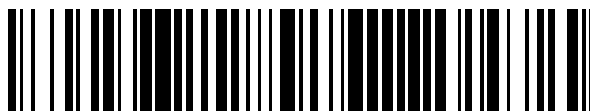


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 782 077**

51 Int. Cl.:

B21B 1/02	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
B21B 1/22	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C22C 38/24	(2006.01)	C22C 38/58	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01)	C22C 38/60	(2006.01)
C22C 38/28	(2006.01)	B22D 11/00	(2006.01)
C22C 38/32	(2006.01)	C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/34	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.04.2016 PCT/JP2016/061424**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **13.10.2016 WO16163467**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.04.2016 E 16776633 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.02.2020 EP 3282029**

54 Título: **Lámina de acero para tratamiento térmico**

30 Prioridad:

08.04.2015 JP 2015079386
08.04.2015 JP 2015079389
15.07.2015 JP 2015141643
15.07.2015 JP 2015141646

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
10.09.2020

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:

SUWA, YOSHIHIRO;
TABATA, SHINICHIRO;
AZUMA, MASAFUMI y
HIKIDA, KAZUO

74 Agente/Representante:

PONS ARIÑO, Ángel

ES 2 782 077 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

Lámina de acero para tratamiento térmico

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a una lámina de acero para tratamiento térmico.

10 **Antecedentes de la técnica**

10 En el campo de lámina de acero para automóviles, existe una aplicación en expansión de láminas de acero de alta resistencia que tienen altas resistencias a la tracción para establecer la compatibilidad entre eficacia de combustible y seguridad frente a choques, respaldado por el aumento de restricciones de regulaciones ambientales recientes y normas de seguridad frente a choques. Sin embargo, con un aumento en la resistencia, la formabilidad por prensado de una lámina de acero disminuye y se hace difícil producir un producto que tenga una forma compleja. Específicamente, surge el problema de la ruptura de una región altamente trabajada debido a una disminución en la ductilidad de la lámina de acero con el aumento en la resistencia. Además, también surge un problema de curvatura de la pared elástica y lateral que se produce debido a la tensión residual después del trabajo, que degrada la precisión dimensional. Por tanto, no es fácil prensar una lámina de acero de alta resistencia, en particular, una lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción de 780 MPa o más en un producto que tenga una forma compleja. Cabe destacar que, en lugar de la formación por prensado, la formación por laminación facilita el trabajo de una lámina de acero de alta resistencia. Sin embargo, la aplicación de la formación por laminación está limitada a componentes que tienen secciones transversales uniformes en una dirección longitudinal.

25 Por ejemplo, como se desvela en el Documento de patente 1, en los últimos años se ha empleado una técnica de estampación en caliente como técnica para realizar la formación por prensado en un material que tiene dificultades para formarse tal como una lámina de acero de alta resistencia. La técnica de estampación en caliente se refiere a una técnica de formación en caliente en la que se calienta el material que se forma antes de realizar la formación. En esta técnica, ya que el material se calienta antes de formarse, el material de acero se ablanda y tiene una buena formabilidad. Esto permite que incluso un material de acero de alta resistencia se forme en una forma compleja con alta precisión. Además, el material de acero después de la formación tiene una resistencia suficiente, porque el apagado se realiza con una matriz de prensado simultáneamente con la formación. Por ejemplo, el Documento de patente 1 desvela que, mediante la técnica de estampación en caliente, es posible impartir una resistencia a la tracción de 1400 MPa o superior a un material de acero formado.

35 Además, el Documento de patente 2 describe un miembro de formación en caliente que tiene resistencia y tenacidad estables, y describe un método de formación en caliente para fabricar el miembro de formación en caliente. El Documento de patente 3 desvela una lámina de acero laminada en caliente y una lámina de acero laminada en frío que son excelentes en formabilidad y templabilidad, la lámina de acero laminada en caliente y la lámina de acero laminada en frío tienen buenas formabilidades en formación por prensado, flexión, laminación y similares, y se les puede dar una alta resistencia a la tracción después del apagado. El Documento de patente 4 desvela una técnica cuyo objetivo es obtener una lámina de acero de ultraalta resistencia que establezca la compatibilidad entre resistencia y formabilidad.

45 Además, el Documento de patente 5 desvela una calidad de acero de un material de acero de alta resistencia que está altamente reforzado y tiene tanto alta relación de fluencia como alta resistencia, permitiendo el material de acero de alta resistencia la producción de diferentes materiales que tienen varios niveles de resistencia incluso a partir de la misma calidad de acero, y desvela un método para producir la calidad de acero. El Documento de patente 6 desvela un método para producir una tubería de acero cuyo objetivo es obtener una tubería de acero soldada de alta resistencia y pared delgada que tenga una excelente formabilidad y resistencia a la fatiga torsional después de formación de sección transversal. El Documento de patente 7 desvela un dispositivo de prensado en caliente para calentar y formar un material de lámina metálica, pudiendo promover el dispositivo de prensado en caliente el enfriamiento de una matriz y cuerpo prensado para obtener un producto prensado excelente en resistencia y precisión dimensional, en un corto período de tiempo, y desvela un método de prensado en caliente.

55 El documento EP 3.278.895 desvela una lámina de acero para estampación en caliente que incluye una composición que incluye al menos, en % en masa, C: 0,100 % a 0,600 %, Si: 0,50 % a 3,00 %, Mn: 1,20 % a 4,00 %, Ti: 0,005 % a 0,100 %, B: 0,0005 % a 0,0100 %, P: 0,100 % o menos, S: 0,0001 % a 0,0100 %, Al: 0,005 % a 1,000 %, y N: 0,0100 % o menos, siendo el resto Fe e impurezas, la rugosidad superficial de la lámina de acero satisface $R_z > 2,5 \mu\text{m}$, y 50 mg/m² a 1500 mg/m² de aceite de revestimiento se aplica a una superficie.

65 El documento JP 2006 219738 desvela una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia a la tracción que tiene una composición que contiene, en masa, 0,05 a 0,12 % de C, 0,4 a 1,5 % de Si, 1,0 a 3,0 % de Mn, $\leq 0,04$ % de P, $\leq 0,01$ % de S, 0,003 a 0,05 % de Ti, $\leq 0,05$ % de Nb, $\leq 0,01$ % de N y 0,0003 a 0,003 % de B, y, que comprende además uno o dos tipos seleccionados entre $\leq 1,0$ % de Mo y $\leq 1,0$ % de W en 0,03 a 1,0 % en total, y el resto es Fe con impurezas inevitables, una estructura donde la fracción de una fase ferrítica es de 60 a 95 %, y una resistencia

a la tracción de ≥ 700 MPa, una relación de fluencia de $\leq 0,60$ y C_{eq} de $\leq 0,25$.

El documento JP 2008 261032 desvela una lámina de acero para trabajo de prensado en caliente que tiene una composición que comprende, en masa, 0,05 a 0,5 % de C, 0,5 a 3,0 % de Si, 0,5 a 5,0 % de Mn, 0,02 a 0,5 % de P, $\leq 0,03$ % de S, $\leq 2,0$ % de Al y $\leq 0,01$ % de N, y el resto es Fe con impurezas inevitables, y en las que la rugosidad media aritmética R_a de la superficie de la lámina de acero es ≤ 5 [μ]m.

El documento WO 2014/034714 desvela una lámina de acero, la limpieza de la estructura metálica es 0,08 % o menos, 6 que es un grado de segregación de Mn, es 1,6 o menos, y una diferencia de Hv entre una parte formada a baja deformación que sufre una deformación plástica de 5 % o menos y una parte formada a alta deformación que sufre una deformación plástica de 20 % o más en una formación en caliente en dureza media después de la formación en caliente es 40 o menos.

Lista de documentos de la técnica anterior

15

Documentos de patente

Documento de patente 1: JP2002-102980A
 Documento de patente 2: JP2004-353026A
 Documento de patente 3: JP2002-180186A
 Documento de patente 4: JP2009-203549A
 Documento de patente 5: JP2007-291464A
 Documento de patente 6: JP2010-242164A
 Documento de patente 7: JP2005-169394A

25

Sumario de la invención

Problema técnico

30 La técnica de formación en caliente tal como la estampación en caliente anterior es un excelente método de formación, que puede proporcionar un miembro con alta resistencia mientras se garantiza una formabilidad, pero requiere calentar a una temperatura tan alta como 800 a 1000 °C, que plantea un problema de oxidación de la superficie de la lámina de acero. Cuando las incrustaciones de óxidos de hierro generadas en este punto se caen durante el prensado y se adhieren a una matriz durante el prensado, la productividad disminuye. Además, hay un problema en que las incrustaciones que quedan en un producto después del prensado perjudiquen el aspecto del producto.

35

Además, en el caso de revestimiento en un proceso posterior, las incrustaciones que quedan en una superficie de la lámina de acero degradan la propiedad de adherencia entre una lámina de acero y un revestimiento, conduciendo a una disminución de la resistencia a la corrosión. Por tanto, después de formación por prensado, es necesario un tratamiento de retirada de incrustaciones tal como granallado. Por tanto, las propiedades requeridas de incrustaciones generadas incluyen permanecer sin despegar de tal manera que no se caigan y causen la contaminación del troquel durante el prensado, y que se despeguen fácilmente y se retiren en el granallado.

40

Además, como se mencionó anteriormente, se exige que las láminas de acero para automóviles tengan seguridad frente a choques. La seguridad frente a choques para automóviles se evalúa en términos de resistencia a la compresión y energía absorbida de todo el cuerpo o un miembro de lámina de acero en una prueba de choque. En particular, la resistencia a la compresión depende en gran medida de la resistencia del material y, por tanto, existe una demanda tremendamente creciente de láminas de acero de alta resistencia. Sin embargo, en general, con un aumento en la resistencia, la resistencia a la fractura disminuye y, por tanto, se produce una ruptura en la etapa inicial de choque y colapso de un miembro del automóvil, o se produce una ruptura en una región donde se concentra la deformación, mediante lo cual no se ejerce la resistencia a la compresión correspondiente a la resistencia del material, resultando en una disminución en la energía absorbida. Por tanto, para mejorar la seguridad frente a choques, es importante mejorar la resistencia de un material, la tenacidad del material, que es una medida importante para la resistencia a la fractura de un miembro del automóvil.

45

50

55

En las técnicas convencionales descritas anteriormente, no se realizan suficientes estudios de cómo obtener una propiedad de incrustaciones adecuada y una excelente resistencia al choque, dejando espacio para la mejora.

60

Un objetivo de la presente invención, que se ha realizado para resolver el problema anterior, es proporcionar una lámina de acero para tratamiento térmico que es excelente en propiedad de incrustaciones durante la formación en caliente y excelente en tenacidad después del tratamiento térmico. En la siguiente descripción, una lámina de acero después de someterse al tratamiento térmico (incluida la formación en caliente) también se denominará "material de acero tratado térmicamente".

65

Solución al problema

La presente invención se realiza para resolver los problemas anteriores, y lo esencial es la siguiente lámina de acero para tratamiento térmico.

5 (1) Una lámina de acero para tratamiento térmico que tiene una composición química que comprende, en % en masa:

C: 0,05 a 0,50 %;
Si: 0,50 a 5,0 %;
Mn: 1,5 a 4,0 %;
10 P: 0,05 % o menos;
S: 0,05 % o menos;
N: 0,01 % o menos;
Ti: 0,01 a 0,10 %;
15 B: 0,0005 a 0,010 %;

y opcionalmente uno o más de:

Cr: 0 a 1,0 %;
Ni: 0 a 2,0 %;
20 Cu: 0 a 1,0 %;
Mo: 0 a 1,0 %;
V: 0 a 1,0 %;
Ca: 0 a 0,01 %;
Al: 0 a 1,0 %;
25 Nb: 0 a 1,0 %;
REM: 0 a 0,1 %; y
el resto: Fe e impurezas, en donde

30 la rugosidad de altura máxima Rz en una superficie de la lámina de acero es 3,0 a 10,0 mm, especificándose la rugosidad máxima Rz en JIS B 0601 (2003), y una densidad numérica de carburos que están presentes en la lámina de acero y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, amplificando 2000 veces al microscopio de barrido electrónico y observando en una pluralidad de campos visuales, contando el número de campos visuales donde están presentes los carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores y calculando el número por 1 mm^2 ,
35 y en donde el grado α de segregación de Mn expresado por la siguiente fórmula (i) es 1,6 o inferior.

40
$$\alpha = [\text{Concentración máxima de Mn (\% en masa) en la parte central del grosor de lámina}]/[\text{Concentración media de Mn (\% en masa) en una posición de profundidad de } 1/4 \text{ del grosor de lámina desde la superficie}] \dots (i)$$

determinándose la Concentración máxima de Mn (% en masa) en la parte central del grosor de la lámina: sometiendo la parte central del grosor de lámina de una lámina de acero a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionando los tres mayores valores medidos de los resultados del análisis, y calculando el valor medio de los valores medidos, determinándose la Concentración media de Mn en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde una superficie: sometiendo 10 puntos en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina de una lámina de acero a análisis en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, y calculando el valor medio de los mismos.
50

(2) La lámina de acero para tratamiento térmico según el apartado (1) anterior, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

55 Cr: 0,01 a 1,0 %;
Ni: 0,1 a 2,0 %;
Cu: 0,1 a 1,0 %;
Mo: 0,1 a 1,0 %;
V: 0,1 a 1,0 %;
60 Ca: 0,001 a 0,01 %;
Al: 0,01 a 1,0 %;
Nb: 0,01 a 1,0 %; y
REM: 0,001 a 0,1 %.

65 (3) La lámina de acero para tratamiento térmico según los apartados (1) o (2) anteriores, en donde un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003) es 0,10 % o menos.

Efectos ventajosos de la invención

5 Según la presente invención, es posible obtener una lámina de acero para tratamiento térmico que tiene una excelente propiedad de incrustaciones durante formación en caliente. Después, realizando tratamiento térmico o tratamiento de formación en caliente en la lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, es posible obtener una lámina de acero tratada térmicamente que tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o más y es excelente en tenacidad.

10 **Descripción de realizaciones**

Los presentes inventores realizaron estudios exhaustivos sobre la relación entre el componente químico y la microestructura de acero para satisfacer tanto la propiedad incrustación durante la formación en caliente como la tenacidad después del tratamiento térmico, con el resultado de que se obtuvieron los siguientes descubrimientos.

- 15 (a) Las láminas de acero para tratamiento térmico producidas dentro y fuera de Japón tienen sustancialmente los mismos componentes, conteniendo C: 0,2 a 0,3 % y Mn: aproximadamente 1 a 2 %, y conteniendo además Ti y B. En una etapa de tratamiento térmico, esta lámina de acero se calienta a una temperatura del punto Ac_3 o superior, se transporta para hacer que no precipite la ferrita, y enfría rápidamente por presión del matriz hasta una temperatura de inicio de transformación martensítica (punto Ms), mediante lo cual se obtiene una microestructura de acero de un miembro que está formado principalmente por una estructura martensítica que tiene alta resistencia.
- 20 (b) Haciendo que la cantidad de Si en el acero sea mayor que la de las láminas de acero para tratamiento térmico convencionales, y estableciendo además la rugosidad de altura máxima Rz de la lámina de acero antes del tratamiento térmico en 3,0 a 10,0 mm, se ejerce una propiedad de incrustaciones apropiada durante la formación en caliente.
- 25 (c) Cuando los carburos gruesos están presentes excesivamente en una lámina de acero para tratamiento térmico, se retienen muchos carburos en los límites de grano después del tratamiento térmico, que puede resultar en un deterioro de tenacidad. Por esta razón, la densidad numérica de carburos presentes en una lámina de acero para tratamiento térmico necesita establecerse en un valor especificado o menor.
- 30 (d) Determinando el grado de segregación de Mn contenido en una lámina de acero para tratamiento térmico, y disminuyendo el grado de segregación, la tenacidad de un material de acero tratado térmicamente mejora aún más.
- 35 (e) Las inclusiones incluidas en una lámina de acero para tratamiento térmico tienen una gran influencia en la tenacidad de una lámina de acero de ultraalta resistencia. Para mejorar la tenacidad, es preferente disminuir el valor del índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003).

La presente invención se basa en los descubrimientos anteriores. Posteriormente en este documento, cada requisito de la presente invención se describirá en detalle.

40 **(A) Composición química**

Las razones para limitar el contenido de cada elemento son las siguientes. Tenga en cuenta que "%" para un contenido en la siguiente descripción representa "% en masa".

45 C: 0,05 a 0,50 %

C (carbono) es un elemento que aumenta la templabilidad de un acero y mejora la resistencia de un material de acero después de templado. Sin embargo, un contenido de C menor de 0,05 % hace que sea difícil asegurar una resistencia suficiente de un material de acero después de templado. Por esta razón, el contenido de C se establece en 0,05 % o más. Por otro lado, un contenido de C mayor de 0,50 % conduce a una resistencia excesivamente alta de un material de acero después de templado, resultando en una degradación significativa en tenacidad. Por esta razón, el contenido de C se establece en 0,50 % o menos. El contenido de C es preferentemente 0,08 % o más y es preferentemente 0,45 % o menos.

55 Si: 0,50 a 5,0 %

Si genera Fe_2SiO_4 en una superficie de la lámina de acero durante el tratamiento térmico, desempeñando un papel en la inhibición de la generación de incrustaciones y la reducción de FeO en incrustaciones. Este Fe_2SiO_4 sirve como una capa de barrera e intercepta el suministro de Fe en incrustaciones, haciendo posible reducir el grosor de las incrustaciones. Además, un grosor reducido de incrustaciones también tiene la ventaja de que las incrustaciones apenas se despegan durante la formación en caliente, mientras se despegan fácilmente durante el tratamiento de retirada de incrustaciones después de la formación. Para obtener estos efectos, Si necesita estar contenido en 0,50 % o más. Cuando el contenido de Si es 0,50 % o más, los carburos tienden a reducirse. Como se describirá posteriormente, cuando precipitan muchos carburos en una lámina de acero antes del tratamiento térmico, los carburos no se disuelven sino que se dejan durante el tratamiento térmico, y no se asegura una templabilidad suficiente, de modo que precipita una ferrita de baja resistencia, que puede resultar en una resistencia insuficiente. Por tanto,

también en este sentido, el contenido de Si se establece en 0,50 % o más.

Sin embargo, un contenido de Si en el acero mayor de 5,0 % causa un aumento significativo en la temperatura de calentamiento necesaria para la transformación de austenita en el tratamiento térmico. Esto puede conducir a un aumento en el coste requerido en el tratamiento térmico o conducir a un templado insuficiente debido a un calentamiento insuficiente. En consecuencia, el contenido de Si se establece en 5,0 % o menos. El contenido de Si es preferentemente 0,75 % o más y es preferentemente 4,0 % o menos.

Cabe destacar que, como se describirá posteriormente, Si se genera en forma de fayalita durante el calentamiento en el prensado, en una parte donde el grado de rugosidad es grande de una superficie de lámina de acero u otras partes, y por tanto Si tiene la acción de ajustar las incrustaciones de hierro para tener una composición de wustita. Dentro del intervalo preferente anterior, el efecto de la acción aumenta.

Mn: 1,5 a 4,0 %

Mn (manganeso) es un elemento muy eficaz para aumentar la templabilidad de una lámina de acero y asegurar la resistencia con estabilidad después de templado. Además, Mn es un elemento que reduce el punto Ac_3 para promover la disminución de la temperatura de templado. Sin embargo, un contenido de Mn menor de 1,5 % hace que el efecto sea insuficiente. Por otra parte, un contenido de Mn mayor de 4,0 % hace que el efecto anterior se sature y conduce además a una degradación de la tenacidad de una región templada. En consecuencia, el contenido de Mn se establece en 1,5 a 4,0 %. El contenido de Mn es preferentemente 2,0 % o más. Además, el contenido de Mn es preferentemente 3,8 % o menos, más preferentemente 3,5 % o menos.

P: 0,05 % o menos

P (fósforo) es un elemento que degrada la tenacidad de un material de acero después de templado. En particular, un contenido de P mayor de 0,05 % resulta en una degradación significativa de la tenacidad. En consecuencia, el contenido de P se establece en 0,05 % o menos. El contenido de P es preferentemente 0,005 % o menos.

S: 0,05 % o menos

S (azufre) es un elemento que degrada la tenacidad de un material de acero después de templado. En particular, un contenido de S mayor de 0,05 % resulta en una degradación significativa de la tenacidad. En consecuencia, el contenido de S se establece en 0,05 % o menos. El contenido de S es preferentemente 0,003 % o menos.

N: 0,01 % o menos

N (nitrógeno) es un elemento que degrada la tenacidad de un material de acero después de templado. En particular, un contenido de N mayor de 0,01 % conduce a la formación de nitruros gruesos en el acero, resultando en degradaciones significativas en deformabilidad local y tenacidad. En consecuencia, el contenido de N se establece en 0,01 % o menos. El límite inferior del contenido de N no necesita limitarse en particular. Sin embargo, establecer el contenido de N en menos de 0,0002 % no es económicamente preferente. Por tanto, el contenido de N se establece preferentemente en 0,0002 % o más, más preferentemente se establece en 0,0008 % o más.

Ti: 0,01 a 0,10 %

Ti (titanio) es un elemento que tiene la acción de hacer granos de austenita finos inhibiendo la recristalización y formando carburos finos para inhibir el crecimiento de los granos, en el momento de realizar el tratamiento térmico en el que una lámina de acero se calienta a una temperatura del punto Ac_3 o superior. Por esta razón, el contenido de Ti proporciona un efecto de mejora considerable de la tenacidad de un material de acero. Además, Ti se une preferentemente con N en el acero, de modo que inhibir el consumo de B (boro) por precipitación de BN, promoviendo el efecto de mejorar la templabilidad por B que se describe posteriormente. Un contenido de Ti menor de 0,01 % no logra obtener el efecto anterior suficientemente. Por tanto, el contenido de Ti se establece en 0,01 % o más. Por otro lado, un contenido de Ti mayor de 0,10 % aumenta la cantidad de precipitación de TiC y provoca el consumo de C, resultado en una disminución en la resistencia de un material de acero después de templado. En consecuencia, el contenido de Ti se establece en 0,10 % o menos. El contenido de Ti es preferentemente 0,015 % o más y es preferentemente 0,08 % o menos.

B: 0,0005 a 0,010 %

B (boro) tiene la acción de aumentar drásticamente la templabilidad de un acero incluso en una cantidad traza, y por tanto es un elemento muy importante en la presente invención. Además, B se segrega en los límites de grano para fortalecer los límites de grano, aumentando la tenacidad. Además, B inhibe el crecimiento de granos de austenita en el calentamiento de una lámina de acero. Un contenido de B menor de 0,0005 % puede no obtener suficientemente el efecto anterior. Por tanto, el contenido de B se establece en 0,0005 % o más. Por otro lado, un contenido de B mayor de 0,010 % hace que precipiten muchos compuestos gruesos, resultando en una degradación en la tenacidad de un

material de acero. En consecuencia, el contenido de B se establece en 0,010 % o menos. El contenido de B es preferentemente 0,0010 % o más y es preferentemente 0,008 % o menos.

5 La lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención puede contener, además de los elementos anteriores, uno o más elementos seleccionados de Cr, Ni, Cu, Mo, V, Ca, Al, Nb, y REM, en las cantidades que se describen posteriormente.

Cr: 0 a 1,0 %

10 Cr (cromo) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Cr. Además, como con Si, Cr genera FeCr_2O_4 en una superficie de lámina de acero durante el tratamiento térmico, desempeñando un papel de inhibición de la generación de incrustaciones y reducción de FeO en incrustaciones. Este FeCr_2O_4 sirve como una
15 capa de barrera e intercepta el suministro de Fe en incrustaciones, haciendo posible reducir el grosor de las incrustaciones. Además, un grosor reducido de incrustaciones también tiene la ventaja de que las incrustaciones apenas se despegan durante la formación en caliente, mientras se despegan fácilmente durante el tratamiento de retirada de incrustaciones después de la formación. Sin embargo, un contenido de Cr mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, conduciendo a un aumento innecesario en el coste. Por tanto, si está contenido Cr, el contenido de Cr se establece en 1,0 %. El contenido de Cr es preferentemente 0,80 % o menos. Para obtener el efecto
20 anterior, el contenido de Cr es preferentemente 0,01 % o más, más preferentemente 0,05 % o más.

Ni: 0 a 2,0 %

25 Ni (níquel) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Ni. Sin embargo, un contenido de Ni mayor de 2,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Ni, el contenido de Ni se establece en 2,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Ni en 0,1 % o más.

30 Cu: 0 a 1,0 %

Cu (cobre) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Cu. Sin embargo, un contenido de Cu mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad.
35 Por tanto, si está contenido Cu, el contenido de Cu se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Cu en 0,1 % o más.

Mo: 0 a 1,0 %

40 Mo (molibdeno) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Mo. Sin embargo, un contenido de Mo mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Mo, el contenido de Mo se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Mo en 0,1 % o más.
45

V: 0 a 1,0 %

V (vanadio) es un elemento que puede aumentar la capacidad de templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido V. Sin embargo, un contenido de V mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido V, el contenido de V se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener V en 0,1 % o más.
50

Ca: 0 a 0,01 %

55 Ca (calcio) es un elemento que tiene el efecto de refinar los granos de las inclusiones en el acero, mejorando tenacidad y ductilidad después de templado. Por tanto, puede estar contenido Ca. Sin embargo, un contenido de Ca mayor de 0,01 % hace que el efecto se sature, conduciendo a un aumento innecesario en el coste. Por tanto, si está contenido Ca, el contenido de Ca se establece en 0,01 % o menos. El contenido de Ca es preferentemente 0,004 % o menos.
60 Para obtener el efecto anterior, el contenido de Ca se establece preferentemente en 0,001 % o más, más preferentemente 0,002 % o más.

Al: 0 a 1,0 %

65 Al (aluminio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Al. Sin embargo, un

contenido de Al mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Al, el contenido de Al se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Al en 0,01 % o más.

5 Nb: 0 a 1,0 %

Nb (niobio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un material de acero después de templado con estabilidad.

10 Por tanto, puede estar contenido Nb. Sin embargo, un contenido de Nb mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Nb, el contenido de Nb se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Nb en 0,01 % o más.

REM: 0 a 0,1 %

15 Como con Ca, los REM (metales de tierras raras) son elementos que tienen el efecto de refinar los granos de las inclusiones en el acero, mejorando tenacidad y ductilidad después de templado. Por tanto, pueden estar contenidos REM. Sin embargo, un contenido de REM mayor de 0,1 % hace que el efecto se sature, conduciendo a un aumento innecesario en el coste. Por tanto, si están contenidos REM, el contenido de REM se establece en 0,1 % o menos. El contenido de REM es preferentemente 0,04 % o menos. Para obtener el efecto anterior, el contenido de REM se establece preferentemente en 0,001 % o más, más preferentemente 0,002 % o más.

20 Aquí, REM se refiere a Sc (escandio), Y (itrio), y lantánidos, 17 elementos en total, y el contenido de REM descrito anteriormente significa el contenido total de estos elementos. REM se añade al acero fundido en forma de, por ejemplo, una aleación de Fe-Si-REM, que contiene, por ejemplo, Ce (cerio), La (lantano), Nd (neodimio), y Pr (praseodimio).

25 En cuanto a la composición química de la lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, el resto consiste en Fe e impurezas.

30 El término "impurezas" en este documento significa componentes que se mezclan en una lámina de acero para producir la lámina de acero industrialmente, debido a diversos factores que incluyen materias primas tales como minerales y desechos, y un proceso de producción, y se permite que se mezclen en la lámina de acero dentro de intervalos en los que las impurezas no tienen ningún efecto adverso sobre la presente invención.

35 (B) Rugosidad superficial

Rugosidad de altura máxima Rz: 3,0 a 10,0 mm

40 La lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención tiene una rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 a 10,0 mm en su superficie de lámina de acero, especificándose la rugosidad de altura máxima Rz en JIS B 0601 (2013). Estableciendo la rugosidad de altura máxima Rz de la superficie de lámina de acero en 3,0 mm o más, el efecto de anclaje mejora la propiedad de adhesión de incrustaciones en la formación en caliente. Por otra parte, cuando la rugosidad de altura máxima Rz excede de 10,0 mm, se dejan parcialmente incrustaciones en la etapa de tratamiento de retirada de incrustaciones tal como granallado después del moldeo por prensado, en algunos casos, que causa un defecto de indentación.

45 Estableciendo la rugosidad de altura máxima Rz en la superficie de una lámina de acero de 3,0 a 10,0 mm, Es posible establecer la compatibilidad entre la propiedad de adhesión de incrustaciones en prensado y la propiedad de despegado de incrustaciones en granallado. Para obtener un efecto de anclaje apropiado como se describió anteriormente, el control utilizando una rugosidad media aritmética Ra es insuficiente, y se necesita el uso de la rugosidad de altura máxima Rz.

50 En el caso de que se realice la formación en caliente en una lámina de acero que tiene una rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 mm o más en su superficie de lámina de acero, la relación de wustita, que es un óxido de hierro, formada en la superficie tiende a aumentar. Específicamente, una proporción de wustita de 30 a 70 % en porcentaje de área proporciona una excelente propiedad de adhesión de incrustaciones.

55 La wustita es más excelente en deformabilidad plástica a alta temperatura que hematita y magnetita, y se considera que presenta una característica en la que, cuando una lámina de acero sufre deformación plástica durante formación en caliente, es probable que las incrustaciones experimenten deformación plástica. Aunque la razón por la que aumenta la relación de wustita se desconoce claramente, se considera que el área de la interfase incrustación-ferrita aumenta en presencia de irregularidades, y se promueve la difusión externa de iones de hierro en la oxidación, por lo que la wustita, que es alta en relación de hierro, aumenta.

65 Además, como se mencionó anteriormente, contener Si hace que se genere Fe_2SiO_4 en una superficie de lámina de acero durante formación en caliente, de modo que inhiba la generación de incrustaciones. Se considera que el grosor

total de incrustaciones se hace pequeño, y la relación de wustita en las incrustaciones aumenta, mediante lo que mejora la propiedad de adhesión de incrustaciones en formación en caliente. Específicamente, un grosor de incrustación que es 5 mm o menor proporciona una excelente propiedad de adhesión de incrustaciones.

5 (C) Carburo: $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior

10 Cuando hay gran cantidad de carburos gruesos en una lámina de acero antes del tratamiento térmico, los carburos gruesos no se disuelven sino que se dejan durante el tratamiento térmico, y no se asegura una capacidad de templabilidad suficiente, de modo que precipita una ferrita de baja resistencia. Por tanto, a medida que se reducen los carburos en una lámina de acero antes del tratamiento térmico, mejora la templabilidad, permitiendo asegurar una alta resistencia.

15 Además, los carburos se acumulan en los límites de grano principales, fragilizando los límites del grano. En particular, cuando la densidad numérica de carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores excede de $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$, quedan muchos carburos en los límites de grano incluso después del tratamiento térmico, que puede resultar en un deterioro de la tenacidad después del tratamiento térmico. Por esta razón, la densidad numérica de carburos que están presentes en una lámina de acero para tratamiento térmico y tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores se establece en $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior. Tenga en cuenta que los carburos anteriores se refieren a los granulares, y específicamente, los que tienen relaciones de aspecto de 3 o menos estarán dentro del ámbito de ser granulares.

(D) Grado de segregación de Mn

25 Grado α de segregación de Mn: 1,6 o inferior

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

30 La lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención tiene un grado α de segregación de Mn de 1,6 o inferior. En una parte central de una sección transversal del grosor de una lámina de acero, Mn se concentra debido a la aparición de segregación del centro. Por esta razón, se concentra MnS en un centro en forma de inclusiones, y es probable que se genere martensita dura, que genera el riesgo de que se produzca diferencia de dureza entre el centro y una parte circundante, resultando en una degradación en tenacidad. En particular, cuando el valor de un grado α de segregación Mn, que se expresa mediante la fórmula anterior (i), excede de 1,6, la tenacidad puede degradarse. Por tanto, para mejorar la tenacidad, el valor de α de un miembro de lámina de acero tratada térmicamente se establece en 1,6 o inferior. Para mejorar adicionalmente la tenacidad, es preferente establecer el valor de α en 1,2 o inferior.

40 El valor de α no cambia en gran medida por tratamiento térmico o formación en caliente. Por tanto, estableciendo el valor de α de una lámina de acero para tratamiento térmico dentro del intervalo anterior, el valor de α del material de acero tratado térmicamente también se puede establecer en 1,6 o menos, es decir, puede mejorar la tenacidad del material de acero tratado térmicamente.

45 La concentración máxima de Mn en la parte central del grosor de la lámina se determina mediante el siguiente método. La parte central del grosor de la lámina de una lámina de acero se somete a análisis lineal en una dirección perpendicular a la dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica (EPMA), los tres valores medidos más altos se seleccionan de los resultados del análisis, y se calcula el valor medio de los valores medidos. La concentración media de Mn en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie se determina mediante el siguiente método. De forma similar, con un EPMA, se someten a análisis 10 puntos en la posición de profundidad de 1/4 de una lámina de acero, y se calcula su valor medio.

50 La segregación de Mn en una lámina de acero está controlada principalmente por la composición de la lámina de acero, en particular, el contenido de impurezas y las condiciones de colada continua, y permanece sustancialmente sin cambios antes y después de laminado en caliente y formación en caliente. Por tanto, si la situación de segregación de una lámina de acero para tratamiento térmico satisface las especificaciones de la presente invención, la situación de segregación de un material de acero sometido posteriormente a tratamiento térmico satisface las especificaciones de la presente invención en consecuencia.

(E) Limpieza

60 Índice de limpieza: 0,10 % o inferior

65 Cuando un material de acero tratado térmicamente incluye muchas inclusiones de tipo A, tipo B y tipo C descritas en JIS G 0555 (2003), las inclusiones causan una degradación en tenacidad. Cuando las inclusiones aumentan, la propagación de grietas ocurre fácilmente, aumentando el riesgo de una degradación de tenacidad. En particular, en el caso de un material de acero tratado térmicamente con una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o superior, es

preferente mantener baja la abundancia de inclusiones. Cuando el valor del índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003) excede de 0,10 %, que significa muchas inclusiones, es difícil asegurar una tenacidad prácticamente suficiente. Por esta razón, es preferente establecer el valor del índice de limpieza de una lámina de acero para tratamiento térmico preferentemente en 0,10 % o inferior. Para mejorar adicionalmente la tenacidad, es más preferente establecer el valor del índice de limpieza en 0,06 % o inferior. El valor del índice de limpieza del acero es un valor obtenido calculando los porcentajes de las áreas ocupadas por las inclusiones anteriores de tipo A, tipo B y tipo C.

El valor del índice de limpieza no cambia mucho por tratamiento térmico o formación en caliente. Por tanto, estableciendo el valor del índice de limpieza de una lámina de acero para tratamiento térmico dentro del intervalo anterior, el valor del índice de limpieza de un material de acero tratado térmicamente también puede establecerse en 0,10 % o inferior.

En la presente invención, el valor del índice de limpieza de una lámina de acero para tratamiento térmico o un material de acero tratado térmicamente se determina mediante el siguiente método. De una lámina de acero para tratamiento térmico o un material de acero tratado térmicamente, se cortan muestras en cinco puntos. Después, en las posiciones a 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t, y 7/8t del grosor de lámina de cada muestra, el índice de limpieza se investiga mediante el método de recuento de puntos. De los valores del índice de limpieza en los respectivos grosores de lámina, el mayor valor numérico (el menor en limpieza) se determina como el valor del índice de limpieza de la muestra.

(F) Método para producir lámina de acero para tratamiento térmico

En cuanto a las condiciones para producir una lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, no se proporciona un límite especial. Sin embargo, el uso del siguiente método de producción permite la producción de una lámina de acero para tratamiento térmico. El siguiente método de producción implica, por ejemplo, realizar laminación en caliente, decapado, laminación en frío, y tratamiento de recocido.

Un acero que tiene la composición química mencionada anteriormente se funde en un horno y, posteriormente, se fabrica una plancha por colada. En este punto, para inhibir la concentración de MnS, que sirve como punto de partida de fractura retrasada, es deseable realizar un tratamiento reductor de segregación central, que reduce la segregación central de Mn. Como tratamiento reductor de segregación central, hay un método para descargar un acero fundido en el que Mn se concentra en una capa no solidificada antes de que una plancha solidifique completamente.

Específicamente, realizando un tratamiento que incluye agitación electromagnética y laminado de capa no solidificada, es posible descargar un acero fundido en el que se concentra Mn antes de solidificar completamente. El tratamiento de agitación electromagnética anterior puede realizarse dando fluidez a un acero fundido no solidificado de 250 a 1000 gauss, y el tratamiento de laminado de capa no solidificada puede realizarse sometiendo una parte solidificada final al laminado en un gradiente de aproximadamente 1 mm/m.

En la plancha obtenida mediante el método anterior, puede realizarse tratamiento de remojo según sea necesario. Realizando el tratamiento de remojo, es posible difundir el Mn segregado, disminuir el grado de segregación. Una temperatura de remojo preferente para realizar el tratamiento de remojo es 1200 a 1300 °C, y un período de remojo preferente es 20 a 50 horas.

Para establecer el índice de limpieza de una lámina de acero en 0,10 % o inferior, cuando un acero fundido se somete a colada continua, es deseable usar una temperatura de calentamiento del acero fundido superior a la temperatura *liquidus* del acero en 5 °C o superior y una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 6 t/min o menor.

Si la cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo excede de 6 t/min durante la colada continua, la fluidez del acero fundido en un molde es mayor y las inclusiones se capturan más fácilmente en una carcasa solidificada, mediante lo que aumentan las inclusiones en una plancha. Además, si la temperatura de calentamiento del acero fundido es menor que la temperatura > la temperatura *liquidus* en 5 °C, la viscosidad del acero fundido aumenta, que hace que sea difícil que las inclusiones floten en una máquina de colada continua, con el resultado de que aumentan las inclusiones en una plancha y es probable que la limpieza se degrade.

Por otra parte, realizando una fundición a una temperatura de calentamiento de acero fundido mayor que la temperatura *liquidus* del acero fundido en 5 °C o superior con una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 6 t/min o menor, es menos probable que se incluyan inclusiones en una plancha. Como resultado, la cantidad de inclusiones en la etapa de fabricación de la plancha puede reducirse eficazmente, lo que permite obtener fácilmente un índice de limpieza de una lámina de acero de 0,10 % o inferior.

En colada continua de acero fundido, es deseable utilizar una temperatura de calentamiento de acero fundido del acero fundido mayor que la temperatura *liquidus* en 8 °C o superior y una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 5 t/min o menor. Una temperatura de calentamiento de acero fundido mayor que la temperatura *liquidus* en 8 °C o superior y una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 5 t/min o menor son

deseables porque se puede lograr fácilmente el índice de limpieza de 0,06 % o inferior.

Posteriormente, la plancha anterior se somete a laminación en caliente. Las condiciones para laminación en caliente se proporcionan preferentemente como aquellas en las que la temperatura de inicio de laminación en caliente se establece dentro de un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, y la temperatura de finalización de laminación en caliente se establece en 950 °C o mayor, desde el punto de vista de generar carburos más uniformemente.

En una etapa de laminación en caliente, se realiza una laminación en bruto, y posteriormente se realiza desincrustación según sea necesario, y finalmente se realiza la laminación de acabado. En este punto, cuando el período de tiempo entre la finalización de la laminación en bruto y el inicio de la laminación final se establece en 10 segundos o menos, se inhibe la recristalización de austenita. En consecuencia, es posible inhibir el crecimiento de carburos, inhibir incrustaciones generadas a alta temperatura, inhibir la oxidación de los límites de grano de austenita y ajustar la rugosidad de altura máxima en la superficie de una lámina de acero dentro de un intervalo apropiado. Además, la inhibición de la generación de incrustaciones y la oxidación de los límites de grano hace que el Si presente en una capa externa sea propenso a quedar disuelto, y por tanto se considera que es probable que se genere fayalita durante el calentamiento en el trabajo de prensado, mediante lo que también es probable que se genere wustita.

En cuanto a la temperatura de bobinado después de la laminación en caliente, cuanto más alta sea, más favorable es desde el punto de vista de la trabajabilidad. Sin embargo, una temperatura de bobinado excesivamente alta resulta en una disminución del rendimiento debido a la generación de incrustaciones. Por tanto, la temperatura de bobinado se establece preferentemente en 500 a 650 °C. Además, una temperatura de bobinado menor hace que los carburos se dispersen finamente y disminuya el número de carburos.

La forma del carburo puede controlarse ajustando las condiciones para la laminación en caliente así como las condiciones para el recocido posterior. En otras palabras, es deseable usar una temperatura de recocido mayor para disolver una vez los carburos en la etapa de recocido y hacer que los carburos se transformen a una temperatura baja. Como el carburo es duro, su forma no cambia en la laminación en frío, y la forma de existencia del mismo después de la laminación en caliente también se mantiene después de la laminación en frío.

La lámina de acero laminada en caliente obtenida a través de la laminación en caliente se somete a un tratamiento de desincrustación por decapado o similar. Para ajustar la rugosidad de altura máxima en la superficie de la lámina de acero dentro de un intervalo apropiado, es deseable ajustar la cantidad de desbarbado en una etapa de decapado. Una cantidad menor de desbarbado aumenta la rugosidad de altura máxima. Por otro lado, una mayor cantidad de desbarbado disminuye la rugosidad de altura máxima. Específicamente, la cantidad de desbarbado mediante decapado se establece preferentemente en 1,0 a 15,0 mm, más preferentemente 2,0 a 10,0 mm.

Como lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, puede usarse una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero recocida laminada en caliente, o una lámina de acero laminada en frío o una lámina de acero recocida laminada en frío. Puede seleccionarse una etapa de tratamiento, según sea apropiado, según el nivel de requisito de precisión de grosor de hoja o similar de un producto.

Es decir, una lámina de acero laminada en caliente sometida a tratamiento de desincrustación se somete a recocido para convertirse en una lámina de acero recocida laminada en caliente, según sea necesario. Además, la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero recocida laminada en caliente anterior se somete a laminación en frío para convertirse en una lámina de acero laminada en frío, según sea necesario. Además, la lámina de acero laminada en frío se somete a recocido para convertirse en una hoja de acero recocida laminada en frío, según sea necesario. Si la lámina de acero que se somete a laminación en frío es dura, es preferente realizar el recocido antes de la laminación en frío para aumentar la trabajabilidad de la lámina de acero que se somete a laminación en frío.

La laminación en frío se puede realizar utilizando un método normal. Desde el punto de vista de asegurar una buena planitud, la reducción de laminación en la laminación en frío se establece preferentemente en 30 % o más. Por otra parte, para evitar una carga que sea excesivamente pesada, la reducción de laminación en la laminación en frío se establece preferentemente en 80 % o menos. En la laminación en frío, la rugosidad de altura máxima de la superficie de una lámina de acero no cambia en gran medida.

En el caso de que se produzca una lámina de acero laminada en caliente recocida o una lámina de acero laminada en frío recocida como lámina de acero para tratamiento térmico, una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío se somete a recocido. En el recocido, la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío se retiene en de un intervalo de temperatura de, por ejemplo, 550 a 950 °C.

Estableciendo la temperatura para la retención en el recocido a 550 °C o mayor, en ambos casos de producción de lámina de acero laminada en caliente recocida o de lámina de acero laminada en frío recocida, la diferencia en las propiedades con la diferencia en las condiciones para el laminado en caliente se reduce, y las propiedades después de templado se pueden estabilizar adicionalmente. En el caso de que el recocido de la lámina de acero laminada en frío se realice a 550 °C o mayor, la lámina de acero laminada en frío se ablanda debido a recristalización y, por tanto, puede mejorarse la trabajabilidad. En otras palabras, es posible obtener una lámina de acero recocido laminado en

frío que tenga una buena trabajabilidad. En consecuencia, la temperatura para la retención en el recocido se ajusta preferentemente a 550 °C o mayor.

5 Por otro lado, si la temperatura para la retención en el recocido excede de 950 °C, una microestructura de acero puede experimentar engrosamiento de grano. El engrosamiento de grano una microestructura de acero puede disminuir la tenacidad después de templado. Además, incluso si la temperatura para la retención en el recocido excede de 950 °C, no se obtiene ningún efecto provocado por el aumento de la temperatura, resultando solo en un aumento en coste y una disminución en productividad. En consecuencia, la temperatura para la retención en el recocido se ajusta preferentemente a 950 °C o menor.

10 Después del recocido, el enfriamiento se realiza preferentemente hasta 550 °C a una velocidad de enfriamiento media de 3 a 20 °C/s. Estableciendo la velocidad de enfriamiento media anterior en 3 °C/s o mayor, se inhibe la generación de perlita gruesa y cementita gruesa, las propiedades después de templado pueden mejorarse. Además, estableciendo la velocidad de enfriamiento media anterior en 20 °C/s o menor, se inhibe la aparición de desigualdades en resistencia y similares, que facilita la estabilización de la calidad del material de lámina de acero laminada en caliente recocida o la lámina de acero laminada en frío recocida.

(G) Método para producir material de acero tratado térmicamente

20 Realizando un tratamiento térmico en la lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, es posible obtener un material de acero tratado térmicamente que tenga una alta resistencia y sea excelente en tenacidad. En cuanto a las condiciones para el tratamiento térmico, aunque no se proporciona un límite especial, puede realizarse, por ejemplo, un tratamiento térmico que incluye las siguientes etapas de calentamiento y enfriamiento en este orden.

25 Etapa de calentamiento

30 Una lámina de acero se calienta a una velocidad de aumento de temperatura media de 5 °C/s o más, hasta un intervalo de temperatura desde el punto Ac_3 al punto $Ac_3 + 200$ °C. Mediante esta etapa de calentamiento, la microestructura de acero de la lámina de acero se convierte en una sola fase de austenita. En la etapa de calentamiento, una velocidad excesivamente baja de aumento de temperatura o una temperatura de calentamiento excesivamente alta hace que los granos y se engrosen, que aumenta el riesgo de una degradación en resistencia de un material de acero después de enfriamiento. A diferencia de esto, realizando una etapa de calentamiento que satisfaga la condición anterior, es posible evitar una degradación en resistencia de un material de acero tratado térmicamente.

35 Etapa de enfriamiento

40 La lámina de acero que experimentó la etapa de calentamiento anterior se enfría desde el intervalo de temperatura anterior hasta el punto M_s a la velocidad de enfriamiento crítica superior o mayor para que no se produzca la transformación de difusión (es decir, no precipita ferrita), y se enfría desde el punto M_s a 100 °C a una velocidad de enfriamiento media de 5 °C/s o menor. En cuanto a una velocidad de enfriamiento de una temperatura de menos de 100 °C a temperatura ambiente, es preferente una velocidad de enfriamiento al punto de enfriamiento por aire. Realizando una etapa de enfriamiento que satisfaga la condición anterior, es posible evitar que se produzca ferrita en un proceso de enfriamiento, y dentro de un intervalo de temperatura del punto M_s o menor, el carbono se difunde y concentra en austenita sin transformar debido a revenido automático, que genera austenita retenida que es estable frente a la deformación plástica. De ese modo es posible obtener un material de acero tratado térmicamente que sea excelente en tenacidad y ductilidad.

50 El tratamiento térmico anterior puede realizarse mediante cualquier método, y puede realizarse mediante, por ejemplo, templado por calentamiento de alta frecuencia. En la etapa de calentamiento, un período de tiempo para retener una lámina de acero en un intervalo de temperatura del punto Ac_3 al punto $Ac_3 + 200$ °C se establece preferentemente en 10 segundos o mayor desde el punto de vista de aumentar la templabilidad del acero fomentando la transformación de austenita en carburo fundido. Además, el período de tiempo de retención anterior se establece preferentemente en 600 segundos o menos desde el punto de vista de la productividad.

55 Como lámina de acero para someterse al tratamiento térmico, puede usarse una lámina de acero laminada en caliente recocida o una lámina de acero laminada en frío recocida sometiendo una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío a un tratamiento de recocido.

60 En el tratamiento térmico anterior, después del calentamiento en el intervalo de temperatura del punto Ac_3 al punto $Ac_3 + 200$ °C y antes del enfriamiento hasta el punto M_s , puede realizarse una formación en caliente tal como la estampación en caliente mencionada anteriormente. Como formación en caliente, existen doblado, engarzado, pandeo, expansión de orificio, rebordeado, y similares. Además, si se proporcionan medios para enfriar una lámina de acero simultáneamente o inmediatamente después de la formación, la presente invención puede aplicarse a un método de moldeo distinto de formación por prensado, por ejemplo, formación por laminación.

65 Posteriormente en este documento, la presente invención se describirá más específicamente a modo de ejemplos,

pero la presente invención no se limita a estos ejemplos.

Ejemplo

5 Los aceros que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 se fundieron en un convertidor de ensayo, se sometieron a colada continua con una máquina de ensayo de colada continua, y se fabricaron en planchas que tienen un ancho de 1000 mm y un grosor de 250 mm. En este punto, en las condiciones mostradas en la Tabla 2, se ajustaron las temperaturas de calentamiento de los aceros fundidos y las cantidades de colada de los aceros fundidos por unidad de tiempo.

10

[Tabla 1]

Tabla 1
Composición química (en % en masa, resto: Fe e impurezas)

N.º de acero	Composición química (en % en masa, resto: Fe e impurezas)																
	C	Si	Mn	P	S	N	Ti	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Al	Nb	REM
1	0,21	1,80	2,10	0,013	0,0016	0,0030	0,018	0,0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0,22	2,10	1,90	0,011	0,0015	0,0030	0,020	0,0020	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0,20	2,00	2,00	0,012	0,0018	0,0032	0,015	0,0022	-	-	-	-	0,002	-	-	-	-
4	0,28	0,60	1,60	0,011	0,0016	0,0026	0,016	0,0024	0,11	-	-	0,2	-	-	0,03	-	0,003
5	0,17	3,50	2,50	0,009	0,0012	0,0031	0,016	0,0031	0,12	-	-	-	0,2	-	-	0,1	-
6	0,15	2,50	3,50	0,016	0,0021	0,0035	0,020	0,0025	0,08	0,3	0,1	-	-	-	-	-	-
7	0,20	2,50	2,50	0,012	0,0014	0,0031	0,021	0,0026	0,31	0,1	-	-	-	-	-	0,05	-
8	0,25	2,00	1,60	0,008	0,0011	0,0032	0,025	0,0028	0,15	-	0,1	-	-	-	-	-	-
9	0,23	1,50	2,20	0,011	0,0009	0,0032	0,025	0,0029	0,14	-	-	0,1	-	-	-	-	0,001
10	0,21	1,80	2,50	0,010	0,0009	0,0032	0,021	0,0028	0,12	0,1	0,1	-	-	-	-	-	-
11	0,20	0,20*	2,40	0,009	0,0014	0,0033	0,020	0,0029	0,15	-	-	-	0,01	-	0,01	0,01	-
12	0,27	0,20*	2,30	0,009	0,0016	0,0036	0,022	0,0031	0,21	-	-	-	-	0,001	0,06	-	-
13	0,26	0,30*	0,60*	0,016	0,0018	0,0031	0,023	0,0021	0,31	0,2	-	0,2	-	-	0,07	-	-
14	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
15	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
16	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
17	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
18	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
19	0,25	0,48*	3,50	0,015	0,0016	0,0030	0,020	0,0029	0,15	-	-	-	0,1	-	-	-	-

* indica que las condiciones no satisfacen las definidas mediante la presente invención.

5 La velocidad de enfriamiento de las planchas se controló cambiando el volumen de agua en una zona de pulverización de enfriamiento secundario. El tratamiento de reducción de segregación central se realizó de tal manera que una parte de la solidificación termina con una reducción suave utilizando un rodillo a un gradiente de 1 mm/m, para descargar acero fundido concentrado en una parte solidificada final. Algunas de las planchas se sometieron posteriormente a un tratamiento de remojo en condiciones a 1250 °C durante 24 horas.

10 Las planchas resultantes se sometieron a laminación en caliente mediante una máquina de ensayo de laminación en caliente y se transformaron en láminas de acero laminadas en caliente con un grosor de 3,0 mm. En la etapa de laminación en caliente, se realizó desincrustación después de la laminación en bruto, y finalmente se realizó la laminación final. Posteriormente, las láminas de acero laminadas en caliente anteriores se decaparon en un laboratorio. Además, las láminas de acero laminadas en caliente se sometieron a laminación en frío en una máquina de ensayo de laminación en frío y se convirtieron en láminas de acero laminadas en frío con un grosor de 1,4 mm, mediante lo cual se obtuvieron láminas de acero para tratamiento térmico (aceros n.º 1 a 19).

15 La Tabla 2 también muestra la presencia/ausencia de tratamiento reductor de segregación central y tratamiento de remojo en la etapa de producción de láminas de acero para tratamiento térmico, el tiempo desde la finalización de la laminación en bruto hasta el comienzo de la laminación final en la etapa de laminación en caliente, la temperatura de terminación de la laminación en caliente y la temperatura de bobinado de una lámina de acero laminada en caliente, y la cantidad de desbarbado mediante decapado.

20 [Tabla 2]

Tabla 2

N.º de acero	Temperatura liquidus (°C)	Temperatura de calentamiento del acero fundido (°C)	Cantidad de colada de acero fundido (t/min)	Tratamiento reductor de segregación central	Tratamiento de remojo	Tiempo desde la finalización de la laminación en bruto hasta el inicio de la laminación de acabado (s)	Temperatura de finalización de la laminación en caliente (°C)	Temperatura de bobinado (°C)	Cantidad de desbarbado (mm)
1	1505	1540	3,2	presencia	ausencia	8	970	550	7,2
2	1506	1508	3,2	ausencia	ausencia	7	960	550	7,3
3	1503	1542	3,1	presencia	ausencia	8	980	550	7,1
4	1505	1530	3,2	presencia	ausencia	7	980	540	11,2
5	1504	1521	2,6	presencia	ausencia	8	970	550	3,1
6	1506	1533	3,4	presencia	ausencia	8	990	530	6,1
7	1508	1537	2,6	ausencia	1250 °C 324 _h	6	980	560	6,1
8	1506	1547	2,9	ausencia	1250 °C 324 _h	7	990	550	7,2
9	1506	1508	3,5	ausencia	ausencia	7	980	550	9,1
10	1506	1540	7,4	ausencia	ausencia	7	980	540	7,9
11	1505	1533	3,3	presencia	ausencia	7	970	560	12,5
12	1500	1532	3,6	presencia	ausencia	8	990	550	12,5
13	1514	1568	4,2	presencia	ausencia	6	980	560	12,1
14	1502	1530	3,1	presencia	ausencia	7	980	550	0,2
15	1502	1535	3,1	presencia	ausencia	7	980	540	18,9
16	1502	1532	3,2	presencia	ausencia	7	990	550	0,9
17	1502	1540	3,1	presencia	ausencia	18	960	560	7,1
18	1502	1536	3,1	presencia	ausencia	15	840	550	7,1
19	1507	1538	4,0	presencia	ausencia	8	990	700	11,5

* indica que las condiciones no satisfacen las definidas mediante la presente invención

Las láminas de acero obtenidas para tratamiento térmico se midieron en términos de rugosidad de altura máxima, rugosidad media aritmética, la densidad numérica de carburo, grado de segregación de Mn, e índice de limpieza. En la presente invención, para medir la rugosidad de altura máxima Rz y la rugosidad media aritmética Ra, se midieron una rugosidad de altura máxima Rz y una rugosidad media aritmética Ra en un segmento de 2 mm en 10 puntos en cada una de las direcciones de laminación y una dirección perpendicular a la dirección de laminación, usando un aparato de ensayo de rugosidad superficial, y se adoptó su valor medio.

Para determinar la densidad numérica de carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores, la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico se grabó usando una solución picral, se amplió 2000 veces al microscopio de barrido electrónico, y observó en una pluralidad de campos visuales. En este punto, se contó el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tenían diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superior, y se calculó un número por 1 mm².

La medición del grado de segregación de Mn se realizó en el siguiente procedimiento. La parte central de grosor de lámina de una lámina de acero para tratamiento térmico se sometió a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un EPMA, los tres valores medidos más altos se seleccionaron de los resultados del análisis, y luego se calculó el valor medio de los valores medidos, mediante lo que se determinó la concentración máxima de Mn de la parte central de grosor de lámina. Además, con un EPMA, se sometieron a análisis 10 puntos en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico, y se calcularon los valores medios del análisis, mediante lo que se determinó la concentración media de Mn en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie. Después, dividiendo la concentración máxima de Mn anterior de la parte central de grosor de lámina por la concentración media de Mn en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie, se determinó el grado α de segregación de Mn.

El índice de limpieza se midió en posiciones a 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t, y 7/8t del grosor de la mina, mediante el método de recuento de puntos. Después, de los valores del índice de limpieza en los respectivos grosores de lámina, el mayor valor numérico (el menor en índice de limpieza) se determinó como el valor del índice de limpieza de la lámina de acero.

La Tabla 3 muestra los resultados de medición de la rugosidad de altura máxima Rz, rugosidad media aritmética Ra, densidad numérica de carburo, grado α de segregación de Mn e índice de limpieza de la lámina de acero para tratamiento térmico.

[Tabla 3]

Tabla 3

N.º de acero	Rugosidad de altura máxima Rz (mm)	Rugosidad media aritmética Ra (mm)	Densidad numérica de carburos (/mm ²)	Grado α de segregación de Mn	Índice de limpieza (%)
1	6,0	1,2	7,3×10 ³	0,5	0,03
2	6,2	1,2	7,4×10 ³	1,8*	0,12
3	6,2	1,0	7,5×10 ³	0,4	0,02
4	3,9	0,4	7,3×10 ³	1,0	0,03
5	8,2	2,1	7,4×10 ³	1,1	0,01
6	7,6	1,4	7,2×10 ³	0,8	0,02
7	7,2	1,5	7,5×10 ³	0,5	0,02
8	6,2	1,1	7,4×10 ³	0,9	0,04
9	5,0	1,0	7,1×10 ³	1,9*	0,16
10	5,6	1,1	7,2×10 ³	1,8*	0,15
11	2,1 *	0,3	7,2×10 ³	0,8	0,05
12	2,0 *	0,2	7,5×10 ³	0,8	0,03
13	2,4 *	0,2	7,5×10 ³	1,0	0,03
14	13,1 *	1,1	7,5×10 ³	0,5	0,02
15	2,4 *	0,3	7,4×10 ³	0,5	0,03
16	11,1 *	1,5	7,5×10 ³	0,4	0,03
17	2,6 *	0,2	9,7×10 ^{3*}	0,5	0,03
18	2,4 *	1,0	9,6×10 ^{3*}	0,5	0,03
19	2,2 *	0,3	9,8×10 ^{3*}	0,6	0,03

* indica que las condiciones no satisfacen las definidas mediante la presente invención.

Posteriormente, dos muestras que tienen un grosor: 1,4 mm, un ancho: 30 mm, y una longitud: 200 mm, se extrajeron de cada una de las láminas de acero anteriores. Una de las muestras extraídas se sometió a calentamiento por energización y enfriamiento en las condiciones de tratamiento térmico mostradas posteriormente en la Tabla 4 que simula la formación en caliente. Después, se cortó una región remojada de cada muestra y se sometió a un ensayo

de tracción y un ensayo de impacto Charpy.

La prueba de tracción se realizó de conformidad con las especificaciones de los estándares ASTM E8 con una máquina de ensayo de tracción de Instron. Las muestras tratadas térmicamente anteriores se pulieron para tener un grosor de 1,2 mm y, posteriormente, muestras de lámina de tamaño medio según los estándares ASTM E8 (longitud de la parte paralela: 32 mm, ancho de parte paralela: 6,25 mm) se extrajeron de manera que la dirección de ensayo fuera paralela a sus direcciones de laminación. Cada una de las muestras se unió con un medidor de deformación (KFG-5 de Kyowa Electronic Instruments Co., Ltd., longitud calibrada: 5 mm) y se sometió a un ensayo de tracción a temperatura ambiente a una velocidad de deformación de 3 mm/min. Cabe destacar que, con el dispositivo de calentamiento por energización y el dispositivo de enfriamiento utilizados en este Ejemplo, solo se obtiene una región remojada limitada de una muestra que tiene una longitud de aproximadamente 200 mm, y por tanto se decidió adoptar la muestra de lámina de tamaño medio según los estándares ASTM E8.

En la prueba de impacto Charpy, se fabricó una muestra con muesca en V apilando tres regiones remojadas que se pulieron hasta tener un grosor de 1,2 mm, y esta muestra se sometió al ensayo de impacto Charpy para determinar un valor de impacto a -80 °C. En la presente invención, el caso en que el valor de impacto fue 40 J/cm² o superior se evaluó como excelente en tenacidad.

Además, la otra de las muestras extraídas se sometió a calentamiento por energización en las condiciones de tratamiento térmico mostradas en la Tabla 4 posterior que simula la formación en caliente, luego se sometió a flexión en su región remojada, y luego se enfrió. Después del enfriamiento, la región de cada muestra en la que se realizó la flexión se cortó y sometió al ensayo de evaluación de propiedades de incrustaciones. al realizar la flexión, se realizó una flexión en U en la que, se empujó una plantilla de R10 mm desde arriba contra la proximidad del centro de la muestra en su dirección longitudinal, con ambos extremos de la muestra soportados con soportes. El intervalo entre los soportes se estableció en 30 mm.

El ensayo de evaluación de la propiedad de incrustaciones se realizó de manera que se dividiera el ensayo en la evaluación de la propiedad de adhesividad de incrustaciones y la evaluación de la propiedad de despegado de incrustaciones, sirviendo la propiedad de adhesión de incrustaciones como índice de si las incrustaciones no se despegan y caen durante el prensado, sirviendo la propiedad de despegado de incrustaciones como índice de si las incrustaciones se despegan fácilmente y se retiran mediante granallado o similar. Primero, si el despegado se produjo por flexión después de que se observara calentamiento por energización, y la evaluación de la propiedad de adhesión de incrustaciones se realizaron basándose en los siguientes criterios. En la presente invención, el caso en el que un resultado es "OO" o "O" se determinó que era excelente en propiedad de adhesión de incrustaciones.

- OO: No se desprendió ninguna pieza despegada
- O: Se desprendieron 1 a 5 piezas despegadas
- x: Se desprendieron 6 a 20 piezas despegadas
- xx: Se desprendieron 21 o más piezas despegadas

Posteriormente, muestras distintas a las que se evaluaron como "xx" en la evaluación anterior de la propiedad de adhesión de incrustaciones se sometieron además a un ensayo de pelado de cinta en la que se unió cinta adhesiva y se separó de la región sometida a la flexión. Después, se observó si se adhirieron incrustaciones a la cinta y si se despegaron fácilmente, y la evaluación de la propiedad de despegado de incrustaciones se realizó basándose en los siguientes criterios. En la presente invención, el caso en el que un resultado es "OO" o "O" se determinó que era excelente en la propiedad de despegado de incrustaciones. Después, el caso de ser excelente tanto en la propiedad de adhesión de incrustaciones como en la propiedad de despegado de incrustaciones se determinó que era excelente en propiedad de incrustaciones durante la formación en caliente.

- OO: Todas las incrustaciones se despegaron
- O: Permanecieron 1 a 5 piezas despegadas
- x: Permanecieron 6 y 20 piezas despegadas
- xx: Permanecieron 21 o más piezas despegadas

La Tabla 4 muestra los resultados del ensayo de tracción, el ensayo de impacto Charpy y el ensayo de evaluación de propiedad de incrustaciones. La Tabla 4 también muestra el punto Ac₃ y punto Ms de cada lámina de acero.

[Tabla 4]

Tabla 4

N.º de ensayo	N.º de acero	Punto de transformación		Etapa de calentamiento			Etapa de enfriamiento		Resultado del ensayo				
		Ac ₃ (°C)	Ms (°C)	Velocidad de aumento de temperatura (°C/s)	Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de retención (s)	Velocidad de enfriamiento al punto Ms (°C/s)	Velocidad de enfriamiento en un intervalo de punto Ms o menor (°C/s)	Resistencia a la tracción (MPa)	Valor de impacto (J/cm ²)	Propiedad de adhesión de incrustaciones	Propiedad de despegado de incrustaciones	
1	1	917	392	12	950	240	80	2,0	1560	59	OO	O	Ejemplo inventivo
2	2	916	393	12	950	230	80	2,0	1658	44	OO	O	Ejemplo comparativo
3	3	915	388	12	950	220	79	1,0	1650	58	OO	O	Ejemplo inventivo
4	4	828	394	10	900	150	80	2,5	1882	52	O	OO	
5	5	1006	369	30	1020	200	79	3,1	1690	59	OO	O	
6	5	1006	369	120	1020	100	80	3,0	1752	57	OO	O	
7	6	927	339	10	950	240	90	3,8	1647	60	OO	O	
8	7	935	358	16	950	200	79	1,2	1716	56	OO	O	Ejemplo comparativo
9	8	924	394	26	950	150	66	1,5	1794	58	OO	O	
10	9	873	369	25	890	140	80	2,4	1820	43	OO	O	
11	10	880	361	35	910	150	82	3,7	1830	40	OO	O	
12	11*	881	362	30	900	100	80	4,0	1823	53	xx	-	
13	12*	780	358	10	900	150	98	4,1	1822	52	xx	-	
14	13*	836	419	10	900	200	86	4,5	1759	53	x	OO	
15	14*	913	385	10	950	200	80	1,2	1689	58	OO	x	
16	15*	913	385	10	950	200	80	1,2	1690	58	xx	-	
17	16*	913	385	10	950	200	80	1,2	1699	57	OO	xx	
18	17*	913	385	10	950	200	80	1,2	1688	35	xx	-	
19	18*	913	385	10	950	200	80	1,2	1691	34	xx	-	
20	19*	850	420	20	900	120	88	4,0	1799	30	x	OO	

* indica que las condiciones no satisfacen las definidas mediante la presente invención.

5 Por referencia a las Tablas 1 a 4, los n.º de ensayo 1 y 3 a 9 que usaron los n.º de acero 1 y 3 a 8, que satisficieron todas las composiciones químicas y la microestructura de acero definidas en la presente invención, resultaron en excelentes propiedades de incrustaciones, y resultaron en valores de impacto de 40 J/cm² o superiores y fueron excelentes en tenacidad. Los n.º de ensayo 1 y 3 a 9, que tuvieron valores de grado α de segregación de Mn de 1,6 o inferiores y tuvieron índices de limpieza de 0,10 % o inferiores, resultaron en valores de impacto de 50 J/cm² o superiores y fueron excelentes particularmente en tenacidad.

10 Por otra parte, en cuanto a los n.º de ensayo 12 a 14 que usaron los n.º de acero 11 a 13, que no satisficieron la composición química definida por la presente invención, los valores de la rugosidad de altura máxima Rz fueron inferiores a 3,0 mm, resultaron en malas propiedades de adhesión de incrustaciones. Además, en cuanto a los n.º de ensayo 15 y 17 que usaron los n.º de acero 14 y 16, los valores de rugosidad de altura máxima Rz excedieron 10,0 mm debido a una cantidad insuficiente de desbarbado en la etapa de decapado después de la laminación en caliente, resultaron en malas propiedades de despegado de incrustaciones. Además, en cuanto al n.º de ensayo 16 que usó el n.º de acero 15, el valor de la rugosidad de altura máxima Rz fue inferior a 3,0 mm debido a una cantidad excesiva de desbarbado en la etapa de decapado después de la laminación en caliente, resultó en una mala propiedad de adhesión de incrustaciones.

20 En cuanto a los n.º de ensayo 18 y 19 que usaron los n.º de acero 17 y 18, el tiempo transcurrido desde la finalización de la laminación en bruto hasta el inicio de la laminación final en la etapa de laminación en caliente excedió de 10 segundos. Además, en cuanto al n.º de ensayo 20 que usó el n.º de acero 19, el contenido de Si fue inferior al intervalo especificado en la presente invención, y la temperatura del bobinado fue alta. Debido a ello, para los n.º de ensayo 18 a 20, sus valores de rugosidad de altura máxima Rz fueron inferiores a 3,0 mm. Además, las densidades numéricas de sus carburos excedieron $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ y, por tanto, sus propiedades de adhesión de incrustaciones fueron deficientes y sus valores de impacto fueron inferiores a 40 J/cm², de modo que no se obtuvo la tenacidad deseada.

25

Aplicabilidad industrial

30 Según la presente invención, es posible obtener una lámina de acero para tratamiento térmico que tiene una excelente propiedad de incrustaciones durante formación en caliente. Después, realizando tratamiento térmico o tratamiento de formación en caliente en la lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, es posible obtener una lámina de acero tratada térmicamente que tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o más y es excelente en tenacidad.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero para tratamiento térmico que tiene una composición química que comprende, en % en masa:

- 5 C: 0,05 a 0,50 %;
Si: 0,50 a 5,0 %;
Mn: 1,5 a 4,0 %;
P: 0,05 % o menos;
S: 0,05 % o menos;
10 N: 0,01 % o menos;
Ti: 0,01 a 0,10 %;
B: 0,0005 a 0,010 %;

y opcionalmente uno o más de:

- 15 Cr: 0 a 1,0 %;
Ni: 0 a 2,0 %;
Cu: 0 a 1,0 %;
Mo: 0 a 1,0 %;
20 V: 0 a 1,0 %;
Ca: 0 a 0,01 %;
Al: 0 a 1,0 %;
Nb: 0 a 1,0 %;
REM: 0 a 0,1 %; y
25 el resto: Fe e impurezas, en donde

la rugosidad de altura máxima Rz en una superficie de la lámina de acero es 3,0 a 10,0 mm, especificándose la rugosidad de altura máxima Rz en JIS B 0601 (2013), y

- 30 una densidad numérica de carburos que están presentes en la lámina de acero y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores:

- 35 grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, amplificando 2000 veces al microscopio de barrido electrónico y observando en una pluralidad de campos visuales, contando el número de campos visuales donde están presentes los carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores y calculando el número por 1 mm^2 , y en donde un grado α de segregación de Mn expresado por la siguiente fórmula (i) es 1,6 o inferior:

- 40
$$\alpha = [\text{Concentración máxima de Mn (\% en masa) en la parte central de grosor de lámina}]/[\text{Concentración media de Mn (\% en masa) en una posición de profundidad de } \frac{1}{4} \text{ del grosor de lámina desde la superficie}] \dots(i)$$

- 45 determinándose la Concentración máxima de Mn (% en masa) en la parte central de grosor de lámina: sometiendo la parte central del grosor de lámina de una lámina de acero a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionando los tres mayores valores medidos de los resultados del análisis, y calculando el valor medio de los valores medidos, determinándose la Concentración media de Mn en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde una superficie: sometiendo 10 puntos en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina de una lámina de acero a análisis en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, y calculando el valor medio de los mismos.

- 50 2. La lámina de acero para tratamiento térmico según la reivindicación 1, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

- 55 Cr: 0,01 a 1,0 %;
Ni: 0,1 a 2,0 %;
Cu: 0,1 a 1,0 %;
Mo: 0,1 a 1,0 %;
V: 0,1 a 1,0 %;
Ca: 0,001 a 0,01 %;
60 Al: 0,01 a 1,0 %;
Nb: 0,01 a 1,0 %; y
REM: 0,001 a 0,1 %.

- 65 3. La lámina de acero para tratamiento térmico según la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en donde un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555(2003) es 0,10 % o menos.