueron significativamente mejores cuando la segunda etapa de tratamiento térmico se condujo a más de 562° C por debajo de la temperatura A_{c1} . (Las temperaturas A_{c1} para aleaciones 9 Ni-A, 9 Ni-B y 9 Ni-C son aproximadamente de 566° C, 607° C y 538° C).

Aunque el invento es particularmente útil para mejorar la resistencia a la fisuración por corrosión con sulfuros en aceros con límites aparentes de elasticidad de 63 kg-f/mm² o superiores, se pueden tratar también aceros con menor límite aparente de elasticidad. Cuando se requiere la máxima resistencia a la fisuración por corrosión con sulfuros, se prefiere no utilizar un acero en que el límite aparente de elasticidad sea superior a 84 kg-f/mm².

El tratamiento del invento puede ser aplicado no solo a productos forjados tales como piezas coladas ferrosas, incluyendo hierros colados que pueden tener contenidos de carbono tan elevados como 4 ó 5 % junto con los elementos convencionales que se encuentran normalmente en hierros colados, por ejemplo níquel, manganeso, cromo, molibdeno y vanadio.

La presente solicitud que corresponde a la presentada en Estados Unidos de América el 10 de Marzo de 1.969 con el número 805.827, se acoge a los beneficios del artículo 51 del vigente Estatuto sobre Propiedad Industrial.

18 ABR



N O T A

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

10 1^º.- Un procedimiento para tratar térmicamente
un material ferroso endurecible por transición, que comprende
someter el material ferroso a calentamiento intercrítico para
provocar cierta formación de austenita y a continuación
enfriar el material ferroso para provocar formación de un
producto de descomposición de austenita, siendo controlada
15 la temperatura durante el calentamiento intercrítico de
manera que no se forme más de 50 % en volumen del producto
de descomposición de austenita en el acero, al enfriar, y a
continuación someter el material ferroso a calentamiento
subcrítico.

20 2^º.- Un procedimiento según la reivindicación 1,
en el cual el material ferroso es un acero.

3^º.- Un procedimiento según las reivindicaciones
1 ó 2, en el cual se forma de 5 a 40 % en volumen de
producto de descomposición de austenita.

25 4^º.- Un procedimiento según las reivindicaciones
1, 2 ó 3, en el cual el producto de descomposición de
austenita es predominantemente martensita.

5^º.- Un procedimiento según cualquiera de las
reivindicaciones precedentes, en el cual el calentamiento
subcrítico se efectúa a una temperatura de aproximadamen-

30

14.4.70



te 14 a 177° C, por debajo de la temperatura A_{c1} .

6ª.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, aplicado a aceros que contienen níquel en una cantidad de hasta el 10 %.

5 7ª.- Un procedimiento según la reivindicación 6, aplicado a un acero que contiene de 1 a 7,5 % de níquel.

8ª.- Procedimiento según las reivindicaciones 6 ó 7, aplicado a aceros que contienen al menos 5 % de níquel, en el cual el calentamiento subcrítico se efectúa a
10 una temperatura al menos aproximadamente 55° C por debajo de la temperatura A_{c1} del acero.

9ª.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, aplicado a aceros que contienen, como constituyentes resistentes al revenido, al menos
15 uno entre molibdeno hasta 3 %, cromo hasta 4 %, silicio hasta 3 %, vanadio hasta 3 % y wolframio hasta 3 %.

10ª.- Un procedimiento según la reivindicación 9, aplicado a aceros que contienen uno o más entre: molibdeno de 0,05 a 2 %, cromo de 0,5 a 3 %, silicio de 0,2 a
20 1 %, vanadio de 0,1 a 1 % y wolframio de 0,05 a 2 %.

11ª.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 7 a 10, aplicado a aceros que contienen al menos 0,2 % de carbono.

12ª.- Un procedimiento según cualquiera de las
25 reivindicaciones precedentes, aplicado a aceros que contienen de 0,3 a 0,5 % de carbono, de 0,4 a 1 % de manganeso, de 1,25 a 2,5 % de níquel, de 0,4 a 1,25 % de cromo y de 0,1 a 0,75 % de molibdeno.

13ª.- Un procedimiento según cualquiera de las
30 reivindicaciones 1 a 10, aplicado a aceros que contienen



de 0,05 a 0,2% de carbono, de 1,75 a 2,75% de cromo, y de 0,5 a 1,2% de molibdeno.

14º.- Un procedimiento para tratar termicamente un material ferroso endurecible por transición.

5

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

Esta Memoria consta de veintiuna hoja escritas a máquina por una sola cara.

Madrid, 18 ABR. 1970

P. A.

Alberto de Lizasoain
For Podes
Alta

14.4.70
MTR.