

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 424 009**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/14** (2006.01)

**C21D 9/46** (2006.01)

**B21B 1/26** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **24.10.2008 E 08844903 (8)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.05.2013 EP 2218801**

54 Título: **Plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 MPa y su procedimiento de fabricación**

30 Prioridad:

**26.10.2007 CN 200710094177**

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

**26.09.2013**

73 Titular/es:

**BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD. (100.0%)  
SOUTH BUILDING NO. 1813 MUDANJIANG ROAD  
SHANGHAI 201900, CN**

72 Inventor/es:

**YAO, LIANDENG;  
ZHAO, XIAOTING y  
ZHAO, SIXIN**

74 Agente/Representante:

**MARTÍN SANTOS, Victoria Sofia**

**ES 2 424 009 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

5 Plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 mpa y su procedimiento de fabricación

**CAMPO TÉCNICO**

10 La presente invención se refiere a un acero estructural de alta resistencia, concretamente, a una plancha de bainita-ferrita superfina con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 MPa.

**ANTECEDENTES DE LA INVENCION**

15 La fisuración de la soldadura en frío es un defecto muy común en el proceso de soldadura. Concretamente, cuando se suelda un acero de alta resistencia de baja o media aleación, conforme aumenta el nivel de resistencia, la tendencia a formarse fisuras en frío aumenta. Para prevenir la generación de fisuras en frío, por lo general es necesario un precalentamiento previo a la soldadura y un tratamiento térmico tras la soldadura, por lo que, a mayor  
20 resistencia, mayor temperatura de calentamiento, lo que conduce a un proceso de soldadura complejo y a la inviabilidad en algunos casos especiales, y pone en peligro la fiabilidad de las estructuras de soldadura, especialmente para grandes estructuras de acero. En vista del hecho de que las industrias como la petrificación, los edificios altos, los puentes y la construcción naval ni precalientan las grandes estructuras de acero de alta resistencia ni llevan a cabo un tratamiento térmico posterior a la soldadura, es necesario que el índice P<sub>cm</sub> de  
25 tendencia a la fisuración de la soldadura sea lo más bajo posible. Por consiguiente, se ha desarrollado en el campo metalúrgico una plancha de acero de alta resistencia con baja tendencia a la fisuración de la soldadura.

Una plancha de acero de alta resistencia con baja tendencia a la fisuración de la soldadura, también denominado  
30 acero CF, es un tipo de acero de baja aleación y alta resistencia de excelentes propiedades de soldadura y tenacidad a baja temperatura, cuyas ventajas son que no es necesario el precalentamiento previo a la soldadura o que se requiere un precalentamiento mínimo sin la generación de fisuras, lo que básicamente soluciona el problema del procedimiento de soldadura de grandes estructuras de acero.

La forma de reducir el P<sub>cm</sub> es reducir la cantidad de carbono o elementos de aleación añadida, sin embargo, para  
35 el acero de alta resistencia producido mediante el proceso de temple y revenido, reducir la cantidad de carbono o elementos de aleación añadida conducirá inevitablemente a la reducción de la resistencia del acero. La utilización de procesos de laminación termomecánica controlada y enfriamiento (TMCP) puede superar este defecto. Además, comparado con el proceso de afino térmico (temple y revenido), los procesos de laminación termomecánica controlada y enfriamiento (TMCP) pueden afinar los granos cristalinos, mejorando de esta manera  
40 la tenacidad a baja temperatura del acero.

En la actualidad, los componentes de aleación del acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura  
45 producidos por la tecnología TMCP son generalmente los sistemas Mn-Ni-Nb-Mo-Ti y Si-Mn-Cr-Mo-Ni-Cu-Nb-Ti-Al-B. Por ejemplo, los componentes químicos de un acero de alta resistencia y baja aleación, producido mediante el proceso TMCP que se describe en la publicación internacional WO99/05335 son los siguientes (wt. %: porcentaje en peso): C:0,05-0,10 wt. %, Mn:1,7-2,1 wt. %, Ni:0,2-1,0 wt. %, Mo:0,25-0,6 wt. %, Nb:0,01-0,10 wt. %, Ti:0,005-0,03 wt. %, P≤0,015 wt. %, S≤0,003 wt. %; por ejemplo, los componentes químicos de un acero bainítico muy bajo en carbono descritos en el documento CN1521285 son los que siguen (wt. %: porcentaje en peso): C:0,01-0,05 wt. %, Si:0,05-0,5 wt. %, Mn:1,0-2,2 wt. %, Ni:0,0-1,0 wt. %, Mo:0,0-0,5 wt. %, Cr:0,0-0,7 wt. %, Cu:0,0-1,8 wt. %, Nb:0,015-  
50 0,070 wt. %, Ti:0,005-0,03 wt. %, B:0,0005-0,005 wt. %, Al:0,015-0,07 wt. %.

Los elementos de aleación de los dos aceros anteriormente descritos se diseñan como sistemas Mn-Ni-Nb-Mo-Ti y Si-Mn-Cr-Mo-Ni-Cu-Nb-Ti-Al-B, respectivamente. Dado que Mo y Ni son ambos metales nobles o escasos, los  
55 costes de producción de este tipo de planchas de acero son relativamente elevados desde el punto de vista del tipo y de la cantidad total de elementos de aleación añadida. Además, ambos utilizan el revenido y el tratamiento térmico, lo que incrementa los procedimientos de fabricación de la plancha de acero y eleva el coste de producción de la plancha de acero, y sus valores de P<sub>cm</sub> son relativamente altos, lo que presenta un impacto adverso sobre el rendimiento para la soldadura. La patente JP 2000 303147 describe una lámina de acero con una buena capacidad de soldadura y un valor de P<sub>cm</sub> controlado a desde 0,10 hasta 0,21.

60 Para resolver los problemas anteriormente indicados, los presentes inventores utilizan el acero de un sistema Si-Mn-Nb-Mo-V-Ti-Al-B, y los presentes inventores diseñan una plancha de acero de agujas súper finas de bainita con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 MPa mediante el uso del efecto reforzante de V, y los procesos de laminación termomecánica controlada y enfriamiento sin afino térmico,  
65 presentando la plancha de acero resultante una excelente tenacidad a baja temperatura y capacidad de soldadura.

**CONTENIDO DE LA INVENCION**

5 El objetivo de la presente invención es proporcionar una plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 Mpa.

El otro objetivo de la presente invención es proporcionar un procedimiento de fabricación para la plancha de acero de baja tendencia a la fisuración de la soldadura.

10 En el primer aspecto de la invención, se dispone una plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 MPa, que se compone de los siguientes componentes químicos (wt.%: porcentaje en peso): C:0,03-0,08 wt.%, Si:0,05-0,70 wt.%, Mn:1,30-2,20 wt.%, Mo:0,10-0,30 wt.%, Nb:0,03-0,10 wt.%, V:0,03-0,45 wt.%, Ti:0,002-0,040 wt.%, Al:0,02-0,04 wt.%, B:0,0010-0,0020 wt.% siendo el equilibrio Fe e impurezas inevitables, y en el que la fórmula del índice de tendencia a la fisuración de la soldadura es:

15  $P_{cm} \leq 0,20\%$ .

La plancha de acero de baja tendencia a la fisuración de la soldadura tiene una estructura de agujas superfina de bainita.

20 El índice de tendencia  $P_{cm}$  a la fisuración de la soldadura de la plancha de acero de baja tendencia a la fisuración de la soldadura puede determinarse según la siguiente fórmula:

$$P_{cm}(\%) = C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

25 El índice  $P_{cm}$  de tendencia a la fisuración de la soldadura es un índice que refleja la tendencia del acero a la fisuración de la soldadura en frío. Cuanto menor es  $P_{cm}$ , mayor es la capacidad de soldadura, mientras que cuanto mayor es  $P_{cm}$ , menor es la capacidad de soldadura. Una buena capacidad de soldadura hace referencia a un acero que difícilmente genera fisuras de soldadura durante la soldadura, mientras que una baja capacidad de soldadura hace referencia a un acero que genera con facilidad fisuras de soldadura. Para evitar la generación de

30 fisuras, es necesario el precalentamiento del acero previo a la soldadura y, cuanto mayor es la capacidad de soldadura, menor es la temperatura de precalentamiento requerida, en caso contrario, se requiere una mayor temperatura de precalentamiento.

35 Según las estipulaciones de los estándares de la metalurgia del hierro en China YB/T 4137—2005, el valor de  $P_{cm}$  para el acero Q800CF debería ser inferior a 0,28%. El  $P_{cm}$  de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de la presente invención es inferior a 0,20%, lo que concuerda con las estipulaciones del estándar anteriormente indicado y tiene una excelente propiedad de capacidad de soldadura.

40 Los componentes químicos de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 Mpa se describen en detalle a continuación.

C: amplía un área austenítica. C en una estructura de ferrita súper saturada formada en el proceso de temple puede aumentar la intensidad del acero. Sin embargo, C tiene un impacto adverso sobre el rendimiento para la soldadura. Cuanto mayor es el contenido en C, peor es el rendimiento para la soldadura. En lo que respecta a un

45 acero bainítico producido mediante el proceso TMCP, cuanto menor es el contenido en C, mayor es la tenacidad, y un menor contenido en C puede producir una plancha de acero más gruesa de mayor tenacidad, y puede obtenerse una estructura matricial bainítica súper fina que contiene una alta densidad de dislocaciones. Por lo tanto, el contenido en C en la presente invención se controla a una cantidad de entre 0,03% en peso y 0,08% en peso.

50 Si: no forma carburo en el acero, pero existe en la bainita, ferrita o austenita en forma de solución sólida, lo que puede mejorar la intensidad de la bainita, ferrita o austenita en el acero, y el efecto de fortalecimiento de la solución de Si es superior al de Mn, Nb, Cr, W, Mo y V. Si también puede reducir la velocidad de difusión del carbono en la sustenta, y hace que la curva de C en la ferrita y la perlita se mueva hacia la derecha en la curva de la CCT, facilitando así la formación de una estructura de bainita en el proceso de enfriamiento continuo. En el

55 acero de la invención, no se añade más del 0,70% en peso de Si, lo que favorece la mejora de la relación de correspondencia de la intensidad y la tenacidad del acero.

60 Mo: elemento ferritizante, que reduce el área austenítica. Mo, sólido disuelto en austenita y ferrita, puede aumentar la intensidad del acero, mejorar la capacidad para el temple del acero y prevenir la fragilidad por revenido. Dado que la presente invención no necesita el tratamiento de refinamiento térmico, únicamente se añade no más del 0,3% en peso de Mo, que es un elemento muy caro, para alcanzar el objetivo de reducir el coste.

65 Nb: en la presente invención, se añade una cantidad relativamente elevada de Nb con el fin de llevar a cabo dos propósitos, de los cuales un propósito es afinar el grano cristalino y aumentar el grosor de la plancha de acero, y el

otro propósito es mejorar la temperatura de no recristalización del acero y facilita el uso de una temperatura final de laminación relativamente alta en el proceso de laminación, acelerando así la velocidad de laminación y aumentando el rendimiento de la producción. Además, dado que el Nb fortalece el efecto de afinado del grano, puede producirse una plancha de acero de mayor grosor. En la presente invención, se añade una cantidad de entre el 0,03% en peso y el 0,10% en peso de Nb para considerar seriamente el efecto de fortalecimiento de la solución y el efecto de fortalecimiento de grano fino de Nb.

V: elemento de formación ferrítica, que reduce el área austenítica de forma significativa. V disuelto en una austenita a alta temperatura puede mejorar la capacidad para el temple del acero. El carburo de V, es decir,  $V_4C_3$  en el acero es relativamente estable, y puede inhibir el movimiento del borde de grano y el crecimiento de los granos cristalinos. V puede afinar la estructura en bruto de colada del metal de soldadura, reducir la sensibilidad al sobrecalentamiento de la zona afectada por el calor, y prevenir el excesivo crecimiento y aumento de tamaño de grano en las proximidades de la línea de fusión en la zona afectada por el calor, lo que resulta favorable para el rendimiento para la soldadura. En la presente invención, se añade una cantidad de entre 0,03% en peso y 0,45% en peso de V para mejorar ampliamente la intensidad del acero. V y Cu pueden ambos jugar un papel de fortalecimiento de la precipitación en el acero, sin embargo, comparado con Cu, se añade únicamente una cantidad muy pequeña de V para obtener el mismo efecto de fortalecimiento de la precipitación. Además, dado que Cu tiende a inducir las fisuras de borde de grano en el acero, debe añadirse Ni, que también es un elemento de aleación muy caro, y del cual se añade una cantidad que es por lo menos la mitad de la cantidad de Cu, para evitar las fisuras. Por lo tanto, reemplazar Cu por V puede reducir ampliamente el coste de fabricación del acero.

Ti: elemento de formación ferrítica, que reduce el área austenítica de forma significativa. El carburo de Ti, es decir,  $TiC$ , es relativamente estable, y puede inhibir el crecimiento del grano cristalino. Ti, sólido disuelto en austenita, es favorable para mejorar la capacidad para el temple del acero. Ti puede reducir el primer tipo de fragilidad por revenido, es decir, la fragilidad por revenido a una temperatura de entre 250°C y 400°C. Dado que la presente invención no necesita el afino térmico, puede reducirse la cantidad de Ti a añadir. En la presente invención, se añade una cantidad de Ti de entre el 0,002% y el 0,040%, lo que provoca la precipitación de carbonitruro fino, afinando así la estructura de agujas de la bainita.

Al: Al puede aumentar la fuerza impulsora del cambio de fase de la austenita a la ferrita y puede reducir intensamente el ciclo de fase de la austenita. Al interacciona con N en el acero para formar  $AlN$  fino y difusivo, que precipita y puede inhibir el crecimiento del grano cristalino, alcanzando de esa manera el propósito de afinar los granos cristalinos y mejorar la tenacidad a baja temperatura del acero. Un contenido demasiado alto del Al tendrá un impacto adverso sobre la capacidad para el temple y el rendimiento para la soldadura del acero. En la presente invención, se añade una cantidad de Al no superior al 0,04% en peso para afinar los granos cristalinos, mejorar la tenacidad del acero y garantizar el rendimiento para la soldadura.

B: B puede incrementar sobremanera la capacidad para el temple del acero. En la presente invención, se añade una cantidad de entre el 0,0010% en peso y el 0,0020% en peso de manera que se puede obtener fácilmente una estructura de bainita de alta intensidad a partir del acero bajo determinadas condiciones de enfriamiento.

En un segundo aspecto de la invención, se dispone un procedimiento de fabricación de una plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 MPa, que consiste en los procedimientos de fundición, colada, calentamiento, laminación y enfriamiento, en el que tras el procedimiento de laminación, el acero es sometido al procedimiento de enfriamiento sin el afino térmico.

En una forma de realización preferente, el grosor del lingote de acero o palanquilla para colada continua no es inferior a 4 veces el grosor de la plancha de acero acabada.

En otra forma de realización, la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento es de entre 1.050°C y 1.180°C, y el tiempo de permanencia es de entre 120 minutos y 180 minutos.

En otra forma de realización preferente, la laminación se divide en la primera fase de laminación y la segunda fase de laminación.

En otra forma de realización preferente, en la primera fase de laminación, la temperatura inicial de laminación es de entre 1.050°C y 1.150°C, y cuando el grosor de la pieza laminada alcanza el doble o el triple del grosor de la plancha de acero acabada, la pieza laminada permanece en el lecho de rodillos hasta que la temperatura alcanza un valor de entre 800°C y 860°C.

En otra forma de realización preferente la tasa de deformación por pasada en la segunda fase de laminación es de entre el 10% y el 28%, y la temperatura final de la laminación es de entre 780°C y 840°C.

En otra forma de realización preferente, en el proceso de enfriamiento, la plancha de acero entra en un dispositivo de enfriamiento acelerado y es enfriado a una velocidad de entre 15°C/s y 30°C/s hasta una temperatura de entre 350°C y 400°C, seguido de un enfriamiento por aire.

En otra forma de realización preferente, el enfriamiento por aire se lleva a cabo mediante una manera de enfriamiento en formación compacta o enfriamiento en banco.

- 5 En el procedimiento de fabricación de una plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y un límite de fluencia de 800 MPa, el mecanismo técnico de control de las etapas principales se analiza de la siguiente manera:

10 1. Proceso de laminación

10 Cuando el grosor de la pieza laminada alcanza un valor de entre el doble y cuatro veces el grosor de la plancha de acero acabada, la pieza laminada permanece en el lecho de rodillos hasta que la temperatura alcanza un valor de entre 800°C y 860°C. Para el acero que contiene Nb, la temperatura de no recrystalización es de entre 950°C y 1.050°C, y se lamina en primer lugar a una temperatura relativamente alta de entre 1.050°C y 1.150°C para producir una determinada densidad de dislocaciones en la austenita, a continuación durante el proceso de relajación de descenso de temperatura para laminar la palanquilla a una temperatura de entre 800°C y 860°C, el interior de los granos cristalinos de la austenita es sometido al proceso de restablecimiento y recrystalización estática, afinando así los granos cristalinos de la austenita. En el proceso de relajación, se producen la precipitación individual y la precipitación compleja del carbonitruro de Nb, V y Ti. El carbonitruro precipitado fija el movimiento de los bordes de subgrano y las dislocaciones, reserva una gran cantidad de dislocaciones en los granos cristalinos de la austenita, y proporciona una gran cantidad de sitios de nucleación para la formación de bainita durante el proceso de enfriamiento. La laminación a 800-860°C aumenta sobremanera la densidad de dislocaciones en la austenita, y el carbonitruro precipitado en las dislocaciones inhibe el aumento de tamaño de los granos cristalinos deformados. Debido al efecto de precipitación causado por la deformación, una deformación por pasada relativamente grande facilitará la formación de eductos más finos y más difusivos. Una elevada densidad de dislocaciones y unos eductos finos y difusivos proporcionan sitios de nucleación de alta densidad para la bainita, y el efecto de fijación de las partículas de la segunda fase sobre la interfaz de crecimiento de la bainita inhibe el crecimiento y el aumento de tamaño de la aguja de bainita, lo que resulta beneficioso tanto para la intensidad como para la tenacidad del acero.

20 La temperatura final de la laminación se controla en la sección de baja temperatura de la zona de no recrystalización, y al mismo tiempo, esta sección de temperatura se encuentra próxima al punto de transmisión Ar<sub>3</sub>, es decir, la temperatura final de la laminación es de entre 780°C y 840°C, y finalizar la laminación en este intervalo de temperatura puede aumentar los defectos en la austenita aumentando la deformación e inhibiendo el restablecimiento, proporcionando así una mayor acumulación de energía para el cambio de fase de la bainita al tiempo que no supone una carga demasiado elevada para el laminador, preparado para producir planchas gruesas.

30 2. Proceso de enfriamiento

30 Una vez que se ha completado la laminación, la plancha de acero entra a un dispositivo de enfriamiento acelerado, y es enfriado hasta una temperatura de entre 450°C y 500°C a una velocidad de enfriamiento de entre 15°C/s y 30°C/s. Una elevada velocidad de enfriamiento puede evitar la formación de ferrita y perlita, y la plancha de acero entra directamente en el área de transición de la bainita de la curva CCT. La fuerza impulsora del cambio de fase de la bainita puede representarse como:

$$\Delta G = \Delta G_{chem} + \Delta G_d$$

50 donde  $\Delta G_{chem}$  es la fuerza química impulsora,  $\Delta G_d$  es una energía almacenada en forma de tensión causada por los defectos. Dado que una elevada velocidad de enfriamiento provoca el sobreenfriamiento de la austenita e incrementa la fuerza impulsora de un cambio de fase químico,  $\Delta G_{chem}$  debería considerarse en combinación con la energía almacenada en forma de tensión  $\Delta G_d$  causada en el proceso de laminación para aumentar la fuerza impulsora de la nucleación de la bainita. Debido a la alta densidad de dislocaciones en los granos cristalinos, los sitios de nucleación de la bainita aumentan. Si se considera la combinación de factores dinámicos y termodinámicos, la bainita puede nuclearse a una velocidad muy elevada. Una elevada velocidad de enfriamiento permite una rápida transformación de la bainita e inhibe el aumento de tamaño de la aguja de bainita-ferrita. Tras salir del dispositivo de enfriamiento acelerado, el acero es enfriado en formación compacta a una temperatura de entre 450°C y 550°C o es enfriado con aire en un enfriadero o cama de enfriamiento para hacer que el carburo de V en la ferrita precipite más completamente, mejorando así la contribución del fortalecimiento de la precipitación a la intensidad.

60 El acero para los equipos mecánicos de alta intensidad y para la ingeniería de construcción necesita una alta intensidad y una tenacidad excelente. Contribuirán a la intensidad una diversidad de factores, que pueden representarse mediante la siguiente fórmula:

65

$$\sigma = \sigma_f + \sigma_p + \sigma_{sl} + \sigma_d$$

donde  $\sigma_f$  es el fortalecimiento del grano fino,  $\sigma_p$  es el fortalecimiento de la precipitación,  $\sigma_{sl}$  es el fortalecimiento de la solución sólida, y  $\sigma_d$  es el fortalecimiento de las dislocaciones. El tratamiento termomecánico de la plancha de acero por lo general se lleva a cabo mediante los procesos de Laminación Termomecánica Controlada y Enfriamiento (TMCP), lo que afina las microestructuras o forma estructuras de alta intensidad como la bainita ultra fina controlando la velocidad de deformación y la velocidad de enfriamiento, mejorando así el límite de fluencia del acero. La tecnología TMCP modificada y la tecnología de Control de Relajación-Precipitación (RPC) forman una red de dislocaciones estable, las partículas finas y difusivas de la segunda fase precipitan en las dislocaciones y el borde de subgrano, la aguja de bainita es afinada estimulando la nucleación e inhibiendo su crecimiento, y se produce una acción combinada del fortalecimiento de las dislocaciones, del fortalecimiento de la precipitación y del fortalecimiento de los granos finos, mejorando así la intensidad y la tenacidad del acero. Su mecanismo principal es como se describe a continuación:

La plancha de acero se deforma completamente en la zona de recrystalización y la austenita deformada produce una alta acumulación de defectos, aumentando así ampliamente la densidad de dislocaciones en la austenita. El restablecimiento y la recrystalización que se producen durante la laminación afinan los granos cristalinos originales de la austenita. Una vez finalizada la laminación y la deformación, las dislocaciones dentro de los cristales se reordenarán durante la relajación del enfriamiento controlado. Dado que sale un campo de presión hidrostática en la dislocación de borde, un átomo intersticial como B enriquecerá la dislocación, el borde de grano y el borde de subgrano, reducirá la movilidad de las dislocaciones y, finalmente, la dislocación de alta intensidad producida por la deformación evolucionará durante el restablecimiento para formar una red de dislocaciones estable. Durante la relajación, los elementos de microaleación como Nb, V, Ti y similares precipitan en el borde de grano, borde de subgrano y dislocaciones en forma de carbonitruro de diferentes relaciones estequiométricas como  $(\text{Nb}, \text{V}, \text{Ti})_x(\text{C}, \text{N})_y$  y similares. Las partículas de la segunda fase, como los carbonitruros precipitados, fijan las dislocaciones y el borde de subgrano dentro de los granos cristalinos y estabilizan las subestructuras como la pared de dislocación.

Tras la relajación, la densidad de dislocaciones de la austenita aumenta mediante una segunda fase del proceso de laminación. Tras la relajación, cuando se enfría la austenita deformada mediante un enfriamiento acelerado, los efectos de la austenita con dislocación y precipitación formada mediante el proceso de relajación de la transformación de la siguiente fase pueden interpretarse como (diferente de la circunstancia en la que, tras la deformación, no se produce relajación alguna y se distribuyen de forma desordenada una gran cantidad de dislocaciones): en primer lugar, un borde de subgrano que presenta una determinada diferencia de orientación es una posición preferente para la nucleación, y si precipita una segunda fase, que presenta una interfaz incoherente con la matriz, facilitará la nucleación de la nueva fase y, tras la relajación, nuclearán una gran cantidad de granos cristalinos de la nueva fase dentro de los granos cristalinos originales de la austenita. En segundo lugar, dado que tras la relajación, se mueve una determinada cantidad de dislocaciones al borde de subgrano, lo que aumenta la diferencia de orientación entre los subgranos hasta cierto punto. Una vez que el producto transformado mediante temperatura intermedia, como la bainita, nuclea en el borde de subgrano, es obstaculizado por el empuje de borde de grano durante el crecimiento. Cuando se forma la bainita-ferrita, su interfaz de cambio de fase es arrastrada por las partículas de carbonitruro precipitadas de la segunda fase, lo que inhibe su crecimiento. El proceso TMCP más RPC forma una estructura de red de dislocaciones de alta densidad, y los puntos de material de precipitación de la segunda fase proporcionan una gran cantidad de potenciales sitios de nucleación de la bainita-ferrita y, el efecto de arrastre de las partículas de la segunda fase a la interfaz móvil y el borde de subgrano desarrollado inhibe el crecimiento de la bainita.

Por lo tanto, el proceso de fabricación de la invención puede jugar un papel combinado de estimular la nucleación de la bainita y de inhibir el crecimiento de la bainita, afinando así la estructura final.

### **DESCRIPCIÓN DE LAS FIGURAS**

La figura 1a es una micrografía de microscopio electrónico de barrido (MEB) que muestra la microestructura de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura del presente ejemplo 5.

La figura 1b es una micrografía de microscopio electrónico de transmisión (MET) que muestra la microestructura de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura del presente ejemplo 5.

### **MEJOR FORMA DE REALIZACIÓN DE LA INVENCION**

La invención es ilustrada adicionalmente mediante los siguientes ejemplos en combinación con las figuras. Estos ejemplos son únicamente ilustrativos de la mejor forma de realización de la invención, pero en modo alguno son limitativos de la misma.

**Ejemplo 1**

Los componentes químicos que se muestran en la tabla 1 fueron fundidos en un convertidor u horno eléctrico y, colados a un lingote de acero o palanquilla para colada continua, que a continuación fue calentado a una temperatura de 1.100°C durante 120 minutos y fue sometido a la primera fase de la laminación en un laminador de laminación media, gruesa, en el que la temperatura de laminación inicial en la primera fase de la laminación era de 1.050°C; y, cuando el grosor de la pieza laminada alcanzó un grosor de 60 mm, la misma permaneció en el lecho de rodillos hasta que la temperatura alcanzara el valor de 850°C, y a continuación se llevó a cabo la segunda fase de la laminación, en la que la tasa de deformación por pasada en la segunda fase de la laminación era de entre el 15% y el 28%, la temperatura final de la laminación era de 830°C, y el grosor de la plancha de acero acabada era de 20 mm. Una vez completada la laminación, la plancha de acero fue trasladada a un dispositivo de enfriamiento acelerado (ACC), y enfriado hasta la temperatura de 500°C a una velocidad de enfriamiento de 30°C/s, seguido del enfriamiento en formación compacta o enfriamiento en banco.

**Ejemplo 2**

Fue llevado a cabo igual que el ejemplo 1 con la excepción de que el calentamiento fue llevado a cabo a una temperatura de 1.050°C durante 240 minutos, en el que la temperatura inicial de laminación en la primera fase de la laminación era de 1.040°C, y el grosor de la pieza laminada era de 90 mm; la temperatura inicial de laminación de la segunda fase de la laminación era de 840°C, la tasa de deformación por pasada era de entre el 15% y el 20%, la temperatura final de la laminación era de 810°C, y el grosor de la plancha de acero acabada era de 30 mm; y, la velocidad de enfriamiento de la plancha de acero era de 25°C/s, y la temperatura final era de 490°C.

**Ejemplo 3**

Fue llevado a cabo igual que el ejemplo 1 con la excepción de que el calentamiento fue llevado a cabo a una temperatura de 1.150°C durante 150 minutos, en el que la temperatura inicial de laminación en la primera fase de la laminación era de 1.080°C, y el grosor de la pieza laminada era de 120 mm; la temperatura inicial de laminación de la segunda fase de la laminación era de 830°C, la tasa de deformación por pasada era de entre el 10% y el 15%, la temperatura final de la laminación era de 820°C, y el grosor de la plancha de acero acabada era de 40 mm; y, la velocidad de enfriamiento de la plancha de acero era de 20°C/s, y la temperatura final era de 530°C.

**Ejemplo 4**

Fue llevado a cabo igual que el ejemplo 1 con la excepción de que el calentamiento fue llevado a cabo a una temperatura de 1.120°C durante 180 minutos, en el que la temperatura inicial de laminación en la primera fase de la laminación era de 1.070°C, y el grosor de la pieza laminada era de 150 mm; la temperatura inicial de laminación de la segunda fase de la laminación era de 830°C, la tasa de deformación por pasada era de entre el 10% y el 20%, la temperatura final de la laminación era de 800°C, y el grosor de la plancha de acero acabada era de 50 mm; y, la velocidad de enfriamiento de la plancha de acero era de 15°C/s, y la temperatura final era de 515°C.

**Ejemplo 5**

Fue llevado a cabo igual que el ejemplo 1 con la excepción de que el calentamiento fue llevado a cabo a una temperatura de 1.130°C durante 180 minutos, en el que la temperatura inicial de laminación en la primera fase de la laminación era de 1.080°C, y el grosor de la pieza laminada era de 150 mm; la temperatura inicial de laminación de la segunda fase de la laminación era de 840°C, la tasa de deformación por pasada era de entre el 10% y el 15%, la temperatura final de la laminación era de 810°C, y el grosor de la plancha de acero acabada era de 60 mm; y, la velocidad de enfriamiento de la plancha de acero era de 15°C/s, y la temperatura final era de 480°C.

**Ejemplo 6**

Fue llevado a cabo igual que el ejemplo 1 con la excepción de que el calentamiento fue llevado a cabo a una temperatura de 1.120°C durante 180 minutos, en el que la temperatura inicial de laminación en la primera fase de la laminación era de 1.050°C, y el grosor de la pieza laminada era de 120 mm; la temperatura inicial de laminación de la segunda fase de la laminación era de 820°C, la tasa de deformación por pasada era de entre el 15% y el 25%, la temperatura final de la laminación era de 780°C, y el grosor de la plancha de acero acabada era de 40 mm; y, la velocidad de enfriamiento de la plancha de acero era de 20°C/s, y la temperatura final era de 540°C.

Tabla 1. Componentes químicos (wt.%: porcentaje en peso) y Pcm (%) de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de los ejemplos 1 a 6 de la presente invención.

## ES 2 424 009 T3

Ejemplo	C wt. %	Si wt. %	Mn wt. %	Nb wt. %	V wt. %	Al wt. %	Ti wt. %	Mo wt. %	B wt. %	Fe e impurezas inevitables wt. %	Pcm %
1	0,04	0,35	1,80	0,070	0,055	0,02	0,015	0,30	0,0018	equilibrio	0,176
2	0,03	0,60	1,50	0,045	0,45	0,03	0,02	0,22	0,001	equilibrio	0,189
3	0,04	0,40	2,2	0,035	0,10	0,04	0,012	0,10	0,0011	equilibrio	0,186
4	0,05	0,55	1,50	0,040	0,15	0,03	0,01	0,25	0,0015	equilibrio	0,183
5	0,06	0,05	1,45	0,065	0,30	0,03	0,02	0,20	0,0010	equilibrio	0,183
6	0,06	0,15	1,30	0,047	0,03	0,02	0,03	0,25	0,0020	equilibrio	0,180

### Ejemplo de Ensayo 1

5 Las planchas de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de los ejemplos 1 a 6 de la presente invención fueron sometidas a ensayo para determinar sus propiedades mecánicas y los resultados fueron mostrados en la tabla 2.

10 Tabla 2. Propiedades mecánicas de las planchas de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de los ejemplos 1 a 6 de la presente invención.

Ejemplo	Límite de fluencia (MPa)	Resistencia a la Tracción (MPa)	Alargamiento (%)	-20 °C Akv (longitudinal) (J)
1	840, 865	950, 965	17,0, 16,5	221, 216, 224
2	850, 875	960, 970	15,9, 17,2	218, 210, 209
3	855, 860	958, 965	16,0, 16,0	215, 222, 222
4	845, 840	954, 950	16,1, 16,3	211, 208, 206
5	858, 875	969, 973	17,0, 17,5	227, 231, 224
6	859, 863	967, 982	17,3, 17,3	215, 211, 219



De las tablas 1 y 2, pudo verse que el Pcm de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de la presente invención era  $\leq 0,20\%$ , el límite de fluencia era mayor que 800 MPa, la resistencia a la tracción era mayor que 900 MPa y la energía Akv (-20°C) de la prueba de impacto de Charpy era  $\geq 150\text{J}$ , y el grosor de la plancha era de hasta 60 mm, y la plancha de acero tenía una excelente tenacidad a baja temperatura y capacidad de soldadura.

Ejemplo de Ensayo 2

La plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de los ejemplos 1 a 6 de la presente invención fue sometida a ensayo para determinar su capacidad de soldadura (pequeño ensayo Tekken). A temperatura ambiente y a 50°C, no se observó fisura alguna (véase tabla 3), lo que indica que la plancha de acero de la presente invención tenía una excelente propiedad de capacidad de soldadura y por lo general no era necesario un precalentamiento previo a la soldadura.

Tabla 3. Resultados de ensayo de la capacidad de soldadura de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura del ejemplo 1 de la presente invención.

Temperatura de ensayo	Muestra N°	Porcentaje de fisuración superficial, %	Porcentaje de fisuración de raíz, %	Porcentaje de fisuración transversal, %	Temperatura Ambiente	Humedad Relativa
RT	1	0	0	0	25 °C	65%
	2	0	0	0		
	3	0	0	0		
50 °C	4	0	0	0		
	5	0	0	0		

Ejemplo de Ensayo 3

Se estudió la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura del ejemplo 5 de la presente invención para determinar su estructura microscópica, y se muestran su micrografía de microscopio electrónico de barrido (MEB) y su micrografía de microscopio electrónico de transmisión (MET) en la figura 1a y en la figura 1b, respectivamente.

A partir de la figura 1a, pudo verse que se adelgazó la aguja de bainita, y que precipitó carburo en el borde de la aguja de bainita, y que también precipitó carburo fino en la aguja de bainita. A partir de la figura 1b, pudo verse que la aguja de bainita estaba compuesta por una aguja fina de bainita de nanoescala.

En resumen, la plancha de acero de la invención tiene una estructura de agujas finas de bainita y una subestructura de agujas ultrafinas de bainita de nanoescala. La estructura de agujas ultrafinas de bainita proporciona un efecto de fortalecimiento de grano fino, las partículas de la segunda fase que precipitan a lo largo del borde de grano de la aguja ultrafina de bainita proporcionan un efecto de fortalecimiento de la precipitación, y la estructura de dislocaciones del interior de la aguja ultrafina de bainita proporciona el efecto de fortalecimiento de las dislocaciones, y, la acción combinada de estos efectos de fortalecimiento garantiza la resistencia y la tenacidad de la plancha de acero de la presente invención.

**APLICABILIDAD INDUSTRIAL**

Los efectos beneficiosos de la presente invención son los siguientes:

1. Los componentes químicos son razonablemente diseñados reduciendo sobremanera el contenido de C, sustituyendo parcialmente Mo con elementos de aleación baratos como Mn, sustituyendo el efecto de fortalecimiento de la precipitación de Cu por el efecto de fortalecimiento de la precipitación de partículas finas precipitadas de carbonitrógeno de V, y añadiendo elementos no nobles como Ni. En consecuencia, el contenido del elemento de aleación es bajo, el coste de los materiales de inicio es bajo, la tendencia a la fisuración de la soldadura es baja y no se requiere de un precalentamiento previo a la soldadura.

2. Dado que la plancha de acero de la presente invención no necesita ningún tratamiento de afino térmico adicional, el procedimiento de fabricación se simplifica y el coste de fabricación del acero se reduce.

3. Debido al diseño del proceso y a los componentes razonables, desde el punto de vista de los efectos de implementación, las condiciones del proceso son relativamente relajadas y la plancha de acero puede producirse de manera estable en la línea de producción de planchas de acero de tamaño medio, grueso.

4. El límite de fluencia de la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura de la presente invención es superior a 800 MPa, la resistencia a la tracción es superior a 900 MPa, y la energía Akv (-20°C) de la prueba de impacto de Charpy es  $\geq 150\text{J}$ ; y, el grosor de la plancha es de hasta 60 mm, el índice Pcm de tendencia a la fisuración de la soldadura es  $\leq 0.20\%$  y la plancha de acero tiene una excelente capacidad de soldadura y tenacidad a baja temperatura.
- 5

**REIVINDICACIONES**

1. Plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa, en la que la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura está compuesto por los siguientes componentes químicos: (wt. %: porcentaje en peso): C:0,03-0,08wt.%, Si:0,05-0,70wt.%, Mn:1,30-2,20wt.%, Mo:0,10-0,30wt.%, Nb:0,03-0,10wt.%, V:0,03-0,45wt.%, Ti:0,002-0,040wt.%, Al:0,02-0,04wt.%, B:0,0010-0,0020wt.%, siendo el equilibrio Fe e impurezas inevitables, y el índice de tendencia a la fisuración de la soldadura se representa mediante la siguiente fórmula:  $P_{cm} \leq 0,20\%$ .  
5
2. Plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 1, en la que la plancha de acero tiene una estructura de agujas súper finas de bainita.  
10
3. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 1, que consiste en los procedimientos de fundición, colada, calentamiento, laminación y enfriamiento, en el que tras el procedimiento de laminación, el acero es sometido al procedimiento de enfriamiento directamente.  
15
4. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 3, en el que el grosor del lingote de acero o palanquilla para colada continua es no inferior a 4 veces el grosor de la plancha de acero acabada.  
20
5. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 3, en el que la temperatura de calentamiento en el proceso de calentamiento es de entre 1.050°C y 1.180°C, y el tiempo de permanencia es de entre 120 minutos y 180 minutos.  
25
6. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 3, en el que la laminación se divide en la primera fase de laminación y en la segunda fase de laminación.  
30
7. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 6, en el que en la primera fase de laminación, la temperatura inicial de laminación es de entre 1.050°C y 1.150°C, y cuando el grosor de la pieza laminada alcanza un valor entre el doble y cuatro veces el grosor de la plancha de acero acabada, la pieza laminada permanece en el lecho de rodillos hasta que la temperatura alcanza un valor de entre los 800°C y los 860°C y a continuación es sometida a la segunda fase de laminación.  
35
8. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 6, en el que, la tasa de deformación por pasada en la segunda fase de laminación es de entre el 10% y el 28%, y la temperatura final de laminación es de entre 780°C y 840°C.  
40
9. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 3, en el que el proceso de enfriamiento consiste en un enfriamiento forzado en un dispositivo de enfriamiento acelerado y enfriamiento con aire, y la plancha de acero entra en un dispositivo de enfriamiento acelerado y es enfriado a una velocidad de entre 15°C/s y 30°C/s hasta una temperatura de entre 350°C y 400°C, y a continuación es enfriada con aire tras salir del dispositivo de enfriamiento acelerado.  
45
10. Procedimiento de fabricación para la plancha de acero con baja tendencia a la fisuración de la soldadura y límite de fluencia de 800 MPa según la reivindicación 9, en el que el enfriamiento con aire se lleva a cabo mediante el enfriamiento en formación compacta o enfriamiento en banco.  
50

Figura 1a

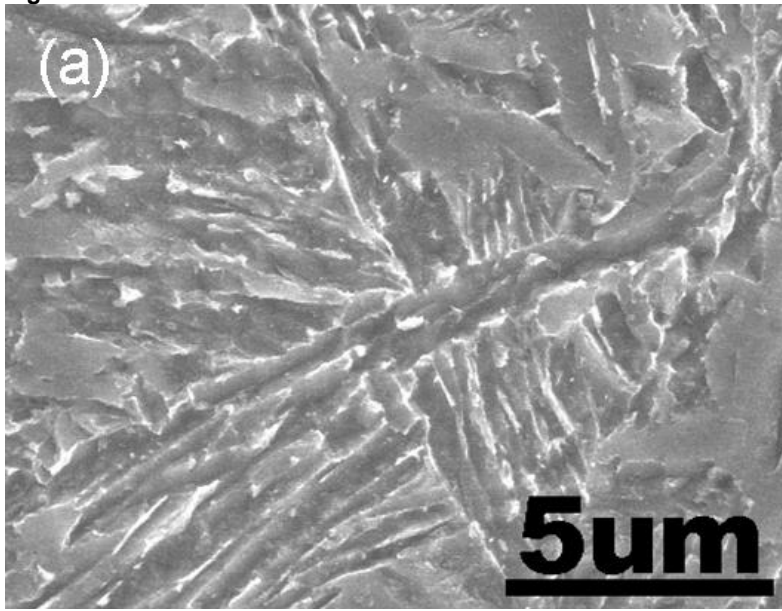


Figura 1b

