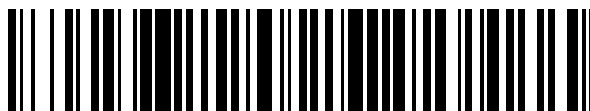


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 787 005**

51 Int. Cl.:

C21D 1/19	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C21D 6/00	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/14	(2006.01)
C21D 1/22	(2006.01)	C22C 38/20	(2006.01)
C22C 38/42	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/48	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.04.2016 PCT/JP2016/061425**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **13.10.2016 WO16163468**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.04.2016 E 16776634 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.02.2020 EP 3282030**

54 Título: **Miembro de lámina de acero tratado térmicamente, y método de producción para el mismo**

30 Prioridad:

08.04.2015 JP 2015079387
08.04.2015 JP 2015079390
15.07.2015 JP 2015141644
15.07.2015 JP 2015141647

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
14.10.2020

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 2 787 005 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 tratado térmicamente, y método de producción para el mismo

5 Campo técnico

La presente invención se refiere a un miembro de lámina de acero tratado térmicamente y a un método para el elemento de lámina de acero tratado térmicamente.

10 Antecedentes de la técnica

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.

Por ejemplo, como se desvela en los Documentos de patente 1 a 3, 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. Además, el Documento de patente 2 describe un cuerpo prensado sometido a formación por prensado en caliente que es excelente en tenacidad y tiene una resistencia a la tracción de 1,8 GPa o superior. Además, el Documento de patente 3 describe un material de acero que tiene una resistencia a la tracción muy alta de 2,0 GPa o superior y además tiene una buena tenacidad y ductilidad.

El documento EP2735620 describe un método para obtener un miembro de acero formado por prensado en caliente, que exhibe alta resistencia, alto alargamiento por tracción (ductilidad) y alta flexibilidad, teniendo por tanto excelentes características de deformación en el momento del choque por colisión (resistencia al choque), y es capaz de garantizar una excelente resistencia a la fractura retardada. Un método para producir un miembro de acero formado por prensado en caliente calentando una lámina de acero, que tiene una composición de componentes químicos que contiene 0,10 % (% en masa, y en lo sucesivo se aplicará lo mismo) a 0,30 % (inclusive) de C, 1,0 % a 2,5 % (inclusive) de Si, 1,0 % a 3,0 % (inclusive) de Si y Al en total y 1,5 % a 3,0 % (inclusive) de Mn, consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables, y formando por prensado en caliente la lámina de acero una o más veces. El método para producir un miembro de acero formado por prensado en caliente se caracteriza por que: la temperatura de calentamiento se establece en no menos del punto de transformación Ac3; la temperatura de inicio del prensado en caliente se establece en no más de la temperatura de calentamiento pero no menos que el punto Ms; y la velocidad de enfriamiento media desde (el punto Ms - 150) °C a 40 °C se establece en 5 °C/s o menos.

55 Lista de documentos de la técnica anterior

Documentos de patente

- Documento de patente 1: JP2002-102980A
- Documento de patente 2: JP2012-180594A
- Documento de patente 3: JP2012-1802A

Sumario de la invención

65 Problema técnico

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.

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 lo 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.

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 y la deformabilidad disminuyen y, por tanto, se produce una ruptura en la etapa inicial de choque y colapso de un miembro de automóvil, o se produce una ruptura en una región donde la deformación se concentra, 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 y ductilidad del material, que es una medida importante para la resistencia a la fractura y deformabilidad de un miembro de automóvil.

En cuanto a las técnicas descritas en los Documentos de patente 1 y 2, aunque se hace una descripción de resistencia a la tracción y tenacidad, no se tiene en cuenta la ductilidad. Además, según la técnica descrita en el Documento de patente 3, aunque es posible mejorar la resistencia a la tracción, tenacidad, y ductilidad, no se realizan estudios sobre cómo obtener una propiedad de escala adecuada, dejando espacio para la mejora.

La presente invención se realiza para resolver el problema anterior y tiene el objetivo de proporcionar un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tenga una buena propiedad de escala y una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o superior, y sea excelente en tenacidad y ductilidad. Tenga en cuenta que un miembro de lámina de acero, en particular, uno sometido a formación en caliente a menudo no es una lámina plana sino un cuerpo moldeado. Sin embargo, en la presente invención, el "miembro de lámina de acero tratado térmicamente" también incluye la carcasa de un cuerpo moldeado. Además, una lámina de acero que es un material de partida para el miembro de lámina de acero tratado térmicamente antes de someterse a tratamiento térmico también se denomina "lámina de acero para tratamiento térmico".

Solución al problema

La presente invención se realiza para resolver los problemas anteriores, y tiene como idea esencial el siguiente miembro de lámina de acero tratado térmicamente y método para producir el miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

(1) Un miembro de lámina de acero tratado térmicamente 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 %;
 P: 0,05 % o menos;
 S: 0,05 % o menos;
 N: 0,01 % o menos;
 Ti: 0,01 a 0,10 %;
 B: 0,0005 a 0,010 %;
 Cr: 0 a 1,0 %;
 Ni: 0 a 2,0 %;
 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 %;
 Nb: 0 a 1,0 %;

REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

el miembro de lámina de acero tiene una microestructura de acero que comprende:

- 5 martensita cuya relación en volumen es 90 % o superior medida mediante grabado con Nital y observación al microscopio óptico;
- y austenita retenida cuya relación en volumen es 5,0 % o superior medida por difracción de rayos X, una densidad numérica de carburo retenido que está presente en el miembro de lámina de acero y que tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 ,
- 10 un valor del parámetro k de transformación inducida por deformación expresado mediante la siguiente fórmula (i) es menos de 20,0 cuando se miden las siguientes propiedades mecánicas usando una muestra de lámina especificada en ASTM E8,
- 15 una resistencia a la tracción es 1,4 GPa o superior, y un alargamiento total es 8,0 % o superior:

$$k = (\log f_{v0} - \log f_v(0,02)) / 0,02 \quad \dots (i)$$

donde el significado de cada símbolo en la fórmula anterior es el siguiente:

- 25 f_{v0} : Relación en volumen de austenita retenida presente en el miembro de lámina de acero
 $f_v(0,02)$: Relación en volumen de austenita retenida presente en el miembro de lámina de acero después de que se aplique y descargue una deformación real de 0,02 del miembro.

- 30 (2) El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según (1) anterior, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

- 35 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 %;
 Al: 0,01 a 1,0 %;
 Nb: 0,01 a 1,0 %; y
 40 REM: 0,001 a 0,1 %.

- (3) El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según (1) o (2) anterior, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (ii) es 1,6 o inferior.

- 45 $\alpha = [\text{Concentración máxima de Mn (\% en masa) en la parte central del grosor de lámina}] / [\text{Concentración media de Mn (\% en masa) en una posición de profundidad de } 1/4 \text{ del grosor de lámina desde la superficie}] \dots (ii),$

- 50 la concentración máxima de Mn (% en masa) en la parte central del grosor de la lámina se determina sometiendo la parte central del grosor de la lámina de una lámina de acero al análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos, determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis
- 55 usando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.

- (4) El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de (1) a (3) anteriores, en donde un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003) es 0,10 % o inferior.

- (5) Un método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, comprendiendo el método:

- 60 laminar en caliente de una plancha incluyendo laminación en bruto y laminación de acabado para obtener una lámina de acero laminada en caliente, en donde una temperatura de inicio de laminación en caliente se establece en un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, una temperatura de finalización de laminación en caliente se establece en 950 °C o superior, se realiza opcionalmente desincrustación después de la laminación en bruto, y el período de tiempo entre la finalización de la laminación en bruto y el inicio de la laminación de acabado se establece en 10 segundos o inferior,
- 65 bobinar la lámina de acero laminada en caliente a la temperatura de bobinado de 500 a 650 °C,

desincrustar la lámina de acero laminada en caliente por decapado, en donde la cantidad de desbarbado mediante el decapado se establece en 1,0 a 15,0 μm , para obtener una lámina de acero para tratamiento térmico,

calentar la lámina de acero para tratamiento térmico hasta un intervalo de temperatura desde un punto AC_3 al punto $\text{Ac}_3 + 200\text{ }^\circ\text{C}$ a una velocidad media de aumento de temperatura de $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ o más;

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el intervalo de temperatura a un punto Ms a una velocidad de enfriamiento crítica superior o mayor; y

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el punto Ms a $100\text{ }^\circ\text{C}$ a una velocidad media de enfriamiento de $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ o inferior, en donde

la lámina de acero para tratamiento térmico 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 %;

P: 0,05 % o menos;

S: 0,05 % o menos;

N: 0,01 % o menos;

Ti: 0,01 a 0,10 %;

B: 0,0005 a 0,010 %;

Cr: 0 a 1,0 %;

Ni: 0 a 2,0 %;

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 %;

Nb: 0 a 1,0 %;

REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

una rugosidad de altura máxima Rz en una superficie de la lámina de acero para tratamiento térmico especificada por JIS B 0601 (2013) es 3,0 a 10,0 μm , y

una densidad numérica de carburos que están presentes en la lámina de acero y tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .

(6) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según (5) anterior, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

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 %;

Al: 0,01 a 1,0 %;

Nb: 0,01 a 1,0 %; y

REM: 0,001 a 0,1 %.

(7) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según (5) o (6) anteriores, en donde una densidad numérica de carburo retenido presente en el miembro de lámina de acero es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .

(8) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de (5) a (7) anteriores, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (ii) es 1,6 o inferior.

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

la concentración máxima de Mn (% en masa) en la parte central del grosor de la lámina se determina sometiendo la parte central del grosor de la lámina de una lámina de acero al análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos, determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis usando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.

(9) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de (5) a (8) anteriores, en donde un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003) es 0,10 % o inferior.

(10) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de (5) a (9) anteriores, en donde la lámina de acero se somete a formación en caliente después de calentarse hasta el intervalo de temperatura y antes de enfriarse al punto Ms.

15 Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o superior y es excelente en tenacidad y ductilidad.

20 Descripción de realizaciones

Los presentes inventores realizaron estudios intensivos de la relación entre componente químico y microestructura de acero para obtener un miembro de lámina de acero que tiene una buena propiedad de escala y es excelente en tenacidad y ductilidad, con el resultado de que se obtuvieron los siguientes descubrimientos.

(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 Ac₃ o superior, transporta rápidamente para no provocar que precipite ferrita, y enfría rápidamente por presión de troquel hasta una temperatura de inicio de transformación martensítica (punto Ms), mediante lo que se obtiene una estructura martensítica que tiene una alta resistencia.

(b) Sin embargo, los presentes inventores llevaron a cabo una investigación detallada sobre la microestructura de acero, y los resultados revelaron que un miembro de lámina de acero después de la etapa de tratamiento térmico está, en algunos casos, no hecho de una microestructura de acero que consiste en martensita. La siguiente razón se considera la causa de este hecho. Dentro de un intervalo de temperatura de punto Ms o inferior en el proceso de enfriamiento rápido, la generación de calor con transformación disminuye la velocidad de enfriamiento. Como resultado, la martensita generada se templea en el acto (templado automático), el carbono se difunde y segrega en austenita no transformada, y la austenita se retiene en aproximadamente 1 a 2 %. Además, en alguna condición de laminado en caliente o recocido, los carburos que precipitan se retienen incluso después de la etapa de tratamiento térmico.

(c) Los presentes inventores realizaron estudios detallados adicionales sobre la influencia de la austenita retenida inevitablemente incluida en un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, en las propiedades del miembro de lámina de acero. Un acero que tiene una microestructura de acero compuesta que está basada en ferrita e incluye austenita retenida es excelente en ductilidad por el efecto de plasticidad inducida por transformación (TRIP) usando transformación inducida por deformación de la austenita retenida. Por otra parte, hasta ahora no ha quedado claro si el efecto TRIP funciona eficazmente en un acero que tiene una microestructura de acero compuesta que está basada en martensita e incluye austenita retenida, tal como un material de acero de ultraalta resistencia.

(d) Los presentes inventores llevaron a cabo una investigación sobre cómo se transforma la austenita retenida durante la deformación de un material de acero, y los resultados revelaron que el efecto TRIP también se produce en un acero basado en martensita, mejorando la ductilidad. Además, los inventores llevaron a cabo un ensayo de evaluación de tenacidad tal como el ensayo de impacto Charpy y descubrieron que el efecto TRIP de la austenita retenida mejora ductilidad así como tenacidad.

(e) La cantidad de austenita retenida en la microestructura de acero de un miembro de lámina de acero puede aumentarse enormemente optimizando un diseño de componente en elementos tales como C, Si, y Mn.

(f) Para mejorar la seguridad contra choques, el alargamiento uniforme ha recibido atención. Sin embargo, la mejora del alargamiento local también es importante para inhibir la ruptura en colisión.

(g) Cuando los carburos gruesos están presentes excesivamente en una lámina de acero para tratamiento térmico, y muchos carburos se retienen en los límites de grano después del tratamiento térmico, la dureza de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente se deteriora y, además, disminuye el alargamiento local, resultando en el deterioro de la seguridad contra choques. Por esta razón, la densidad numérica de carburo retenido presente en un miembro de lámina de acero debe establecerse en un valor especificado o menos.

(h) En cuanto a la propiedad de escala, haciendo que la cantidad de Si en el acero en una lámina de acero antes del tratamiento térmico sea mayor que la de las láminas de acero convencionales, es posible obtener una propiedad de escala deseada.

(i) Al determinar el grado de segregación de Mn contenido en una lámina de acero para tratamiento térmico y

disminuir el grado de segregación, la resistencia de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente mejora aún más.

5 (j) Las inclusiones incluidas en un miembro de lámina de acero tienen una gran influencia en la tenacidad de una lámina de acero de alta 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.

10 (A) Composición química de miembro de lámina de acero tratado térmicamente y lámina de acero para tratamiento térmico

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".

15 C: 0,05 a 0,50 %

C (carbono) es un elemento que aumenta la templabilidad de un acero y mejora la resistencia de un miembro de lámina 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 miembro de lámina 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 miembro de lámina 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.

25 Si: 0,50 a 5,0 %

Si (silicio) es un elemento que aumenta la templabilidad de un acero y mejora la resistencia de un material de acero a través del fortalecimiento de la solución sólida. Además, Si apenas se disuelve en carburos y, por tanto, Si suprime la precipitación de carburos durante la formación en caliente, promoviendo la concentración de C en austenita no transformada. Como resultado, el punto Ms disminuye significativamente y se retiene una gran cantidad de austenita sometida a un fortalecimiento de solución sólida. Además, 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.

40 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 retenidos 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.

50 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.

Mn: 1,5 a 4,0 %

55 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

65 P (fósforo) es un elemento que degrada la tenacidad de un miembro de lámina de acero después de templado. En particular, un contenido de P mayor de 0,05 % resulta en una degradación significativa de la tenacidad. En

ES 2 787 005 T3

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

5 S (azufre) es un elemento que degrada la tenacidad de un miembro de lámina 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.

10 N: 0,01 % o menos

15 N (nitrógeno) es un elemento que degrada la tenacidad de un miembro de lámina 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 lo tanto, el contenido de N se establece preferentemente en 0,0002 % o más, más preferentemente se establece en 0,0008 % o más.

20 Ti: 0,01 a 0,10 %

25 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 A_{c3} o superior. Por esta razón, contener Ti proporciona el efecto de mejorar considerablemente la tenacidad de un miembro de lámina 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, dando como resultado una disminución en la resistencia de un miembro de lámina 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.

35 B: 0,0005 a 0,010 %

40 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, dando como resultado una degradación en la tenacidad de un miembro de lámina 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.

45 El miembro de lámina de acero tratado térmicamente y una lámina de acero para tratamiento térmico antes del tratamiento térmico según la presente invención pueden 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.

50 Cr: 0 a 1,0 %

55 Cr (cromo) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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 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 anterior, el contenido de Cr es preferentemente 0,01 % o más, más preferentemente 0,05 % o más.

65 Ni: 0 a 2,0 %

5 Ni (níquel) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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.

Cu: 0 a 1,0 %

10 Cu (cobre) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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. 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.

15 Mo: 0 a 1,0 %

20 Mo (molibdeno) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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.

V: 0 a 1,0 %

25 V (vanadio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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.

30

Ca: 0 a 0,01 %

35 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 lo 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. Para obtener el efecto anterior, el contenido de Ca se establece preferentemente en 0,001 % o más, más preferentemente 0,002 % o más.

40 Al: 0 a 1,0 %

45 Al (aluminio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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.

Nb: 0 a 1,0 %

50 Nb (niobio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por lo 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.

55

REM: 0 a 0,1 %

60 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 lo 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.

65 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).

5 En cuanto a la composición química del miembro de lámina de acero tratado térmicamente y la lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, el resto consiste en Fe e impurezas.

10 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.

(B) Microestructura de acero del miembro de lámina de acero tratado térmicamente

15 El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención tiene una microestructura de acero que consiste principalmente en martensita y en donde la relación en volumen de austenita retenida es 5,0 % o superior. La martensita presente en este miembro de lámina de acero es martensita revenida automáticamente. Además, La microestructura de acero que consiste principalmente en martensita significa una microestructura de acero en donde la relación en volumen de martensita es 90 % o superior. Un miembro de lámina de acero puede tener microestructuras de acero entremezcladas tales como ferrita, perlita, y bainita, y estas microestructuras de 20 acero se toleran siempre que la relación en volumen total de las mismas sea 5,0 % o inferior.

Austenita retenida: 5,0 % o superior

25 La austenita retenida experimenta una transformación martensítica durante deformación, para evitar estricción y promover la templabilidad de trabajo, mejorando la ductilidad. En particular, cuando la relación en volumen de austenita retenida es menor de 5,0 %, la ductilidad disminuye significativamente, lo que aumenta el riesgo de ruptura de un miembro de lámina de acero con tratamiento térmico de ultraalta resistencia, resultando en una disminución en la seguridad contra choques. Por tanto, la relación en volumen de austenita retenida se establece en 5,0 % o más. 30 Por otra parte, en cuanto al límite superior de la relación en volumen de austenita retenida, no se proporciona un límite especial. Sin embargo, una relación en volumen excesiva de austenita retenida da como resultado una disminución de resistencia y, por tanto, la relación en volumen de austenita retenida es preferentemente 10 % o inferior.

35 Una técnica normal para medir la fracción de fase (relación en volumen) de una microestructura de acero que contiene una segunda fase, austenita retenida incluida, es una técnica que utiliza la difracción de rayos X. Esta es una técnica en la que las intensidades de rayos X difractados de una primera fase (estructura martensítica, red cúbica centrada en el cuerpo) y una segunda fase (fase de austenita retenida, red cúbica centrada en las caras) se miden con un detector, y a partir de las relaciones de área de sus curvas de difracción, se miden las relaciones en volumen de las fases respectivas. La técnica permite la medición del porcentaje en volumen de austenita retenida en 40 un miembro de lámina de acero con alta precisión. En el caso de que se mezclen austenita retenida, así como ferrita y similares, pueden distinguirse fácilmente entre sí al microscopio óptico y, por tanto, es posible medir el porcentaje en volumen de martensita, estando la principal microestructura de acero en un miembro de lámina de acero con alta precisión.

45 (C) Carburo retenido: $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos

Al realizar el tratamiento térmico, puede asegurarse una templabilidad suficiente mediante la redisolución de carburos que están típicamente presentes en el acero. Sin embargo, cuando parte de los carburos no se redisuelve sino que se retiene, no se puede asegurar la suficiente templabilidad, y la ferrita, que es de baja resistencia, 50 precipita. Por tanto, ya que se retienen menos carburos, aumenta la templabilidad, permitiendo asegurar una alta resistencia.

Además, la presencia de una gran cantidad de carburos retenidos en una lámina de acero antes del tratamiento térmico no solo resulta en una disminución de la templabilidad, sino que también hace que el carburo retenido se acumule en los límites de grano y anteriores, fragilizando los límites del grano. Además, una cantidad excesiva de carburo retenido hace que el carburo retenido sirva como punto de partida de huecos durante deformación, lo que facilita el acoplamiento de los huecos y, por tanto, la ductilidad, en particular, el alargamiento local de un miembro de 55 lámina de acero disminuye, resultando en una degradación en la seguridad contra choques.

60 En particular, la densidad numérica de carburo retenido que está presente en un miembro de lámina de acero después del tratamiento térmico y que tiene diámetros equivalentes circulares de $0,1 \mu\text{m}$ o superiores excede $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$, la dureza y ductilidad del miembro de lámina de acero después del tratamiento térmico se degrada. Por esta razón, la densidad numérica de carburo retenido presente en un miembro de lámina de acero tratado térmicamente y que tiene diámetros equivalentes circulares de $0,1 \mu\text{m}$ o superior se establece en $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o 65 menos. Tenga en cuenta que la densidad numérica de carburo que está presente en una lámina de acero antes del tratamiento térmico y tiene diámetros equivalentes circulares de $0,1 \mu\text{m}$ o superior se establece en $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o

menos. 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) Propiedad mecánica del miembro de lámina de acero tratado térmicamente

Como se ha descrito anteriormente, el efecto TRIP que utiliza transformación inducida por deformación de austenita retenida permite obtener una alta ductilidad. Sin embargo, cuando la austenita retenida se transforma con baja de formación, no puede esperarse un aumento de ductilidad por efecto TRIP. En otras palabras, es necesario controlar no solo la cantidad de austenita retenida, sino también la naturaleza de la austenita retenida.

Específicamente, cuando el valor de un parámetro k de transformación inducida por deformación, que se expresa mediante la siguiente fórmula (i), se vuelve elevado, la austenita retenida se transforma con baja de formación. En consecuencia, el valor del parámetro k de transformación inducida por deformación debe establecerse en menos de 20,0.

$$k = (\log f_{v0} - \log f_v(0,02)) / 0,02 \quad \dots (i)$$

donde el significado de cada símbolo en la fórmula anterior es el siguiente.

f_{v0} : Relación en volumen de austenita retenida presente en un miembro de lámina de acero

$f_v(0,02)$: Relación en volumen de austenita retenida presente en un miembro de lámina de acero después de que se aplique una deformación real de 0,02 y se descargue del miembro

Lo que determina si la austenita retenida se transforma bajo una de formación aplicada se considera la cantidad de C disuelto en la austenita retenida. Dentro del intervalo del contenido de Mn según la presente invención, existe una correlación positiva entre la cantidad de austenita retenida y la cantidad de C disuelto. Por ejemplo, cuando la cantidad de C disuelto es aproximadamente 0,8 %, el valor anterior de k se convierte en aproximadamente 15, y cuando la cantidad de C disuelto es aproximadamente 0,2 %, el valor anterior de k se convierte en aproximadamente 53.

Se supone que el miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o superior y tiene un alargamiento total de 8,0 % o más. Esto se debe a que, al tener una resistencia a la tracción tan alta como 1,4 GPa o superior y tener una ductilidad tan excelente como un alargamiento total de 8,0 % o superior, es posible satisfacer una demanda para establecer la compatibilidad entre la eficacia del combustible y la seguridad contra choques.

Para lograr una excelente ductilidad y una mayor seguridad contra choques como se describió anteriormente, es deseable aumentar no solo el alargamiento uniforme sino también el alargamiento local. Desde dicho punto de vista, el alargamiento local se establece preferentemente en 2,8 % o superior.

En la presente invención, se supone que para la medición de las propiedades mecánicas anteriores incluyendo el parámetro k de transformación inducida por deformación, resistencia a la tracción, alargamiento total, y alargamiento local, se utiliza una muestra de lámina de tamaño medio del estándar ASTM E8. Específicamente, se realiza un ensayo de tracción de conformidad con las especificaciones de la norma ASTM E8, donde se realiza un ensayo de tracción a temperatura ambiente en una muestra de lámina que tiene un grosor de 1,2 mm, una longitud de parte paralela de 32 mm y un ancho de parte paralela de 6,25 mm, a una velocidad de deformación de 3 mm/min, y se mide una resistencia máxima (resistencia a la tracción). Además, se realizan marcas a intervalos de 25 mm con antelación en una parte paralela de la muestra de ensayo de tracción, y se mide un porcentaje de alargamiento (alargamiento total) con muestras rotas colindantes entre sí. Después, se determina un alargamiento local como un valor obtenido restando una deformación plástica a una resistencia máxima (alargamiento uniforme) a partir del alargamiento total.

(E) Grado de segregación de Mn del miembro de lámina de acero tratado térmicamente

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

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

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 (ii), excede de 1,6, la tenacidad puede degradarse. Por tanto, para mejorar la tenacidad, Es preferente establecer el valor de α de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente en 1,6 o inferior. Para mejorar adicionalmente la tenacidad, Es más preferente

establecer el valor de α en 1,2 o inferior.

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

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.

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, controlando la situación de segregación de una lámina de acero para tratamiento térmico, es posible controlar la situación de segregación de un miembro de lámina de acero sometido a tratamiento térmico después, de la misma manera.

(F) Limpieza del miembro de lámina de acero tratado térmicamente

Índice de limpieza: 0,10 % o inferior

Cuando un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que incluye gran cantidad de inclusiones de tipo A, tipo B y tipo C descritas en JIS G 0555 (2003), las inclusiones causan una degradación en la 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 miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene 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 un miembro de lámina de acero tratado térmicamente 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 lo 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 miembro de lámina de acero tratado térmicamente también se puede establecer 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 miembro de lámina de acero tratado térmicamente puede determinarse mediante el siguiente método. A partir de una lámina de acero para tratamiento térmico o un miembro de lámina 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.

(G) Rugosidad superficial de lámina de acero para tratamiento térmico

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

En cuanto a la rugosidad superficial de una lámina de acero para tratamiento térmico como material de partida antes del tratamiento térmico para el miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención, no se proporciona un límite especial. Sin embargo, para obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente con excelente propiedad de adhesividad de incrustaciones en formación en caliente, es preferente usar una lámina de acero que tenga una rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 a 10,0 μm en su superficie de lámina de acero, especificándose la rugosidad de altura máxima Rz en JIS B 0601 (2013). Al establecer la rugosidad de altura máxima Rz de una superficie de lámina de acero en 3,0 μm 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 10,0 μm , se dejan incrustaciones en la etapa del tratamiento de retirada de incrustaciones tal como granallado en algunos casos, que causa un defecto de indentación.

Al establecer la rugosidad de altura máxima Rz en la superficie de una lámina de acero de 3,0 a 10,0 μm , 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.

5 En el caso de que se realice el conformado en caliente en una lámina de acero que tiene una rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 µm 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.

10 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.

15 Además, como se mencionó anteriormente, contener Si hace que se genere Fe₂SiO₄ 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 escala de 5 µm o menor proporciona una excelente propiedad de adhesividad de incrustaciones.

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

25 En cuanto a las condiciones para producir una lámina de acero para tratamiento térmico que es una lámina de acero antes del tratamiento térmico para ser un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención. El uso del siguiente método de producción permite la producción de una lámina de acero para tratamiento térmico que tiene la microestructura de acero mencionada anteriormente. El siguiente método de producción implica, por ejemplo, realizar laminación en caliente, decapado, laminación en frío, y tratamiento de recocido.

30 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.

40 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.

45 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 tiempo de remojo es 20 a 50 horas.

50 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.

55 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.

60 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 re 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 el laminado en caliente se proporcionan como aquellas en las que la temperatura de inicio del laminado en caliente se establece dentro de un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, y la temperatura de finalización del laminado en caliente se establece en 950 °C o más, 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. Como 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 del bobinado se establece entre 500 y 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 laminado en caliente se somete a un tratamiento de desincrustación por decapado. 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 por decapado se establece en 1,0 a 15,0 μm, preferentemente 2,0 a 10,0 μm.

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.

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.

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.

(I) Método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente

Al realizar un tratamiento térmico en la lámina de acero anterior para tratamiento térmico, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una alta resistencia y es excelente en tenacidad y ductilidad. 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.

Etapas de calentamiento

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, lo que aumenta el riesgo de una degradación en la resistencia de un miembro de lámina de acero después del enfriamiento. A diferencia de esto, realizando una etapa de calentamiento que satisfaga la condición anterior, Es posible evitar una degradación en la resistencia de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

Etapas de enfriamiento

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 este modo es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que es excelente en tenacidad y ductilidad.

La velocidad de enfriamiento crítico superior está muy influida por el contenido de Mn Dentro del intervalo del contenido de Mn especificado en la presente invención, la velocidad de enfriamiento crítico superior es de aproximadamente 1 a 30 °C/s. Para la formación de una microestructura de acero, el límite inferior de una velocidad de enfriamiento media hasta el punto M_s puede ser 1 °C/s para algún componente de una lámina de acero. Sin embargo, desde el punto de vista de la formación de incrustaciones, se necesita una velocidad de enfriamiento hasta cierto punto, y la velocidad de enfriamiento puede establecerse en, por ejemplo, 10 °C/s o más, o puede establecerse en 45 °C/s o más, como se mostrará en los ejemplos.

Además, como se mencionó anteriormente, la rugosidad de altura máxima R_z de una lámina de acero se ajusta de 3,0 a 10,0 μm . Una rugosidad de altura máxima R_z de menos de 3,0 μm conduce a una disminución en la propiedad de adhesividad de incrustaciones en los procesos de calentamiento, trabajo, y enfriamiento, que hace que las

incrustaciones se despeguen parcialmente, resultando en una gran variación en la velocidad de enfriamiento. Una rugosidad de altura máxima Rz de más de 10,0 μm también da como resultado una gran variación en la velocidad de enfriamiento debido al perfil de irregularidad superficial. Como se deduce de lo anterior, ajustando la rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 a 10,0 μm , se mejora el control de temperatura y se reduce una variación en las propiedades de un producto.

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 A_{c3} al punto $A_{c3} + 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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.

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.

En el tratamiento térmico anterior, después del calentamiento al intervalo de temperatura desde el punto CA_3 al punto $A_{c3} + 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ y antes del enfriamiento al punto M_s , puede realizarse una formación en caliente tal como la estampación en caliente mencionada anteriormente. Como formación en caliente, existen la flexión, estampado, pandeo, expansión de orificio, rebordeado, y similar. 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.

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

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.

[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)															REM	
	C	Si	Mn	P	S	N	Ti	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Al		Nb
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	0,27	0,20 *	2,30	0,009	0,0016	0,0036	0,022	0,0031	0,21	-	-	-	-	0,001	0,06	-	-
12	0,26	0,30 *	0,60*	0,016	0,0018	0,0031	0,023	0,0021	0,31	0,2	-	0,2	-	-	0,07	-	-
13	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
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	0,25	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.

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.

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 18).

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 carburo que tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 µm o superior, 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 tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 µm o superiores, y se calculó un número por 1 mm².

La medición del grado de segregación de Mn se realizó en el siguiente procedimiento. La parte media del 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.

Como se ha mencionado anteriormente, dado que el grado de segregación de Mn y el valor del índice de limpieza no cambian mucho por la formación en caliente, el grado α de segregación Mn y el valor del índice de limpieza anteriores se determinaron como el grado α de segregación Mn y el valor del índice de limpieza, de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

La Tabla 2 también muestra los resultados de medición de la presencia/ausencia del 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 del laminado en caliente y la temperatura del bobinado de una lámina de acero laminada en caliente, la cantidad de desbarbado por decapado, así como, la rugosidad de altura máxima Rz, rugosidad media aritmética Ra, y densidad numérica de carburo de una lámina de acero para tratamiento térmico. La Tabla 4 que se describirá posteriormente muestra los resultados de medición del grado α de segregación de Mn y el índice de limpieza.

[Tabla 2]

60

Tabla 2

N.º de acero	Temperatura <i>liquidus</i> (°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 (µm)	Rugosidad de altura máxima Rz (µm)	Rugosidad media aritmética Ra (µm)	Densidad numérica de carburos (/mm ²)
1	1505	1540	3,2	presencia	ausencia	8	970	550	7,2	6,0	1,2	7,3×10 ³
2	1506	1508	3,2	ausencia	ausencia	7	960	550	7,3	6,2	1,2	7,4×10 ³
3	1503	1542	3,1	presencia	ausencia	8	980	550	7,1	6,2	1,0	7,5×10 ³
4	1505	1530	3,2	presencia	ausencia	7	980	540	11,2	3,9	0,4	7,3×10 ³
5	1504	1521	2,6	presencia	ausencia	8	970	550	3,1	8,2	2,1	7,4×10 ³
6	1506	1533	3,4	presencia	ausencia	8	990	530	6,1	7,6	1,4	7,2×10 ³
7	1508	1537	2,6	ausencia	1250 °C×24h	6	980	560	6,1	7,2	1,5	7,5×10 ³
8	1506	1547	2,9	ausencia	1250 °C×24h	7	990	550	7,2	6,2	1,1	7,4×10 ³
9	1506	1508	3,5	ausencia	ausencia	7	980	550	9,1	5,0	1,0	7,1×10 ³
10	1506	1540	7,4	ausencia	ausencia	7	980	540	7,9	5,6	1,1	7,2×10 ³
11	1500	1532	3,6	presencia	ausencia	8	990	550	12,5	2,0	0,2	7,5×10 ³
12	1514	1568	4,2	presencia	ausencia	6	980	560	12,1	2,4	0,2	7,5×10 ³
13	1502	1530	3,1	presencia	ausencia	7	980	550	0,2	13,1	1,1	7,5×10 ³
14	1502	1535	3,1	presencia	ausencia	7	980	540	18,9	2,4	0,3	7,4×10 ³
15	1502	1532	3,2	presencia	ausencia	7	990	550	0,9	11,1	1,5	7,5×10 ³
16	1502	1540	3,1	presencia	ausencia	18	960	560	7,1	2,6	0,2	9,7×10 ³
17	1502	1536	3,1	presencia	ausencia	15	840	550	7,1	2,4	1,0	9,6×10 ³
18	1507	1538	4,0	presencia	ausencia	8	990	700	11,5	2,2	0,3	9,8×10 ³

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 que se muestran posteriormente en la Tabla 3 que simula la formación en caliente. La Tabla 3 también muestra el punto A_{c3} y punto M_s de cada lámina de acero. Después del enfriamiento, se cortó una región remojada de cada muestra y se sometió a un ensayo de tracción, un ensayo de impacto Charpy, un ensayo de difracción de rayos X, y observación microscópica.

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. 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.

Después, cada una de las muestras se unió a un medidor de deformación (KFG-5 de Kyowa Electronic Instruments Co., Ltd., longitud del medidor: 5 mm) y sometió a ensayo de tracción a temperatura ambiente a una velocidad de deformación de 3 mm/min, mediante lo que se midió una resistencia máxima (resistencia a la tracción). Además, se hicieron marcas a intervalos de 25 mm con antelación en una parte paralela de la muestra de ensayo de tracción, y se midió un porcentaje de alargamiento (alargamiento total) con muestras en ruptura colindantes entre sí. Después, se determinó un alargamiento local como un valor obtenido restando una deformación plástica a una resistencia máxima (alargamiento uniforme) del alargamiento total.

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 $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. En la presente invención, el caso en que el valor de impacto fue 40 J/cm^2 o superior se evaluó como excelente en tenacidad.

En el ensayo de difracción de rayos X, se hizo uso de una muestra (grosor 1,1 mm) obtenida sometiendo la superficie de la muestra tratada térmicamente a pulido químico usando ácido fluorhídrico y agua con peróxido de hidrógeno, hasta una profundidad de 0,1 mm. Específicamente, la muestra después del pulido químico se midió usando un tubo de Co en un intervalo de 45° a 105° en términos de 2θ . A partir del espectro de difracción de rayos X resultante, se determinó la relación en volumen de austenita retenida f_{v0} .

Además, la muestra tratada térmicamente anterior se trabajó en la muestra de ensayo de tracción anterior y una cierta deformación plástica (deformación real: $\epsilon = 0,02$) se aplicó y descargó de la muestra de ensayo de tracción, a partir de lo que se fabricó la muestra anterior para difracción de rayos X, y se determinó la relación en volumen de austenita retenida $f_v(0,02)$. A partir de estas relaciones en volumen, se calculó el parámetro k de transformación inducida por deformación expresado por la siguiente fórmula (i) y se usó como índice de un aumento en ductilidad por el efecto TRIP. Como con k mayor, la austenita retenida se transforma con una deformación menor, la prevención de estricción con una alta deformación, es decir, un aumento de ductilidad por efecto TRIP, puede no esperarse.

$$k = (\log f_{v0} - \log f_v(0,02)) / 0,02 \quad \dots (i)$$

donde el significado de cada símbolo en la fórmula anterior es el siguiente.

f_{v0} : Relación en volumen de austenita retenida presente en un miembro de lámina de acero

$f_v(0,02)$: Relación en volumen de austenita retenida presente en un miembro de lámina de acero después de que se aplique una deformación real de 0,02 y se descargue del miembro

Además, la superficie de la muestra tratada térmicamente anterior se sometió a un trabajo especular, posteriormente se grabó con una solución de 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 retenidos que tenían diámetros equivalentes circulares de $0,1\text{ }\mu\text{m}$ o superior, y se calculó un número por 1 mm^2 . Además, la superficie de la muestra tratada térmicamente anterior se sometió a un trabajo especular, y posteriormente se sometió a grabado con Nital. Después, la microestructura de acero del mismo se observó al microscopio óptico, se midió la fracción de área de martensita que es una microestructura de acero principal, y se determinó el valor de la fracción de área como la relación en volumen de la martensita.

Además, la otra de las muestras extraídas se sometió a calentamiento por energización en las condiciones de tratamiento térmico que se muestran posteriormente en la Tabla 3 que simulan 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.

5 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, se determinó que el caso donde un resultado es "OO" u "O" es excelente en la propiedad de adhesividad de incrustaciones.

- 15 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

20 Posteriormente, muestras distintas de las que se evaluaron como "xx" en la evaluación anterior de la propiedad de adhesividad de incrustaciones se sometieron adicionalmente a una prueba de despegado de cinta en la que la cinta adhesiva se unió 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, se determinó que el caso donde un resultado es "OO" u "O" es 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.

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

[Tabla 3]

Tabla 3

N.º de ensayo	N.º de acero	Punto de transformación		Etapa de calentamiento			Etapa de enfriamiento	
		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)
1	1	917	392	12	950	240	80	2,0
2	2	916	393	12	950	230	80	2,0
3	3	915	388	12	950	220	79	1,0
4				26	950	200	45	2,0
5				5	950	180	66	4,8
6				20	950	200	76	12,0
7				16	950	200	58	20,0
8				19	950	200	72	150,0
9				2	1150	200	80	5,0
10	4	828	394	10	900	150	80	2,5
11	5	1006	369	30	1020	200	79	3,1
12	6	927	339	4	950	150	90	3,8
13	7	935	358	16	950	200	79	1,2
14				14	950	160	59	2,3
15				19	950	160	65	3,4
16				26	950	160	45	4,1
17				22	950	160	77	321,0
18				3	1150	160	65	3,9
19	8	924	394	26	950	150	66	1,5
20				19	950	140	82	1,8
21				16	950	140	43	2,5
22				14	950	140	69	4,0
23				17	950	140	66	405,0

(continuación)

N.º de ensayo	N.º de acero	Punto de transformación		Etapa de calentamiento			Etapa de enfriamiento	
		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)
24				4	1200	140	55	2,5
25	9	873	369	29	880	150	78	2,6
26	10	880	361	15	900	150	80	3,9
27	11 *	780	358	10	900	150	98	4,1
28	12 *	836	419	10	900	200	86	4,5
29	13	913	385	10	950	200	80	1,2
30	14	913	385	10	950	200	80	1,2
31	15	913	385	10	950	200	80	1,2
32	16	913	385	10	950	200	80	1,2
33	17	913	385	10	950	200	80	390,0
34	18 *	850	420	35	920	5	70	2,8

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

La Tabla 4 muestra los resultados del ensayo de tracción, el ensayo de impacto Charpy, el ensayo de difracción de rayos X, la observación microscópica, y el ensayo de evaluación de propiedad de incrustaciones.

5

[Tabla 4]

Tabla 4

N.º de ensayo	N.º de acero	Relación en volumen de y retenida (% vol.)	Relación en volumen de martensita (% vol.)	Densidad numérica de carburo retenido (/mm)²	Grado a de segregación de Mn	Índice de limpieza (%)	Resultado del ensayo									
							valor k	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento total (%)	Alargamiento local (%)	TSxEL (% MPa)	Valor de impacto (J/cm²)	Propiedad de adhesión de incrustaciones	Propiedad de despegado de incrustaciones		
1	1	6,7	93	3,2X10³	0,5	0,03	9,0	1650	10,2	3,2	16830	59	OO	OO	Ejemplo inventivo	
2	2	6,8	93	3,2X10³	1,8	0,12	8,6	1658	10,5	2,9	17409	44	OO	OO		
3		7,7	92	3,1 x10³	0,4	0,02	4,0	1650	11,9	3,2	19470	58	OO	OO		
4		6,6	91	3,4X10³	0,4	0,02	10,0	1674	10,7	3,5	17915	56	OO	OO		
5		5,6	92	3,4X10³	0,4	0,02	16,8	1742	9,6	3,0	16723	55	OO	OO		
6	3	4,0*	93	3,3X10³	0,4	0,02	22,2*	1722	7,8*	2,8	13432	48	OO	OO		
7		3,3*	94	3,1 X10³	0,4	0,02	26,2*	1755	7,8*	2,5	13688	44	OO	OO		
8		0,6*	99	3,2X10³	0,4	0,02	31,1*	1825	5,3*	2,3	9723	41	OO	OO		
9		5,3	94	27X10³	0,4	0,02	19,8	1320*	14,7	5,8	19404	75	OO	OO		
10	4	6,1	93	3,8X10³	1,0	0,03	12,1	1882	10,4	3,6	19574	52	O	OO		
11	5	6,0	92	2,9X10³	1,1	0,01	14,0	1690	10,1	3,2	17065	59	OO	OO		
12	6	5,6	92	3,6X10³	0,8	0,02	15,5	1697	9,9	3,0	16798	60	OO	OO		
13		7,3	91	3,2X10³	0,5	0,02	4,9	1716	12,0	4,2	20597	56	OO	OO		
14		6,4	92	3,2X10³	0,5	0,02	11,3	1739	10,6	3,2	18435	54	OO	OO		
15	7	5,8	93	3,3X10³	0,5	0,02	14,7	1753	10,3	3,0	18054	53	OO	OO		
16		5,6	92	3,4X10³	0,5	0,02	16,3	1759	9,8	3,1	17242	52	OO	OO		
17		0,5*	98	3,4X10³	0,5	0,02	30,7*	1912	4,4*	2,6	8352	41	OO	OO		
18		5,2	94	2,5X10³	0,5	0,02	19,2	1358*	13,3	5,0	18061	72	OO	OO		
19		7,1	91	3,6X10³	0,9	0,04	7,2	1794	11,1	3,8	19968	58	OO	OO		
20		6,6	93	3,5X10³	0,9	0,04	9,0	1801	10,9	3,2	19625	54	OO	OO		
21	8	6,3	91	3,5X10³	0,9	0,04	12,1	1812	10,5	3,3	19000	54	OO	OO		
22		5,6	93	3,4X10³	0,9	0,04	16,1	1829	9,9	3,0	18090	52	OO	OO		
23		0,3*	99	3,6X10³	0,9	0,04	30,3*	1990	4,1*	2,4	8110	39	OO	OO		
24		5,6	94	2,4X10³	0,9	0,04	17,8	1325*	14,5	5,0	19213	70	OO	OO		
25	9	6,3	93	3,7X10³	1,9	0,16	12,4	1803	10,4	2,9	18821	43	OO	OO		
26	10	5,2	92	3,6X10³	1,8	0,15	13,7	1820	10,1	2,8	18382	40	OO	OO		
27	11*	2,6*	96	3,5X10³	0,8	0,03	29,0*	1822	7,1*	2,4	13002	52	XX	XX		
28	12*	2,5*	95	2,7X10³	1,0	0,03	29,2*	1759	7,1*	2,0	12469	43	X	OO		
29	13	7,8	91	3,5X10³	0,5	0,02	3,9	1689	11,3**	3,6	19086	58	OO	XX		
30	14	7,8	91	3,4X10³	0,5	0,03	4,2	1690	11,5	3,7	19435	58	XX	-		
31	15	7,6	92	3,5X10³	0,4	0,03	4,1	1699	11,6**	3,6	19708	57	OO	XX		

(continuación)

N.º de ensayo	N.º de acero	Relación en volumen de y retenida (% vol.)	Relación en volumen de martensita (% vol.)	Densidad numérica de carburo retenido (/mm) ²	Grado a de segregación de Mn	Índice de limpieza (%)	valor k	Resultado del ensayo						
								Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento total (%)	Alargamiento local (%)	TSxEL (% MPa)	Valor de impacto (J/cm ²)	Propiedad de adhesión de incrustaciones	Propiedad de despegado de incrustaciones
32	16	7,9	92	5,7X10 ^{3*}	0,5	0,03	3,9	1688	6,8 *	0,1	11478	35	XX	-
33	17	0,3*	92	5,6X10 ^{3*}	0,5	0,03	33,1 *	1799	4,2	0,2	7556	34	XX	-
34	18*	2,8*	95	5,5X10 ^{3*}	0,6	0,04	29,0*	1810	7,0 *	2,4	12670	31	X	OO

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

** indica que un alargamiento total es parcialmente inferior a 8,0 %.

Por referencia a las Tablas 1 a 4, los ensayos n.º 1 a 5, 10 a 16, 19 a 22, 25 y 26, que satisficieron todas las composiciones químicas y la microestructura de acero especificadas en la presente invención, resultaron en resistencias a la tracción de 1,4 GPa o superiores, resultaron en alargamientos totales de 8,0 % o superiores y fueron excelentes en ductilidad, resultaron en valores de impacto de 40 J/cm² o superiores y fueron excelentes en tenacidad, y también resultaron en excelentes propiedades de adhesividad de incrustaciones. Todas estas muestras tuvieron valores k inferiores a 20, y se entiende que el efecto TRIP logró aumentos en la ductilidad. Entre otros, los ensayos n.º 1, 3 a 5, 10 a 16 y 19 a 22, 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.

Por otra parte, los ensayos n.º 6 a 8, 17, 23 y 33 mostraron que las relaciones en volumen de austenita retenida fueron menos de 5,0 % debido a velocidades de enfriamiento excesivamente altas desde el punto Ms a 100 °C. Como resultado, los alargamientos totales fueron menos de 8,0 %, de modo que no se obtuvo la ductilidad deseada. También por el hecho de que los valores k fueron 20 o superiores, se considera que el efecto TRIP no se ejerció lo suficiente y, por tanto, no se pudieron lograr aumentos en la ductilidad.

Además, los ensayos n.º 9, 18 y 24 sufrieron una descarburación pronunciada debido a condiciones de calentamiento inapropiadas en el calentamiento hasta un intervalo de temperatura del punto Ac₃ al punto Ac₃ + 200 °C, y no pudo asegurarse resistencias a la tracción de 1,4 GPa o superiores.

Los ensayos n.º 27 y 28, que no satisficieron las composiciones químicas definidas por la presente invención, dieron como resultado valores de rugosidad de altura máxima Rz de menos de 3,0 μ m y fueron malos en la propiedad de adhesividad de incrustaciones. Además, debido a que las relaciones en volumen de austenita retenida fueron menos de 5,0 %, los ensayos n.º 27 y 28 dieron como resultado alargamientos totales de menos de 8,0 % y una ductilidad mala.

En cuanto a los ensayos n.º 32 y 33, 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 ensayo n.º 34, el contenido de Si fue inferior al intervalo especificado en la presente invención, y la temperatura del bobinado fue alta. Debido a ellos, en cuanto a los ensayos n.º 32 a 34, los valores de la rugosidad de altura máxima Rz de los mismos fueron menos de 3,0 μ m. Además, las densidades numéricas del carburo retenido del mismo excedieron 4,0 x 10³/mm²y, por tanto, las propiedades de adhesividad de incrustaciones de los mismos fueron deficientes y sus valores de impacto fueron menos de 40 J/cm², de modo que no se obtuvo la tenacidad deseada.

Los ensayos n.º 29 a 31 fueron ejemplos de referencia que usaron láminas de acero para tratamiento térmico que satisficieron las especificaciones según la presente invención pero que tenían una mala propiedad de incrustaciones. En cuanto a los ensayos n.º 29 y 31, los valores de rugosidad de altura máxima Rz excedieron 10,0 μ m debido a una cantidad insuficiente de desbarbado en la etapa de decapado después del laminado en caliente, dieron como resultado malas propiedades de despegado de incrustaciones. Además, en cuanto al ensayo n.º 30, el valor de la rugosidad de altura máxima Rz fue inferior a 3,0 μ m debido a una cantidad excesiva de desbarbado en la etapa de decapado después del laminado en caliente, resultó en una mala propiedad de adhesión de incrustaciones.

En cuanto a los ensayos n.º 29 y 31, se produjeron irregularidades de enfriamiento parcialmente debido a una forma irregular porque las rugosidades de altura máxima fueron excesivamente altas. Además, en cuanto al ensayo n.º 30, la desigualdad de enfriamiento también ocurrió parcialmente porque la propiedad de adhesividad de incrustaciones fue mala. Por esta razón, estas muestras dieron lugar a variaciones en la calidad del material. Estas tendencias fueron más pronunciadas cuando en realidad se realizó la formación en caliente.

Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, realizando un tratamiento térmico o un tratamiento de formación en caliente en una lámina de acero para tratamiento térmico que es excelente en propiedad de incrustaciones durante formación en caliente, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o superior y es excelente en tenacidad y ductilidad. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención se usa adecuadamente como una parte resistente al impacto de un automóvil.

REIVINDICACIONES

1. Un miembro de lámina de acero tratado térmicamente 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;
 10 S: 0,05 % o menos;
 N: 0,01 % o menos;
 Ti: 0,01 a 0,10 %;
 B: 0,0005 a 0,010 %;
 Cr: 0 a 1,0 %;
 15 Ni: 0 a 2,0 %;
 Cu: 0 a 1,0 %;
 Mo: 0 a 1,0 %;
 V: 0 a 1,0 %;
 Ca: 0 a 0,01 %;
 20 Al: 0 a 1,0 %;
 Nb: 0 a 1,0 %;
 REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

el miembro de lámina de acero tiene una microestructura de acero que comprende:

- 25 martensita cuya relación en volumen es 90 % o superior medida mediante grabado con Nital y observación al microscopio óptico;
 y austenita retenida cuya relación en volumen es 5,0 % o superior medida por difracción de rayos X,
 30 una densidad numérica de carburo retenido que está presente en el miembro de lámina de acero y que tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 ,
 35 un valor del parámetro k de transformación inducida por deformación expresado mediante la siguiente fórmula (i) es menos de 20,0 cuando se miden las siguientes propiedades mecánicas usando una muestra de lámina especificada en ASTM E8,
 una resistencia a la tracción es 1,4 GPa o superior, y
 40 un alargamiento total es 8,0 % o superior:

$$k = (\log f_{V0} - \log f_V(0,02)) / 0,02 \quad \dots (i)$$

45 donde el significado de cada símbolo en la fórmula anterior es el siguiente:

f_{V0} : Relación en volumen de austenita retenida presente en el miembro de lámina de acero

$f_V(0,02)$: Relación en volumen de austenita retenida presente en el miembro de lámina de acero después de que se aplique y descargue una deformación real de 0,02 del miembro.

- 50 2. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 1, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

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

3. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (ii) es 1,6 o inferior:

- 65 $\alpha = [\text{Concentración máxima de Mn, en \% en masa, en la parte central del grosor de lámina}] / [\text{Concentración}$

media de Mn, en % en masa, en la posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde la superficie] ... (ii),

determinándose la concentración máxima de Mn, en % en masa, en la parte central del 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, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos, determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis usando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.

4. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de la reivindicación 1 a la reivindicación 3, en donde un valor de un índice de limpieza de acero especificado en JIS G 0555:2003 es 0,10 % o inferior.

5. Un método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, comprendiendo el método:

laminar en caliente de una plancha incluyendo laminación en bruto y laminación de acabado para obtener una lámina de acero laminada en caliente, en donde una temperatura de inicio de laminación en caliente se establece en un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, una temperatura de finalización de laminación en caliente se establece en 950 °C o superior, se realiza opcionalmente desincrustación después de la laminación en bruto, y el período de tiempo entre la finalización de la laminación en bruto y el inicio de la laminación de acabado se establece en 10 segundos o inferior,

bobinar la lámina de acero laminada en caliente a la temperatura de bobinado de 500 a 650 °C, desincrustar la lámina de acero laminada en caliente por decapado, en donde la cantidad de desbarbado mediante el decapado se establece en 1,0 a 15,0 µm, para obtener una lámina de acero para tratamiento térmico,

calentar la lámina de acero para tratamiento térmico hasta un intervalo de temperatura desde un punto Ac₃ al punto Ac₃ + 200 °C a una velocidad media de aumento de temperatura de 5 °C/s o más;

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el intervalo de temperatura a un punto Ms a una velocidad de enfriamiento crítica superior o mayor; y

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el punto Ms a 100 °C a una velocidad media de enfriamiento de 5 °C/s o inferior, en donde

la lámina de acero para tratamiento térmico 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 %;

P: 0,05 % o menos;

S: 0,05 % o menos;

N: 0,01 % o menos;

Ti: 0,01 a 0,10 %;

B: 0,0005 a 0,010 %;

Cr: 0 a 1,0 %;

Ni: 0 a 2,0 %;

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 %;

Nb: 0 a 1,0 %;

REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

una rugosidad de altura máxima Rz en una superficie de la lámina de acero para tratamiento térmico especificada por JIS B 0601:2013 es 3,0 a 10,0 µm, y

una densidad numérica de carburos que están presentes en la lámina de acero para tratamiento térmico y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 µm o superiores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo: grabando la superficie de la lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 µm o superiores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm².

6. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 5, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

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 %;
- 5 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 %.
- 10 7. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 5 o la reivindicación 6, en donde una densidad numérica de carburo retenido presente en el miembro de lámina de acero es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales
- 15 donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 μm o superiores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .
8. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de la reivindicación 5 a la reivindicación 7, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente
- 20 fórmula (ii) es 1,6 o inferior:
- $$\alpha = [\text{Concentración máxima, en \% en masa, en la parte central del grosor de lámina}]/[\text{Concentración media de Mn, en \% en masa, en la posición de } 1/4 \text{ de profundidad de grosor de lámina desde la superficie}] \dots \text{(ii)},$$
- 25 determinándose la concentración máxima de Mn, en % en masa, en la parte central del 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, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos,
- 30 determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis usando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.
9. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de la reivindicación 5 a la reivindicación 8, en donde un valor de un índice de limpieza de acero especificado en JIS G
- 35 0555:2003 es 0,10 % o inferior.
10. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de la reivindicación 5 a la reivindicación 9, en donde la lámina de acero se somete a formación en caliente después de calentarse hasta el intervalo de temperatura y antes de enfriarse al punto Ms.