

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 746 260**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/12</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/40</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)	<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/24</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/32</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.02.2015 PCT/US2015/014694**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **13.08.2015 WO15120205**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.02.2015 E 15745897 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.08.2019 EP 3114246**

54 Título: **Hoja de acero moldeable por calor, endurecible por aire, soldable**

30 Prioridad:

**05.02.2014 US 201461935948 P**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:

**05.03.2020**

73 Titular/es:

**ARCELORMITTAL S.A. (100.0%)  
24-26 Boulevard d Avranches  
1160 Luxembourg, LU**

72 Inventor/es:

**HASSANI, FARID;  
JUN, HYUN y  
FONSTEIN, NINA**

74 Agente/Representante:

**SALVÀ FERRER, Joan**

ES 2 746 260 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

## DESCRIPCIÓN

Hoja de acero moldeable por calor, endurecible por aire, soldable

5 CAMPO DE LA INVENCION

**[0001]** La presente invención se refiere a una hoja de acero. En particular, la presente invención se refiere a hojas de acero que se pueden formar en caliente en partes que tienen resistencia a la tracción muy alta, uniforme y alta capacidad de soldadura.

10

ANTECEDENTES DE LA INVENCION

**[0002]** Los vehículos modernos contienen una porción cada vez mayor de aceros con resistencia alta y ultraalta para mejorar la seguridad de los pasajeros y reducir el peso del vehículo. La configuración de muchas partes de carrocería de vehículo formadas impide el uso de aceros con resistencia alta avanzada formados en frío. Como resultado, la formación en caliente, seguida del templeado a una condición de martensita se volvió un medio popular para producir partes de acero con resistencia ultra alta.

15

**[0003]** Se utilizan aceros especiales para el estampado en caliente para asegurar la capacidad de endurecimiento necesaria para cumplir con los parámetros operativos. Muchos de estos aceros especiales están diseñados para el templeado en troqueles enfriados con agua.

20

**[0004]** Un ejemplo de tal acero de estampado en caliente es USIBOR, que contiene (en % en peso) el 0,15-0,25 % de C, el 0,8-1,5 % de Mn, el 0,1-0,35 % de Si, el 0,01-0,2 % de Cr, menos del 0,1 % de Ti, menos del 0,1 % de Al, menos del 0,05 % de P, menos del 0,03 % de S, y el 0,0005-0,01 % de B. Esta química se incluye por el acero descrito en la Patente de EE. UU. N.º 6.296.805. En esta química, Ti y B son necesarios para lograr propiedades mecánicas altas después del prensado en caliente en un troquel enfriado con agua.

25

**[0005]** La fabricación de las partes con alta resistencia de USIBOR se describe en la Patente de EE. UU. N.º 6.564.604. El procedimiento incluye calentar las preformas laminadas en caliente o laminadas en frío por encima de 700 °C en un horno, transferir preformas calentadas a troqueles, formar en prensa las preformas en el troquel y mantener el troquel enfriado con agua, con la preforma formada en el mismo, cerrado hasta que la parte alcance la temperatura ambiente. El enfriamiento rápido en el troquel enfriado con agua, es decir, templeado, es necesario para obtener la estructura de martensita y, por lo tanto, alta resistencia. El acero templeado se puede recubrir con Zn o Al-Si antes del tratamiento con calor para el estampado en caliente a través de un procedimiento de recubrimiento de inmersión en caliente continuo para proteger el sustrato de acero de la oxidación durante el estampado en caliente y de ataque de corrosión posterior.

30

35

**[0006]** Aunque se utiliza ampliamente USIBOR para el estampado en caliente y puede alcanzar una resistencia a tracción de 1500 MPa después del templeado en un troquel enfriado con agua, USIBOR tiene varias desventajas. Una desventaja es que USIBOR que contiene el 0,25 % en peso de C tiene una mala capacidad de soldadura. Además, la microestructura de USIBOR es altamente sensible a la velocidad de enfriamiento y muestra formación de ferrita o bainita si las velocidades de enfriamiento en el troquel enfriado con agua son lentas, por lo tanto, no se puede garantizar la distribución uniforme de resistencia en las partes estampadas en caliente. Además, el procedimiento de estampado en caliente utilizando USIBOR es generalmente largo y la productividad del equipo costoso utilizado para el estampado en caliente es relativamente baja. Además, la ductilidad (por ejemplo, alargamiento) de USIBOR que tiene una resistencia a la tracción mayor de 1500 MPa es relativamente baja.

40

45

**[0007]** Los aceros endurecibles por aire también se conocen bien. Por ejemplo, el documento WO2006/048009 describe el acero endurecible por aire que contiene, en % en masa, el 0,07-0,15 % de C, el 0,15-0,30 % de Si, el 1,60-2,10 % de Mn, el 0,5-1,0 % de Cr, el 0,30-0,60 % de Mo, el 0,12-0,20 % de V, el 0,010-0,050 % de Ti y el 0,0015-0,0040 % de B. El acero se puede soldar y galvanizar fácilmente. Presenta alta resistencia, por ejemplo, un límite elástico de 750-850 MPa y una resistencia a la tracción de 850-1000 MPa. Sin embargo, el acero tiene la desventaja de utilizar grandes cantidades de elementos costosos tales como Mo y V.

50

55

**[0008]** La publicación de la solicitud de patente DE 102 61 210 A1 describe otra aleación de acero endurecible por aire para la producción de partes de automóvil en un procedimiento de prensado en caliente. La aleación contiene, en % en masa, el 0,09-0,13 % de C, el 0,15-0,3 % de Si, el 1,1-1,6 % de Mn, máx. el 0,015 % de P, máx. el 0,011 % de S, el 1,0-1,6 % de Cr, el 0,3-0,6 % de Mo, el 0,02-0,05 % de Al y el 0,12-0,25 % V. Cuando el acero se templea en un troquel, se puede obtener una estructura de bainita superior sin templeado adicional. El acero muestra un límite elástico de 750-1100 MPa, una resistencia a la tracción de 950-1300 MPa, y un alargamiento del 7-16 %. Una desventaja de este acero es la necesidad de utilizar una gran cantidad costosa de Mo y V.

60

**[0009]** La solicitud de patente japonesa no examinada N.º 2006-213959 proporciona un procedimiento para fabricar elementos de acero, con alta resistencia, prensados en caliente con una productividad excelente. El

65

procedimiento utiliza una hoja acero que contiene, en % en masa, del 0,05 al 0,35 % de C, del 0,005 al 1,0 % de Si, del 0 al 4,0 % de Mn, del 0 al 3,0 % de Cr, del 0 al 4,0 % de Cu, del 0 al 3,0 % de Ni, del 0,0002 al 0,1 % de B, del 0,001 al 3,0 % de Ti,  $\leq 0,1$  % de P,  $\leq 0,05$  % de S, del 0,005 al 0,1 % de Al y  $\leq 0,01$  % de N, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, donde  $Mn+Cr/3,1+(Cu+Ni)/1,4 \geq 2,5$  %. La hoja de acero se calienta a 750-1300 °C durante 10-6000 segundos, y después se forma por prensado a 300 °C o más. Después del prensado, el producto moldeado se elimina del molde y se enfría de 1200-1100 °C descendiendo hasta 5-40 °C a una velocidad de enfriamiento de 0,1 °C/segundo o más para producir elementos que tengan una estructura de martensita del 60 % o más en la relación de área. Por este procedimiento, se puede eliminar la etapa de templado en el molde de prensa. Los elementos obtenidos tienen poca variación de calidad del material internamente, y la forma de los elementos es buena, con excelente uniformidad.

**[0010]** La solicitud de patente japonesa no examinada N.º 2006-212663 proporciona un procedimiento para fabricar elementos de acero, con alta resistencia, prensados en caliente de excelente formabilidad. El procedimiento utiliza una hoja acero que contiene, en % en masa, del 0,05 al 0,35 % de C, del 0,005 al 1,0 % de Si, del 0 al 4,0 % de Mn, del 0 al 3,0 % de Cr, del 0 al 4,0 % de Cu, del 0 al 3,0 % de Ni, del 0,0002 al 0,1 % de B, del 0,001 al 3,0 % de Ti,  $\leq 0,1$  % de P,  $\leq 0,05$  % de S, del 0,005 al 0,1 % de Al y  $\leq 0,01$  % de N, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, donde  $Mn+Cr/3,1+(Cu+Ni)/1,4 \geq 2,5$ . La hoja de acero se calienta a 750-1300 °C, se mantiene aquí durante 10-6000 segundos, y después se forma por prensado dos o más veces a 300 °C para producir elementos que tengan una estructura de martensita del 60 % o más en una relación de área. Los elementos resultantes presentan alta resistencia y poca variabilidad en la calidad interna del material.

**[0011]** El documento JP 2004 315882 describe una hoja de acero que tiene una resistencia a la tracción superior o igual a 900 MPa.

**[0012]** Los documentos JP 2000 080 440 y JP 2005 105 367 describen hojas de acero que tienen una resistencia a la tracción superior o igual a 780 MPa.

**[0013]** Los documentos EP 2 578 718, EP 2 138 599, JP 2009 209384, EP 2 426 230, US 2013/273391 y JP 2000 282175 describen hojas de acero que tienen una resistencia a la tracción superior o igual a 980 MPa.

**[0014]** El documento WO 2013/149732 describe una hoja de acero que tiene una resistencia a la tracción superior o igual a 1000 MPa.

**[0015]** Se sabe que la resistencia a la tracción del acero aumenta con el contenido de C. Sin embargo, un aumento en el contenido de C disminuye la capacidad de soldadura.

**[0016]** Existe la necesidad de una hoja de acero moldeable por calor, endurecible por aire, de alta resistencia que no incluya grandes cantidades de elementos costosos, tales como Mo y, además de tener una escasa variabilidad interna en resistencia a la tracción, presenta una capacidad de soldadura excelente.

## RESUMEN DE LA INVENCION

**[0017]** La presente invención proporciona una lámina de acero de alta resistencia a la tracción (800-1400 MPa) según la reivindicación 1. Después de la austenización a o por encima de  $Ac_3 + 20$  °C, la hoja de acero se puede formar en caliente en un troquel y se puede enfriar en el troquel, o en un medio de enfriamiento, tal como aire, nitrógeno, aceite o agua. La química del acero, particularmente el contenido de Mn+Cr del 2,7 y el 5 % en peso, hace que la hoja sea insensible a la velocidad de enfriamiento y asegura una distribución uniforme de resistencia en todas las partes independiente del retraso entre las operaciones y el enfriamiento/templado final. Un contenido de Nb del 0,003 al 0,1 % en peso hace que la resistencia a la tracción sea menos sensible a la cantidad de C y reduzca la cantidad de C que se necesita para la misma resistencia a la tracción. Además, dado que una reducción en C mejora la capacidad de soldadura, la adición de Nb logra la misma resistencia a la tracción alta que el C en solitario pero con una capacidad de soldadura mejorada. El recubrimiento de la hoja de acero con un recubrimiento de Zn, Al o aleación de Al puede mejorar la resistencia a la corrosión de la hoja de acero.

## BREVE DESCRIPCION DE LOS DIBUJOS

**[0018]** Las realizaciones preferidas de la invención se describirán en detalle, con referencia a las siguientes figuras, donde:

la figura 1 muestra el cambio en la resistencia a la tracción (MPa) con C para diversas composiciones de hoja de acero cuando la cantidad de C varía del 0,06 al 0,12 % en peso, con y sin adición de Nb;  
la figura 2 muestra el cambio en la resistencia a la tracción (MPa) con C para diversas composiciones de hoja de acero cuando la cantidad de C varía del 0,06 al 0,18 % en peso, con y sin Nb;  
la figura 3 representa un diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) para un acero según la presente invención, representando las curvas de enfriamiento como temperatura en grados C frente al registro de tiempo en

segundos;

las figuras 4a-4d son microfotografías, tomadas en ampliaciones variables, de un acero de la presente invención enfriado a diferentes velocidades de enfriamiento;

la figura 5 es un gráfico de corriente de soldadura frente al número de muestra para aceros de la presente invención, el gráfico muestra específicamente la no dispersión de expulsión del acero en la soldadura por puntos.

La figura 6 es una recopilación de cuatro (4) microfotografías que muestran, de arriba a abajo y de izquierda a derecha, una soldadura por puntos completa de un acero de la presente invención, una ampliación mayor del metal base, la zona afectada por calor y la zona soldada de la soldadura por puntos.

## 10 DESCRIPCIÓN DETALLADA DE LAS REALIZACIONES PREFERIDAS

**[0019]** La presente invención proporciona una hoja de acero que se puede formar en caliente en una parte que tiene una distribución uniforme de resistencia y capacidad de soldadura mejorada. La hoja de acero es una composición de acero de bajo contenido de aleación y contiene, en % en peso,  $0,04 \leq C \leq 0,30$ ,  $0,5 \leq Mn \leq 4$ ,  $0 \leq Cr \leq 4$ ,  $2,7 \leq Mn+Cr \leq 5$ ,  $0,003 \leq Nb \leq 0,1$ ,  $0,015 \leq Al \leq 0,1$  y  $0,05 \leq Si \leq 1,0$ . Opcionalmente, la hoja de acero puede contener uno o más de  $Ti \leq 0,2$ ,  $V \leq 0,2$ ,  $Mo < 0,3$  y  $B \leq 0,015$ . Esta química produce una hoja, la cual, después de la formación en caliente es insensible a la velocidad de enfriamiento y asegura una distribución uniforme de resistencia en todas las partes independientemente del retraso entre las operaciones y el enfriamiento/templado final. La uniformidad garantizada de las propiedades de tracción independientemente de la velocidad de enfriamiento en ubicaciones específicas de una parte formada puede aumentar sustancialmente la productividad de la formación en caliente. Aunque la resistencia a la tracción aumenta mientras aumenta el C, el aumento en C disminuye la capacidad de soldadura. Sin embargo, al sustituir una porción de C con Nb, el aumento de la resistencia a la tracción se puede mantener y puede mejorar la capacidad de soldadura.

**[0020]** Las concentraciones de los diversos elementos de componentes de las hojas de acero de la presente invención son limitadas por las siguientes razones. Las concentraciones se muestran en % en peso (es decir, % en peso).

**[0021]** El carbono es esencial para aumentar la resistencia del acero. Sin embargo, si se añade mucho C, la soldadura se vuelve difícil. Por lo tanto, la cantidad de C se limita al intervalo del 0,04 al 0,30 % en peso. Preferentemente, el límite inferior para la cantidad de C es del 0,06 % en peso, más preferentemente del 0,08 % en peso. Preferentemente, el límite superior para la cantidad de C es del 0,18 % en peso, más preferentemente del 0,16 % en peso.

**[0022]** El manganeso, además de ser un elemento de refuerzo de solución sólida, también inhibe la transformación de ferrita, de manera que es un elemento químico importante para asegurar la capacidad de templado. Sin embargo, la adición de mucho Mn no solo estimulará la cosegregación con P y S, sino que también afectará de manera adversa la capacidad de fabricación durante la producción, moldeado y laminado en caliente del acero. Por lo tanto, la cantidad de Mn se limita al intervalo del 0,5 al 4 % en peso. Preferentemente, el límite inferior para la cantidad de Mn es del 1 % en peso, más preferentemente, del 1,5 % en peso. Preferentemente, el límite superior para la cantidad de Mn es del 3,5 % en peso, más preferentemente del 3,0 % en peso.

**[0023]** El cromo es importante para mejorar la capacidad de templado. Sin embargo, demasiado Cr afectará de manera adversa a la capacidad de fabricación durante la producción. Por lo tanto, la cantidad de Cr se limita al intervalo del 0 al 4 % en peso. Preferentemente, el límite inferior para la cantidad de Cr es del 0,2, más preferentemente, del 0,5 % en peso. Preferentemente, el límite superior para la cantidad de Cr es del 3,5 % en peso, más preferentemente del 3,0 % en peso.

**[0024]** La cantidad combinada de Mn y Cr se limita al intervalo del 2,7 al 5 % en peso para hacer que el acero sea insensible a la velocidad de enfriamiento después de la formación y asegurar una distribución uniforme de resistencia en todas las partes independientes del retraso entre operaciones y enfriamiento/templado final. Preferentemente, el límite inferior para Mn+Cr es del 3,0, más preferentemente, 3,3 % en peso. Preferentemente, el límite superior para Mn+Cr es del 4,7 % en peso, más preferentemente del 4,4 % en peso.

**[0025]** Previamente, se conocen las pequeñas adiciones de Nb a las hojas de HSLA por su efecto significativo en la prevención de la precipitación de austenita y, por lo tanto, el tamaño fino del grano de ferrita, así como el endurecimiento de la precipitación de ferrita por carbonitruros finos. Además, se han añadido cantidades más grandes de Nb a aceros con aleación de alta resistencia a la fluencia de C. Sin embargo, hasta ahora, el efecto de pequeñas adiciones de Nb en acero con bajo y alto contenido de carbono con microestructura martensítica no se ha informado en la bibliografía pública. Los inventores han descubierto que una pequeña adición de Nb a los aceros endurecibles por aire de la presente invención reduce la sensibilidad de la resistencia a la tracción en el contenido de C y aumenta significativamente la resistencia del acero, reduciendo así la cantidad de C que se necesita para lograr una resistencia a la tracción específica. Dado que la reducción de carbono mejora la capacidad de soldadura, la adición de Nb ayuda a lograr una resistencia a la tracción alta deseada con capacidad de soldadura mejorada. Para conseguir estos efectos, la cantidad de Nb se limita al intervalo del 0,003 al 0,1 % en peso. Preferentemente, el límite inferior para la cantidad

## ES 2 746 260 T3

de Nb es del 0,005, más preferentemente, del 0,010 % en peso. Preferentemente, el límite superior para la cantidad de Nb es del 0,09 % en peso, más preferentemente del 0,085 % en peso.

5 **[0026]** Se añade Al en pequeñas cantidades al acero como desoxidante. Sin embargo, demasiado Al da como resultado muchas inclusiones no metálicas y defectos superficiales. El Al también es un elemento fuerte formador de ferrita y aumenta significativamente la temperatura completa de austenización. Estos son efectos no deseados para aceros endurecibles por aire. Por lo tanto, la cantidad de Al se limita al intervalo del 0,015 al 0,1 % en peso. Preferentemente, el límite inferior para la cantidad de Al es del 0,02, más preferentemente, del 0,03 % en peso. Preferentemente, el límite superior para la cantidad de Al es del 0,09 % en peso, más preferentemente del 0,08 % en peso.

15 **[0027]** El Si es eficaz para aumentar la resistencia de la hoja de acero. Sin embargo, demasiado Si crea un problema de escala de superficie. Por lo tanto, la cantidad de Si se limita al intervalo del 0,05 al 1,0 % en peso, y preferentemente del 0,05 al 0,35 % en peso. Preferentemente, el límite inferior para la cantidad de Si es del 0,07, más preferentemente, del 0,1 % en peso. Preferentemente, el límite superior para la cantidad de Si es del 0,3 % en peso, más preferentemente del 0,25 % en peso.

20 **[0028]** Ti puede añadirse opcionalmente al acero con B en una cantidad de  $\leq 0,2$  % en peso, y preferentemente  $\leq 0,1$  % en peso para mejorar la capacidad de templado. Ti se combina con N a temperatura muy alta, impidiendo de esta manera la formación de BN. B en la solución mejora la capacidad de templado. Ti más allá de la relación estequiométrica con respecto a nitrógeno es un elemento formador de carburo. Fortalece el acero formando carburos muy finos. Su efecto es similar al Nb.

25 **[0029]** Puede añadirse opcionalmente V al acero en una cantidad de  $\leq 0,2$  % en peso para aumentar la resistencia del acero a través de precipitación fina. También añade capacidad de endurecimiento del acero.

**[0030]** Mo se puede añadir opcionalmente al acero en una cantidad de  $\leq 0,3$  % en peso para aumentar la resistencia y mejorar la capacidad de templado.

30 **[0031]** B se puede añadir opcionalmente al acero en una cantidad de  $\leq 0,015$  % en peso, y preferentemente  $\leq 0,005$  % en peso para aumentar la capacidad de endurecimiento y, por lo tanto, la resistencia del acero.

**[0032]** El acero también contiene Fe y puede contener impurezas inevitables.

35 **[0033]** La hoja de acero de la presente invención tiene una microestructura martensítica, comprendiendo la microestructura entre el 95 y el 100 % de área de martensita. La microestructura es predominantemente martensita. La cantidad de bainita es preferentemente inferior al 5 % y más preferentemente inferior al 1 %.

40 **[0034]** La hoja de acero de la presente invención tiene una resistencia a la tracción en el intervalo de 800-1400 MPa. El límite inferior de la resistencia a la tracción es preferentemente 900 MPa, más preferentemente 1000 MPa. La resistencia final depende en la mayor parte del contenido de carbono en martensita.

45 **[0035]** La hoja de acero de la presente invención tiene un alargamiento en el intervalo del 4 al 9 %, preferentemente del 5 al 9 %, más preferentemente del 6 al 9 %.

**[0036]** La hoja de acero de la presente invención se puede hacer por procedimientos que empiezan con la formación de acero convencional y procedimientos de moldeado y después sigue con laminado en caliente. Las planchas de moldeado se pueden cargar directamente a un horno de recalentamiento antes del laminado en caliente o enfriado antes de hacerlo. No hay restricción en la temperatura de terminado en el procedimiento de laminado en caliente diferente a la que debería estar por encima de Ar<sub>3</sub>.

55 **[0037]** La temperatura de bobinado después del laminado en caliente depende del procesamiento después del laminado en caliente. Si el laminado en frío se requiere para obtener el espesor final, entonces se prefiere una temperatura de bobinado entre 700 °C y 600 °C. Si el espesor final requerido se puede obtener directamente por laminado en caliente, entonces se recomienda una temperatura de bobinado entre 600 °C y 500 °C.

**[0038]** Se puede decapar la hoja laminada en caliente. Para productos laminados en caliente, la hoja laminada en caliente se puede decapar antes del laminado en frío al espesor requerido.

60 **[0039]** La hoja de acero laminada en frío o laminada en caliente se puede proteger de la oxidación y/o la corrosión por recubrimiento de uno o ambos lados de la hoja de acero con Zn, Al o una aleación de Al, tal como Al-Si. El recubrimiento se puede realizar por inmersión en caliente de manera continua recubriendo la hoja de acero.

65 **[0040]** Las hojas de acero con o sin los recubrimientos se calientan a la temperatura de austenización completa, es decir, al menos a Ac<sub>3</sub> + 5 °C, antes de la formación, por ejemplo, por estampado, en uno o varios troqueles a la

forma deseada. La parte formada en caliente se enfría entonces en un troquel o en un medio de enfriamiento tal como aire, nitrógeno, aceite o agua. Diferentes medios de enfriamiento proporcionan diferentes velocidades de enfriamiento. Las partes formadas muestran una estructura de martensita uniforme en todas las partes independientemente de la velocidad de enfriamiento.

5

**[0041]** La resistencia final se puede controlar por la química (particularmente, las cantidades de C y Nb) y/o por calentamiento por debajo o por encima de la temperatura de la austenización completa.

EJEMPLOS

10

**[0042]** Las planchas de 50 mm con las químicas mostradas en la tabla 1 se hicieron en laboratorio. Las planchas se laminaron en caliente en hojas de 3,5 mm. La temperatura de recalentamiento fue de 1220 °C, la temperatura de acabado de 850 °C y la temperatura de bobinado de 700 °C. Las hojas laminadas en caliente se molieron en la superficie de ambos lados a 2,5 mm de espesor para eliminar una capa de superficie descarbonada que se causaría durante el procedimiento de recalentamiento en el laboratorio. Las hojas de 2,5 mm se laminaron en frío a 1 mm (60 % de reducción en frío) en un molino frío de laboratorio de inversión. Las muestras de las hojas laminadas en frío se sometieron a austenización a 900 °C durante 300 s en un baño de sal y después se templaron en aceite. Algunas muestras se instrumentaron con un termopar para medir la velocidad de enfriamiento durante el templado del aceite. La velocidad de enfriamiento promedio de 800 °C a 300 °C fue de 150 °C/s. Las propiedades mecánicas de las muestras templadas se midieron en dirección transversal a la dirección de laminado. El resumen de las propiedades mecánicas se da en la tabla 2.

15

20

25

30

**[0043]** Los datos de resistencia a la tracción en la tabla 2 se representaron gráficamente frente a carbono en la química, figura 1. La resistencia a la tracción depende en gran medida del carbono, como se puede apreciar por muchas publicaciones anteriores (por ejemplo, véase «Martensite transformation, structure and properties in hardenable steels», G. Krauss, Hardenability concepts with applications to steel, D.V. Doane & J.S. Kirkaldy ed., 24-26 de octubre de 1977, página 235). Sin embargo, la figura 1 también muestra que los aceros con Nb tienen una resistencia mayor que el acero con carbono similar sin Nb. Además, la resistencia del acero con adición de Nb es menos dependiente del carbono, ya que la pendiente de la línea ajustada a la resistencia a la tracción de aceros con Nb es mucho menor que para los aceros sin Nb. La diferencia en la resistencia de los aceros con y sin Nb se vuelve menor mientras el C aumenta, y ambos grupos de aceros tienen resistencias similares al 0,17 % de C y más, figura 2.

**[0044]**

En las tablas 1 y 2, los ejemplos 52 a 56, 62 a 65 y 142 tienen una composición según la invención.

35

**[0045]** Para determinar el efecto de la velocidad de enfriamiento en la resistencia final del material templado, se evaluó «la velocidad de enfriamiento crítico», es decir «la velocidad de enfriamiento mínimo de la temperatura de austenización para evitar la ferrita». En estos experimentos, el diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) del acero se produjo utilizando el dilatómetro MMC. En esta prueba se calentó una muestra pequeña a 900 °C y después se enfrió a velocidades de enfriamiento predeterminadas mientras se midió la dilatación de la muestra (cambio en la longitud). Las diferentes transformaciones de fase durante el enfriamiento se identificaron a partir de los datos de dilatación, así como por la evaluación de la microestructura y la dureza final de la muestra enfriada. Se requieren varias velocidades de enfriamiento para construir el diagrama de CCT.

40

**[0046]**

Un ejemplo de dicho diagrama se muestra en la figura 3. Como se puede ver en esta figura, la transformación de ferrita no se produce a velocidades mayores de 1 °C/s. Las microestructuras a 3 °C/s y las velocidades de enfriamiento mayores mostradas en las figuras 4-A y C muestran una microestructura martensítica. Sin embargo, hay un alto grado de templado a velocidades de enfriamiento inferiores, figuras 4-B y D. A pesar del templado de la martensita, la alta dureza de 350 HV se obtuvo a una velocidad de enfriamiento de 3 °C/s, y aumenta a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento. El enfriamiento de un acero de la presente invención en cualquier medio (aire, aceite, tinte, nitrógeno) que da como resultado las velocidades de enfriamiento mayores de 1 °C/s, o preferentemente mayores de 3 °C/s, producirá un acero de alta resistencia completamente martensítico.

50

**[0047]**

La capacidad de soldadura por puntos de los aceros 55, 63, 81 y 141 se evaluó según la Norma ISO18278-2 en configuración de unión homogénea. Estas pruebas mostraron resultados no dispersados bajo expulsión, figura 4, con una microestructura uniforme de la pepita de soldadura, figura 5.

55

**[0048]**

La tabla 1 y la tabla 2, la figura 1 y la figura 2 muestran que la misma alta resistencia a la tracción se puede obtener, cuando, para un contenido C que varía del 0,04 al 0,20 % en peso, parte del contenido de C se reemplaza con Nb en cantidades que varían del 0,003 al 0,055% en peso.

60

**[0049]**

La descripción en el presente documento de un intervalo numérico pretende ser la descripción de los puntos finales del intervalo numérico y cada número racional dentro del intervalo numérico.

# ES 2 746 260 T3

**Tabla 1**

Acero	C	Mn	Cr	Nb	Ti	V	B	Al	Mo	Mn+Cr
6	0,0386	1,96	1,02					0,032		2,98
7	0,076	1,98	1,02					0,035		3,01
8	0,1084	1,94	1,02					0,031		2,96
10	0,0341	2,89	0,97					0,031		3,85
11	0,0736	2,88	1,03					0,025		3,91
12	0,1117	2,91	0,99					0,032		3,91
14	0,0366	1,91	2,01					0,027		3,92
15	0,0731	1,94	1,99					0,032		3,93
16	0,1058	1,94	2,00					0,026		3,94
19	0,0366	0,98	2,94					0,029		3,93
20	0,0712	0,99	2,97					0,027		3,96
21	0,1048	0,99	3,01					0,031		4,00
22	0,0342	2,85	1,99					0,03		4,84
52	0,0765	2,00	1,04	0,029	0,02			0,046		3,04
53	0,106	1,98	1,04	0,029	0,019			0,052		3,01
55	0,105	1,99	1,98	0,03	0,019			0,034		3,97
56	0,1102	1,95	2,01	0,049				0,042		3,96
57	0,1106	1,98	2,02		0,051			0,034		4,00
58	0,1121	1,97	2,02			0,094		0,034		3,99
59	0,0737	1,99	1,07		0,029		0,0032	0,043		3,05
61	0,0768	1,96	1,01					0,023	0,187	2,97
62	0,0759	2,98		0,029	0,019			0,042		2,98
63	0,0769	4,08		0,03	0,019			0,046		4,08
64	0,114	1,99	2,07	0,049				0,038		4,06
65	0,0812	3,03	1,03	0,031	0,017			0,026		4,06
81	0,0768		4,06	0,03	0,023			0,018		4,06
141	0,125	2,05	0,52	0,053				0,029		2,57
142	0,154	2,09	1,02	0,057				0,03		3,10
143	0,157	2,07	0,52	0,052				0,026		2,58

**Tabla 2**

Acero	YS (MPa)	TS (MPa)	TE (%)
6	521	669	7
7	592	802	7
8	809	1094	6
10	695	892	7
11	832	1097	6

# ES 2 746 260 T3

(continuación)

Acero	YS (MPa)	TS (MPa)	TE (%)
12	787	1063	6
14	606	780	7
15	752	1002	5
16	862	1172	7
19	516	687	8
20	683	926	7
21	834	1121	5
22	720	940	6
52	914	1221	6
53	959	1293	7
55	982	1317	6
56	965	1277	7
57	841	1149	6
58	628	904	9
59	839	1083	7
61	717	918	4
62	744	980	6
63	984	1284	6
64	988	1328	6
65	954	1239	6
81	909	1155	7
141	1025	1340	7
142	1004	1392	7
143	1042	1384	7

**REIVINDICACIONES**

1. Una hoja de acero que comprende, en % en peso,
- 5 0,04 ≤ C ≤ 0,30,  
0,5 ≤ Mn ≤ 4,  
0 ≤ Cr ≤ 4,  
2,7 ≤ Mn+Cr ≤ 5,  
0,003 ≤ Nb ≤ 0,1,
- 10 0,015 ≤ Al ≤ 0,1,  
0,05 ≤ Si ≤ 1,0,  
opcionalmente  
Ti ≤ 0,2,  
V ≤ 0,2,
- 15 Mo ≤ 0,3  
B ≤ 0,015  
siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- en la que la hoja de acero tiene una resistencia a la tracción en el intervalo de 800-1400 MPa y un alargamiento  
20 comprendido entre el 4 y el 9 %, y en la que la hoja de acero tiene una microestructura que comprende del 95 al 100 % de área de martensita.
2. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,06 ≤ C ≤ 0,18.
- 25 3. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,08 ≤ C ≤ 0,16.
4. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,2 ≤ Mn ≤ 3,5.
5. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,5 ≤ Mn ≤ 3,0.
- 30 6. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,2 ≤ Cr ≤ 3,5.
7. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,5 ≤ Cr ≤ 3,0.
- 35 8. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 3,0 ≤ Mn+Cr ≤ 4,7.
9. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 3,3 ≤ Mn+Cr ≤ 4,4.
10. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,005 ≤ Nb ≤ 0,060.
- 40 11. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que 0,010 ≤ Nb ≤ 0,055.
12. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que al menos una superficie de la hoja de acero está recubierta con una capa que comprende Zn, Al o una aleación de Al.
- 45 13. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que la hoja de acero tiene una microestructura que comprende menos del 5 % de área de bainita.
14. La hoja de acero según la reivindicación 1, en la que la hoja de acero es una hoja de acero formada en  
50 caliente.
15. Un procedimiento para fabricar una hoja de acero según la reivindicación 1, comprendiendo el procedimiento laminar en caliente un acero que tiene una composición según la reivindicación 1.
- 55 16. Uso de una hoja de acero según la reivindicación 1, comprendiendo dicho uso la formación en caliente de la hoja de acero de la reivindicación 1.

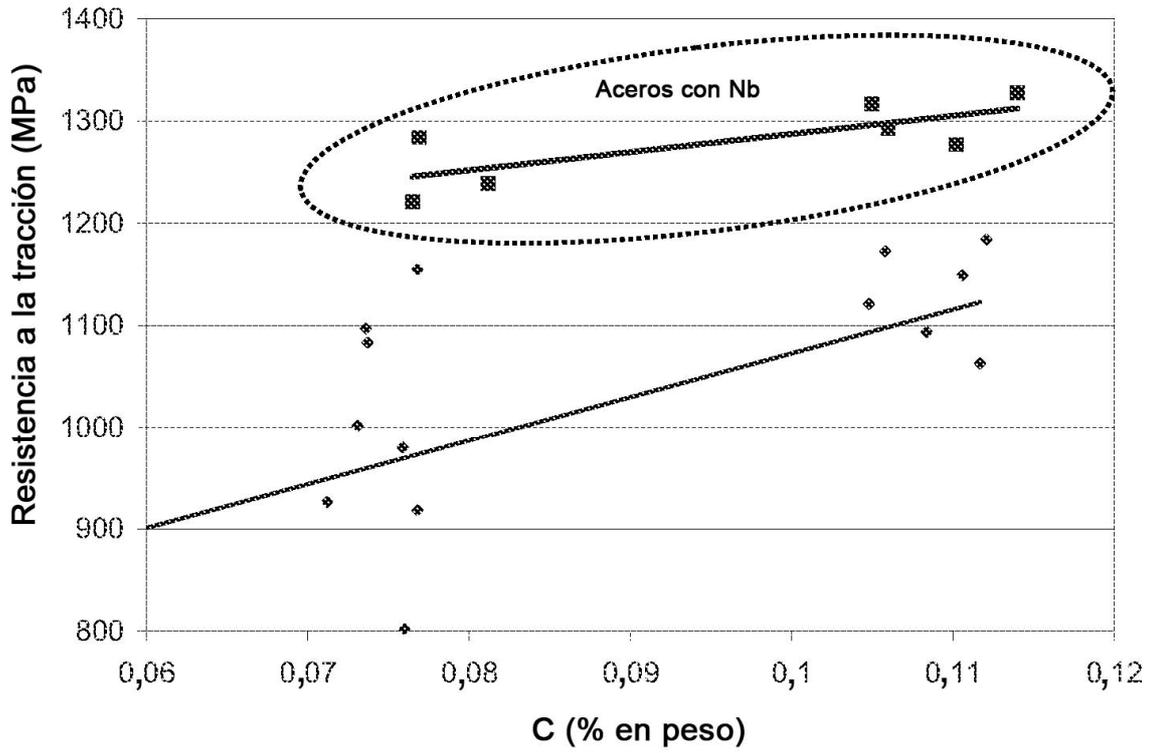


Figura 1

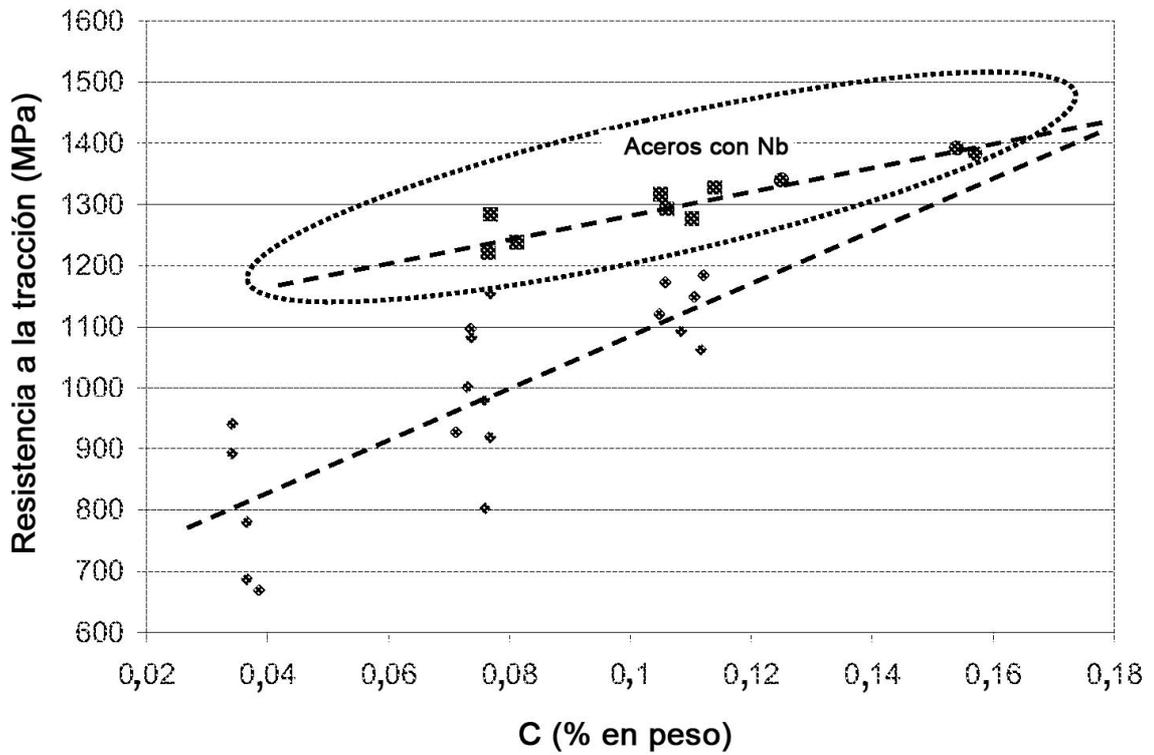


Figura 2

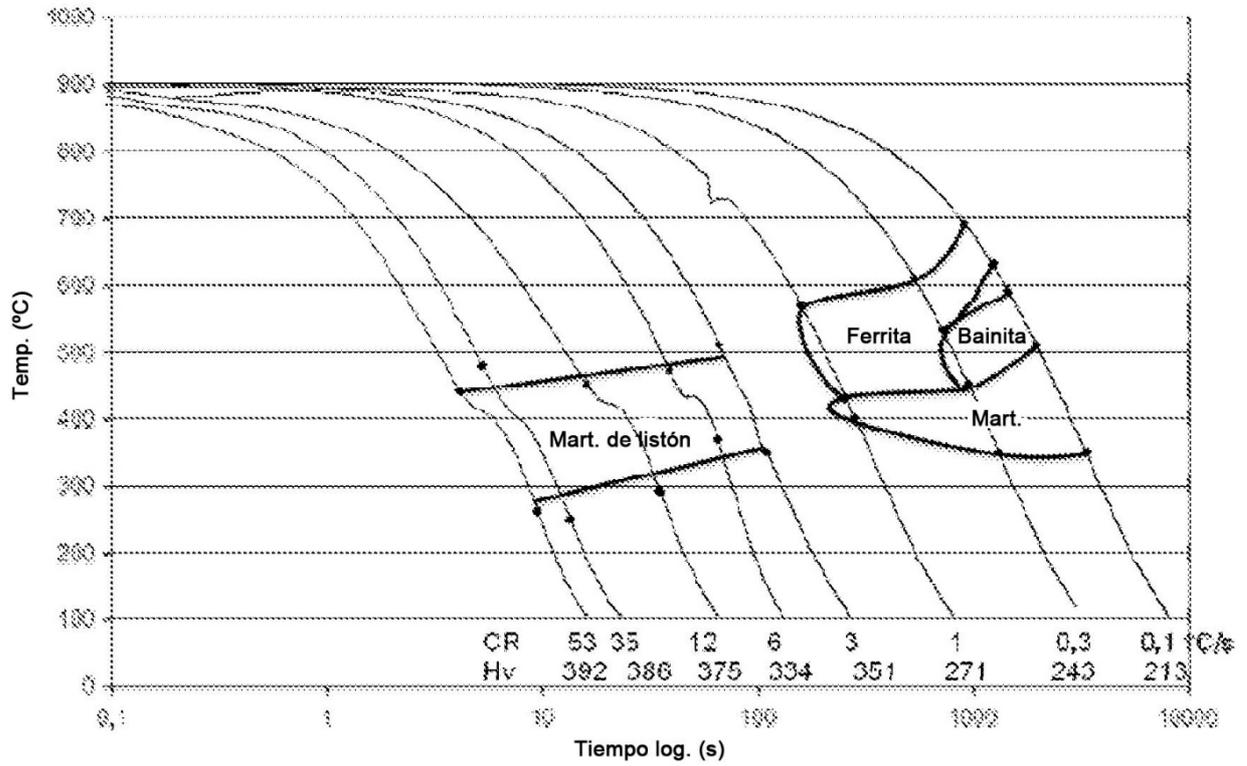


Figura 3

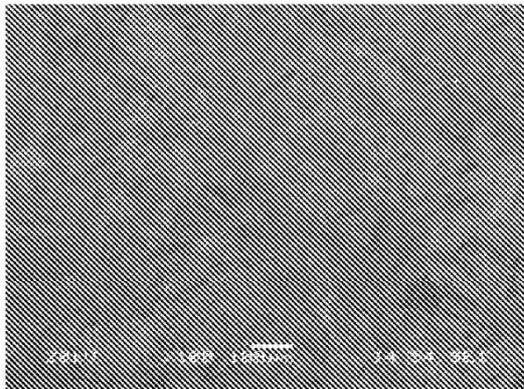


Figura 4A

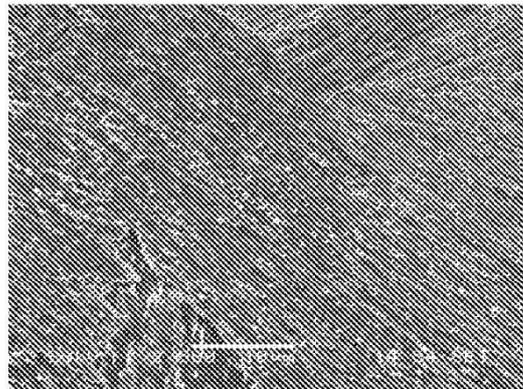


Figura 4B

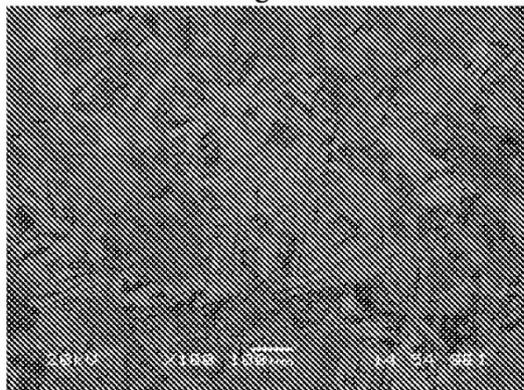


Figura 4C

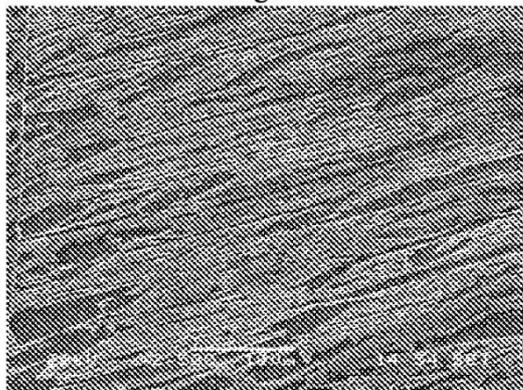


Figura 4D

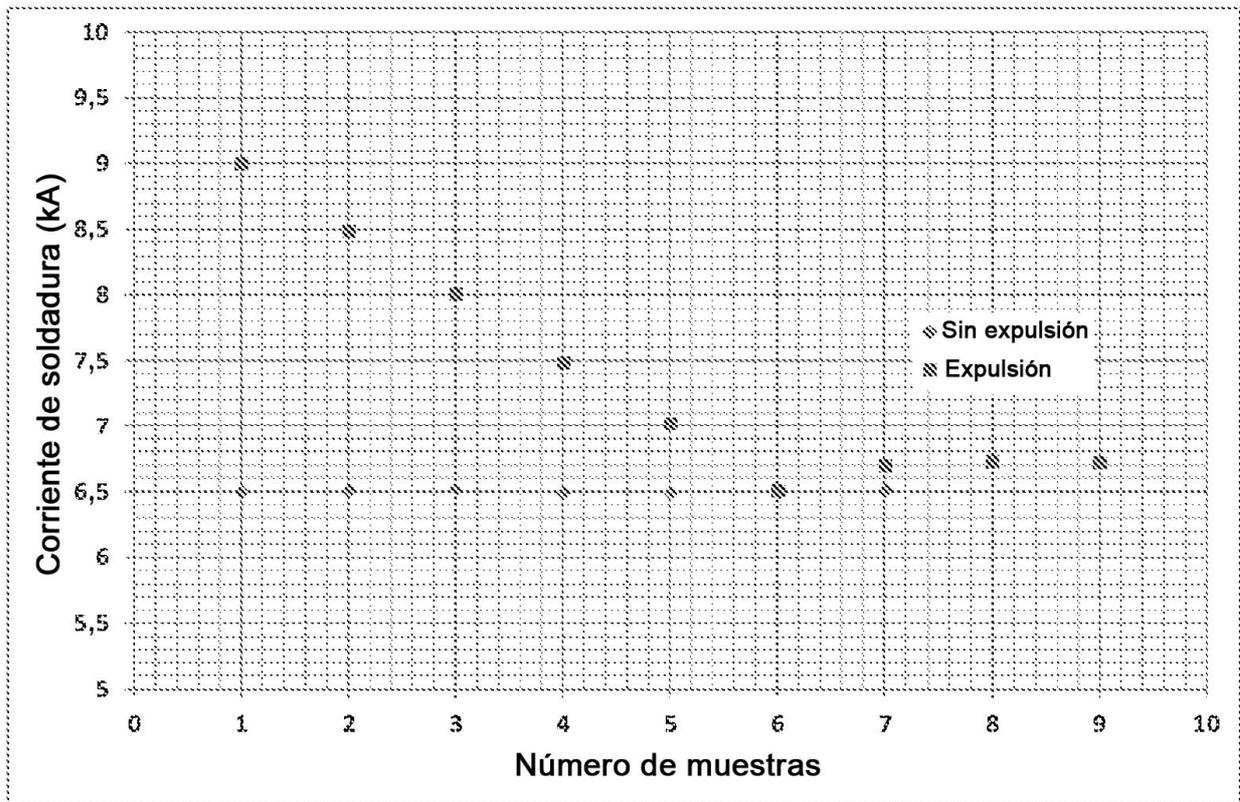


Figura 4

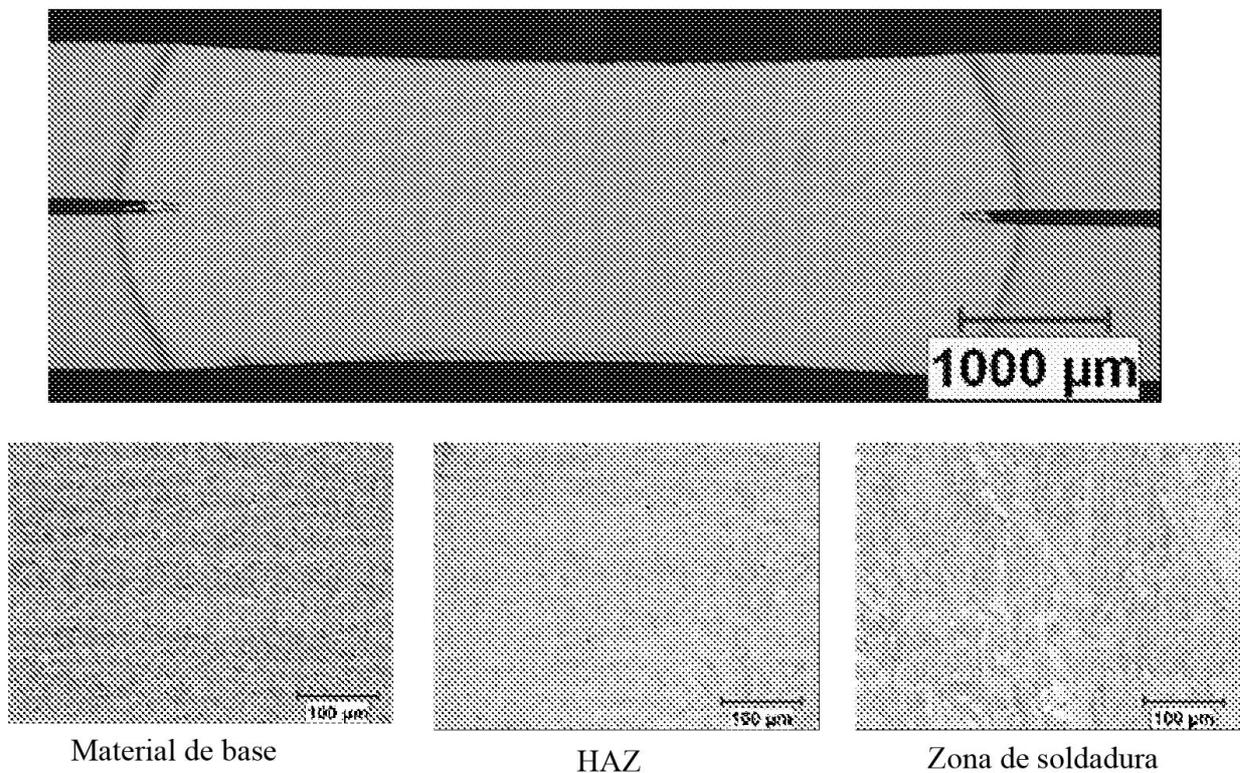


Figura 5