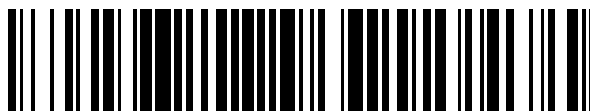


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 389 656**

51 Int. Cl.:  
**C22C 38/00** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)  
**C22C 38/04** (2006.01)  
**C22C 38/12** (2006.01)  
**C22C 38/18** (2006.01)  
**C21D 9/46** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 96 Número de solicitud europea: **04808506 .2**  
 96 Fecha de presentación: **21.12.2004**  
 97 Número de publicación de la solicitud: **1704261**  
 97 Fecha de publicación de la solicitud: **27.09.2006**

54 Título: **Lámina de acero laminada en frío y endurecida al horno que tiene excelente conformabilidad, y método para su fabricación**

30 Prioridad:  
 23.12.2003 KR 2003095393 23.12.2003 KR 2003095395  
 23.12.2003 KR 2003095394 29.12.2003 KR 2003098745  
 29.12.2003 KR 2003098744 29.12.2003 KR 2003099437  
 29.12.2003 KR 2003099435 29.12.2003 KR 2003098743  
 29.12.2003 KR 2003098746 29.12.2003 KR 2003099350  
 29.12.2003 KR 2003099351 30.12.2003 KR 2003099463  
 30.12.2003 KR 2003099462 30.12.2003 KR 2003099464  
 30.12.2003 KR 2003099461 07.09.2004 KR 2004071395  
 08.09.2004 KR 2004071705 21.10.2004 KR 2004084297

73 Titular/es:  
**POSCO (100.0%)**  
**1 KOEDONG-DONG, NAM-KU**  
**POHANG-SI, KYUNGSANGBOOK-DO790-300, KR**

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:  
**30.10.2012**

72 Inventor/es:  
**YOON, JEONG-BONG;**  
**SON, WON-HO;**  
**KANG, KI-BONG y**  
**CHO, NOI-HA**

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:  
**30.10.2012**

74 Agente/Representante:  
**CARVAJAL Y URQUIJO, Isabel**

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).

ES 2 389 656 T3

## DESCRIPCIÓN

Lámina de acero laminada en frío y endurecida al horno que tiene excelente conformabilidad, y método para su fabricación.

5 [Campo de la técnica]

La presente invención se refiere a láminas de acero laminadas en frío para carrocerías de automóviles, y similares. Más particularmente, la presente invención se refiere a láminas de acero laminadas en frío endurecidas al horno, mejoradas en su capacidad de endurecimiento al horno y de conformabilidad mediante el control del contenido de carbono en solución sólida en granos cristalinos con precipitados finos, y un método de fabricación de las mismas.

10

[Antecedentes]

En cuanto a los materiales para las placas exteriores de carrocerías de automóviles, se usan generalmente laminas de acero laminadas en frío endurecidas al horno para mejorar la resistencia a las abolladuras. Las laminadas de acero laminadas en frío endurecidas al horno tienen una excelente ductilidad mediante la conformación con la prensa, y una mayor resistencia al esfuerzo mediante el horneado de la pintura o el tratamiento de revestimiento después del conformado en prensa. Es decir, como el carbono o el nitrógeno están en solución sólida en el acero como elementos intersticiales, y corrigen las dislocaciones creadas en la conformación con la prensa, se incrementa el límite de elasticidad de las láminas de acero laminadas en frío endurecidas al horno.

15

20

Las láminas de acero laminadas en frío endurecidas al horno incluyen aceros estabilizados con aluminio, que son materiales templados por lotes, y aceros libres de intersticios (aceros IF por sus siglas en inglés).

25

En el caso de los aceros estabilizados con aluminio, que son materiales templados por lotes, pequeñas cantidades de carbono en solución sólida permanecen en el acero, y garantizan la resistencia al envejecimiento mientras que proporcionan endurecimiento al horno del orden de 10 - 20 MPa después del tratamiento de cocción. Sin embargo, para tales materiales templados por lotes, existen las desventajas de un menor incremento menor en la resistencia al esfuerzo incluso después del tratamiento de horneado, y de una menor productividad.

30

En el caso de los aceros IF, a medida que el carbono o el nitrógeno en solución sólida en el acero son completamente precipitados mediante la adición de titanio o niobio al acero, se mejora la conformabilidad del acero. Los aceros IF endurecidos al horno se fabrican impartiendo endurecimiento al horno a los aceros IF. Para los aceros IF endurecidos al horno, se puede garantizar el endurecimiento al horno al permitir que una cantidad apropiada de carbono permanezca en el acero a través del control de una cantidad añadida de titanio o niobio y una cantidad añadida de carbono. Sin embargo, en el caso de los aceros IF endurecidos al horno, con el fin de permitir que permanezca la cantidad apropiada de carbono en la solución sólida en el acero, es necesario controlar la cantidad añadida de azufre y nitrógeno, que puede reaccionar con titanio o niobio y crear precipitados de los mismos, dentro de un rango muy estrecho, así como las cantidades añadidas de carbono, titanio o niobio. En consecuencia, es difícil garantizar productos de alta calidad, y se incrementan los costos de fabricación.

35

40

[Divulgación]

[Problema técnico]

45

Por lo tanto, la presente invención ha sido realizada en vista de los problemas anteriores, y un objetivo de la presente invención es proporcionar láminas de acero laminadas en frío endurecidas al horno, que tengan mejor endurecimiento al horno y conformabilidad debido a un mayor índice de plasticidad-anisotropía y a un menor índice de anisotropía en el plano sin la adición de Ti y Nb, y un método para la fabricación del mismo.

50

[Solución Técnica]

De acuerdo con un aspecto de la presente invención, los objetivos anteriores y otros objetivos se puede lograr mediante el suministro de una lámina de acero laminada en frío endurecida al horno, que comprende: 0,003 - 0,005% de C; 0,003 - 0,03% de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; al menos 0,03 - 0,2% de Mn y 0,005 - 0,2% de Cu; y el equilibrio de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde, cuando la lámina de acero contiene ya sea Mn o Cu, una composición de Mn, Cu y S satisface una de las relaciones:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  y  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  en términos de peso, y cuando la lámina de acero contiene tanto Mn como Cu, una composición de Mn, Cu y S satisface las relaciones:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  en términos de peso, y en donde los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu$ m o menos.

55

60

La lámina de acero laminada en frío de la presente invención se pueden clasificar en tres tipos de acuerdo con los elementos añadidos seleccionados del grupo consistente en Mn y Cu. Es decir, (1) de acero al que únicamente se la ha añadido Mn (sin Cu, que también se conoce como "acero al cual se le ha precipitado el MnS"), (2) de acero al que

65

únicamente se la ha añadido Cu (sin Mn, que también se conoce como "acero al cual se le ha precipitado el CuS"), y (3) acero al cual se le ha añadido Mn y Cu (que también se conoce como "acero al cual se le ha precipitado el MnCu"), que se describirán en detalle de la siguiente manera.

5 (1) El acero al cual se le ha precipitado el MnS comprende: 0,003 - 0,005% de C; 0,005 ~ 0,03% de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,05 - 0,2% de Mn; y el balance de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde la composición de Mn y S satisface la relación:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  en términos de peso, y en donde los precipitados de MnS tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu\text{m}$  o menos. El método de fabricación del acero al cual se le ha precipitado el MnS comprende las etapas de: laminación en caliente de una  
10 plancha de acero con acabado de laminación a una temperatura de transformación  $A_{r3}$  o más para proporcionar una lámina de acero laminado en caliente, después de recalentar la plancha de acero a una temperatura de 1.100° C o más, conteniendo la plancha de acero: 0,003 - 0,005% de C; 0,005 - 0,03% de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,05 - 0,2 de Mn%, y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, donde la composición de Mn y de S satisface la relación:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  en términos de peso; enfriamiento de la lámina de acero laminada en caliente a una velocidad de enfriamiento de 200° C / min o más; enrollar la lámina de acero enfriada a una temperatura de 700° C o menos; laminación en frío de la lámina de acero; y recocido continuo de la lámina de acero laminado en frío.

(2) El acero al cual se le ha precipitado el CuS comprende: 0,003 - 0,005% de C; 0,003 - 0,025% de S; 0,01 - 0,08% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,01 - 0,2% de Cu, y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, donde la composición de Cu y S satisface la relación:  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  en términos de peso, y en donde los precipitados de CuS tienen un tamaño promedio de 0,1  $\mu\text{m}$  o menos. El método de fabricación del acero al cual se le ha precipitado el CuS comprende las etapas de: laminación en caliente de una  
20 plancha de acero con acabado de laminación a una temperatura de transformación  $A_{r3}$  o más para proporcionar una lámina de acero laminado en caliente, después de recalentar la plancha de acero a una temperatura de 1.100° C o más, conteniendo la plancha de acero: 0,003 - 0,005% de C; 0,003 - 0,025% de S; 0,01 - 0,08% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,01 - 0,2% de Cu, y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, donde la composición de Cu y S satisface la relación:  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  en términos de peso; enfriamiento de la lámina de acero laminada en caliente a una velocidad de enfriamiento de 200° C / min o más; enrollar la lámina de acero enfriada a una temperatura de 700° C o menos; laminación en frío de la lámina de acero; y recocido continuo de la lámina de acero laminado en frío.

(3) El acero al cual se le ha precipitado el MnS comprende: 0,003 - 0,005% de C; 0,003 - 0,025% de S; 0,01 ~ 0,08% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,03 - 0,2% de Mn, 0,005 - 0,2% de Cu, y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde la composición de Mn, Cu y S satisface las relaciones:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  en términos de peso, y en donde los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu\text{m}$  o menos. El método de fabricación del acero al cual se le ha precipitado el MnCu comprende las etapas de: laminación en caliente de una plancha de acero con acabado de laminación a una temperatura de transformación  $A_{r3}$  o más para proporcionar una lámina de acero laminado en caliente, después de recalentar la plancha de acero a una temperatura de 1.100° C o más, conteniendo la plancha de acero: 0,003 ~ 0,005% de C; 0,003 ~ 0,025% de S; 0,01 ~ 0,08% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,03 ~ 0,2% de Mn; 0,005 ~ 0,2% de Cu; y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde la composición de Mn, Cu y de S satisface la relación:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  en términos de peso; enfriamiento de la lámina de acero laminada en caliente a una velocidad de enfriamiento de 300° C / min; enrollar la lámina de acero enfriada a una temperatura de 700° C o menos; laminación en frío de la lámina de acero; y recocido continuo de la lámina de acero laminado en frío.

45 La lámina de acero laminada en frío anterior endurecida al horno de la presente invención puede aplicarse a láminas de acero dúctiles láminas en frío que tienen una resistencia a la tracción del orden de 240 MPa o a láminas de acero laminadas en frío de alta resistencia que tienen una resistencia a la tensión del orden de 340 MPa o más.

50 En el caso de las láminas de acero laminadas en frío dúctiles del orden de 240 MPa, la lámina de acero comprende 0,003 ~ 0,005% de C, 0,003 - 0,03% de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,004% o menos de N; 0,015% o menos de P; al menos uno de 0,03 - 0,2% de Mn y 0,005 ~ 0,2% de Cu; y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde, cuando la lámina de acero contiene ya sea Mn o Cu, la composición de Mn, Cu y S satisface una de las relaciones:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  y  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  en términos de peso, y cuando la lámina de acero contiene tanto Mn como Cu, la composición de Mn, Cu y S satisface la relación:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  en términos de peso, y en donde los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu\text{m}$  o menos.

60 En el caso de las láminas de acero laminadas en frío de alta resistencia del orden de 340 MPa o más, se puede clasificar en acero, que contiene al menos uno de P, Si, y Cr, como un intensificador de la solución sólida, y el acero que contiene un mayor contenido de N, como un intensificador de precipitación. Es decir, se prefiere que al menos uno de 0,2% o menos de P, 0,1 ~ 0,8% de Si, y 0,2 - 1,2% de Cr esté contenido en la lámina del acero dúctil laminada en frío. Si se añade únicamente P a la lámina de acero dúctil laminada en frío, el contenido de P está preferentemente en el intervalo de 0,03 ~ 0,2%. Alternativamente, se pueden garantizar características de alta resistencia por medio de precipitados de AlN por medio del incremento en el contenido de N hasta 0,005 - 0,02%, y la adición de 0,03 - 0,06% de P.

Con el fin de mejorar aún más la conformabilidad de la lámina de acero laminada en frío, la lámina de acero puede incluir además 0,01 - 0,2% de Mo.

5 [Efectos ventajosos]

10 Como se desprende de la descripción anterior, de acuerdo con la presente invención, las láminas de acero laminadas en frío endurecidas al horno permiten controlar el contenido de la solución sólida en los granos cristalinos por medio de precipitados finos de MnS, CuS, (Mn, Cu)S, proporcionando de este modo una capacidad de endurecimiento al horno, una conformabilidad, una resistencia al esfuerzo, y un equilibrio de resistencia al esfuerzo - ductilidad.

[Descripción de los dibujos]

15 Los anteriores y otros objetivos, características y otras ventajas de la presente invención se entenderán más claramente a partir de la siguiente descripción detallada tomada en conjunción con los dibujos acompañantes, en los cuales:

20 Las Figs. 1a a 1c son representaciones gráficas que muestran la relación entre el contenido de carbono en solución sólida en granos cristalinos y el tamaño de los precipitados, en donde la Fig. 1a muestra el caso de acero al cual se le ha precipitado el MnS, la Fig. 1b muestra el caso de acero al cual se le ha precipitado el CuS, y la Fig. 1c muestra el caso de acero al cual se le ha precipitado el MnCu;

25 Las Figs. 2a y 2b son representaciones gráficas que muestran la relación entre el tamaño del precipitado de MnS y las velocidades de enfriamiento, en donde la Fig. 2a muestra el caso de  $0,58 * Mn / S < 10$ , y la Fig. 2b muestra el caso de  $0,58 * Mn / S > 10$ ;

Las Figs. 3a a 3c son representaciones gráficas que muestran la relación entre el tamaño de los precipitados de CuS y las velocidades de enfriamiento, en donde la Fig. 3a muestra el caso de  $0,5 * Cu / S = 2,56$ , la Fig. 3b muestra el caso de  $0,5 * Cu / S = 8,1$ , y la Fig. 3c muestra el caso de  $0,5 * Cu / S = 28$ ; y

30 Las Figs. 4a y 4b son representaciones gráficas que muestran la relación entre el tamaño de los precipitados de MnS, CuS y (Mn, Cu)S y las velocidades de enfriamiento, en donde la Fig. 4a muestra el caso de  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$ , y la Fig. 4b muestra el caso de  $0,5 * (Mn + Cu) / S > 20$ .

[Modo mejor de realizar la invención]

35 Las realizaciones preferidas de la presente invención serán descritas ahora en forma detallada. Sin embargo, debe tenerse en cuenta que la presente invención no se limita a estas realizaciones. Para la composición de las láminas de acero de la presente invención, "% en peso" será simplemente representado como "%" en lo sucesivo.

40 Los inventores de la presente invención han descubierto nuevos hechos, como se describirá más adelante, a través de las investigaciones para el mejoramiento del endurecimiento al horno sin la adición de Ti y de Nb. Es decir, el contenido de carbono en solución sólida en granos cristalinos puede ser controlado adecuadamente con precipitados finos de MnS, CuS, o (Mn, Cu) S, aumentando así la resistencia al esfuerzo, específicamente la resistencia al esfuerzo después del horneado. Estos precipitados pueden tener efectos positivos no sólo en un incremento de la resistencia al esfuerzo causado por el fortalecimiento de la precipitación, sino también sobre el índice de anisotropía - plasticidad y el índice de anisotropía en el plano.

45 Con referencia a las Figs. 1a a 1c, se puede apreciar que entre más fina la distribución de los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu) S mayor será la reducción en el contenido de carbono de la solución sólida en los granos cristalinos. Esto se atribuye al movimiento relativamente libre del carbón en solución sólida que queda en el grano cristalino. Más específicamente, el carbono en solución sólida se puede mover libremente en los granos cristalinos, y luego acoplarse fácilmente a las dislocaciones móviles, lo que influye en las características de envejecimiento a temperatura ambiente. El carbono en solución sólida también puede ser movido a regiones más estables, tales como los límites del grano o alrededor de las precipitaciones, segregado en estas regiones, y activado allí a temperatura elevada, por ejemplo, durante el tratamiento de horneado de la pintura, influenciando así el endurecimiento al horno.

50 En consecuencia, la reducción en el contenido de carbono en solución sólida en los granos cristalinos significa que existe carbono en la región más estable, tal como los límites de grano o alrededor de los precipitados finos, e influye en el endurecimiento al horno.

55 Las Figs. 1a a 1c son representaciones gráficas que muestran la relación entre el contenido de carbono en solución sólida en los granos cristalinos y el tamaño de los precipitados, en donde la Fig. 1a muestra el caso del acero al cual se le ha precipitado el MnS, la Fig. 1b muestra el caso del acero al cual se le ha precipitado el CuS, y la Fig. 1c muestra el caso al cual se le ha precipitado el MnCu. Entre más fino es el tamaño de los precipitados mayor será la reducción en el contenido de carbono en solución sólida en los granos cristalinos, y para el carbono, el cual no existe en los granos cristalinos entre el contenido total del carbono, el cual efectivamente influye en el endurecimiento al horno. Con referencia a las Figs. 1a a 1c, se puede observar que el contenido del carbono en solución sólida en los granos cristalinos se reduce hasta aproximadamente 20 ppm o menos, cuando los precipitados de MnS tienen un

tamaño de aproximadamente 0,2  $\mu\text{m}$  o menos (Fig. 1a), cuando los precipitados de CuS tienen un tamaño de aproximadamente 0,1  $\mu\text{m}$  o menos (Fig. 1b), y cuando los precipitados de MnCu tienen un tamaño de aproximadamente 0,2  $\mu\text{m}$  o menos (Fig. 1c).

5 Como tal, con el fin de asegurar el contenido de carbono efectivo para el endurecimiento al horno, es importante tener una distribución fina de precipitados de MnS, CuS o MnCu, manteniendo el contenido total de carbono en el intervalo de 0,003 - 0,005% en el acero. En consecuencia, ha habido investigaciones sobre un método para distribuir estos precipitados en forma fina, y los resultados indican que la distribución fina de estos precipitados en los granos cristalinos se puede lograr mediante el control de los contenidos de Mn, Cu y S, y la composición de estos elementos en el acero, junto con el control de una velocidad de enfriamiento después de la laminación en caliente.

15 La Fig. 2a es una representación gráfica obtenida después de investigar el tamaño de los precipitados de acuerdo con la velocidad de enfriamiento después de la laminación en caliente de una lámina de acero, que comprende: 0,004% de C; 0,15% de Mn; 0,008% de P; 0,015% de S; 0,03% de Al; y 0,0012% de N (donde  $0,58 * \text{Mn} / \text{S} = 5,8$ ). Con referencia a la Fig. 2a, los precipitados de MnS tienen un tamaño de 0,2  $\mu\text{m}$  o menos mediante el control de la velocidad de enfriamiento de la lámina de acero bajo la condición en donde la combinación de Mn y S satisface la relación:  $0,58 * \text{Mn} / \text{S} \leq 10$ .

20 La Fig. 3a es una representación gráfica obtenida después de investigar el tamaño de los precipitados de acuerdo con la velocidad de enfriamiento después de laminación en caliente de una lámina de acero, que comprende: 0,004% de C; 0,01% de P; 0,008% de S; 0,05% de Al; 0,0014% de N; y 0,041% de Cu (donde  $0,5 * \text{Cu} / \text{S} = 2,56$ ). Con referencia a la Fig. 3a, los precipitados de CuS tienen un tamaño de 0,1  $\mu\text{m}$  o menos mediante el control de la velocidad de enfriamiento de la lámina de acero bajo la condición en donde la combinación de Cu y S satisface la relación:  $0,5 * \text{Cu} / \text{S} \leq 10$ .

25 Fig. 4a es una representación gráfica obtenida después de investigar el tamaño de los precipitados de acuerdo con la velocidad de enfriamiento después de la laminación en frío de una lámina de acero, que comprende: 0,004% de C; 0,13% de Mn; 0,009% de P; 0,015% de S; 0,04% de Al; 0,0029% de N, y 0,04% de Cu (donde  $\text{Mn} + \text{Cu} = 0,17\%$  y  $0,5 * (\text{Mn} + \text{Cu}) / \text{S} = 5,67$ ). Con referencia a la Fig. 4a, los precipitados de MnS, CuS, (Mn, Cu) S tienen un tamaño de 0,2  $\mu\text{m}$  o menos mediante el control de la velocidad de enfriamiento de la lámina de acero bajo la condición en donde la combinación de Mn, Cu y S satisface la relación:  $2 \leq 0,5 * (\text{Mn} + \text{Cu}) / \text{S} \leq 20$ .

35 La lámina de acero laminada en frío endurecida al horno de acuerdo con la invención tiene una resistencia al esfuerzo alta, y por lo tanto permite una reducción en el espesor de la lámina de acero. Como resultado, la lámina de acero laminada en frío de acuerdo con la invención tiene un efecto de reducción de peso de los productos elaborados con la misma. Además, la baja anisotropía en el plano de la lámina de acero laminada en frío de la invención minimiza la formación de arrugas o de orejas durante o después del procesamiento de la lámina de acero. La lámina de acero laminada en frío de la invención también tiene límites de grano reforzados debido a un contenido adecuado del carbono que queda en los límites de los granos por los precipitados finos, evitando así la fractura por fragilidad causada por los límites de grano debilitados después del procesamiento.

40 La lámina de acero laminada en frío endurecida al horno de la presente invención, y un método de fabricación de la misma serán descritos en detalle de la siguiente manera.

45 [Lámina de acero laminada en frío de la invención]

Carbono (C): 0,003 - 0,005%

50 Aunque el contenido de carbono en solución sólida en granos cristalinos se reduce debido a los precipitados finos, ya que el carbono se separa en los límites de grano o en los alrededores de los precipitados finos, el endurecimiento al horno se incrementa sin perjudicar las características de envejecimiento a temperatura ambiente ya que se segrega un mayor contenido de carbono en los límites de los granos o alrededor de los precipitados finos. Es decir, a medida que se incrementa el contenido de carbono en la lámina de acero, el mayor contenido de carbono se segrega en los límites de los granos o alrededor de la precipitados finos, que es una forma efectiva para aumentar el endurecimiento al horno de la lámina de acero. Como resultado, el contenido de carbono debe ser de 0,003% o más en la lámina de acero a fin de garantizar el endurecimiento al horno. Es decir, con el fin de mejorar el endurecimiento al horno, el contenido de carbono es superior a 0,0030% y 0,0031% o más. Sin embargo, si el contenido de carbono es superior a 0,005%, la conformabilidad se puede reducir rápidamente. En consecuencia, el contenido de carbono está preferentemente en el intervalo de 0,003 ~ 0,005%.

60 Azufre (S): 0,003 ~ 0,03%

65 Un contenido de azufre menor que 0,003% puede conducir no solamente a la disminución en la cantidad de los precipitados de MnS, CuS y (Mn, Cu), sino también a la creación de precipitados excesivamente gruesos, disminuyendo por lo tanto el endurecimiento al horno de la lámina de acero. Un contenido de azufre más de 0,03% puede conducir a una gran cantidad de azufre en solución sólida, con lo que disminuye notablemente la ductilidad y la conformabilidad de la lámina de acero, y se incrementa la posibilidad de acortamiento en caliente. De acuerdo con

la presente invención, para el acero al cual se le ha precipitado el MnS, el contenido de azufre está preferentemente en el intervalo de 0,005 ~ 0,03%, y para el acero al cual se le ha precipitado el CuS, el contenido de azufre está preferentemente en el intervalo de 0,003 ~ 0,025%. Para el acero al cual se le ha precipitado el MnCu, el contenido de azufre está preferentemente en el intervalo de 0,003 ~ 0,025%.

5 Aluminio (Al): 0,1 ~ 0,1%

10 El aluminio es un elemento de aleación generalmente utilizado como un agente desoxidante. Sin embargo, en la presente invención, se añade el aluminio al acero para precipitar el nitrógeno en el acero, y evitando así que disminuya la conformabilidad debido al nitrógeno en solución sólida. Un contenido de aluminio de menos de 0,01% puede conducir a un aumento en el contenido de nitrógeno en solución sólida, lo que reduce la conformabilidad, mientras que un contenido de aluminio de más de 0,1% puede conducir a un aumento del aluminio en solución sólida, lo que reduce la ductilidad del acero. De acuerdo con la presente invención, para el acero al cual se le ha precipitado el CuS y el acero al cual se le ha precipitado el MnCu, el contenido de aluminio está preferiblemente en el intervalo de 0,01 - 0,08%. Si se incrementa el contenido de nitrógeno a 0,005 ~ 0,02%, se puede obtener una lámina de acero de gran resistencia en virtud de los efectos de fortalecimiento de los precipitados de AlN.

Nitrógeno (N): 0,02% o menos

20 El nitrógeno es un elemento inevitable que es introducido en el acero durante su proceso de fabricación, y con el fin de obtener efectos de fortalecimiento, preferiblemente se añade al acero en una cantidad que no exceda de 0,02%. Con el fin de obtener una lámina de acero dúctil, el contenido de nitrógeno es preferiblemente de 0,004% o menos. Con el fin de obtener una lámina de acero de alta resistencia, el contenido de nitrógeno es preferiblemente de 0,005 ~ 0,02%. Aunque el contenido de nitrógeno debe ser de 0,005% o más con el fin de obtener efectos de fortalecimiento, un contenido en nitrógeno de más de 0,02% conduce a un deterioro de la conformabilidad de la lámina de acero. A fin de proporcionarle al acero una alta resistencia utilizando nitrógeno, un contenido de fósforo es preferiblemente de 0,03 ~ 0,06%. De acuerdo con la presente invención, con el fin de asegurar una alta resistencia en virtud de los precipitados de AlN, la combinación de Al y N, es decir,  $0,52 * Al / N$  (en donde Al y N se denotan en términos de % en peso) está preferiblemente en el intervalo de 1 ~ 5. La combinación de Al y N ( $0,52 * Al / N$ ) de menos de 1 puede conducir a la reducción de la conformabilidad debido al nitrógeno en solución sólida, mientras que la combinación de Al y N ( $0,52 * Al / N$ ) superior a 5 conduce a efectos de fortalecimiento insignificantes.

Fósforo (P): 0,2% o menos

35 El fósforo es un elemento de aleación, que puede aumentar los efectos de fortalecimiento en solución sólida al tiempo que permite una ligera reducción en valor  $r$  (índice de plasticidad - anisotropía), y puede asegurar la alta resistencia del acero en el que los precipitados están controlados. En consecuencia, con el fin de asegurar una alta resistencia por medio del control del contenido de P, el contenido de P es preferiblemente del 0,2% o menos. Un contenido de fósforo de más del 0,2% puede conducir a una reducción en la ductilidad de la lámina de acero. Cuando se añade solamente fósforo al acero con el fin de asegurar una alta resistencia de la lámina de acero, el contenido de P es preferiblemente del 0,03 ~ 0,2%. Para la lámina de acero dúctil, el contenido de P es preferiblemente del 0,015% o menos. Para la lámina de acero en la que se asegura una alta resistencia mediante el uso de precipitados de AlN, el contenido de P es preferiblemente del 0,03 ~ 0,06%. Esto se atribuye al hecho de que, aunque un contenido de fósforo del 0,03% o más permite asegurar una resistencia objetivo, un contenido de fósforo superior a 0,06% puede disminuir la ductilidad y la conformabilidad del acero. De acuerdo con la presente invención, en el caso en el que se asegura una alta resistencia de la lámina de acero mediante la adición de Si y Cr, el contenido de P puede ser adecuadamente controlado dentro de un 0,2% en peso o menos con el fin de obtener la resistencia objetivo. En este caso, incluso si el contenido de P es del 0,015% o menos, se puede asegurar una alta resistencia.

50 En la presente invención, se añade preferiblemente al menos uno entre manganeso (Mn) y cobre (Cu) al acero. Estos elementos se combinan con azufre (S), y crean los precipitados de MnS, CuS o (Mn, Cu)S.

Manganeso (Mn): 0,03 ~ 0,2%

55 El manganeso es un elemento de aleación, que precipita el azufre en solución sólida en el acero como los precipitados de MnS, evitando así el acortamiento en caliente provocado por el azufre en solución sólida. En la presente invención, el Mn se precipita como los precipitados finos de MnS y / o de (Mn, Cu)S bajo las condiciones apropiadas por la combinación de S y / o Cu con Mn y por la velocidad de enfriamiento. Los precipitados finos puede impartir el endurecimiento al horno a la lámina de acero durante el tratamiento de horneado de la pintura provocando que el carbono sea segregados en los límites de los granos o alrededor de los precipitados en lugar de los granos cristalinos. Con el fin de lograr estos efectos, el contenido de Mn debe ser del 0,03% o más. Mientras tanto, un contenido de manganeso superior al 0,2% produce precipitados gruesos debido a un mayor contenido de manganeso, deteriorando así el endurecimiento al horno de la lámina de acero. Si se añade únicamente Mn al acero (excluyendo al Cu), el contenido de manganeso es preferiblemente del 0,05 ~ 0,2%.

Cobre (Cu): 0,005 - 0,2%

5 El cobre es un elemento de aleación, que crea precipitados finos en condiciones apropiadas para la combinación de S y / o Mn con Cu, y la velocidad de enfriamiento antes de un proceso de bobinado en un proceso de laminación en caliente. Los precipitados finos pueden impartir el endurecimiento al horno a la lámina de acero durante el tratamiento de horneado de la pintura provocando que el carbono sea segregado en los límites de los granos o alrededor de los precipitados en lugar de los granos cristalinos. Con el fin de lograr estos efectos, el contenido de Cu debe ser del 0,005% o más. Mientras tanto, un contenido de cobre superior al 0,2% provoca precipitados gruesos debido a un mayor contenido de cobre, deteriorando así el endurecimiento al horno de la lámina de acero. Si se añade únicamente Cu al acero (excluyendo al Mn), el contenido de cobre es preferiblemente del 0,01 ~ 0,2%.

De acuerdo con la presente invención, se controlan los contenidos y la combinación de Mn, Cu y S a fin de crear precipitados finos, y éstos varían de acuerdo con la cantidad añadida de Mn y / o Cu.

15 Para el acero al cual se le ha precipitado el MnS, la combinación de Mn y S preferiblemente satisface la relación:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  (donde Mn y S se designan en términos de % en peso). El Mn se combina con S para crear los precipitados de MnS. Los precipitados de MnS pueden variar en un estado precipitado de acuerdo con la cantidad añadida de Mn y S, y por lo tanto influir en el endurecimiento al horno, la tensión de fluencia, y el índice de anisotropía en el plano de la lámina de acero. Un valor de  $0,58 * Mn / S$  mayor que 10 crea precipitados gruesos de MnS, lo que resulta en el deterioro del endurecimiento al horno y el índice de anisotropía en el plano.

20 Para el acero al cual se le ha precipitado el CuS, la combinación de Cu y S preferiblemente satisface la relación:  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  (donde Cu y S se designan en términos del % en peso). El Cu se combina con S para crear los precipitados de CuS, que pueden ser variados en un estado precipitado de acuerdo con la cantidad añadida de Cu y S, y por lo tanto influir en el endurecimiento al horno, el índice de plasticidad-anisotropía, y el índice de anisotropía en el plano. Un valor de  $0,5 * Cu / S$  de 1 o más permite que se creen en forma efectiva precipitados de CuS, y un valor de  $0,5 * Cu / S$  mayor que 10 crea precipitados gruesos de CuS, lo que resulta en el deterioro del endurecimiento al horno, del índice de plasticidad-anisotropía, y del índice de anisotropía en el plano. Con el fin de asegurar de forma estable los precipitados de CuS que tiene un tamaño de  $0,1 \mu m$  o menos, el valor de  $0,5 * Cu / S$  es preferiblemente de  $1 \sim 3$ .

35 Cuando se añade Mn a la lámina de acero junto con Cu, el contenido total de Mn y Cu es preferiblemente de 0,3% o menos. Esto se atribuye al hecho de que un contenido total de Mn y Cu superior al 0,3% es probable que cree precipitados gruesos, con lo que se perjudica el endurecimiento al horno. El valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  (en donde Mn, Cu, y S se designan en términos del % en peso) es preferiblemente de  $2 \sim 20$ . Mn y Cu se combinan con S para crear los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S, que se pueden variar en estado precipitado de acuerdo con la cantidad añadida de Mn, Cu, y S, e influir en el endurecimiento al horno, el índice de plasticidad - anisotropía, y el índice de anisotropía en el plano. Un valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  de 2 o más permite que se creen precipitados efectivos, y un valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  que exceda de 20 crea precipitados gruesos, lo que resulta en el deterioro del endurecimiento al horno, el índice de plasticidad - anisotropía, y el índice de anisotropía en el plano. De acuerdo con la presente invención, con el valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  en el intervalo de  $2 - 20$ , el tamaño promedio de los precipitados se reduce hasta  $0,2 \mu m$  o menos. En este caso, es deseable que  $2 \times 10^6$  o más precipitados por unidad de área (número/mm<sup>2</sup>) se distribuyan en el grano. Por encima o por debajo de 7 como el valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$ , las clases y el número de los precipitados son notablemente variados. Específicamente, cuando el valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  es 7 o menos, muchos de los precipitados separados muy finos de MnS y CuS se distribuyen uniformemente en lugar de los precipitados del complejo (Mn, Cu)S. Mientras tanto, cuando el valor de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  es mayor que 7, independientemente de una diferencia mínima entre los tamaños de los precipitados, el número de precipitados distribuidos en el grano se disminuye debido a un aumento en la cantidad de los precipitados del complejo (Mn, Cu)S. En la presente invención, un aumento en el número de precipitados puede mejorar el endurecimiento al horno, el índice de anisotropía en el plano, la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, y similares. Para este fin, se prefiere que  $2 \times 10^8$  o más precipitados por unidad de área (número/mm<sup>2</sup>) se distribuyan en el grano y en el límite del grano. En la presente invención, incluso en el caso en que los valores de  $0,5 * (Mn + Cu) / S$  sean los mismos, una cantidad menor añadida de Mn y Cu puede reducir el número de precipitados distribuidos. Si el contenido de Mn y Cu se incrementa, los precipitados se tornan gruesos, dando lugar a una reducción en el número de precipitados distribuidos.

De acuerdo con la presente invención, los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S tienen preferentemente un tamaño promedio de  $0,2 \mu m$  o menos. Los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S puede tener diferentes tamaños apropiados de acuerdo con una cantidad añadida de Mn y Cu. Más preferiblemente, los precipitados tienen un tamaño de  $0,2 \mu m$  o menos para los precipitados de MnS, un tamaño de  $0,1 \mu m$  o menos para los precipitados de CuS, y un tamaño de  $0,2 \mu m$  o menos para la mezcla de los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S. De acuerdo con la presente invención, si los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S tienen un tamaño promedio mayor que un tamaño preferido de los mismos, se deteriora particularmente el endurecimiento al horno, así como se deteriora el índice de plasticidad - anisotropía y el índice de anisotropía en el plano. A medida que se reduce el tamaño de los precipitados, se prefiere en términos del endurecimiento al horno.

Mientras tanto, de acuerdo con la presente invención, para la aplicación a una lámina de acero de alta resistencia de un grado de 340 MPa o más, se puede añadir a la lámina de acero al menos uno de los elementos de fortalecimiento en solución sólida, es decir, al menos uno entre P, Si, y Cr. Ya que los efectos obtenidos por la adición de fósforo fueron descritos anteriormente, se omitirá la descripción de los mismos.

5 Silicio (Si): 0,1 ~ 0,8%

10 El Si es un elemento de aleación, que puede aumentar el efecto de fortalecimiento en solución sólida al tiempo que permite una ligera reducción en la ductilidad, asegurando así una alta resistencia de la lámina de acero en la que los precipitados se controlan de acuerdo con la presente invención. El contenido en silicio de 0,1% o más puede asegurar la resistencia de la lámina de acero, pero un contenido de silicio superior al 0,8% puede provocar una reducción en la ductilidad de las mismas.

15 Cromo (Cr): 0,2 - 1,2%

20 El Cr es un elemento de aleación, que puede aumentar los efectos de fortalecimiento en solución sólida al tiempo que mejora la resistencia al envejecimiento a temperatura ambiente, garantizando así la alta resistencia de la lámina de acero al tiempo que reduce el índice de anisotropía en el plano de la lámina de acero en la cual los precipitados se controlan de acuerdo con la presente invención. El contenido de cromo del 0,2% o más puede asegurar la resistencia de la lámina de acero, pero un contenido en cromo de más del 1,2% puede provocar la reducción en la ductilidad de la misma.

Se puede añadir molibdeno (Mo) a la lámina de acero laminada en frío de la presente invención.

25 Molibdeno: 0,01 ~ 0,2%

30 El Mo es un elemento de aleación, que puede aumentar el índice de plasticidad - anisotropía de la lámina de acero. El contenido de molibdeno de 0,01% o más puede aumentar el índice de plasticidad - anisotropía, pero un contenido de molibdeno superior al 0,2% puede provocar el acortamiento en caliente sin ninguna mejora adicional en el índice de plasticidad - anisotropía.

[Método de fabricación de láminas de acero laminada en frío]

35 La presente invención se caracteriza porque las láminas de acero que satisfacen las composiciones anteriormente descritas pueden ser procesadas para tener un tamaño promedio finamente reducido de precipitados a través de laminación en caliente y laminación en frío. El tamaño promedio de los precipitados está influenciado por los contenidos y la composición de Mn, Cu, y S, y el proceso de fabricación y, en particular, está directamente influenciado por una velocidad de enfriamiento después de la laminación en caliente.

40 [Condiciones de la laminación en caliente]

45 De acuerdo con la presente invención, el acero que satisface las composiciones anteriormente descritas se recalienta, seguido por laminación en caliente. La temperatura de recalentamiento es preferiblemente de 1.100° C o más. Esto se atribuye al hecho de que una temperatura de recalentamiento menor a 1.100° C causa precipitados gruesos que se crean durante la colada continua y que permanecen en un estado disuelto en forma incompleta, mediante lo cual los precipitados gruesos permanecen incluso después de la laminación en caliente.

50 Preferiblemente, la laminación en caliente se realiza bajo la condición de que el acabado de la laminación se realiza a una temperatura de transformación  $Ar_3$  o más. Si el acabado de la laminación se realiza por debajo de la temperatura de transformación  $Ar_3$ , se crean granos laminados, y disminuyen notablemente la ductilidad, así como la conformabilidad de la lámina de acero.

55 La velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 200° C / min o más después de la laminación en caliente. Más específicamente, existe una pequeña diferencia entre las velocidades de enfriamiento de (1) acero al cual se le ha precipitado el MnS, (2) acero al cual se le ha precipitado el CuS, y (3) acero al cual se le ha precipitado el MnCu.

60 En primer lugar, en el caso del acero al cual se le ha precipitado el MnS, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 200° C / min o más. Incluso cuando la composición de Mn y S satisface la relación:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  de acuerdo con la presente invención, una velocidad de enfriamiento inferior a 200° C / min puede crear precipitados gruesos de MnS que tienen un tamaño mayor a 0,2,  $\mu m$ . Es decir, a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento, se crean una cantidad de núcleos, de tal manera que los precipitados de MnS se hacen más finos. Cuando la composición de Mn y S tiene la relación:  $0,58 * Mn / S > 10$ , se incrementa el número de precipitados gruesos en un estado completamente disuelto durante el proceso de recalentamiento, de manera que, incluso si se incrementa la velocidad de enfriamiento, no se incrementa el número de núcleos, y por lo tanto los precipitados de MnS no se vuelven más finos (Fig. 2b, 0,0038% de C; 0,43% de Mn; 0,011% de P; 0,009% de S; 0,035% de Al, y 0,0043% de N).



Con referencia a las Figs. 2a y 2b, ya que un aumento de la velocidad de enfriamiento conduce a la creación de precipitados más finos de MnS, no es necesario proporcionar un límite superior de la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, incluso cuando la velocidad de enfriamiento es de 1.000° C / min o más, los precipitados de MnS no se reducen más de tamaño, y por tanto la velocidad de enfriamiento está más preferiblemente en el intervalo de 200 ~ 1.000° C / min.

En segundo lugar, en el caso del acero al cual se le ha precipitado el CuS, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 300° C / min o más después de la laminación en caliente. Incluso cuando la composición de Cu y S satisface la relación:  $0,5 * Cu / S \leq 10$  de acuerdo con la presente invención, una velocidad de enfriamiento inferior a 300° C / min crea precipitados más gruesos de CuS que tienen un tamaño mayor a 0,1 µm. Es decir, a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento, se crean una cantidad de núcleos, por lo que los precipitados de CuS se hacen más finos. Cuando la composición de Cu y S tiene la relación:  $0,5 * Cu / S > 10$ , se incrementa el número de precipitados gruesos en un estado disuelto en forma incompleta durante el proceso de recalentamiento, de modo que un aumento de la velocidad de enfriamiento no se traduce en un aumento del número de núcleos, y por tanto los precipitados de CuS no se vuelven más finos (Fig. 3c, 0,0039% de C; 0,01% de P; 0,005% de S; 0,03% de Al; 0,0015% de N; y 0,28% de Cu).

Con referencia a las Figs. 3a a 3c, puesto que un aumento de la velocidad de enfriamiento conduce a la creación de precipitados más finos de CuS, no es necesario proporcionar un límite superior de la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, incluso cuando la velocidad de enfriamiento es de 1.000° C / min o más, los precipitados de CuS no se reducen más de tamaño, y por tanto la velocidad de enfriamiento está más preferiblemente en el intervalo de 300 ~ 1.000° C / min. Las Figs. 3a y 3b (0,0043% de C; 0,01% de P; 0,005% de S; 0,03% de Al; 0,0024% de N; y 0,081% de Cu) muestran los casos de  $0,5 * Cu / S \leq 3$ , y de  $0,5 * Cu / S > 3$ , respectivamente. Como se muestra en los dibujos, puede apreciarse que, cuando el valor de  $0,5 * Cu / S$  es 3 o menor, los precipitados de CuS que tiene un tamaño de 0,1 µm o menos pueden ser obtenidos en forma más estable.

Por último, en el caso del acero al cual se le ha precipitado el MnCu, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 300° C / min o más. Incluso cuando la composición de Mn, Cu y S satisface la relación:  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  de acuerdo con la presente invención, una velocidad de enfriamiento inferior a 300° C / min crea precipitados gruesos que tienen un tamaño promedio mayor a 0,2 µm. Es decir, a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento, se crean una cantidad de núcleos, por lo que los precipitados se vuelven más finos. Cuando la composición de Mn, Cu y S tiene la relación:  $0,5 * (Mn + Cu) / S > 20$ , se incrementan los precipitados gruesos en estado disuelto en forma incompleta durante el proceso de recalentamiento, de manera que, incluso si se incrementa la velocidad de enfriamiento, no se incrementa el número de núcleos, y por lo tanto los precipitados no se vuelven más finos (Fig. 4b, 0,0039% de C; 0,4% de Mn; 0,01 % de P; 0,01% de S; 0,05% de Al; 0,0016% de N; y 0,15% de Cu).

Con referencia a las Figs. 4a y 4b, puesto que un aumento de la velocidad de enfriamiento conduce a la creación de precipitados más finos, no es necesario proporcionar un límite superior de la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, incluso cuando la velocidad de enfriamiento es de 1.000° C / min o más, los precipitados no se reducen más de tamaño, y por tanto la velocidad de enfriamiento está más preferiblemente en el intervalo de 300 ~ 1.000° C / min.

[Condiciones de bobinado]

Después de la laminación en caliente descrita anteriormente, el proceso de bobinado se realiza preferentemente a una temperatura de 700° C o menos. Cuando el proceso de bobinado se realiza a una temperatura superior a 700° C, los precipitados crecen demasiado gruesos, lo que reduce el endurecimiento al horno del acero.

[Condiciones de laminación en frío]

El acero se lamina en frío hasta un espesor deseado, preferiblemente a una tasa de reducción del 50 ~ 90%. Ya que una tasa de reducción inferior al 50% da lugar a la creación de una pequeña cantidad de núcleos después del recocido de recristalización, los granos cristalinos crecen excesivamente después del recocido, engrosando así los granos cristalinos recristalizados a través del recocido, lo que resulta en la reducción de la resistencia y la conformabilidad. Una tasa de reducción del enfriamiento superior al 90% conduce a una conformabilidad mejorada, mientras que la creación de un número excesivo de núcleos, de modo que los granos cristalinos recristalizaron a través del recocido se tornaron excesivamente finos, reduciendo así la ductilidad del acero.

[Recocido continuo]

La temperatura de recocido continuo juega un papel importante en la determinación de las propiedades mecánicas de los productos. De acuerdo con la presente invención, el recocido continuo se realiza preferentemente a una temperatura de 500 - 900° C. El recocido continuo a una temperatura inferior a 500° C crea granos cristalinos recristalizados excesivamente finos, de modo que no se puede garantizar una ductilidad deseada. El recocido

## ES 2 389 656 T3

continuo a una temperatura superior a 900° C crea granos cristalinos recristalizados gruesos, de modo que la resistencia del acero se reduce. Se proporciona un tiempo de retención después del recocido continuo con el fin de completar la recristalización del acero, y la recristalización del acero se puede completar durante unos 10 segundos o más después del recocido continuo.

5

La presente invención será descrita en detalle con referencia a ejemplos de la siguiente manera.

10

En la siguiente descripción de los ejemplos, láminas de acero laminadas en frío fueron mecanizadas hasta muestras estándar según las normas ASTM (norma ASTM E-8), y se midieron las propiedades mecánicas de las mismas. Se midieron las propiedades mecánicas mediante el uso de un probador de resistencia a la tracción (que puede ser adquirido a INSTRON Company, Modelo No. 6025). Entre las resistencias mecánicas, se midió la resistencia al esfuerzo después del horneado, después se sometieron las muestras a una tensión del 2%, seguido por el tratamiento térmico a 120° C durante veinte minutos. El índice de plasticidad - anisotropía (valor  $r_m$ ) y el índice de anisotropía en el plano (valor  $\Delta r$ ) se obtuvieron de acuerdo con las siguientes ecuaciones (1) y (2), respectivamente:

15

$$r_m = (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) / 4 \quad \text{----- (1)}$$

$$\Delta r = (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) / 2 \quad \text{----- (2)}$$

20

Mientras tanto, el tamaño promedio y número de precipitados se obtuvieron después de medir el tamaño y número de todos los precipitados existentes en la matriz.

[Ejemplo 1 - 1] Acero al que se le ha precipitado el MnS

25

A fin de proporcionar un acero al que se le ha precipitado el MnS de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 1 fueran recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido de acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, se enfriaron las laminas de acero laminadas en caliente con una velocidad de enfriamiento de 200° C / min, y luego enrollada a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío a una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminado se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación  $Ar_3$ , y el recocido continuo se realizó por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos. Excepcionalmente, para la muestra A8 en la Tabla 1, después de recalentamiento a una temperatura de 1.050° C, seguido de un acabado de laminación, se enfrió a una velocidad de enfriamiento de 50° C / minuto, y luego se enrolló a 750° C.

35

Tabla 1

Muestra No.	Componente (% en peso)							
	C	Mn	P	S	Al	N	Mo	R - 1
	0,003 - 0,005	0,05 - 0,2	≤ 0,015	0,005 - 0,03	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2	≤ 10
A1	0,0035	0,1	0,01	0,009	0,04	0,0021	-	6,44
A2	0,0041	0,10	0,009	0,012	0,05	0,0030	-	4,83
A3	0,0038	0,08	0,011	0,012	0,035	0,0023	-	3,87
A4	0,0044	0,1	0,01	0,006	0,02	0,0032	-	9,67

ES 2 389 656 T3

(continuación)

Muestra No.	Componente (% en peso)							
	C	Mn	P	S	Al	N	Mo	R - 1
	0,003 - 0,005	0,05 - 0,2	≤ 0,015	0,005 - 0,03	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2	≤ 10
A5	0,0022	0,1	0,009	0,011	0,04	0,0038	-	5,27
A6	0,0039	0,43	0,01	0,008	0,05	0,0038	-	31,2
A7	0,0067	0,1	0,008	0,01	0,04	0,0028	-	5,8
A8	0,0024	0,4	0,07	0,01	0,04	0,0016	Ti 0,02	11,6
A9	0,0042	0,11	0,012	0,01	0,032	0,0018	0,02	6,38
A10	0,0038	0,1	0,01	0,008	0,035	0,0025	0,16	7,25
A11	0,0045	0,08	0,011	0,011	0,04	0,0011	0,064	4,22
A12	0,0044	0,08	0,01	0,01	0,025	0,003	0,092	4,64
A13	0,0046	0,09	0,012	0,012	0,04	0,0015	0,27	4,35
Nota: R - 1 = 0,58 * Mn/S								

Tabla 2

Muestra No.	Propiedades mecánicas							AS (µm)	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	Valor r (r <sub>m</sub> )	Valor Δr (Δr)	PBYS (Mpa)	DBTT (°C)		
A1	221	310	49	1,83	0,41	288	- 70	0,13	IS
A2	241	315	47	1,75	0,36	292	- 70	0,14	IS
A3	233	312	47	1,73	0,38	282	- 70	0,12	IS
A4	245	328	45	1,69	0,31	301	- 70	0,1	IS
A5	209	299	51	1,88	0,42	232	- 70	0,11	CS
A6	211	290	52	1,82	0,38	235	- 70	0,59	CS
A7	251	329	42	1,53	0,29	298	- 70	0,12	CS
A8	182	292	48	1,83	0,58	215	- 10	0,21	CVS
A9	225	312	49	2,13	0,35	273	- 80	0,12	IS
A10	229	310	48	2,21	0,28	270	- 80	0,13	IS

(continuación)

Muestra No,	Propiedades mecánicas							AS (µm)	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	Valor r (r <sub>m</sub> )	Valor Δr (Δr)	PBYS (Mpa)	DBTT (°C)		
A11	235	318	47	2,09	0,31	281	- 80	0,11	IS
A12	236	320	46	2,01	0,33	304	- 80	0,1	IS
A13	232	328	46	1,73	0,35	305	-80	0,12	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor Δr: índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo, CVS = acero convencional

5 Como se muestra en la Tabla 2, las muestras A1 ~ A4 tienen una excelente resistencia al esfuerzo, relación de alargamiento, y equilibrio de resistencia al esfuerzo - ductilidad, así como el endurecimiento al horno. Adicionalmente, estas muestras tienen un alto índice de plasticidad - anisotropía y un bajo índice de anisotropía en el plano, proporcionando así una excelente conformabilidad.

10 Por el contrario, debido a su bajo contenido en carbono, la muestra A5 proporciona una baja resistencia al esfuerzo después del horneado. Debido al gran tamaño de los precipitados, la muestra A6 también tiene una baja resistencia al esfuerzo después del horneado. Debido a su alto contenido de carbono, la muestra A7 tiene una baja relación de alargamiento y del índice de plasticidad - anisotropía, proporcionando con ello una alta posibilidad de fractura durante el proceso de conformación. Debido a su baja resistencia al esfuerzo después del horneado y alta temperatura secundaria al trabajo de fragilización, la muestra A8, que es una lámina de acero IF convencional, proporciona una alta posibilidad de fractura por impacto.

15 Las muestras A9 a A12 tienen una excelente conformabilidad, junto con el endurecimiento al hornear. Por el contrario, debido a la alta cantidad de Mo añadido, la muestra A13 tiene una pobre conformabilidad.

20 [Ejemplo 1 - 2] Acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el MnS con el fortalecimiento de la solución sólida

25 A fin de proporcionar un acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el MnS con el fortalecimiento de la solución sólida de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 3 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 200° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación Ar<sub>3</sub>, y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos.

30

Tabla 3

Muestra No.	Componente (% en peso)											R - 1
	C	Mn	P	Si	Cr	S	Al	N	Mo			
	0,003 - 0,005	0,05 - 0,2	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,005 - 0,03	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2			≤ 10
B1	0,0035	0,08	0,052	-	-	0,006	0,04	0,0015	-			7,73
B2	0,0042	0,10	0,102	-	-	0,010	0,05	0,0026	-			5,8
B3	0,0039	0,08	0,151	-	-	0,012	0,035	0,0018	-			3,87
B4	0,0018	0,52	0,052	-	-	0,011	0,03	0,0039	-			29
B5	0,0058	0,44	0,11	-	-	0,011	0,05	0,0025	-			21,1
B6	0,0038	0,38	0,15	-	-	0,008	0,05	0,0028	-			31,2
B7	0,0039	0,09	0,009	0,24	-	0,006	0,05	0,0022	-			8,7
B8	0,0042	0,09	0,013	0,43	-	0,012	0,03	0,0026	-			4,35
B9	0,0035	0,1	0,011	0,62	-	0,009	0,035	0,0025	-			6,4
B10	0,0022	0,4	0,009	0,25	-	0,009	0,03	0,0042	-			25,8
B11	0,0077	0,42	0,01	0,44	-	0,011	0,04	0,0042	-			21,1
B12	0,0042	0,4	0,01	0,62	-	0,009	0,05	0,0039	-			25,8
B13	0,0044	0,1	0,01	-	0,35	0,007	0,04	0,0024	-			8,29

(continuación)

Muestra No.	Componente (% en peso)											R - 1
	C	Mn	P	Si	Cr	S	Al	N	Mo			
	0,003 - 0,005	0,05 - 0,2	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,005 - 0,03	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2			≤ 10
B14	0,0032	0,09	0,01	-	0,65	0,012	0,04	0,0032	-			4,35
B15	0,0038	0,11	0,012	-	0,82	0,017	0,05	0,0018	-			3,75
B16	0,0025	0,4	0,011	-	0,32	0,009	0,03	0,0017	-			25,8
B17	0,0059	0,43	0,01	-	0,62	0,012	0,05	0,0024	-			20,8
B18	0,0042	0,4	0,01	-	0,82	0,01	0,04	0,0019	-			31,2
B19	0,0044	0,1	0,05	-	-	0,008	0,034	0,0018	0,025			7,25
B20	0,0046	0,1	0,01	0,25	-	0,008	0,035	0,0032	0,028			7,25
B21	0,0034	0,11	0,011	-	0,33	0,009	0,034	0,0012	0,019			7,09
B22	0,0041	0,11	0,045	0,21	0,35	0,01	0,03	0,0022	0,08			6,38
B23	0,0038	0,1	0,048	0,18	0,35	0,012	0,042	0,0035	0,06			4,83
B24	0,0043	0,1	0,012	0,2	0,32	0,015	0,029	0,0018	0,04			3,87

Nota: R - 1 = 0,58 \* MnS

# ES 2 389 656 T3

Tabla 4

Muestra No,	Propiedades mecánicas							AS ( $\mu\text{m}$ )	Observaciones
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	Valor r ( $r_m$ )	valor $\Delta r$ ( $\Delta r$ )	PBYS (MPa)	DBTT ( $^{\circ}\text{C}$ )		
B1	252	362	43	1,65	0,25	304	- 70	0,13	IS
B2	305	411	36	1,52	0,29	346	- 50	0,12	IS
B3	377	460	32	1,46	0,27	414	- 40	0,09	IS
B4	235	342	44	1,71	0,44	258	- 60	0,59	CS
B5	302	409	33	1,39	0,22	359	- 60	0,73	CS
B6	352	450	32	1,40	0,46	381	- 40	0,59	CS
B7	250	360	45	1,64	0,25	312	- 80	0,09	IS
B8	315	421	40	1,52	0,22	348	- 60	0,11	IS
B9	366	460	35	1,46	0,29	414	- 50	0,11	IS
B10	238	342	47	1,73	0,62	255	- 70	0,52	CS
B11	324	430	31	1,40	0,28	358	- 60	0,45	CS
B12	340	440	35	1,42	0,42	360	- 40	0,62	CS
B13	239	360	44	1,62	0,20	293	- 80	0,09	IS
B14	306	420	38	1,44	0,22	359	- 60	0,10	IS
B15	350	462	33	1,40	0,21	428	- 50	0,09	IS
B16	230	345	46	1,68	0,42	250	- 70	0,42	CS
B17	319	429	32	1,32	0,22	368	- 60	0,35	CS
B18	342	459	28	1,25	0,13	382	- 40	0,42	CS
B19	259	361	44	1,95	0,31	321	- 80	0,12	IS
B20	255	355	46	1,98	0,32	302	- 80	0,1	IS
B21	235	359	46	1,95	0,29	295	- 80	0,09	IS
B22	351	474	36	1,59	0,17	406	- 60	0,1	IS
B23	335	462	35	1,55	0,15	390	- 60	0,11	IS
B24	328	419	39	1,67	0,19	358	- 70	0,09	IS

5 Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor  $\Delta r$ : índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 1 - 3] Acero al cual se le ha precipitado el MnS con fortalecimiento de la precipitación de AlN**

10 A fin de proporcionar un acero al cual se le ha precipitado el MnS con el fortalecimiento de la precipitación de AlN de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 5 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 200° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en

## ES 2 389 656 T3

caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación  $A_{r3}$ , y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos.

5



Tabla 5

Muestra No.	Componente (% en peso)									
	C	Mn	P	S	Al	N	Mo	R - 1	R - 2	
	0,003 - 0,005	0,05 - 0,2	0,03 - 0,06	0,005 - 0,03	0,01 - 0,1	0,005 - 0,02	0,01 - 0,2	≤ 10	1 - 5	
C1	0,0045	0,1	0,035	0,01	0,04	0,0135	-	5,8	1,54	
C2	0,0038	0,11	0,044	0,007	0,055	0,0079	-	9,11	3,63	
C3	0,0042	0,08	0,053	0,009	0,055	0,0065	-	3,87	4,4	
C4	0,0018	0,10	0,042	0,01	0,04	0,0014	-	5,8	14,9	
C5	0,0075	0,09	0,04	0,011	0,008	0,0067	-	6,53	0,46	
C6	0,0035	0,4	0,04	0,009	0,04	0,0083	-	25,8	2,51	
C7	0,0047	0,11	0,044	0,009	0,044	0,011	0,03	7,09	2,08	
C8	0,0037	0,1	0,042	0,01	0,05	0,012	0,064	5,8	2,17	
C9	0,0044	0,09	0,04	0,01	0,042	0,01	0,15	5,22	1,05	
C10	0,004	0,11	0,04	0,009	0,04	0,01	0,27	7,09	2,08	

Nota: R - 1 = 0,58\*Mn/S, R - 2 = 0,52\*Al/N

Tabla 6

Muestra No.	Propiedades mecánicas							AS (µm)	Observaciones
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (r <sub>m</sub> )	valor Δr (Δr)	PBYS (MPa)	DBTT (°C)		
C1	242	358	44	1,71	0,31	283	-70	0,07	IS
C2	224	355	43	1,75	0,38	280	-70	0,09	IS
C3	239	360	40	1,68	0,29	302	-70	0,11	IS
C4	210	330	46	1,78	0,32	269	-70	0,11	CS
C5	228	352	37	1,52	0,25	295	-70	0,12	CS
C6	228	360	40	1,65	0,54	280	-70	0,41	CS
C7	246	362	45	2,09	0,34	298	-80	0,08	IS
C8	220	350	46	2,18	0,42	287	-80	0,07	IS
C9	230	357	44	2,00	0,32	276	-80	0,11	IS
C10	239	362	43	1,79	0,27	300	-80	0,1	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor Δr: índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 2 - 1] Acero al cual se le ha precipitado el CuS**

5 A fin de proporcionar un acero al cual se le ha precipitado el CuS de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 7 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 400° C / min, y luego 10 enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación Ar<sub>3</sub>, y se realizó el recocido 15 continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos. Excepcionalmente, para la muestra D7 en la Tabla 7, después del recalentamiento a una temperatura de 1.050° C, seguido de acabado de laminación, se enfrió a una velocidad de enfriamiento de 400° C / minuto, y luego se enrolló a 650° C. Para las muestras D8 a D11 en la Tabla 7, después del recalentamiento a una temperatura de 1.200° C, seguido de acabado de laminación, se enfrió a una velocidad de enfriamiento de 450° C / minuto, y luego se enrolló a 650° C.

Tabla 7

Muestra No.	Componente (% en peso)							
	C	P	S	Al	N	Cu	Mo	R - 3
	0,003 - 0,005	≤0,015	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤0,004	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	1 - 10
D1	0,0038	0,01	0,01	0,04	0,0025	0,035	-	1,75

ES 2 389 656 T3

(continuación)

Muestra No.	Componente (% en peso)							
	C	P	S	Al	N	Cu	Mo	R - 3
	0,003 - 0,005	≤0,015	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤0,004	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	1 - 10
D2	0,0045	0,009	0,008	0,04	0,0026	0,045	-	2,81
D3	0,0035	0,011	0,006	0,03	0,0012	0,06	-	5,0
D4	0,0042	0,009	0,005	0,04	0,0027	0,083	-	8,3
D5	0,0016	0,011	0,009	0,05	0,0038	0,05	-	2,78
D6	0,0037	0,009	0,008	0,04	0,0015	0,25	-	15,6
D7	0,0078	0,010	0,012	0,04	0,0024	0,064	-	2,67
D8	0,0035	0,011	0,009	0,024	0,0035	0,038	0,018	2,11
D9	0,0043	0,009	0,011	0,043	0,0026	0,04	0,083	1,82
D10	0,0039	0,01	0,01	0,038	0,0042	0,062	0,17	3,1
D11	0,004	0,012	0,011	0,028	0,0032	0,053	0,25	2,41

Nota: R - 3 = 0,5\*Cu/S

Tabla 8

Muestra No.	Propiedades mecánicas							AS (μm)	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (r <sub>m</sub> )	valor Δr (Δr)	PBYS (MPa)	DBTT (°C)		
D1	219	310	49	1.88	0.41	265	-70	0.08	IS
D2	224	325	47	1.83	0.36	275	-70	0.08	IS
D3	225	330	45	1.79	0.38	289	-70	0.07	IS
D4	240	335	45	1.75	0.30	311	-70	0.09	IS
D5	205	290	50	1.88	0.46	235	-70	0.09	CS
D6	216	299	49	1.80	0.38	240	-70	0.48	CS
D7	256	339	40	1.53	0.29	320	-70	0.08	CS
D8	214	310	48	2.10	2.9	260	-70	0.07	IS
D9	228	320	47	2.01	3.1	271	-70	0.07	IS

(continuación)

Muestra No.	Propiedades mecánicas							AS ( $\mu\text{m}$ )	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	El (%)	valor r ( $r_m$ )	valor $\Delta r$ ( $\Delta r$ )	PBYS (MPa)	DBTT ( $^{\circ}\text{C}$ )		
D10	220	325	46	1.99	2.7	279	-70	0.08	IS
D11	219	319	48	1.71	2.6	285	-70	0.1	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, El = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor  $\Delta r$ : índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 2 - 2] Acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el CuS con el fortalecimiento de la solución sólida**

5 A fin de proporcionar un acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el CuS con el fortalecimiento de la solución sólida de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 9 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 400° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación  $A_{r3}$ , y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos.

10

15

Tabla 9

Muestra No,	Componente (% en peso)											
	C	P	Si	Cr	S	Al	N	Cu	Mo	R - 3		
	0,003 - 0,005	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	1 - 10		
E1	0,0038	0,050	-	-	0,006	0,04	0,0025	0,095	-	7,92		
E2	0,0046	0,11	-	-	0,008	0,03	0,0026	0,06	-	3,75		
E3	0,0033	0,148	-	-	0,01	0,04	0,0018	0,038	-	1,9		
E4	0,0018	0,50	-	-	0,011	0,04	0,0024	0,054	-	2,45		
E5	0,0065	0,115	-	-	0,009	0,03	0,0025	0,082	-	4,56		
E6	0,0038	0,15	-	-	0,006	0,05	0,0028	0,25	-	20,8		
E7	0,0039	0,01	0,25	-	0,006	0,04	0,0026	0,1	-	8,25		
E8	0,0042	0,011	0,45	-	0,008	0,05	0,0016	0,086	-	5,35		
E9	0,0035	0,015	0,65	-	0,012	0,05	0,0028	0,051	-	2,14		
E10	0,0018	0,009	0,25	-	0,009	0,03	0,0042	0,077	-	4,28		
E11	0,0077	0,011	0,42	-	0,011	0,04	0,0042	0,046	-	2,09		
E12	0,0042	0,01	0,62	-	0,007	0,05	0,0039	0,252	-	18		

(continuación)

Muestra No,	Componente (% en peso)											R - 3
	C	P	Si	Cr	S	Al	N	Cu	Mo	R - 3		
	0,003 - 0,005	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	1 - 10	
E13	0,0035	0,009	-	0,34	0,005	0,05	0,0014	0,08	-	-	8,00	
E14	0,0038	0,011	-	0,62	0,01	0,04	0,0022	0,09	-	-	4,5	
E15	0,0045	0,01	-	0,83	0,018	0,04	0,0028	0,08	-	-	2,22	
E16	0,0016	0,01	-	0,34	0,011	0,03	0,0017	0,08	-	-	3,64	
E17	0,0072	0,009	-	0,59	0,008	0,04	0,0026	0,12	-	-	7,5	
E18	0,0035	0,012	-	0,80	0,005	0,05	0,0013	0,26	-	-	26	
E19	0,0045	0,054	-	-	0,008	0,024	0,0022	0,06	0,02	0,02	3,75	
E20	0,0036	0,011	0,27	-	0,008	0,034	0,0028	0,06	0,018	0,018	3,75	
E21	0,0032	0,01	-	0,32	0,011	0,035	0,0025	0,054	0,022	0,022	1,23	

Note: R-3 = 0,5\*Cu/S

Tabla 10

Muestra No.	Propiedades mecánicas							AS ( $\mu\text{m}$ )	Observaciones
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r ( $r_m$ )	valor $\Delta r$ ( $\Delta r$ )	PBYS (MPa)	DBTT ( $^{\circ}\text{C}$ )		
E1	248	360	43	1.70	0.28	310	- 70	0.09	IS
E2	308	405	37	1.58	0.28	340	- 50	0.08	IS
E3	367	465	33	1.46	0.26	410	- 40	0.07	IS
E4	230	340	45	1.70	0.44	262	- 60	0.49	CS
E5	322	415	30	1.35	0.20	365	- 60	0.73	CS
E6	345	445	32	1.40	0.46	380	- 40	0.59	CS
E7	250	350	47	1.69	0.23	318	- 80	0.09	IS
E8	325	415	42	1.55	0.22	368	- 60	0.08	IS
E9	356	465	35	1.44	0.21	424	- 50	0.08	IS
E10	238	352	47	1.69	0.58	250	- 70	0.45	CS
E11	325	425	32	1.40	0.28	358	- 60	0.45	CS
E12	345	445	32	1.42	0.42	370	- 40	0.62	CS
E13	242	365	43	1.69	0.21	302	-80	0.09	IS
E14	310	425	38	1.46	0.23	365	- 60	0.08	IS
E15	352	454	36	1.45	0.21	408	- 70	0.07	IS
E16	230	345	46	1.68	0.32	265	- 70	0.07	CS
E17	315	413	28	1.32	0.22	365	- 60	0.09	CS
E18	348	461	27	1.24	0.13	372	- 60	0.42	CS
E19	254	365	43	2.08	2.8	322	- 70	0.09	IS
E20	247	348	48	1.95	0.28	295	- 80	0.09	IS
E21	240	358	45	1.93	0.27	298	- 80	0.07	IS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor  $\Delta r$ : índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 2 - 3] Acero al cual se le ha precipitado el CuS con el fortalecimiento de precipitación de AlN**

- 5 A fin de proporcionar un acero al cual se le ha precipitado el CuS con el fortalecimiento de la precipitación de AlN de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 11 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 400° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación  $A_{r3}$ , y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos. Excepcionalmente, para las muestras F8 a F10 de la Tabla 11, después del recalentamiento a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación, se enfriaron estas muestras con una velocidad de enfriamiento de 550° C / minuto, y luego se enrolló a 650° C.

Tabla 11

Muestra No.	Componente (% en peso)									
	C	P	S	Al	N	Cu	Mo	R - 3	R - 2	
	0,003 - 0,005	0,03 - 0,06	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	0,005 - 0,02	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	1 - 10	1 - 5	
F1	0,0042	0,041	0,005	0,045	0,0125	0,09	-	9	1,87	
F2	0,0035	0,042	0,008	0,05	0,0072	0,052	-	3,25	3,61	
F3	0,0045	0,043	0,014	0,04	0,0052	0,07	-	2,5	4	
F4	0,0015	0,04	0,01	0,05	0,0014	0,08	-	4	18,6	
F5	0,0073	0,037	0,008	0,01	0,0077	0,1	-	6,25	0,68	
F6	0,0036	0,042	0,006	0,04	0,00183	0,155	-	12,9	2,51	
F7	0,0037	0,044	0,011	0,055	0,012	0,09	0,018	4,09	2,38	
F8	0,0043	0,04	0,009	0,045	0,0092	0,088	0,078	4,89	2,54	
F9	0,0035	0,044	0,012	0,054	0,011	0,097	0,16	4,04	2,55	
F10	0,0045	0,042	0,008	0,053	0,0084	0,082	0,25	5,13	3,28	
Nota: R - 2 = 0,52 * Al/N, R - 3 = 0,5 * Cu/S										



Tabla 12

Muestra No.	Propiedades mecánicas							AS (µm)	Observaciones
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (rm)	valor Δr (Δr)	PBYS (MPa)	DBTT (°C)		
F1	240	353	45	1,70	0,32	296	- 70	0,06	IS
F2	232	350	44	1,72	0,28	291	- 70	0,07	IS
F3	245	362	46	1,80	0,27	323	- 70	0,05	CS
F4	216	340	46	1,78	0,35	260	- 70	0,08	CS
F5	243	360	35	1,49	0,25	308	- 70	0,07	CS
F6	238	355	43	1,69	0,44	253	- 70	0,41	CS
F7	235	348	46	1,94	0,24	296	- 70	0,06	IS
F8	237	355	44	1,93	0,22	302	- 70	0,08	IS
F9	237	360	46	1,97	0,26	312	- 70	0,06	IS
F10	231	346	46	1,70	0,27	300	- 70	0,07	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor Δr: índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 3 - 1] Acero al cual se le ha precipitado el MnCu**

- 5 A fin de proporcionar un acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el MnCu de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 13 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 600° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación Ar<sub>3</sub>, y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos.

Tabla 13

Muestra No.	Componente (% en peso)										
	C	Mn	P	S	Al	N	Cu	Mo	R - 4	R - 5	
	0,003 - 0,005	0,03 - 0,2	≤ 0,015	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	≤ 0,3	2 - 20	
G1	0,0041	0,08	0,012	0,02	0,05	0,0013	0,03	-	0,11	2,75	
G2	0,0038	0,1	0,009	0,012	0,04	0,0021	0,04	-	0,14	5,83	
G3	0,0044	0,15	0,01	0,015	0,04	0,0024	0,05	-	0,2	6,67	
G4	0,0042	0,17	0,008	0,009	0,04	0,0012	0,12	-	0,29	16,1	
G5	0,0012	0,12	0,01	0,012	0,05	0,0014	0,05	-	0,17	7,08	
G6	0,0064	0,15	0,009	0,01	0,04	0,0023	0,03	-	0,18	9,0	
G7	0,0042	0,45	0,01	0,011	0,05	0,0013	0,18	-	0,63	28,6	
G8	0,0035	0,11	0,011	0,02	0,045	0,0032	0,03	0,019	0,14	3,5	
G9	0,0033	0,12	0,01	0,014	0,034	0,0019	0,046	0,082	0,17	5,93	
G10	0,0043	0,12	0,014	0,009	0,027	0,0034	0,062	0,16	0,18	10,1	
G11	0,0045	0,15	0,008	0,014	0,033	0,0032	0,085	0,25	0,24	8,39	

Nota: R - 4 = Mn + Cu, R - 5 = 0,5 \* (Mn + Cu)/S

Tabla 14

Muestra No,	Propiedades mecánicas						AS (µm)	PN (número/mm <sup>2</sup> )	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (r <sub>m</sub> )	□□□□□ Δ□ (Δr)	PBYS (MPa)			
G1	218	301	52	2,12	0,28	288	0,07	3,5 X 10 <sup>9</sup>	IS
G2	208	295	54	2,25	0,31	275	0,08	7,4 X 10 <sup>8</sup>	IS
G3	225	314	52	2,18	0,26	298	0,08	9,2 X 10 <sup>8</sup>	IS
G4	195	292	50	2,10	0,26	275	0,09	9,5 X 10 <sup>6</sup>	IS
G5	185	282	50	2,63	0,53	229	0,09	7,5 X 10 <sup>7</sup>	CS
G6	205	321	42	1,73	0,33	292	0,12	2,5 X 10 <sup>8</sup>	CS
G7	185	292	44	1,83	0,49	222	0,42	6,3 X 10 <sup>4</sup>	CS
G8	212	304	52	2,42	0,39	278	0,08	4,4 X 10 <sup>6</sup>	IS
G9	210	297	53	2,53	0,34	269	0,09	3,5 X 10 <sup>6</sup>	IS
G10	221	310	51	2,52	0,38	288	0,07	8,2 X 10 <sup>6</sup>	IS
G11	219	301	48	2,12	0,32	269	0,08	3,8 X 10 <sup>6</sup>	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor Δr: índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 3 - 2] Acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el MnCu con el fortalecimiento de la solución sólida**

5 A fin de proporcionar un acero de alta resistencia al cual se le ha precipitado el MnCu con fortalecimiento de la solución sólida de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 15 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 600° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación Ar<sub>3</sub>, y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos.

10

15

Tabla 15

Muestra No,	Componente (% en peso)												
	C	Mn	P	Si	Cr	S	Al	N	Cu	Mo	R - 4	R - 5	
	0,003 - 0,005	0,03 - 0,2	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,005 - 0,2	0,01 - 0,2	≤ 0,3	2 - 20	
H1	0,0042	0,06	0,039	-	-	0,015	0,05	0,0025	0,02	-	0,08	2,67	
H2	0,0045	0,1	0,041	-	-	0,018	0,04	0,0023	0,03	-	0,13	3,61	
H3	0,0037	0,12	0,09	-	-	0,016	0,05	0,0032	0,04	-	0,16	5	
H4	0,0045	0,18	0,14	-	-	0,011	0,04	0,0028	0,1	-	0,28	12,7	
H5	0,0018	0,1	0,04	-	-	0,012	0,05	0,0024	0,1	-	0,2	8,33	
H6	0,0075	0,15	0,1	-	-	0,012	0,03	0,0022	0,06	-	0,21	8,75	
H7	0,0043	0,3	0,14	-	-	0,008	0,04	0,0015	0,15	-	0,45	28,1	
H8	0,004	0,09	0,04	-	-	0,013	0,035	0,0029	0,028	0,017	0,12	4,54	
H9	0,0044	0,11	0,094	-	-	0,012	0,026	0,0035	0,047	0,072	0,16	6,54	
H10	0,0037	0,12	0,145	-	-	0,01	0,042	0,0018	0,088	0,16	0,21	10,4	
H11	0,0045	0,08	0,043	-	-	0,009	0,037	0,0032	0,035	0,25	0,16	6,39	
H12	0,0041	0,06	0,01	0,18	-	0,019	0,04	0,0019	0,04	-	0,1	5	
H13	0,0036	0,1	0,009	0,17	-	0,015	0,05	0,0026	0,03	-	0,13	7,22	
H14	0,0038	0,13	0,012	0,35	-	0,015	0,04	0,0032	0,03	-	0,16	6,67	

(continuación)

Muestra No,	Componente (% en peso)												
	C	Mn	P	Si	Cr	S	Al	N	Cu	Mo	R - 4	R - 5	
	0,003 - 0,005	0,03 - 0,2	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,005 - 0,2	0,01 - 0,2	≤ 0,3	2 - 20	
H16	0,0021	0,12	0,009	0,2	-	0,011	0,05	0,0024	0,12	-	0,24	10,9	
H17	0,0064	0,12	0,01	0,34	-	0,012	0,04	0,0028	0,07	-	0,19	7,9	
H18	0,0044	0,25	0,012	0,53	-	0,009	0,05	0,0022	0,18	-	0,43	23,9	
H19	0,0039	0,11	0,012	0,21	-	0,014	0,034	0,0029	0,044	0,017	0,15	5,5	
H20	0,0045	0,12	0,009	0,32	-	0,011	0,042	0,0042	0,038	0,075	0,16 -	7,18	
H21	0,0036	0,14	0,012	0,62	-	0,009	0,033	0,0022	0,063	0,16	0,20	11,3	
H22	0,0042	0,09	0,013	0,2	-	0,01	0,038	0,0033	0,053	0,25	0,14	7,15	
H23	0,0044	0,07	0,009	-	0,25	0,017	0,04	0,0018	0,03	-	0,1	2,94	
H24	0,0039	0,11	0,01	-	0,24	0,015	0,03	0,0022	0,03	-	0,14	4,67	
H25	0,0042	0,15	0,011	-	0,55	0,015	0,04	0,0023	0,05	-	0,2	6,67	
H26	0,0046	0,18	0,012	-	0,86	0,01	0,04	0,0016	0,04	-	0,22	11	
H27	0,0022	0,15	0,01	-	0,24	0,015	0,04	0,0026	0,1	-	0,25	8,33	
H28	0,0067	0,15	0,012	-	0,52	0,011	0,05	0,0025	0,11	-	0,26	11,8	
H29	0,0043	0,2	0,009	-	0,88	0,008	0,03	0,0013	0,15	-	0,35	21,9	
H30	0,0039	0,09	0,012	-	0,23	0,012	0,034	0,0028	0,043	0,019	0,13	5,54	

(continuación)

Muestra No,	Componente (% en peso)												
	C	Mn	P	Si	Cr	S	Al	N	Cu	Mo	R - 4	R - 5	
	0,003 - 0,005	0,03 - 0,2	≤ 0,2	0,1 - 0,8	0,2 - 1,2	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	≤ 0,004	0,005 - 0,2	0,01 - 0,2	≤ 0,3	2 - 20	
H31	0,0045	0,12	0,01	-	0,58	0,013	0,042	0,0033	0,056	0,079	0,18	6,77	
H32	0,0037	0,15	0,009	-	0,83	0,011	0,023	0,0021	0,063	0,17	0,21	9,68	
H33	0,0042	0,1	0,011	-	0,22	0,011	0,035	0,0031	0,073	0,27	0,17	7,86	

Nota: R - 4 = Mn + Cu, R - 5 = 0,5 \* (Mn + Cu)/S

ES 2 389 656 T3

Tabla 16

Muestra No,	Propiedades mecánicas							AS ( $\mu\text{m}$ )	PN (número/ $\text{mm}^2$ )	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (rm)	valor $\Delta r$ ( $\Delta r$ )	PBYS (MPa)	DBTT ( $^{\circ}\text{C}$ )			
H1	265	360	49	1,98	0,25	346	-70	0,05	$5,5 \times 10^8$	IS
H2	258	358	50	1,92	0,28	345	-70	0,05	$4,0 \times 10^8$	IS
H3	308	410	43	1,71	0,21	394	- 60	0,06	$2,2 \times 10^8$	IS
H4	335	442	37	1,60	0,19	428	- 50	0,11	$9,5 \times 10^6$	IS
H5	255	350	49	1,92	0,31	295	- 70	0,06	$4,3 \times 10^8$	CS
H6	304	400	35	1,45	0,25	382	- 60	0,06	$3,5 \times 10^8$	CS
H7	351	454	32	1,38	0,22	395	- 40	0,61	$2,3 \times 10^4$	CS
H8	258	360	49	2,35	0,28	345	- 70	0,06	$4,6 \times 10^8$	IS
H9	311	408	44	1,98	0,21	389	- 60	0,05	$3,3 \times 10^8$	IS
H10	330	445	38	1,82	0,2	422	- 50	0,09	$9,5 \times 10^7$	IS
H11	264	364	47	1,91	0,22	350	- 70	0,06	$4,7 \times 10^8$	CS
H12	245	350	50	1,85	0,28	338	- 80	0,06	$4,5 \times 10^8$	IS
H13	253	355	49	1,83	0,29	342	- 80	0,07	$2,5 \times 10^8$	IS
H14	293	405	45	1,65	0,21	390	- 60	0,06	$4,0 \times 10^8$	IS
H16	234	342	52	1,85	0,33	275	- 80	0,09	$4,2 \times 10^6$	CS
H17	308	412	36	1,48	0,21	398	- 70	0,09	$3,2 \times 10^6$	CS
H18	335	448	34	1,38	0,57	380	- 60	0,51	$9,3 \times 10^4$	CS
H19	240	352	50	2,28	2,9	335	- 80	0,05	$8,2 \times 10^8$	IS
H20	303	410	44	1,88	2,1	387	- 60	0,06	$4,5 \times 10^8$	IS
H21	359	460	37	1,7	2,0	437	- 60	0,08	$4,1 \times 10^6$	IS
H22	252	359	50	1,86	2,2	339	- 80	0,07	$4,5 \times 10^6$	CS
H23	250	355	48	1,89	0,28	335	- 80	0,06	$9,5 \times 10^8$	IS
H24	245	355	47	1,85	0,27	348	- 80	0,06	$6,5 \times 10^8$	IS
H25	288	395	46	1,69	0,25	375	- 60	0,07	$2,1 \times 10^8$	IS

ES 2 389 656 T3

(continuación)

Muestra No,	Propiedades mecánicas							AS ( $\mu\text{m}$ )	PN (número/ $\text{mm}^2$ )	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (rm)	valor $\Delta r$ ( $\Delta r$ )	PBYS (MPa)	DBTT ( $^{\circ}\text{C}$ )			
H26	348	443	37	1,54	0,21	420	- 60	0,09	$7,5 \times 10^6$	IS
H27	244	345	46	1,88	0,36	283	- 80	0,09	$5,2 \times 10^8$	CS
H28	297	402	33	1,45	0,21	365	- 70	0,09	$3,2 \times 10^8$	CS
H29	345	454	33	1,36	0,47	385	- 60	0,51	$9,3 \times 10^4$	CS
H30	252	358	48	2,15	0,24	330	- 80	0,07	$8,3 \times 10^8$	IS
H31	292	390	43	1,92	0,2	372	- 60	0,09	$3,2 \times 10^8$	IS
H32	343	448	38	1,72	0,18	421	- 60	0,07	$7,5 \times 10^6$	IS
H33	251	357	47	1,79	0,2	341	- 80	0,06	$6,5 \times 10^6$	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor  $\Delta r$ : índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, PN = el número de precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

**[Ejemplo 3 - 3] Acero al cual se le ha precipitado el MnCu con el fortalecimiento de la precipitación de AlN**

- 5 A fin de proporcionar un acero al cual se le ha precipitado el MnCu con fortalecimiento de la precipitación de AlN de acuerdo con la presente invención, después de que las placas de acero mostradas en la Tabla 17 fueron recalentadas a una temperatura de 1.200° C, seguido por un acabado de laminación de las placas de acero a fin de proporcionar láminas de acero laminadas en caliente, las láminas de acero laminadas en caliente se enfriaron con una velocidad de enfriamiento de 400° C / min, y luego enrolladas a 650° C. A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente fueron laminadas en frío con una tasa de reducción del 75%, seguido de recocido continuo de las láminas de acero laminadas en frío. El acabado de laminación se realizó a 910° C, que está por encima de la temperatura de transformación  $A_{r3}$ , y se realizó el recocido continuo por calentamiento de las láminas de acero a 750° C a una velocidad de 10° C / segundo durante 40 segundos.



Tabla 17

Muestra No,	Componente (% en peso)										
	C	Mn	P	S	Al	N	Cu	Mo	R - 4	R - 5	R - 2
	0,003 - 0,005	0,03 - 0,2	0,03 - 0,06	0,003 - 0,025	0,01 - 0,1	0,005 - 0,02	0,01 - 0,2	0,01 - 0,2	≤ 0,3	2-20	1-5
I1	0,0042	0,07	0,038	0,02	0,032	0,0085	0,03	-	0,1	2,5	1,96
I2	0,0038	0,1	0,042	0,015	0,042	0,0072	0,03	-	0,13	4,33	3,03
I3	0,0045	0,14	0,037	0,015	0,055	0,0092	0,05	-	0,19	6,33	3,11
I4	0,0045	0,2	0,05	0,009	0,07	0,008	0,05	-	0,25	13,9	4,55
I5	0,0015	0,17	0,04	0,012	0,042	0,0072	0,05	-	0,22	9,17	3,03
I6	0,0062	0,15	0,038	0,015	0,038	0,0014	0,12	-	0,27	9	14,1
I7	0,0036	0,25	0,042	0,009	0,04	0,0083	0,2	-	0,45	25	2,51
I8	0,0035	0,09	0,04	0,012	0,052	0,0093	0,043	0,019	0,13	5,54	2,91
I9	0,0046	0,11	0,039	0,011	0,053	0,011	0,053	0,082	0,16	7,42	2,51
I10	0,0038	0,12	0,042	0,012	0,061	0,012	0,085	0,16	0,21	8,54	2,64
I11	0,004	0,12	0,045	0,01	0,059	0,0095	0,065	0,26	0,19	9,25	3,23
Nota: R - 2: 0,52 * Al/N, R - 4 = Mn + Cu, R - 5 = 0,5 * (Mn + Cu)/S											

Tabla 18

Muestra No,	Propiedades mecánicas							AS (μm)	PN (número/mm <sup>2</sup> )	Observaciones
	YS (Mpa)	TS (MPa)	EI (%)	valor r (rm)	valor Δr (Δr)	PBYS (MPa)	DBTT (°C)			
I1	250	355	48	1,89	0,28	343	- 80	0,06	9,5 X 10 <sup>8</sup>	IS
I2	245	355	47	1,85	0,27	348	- 80	0,06	6,5 X 10 <sup>8</sup>	IS
I3	248	352	47	1,89	0,23	345	- 80	0,07	2,1 X 10 <sup>8</sup>	IS
I4	254	348	45	1,84	0,28	330	- 60	0,09	7,5 X 10 <sup>6</sup>	IS
I5	240	342	46	1,88	0,32	280	- 80	0,09	5,2 X 10 <sup>6</sup>	CS
I6	247	362	40	1,55	0,38	335	- 70	0,09	3,2 X 10 <sup>6</sup>	CS
I7	253	352	42	1,66	0,37	295	- 60	0,51	9,3 X 10 <sup>4</sup>	CS
I8	247	350	49	2,11	0,25	339	- 80	0,06	8,9 X 10 <sup>8</sup>	IS
I9	251	359	48	2,13	0,24	340	- 80	0,06	7,5 X 10 <sup>6</sup>	IS
I10	245	348	49	2,15	0,22	332	- 80	0,08	1,1 X 10 <sup>8</sup>	IS
I11	250	352	47	1,80	0,21	335	- 60	0,09	1,5 X 10 <sup>6</sup>	CS

Nota: YS = resistencia al esfuerzo, TS = resistencia a la tracción, EI = alargamiento, valor r: índice de plasticidad - anisotropía, valor Δr: índice de anisotropía en el plano, PBYS = resistencia al esfuerzo después del horneado, DBTT = temperatura de transición ductilidad - fragilidad para la investigación de la resistencia secundaria al trabajo de fragilización, AS = tamaño promedio de los precipitados, PN = el número de precipitados, IS = acero de la invención, CS = acero comparativo

5 Aunque las realizaciones preferidas de la presente invención han sido divulgadas para fines ilustrativos, aquellas personas normalmente capacitadas en la técnica se darán cuenta que son posibles diferentes modificaciones, adiciones y sustituciones, sin apartarse del alcance y el espíritu de la invención como se divulga en las reivindicaciones adjuntas.

## REIVINDICACIONES

- 5 1. Una lámina de acero laminada en frío endurecida al horno que tiene excelente conformabilidad, que comprende: 0,003 ~ 0,005% de C; 0,003 ~ 0,03% de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; al menos 0,03 ~ 0,2% de Mn y 0,005 ~ 0,2% de Cu; y opcionalmente contiene al menos uno de 0,1 ~ 0,8% de Si, 0,2 ~ 1,2% de Cu y 0,01 ~ 0,2% de Mo y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde, cuando la lámina de acero contiene ya sea Mn y Cu, una composición de Mn, Cu y S satisface una de las relaciones:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  y  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  en términos de peso, y cuando la lámina de acero contiene tanto Mn como Cu, una composición de Mn, Cu y S satisface las relaciones:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$ , y en donde los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu)S tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu$ m o menos.
- 10 2. Una lámina de acero laminada en frío endurecida al horno que tiene una excelente conformabilidad de acuerdo con la Reivindicación 1, que comprende: 0,003 ~ 0,005% de C; 0,005 ~ 0,03% de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,05 ~ 0,2% de Mn, y el resto de Fe y otras impurezas inevitables, en términos de % en peso, en donde una composición de Mn y S satisface la relación:  $0,58 * Mn / S \leq 10$  en términos de peso, y en donde los precipitados de MnS tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu$ m o menos; y la lámina de acero contiene opcionalmente al menos uno de 0,1 ~ 0,8% de Si, 0,2 ~ 1,2% de Cr y 0,01 ~ 0,2% de Mo.
- 15 3. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 2, en donde la lámina de acero contiene 0,015% o menos de P.
- 20 4. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 2, en donde la lámina de acero contiene 0,004% o menos de N.
- 25 5. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 2, en donde la lámina de acero contiene 0,03 ~ 0,2% de P.
- 30 6. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 2, en donde la lámina de acero contiene 0,005 ~ 0,02% de N y 0,03 ~ 0,06% de P.
- 35 7. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 6, en donde una composición de Al y N satisface la relación:  $1 \leq 0,52 * Al / N \leq 5$ .
- 40 8. Una lámina de acero laminada en frío endurecida al horno que tiene excelente conformabilidad de acuerdo con la Reivindicación 1, que comprende: 0,003 ~ 0,005% de C; 0,003 ~ 0,025% de S; 0,01 ~ 0,08% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,01 ~ 0,2% de Cu; y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde una composición de Cu, y S satisface una de las relaciones:  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 10$  en términos de peso, y en donde los precipitados de CuS tienen un tamaño promedio de 0,1  $\mu$ m o menos; y la lámina de acero contiene opcionalmente al menos uno de 0,1 ~ 0,8% de Si, 0,2 ~ 1,2% de Cr y 0,01 ~ 0,2% de Mo.
- 45 9. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 8, en donde la lámina de acero contiene 0,015% o menos de P.
- 50 10. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 8, en donde la lámina de acero contiene 0,004% o menos de N.
- 55 11. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 8, en donde la composición de Cu y S satisface la relación:  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 3$ .
- 60 12. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 8, en donde la lámina de acero contiene 0,03 ~ 0,2% de P.
13. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 8, en donde la lámina de acero contiene 0,005 - 0,02% de N y 0,03 - 0,06% de P.
14. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 13, en donde una composición de Al y N satisface la relación:  $1 \leq 0,52 * Al / N \leq 5$ .
15. Una lámina de acero laminada en frío endurecida al horno que tiene excelente conformabilidad de acuerdo con la Reivindicación 1, que comprende: 0,003 ~ 0,005% de C; 0,003 ~ 0,025% de S; 0,01 ~ 0,08% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,03 ~ 0,2% de Mn; 0,005 ~ 0,2% de Cu; y el resto de Fe y de otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde una composición de Mn, Cu y S satisface las relaciones:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  en términos de peso, y en donde los precipitados de MnS, CuS, y (Mn, Cu) S tienen un tamaño promedio de 0,2  $\mu$ m o menos; y la lámina de acero opcionalmente contiene al menos uno de 0,1 ~ 0,8 % de Si, 0,2 ~ 1,2 % de Cr y 0,01 ~ 0,2 % de Mo.

16. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 15, en donde la lámina de acero contiene 0,015% o menos de P.
- 5 17. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 15, en donde la lámina de acero contiene 0,004% o menos de N.
18. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 15, en donde el número de precipitados es  $2 \times 10^6$  o más por unidad de área ( $\text{mm}^2$ ).
- 10 19. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 15, en donde la composición de Mn, Cu y S satisface la relación:  $2 \leq 0,5 * (\text{Mn} + \text{Cu}) / \text{S} \leq 7$ .
20. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 19, en donde el número de precipitados es  $2 \times 10^8$  o más por unidad de área ( $\text{mm}^2$ ).
- 15 21. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 15, en donde la lámina de acero contiene 0,03 ~ 0,2% de P.
- 20 22. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 15, en donde la lámina de acero contiene 0,005 ~ 0,02% de N y 0,03 ~ 0,06% de P.
23. La lámina de acero como la expuesta en la reivindicación 22, en donde una composición de Al y N satisface la relación:  $1 \leq 0,52 * \text{Al} / \text{N} \leq 5$ .
- 25 24. Un método de fabricación de una lámina de acero laminado en frío endurecida al horno de acuerdo con la Reivindicación 1, que comprende las etapas de:
- laminación en caliente de una plancha de acero con acabado de laminación a una temperatura de transformación  $\text{Ar}_3$  o más para proporcionar una lámina de acero laminado en caliente, después de recalentar la plancha de acero a una temperatura de  $1.100^\circ \text{C}$  o más;
- 30 enfriamiento de la lámina de acero a una velocidad de enfriamiento de  $200^\circ \text{C} / \text{min}$  o más;
- enrollar la lámina de acero enfriada a una temperatura de  $700^\circ \text{C}$  o menos;
- laminación en frío de la lámina de acero; y
- 35 recocido continuo de la lámina de acero laminada en frío.
25. Un método de fabricación de una lámina de acero laminado en frío endurecida al horno de acuerdo con la Reivindicación 24, en donde la plancha de acero contiene: 0,003 ~ 0,005 % de C; 0,005 ~ 0,03 % de S; 0,01 ~ 0,1% de Al; 0,02% o menos de N; 0,2 % o menos de P; 0,05 ~ 0,2 % de Mn; y el resto de Fe y otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde una composición de Mn y S satisface la relación:  $0,58 * \text{Mn} / \text{S} \leq 10$  en términos de peso y la plancha de acero opcionalmente contiene al menos uno de 0,1 ~ 0,8 % de Si, 0,2 ~ 1,2% de Cr y 0,01 ~ 0,2 % de Mo.
- 40 26. El método como el expuesto en la reivindicación 25, en donde la plancha de acero contiene 0,015 % o menos de P.
- 45 27. El método como el expuesto en la reivindicación 25, en donde la plancha de acero contiene 0,004 % o menos de N.
- 50 28. El método como el expuesto en la reivindicación 25, en donde la plancha de acero contiene 0,03 ~ 0,2% de P.
29. El método como el expuesto en la reivindicación 25, en donde la plancha de acero contiene 0,005 ~ 0,02 % de N, y 0,03 ~ 0,06 % de P.
- 55 30. El método como el expuesto en la reivindicación 25, en donde una composición de Al y N satisface la relación:  $1 \leq 0,52 * \text{Al} / \text{N} \leq 5$ .
31. Un método de fabricación de una lámina de acero laminado en frío endurecida al horno de acuerdo con la Reivindicación 24, en donde la plancha de acero contiene: 0,003 ~ 0,005 % de C; 0,003 ~ 0,025 % de S; 0,01 ~ 0,08 % de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,01 ~ 0,2 % de Cu; y el resto de Fe y otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde una composición de Cu y S satisface la relación:  $1 \leq 0,5 * \text{Cu} / \text{S} \leq 10$  en términos de peso y la plancha de acero opcionalmente contiene al menos uno de 0,1~ 0,8% de Si, 0,2 - 1,2% de Cr y 0,01 ~ 0,2 % de Mo y en donde la etapa de enfriamiento de la lámina de acero está implementada a una velocidad de  $300^\circ \text{C} / \text{min}$  o más.
- 60 32. El método como el expuesto en la reivindicación 31, en donde la plancha de acero contiene 0,015 % o menos de P.
- 65

33. El método como el expuesto en la reivindicación 31, en donde la plancha de acero contiene 0,004 % o menos de N.
34. El método como el expuesto en la reivindicación 31, en donde la composición de Cu y S satisface la relación:  $1 \leq 0,5 * Cu / S \leq 3$ .
- 5 35. El método como el expuesto en la reivindicación 31, en donde la plancha de acero contiene 0,03 ~ 0,2% de P.
36. El método como el expuesto en la reivindicación 31, en donde la plancha de acero contiene 0,005 - 0,02% de N, y 0,03 ~ 0,06% de P.
37. El método como el expuesto en la reivindicación 31, en donde una composición de Al y N satisface la relación:  $1 \leq 0,52 * Al / N \leq 5$ .
- 10 38. Un método de fabricación de una lámina de acero laminado en frío endurecida al horno de acuerdo con la Reivindicación 24, en donde la plancha de acero contiene: 0,003 ~ 0,005 % de C; 0,003 ~ 0,025 % de S; 0,01 ~ 0,08 % de Al; 0,02% o menos de N; 0,2% o menos de P; 0,03 ~ 0,2% de Mn; 0,005 ~ 0,2 % de Cu; y el resto de Fe y otras impurezas inevitables, en términos del % en peso, en donde una composición de Mn, Cu y S satisface la relación:  $Mn + Cu \leq 0,3$  y  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 20$  en términos de peso y la plancha de acero opcionalmente
- 15 contiene al menos uno de 0,1~ 0,8% de Si, 0,2 ~ 1,2% de Cr y 0,01 ~ 0,2 % de Mo y en donde la etapa de enfriamiento de la lámina de acero está implementada a una velocidad de 300° C / min o más.
39. El método como el expuesto en la reivindicación 38, en donde la plancha de acero contiene 0,015 % o menos de P.
- 20 40. El método como el expuesto en la reivindicación 38, en donde la plancha de acero contiene 0,004 % o menos de N.
41. El método como el expuesto en la reivindicación 38, en donde el número de precipitados es  $2 \times 10^6$  o más por unidad de área ( $mm^2$ ).
42. El método como el expuesto en la reivindicación 38, en donde la composición de Mn, Cu y S satisface la relación:  $2 \leq 0,5 * (Mn + Cu) / S \leq 7$ .
- 25 43. El método como el expuesto en la reivindicación 42, en donde el número de precipitados es  $2 \times 10^8$  o más por unidad de área ( $mm^2$ ).
44. El método como el expuesto en la reivindicación 38, en donde la plancha de acero contiene 0,03 ~ 0,2 % de P.
45. El método como el expuesto en la reivindicación 38, en donde la plancha de acero contiene 0,005 ~ 0,02% de N, y 0,03 ~ 0,06% de P.
- 30 46. El método como el expuesto en la reivindicación 45, en donde una composición de Al y N satisface la relación:  $1 \leq 52 * Al / N \leq 5$ .

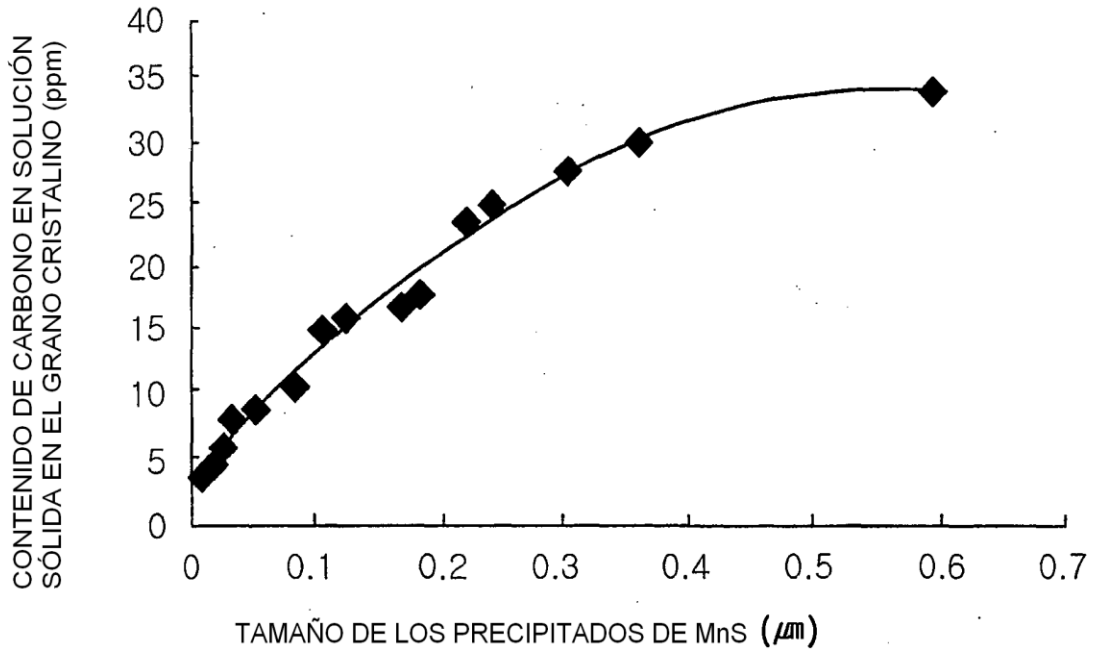


FIG. 1a

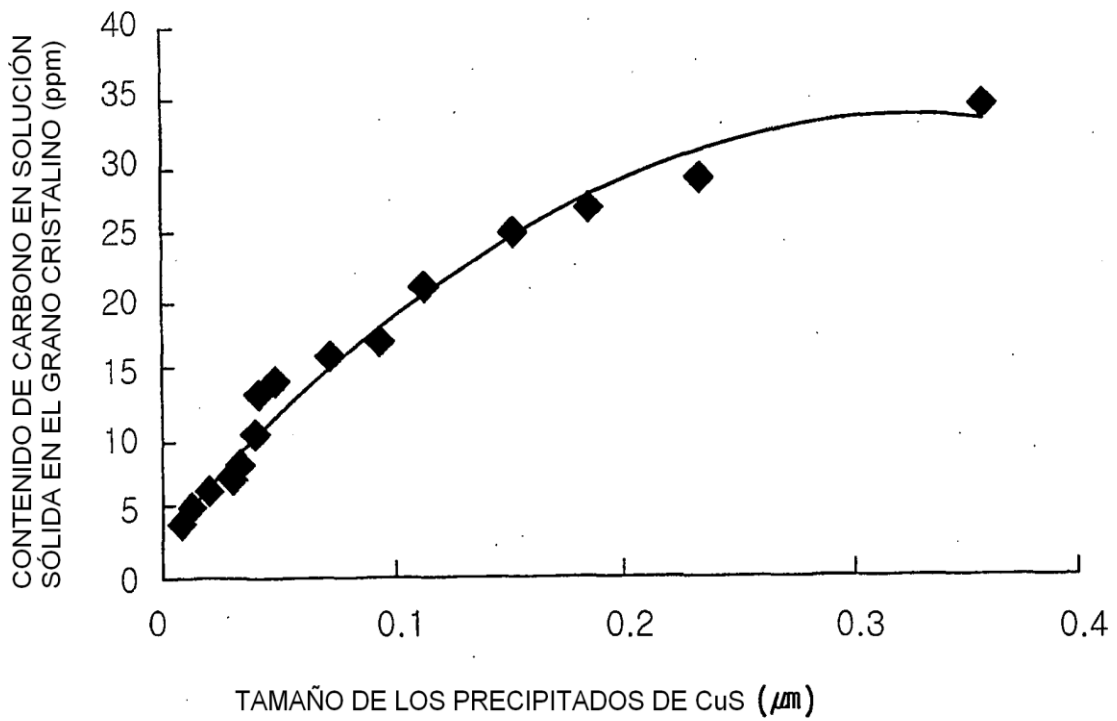


FIG. 1b

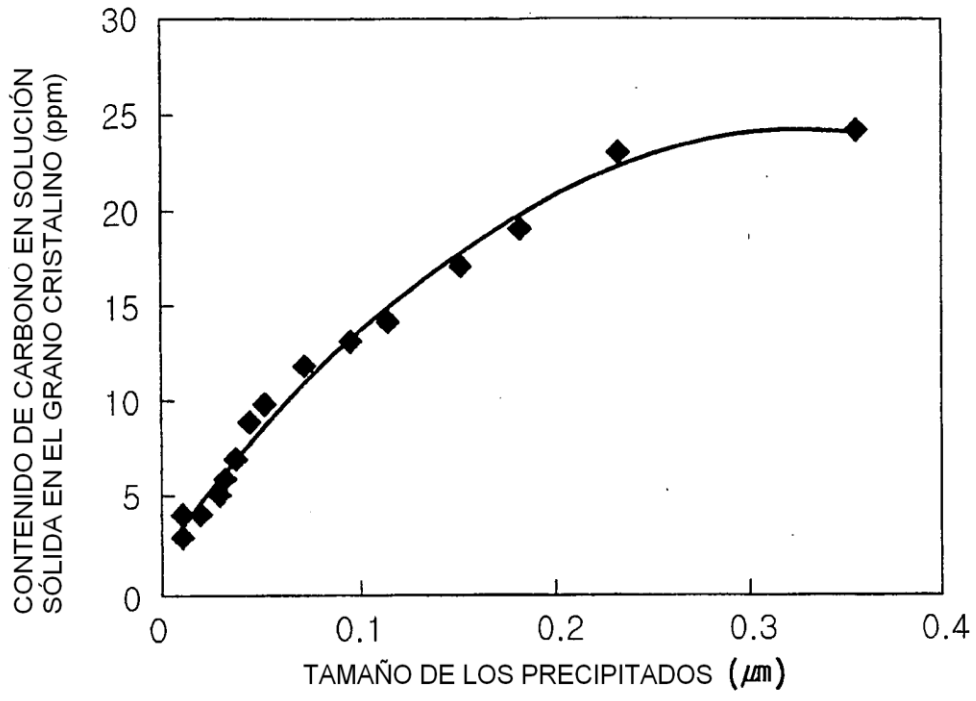


FIG. 1c

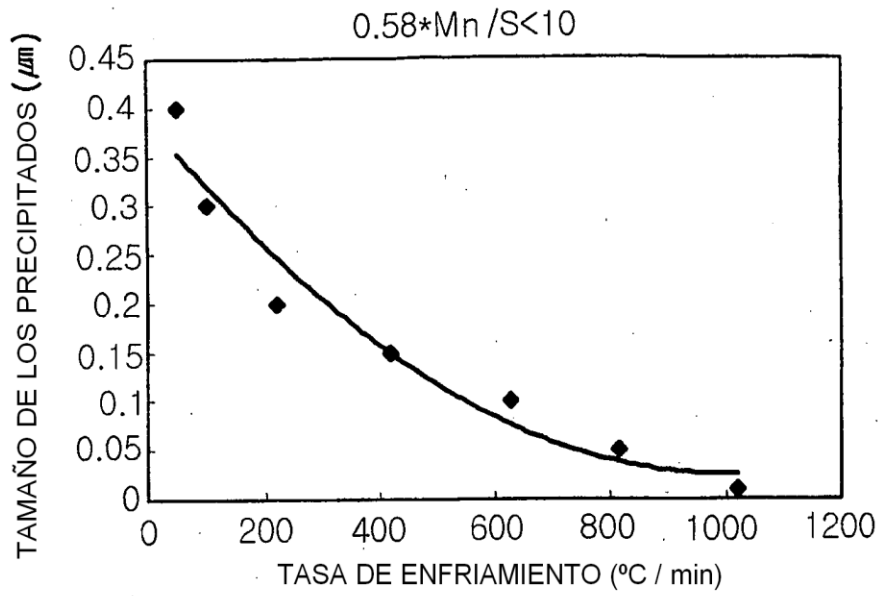


FIG. 2a

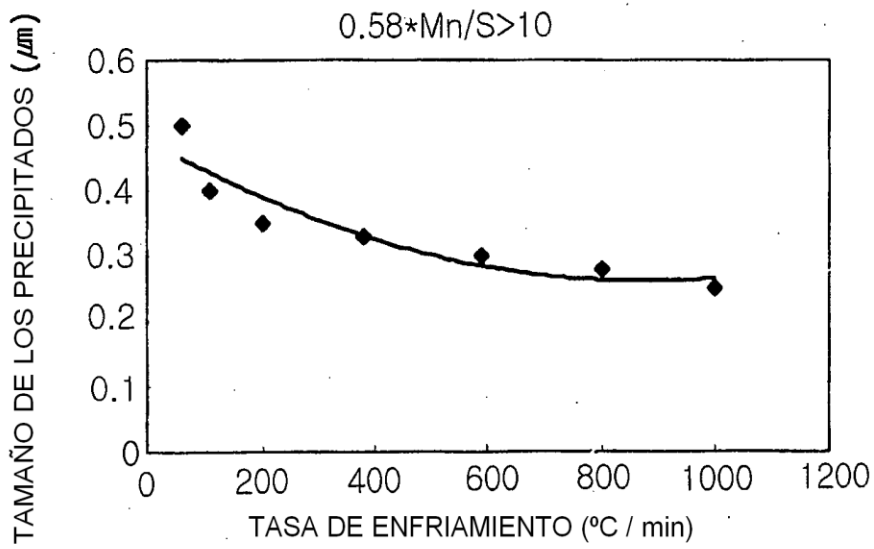


FIG. 2b



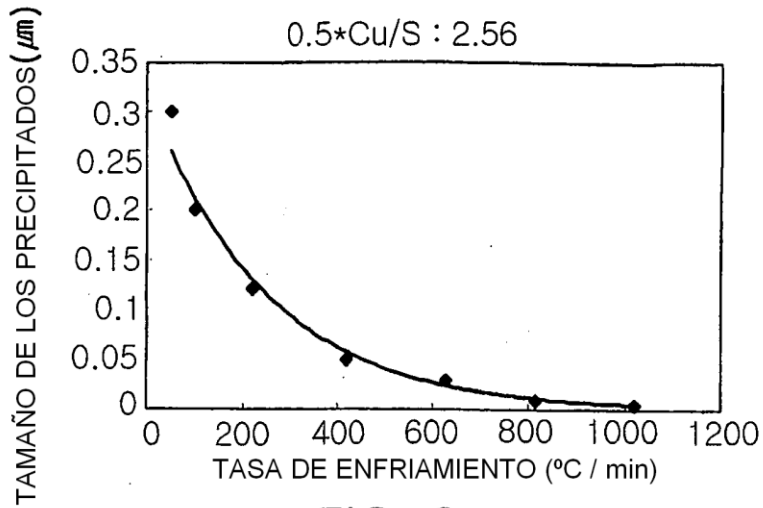


FIG. 3a

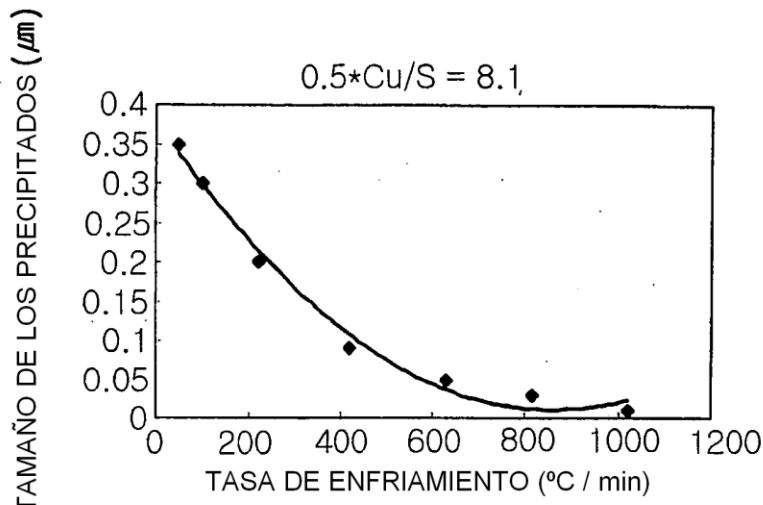


FIG. 3b

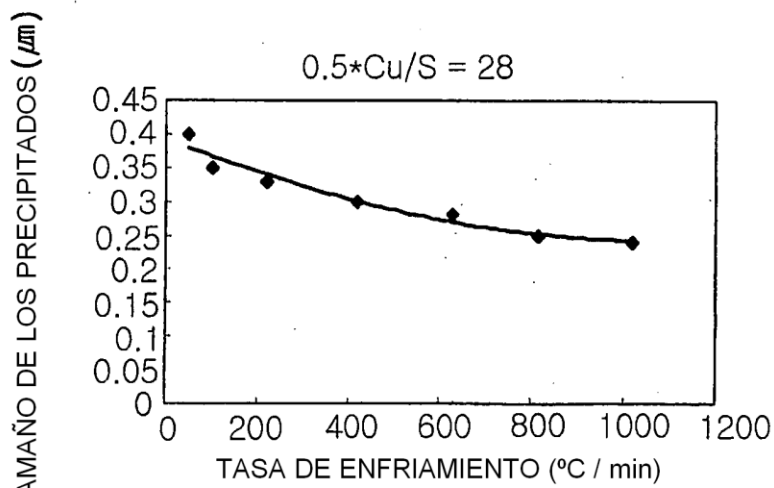


FIG. 3c

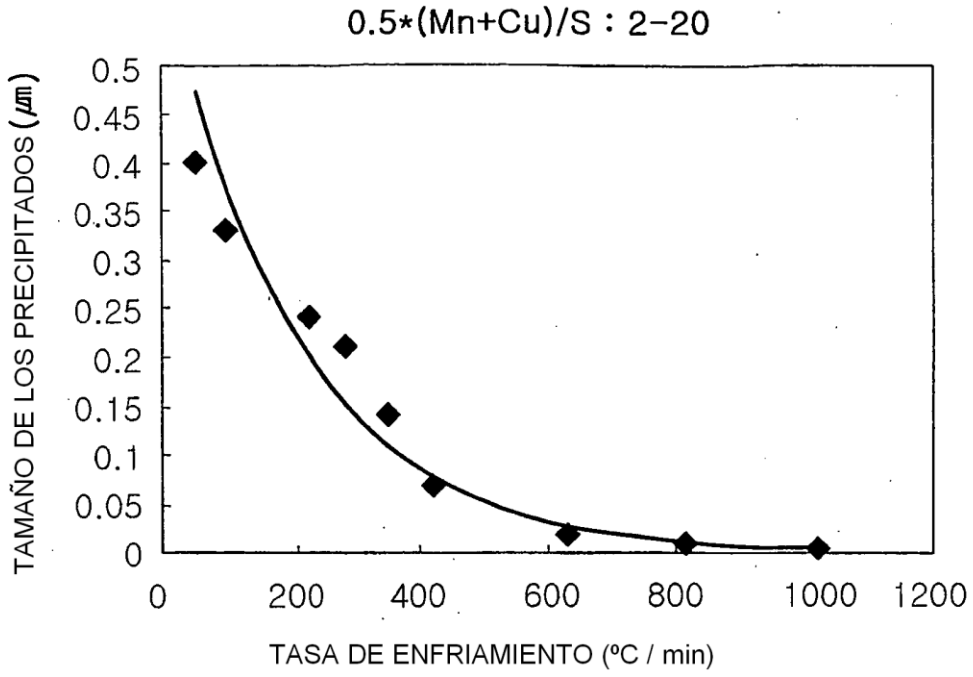


FIG. 4a

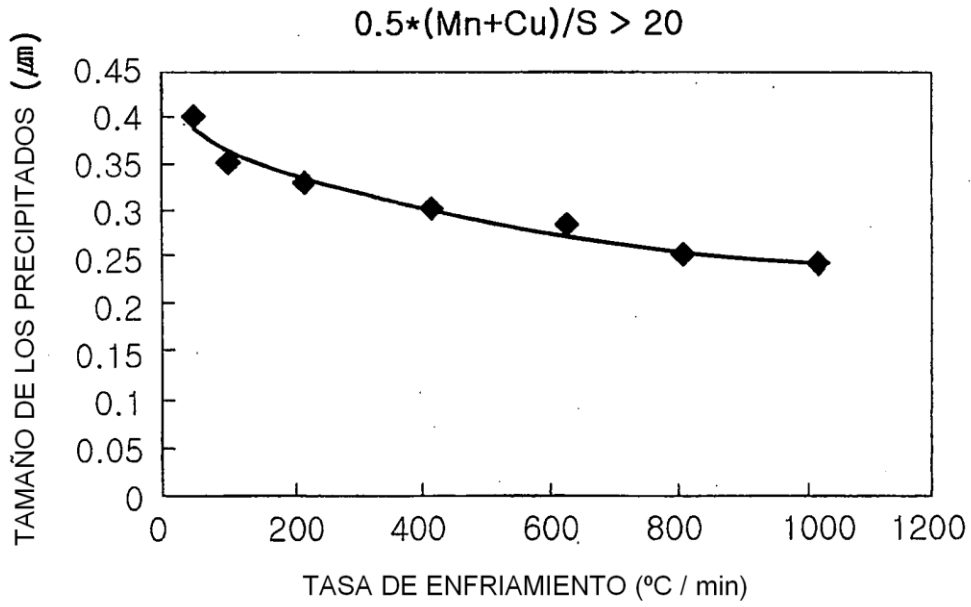


FIG. 4b