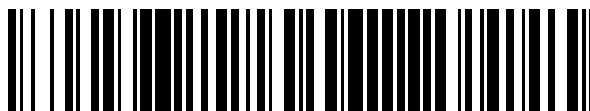


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 749 437**

51 Int. Cl.:

C21D 1/18	(2006.01) C21D 1/673	(2006.01)
C22C 38/32	(2006.01) C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/54	(2006.01) C22C 38/04	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01) C22C 38/20	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01) C22C 38/28	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	
C23C 2/40	(2006.01)	
C21D 9/48	(2006.01)	
C25D 3/22	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.03.2015 PCT/JP2015/059491**

87 Fecha y número de publicación internacional: **01.10.2015 WO15147216**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.03.2015 E 15769190 (8)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **31.07.2019 EP 3124637**

54 Título: **Miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia**

30 Prioridad:

26.03.2014 JP 2014063941
26.03.2014 JP 2014063944

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
20.03.2020

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo, JP

72 Inventor/es:

HIKIDA, KAZUO;
TABATA, SHINICHIRO;
KOJIMA, NOBUSATO y
MORI, TAKAHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 749 437 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

Miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia, más particularmente se refiere a un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia excelente en resistencia a la fractura retardada.

Antecedentes de la técnica

- 10 En el campo de las láminas de acero para uso en automóviles, para conseguir tanto un peso más ligero para una eficacia del combustible mejorada como una mejora de la resistencia al impacto, ha habido un uso creciente de una lámina de acero de alta resistencia que tiene una alta resistencia a la tracción. Sin embargo, junto con la resistencia más alta, la conformabilidad de prensado de la lámina de acero cae, con lo que la producción de formas de productos complicadas se ha hecho difícil.

- 15 Como resultado, por ejemplo, junto con la resistencia más alta de la lámina de acero, surge el problema de que la ductilidad cae y se produce una fractura en porciones con un alto grado de trabajo, y el problema de que la recuperación elástica y la inclinación de paredes se hacen mayores, y por lo tanto se deteriora la precisión dimensional. Por lo tanto, no ha sido fácil formar por prensado una lámina de acero que tenga una alta resistencia, en particular una resistencia a la tracción de 780 MPa o más, hasta un producto que tenga una forma complicada.

- 20 Por lo tanto, en los últimos años, como se describe en el documento PLT 1, como técnica para formar por prensado una lámina de acero de alta resistencia y otros materiales tales difíciles de moldear, se ha empleado estampado en caliente. El "estampado en caliente" es una técnica de formación en caliente que calienta un material usado para la formación y después lo forma. Con esta técnica, la lámina se endurece simultáneamente con el proceso de formación, con lo que, en el momento del proceso de formación, la lámina de acero es blanda y tiene buena moldeabilidad, mientras que después del proceso de formación, puede dársele al miembro moldeado una resistencia más alta que la de una lámina de acero para uso en formación en frío.

- 25 El documento PLT 2 describe un miembro de acero que tiene una resistencia a la tracción de 980 MPa.

El documento PLT 3 describe disminuir la limpieza y las relaciones de segregación de P y S para obtener un miembro de lámina de acero prensado en caliente excelente en resistencia y tenacidad.

Lista de citas

Bibliografía de patentes

- 30 PLT 1. Publicación de patente japonesa N.º 2002-102980A

PLT 2. Publicación de patente japonesa N.º 2006-213959A

PLT 3. Publicación de patente japonesa N.º 2007-314817A

Se describen más ejemplos de lámina de acero formada en caliente de alta resistencia en los documentos de la técnica anterior JP 2012 237048 y EP 2581465.

Compendio de la invención

Problema técnico

- 40 El material metálico del documento PLT 1 es insuficiente en templabilidad en el momento del prensado en caliente, con lo que hay el problema de una estabilidad de la dureza inferior como resultado. Los documentos PLT 2 y 3 describen láminas de acero excelentes en resistencia a la tracción y tenacidad, con lo que queda espacio para una mejora en términos de la resistencia a la fractura retardada.

- 45 La presente invención se hizo para solucionar el problema anterior, y tiene como su objeto la provisión de un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia que alcanza tanto estabilidad de la dureza como resistencia a la fractura retardada. Nótese que un miembro de lámina de acero formado en caliente, en muchos casos, no es una lámina plana, sino un miembro moldeado. En la presente invención, esto se denominará "miembro de lámina de acero formado en caliente", que incluye también el caso de un miembro moldeado.

Solución al problema

Los inventores emprendieron estudios intensivos sobre la relación de la composición química y la estructura del metal para satisfacer tanto la estabilidad de la dureza como la resistencia a la fractura retardada. Como resultado, obtuvieron los siguientes descubrimientos.

(a) Refinando los granos y anteriores, es posible mejorar la resistencia a la fractura y suprimir la fractura retardada. Para refinar los granos y anteriores, es necesario incluir una cantidad prescrita de Nb.

(b) Si el acero contiene una gran cantidad de inclusiones, el hidrógeno es atrapado en las interfaces de las inclusiones. Este se convierte fácilmente en los puntos de partida de la fractura retardada. Por esta razón, en particular en el caso de tal miembro de lámina de acero formado en caliente que tiene una resistencia a la tracción de 1,7 GPa o más, es necesario disminuir el valor de la limpieza del acero prescrito en JIS G 0555 (2003).

(c) Pudiendo reducir la segregación central de Mn, se hace posible suprimir la concentración de MnS que actúa como puntos de partida de la fractura retardada y suprimir la formación de estructuras duras en la parte central del espesor de la lámina. Para reducir la segregación central de Mn, es necesario limitar el contenido de Mn a un cierto valor o menos y disminuir la relación de segregación de Mn.

(d) Si se limita el contenido de Mn, la templabilidad cae y la estabilidad de la dureza se deteriora, con lo que es necesario suplementar la templabilidad incluyendo principalmente Cr y B.

(e) Si la densidad numérica de los carburos residuales es alta, se convierten en sitios de atrapamiento de hidrógeno de la misma manera que las inclusiones, y se convierten en puntos de partida para la fractura retardada. Por esta razón, es necesario disminuir la densidad numérica.

(f) Formando en caliente una lámina de acero ajustada en composición química, reducida en inclusiones, y reducida en segregación central de Mn de la manera anterior a la vez de reducir la densidad de carburos residuales, es posible obtener un miembro de lámina de acero excelente en estabilidad de la dureza y resistencia a la fractura retardada.

La presente invención se hizo en base a los descubrimientos anteriores, y se establece según las reivindicaciones 1-3.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible obtener un miembro de lámina de acero formado en caliente que tiene una resistencia a la tracción de 1,7 GPa o más y puede alcanzar tanto estabilidad de la dureza como resistencia a la fractura retardada. El miembro de lámina de acero formado en caliente de la presente invención es particularmente adecuado para el uso como pieza resistente al impacto de un automóvil.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es una vista esquemática que muestra la forma de un equipo moldeador en la formación de una forma de sombrero en un ejemplo.

La FIG. 2 es una vista esquemática que muestra la forma de un artículo moldeado obtenido por formación en caliente en un ejemplo.

Descripción de la realización

A continuación, se explicarán en detalle los requisitos de la presente invención.

(A) Composición química

Las razones para la limitación de los elementos son como sigue. Nótese que en la siguiente explicación, el “%” en el contenido significa “% en masa”.

C: 0,25 a 0,40%

El C es un importante elemento para elevar la templabilidad del acero y asegurar la resistencia después del endurecimiento. Además, el C es un elemento formador de austenita, con lo que tiene la acción de suprimir la transformación de ferrita inducida por esfuerzo en el momento de formación de alto esfuerzo. Por esta razón, obtener una distribución de dureza estable en el miembro de lámina de acero formado en caliente se facilita. Si el contenido de C es menos que 0,25%, se hace difícil asegurar una resistencia a la tracción de 1.100 MPa o más después del endurecimiento y obtener el efecto anterior. Por lo tanto, el contenido de C se hace 0,25% o más. Por otra parte, si el contenido de C excede de 0,40%, la resistencia después del endurecimiento se eleva excesivamente y la tenacidad se deteriora. Por lo tanto, el contenido de C se hace 0,40% o menos. El contenido de C es preferiblemente 0,37% o menos, más preferiblemente 0,35% o menos.

Si: 0,005 a 0,14%

El Si es un elemento que tiene la acción de suprimir la formación de costra en el momento de calentamiento a alta temperatura en el momento de formación en caliente. Si el contenido de Si es menos que 0,005%, el efecto anterior ya no puede obtenerse suficientemente. Por lo tanto, el contenido de Si se hace 0,005% o más. Por otra parte, si el

contenido de Si está por encima de 0,14%, la temperatura de calentamiento requerida para la transformación de austenita en el momento de formación en caliente se hace notablemente alta. Por esta razón, se provoca un aumento en el coste requerido para el tratamiento de calor, y un calentamiento insuficiente causa que el endurecimiento se haga insuficiente.

- 5 Además, el Si es un elemento formador de ferrita, con lo que si el contenido de Si es demasiado alto, se produce fácilmente una transformación de ferrita inducida por esfuerzo en el momento de formación de alto esfuerzo, con lo que en el miembro de lámina de acero formado en caliente se causa una caída local en la dureza y ya no puede obtenerse una distribución de la dureza estable. Además, si se incluye una gran cantidad de Si, a veces la humectabilidad cae cuando se realiza un revestimiento por inmersión en caliente, y da lugar a defectos de no chapado. Por lo tanto, el contenido de Si se hace 0,14% o menos. Es preferible un contenido de Si de 0,01% o más, aunque es más preferible 0,03% o más. Además, el contenido de Si es preferiblemente 0,12% o menos.

Mn: 1,50% o menos

- 15 El Mn es un elemento útil para elevar la templabilidad de la lámina de acero y asegurar de manera estable la resistencia después de la formación en caliente. Sin embargo, en la presente invención, para reducir la segregación central de Mn, el contenido tiene que ser limitado. Si el contenido de Mn está por encima de 1,50%, la segregación de Mn causa que la tenacidad se deteriore. Por lo tanto, el contenido de Mn se hace 1,50% o menos. Es preferible un contenido de Mn de 0,5% o más, y es preferible 1,3% o menos.

P: 0,02% o menos

- 20 El P es un elemento contenido como impureza, pero tiene la acción de elevar la templabilidad del acero y además asegurar de manera estable la resistencia del acero después del endurecimiento, con lo que puede incluirse proactivamente. Sin embargo, si el contenido de P excede de 0,02%, la tenacidad se deteriora notablemente. Por lo tanto, el contenido de P se hace 0,02% o menos. Es preferible un contenido de P de 0,01% o menos. No tiene que fijarse particularmente un límite inferior del contenido de P. Sin embargo, una reducción excesiva del contenido de P causa que el coste se eleve notablemente, con lo que el contenido de P es preferiblemente 0,0002% o más.

- 25 S: 0,005% o menos

- 30 El S es un elemento contenido como impureza, pero forma MnS y degrada la propiedad de fractura retardada. Si el contenido de S excede de 0,005%, la tenacidad y la propiedad de fractura retardada se deterioran notablemente. Por lo tanto, el contenido de S se hace 0,005% o menos. No tiene que fijarse particularmente un límite inferior del contenido de S. Sin embargo, una reducción excesiva del contenido de S causa que el coste se eleve notablemente, con lo que el contenido de S es preferiblemente 0,0002% o más.

Sol. Al: 0,0002 a 1,0%

- 35 El Al es un elemento que tiene la acción de desoxidar el acero fundido y hacer al acero de mejor calidad. Si el contenido de sol. Al es menos que 0,0002%, la desoxidación no es suficiente. Además, el Al es también un elemento que tiene la acción de elevar la templabilidad de la lámina de acero y asegurar de manera estable la resistencia después del endurecimiento, con lo que puede incluirse proactivamente. Por lo tanto, el contenido de sol. Al se hace 0,0002% o más. Sin embargo, si se incluye por encima de 1,0%, el efecto obtenido por esa acción es pequeño y el coste aumenta. Por esta razón, el contenido de Al se hace 1,0% o menos. Es preferible un contenido de Al de 0,01% o más, y es preferible 0,2% o menos.

N: 0,01% o menos

- 40 El N es un elemento contenido como impureza y degrada la tenacidad. Si el contenido de N excede de 0,01%, se forman nitruros gruesos en el acero, y la capacidad de deformación local y la tenacidad se degradan notablemente. Por lo tanto, el contenido de N se hace 0,01% o menos. Es preferible un contenido de N de 0,008% o menos. No tiene que fijarse particularmente un límite inferior del contenido de N. Sin embargo, una reducción excesiva del contenido de N causa que el coste se eleve notablemente, con lo que el contenido de N es preferiblemente 0,0002% o más. Es más preferible 0,0008% o más.

Cr: 0,25 a 3,00%

- 50 El Cr es un elemento que tiene la acción de elevar la templabilidad del acero. Por esta razón, en la presente invención, que limita el contenido de Mn a 1,5% o menos, es un elemento particularmente importante. Además, Cr es un elemento formador de austenita y tiene la acción de suprimir la transformación de ferrita inducida por esfuerzo en el momento de formación de alto esfuerzo. Por esta razón, incluyendo Cr, se hace fácil obtener una distribución de la dureza estable en el miembro de lámina de acero formado en caliente.

Si el contenido de Cr es menos que 0,25%, el efecto anterior no puede obtenerse suficientemente. Por lo tanto, el contenido de Cr se hace 0,25% o más. Por otra parte, si el contenido de Cr excede de 3,00%, el Cr se concentra en los carburos en el acero para retrasar de este modo la disolución de los carburos en el proceso de calentamiento

cuando se suministra para la formación en caliente, y disminuir la templabilidad. Por lo tanto, el contenido de Cr se hace 3,00% o menos. Es preferible un contenido de Cr de 0,3% o más, aunque es más preferible 0,4% o más. Además, es preferible un contenido de Cr de 2,5% o menos.

Ti: 0,01 a 0,05%

- 5 El Ti es un elemento que tiene la acción de suprimir la recrystalización de los granos de austenita cuando se calienta una lámina de acero para uso en formación en caliente hasta el punto Ac_3 o más y se suministra para la formación en caliente. Además, tiene la acción de formar carburos finos y suprimir el crecimiento de granos de austenita, para obtener de este modo granos finos. Por esta razón, tiene la acción de mejorar en gran medida la tenacidad del miembro de lámina de acero formado en caliente. Además, el Ti se une preferentemente con el N en el acero, con lo que suprime el consumo de B debido a la precipitación de BN, y como resultado tiene la acción de elevar la templabilidad debida al B.

10 Por lo tanto, el contenido de Ti se hace 0,01% o más. Sin embargo, si se incluye por encima de 0,05%, la cantidad de precipitación de TiC aumenta, se consume C, y la resistencia después del endurecimiento cae. Por esta razón, el contenido de Ti se hace 0,05% o menos. Es preferible un contenido de Ti de 0,015% o más, y es preferible 0,04% o menos.

15 Nb: 0,01 a 0,50%

20 El Nb, como el Ti, es un elemento que tiene la acción de suprimir la recrystalización cuando se calienta la lámina de acero para uso en formación en caliente hasta el punto Ac_3 o más para la formación en caliente y, además, formar carburos finos para suprimir el crecimiento de los granos y hacer a los granos de austenita más finos. Por esta razón, tiene la acción de mejorar en gran medida la tenacidad del miembro de lámina de acero formado en caliente.

Por lo tanto, el contenido de Nb se hace 0,01% o más. Sin embargo, si se incluye por encima de 0,50%, la cantidad de precipitación de NbC aumenta, se consume C, y la resistencia después del endurecimiento cae. Por esta razón, el contenido de Nb se hace 0,5% o menos. Es preferible un contenido de Nb de 0,015% o más, y es preferible 0,45% o menos.

25 B: 0,001 a 0,01%

30 El B es un elemento que tiene la acción de permitir la elevación de la templabilidad del acero y asegurar de manera estable la resistencia después del endurecimiento. Por esta razón, en la presente invención, que limita el contenido de Mn a 1,5% o menos, es un elemento particularmente importante. Si el contenido de B es menos que 0,001%, no es posible obtener suficientemente el efecto anterior. Por lo tanto, el contenido de B se hace 0,001% o más. Por otra parte, si el contenido de B excede de 0,01%, el efecto anterior se satura y además se provoca un deterioro de la tenacidad de la pieza endurecida. Por lo tanto, el contenido de B se hace 0,01% o menos. Es preferible un contenido de B de 0,005% o menos.

Mn+Cr: 1,5 a 3,5%

35 Como se explicó anteriormente, el Mn y el Cr son elementos que elevan la templabilidad de la lámina de acero y aseguran de manera estable la resistencia después del endurecimiento, con lo que son extremadamente eficaces. Sin embargo, si el contenido total de Mn y Cr es menos que 1,5%, el efecto no es suficiente, mientras que si está por encima de 3,5%, el efecto se satura y, de manera inversa, asegurar una resistencia estable llega a ser difícil. Por lo tanto, el contenido total de Mn y Cr se hace 1,5 a 3,5%. Es preferible un contenido total de Mn y Cr de 2,0% o más, y es preferible 3,0% o menos.

40 El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia de la presente invención tiene una composición química comprendida de los elementos de C a B anteriores y de un resto de Fe e impurezas.

Aquí, "impurezas" significan componentes mezclados en el momento de la producción industrial de lámina de acero debido a la mena, restos y otras materias primas, y diversos factores en el proceso de producción, y se permiten en un intervalo que no afecte de manera perjudicial a la presente invención.

45 El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia de la presente invención puede contener, además de los elementos anteriores, uno o más elementos seleccionados de las cantidades de Ni, Cu, Mo, V y Ca mostradas a continuación.

Ni: 0 a 3,0%

50 El Ni es un elemento eficaz para aumentar la templabilidad de la lámina de acero y asegurar de manera estable la resistencia después del endurecimiento, con lo que puede incluirse de acuerdo con la necesidad. Sin embargo, si se incluye por encima de 3,0% de Ni, el efecto es pequeño y el coste aumenta. Por esta razón, si se incluye Ni, el contenido se hace 3,0% o menos. Es preferible un contenido de Ni de 1,5% o menos. Si se desea obtener el efecto anterior, es preferible un contenido de Ni de 0,01% o más, aunque es más preferible 0,05% o más.

Cu: 0 a 1,0%

- 5 El Cu es un elemento eficaz para aumentar la templabilidad de la lámina de acero y asegurar de manera estable la resistencia después del endurecimiento, con lo que puede incluirse de acuerdo con la necesidad. Sin embargo, si se incluye por encima de 1,0% de Cu, el efecto es pequeño y el coste aumenta. Por esta razón, si se incluye Cu, el contenido se hace 1,0% o menos. Es preferible un contenido de Cu de 0,5% o menos. Si se desea obtener el efecto anterior, es preferible un contenido de Cu de 0,01% o más, aunque es más preferible 0,03% o más.

Mo: 0 a 2,0%

- 10 El Mo es un elemento que tiene la acción de formar carburos finos y suprimir el crecimiento de granos cuando se calienta la lámina de acero para uso en formación en caliente hasta el punto Ac_3 o más para formación en caliente. Por esta razón, tiene la acción de mejorar en gran medida la tenacidad del miembro de lámina de acero formada en caliente. Por esta razón, el Mo puede incluirse de acuerdo con la necesidad.

- 15 Sin embargo, si el contenido de Mo está por encima de 2,0%, el efecto se satura y el coste aumenta. Por lo tanto, cuando se incluye Mo, el contenido se hace 2,0% o menos. Es preferible un contenido de Mo de 1,5% o menos, aunque es más preferible 1,0% o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferible un contenido de Mo de 0,01% o más, aunque es más preferible 0,04% o más.

V: 0 a 0,1%

El V es un elemento eficaz para aumentar la templabilidad de la lámina de acero y asegurar de manera estable la resistencia después del endurecimiento, con lo que puede incluirse de acuerdo con la necesidad.

- 20 Sin embargo, si se incluye por encima de 1,0% de V, el efecto es pequeño y el coste aumenta. Por lo tanto, si se incluye V, el contenido se hace 0,1% o menos. Es preferible un contenido de V de 0,05% o menos. Si se desea obtener el efecto anterior, es preferible un contenido de V de 0,001% o más, aunque es más preferible 0,005% o más.

Ca: 0 a 0,01%

- 25 El Ca es un elemento que tiene el efecto de refinar las inclusiones en el acero y mejorar la tenacidad después del endurecimiento, con lo que puede incluirse de acuerdo con la necesidad. Sin embargo, si el contenido de Ca excede de 0,01%, el efecto se satura y el coste aumenta. Por lo tanto, si se incluye Ca, el contenido se hace 0,01% o menos. Es preferible un contenido de Ca de 0,005% o menos. Si se desea obtener el efecto anterior, es preferible un contenido de Ca de 0,001% o más, aunque es más preferible 0,002% o más.

- 30 (B) Microestructura

Relación α de segregación de Mn: 1,6 o menos

$\alpha = [\text{Concentración de Mn máxima en la parte central del espesor de la lámina (\% en masa)}] / [\text{Concentración de Mn media en la posición de } 1/4 \text{ de la profundidad del espesor de la lámina desde la superficie (\% en masa)}] \dots (i)$

- 35 En la parte central de la sección transversal del espesor de lámina de la lámina de acero, la aparición de segregación central causaría que el Mn se concentrara. Por lo tanto, se concentraría MnS en el centro como inclusiones, se formaría fácilmente martensita dura, surgiría una diferencia en dureza con los alrededores, y la tenacidad se deterioraría.

- 40 En particular, si el valor de la relación α de segregación de Mn representada por la fórmula (i) anterior excede de 1,6, la tenacidad se deterioraría notablemente. Por lo tanto, para mejorar la tenacidad, el valor de α de la lámina de acero para uso en formación en caliente tiene que hacerse 1,6 o menos. Para mejorar adicionalmente la tenacidad, el valor de α se hace preferiblemente 1,2 o menos.

Nótese que el valor de α no cambia en gran medida debido a la formación en caliente, con lo que si se hace el valor de α de la lámina de acero para uso en formación en caliente en el intervalo anterior, es posible hacer al valor de α del miembro de lámina de acero formado en caliente 1,6 o menos.

- 45 La concentración de Mn máxima en la parte central del espesor de la lámina se encuentra por el siguiente método. Se usó un microanalizador de sonda electrónica (EPMA) para un análisis de línea en la parte central del espesor de lámina de la lámina de acero. A partir de los resultados del análisis, se seleccionaron tres valores de medida en el orden del más alto hacia abajo, y se calculó el valor medio. Además, la concentración de Mn media en una posición de 1/4 de la profundidad del espesor de lámina desde la superficie se encontró por el siguiente método. Usando el mismo EPMA, se analizaron 10 ubicaciones en las posiciones de 1/4 de la profundidad del espesor de la lámina de acero. Se calculó el valor medio.
- 50

La segregación de Mn en la lámina de acero es controlada principalmente por la composición de la lámina de acero, en particular los contenidos de impurezas, y las condiciones del colado continuo. No cambia sustancialmente antes y después de la laminación en caliente y la formación en caliente. Por lo tanto, si el estado de segregación de la lámina de acero para uso en formación en caliente satisface los requisitos de la presente invención, las inclusiones y el estado segregado del miembro de lámina de acero formado en caliente producido por formación en caliente después de eso satisfacen de manera similar los requisitos de la presente invención.

Limpieza: 0,08% o menos

Si el miembro de lámina de acero tiene grandes cantidades de las inclusiones basadas en A, basadas en B y basadas en C descritas en JIS G 0555 (2003), las inclusiones se harán fácilmente puntos de partida para la fractura retardada. Si las inclusiones aumentan, se producirá fácilmente una propagación de la fractura, con lo que la resistencia a la fractura retardada se deteriorará y la tenacidad se deteriorará. En particular, en el caso de un miembro de lámina de acero formado en caliente que tenga una resistencia a la tracción de 1,7 GPa o más, es necesario mantener la proporción de las inclusiones baja.

Si el valor de la limpieza del acero prescrito en JIS G 0555 (2003) excede de 0,08%, dado que la cantidad de inclusiones es grande, se hace difícil asegurar una tenacidad suficiente en la práctica. Por esta razón, el valor de la limpieza de la lámina de acero para uso en formación en caliente se hace 0,08% o menos. Para mejorar mucho más la tenacidad, el valor de la limpieza se hace preferiblemente 0,04% o menos. Nótese que el valor de la limpieza del acero se calculó por el porcentaje de área ocupado por las inclusiones basadas en A, basadas en B y basadas en C anteriores.

Nótese que la formación en caliente no causa que el valor de la limpieza cambie en gran medida, con lo que hacer el valor de limpieza de la lámina de acero para uso en formación en caliente en el intervalo anterior permite que el valor de la limpieza del miembro de lámina de acero formado en caliente se haga también 0,08% o menos.

En la presente invención, el valor de la limpieza del miembro de lámina de acero formado en caliente se encuentra por el siguiente método. Se cortaron muestras de ensayo de cinco ubicaciones del miembro de lámina de acero formado en caliente. En las posiciones de espesor 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t y 7/8t de cada muestra de ensayo, se usó el método de recuento de puntos para investigar la limpieza. Además, el valor numérico del valor más grande de limpieza en los espesores de lámina (la limpieza más baja) se hizo el valor de limpieza de esa muestra de ensayo.

Tamaño medio de grano de los granos y anteriores: 10 μm o menos

Como se explicó anteriormente, si se hace más pequeño el tamaño de grano de los granos y anteriores en el miembro de lámina de acero formado en caliente, la resistencia a la fractura retardada se mejora. En una lámina de acero comprendida principalmente de martensita, si se produce fractura retardada, a veces la lámina se rompe en los bordes de los granos y anteriores. Sin embargo, haciendo los granos y anteriores más finos, es posible evitar que se produzca que los bordes de los granos y anteriores se hagan puntos de partida del agrietamiento y la fractura retardada, y la resistencia a la fractura retardada puede ser mejorada. Si el tamaño medio de grano de los granos y anteriores excede de 10 μm , este efecto no puede ser exhibido. Por lo tanto, el tamaño medio de grano de los granos y anteriores en el miembro de lámina de acero formado en caliente se hace 10 μm o menos.

El tamaño medio de grano de los granos y anteriores puede medirse usando el método prescrito en ISO643. Esto es, se cuenta el número de granos cristalinos en un campo de medida. El área del campo de medida se divide por el número de granos cristalinos para encontrar el área media de los granos cristalinos, después se calcula el tamaño de los granos cristalinos mediante el diámetro equivalente del círculo. En ese momento, un grano en el borde del campo se cuenta como 1/2. El aumento se ajusta preferiblemente para cubrir 200 o más granos cristalinos. Además, para mejorar la precisión, es preferible una medida de una pluralidad de campos.

Carburos residuales: $4 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos

En el caso de la formación en caliente, la redisolución de los carburos presentes generalmente en el acero permite asegurar una templabilidad suficiente. Sin embargo, a veces parte de los carburos no se volverán a disolver, sino que permanecerán. Los carburos residuales tienen el efecto de suprimir el crecimiento de los granos y debido a un efecto de fijación ("pinning") cuando se calienta y se mantiene el acero durante la formación en caliente. Por lo tanto, durante el calentamiento y mantenimiento, la presencia de carburos residuales es deseable. En el momento de la formación en caliente, cuanto más pequeña es la cantidad de estos carburos residuales, más se mejora la templabilidad y más puede asegurarse una resistencia alta. Por lo tanto, cuando se finaliza la operación de calentamiento y mantenimiento, es preferible que la densidad numérica de los carburos residuales pueda ser reducida.

Si está presente una gran cantidad de carburos residuales, no solo tiende a caer la templabilidad después de la formación en caliente, sino que también los carburos residuales se depositarán a veces en los bordes de los granos y anteriores y causarán que los bordes de los granos se hagan quebradizos. En particular, si la densidad numérica de los carburos residuales excede de $4 \times 10^3/\text{mm}^2$, la templabilidad después de la formación en caliente tiende a deteriorarse. Por lo tanto, la densidad numérica de los carburos residuales en el miembro de lámina de acero

formado en caliente se hace preferiblemente $4 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos.

Si está presente una gran cantidad de carburos residuales, el hidrógeno es atrapado en las interfaces de los carburos, con lo que se hacen fácilmente puntos de partida para el agrietamiento por fragilización por hidrógeno, y la resistencia a la fractura retardada también se hace deficiente.

5 (C) Capa chapada/revestida

El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia de la presente invención puede tener una capa chapada o revestida sobre su superficie, con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión, etc. La capa chapada/revestida puede ser una capa electrochapada o una capa revestida por inmersión en caliente. Para la capa electrochapada, pueden mencionarse electrogalvanización, electrochapado con aleación Zn-Ni, electrochapado con aleación de Zn-Fe, etc. Además, como capa revestida por inmersión en caliente, pueden mencionarse galvanización por inmersión en caliente, recocido después de galvanización por inmersión en caliente, revestimiento con aluminio por inmersión en caliente, revestimiento con aleación de Zn-Al por inmersión en caliente, revestimiento con aleación de Zn-Al-Mg por inmersión en caliente, revestimiento con aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión en caliente, etc. La cantidad de deposición de chapado/revestimiento no está limitada particularmente, y puede ajustarse dentro de los intervalos generales.

(D) Método de producción de lámina de acero para uso en formación en caliente

La lámina de acero para uso en formación en caliente usada para el miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia de la presente invención puede producirse por el método de producción mostrado a continuación.

20 Un acero que tiene cada composición química anterior se funde en un horno, después se cuela para preparar una plancha. Para hacer que la limpieza de la lámina de acero sea 0,08% o menos, cuando se cuela continuamente el acero fundido, preferiblemente la temperatura de calentamiento del acero fundido se hace que sea una temperatura 5°C más alta o más que la temperatura líquida del acero, y la cantidad de colado del acero fundido por unidad de tiempo se mantiene a 6t/min o menos.

25 Si la cantidad de colado por unidad de tiempo del acero fundido en el momento del colado continuo excede de 6t/min, el movimiento fluido del acero fundido en el molde es rápido, con lo que las inclusiones son atrapadas fácilmente en la corteza solidificada, y las inclusiones en la plancha aumentan. Además, si la temperatura de calentamiento del acero fundido es menos que una temperatura de 5°C más alta que la temperatura líquida, la viscosidad del acero fundido se hace más alta y se hace difícil que las inclusiones floten dentro de la máquina de colado continuo, dando como resultado un aumento en inclusiones en la plancha y un deterioro fácil de la limpieza.

30 Colando mientras se hace que la temperatura de calentamiento del acero fundido de la temperatura líquida del acero fundido sea 5°C o más, y haciendo que la cantidad de colado del acero fundido por unidad de tiempo sea 6t/min o menos, se hace difícil que las inclusiones sean llevadas a la plancha. Como resultado, la cantidad de inclusiones en la fase de preparación de una plancha puede ser reducida eficazmente, y puede conseguirse fácilmente una limpieza de la lámina de acero de 0,08% o menos.

35 Cuando se cuela continuamente acero fundido, preferiblemente la temperatura de calentamiento del acero fundido se hace que sea una temperatura de 8°C más alta o más que la temperatura líquida, Además, la cantidad de colado del acero fundido por unidad de tiempo se hace que sea preferiblemente 5t/min o menos. Haciendo que la temperatura de calentamiento del acero fundido sea una temperatura 8°C más alta o más que la temperatura líquida, y haciendo que la cantidad de colado del acero fundido por unidad de tiempo sea 5t/min o menos, puede hacerse fácilmente que la limpieza sea 0,04% o menos, con lo que esto es preferible.

45 Además, para suprimir la concentración de MnS que forma puntos de partida de fractura retardada, es preferible reducir la segregación central de Mn mediante un tratamiento de reducción de la segregación central. Como tratamiento de reducción de la segregación central, puede mencionarse el método de descargar el acero fundido en el que el Mn se ha concentrado en la capa no solidificada antes de que la plancha llegue a solidificarse completamente.

50 Específicamente, por agitación electromagnética, reducción de la capa no solidificada u otro tratamiento, el acero fundido en el que el Mn se ha concentrado en la capa no solidificada antes de la solidificación completa puede ser descargado. Nótese que el tratamiento de agitación electromagnética puede realizarse dando movimiento fluido al acero no solidificado mediante 0.025 a 0,1 Tesla (250 a 1.000 Gauss), mientras que el tratamiento de laminación de la capa no solidificada puede realizarse laminando la pieza solidificada finalmente en un gradiente de aproximadamente 1 mm/m.

55 Una plancha obtenida por el método anterior puede tratarse, si fuera necesario, por empapamiento. Realizando el tratamiento de empapamiento, es posible hacer que el Mn precipitado se disperse y disminuir la relación de segregación. La temperatura de empapamiento preferida cuando se realiza el tratamiento de empapamiento es 1.200 a 1.300°C , mientras que el tiempo de empapamiento es 20 a 50 h.

Después de eso, la plancha se lamina en caliente. Las condiciones de laminación en caliente, desde el punto de vista de permitir que los carburos se formen más uniformemente, se hacen preferiblemente para que una temperatura de partida de la laminación en caliente sea de 1.000 a 1.300°C en intervalo de temperatura, y una temperatura final de la laminación en caliente sea de 850°C o más. La temperatura de bobinado es preferiblemente alta desde el punto de vista de la procesabilidad, pero si es demasiado alta, la formación de costras causará que el rendimiento caiga, con lo que es preferible 500 a 650°C. La lámina de acero laminada en caliente obtenida por la laminación en caliente puede tratarse para retirar la costra por decapado, etc.

En la presente invención, para refinar el tamaño de los granos y anteriores después de la formación en caliente y disminuir la densidad numérica de los carburos residuales, es importante recocer la lámina de acero laminada en caliente decapada para obtener una lámina de acero recocida laminada.

Para refinar el tamaño de los granos y anteriores después de la formación en caliente, es necesario suprimir el crecimiento de los granos y anteriores por los carburos en la disolución. Sin embargo, para mejorar la templeabilidad y asegurar una resistencia alta en un miembro de lámina de acero formado en caliente, es necesario reducir la densidad numérica de los carburos residuales.

Para refinar el tamaño de los granos y anteriores en el miembro de lámina de acero formado en caliente y disminuir la densidad numérica de los carburos residuales, la forma de los carburos presentes en la lámina de acero antes de la formación en caliente y el grado de concentración de elementos en los carburos se hace importante. Es deseable que los carburos sean dispersados finamente, pero en ese caso, los carburos se disuelven más rápidamente, con lo que el efecto del crecimiento de los granos no puede esperarse. Si se hace que el Mn, Cr y otros elementos se concentren en los carburos, se hace más difícil que los carburos formen disoluciones sólidas. Por lo tanto, el grado de concentración de elementos en los carburos es preferiblemente alto.

La forma de los carburos puede controlarse ajustando las condiciones de recocido después de la laminación en caliente. Específicamente, el recocido se realiza a una temperatura de recocido del punto Ac1 al punto Ac1-100°C durante 5 h o menos.

Si se hace que la temperatura de bobinado después de la laminación en caliente sea 550°C o menos, los carburos se dispersan finamente fácilmente. Sin embargo, el grado de concentración de los elementos en los carburos también cae, con lo que el recocido se realiza para hacer que los elementos se concentren más.

Si la temperatura de bobinado es 550°C o más, se forma perlita y los elementos se concentran crecientemente en los carburos en la perlita. En este caso, el recocido se realiza para romper la perlita y dispersar los carburos.

Como lámina de acero para el uso del miembro de lámina de acero formado en caliente en la presente invención, es posible usar lámina de acero recocida laminada en caliente, lámina de acero laminada en frío, o lámina de acero recocida laminada en frío. El procedimiento de tratamiento puede seleccionarse adecuadamente de acuerdo con el nivel demandado de precisión del espesor de lámina del producto. Nótese que los carburos son duros, con lo que incluso si se realiza laminación en frío, no cambian en forma. Su forma antes de la laminación en frío se mantiene incluso después de la laminación en frío.

La laminación en frío puede realizarse usando un método habitual. Desde el punto de vista de asegurar una planitud excelente, la tasa de reducción en la laminación en caliente se hace preferiblemente que sea 30% o más. Por otra parte, para evitar que la carga llegue a ser excesiva, la tasa de reducción en la laminación en frío es preferiblemente 80% o menos.

Cuando se recuece la lámina de acero laminada en frío, es preferible desengrasarla y tratarla de otro modo de antemano. El recocido se realiza para retirar la relajación de esfuerzo por la laminación en frío, y se realiza preferiblemente recociendo en el punto Ac1 o menos durante 5 h o menos, preferiblemente 3 h o menos.

(E) Método para formar una capa chapada/revestida

El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia de la presente invención puede tener una capa chapada/revestida en su superficie, con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión, etc. La capa chapada/revestida se forma preferiblemente en la lámina de acero antes de la formación en caliente.

Cuando se galvaniza la superficie de la lámina de acero, desde el punto de vista de la productividad, se realiza preferiblemente una galvanización por inmersión en caliente en una línea de galvanización por inmersión en caliente continua. En ese caso, la lámina de acero puede recocerse antes del tratamiento de chapado en la línea de galvanización por inmersión en caliente continua, o la temperatura de calentamiento y mantenimiento puede disminuirse y realizarse solo el tratamiento de revestimiento y no el recocido.

Además, también es posible realizar una galvanización por inmersión en caliente, después un tratamiento de aleación por calor para obtener una lámina de acero de recocido después de galvanización por inmersión en caliente. La galvanización también puede realizarse por electrochapado. Nótese que la galvanización solo necesita realizarse en parte de la superficie de un material de acero, pero en el caso de una lámina de acero, se realiza

generalmente en las superficies enteras de una o ambas superficies.

(F) Método de producción de un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia

Formando en caliente la lámina de acero para uso en formación en caliente anterior, es posible obtener un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia.

- 5 La velocidad de calentamiento de la lámina de acero en el momento de la formación en caliente es preferiblemente 20°C/s o más, desde el punto de vista de suprimir el crecimiento de los granos. Es más preferible 50°C/s o más. La temperatura de calentamiento de la lámina de acero está preferiblemente por encima del punto A_{c3} , y no más que el punto $A_{c3}+150^{\circ}\text{C}$. Si la temperatura de calentamiento es el punto A_{c3} o menos, la estructura no se hará una fase única de austenita antes de la formación en caliente, y permanecerán ferrita, perlita o bainita en la lámina de acero.
- 10 Como resultado, después de la formación en caliente, a veces la estructura no se hará una estructura de fase única de martensita, y la dureza deseada no podrá obtenerse. Además, la dureza del miembro de lámina de acero formado en caliente variará en gran medida. Además, la característica de fractura retardada se deteriora. Si la temperatura de calentamiento excede del punto $A_{c3}+150^{\circ}\text{C}$, la austenita se engruesa y el miembro de lámina de acero se deteriorará en tenacidad a veces.
- 15 El tiempo de calentamiento de la lámina de acero en el momento de la formación en caliente es preferiblemente 1 a 10 min. Si el tiempo de calentamiento es menos que 1 min, incluso si se calienta, a veces la conversión a una fase única de austenita es insuficiente. Además, los carburos se disuelven insuficientemente, con lo que, incluso si el tamaño de los granos y se hace fino, la densidad numérica de los carburos residuales se hará mayor. Si el tiempo de calentamiento excede de 10 min, la austenita se engrosará y el miembro de lámina de acero formado en caliente se deteriorará en resistencia por fragilización por hidrógeno.
- 20

Preferiblemente la temperatura de inicio de la formación en caliente se hace que sea el punto A_{r3} o más. Si la temperatura de inicio de la formación en caliente es una temperatura menor que el punto A_{r3} , la transformación de ferrita se inicia, con lo que incluso con un enfriamiento forzado después de eso, la estructura no se hará una estructura de fase única de martensita en algunos casos. Después de la formación en caliente, es preferible un enfriamiento rápido en 10°C/s o más de velocidad de enfriamiento, aunque es más preferible un enfriamiento rápido en 20°C/s o más de velocidad. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no está prescrito particularmente.

- 25
- Para obtener un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia con una estructura de fase única de martensita con poca variación en dureza, es preferible causar un enfriamiento rápido después de la formación en caliente hasta que la temperatura superficial de la lámina de acero se haga 350°C o menos. La temperatura final de enfriamiento se hace preferiblemente que sea 100°C o menos, más preferiblemente se hace que sea la temperatura ambiente.
- 30

Ejemplos

A continuación, se usarán ejemplos para explicar más específicamente la presente invención, pero la presente invención no está limitada a estos ejemplos.

- 35 Un acero que tenía cada una de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 se fundió en un convertidor de ensayo, y se coló continuamente mediante una máquina de ensayo de colado continuo para obtener una plancha de 1.000 mm de anchura, 250 mm de espesor. Aquí, en las condiciones mostradas en la Tabla 2, la temperatura de calentamiento del acero fundido y la cantidad de colado del acero fundido por unidad de tiempo se ajustaron.
- 40 La velocidad de enfriamiento de la plancha se controló cambiando la cantidad de agua en la zona de enfriamiento por pulverización secundaria. Además, el tratamiento de reducción de la segregación central se realizó en la parte final de la solidificación, usando un laminador para reducir suavemente el espesor en un gradiente de 1 mm/m y descargar el acero fundido concentrado de la pieza solidificada final. En algunas planchas, después de eso, se realizó un tratamiento de empapamiento en las condiciones de 1.250°C y 24 h.

Tabla 1

Tipo de acero	Composición química (% en masa, resto: Fe e impurezas inevitables)																
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al.	N	Cr	Ti	Nb	B	Cu	Ni	Mo	V	Ca	Mn+Cr
A	0,31	0,10	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	0,50	0,02	0,08	0,0030	-	-	-	-	-	1,8
B	0,28	0,05	1,10	0,005	0,002	0,04	0,002	1,00	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	-	-	2,1
C	0,35	0,05	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	0,50	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	-	-	1,8
D	0,32	0,05	1,40	0,005	0,002	0,04	0,002	0,40	0,02	0,08	0,0015	0,1	-	-	-	-	1,8
E	0,34	0,05	1,20	0,005	0,002	0,04	0,002	0,60	0,02	0,08	0,0015	-	0,5	-	-	-	1,8
F	0,31	0,05	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	0,70	0,02	0,08	0,0015	-	-	0,1	-	-	2,0
G	0,30	0,05	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	0,60	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	0,01	-	1,9
H	0,29	0,05	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	1,00	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	-	0,005	2,3
I	0,31	0,13	2,40 *	0,005	0,002	0,04	0,002	0,20 *	0,02	0,08	0,0020	-	-	-	-	-	2,6
J	0,21 *	0,10	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	0,10 *	0,02	0,08	0,0018	-	-	-	-	-	1,4 *
K	0,35	0,10	0,40	0,005	0,002	0,04	0,002	0,30	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	-	-	0,7 *
L	0,32	0,10	1,30	0,005	0,002	0,04	0,002	0,40	0,02	- *	0,0020	-	-	-	-	-	1,7
M	0,30	0,10	1,30	0,005	0,003	0,04	0,002	0,30	0,02	0,08	0,0003 *	-	-	-	-	-	1,6
N	0,31	0,10	1,40	0,005	0,008*	0,04	0,002	0,40	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	-	-	1,8
O	0,32	0,50 *	1,00	0,005	0,002	0,04	0,002	0,60	0,02	0,08	0,0015	-	-	-	-	-	1,6

* Fuera del intervalo de la presente invención

La plancha obtenida se laminó en caliente mediante un laminador caliente para obtener una lámina de acero laminada en caliente de 3,0 de espesor. Esta se bobinó, después la lámina de acero laminada en caliente se decapó y se recoció adicionalmente.

- 5 Después de eso, parte de la lámina de acero se laminó en frío mediante una máquina de laminación en frío para obtener una lámina de acero laminada en frío de 1,5 mm. Además, parte de la lámina de acero laminada en frío se recoció a 600°C durante 2 h para obtener una lámina de acero para uso en formación en caliente.

- 10 Después de eso, como se muestra en las FIGS. 1 y 2, se usó un aparato de prensado en caliente para prensar en caliente la lámina 1 de acero para uso en formación en caliente anterior mediante un equipo moldeador (troquel 11 y matriz 12) (formar una forma de sombrero) para obtener un miembro 2 de lámina de acero formado en caliente. Más específicamente, la lámina de acero se calentó dentro de un horno de calentamiento en 50°C/s hasta alcanzar la temperatura diana, se mantuvo a esa temperatura durante diversos tiempos, después se extrajo del horno de calentamiento y se prensó en caliente inmediatamente mediante un equipo moldeador con un sistema de enfriamiento adjunto para formarla y recocerla simultáneamente. El miembro de lámina de acero formado en caliente se evaluó como sigue:

- 15 Evaluación de las características mecánicas del miembro de lámina de acero formado en caliente

El miembro de lámina de acero formado en caliente se midió en cuanto a resistencia a la tracción (TS) tomando una pieza de ensayo de tracción JIS N.º 5 desde una dirección perpendicular a la laminación y realizando un ensayo de tracción basado en JIS Z 2241 (2011).

Evaluación de la limpieza

- 20 Se cortaron muestras de ensayo de cinco ubicaciones del miembro de lámina de acero formado en caliente. En las posiciones de espesor 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t y 7/8t de cada muestra de ensayo, se usó el método de recuento de puntos para investigar la limpieza. Además, el valor numérico del valor más grande de limpieza en los espesores de lámina (la limpieza más baja) se hizo el valor de limpieza de esa muestra de ensayo.

Medida de la relación α de segregación de Mn

- 25 En la parte central del espesor de lámina del miembro de lámina de acero formado en caliente, se usó un EPMA para análisis de línea. Se seleccionaron tres valores de medida de los resultados del análisis en el orden del más alto hacia abajo, después se calculó el valor medio para encontrar la concentración de Mn máxima en la parte central del espesor de la lámina. Además, en una posición de 1/4 de la profundidad del espesor de lámina desde la superficie del miembro de lámina de acero formado en caliente, se usó un EPMA para analizar 10 ubicaciones. Se calculó el valor medio para encontrar la concentración de Mn media en una posición de 1/4 de la profundidad desde la superficie. Además, la concentración de Mn máxima en la parte central del espesor de lámina se dividió por la concentración de Mn media en la posición de 1/4 de la profundidad del espesor de lámina desde la superficie para encontrar la relación α de segregación de Mn.

Medida del tamaño medio de grano de los granos y anteriores

- 35 El tamaño medio de grano de los granos y anteriores en el miembro de lámina de acero formado en caliente se encontró contando el número de granos cristalinos en el campo de medida, dividiendo el área del campo de medida por el número de granos cristalinos para encontrar el área media de los granos cristalinos, y calculando el tamaño de los granos cristalinos mediante el diámetro equivalente del círculo. En ese momento, un grano en el borde del campo se contó como 1/2 y el aumento se ajustó adecuadamente para cubrir 200 o más granos cristalinos.

- 40 Densidad numérica de los carburos residuales

La superficie del miembro de lámina de acero formado en caliente se corroyó usando una disolución de picral. Se usó un microscopio electrónico de barrido para examinar esto aumentado a 2.000X. Se examinaron varios campos. En ese momento, se contó el número de campos en los que estaban presentes carburos y se calculó el número de 1 mm².

- 45 Evaluación de la resistencia a la fractura retardada

- 50 La resistencia a la fractura retardada se evaluó cortando una pieza de ensayo de 68 mm de longitud y 6 mm de anchura que tenía la dirección de laminación como dirección longitudinal, aplicando esfuerzo a la pieza de ensayo mediante una flexión de cuatro puntos, sumergiéndola en ácido clorhídrico de pH 1 a 30°C en ese estado, observando cualquier grieta después del lapso de 100 horas, y convirtiendo el esfuerzo del límite inferior en el que se produce agrietamiento en un valor de tensión de una curva tensión-esfuerzo de la pieza de ensayo.

Variación en la dureza

Se realizó el siguiente ensayo para evaluar la estabilidad de la dureza. Se calentaron láminas de acero para uso en formación en caliente mediante un simulador de tratamiento de calor en 50°C/s hasta las temperaturas diana,

- 5 después se mantuvieron de diversas maneras. Después de eso, se enfriaron las láminas mediante velocidades de enfriamiento de aproximadamente 80°C/s y 10°C/s hasta la temperatura ambiente. Estas muestras se ensayaron en cuanto a dureza de Vicker en las posiciones de 1/4 del espesor de la sección transversal. La dureza se midió en base a JIS Z 2244 (2009). La fuerza de ensayo se hizo 9,8 N, se midió la dureza en cinco puntos, los valores medios de las durezas en los cinco puntos cuando la velocidad de enfriamiento fue aproximadamente 80°C/s y 10°C/s se hicieron HS_{80} y HS_{10} , y se usó la diferencia ΔHv como indicador de la estabilidad de la dureza.

Tabla 2

N.º de ensayo	Tipo de acero	Temp. líquida del acero fundido (°C)	Temp. de calentamiento del acero fundido (°C)	Cantidad de colado del acero fundido (t/min)	Tratamiento de reducción de la segregación central en la plancha	Tratamiento de empapamiento	Temp. de bobinado (°C)	Recocido después de la laminación en caliente		Laminación en frío	Recocido después de la laminación en frío	Resistencia a la tracción (MPa)	Formación en caliente	
								Temp. (°C)	Tiempo (h)				Temp. de calentamiento (°C)	Tiempo de calentamiento y mantenimiento (s)
1	A	1.506	1.536	6,0	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.925	880	90
2	A	1.506	1.531	7,0	No	1.250°Cx24 h	510	650	1	Sí	Sí	1.912	880	90
3	B	1.508	1.543	5	Sí	1.250°Cx24 h	510	650	1	No	No	1.762	880	90
4	B	1.508	1.506	4,5	No	No	510	650	1	Sí	Sí	1.993	880	10
5	C	1.503	1.540	3,2	Sí	1.250°Cx24 h	620	650	1	Sí	No	2.118	880	90
6	C	1.503	1.540	3,2	No	No	510	650	1	Sí	Sí	2.095	880	90
7	C	1.503	1.540	3,2	Sí	No	650	-	-	Sí	No	2.083	880	70
8	D	1.505	1.530	3,3	Sí	1.250°Cx24 h	510	650	1	Sí	Sí	1.976	880	90
9	D	1.505	1.530	3,3	Sí	1.250°Cx24 h	510	620	10	Sí	Sí	1.905	880	90
10	D	1.505	1.530	3,3	Sí	1.250°Cx24 h	510	650	1	Sí	Sí	1.872	1.000	120
11	D	1.505	1.530	3,3	Sí	1.250°Cx24 h	510	650	1	Sí	Sí	1.965	880	70
12	E	1.504	1.521	2,8	Sí	No	620	650	1	Sí	Sí	2.049	880	90
13	F	1.506	1.532	3,4	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.915	880	90
14	G	1.507	1.537	2,5	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.879	880	90
15	H	1.506	1.546	3,0	Sí	1.250°Cx24 h	510	650	1	Sí	Sí	1.823	880	90
16	I *	1.500	1.532	3,5	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	2.070	880	90
17	J *	1.514	1.567	4,3	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.462	880	90
18	K *	1.508	1.525	5,5	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.969	880	90
19	L *	1.505	1.547	3,5	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.971	880	90
20	M *	1.507	1.538	4,1	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.884	880	90
21	N *	1.505	1.517	2,5	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.950	880	90
22	O *	1.501	1.517	3,5	Sí	No	510	650	1	Sí	Sí	1.945	880	90

ES 2 749 437 T3

Tabla 3

N.º de ensayo	Variación en dureza			Tamaño de los granos y anteriores (µm)	Relación de segregación α	Limpieza (%)	Densidad de carburos residuales (/mm²)	Tensión de rotura por fractura retardada (MPa)	
	HS ₈₀	HS ₁₀	ΔHv						
1	553	482	71	6	1,1	0,02	1,25 x 10 ³	1.460	Ej. Inv.
2	542	456	86	7	1,2	0,09 *	1,752 x 10 ³	1.210	Ej. Comp.
3	502	458	44	6	0,8	0,02	2,253 x 10 ³	1.620	Ej. Inv.
4	562	482	80	3	1,9 *	0,09 *	7,12 x 10 ³ *	1.195	Ej. Comp.
5	583	507	76	7	1,1	0,02	2,789 x 10 ³	1.310	Ej. Inv.
6	581	503	78	7	1,8 *	0,02	3,2 x 10 ³	1.180	Ej. Comp.
7	578	496	82	6	1,2	0,02	4,7 x 10 ³ *	1.190	Ej. Comp.
8	551	472	79	6	1,1	0,02	3,437 x 10 ³	1.490	Ej. Inv.
9	535	432	103	4	1,1	0,02	5,12 x 10 ³ *	1.100	Ej. Comp.
10	545	470	75	20 *	1,2	0,02	0,05 x 10 ³	1.160	Ej. Comp.
11	548	462	86	5	1,1	0,02	3,78 x 10 ³	1.340	Ej. Inv.
12	567	563	5	6	1,1	0,02	2,019 x 10 ³	1.300	Ej. Inv.
13	537	500	37	6	1,1	0,02	2,293 x 10 ³	1.460	Ej. Inv.
14	529	523	5	6	1,1	0,02	2,058 x 10 ³	1.520	Ej. Inv.
15	516	511	5	6	0,7	0,02	2,251 x 10 ³	1.550	Ej. Inv.
16	552	515	37	6	1,8 *	0,02	3,015 x 10 ³	1.050	Ej. Comp.
17	441	340	101	6	1,1	0,02	3,248 x 10 ³	2.260	Ej. Comp.
18	557	146	411	6	1,1	0,02	3,75 x 10 ³	1.750	Ej. Comp.
19	549	461	88	13 *	1,1	0,02	3,015 x 10 ³	1.150	Ej. Comp.
20	530	229	301	6	1,1	0,02	2,75 x 10 ³	1.230	Ej. Comp.
21	545	474	71	6	1,1	0,09 *	2,514 x 10 ³	1.050	Ej. Comp.
22	544	439	105	6	1,1	0,02	2,3 x 10 ³	1.070	Ej. Comp.

* Fuera del intervalo de la presente invención

Las muestras con una resistencia a la fractura retardada y estabilidad de la dureza de respectivamente una tensión de agrietamiento por fractura retardada de 1.250 MPa o más y una ΔHv de 100 o menos se juzgaron como buenas.

La Tabla 3 muestra los resultados.

- 5 El ensayo N.º 2 tenía una composición del acero que satisfacía los requisitos de la presente invención, pero tuvo una gran cantidad de colado de acero fundido por unidad de tiempo, con lo que el resultado fue que el valor de la limpieza excedió de 0,08% y la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

- 10 El ensayo N.º 4 tenía una composición del acero que satisfacía los requisitos de la presente invención, pero tuvo una temperatura de calentamiento del acero fundido baja, con lo que el valor de la limpieza excedió de 0,08%. Además, no se realizó el tratamiento de segregación central ni el tratamiento de empapamiento, con lo que la relación de segregación de Mn excedió de 1,6. Además, el tiempo de calentamiento y mantenimiento en el momento de la formación en caliente fue corto, con lo que la densidad de carburos residuales se hizo alta. Como resultado, el resultado fue que la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

El ensayo N.º 6 no incluyó tratamiento de segregación central ni tratamiento de empapamiento, con lo que el resultado fue que la relación de segregación de Mn excedió de 1,6 y la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

El ensayo N.º 7 no incluyó recocido después de la laminación en caliente, con lo que el resultado fue que la disolución de los carburos se retrasó y la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

- 5 El ensayo N.º 9 tenía un tiempo de recocido largo después de la laminación en caliente, con lo que el resultado fue que la disolución de los carburos fue insuficiente y la densidad numérica de los carburos residuales se hizo alta, con lo que la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

El ensayo N.º 10 tuvo una temperatura de calentamiento alta en el momento de la formación en caliente, con lo que el resultado fue que los granos de austenita se engrosaron y la resistencia a la fractura fue inferior.

- 10 El ensayo N.º 16 tenía un contenido de Mn que excedía del valor del límite superior prescrito, con lo que el resultado fue que la relación de segregación de Mn excedió de 1,6 y la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

Los ensayos Nos. 17 y 18 fueron bajos en los contenidos totales de Mn y Cr, con lo que el resultado fue que la estabilidad de la dureza fue inferior.

- 15 El ensayo N.º 19 no contenía Nb, con lo que el resultado fue que el tamaño de los granos y anteriores se hizo más grande y la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

El ensayo N.º 20 fue bajo en el contenido de B, con lo que el resultado fue que la estabilidad de la dureza fue inferior.

El ensayo N.º 21 tenía un contenido de S que excedía del valor del límite superior prescrito, con lo que el resultado fue que el valor de la limpieza excedió de 0,08% y la resistencia a la fractura retardada fue inferior.

- 20 El ensayo N.º 22 tenía un contenido de Si que excedía del valor del límite superior prescrito, con lo que el resultado fue que el punto A₃ se elevó, la estructura no llegó a ser una estructura de fase única de martensita después de la formación en caliente, y la estabilidad de la dureza y la resistencia a la fractura retardada fueron inferiores.

Los ensayos Nos. 1, 3, 5, 8 y 11 a 15, que satisfacían los requisitos de la presente invención, fueron excelentes tanto en estabilidad de la dureza como en resistencia a la fractura retardada en los resultados.

- 25 Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, es posible obtener un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de 1,7 GPa o más y que alcanza tanto estabilidad de la dureza como resistencia a la fractura retardada. El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia de la presente invención es particularmente adecuado para el uso como piezas resistentes al impacto de un automóvil.

- 30 Lista de signos de referencia

1. lámina de acero para uso en formación en caliente

2. miembro de lámina de acero formado en caliente

11. troquel

12. matriz

- 35

REIVINDICACIONES

1. Un miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia, que tiene una composición química que consiste en, en % en masa,
 - 5 C: 0,25 a 0,40%,
Si: 0,005 a 0,14%,
Mn: 1,50% o menos,
P: 0,02% o menos,
S: 0,005% o menos,
 - 10 sol. Al: 0,0002 a 1,0%,
N: 0,01% o menos,
Cr: 0,25 a 3,00%,
Ti: 0,01 a 0,05%,
Nb: 0,01 a 0,50%, y
 - 15 B: 0,001 a 0,01%,
opcionalmente uno o más elementos seleccionados de
Ni: 0 a 3,0%,
Mo: 0 a 2,0%,
V: 0 a 0,1%, y
 - 20 Ca: 0 a 0,01%, y
un resto de Fe e impurezas inevitables;
un total de contenido de Mn y contenido de Cr de 1,5 a 3,5%;
una relación α de segregación de Mn representada por la siguiente fórmula (i) de 1,6 o menos;
un valor de limpieza de acero prescrito por JIS G 0555 (2003) de 0,08% o menos;
 - 25 un tamaño medio de grano de los granos y anteriores de 10 μm o menos; y
una densidad numérica de carburos residuales presentes de $4 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos;
$$\alpha = [\text{Concentración de Mn máxima en la parte central en el espesor de la lámina (\% en masa)}] / [\text{Concentración de Mn media en la posición de 1/4 de la profundidad del espesor de la lámina desde la superficie (\% en masa)}] \quad (i).$$
 - 30 2. El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia según la reivindicación 1, que tiene una capa de chapado en la superficie de dicha lámina de acero.
3. El miembro de lámina de acero formado en caliente de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en donde dicho miembro de lámina de acero tiene una resistencia a la tracción de 1,7 GPa o más.

FIG. 1

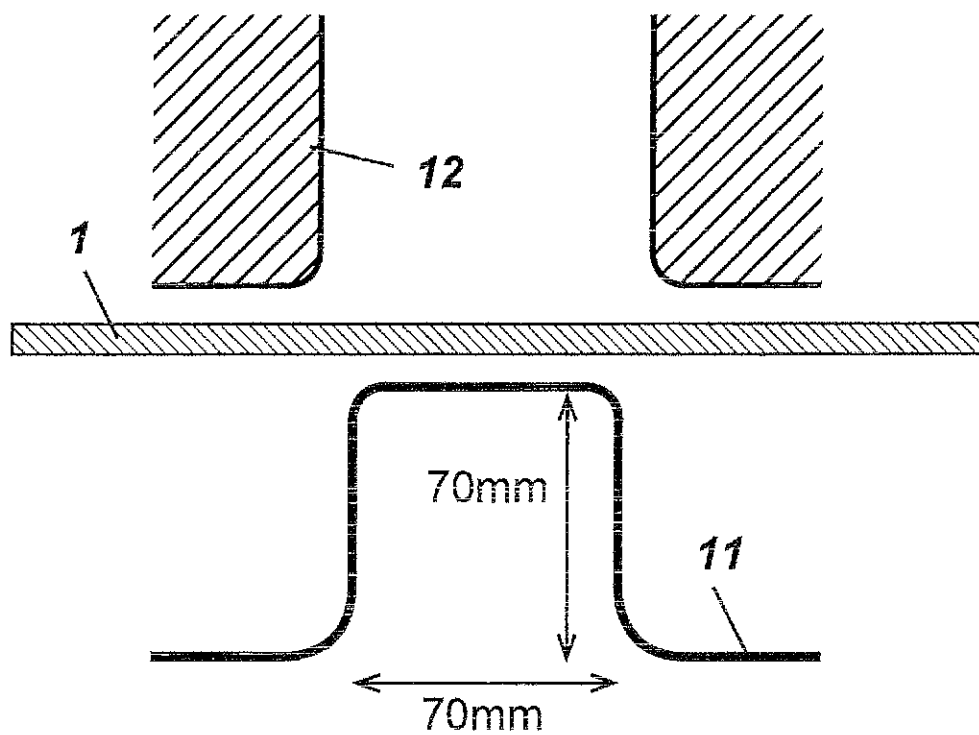


FIG. 2

