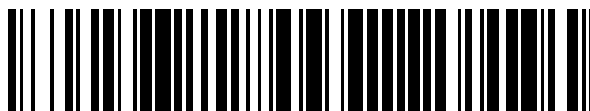


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 781 957**

51 Int. Cl.:

C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/00	(2006.01)
C22C 38/50	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)		
C21D 1/18	(2006.01)		
C22C 38/20	(2006.01)		
C22C 38/24	(2006.01)		
C21D 9/46	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/48	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **08.12.2015 PCT/CN2015/096636**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.09.2016 WO16150196**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **08.12.2015 E 15886118 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.03.2020 EP 3272899**

54 Título: **Plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura y método de fabricación para la misma**

30 Prioridad:
20.03.2015 CN 201510125485

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
09.09.2020

73 Titular/es:
**BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD. (100.0%)
No.885 Fujin Road, Baoshan District
Shanghai 201900, CN**

72 Inventor/es:
**ZHAO, SIXIN;
YAO, LIANDENG;
WANG, XIAOBO y
ZHAO, XIAOTING**

74 Agente/Representante:
ZUAZO ARALUZE, Alexander

ES 2 781 957 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

Plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura y método de fabricación para la misma

Campo técnico

La presente invención se refiere a una plancha de acero gruesa y a su método de fabricación, y particularmente se refiere a una plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y a un método de fabricación para la plancha gruesa de alta resistencia-tenacidad.

Técnica anterior

Las planchas de acero para maquinaria de ingeniería, maquinaria para minas de carbón, maquinaria para puertos y puentes necesitan tener habitualmente una buena resistencia-tenacidad, para tener la capacidad de mantener una condición de trabajo estable cuando se obtienen fuerzas estructurales y cargas de choque. Con el fin de garantizar la seguridad y estabilidad de aceros para maquinaria grande, vehículos sumergibles y puentes, la selección de una plancha de acero se lleva a cabo generalmente basándose en una resistencia a la fluencia dividida por un determinado factor de seguridad. La razón de la resistencia a la fluencia con respecto a la resistencia a la tracción se denomina límite de fluencia. En aplicaciones de ingeniería, el límite de fluencia se implementa principalmente mediante un factor de seguridad en un proceso que empieza desde la fluencia de una plancha de acero hasta su fallo total cuando una estructura de acero se somete a un esfuerzo definitivo que sobrepasa la resistencia a la fluencia. Cuando el límite de fluencia de una plancha de acero es inferior, la plancha de acero cuando se somete a un esfuerzo mayor que la resistencia a la fluencia tiene un margen de seguridad más amplio antes de que el esfuerzo alcance la resistencia a la tracción y provoque que el material se rompa o la estructura pierda estabilidad. Cuando el límite de fluencia de una plancha de acero es demasiado alto, la plancha de acero alcanza la resistencia a la tracción rápidamente y se rompe una vez que el esfuerzo llega a la resistencia a la fluencia. Por tanto, en casos en los que los requisitos de seguridad de la estructura de acero son altos, se requieren planchas de acero con una resistencia a la fluencia inferior. Si una plancha de acero se usa para la construcción de equipos y estructuras usados en zonas extremadamente frías en latitudes altas, la plancha de acero necesita tener además una buena tenacidad al impacto a baja temperatura a una temperatura extremadamente fría (-80°C) para evitar que se produzca un fallo por fragilidad en los equipos cuando se someten a un impacto, además de tener una alta resistencia. Además, con el fin de garantizar la seguridad de una estructura de acero a una temperatura extremadamente fría y en situaciones de requisitos de alto rendimiento, se requiere un acero que tenga tanto una alta resistencia como un límite de fluencia bajo.

Cuando el fenómeno de fluencia de una plancha de acero es evidente, se usan una resistencia a la fluencia superior y una resistencia a la fluencia inferior para la resistencia a la fluencia; y cuando el fenómeno de fluencia de una plancha de acero no es evidente, se usa una resistencia $R_{p0,2}$ al 0,2% de deformación plástica como la resistencia a la fluencia. La resistencia a la fluencia superior de una plancha de acero con bajo contenido en carbono es el resultado de una atmósfera de Cottrell formada por átomos intersticiales cerca de dislocaciones, lo que impide el inicio del movimiento de las dislocaciones. Una vez que las dislocaciones empiezan a moverse, el efecto de la atmósfera de Cottrell desaparece, y la fuerza requerida que va a aplicarse sobre la plancha de acero se reduce, para formar una fluencia inferior. Si el inicio del movimiento de las dislocaciones implica interacciones entre la atmósfera de Cottrell, los anillos de dislocación y las paredes de dislocación, el fenómeno de fluencia no será evidente. Una resistencia a la fluencia representa un esfuerzo que ensancha las bandas de deslizamiento debido al movimiento y la multiplicación de dislocaciones a gran escala. En la técnica anterior se considera que una resistencia a la fluencia corresponde a un esfuerzo que provoca que todas las dislocaciones de borde móviles se deslicen fuera de los cristales. La resistencia a la tracción es el esfuerzo máximo que puede resistir un material durante la embutición, a menudo acompañado por la nucleación, el crecimiento y la propagación de microgrietas. Cuando la resistencia de una plancha de acero se aumenta, la energía absorbida por la plancha de acero cuando se somete a un impacto es inferior debido a una estructura afinada y una densidad de dislocación alta, lo que conduce a una disminución de la tenacidad de una plancha de acero de este tipo. Además, dado que la resistencia de la plancha de acero es mayor, es difícil reducir eficazmente el límite de fluencia a 0,8 o menos.

El documento CN 103352167 A da a conocer un acero para puentes. El acero para puentes dado a conocer en el documento de patente tiene los siguientes componentes químicos en porcentaje en peso (% en peso): el 0,06-0,10% de C, el 0,20-0,45% de Si, el 1,20-1,50% de Mn, $P \leq$ el 0,010%, $S \leq$ el 0,0020%, el 0,30- 0,60% de Ni, el 0,20-0,50% de Cu, el 0,15-0,50% de Mo, el 0,025-0,060% de Nb, $Ti \leq$ el 0,035%, el 0,020-0,040% de Al, y siendo el resto Fe e impurezas inevitables. La microestructura del acero para puentes dado a conocer en el documento de patente es bainita + ferrita + perlita.

El documento CN 103103452 A da a conocer un acero de alta tenacidad y un método de preparación del mismo. El acero de alta tenacidad tiene los siguientes componentes químicos en porcentaje en masa (% en peso): el 0,05-0,10 de C, el 0,15-0,35 de Si, el 1,0-1,8 de Mn, $P <$ el 0,014, $S <$ el 0,001, el 0,03-0,05 de Nb, el 0,0012-0,02 de Ti, el 0,5-1,0 de Ni, el 0,1-0,4 de Cr, el 0,5-1,0 de Cu, el 0,1-0,5 de Mo, el 0,001-0,03 de Al, y siendo el resto Fe e

impurezas traza. La microestructura del acero de alta tenacidad dado a conocer en el documento de patente es bainita fina + ferrita, y comprende además una microestructura de película de austenita retenida.

5 El documento CN 101676427 A se refiere a una plancha de acero de límite de fluencia bajo y alta resistencia, y la plancha de acero tiene los siguientes componentes químicos en porcentaje en masa (% en peso): el 0,15-0,20% de C, el 1,0-2,0% de Si, el 1,8-2,0% de Mn, $Al \leq$ el 0,036%, el 0,05-0,1% de V, $P \leq$ el 0,01%, $S \leq$ el 0,005%, el 0,8-1,0% de Cr, y siendo el resto Fe e impurezas inevitables. La microestructura de la plancha de acero es bainita fina + martensita.

10 Un acero enseñado en el documento US 5 454 883 A tiene una alta tenacidad, un límite de fluencia bajo y una alta resistencia a la fatiga proporcionados conservando la microestructura metalográfica fina de la martensita o la bainita al tiempo que se austenitizan porciones extremadamente finas de la microestructura, y durante el enfriamiento, dispersando las porciones como martensita, austenita retenida, cementita o una mezcla de las mismas en una fase de martensita revenida o bainita revenida.

15 El documento US 4 776 900 A está relacionado con un procedimiento para producir un acero al Ni con una alta capacidad de detención de grietas. El procedimiento comprende las etapas de: calentar un material de acero que contiene el 2,0-10% de Ni hasta una temperatura de entre 900 y 1.000°C; laminar en caliente el material de acero para proporcionar una reducción acumulativa del 40-70% a 850°C o menos, y terminar la operación de laminación a de 700°C a 800°C. Inmediatamente después de completar la etapa de laminación, el material de acero se temple hasta una temperatura no mayor de 300°C; y a continuación se reviene el desbaste plano templado a una temperatura no mayor que el punto Ac1.

20 El documento JP 2007 217772 A enseña una pieza en bruto de acero de una composición compuesta por, en masa, el 0,01-0,20% de C, el 0,01-0,80% de Si, el 0,5-2,50% de Mn, el 0,020% o menos de P, el 0,0070% o menos de S, el 0,004-0,100 de Al. El resto es Fe con impurezas inevitables. La pieza en bruto se lamina en caliente, en la que la temperatura de compleción de laminación se fija en una determinada zona de temperatura.

30 Sumario de la invención

Un objeto de la presente invención consiste en proporcionar una plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura, que tiene una mayor resistencia a la tracción, una resistencia a la fluencia y un alargamiento y un menor límite de fluencia y tiene una buena tenacidad a baja temperatura. Por tanto, la plancha de acero de la presente invención tiene tanto una alta resistencia-tenacidad como un límite de fluencia bajo buenos.

Con el fin de lograr el objeto mencionado anteriormente, la presente invención proporciona una plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo tal como se define en la reivindicación 1 y un método tal como se define en la reivindicación 6.

40 El principio del diseño de los elementos químicos en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención es el siguiente:

45 C: la variación de la cantidad de adición del elemento C en el acero puede provocar que el tipo de transformación de fases que se produce en la plancha de acero sea diferente. Si los contenidos del elemento C y elementos de aleación son menores, se producirá una transformación de fases difusiva tal como una transformación de ferrita, una transformación de perlita. Si los contenidos del elemento C y elementos de aleación son mayores, se producirá una transformación de fases de martensita. El aumento de átomos de C puede aumentar la estabilidad de la austenita; sin embargo, si el contenido del elemento C es demasiado alto, la ductilidad y la tenacidad de la plancha de acero se reducirán. En el procedimiento de temple directo, un contenido excesivamente bajo de C no puede formar una estructura que tiene una alta resistencia en la plancha de acero. Con el efecto del elemento C tanto sobre la resistencia-tenacidad como sobre la ductilidad de resistencia de la plancha de acero, el contenido de C en los elementos químicos en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención debe controlarse al 0,05% en peso $\leq C \leq$ el 0,11% en peso.

50 Si: un elemento Si añadido al acero mejora la resistencia de la plancha de acero por medio de sustitución de átomos y endurecimiento por disolución; sin embargo, un contenido de Si excesivamente alto puede aumentar una tendencia de agrietamiento en caliente durante el soldeo de plancha de acero. A este respecto, el contenido de Si en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención debe controlarse entre el 0,10% en peso y el 0,40% en peso.

65 Mn: el Mn mejora la resistencia-tenacidad de la plancha de acero por medio de endurecimiento de la disolución sólida. Además, el Mn es un elemento estabilizador de la austenita, y conduce a la expansión de la zona de fase de austenita. En la solución técnica de la presente invención, la adición combinada de Ni, Mn y C y el control de la zona

de fase de austenita en el procedimiento de revenido provocan que la plancha de acero forme austenita invertida durante el revenido. Mientras tanto, el elemento Mn en la martensita mejora adicionalmente la resistencia a la tracción. Una estructura de fase doble de austenita invertida y martensita puede reducir eficazmente el límite de fluencia de la plancha de acero. Como resultado, basándose en la solución técnica de la presente invención, el contenido en porcentaje en masa de elemento Mn en la plancha de acero debe fijarse al 1,60-2,20%, ajustando de ese modo el límite de fluencia y la resistencia-tenacidad de la plancha de acero.

S: el S puede formar sulfuros en el acero, lo que puede reducir la tenacidad al impacto a baja temperatura de la plancha de acero. En la plancha de acero de la presente invención, un elemento S es un elemento de impureza que es necesario controlar, y los sulfuros pueden esferoidizarse usando un tratamiento de calcificación, para reducir el efecto del S sobre la tenacidad al impacto a baja temperatura. Con respecto a la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención, el contenido de S no supera el 0,003% en peso.

Cr: el Cr puede mejorar la capacidad de endurecimiento de la plancha de acero y permitir la formación de una estructura de martensita durante el enfriamiento de la plancha de acero. Un contenido de Cr excesivamente alto puede aumentar el equivalente de carbono de la plancha de acero y deteriorar la soldabilidad. Teniendo en cuenta el factor de grosor de la plancha de acero, existe la necesidad de la adición de una cantidad apropiada de Cr, y a este respecto, el contenido de Cr en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención debe controlarse al 0,20-0,70% en peso.

Mo: el Mo puede inhibir eficazmente la transformación de fases difusiva, lo que conduce a la formación de una estructura de transformación a baja temperatura, de mayor resistencia durante el enfriamiento de la plancha de acero. Si el contenido de Mo es demasiado bajo, el efecto de inhibir la transformación de fases difusiva de la plancha de acero no puede ejercerse completamente, de tal manera que no puede obtenerse más estructura de martensita durante el enfriamiento de la plancha de acero, lo que conduce por tanto a una disminución de la resistencia de la plancha de acero. Si el contenido de Mo es excesivamente alto, el carbono equivalente se aumentará, lo que conduce a un rendimiento de soldeo deteriorado. Teniendo en cuenta el factor de grosor de la plancha de acero, es necesario controlar el contenido de Mo en la plancha de acero al 0,20-0,80% en peso.

Nb: el Nb añadido al acero puede inhibir el movimiento de los límites de grano de la austenita, lo que conduce a que se produzca la recrystalización en la plancha de acero a una temperatura superior. Cuando se realiza una austenización a una temperatura superior, el Nb que se disuelve en fase sólida en la austenita formará partículas de NbC en dislocaciones y límites de grano debido a un efecto de precipitación inducido por tensión durante la laminación, inhibiendo por tanto el movimiento de los límites de grano y mejorando la resistencia-tenacidad de la plancha de acero. Sin embargo, una vez que el contenido de Nb es demasiado alto, puede formarse NbC basto, lo que conduce a una resistencia al impacto a baja temperatura deteriorada de la plancha de acero. Por tanto, el contenido de Nb añadido a la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad de la presente invención debe controlarse al 0,02-0,06% en peso, para controlar eficazmente las propiedades mecánicas de la plancha de acero.

Ni: el Ni puede formar una disolución sólida con el Fe en el acero, y mejorar la tenacidad de la plancha de acero por medio de la reducción de la energía de defecto de apilamiento de la red. Con el fin de obtener una plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad que tiene una buena tenacidad a baja temperatura, es necesario añadir una determinada cantidad de Ni a la plancha de acero. El Ni puede mejorar la estabilidad de la austenita, lo que conduce a la formación de martensita y estructuras de austenita residual durante el enfriamiento de la plancha de acero, para reducir el límite de fluencia. No obstante, el aumento del contenido de Ni hace posible formar una estructura de austenita invertida en la plancha de acero durante el revenido, y la austenita invertida y la martensita pueden reducir el límite de fluencia de la plancha de acero. A este respecto, el contenido de Ni en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención debe controlarse a entre el 3,60% en peso y el 5,50% en peso.

Ti: el Ti puede formar nitruros de titanio en acero fundido, y a continuación forma óxidos y carburos en un intervalo de temperaturas inferiores. Sin embargo, un contenido de Ti excesivamente alto puede dar como resultado la formación de TiN basto en el acero fundido. Las partículas de TiN son cúbicas, y tiende a producirse una concentración de esfuerzos en esquinas de las partículas que se denominan fuentes de formación de grietas. Con una consideración detenida del efecto de la adición de Ti a la plancha de acero, el contenido de Ti en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención debe controlarse en un intervalo del 0,01-0,05% en peso.

Al: el Al añadido al acero afina los granos por medio de la formación de óxidos y nitruros. Con el fin de mejorar la tenacidad de la plancha de acero y garantizar su rendimiento de soldeo, el contenido de Al en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención debe controlarse al 0,01-0,08% en peso.

N: en la solución técnica de la presente invención, el N es un elemento de adición que es necesario controlar. El N

- 5 puede formar nitruros con el Ti y el Nb. En el proceso de austenización, los nitruros no disueltos en la plancha de acero pueden obstaculizar el movimiento de los límites de grano de austenita, logrando el efecto de afinar los granos de austenita. Si el contenido del elemento N es demasiado alto, el N y el Ti formarán TiN basto, lo que conduce a un deterioro en las propiedades mecánicas de la plancha de acero. Mientras tanto, pueden acumularse adicionalmente átomos de N en defectos en el acero, para formar picaduras y holgura. Por tanto, el contenido de N debe controlarse a $0 < N \leq$ el 0,0060% en peso.
- 10 O: el O forma óxidos con el Al, el Si y el Ti en el acero. Durante la austenización de una plancha de acero bajo calentamiento, los óxidos de Al pueden inhibir el crecimiento de austenita, teniendo por tanto una función de afinar granos. No obstante, una plancha de acero que tiene un contenido de O mayor tiene una tendencia al agrietamiento en caliente durante el soldeo, y por tanto es necesario controlar el contenido de O en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura a $0 < O \leq$ el 0,0040% en peso.
- 15 Ca: el Ca añadido al acero puede formar CaS, y funciona para esferoidizar sulfuros, lo que conduce a una mejora de la tenacidad al impacto a baja temperatura de la plancha de acero. Por tanto, el contenido de Ca en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad de la presente invención debe controlarse a $0 < Ca \leq$ el 0,0045% en peso.
- 20 En la solución técnica de la presente invención, el N, el O y el Ca son todos elementos de adición que es necesario controlar.
- 25 En esta solución técnica, las impurezas inevitables incluyen principalmente un elemento P, y cuanto menor sea el contenido del elemento P, mejor.
- Además, es necesario que los contenidos del elemento Ni y el elemento Mn en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención satisfagan además $Ni + Mn \geq 5,5\%$ en peso.
- 30 Con el fin de garantizar la formación de austenita invertida de la plancha de acero después del revenido, para expandir eficazmente la diferencia entre la resistencia a la fluencia y la resistencia a la tracción y reducir el límite de fluencia, es necesario definir la cantidad total de Ni y Mn en la plancha de acero. Tanto el Ni como el Mn pueden expandir la zona de fase de austenita, provocando que disminuya la temperatura de revenido de la austenita resultante. La contribución del Mn a la resistencia de la plancha de acero es mayor que la del Ni a la resistencia de la plancha de acero. En el caso de requerirse un límite de fluencia ultrabajo y una mayor resistencia-tenacidad tras una consideración detenida de las propiedades mecánicas de la plancha de acero gruesa, es necesario que la cantidad total de Ni y Mn alcance además el 5,5% en peso o más además del hecho de que es necesario que los elementos Ni y Mn mencionados anteriormente cumplan las respectivas definiciones de componente.
- 35
- 40 Mejoras adicionales están sujetas a las reivindicaciones dependientes. En particular, en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención, es necesario que el Ti y el N satisfagan además $Ti/N \geq 3,0$.
- 45 Es necesario que los elementos de aleación Ti y N satisfagan las siguientes condiciones: $Ti/N \geq 3,0$, porque el Ti y el N pueden precipitar en la fase líquida, lo que conduce a la formación de TiN cuadrado. Cuando las partículas de TiN son demasiado grandes, las propiedades de fatiga de la plancha de acero pueden verse afectadas. Y cuando el contenido de TiN es menor, el efecto de inhibición sobre el crecimiento de los granos de austenita no es evidente.
- 50 Además, en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención, es necesario que el Ca y el S satisfagan además $1,2 \leq Ca/S \leq 3,5$.
- 55 Es necesario controlar habitualmente el contenido de Ca según un $ESSP = (\% \text{ en peso de Ca}) * [1 - 1,24(\% \text{ en peso de O})] / 1,25(\% \text{ en peso de S})$, en el que el ESSP es un índice de control de forma de inclusión de sulfuro y está de manera apropiada en un intervalo de 0,5-5. Es necesario controlar la razón calcio-azufre, y con respecto a la solución técnica de la presente invención, los elementos Ca y S deben satisfacer $1,2 \leq Ca/S \leq 3,5$.
- 60 Además, la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención tiene además al menos uno del 0,01-0,10% en peso de V y el 0,50-1,00% en peso de Cu.
- 65 El V añadido al acero puede mejorar la resistencia-tenacidad de la plancha de acero por medio de endurecimiento de la disolución sólida y el efecto de endurecimiento de precipitación de los carburos de tipo MC. Sin embargo, cuando el contenido del elemento V es excesivamente alto, los carburos de tipo MC pueden volverse más bastos durante el tratamiento térmico, lo que afecta a la tenacidad a baja temperatura. Con el fin de garantizar las

propiedades mecánicas de la plancha de acero, es necesario controlar el contenido del elemento V en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención al 0,01% en peso $\leq V \leq 0,10\%$ en peso.

5 El Cu añadido en el acero puede formarse como ϵ -Cu fino durante el enfriamiento y el revenido, lo que inhibe el movimiento de las dislocaciones, aumentando de ese modo la resistencia de la plancha de acero; además, el Cu añadido en el acero no afecta a la tenacidad de la plancha de acero. Sin embargo, en la adición de Cu al acero, dado que el punto de fusión del Cu es de aproximadamente 1083°C, es necesario controlar el contenido de Cu al 0,50-1,00% en peso con el fin de evitar la disolución de Cu en límites de grano durante el calentamiento.

10 Además, en el caso de tener el elemento V, es necesario que el C, el Nb y el V en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención satisfagan además $0,45 * C \leq Nb + V \leq 1,55 * C$ (“*” representa “multiplicado por”).

15 El Nb y el V pueden formar carburos durante el enfriamiento y el revenido. Si el contenido de C es demasiado alto, pueden formarse carburos de Nb y V bastos, mediante lo cual la tenacidad al impacto a baja temperatura de la plancha de acero a -84°C puede deteriorarse significativamente. Si el contenido de C es demasiado bajo, los carburos dispersos resultantes son menos, y la resistencia de la plancha de acero puede reducirse. El Nb tiene un efecto en la inhibición de la recristalización de la plancha de acero, la reducción del grosor y la mejora de las propiedades mecánicas de la plancha de acero. Considerando detenidamente los efectos del Nb y el V sobre la tenacidad de la plancha de acero, es necesario que la relación entre C, Nb y V satisfaga: $0,45 * C \leq Nb + V \leq 1,55 * C$ para garantizar la correspondencia de la resistencia-tenacidad de la plancha de acero.

25 Además, en el caso de tener el elemento Cu, es necesario que el Ni, el Mn y el Cu en la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención satisfagan además $Ni \geq 1,45(Mn + Cu)$.

30 El punto de fusión del Cu es de aproximadamente 1083°C, el Cu en el acero puede fundirse cuando se calienta, dando como resultado de ese modo problemas tales como una calidad deficiente de la superficie del acero y un agrietamiento interno. Con el fin de evitar el efecto del Cu sobre la calidad de la plancha de acero, es necesario añadir un determinado contenido de Ni. Un contenido de Mn excesivamente alto puede formar partículas de MnS bastas, reduciendo la tenacidad a baja temperatura de la plancha de acero. Con el propósito de mejorar la tenacidad a baja temperatura de la plancha de acero, es necesario añadir una determinada cantidad de Ni como suplemento. Considerando detenidamente los efectos del Mn y el Cu y la relación de correspondencia entre los dos elementos y el Ni, es necesario garantizar que el contenido de Ni satisfaga $Ni \geq 1,45(Mn + Cu)$.

35 En la solución técnica de la presente invención, se usa un sistema de composición de alto Ni, alto Mn y bajo C; además, la solución técnica de la presente invención define adicionalmente la cantidad total de Ni + Mn, la relación de composición entre C y Nb + V, la relación de composición entre Ni y Mn + Cu, y una razón Ti/N y una razón Ca/S, y combina un diseño de procedimiento posterior, para obtener una plancha de acero gruesa que tiene una resistencia-tenacidad, un límite de fluencia y un impacto a temperatura ultrabaja excelentes.

40 Además, la microestructura de la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura tiene austenita invertida y martensita revenida. En la microestructura, la denominada austenita invertida se refiere a austenita que se transforma a partir de ferrita de nuevo durante el revenido.

45 O bien a diferencia de la obtención de un material de acero que tiene una menor resistencia a la fluencia y una mayor resistencia a la tracción por medio de una microestructura de una fase blanda combinada con una fase dura en la técnica anterior, o bien a diferencia de la obtención de una plancha de acero que tiene una mayor resistencia a la tracción y un menor límite de fluencia usando un acero de fase dual de ferrita y martensita en la técnica, la solución técnica de la presente invención obtiene una plancha de acero que tiene un límite de fluencia bajo, una alta resistencia y una buena tenacidad a baja temperatura por medio de una microestructura de martensita revenida y austenita invertida.

50 Además, la proporción de fase de la austenita invertida mencionada anteriormente es del 3-10%.

55 Además, el grosor de la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención es de 5-60 mm.

60 La presente invención proporciona además un método para fabricar una plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura, y puede obtenerse una plancha de acero que tiene un límite de fluencia bajo, una alta resistencia-tenacidad y una buena tenacidad a baja temperatura mediante el método de fabricación.

65

El método para fabricar la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención comprende las etapas de fundición, vaciado, calentamiento, laminación de dos pasos, temple, enfriamiento después del temple y revenido.

5 Además, en la etapa de vaciado mencionada anteriormente, se usa un procedimiento de vaciado por colada, la temperatura de vaciado por colada es de 1490-1560°C y el grado de sobrecalentamiento del vaciado por colada se controla en 8-35°C.

10 El uso de la temperatura de vaciado mencionada anteriormente y el control de un determinado grado de sobrecalentamiento pueden facilitar eficazmente que floten las inclusiones, garantizando de ese modo la calidad del desbaste plano de plancha.

15 Además, en la etapa de calentamiento mencionada anteriormente, la temperatura de calentamiento se controla a 1080-1250°C y, después de que el centro del desbaste plano de plancha alcanza la temperatura, la temperatura se mantiene durante 60-300 min.

20 La etapa de calentamiento es principalmente un procedimiento en el que se disuelven los carbonitruros y crecen los granos de austenita. Los carburos o carbonitruros formados a partir de elementos que forman carburos tales como Nb, V, Ti, Cr y Mo se disuelven parcialmente en el acero, y los átomos de los elementos de aleación se disuelven en fase sólida en la austenita mediante difusión. La austenitización de la plancha de acero puede lograrse entre las temperaturas de calentamiento de 1080-1250°C.

25 Además, en la etapa de laminación de dos pasos mencionada anteriormente, el grado de reducción de una sola pasada de laminación en una zona de recrystalización se controla a \geq el 8% y el grado de reducción total de laminación en la zona de recrystalización se controla a \geq el 50%; y el grado de reducción de una sola pasada de laminación en una zona sin recrystalización se controla a \geq el 12% y el grado de reducción total de laminación en la zona sin recrystalización se controla a \geq el 50%.

30 La laminación se lleva a cabo después del calentamiento, y en la etapa de laminación, parte de los carbonitruros experimentan nucleación y crecen en defectos debido a un efecto de precipitación inducido por tensión para afinar los granos finales, mejorando de ese modo las propiedades mecánicas de la plancha de acero. La plancha de acero calentada se trata usando una técnica de laminación de dos pasos, en la que ninguno del grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona de recrystalización, el grado de reducción total de laminación en la zona de recrystalización, el grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona sin recrystalización y el grado de
35 reducción total de laminación en la zona sin recrystalización se limita mediante un límite superior; es decir, si los equipos y las condiciones de producción lo permiten, los parámetros mencionados anteriormente pueden ser tan grandes como sea posible con la condición de que se satisfaga la limitación de los límites inferiores. Controlar el grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona de recrystalización a \geq el 8% y el grado de reducción total de laminación en la zona de recrystalización a \geq el 50% puede provocar que los granos de austenita se deformen y recrystalicen completamente para afinar los granos. Controlar el grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona sin recrystalización a \geq el 12% y el grado de reducción total de laminación en la zona sin recrystalización a \geq el 50% conduce a mejorar completamente la densidad de dislocación, lo que por un lado favorece que el Nb, el V, etc. formen una precipitación dispersiva fina en líneas de dislocación y cero dislocaciones, y por otro lado proporciona suficientes sitios de nucleación para una nucleación de transformación de fases.

45 Además, en la etapa de laminación de dos pasos mencionada anteriormente, la temperatura de laminación inicial de laminación en la zona sin recrystalización se controla a 800-860°C y la temperatura de laminación final se controla a 770-840°C, lo que conduce a mejorar la densidad de dislocación de la plancha de acero y afinar la estructura final, para formar una plancha de acero que tiene una alta resistencia y una mayor tenacidad.

50 Además, en la etapa de temple mencionada anteriormente, se usa un procedimiento de temple al agua, la temperatura de entrada en el agua es de 750-820°C, la velocidad de enfriamiento es de 10-150°C/s y la temperatura de enfriamiento final es de temperatura ambiente a 350°C.

55 En la etapa de temple mencionada anteriormente, debido al efecto global de los elementos de aleación tales como Cr, Mn, Mn y Ni en la plancha de acero, se forma una estructura de martensita afinada. El elemento C en la estructura de martensita puede conducir a una perturbación en la red, lo que mejora en gran medida la resistencia a la fluencia y la resistencia a la tracción de la plancha de acero.

60 Además, en la etapa de enfriamiento después del temple mencionado anteriormente, con respecto a una plancha de acero que tiene un grosor de \leq 30 mm, la plancha de acero se enfría hasta temperatura ambiente por medio de enfriamiento de apilamiento o un lecho de enfriamiento; y con respecto a una plancha de acero que tiene un grosor de $>$ 30 mm, la plancha de acero se enfría hasta temperatura ambiente por medio de enfriamiento de apilamiento o enfriamiento lento de mantenimiento de temperatura.

65

Dado que el grosor de la plancha de acero gruesa de la presente invención está en un intervalo de 5-60 mm, es preferible usar diferentes métodos de enfriamiento para planchas de acero de diferentes grosores.

5 Además, en la etapa de revenido mencionada anteriormente, la temperatura de revenido se controla a 650-720°C y, después de que el centro del desbaste plano de plancha alcanza la temperatura de revenido, la temperatura se mantiene durante 10-180 min.

10 La plancha de acero, después de haberse enfriado, se somete a la etapa de revenido a una temperatura especificada. En el procedimiento de revenido, se produce la siguiente serie de cambios debido a los diversos elementos de aleación en la composición: 1) los elementos de aleación de Ni y Mn conducen a la estabilización de la austenita, y la temperatura de revenido está estrechamente relacionada con los contenidos de Ni y Mn en el diseño de la composición de aleación. Si la temperatura de revenido es demasiado baja, no puede formarse austenita invertida, y no puede lograrse el propósito de diseño de un límite de fluencia bajo; y si la temperatura de revenido es demasiado alta, la resistencia de la plancha de acero se reducirá significativamente, lo que ni puede lograr una alta resistencia, ni puede lograr un límite de fluencia bajo. 2) En el procedimiento de revenido, el Nb, el V y el Ti forman carbonitruros con el C y el N. Si la temperatura de revenido es demasiado alta, los carbonitruros se volverán significativamente más bastos, lo que reduce la tenacidad al impacto a baja temperatura, de modo que la plancha de acero no puede lograr una buena tenacidad al impacto a baja temperatura a una temperatura extremadamente baja; y si la temperatura de revenido es demasiado baja, la precipitación del Nb, el V y el Ti será insuficiente, lo que hace una contribución inferior a la resistencia. 3) La precipitación de ϵ -Cu formada en el procedimiento de revenido puede inhibir el movimiento de las dislocaciones en la plancha de acero y mejorar la resistencia de la plancha de acero. Si la temperatura de revenido es inferior, el Cu no puede precipitar completamente, lo que hace que una contribución inferior reducida a la resistencia de la plancha de acero se reduzca. 4) En el procedimiento de revenido, las dislocaciones en el acero pueden destruirse, la densidad de dislocación disminuye y el número de límites de grano de ángulo pequeño puede reducirse, lo que da como resultado una resistencia reducida de la plancha de acero. Cuanto mayor sea la temperatura de revenido, más acusado será el grado de reducción de la densidad de dislocación, y por tanto se reduce de manera más evidente la resistencia de la plancha de acero. 5) Después del revenido, pueden formarse carburos complejos de Cr y Mo en combinación con C. Junto con el efecto mencionado anteriormente de la etapa de revenido, el sistema de composición de la presente invención y la microestructura formada después de las etapas de calentamiento, laminación y enfriamiento, la temperatura de revenido se fija a 650-720°C, y el tiempo de mantenimiento de temperatura continuado después de que el centro de la plancha de acero alcanza la temperatura especificada es de 10-180 min.

35 La plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención tiene una mayor resistencia a la tracción, en la que la resistencia a la tracción es ≥ 1100 MPa, la resistencia a la fluencia es ≥ 690 MPa y el alargamiento es $\geq 14\%$.

40 Además, la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención tiene un límite de fluencia menor, en la que el límite de fluencia es menor de 0,65.

45 Además, la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención tiene una buena tenacidad al impacto a baja temperatura, en la que el trabajo de impacto a baja temperatura a -84°C es mayor de 60 J.

La especificación de grosor de la plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención puede alcanzar 5-60 mm.

50 Una plancha de acero que tiene una alta resistencia a la tracción, un límite de fluencia bajo, una buena tenacidad a baja temperatura y un grosor en un intervalo apropiado puede producirse mediante el método para fabricar una plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención de la presente invención.

55 Además, la producción usando el método para fabricar una plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura de la presente invención de la presente invención puede llevarse a cabo de manera regular en líneas de producción de planchas de acero medias y gruesas.

60 Descripción detallada de realizaciones

65 La plancha de acero gruesa de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura y el método de fabricación de la misma según la presente invención se explican y se describen adicionalmente a continuación según ejemplos específicos; sin embargo, la explicación y la descripción no constituyen una limitación indebida a la solución técnica de la presente invención.

Las planchas de acero gruesas de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al

ES 2 781 957 T3

impacto a baja temperatura de los ejemplos A1-A6 se fabrican según las siguientes etapas, en las que las microestructuras de las planchas de acero gruesas resultantes tienen austenita invertida y martensita revenida en una proporción de fase del 3-10%;

- 5 1) fundición: se derrite y afina acero fundido, siendo las proporciones en porcentaje en masa de diversos elementos químicos en el acero tal como se muestran en la tabla 1;
- 2) vaciado: se usa un procedimiento de vaciado por colada, siendo la temperatura de vaciado por colada de 1490-1560°C, y controlándose el grado de sobrecalentamiento del vaciado por colada en 8-35°C;
- 10 3) calentamiento: la temperatura de calentamiento se controla a 1080-1250°C y, después de que el centro del desbaste plano de plancha alcanza la temperatura, la temperatura se mantiene durante 60-300 mm;
- 15 4) etapa de laminación de dos pasos:
- 4i) laminación en zona de recristalización: el grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona de recristalización se controla a \geq el 8% y el grado de reducción total de laminación en la zona de recristalización se controla a \geq el 50%; y la temperatura de la zona de recristalización es común en la técnica, en la que, generalmente, la temperatura de laminación inicial es de 1050-1220°C, y la temperatura de laminación final es de 880°C o superior;
- 20 y
- 4ii) laminación en zona sin recristalización: la temperatura de laminación inicial es de 800-860°C, la temperatura de laminación final es de 770-840°C, el grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona sin recristalización se controla a \geq el 12% y el grado de reducción total de laminación en la zona sin recristalización se controla a \geq el 50%;
- 25 5) temple: se usa un procedimiento de temple al agua, la temperatura de entrada en el agua es de 750-820°C, la velocidad de enfriamiento es de 10-150°C/s y la temperatura de enfriamiento final es de temperatura ambiente a 350°C;
- 30 6) enfriamiento después del temple: con respecto a una plancha de acero que tiene un grosor de \leq 30 mm, la plancha de acero se enfría hasta temperatura ambiente por medio de enfriamiento de apilamiento o un lecho de enfriamiento; y con respecto a una plancha de acero que tiene un grosor de $>$ 30 mm, la plancha de acero se enfría hasta temperatura ambiente por medio de enfriamiento de apilamiento o enfriamiento lento de mantenimiento de temperatura; y
- 35 7) revenido: la temperatura de revenido se controla a 650-720°C y, después de que el centro del desbaste plano de plancha alcanza la temperatura de revenido, el revenido sigue manteniéndose durante 10-180 min.
- 40 Para los parámetros de procedimiento específicos implicados en las diversas etapas del método de fabricación mencionado anteriormente con detalle, puede hacerse referencia a la tabla 2.

La tabla 1 enumera los contenidos en porcentaje en masa de los diversos elementos químicos para realizar las planchas de acero gruesas de los ejemplos A1-A6.

45 Tabla 1 (% en peso, siendo el resto Fe y otras impurezas inevitables)

Número de serie	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Nb	Ni	Ti	Al	N	O	Ca	Cu	V	Grosor de plancha (mm)
A1	0,05	0,3	2,2	0,001	0,55	0,50	0,02	3,6	0,01	0,01	0,002	0,003	0,0035	0,0	0,05	10
A2	0,06	0,2	2,1	0,001	0,35	0,65	0,03	4,0	0,02	0,02	0,003	0,002	0,0025	0,5	0,06	20
A3	0,08	0,15	2,0	0,001	0,65	0,45	0,04	4,5	0,02	0,05	0,004	0,001	0,0025	0,6	0,06	30
A4	0,09	0,4	1,8	0,002	0,70	0,20	0,05	5,0	0,03	0,05	0,004	0,001	0,0035	0,7	0,03	40
A5	0,10	0,25	1,7	0,003	0,40	0,35	0,05	5,0	0,04	0,06	0,005	0,004	0,0035	0,8	0,01	50
A6	0,11	0,1	1,6	0,001	0,20	0,80	0,06	5,5	0,05	0,08	0,006	0,002	0,0035	1,0	0,1	60

50 La tabla 2 enumera los parámetros de procedimiento del método para fabricar las planchas de acero gruesas en los ejemplos A1-A6.

Tabla 2.

		Vaciado	Calentamiento	Laminación de dos pasos		Temple	Revenido
				Laminación			

Número de serie	Temperatura de vaciado por colada (°C)	Grado de sobrecalentamiento de vaciado (°C)	Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de mantenimiento de calentamiento (min)	en zona de recristalización		Laminación en zona sin recristalización							Tiempo de mantenimiento de temperatura continuado (min)	
					Reducción de una sola pasada (%)	Grado de reducción total (%)	Temperatura de laminación inicial (°C)	Temperatura de laminación final (°C)	Reducción de una sola pasada (%)	Grado de reducción total (%)	Temperatura de entrada en el agua (°C)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de enfriamiento final (°C)		Temperatura de revenido (°C)
A1	1560	35	1080	300	8-60	90	860	830	12-50	75	770	150	350	650	10
A2	1545	28	1100	250	8-50	80	860	840	12-50	70	820	70	250	670	30
A3	1525	20	1150	200	8-40	70	840	820	12-30	60	800	30	200	720	60
A4	1510	15	1180	150	8-30	60	830	810	12-25	60	790	20	150	700	90
A5	1500	13	1230	100	8-25	50	820	800	12-20	50	780	15	100	680	120
A6	1490	8	1250	60	8-20	50	800	770	12-20	60	750	10	Temperatura ambiente	660	180

Las propiedades mecánicas de las planchas de acero gruesas mencionado anteriormente tal como se obtuvieron después de las pruebas se muestran en la tabla 3, y la tabla 3 enumera los diversos parámetros de propiedad mecánica de las planchas de acero gruesas en los ejemplos A1-A6.

5 La tabla 3 enumera los diversos parámetros de propiedad mecánica de las planchas de acero gruesas en los ejemplos A1-A6.

Tabla 3.

Número de serie	Resistencia a la fluencia (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Límite de fluencia	Grado de alargamiento (%)	Akv de trabajo de impacto [-84°C] (J)
A1	723	1130	0,64	14	89
A2	770	1222	0,63	15	97
A3	781	1240	0,63	15	115
A4	804	1297	0,62	15	91
A5	813	1311	0,62	15	88
A6	751	1173	0,64	14	74

15 A partir de la tabla 3 puede observarse que las planchas de acero gruesas de los ejemplos A1-A6 en el presente documento tienen un límite de fluencia de $\leq 0,64$, una resistencia a la tracción de ≥ 1130 MPa, una resistencia a la fluencia de ≥ 723 MPa, un grado de alargamiento de \geq el 14% y un Akv de trabajo de impacto de Charpy (-84°C) de ≥ 74 J, lo que indica por tanto que las planchas de acero gruesas de los ejemplos A1-A6 tienen todas un límite de fluencia ultrabajo, mayores resistencias (una resistencia a la fluencia y una resistencia a la tracción) y una buena tenacidad a temperatura ultrabaja, y por tanto pueden aplicarse a zonas extremadamente frías y a estructuras y equipos que tienen mayores requisitos de seguridad.

20 Ha de observarse que los ejemplos enumerados anteriormente son meramente ejemplos específicos de la presente invención, y evidentemente la presente invención no se limita a los ejemplos anteriores y puede tener muchos cambios similares. Todas las variantes que un experto en la técnica derive directamente de o asocie con los contenidos dados a conocer en la presente invención deben encontrarse dentro del alcance de protección de la presente invención.

25

REIVINDICACIONES

1. Plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura, caracterizada porque la plancha de acero tiene un grosor de 5-60 mm, una resistencia a la tracción ≥ 1100 MPa, una resistencia a la fluencia ≥ 690 MPa, un alargamiento \geq el 14%, un límite de fluencia menor de 0,65 y un trabajo de impacto a baja temperatura a -84°C mayor de 60 J, y los contenidos en porcentaje en masa de elementos químicos de la plancha de acero gruesa son:
- 5 el 0,05-0,11% de C, el 0,10-0,40% de Si, el 1,60-2,20% de Mn, $S \leq$ el 0,003%, el 0,20-0,70% de Cr, el 0,20-0,80% de Mo, el 0,02-0,06% de Nb, el 3,60-5,50% de Ni, el 0,01-0,05% de Ti, el 0,01-0,08% de Al, $0 < N \leq$ el 0,0060%, $0 < O \leq$ el 0,0040%, $0 < Ca \leq$ el 0,0045%, y opcionalmente al menos uno del 0,01-0,10% de V y el 0,50-1,00% de Cu, y siendo el resto Fe e impurezas inevitables;
- 10 satisfaciéndose además que $Ni + Mn \geq 5,5$;
- 15 en la que la microestructura de la plancha de acero tiene austenita invertida y martensita revenida, y la proporción de fase de dicha austenita invertida es del 3-10%.
2. Plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura según la reivindicación 1, caracterizada por satisfacer además $Ti/N \geq 3,0$.
- 20 3. Plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura según la reivindicación 1, caracterizada por satisfacer además $1,2 \leq Ca/S \leq 3,5$.
- 25 4. Plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura según la reivindicación 3, caracterizada por satisfacer además $0,45C \leq Nb + V \leq 1,55C$ donde se contiene V.
- 30 5. Plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura según la reivindicación 4, caracterizada por satisfacer además $Ni \geq 1,45(Mn + Cu)$ donde se contiene Cu.
- 35 6. Método para fabricar la plancha de acero de alta resistencia-tenacidad y límite de fluencia bajo con una excelente tenacidad al impacto a baja temperatura según una cualquiera de las reivindicaciones 1-9, caracterizado porque comprende las etapas de fundición, vaciado, calentamiento, laminación de dos pasos, temple, enfriamiento después del temple, y revenido;
- 40 en el que en dicha etapa de vaciado, se usa un procedimiento de vaciado por colada, la temperatura de vaciado por colada es de $1490-1560^{\circ}\text{C}$, y el grado de sobrecalentamiento del vaciado por colada se controla en $8-35^{\circ}\text{C}$;
- 45 en dicha etapa de calentamiento, la temperatura de calentamiento se controla a $1080-1250^{\circ}\text{C}$, y después de que el centro del desbaste plano de plancha alcanza la temperatura, la temperatura se mantiene durante $60-300$ min;
- 50 en dicha etapa de laminación de dos pasos, el grado de reducción de una sola pasada de laminación en una zona de recristalización se controla a \geq el 8%, el grado de reducción total de laminación en la zona de recristalización se controla a \geq el 50%, la temperatura de laminación inicial de laminación en una zona sin recristalización se controla a $800-860^{\circ}\text{C}$, la temperatura de laminación final de laminación en la zona sin recristalización se controla a $770-840^{\circ}\text{C}$, el grado de reducción de una sola pasada de laminación en la zona sin recristalización se controla a \geq el 12%, y el grado de reducción total de laminación en la zona sin recristalización se controla a \geq el 50%;
- 55 en dicha etapa de temple, se usa un procedimiento de temple al agua, la temperatura de la plancha de acero cuando entra en el agua es de $750-820^{\circ}\text{C}$, la velocidad de enfriamiento es de $10-150^{\circ}\text{C/s}$ y la temperatura de enfriamiento final es de temperatura ambiente a 350°C ;
- 60 en dicha etapa de enfriamiento después del temple, con respecto a una plancha de acero que tiene un grosor de ≤ 30 mm, la plancha de acero se enfría hasta temperatura ambiente por medio de enfriamiento de apilamiento o un lecho de enfriamiento; y con respecto a una plancha de acero que tiene un grosor de > 30 mm, la plancha de acero se enfría hasta temperatura ambiente por medio de enfriamiento de apilamiento o enfriamiento lento de mantenimiento de temperatura; y
- 65 en dicha etapa de revenido, la temperatura de revenido se controla a $650-720^{\circ}\text{C}$ y, después de que el centro del desbaste plano de plancha alcanza la temperatura de revenido, la temperatura se mantiene durante $10-180$ min.