

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 704 177**

51 Int. Cl.:

C22C 38/14 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.03.2014 PCT/CN2014/072890**

87 Fecha y número de publicación internacional: **24.12.2014 WO14201877**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.03.2014 E 14813653 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.10.2018 EP 3012341**

54 Título: **Chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

19.06.2013 CN 201310244713

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

14.03.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**LIU, ZICHENG;
WU, YONG y
LI, XIANJU**

74 Agente/Representante:

ZUAZO ARALUZE, Alexander

ES 2 704 177 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

Chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc y método de fabricación de la misma

5

Campo de la invención

La presente invención se refiere a un acero estructural y a un método de fabricación del mismo, y en particular a una chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc y a un método de fabricación de la misma, en el que la chapa de acero tiene una resistencia mecánica al alargamiento ≥ 460 MPa, una resistencia mecánica a la tracción ≥ 550 MPa y una energía de impacto a -60°C (único valor) de ≥ 47 J, y es resistente a grietas inducidas por cinc (CEZ $\leq 0,44\%$). La microestructura de una chapa de acero terminada son colonias de ferrita + bainita que son muy pequeñas y están distribuidas de manera dispersa y homogénea, con un tamaño de grano promedio controlado a no más de $10\ \mu\text{m}$, y la microestructura de una zona afectada por calor de soldadura es una cantidad muy pequeña y homogénea de ferrita + una cantidad pequeña de perlita.

15

Antecedentes

Se conoce bien que un acero bajo en carbono (alta resistencia mecánica) y de baja aleación es uno de los materiales estructurales para ingeniería más importantes, y se aplica ampliamente a tuberías de petróleo y gas natural, plataformas oceánicas, construcción naval, puentes, recipientes a presión, estructuras de construcción, industria del automóvil, transporte por ferrocarril y fabricación de máquinas. Las prestaciones del acero bajo en carbono (alta resistencia mecánica) y de baja aleación depende de los componentes químicos y del sistema de procedimientos en el procedimiento de fabricación del mismo, en las que la resistencia mecánica, la tenacidad y la soldabilidad son las prestaciones más importantes del acero bajo en carbono (alta resistencia mecánica) y de baja aleación, y se determinan en última instancia por el estado de microestructura del producto de acero terminado. Dado que la ciencia y la tecnología están siempre en continuo desarrollo, se proponen mayores requisitos para la resistencia mecánica-tenacidad y soldabilidad del acero, es decir mejorar enormemente las prestaciones de la chapa de acero a la vez que se mantienen los costes de fabricación relativamente bajos, para disminuir la cantidad de uso del acero y ahorrar coste, reducir el propio peso de la estructura de acero y mejorar la seguridad de la estructura.

20

25

30

Desde finales del siglo XX hasta ahora, se ha producido en todo el mundo un punto álgido en la investigación del desarrollo de una nueva generación de materiales de acero, que requiere obtener una mejor compatibilización de estructuras a través de la optimización del diseño de combinación de aleaciones y la renovación de la técnica del procedimiento de TMCP, sin ningún aumento en el contenido de elementos de aleación nobles tales como Ni, Cr, Mo y Cu, etc., obteniendo de ese modo una mayor resistencia mecánica-tenacidad, una mejor soldabilidad y la adaptación de juntas soldadas al método de pulverización con diversos metales de Al y Zn, etc.

35

Cuando se fabrica una chapa de acero gruesa que tiene una resistencia mecánica al alargamiento ≥ 415 MPa y una tenacidad al impacto a baja temperatura a -60°C ≥ 34 J en la técnica anterior, generalmente se añade una determinada cantidad de elementos de Ni o Cu + Ni ($\geq 0,30\%$), por ejemplo [The Firth (1986) international Symposium and Exhibit on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 1986, Tokio, Japón, 354; "DEVELOPMENTS IN MATERIALS FOR ARCTIC OFFSHORE STRUCTURES"; "Structural Steel Plates for Arctic Use Produced by Multipurpose Cooling System" (japonés), Kawaseki Seitetsu Gihou, 1985, n.º 1 68-72; "Application of Accelerated Cooling For Producing 360 MPa Yield Strength Steel plates of up to 150 mm in Thickness with Low Carbon Equivalent", Accelerated Cooling Rolled Steel, 1986, 209-219; High Strength Steel Plates For Ice-Breaking Vessels Produced by Thermo-Mechanical Control Process", Accelerated Cooling Rolled Steel, 1986, 249-260; "420 MPa Yield Strength Steel Plate with Superior Fracture Toughness for Arctic Offshore Structures," Kawasaki steel technical report, 1999, n.º 40, 56; "420 MPa and 500 MPa Yield Strength Steel Plate with High HAZ toughness Produced by TMCP for Offshore Structure," Kawasaki steel technical report, 1993, n.º 29, 54; "Toughness Improvement in Bainite Structure by Thermo-Mechanical Control Process" (japonés), Sumitomo Metal, Vol. 50, n.º 1 (1998), 26; "Structural Steel Plates for Ocean Platform used in Frozen Sea Areas" (japonés), Research on Iron and Steel, 1984, n.º 314, 19-43], para garantizar que la chapa de acero como material de base tenga una excelente tenacidad a baja temperatura, pudiendo también alcanzar la tenacidad de la zona afectada por calor HAZ $\text{Kv} \geq 34$ J a -60°C cuando se suelda con un aporte de calor < 100 KJ/cm; sin embargo, la chapa de acero no implica una resistencia a grietas inducidas por cinc.

40

45

50

55

El gran número de documentos de patente mencionados anteriormente solo demuestra cómo lograr la tenacidad a baja temperatura de la chapa de acero como material de base, y explica poco sobre cómo obtener la excelente tenacidad a baja temperatura de la zona afectada por calor (HAZ) en condiciones de soldadura, y ni siquiera hacen referencia a cómo garantizar que la estructura de la zona afectada por calor sea homogénea y cómo una cantidad muy pequeña de ferrita + una cantidad pequeña de perlita, especialmente cuando se sueldan usando un alto aporte de calor, permiten que la ferrita experimente nucleación y crezca sobre el límite de grano de austenita anterior, eliminan sustancialmente el límite de grano de austenita anterior y mejoran la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero, tal como las patentes japonesas S 63-93845, S 63-79921, S 60-258410, la patente

60

65

publicada H 4-285119, la patente publicada H 4-308035, H 3-264614, H 2-250917, H 4-143246 y la patente estadounidense 4855106, la patente estadounidense 5183198, la patente estadounidense 4137104, etc.

5 En la actualidad, solo Nippon Steel Corporation adopta una tecnología metalúrgica con óxido para mejorar la tenacidad a baja temperatura de la zona afectada por calor (HAZ) cuando se usa una soldadura de alto aporte de calor para la chapa de acero, y esta patente tampoco explica cómo mejorar la resistencia a grietas inducidas por cinc de la chapa de acero, véase la patente estadounidense 4629505 y el documento WO 01/59167A1.

10 La solicitud de patente japonesa JP2003 313 640 da a conocer un acero de alta resistencia mecánica superior en resistencia a la formación de grietas por baño de revestimiento de cinc en caliente y la tenacidad de soldadura.

Sumario de la invención

15 El objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc y un método de fabricación de la misma, en la que la chapa de acero tiene una resistencia mecánica al alargamiento \geq 460 MPa, una resistencia mecánica a la tracción \geq 550 MPa y una energía de impacto a - 60°C (único valor) de \geq 47 J, y es resistente a grietas inducidas por cinc ($CEZ \leq 0,44\%$). La microestructura de una chapa de acero terminada son colonias de ferrita + bainita que son muy pequeñas y están distribuidas de manera dispersa y homogénea, con un tamaño de grano promedio controlado a no más de 10 μm , y la microestructura de una zona
20 afectada por calor de soldadura es una cantidad muy pequeña y homogénea de ferrita + una cantidad pequeña de perlita. Y lo que es más importante, se elimina completamente el límite de grano de austenita formada a alta temperatura durante el ciclo térmico de soldadura, a la vez que se garantizan las buenas propiedades mecánicas y la soldabilidad de la chapa de acero como material de base, las juntas soldadas, especialmente la zona afectada por calor de soldadura, de la chapa de acero tiene excelente resistencia a las grietas inducidas por cinc, se logra la
25 unidad de una alta resistencia mecánica, buena soldabilidad y resistencia a las grietas inducidas por cinc, y la chapa de acero es particularmente adecuada como chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras marinas, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de transmisión de potencia de tensión extra alta, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de puentes costeros, y similares.

30 El objeto mencionado anteriormente se logra mediante la chapa de acero según la reivindicación 1 y el método según la reivindicación 3.

35 En particular, la chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc de la presente invención tiene los componentes siguientes en porcentajes en peso:

C: el 0,05%-0,090%

Si: \leq el 0,20%

40 Mn: el 1,35%-1,65%

P: \leq el 0,013%

45 S: \leq el 0,003%

Cu: el 0,10%-0,30%

Ni: el 0,20%-0,50%

50 Mo: el 0,05%-0,20%

Nb: el 0,015%-0,035%

55 Ti: el 0,008%-0,018%

N: \leq el 0,0060%

Ca: el 0,0010%-0,0040%

60 B: \leq el 0,0002%, y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables;

65 y al mismo tiempo, el contenido en los elementos mencionados anteriormente debe satisfacer las siguientes

relaciones:

$Mn/C \geq 15$,

5 de manera que la microestructura de la chapa de acero terminada son colonias de ferrita + bainita muy pequeñas y distribuidas de manera dispersa, y la temperatura de transformación de impacto de la chapa de acero es menor de $-60^{\circ}C$.

10 $[(\%Mn) + 0,75(\%Mo)] \times (\%C) \leq 0,16$, de manera que se garantiza en un amplio intervalo de aporte de calor de soldadura (10 kJ/cm – 50 kJ/cm), la estructura de la zona afectada por calor de soldadura son colonias de ferrita + perlita o bainita distribuidas de manera dispersa, se elimina el límite de grano de austenita anterior en la zona afectada por calor de soldadura, y se mejora la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero; esta es una de las claves para el diseño de componentes de acero de la presente invención.

15 $CEZ \leq 0,44\%$, en la que,

20 $CEZ = C + Si/17 + Mn/7,5 + Cu/13 + Ni/17 + Cr/4,5 + Mo/3 + V/1,5 + Nb/2 + Ti/4,5 + 420B$, para controlar el proceso de transformación de fases desde austenita hasta ferrita en la zona afectada por calor de soldadura, inhibir la nucleación y el crecimiento de la bainita desde el límite de grano de austenita anterior, destruir el límite de grano de austenita anterior y eliminar la generación de grietas inducidas por cinc en las juntas soldadas de la chapa de acero. Esta también es una de las claves para diseño de componentes de acero de la presente invención.

25 $Ni/Cu \geq 1,50$, para impedir la fragilidad por recalentamiento durante la soldadura de alto aporte de calor, a la vez de para impedir que el Cu segregue en el límite de grano, mejorando la fragilidad del cobre y la resistencia a las grietas inducidas por cinc, y mejorando la tenacidad al impacto a baja temperatura de la chapa de acero TMCP (una chapa de acero enfriada de manera acelerada).

30 $Nb/Ti \geq 1,8$ y Ti/N es de entre 1,50 y 3,40, de manera que se garantiza que las partículas de $Ti(C,N)$ y $Nb(C,N)$ formadas sean muy pequeñas y estén distribuidas en el acero en un estado de dispersión homogénea, y lo que es más importante, el grado de maduración de Ostwald de $Ti(C,N)$ (es decir, los granos grandes continúan creciendo, mientras que los granos pequeños se encojen o desaparecen) es bajo, se garantiza que las partículas de $Ti(C,N)$ se mantengan homogéneas y de tamaño muy pequeño durante el calentamiento del desbaste plano y durante el ciclo térmico de soldadura de la chapa de acero, se refinan las microestructuras de la chapa de acero como material de base y la zona afectada por calor de soldadura, se facilita la formación de la microestructura de ferrita + perlita en la zona afectada por calor de soldadura, se mejora la tenacidad al impacto a baja temperatura de la zona afectada por calor de soldadura, se elimina el límite de grano de austenita anterior en la zona afectada por calor de soldadura y se mejora la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero.

40 Ca/S es de entre 1,00 y 3,00, y $(\%Ca) \times (\%S)^{0,28} \leq 1,0 \times 10^{-3}$, de manera que las inclusiones en el acero tienen bajo contenido y tienen un tamaño muy pequeño y están distribuidas de manera homogénea en el acero, y se mejora la tenacidad a baja temperatura de la chapa de acero y la tenacidad de la HAZ de soldadura.

45 Una chapa de acero terminada tiene una resistencia mecánica al alargamiento ≥ 460 MPa, una resistencia mecánica a la tracción ≥ 550 MPa y una energía de impacto a $-60^{\circ}C$ (único valor) de ≥ 47 J. La microestructura de la chapa de acero terminada son colonias de ferrita + bainita que son muy pequeñas y están distribuidas de manera dispersa y homogénea, con un tamaño de grano promedio controlado a no más de $10 \mu m$, y la microestructura de la zona afectada por calor de soldadura es una cantidad muy pequeña y homogénea de ferrita + una cantidad pequeña de perlita.

50 En el diseño de componentes de la presente invención:

55 El C tiene un gran efecto sobre la resistencia mecánica, la tenacidad a baja temperatura, la soldabilidad y la resistencia a las grietas inducidas por cinc del acero, ya que mejora la tenacidad a baja temperatura, la soldabilidad y la resistencia a las grietas inducidas por cinc del acero; se desea controlar el contenido en C en el acero para que sea más bajo; pero desde la perspectiva de la resistencia mecánica del acero y el control de la microestructura durante la producción y fabricación, el contenido en C no debe ser excesivamente bajo, un contenido en C excesivamente bajo ($< 0,05\%$) provoca no sólo que las temperaturas de los puntos Ac_1 , Ac_3 , Ar_1 y Ar_3 sean relativamente altas, sino también que la tasa de migración del límite de grano de austenita sea excesivamente alta, lo que ocasiona grandes dificultades en el afino de grano, se forma fácilmente una estructura cristalina mixta y dan como resultado una tenacidad deficiente a baja temperatura del acero y la degradación grave de la tenacidad a baja temperatura de la zona afectada por calor con soldadura de aporte de calor ultraalto; además, cuando el contenido en C es excesivamente bajo, es necesario añadir una gran cantidad de elementos de aleación tales como Cu, Ni, Cr, Mo, etc., que dan como resultado que los costes de fabricación de la chapa de acero sigan siendo altos, y por tanto el límite de control inferior del contenido en C en el acero no debe ser menor del 0,05%. Cuando se aumenta el contenido en C, aunque es obviamente ventajoso para el afino de la microestructura de la chapa de acero, la

5 soldabilidad de la chapa de acero se ve perjudicada, especialmente en la condición de soldadura de alto aporte de calor, debido al engrosamiento grave de los granos en la zona afectada por calor (HAZ) y una velocidad de enfriamiento muy baja durante el enfriamiento en el ciclo térmico de soldadura, se forman fácilmente estructuras anómalas gruesas tales como placa lateral de ferrita (FSP), estructura de Widmannstätten (WF) y bainita superior (Bu) en la zona afectada por calor (HAZ), y lo que es más importante, el límite de grano de austenita formada a alta temperatura durante el ciclo térmico de soldadura se conserva completamente, la resistencia a las grietas inducidas por cinc se deteriora gravemente, y por tanto el contenido en C no debe ser mayor alto del 0,09%; además, cuando el contenido en C es mayor del 0,09%, el acero líquido se solidifica y entra en una zona de reacción peritéctica, se garantiza que se aumente drásticamente la segregación de la chapa de acero, el carbono equivalente y las CEZ en la zona de segregación se aumentan drásticamente, y se provoca que se aumente sustancialmente la sensibilidad a la resistencia a las grietas inducidas por cinc.

15 Como elemento de aleación más importante en el acero, el Mn, además de mejorar la resistencia mecánica de la chapa de acero, tiene también la función de agrandar la región de fase de austenita, disminuyendo la temperatura del punto Ar_3 , afinando los granos de ferrita para mejora la tenacidad a baja temperatura de la chapa de acero, y facilitando la formación de bainita para mejorar la resistencia mecánica de la chapa de acero; por tanto el contenido en Mn controlado en el acero no debe ser menor del 1,35%. El Mn es propenso a segregarse durante la solidificación del acero líquido, especialmente un contenido en Mn excesivamente alto no sólo hará difícil la operación de colada continua, sino que también se someterá fácilmente a un fenómeno de segregación conjugado con elementos tales como C, P y S, lo que agrava la segregación y holgura del centro del desbaste plano de colada continua, y una segregación central grave del desbaste plano de colada continua forma fácilmente estructuras anómalas durante las posteriores laminación y soldadura controladas; al mismo tiempo, un contenido en Mn excesivamente alto formará también partículas de MnS gruesas, y tales partículas de MnS gruesas se extenderán a lo largo de la dirección de laminación durante la laminación en caliente, deteriorarán gravemente la tenacidad al impacto de la chapa de acero como material de base (en particular transversalmente), la zona afectada por el calor de soldadura (HAZ) [en particular en la condición de soldadura de alto aporte de calor], y provocará una propiedad de dirección Z deficiente y una propiedad resistente al desgarro laminar deficiente; además, el contenido en Mn excesivamente alto también mejorará la capacidad de endurecimiento del acero, mejorará el coeficiente de propensión a la formación de grietas de soldadura en frío (Pcm) y el índice de resistencia a las grietas inducidas por cinc CEZ en el acero, tendrá impacto sobre la capacidad de fabricación por soldadura del acero, facilitará la formación de estructuras de transformación de fase a baja temperatura, conservará el límite de grano de austenita formada a alta temperatura durante el ciclo térmico de soldadura, y deteriorará gravemente la resistencia a las grietas inducidas por cinc. Por tanto, el límite superior del contenido en Mn en el acero no puede exceder el 1,65%.

35 El Si promueve la desoxidación del acero líquido y puede mejorar la resistencia mecánica de la chapa de acero, pero usando el acero líquido desoxidado con Al, la desoxidación de Si es insignificante; aunque el Si puede mejorar la resistencia mecánica de la chapa de acero, el Si perjudica gravemente la tenacidad a baja temperatura y la soldabilidad de la chapa de acero, en particular en la condición de soldadura de alto aporte de calor, el Si no sólo facilita la formación de islas de M-A, siendo las islas de M-A formadas de gran tamaño y estando distribuidas de manera irregular y perjudicando gravemente la tenacidad de la zona afectada por calor de soldadura (HAZ), sino que también agranda la región de cambio de fase de temperatura moderada, facilita la formación de bainita, provoca que el límite de grano de austenita anterior se conserve completamente, y deteriora gravemente la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la zona afectada por calor de soldadura; además, cuando el contenido en Si en el acero es excesivamente alto, la capacidad de adherencia del cinc por pulverización de la chapa de acero disminuye, e influye en el efecto de pulverización de cinc de la chapa de acero; por tanto, el contenido en Si en el acero debe controlarse para que sea lo más bajo posible, y teniendo en cuenta el ahorro y la capacidad de operación en el procedimiento de fabricación de acero, el contenido en Si se controla para que no sea mayor del 0,20%.

50 Aunque el P, como inclusión dañina en el acero, se segrega en el límite de grano de austenita anterior, y puede inhibir la difusión de Zn hacia el límite de grano y disminuir la sensibilidad a la aparición de grietas inducidas por cinc, el P debilita gravemente el límite de grano, deteriora gravemente las propiedades mecánicas de la chapa de acero, especialmente la tenacidad al impacto a baja temperatura y la soldabilidad, y facilita la rotura frágil intergranular de la zona afectada por el calor de soldadura, siendo el resultado global que la mejora del contenido en P en el acero produce más daño que bien; por tanto, en teoría, es mejor requerir menos P, pero teniendo en cuenta la capacidad de operación en la fabricación de acero y el costes de fabricación de acero, para los requisitos de soldadura de alto aporte de calor y la resistencia a las grietas inducidas por cinc, es necesario controlar el contenido en P a $\leq 0,013\%$.

60 Aunque el S, como inclusión dañina en el acero, se segrega en el límite de grano de austenita anterior, y puede inhibir la difusión de Zn hacia el límite de grano y disminuir la sensibilidad a la aparición de grietas inducidas por cinc, el S se combina con el Mn en el acero para formar una inclusión de MnS, y durante la laminación en caliente, la plasticidad del MnS permite extender el MnS a lo largo de la dirección de laminación y formar una banda de inclusión de MnS a lo largo de la dirección de laminación, lo que deteriora gravemente la tenacidad al impacto lateral, la propiedad de dirección Z y la soldabilidad de la chapa de acero; al mismo tiempo, el S es también un elemento principal para la producción de fragilidad en caliente durante la laminación en caliente, siendo el resultado global que la mejora del contenido en S en el acero produce más daño que bien; por tanto, en teoría es mejor requerir menos S,

pero teniendo en cuenta la capacidad de operación de fabricación de acero, los costes de fabricación de acero y el principio de flujo de material constante, para los requisitos de soldadura de alto aporte de calor y resistencia a las grietas inducidas por cinc, es necesario controlar el contenido en S a $\leq 0,003\%$.

- 5 Como elemento de estabilización de austenita, añadir una pequeña cantidad de Cu puede mejorar simultáneamente la resistencia mecánica y la resistencia a la intemperie de la chapa de acero y mejorar la tenacidad a baja temperatura sin perjudicar la soldabilidad; sin embargo, cuando se añade excesivamente (Cu > 0,30%), el Cu, como elemento de superficie activa, se segrega habitualmente en el límite de grano entre austenita y ferrita, facilita la formación de estructuras de transformación de fase a baja temperatura en la zona afectada por calor de soldadura para conservar el límite de grano de austenita anterior, y deteriora gravemente la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero, y por tanto el contenido en Cu se controla entre el 0,10% y el 0,30%.

- 15 El Ni es el único elemento de aleación para que la chapa de acero obtenga una buena tenacidad a temperatura ultrabaja sin perjudicar la soldabilidad, y es también un elemento de aleación indispensable para un acero criogénico; y lo que es más importante, la adición de Ni en el acero puede inhibir la segregación de Cu en el límite de grano entre austenita y ferrita, suprimir la fragilidad de límite de grano de Cu para mejorar la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero; cuando la cantidad de adición es excesivamente baja (Ni < 0,20%), la función de la misma es insignificante y no puede inhibir eficazmente la fragilidad de límite de grano provocada por Cu; cuando la cantidad de adición es excesivamente alta (Ni > 0,50%), facilita la formación de estructuras de transformación de fase a baja temperatura en la zona afectada por calor de soldadura para conservar el límite de grano de austenita anterior y deteriora la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero; por tanto, el contenido en Ni se controla entre el 0,20% y el 0,50%.

- 25 Añadir un contenido apropiado de Mo no sólo puede compensar la resistencia mecánica insuficiente provocada por un diseño de componentes de C ultrabajo y mejorar la correspondencia entre resistencia mecánica-tenacidad y la tenacidad a baja temperatura de la chapa de acero, sino que también puede mejorar la soldabilidad, especialmente la soldabilidad de alto aporte de calor provocada por la reducción significativa de contenido en C y potenciar la tenacidad de la zona afectada por calor de soldadura; cuando la cantidad de adición es excesivamente baja (Mo < 0,05%), la función de endurecimiento por transformación de fase en el procedimiento de TMCP es insuficiente, y la correspondencia entre resistencia mecánica-tenacidad de la chapa de acero no puede lograrse; cuando la cantidad de adición es excesivamente alta (Mo > 0,20%), facilita la formación de estructuras de transformación de fase a baja temperatura en la zona afectada por calor de soldadura para conservar el límite de grano de austenita anterior y deteriora gravemente la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero; por tanto, el contenido en Mo se controla entre el 0,05% y el 0,20%.

- 35 El propósito de añadir una cantidad de traza del elemento Nb al acero es realizar una laminación controlada sin recristalización; cuando la cantidad de adición de Nb es menor del 0,015%, la laminación controlada no puede desempeñar un papel efectivo; cuando la cantidad de adición de Nb excede el 0,035%, induce la formación de bainita superior (BI, BII) en la condición de soldadura de alto aporte de calor para conservar el límite de grano de austenita anterior y deteriora gravemente la tenacidad a baja temperatura y la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la zona afectada por calor (HAZ) con soldadura de aporte de calor ultraalto; por tanto, el contenido en Nb se controla entre el 0,015% y el 0,035%, lo que no perjudica la tenacidad y la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la HAZ con soldadura de alto aporte de calor al tiempo que se obtiene un efecto de laminación controlado óptimo.

- 45 El propósito de añadir una cantidad de traza de Ti al acero es combinarlo con N en el acero para producir partículas de TiN que tienen una estabilidad muy alta, inhibir el crecimiento de granos de austenita en la zona HAZ de soldadura y cambiar el producto de transformación de fase secundario, mejorar la soldabilidad del acero, afinar el tamaño de los granos de austenita previos en la zona afectada por calor de soldadura, aumentar el área del límite de grano, disminuir la cantidad de difusión de Zn en un límite de grano unitario; en segundo lugar, las partículas de TiN facilitan la nucleación y el crecimiento de ferrita, eliminan el límite de grano de austenita anterior y mejoran sustancialmente la resistencia a las grietas inducidas por cinc de la chapa de acero al tiempo que se reduce el tamaño de los granos de austenita en la zona afectada por calor de soldadura. Es necesario hacer corresponder el contenido del Ti añadido en el acero con el contenido en N en el acero, siendo el principio de correspondencia que TiN no puede precipitar en el acero líquido y debe precipitar en una fase sólida; por tanto, debe garantizarse que la temperatura de precipitación del TiN sea menor de 1400°C; cuando el contenido del Ti añadido es excesivamente bajo (< 0,008%), el número de las partículas de TiN formadas es insuficiente para inhibir el crecimiento de granos de austenita en la HAZ y cambiar el producto de transformación de fase secundario para mejorar la tenacidad a baja temperatura de la HAZ; cuando el contenido del Ti añadido es excesivamente alto (> 0,018%), la temperatura de precipitación del TiN excede los 1400°C, durante la solidificación del acero líquido, también pueden precipitar partículas de TiN de tamaño grande, tales partículas de TiN de tamaño grande pasan a ser el punto de partida para el inicio de grietas en lugar de inhibir el crecimiento de granos de austenita de la HAZ; por tanto, el intervalo controlado óptimo de contenido en Ti es del 0,008%-0,018%.

- 65 El intervalo controlado de N corresponde al intervalo controlado de Ti, y para la soldadura de alto aporte de calor de una chapa de acero, el Ti/N se encuentra óptimamente entre 1,5 y 3,4. Si el contenido en N es excesivamente bajo, las partículas de TiN producidas están en una cantidad baja y son de un tamaño grande, no pueden funcionar para

mejorar la soldabilidad del acero, y en su lugar es dañino para la soldabilidad; sin embargo, si el contenido en N es excesivamente alto, aumenta [N] libre en el acero, especialmente en la condición de soldadura de alto aporte de calor, el contenido en [N] libre en la zona afectada por calor (HAZ) aumenta rápidamente, y perjudica gravemente la tenacidad a baja temperatura de la HZA y deteriora la soldabilidad del acero. Por tanto, el contenido en N se controla en $\leq 0,0060\%$.

Al realizar un tratamiento con Ca en el acero, por un lado, el acero líquido puede purificarse adicionalmente y, por otro lado, los sulfuros en el acero se sometan a un tratamiento de desnaturalización para pasar a ser sulfuros esféricos no deformables, estables y muy pequeños, inhibiendo de ese modo la fragilidad en caliente del S, potenciando la tenacidad a baja temperatura y la propiedad de dirección Z del acero y mejorando la anisotropía de la tenacidad de la chapa de acero. La cantidad de adición de Ca depende del contenido de S en el acero; si la cantidad de adición de Ca es excesivamente bajo, el efecto de tratamiento es insignificante; y si la cantidad de adición de Ca es excesivamente alta, el tamaño del Ca(O,S) formado es excesivamente grande, la fragilidad también se aumenta, lo que puede convertirse en el punto de partida de grietas de fractura, la tenacidad a baja temperatura del acero disminuye, y mientras tanto la pureza de la calidad de acero se reduce y el acero líquido se contamina. Generalmente, el contenido en Ca se controla según $ESSP = (\%Ca)[1 - 124(\%O)]/1,25(\%S)$, en el que ESSP es un índice de control de forma de inclusiones de sulfuro, y debe estar en el intervalo de valores de entre 0,5 y 5, y por tanto el intervalo adecuado del contenido en Ca es del 0,0010%-0,0040%.

El método para fabricar la chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc de la presente invención comprende las etapas siguientes:

1) fundir y colar

se forma un desbaste plano mediante fusión y colada continua según los componentes mencionados anteriormente, y usando una técnica de reducción ligera, se controla la tasa de reducción ligera para colada continua a entre el 2% y el 5%, la temperatura de vertido de una artesa de colada es de entre 1530°C y 1560°C, y la velocidad de extracción es de 0,6 m/min - 1,0 m/min;

2) calentar, la temperatura de calentamiento del desbaste plano es de 1050°C-1150°C, el desbaste plano se descascarilla con agua a alta presión tras retirarse del horno, y puede repetirse el descascarillado si está incompleto;

3) laminación

una primera fase es una laminación normal, en la que se usa la capacidad máxima de un tren de laminación para una laminación ininterrumpida, la tasa de reducción de paso es \geq el 10%, la tasa de reducción acumulada es \geq el 45% y la temperatura de laminación final es \geq 980°C;

una segunda fase adopta una laminación controlada en una región de fase única austenítica, en la que la temperatura de laminación inicial de la laminación controlada es de 800°C-850°C, la tasa de reducción de paso de la laminación es \geq 8%, la tasa de reducción acumulada es \geq 50% y la temperatura de laminación final es de 760°C-800°C;

4) enfriar

una vez terminada la laminación controlada, la chapa de acero se transporta inmediatamente a un equipo de ACC a una velocidad de transporte máxima del lecho de rodillos, y posteriormente la chapa de acero se somete a un enfriamiento acelerado; la temperatura de enfriamiento inicial de la chapa de acero es de 750°C-790°C, la velocidad de enfriamiento es \geq 5°C/s, la temperatura de detención de enfriamiento es de 350°C-550°C, y después la chapa de acero con un grosor \geq 25 mm se enfría por aire de manera natural hasta no menos de 300°C, y entonces se enfría lentamente y se deshidrogena, consistiendo el procedimiento de enfriamiento lento en mantener la chapa de acero a no menos de 300°C durante al menos 36 horas.

En el método de fabricación de la presente invención:

según los componentes del tipo de acero y las características del procedimiento de fabricación de la presente invención, la presente invención adopta un procedimiento de colada continua y una técnica de reducción ligera, estando controlada la tasa de reducción ligera de colada continua entre el 2% y el 5%, el punto clave del procedimiento de colada continua es controlar la temperatura de vertido de artesa de colada y la velocidad de extracción, la temperatura de vertido de la artesa de colada está entre 1530°C y 1560°C, y la velocidad de extracción es de 0,6 m/min - 1,0 m/min.

La temperatura de calentamiento del desbaste plano es de 1050°C-1150°C, el desbaste plano se descascarilla con agua a alta presión tras retirarse del horno, y puede repetirse el descascarillado si está incompleto; después de finalizarse el descascarillado, se lleva a cabo posteriormente una primera fase laminación;

la primera fase es una laminación normal, en la que se usa la capacidad máxima de un tren de laminación para una laminación ininterrumpida, la tasa de reducción de paso es \geq el 10%, la tasa de reducción acumulada es \geq el 45% y la temperatura de laminación final es \geq 980°C, de manera que se garantiza que el metal deformado realice una recristalización dinámica/estática, y se afinen los granos de austenita.

Una segunda fase adopta una laminación controlada en una región de fase única austenítica, en la que la temperatura de laminación inicial de la laminación controlada es de 800°C-850°C, la tasa de reducción de paso de la laminación es \geq el 8%, la tasa de reducción acumulada es \geq el 50% y la temperatura de laminación final es de 760°C-800°C.

Una vez terminada la laminación controlada, la chapa de acero se transporta inmediatamente a un equipo de enfriamiento acelerado para realizar un enfriamiento acelerado sobre la chapa de acero; la temperatura de enfriamiento inicial de la chapa de acero es de 750°C- 790°C, la velocidad de enfriamiento es \geq 5°C/s, la temperatura de detención de enfriamiento es de 350°C-550°C, y después la chapa de acero con un grosor \geq 25 mm se enfría por aire de manera natural hasta no menos de 300°C, y entonces se enfría lentamente y se deshidrogena, consistiendo el procedimiento de enfriamiento lento en mantener la chapa de acero a no menos de 300°C durante al menos 36 horas.

Mediante el diseño de componentes mencionado anteriormente y la implementación de un procedimiento de producción a gran escala *in situ*, la microestructura de la chapa de acero son colonias de ferrita + bainita muy pequeñas distribuidas de manera dispersa, con un tamaño de grano promedio no mayor de 10 μm , obteniendo propiedades mecánicas homogéneas y excelentes, soldabilidad y resistencia a las grietas inducidas por cinc excelentes y, por tanto, es especialmente adecuada como chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras marinas, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de transmisión de potencia de tensión extra alta, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de puentes costeros, y similares.

La presente invención tiene los siguientes efectos beneficiosos:

Mediante el diseño combinatorio de elementos de aleación y el control estricto del elemento B residual en el acero, y la correspondencia con un procedimiento de TMCP adecuado, la presente invención garantiza que la microestructura de la chapa de acero terminada son colonias de ferrita + bainita que son muy pequeñas y están distribuidas de manera dispersa y homogénea, con un tamaño de grano promedio controlado a no más de 10 μm , y la microestructura de la zona afectada por calor de soldadura es ferrita homogénea muy pequeña + una cantidad pequeña de perlita; y lo que es más importante, se elimina completamente el límite de grano de austenita formada a alta temperatura durante el ciclo térmico de soldadura, a la vez que se garantizan las buenas propiedades mecánicas y la soldabilidad de la chapa de acero como material de base, las juntas soldadas, especialmente la zona afectada por calor de soldadura, de la chapa de acero tiene excelente resistencia a las grietas inducidas por cinc, se logra la unidad orgánica de alta resistencia mecánica, buena soldabilidad y resistencia a las grietas inducidas por cinc, y la chapa de acero es particularmente adecuada como chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras marinas, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de transmisión de potencia de tensión extra alta, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de puentes costeros, y similares.

Además, la presente invención se implementa a través de un procedimiento de control de TMCP en línea, y se elimina el procedimiento de tratamiento térmico de templado-revenido; no sólo se acorta el ciclo de fabricación de la chapa de acero y se disminuyen los costes de fabricación de la chapa de acero, sino también se reduce la dificultad de organización de producción de la chapa de acero, y se mejora la eficiencia de funcionamiento de producción; el diseño de componentes de aleación nobles relativamente baja (especialmente el contenido de Cu, Ni y Mo) reduce en gran medida los costes de aleación de la chapa de acero; el contenido en C ultrabajo, y el carbono bajo equivalente y el índice de Pcm mejoran en gran medida la soldabilidad de la chapa de acero, especialmente la soldabilidad de alto aporte de calor, favoreciendo sustancialmente de ese modo la eficiencia de fabricación de la soldadura *in situ* para los usuarios, ahorrando los costes de fabricación de elementos para los usuarios, acortando el tiempo de fabricación de elementos para los usuarios y creando grandes valores para los usuarios; por tanto, una chapa de acero de este tipo no es sólo un producto respetuoso con el medio ambiente, verde y de alto valor añadido.

Descripción de los dibujos

La figura 1 es la microestructura del acero en el ejemplo 5 de la invención.

Descripción detallada de la invención

La presente invención se ilustra adicionalmente a continuación conjuntamente con las realizaciones y los dibujos.

Véase la tabla 1 para los componentes de los aceros en las realizaciones de la presente invención, y véanse las tablas 2 y 3 para el procedimiento de fabricación de los aceros en las realizaciones. La tabla 4 son las propiedades de los aceros en las realizaciones de la presente invención.

Tal como se muestra en la figura 1, la microestructura de la chapa de acero terminada de la presente invención son colonias de ferrita + bainita que son muy pequeñas y están distribuidas de manera dispersa y homogénea, con un tamaño de grano promedio controlado a no más de 10 μm , y la microestructura de la zona afectada por calor de soldadura es una cantidad muy pequeña y homogénea de ferrita + una cantidad pequeña de perlita.

En la presente invención, mediante el diseño combinatorio de elementos de aleación y el control estricto del elemento B residual en el acero, y la correspondencia con un procedimiento de TMCP adecuado, a la vez que se garantizan las buenas propiedades mecánicas y la soldabilidad de la chapa de acero como material de base, las juntas soldadas, especialmente la zona afectada por calor de soldadura, de la chapa de acero tienen una resistencia a las grietas inducidas por cinc excelente, se logra la unidad orgánica de alta resistencia mecánica, buena soldabilidad y resistencia a las grietas inducidas por cinc, y la chapa de acero es particularmente adecuada como chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras marinas, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de transmisión de potencia de tensión extra alta, chapa de acero resistente a la corrosión recubierta de cinc por pulverización para estructuras de puentes costeros, y similares. Además, la técnica de la presente invención se implementa a través de un procedimiento de control de TMCP en línea, se elimina el procedimiento de tratamiento térmico de templado-revenido; no sólo se acorta el ciclo de fabricación de la chapa de acero y se disminuyen los costes de fabricación de la chapa de acero, sino también se reduce la dificultad de organización de producción de la chapa de acero, y se mejora la eficiencia de funcionamiento de producción; el diseño de componentes de aleación nobles relativamente baja (especialmente el contenido de Cu, Ni y Mo) reduce en gran medida los costes de aleación de la chapa de acero; el contenido en C ultrabajo, y el carbono bajo equivalente y el índice de Pcm en mejoran en gran medida la soldabilidad de la chapa de acero, especialmente la soldabilidad de alto aporte de calor, favoreciendo sustancialmente de ese modo la eficiencia de fabricación de la soldadura *in situ* para los usuarios, ahorrando los costes de fabricación de elementos para los usuarios, acortando el tiempo de fabricación de elementos para los usuarios y creando grandes valores para los usuarios; por tanto, una chapa de acero de este tipo no sólo es un producto respetuoso con el medio ambiente, verde y de alto valor añadido. La implementación satisfactoria de la tecnología en esta patente indica que Baosteel realiza un nuevo avance en el aspecto de la tecnología de fabricación clave de una chapa de acero con resistencia a las grietas inducidas por cinc, que mejora la imagen de marca y la competitividad de mercado de la placa gruesa de Baosteel; no es necesario añadir ningún equipo durante la producción de una chapa de acero con alta resistencia mecánica de 550 MPa en la presente invención, el procedimiento de fabricación es sencillo y el procedimiento de producción se controla fácilmente, y por tanto, los costes de fabricación son bajos, y se logran un rendimiento de costes y una competitividad de mercado muy altos; y esta tecnología tiene una gran adaptabilidad, puede promoverse para todos los fabricantes de chapas pesadas y medios que tienen equipo de tratamiento térmico, y tiene una popularización comercial muy fuerte y un valor comercial tecnológico relativamente alto.

Con el desarrollo del ahorro nacional en nuestro país, se ha añadido el requisito de construir una sociedad económica y armoniosa y el desarrollo de la energía, siendo la más importante la explotación del océano por los seres humanos; las chapas de acero para estructuras marinas a gran escala, las plataformas de perforación mar adentro, las torres de perforación y los puentes para cruzar el mar necesitan todos ellos pulverizarse con cinc contra la corrosión, la chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc tiene una amplia perspectiva de mercado, y la chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc de calidad de 550 MPa sigue siendo un tipo de acero nuevo en China; excepto Baosteel, otras empresas de hierro y acero en China nunca investigaron ni realizaron fabricaciones a modo de prueba. En la actualidad, este tipo de acero se ha fabricado a modo de prueba de manera satisfactoria en Baosteel, y cada índice de rendimiento mecánico, soldabilidad y resistencia a grietas inducidas por cinc del mismo han alcanzado un nivel avanzado internacional.

Tabla 1

Unidad: porcentaje en peso

Muestra de acero	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	Nb	Ti	N	Ca	B	Fe e impurezas
Ejemplo 1	0,05	0,17	1,38	0,013	0,0017	0,10	0,20	0,05	0,015	0,008	0,0043	0,0019	0,0002	el resto
Ejemplo 2	0,07	0,11	1,35	0,010	0,0008	0,16	0,25	0,09	0,020	0,011	0,0038	0,0022	0,0001	el resto
Ejemplo 3	0,06	0,20	1,50	0,011	0,0030	0,25	0,40	0,12	0,027	0,015	0,0046	0,0030	0,0001	el resto
Ejemplo 4	0,09	0,10	1,60	0,007	0,0014	0,22	0,45	0,16	0,032	0,017	0,0053	0,0040	/	el resto
Ejemplo 5	0,07	0,09	1,65	0,008	0,0009	0,30	0,50	0,20	0,035	0,018	0,0060	0,0010	/	el resto

Tabla 2

Muestra de acero	Tasa de reducción ligera (%)	Temperatura de vertido de artesa de colada (°C)	Velocidad de extracción (m/min)	Temperatura de calentamiento (°C)	Laminación de 1ª fase			Laminación controlada de 2ª fase			Tasa de reducción acumulada (%)
					Tasa de reducción de paso (%)	Tasa de reducción acumulada (%)	Temperatura de laminación final (°C)	Temperatura de laminación controlada (°C)	Temperatura de laminación final (°C)	Tasa de reducción de paso (%)	
Ejemplo 1	3	1560	1,0	1150	13	80	980	850	760	9	75
Ejemplo 2	2	1545	0,9	1130	10	75	995	830	775	8	75
Ejemplo 3	5	1530	0,7	1100	11	60	1000	820	800	8	60
Ejemplo 4	4	1550	0,8	1080	10	45	990	810	790	9	55
Ejemplo 5	3	1535	0,6	1050	12	50	1010	800	780	9	50

Tabla 3

Muestra de acero	Procedimiento de enfriamiento controlado			Procedimiento de enfriamiento lento	
	Temperatura de enfriamiento inicial (°C)	Tasa de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de enfriamiento de detención (°C)	Temperatura de enfriamiento lento	Tiempo de enfriamiento lento (h)
Ejemplo 1	750	25	550	Enfriamiento de aire natural	/
Ejemplo 2	765	15	500	311	36
Ejemplo 3	790	8	430	323	40
Ejemplo 4	780	6	400	335	40
Ejemplo 5	770	5	350	357	48

Tabla 4

Muestra de acero	Grosor de placa de producto (mm)	YP MPa	TS MPa	δ %	Akv (-40°C) J	Temperatura de precalentamiento de soldadura (°C)	S _{LM} (%)	Nota
Ejemplo 1	12	535	617	23	<u>332, 367, 355;</u> 351	≤ 0	63	sin aparición de grietas inducidas por cinc
Ejemplo 2	25	527	623	25	<u>363, 375, 344;</u> 361	≤ 0	57	sin aparición de grietas inducidas por cinc
Ejemplo 3	50	519	621	25	<u>355, 349, 366;</u> 357	≤ 0	60	sin aparición de grietas inducidas por cinc
Ejemplo 4	65	530	636	26	<u>324, 335, 348;</u> 336	≤ 0	52	sin aparición de grietas inducidas por cinc
Ejemplo 5	80	522	608	25	<u>293, 303, 317;</u> 304	≤ 0	50	sin aparición de grietas inducidas por cinc

Nota: S_{LM} = (la resistencia mecánica a roturas de una probeta para ensayo de tracción galvanizada que contiene muescas periféricas/la resistencia mecánica a roturas de una probeta para ensayo de tracción no galvanizada que contiene muescas periféricas) × 100%, y S_{LM} ≥ 42% indica la falta de aparición de grietas inducidas por cinc.

REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc, siendo los componentes de la misma en porcentajes en peso:
- 5 C: el 0,05%-0,090%
- Si: \leq el 0,20%
- 10 Mn: el 1,35%-1,65%
- P: \leq el 0,013%
- 15 S: \leq el 0,003%
- Cu: el 0,10%-0,30%
- Ni: el 0,20%-0,50%
- 20 Mo: el 0,05%-0,20%
- Nb: el 0,015%-0,035%
- 25 Ti: el 0,008%-0,018%
- N: \leq el 0,0060%
- 30 Ca: el 0,0010%-0,0040%
- B: \leq el 0,0002%, y
- siendo el resto Fe e impurezas inevitables;
- y al mismo tiempo el contenido de los elementos mencionados anteriormente debe satisfacer las siguientes relaciones:
- 35 $Mn/C \geq 15$;
- 40 $[(\%Mn) + 0,75(\%Mo)] \times (\%C) \leq 0,16$;
- CEZ \leq el 0,44%, en la que,
- $CEZ = C + Si/17 + Mn/7,5 + Cu/13 + Ni/17 + Cr/4,5 + Mo/3 + V/1,5 + Nb/2 + Ti/4,5 + 420B$;
- 45 $Ni/Cu \geq 1,50$;
- $Nb/Ti \geq 1,8$ y Ti/N es de entre 1,50 y 3,40;
- 50 Ca/S es de entre 1,00 y 3,00, y $(\%Ca) \times (\%S)^{0,28} \leq 1,0 \times 10^{-3}$;
- una chapa de acero terminada tiene una resistencia mecánica al alargamiento ≥ 460 MPa y una resistencia mecánica a la tracción ≥ 550 MPa, la microestructura de la chapa de acero terminada son colonias de ferrita + bainita que son muy pequeñas y están distribuidas de manera dispersa y homogénea, con un tamaño de grano promedio controlado a no más de 10 μm , y la microestructura de una zona afectada por calor de soldadura es una cantidad muy pequeña y homogénea de ferrita + una cantidad pequeña de perlita.
- 55 2. Chapa de acero según la reivindicación 1, caracterizada porque la chapa de acero es una chapa de acero recubierta de cinc por pulverización para estructuras marinas, una chapa de acero recubierta de cinc por pulverización para estructuras de transmisión de potencia de tensión extra alta, o una chapa de acero recubierta de cinc por pulverización para estructuras de puentes costeros.
- 60 3. Método para fabricar la chapa de acero resistente a grietas inducidas por cinc según la reivindicación 1 ó 2, que comprende las etapas siguientes:
- 65 fundir y colar:

ES 2 704 177 T3

5 se forma un desbaste plano mediante fusión y colada continua según los componentes mencionados anteriormente y usando una técnica de reducción ligera, se controla la tasa de reducción ligera para colada continua a entre el 2% y el 5%, la temperatura de vertido de una artesa de colada es de entre 1530°C y 1560°C, y la velocidad de extracción es de 0,6 m/min - 1,0 m/min;

10 calentar: la temperatura de calentamiento del desbaste plano es de 1050°C-1150°C, el desbaste plano se descascarilla con agua a alta presión tras retirarse del horno, y puede repetirse el descascarillado si está incompleto;

laminación:

15 una primera fase es una laminación normal, en la que se usa la capacidad máxima de un tren de laminación para una laminación ininterrumpida, la tasa de reducción de paso es \geq el 10%, la tasa de reducción acumulada es \geq el 45% y la temperatura de laminación final es \geq 980°C; y

20 una segunda fase adopta una laminación controlada en una región de fase única austenítica, en la que la temperatura de laminación inicial de la laminación controlada es de 800°C-850°C, la tasa de reducción de paso de la laminación es \geq el 8%, la tasa de reducción acumulada es \geq el 50% y la temperatura de laminación final es de 760°C-800°C;

y enfriar:

25 una vez terminada la laminación controlada, la chapa de acero se transporta inmediatamente a un equipo de enfriamiento acelerado para realizar enfriamiento acelerado sobre la chapa de acero, en donde la temperatura de enfriamiento inicial de la chapa de acero es de 750°C-790°C, la velocidad de enfriamiento es \geq 5°C/s, la temperatura de detención de enfriamiento es de 350°C-550°C, y después la chapa de acero con un grosor \geq 25 mm se enfría por aire de manera natural hasta no menos de 300°C, y entonces se enfría lentamente y se deshidrogena, consistiendo el procedimiento de enfriamiento lento en mantener la chapa de acero a no menos de 300°C durante al menos 36 horas; y la chapa de acero con un grosor < 25 mm se enfría por aire de manera natural hasta temperatura ambiente.

30

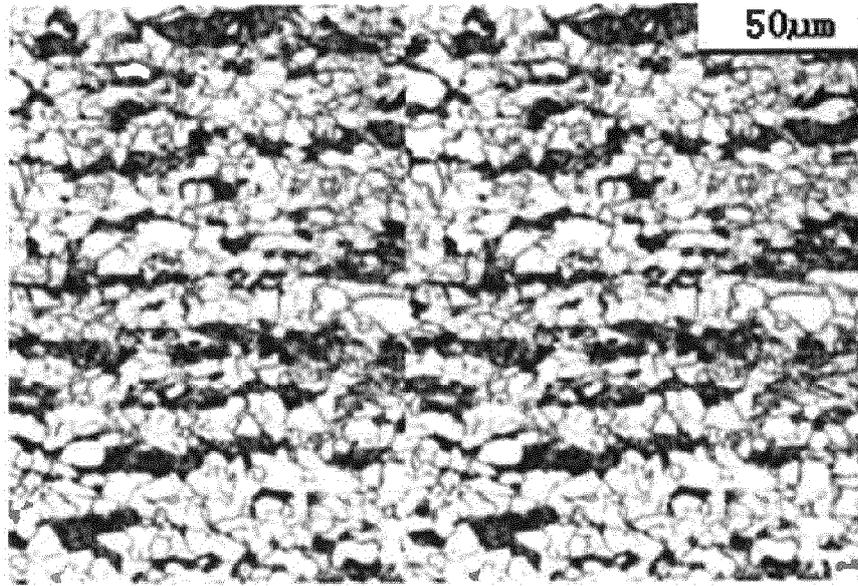


Fig. 1