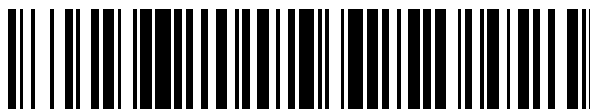


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 526 974**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01) C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) C22C 38/16	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01) C22C 38/18	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01) C21D 9/48	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	
C23C 2/28	(2006.01)	
C21D 9/46	(2006.01)	
C21D 8/02	(2006.01)	
C22C 38/08	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **09.04.2009 E 09730413 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **26.11.2014 EP 2264206**

54 Título: **Hojas de acero de alta resistencia que presentan un balance excelente entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad y también una resistencia a fatiga excelente, hojas de acero revestidas de zinc y procedimientos para producir las hojas de acero**

30 Prioridad:

10.04.2008 JP 2008102851

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

19.01.2015

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**AZUMA, MASAFUMI;
SUZUKI, NORIYUKI;
MARUYAMA, NAOKI;
YOSHINAGA, NAOKI y
MURASATO, AKINOBU**

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 526 974 T3

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

DESCRIPCIÓN

Hojas de acero de alta resistencia que presentan un balance excelente entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad y también una resistencia a fatiga excelente, hojas de acero revestidas de zinc y procedimientos para producir las hojas de acero

5 **Campo de la invención**

Esta invención se refiere a hojas de acero adecuadas para aplicación en automóviles, materiales de construcción, aplicaciones domésticas y similares, específicamente hoja de acero de alta resistencia y hoja de acero galvanizado que son excelentes en cuanto a capacidad de expansión de agujeros y la ductilidad y otras propiedades en cuanto a ser trabajadas, y también excelentes en cuanto a la resistencia a fatiga, y a procedimientos para producir las hojas de acero.

10

Descripción de la técnica afín

Durante los últimos años se ha utilizado en la práctica del sector automotor hoja de acero de alta resistencia con el fin de conseguir una capacidad de protección del pasajero durante la colisión y una reducción del peso con el fin de mejorar la eficiencia del combustible.

15

La intensificación de las exigencias de seguridad y las regulaciones legales más estrictas han aumentado la necesidad de asegurar la seguridad frente a impactos. Como resultado de ello, ha surgido la necesidad de aplicar hoja de acero de alta resistencia incluso para componentes de forma complicada para los que antes se ha usado solamente hoja de acero de baja resistencia.

20

Pero la capacidad de conformación de un acero disminuye al aumentar la resistencia del acero, de manera que cuando se ha de usar hoja de acero de alta resistencia para componentes de forma complicada, es necesario producir un acero que satisface los requerimientos de capacidad de conformación y de resistencia.

25

Al utilizar una hoja de acero de alta resistencia para componentes de forma complicada tales como componentes para automóviles, las propiedades de capacidad de conformación que deben satisfacerse simultáneamente incluyen propiedades tales como ductilidad, capacidad de conformación de pestañas por estiramiento, y capacidad de expandir agujeros.

Además, los componentes de automóviles requieren también una resistencia a la fatiga excelente porque están sometidos a cargas repetidas mientras se conducen.

30

Se sabe que la ductilidad y la capacidad de conformación por estiramiento, que son importantes en cuanto a conformación de la hoja de acero delgada y el índice de endurecimiento por trabajado (valor n), están correlacionadas. Se conoce que una hoja de acero que tiene un valor alto de n , es una hoja de acero excelente en cuanto a su capacidad de conformación.

35

Entre las hojas de acero excelentes en cuanto a la ductilidad y conformación por estiramiento figuran, por ejemplo la hoja de acero DP (fase dual) que tiene una estructura de acero compuesta por ferrita y martensita, y la hoja de acero TRIP (Transformation Induced Plasticity) cuya estructura incluye austenita retenida (por ejemplo, Documento de Patente 1 y 2).

Por otra parte, como hojas de acero excelentes en cuanto a la capacidad de expansión de agujeros, se conoce hoja de acero cuya estructura es una estructura monofásica de ferrita endurecida por precipitación y hoja de acero que tiene una estructura monofásica de bainita (véase, por ejemplo, Documentos de Patentes 3, 4, 5 y 6 y documento no de patente 1).

40

La hoja de acero DP tiene ferrita muy dúctil como fase principal y alcanza una ductilidad excelente por dispersión de martensita, una estructura dura, en la estructura de acero. Además, la hoja de acero DP tiene también un valor de n alto, porque la ferrita blanda se deforma fácilmente y se introducen abundantes dislocaciones al deformar.

45

Sin embargo, cuando se adopta una estructura de hoja de acero compuesta por ferrita blanda y martensita dura, la diferencia de la deformabilidad entre las dos estructuras causa la formación de microvacíos en la interfaz entre las dos estructuras cuando se implica un trabajado fuerte como es el caso en la expansión de un agujero, de manera que hay un problema de degradación marcada de la capacidad de expansión de agujeros.

50

En particular, en una hoja de acero DP de una resistencia a tracción máxima de 540 MPa o mayor, la fracción en volumen de martensita en la hoja de acero es relativamente alta y, puesto que por tanto están presentes muchas intercaras entre ferrita y martensita, los microhuecos formados en las intercaras se interconectan fácilmente, conduciendo a la formación de grietas y a la rotura.

Por tal motivo, se sabe que la capacidad de expansión de la hoja de acero DP es inferior (véase, por ejemplo,

Documento no de patente 2).

Es conocido que en un acero DP las grietas formadas durante una deformación repetida mejoran la resistencia a fatiga (supresión de la propagación de grietas) evitando las estructuras duras. Esto es atribuible al hecho de que la martensita y la bainita son más duras que la ferrita y, dado que las grietas de fatiga no pueden propagarse por ellas, las grietas de fatiga se propagan por la parte de la ferrita o en las interfaces entre las estructuras de ferrita y las estructuras duras, por tanto por evitación de las estructuras duras.

En un acero DP, las estructuras duras no se deforman fácilmente, de manera que el movimiento de dislocaciones y el cambio de irregularidades superficiales producidas por deformación repetida se originan por el movimiento de dislocaciones producidas en la parte de la ferrita. Como resultado de ello, para ulterior mejora de la resistencia a fatiga del acero DP es importante inhibir la formación de grietas de fatiga en la ferrita. Sin embargo, la ferrita es blanda por lo que constituye un problema la dificultad de inhibir más la formación de agrietamiento en la ferrita. Por tanto, es un reto la mejora de resistencia a fatiga del acero DP.

Análogamente, la hoja de acero TRIP, que tiene una estructura compuesta por ferrita y austenita retenida, tiene también una capacidad mediocre de expansión de agujeros. Esto es debido a que en procesos de conformación de componentes de automóviles, esto es, la expansión de un agujero y la formación de pestañas por estiramiento, son procedimientos de mecanización que se realizan después de punzonamiento o corte mecánico.

La austenita retenida contenida en una hoja de acero TRIP se transforma en martensita cuando el acero es trabajado. En el caso de estiramiento dúctil y conformación por estiramiento, por ejemplo, la transformación de austenita retenida en martensita imparte una resistencia alta a la región trabajada, inhibiendo la deformación, de manera que se puede lograr una alta capacidad de conformación.

Si embargo, una vez realizado el punzonamiento, el corte o una operación similar, la austenita retenida contenida en la estructura de la hoja de acero se transforma en martensita debido al trabajo impartido en la vecindad del borde de corte. Como resultado de ello, la estructura resulta similar a la de la hoja de acero DP, de manera que la capacidad de expansión de agujeros y la capacidad de conformación de pestañas son inferiores. Además, se ha dado cuenta de que, dado que el propio punzonamiento es un proceso que implica una deformación grande, la capacidad de expansión de agujeros se degrada por los microhuecos que se presentan en las intercaras entre las estructuras de ferrita y las estructuras duras (que significa aquí la martensita formada a partir de la austenita retenida).

La hoja de acero en la que están presentes estructuras de cementita o perlita en los bordes de la estructura es también inferior en cuanto a la capacidad de expansión de agujeros. Esto se debe a que los bordes límite entre las estructuras de ferrita y las estructuras de cementita se convierten en puntos de inicio de la formación de microhuecos.

Además, debido a sus estructuras duras, la placa de acero TRIP y la placa de acero que tiene en los bordes estructurales estructura de cementita o perlita son similares al acero DP en cuanto a la resistencia a fatiga.

A la vista de estas circunstancias, como se indica en los Documentos de Patentes 3 a 5 y el documento no de patente 1, se han desarrollado hojas de acero laminado en caliente, de alta resistencia, a las que se ha impartido una capacidad de expansión de agujeros excelente por haber definido la fase principal de la hoja de acero como una estructura monofásica de bainita o ferrita endurecida por precipitación e inhibiendo la formación de fase de cementita en los bordes estructurales por adición de una gran cantidad de Ti u otro elemento de aleación formador de carburo para convertir el C contenido en el acero en carburo aleado.

No obstante, cuando la hoja de acero se dota de una estructura monofásica de bainita, la productividad de la hoja de acero es mala debido a que la estructura de la hoja de acero es de bainita siendo necesario en la producción de la hoja de acero laminado en frío calentarlo una vez a una temperatura alta a la que la estructura es monofase de austenita. Además, debido al hecho de que la estructura bainítica contiene muchas dislocaciones, la aptitud para ser trabajada es mala, de manera que tiene el inconveniente de que la aplicación a componentes que requieren ductilidad y capacidad de estiramiento es difícil.

Además, la hoja de acero dotada de una estructura monofásica de ferrita endurecida utiliza el endurecimiento por precipitación de carburos de Ti, Nb, Mo y similares para impartir alta resistencia a la hoja de acero y además inhibe la formación de cementita y similares, posibilitando así conseguir una resistencia alta, de 780 MPa o más, y una capacidad de expansión de agujeros excelente. Sin embargo, hay el inconveniente de que es difícil utilizar el endurecimiento por precipitación en una hoja de acero laminada en frío que pasa a través de laminación en frío y recocido.

Más específicamente, el endurecimiento por precipitación se consigue por precipitación coherente de carburos de Nb, Ti y otros carburos de aleación en la ferrita y, dado que en la hoja de acero laminado en frío la ferrita es sometida a trabajado y recristalización durante el recocido subsiguiente, se pierde la orientación relativa a los

precipitados de Nb o Ti que precipitaron coherentemente en la etapa de hoja de acero laminada en caliente. Como resultado de ello, es difícil alcanzar la resistencia debido a una gran caída del efecto de reforzamiento.

También se conoce que el Nb o el Ti añadidos a acero endurecido por precipitación retrasa en gran medida la recrystalización, de manera que es necesario un recocido a alta temperatura para asegurar una ductilidad excelente, degradándose así la productividad. Además, si bien se puede obtener ductilidad en la hoja de acero laminada en frío en un par con la hoja de acero laminada en caliente, su ductilidad y capacidad de conformación por estiramiento son inferiores a las de una hoja de acero DP, por lo que es imposible la aplicación a regiones que requieren una capacidad de estiramiento grande, presentándose también un problema de aumento de costes debido a la necesidad de añadir una gran cantidad de Nb, Ti u otros elementos formadores de carburos, caros.

Aunque inferior al del acero DP, hay cierto grado de efecto de mejora de la resistencia a fatiga en un acero endurecido por precipitación. Esto se debe a que los precipitados impiden el movimiento de dislocaciones, suprimándose así la formación en la superficie de irregularidades que causan agrietamiento por fatiga, por lo que se inhibe la formación de grietas en la superficie.

Sin embargo, en un acero endurecido por precipitación, una vez que se forman irregularidades en la superficie, en los sitios de las irregularidades se presenta una concentración de tensiones alta, por lo que no se puede inhibir la propagación de grietas. La mejora de la resistencia a fatiga por endurecimiento por precipitación tiene así su límite.

Como hojas de acero que pretenden eludir estos inconvenientes y asegurar ductilidad y capacidad de expandir agujeros, se conocen hojas de acero dados a conocer, Inter alia, en los documentos de Patentes 6 y 7.

Estos están dirigidos a establecer una estructura compuesta de ferrita y martensita en la hoja de acero, se ablanda después la martensita por recocido, con lo que se realiza simultáneamente una mejora del balance entre la resistencia lograda por reforzamiento de la estructura y la ductilidad y una mejora de la capacidad de expansión de agujeros.

Sin embargo, la degradación de la capacidad de expansión de agujeros no se puede evitar porque, incluso aunque la estructura dura se ablanda por recocido de la martensita, la martensita sigue siendo dura. Además, el ablandamiento de la martensita reduce la resistencia, haciendo que sea necesario aumentar la fracción del volumen de martensita con el fin de compensar la disminución de la resistencia, de manera que ha habido un problema del aumento de la fracción en volumen de estructura dura dando lugar a la degradación de la capacidad de expansión de agujeros. Otro problema ha sido que las propiedades del acero tienden a no ser uniformes a causa de que la fluctuación de la temperatura del punto final de enfriamiento hace desigual la fracción de volumen de martensita.

Como medio para resolver estos problemas, o de asegurar una fracción adecuada en volumen de martensita, a veces se asegura una cantidad adecuada en fracción en volumen de martensita usando un tanque de agua o similar para templar a temperatura ambiente, pero cuando el temple se realiza usando agua o similar, hay tendencia a que se formen defectos de forma tales como alabeos en la hoja de acero y a presentarse combaduras después del corte.

La causa de estos defectos de forma no es simplemente una deformación de la hoja y, en algunos casos, es la tensión residual atribuible a una temperatura desigual durante el enfriamiento, de manera que incluso cuando la forma de la hoja es buena, a veces aparecen defectos de forma como alabeos post corte y combadura. Hay también un fenómeno de dificultad de enderezamiento en un proceso posterior. Esto es, hay problemas no sólo en cuanto a lograr un acero de calidad sino también desde el punto de vista de facilidad de utilización.

El Documento de Patente 8 da a conocer una hoja de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una resistencia a tracción máxima (TS) ≥ 980 MPa y que tiene una capacidad de expansión de un agujero, flexibilidad para doblado y soldabilidad por puntos excelentes.

Así, las estructuras de hojas de acero requeridas en cuanto a ductilidad, capacidad de conformación por estiramiento y de expansión de agujeros difieren en gran medida, siendo muy difícil proporcionar una hoja de acero que tiene simultáneamente estas características. Y también hay un problema en la ulterior mejora de la durabilidad a fatiga.

Documentos de la técnica anterior

Documentos de Patentes

Documento de Patente 1: Japanese Patent Publicatio (A) nº, S53-22812

Documento de Patente 2: Japanese Patent Publication (A) nº, H1-230715

Documento de Patente 3: Japanese Patent Publicatio (A) nº, 2003-321733

Documento de Patente 4: Japanese Patent Publication (A) nº, 2004-256906

Documento de Patente 5: Japanese Patent Publication (A) nº, H°11-279691

Documento de Patente 6: Japanese Patent Publication (A) nº, S63-293121

Documento de Patente 7: Japanese Patent Publication (A) nº, S57-137453

5 Documento de Patente 8: Japanese Patent Publication (A) nº, 2007-231369

Documentos no de patentes

Documento no de patente 1 CAMP-ISIJ vol 13 (2000), p411

Documento no de patente 2 CAMP-OSIJ vol 13 (2000), p391

Sumario de la Invención

10 Problema a resolver por la invención

Como se ha indicado en lo anterior, con el fin de aumentar la ductilidad es deseable que la hoja de acero tenga una estructura compuesta de estructura blanda y estructura dura y, para aumentar la capacidad de expansión de agujeros, es deseable establecer una estructura uniforme que tenga una diferencia de dureza pequeña entre estructuras.

15 Así, las estructuras requeridas para establecer las propiedades de ductilidad y capacidad de expansión de agujeros son diferentes, y por ello se ha considerado difícil proporcionar una hoja de acero que exhiba ambas propiedades. Además, se han hecho intentos para mejorar la resistencia a fatiga.

La presente invención se realizó en consideración a estas circunstancias y proporciona una hoja de acero que exhibe una ductilidad excelente emparejada con acero DP y una capacidad de expansión de agujeros excelente emparejada con la que posee una hoja de acero monoestructural, a la vez que se logra una resistencia alta, y que además se mejora la resistencia a fatiga, proporcionándose además un procedimiento para producir la hoja de acero.

Medios para resolver el problema

25 (1). Esta invención proporciona una hoja de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con la reivindicación 1, que tiene un buen balance entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y también buena resistencia a fatiga, caracterizada porque consiste, en porcentaje en masa en: C de 0,05 a 0,20%; Si de 0,3 a 2,0%; Mn de 1,3 a 2,6%; P de 0,001 a 0,03%; S de 0,0001 a 0,01%; Al de 0,0005 a 2,0%; N de 0,0005 a 0,0100%; O de 0,0005 a 0,007%; opcionalmente uno, dos o más de Cr: 0,01 a 1,0, Ni: 0,01 a 1,0%, Cu: 0,01 a 1,0%, Mo: 0,01 a 1,0% y B: 0,0001 a 0,010%; opcionalmente además uno, dos o más de Nb, Ti y V de 0,001 a 0,14% de cada uno de ellos; opcionalmente uno, dos o más de Ca, Ce, Mg y REM, en un total de 0,0001 a 0,5%; un balance de hierro e impurezas inevitables; y que tiene una estructura de hoja de acero que consiste en ferrita más de 50%, y una estructura dura; 5% o más en la que la mencionada estructura dura consiste en bainita, martensita residual y opcionalmente perlita y cementita teniendo 50% o más en volumen de la estructura dura entera una diferencia de orientación de los cristales entre alguna ferrita adyacente a la estructura dura y la estructura dura de menos de 9°, y una resistencia a tracción máxima de 540 MPa o más.

35 (2). Esta invención se caracteriza porque una superficie de la hoja de acero de acuerdo con (1) tiene un revestimiento basado en zinc.

(3) Esta invención proporciona un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene un buen balance entre capacidad de expansión de agujeros y la ductilidad, y también una excelente resistencia a fatiga, caracterizado por calentar un desbaste colado que tiene una composición química de acuerdo con (1), directamente o después de enfriar, a una temperatura en el intervalo de 1050°C a menos de 1.300°C, completar la laminación en caliente en un intervalo de temperaturas de por encima del punto de transformación a 1.000°C; enrollar en un intervalo de temperaturas de 400 a 670°C; durante el paso a través de una línea de recocido continuo, calentar a una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C entre 600°C y una temperatura máxima de calentamiento; recocer con la temperatura máxima de calentamiento fijada a 760°C al punto de transformación Ac3; enfriar entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s; y mantener en un intervalo de temperatura de 450°C a 300°C durante 30 s o más.

50 (4). Esta invención proporciona un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia galvanizada por inmersión en caliente que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y la ductilidad, y también una excelente resistencia a fatiga, caracterizado por calentar un lingote colado que tiene una

composición química de acuerdo con (1), directamente o después de enfriar, a una temperatura en el intervalo de 1050°C a menos de 1300°C, completar la laminación en un intervalo de temperaturas desde por encima del punto de transformación Ar3 a 1.000°C; enrollar en un intervalo de temperaturas desde la ambiente a 670°C; decapar y seguidamente someter a una reducción de 40 a 70% por laminación en frío; durante el paso a través de una línea continua de galvanización por inmersión, calentar a una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s entre 600°C y una temperatura de calentamiento máxima; recocer a la temperatura de calentamiento máxima fijada a de 760°C al punto de transformación Ac3; enfriar entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s a una temperatura de (temperatura del baño de galvanización -40)°C a (la temperatura del baño de galvanización +50)°C; y mantener en un intervalo de temperatura de (temperatura del baño de galvanización +50)°C a 300°C durante 30 s o más antes o después, o antes y después, de la inmersión en el baño de galvanización.

(5) .Esta invención proporciona un procedimiento para producir una hoja de acero aleado de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, laminada en frío, que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y también excelente en cuanto a resistencia a fatiga, caracterizada por calentar un lingote colado que tiene una composición química de acuerdo con (1), directamente o después de enfriar, a una temperatura en el intervalo de 1050°C a menos de 1300°C, completar la laminación en caliente entre el punto de transformación Ar3 y 1000°C; enrollar a un intervalo de temperaturas desde la temperatura ambiente a 670°C; decapar y seguidamente someter a una reducción de 40 a 70% por reducción en frío; durante el paso a través de una línea continua de galvanización por inmersión, calentar a una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s entre 600°C/s y una temperatura de calentamiento máxima; recocer con la temperatura de calentamiento máxima fijada a 760°C al punto de transformación Ac3; enfriar entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s a una temperatura de (temperatura del baño de galvanización -40°C) a (temperatura del baño de galvanización +50°C); realizar el tratamiento de aleación a una temperatura de 460 a 540°Csegún lo requerido, y mantener en un intervalo de temperatura de (temperatura del baño de galvanización +50)°C a 300°C durante 30 s o más antes o después de la inmersión en el baño de galvanización, o después del tratamiento de aleación o en total.

(6). Esta invención proporciona un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia electrogalvanizada que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y también excelente en cuanto a resistencia a fatiga, caracterizado por electrogalvanizar una hoja de acero producida de acuerdo con el procedimiento de (3).

Efecto de la invención

La presente invención controla la composición de la hoja de acero y las condiciones de recocido para poder provisionar fiablemente una hoja de acero de alta resistencia, laminada en frío, compuesta principalmente por ferrita y una estructura dura, que tiene una diferencia de orientación de cristales entre la ferrita adyacente y la estructura dura dentro de 9° y por tanto, tiene una ductilidad excelente a una tensión a tracción máxima d 540 MPa o más y una capacidad de expansión de agujeros excelente, así como una resistencia a fatiga excelente.

Breve descripción de los dibujos

La Fig. 1 es un conjunto de diagramas que ilustran esquemáticamente la transformación de fase cuando los aceros se calentaron a la temperatura de Ac1 o más alta después de trabajado en frío, en el que (i) indica el caso de la presente invención y (ii) indica el caso de la técnica anterior.

La Fig. 2 es un conjunto de ejemplos de imágenes por mapeado de Calidad de Imagen (IQ) FESEM-EBSF obtenidas de hojas de acero después de recocido, en las que (i) indica el caso de la presente invención y (ii) indica el caso de la técnica anterior.

Descripción detallada de la invención

Seguidamente se explica detalladamente la presente invención.

Los inventores realizaron un estudio con el fin de poder establecer una ductilidad excelente y una capacidad de expansión de agujeros excelente en una hoja de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a tracción máxima de 540 MPa o más, incluso cuando la hoja de acero cuenta con una estructura de ferrita y estructura dura.

Como resultado los inventores descubrieron que haciendo que la proporción de estructuras duras cuyos cristales tienen una diferencia de orientación con cristales de algunas estructuras de ferrita adyacentes a las estructuras duras de no más de 9° para 50% o más de la fracción total en volumen de estructura dura, esto es, estableciendo una estructura dura cuyas partes estructurales tienen una diferencia de orientación de los cristales respecto a algunas estructuras de ferrita adyacentes de menos de 9° como estructura principal, es posible asegurar una excelente capacidad de expansión de agujeros a la vez que se asegura también la excelente ductilidad que

caracteriza una placa de acero de estructura compuesta. Descubrieron además que la hoja de los aceros de esta constitución es también excelente en cuanto a la resistencia a fatiga.

Se explicarán primeramente las razones para definir la estructura del acero.

5 La ferrita, que es una estructura blanda, generalmente tiene una capacidad de deformación diferente de la de estructuras duras tales como bainita y martensita. En una hoja de acero que consta de ferrita y estructuras duras, la ferrita blanda se deforma fácilmente pero la bainita y la martensita, duras, no se deforman fácilmente. Como resultado de ello, cuando tal hoja de acero se somete a una deformación fuerte como en la expansión de agujeros o la formación de pestañas por estiramiento, la deformación se concentra en la interfaz entre la estructura blanda y la dura, lo que conduce a la formación de microhuecos, agrietamiento, propagación de grietas y rotura. Por tanto, 10 tales hojas de acero se han considerado incapaces de alcanzar una ductilidad y una capacidad de expansión de agujeros excelentes.

Además, en cuanto a la resistencia a fatiga, otro problema es que el agrietamiento por fatiga es difícil de controlar porque las grietas se propagan en la parte de la ferrita o a lo largo de la interfaz entre las estructuras de ferrita y las estructuras duras.

15 Sin embargo, investigaciones posteriores de los inventores revelaron que incluso las estructuras duras se pueden deformar con tal de que su diferencia de orientación con la estructura de ferrita adyacente sea pequeña. Además, los inventores descubrieron que, cuando se hace que las estructuras duras que tienen una orientación de los cristales similar a la de la ferrita sean adyacentes a ferrita, (se causa que las estructuras duras con una diferencia pequeña de orientación de cristales sean adyacentes entre estructuras de ferrita y estructuras duras que tienen 20 orientaciones cristalinas al azar), no se degrada la capacidad de expansión incluso cuando están presentes estructuras duras que difieren en la orientación cristalina.

Se cree que esto es atribuible al hecho de que las estructuras cristalinas de la ferrita y las estructuras duras son similares. Específicamente, se cree que, puesto que las dos estructuras son similares en cuanto a estructura cristalina, sus sistemas de deslizamiento de dislocaciones durante la deformación son también similares. Se cree, 25 además, que cuando la diferencia de orientación de cristales entre las dos es pequeña, también se produce en las estructuras duras una deformación similar a la que se produce en la ferrita.

Se puede concluir de ello que mediante control de la orientación de cristales de estructuras duras adyacentes a estructuras de ferrita se puede controlar la fracción en volumen en las interfaces para mejorar la capacidad de expansión de agujeros.

30 También se cree que incluso cuando están presentes estructuras duras cuya orientación de cristales difiere de la de la ferrita, la diferencia en la capacidad de deformación es pequeña porque en torno a la ferrita están presentes estructuras duras que tienen una orientación cristalina similar a la de la ferrita y ambas son estructuras duras, y que por ello se imparte una resistencia alta sin degradar la capacidad de expandir agujeros.

Además, se considera que bajo una deformación fuerte como en la expansión de agujeros, es posible la deformación incluso de estructuras duras porque la ferrita también es considerablemente dura debido a endurecimiento por trabajado, de manera que la diferencia en cuanto a capacidad de deformación entre ella y las 35 estructuras duras es pequeña.

Por otra parte, al comienzo de la deformación, la ferrita está en una condición fácilmente deformable porque todavía el grado de trabajado a que ha sido sometida es bajo y sigue estando blanda. Se cree que esto es la razón 40 de que la reducción de la diferencia entre las estructuras duras y la ferrita adyacente posibilitó establecer simultáneamente la ductilidad y la capacidad de expansión de agujeros como las de una placa de acero de estructura compuesta.

Además, la reducción de la diferencia entre la orientación de cristales de la estructura dura y la orientación de cristales de las estructuras de ferrita adyacente posibilita la deformación de las estructuras duras durante una 45 deformación repetida. Se considera que, como resultado, las estructuras duras se deforman también durante una deformación repetida, por lo que hay un comportamiento similar al de la ferrita cuando ésta se refuerza, inhibiéndose así la formación de grietas de fatiga. Al mismo tiempo las estructuras duras siguen siendo duras, por lo que también se observa un efecto resistencia a la propagación de grietas una vez formadas. Se cree que estos factores son también causa de la mejora de resistencia a fatiga del acero.

50 Estos efectos son pronunciados cuando la fracción en volumen de estructuras duras (en particular bainita) cuya diferencia en la orientación de cristales con la de ferrita adyacente es de no más de 9° para 50% o más de la fracción dura total en volumen.

Si el ángulo es mayor que 9°, la capacidad de deformación es deficiente incluso para una deformación fuerte, de manera que se promueve una concentración de la distorsión y la formación de microhuecos en las interfaces de

estructura de ferrita endurecida, con marcada degradación de la capacidad de expansión de agujeros. Por tanto, la diferencia de orientación de los cristales debe ser de 9° o menos.

No se requiere que toda la ferrita adyacente a estructuras duras sea ferrita que satisface la orientación de cristales de una diferencia de orientación de 9° o menos. Es suficiente satisfacer una relación de diferencia de orientación de los cristales entre estructuras duras y algo de ferrita adyacente inferior a 9°. Aunque es deseable que la diferencia de orientación de los cristales entre las estructuras duras y la totalidad de ferrita adyacente sea inferior a 9°, esto técnicamente es muy difícil puesto que requiere que toda la ferrita tenga la misma orientación.

Incluso si la diferencia de orientación de los cristales fuera grande en relación a la estructura de la ferrita adyacente, la deformación de la ferrita que tiene la misma orientación posibilita que se mitigue la concentración de distorsión en la interfaz con la estructura dura. Además, las estructuras duras formadas usualmente tienen una orientación del cristal similar al de la ferrita a la que son adyacentes la mayoría de interfaces.

Los inventores creen esto porque se alcanzó una capacidad de expansión de agujeros debido a la supresión de la formación de microhuecos incluso si la totalidad de ferrita adyacente y estructuras duras no tuviera la relación de orientación antes indicada.

Deseablemente, la fracción en volumen de estructuras duras adyacentes a ferrita cuya diferencia de orientación de cristales con la de estructura duras es inferior a 9° es de 50% o más de la totalidad de estructuras duras. Esto es porque para una fracción de menos de 50%, el efecto de supresión de la formación de microhuecos sobre la capacidad de expansión de un agujero es pequeño.

Por otra parte, en el caso en que 50% o más de la fracción en volumen de estructura dura en total tenga la relación de orientación de cristal especificada (diferencia de orientación de cristales no superior a 9°), incluso si están presentes estructuras duras que no tienen la relación de orientación especificada, estas estructuras duras están rodeadas por las estructuras duras que tienen la relación de orientación cristalina, de manera que el porcentaje de las que tienen interfaces en contacto con ferrita es pequeño y, dado que por ello no se forman fácilmente puntos de concentración de deformación o formación de microhuecos, mejora la capacidad de expandir agujeros.

En esta invención, la hoja de acero tiene la estructura compuesta de ferrita antes señalada. Por "estructuras duras" se entiende aquí, bainita, martensita y austenita retenida. Como la ferrita, la bainita tiene una estructura bcc (cúbica centrada en el cuerpo). En algún caso es una estructura que contiene cementita o austenita retenida dentro de o entre la ferrita bainítica de tipo de listón o bloque que constituye la estructura de la bainita. Puesto que la bainita tiene un diámetro de grano menor que la ferrita, y su temperatura de transformación es baja, contiene muchas dislocaciones y por tanto es más dura que la ferrita. Por otra parte, la martensita es muy dura porque tiene una estructura bct (tetragonal centrada en el cuerpo) y contiene mucho C en el interior.

La fracción en volumen de estructuras duras se hace que sea de 5% o más alta. Esto es porque es costoso conseguir una resistencia de 540 MPa o más en una fracción en volumen de estructura dura de menos de 5%. Más preferiblemente, 50% o más de la fracción total en volumen de bainita, martensita y austenita retenida presente en la hoja de acero se hace de estructura martensítica. Esto es porque la martensita es más dura que la bainita, presentando una resistencia más dura para una fracción en volumen más baja.

Como resultado de ello, la capacidad de expansión de un agujero se puede mejorar mientras que se retiene la ductilidad en un emparejamiento con la de un acero DP convencional. Por otra parte, se puede alcanzar una capacidad de expansión de agujeros excelente incluso si la totalidad de la estructura dura es de la estructura de bainita, pero cuando se busca una resistencia alta, de 540 MPa o más, la fracción en volumen de bainita es demasiado grande y la proporción de ferrita muy dúctil decae excesivamente, de manera que la ductilidad se degrada marcadamente. A la vista de ello, el 50% o más de la fracción en volumen de estructura dura preferiblemente es martensita.

Además, la distribución de estructuras duras que tienen una diferencia de orientación de cristales de 9° o menos con ferrita y estructuras duras que no tienen la relación de orientación de cristales mejora adicionalmente el balance entre capacidad de expansión de agujeros y el alargamiento. Esto se debe a que la disposición adyacente de estructuras de casi la misma capacidad de deformación inhibe la concentración de deformación en las interfaces estructurales mejorándose por ello la capacidad de expansión de agujeros.

Se puede incorporar otra estructura dura, austenita retenida. Transformándola en martensita durante la deformación, la austenita retenida endurece la región trabajada para prevenir la concentración de deformación. Como resultado, se puede obtener una ductilidad particularmente sobresaliente.

Aunque el efecto de la invención de establecimiento de una ductilidad y capacidad de expansión de agujeros excelentes, al igual que la resistencia a fatiga, se puede conseguir sin especificar particularmente un límite superior de la fracción en volumen de estructura dura, se puede alcanzar una ductilidad de la hoja de acero y una capacidad de expansión de agujeros buenas junto con una buena propiedad de formación de pestañas por

estiramiento en el intervalo de resistencia a tracción de 590 a 1080 MPa, mientras que es además deseable para asegurar la resistencia a fatiga incorporar ferrita en una fracción en volumen de más de 50%.

El propósito de dotar a la hoja de acero con una estructura compuesta de ferrita y estructura dura es conseguir una ductilidad excelente. Puesto que la ferrita ofrece una alta ductilidad, es indispensable para obtener una ductilidad excelente. Además, mediante dispersión de una cantidad adecuada de estructura dura, se puede lograr alta resistencia mientras que se mantiene la excelente ductilidad. Con el fin de asegurar una ductilidad excelente, la fase principal de la hoja de acero debe ser ferrita.

También se pueden incorporar otras estructuras tales como perlita y cementita en cuantía tal que no degraden la resistencia, la capacidad de expansión de agujeros y la ductilidad.

Las mencionadas ferrita, cementita, perlita, martensita, bainita austenita y microestructuras residuales se pueden identificar, en los lugares en que están presentes y las fracciones de superficie, usando una solución de nital y el reactivo dado a conocer por la Publicación de Patente Japonesa (A) n°. S59-219473 para atacar una sección transversal de la hoja de acero tomada en la dirección de laminación o una sección transversal tomada perpendicularmente a la dirección de laminación, y efectuando la observación con un microscopio óptico a 1000X y cuantificando por barrido de 1000 a 100000X y microscopios electrónicos de transmisión. Las estructuras se pueden discriminar también por análisis de la orientación de cristales usando FESEM-EBSP (análisis de alta resolución de la orientación de cristales) o la medición microrregional de la dureza por ensayo microvickers o similar.

La relación de la orientación de cristales se puede determinar por observación de la estructura interna usando un microscopio electrónico de transmisión (TEM) y mapeado de la orientación cristalina usando técnica FESEM-EBSP. El mapeado de la orientación cristalina por técnica FESEM-EBSP es particularmente eficaz porque permite una medición simple de grandes campos.

Después de tomar una fotografía usando un SEM, los inventores usaron técnica FESEM-EBSP para mapear un campo de 100 μm x 100 μm a un tamaño de etapa de 0,2 μm . Pero la discriminación entre bainita y martensita, que tienen estructuras cristalinas similares, es difícil mediante únicamente análisis de la orientación usando la técnica FESEM-EBSP. Sin embargo, la estructura de la martensita contiene muchas dislocaciones y por tanto se puede discriminar fácilmente por comparación con una imagen de Calidad de Imagen.

Más específicamente, puesto que la martensita es una estructura que contiene muchas dislocaciones, puede ser fácilmente discriminada por el hecho de que su Calidad de Imagen es mucho más baja que la de la ferrita y bainita. Así, cuando la discriminación de bainita se hizo usando la técnica FESEM-EBSP, los inventores usaron además una imagen de Calidad de Imagen para la discriminación. Las fracciones de área de las respectivas estructuras se pueden determinar por observación de 10 o más capas de cada y aplicando el método de recuento de puntos o análisis de imagen.

En la determinación de diferencias de orientación, la relación entre las orientaciones que se midieron de cristales [1-1-1] que son las direcciones de deslizamiento principales de la fase de ferrita principal y estructuras duras adyacentes. Pero, incluso cuando las orientaciones de [1-1-1] sean las mismas, las orientaciones pueden rotar en torno a este eje. Así, se midió también la diferencia de orientación de cristales en la dirección normal al plano (110), que es el plano de deslizamiento de [1-1-1], y las estructuras en las que ambas de las diferencias de orientación fueron de 9° o menos se definieron como "estructuras duras de 9° o menos de diferencia de orientación" según terminología en relación con la presente invención.

Al decidir la diferencia de orientación se produjeron diversas composiciones en varias condiciones de producción y, después de sometidas al ensayo de expansión de agujeros, o embeber y pulir una pieza de ensayo después de ensayo a tracción, se investigó el comportamiento de deformación cerca de la región de fractura, en particular el comportamiento de la formación de microhuecos, encontrándose que la formación de microhuecos se inhibió marcadamente en las interfaces de estructura de ferrita dura de ferrita adyacente y estructuras duras cuyas diferencias de orientación cristalina determinadas de la manera anterior eran de 9° o menos.

Se encontró además que se pone de manifiesto que un efecto derivado de la mejora de la capacidad de expansión de un agujero y la resistencia a fatiga cuando la proporción de todas las estructuras duras debidas a estructuras duras cuya diferencia de orientación cristalina respecto a estructuras de ferrita adyacente a las estructuras duras es de menos de 9°, se controla a un 50% o más.

Esto se debe a que, cuando las estructuras duras se han establecido de manera que 50% o más de la fracción en volumen total de estructura dura tiene la relación de orientación de cristal especificada con ferrita adyacente (diferencia de orientación de no más de 9°), incluso si están presentes estructuras duras que no tienen la orientación cristalina especificada, estas estructuras duras están rodeadas por las estructuras duras que tienen la relación de orientación cristalina, de manera que el porcentaje de ellas que tienen interfaces en contacto con ferrita

puede hacerse que sea pequeño. Por tanto no hay una fácil concentración de deformación o formación de sitios de microhuecos, por lo que mejora la capacidad de expansión de agujeros.

Consecuentemente es necesario para que la proporción de las estructuras duras proporcionadas a estructuras duras con una diferencia de orientación de menos de 9° sea 50% o mayor. También debe saberse que el control de la formación de microhuecos no sólo mejora la capacidad de expansión de agujeros sino que también mejora el alargamiento local en el ensayo a tracción, de manera que la placa de acero de estructura controlada en cuanto a la diferencia de la orientación de los cristales de las estructuras duras es superior al acero DP ordinario en el alargamiento local.

La razón para definir TS como de 540 MPa o mayor es que cuando es suficiente una resistencia más baja, se puede lograr una ductilidad y una capacidad de expansión de un agujero excelentes a una TS de menos de 540 MPa usando el reforzamiento por solución sólida para impartir una resistencia alta a un acero monofásico ferrítico. Es de citar en particular que cuando se desea la TS de 40 MPa, se requiere usar martensita y/o austenita retenida para asegurar una ductilidad excelente, de manera que la degradación de la capacidad de expansión de agujeros es pronunciada.

Aunque la invención no limita particularmente el tamaño de grano de la ferrita, desde el punto de vista del balance de resistencia-alargamiento es preferible un diámetro de grano nominal de 7 μm o menos.

Seguidamente se explicarán las razones para definir la composición química del acero que constituye la hoja de acero de la invención.

C: 0,05 a 0,20%

El C es un elemento requerido cuando se usa bainita y martensita para reforzar la estructura. Cuando el contenido de C es inferior a 0,05%, es difícil alcanzar una resistencia de 540 MPa o más. Por tanto, el valor del límite inferior se define como 0,05%. Por otra parte, la razón para definir el contenido de C como 0,20% o menos es que, cuando el contenido de C excede de 0,20% o menos es que, cuando el contenido de C excede de 0,20%, la fracción en volumen de estructura dura es grande, de manera que incluso si la diferencia de orientación de cristales entre la mayoría de la estructura dura y la ferrita es de 9° o menos, la fracción en volumen de estructuras duras inevitablemente presentes que no tienen la mencionada relación de orientación es excesiva, imposibilitando inhibir la concentración de distorsión y la formación de microhuecos en las interfaces, deprimiéndose así el valor de la capacidad de expansión de un agujero.

Si: 0,3 a 2,0%

El Si es un elemento reforzador y, además, puesto que no se incorpora a la cementita en solución sólida, inhibe la formación de cementita grosera en las intercaras. Se requiere la adición de 0,3% o más de Si porque cuando se añade menos de 0,3%, o se obtiene reforzamiento por endurecimiento de la solución sólida y no se puede inhibir la formación de cementita grosera en las intercaras. Por otra parte, la adición de más de 2,0% aumenta excesivamente la austenita retenida, por lo que se degrada la capacidad de expansión de agujeros y la propiedad de formación de pestaña después de punzonamiento o corte. El límite superior se debe definir por ello en el 2%. Además, el óxido de Si debilita la mojabilidad en la galvanización por inmersión y por ello es causa de defectos de revestimientos. En la producción de hoja de acero galvanizado por inmersión, por tanto, se debe controlar el potencial de oxígeno para inhibir la formación de óxido de silicio en la superficie de la hoja de acero.

Mn: 1,3 a 2,6

El Mn es un elemento que fortalece una solución sólida y, dado que también es un elemento estabiizador de la austenita, inhibe la transformación de la austenita en ferrita. A un contenido de menos de 1,3%, la velocidad de transformación en perlita es demasiado rápida, de manera que no se puede obtener una estructura de hoja de acero compuesta por ferrita y bainita, imposibilitando una TS de 540 MPa o más. También es mala la capacidad de expansión de agujeros. El límite inferior del contenido de Mn se define por ello en 1,3% o más. Por otra parte, la adición de una gran cantidad de Mn promueve la cosegregación de P y S, degradando marcadamente la capacidad de ser trabajado. El límite superior del contenido de Mn se define por ello en 2,6%.

P: 0,001 a 0,03%

El P tiende a segregar en el centro del espesor de la hoja de acero y causa fragilización de la soldadura. A un contenido que excede de 0,03%, la fragilización de la soldadura es visible, por lo que el intervalo de contenido adecuado se define en 0,03% o menos. Conseguir un contenido de P inferior a 0,001% es económicamente desventajoso, por lo que este valor se define como el límite inferior.

S: 0,0001 a 0,01

El S afecta perjudicialmente a la soldabilidad así como a la productividad en la colada y la laminación en caliente.

El límite superior del contenido de S se define por tanto en 0,1% o menos. El conseguir un contenido de S de menos de 0,0001 es económicamente desventajoso, por lo que este valor se define como el límite inferior. Además, el S se combina con Mn formando MnS grosero, que hace disminuir la capacidad de expansión de agujeros. Por tanto, con el fin de mejorar la capacidad de expansión en caliente, el contenido de S se debe mantener tan bajo como sea posible.

Al: 0,0005 a 2,0%

El Al promueve la formación de ferrita y por ello se puede añadir para promover la ductilidad. También se puede utilizar como desoxidante. Sin embargo, una adición excesiva aumenta el número de inclusiones groseras basadas en Al y causa así la degradación de la capacidad de expansión de agujeros y la formación de defectos superficiales. El límite superior de la adición de Al se define por tanto como 2,0%. Un contenido de Al de 0,0005% o menos es difícil de alcanzar y, así, es el límite inferior.

N: 0,0005 a 0,0100%

El N forma nitruros groseros que degradan la capacidad de flexión y la capacidad de expansión de agujeros, y por ello se debe restringir la cantidad de N añadida. Dado que esta tendencia es pronunciada cuando el contenido de N excede de 0,0100%, el intervalo del contenido máximo de N se define como de 0,0100% o menos. Es más preferible un contenido menor porque el N causa agujeros de soplado durante la soldadura. Conseguir un contenido de N inferior a 0,0005 aumenta mucho los costes de producción, por lo que este valor es el límite inferior.

O: 0,0005 a 0,007%

El O forma óxidos que degradan la capacidad de doblado y la capacidad de expansión de agujeros y, por ello, se debe restringir la cantidad de O a añadir. Ha de mencionarse en particular que usualmente los óxidos están presentes como inclusiones y, cuando las inclusiones están presentes en una cara punzonada o cortada, en la cara se forman defectos similares a entallas o formas grandes libres, causando una concentración de tensiones durante la expansión de un agujero o un trabajado fuerte y actuando como puntos de inicio de formación de grietas, lo que produce una degradación significativa de la capacidad de expansión de agujeros y la capacidad de doblado.

Dado que esta tendencia es fuerte cuando el contenido de O excede de 0,007%, el límite superior del contenido de O se define en 0,007% o menos. La reducción del contenido de O a menos de 0,0005% implica un trabajo extra para desoxidación durante la fabricación del acero, lo que no es deseable económicamente dado que conduce a un aumento de costes excesivo, por lo que este valor se define como límite inferior. Sin embargo, incluso si el contenido se debe reducir a menos de 0,0005%, se pueden lograr los efectos de la invención, esto es, una TS de 540 MPa o más y una ductilidad excelente.

Aunque la presente invención está basada en un acero que contiene los elementos anteriores, además de ellos se pueden incorporar selectivamente los siguientes elementos.

B: 0,0001 a 0,010

El B es eficaz para reforzar los bordes de grano y el endurecimiento del acero a un contenido de 0,0001 o más, si bien a un contenido que excede de 0,010% este efecto no sólo produce saturación sino que declina la productividad durante la laminación en caliente, por lo que el límite superior del contenido se define como 0,010%.

Cr: 0,01 a 1,0%

El Cr es un elemento que aporta resistencia y también es importante para mejorar la capacidad de endurecimiento. A un contenido de menos de 0,01%, sin embargo, no se observan estos efectos. Por ello, el límite inferior del contenido de Cr se define como de 0,01%. El límite superior del contenido se define como de 1% porque la adición a un contenido de más de 1% aumenta mucho el coste.

Ni: 0,01 a 1,0%

El Ni es un elemento que aporta resistencia y también es importante para mejorar la capacidad de endurecimiento. A un contenido de menos de 0,01%, sin embargo, no se observan estos efectos. Por ello, el límite inferior del contenido de Ni se define como de 0,01%. El límite superior del contenido se define como de 1% porque la adición a un contenido de más de 1% aumenta mucho el coste.

Cu: 0,01 a 1,0%

El Cu es un elemento que aporta resistencia y también es importante para mejorar la capacidad de endurecimiento. A un contenido de menos de 0,01%, sin embargo, no se observan estos efectos. Por ello, el límite inferior del contenido de Ni se define como de 0,01%. A un contenido de más de 1%, el Cu tiene un efecto perjudicial sobre la productividad durante la producción y la laminación en caliente. El límite superior del contenido

se define por ello como de 1%.

Mo: 0,01 a 1,0%

El Mo es un elemento que aporta resistencia y también es importante para mejorar la capacidad de endurecimiento. A un contenido de menos de 0,01%, sin embargo, no se observan estos efectos. Por ello, el límite inferior del contenido de Mo se define como de 0,01%. El límite superior del contenido de Mo se define como de 1% porque la adición a un contenido que excede de 1% aumenta muchos el coste. Preferiblemente, el límite superior se define como de 0,3% o menos.

Nb: 0,001 a 0,14%

El Nb es un elemento que refuerza el acero. Coadyuva a aumentar la resistencia de la hoja de acero mediante reforzamiento por precipitación, reforzamiento por afino de grano inhibiendo el crecimiento de grano de los cristales de ferrita y reforzamiento por dislocaciones inhibiendo la recrystalización. El límite inferior del contenido de Nb se define como de 0,001% porque no se observan estos efectos a una cantidad de adición de Nb inferior a 0,001%. El límite superior del contenido de Nb se fija en 0,14%, porque una fuerte precipitación de carbonitruros degrada la capacidad de conformación cuando el contenido excede de 0,14%.

Ti: 0,001 a 0,14%

El Ti es un elemento que refuerza el acero. Coadyuva a aumentar la resistencia de la hoja de acero mediante reforzamiento por precipitación, reforzamiento por afino de grano inhibiendo el crecimiento de grano de los cristales de ferrita y reforzamiento por dislocaciones inhibiendo la recrystalización. El límite inferior del contenido de Ti se define como de 0,001% porque no se observan estos efectos a una cantidad de adición de Ti inferior a 0,001%. El límite superior del contenido de Ti se fija en 0,14%, porque una fuerte precipitación de carbonitruros degrada la capacidad de conformación cuando el contenido excede de 0,14%.

V: 0,001 a 0,14%

El V es un elemento que refuerza el acero. Coadyuva a aumentar la resistencia de la hoja de acero mediante reforzamiento por precipitación, reforzamiento por afino de grano inhibiendo el crecimiento de grano de los cristales de ferrita y reforzamiento por dislocaciones inhibiendo la recrystalización. El límite inferior del contenido de V se define como de 0,001% porque no se observan estos efectos a una cantidad de adición de V inferior a 0,001%. El límite superior del contenido de V se fija en 0,14%, porque una fuerte precipitación de carbonitruros degrada la capacidad de conformación cuando el contenido excede de 0,14%.

Uno o dos o más de Ca, Ce, Mg y REM: Total de 0,0001 a 0,5%

El Ca, Ce, Mg y REM son elementos usados para desoxigenación. La incorporación de uno, dos o más seleccionados de este grupo en un contenido total de 0,0001% o más reduce el tamaño del óxido después de la desoxidación, lo que contribuye a la mejora de la capacidad de expansión de un agujero.

Sin embargo, un contenido total que excede de 0,5% afecta negativamente a la capacidad de conformación. El contenido total de los elementos se define por tanto entre 0,0001 y 0,5%. Téngase en cuenta que REM es la abreviatura de "metales de tierras raras", que son elementos de la serie de lantánidos. Los REM y el Ce se añaden en general como contenidos en una mezcla metálica, que además de La y Ce puede contener también en combinación otros elementos de la serie de lantánidos. La invención exhibe sus efectos incluso si están contenidos como impurezas inevitables otros elementos de la serie de lantánidos diferentes de La y Ce. Los efectos de la presente invención se manifiestan incluso si se añaden La y Ce en estado metálico.

Se explicarán seguidamente las razones para definir las condiciones de producción de la hoja de acero de la invención.

Es sabido que, dado que la martensita y la bainita se transformen a partir de austenita, tienen una relación de orientación específica con la austenita. Por otra parte, se sabe que en el caso en que una hoja de acero laminado en frío es sometida a recocido en la región monofásica de austenita y luego se enfría gradualmente para formar ferrita en los bordes de grano de austenita, puede haber en algunos casos una relación de orientación de cristales específica entre la austenita y la ferrita.

Sin embargo, cuando la hoja de acero laminado en frío se recuece en la región bifásica, la ferrita recrystalizada formada en la ferrita trabajada y la austenita formada con cementita y bainita presente en la hoja de acero laminada en caliente como núcleo no asume fácilmente una relación de orientación de los cristales específica porque nuclean en diferentes puntos. La Fig 1 (ii) ilustra esquemáticamente el estado de la transformación de fase en el caso de calentar a Ac1 o más alto la hoja de acero laminada en frío a una velocidad ordinaria de aumento de la temperatura.

Como resultado, en el caso de recocido en la región bifásica, ha sido imposible controlar las relaciones de orientación de las estructuras duras (bainita, martensita y similares) formadas por transformación de ferrita y austenita presentes entre las estructuras de la hoja de acero.

5 Los inventores realizaron un estudio en el que descubrieron que se pueden formar estructuras duras que tienen una diferencia de orientación de cristales de menos de 9° en relación a la fase principal de ferrita mediante control de la relación de orientación de cristales entre las estructuras de ferrita y austenita durante el proceso de elevación de la temperatura, y en el proceso de enfriamiento después de recocido, controlando la relación de orientación de cristales de las estructuras duras transformadas de la austenita.

10 Como resultado de ello, fue posible producir una hoja de acero de una resistencia alta intensificada sin degradación de la ductilidad o la capacidad de expansión de agujeros, esto es, que simultáneamente tiene una resistencia máxima a tracción de 540 MPa o más, ductilidad y capacidad de expansión de agujeros.

Seguidamente se explican las condiciones de producción para realzar el recocido después de la laminación en frío de manera que se formen estructuras duras cuya diferencia de orientación de cristales con la fase principal de ferrita sea de menos de 9° .

15 Primero, en el proceso de elevación de la temperatura durante el recocido después de laminación en frío, se controla la relación de orientación de cristales entre las estructuras de ferrita y austenita. Para esto es necesario establecer durante el paso de la hoja de acero por una línea continua de recocido una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de $(0,1 \times \text{HR1 a HR1})^\circ\text{C/s}$ o menos entre 600°C y la temperatura de calentamiento máxima.

20 Ordinariamente la recrystalización ocurre más fácilmente al crecer la temperatura. Sin embargo, la transformación de cementita en austenita progresa mucho más rápidamente que la recrystalización. Así, como muestra d en la Fig. 1(ii), cuando el calentamiento se realiza simplemente a una temperatura alta, tiene lugar la transformación de cementita en austenita y posteriormente progresa la recrystalización de ferrita. Por este motivo es imposible controlar la relación de orientación de cristales como lo requiere la presente invención.

25 Además, puesto que elementos de aleación tales como C y Mo también demoran la recrystalización, la recrystalización es lenta en una hoja de acero de alta resistencia que contiene una gran cantidad de estos elementos de aleación, lo que dificulta más el control de la relación de orientación de los cristales.

30 Así, en la presente invención, el control de la transformación de ferrita en austenita y la recrystalización de ferrita se realizan controlando la velocidad de calentamiento. Específicamente, como se ilustra esquemáticamente en c en la Fig. 1 (i), la velocidad d calentamiento se controla para completar la recrystalización de ferrita antes de transformar la cementita en austenita y, como se muestra en d de la Fig. 1(i), la cementita se transforma en austenita durante el calentamiento siguiente o durante el recocido.

En la presente invención, la velocidad de calentamiento (HR1) entre 200 y 600°C se define en 15°C/s o menos con el fin de completar la recrystalización de ferrita antes de la reaustenización de cementita y perlita en austenita.

35 A una velocidad de calentamiento de más de 15°C/s , la reaustenización comienza antes de finalizar la recrystalización de ferrita y no se puede controlar la relación de orientación de la austenita formada posteriormente. Esto es la razón de que el límite superior de la velocidad de calentamiento se defina a 15°C/s o menos.

La razón para definir el límite inferior de la velocidad de calentamiento en $2,5^\circ\text{C/s}$ es la siguiente.

40 Cuando la velocidad de calentamiento es menor que $2,5^\circ\text{C/s}$, la densidad de dislocaciones es baja, lo que hace que el número de sitios de nucleación de ferrita recrystalizada disminuya, de manera que la reaustenización transcurre más rápidamente que la recrystalización de ferrita incluso si la velocidad de calentamiento se controla entre 600°C y la temperatura de calentamiento máxima en el intervalo de la presente invención. Como resultado de ello, se pierde la relación de orientación de cristales entre ferrita y austenita, de manera que no está presente la relación de orientación de cristales entre ferrita y bainita, aunque si el mantenimiento se realiza a la temperatura predeterminada en el proceso de enfriamiento que sigue al recocido. Por tanto, no se pueden alcanzar los efectos de capacidad de expansión de agujeros, propiedad BH y resistencia a fatiga excelentes. Además, la disminución de sitios de nucleación de ferrita recrystalizada pueden causar el engrosamiento de ferrita recrystalizada y la persistencia de perlita sin recrystalizar. El engrosamiento de ferrita es indeseable porque causa ablandamiento, mientras que la presencia de ferrita sin recrystalizar es indeseable porque degrada fuertemente la ductilidad.

50 Por otra parte, la velocidad de calentamiento (HR2) entre 600°C y la temperatura máxima de calentamiento debe ser de $(0,6 \times \text{HR1})^\circ\text{C/s}$ o menos.

Cuando la hoja de acero se calienta al punto de transformación Ac1 o más alto, comienza a transformarse la cementita en austenita. Los inventores aprendieron que cuando la velocidad de calentamiento está en este momento dentro del intervalo antes indicado, en las intercaras entre ferrita recrystalizada y cementita se puede

formar austenita que tiene una relación de orientación específica con la ferrita. Los detalles del mecanismo implicado no están claros.

Esta austenita crece durante el calentamiento y el enfriamiento subsiguiente, y la cementita se transforma completamente en austenita. Como resultado, es posible controlar la relación de orientación de cristales entre ferrita recristalizada y austenita incluso en el caso de realizar el recocido en la región bifásica.

Cuando la velocidad de calentamiento es más rápida que $(0,6 \times \text{HR1})^{\circ}\text{C/s}$, la velocidad de formación de austenita que no tiene la relación de orientación específica es alta. Por tanto, aunque, como se indica más adelante, si el mantenimiento se realiza en el posterior proceso de enfriamiento después de recocido a de 450 a 300°C durante 30 s o más, no se puede controlar en 9° o menos la diferencia de orientación de cristales entre la fase principal de ferrita y las estructuras duras. A la vista de ello, el límite superior de la velocidad de calentamiento se define como $(0,6 \times \text{HR1})^{\circ}\text{C/s}$.

Aunque se pueden lograr los efectos de la invención, a saber, resistencia a tracción máxima de 540 MPa o más alta y, simultáneamente, implantación de la capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, incluso si se reduce la velocidad de calentamiento a un nivel extremadamente bajo, una reducción excesiva de la velocidad de calentamiento perjudica la productividad. La velocidad de calentamiento entre 600°C y la temperatura máxima de calentamiento es por ello de $(0,1 \times \text{HR1})^{\circ}\text{C/s}$ o más alta.

La temperatura de calentamiento máxima en el recocido se fija en el intervalo de 760°C al punto de transformación Ac3. Cuando esta temperatura es de menos de 760°C, se requiere demasiado tiempo para la reaustenización de cementita y perlita en austenita. Además, cuando la temperatura máxima alcanzada es inferior a 760°C, parte de cementita y perlita no se puede transformar en austenita y queda en la estructura de acero después de recocido. Como la cementita y la perlita son groseras, son indeseables porque causan la degradación de la capacidad de expandir agujeros. Y, dado que la bainita y la martensita formadas por transformación de austenita, y la propia austenita, se transforman en martensita durante el trabajado permitiendo alcanzar una resistencia de 540 MPa o mayor, la desaparición de algo de cementita y perlita transformándose en austenita conduce a una deficiencia de estructuras duras, resultando imposible conseguir una resistencia de 540 MPa o más. El límite inferior de la temperatura máxima de calentamiento debe por ello definirse como de 760°C.

Por otra parte, el aumento excesivo de la temperatura de calentamiento es indeseable económicamente. Así, el límite superior de la temperatura de calentamiento es el punto de transformación Ac3 ($\text{Ac3}^{\circ}\text{C}$).

El punto de transformación Ac3 se calcula con la fórmula siguiente:

$$\text{Ac3} = 910 - 203x(\text{C})^{1/2} + 44,7x\text{Si} - 30x\text{Mn} + 700x\text{P} + 400x\text{Al} - 11x\text{Cr} - 20x\text{Cu} - 15,2x\text{Ni} + 31,5x\text{Mo} + 400x\text{Ti}.$$

Después del recocido se requiere un enfriamiento entre 630°C y 570°C a una velocidad media de enfriamiento de 3°C a 200°C/s.

Cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado baja, la austenita se transforma en estructura de perlita en el proceso de enfriamiento, de manera que no se puede asegurar la cantidad de estructuras duras requerida para una resistencia de 540 MPa o más. Aunque el aumento de la velocidad de enfriamiento no causa problemas en cuanto a la calidad del acero, un aumento excesivo de la velocidad de enfriamiento aumenta los costes de producción, por lo que el límite superior se define como de 200°C/s. El método de enfriamiento puede ser cualquiera entre enfriamiento por giro, enfriamiento al aire, enfriamiento con agua o una combinación de los mismos.

En la presente invención es seguidamente necesario mantener la hoja de acero a un intervalo de temperaturas de 450°C a 300°C durante 30 s o más. Esto es para transformar austenita en bainita y martensita de una diferencia de orientación de cristales de menos de 9° en relación a la fase principal de ferrita.

Cuando el mantenimiento se realiza en un intervalo de temperaturas que excede de 450°C, se degrada severamente la capacidad de expansión de agujeros debido a la precipitación de cementita basta en los bordes de grano. Por tanto, el límite superior de temperatura se define como 450°C. Por otra parte, cuando la temperatura de mantenimiento es inferior a 300°C, casi no se forma bainita o martensita alguna de una diferencia de orientación de cristales de menos de 9°, por lo que es imposible asegurar una fracción en volumen de estructuras duras adecuada cuya diferencia de orientación de cristales en relación a la ferrita de la fase principal sea de menos de 9°. Por tanto, la capacidad de expansión de agujeros es marcadamente inferior. Por tanto, el límite inferior de temperaturas es de 300°C durante un mantenimiento de 30 s o más.

Cuando el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas de 450°C a 300°C es inferior a 30 s, se pueden formar bainita y martensita de una diferencia de orientación de cristales de menos de 9° pero su fracción en volumen es inadecuada y la austenita remanente se transforma en martensita en el siguiente proceso de enfriamiento, de manera que la mayor parte de las estructuras duras acaba teniendo una diferencia de orientación de cristales de 9° o más, lo que hace que la capacidad de expansión de agujeros sea inferior. El límite inferior del

tiempo de mantenimiento se define por tanto como de 30s o más. Aunque los efectos de la presente invención se pueden obtener sin necesidad de fijar un límite superior del tiempo de mantenimiento es indeseable aumentar el tiempo de mantenimiento porque la realización del tratamiento térmico usando un equipo de longitud limitada obliga a funcionar a una velocidad de paso limitada de la hoja de acero y por ello es cara.

- 5 En esta invención, "mantenimiento" no significa mantenimiento isotérmico sino que se refiere a tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas de 450°C a 300°C. Con otras palabras, es aceptable calentar a 450°C después de haber enfriado una vez a 300°C o enfriar a 300°C después de calentar a 450°C.

10 Sin embargo, este procedimiento de mantener en el intervalo de temperaturas de 450° a 300°C debe realizarse inmediatamente después de un enfriamiento anterior entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s. y si la temperatura se ha rebajado una vez a menos de 300°C en el proceso de enfriamiento entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s, la diferencia de orientación de los cristales ya no se puede controlar incluso por recalentamiento a 450°C-300°C y manteniéndolos en este intervalo de temperaturas.

15 A la explicación anterior de la producción de hoja de acero de la presente invención por aplicación del anterior recocido a la hoja de acero laminada en frío seguirá ahora una explicación de las condiciones de producción y otras hasta las del recocido, incluida la explicación de la mejor manera para practicar la invención.

Se produce por fusión en un convertidor, horno eléctrico o similar un acero que tiene la composición química dada antes, se somete el acero fundido a desgasificación en vacío según se requiere y luego se cuela a lingote.

20 En la presente invención, el lingote sometido a laminación en caliente no tiene limitaciones particulares. Es aceptable cualquier lingote, tal como un lingote de colada continua o un lingote producido con un dispositivo de colada de lingote delgado o similar. La invención también es compatible con el procedimiento de colada continua-laminación directa (CC-DR) u otros procedimientos similares que realizan la laminación inmediatamente después de la colada.

25 La temperatura de calentamiento del lingote laminado en caliente debe ser de 1-050°C o más alta. Si la temperatura de calentamiento del lingote es demasiado baja, la temperatura de acabado de la laminación cae por debajo del punto de transformación Ar₃, y esto da por resultado la laminación de la bifase de ferrita y austenita, asumiendo la hoja laminada en caliente una estructura irregular de granos mixtos que permanece desigual incluso después de procesos de laminación en frío y recocido y que hace que la ductilidad y la capacidad de expansión de un agujero sean inferiores.

30 Puesto que el acero de acuerdo con la presente invención se hace que contenga cantidades relativamente altas de elementos de aleación con el fin de asegurar una resistencia a tracción alta de 540 MPa o más después de recocido, su resistencia durante la laminación de acabado también tiende a ser alta. Una bajada de la temperatura de calentamiento del lingote causa una disminución de la temperatura de laminación de acabado, lo que aumenta la carga de laminación, dificultando la laminación y dando origen a inquietud en cuanto a que se produzcan defectos de forma que se presenten en la hoja de acero laminado. Por tanto, la temperatura de calentamiento del lingote se debe definir como de 1050°C o más alta.

Desde al punto de vista económico, es indeseable una temperatura de calentamiento excesivamente alta, por lo que el límite superior de la temperatura de calentamiento se establece a menos de 1.300°C.

40 La temperatura de laminación de acabado se controla entre el punto de transformación a 1.000°C. Cuando la temperatura de laminación de acabado está en la región bifásica de austenita + ferrita aumenta la falta de homogeneidad estructural en la hoja de acero, degradando la capacidad de conformación después de recocido. Por tanto, la temperatura de laminación de acabado es más alta que la temperatura de transformación Ar₃.

La temperatura de transformación Ar₃ es puede estimar a partir de la composición de la aleación por cálculo usando la fórmula siguiente:

45
$$Ar_3 = 901 - 325 \times C + 33 \times 61 - 92 \times (Mn + Ni/2 + Cr/2 + Cu/2 + Mo/2).$$

El uso de una temperatura de laminación de acabado que es excesivamente alta requiere establecer la temperatura haciendo que la temperatura de calentamiento del lingote sea alta. El límite superior de la temperatura de laminación de acabado se define por tanto a 1.000°C o menos.

50 La temperatura a que se enrolla después de la laminación es de 670°C o menos. A temperatura más alta de 670°C, en la estructura laminada en caliente están presentes ferrita grosera y perlita, lo que hace que aumente la falta de homogeneidad estructural y degrada la ductilidad del producto final. Desde el punto de vista del refinado de la estructura postrecocido para intensificar el balance de resistencia-ductilidad, dispersar las dos fases y mejorar la capacidad de expandir agujeros, es más preferible enrollar a una temperatura de 600°C o menos.

Un enrollamiento a una temperatura de más de 670°C es indeseable porque degrada el comportamiento en el decapado por aumentar excesivamente el espesor de óxidos formados en la superficie de la hoja de acero. El límite inferior es la temperatura ambiente porque enrollar a una temperatura inferior a la ambiente es técnicamente difícil. Es importante señalar que, durante la laminación en caliente, se pueden unir hojas laminadas sin precisión para realizar de forma continua la laminación de acabado. También es posible enrollar en una vez la hoja laminada sin precisión.

La hoja de acero laminada en caliente producida de esta manera se somete a decapado. El decapado permite eliminar óxidos de la superficie del acero y por tanto es importante para mejorar la propiedad de tratamiento químico del producto final laminado en frío, hoja de acero de alta resistencia y la propiedad de revestimiento por inmersión en caliente de la hoja de acero laminada en frío para galvanización por inmersión o galvanización en baño aleado. El decapado se puede realizar como una operación única o dividida en varias operaciones.

La hoja decapada de acero laminado en caliente se lamina en frío con una reducción de 40% a 70% y pasa a través de una línea de recocido en continuo o una línea de galvanización continua por inmersión en baño caliente. Para una reducción de menos de 40%, es difícil mantener una forma plana y declina la ductilidad del producto final. Por tanto, la reducción inferior se define en 40%.

El límite superior de reducción se define en 70% porque una laminación en frío con una reducción mayor que ésta es difícil debido a la presencia de una carga de laminación en frío excesiva. El intervalo de reducción preferible es de 45 a 65%. La presente invención pone de manifiesto sus efectos sin necesidad particular de especificar el número de pasadas de reducción del espesor o la reducción por laminación en las respectivas pasadas.

En el caso de hacer pasar a través de una línea continuas de recocido, el calentamiento se debe realizar a una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a 0,6 x HR1)°C/s entre 600°C y una temperatura de calentamiento máxima. Tal calentamiento se realiza para controlar la diferencia de orientación de los cristales entre ferrita principal y austenita.

Después del tratamiento térmico, preferiblemente se realiza la laminación en pasada de superficie con el fin de controlar la rugosidad superficial, controlar la forma de la hoja e inhibir el alargamiento en el límite elástico. Preferiblemente, la reducción por laminación en esta laminación de pasada en superficie se define en 0,1% porque a menos de 0,1% el efecto es pequeño y el control es difícil. El límite superior se define en 1,5% porque la productividad disminuye marcadamente por encima de 1,5%. La laminación en pasada en superficie se puede realizar en línea o fuera de línea. La laminación en pasada en superficie se puede realizar a la reducción deseada en una sola pasada o en varias.

En el caso de hacer pasar la hoja de acero laminada en frío a través de una línea de galvanización por inmersión, la velocidad de calentamiento (HR1) en el intervalo de temperaturas de 200 a 600° C, por la misma razón que en el caso de pasada a través de una línea de recocido continuo, se define en 2,5 a 15°C/s La velocidad de calentamiento entre 600° y una temperatura de calentamiento máxima, también por la misma razón que en el caso de pasada a través de una línea de recocido continuo, se define en (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s.

En este caso, la temperatura de calentamiento máxima es también por la misma razón que en el caso de pasada a través de una línea de recocido en continuo, se define como incluida en el intervalo de 760C al punto de transformación Ac3. Además, el enfriamiento después de recocido es, por la misma razón que en el caso de pasada por una línea de recocido continuo, se requiere que sea de 3°C a 200°C/s entre 630 y 570°C.

La temperatura de la hoja al sumergir en el baño de galvanización preferiblemente está en la región entre 40°C por debajo de la temperatura de galvanización por inmersión en caliente y 50°C más alta que la temperatura de galvanización por inmersión en caliente.

El límite inferior de la temperatura de inmersión de la hoja en el baño se define como (temperatura de galvanización por inmersión menos 40)°C porque cuando es inferior a esta temperatura, la extracción de calor a la entrada del baño es grande, causando que solidifique algo del zinc fundido, lo que degrada el aspecto del revestimiento. Sin embargo, cuando la temperatura de la hoja antes de la inmersión es inferior a la (temperatura del baño de galvanización por inmersión – 40°C), la hoja se puede volver a calentar antes de la inmersión en el baño de galvanización a una temperatura de la hoja de (temperatura del baño de galvanización por inmersión en caliente – 40°C) o más alta y luego sumergirla en el baño de galvanización. Cuando la temperatura de inmersión en el baño de galvanización excede de (la temperatura del baño de galvanización por inmersión + 50°C), el aumento resultante de la temperatura de galvanización causa un problema operativo. El baño de galvanización puede ser un baño de zinc puro o puede contener adicionalmente Fe, Al, Mg, Mn, Si, Cr y otros elementos.

Cuando la capa de revestimiento es aleada, la aleación se realiza a un intervalo de temperaturas de 460°C a 540°C. Cuando el tratamiento de aleación se realiza a menos de 460°C, la formación de aleación transcurre lentamente, por lo que la productividad es baja. El límite superior es 540°C porque cuando la temperatura excede

de 540°C, se forman carburos rebajando la fracción en volumen de estructuras duras (martensita, bainita y austenita retenida), dificultando así que se consiga una resistencia de 540 MPa o más.

Antes, después o antes y después de la inmersión en el baño de galvanización se debe realizar un tratamiento térmico adicional de mantenimiento de la hoja de acero en el intervalo de temperatura de (temperatura del baño de galvanización por inmersión + 50)°C a 300°C durante 30 s o más.

La razón para definir el límite superior de este tratamiento térmico como (temperatura del baño de galvanización por inmersión + 50)°C es que, por encima de esta temperatura, una formación significativa de cementita y perlita rebaja la fracción en volumen de estructuras duras, dificultando alcanzar una resistencia de 540 MPa o más alta. Por otra parte, cuando la temperatura es inferior a 300°C, por una razón no conocida completamente, se forman abundantemente estructuras duras de una diferencia de orientación de los cristales de más de 9°, de manera que no se puede asegurar una fracción en volumen adecuada de estructuras duras con una diferencia de orientación de de menos de 9° en relación con la ferrita de fase principal. El límite inferior de la temperatura de tratamiento térmico se define por tanto como de 300°C o más alto.

El tiempo de mantenimiento debe ser de 30 s o más. Cuando el tiempo de mantenimiento es inferior a 30 s, por una razón no conocida totalmente, se forman abundantemente estructuras duras de una diferencia de orientación de los cristales de más de 9°, de manera que no se puede asegurar una fracción en volumen adecuada de estructuras duras con una diferencia de orientación de menos de 9° y por ello la capacidad de expandir agujeros es inferior. Por esta razón, el límite inferior del límite de mantenimiento se define en 30 s o más.

Aunque los efectos de la presente invención se pueden obtener sin necesidad de establecer un límite superior del tiempo de mantenimiento, el aumento del tiempo de residencia es indeseable porque al realizar el tratamiento térmico usando un equipamiento de longitud limitada, se fuerza a operar a una velocidad de pasada reducida de la hoja de acero y, consecuentemente, esto no es económico.

En este caso el tiempo de mantenimiento no significa exactamente tiempo de mantenimiento exotérmico, sino que se refiere a tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas, y también están incluidos en el intervalo de temperaturas el enfriamiento y calentamiento graduales en el intervalo de temperaturas.

El tratamiento térmico adicional en el intervalo de temperaturas de (la temperatura del baño de galvanización +50)°C a 300°C durante 30 s o más puede realizarse también antes, después o antes y después de inmersión en el baño de galvanización. La razón de ello es que se puede asegurar una diferencia de menos de 9°C de orientación de cristales de las estructuras duras con la fase principal de ferrita, esto es, que se puede obtener una resistencia de 540 MPa o más y una ductilidad y una capacidad de expansión de un agujero excelentes independientemente de las condiciones en que se realizó el tratamiento térmico adicional.

Después del tratamiento térmico, preferiblemente se realiza una laminación por pasada en la superficie con el fin de controlar la rugosidad superficial, controlar la forma de la hoja e inhibir el alargamiento en el límite elástico. La reducción en la laminación en esta laminación en superficie preferiblemente es de 0,1 a 1,5%, El límite inferior de reducción de laminación en la laminación en superficie se define en 0,1% porque a menos de 0,1% el efecto es pequeño y el control es difícil. El límite superior se establece en 1,5% porque la productividad declina marcadamente por encima de 1,5%. La laminación en pasada de superficie se puede realizar en línea o fuera de línea. La laminación en pasada de superficie se puede realizar a la reducción deseada en una única pasada o en varias.

Además, la aplicación de un revestimiento que, con el fin de intensificar más la adherencia del plaqueado, contiene Ni, Cu, Co y Fe individualmente o en combinación no se desvía de la esencia de la presente invención.

Además, hay disponibles diferentes procedimientos de recocido de preplaqueado, incluidos: el procedimiento Sendzimir "después de desengrase y decapado, calentamiento en atmósfera reductora, recocido en atmósfera reductora que contiene H₂ y N₂"; enfriamiento cerca de la temperatura del baño de revestimiento e inmersión en el baño de revestimiento"; el procedimiento de horno de reducción total de "Regulación de la atmósfera durante el recocido, oxidando primeramente la superficie de la hoja de acero, realizando luego la reducción para limpiar antes del revestimiento y sumergiendo luego en el baño de plaqueado"; y el procedimiento con fundente de "Desengrase y decapado de la hoja de acero, realizando el tratamiento con fundente usando cloruro amónico o material similar, y sumergiendo en el baño de plaqueado". La invención exhibe sus efectos independientemente de las condiciones en las que se realizó el tratamiento.

Además, sin necesidad de una técnica de recocido de prerrevestimiento, es ventajoso para la mojabilidad de revestimiento y la reacción de formar la aleación en el caso de alear el revestimiento para controlar el punto de dew durante el calentamiento a menos 20°C o más.

También debe señalarse que el electrodeposición de la hoja de acero laminada en frío no perjudica a la hoja de acero en cuanto a la resistencia, la ductilidad o la capacidad de expandir agujeros que posee. En otras palabras, la hoja

de acero de la presente invención es también adecuada como material para electrodeposición. Los efectos de la presente invención se pueden obtener también en una hoja de acero que está provista de un revestimiento orgánico o una capa de cobertura.

Ejemplos

5 Seguidamente se explican con detalle ejemplos de la presente invención.

Se calentaron a 1.200°C siete lingotes de las composiciones dadas en la Tabla 1, se laminaron en caliente a la temperatura de laminación de acabado de 900°C, se enfriaron con agua en una zona de enfriamiento con agua y luego se enrollaron a la temperatura indicada en la Tabla 2 o 3. Seguidamente se decapó la hoja laminada en caliente, después de lo cual la hoja laminada en caliente de 3 mm de espesor se laminó en frío a 1,2 mm obteniéndose la hoja laminada en frío.

10 Cada una de las hojas laminadas en frío se trató por recocido en las condiciones indicadas en la Tabla 2 o 3 y se recoció usando la línea de recocido. La atmósfera del horno se estableció conectando un aparato para introducir H₂O y CO₂ generados por combustión de una mezcla de CO y H₂ e introduciendo N₂ que contiene 10% en volumen de H₂ y controlada para tener un punto dew de 40°C. El recocido se realizó en las condiciones dadas en la Tabla 2 o 3.

15 Las hojas de acero galvanizado se recocieron y galvanizaron usando una línea de galvanización por inmersión en continuo. La atmósfera del horno se ajustó para asegurar la capacidad de revestimiento conectando un aparato para introducir H₂O y H₂ generados por combustión de una mezcla de CO y H₂ e introduciendo N₂ que contiene 10% en volumen de H₂ y controlada para tener un punto dew de menos 10°C. El recocido se realizó en las condiciones dadas en la Tabla 2 o 3. En particular, en el caso de los aceros de alto contenido de Si designados C, F y H, dado que había tendencia a que se produjeran defectos no de revestimiento y una demora de formación de la aleación si no se realizaba el anterior control de la atmósfera del horno, tuvo que controlarse la atmósfera (potencial de oxígeno) en el caso de someter los aceros de alto contenido de Si a revestimiento por inmersión en caliente o tratamiento de aleación.

25 Seguidamente, algunas de las hojas de acero se sometieron a tratamiento de aleación en el intervalo de temperaturas de 480 a 590°C. El peso del revestimiento de zinc obtenido por inmersión en caliente era de aproximadamente 50 g/m² por cara. Finalmente, las hojas de acero obtenidas se laminaron en pasada de superficie a una reducción de 0,4%.

Tabla 1 (% en masa)

Símbolo del acero	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Otros	Temp . Ac3	Tipo de ejemplo
A	0,092	0,48	1,83	0,009	0,0023	0,019	0,0024	0,0023	-	829	Invención
B	0,088	0,88	1,77	0,008	0,0011	0,022	0,0022	0,0025	-	850	Invención
C	0,101	1,23	1,74	0,009	0,0024	0,028	0,0029	0,0018	-	866	Invención
D	0,079	0,74	1,84	0,009	0,0035	0,016	0,0031	0,0046	Ca = 0,0011	844	Invención
E	0,081	0,52	1,57	0,011	0,0022	0,032	0,0018	0,0017	Cr = 0,46	844	Invención
F	0,122	1,33	1,84	0,007	0,0018	0,033	0,0024	0,0021	-	861	Invención
G	0,095	0,48	2,39	0,009	0,0022	0,021	0,0027	0,0016	B = 0,0007	812	Invención
H	0,112	1,12	1,71	0,008	0,0016	0,027	0,0028	0,0028	Ni = 0,62, Cu = 0,32	841	Invención
I	0,181	0,72	2,38	0,018	0,0022	0,023	0,0024	0,0025	Nb = 0,028	806	Invención
J	0,169	0,53	2,54	0,011	0,0042	0,004	0,0026	0,002	Ti = 0,046, Ce = 0,0008	801	Invención
K	0,088	0,72	2,17	0,016	0,0019	0,014	0,0023	0,0024	Nb = 0,037, Ti = 0,019, Mo = 0,14, B = 0,0028	8,41	Invención
<u>L</u>	0,095	0,01	1,12	0,0026	0,0046	0,024	0,0063	0,007	-	846	Comparativo
<u>M</u>	0,034	0,42	1,76	0,013	0,0038	0,037	0,0022	0,0032	-	882	Comparativo
<u>N</u>	0,098	0,34	<u>3,2</u>	0,013	0,0033	0,024	0,0026	0,0027	Ti = 0,017, B = 0,0019	804	Comparativo

30 El subrayado indica condición fuera de la invención (También en las Tablas 2 a 5)

Tabla 2

Símbolo del acero	Tipo de hoja producto *1	Temp. de enfriam. de laminación en caliente °C	HR1, °C/s	HR2, °C/s	Temp. de recocido °C	Velocidad . media de enfriam. a 630-570°C	Temp.. de tratamiento térmico °C	Temperat. de aleación °C	Tipo de ejemplo
A-1	CR	580	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Invención
A-2	CR	560	80	20	800	23	320	-*2	Comparat.
A-3	CR	580	30	30	800	23	320	-*2	Comparat.
A-4	CR	550	4,2	0,7	800	23	320	-*2	Invención
A-5	CR	560	9,9	2,2	800	23	400	-*2	Invención
A-6	CR	620	8,6	1,5	800	23	280	-*2	Comparat.
A-7	CR	580	8,6	1,5	800	105	360	-*2	Invención
A-8	CR	540	7,9	1,3	820	19	360	-*2	Invención
A-9	CR	570	8,9	1,6	780	26	360	-*2	Invención
A-10	GI	580	8,6	1,5	800	4,6	420	-*2	Invención
A-11	G1	560	8,6	1,5	800	4,6	220	-*2	Comparat.
A-12	GA	590	8,6	1,5	800	4,6	460	540	Invención
A-13	GA	570	11,2	2,4	800	4,6	470	480	Invención
A-14	GA	570	11,2	2,4	800	4,6	560	590	Comparat.
A-15	GA	620	11,2	2,4	800	4,6	-*2	540	Comparat.
A-16	GA	560	11,2	2,4	800	0,4	460	540	Comparat.
A-17	GA	720	11,2	2,4	800	4,6	510	540	Comparat.
B-1	CR	550	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Invención
B-2	GI	480	11,2	2,4	800	4,6	420	-*2	Invención
B-3	GA	570	11,2	2,4	800	4,6	450	520	Invención
C-1	CR	570	8,3	1,3	840	23	360	-*2	Invención
C-2	CR	690	6,8	1,2	780	44	280	-*2	Comparat.
C-3	CR	560	8,6	1,5	800	23	570	-*2	Comparat.
C-4	CR	610	50	50	780	23	320	-*2	Comparat.
C-5	CR	440	8,6	1,5	740	23	360	-*2	Comparat.
C-6	GI	590	10,8	2,2	820	4,6	420	-*2	Invención
C-7	GA	580	10,8	2,2	820	4,6	450	510	Invención
D-1	CR	560	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Invención
E-1	CR	590	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Invención
F-1	CR	580	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Invención
F-2	GI	560	11,2	2,4	800	4,6	420	-*2	Invención
F-3	GA	540	11,2	2,4	800	4,6	440	520	Invención

* 1 CR: hoja de acero laminado en frío. GI :galvanizado por inmersión en caliente

*2 “”-“” indica que no se realizó el proceso.

Tabla 3 (continuación de la Tabla 2)

Símbolo del acero	Tipo de hoja producto *1	Temp. de enfriam. de laminación en caliente °C	HR1, °C/s	HR2, °C/s	Temp. de recocido °C	Velocidad . media de enfriam. a 630-570°C	Temp.. de tratamiento térmico °C	Temperat. de aleación °C	Tipo de ejemplo
G-1	CR	530	8,6	1,5	790	23	320	-*2	Invencción
G-2	CR	580	8,6	1,5	790	23	360	-*2	Invencción
G-3	CR	600	12,6	3,6	810	86	230	-*2	Comparat.
G-4	CR	600	80	80	810	90	360	-*2	Comparat.
G-5	G1	540	11,2	2,4	790	4,6	420	-*2	Invencción
G-6	CA	540	11,2	2,4	790	4,6	440	480	Invencción
G-7	GA	590	11,2	2,4	790	4,6	-*2	520	Comparat.
H-1	CR	560	8,6	1,5	800	23	380	-*2	Invencción
H-2	CR	570	8,6	1,5	800	23	260	-*2	Comparat.
H-3	CR	570	8,6	1,5	800	23	480	-*2	Comparat.
H-4	G1	590	11,2	2,4	800	4,6	410	-*2	Invencción
H-5	GA	610	11,2	2,4	800	4,6	440	480	Invencción
H-6	GA	610	11,2	2,4	800	4,6	530	560	Comparat.
H-7	GA	570	11,2	2,4	800	4,6	-*2	520	Comparat.
I-1	CR	540	6,8	1,4	790	44	360	-*2	Invencción
I-2	CR	490	6,8	1,4	790	62	260	-*2	Comparat.
J-1	CR	530	8,6	1,5	790	28	350	-*2	Invencción
K-1	CR	530	8,6	1,5	800	28	320	-*2	Invencción
K-2	CR	520	8,6	1,5	830	23	360	-*2	Invencción
K-3	CR	550	20	35	830	23	360	-*2	Comparat.
K-4	CR	530	90	12	830	23	360	-*2	Comparat.
K-5	CR	530	8,6	1,5	800	42	270	-*2	Comparat.
K-6	GI	520	11,2	2,4	800	4,6	410	-*2	Invencción
K-7	GA	530	11,2	2,4	800	4,6	440	480	Invencción
K-8	GA	600	70	60	800	4,6	460	520	Comparat.
K-9	GA	540	11,2	2,4	800	4,6	-*2	480	Comparat.
L-1	CR	600	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Comparat.
L-2	GI	590	11,2	2,4	800	4,6	420	-*2	Comparat.
L-3	GA	600	11,2	2,4	800	4,6	440	520	Comparat.
M-1	CR	490	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Comparat.
M-2	GI	520	11,2	2,4	800	4,6	420	-*2	Comparat.
M-3	GA	500	11,2	2,4	800	4,6	440	520	Comparat.
N-1	CR	600	8,6	1,5	800	23	360	-*2	Comparat.
N-2	GI	590	11,2	2,4	800	4,6	420	-*2	Comparat.
N-3	GA	590	11,2	2,4	800	4,6	440	520	Comparat..

Las hojas de acero laminado en frío obtenidas, las hojas de acero galvanizadas por inmersión, y las hojas de acero galvanizadas por inmersión aleados se sometieron a ensayo de tracción para determinar su tensión en el límite elástico (YS), la tensión de rotura máxima y el alargamiento total (EI). También se realizó el ensayo de expansión de agujeros para medir la relación de expansión de un agujero.

5

Debido a su estructura de material compuesto, las hojas de acero de la presente invención no presentan a menudo el alargamiento elástico. Por tanto, la tensión elástica se midió por el método del límite elástico del 0,2%. Las muestras que tenían una TS de 16.000 (MPa x %) se estimaron como hojas de acero de alta resistencia con un buen balance de resistencia-ductilidad.

10

Para evaluar la relación de expansión de agujeros (λ) se punzonó un agujero circular de 10 cm con una tolerancia de 12,5% y, con la parte rugosa como lado del molde se expandió el agujero con un punzón cónico de 60°. Se repitió 5 veces el ensayo de expansión de un agujero en cada una de las condiciones establecidas y la media de los cinco resultados del ensayo se definió como la relación de expansión del agujero. Se estimó que las muestras que tenían una TS x λ de 40.000 (MPa x %) o más alta como hojas de acero de alta resistencia con un buen balance de resistencia-ductilidad.

15

Las muestras que tenían un buen balance de resistencia-ductilidad y un buen balance de resistencia-capacidad de expansión de agujeros se estimaron como hojas de acero de alta resistencia con un balance excelente de capacidad de expansión de agujeros-ductilidad.

20

La medición de la resistencia a fatiga se realizó de acuerdo con Method of Plane Bending Fatigue Testing, El ensayo se realizó a una relación de tensión de menos 1 y a una velocidad de repetición de la flexión de 30 Hz usando una muestra de ensayo JIS nº1. que tenía una región de galga de una anchura mínima de 20 mm y R = 42,5 mm. El ensayo se realizó a n = 3 para cada tensión y la tensión máxima a la que la totalidad de muestras de

ensayo $n = 3$ quedó sin fractura después de 10 millones de ciclos de repetición se estimó como resistencia a fatiga. El valor obtenido dividiendo este valor por la tensión a tracción máxima se denominó relación límite de fatiga (= resistencia a fatiga/resistencia tracción máxima), y se estimó que una muestra que tenía una relación a fatiga límite de 0,5 o más alta es una hoja de acero excelente en cuanto a resistencia a fatiga.

- 5 Seguidamente se determinaron las microestructuras de la hoja de acero y se midió la relación de orientación de cristales entre la ferrita y las estructuras duras.

10 En la determinación de las microestructuras, se usó la técnica descrita antes para identificar las diferentes estructuras. Sin embargo, la austenita retenida, cuando su estabilidad química es baja, se puede transformar a martensita si pierde la constricción de los bordes de grano de los granos cristalinos circundantes a causa de la exposición al pulido o la superficie libre cuando se prepara para la observación de la microestructura. Como resultado de ello, puede producirse una diferencia entre la fracción en volumen de austenita retenida contenida en la hoja de acero, como la medida directamente con Rayos X, y la de austenita retenida presente en la superficie medida después de exposición en la superficie libre por pulido o similar.

15 En esta invención fue necesario medir la relación de orientación de cristales entre la fase principal de ferrita y las estructuras duras por la técnica de FESEM-EBSP. Las estructuras fueron determinadas por tanto después de pulido de la superficie.

La diferencia de orientación entre ferrita adyacente y estructuras duras se midió por la técnica antes indicada y se calificó como sigue:

20 E (excelente): la proporción de todas las estructuras duras debidas a estructuras duras con una diferencia de orientación de cristales de menos de 9° es 50% o mayor;

F (aceptable): la proporción de todas las estructuras duras debidas a estructuras duras con una diferencia de orientación de cristales de menos de 9° es 30% o mayor;

P (mala): la proporción de todas las estructuras duras debidas a estructuras duras con una diferencia de orientación de cristales de menos de 9° es inferior a 30%.

25 Cuando la proporción de todas las estructuras duras debidas a estructuras duras con una diferencia de orientación de menos de 9° es 50% o mayor, se observa una mejora particularmente marcada de la relación de expansión de agujeros. Este intervalo fue definido por tanto como intervalo de la invención.

La Fig. 2 es un conjunto de ejemplos de imagen por mapeado FESEM-EBSP Image Quality (IQ) obtenidas de hojas de acero de la invención y comparativas.

30 En la hoja de acero de la invención (i), la diferencia de orientación de cristales entre ferrita :1 y bainita adyacente : A y entre ferrita (2): y bainita adyacente : B, C son todas ellas de menos de 9° , y la martensita : D está rodeada por bainita C. A diferencia, en la hoja de acero comparativa (ii), bainita: E, F, ambas tienen diferencias de orientación de cristales de más de 9° con toda la ferrita adyacente a las mismas.

Las Tablas 4 y 5 muestran los resultados de la medición de las hojas de acero obtenidas.

Tabla 4

Símbolo del acero.	Tipo de producto*1	Estructuras			Relación de estructura				Diferencia de orientación de cristales Ferrita/estructuras duras	Punto de transformación (°C)		Propiedades a tracción						Relación de límite de fatiga a 10 millones de ciclos	Tipo de ejemplo
		Fase principal *3	Estructuras duras *3	Estructuras residuales *3	F	B	M	RA		Bs	Ms	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	λ (%)	TS·E1 (%)	TS·λ (%)		
A-1	CR	F	B, M, RA	-	87	5	6	2	E	474	165	355	602	31,0	103,00	18662	62006	0,55	Invencción
A-2	CR	F	B, M, RA	-	87	4	7	2	P	474	165	339	645	29,0	51,00	18705	32895	0,42	Comparativo
A-3	CR	F	B, M, RA	-	87	4	7	2	P	474	165	341	648	29,0	49,00	18792	31752	0,43	Comparativo
A-4	CR	F	B, M, RA	-	87	5	6	2	E	474	165	347	633	30,0	86,00	18990	54438	0,54	Invencción
A-5	CR	F	B, RA	-	88	4	6	2	E	458	137	368	597	32,0	99,00	19104	59103	0,61	Invencción
A-6	CR	F	M, RA	-	88	0	11	1	F	458	137	332	667	28,0	53,00	18676	35351	0,42	Comparativo
A-7	CR	F	B, M, RA	-	86	4	6	4	E	488	189	358	608	31,0	109,00	18848	66272	0,55	Invencción
A-8	CR	F	B, M, RA	-	88	3	7	2	E	458	137	356	606	30,0	114,00	18180	69084	0,53	Invencción
A-9	CR	F	B, M, RA	-	90	3	5	2	E	417	65	348	601	32,0	95,00	19232	57095	0,51	Invencción
A-10	GI	F	B, M, RA	-	87	5	6	2	E	474	165	352	612	30,0	90,00	18360	55080	0,57	Invencción
A-11	GI	F	B, M	-	87	6	7	0	P	474	165	334	661	28,0	39,00	18508	25779	0,42	Comparativo
A-12	GA	F	B, M, RA	-	87	4	6	3	E	474	165	349	623	29,0	B1,00	18067	50463	0,53	Invencción
A-13	GA	F	B, M, RA	-	87	4	6	3	E	474	165	352	619	30,0	87,00	18570	53853	0,55	Invencción
A-14	GA	F	P	-	87	6	7	0	P	474	165	361	554	28,0	66,00	15512	36564	0,41	Comparativo
A-15	GA	F	B, M	-	87	4	9	0	P	474	165	334	645	29,0	55,00	18705	35475	0,39	Comparativo
A-16	GA	F	P	-	89	11	0	0	P	439	104	356	548	29,0	69,00	15892	37812	0,43	Comparativo
A-17	GA	F	B, M, RA	-	90	3	6	1	F	417	65	348	651	29,0	56,00	18879	36456	0,43	Comparativo
B-1	CR	F	B, M, RA	-	87	5	6	2	Tabla 5 (Continuación de la Tabla 4)										
B-2	GI	F	B, M, RA	-	88	4	6	2											
B-3	GA	F	B, M, RA	-	88	3	7	2		473	155	342	638	30,0	95,00	19140	60610	0,53	Invencción
C-1	CR	F	B, M, RA	-	85	6	6	3		492	184	355	629	36,0	91,00	22644	57239	0,56	Invencción
C-2	CR	F	M, RA	-	86	0	13	1		479	162	355	667	29,0	41,00	19343	27347	0,43	Comparativo
C-3	CR	F	B, M, RA	-	86	4	7	3		479	162	367	652	31,0	52,00	20212	33909	0,38	Comparativo
C-4	CR	F	B, M, RA	-	87	5	7	1	P	464	135	359	661	29,0	44,00	19169	29084	0,43	Comparativo
C-5	CR	F	-	C	94	6	0	0	P	219	*4	371	571	28,0	64,00	15988	36544	0,44	Comparativo
C-6	GI	F	B, M, RA	-	87	4	6	3	E	464	135	388	633	34,0	86,00	21522	54438	0,52	Invencción

Símbolo del acero.	Tipo de producto*1	Estructuras		Relación de estructura				Diferencia de orientación de cristales Ferrita/estructuras duras	Punto de transformación (°C)	Propiedades a tracción						Relación de límite de fatiga a 10 millones de ciclos	Tipo de ejemplo			
		Fase principal *3	Estructuras duras *3	Estructuras residuales *3	Relación de estructura					Bs	Ms	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	λ (%)			TS·E1 (%)	TS·λ (%)	
					F	B	M													RA
C-7	GA	F	B, M, RA	-	87	5	6	2	E	464 .	135	391	629	35,0	89,00	22015	55981	0.56	Invencción	
D-1	CR	F	B, M, RA	-	88	4	6	2	E	487	188	346	613	30,0	118,00	18390	72334	0.60	Invencción	
E-1	CR	F	B, M, RA	-	88	3	7	2	E	499	157	354	609	31,0	92,00	18879	56028	0.54	Invencción	
F-1	CR	F	B, M, RA	-	83	7	7	3	E	471	160	411	698	26,0	86,00	18148	60028	0.52	Invencción	
F-2	GI	F	B, M, RA	-	84	5	6	5	E	459	139	398	716	25,0	82,00	17900	58712	0.55	Invencción	
F-3	GA	F	B, M, RA	-	84	6	6	4	E	459	139	396	708	26,0	76,00	18408	53808	0.53	Invencción	
G-1	CR	F	B, M, RA	-	76	10	12	2	E	508	295	501	827	22,0	76,00	18194	62852	0.55	Invencción	
G-2	CR	F	B, M, RA	-	76	8	11	5	E	508	295	509	799	23,0	82,00	18377	65518	0.52	Invencción	
G-3	CR	F	M	-	74	0	26	0	P	516	309	475	872	22,0	31,00	19184	27032	0.43	Comparativo	
G-4	CR	F	B, M, RA	-	79	10	10	1	P	493	268	624	924	12,0	46,00	11088	42504	0.56	Comparativo	
G-5	GI	F	B, M, RA	-	78	8	10	4	E	498	278	521	809	23,0	80,00	18607	64720	0.52	Invencción	
G-6	GA	F	B, M, RA	-	78	8	10	4	E	498	278	499	822	23,0	74,00	18906	60828	0.55	Invencción	
G-7	GA	F	M, RA	-	79	0	20	1	P	493	268	516	818	22,0	27,00	17996	22086	0.44	Comparativo	
H-1	CR	F	B, M, RA	-	83	6	8	3	E	475	182	523	805	28,0	69,00	22540	55545	0.52	Invencción	
H-2	CR	F	M	-	84	0	16	0	P	464	162	549	908	19,0	28,00	17252	25424	0.39	Comparativo	
H-3	CR	F	B, M, RA	-	84	4	10	2	F	464	162	524	869	23,0	38,00	19987	33022	0.40	Comparativo	
H-4	GI	F	B, M, RA	-	85	6	7	2	E	452	140	526	812	27,0	64,00	21924	51968	0.52	Invencción	
H-5	GA	F	B, M, RA	-	85	3	9	3	E	452	140	529	821	26,0	61,00	21346	50081	0.54	Invencción	
H-6	GA	F	B, M, RA	-	86	1	11	2	F	437	115	503	868	23,0	39,00	19964	33852	0.38	Comparativo	
H-7	GA	F	M, RA	-	85	0	14	1	P	452	140	510	873	21,0	34,00	18333	29682	0.42	Comparativo	

*3 F: Ferrita, P: Perlita, B: Bainita, M: Martensita, RA: Austenita retenida, C: Cementita

*4 Indica que bainita y martensita no se transformaron porque la austenita se descompuso antes de la transformación de la martensita.

Tabla 5 (Continuación de la Tabla 4)

Símbolo del acero.	Tipo de producto*1	Estructuras			Relación de estructura			Diferencia de orientación de cristales Ferrita/estructuras duras Fase principal *3	Punto de transformación (°C)		Propiedades a tracción						Relación de límite de fatiga a 10 millones de ciclos	Tipo de ejemplo
		Fase principal *3	Estructuras duras *3	Estructuras residuales *3	F	B	M	RA	Bs	Ms	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	λ (%)	TS · E1 (%)	TS · λ (%)		
I-1	CR	F	B, M, RA	-	66	16	16	2	472	230	706	1023	16,0	61,00	16368	62403	0,51	Invencción
I-2	CR	F	M	-	65	0	35	0	476	237	700	1121	14,0	19,00	15694	21299	0,42	Comparativo
J-1	CR	F	B, M, RA	-	68	13	17	2	459	227	722	1003	16	75	16048	75225	0,51	Invencción
K-1	CR	F	B, M, RA	-	76	8	14	2	524	300	711	1056	16	62	16896	65472	0,52	Invencción
K-2	CR	F	B, M, RA	-	75	10	13	2	528	307	735	1011	18	71	18198	71781	0,51	Invencción
K-3	CR	F	B, M, RA	-	78	19	2	1	515	285	882	1107	9	24	9963	26568	0,42	Comparativo
K-4	CR	F	B, M, RA	-	76	21	1	2	524	300	869	1127	8	27	9016	30429	0,42	Comparativo
K-5	CR	F	M	-	77	0	23	0	520	293	674	1121	15	19	16815	21299	0,43	Comparativo
K-6	GI	F	B, M, RA	-	79	9	11	1	510	276	685	1023	16	55	16368	56265	0,51	Invencción
K-7	GA	F	B, M, RA	-	79	8	11	2	510	276	689	1018	18	52	18324	52936	0,53	Invencción
K-8	GA	F	B, M, RA	-	80	12	5	3	504	266	785	1098	11	26	12078	28548	0,39	Comparativo
K-9	GA	F	M, RA	-	79	0	19	2	510	276	675	1098	14	22	15372	24156	0,42	Comparativo
L-1	CR	F	P	-	89	11	0	0	496	-*5	310	452	35	124	15820	56048	0,43	Comparativo
L-2	GI	F	P	-	91	9	0	0	444	-*5	307	458	34	138	15572	63204	0,42	Comparativo
L-3	GA	F	P	-	91	9	0	0	444	-*5	301	450	35	134	15750	60300	0,44	Comparativo
M-1	CR	F	B, A	-	94	5	0	1	519	234	231	477	35	112	16695	53424	0,44	Comparativo
M-2	GI	F	B, A	-	95	4	0	1	488	181	225	485	34	131	16490	63535	0,44	Comparativo
M-3	GA	F	B, A	-	95	4	0	1	488	181	239	466	37	119	17242	55454	0,44	Comparativo
N-1	CR	M	B	-	0	62	38	0	516	409	842	1023	9	98	9207	100254	0,42	Comparativo
N-2	GI	M	B	-	0	52	48	0	516	409	819	1017	9	100	9153	101700	0,43	Comparativo
N-3	GA	M	B	-	0	38	62	0	516	409	854	1004	8	85	8032	85340	0,44	Comparativo

*5 Presunta estructura bifásica de martensita y bainita porque la ferrita no se transformó debido al alto contenido de Mn

En los aceros designados A-1, 4, 5, 7 a 10, 12 y 13, B-1 a C3, 6 y 7, D-1, E-1, F-1 a 3, G-1, 2,5 y 6,, H-1, 4 y 5, I-1, J-1 y K-1, 2, 6 y 7 de las Tablas 4 y 5, las composiciones químicas de las hojas de acero estaban dentro del intervalo especificado por la presente invención y las condiciones de su producción estaban también dentro de los intervalos especificados por la presente invención. Como resultado, la proporción de las estructuras duras cuya diferencia de orientación de los cristales respecto a la fase principal ferrita era inferior a 9° era grande de manera que el uso de estructuras duras para reforzamiento estructural no degradó la capacidad de expansión de agujeros. En otras palabras, se podía asegurar un nivel alto de capacidad de expansión de agujeros, mientras que se aprovechaba también la mejora del balance de resistencia-ductilidad debido al reforzamiento de la estructura. Simultáneamente mejoró la resistencia a fatiga.

Como resultado, fue posible producir hoja de acero de una resistencia a tracción máxima de 540 MPa o más que tenía un balance extremadamente bueno entre ductilidad y capacidad de expansión de agujeros, así como buena resistencia a fatiga.

Por otra parte, en los aceros designados A-2 y 3, C-4, G-4 y K-3, 4 y 8 de la Tabla 4 y 5, las condiciones de calentamiento no satisfacieron (i?) el requerimiento de la invención en cuanto al intervalo, y el valor del índice $TS \times \lambda$ era bajo, esto es, inferior a 40.000 (MPa $\times$ %), por lo que la capacidad de expansión de agujeros era mala. Además, la relación de límite de fatiga a 10 millones de ciclos era inferior a 0,5, lo que indica que no se observó efecto alguno de mejora de la resistencia a fatiga.

En los aceros designados A-6, 11, 14 y 15, C-2 y 3, G-3 y 7, H-2, 3, 6 y 7, I-2, y K-5 y 9 de las Tablas 4 y 5, el hecho de que con las hojas de acero laminados en frío en el intervalo de temperaturas de 300 a 450°C fuera inferior a 30 s y de que, con las hojas de acero laminado por inmersión en baño y hojas de acero aleado galvanizado por inmersión, el tiempo de mantenimiento en el intervalo de (la temperatura del baño de galvanización + 50)°C a 300°C fuera inferior a 30 s, causó que la proporción de estructuras duras cuya diferencia de orientación de los cristales en relación con la ferrita fuera grande, mayor que 9° , de manera que el valor del índice de la capacidad de expansión de cristales $TS \times \lambda$ era bajo, esto es, inferior a 40.000 (MPa $\times$ %) y, por ello, la capacidad de expansión de agujeros era mala. Además, la relación del límite de fatiga era inferior a 0,5, por lo que no se observó efecto alguno de mejora de la resistencia a fatiga.

En el acero designado A-16 en la Tabla 4, no se pudo lograr una resistencia alta a causa de la austenita transformada en perlita como resultado de la velocidad de enfriamiento excesivamente lenta en el intervalo de temperaturas de 630 a 570°C. Además, el balance de resistencia-ductilidad, la capacidad de expansión de agujeros y la resistencia eran malas.

En el acero designado C-5 en la Tabla 4, la baja temperatura de recocido, 740°C, causó que la perlita formada durante la laminación en caliente y la cementita formada por esferoidización de perlita permanecieran en la estructura de hoja de acero, lo que imposibilitó asegurar una fracción en volumen adecuada de estructuras duras de bainita y martensita, no pudiéndose lograr una resistencia alta. Además, el balance de resistencia-ductilidad, capacidad de expansión de agujeros, y resistencia a fatiga eran malas.

En los aceros designados L-1 a 3 de la Tabla 5, debido a los bajos contenidos de Si y Mn, de 0,01% y 1,12%, respectivamente, fue imposible inhibir el proceso de enfriamiento después del recocido la transformación de perlita para asegurar estructuras duras como bainita, martensita y austenita retenida, por lo que no se pudo establecer una resistencia alta, de 540 MPa o más.

En los aceros designados M-1 a 3 de la Tabla 5, El bajo contenido de C, 0,034%, imposibilitó formar una cantidad adecuada de estructuras duras, de manera que no se pudo establecer una resistencia alta, de 540°C o más.

En los aceros designados N-1 a 3 de la Tabla 5, debido al alto contenido de Mn, 3,2%, una vez que el volumen de ferrita amenguó durante el recocido, no se produjo una cantidad adecuada de ferrita en el proceso de enfriamiento. Como resultado, el balance de resistencia-ductilidad fue marcadamente inferior.

Además, las hojas de acero de estos aceros tenían relaciones del límite de fatiga inferiores a 0,5, lo que indica que no se observó efecto alguno de mejora de la resistencia a fatiga.

Aplicabilidad industrial

Esta invención proporciona, a un coste bajo, hojas de acero cuya resistencia a tracción máxima, de 540 MPa o mas alta, es idealmente adecuada para miembros estructurales de automóviles, miembros reforzadores y miembros para suspensiones, que combinan buena ductilidad y capacidad de expansión de agujeros para ofrecer una capacidad de conformación excelente, y que también son excelentes en cuanto a la resistencia a fatiga. Dado que estos aceros son muy adecuados para uso en, por ejemplo, miembros estructurales de automóviles, miembros reforzadores y miembros para suspensión, se puede esperar que contribuyan mucho a la reducción del peso de automóviles y tener así un efecto muy beneficioso en la industria.

REIVINDICACIONES

1. Una hoja de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y es también excelente en cuanto a resistencia a fatiga, caracterizada porque:

consiste en, en % en masa:

- 5 C: de 0,05 a 0,20%,
Si: de 0,3 a 2,0%,
Mn: de 1,3 a 2,6%,
P: de 0,001 a 0,03%,
S: de 0,0001 a 0,03%,
10 Al: de 0,0005 a 2,0%,
N: de 0,0005 a 0,0100%,
O: de 0,0005 a 0,007%, opcionalmente uno o dos o más de:
Cr: de 0,01 a 1,0%,
Ni: de 0,01 a 1,0%,
15 Cu: de 0,01 a 1,0%,
Mo: de 0,01 a 1,0% y
B: de 0,0001 a 0,010%, además, opcionalmente, uno o varios de:
Nb: 0,001 a 0,14%,
Ti: de 0,001 a 0,14%, y
20 V: de 0,001 a 0,14%, opcionalmente uno o varios de Ca, Ce, Mg y TEM en un total de 0,0001 a 0,5%,
un balance de hierro e impurezas inevitables, y
que tiene una estructura de hoja de acero que consiste en, en % en volumen, ferrita: más de 50%, estructura dura: 5% o más,
25 en la que la mencionada estructura dura consiste en bainita, martensita, austenita residual y opcionalmente perlita, teniendo 50% o más, en % en volumen, de la estructura dura, una diferencia de orientación de los cristales entre algo de la ferrita adyacente a estructura dura y la estructura dura de menos de 9°, y una resistencia a tracción máxima de 540 MPa o más., martensita, austenita residual y opcionalmente perlita y cementita, teniendo 50% o más, en % en volumen,
30 en la que la mencionada diferencia de orientación de los cristales es un valor compuesto por una diferencia de orientación de cristales [1-1-1] y una diferencia de orientación de los cristales en la dirección normal al plano (110), obteniéndose la mencionada diferencia de orientación de cristales por un procedimiento que comprende una etapa de calentamiento, durante el paso a través de una línea de recocido continuo, a una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una línea de calentamiento HR2 de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s entre 600°C y una temperatura de calentamiento máxima.
35 2. Una hoja de acero de alta resistencia, galvanizada, laminada en frío, que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y también excelente en cuanto a resistencia a fatiga, que comprende una hoja de acero de acuerdo con la reivindicación 1 que tiene en su superficie un revestimiento basado en zinc.
40 3. Un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia laminada en frío, que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de un agujero y la ductilidad, y también una excelente resistencia a fatiga de acuerdo con la reivindicación 1, caracterizado por calentar un desbaste colado que tiene una composición química de acuerdo con la reivindicación 1, directamente o después de enfriar, a una temperatura en el intervalo de 1050°C a menos de 1300°C; completar la laminación en caliente en un intervalo de temperaturas entre por encima del punto de transformación Ar3 y 1000°C; enrollar a una temperatura desde la ambiente a 670°C; decapar y seguidamente efectuar por laminación en frío una reducción de 40 a 70%; durante el paso a través de una línea continua de recocido, calentar a una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s entre 600°C/s y una temperatura de

calentamiento máxima; recocer con la la temperatura máxima de calentamiento fijada de 760°C al punto de transformación Ac3; enfriar entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s; y mantener en un intervalo de temperatura de 450°C a 300°C durante 30 s o más.

5 4. Un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia laminada en frío, galvanizada por inmersión en caliente, que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de un agujero y la ductilidad, y también una excelente resistencia a fatiga de acuerdo con la reivindicación 1, caracterizado por calentar un desbaste colado que tiene una composición química de acuerdo con la reivindicación 1, directamente o después de enfriar, a una temperatura en el intervalo de 1050°C a menos de 1300°C; completar la laminación en caliente a un intervalo de temperatura desde por encima del punto de transformación Ar3 a 1000°C; enrollar en un intervalo de temperatura desde la ambiente a 670°C; decapar y seguidamente someter a una reducción por laminación en frío 10 40 a 70%; durante el paso a través de una línea continua de galvanización por inmersión, calentar una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s entre 600°C y una temperatura de calentamiento máxima; recocer a la temperatura de calentamiento máxima fijada entre 760°C y el punto de transformación Ac3; enfriar entre 630°C y 570°C a una 15 velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s a una temperatura de (temperatura del baño de galvanización – 40)°C y mantener a una temperatura del intervalo de (temperatura del baño de galvanización +50)°C a 300°C durante 30 s o más antes o después, o antes y después de la inmersión en el baño de galvanización.

5. Un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia laminada en frío, galvanizada por inmersión en caliente, que tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y 20 también una excelente resistencia a fatiga, caracterizado por calentar un desbaste colado que tiene una composición química de acuerdo con la reivindicación 1, directamente o después de enfriar, a una temperatura en el intervalo de 1050°C a menos de 1300°C; completar la laminación en caliente a un intervalo de temperatura desde por encima del punto de transformación Ar3 a 1000°C; enrollar en un intervalo de temperatura desde la ambiente a 670°C; decapar y seguidamente someter a una reducción por laminación en frío de 40 a 70%; durante 25 el paso a través de una línea continua de galvanización por inmersión en caliente, calentar una velocidad de calentamiento (HR1) de 2,5 a 15°C/s entre 200 y 600°C y una velocidad de calentamiento (HR2) de (0,1 x HR1) a (0,6 x HR1)°C/s entre 600°C y una temperatura de calentamiento máxima; recocer con la temperatura de calentamiento máxima fijada a entre 760°C y el punto de transformación Ac-; enfriar entre 630°C y 570°C a una velocidad de enfriamiento media de 3°C a 200°C/s a una temperatura de (temperatura del baño de galvanización – 30 40)°C a (la temperatura del baño de galvanización + 50°C); realizar el tratamiento de aleación a una temperatura de 460 a 540°C según se requiera, y mantener a una temperatura del intervalo de (temperatura del baño de galvanización +50)°C a 300°C durante 30 s o más antes o después de la inmersión en el baño de galvanización o después del tratamiento de aleación o en total.

6. Un procedimiento para producir una hoja de acero de alta resistencia, laminada en frío, electrogalvanizada, que 35 tiene un balance muy bueno entre capacidad de expansión de agujeros y ductilidad, y también excelente en cuanto a resistencia a fatiga, caracterizado por electrogalvanizar una hoja de acero producida de acuerdo con el procedimiento de la reivindicación 3.

Fig.1

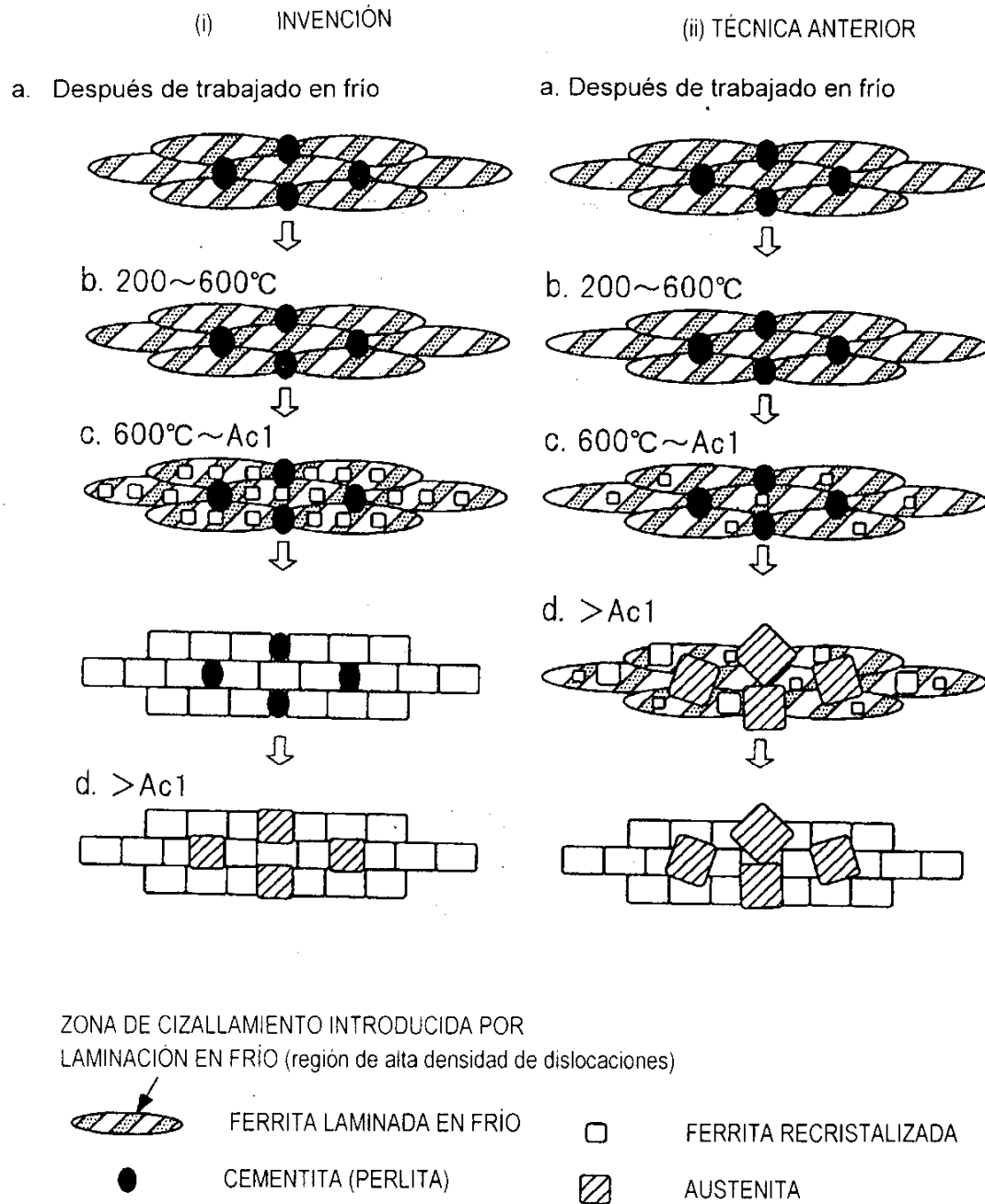
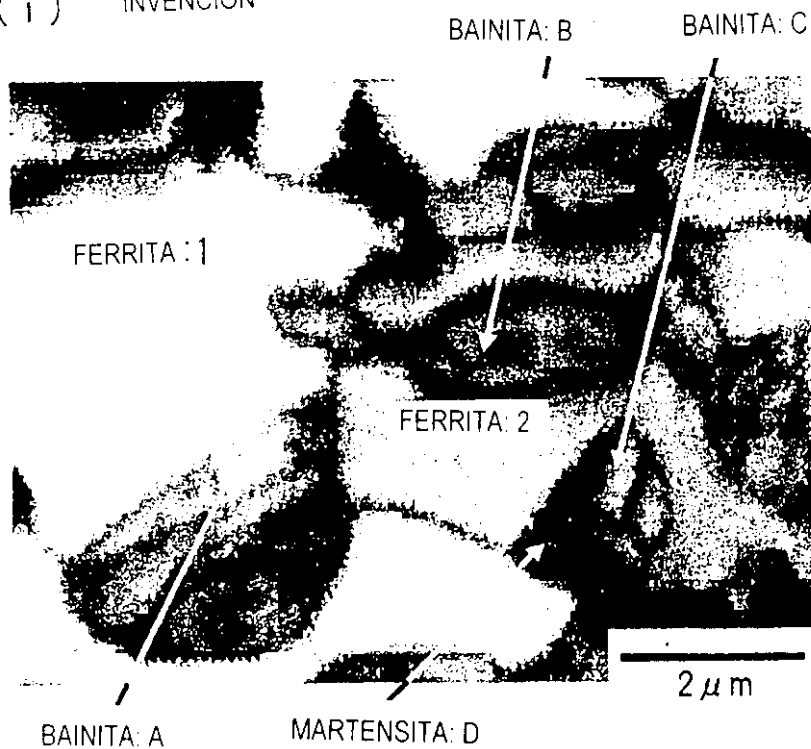


Fig.2

(i) INVENCIÓN



(ii) TÉCNICA ANTERIOR

