

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 807 553**

51 Int. Cl.:

C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)		
C22C 38/54	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)		
C22C 38/32	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)		
C21D 6/00	(2006.01)	C22C 38/00	(2006.01)		
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/46	(2006.01)		
C22C 38/20	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **16.10.2014** **PCT/JP2014/077544**

87 Fecha y número de publicación internacional: **21.04.2016** **WO16059701**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **16.10.2014** **E 14903999 (2)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.05.2020** **EP 3208357**

54 Título: **Lámina de acero con alto contenido de carbono y método de fabricación de la misma**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
23.02.2021

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

TAKEDA, KENGO;
TOMOKIYO, TOSHIMASA;
TSUKANO, YASUSHI y
ARAMAKI, TAKASHI

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 807 553 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero con alto contenido de carbono y método de fabricación de la misma

Campo técnico

La presente invención se refiere a una lámina de acero con alto contenido de carbono con conformabilidad mejorada y a un método de fabricación de la misma.

Antecedentes de la técnica

Se usa una lámina de acero con alto contenido de carbono para varios productos de acero, que son un componente del sistema de conducción para automóviles, tal como una cadena, un engranaje y un embrague, una sierra, un cuchillo y otros. Cuando se fabrican los productos de acero, se realizan la conformación y los tratamientos térmicos de una lámina de acero con alto contenido de carbono. Como conformación se realiza, punzonado, conformación por tracción, compresión, cizalladura, etc., y como tratamiento térmico se realiza, temple, revenido, cementación, nitruración, nitruración suave, etc. La resistencia de una lámina de acero con alto contenido de carbono es mayor que la de una lámina de acero dulce, y por lo tanto, un molde metálico usado para la conformación de una lámina de acero con alto contenido de carbono se desgasta más fácilmente que un molde metálico usado para conformar una lámina de acero dulce. Además, una lámina de acero con alto contenido de carbono se agrieta más fácilmente que una lámina de acero dulce durante la conformación.

Para suprimir el desgaste de un molde metálico, es efectivo mejorar la lubricidad en una superficie de una lámina de acero con alto contenido de carbono, y para suprimir el agrietamiento durante la conformación, es efectivo el ablandamiento de una lámina de acero con alto contenido de carbono. De este modo, se han propuesto algunas técnicas que tienen como objetivo una mejora en la lubricidad y el ablandamiento (Bibliografías de patente 1 a 5).

Sin embargo, estas técnicas anteriores provocan un incremento significativo del coste y, por lo tanto, no son preferidas.

Aunque una lámina de acero al carbono que tiene como objetivo una mejora en la punzonabilidad se ha descrito en la bibliografía de patentes 6 y una lámina de acero con alto contenido de carbono que tiene como objetivo una mejora en la conformabilidad se ha descrito en la bibliografía de patentes 7, no es posible que obtengan suficiente conformabilidad. Otras disposiciones propuestas previamente se describen en el documento JP2011208164A.

Lista de citas

Bibliografía de patentes

Bibliografía de patentes 1: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 2010-174252

Bibliografía de patentes 2: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 2009-215612

Bibliografía de patentes 3: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 2011-168842

Bibliografía de patentes 4: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 2010-255066

Bibliografía de patentes 5: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 2000-34542

Bibliografía de patentes 6: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 2000-265240

Bibliografía de patentes 7: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público No. 10-147816

Sumario de la invención

Problema técnico

Un objetivo de la presente invención es proporcionar una lámina de acero con alto contenido de carbono capaz de obtener una excelente conformabilidad mientras se evita un incremento significativo en el coste, y un método de fabricación de la misma.

Solución al problema

Los presentes inventores realizaron estudios serios repetidamente para resolver el problema descrito anteriormente y, en consecuencia, descubrieron que es importante que una lámina de acero con alto contenido de carbono contenga una cantidad específica de B, que un coeficiente de microfricción de ferrita en una superficie sea uno específico, y que la forma de cementita sea una específica. Además, también se descubrió que, para fabricar una lámina de acero con alto contenido de carbono, es importante realizar el laminado en caliente y el recocido en condiciones específicas, mientras se asume que el laminado en caliente y el recocido son lo que denomina un procedimiento consecutivo. Después, los inventores de la presente solicitud idearon los siguientes diversos aspectos

de la invención basados en estos hallazgos.

(1) Una lámina de acero con alto contenido de carbono, que incluye:

una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0.30% a 0.70%,

5 Si: de 0.07% a 1.00%,

Mn: de 0.20% a 3.00%,

Ti: de 0.010% a 0.500%,

Cr: de 0.01% a 1.50%,

B: de 0.0004% a 0.0035%,

10 P: 0.025% o menos,

Al: 0.100% o menos,

S: 0.0100% o menos,

N: 0.010% o menos,

Cu: 0.500% o menos,

15 Nb: de 0.000% a 0.500%,

Mo: de 0.000% a 0.500%,

V: de 0.000% a 0.500%,

W: de 0.000% a 0.500%,

Ta: de 0.000% a 0.500%,

20 Ni: de 0.000% a 0.500%,

Mg: de 0.000% a 0.500%,

Ca: de 0.000% a 0.500%,

Y: de 0.000% a 0.500%,

Zr: de 0.000% a 0.500%,

25 La: de 0.000% a 0.500%,

Ce: de 0.000% a 0.500%, y

el resto: Fe e impurezas; y

una estructura representada por:

un porcentaje de cementita esferoidizada: 80% o más; y

30 un diámetro medio de cementita: de 0.3 μm a 2.2 μm , en la que

un coeficiente de microfricción de ferrita en una superficie de la lámina de acero es inferior a 0.5.

(2) La lámina de acero con alto contenido de carbono según (1), en la que

en la composición química se satisface,

Nb: de 0.001% a 0.500%,

35 Mo: de 0.001% a 0.500%,

V: de 0.001% a 0.500%,

W: de 0.001% a 0.500%,

- 5 Ta: de 0.001% a 0.500%,
Ni: de 0.001% a 0.500%,
Mg: de 0.001% a 0.500%,
Ca: de 0.001% a 0.500%,
Y: de 0.001% a 0.500%,
Zr: de 0.001% a 0.500%,
La: de 0.001% a 0.500%, o
Ce: de 0.001% a 0.500%, o
cualquier combinación de los mismos.
- 10 (3) Un método de fabricación de una lámina de acero con alto contenido de carbono, que incluye:
laminado en caliente de un planchón para obtener una chapa de acero laminado en caliente;
decapado de la lámina de acero laminado en caliente; y
recocido de la lámina de acero laminado en caliente después del decapado,
incluyendo el planchón una composición química representada por, en % en masa:
- 15 C: de 0.30% a 0.70%,
Si: de 0.07% a 1.00%,
Mn: de 0.20% a 3.00%,
Ti: de 0.010% a 0.500%,
Cr: de 0.01% a 1.50%,
20 B: de 0.0004% a 0.0035%,
P: 0.025% o menos,
Al: 0.100% o menos,
S: 0.0100% o menos,
N: 0.010% o menos,
25 Cu: 0.500% o menos,
Nb: de 0.000% a 0.500%,
Mo: de 0.000% a 0.500%,
V: de 0.000% a 0.500%,
W: de 0.000% a 0.500%,
30 Ta: de 0.000% a 0.500%,
Ni: de 0.000% a 0.500%,
Mg: de 0.000% a 0.500%,
Ca: de 0.000% a 0.500%,
Y: de 0.000% a 0.500%,
35 Zr: de 0.000% a 0.500%,
La: de 0.000% a 0.500%,
Ce: de 0.000% a 0.500%, y

el resto: Fe e impurezas, en el que

en el laminado en caliente,

el planchón se calienta a una temperatura de 1000°C o más y menos de 1150°C,

una temperatura de laminado de acabado es 830°C o más y 950°C o menos, y

5 una temperatura de bobinado es 450°C o más y 700°C o menos, y

el recocido comprende:

retener la lámina de acero laminado en caliente a una temperatura de 730°C o más y 770°C o menos durante 3 horas o más y 60 horas o menos; y

10 a continuación enfriar la lámina de acero laminado en caliente a 650°C a una velocidad de enfriamiento de 1°C/h o más y 60°C/h o menos.

(4) El método de fabricación de la lámina de acero con alto contenido de carbono según (3), en el que

en la composición química se satisface

Nb: de 0.001% a 0.500%,

Mo: de 0.001% a 0.500%,

15 V: de 0.001% a 0.500%,

W: de 0.001% a 0.500%,

Ta: de 0.001% a 0.500%,

Ni: de 0.001% a 0.500%,

Mg: de 0.001% a 0.500%,

20 Ca: de 0.001% a 0.500%,

Y: de 0.001% a 0.500%,

Zr: de 0.001% a 0.500%,

La: de 0.001% a 0.500%, o

Ce: de 0.001% a 0.500%, o

25 cualquier combinación de los mismos.

Efectos ventajosos de la invención.

Según la presente invención, un contenido de B, un coeficiente de microfricción de ferrita en una superficie y otros son apropiados, haciendo posible por ello obtener una excelente conformabilidad mientras se evita un incremento significativo en el coste.

30 Breve descripción de los dibujos.

[Fig. 1] La Fig. 1 es un gráfico que ilustra una relación entre un coeficiente de microfricción de ferrita y un contenido de B;

[Fig. 2] La Fig. 2 es un gráfico que ilustra una relación entre un coeficiente de microfricción de ferrita y una cantidad de prensados hasta que se produce un defecto;

35 [Fig. 3A] La Fig. 3A es una micrografía que muestra una superficie de una lámina de acero con alto contenido de carbono antes de medir un coeficiente de microfricción;

[Fig. 3B] La Fig. 3B es una micrografía que muestra la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono después de medir el coeficiente de microfricción;

40 [Fig. 4] La Fig. 4 es un diagrama esquemático que ilustra los cambios de temperatura desde el laminado en caliente hasta el enfriamiento;

[Fig. 5A] La Fig. 5A es un diagrama esquemático que ilustra una estructura en el tiempo t_A ;

[Fig. 5B] La Fig. 5B es un diagrama esquemático que ilustra una estructura en el tiempo t_B ;

[Fig. 5C] La Fig. 5C es un diagrama esquemático que ilustra una estructura en el tiempo t_C ;

[Fig. 5D] La Fig. 5D es un diagrama esquemático que ilustra una estructura en el tiempo t_D ;

[Fig. 5E] La Fig. 5E es un diagrama esquemático que ilustra una estructura en el tiempo t_E ;

5 [Fig. 6A] La Fig. 6A es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando la temperatura de calentamiento de un planchón es superior a 1150°C;

[Fig. 6B] La Fig. 6B es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando la temperatura de calentamiento del planchón es inferior a 1000°C;

10 [Fig. 6C] La figura 6C es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando una temperatura de retención del recocido es inferior a 730°C;

[Fig. 6D] La Fig. 6D es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando la temperatura de retención del recocido es superior a 770°C o una retención del recocido es superior a 60 horas;

[Fig. 6E] La Fig. 6E es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando la retención del recocido es inferior a 3 horas;

15 [Fig. 6F] La Fig. 6F es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando una velocidad de enfriamiento es inferior a 1°C/h;

[Fig. 6G] La Fig. 6G es un diagrama esquemático que ilustra una estructura cuando la velocidad de enfriamiento es superior a 60°C/h; y

20 [Fig. 7] La Fig. 7 es un gráfico que ilustra una relación entre un coeficiente de microfricción de ferrita y un contenido de B para una parte de ejemplos de la invención en un primer experimento o un tercer experimento.

Descripción de realizaciones

A continuación, se explicará una realización de la presente invención.

Primero, se explicarán las composiciones químicas de una lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización de la presente invención y un planchón (lingote de acero) usado para fabricar la misma. Aunque los detalles se describirán más adelante, la lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización de la presente invención se fabrica llevando a cabo laminado en caliente del planchón, recocido y similares. En consecuencia, las composiciones químicas de la lámina de acero con alto contenido de carbono y del planchón son apropiadas para los procedimientos mencionados anteriormente, además de las propiedades de la lámina de acero con alto contenido de carbono. En la siguiente descripción, siendo el "%" una unidad de contenido de cada elemento contenido en la lámina de acero con alto contenido de carbono y del planchón usado para fabricar la misma quiere decir "% en masa" a menos que se mencione lo contrario. La lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización y el planchón usado para fabricar la misma incluyen una composición química representada por C: de 0.30% a 0.70%, Si: de 0.07% a 1.00%, Mn: de 0.20% a 3.00%, Ti: de 0.010% a 0.500%, Cr: de 0.01% a 1.50%, B: de 0.0004% a 0.0035%, P: 0.025% o menos, Al: 0.100% o menos, S: 0.0100% o menos, N: 0.010% o menos, Cu: 0.500% o menos, Nb: de 0.000% a 0.500%, Mo: de 0.000% a 0.500%, V: de 0.000% a 0.500%, W: de 0.000% a 0.500%, Ta: de 0.000% a 0.500%, Ni: de 0.000% a 0.500%, Mg: de 0.000% a 0.500%, Ca: de 0.000% a 0.500%, Y: de 0.000% a 0.500%, Zr: de 0.000% a 0.500%, La: de 0.000% a 0.500%, Ce: de 0.000% a 0.500%, y el resto: Fe e impurezas. Como impurezas, se ejemplifican las contenidas en materias primas tales como mineral y chatarra, y las contenidas durante un procedimiento de fabricación. Por ejemplo, cuando se usa chatarra como materia prima, Sn, Sb o As o cualquier combinación de los mismos pueden estar mezclados en un 0.003% o más. Si el contenido es 0.03% o menos, ninguno de ellos impide el efecto de la realización, y de este modo pueden ser tolerados como impurezas. Además, el O puede ser tolerado como impureza de hasta 0.0025%. El O forma óxido, y cuando los óxidos se agregan y se vuelven gruesos, no se obtiene suficiente conformabilidad. Por lo tanto, el contenido de O es cuanto más bajo mejor. Sin embargo, es técnicamente difícil disminuir el contenido de O a menos del 0.0001%.

45 (C: de 0.30% a 0.70%)

El C se une a Fe para formar cementita que tiene un coeficiente de fricción pequeño, y de este modo es un elemento importante cuando se asegura la macro-lubricidad de la lámina de acero con alto contenido de carbono. Cuando el contenido de C es inferior al 0.30%, la cantidad de cementita es insuficiente, lo que da como resultado que no se puede obtener suficiente lubricidad y se produce la adhesión a un molde metálico durante la conformación. De este modo, el contenido de C es 0.30% o más, y preferentemente 0.35% o más. Cuando el contenido de C es mayor de 0.70%, la cantidad de cementita es excesiva, lo que da como resultado que una grieta que tiene su origen en la cementita se produzca fácilmente durante la conformación. De este modo, el contenido de C es 0.70% o menos, y preferentemente 0.65% o menos.

(Si: de 0.07% a 1.00%)

El Si funciona como un desoxidante y es efectivo para suprimir el engrosamiento excesivo de la cementita durante el recocido. Cuando el contenido de Si es inferior al 0.07%, el efecto mediante la operación descrita anteriormente no se puede obtener suficientemente. De este modo, el contenido de Si es 0.07% o más, y preferentemente 0.10% o más. Cuando el contenido de Si es superior al 1.00%, la ductilidad de la ferrita es baja y se produce fácilmente una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita durante la conformación. De este modo, el contenido de Si es 1.00% o menos, y preferentemente 0.80% o menos.

(Mn: de 0.20% a 3.00%)

El Mn es importante para controlar la transformación de perlita. Cuando el contenido de Mn es inferior al 0.20%, el efecto por la operación descrita anteriormente no se puede obtener suficientemente. Es decir, cuando el contenido de Mn es inferior al 0.20%, la transformación de perlita se produce en el enfriamiento después del recocido de doble fase y un porcentaje de cementita esferoidizada se vuelve insuficiente. De este modo, el contenido de Mn es del 0.20% o más, y preferentemente del 0.25% o más. Cuando el contenido de Mn es superior al 3.00%, la ductilidad de la ferrita es baja y se produce fácilmente una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita durante la formación. De este modo, el contenido de Mn es 3.00% o menos, y preferentemente 2.00% o menos.

(Ti: de 0.010% a 0.500%)

El Ti forma un nitruro en acero fundido y es efectivo para prevenir la formación de BN. Cuando el contenido de Ti es inferior al 0.010%, el efecto por la operación descrita anteriormente no se puede obtener suficientemente. Por lo tanto, el contenido de Ti es 0.010% o más, y preferentemente 0.040% o más. Cuando el contenido de Ti es superior al 0.500%, se produce fácilmente una grieta que tiene su origen en un óxido grueso de Ti durante la conformación. Esto se debe a que durante la colada continua, se forman óxidos gruesos de Ti para formar parte del planchón. De este modo, el contenido de Ti es 0.500% o menos, y preferentemente 0.450% o menos.

(Cr: de 0.01% a 1.50%)

El Cr tiene una alta afinidad con el N, efectiva para suprimir la formación de BN, y efectiva también para controlar la transformación de perlita. Cuando el contenido de Cr es inferior al 0.01%, el efecto mediante la operación descrita anteriormente no se puede obtener suficientemente. De este modo, el contenido de Cr es 0.01% o más, y preferentemente 0.05% o más. Cuando el contenido de Cr es superior al 1.50%, se impide la esferoidización de la cementita durante el recocido y se suprime drásticamente el engrosamiento de la cementita. De este modo, el contenido de Cr es 1.50% o menos, y preferentemente 0.90% o menos.

(B: de 0.0004% a 0.0035%)

El B reduce el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono. El B se segrega y se concentra en una interfase entre ferrita y cementita durante el recocido descrito más adelante y suprime el desprendimiento de la interfase durante la conformación, y el B también es efectivo para prevenir una grieta. Cuando el contenido de B es inferior al 0.0004%, el efecto mediante la operación descrita anteriormente no se puede obtener suficientemente. De este modo, el contenido de B es 0.0004% o más, y preferentemente 0.0008% o más. Cuando el contenido de B es superior al 0.0035%, se produce fácilmente una grieta que tiene su origen en boruro tal como el carburo de Fe y B durante la conformación. De este modo, el contenido de B es 0.0035% o menos, y preferentemente 0.0030% o menos.

La Fig. 1 es un gráfico que ilustra una relación entre un coeficiente de microfricción de ferrita y un contenido de B. Como se ilustra en la Fig. 1, cuando el contenido de B es 0.0004% o más, el coeficiente de microfricción de ferrita es significativamente bajo en comparación con el caso cuando es inferior a 0.0004%. Se puede inferir que la razón por la que el desgaste de un molde metálico puede ser suprimido cuando un coeficiente de microfricción de ferrita es más bajo es porque se forma una película dura de B en la superficie de una lámina de acero con alto contenido de carbono, como se describirá más adelante. Además, se puede inferir que la operación en la que el B se segregó y concentró en una interfase entre ferrita y cementita mejora la resistencia de la interfase, suprime el agrietamiento de una lámina de acero con alto contenido de carbono y suprime el desgaste de un molde metálico provocado por el agrietamiento es también una razón para lo anterior.

(P: 0.025% o menos)

El P no es un elemento esencial y está contenido como una impureza en la lámina de acero, por ejemplo. El P se segrega fuertemente a la interfase entre ferrita y cementita, y por ello la segregación de B a la interfase se ve impedida y se provoca el desprendimiento en la interfase. Por lo tanto, el contenido de P es cuanto más pequeño mejor. Cuando el contenido de P es mayor de 0.025%, los efectos adversos son particularmente prominentes. De este modo, el contenido de P es 0.025% o menos. Disminuir el contenido de P requiere un coste de refinado, y se requiere un coste de refinado considerable para disminuir el contenido de P a menos del 0.0001%. De este modo, el contenido de P puede ser 0.0001% o más.

(Al: 0.100% o menos)

El Al funciona como un desoxidante en la fabricación de acero y es eficaz para fijar N, pero no es un elemento esencial de la lámina de acero con alto contenido de carbono y está contenido como una impureza en la lámina de acero, por ejemplo. Cuando el contenido de Al es mayor de 0.100%, la ductilidad de la ferrita es baja y se produce fácilmente una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita durante la conformación, y la resistencia es excesiva para provocar un incremento en la carga de conformación. De este modo, el contenido de Al se establece en 0.100% o menos. Cuando el contenido de Al de la lámina de acero con alto contenido de carbono es inferior al 0.001%, la fijación de N a veces puede ser insuficiente. De este modo, el contenido de Al puede ser 0.001% o más.

(S: 0.0100% o menos)

El S no es un elemento esencial y está contenido como una impureza en la lámina de acero, por ejemplo. El S forma inclusiones gruesas no metálicas tales como MnS para alterar la conformabilidad. Por lo tanto, el contenido de S es cuanto más pequeño mejor. Cuando el contenido de S es mayor de 0.0100%, los efectos adversos son particularmente prominentes. De este modo, el contenido de S es 0.0100% o menos. Disminuir el contenido de S requiere un coste de refinado, y se requiere un coste de refinado considerable para disminuir el contenido de S a menos del 0.0001%. De este modo, el contenido de S puede ser 0.0001% o más.

(N: 0.010% o menos)

El N no es un elemento esencial y está contenido como una impureza en la lámina de acero, por ejemplo. El N reduce una cantidad de disolución sólida de B debido a la formación de BN para provocar la adhesión al molde metálico, grietas durante la conformación y similares. Por lo tanto, el contenido de N es cuanto más pequeño mejor. Cuando el contenido de N es mayor de 0.010%, los efectos adversos son particularmente prominentes. Por lo tanto, el contenido de N se establece en 0.010% o menos. Disminuir el contenido de N requiere un coste de refinado, y se requiere un coste de refinado considerable para disminuir el contenido de N a menos del 0.001%. De este modo, el contenido de N puede ser 0.001% o más.

(Cu: de 0.000% a 0.500%)

El Cu no es un elemento esencial y entra en la mezcla a partir de chatarra o similares para estar contenido como una impureza en la lámina de acero, por ejemplo. El Cu provoca un incremento de la resistencia y la fragilidad en el trabajo en caliente. Por lo tanto, el contenido de Cu es cuanto más pequeño mejor. Cuando el contenido de Cu es superior al 0.500%, los efectos adversos son particularmente prominentes. De este modo, el contenido de Cu es 0.500% o menos. Disminuir el contenido de Cu requiere un coste de refinado, y se requiere un coste de refinado considerable para disminuir el contenido de Cu a menos del 0.001%. De este modo, el contenido de Cu puede ser 0.001% o más.

Nb, Mo, V, W, Ta, Ni, Mg, Ca, Y, Zr, La y Ce no son elementos esenciales, y son elementos opcionales que pueden estar contenidos apropiadamente en la lámina de acero con alto contenido de carbono y el planchón hasta una cantidad específica.

(Nb: de 0.000% a 0.500%)

El Nb forma un nitruro y es efectivo para suprimir la formación de BN. De este modo, puede contener Nb. Sin embargo, cuando el contenido de Nb es superior al 0.500%, la ductilidad de la ferrita es baja para hacer imposible obtener suficiente conformabilidad.

De este modo, el contenido de Nb es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Nb es preferentemente del 0.001% o más.

(Mo: de 0.000% a 0.500%)

El Mo es efectivo para mejorar la templabilidad. De este modo, puede contener Mo. Sin embargo, cuando el contenido de Mo es superior al 0.500%, la ductilidad de la ferrita es baja para hacer imposible obtener suficiente conformabilidad. De este modo, el contenido de Mo es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Mo es preferentemente del 0.001% o más.

(V: de 0.000% a 0.500%)

El V forma un nitruro y es efectivo para suprimir la formación de BN de manera similar al Nb. De este modo, puede contener V. Sin embargo, cuando el contenido de V es mayor de 0.500%, la ductilidad de la ferrita es baja para hacer imposible obtener suficiente conformabilidad. De este modo, el contenido de V es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de V es preferentemente del 0.001% o más.

(W: de 0.000% a 0.500%)

El W es efectivo para mejorar la templabilidad de manera similar al Mo. De este modo, puede contener W. Sin embargo, cuando el contenido de W es mayor de 0.500%, la ductilidad de la ferrita es baja para hacer imposible obtener suficiente conformabilidad. De este modo, el contenido de W es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de W es preferentemente del 0.001% o más.

(Ta: de 0.000% a 0.500%)

El Ta forma un nitruro y es efectivo para suprimir la formación de BN de manera similar al Nb y V. De este modo, puede contener Ta. Sin embargo, cuando el contenido de Ta es superior al 0.500%, la ductilidad de la ferrita es baja para hacer imposible obtener suficiente conformabilidad. De este modo, el contenido de Ta es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Ta es preferentemente del 0.001% o más.

(Ni: de 0.000% a 0.500%)

El Ni es efectivo para mejorar la tenacidad y mejorar la templabilidad. De este modo, puede contener Ni. Sin embargo, cuando el contenido de Ni es mayor de 0.500%, el coeficiente de microfricción de ferrita es alto para provocar fácilmente la adhesión al molde metálico. De este modo, el contenido de Ni es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Ni es preferentemente del 0.001% o más.

(Mg: de 0.000% a 0.500%)

El Mg es efectivo para controlar la forma de sulfuro. De este modo, puede contener Mg. Sin embargo, el Mg forma óxido fácilmente, y cuando el contenido de Mg es mayor de 0.500%, no se puede obtener suficiente conformabilidad debido a una grieta que tiene su origen en el óxido. De este modo, el contenido de Mg es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Mg es preferentemente del 0.001% o más.

(Ca: de 0.000% a 0.500%)

El Ca es efectivo para controlar la forma de sulfuro de manera similar al Mg. De este modo, puede contener Ca. Sin embargo, el Ca forma óxido fácilmente, y cuando el contenido de Ca es mayor que 0.500%, no se puede obtener suficiente conformabilidad debido a una grieta que tiene su origen en el óxido. De este modo, el contenido de Ca es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Ca es preferentemente del 0.001% o más.

(Y: de 0.000% a 0.500%)

El Y es efectivo para controlar la forma de sulfuro de manera similar al Mg y Ca. De este modo, puede contener Y. Sin embargo, el Y forma óxido fácilmente, y cuando el contenido de Y es mayor de 0.500%, no se puede obtener suficiente conformabilidad debido a una grieta que tiene su origen en el óxido. De este modo, el contenido de Y es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Y es preferentemente del 0.001% o más.

(Zr: de 0.000% a 0.500%)

El Zr es efectivo para controlar la forma de sulfuro de manera similar al Mg, Ca e Y. De este modo, puede contener Zr. Sin embargo, el Zn forma óxido fácilmente, y cuando el contenido de Zr es mayor de 0.500%, no se puede obtener suficiente conformabilidad debido a una grieta que tiene su origen en el óxido. De este modo, el contenido de Zr es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de Zr es preferentemente del 0.001% o más.

(La: de 0.000% a 0.500%)

El La es efectivo para controlar la forma de sulfuro de manera similar al Mg, Ca, Y y Zr. De este modo, puede contener La. Sin embargo, el La forma óxido fácilmente, y cuando el contenido de La es mayor de 0.500%, no se puede obtener suficiente conformabilidad debido a una grieta que tiene su origen en el óxido. De este modo, el contenido de La es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el contenido de La es preferentemente del 0.001% o más.

(Ce: de 0.000% a 0.500%)

El Ce es efectivo para controlar la forma de sulfuro de manera similar al Mg, Ca, Y, Zr y La. De este modo, puede contener Ce. Sin embargo, el Ce forma óxido fácilmente, y cuando el contenido de Ce es mayor de 0.500%, no se puede obtener suficiente conformabilidad debido a una grieta que tiene su origen en el óxido. De este modo, el contenido de Ce es 0.500% o menos. Para garantizar el efecto mediante la operación descrita anteriormente, el

contenido de Ce es preferentemente del 0.001% o más.

De este modo, el Nb, Mo, V, W, Ta, Ni, Mg, Ca, Y, Zr, La y Ce son elementos opcionales, y se prefiere que se satisfaga "Nb: de 0.001% a 0.500%", "Mo: de 0.001% a 0.500%", "V: de 0.001% a 0.500%", "W: de 0.001% a 0.500%", "Ta: de 0.001% a 0.500%", "Ni: de 0.001% a 0.500%", "Mg: de 0.001% a 0.500%", "Ca: de 0.001% a 0.500%", "Y: de 0.001% a 0.500%", "Zr: de 0.001% a 0.500%", "La: de 0.001% a 0.500%" o "Ce: de 0.001% a 0.500%", o cualquier combinación de los mismos.

A continuación, se explica el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización. El coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización es inferior a 0.5.

(Coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie: menos de 0.5)

El coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie se relaciona estrechamente con la adhesión de la lámina de acero con alto contenido de carbono al molde metálico durante la conformación. Cuando el coeficiente de microfricción de ferrita es 0.5 o más, se produce una microadhesión entre la lámina de acero con alto contenido de carbono y el molde metálico durante la conformación usando el molde metálico. Como resultado, cuando se realiza la conformación tal como el punzonado con de varios miles a varias decenas de miles de golpes usando el molde metálico, se acumulan materiales adhesivos en el molde metálico durante la conformación, y se produce un defecto en el molde metálico o en la lámina de acero con alto contenido de carbono o en ambos y la conformabilidad se deteriora. De este modo, el coeficiente de microfricción de ferrita es inferior a 0.5. Desde el punto de vista de la conformabilidad, el coeficiente de microfricción es cuanto más bajo mejor. El coeficiente de microfricción a menudo tiende a ser 0.35 o más, aunque depende de un método de fabricación de la lámina de acero con alto contenido de carbono y otros.

La Fig. 2 es un gráfico que ilustra una relación entre un coeficiente de microfricción de ferrita y una cantidad de prensado (golpes) hasta que se produce un defecto en un molde metálico o una lámina de acero con alto contenido de carbono en la conformación por punzonado de láminas de acero con alto contenido de carbono. Como se ilustra en la Fig. 2, cuando el coeficiente de microfricción es menor de 0.5, el número de prensados hasta que ocurre un defecto es significativamente alto en comparación con el caso cuando es 0.5 o más.

Se puede medir un coeficiente de microfricción usando un nanoindentador. Es decir, se produce una fuerza de fricción cinética F cuando un indentador de diamante carga una carga normal P de 10 μN sobre una superficie de una lámina de acero con alto contenido de carbono y se mueve horizontalmente. Una velocidad de movimiento es entonces de 1 $\mu\text{m}/\text{segundo}$, por ejemplo. Un coeficiente de microfricción μ (coeficiente de fricción cinética) se calcula mediante la expresión (1) a continuación. El "TI-900 TriboIndenter" fabricado por Omicron, Inc. se puede usar como un nanoindentador, por ejemplo.

$$F = \mu P \quad \text{Expresión (1)}$$

La figura 3A es una micrografía que muestra la superficie de una lámina de acero con alto contenido de carbono antes de medir un coeficiente de microfricción, y la Fig. 3B es una micrografía que muestra la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono después de medir el coeficiente de microfricción. La Fig. 3A y la Fig. 3B muestran cada una un ejemplo de un campo visual de $10 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$. Como se muestra en la Fig. 3A y la Fig. 3B, la ferrita 31 y la cementita 32 existen en el ejemplo de campo visual. Además, como se muestra en la figura 3B, existen defectos 33 de medida causados por el movimiento horizontal del indentador de diamante después de la medida. El coeficiente de microfricción de la cementita era de 0.4 o menos.

A continuación, se explica una estructura de la lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización. La lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización incluye una estructura representada por un porcentaje de cementita esferoidizada: 80% o más y un diámetro medio de cementita: de 0.3 μm a 2.2 μm .

(Porcentaje de cementita esferoidizada: 80% o más)

La concentración de tensión a veces tiene su origen en la cementita durante la conformación, y es probable que el estrés se concentre localmente en la cementita acicular particularmente. Cuando el porcentaje de cementita esferoidizada es inferior al 80%, contiene grandes cantidades de cementita acicular, en la que es probable que se concentre la tensión, y de este modo la concentración de tensión se produce fácilmente y el desprendimiento se produce en una interfase entre ferrita y cementita, lo que da como resultado que no se puede obtener suficiente conformabilidad. De este modo, el porcentaje de cementita esferoidizada es del 80% o más, y preferentemente del 85% o más. Desde el punto de vista de la conformabilidad, se prefiere que el porcentaje de cementita esferoidizada sea lo más alto posible, y puede ser del 100%. Sin embargo, cuando se intenta que el porcentaje de cementita esferoidizada sea del 100%, la productividad podría disminuir, y el porcentaje de cementita esferoidizada es preferentemente del 80% o más y menos del 100% desde el punto de vista de la productividad.

(Diámetro medio de cementita: de 0.3 μm a 2.2 μm)

El diámetro medio de cementita se relaciona estrechamente con el grado de concentración de tensión en la cementita. Cuando el diámetro medio de cementita es inferior a 0.3 μm , se forma un bucle de Orowan por dislocación durante la conformación con respecto a la cementita, y por ello se incrementa la densidad de la dislocación en la vecindad de la cementita y se producen huecos. De este modo, el diámetro medio de la cementita es 0.3 μm o más, y preferentemente 0.5 μm o más. Cuando el diámetro medio de la cementita es mayor de 2.2 μm , las dislocaciones ocurridas durante la conformación se acumulan en grandes cantidades, se genera una concentración de tensión local y se produce una grieta. De este modo, el diámetro medio de la cementita es 2.2 μm o menos, y preferentemente 2.0 μm o menos.

El porcentaje esferodizado y el diámetro medio de la cementita se pueden medir mediante la observación de la estructura usando un microscopio electrónico de barrido. Al preparar una muestra para la observación de la estructura, una superficie de observación se termina a espejo puliendo en húmedo con un papel de lija y puliendo con granos abrasivos de diamante que tienen un tamaño de 1 μm , a continuación la superficie de observación se ataca químicamente con una disolución de ataque químico de 3% en volumen de ácido nítrico y 97% en volumen de alcohol. Un aumento de observación es entre 3000 veces y 10000 veces, por ejemplo, 10000 veces, se seleccionan 16 campos visuales donde existen 500 o más granos de cementita en la superficie de observación, y se toman imágenes de la estructura de los mismos. A continuación, se mide un área de cada cementita en la imagen de la estructura usando un software de procesamiento de imágenes. "Win ROOF" desarrollado por MITANI Corporation se puede usar como software de procesamiento de imágenes, por ejemplo. Cualquier grano de cementita que tenga un área de 0.01 μm^2 o menos se excluye del objetivo de evaluación para suprimir una influencia del error de medida por ruido en la medida. A continuación, se obtiene el área media de cementita como objetivo de evaluación, y se obtiene el diámetro de un círculo con el cual se puede obtener este área media, tomando por ello este diámetro como el diámetro medio de cementita. El área media de cementita es un valor obtenido al dividir el área total de cementita como objetivo de evaluación entre el número de granos de cementita en cuestión. Además, cualquier cementita que tenga una relación entre la longitud del eje mayor y la longitud del eje menor de 3 o más se asume como una cementita acicular, cualquier cementita que tenga una relación de menos de 3 se asume como un grano de cementita esférica, y un valor obtenido dividiendo el número de cementita esférica entre el número de toda la cementita se toma como el porcentaje de cementita esferoidizada.

A continuación, se explica un método de fabricación de la lámina de acero con alto contenido de carbono según la realización. El método de fabricación incluye el laminado en caliente de un planchón que incluye la composición química anterior para obtener una lámina de acero laminado en caliente, el decapado de la lámina de acero laminado en caliente, y posteriormente, el recocido de la lámina de acero laminado en caliente. En el laminado en caliente, el planchón se calienta a una temperatura de 1000°C o más y menos de 1150°C, una temperatura de laminado de acabado es 830°C o más y 950°C o menos, y una temperatura de bobinado es 450°C o más y 700°C o menos. En el recocido, la lámina de acero laminado en caliente se retiene a una temperatura de 730°C o más y 770°C o menos durante 3 horas o más y 60 horas o menos, y a continuación, la lámina de acero laminado en caliente se enfría a 650°C a una velocidad de enfriamiento de 1°C/h o más y 60°C/h o menos. Una atmósfera de recocido puede ser una que contenga hidrógeno en un 75% en volumen o más a una temperatura superior a 400°C, por ejemplo, pero no está limitado a eso.

Aquí, se explica un resumen de los cambios en la lámina de acero desde el laminado en caliente hasta el enfriamiento. La figura 4 es un diagrama esquemático que ilustra los cambios de temperatura. Las figuras 5A a 5E son diagramas esquemáticos que ilustran cambios en la estructura.

En un ejemplo ilustrado en la Fig. 4, el laminado en caliente S1 incluye calentamiento del planchón S11, laminado de acabado S12 y bobinado S13, y el recocido S3 incluye retención de alta temperatura S31 y enfriamiento S32. El decapado S2 se realiza entre el laminado en caliente S1 y el recocido S3, y después del enfriamiento S4 se realiza el recocido S3.

En un tiempo t_A después de completar el calentamiento del planchón S11, se segregan átomos 13 de B a una interfase entre la austenita 12 y la austenita 12, como se ilustra en la Fig. 5A. En un tiempo t_B después de completar la retención a alta temperatura S31, la estructura de la lámina de acero contiene ferrita 11 y austenita 12, como se ilustra en la figura 5B. Además, los átomos 13 de B se segregan a una interfase entre la ferrita 11 y la austenita 12. Algunos de los átomos 13 de B están presentes también en una superficie 15 de la lámina de acero, y los átomos 13 de B presentes en la superficie de la lámina de acero están unidos entre sí mediante unión 14 covalente. Aunque no se ilustra en la Fig. 5B, la cementita también está contenida en la estructura de la lámina de acero y algunos de los átomos 13 de B se segregan también a una interfase entre la ferrita 11 y la cementita. En un tiempo t_C en medio del enfriamiento S32, la proporción de ferrita 11 se incrementa y la proporción de austenita 12 disminuye en comparación con la estructura ilustrada en la figura 5B, como se ilustra en la figura 5C, y la interfase entre estas dos fases se mueve debido al aumento y disminución de las proporciones. Además, los átomos 13 de B presentes en la superficie de la lámina de acero aumentan con el movimiento de la interfase. Además, en un tiempo t_D cuando el enfriamiento S32 se ha incrementado, la proporción de ferrita 11 se incrementa, la proporción de austenita 12 disminuye y los átomos 13 de B presentes en la superficie de la lámina de acero aumentan en comparación con la estructura ilustrada en la Fig. 5C, como se ilustra en la Fig. 5D. A continuación, en un tiempo t_E cuando la

temperatura de la lámina de acero ha llegado a 650°C, la austenita 12 desaparece y la superficie 15 de la lámina de acero se cubre con muchos de los átomos 13 de B, como se ilustra en la figura 5E. Dado que los átomos 13 de B están unidos entre sí por enlace covalente 14, están cristalizados. La estructura ilustrada en la Fig. 5E no cambia también durante el enfriamiento S4, y se mantiene incluso cuando la temperatura de la lámina de acero ha llegado a temperatura ambiente, por ejemplo, una temperatura de menos de 600°C.

Según el método de fabricación, la superficie 15 de la lámina de acero está cubierta con muchos de los átomos 13 de B unidos entre sí por unión covalente 14, y por ello el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie 15 puede ser menor de 0.5.

(Temperatura de calentamiento del planchón: 1000°C o más y menos de 1150°C)

Cuando la temperatura de calentamiento del planchón es superior a 1150°C, el oxígeno se difunde fácilmente en el interior del planchón desde la superficie del planchón para unirse al B en el planchón. Es decir, como se ilustra en la Fig. 6A, los átomos 13 de B se consumen debido a la unión a los átomos 16 de O. Por lo tanto, a pesar de que un proceso posterior se realiza apropiadamente, no es posible obtener una buena superficie cubierta con cristales de B, lo que da como resultado que el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5. De este modo, la temperatura de calentamiento del planchón es de 1150°C o menos, y preferentemente de 1140°C o menos. Cuando la temperatura de calentamiento del planchón es inferior a 1000°C, no se puede eliminar la micro-segregación y/o la macro-segregación durante la colada, y como se ilustra en la figura 6B, las segregaciones de solidificación de los átomos 13 de B permanecen. Las segregaciones de solidificación de los átomos 13 de B no se pueden eliminar a pesar de que un procedimiento posterior se realiza apropiadamente, y por lo tanto, no es posible obtener una buena superficie cubierta con cristales de B, lo que da como resultado que el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5. Además, cuando la temperatura de calentamiento del planchón es inferior a 1000°C, las regiones donde los átomos de Cr y/o los átomos de Mn se segregan y concentran también permanecen en la lámina de acero con alto contenido de carbono. Por lo tanto, a pesar de que un procedimiento posterior se realiza apropiadamente, se producen grietas en las regiones durante la conformación, haciendo imposible obtener de este modo una buena conformabilidad. De este modo, la temperatura de calentamiento del planchón es de 1000°C o más, y preferentemente de 1030°C o más.

(Temperatura de laminado de acabado: 830°C o más y 950°C o menos)

Cuando la temperatura de laminado de acabado es superior a 950°C, se generan incrustaciones gruesas hasta que se completa el bobinado en una tabla de salida (ROT), por ejemplo. Las incrustaciones gruesas se pueden retirar mediante decapado, pero quedan trazas de grandes irregularidades, lo que da como resultado que la adhesión al molde metálico a veces se produce durante la conformación debido a las trazas. Además, cuando se generan incrustaciones gruesas, se produce un defecto irregular en la superficie de la lámina de acero en el bobinado, dando como resultado que debido al defecto, a veces se produce la adhesión al molde metálico durante la conformación. De este modo, la temperatura de laminado de acabado es de 950°C o menos, y preferentemente de 940°C o menos. Cuando la temperatura de laminado de acabado es inferior a 830°C, la adhesividad de las incrustaciones generadas hasta la finalización del bobinado en la lámina de acero es extremadamente alta, haciendo difícil de este modo la retirada de las incrustaciones por decapado. Las incrustaciones se pueden retirar realizando un decapado fuerte, pero el decapado fuerte hace que la superficie de la lámina de acero sea rugosa, dando como resultado que la adhesión al molde metálico a veces se produzca durante la conformación. Además, cuando la temperatura de laminado de acabado es inferior a 830°C, la recrystalización de austenita no se completa con el bobinado, de modo que se incrementa la anisotropía de la lámina de acero laminado en caliente. La anisotropía de la lámina de acero laminado en caliente se transfiere incluso después del recocido y, de este modo, no se puede obtener suficiente conformabilidad. De este modo, la temperatura de laminado de acabado es de 830°C o más, y preferentemente de 840°C o más.

(Temperatura de bobinado: 450°C o más y 700°C o menos)

Cuando la temperatura de bobinado es superior a 700°C, se forma perlita laminar gruesa en la lámina de acero laminado en caliente para impedir la esferoidización de la cementita durante el recocido, lo que da como resultado que no se pueda obtener un porcentaje de esferoidizado del 80% o más. De este modo, la temperatura de bobinado es de 700°C o menos. Además, cuando la temperatura de bobinado es superior a 570°C, se generan incrustaciones gruesas hasta que se completa el bobinado. Por lo tanto, la adhesión al molde metálico a veces ocurre durante la conformación por una razón similar al caso en el que la temperatura de laminado de acabado es superior a 950°C. De este modo, la temperatura de bobinado es preferentemente 570°C o menos, y más preferentemente 550°C o menos. Cuando la temperatura de bobinado es inferior a 450°C, la adhesividad de las incrustaciones generadas hasta la finalización del bobinado en la lámina de acero es extremadamente alta, lo que dificulta de este modo retirar las incrustaciones por decapado. Las incrustaciones se pueden retirar realizando un decapado fuerte, pero el decapado fuerte hace que la superficie de la lámina de acero sea rugosa, lo que da como resultado que la adhesión al molde metálico a veces se produzca durante la conformación. Además, cuando la temperatura de bobinado es inferior a 450°C, la lámina de acero laminado en caliente se vuelve quebradiza y la lámina de acero laminado en caliente se puede romper cuando una bobina se desbobina en el decapado, lo que da como resultado que no se puede obtener un rendimiento suficiente. De este modo, la temperatura de bobinado es de 450°C o más, y

preferentemente de 460°C o más.

Una barra laminada en bruto se puede calentar cerca de una entrada de un molino de acabado para garantizar calidades en una dirección longitudinal y una dirección de la anchura de una bobina laminada en caliente obtenida por bobinado (para reducir la variación de calidad o similares). Un aparato a usar para el calentamiento y un método de calentamiento no están limitados en particular, pero el calentamiento mediante calentamiento por inducción de alta frecuencia se realiza deseablemente. Un intervalo de temperatura preferido de la barra laminada en bruto calentada es entre 850°C y 1100°C. Las temperaturas inferiores a 850°C están cerca de una temperatura de transformación de austenita a ferrita, y por lo tanto, cuando la temperatura de la barra en bruto calentada es inferior a 850°C, a veces se produce generación y absorción de calor debido a la transformación y la transformación inversa, lo que da como resultado que el control de la temperatura es inestable y es difícil uniformizar las temperaturas en la dirección longitudinal y en la dirección de la anchura de la bobina laminada en caliente. Por lo tanto, si la barra laminada en bruto se calienta, la temperatura de calentamiento es preferentemente de 850°C o más. Incrementar la temperatura de la barra laminada en bruto a una temperatura superior a 1100°C requiere un tiempo excesivo y la productividad disminuye. Por lo tanto, si se calienta la barra laminada en bruto, la temperatura de calentamiento es preferentemente de 1100°C o menos.

(Temperatura de retención del recocido: 730°C o más y 770°C o menos)

Cuando la temperatura de retención del recocido es inferior a 730°C, la austenita 12 no se forma lo suficiente, y como se ilustra en la figura 6C, aunque existe una gran cantidad de interfases entre la ferrita 11 y la ferrita 11, los sitios donde se segrega el átomo 13 de B son insuficientes. Por lo tanto, a pesar de que un procedimiento posterior se realiza apropiadamente, no se puede obtener una buena superficie cubierta con cristales de B, lo que da como resultado que el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5. Además, cuando la temperatura de retención del recocido es inferior a 730°C, la segregación de los átomos 13 de B a la interfase entre la ferrita 11 y la cementita no se produce fácilmente y, por lo tanto, la segregación de los átomos 13 de B tarda un tiempo extremadamente prolongado, que es alrededor de 100 horas, y la productividad disminuye. De este modo, la temperatura de retención del recocido es de 730°C o más, y preferentemente de 735°C o más. Cuando la temperatura de retención del recocido es superior a 770°C, como se ilustra en la Fig. 6D, los átomos 13 de B se concentran y se forman cristales gruesos de B cerca del punto triple de la ferrita 11, la austenita 12 y la superficie de la lámina de acero. Cuando se forman cristales gruesos de B, a pesar de que un procedimiento posterior se realiza apropiadamente, el grosor de una película de los cristales de B varía mucho, lo que da como resultado que el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5. Además, cuando la temperatura de retención del recocido es superior a 770°C, la expansión térmica de la lámina de acero laminado en caliente bobinado en forma de bobina es grande, y la propia lámina de acero laminado en caliente a veces se roza consigo misma durante el recocido para provocar abrasiones en la superficie. La apariencia de la superficie se ve afectada y el rendimiento disminuye por las abrasiones. De este modo, la temperatura de retención del recocido es 770°C o menos, y preferentemente 765°C o menos.

(Tiempo de retención del recocido: 3 horas o más y 60 horas o menos)

Cuando el tiempo de retención del recocido es inferior a 3 horas, como se ilustra en la figura 6E, los átomos 13 de B no se segregan suficientemente a la interfase entre la ferrita 11 y la austenita 12 y, por lo tanto, a pesar de que un procedimiento posterior se realiza apropiadamente, no se puede obtener una buena superficie cubierta con cristales de B, lo que da como resultado que el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5. Además, cuando el tiempo de retención del recocido es inferior a 3 horas, la cementita no se vuelve lo suficientemente gruesa, lo que da como resultado que el diámetro medio de la cementita no puede ser de 0.3 µm o más. De este modo, el tiempo de retención del recocido es de 3 horas o más, y preferentemente de 5 horas o más. Cuando el tiempo de retención del recocido es superior a 60 horas, el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5 por un motivo similar al caso en el que la temperatura de retención del recocido es superior a 770°C. Además, cuando el tiempo de retención del recocido es mayor de 60 horas, la cementita se vuelve gruesa en exceso, lo que da como resultado que el diámetro medio de la cementita no puede ser de 2.2 µm o menos. De este modo, el tiempo de retención del recocido es de 60 horas o menos, y preferentemente de 40 horas o menos.

(Velocidad de enfriamiento hasta 650°C: 1°C/h o más y 60°C/h o menos)

Cuando la velocidad de enfriamiento hasta 650°C es inferior a 1°C/h, como se ilustra en la figura 6F, los cristales de B se forman excesivamente durante el enfriamiento y los cristales de B forman una proyección en la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono. Una vez que se forma una proyección, el grosor de la película de los cristales de B varía mucho, lo que da como resultado que la adhesión al molde metálico se produzca durante la conformación y se produzca un defecto en el molde metálico. Además, cuando la velocidad de enfriamiento hasta 650°C es inferior a 1°C/h, no se puede obtener una productividad suficiente. De este modo, la velocidad de enfriamiento hasta 650°C es 1°C/h o más, y preferentemente 2°C/h o más. Cuando la velocidad de enfriamiento hasta 650°C es mayor de 60°C/h, una velocidad de disminución de la austenita 12 es excesiva, y como se ilustra en la figura 6G, no se puede provocar la unión 14 covalente suficiente entre los átomos 13 de B, dando como resultado que el coeficiente de microfricción de ferrita en la superficie no puede ser inferior a 0.5. Además, cuando la velocidad

de enfriamiento hasta 650°C es superior a 60°C/h, se forma perlita a partir de la austenita 12 durante el enfriamiento para dificultar la esferoidización de la cementita, lo que da como resultado que no se pueda obtener un porcentaje esferoidizado del 80% o más. De este modo, la velocidad de enfriamiento hasta 650°C es 60°C/h o menos, y 50°C/h o menos.

5 Según la realización, se puede obtener una excelente lubricidad y, por lo tanto, es posible suprimir la adhesión de la lámina de acero con alto contenido de carbono al molde metálico y suprimir el desgaste del molde metálico. Además, según la realización, también es posible suprimir el agrietamiento durante la conformación.

10 Se debe mencionar que todas las realizaciones descritas anteriormente simplemente ilustran ejemplos concretos de implementación de la presente invención, y el alcance técnico de la presente invención no se debe interpretar de una manera restrictiva por estas realizaciones. Es decir, la presente invención se puede implementar en varias formas sin apartarse del espíritu técnico o de las características principales de la misma.

Ejemplo

15 A continuación, se describirán ejemplos de la presente invención. Las condiciones en los ejemplos son ejemplos de condiciones empleados para confirmar la viabilidad y el efecto de la presente invención, y la presente invención no está limitada a estos ejemplos de condiciones. La presente invención puede emplear varias condiciones con tal de que se consiga el objetivo de la presente invención sin apartarse del espíritu de la invención.

(Primer experimento)

20 En un primer experimento, se realizó el laminado en caliente de un planchón (Acero tipo A a Y, BK) que incluye una composición química enumerada en la Tabla 1, obteniendo por ello una lámina de acero laminado en caliente que tiene un grosor de 4 mm. En el laminado en caliente, la temperatura de calentamiento del planchón era de 1130°C, el tiempo del mismo era de 1 hora, la temperatura de laminado de acabado era de 850°C y la temperatura de bobinado era de 520°C. A continuación, se realizó un enfriamiento hasta una temperatura de menos de 60°C, y se realizó un decapado usando ácido sulfúrico. Posteriormente, se realizó el recocido de la lámina de acero laminado en caliente para obtener a continuación una lámina de acero recocido laminado en caliente. En el recocido, la lámina de acero laminado en caliente se mantuvo durante 15 horas a 750°C, y a continuación se enfrió a 650°C a una velocidad de enfriamiento de 30°C/h. Subsecuentemente, se realizó un enfriamiento hasta una temperatura de menos de 60°C. De esta manera, se fabricaron varias láminas de acero con alto contenido de carbono. Los campos en blanco en la Tabla 1 indican que el contenido del elemento es menor que un límite de detección, y el resto es Fe e impurezas. Por ejemplo, el contenido de Cr del acero de tipo BK se puede considerar 0.00%. Un subrayado en la Tabla 1 indica que el valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención.

25

30

TIPO DE ACERO	COMPONENTE QUÍMICO (% EN MASA)																							Ac1 (°C)	Ac2 (°C)	NOTAS	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	B	Nb	Mo	V	Cu	W	Ta	Ni	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce				
A	0.32	0.78	1.21	0.023	0.0062	0.088	0.003	0.203	0.11	0.0022															732	850	E.J. INV.
B	0.38	0.41	0.61	0.014	0.0064	0.035	0.002	0.332	0.39	0.0029															737	810	E.J. INV.
C	0.41	0.32	1.40	0.013	0.0051	0.085	0.004	0.157	0.77	0.0018															731	811	E.J. INV.
D	0.47	0.08	0.27	0.015	0.0085	0.072	0.006	0.282	1.22	0.0015															743	781	E.J. INV.
E	0.53	0.19	1.67	0.010	0.0039	0.060	0.003	0.348	0.54	0.0011															714	758	E.J. INV.
F	0.61	0.74	1.86	0.017	0.0097	0.048	0.006	0.046	1.32	0.0023															748	788	E.J. INV.
G	0.64	0.97	0.99	0.002	0.0056	0.082	0.003	0.499	0.05	0.0005															735	766	E.J. INV.
H	0.64	0.47	2.92	0.021	0.0003	0.011	0.008	0.163	0.47	0.0009															715	758	E.J. INV.
I	0.67	0.60	1.48	0.024	0.0041	0.053	0.006	0.421	0.88	0.0008															740	755	E.J. INV.
J	0.29	0.16	2.46	0.005	0.0006	0.027	0.002	0.042	0.88	0.0011															709	818	E.J. COMP.
K	0.31	0.17	2.34	0.006	0.0056	0.049	0.011	0.061	0.67	0.0016															711	819	E.J. COMP.
L	0.32	0.55	1.15	0.002	0.0017	0.110	0.005	0.194	0.29	0.0019															731	840	E.J. COMP.
M	0.32	0.27	0.42	0.022	0.0094	0.006	0.009	0.057	1.46	0.0036															747	828	E.J. COMP.
N	0.36	0.60	0.18	0.015	0.0045	0.008	0.009	0.138	0.57	0.0011															750	838	E.J. COMP.
O	0.39	0.61	2.70	0.026	0.0003	0.024	0.002	0.056	1.20	0.0033															728	814	E.J. COMP.
P	0.40	1.05	1.97	0.001	0.0095	0.070	0.006	0.445	0.36	0.0024															740	823	E.J. COMP.
Q	0.40	0.67	0.58	0.006	0.0012	0.033	0.002	0.381	0.21	0.0001															740	814	E.J. COMP.
R	0.41	0.21	1.74	0.006	0.0092	0.098	0.002	0.435	1.00	0.0002															725	782	E.J. COMP.
S	0.49	0.06	0.53	0.018	0.0053	0.086	0.002	0.321	0.91	0.0014															730	764	E.J. COMP.
T	0.53	0.35	1.72	0.003	0.0122	0.055	0.008	0.201	0.42	0.0034															722	778	E.J. COMP.
U	0.65	0.78	3.10	0.005	0.0052	0.011	0.004	0.332	0.02	0.0013															709	756	E.J. COMP.
V	0.70	0.58	0.60	0.019	0.0048	0.046	0.002	0.136	1.55	0.0029															758	775	E.J. COMP.
W	0.78	0.91	2.01	0.005	0.0046	0.076	0.009	0.487	1.37	0.0028															747	751	E.J. COMP.
X	0.42	0.24	0.58	0.011	0.0062	0.024	0.005	0.006	0.88	0.0022															738	808	E.J. COMP.
Y	0.47	0.99	0.51	0.019	0.0093	0.091	0.009	0.519	1.06	0.0030															760	804	E.J. COMP.
BK	0.37	0.38	1.24	0.018	0.0088	0.063	0.007	0.121		0.0022															721	816	E.J. COMP.

A continuación, se midieron el coeficiente de microfricción de ferrita, y el porcentaje esferoidizado y el diámetro medio de la cementita de cada una de las láminas de acero con alto contenido de carbono. También se midió un coeficiente de fricción de cementita al medir el coeficiente de microfricción de ferrita. Los resultados de ellos se enumeran en la Tabla 2. Un subrayado en la Tabla 2 indica que el elemento está fuera del intervalo de la presente invención.

Además, la evaluación del rendimiento supresor de la adhesión y la evaluación de la sensibilidad al agrietamiento de cada una de las láminas de acero con alto contenido de carbono se realizaron como evaluación de conformabilidad. En la evaluación del rendimiento supresor de la adhesión, se realizó un ensayo draw bead. Es decir, se presionó un punzón de indentación con una punta que tiene un radio R de 20 mm contra la lámina de acero con alto contenido de carbono con una carga de 10 kN y se retiró. A continuación, se observó la presencia o ausencia de material adhesivo en la punta del punzón de indentación, y una con presencia de material adhesivo se evaluó como × y otra sin presencia se evaluó como ○. La presencia de materia adhesiva en este ensayo indica que en la conformación por prensa con varios miles a varias decenas de miles de golpes, se produce pronto materia adhesiva en el molde metálico para deteriorar la conformabilidad. En la evaluación de la sensibilidad al agrietamiento, se realizó un ensayo de compresión. Es decir, se cortó una pieza de ensayo cilíndrica que tiene un diámetro de 10 mm y una altura de 4 mm de la lámina de acero con alto contenido de carbono de modo que la dirección de la altura de la pieza de ensayo fuera paralela a la dirección del grosor de la lámina, y la pieza de ensayo se comprimió hasta 1 mm de altura. A continuación, se realizó una observación de la apariencia y una observación de la estructura en sección, y a continuación una en la que apareció el agrietamiento en la apariencia durante la compresión o después de la compresión y otra en la que estaba presente una grieta de 1 mm o más en la observación de la estructura de la sección se evaluó como ×, y otra diferente de la anterior se evaluó como ○. Los resultados de los mismos también se enumeran en la Tabla 2.

Tabla 2

MUESTRA No,	TIPO DE ACERO	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE CEMENTITA	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (μm)	RENDIMIENTO SUPRESOR DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD DE AGRIETAMIENTO	NOTAS
1	A	0,40	0,24	80,4	0,76	○	○	EJ. INV.
2	B	0,43	0,25	80,4	1,13	○	○	EJ. INV.
3	C	0,40	0,31	86,5	0,62	○	○	EJ. INV.
4	D	0,42	0,23	83,8	0,86	○	○	EJ. INV.
5	E	0,42	0,32	95,5	0,69	○	○	EJ. INV.
6	F	0,41	0,33	90,0	0,42	○	○	EJ. INV.
7	G	0,49	0,23	85,4	0,96	○	○	EJ. INV.
8	H	0,44	0,28	98,7	0,52	○	○	EJ. INV.
9	I	0,42	0,33	94,8	0,56	○	○	EJ. INV.
10	<u>J</u>	0,42	0,32	92,6	0,56	×	○	EJ. COMP.
11	<u>K</u>	<u>0,72</u>	0,25	91,4	0,59	×	×	EJ. COMP.
12	<u>L</u>	0,42	0,23	81,7	0,85	○	×	EJ. COMP.
13	<u>M</u>	0,42	0,29	85,9	0,73	○	×	EJ. COMP.
14	<u>N</u>	0,41	0,30	<u>75,6</u>	1,04	○	×	EJ. COMP.
15	<u>O</u>	0,42	0,31	90,9	0,36	○	×	EJ. COMP.

MUESTRA No,	TIPO DE ACERO	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE CEMENTITA	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (µm)	RENDIMIENTO SUPRESOR DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD DE AGRIETAMIENTO	NOTAS
16	<u>P</u>	0,41	0,23	82,4	0,54	○	×	EJ. COMP.
17	<u>Q</u>	<u>0,79</u>	0,24	87,7	1,05	×	×	EJ. COMP.
18	<u>R</u>	<u>0,79</u>	0,33	92,5	0,55	×	×	EJ. COMP.
19	<u>S</u>	0,44	0,27	85,2	<u>2,56</u>	○	×	EJ. COMP.
20	<u>I</u>	0,41	0,31	91,2	0,71	○	×	EJ. COMP.
21	<u>U</u>	0,41	0,28	98,0	0,52	○	×	EJ. COMP.
22	<u>V</u>	0,44	0,31	<u>65,8</u>	<u>026</u>	○	×	EJ. COMP.
23	<u>W</u>	0,45	0,25	98,9	0,30	○	×	EJ. COMP.
24	<u>X</u>	<u>0,62</u>	0,28	85,3	0,75	×	×	EJ. COMP.
25	<u>Y</u>	0,42	0,27	82,2	0,59	○	×	EJ. COMP.
26	<u>BK</u>	<u>0,69</u>	0,29	80,6	0,92	×	○	EJ. COMP.

Como se enumera en la Tabla 2, de la muestra No. 1 a la muestra No. 9 estaban cada una dentro del intervalo de la presente invención, siendo capaces de este modo de obtener un buen rendimiento supresor de adhesión y sensibilidad al agrietamiento.

5 Por otra parte, en la muestra No. 10, el contenido de C del acero de tipo J era demasiado bajo y, de este modo, la cantidad de cementita era insuficiente, no se pudo obtener suficiente lubricidad y se produjo adhesión al molde metálico durante la conformación. En la muestra No. 11, el contenido de N del acero de tipo K era demasiado alto y, de este modo, precipitó BN, la cantidad de disolución sólida de B era insuficiente, el coeficiente de microfricción de ferrita era bajo, y se produjo la adhesión y el agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 12, el contenido de Al en el acero de tipo L era demasiado alto y, de este modo, la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 13, el contenido de B del acero de tipo M era demasiado alto y, de este modo, se formó boruro y se produjo una grieta que tiene su origen en el boruro durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 14, el contenido de Mn en el acero de tipo N era demasiado bajo, y de este modo, la transformación de perlita se produjo durante el enfriamiento en el recocido, el porcentaje de cementita esferoidizada era bajo y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita acicular durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 15, el contenido de P del acero de tipo O era demasiado alto y, de este modo, la segregación de B a la interfase entre ferrita y cementita se vio obstaculizada y se produjeron grietas durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 16, el contenido de Si del acero de tipo P era demasiado alto y, de este modo, la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 17 y la muestra No. 18, cada contenido de B de acero de tipo Q y acero de tipo R era demasiado bajo, y de este modo el coeficiente de microfricción de ferrita era bajo y se produjo adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 19, el contenido de Si del acero de tipo S era demasiado bajo y, de este modo, la cementita se volvió gruesa en exceso durante el recocido y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita gruesa durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 20, el contenido de S del acero de tipo T era demasiado alto y, de este modo, se formaron sulfuros gruesos como inclusiones no metálicas y se produjo una grieta que tiene su origen en el sulfuro grueso durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 21, el contenido de Mn en el acero de tipo U era demasiado alto, y de este modo la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 22, el contenido de Cr en el acero de tipo V era demasiado alto, y de este modo, se obstaculizó la esferoidización de la cementita durante el recocido, se suprimió el engrosamiento de la cementita y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita microacicular durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 23, el contenido de C del

acero de tipo W era demasiado alto y, de este modo, la cantidad de cementita era excesiva y se produjo una grieta que se originó a partir de la cementita durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 24, el contenido de Ti del acero de tipo X era demasiado bajo, y de este modo, precipitó BN, la cantidad de disolución sólida de B era insuficiente, el coeficiente de microfricción de ferrita era bajo, y se produjo la adhesión y el agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 25, el contenido de Ti del acero de tipo Y era demasiado alto, y de este modo se formaron óxidos gruesos de Ti y se produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de Ti durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 26, el contenido de Cr en el acero de tipo BK era demasiado bajo y, de este modo, precipitó BN, la cantidad de disolución sólida de B era insuficiente, el coeficiente de microfricción de ferrita era bajo y se produjo adhesión al molde metálico durante la conformación.

(Segundo experimento)

En un segundo experimento, se realizó el laminado en caliente de un planchón (acero de tipo Z a BJ) que incluye una composición química enumerada en la Tabla 3, obteniendo por ello una lámina de acero laminado en caliente que tiene un grosor de 4 mm.

En el laminado en caliente, la temperatura de calentamiento del planchón era de 1130°C, el tiempo del mismo era de 1 hora, la temperatura de laminado de acabado era de 850°C y la temperatura de bobinado era de 520°C. A continuación, el enfriamiento se realizó hasta una temperatura de menos de 60°C, y se realizó un decapado usando ácido sulfúrico. Posteriormente, se realizó el recocido de la lámina de acero laminado en caliente para obtener a continuación una lámina de acero recocido laminado en caliente. En el recocido, la lámina de acero laminado en caliente se mantuvo durante 15 horas a 750°C, y a continuación se enfrió a 650°C a una velocidad de enfriamiento de 30°C/h. Posteriormente, el enfriamiento se realizó hasta una temperatura de menos de 60°C. De esta manera, se fabricaron varias láminas de acero con alto contenido de carbono. Los campos en blanco en la Tabla 3 indican que el contenido del elemento es menor que un límite de detección, y el resto es Fe e impurezas. Un subrayado en la Tabla 3 indica que el valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención.

Tabla 3

TIPO DE ACERO	COMPONENTE QUÍMICO (% EN MASA)																							Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	NOTAS	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	B	Nb	Mo	V	Cu	W	Ta	Ni	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce				
Z	0.34	0.52	2.38	0.015	0.0005	0.006	0.007	0.220	1.09	0.0017		0.004													726	811	EJ. INV.
AA	0.35	0.81	2.20	0.013	0.0010	0.080	0.004	0.301	0.83	0.0020	0.192		0.003		0.032		0.047								737	832	EJ. INV.
AB	0.37	0.22	0.31	0.022	0.0017	0.024	0.007	0.078	0.99	0.0011		0.100	0.326		0.163	0.101				0.005	0.002	0.004			741	817	EJ. INV.
AC	0.39	0.11	0.42	0.022	0.0059	0.076	0.005	0.192	0.18	0.0026			0.355		0.395	0.066	0.330	0.114	0.371			0.242	0.311		722	798	EJ. INV.
AD	0.44	0.57	1.45	0.019	0.0024	0.030	0.002	0.189	0.72	0.0013	0.108	0.266		0.114			0.225		0.263	0.467	0.272	0.481			733	805	EJ. INV.
AE	0.47	0.37	0.49	0.018	0.0027	0.008	0.001	0.119	0.46	0.0008	0.313		0.044		0.087			0.441	0.129	0.122	0.339		0.003		734	795	EJ. INV.
AF	0.50	0.26	0.90	0.005	0.0048	0.041	0.003	0.035	0.29	0.0031	0.037					0.002	0.002								727	797	EJ. INV.
AG	0.52	0.65	2.05	0.007	0.0077	0.016	0.001	0.471	1.48	0.0017	0.040	0.258	0.271		0.183							0.002			741	773	EJ. INV.
AH	0.57	0.13	0.51	0.002	0.0062	0.066	0.003	0.169	0.02	0.0025	0.350		0.130	0.383	0.287			0.327	0.007			0.329	0.276		723	772	EJ. INV.
AI	0.57	0.89	2.67	0.001	0.0041	0.020	0.009	0.019	0.91	0.0016	0.080	0.485				0.005	0.491				0.490		0.443		729	798	EJ. INV.
AJ	0.62	0.43	0.78	0.009	0.0078	0.097	0.003	0.365	0.63	0.0033		0.156		0.235	0.002	0.197									733	757	EJ. INV.
AK	0.66	0.69	2.38	0.006	0.0054	0.093	0.007	0.255	0.20	0.0010	0.377	0.049			0.430		0.023	0.005		0.268	0.011	0.006	0.199		723	766	EJ. INV.
AL	0.66	0.63	1.86	0.003	0.0071	0.079	0.001	0.011	1.38	0.0007	0.004		0.019	0.003		0.459									744	781	EJ. INV.
AM	0.22	0.27	2.88	0.023	0.0081	0.018	0.006	0.021	0.83	0.0031	0.061		0.232		0.454	0.086	0.180	0.281		0.128			0.027		714	861	EJ. COMP.
AN	0.34	0.87	2.26	0.006	0.0055	0.064	0.001	0.418	1.27	0.0004	0.062			0.506		0.126									740	819	EJ. COMP.
AO	0.34	0.59	0.99	0.023	0.0021	0.080	0.005	0.296	0.54	0.0033			0.316		0.191		0.447	0.185	0.510						732	825	EJ. COMP.
AP	0.35	0.27	0.97	0.004	0.0051	0.091	0.007	0.311	0.91	0.0006		0.0538				0.236									730	811	EJ. COMP.
AQ	0.36	0.99	2.37	0.022	0.0092	0.026	0.006	0.030	0.30	0.0003			0.183	0.471			0.126		0.099		0.107				730	846	EJ. COMP.
AR	0.37	0.78	2.77	0.023	0.0029	0.064	0.002	0.062	0.35	0.0024	0.511		0.473				0.291								719	836	EJ. COMP.
AS	0.38	0.63	0.17	0.022	0.0001	0.091	0.002	0.352	0.27	0.0016	0.196	0.038		0.044		0.005		0.011		0.255			0.013		741	817	EJ. COMP.
AT	0.41	0.71	0.43	0.001	0.0045	0.062	0.004	0.231	0.08	0.0029	0.264		0.160	0.278	0.398	0.425			0.448	0.290	0.029		0.516		738	820	EJ. COMP.
AU	0.42	0.77	1.28	0.016	0.0021	0.027	0.003	0.031	1.18	0.0038	0.001		0.380			0.340				0.496			0.039		755	839	EJ. COMP.
AV	0.43	0.08	2.79	0.020	0.0036	0.011	0.008	0.135	0.71	0.0005							0.523								699	770	EJ. COMP.

TIPO DE ACERO	COMPONENTE QUÍMICO (% EN MASA)																							Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	NOTAS	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	B	Nb	Mo	V	Cu	W	Ta	Ni	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce				
AW	0.44	0.90	0.90	0.009	0.0001	0.005	0.004	0.426	1.24	0.0021	0.457		<u>0.532</u>	0.367		0.186	0.120								759	807	EJ. COMP.
AX	0.45	0.54	0.27	0.001	0.0055	0.014	0.002	0.027	0.02	0.0034	0.227	0.008	0.454		0.029		0.189		0.177			<u>0.503</u>		0.192	733	813	EJ. COMP.
AY	0.47	0.93	2.42	0.021	0.0012	0.058	0.004	0.477	<u>1.70</u>	0.0024		0.245			0.257		0.064	0.082		0.221	0.053				754	796	EJ. COMP.
AZ	0.51	0.08	<u>0.14</u>	0.005	0.0010	0.023	0.004	0.016	1.00	0.0032	0.304			0.400	0.394	0.014	0.045	0.137	0.471			0.082	0.433	743	790	EJ. COMP.	
BA	0.51	0.75	2.58	0.008	0.0095	0.074	0.003	0.220	0.26	0.0023		0.058	0.365	0.016	0.192					<u>0.505</u>	0.138		0.035	715	785	EJ. COMP.	
BB	0.52	0.19	0.82	0.002	0.0091	0.014	0.003	0.282	0.89	0.0024	0.373	0.287	0.303		0.429	0.410	0.208	0.001		0.013	0.054	<u>0.507</u>		734	770	EJ. COMP.	
BC	0.54	0.85	2.66	0.002	<u>0.0104</u>	0.023	0.008	0.312	0.41	0.0028			0.468	0.340	0.079				0.024	0.403		0.214	0.022	725	787	EJ. COMP.	
BD	0.55	0.26	2.16	0.011	0.0023	0.092	0.001	0.167	1.31	0.0004	0.097		0.030		<u>0.512</u>	0.085								732	770	EJ. COMP.	
BE	0.58	0.36	0.86	0.014	0.0073	0.069	0.006	<u>0.009</u>	0.83	0.0016		0.029		0.004	0.018		0.074					0.042		737	782	EJ. COMP.	
BF	0.62	<u>0.03</u>	0.93	0.015	0.0100	0.080	0.002	0.027	0.28	0.0020		0.007	0.034		0.201			0.281	0.138		0.344	0.117		716	758	EJ. COMP.	
BG	0.66	0.19	1.34	<u>0.028</u>	0.0044	0.018	0.004	0.464	0.80	0.0035		0.235	0.203		0.012		0.147	0.017				0.052		725	731	EJ. COMP.	
BH	0.68	0.98	1.94	0.004	0.0094	0.062	0.004	0.070	1.32	0.0006		0.057	0.150		0.045	<u>0.512</u>								746	782	EJ. COMP.	
BI	0.68	0.23	2.17	0.019	0.0072	0.006	0.005	0.197	0.70	0.0011	0.475	0.098	0.263	0.427	0.253	0.316	0.455	<u>0.509</u>						712	736	EJ. COMP.	
B	<u>0.71</u>	0.17	0.52	0.003	0.0064	0.008	0.008	0.046	0.20	0.0021		0.101			0.193	0.013			0.015			0.177	0.022	722	751	EJ. COMP.	

A continuación, de la misma manera que en el primer experimento, se midieron el coeficiente de microfricción de ferrita, y el porcentaje esferodizado y el diámetro medio de cementita de cada una de las láminas de acero con alto contenido de carbono, y además, la evaluación del rendimiento de supresión de la adhesión y la evaluación de la sensibilidad al agrietamiento. Los resultados de los mismos se enumeran en la Tabla 4. Un subrayado en la Tabla 4 indica que el artículo está fuera del intervalo de la presente invención.

5

Tabla 4

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE CEMENTITA	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFERODIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (µm)	RENDIMIENTO DE SUPRESIÓN DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO	NOTAS
31	Z	0.43	0.28	90.8	0.45	○	○	EJ. INV.
32	AA	0.43	0.23	85.2	0.41	○	○	EJ. INV.
33	AB	0.41	0.27	80.2	0.98	○	○	EJ. INV.
34	AC	0.45	0.32	81.4	2.05	○	○	EJ. INV.
35	AD	0.41	0.28	86.4	0.62	○	○	EJ. INV.
36	AE	0.43	0.31	82.3	1.24	○	○	EJ. INV.
37	AF	0.42	0.23	84.5	1.02	○	○	EJ. INV.
38	AG	0.43	0.30	91.2	0.31	○	○	EJ. INV.
39	AH	0.42	0.28	82.2	1.71	○	○	EJ. INV.
40	AI	0.42	0.31	94.1	0.31	○	○	EJ. INV.
41	AJ	0.43	0.26	91.3	0.89	○	○	EJ. INV.
42	AK	0.40	0.34	93.9	0.64	○	○	EJ. INV.
43	AL	0.41	0.24	87.2	0.39	○	○	EJ. INV.
44	<u>AM</u>	0.43	0.31	90.5	0.45	×	○	EJ. COMP.
45	<u>AN</u>	0.45	0.30	85.4	0.36	×	○	EJ. COMP.
46	<u>AQ</u>	0.45	0.25	83.0	0.75	○	×	EJ. COMP.
47	<u>AP</u>	0.44	0.26	86.3	0.64	○	×	EJ. COMP.
48	<u>AQ</u>	<u>0.58</u>	0.25	85.2	0.54	×	×	EJ. COMP.
49	<u>AR</u>	0.42	0.31	89.1	0.42	○	×	EJ. COMP.
50	<u>AS</u>	0.40	0.23	<u>79.0</u>	1.39	○	×	EJ. COMP.
51	<u>AT</u>	0.44	0.33	85.7	1.35	○	×	EJ. COMP.
52	<u>AU</u>	0.44	0.32	84.0	0.43	○	×	EJ. COMP.
53	<u>AV</u>	0.73	0.25	98.1	0.56	×	○	EJ. COMP.
54	<u>AW</u>	0.44	0.23	80.9	0.52	○	×	EJ. COMP.

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE CEMENTITA	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (µm)	RENDIMIENTO DE SUPRESIÓN DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO	NOTAS
55	<u>AX</u>	0.42	0.27	84.7	1.82	○	×	EJ. COMP.
56	<u>AY</u>	0.41	0.30	<u>64.0</u>	<u>0.24</u>	○	×	EJ. COMP.
57	<u>AZ</u>	0.43	0.23	<u>67.4</u>	1.05	○	×	EJ. COMP.
58	<u>BA</u>	0.43	0.28	92.9	0.57	○	×	EJ. COMP.
59	<u>BB</u>	0.42	0.31	89.6	0.80	○	×	EJ. COMP.
60	<u>BC</u>	0.42	0.22	92.0	0.42	○	×	EJ. COMP.
61	<u>BD</u>	0.46	0.23	95.0	0.46	○	×	EJ. COMP.
62	<u>BE</u>	<u>0.69</u>	0.27	89.6	0.58	×	×	EJ. COMP.
63	<u>BF</u>	0.43	0.31	90.6	<u>2.32</u>	○	×	EJ. COMP.
64	<u>BG</u>	0.44	0.22	96.7	0.73	○	×	EJ. COMP.
65	<u>BH</u>	0.42	0.32	85.0	0.37	○	×	EJ. COMP.
66	<u>BI</u>	0.41	0.29	98.9	0.63	○	×	EJ. COMP.
67	<u>BJ</u>	0.42	0.25	88.3	1.64	○	×	EJ. COMP.

Como se enumera en la Tabla 4, las muestras No. 31 a No. 43 estaban cada una dentro del intervalo de la presente invención, pudiendo de este modo obtener un buen rendimiento supresor de la adhesión y sensibilidad al agrietamiento.

- 5 Por otra parte, en la muestra No. 44, el contenido de C del acero de tipo AM era demasiado bajo y, de este modo, la cantidad de cementita era insuficiente, no se pudo obtener suficiente lubricidad y se produjo adhesión al molde metálico durante la conformación. En la muestra No. 45, el contenido de Cu del acero de tipo AN era demasiado alto, y de este modo se produjo un defecto durante el laminado en caliente y se produjo la adhesión que se originó a partir del defecto. En la muestra No. 46, el contenido de Ca del acero de tipo AO era demasiado alto, y de este modo se formaron óxidos gruesos de Ca y se produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de Ca durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 47, el contenido de Mo del tipo AP de acero era demasiado alto y, de este modo, la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 48, el contenido de B del acero de tipo AQ era demasiado bajo y, de este modo, el coeficiente de microfricción de ferrita era bajo y se produjo adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 49, el contenido de Nb del acero de tipo AR era demasiado alto, y de este modo la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 50, el contenido de Mn en el tipo de acero AS era demasiado bajo y, de este modo, la transformación de perlita se produjo durante el enfriamiento en el recocido, el porcentaje de cementita esferoidizada era bajo y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita acicular. En la muestra No. 51, el contenido de Ce del acero de tipo AT era demasiado alto, y de este modo se formaron óxidos gruesos de Ce y se produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de Ce durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 52, el contenido de B del acero de tipo AU era demasiado alto, y de este modo se formó boruro y se produjo una grieta que tiene su origen en el boruro durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 53, el contenido de Ni del tipo AV de acero era demasiado alto y, de este modo, el coeficiente de microfricción de ferrita era alto y se produjo adhesión. En la muestra No. 54, el contenido de V del tipo de acero AW era demasiado alto y, de este modo, la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 55, el contenido de Zr del acero de tipo AX era demasiado alto, y de este modo se formaron óxidos gruesos de Zr y se

produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de Zr durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 56, el contenido de Cr en el tipo de acero AY era demasiado alto y, de este modo, se obstaculizó la esferoidización de la cementita durante el recocido, se suprimió el engrosamiento de la cementita y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita microacicular durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 57, el contenido de Mn del acero de tipo AZ era demasiado bajo y, de este modo, se produjo la transformación de perlita durante el enfriamiento en el recocido, el porcentaje de cementita esferoidizada era bajo, y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita acicular. En la muestra No. 58, el contenido de Y del acero de tipo BA era demasiado alto, y de este modo se formaron óxidos gruesos de Y y se produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de Y durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 59, el contenido de La del tipo BB de acero era demasiado alto y, de este modo, se formaron óxidos gruesos de La y se produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de La durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 60, el contenido de S del acero de tipo BC era demasiado alto, y de este modo se formaron sulfuros gruesos que eran inclusiones no metálicas y se produjo una grieta que tiene su origen en el sulfuro grueso durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 61, el contenido de W del tipo de acero BD era demasiado alto y, de este modo la ductilidad de la ferrita era baja y se produjo una grieta que tiene su origen en la fractura transgranular de la ferrita durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 62, el contenido de Ti del tipo de acero BE era demasiado bajo, y de este modo precipitó BN, la cantidad de disolución sólida de B era insuficiente, el coeficiente de microfricción de ferrita era bajo, y se produjo la adhesión y el agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 63, el contenido de Si del acero de tipo BF era demasiado bajo, y de este modo la cementita se volvió gruesa en exceso y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita gruesa. En la muestra No. 64, el contenido de P del acero de tipo BG era demasiado alto, y de este modo la segregación de B a la interfase entre ferrita y cementita se vio obstaculizada y se produjeron grietas durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 65, el contenido de Ta del acero de tipo BH era demasiado alto, y de este modo la ductilidad de la ferrita era baja y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta originada por la fractura transgranular de la ferrita. En la muestra No. 66, el contenido de Mg del acero de tipo BI era demasiado alto, y de este modo se formaron óxidos gruesos de Mg y se produjo una grieta que tiene su origen en el óxido grueso de Mg durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 67, el contenido de C del acero de tipo BJ era demasiado alto, y de este modo la cantidad de cementita era excesiva y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita.

La Fig. 1 ilustra la relación entre el coeficiente de microfricción de ferrita y el contenido de B de las muestras No. 1 a No. 25 y No. 31 a No. 67 excepto para las muestras No. 11, No. 51, No. 53, y No. 62. Como se ilustra en la Fig. 1, cuando el contenido de B es 0.0004% o más, el coeficiente de microfricción de ferrita es significativamente bajo comparado con el caso cuando es menos de 0.0004%.

(Tercer experimento)

En un tercer experimento, el laminado en caliente y el recocido se realizaron en varias condiciones en los tipos de acero que estaban dentro del intervalo de la presente invención (tipos de acero A a I y tipos de acero Z a AL) de los tipos de acero usados en el primer experimento y los tipos de acero usados en el segundo experimento para fabricar láminas de acero con alto contenido de carbono. Las condiciones de los mismos se enumeran en la Tabla 5 a la Tabla 7. Un subrayado en la Tabla 5 a la Tabla 7 indica que el valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención.

Tabla 5

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	CONDICIONES EN LAMINADO EN CALIENTE			CONDICIONES EN RECOCIDO			NOTAS
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	TEMPERATURA DE RETENCIÓN (°C)	TIEMPO DE RETENCIÓN (h)	DE VELOCIDAD ENFRIAMIENTO (°C/h)	
71	A	1116	871	540	<u>786</u>	51.4	56.7	EJ. COMP.
72	B	1149	841	646	745	18.4	58.6	EJ. INV.
73	C	1113	879	<u>706</u>	747	9.7	26.7	EJ. COMP.
74	D	1006	940	681	757	34.7	33.6	EJ. INV.
75	E	1149	889	605	756	<u>2.2</u>	13.9	EJ. COMP.

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	CONDICIONES EN LAMINADO EN CALIENTE			CONDICIONES EN RECOCIDO			NOTAS
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	TEMPERATURA DE RETENCIÓN (°C)	TIEMPO DE RETENCIÓN (h)	DE VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/h)	
76	F	993	902	554	759	3.6	30.7	EJ. COMP.
77	G	1068	891	684	742	26.8	3.8	EJ. INV.
78	H	1044	874	685	736	56.2	53.2	EJ. INV.
79	I	1083	845	590	748	46.3	40.7	EJ. INV.
80	Z	1120	914	616	751	6.5	1.3	EJ. INV.
81	AA	1122	880	714	765	43.0	58.9	EJ. COMP.
82	AB	1113	844	583	752	55.3	2.7	EJ. INV.
83	AC	1088	863	695	749	7.6	38.0	EJ. INV.
84	AD	1065	850	547	741	18.3	68.1	EJ. COMP.
85	AE	1095	904	680	750	36.5	48.6	EJ. INV.
86	AF	1118	949	521	776	57.9	7.5	EJ. COMP.
87	AG	1024	859	435	766	58.7	5.5	EJ. COMP.
88	AH	1078	874	620	754	18.8	21.3	EJ. INV.
89	AI	1028	861	615	753	3.1	21.2	EJ. INV.
90	AJ	1136	915	689	767	46.8	27.6	EJ. INV.
91	AK	1098	936	645	760	37.1	8.1	EJ. INV.
92	AL	1099	901	691	754	29.7	12.7	EJ. INV.

Tabla 6

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	CONDICIONES EN LAMINADO EN CALIENTE			CONDICIONES EN RECOCIDO			NOTAS
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	TEMPERATURA DE RETENCIÓN (°C)	TIEMPO DE RETENCIÓN (H)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/H)	
101	A	1104	873	527	721	38.3	32.0	EJ. COMP.
102	B	1060	983	560	757	56.8	17.3	EJ. COMP.
103	C	1129	865	625	732	4.9	42.7	EJ. INV.
104	D	1175	863	548	767	12.6	30.7	EJ. COMP.
105	E	1109	875	632	749	4.6	40.7	EJ. INV.
106	F	1088	865	677	768	23.0	2.3	EJ. INV.
107	G	1142	869	536	736	5.5	62.3	EJ. COMP.
108	H	1064	848	640	739	14.8	29.0	EJ. INV.

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	CONDICIONES EN LAMINADO EN CALIENTE			CONDICIONES EN RECOCIDO			NOTAS
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	TEMPERATURA DE RETENCIÓN (°C)	TIEMPO DE RETENCIÓN (h)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/h)	
109	I	1064	847	621	745	7.8	24.5	EJ. INV.
110	Z	1007	878	656	747	48.2	2.9	EJ. INV.
111	AA	1051	943	699	768	6.2	1.2	EJ. INV.
112	AB	<u>1158</u>	908	526	760	6.2	7.3	EJ. COMP.
113	AC	1131	<u>823</u>	532	761	47.9	16.2	EJ. COMP.
114	AD	1047	847	605	730	22.5	25.2	EJ. INV.
115	AE	1080	862	648	752	26.8	31.7	EJ. INV.
116	AF	1102	885	666	741	17.0	42.8	EJ. INV.
117	AG	1050	932	601	770	32.6	1.9	EJ. INV.
118	AH	1025	875	540	<u>718</u>	26.3	41.3	EJ. COMP.
119	AI	1078	936	625	750	17.1	58.1	EJ. INV.
120	AJ	1079	881	671	764	9.7	28.7	EJ. INV.
121	AK	1084	867	641	735	27.8	4.5	EJ. INV.
122	AL	1116	890	531	742	4.5	9.3	EJ. INV.

Tabla 7

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	CONDICIONES EN LAMINADO EN CALIENTE			CONDICIONES EN RECOCIDO			NOTAS
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	TEMPERATURA DE RETENCIÓN (°C)	TIEMPO DE RETENCIÓN (h)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/h)	
131	A	1096	870	511	764	54.5	10.2	EJ. INV.
132	B	1097	886	479	768	18.7	<u>0.4</u>	EJ. COMP.
133	C	1107	835	502	762	6.1	56.6	EJ. INV.
134	D	1022	857	464	755	4.8	45.2	EJ. INV.
135	E	1087	<u>801</u>	453	743	17.6	54.7	EJ. COMP.
136	F	1069	858	576	761	34.0	49.8	EJ. INV.
137	G	1032	931	<u>444</u>	738	35.9	16.5	EJ. COMP.
138	H	1096	843	497	749	<u>62.6</u>	42.7	EJ. COMP.
139	I	1046	895	536	754	48.1	24.5	EJ. INV.
140	Z	1123	920	489	755	<u>2.6</u>	58.5	EJ. COMP.
141	AA	1082	865	495	731	34.8	33.3	EJ. INV.

MUESTRA No.	TIPO DE ACERO	CONDICIONES EN LAMINADO EN CALIENTE			CONDICIONES EN RECOCIDO			NOTAS
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	TEMPERATURA DE RETENCIÓN (°C)	TIEMPO DE RETENCIÓN (h)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/h)	
142	AB	1058	924	482	749	26.5	24.3	EJ. INV.
143	AC	1123	904	524	743	35.3	35.6	EJ. INV.
144	AD	1077	877	498	741	10.4	<u>0.8</u>	EJ. COMP.
145	AE	1008	939	574	753	22.1	28.7	EJ. INV.
146	AF	1034	<u>962</u>	482	751	41.0	7.4	EJ. COMP.
147	AG	1133	916	457	732	4.5	24.0	EJ. INV.
148	AH	1037	884	561	748	59.0	9.4	EJ. INV.
149	AI	<u>979</u>	847	508	752	59.9	4.6	EJ. COMP.
150	AJ	1126	933	479	748	<u>68.3</u>	3.3	EJ. COMP.
151	AK	1138	893	598	752	26.9	3.2	EJ. INV.
152	AL	1063	865	584	746	40.3	2.6	EJ. INV.

A continuación, de la misma manera que en el primer experimento, se midieron el coeficiente de microfricción de ferrita, y el porcentaje esferoidizado y el diámetro medio de cementita de cada una de las láminas de acero con alto contenido de carbono, y además se realizaron la evaluación del rendimiento supresor de la adhesión y la evaluación de la sensibilidad al agrietamiento. Los resultados de los mismos se enumeran en la Tabla 8 a la Tabla 10. Un subrayado en la Tabla 8 a la Tabla 10 indica que el elemento está fuera del intervalo de la presente invención.

5

Tabla 8

MUESTRA No.	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE CEMENTITA	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (µm)	RENDIMIENTO SUPRESOR DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD DE AGRIETAMIENTO	NOTAS
71	<u>0.72</u>	0.33	86.8	<u>2.25</u>	x	x	EJ. COMP.
72	0.43	0.31	87.9	1.15	○	○	EJ. INV.
73	<u>0.64</u>	0.27	<u>78.3</u>	0.63	x	x	EJ. COMP.
74	0.44	0.28	88.3	0.90	○	○	EJ. INV.
75	<u>0.63</u>	0.24	84.3	<u>0.29</u>	x	x	EJ. COMP.
76	<u>0.59</u>	0.24	90.3	0.42	x	x	EJ. COMP.
77	0.49	0.28	80.9	0.99	○	○	EJ. INV.
78	0.44	0.31	94.3	0.54	○	○	EJ. INV.

ES 2 807 553 T3

79	0.43	0.29	93.1	0.59	○	○	EJ. INV.
80	0.48	0.28	80.8	0.98	○	○	EJ. INV.
81	<u>0.71</u>	0.23	<u>75.4</u>	2.12	×	×	EJ. COMP.
82	0.44	0.22	87.1	0.65	○	○	EJ. INV.
83	0.47	0.34	82.0	1.25	○	○	EJ. INV.
84	<u>0.61</u>	0.34	<u>62.3</u>	1.04	×	×	EJ. COMP.
85	0.46	0.29	91.2	0.33	○	○	EJ. INV.
86	<u>0.73</u>	0.25	83.6	<u>2.36</u>	×	×	EJ. COMP.
87	<u>0.64</u>	0.23	98.9	1.16	×	○	EJ. COMP.
88	0.47	0.30	93.0	0.92	○	○	EJ. INV.
89	0.45	0.28	94.8	0.63	○	○	EJ. INV.
90	0.45	0.27	97.1	0.43	○	○	EJ. INV.
91	0.44	0.32	96.5	0.68	○	○	EJ. INV.
92	0.45	0.28	90.4	0.46	○	○	EJ. INV.

Tabla 9

MUESTRA No.	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE CEMENTITA	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (µm)	RENDIMIENTO SUPRESOR DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD DE AGRIETAMIENTO	NOTAS
101	<u>0.72</u>	0.31	82.3	0.77	×	×	EJ. COMP.
102	<u>0.61</u>	0.22	82.8	1.18	×	○	EJ. COMP.
103	0.42	0.26	81.3	0.61	○	○	EJ. INV.
104	<u>0.71</u>	0.26	92.2	0.89	×	○	EJ. COMP.
105	0.44	0.24	95.3	0.69	○	○	EJ. INV.
106	0.42	0.30	94.9	0.45	○	○	EJ. INV.
107	<u>0.61</u>	0.31	<u>64.1</u>	0.95	×	×	EJ. COMP.
108	0.43	0.32	95.4	0.53	○	○	EJ. INV.
109	0.42	0.26	89.8	0.56	○	○	EJ. INV.
110	0.44	0.34	88.0	1.01	○	○	EJ. INV.
111	0.44	0.34	84.2	2.07	○	○	EJ. INV.

ES 2 807 553 T3

112	<u>0.69</u>	0.25	89.6	0.63	×	○	EJ. COMP.
113	<u>0.59</u>	0.32	85.5	1.29	×	×	EJ. COMP.
114	0.47	0.23	84.0	1.03	○	○	EJ. INV.
115	0.48	0.28	92.8	0.33	○	○	EJ. INV.
116	0.45	0.30	90.0	1.73	○	○	EJ. INV.
117	0.44	0.26	99.8	0.34	○	○	EJ. INV.
118	<u>0.63</u>	0.25	85.9	0.83	×	×	EJ. COMP.
119	0.47	0.23	93.9	0.66	○	○	EJ. INV.
120	0.45	0.28	95.9	0.41	○	○	EJ. INV.
121	0.46	0.24	87.9	0.65	○	○	EJ. INV.
122	0.39	0.25	80.6	0.43	○	○	EJ. INV.

Tabla 10

MUESTRA No.	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFFICIENT OF MICRO FRICTION OF CEMENTITE	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (μm)	RENDIMIENTO SUPRESOR DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD DE AGRIETAMIENTO	NOTAS
131	0.39	0.32	83.6	0.81	○	○	EJ. INV.
132	<u>0.68</u>	0.33	97.2	<u>2.45</u>	×	×	EJ. COMP.
133	0.40	0.24	89.9	0.63	○	○	EJ. INV.
134	0.40	0.24	87.2	0.86	○	○	EJ. INV.
135	<u>0.66</u>	0.31	88.1	0.74	×	×	EJ. COMP.
136	0.44	0.24	91.6	0.45	○	○	EJ. INV.
137	<u>0.59</u>	0.26	86.5	0.99	×	○	EJ. COMP.
138	<u>0.66</u>	0.22	92.5	2.55	×	×	EJ. COMP.
139	0.38	0.32	97.5	0.59	○	○	EJ. INV.
140	<u>0.60</u>	0.22	82.7	<u>0.22</u>	×	×	EJ. COMP.
141	0.40	0.27	85.9	2.07	○	○	EJ. INV.
142	0.40	0.33	86.0	0.64	○	○	EJ. INV.
143	0.40	0.23	89.1	1.27	○	○	EJ. INV.
144	<u>0.54</u>	0.27	81.6	<u>2.38</u>	×	×	EJ. COMP.
145	0.43	0.31	93.5	0.33	○	○	EJ. INV.

MUESTRA No.	COEFICIENTE DE MICROFRICCIÓN DE FERRITA	COEFFICIENT OF MICRO FRICTION OF CEMENTITE	PORCENTAJE DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE CEMENTITA (μm)	RENDIMIENTO SUPRESOR DE LA ADHESIÓN	SENSIBILIDAD DE AGRIETAMIENTO	NOTAS
146	<u>0.62</u>	0.24	82.4	1.77	x	○	EJ. COMP.
147	0.37	0.31	81.0	0.30	○	○	EJ. INV.
148	0.40	0.32	90.4	0.93	○	○	EJ. INV.
149	<u>0.72</u>	0.33	94.5	0.68	x	x	EJ. COMP.
150	<u>0.58</u>	0.29	84.7	<u>2.46</u>	x	x	EJ. COMP.
151	0.43	0.23	94.5	0.67	○	○	EJ. INV.
152	0.44	0.25	80.4	0.46	○	○	EJ. INV.

Como se enumera en la Tabla 8, las muestras No. 72, No. 74, de No. 77 a No. 80, No. 82, No. 83, No. 85 y de No. 88 a No. 92 estaban cada una dentro del intervalo de presente invención, pudiendo de este modo obtener un buen rendimiento supresor de la adhesión y sensibilidad al agrietamiento. Como se enumera en la Tabla 9, las muestras No. 103, No. 105, No. 106, de No. 108 a No. 111, de No. 114 a No. 117, y de No. 119 a No. 122 también estaban dentro del intervalo de la presente invención, pudiendo de este modo obtener un buen rendimiento supresor de la adhesión y sensibilidad al agrietamiento. Como se enumera en la Tabla 10, las muestras No. 131, No. 133, No. 134, No. 136, No. 139, de No. 141 a No. 143, No. 145, No. 147, No. 148, No. 151, y No. 152 también estaban dentro del alcance de la presente invención, pudiendo de este modo obtener buen rendimiento de supresión de la adhesión y sensibilidad al agrietamiento.

Por otra parte, en la muestra No. 71, la temperatura de retención del recocido era demasiado alta y, de este modo la expansión del volumen era grande, se desbobinó una bobina laminada en caliente para provocar abrasiones y también se produjo una marca de fijación causada por una banda de fijación. Además, el grosor de la película de cristales de B variaba mucho y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjo la adhesión. Además, la cementita se volvió gruesa en exceso y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita gruesa durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 73, la temperatura de bobinado era demasiado alta y, de este modo, se formó perlita laminar gruesa en la lámina de acero laminado en caliente, se obstaculizó la esferoidización de cementita durante el recocido, y el porcentaje de cementita esferoidizada era bajo. Además, se formaron grandes irregularidades con la retirada de incrustaciones y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjeron adhesión y grietas durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 75, el tiempo de retención del recocido era demasiado corto y, de este modo, el coeficiente de microfricción de ferrita era grande y el diámetro medio de la cementita era pequeño. Por lo tanto, se produjeron adhesión y grietas durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 76, la temperatura de calentamiento de la planchón era demasiado baja y, de este modo no se eliminaron las segregaciones de B, Mn y otras, y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjeron adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 81, la temperatura de bobinado era demasiado alta y, de este modo la adhesión y el agrietamiento durante el ensayo de compresión se produjeron de manera similar a la muestra No. 73. En la muestra No. 84, la velocidad de enfriamiento era demasiado alta y, de este modo se produjo la transformación de perlita durante el enfriamiento y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita acicular durante el ensayo de compresión. Además, no se formó una buena película de cristales de B en la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono, el coeficiente de microfricción de ferrita era alto y se produjo la adhesión. En la muestra No. 86, la temperatura de retención del recocido era demasiado alta y, de este modo, se produjeron adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión, de manera similar a la muestra No. 81. En la muestra No. 87, la temperatura de bobinado era demasiado baja y, de este modo como resultado de la retirada de incrustaciones, la superficie de la lámina de acero se volvió rugosa y se produjo adhesión.

En la muestra No. 101, la temperatura de retención del recocido era demasiado baja y, de este modo se suprimió la segregación de B a la interfase entre ferrita y austenita, el coeficiente de microfricción de ferrita era grande y se produjo la adhesión. Además, la segregación de B a la interfase entre ferrita y cementita también se suprimió y se produjo agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 102, la temperatura de laminado de acabado era demasiado alta, y de este modo se formaron grandes irregularidades con la retirada de incrustaciones y

el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjo adhesión. En la muestra No. 104, la temperatura de calentamiento del planchón era demasiado alta, y de este modo los átomos de B se oxidaron durante el calentamiento del planchón y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjo adhesión. En la muestra No. 107, la velocidad de enfriamiento era demasiado alta, y de este modo se produjo una transformación de perlita durante el enfriamiento y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita acicular. Además, no se formó una buena película de cristales de B en la superficie de la lámina de acero con alto contenido de carbono, el coeficiente de microfricción de ferrita era alto y se produjo adhesión. En la muestra No. 112, la temperatura de calentamiento del planchón era demasiado alta y, de este modo, se produjo adhesión, de manera similar a la muestra No. 104. En la muestra No. 113, la temperatura de laminado de acabado era demasiado baja y, de este modo la anisotropía de la estructura era fuerte y se produjo una grieta que tiene su origen en una estructura no uniforme durante el ensayo de compresión. Además, como resultado de la retirada de incrustaciones, la superficie de la lámina de acero se volvió rugosa y se produjo adhesión. En la muestra No. 118, la temperatura de retención del recocido era demasiado baja y, por lo tanto, se produjo adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión, de manera similar a la muestra No. 101.

En la muestra No. 132, la velocidad de enfriamiento era demasiado baja y, de este modo el grosor de la película de cristales de B variaba mucho y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjo adhesión. Además, la cementita se volvió gruesa en exceso y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita gruesa durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 135, la temperatura de laminado de acabado era demasiado baja y, de este modo la anisotropía de la estructura era fuerte y durante el ensayo de compresión se produjo una grieta que tiene su origen en una estructura no uniforme. Además, como resultado de la retirada de incrustaciones, la superficie de la lámina de acero se volvió rugosa y se produjo adhesión. En la muestra No. 137, la temperatura de bobinado era demasiado baja y, de este modo como resultado de la retirada de las incrustaciones, la superficie de la lámina de acero se volvió rugosa y se produjo adhesión. En la muestra No. 138, el tiempo de retención del recocido era demasiado largo y, de este modo la expansión del volumen era grande, se desbobinó una bobina laminada en caliente para provocar abrasiones, y también se produjo una marca de fijación provocada por una banda de fijación. Además, el grosor de la película de cristales de B variaba mucho y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjo adhesión. Además, la cementita se volvió gruesa en exceso y se produjo una grieta que tiene su origen en la cementita gruesa durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 140, el tiempo de retención del recocido era demasiado corto y, de este modo, el coeficiente de microfricción de ferrita era grande y el diámetro medio de la cementita era pequeño. Por lo tanto, se produjeron adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 144, la velocidad de enfriamiento era demasiado baja y, de este modo, se produjeron adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión, de manera similar a la muestra No. 132. En la muestra No. 146, la temperatura de laminado de acabado era demasiado alta y, de este modo, se formaron grandes irregularidades con la retirada de incrustaciones y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjo adhesión. En la muestra No. 149, la temperatura de calentamiento del planchón era demasiado baja y, de este modo, no se eliminaron las segregaciones de B, Mn y otros, y el coeficiente de microfricción de ferrita era grande. Por lo tanto, se produjeron adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión. En la muestra No. 150, el tiempo de retención del recocido era demasiado largo y, de este modo, se produjo adhesión y agrietamiento durante el ensayo de compresión, de manera similar a la muestra No. 138.

La Fig. 7 ilustra la relación entre el coeficiente de microfricción de ferrita y el contenido de B en las muestras de los ejemplos en el primer experimento o el tercer experimento. Como se ilustra en la Fig. 7, cuando el contenido de B es 0.0008% o más, el coeficiente de microfricción de ferrita es mucho más bajo en comparación con el caso cuando es menor de 0.0008%.

Aplicabilidad industrial

La presente invención se puede utilizar, por ejemplo, en industrias de fabricación e industrias de aplicación de láminas de acero con alto contenido de carbono usadas para varios productos de acero, tales como un componente del sistema de conducción para automóvil, una sierra, un cuchillo y otros.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero con alto contenido de carbono, que comprende:

una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0.30% a 0.70%,

Si: de 0.07% a 1.00%,

Mn: de 0.20% a 3.00%,

Ti: de 0.010% a 0.500%,

Cr: de 0.01% a 1.50%,

B: de 0.0004% a 0.0035%,

P: 0.025% o menos,

Al: 0.100% o menos,

S: 0.0100% o menos,

N: 0.010% o menos,

Cu: 0.500% o menos,

Nb: de 0.000% a 0.500%,

Mo: de 0.000% a 0.500%,

V: de 0.000% a 0.500%,

W: de 0.000% a 0.500%,

Ta: de 0.000% a 0.500%,

Ni: de 0.000% a 0.500%,

Mg: de 0.000% a 0.500%,

Ca: de 0.000% a 0.500%,

Y: de 0.000% a 0.500%,

Zr: de 0.000% a 0.500%,

La: de 0.000% a 0.500%,

Ce: de 0.000% a 0.500%, y

el resto: Fe e impurezas; y

una estructura representada por:

un porcentaje de cementita esferoidizada: 80% o más; y

un diámetro medio de cementita: de 0.3 μm a 2.2 μm , en la que

un coeficiente de microfricción de ferrita en una superficie de la lámina de acero medido usando un nanoindentador es menor de 0.5, en la que el diámetro medio de cementita y el coeficiente de microfricción se determinan como se indica en la descripción.

2. La lámina de acero con alto contenido de carbono según la reivindicación 1, en la que en la composición química se satisface,

Nb: de 0.001% a 0.500%,

Mo: de 0.001% a 0.500%,

V: de 0.001% a 0.500%,

W: de 0.001% a 0.500%,

Ta: de 0.001% a 0.500%,

Ni: de 0.001% a 0.500%,

Mg: de 0.001% a 0.500%,

5 Ca: de 0.001% a 0.500%,

Y: de 0.001% a 0.500%,

Zr: de 0.001% a 0.500%,

La: de 0.001% a 0.500%, o

Ce: de 0.001% a 0.500%, o

10 cualquier combinación de los mismos.

3. Un método de fabricación de una lámina de acero con alto contenido de carbono, que comprende:

laminado en caliente de un planchón para obtener una lámina de acero laminado en caliente;

decapado de la lámina de acero laminado en caliente; y

recocido de la lámina de acero laminado en caliente después del decapado,

15 comprendiendo el planchón una composición química representada por, en% en masa:

C: de 0.30% a 0.70%,

Si: de 0.07% a 1.00%,

Mn: de 0.20% a 3.00%,

Ti: de 0.010% a 0.500%,

20 Cr: de 0.01% a 1.50%,

B: de 0.0004% a 0.0035%,

P: 0.025% o menos,

Al: 0.100% o menos,

S: 0.0100% o menos,

25 N: 0.010% o menos,

Cu: 0.500% o menos,

Nb: de 0.000% a 0.500%,

Mo: de 0.000% a 0.500%,

V: de 0.000% a 0.500%,

30 W: de 0.000% a 0.500%,

Ta: de 0.000% a 0.500%,

Ni: de 0.000% a 0.500%,

Mg: de 0.000% a 0.500%,

Ca: de 0.000% a 0.500%,

35 Y: de 0.000% a 0.500%,

Zr: de 0.000% a 0.500%,

La: de 0.000% a 0.500%,

Ce: de 0.000% a 0.500%, y

el resto: Fe e impurezas, en el que

en el laminado en caliente,

el planchón se calienta a una temperatura de 1000°C o más y menos de 1150°C,

5 una temperatura de laminado de acabado es 830°C o más y 950°C o menos, y

una temperatura de bobinado es de 450°C o más y 700°C o menos, y

el recocido comprende:

retener la lámina de acero laminado en caliente a una temperatura de 730°C o más y 770°C o menos durante 3 horas o más y 60 horas o menos; y

10 a continuación enfriar la lámina de acero laminado en caliente a 650°C a una velocidad de enfriamiento de 1°C/h o más y 60°C/h o menos.

4. El método de fabricación de la lámina de acero con alto contenido de carbono según la reivindicación 3, en el que en la composición química se satisface,

Nb: de 0.001% a 0.500%,

15 Mo: de 0.001% a 0.500%,

V: de 0.001% a 0.500%,

W: de 0.001% a 0.500%,

Ta: de 0.001% a 0.500%,

Ni: de 0.001% a 0.500%,

20 Mg: de 0.001% a 0.500%,

Ca: de 0.001% a 0.500%,

Y: de 0.001% a 0.500%,

Zr: de 0.001% a 0.500%,

La: de 0.001% a 0.500%, o

25 Ce: de 0.001% a 0.500%, o

cualquier combinación de los mismos.

FIG. 1

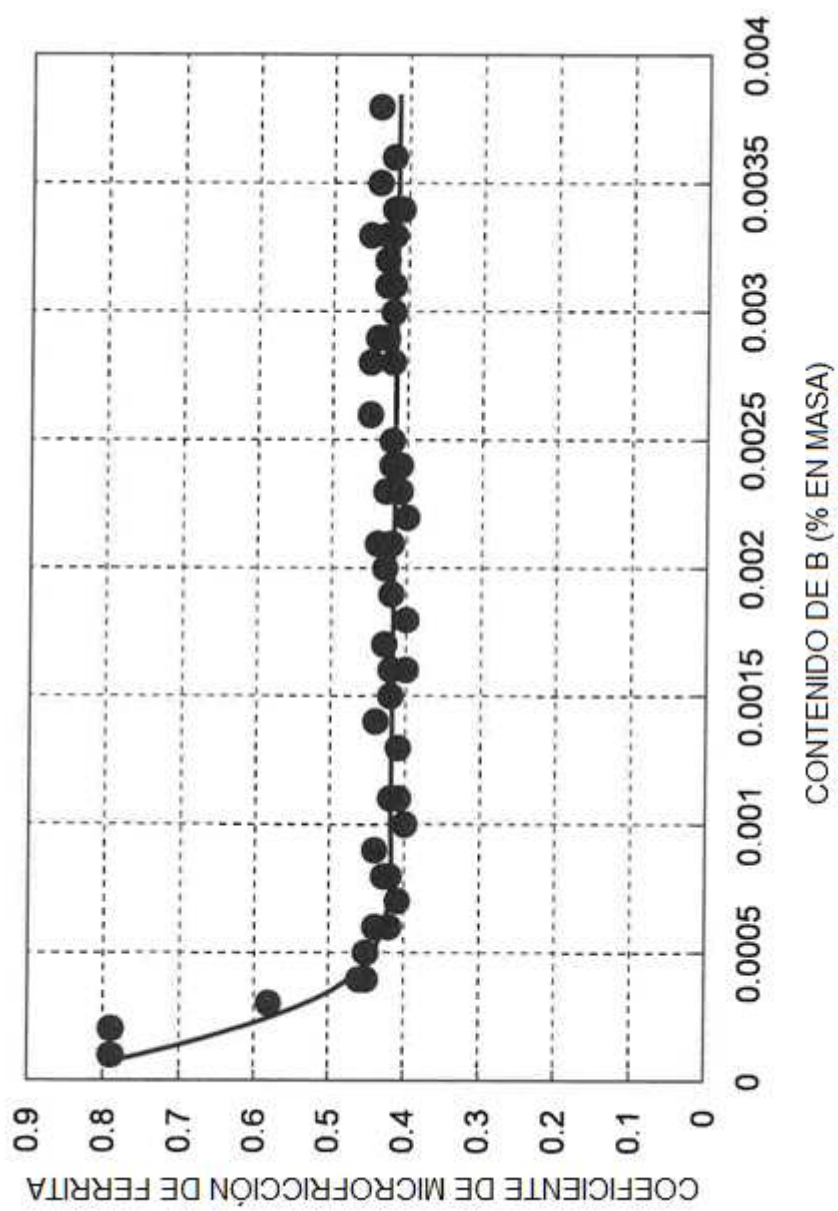


FIG. 2

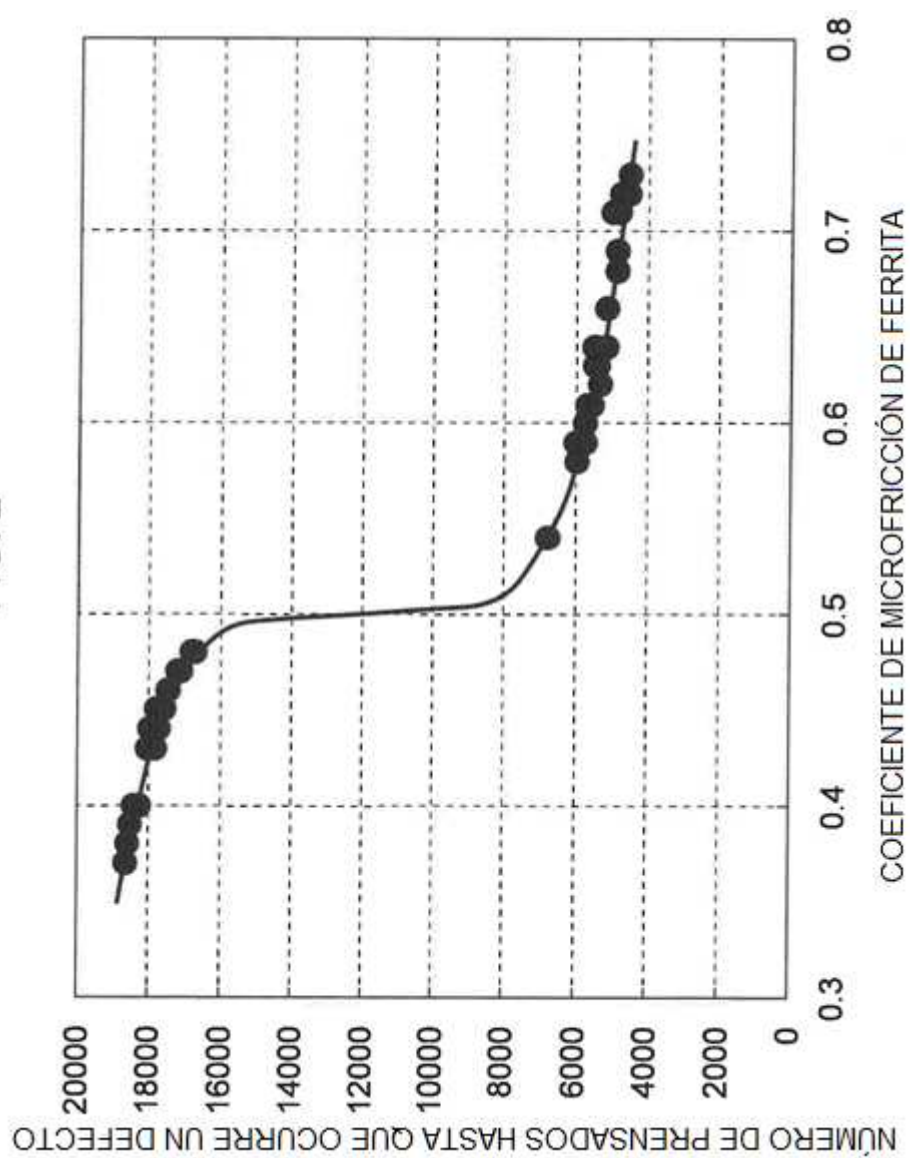


FIG. 3A

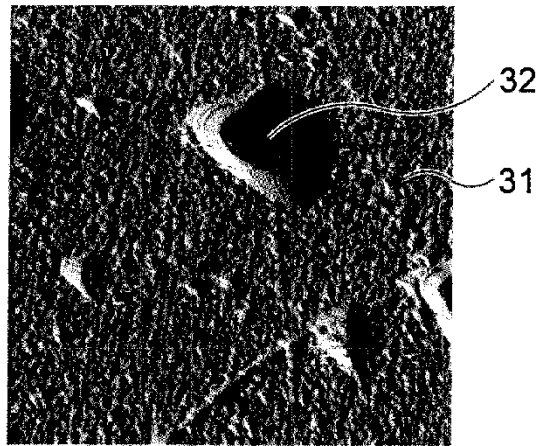


FIG. 3B

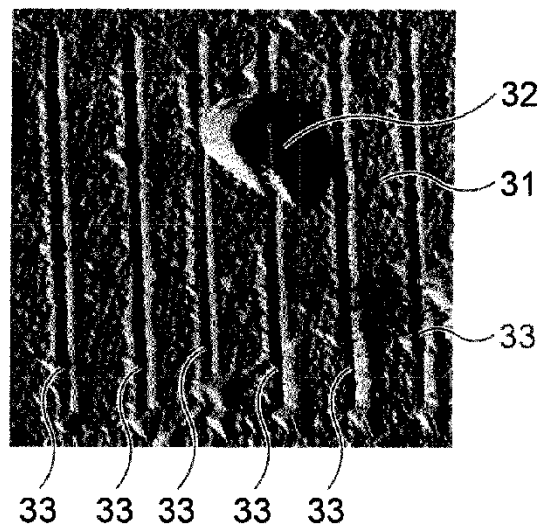


FIG. 4

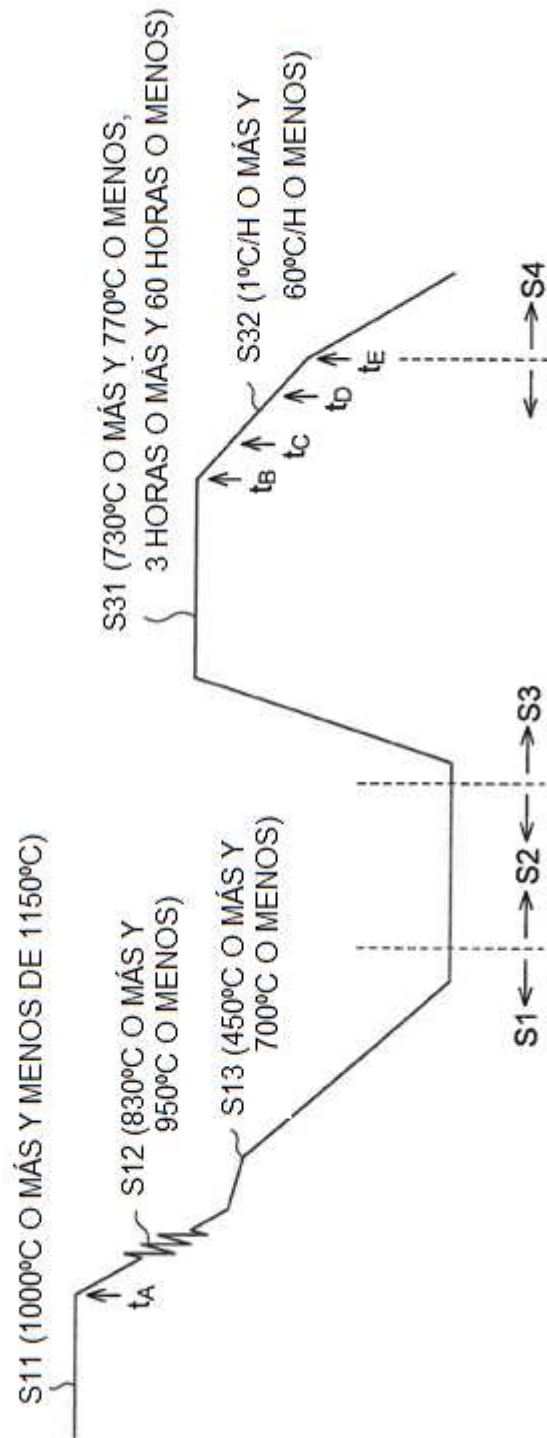


FIG. 5A

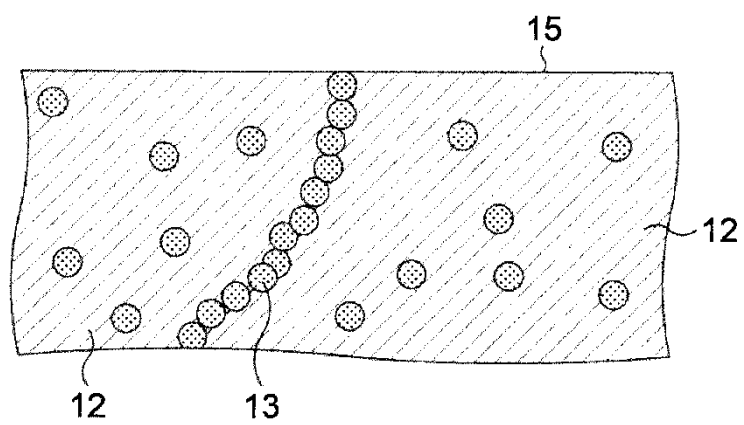


FIG. 5B

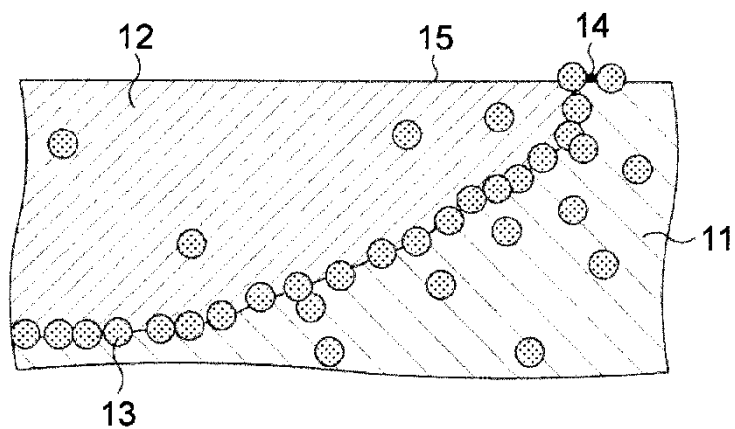


FIG. 5C

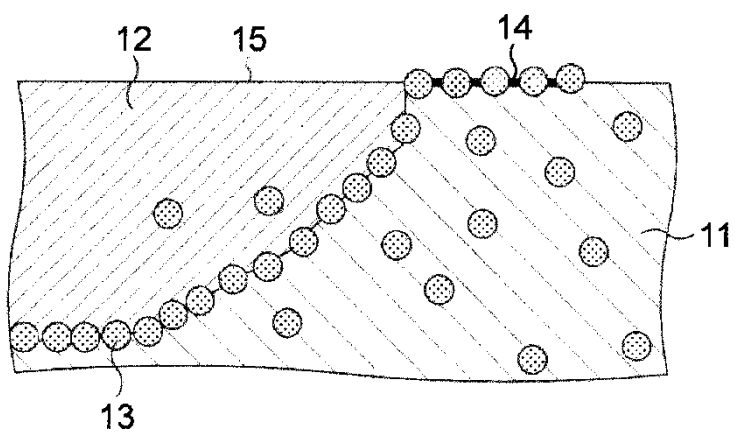


FIG. 5D

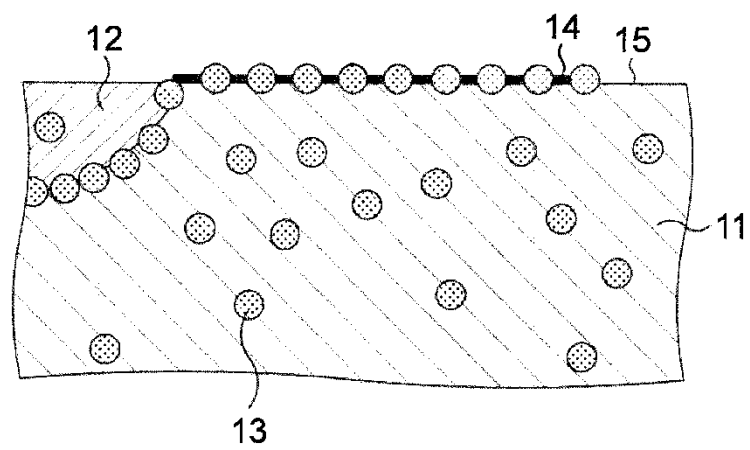


FIG. 5E

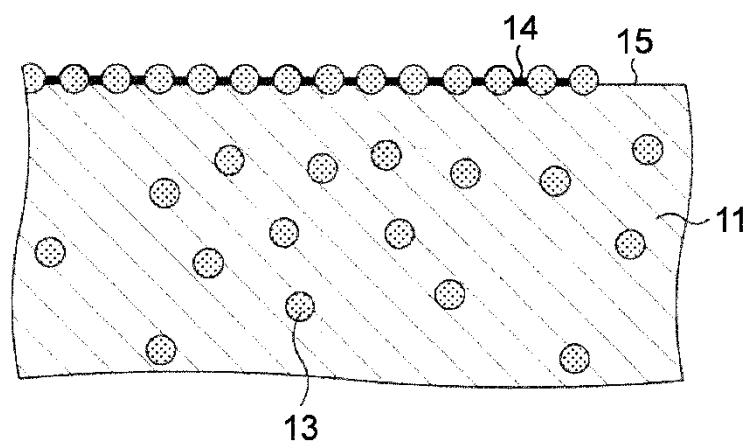


FIG. 6A

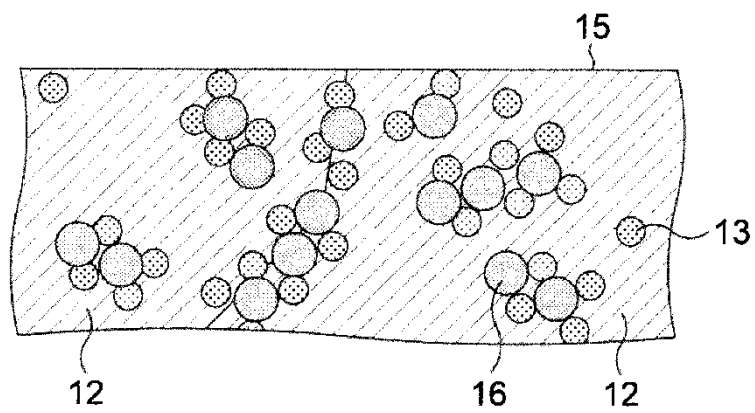


FIG. 6B

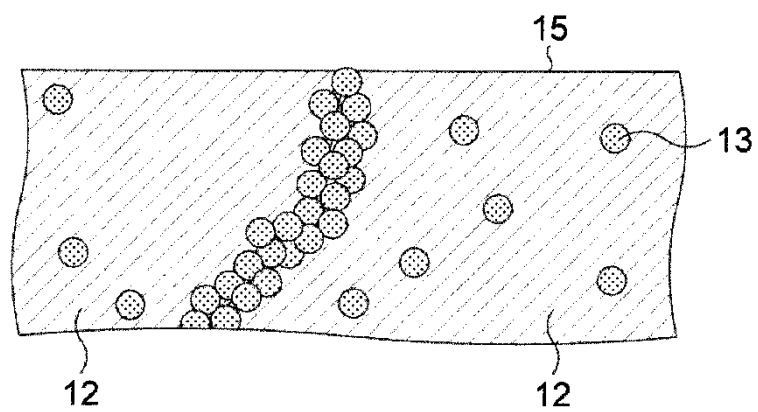


FIG. 6C

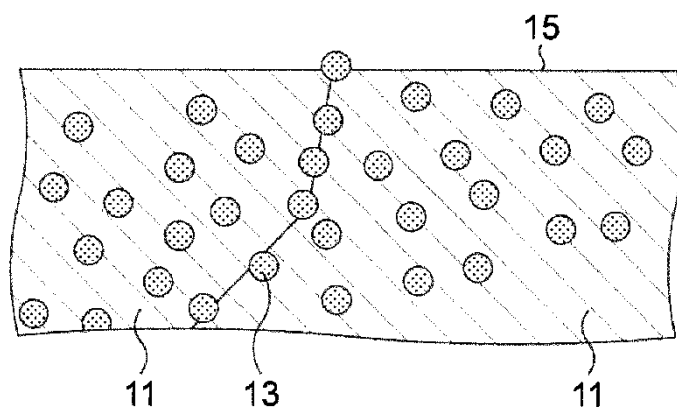


FIG. 6D

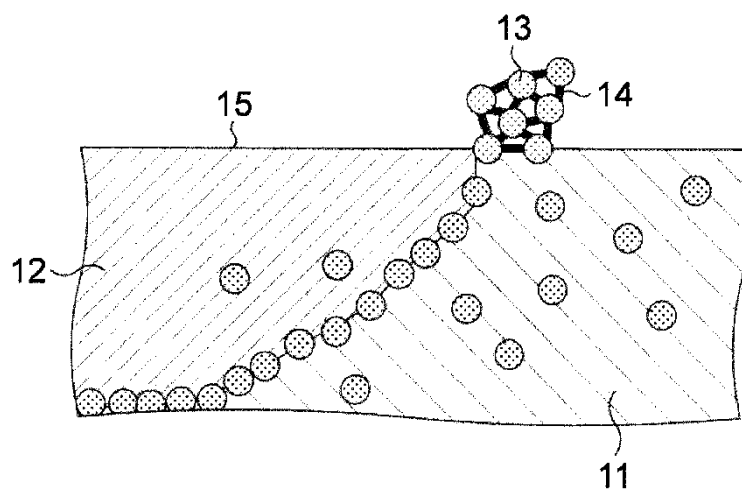


FIG. 6E

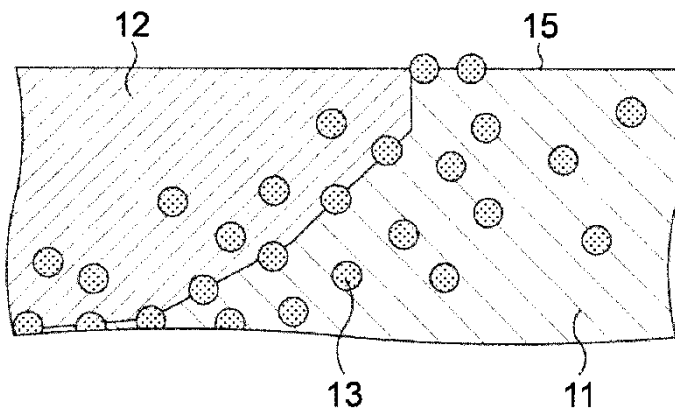


FIG. 6F

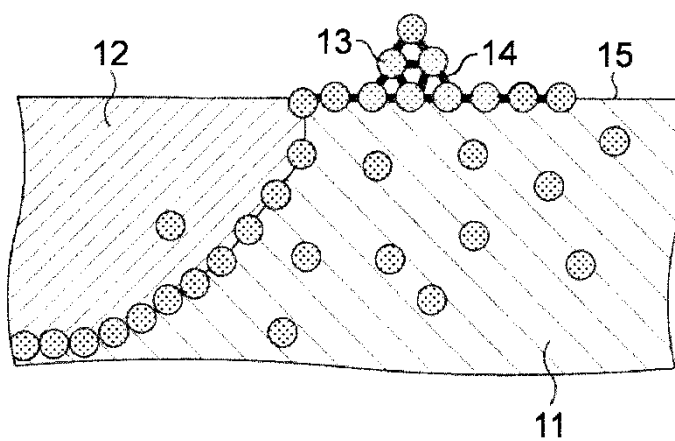


FIG. 6G

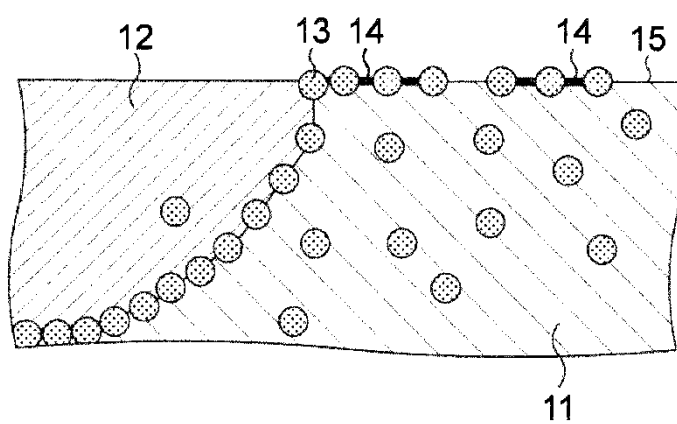


FIG. 7

