

PATENTE DE INVENCION

Case Nº M-54020.

324784



*Memoria Descriptiva*

*sobre*

"Procedimiento para el tratamiento de aceros  
hipoeutectoides endurecibles"

-----

*Solicitante:* UNITED STATES STEEL CORPORATION,  
entidad norteamericana, residente en  
525 William Penn Place, Pittsburgh,  
Estado de Pensilvania, EE. UU. de A.

-----

Esta invención se relaciona con el tra-  
tamiento del acero y más particularmente con un  
tratamiento termomecánico de ciertos aceros hipo-  
eutectoides.

5. Los aceros comunes de construcción o de



- ingeniería, ya sean aceros carbónicos corrientes o de la variedad de baja aleación, son aceros hipoeutectoides. En consecuencia, tales aceros son constitucionalmente mezclas de dos fases, ferrita y carburo, en las que la dispersión de la fase carburo determina en gran parte las propiedades mecánicas. Es convencional por consiguiente tratar térmicamente estos aceros después de su elaboración en caliente para crear particulares combinaciones de propiedades. A este último respecto, se ha empleado la normalización, que refina el grano y tiene por resultado una microestructura consistente en perlita entremezclada con granos equiaxiales de ferrita, para mejorar la formabilidad y la capacidad de labrado a máquina e incrementar moderadamente la solidez y dureza; y cuando se han deseado una solidez y dureza máximas, se ha practicado el temple para producir microestructuras constitutivas simples de martensita o bainita templadas. Aunque este último tratamiento desarrolla el más alto nivel de solidez combinado con la mejor dureza a baja temperatura obtenible hasta ahora, la capacidad de formación de los materiales resulta disminuída.
- 5.
- 10.
- 15.
- 20.
25. Hemos descubierto un nuevo método termomecánico para el tratamiento de tales aceros, que produce una fina microestructura fibrosa caracterizada por fibras de ferrita entremezcladas con fibras de un microconstitutivo más duro y comunica unas mejoradas combinaciones de capacidades
- 30.

de formación y de labrado a máquina, solidez y dureza, particularmente dureza a baja temperatura. Esto es evidente según podemos observar en el dibujo adjunto en el cual:

5. La figura 1 es un gráfico que muestra una comparación de valores sobre impactos de muestras de acero SAE 4320 dotado de una microestructura de martensítica convencional y muestras dotadas de una microestructura de ferrita fibrosa más martensita fibrosa, resultante del tratamiento termomecánico de esta invención, ambas templadas en las diversas resistencias tensiles indicadas sobre ellas;

10. La figura 2 es un gráfico que muestra una comparación de valores de dureza de pirámides rómbicas de muestras de acero SAE 4320 dotado de una microestructura de martensítica convencional y de muestras dotadas de una microestructura de ferrita fibrosa más martensita fibrosa resultantes del tratamiento termomecánico, ambas templadas en las diversas resistencias tensiles indicadas sobre ellas.

15. Como se mostrará más adelante, este nuevo método puede ponerse en práctica (1) para producir una estructura fibrosa de ferrita y perlita para comunicar capacidad de formación equivalente a la conseguida normalizando, junto con una resistencia considerablemente superior y una mejor dureza a baja temperatura que las producidas por tal tratamiento convencional, o (2) producir una
- 20.
- 25.
- 30.

324784



-4-

estructura fibrosa de ferrita y martensita, bainita o mezclas de esta última, para comunicar el mismo nivel de solidez, pero acoplado con una mejor capacidad de formación y mejor dureza a baja temperatura, que las conseguidas mediante los tratamientos térmicos de templado convencionales.

5.

El método es aplicable a aceros hipoeutectoides endurecibles que contenga carbono entre el

0,05 y el 0,6% y que puede contener hasta un total de un 5% de los elementos aleadores comunes. "Acero endurecible", tal como aquí se emplea, se define como un acero que es predominantemente ferrítico a temperatura ambiente, resulta sustancialmente austenítico al calentarse a una temperatura adecuadamente elevada y posteriormente se torna ferrítico al enfriarse a temperatura ambiente. Independientemente del contenido en aleación del acero, la mejor respuesta al tratamiento se obtiene dentro de la gama de 0,1 a 0,4% de carbono.

10.

15.

20.

El método de la presente invención comprende las tres siguientes operaciones:

(1) Calentamiento.- El acero ha de ponerse a una temperatura predeterminada T dentro de su gama crítica y a la que se transforme en una mezcla de 50-50 aproximadamente de austenita y ferrita. La temperatura T varía con el contenido en carbono, manganeso, silicio, cromo y níquel del acero. Naturalmente, puede determinarse experimentalmente, pero se calcula satisfactoriamente a partir de la siguiente ecuación:

25.

30.

324784



-5-

$$T = \frac{A_s + A_f}{2}$$

- en la que T es la temperatura de tratamiento en °C;  $A_s$  es igual a  $1.333 - (25 \times \%Mn) + (40 \times \%Si) - (26 \times \%Ni) + (42 \times \%Cr)$  y  $A_f$  es igual a  $1570 - (323 \times \%C) - (25 \times \%Mn) + (80 \times \%Si) - (32 \times \%Ni) - (3 \times \%Cr)$ . Otros elementos que pueden encontrarse presentes, por ejemplo azufre, fósforo, aluminio, molibdeno, cobre, etc., por lo menos en las cantidades presentes en los aceros de construcción convencionales, ejercen poco efecto sobre la temperatura T y por consiguiente pueden desprejarse. El calentamiento puede efectuarse elevando el acero a la temperatura de tratamiento o, como variante, calentándolo por encima de su gama crítica para efectuar una completa austenización y enfriando luego a la temperatura de tratamiento para permitir una transformación parcial de la austenita en ferrita. El acero ha de mantenerse a temperatura durante un tiempo suficiente para calentar uniformemente toda su masa y asegurar una mezcla reproducible de austenita y ferrita. La temperatura efectiva del acero ha de ser de un valor situado a 35% de la temperatura calculada T, puesto que la consecución de los resultados de la invención requiere la presencia de por lo menos 1/3 pero no más de 2/3 de austenita en las subsiguientes operaciones.

324784



-6-

- (2) Labrado mecánico.-- Tras el completamiento del calentamiento, el acero consiste en una mezcla de granos de ferrita y austenita equiaxiales. La segunda operación del procedimiento
5. comprende la sujeción del acero en esta condición a una drástica deformación plástica para alargar sustancialmente esos granos. Ha de efectuarse por lo menos una deformación del 25% en esta operación
10. siendo preferibles unas mayores deformaciones del 50% o más; en general, cuanto mayor sea la deformación, mayor será el beneficio final. Es igualmente importante que la temperatura del acero durante su labrado no se deje variar apreciablemente respecto a la temperatura existente al comienzo de
15. la deformación, puesto que la mezcla de austenita y ferrita ha de persistir en la operación final del procedimiento. Sin embargo, la transformación de austenita en ferrita y viceversa no es inmediata tras el cambio de temperatura. Así, en la práctica
20. de la invención, hemos observado que unas variaciones incluidas en la gama de  $-4^{\circ}\text{C}$  y  $-45^{\circ}\text{C}$  de la temperatura inicial no ejercen ningún efecto adverso sustancial cuando el labrado se completa dentro de tiempos normales. Sin embargo, han de evitarse las
25. condiciones de labrado que tienen por resultado una elevación de menos de  $4^{\circ}\text{C}$  y unas indebidas demoras en el completamiento del labrado requerirán la vuelta del acero a la operación de calentamiento. Salvo en el sentido que se acaba de indicar, el tiempo
30. invertido en el labrado mecánico no es crítico y



la necesaria deformación puede efectuarse en una sola etapa, mediante extrusión o forja por impacto o en múltiples etapas, mediante diversas pasadas laminadoras sucesivas o muchos golpes de forja.

- 5.
- (3) Transformación.- El mantenimiento a la temperatura  $T$  concentra sustancialmente todo el carbono del acero en solución sólida en los granos de austenita formados a esta temperatura y
10. que constituye aproximadamente en 50% de su volumen; la operación de labrado alarga estos granos y los granos entremezclados de ferrita en una estructura fibrosa orientada en la dirección principal de su alargamiento. La operación final del procedimiento considera la transformación controlada
15. de las fibras de austenita en fibras de un microconstitutivo más fuerte y más duro. Como quiera que los diversos productos de transformación y las condiciones que regulan la producción de cada uno
20. de ellos son conocidos, se dispone de diversas variantes en la práctica de la operación final. Así, inmediatamente después del labrado, las fibras de austenita pueden transformarse en fibras de martensita mediante rápido temple del acero desde la
25. temperatura de labrado  $T$  a una inferior a su temperatura  $M_s$ , o en fibras de bainita o mezclas de martensita y bainita mediante adecuadas y conocidas modificaciones del procedimiento de temple;
30. o mediante el uso de un enfriamiento relativamente lento, por ejemplo temple en aire tranquilo,

324784



- las fibras de austenita pueden transformarse en fibras consistentes sustancialmente en perlita. Independientemente del nivel de temple empleado, el acero poseerá una dureza excepcionalmente buena a baja temperatura; así, la elección del temple dependerá principalmente de los niveles de solidez y capacidad de formación deseados. A este último respecto, la más elevada solidez se conseguirá templando a martensita, mientras que la mejor capacidad de formación se proporcionará enfriando para producir fibras de perlita.
- 5.
- 10.

- Los siguientes ejemplos específicos servirán para ilustrar la aplicación del método en el tratamiento de particulares composiciones de acero y los resultados y ventajas del mismo sobre los tratamientos convencionales.
- 15.

El ejemplo 1 se relaciona con el tratamiento de un acero SAE 4320 que contiene:

	<u>C</u>	<u>Mn</u>	<u>P</u>	<u>S</u>	<u>Si</u>	<u>Ni</u>	<u>Cr</u>	<u>Mo</u>
20.	0.21	0.73	.002	.010	.25	1.80	0.80	0.22

- Para el tratamiento mediante el método de la presente invención, se determinó la temperatura de tratamiento de acuerdo con la fórmula antes mencionada y resultó ser de 745°C aproximadamente.
- 25.
- Se calentó a esta temperatura una placa de este acero de 25'4 milímetros de espesor, se mantuvo durante una hora a esta temperatura, seguidamente se laminó a dicha temperatura en un espesor de 4'3 milímetros (aproximadamente una reducción del 65%),

324784



-9-

- después de lo cual se templó inmediatamente en salmuera por debajo de su temperatura  $M_s$ . Un examen metalográfico de muestras del material así tratado mostró una microestructura fibrosa mezclada constituida por ferrita alargada entremezclada con volúmenes alargados de martensita, constituyendo esta última del 55 al 60% aproximadamente de la mezcla. A efectos comparativos, se laminó en caliente a  $927^{\circ}\text{C}$  y en el mismo espesor una placa similar de igual acero, después de lo cual recibió un tratamiento de endurecimiento convencional manteniéndola a  $927^{\circ}\text{C}$  y templándola luego en salmuera por debajo de su punto  $M_s$ . El examen metalográfico mostró que el producto convencional tratado tenía una estructura totalmente martensítica en todo su espesor.
5. Ambos productos anteriores fueron subsiguientemente templados e investigadas sus propiedades de resistencia a los golpes dentro de la gama de  $24^{\circ}\text{C}$  a  $-193^{\circ}\text{C}$  empleando muestras Charpy de muescas en V (CVN) de un cuarto de anchura. A temperatura ambiente ( $24^{\circ}\text{C}$ ), ambos tenían sustancialmente el mismo valor de resistencia a los golpes, entre 1'6 y 2'1 kilogramos, dependiendo de la temperatura de temple, y ambos exhibieron una fractura dúctil; sin embargo, en las muestras templadas convencionales, la transición a la fractura quebradiza ocurrió a  $-130^{\circ}\text{C}$  aproximadamente, en tanto que las muestras termomecánicamente tratadas se rompieron con una fractura dúctil incluso a  $-193^{\circ}\text{C}$ . Esta superioridad en cuanto a dureza a baja temperatura se observó
- 10.
- 15.
- 20.
- 25.
- 30.

324784



- que existía a todas las temperaturas de temple, dentro de la gama de 205 a 538°C. Dentro de esta gama, el más elevado valor de resistencia a los golpes, es decir de absorción de energía, se obtuvo en un material templado a 205°C; el más bajo, en material templado a 427°C aproximadamente. A efectos comparativos, se muestran en la figura 1 los valores de resistencia a los golpes de los dos productos templados a varios niveles de resistencia tensil.
- 5.
10. Las propiedades mecánicas de ambos productos, templados a 205°C durante 2 horas, se indican en la siguiente tabla I:

T A B L A I

	<u>Termomecánico</u>	<u>Convencional</u>
15. Resistencia tensil, kg/cm <sup>2</sup>	14704	15292
Resistencia elástica, kg/cm <sup>2</sup> *	12618	13192
Alargamiento, % en milímetros	330'2	304'8
Valor de resistencia golpes, kilogrametros **	1'29	0'81
20. Fractura por impacto ***	Dúctil	Quebradizo
* 0,2% de desviación en la resistencia elástica.		
*** A -315°F empleando muestras CVN de un cuarto de anchura.		

25. Como se muestra en la anterior tabla, las resistencias tensil y elástica del acero SAE 4320 son solo de 8.000 lpc aproximadamente menos, cuando se trata por el método de la presente invención y se temple a 400°F. Esta diferencia disminuyó al incrementarse la temperatura de temple, mostrando los materiales sustancialmente los mismos valores tensil y elástico al templarse a 1.000°F. La pequeña
- 30.



- cuantía de estas diferencias en solidez es notable considerando que el material termomecánicamente tratado estaba constituido por casi  $1/2$  de ferrita proeutectoide. El esperado efecto de tal volumen de ferrita sería un reblandecimiento y debilitamiento. Las mediciones de dureza en los dos productos templados al mismo nivel de resistencia tensil confirman el reblandecimiento pero desmienten el debilitamiento; por ejemplo, si ambos son templados a una resistencia tensil de 200.000 lpc, el material totalmente martensítico convencionalmente tratado tendrá una dureza en pirámides rómbicas de 430 aproximadamente, mientras que la de la muestra termomecánicamente tratada será de 400 aproximadamente. Basándose en una interpretación convencional de la dureza, un descenso de 30 puntos en esta gama iría acompañado de un descenso de aproximadamente 15.000 lpc en resistencia tensil. En la figura 2 se muestran las curvas de dureza frente a resistencia tensil de los dos materiales dentro de la gama de 140.000 a 220.000 lpc. Es evidente por estas curvas que la presente invención proporciona un acero más blando y por consiguiente más formable, sin sacrificio de la solidez considerada hasta ahora necesaria.

- Nosotros atribuímos los niveles inesperadamente elevados de solidez conseguidos por el tratamiento según la invención, al superior contenido en carbono de la martensita en combinación con la naturaleza fibrosa de la microestructura

324784

28



-12-

producida; la marcada mejora en dureza a baja temperatura, capacidades de formación y labrado, a la gran porción de fibras de ferrita entremezcladas con las fibras del microconstitutivo más fuerte y más duro de esta estructura.

5.

EJEMPLO 2 -

El efecto de la naturaleza fibrosa, comparada con la condición no fibrosa desarrollada mediante tratamiento térmico, de la estructura producida por el método de la presente invención, se muestra en el siguiente ejemplo, en el que un acero de la siguiente composición.

10.

<u>C</u>	<u>Mn</u>	<u>P</u>	<u>S</u>	<u>Si</u>	<u>Ni</u>	<u>Cr</u>	<u>Mo</u>
.15	.73	.008	.005	.29	1.76	.46	.28

15.

fué sometido a:

Tratamiento A (termomecánico): Se calentaron durante 20 minutos a 1700°F barras de acero de 3/4 de pulgada de espesor, templándose seguidamente en un recipiente de plomo a 1350°F y manteniéndose a esta temperatura durante una hora, después de lo cual fueron laminadas en 5 pasadas a un espesor de 0,165 pulgada (78% de reducción).

20.

Para asegurar que el laminado se efectuase a 1350°F, las muestras se devolvieron al recipiente de plomo después de cada pasada. Después de la última, el acero se templó en salmuera y subsiguientemente a 400°F durante 2 horas. Un examen metalográfico mostró que el tratamiento produjo la deseada microestructura fibrosa de ferrita y marten-

25.

28 MAR



-13-

sita en proporciones de 50-50 aproximadamente.

- Tratamiento B (térnico): Unas barras del acero anteriormente reducido a un espesor de 0,165 pulgada mediante prácticas de laminación convencionales, recibieron un tratamiento idéntico al anterior, con la excepción de que se omitió la operación de labrado mecánico. Un examen metalográfico de este producto mostró una mezcla sustancialmente uniforme de granos equiaxiales de ferrita y martensita; además de la falta de un carácter fibroso, la estructura era considerablemente más basta que la producida en el tratamiento A.

- Las propiedades mecánicas del acero modificadas por los tratamientos A y B se indican en la siguiente tabla II:

T A B L A    I I

	<u>Tratamiento "B"</u> <u>(Térnico)</u>	<u>Tratamiento "A"</u> <u>(Termomecánico)</u>
Resistencia tensil, lpc	143.800	165.200
Resistencia elástica, lpc	97.200	122.200
% de alargamiento en pulgadas	9,5	11,5
Temperatura transición impacto CVN - fractura, °F	-30	-275

- Es evidente que todas las propiedades son acentuadas por el tratamiento termomecánico y específicamente que la naturaleza fibrosa de la estructura producida por este tratamiento es un factor principal en la mejora, particularmente en lo que respecta a la mejora en dureza a



baja temperatura.

5. El efecto de la temperatura en la operación de labrado mecánico, o más precisamente, el efecto del volumen de fracción de austenita presente, se ilustra en el siguiente ejemplo 3. Se trataron termomecánicamente muestras de una chapa de acero laminada en caliente de la siguiente composición:

	<u>C</u>	<u>Mn</u>	<u>Si</u>	<u>Ni</u>	<u>Otros elementos</u>
10.	.18	.67	.17	1.07	Cantidades residuales normales.

15. a 1.300, 1335, 1.410 y 1.460°F. En cada caso, el tratamiento comprendió calentamiento, mantenimiento a temperatura y laminado para efectuar una reducción del 65% en la sección transversal a la temperatura de ensayo, templándose con agua inmediatamente a partir de esta temperatura y luego a 400°F durante 2 horas. Las muestras fueron examinadas metalográficamente, mostrando todas ellas una microestructura fibrosa de ferrita y martensita; la fracción volumétrica de austenita presente durante la operación de labrado se determinó calculando la cantidad de martensita producida. Las propiedades mecánicas de los materiales se indican en la siguiente tabla III.
- 20.

T A B L A III

	Temperatura de tratamiento, °F.	1300	1335	1410	1460
5.	Fracción volumétrica de austenita antes del temple,	0.1	0.25	0.6	0.8
	Resistencia elástica (lpc), con 0,2% desviación,	66,900	77,600	77,400	111,300
	Alargamiento (% en pulgadas)	19	16	18	9,5
10.	Valor resistencia golpes a 80°F (pies/libra) *	12,5	10	13,5	10
	Valor resistencia golpes a -200°F (pies/libra)	1	6	11	7,5

\* Muestras CVN de un cuarto de anchura.

15. Es evidente que los efectos óptimos, particularmente en lo que respecta a ductilidad y dureza a baja temperatura, van asociados a una fracción volumétrica de austenita de 0,5 aproximadamente, en la operación de labrado. Por consiguiente, es preferible realizar el presente tratamiento a una
20. temperatura lo más próximo que resulte practicable a la temperatura media de la gama crítica del acero. Como anteriormente se explica, esta temperatura varía con la composición química del acero, pero puede determinarse o calcularse empleando la fórmula
25. anteriormente descrita. Los anteriores datos muestran unos beneficios que se pierden en gran parte si la fracción austenítica es tan baja como del 0,25% ó tan elevada como del 0,8%. Sin embargo, hemos observado que los beneficios de la invención se
30. obtienen en gran parte dentro de la gama de 1/3 a



2/3 de austenita. En consecuencia, el tratamiento puede realizarse a cualquier temperatura que asegure la presencia y mantenimiento de la austenita dentro de esta gama durante la operación de labrado mecánico.

5.

Como se indica anteriormente, el temple del acero después del tratamiento termomecánico a fin de transformar las fibras de austenita en fibras de martensita, comunica el más alto nivel de solidez. Cuando la facilidad de formación es de primordial consideración, debe practicarse el enfriamiento a fin de transformar en fibras de perlita. Los siguientes ejemplos ilustran la aplicación del presente método para el fin últimamente citado, y los resultados del mismo.

10.

15.

EJEMPLO 4 -

Se calentó a 1700°F una chapa del acero con 0,2% de carbono y 1,0% de níquel empleado en el ejemplo 3, y se templó por debajo del punto  $M_s$ , después de lo cual se mantuvo a 1.350°F durante una hora, laminándose a esta temperatura para efectuar una reducción de espesor del 65% y se dejó enfriar en aire en reposo a temperatura ambiente. El calentamiento preliminar a 1700°F y el temple refinan el grano del acero y, aunque no esencial para los resultados de la presente invención, son sin embargo beneficiosos y representan una práctica preferida. La microestructura del producto consistía en finas fibras de ferrita y perlita orientadas en la dirección de laminación. A efectos comparativos,

20.

25.

30.



- una segunda chapa del mismo acero recibió un tratamiento normalizador convencional consistente en mantenerla a 1700°F durante 20 minutos y enfriarla en aire. La microestructura de este producto estaba constituida por perlita fina y granos equiaxiales de ferrita. Las propiedades mecánicas de los dos productos se comparan seguidamente en la tabla IV.

T A B L A IV

10.	Tratamiento	
	<u>Termomecánico</u>	<u>Normalizado</u>
	Resistencia tensil, lpc. 87,500	78,400
	Resistencia elástica, lpc. 74,800	50,900
15.	Alargamiento en pulgadas, 24.5	28
	Temperatura transición impacto CVN - fractura, °F -280	-85

- La superioridad de la chapa tratada por el método termomecánico de la presente invención es evidente. La resistencia elástica es casi un 50% mayor y la dureza a baja temperatura resulta marcadamente mejorada. En efecto, la dureza a baja temperatura es mejor que la obtenible en este grado de acero cuando se temple convencionalmente.

25. EJEMPLO 5 -

El acero consistía en uno carbónico corriente SAE 1020 de la siguiente composición:

<u>C</u>	<u>Mn</u>	<u>P</u>	<u>S</u>	<u>Si</u>	<u>Al</u>
.20	0.53	.016	.030	0.24	0.031

324784

28 MAR



-18-

5. en forma de chapa laminada en caliente, de media pulgada. La temperatura media entre  $A_s$  y  $A_f$  del acero SAE 1020 es de 1425°F aproximadamente. El tratamiento termomecánico se realizó a esta temperatura, se efectuó una reducción del 50% aproximadamente en la operación de laminado y el producto se dejó enfriar al aire. El tratamiento comunicó una microestructura fibrosa de ferrita y perlita.

10. Las propiedades mecánicas del producto se comparan con las del acero en condición normalizada en la siguiente tabla V.

		T A B L A V	
		Tratamiento	
		<u>Termomecánico</u>	<u>Normalizado</u>
15.	Resistencia tensil, lpc.	73,000	67,500
	Resistencia elástica, lpc.	57,100	45,000
201	Alargamiento, % en pulgadas	33,5	38
	Temperatura transición impacto CVN - fractura, °F.	-110	-40

25. Como en el ejemplo anterior, es evidente que el tratamiento termomecánico comunica una excepcional dureza a baja temperatura, como asimismo eleva las resistencias elástica y tensil por encima de los valores obtenibles mediante normalización convencional.

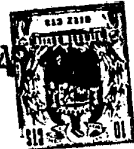
30. Aunque hemos descrito ciertas versiones



específicas de la invención, es evidente que pueden efectuarse modificaciones sin apartarse del ámbito de las adjuntas reivindicaciones.

N O T A

5. Descrita suficientemente la naturaleza del invento, así como la manera de realizarlo en la práctica, debe hacerse constar que las disposiciones anteriormente indicadas son susceptibles de modificaciones de detalle en cuanto no alteren su principio fundamental. También se hace constar que el invento se refiere a una Solicitud de Patente presentada en Norteamérica Ser. Nº 444.676 de 1º de abril de 1965 acogiéndose por lo tanto, a los beneficios que conceden los Convenios Internacionales en vigor, siendo lo que constituye la esencia del referido invento y por lo que se solicita Patente de Invención por 20 años en España: "PROCEDIMIENTO PARA EL TRATAMIENTO DE ACEROS HIPOEUTECTOIDES ENDURECIBLES"; caracterizándose por lo siguiente:
10. 1º - Procedimiento para el tratamiento de aceros hipoeutectoides endurecibles, para proporcionar una elevada solidez combinada con una buena capacidad de formación, de labrado a máquina y dureza, caracterizado porque comprende el calentamiento del acero dentro de su gama crítica para producir una microestructura que es por lo menos de 1/3 pero no superior a 2/3 de austenita, siendo el resto ferrita, y en el que se entremezclan granos de austenita con granos de ferrita; la reducción
15. drástica de dicho acero para alargar sustancialmen-
- 20.
- 25.
- 30.



te dichos granos; y el enfriamiento del citado acero para transformar dicha austenita.

5. 2ª - Procedimiento según la reivindicación 1ª, en el que la zona media de la gama crítica de la temperatura de calentamiento se determina por la fórmula:

$$T = \frac{A_s + A_f}{2}$$

10. en la que T es la temperatura de tratamiento en °C; A<sub>s</sub> es igual a 1333 - (25 x % Mn) + (40 x % Si) - (26 x % Ni) + (42 x % Cr) y A<sub>f</sub> es igual a 1570 - (323 x % C) - (25 x % Mn) + (80 x % Si) - (32 x % Ni) - (3 x % Cr) caracterizado porque la reducción drástica se realiza para efectuar una reducción del 25% por lo menos.

15. 3ª - Procedimiento según la reivindicación 1ª, caracterizado porque la temperatura del acero, durante la reducción drástica, se mantiene en la gama comprendida entre -4°C y 45°C de dicha temperatura.

20. 4ª - Procedimiento según la reivindicación 1ª, caracterizado porque el enfriamiento del acero reducido drásticamente se efectúa a un ritmo que transforma la austenita en microconstitutivos de la clase consistente en martensita y bainita y mezcla de ellas, para producir acero caracterizado por fibras de dicha clase entre-mezcladas con fibras de ferrita.
- 25.



- 5<sup>a</sup> - Procedimiento según la reivindicación 4<sup>a</sup>, caracterizado porque comprende la operación de templar el acero a la deseada resistencia tensil.
5.                   6<sup>a</sup> - Procedimiento según la reivindicación 4<sup>a</sup>, caracterizado porque el enfriamiento del acero reducido drásticamente incluye un grado que transforma la austenita en microconstitutivos que incluyen perlita.
10.                   7<sup>a</sup> - Procedimiento según la reivindicación 1<sup>a</sup>, caracterizado porque el enfriamiento del acero reducido drásticamente se efectúa a un grado tal que se transforma sustancialmente la austenita en perlita para producir acero, caracterizado por
15.                   fibras de perlita entremezcladas con fibras de ferrita.
- 8<sup>a</sup> - Procedimiento según la reivindicación 1<sup>a</sup>, caracterizado porque el calentamiento del acero antes de su reducción drástica se efectúa
20.                   dentro de los 19,5°C de la zona media de su gama crítica.
- 9<sup>a</sup> - Procedimiento según cualquiera de las anteriores reivindicaciones, caracterizado porque el acero tratado contiene entre el 0,05 y
25.                   el 0,6% de carbono y menos del 1,5% de elementos aleadores, y está dotado de una micro estructura fibrosa.
- 10<sup>a</sup> - Procedimiento para el tratamiento de aceros hipoeutectoides endurecibles, tal y como
30.                   queda substancialmente descrito en la presente Me-

324784



-22-

moria e ilustrado en el dibujo adjunto.

Esta Memoria consta de veintidos hojas es-  
critas a máquina por una sola cara.

28 MAR 1933

Madrid,

UNITED STATES STEEL CORPORATION,

J. GOMEZ ACEBO Y MODESTO

Por El Madrid: F. Hernández Ruiz

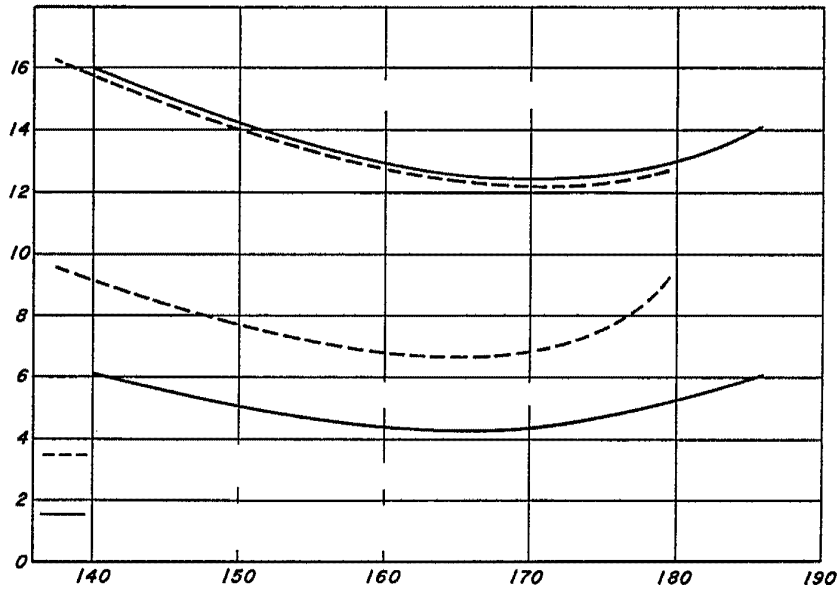
324784

28

ESCALA  
VARIABLE



FIG. 1.



28 MAR. 1955

*[Handwritten signature]*

REVISADO POR BO X MODELO

Por: Fernando F. Hernández

