

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 613 410**

51 Int. Cl.:

C22C 38/14 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.05.2010 PCT/JP2010/003541**

87 Fecha y número de publicación internacional: **02.12.2010 WO2010137317**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.05.2010 E 10780277 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.01.2017 EP 2436797**

54 Título: **Lámina de acero de alta resistencia, lámina de acero bañado en caliente, y lámina de acero bañado en caliente de aleación que tienen excelentes características de fatiga, alargamiento y colisión, y método de fabricación para dichas láminas de acero**

30 Prioridad:

27.05.2009 JP 2009127340

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

24.05.2017

73 Titular/es:

NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (100.0%)

**6-1, Marunouchi 2-chome
Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071, JP**

72 Inventor/es:

**HAYASHI, KUNIO;
TOMOKIYO, TOSHIMASA;
FUJITA, NOBUHIRO;
MATSUTANI, NAOKI y
GOTO, KOICHI**

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 613 410 T3

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

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero de alta resistencia, lámina de acero bañado en caliente, y lámina de acero bañado en caliente de aleación que tienen excelentes características de fatiga, alargamiento y colisión, y método de fabricación para dichas láminas de acero

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, y una lámina de acero bañado en caliente aleado, que son láminas de acero para automóviles y se someten principalmente a mecanizado por presión. En particular, la presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, y una lámina de acero bañado en caliente aleado, y a métodos de producción de las mismas, y estas láminas de acero tienen excelentes propiedades de fatiga y excelentes propiedades de colisión, con un grosor de lámina de aproximadamente 6,0 mm o menos y una resistencia a la tracción de 590 MPa o más.

Antecedentes de la técnica

En los últimos años, con el fin de reducir el peso y potenciar la seguridad de un automóvil, se ha hecho un aumento de la resistencia de los componentes de los automóviles y los materiales usados en los mismos, y con respecto a las láminas de acero, que son materiales representativos para los componentes de los automóviles, ha aumentado una frecuencia de uso de una lámina de acero de alta resistencia. Para conseguir la reducción en peso a la vez de potenciar la seguridad, es necesario aumentar una capacidad de absorción de energía de colisión a la vez de aumentar la resistencia. Por ejemplo, es eficaz aumentar una tensión de deformación de un material de acero; y de este modo, una energía de colisión puede ser absorbida eficazmente con una cantidad de deformación baja. En particular, como material usado en las inmediaciones de una cabina de un automóvil, se usan ampliamente materiales que tienen tensiones de deformación altas, porque hay una necesidad de bloquear un objeto en colisión que invada la cabina desde el punto de vista de la protección de los ocupantes. Particularmente, la demanda de una lámina de acero de alta resistencia que tenga una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más, y una lámina de acero de alta resistencia que tenga una resistencia a la tracción en un intervalo de 780 MPa o más, ha estado aumentando.

En general, como métodos para aumentar una tensión de deformación, hay (1) un método para endurecer por deformación una lámina de acero realizando laminación en frío, (2) un método para formar una microestructura que incluye una fase de transformación de baja temperatura (bainita o martensita) que tiene una alta densidad de dislocación como fase principal, (3) un método para realizar un refuerzo de precipitación añadiendo elementos de microaleación, y (4) un método para añadir elementos de refuerzo en disolución sólida tales como Si y similares. Entre ellos, con respecto a los métodos (1) y (2), la densidad de dislocación en la microestructura es aumentada; y de este modo, la maleabilidad durante la conformación por presión se deteriora drásticamente. Esto da como resultado un deterioro adicional de la conformabilidad por presión de una lámina de acero de alta resistencia que es originalmente insuficiente en maleabilidad. Por otra parte, en el método (4) para realizar un refuerzo en disolución sólida, el valor absoluto de una cantidad de refuerzo es limitado; y por lo tanto, es difícil aumentar la resistencia a la deformación en un grado suficiente. Por consiguiente, para aumentar eficazmente la tensión de deformación a la vez de obtener alta maleabilidad, es preferible que se añadan elementos de microaleación tales como Nb, Ti, Mo y V para realizar un refuerzo de precipitación de carbonitruros de aleación para conseguir una tensión de deformación alta.

Desde el punto de vista anterior, se ha puesto en uso práctico una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia en la que se utiliza refuerzo de precipitación de elementos de microaleación. Sin embargo, la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia en la que se utiliza el refuerzo de precipitación tiene principalmente dos problemas. Uno es las propiedades de fatiga y el otro es la prevención de la corrosión.

Con respecto a las propiedades de fatiga como primer problema, en la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia en la que se utiliza refuerzo de precipitación, hay un fenómeno en el que una resistencia a la fatiga se reduce debido al ablandamiento de la capa superficial de la lámina de acero. En la superficie de la lámina de acero que entra en contacto directamente con un rodillo de laminación durante la laminación en caliente, la temperatura de sólo la superficie de la lámina de acero se reduce debido a un efecto de liberación de calor del rodillo que entra en contacto con la lámina de acero. Cuando la temperatura de la capa más externa de la lámina de acero cae por debajo de un punto Ar_3 , se produce un engrosamiento de la microestructura y los precipitados; y de este modo, la capa más externa de la lámina de acero se ablanda. Este es el factor principal del deterioro de la resistencia a la fatiga. En general, una resistencia a la fatiga de un material de acero es aumentada según se endurece la capa más externa de la lámina de acero. Por lo tanto, en una lámina de acero laminada en caliente de alta tracción en la que se utiliza refuerzo de precipitación, es difícil obtener una resistencia a la fatiga alta en el presente. Por otra parte, el propósito de aumentar la resistencia de una lámina de acero es reducir el peso del cuerpo de un automóvil; sin embargo, el grosor de la lámina no puede ser reducido en el caso donde la relación de resistencia a la fatiga es reducida mientras la resistencia de la lámina de acero es aumentada. Desde este punto de vista, es preferible que la relación de resistencia a la fatiga esté en un intervalo de 0,45 o más, e incluso en la lámina de acero de alta tracción

laminado en caliente, es preferible que la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga sean mantenidas en valores altos con un buen equilibrio. Aquí, la relación de resistencia a la fatiga es un valor obtenido dividiendo la resistencia a la fatiga de una lámina de acero por la resistencia a la tracción. En general, hay una tendencia a que una resistencia a la fatiga aumente según aumenta la resistencia a la tracción. Sin embargo, en un material con resistencia más alta, la relación de resistencia a la fatiga se reduce. Por lo tanto, incluso si se usa una lámina de acero que tiene una alta resistencia a la tracción, dado que la resistencia a la fatiga no es aumentada, puede haber un caso donde una reducción en el peso del cuerpo del automóvil, que es el propósito de aumentar la resistencia, no pueda ser realizada.

El otro problema es la prevención de la corrosión. Típicamente, como lámina de acero usada en una estructura de chasis para un automóvil, una lámina de acero laminada en frío producida por laminación en frío y recocido después y una lámina de acero galvanizado por baño en caliente aleado no se usan, sino que se usa principalmente una lámina de acero laminado en caliente que tiene un grosor relativamente grueso en un intervalo de 2,0 mm o más. En las inmediaciones de un chasis donde una pintura sobre la superficie de la lámina de acero se pela fácilmente debido al contacto físico con bordillos, piedras voladoras o similares, se selecciona para usarse un material que tiene un grosor más grueso que el requerido por la tensión de diseño, en consideración de una cantidad de reducción del grosor de la corrosión (cantidad de grosor de lámina reducido debido a corrosión) durante una vida útil; y de este modo, la calidad es garantizada. Por lo tanto, con respecto a la estructura del chasis y similares, la reducción en peso sustituyendo el material por una lámina de acero de alta resistencia está retrasada en el presente, en comparación con los componentes del cuerpo. Dado que el grosor de lámina es grueso como una de las características de los componentes del chasis, se realiza principalmente soldadura por arco para soldar los componentes. Dado que la soldadura por arco tiene una cantidad de aporte de calor más alta que la de la soldadura por puntos, es más probable que se produzca un ablandamiento HAZ. Para obtener propiedades de ser resistente al ablandamiento HAZ, se utiliza principalmente refuerzo de precipitación mediante una adición de elementos de microaleación. Por lo tanto, es difícil aplicar una lámina de acero galvanizado por baño en caliente o una lámina de acero galvanizado por baño en caliente aleado que tenga altas propiedades de prevención de la corrosión, porque se realiza un recocido después de la laminación en frío con el fin de reforzar la estructura en la fabricación de estas láminas de acero galvanizado. La razón de que el refuerzo de precipitación mediante una adición de elementos de microaleación no puede ser utilizado para la lámina de acero producido realizando un recocido después de laminación en frío se describe como sigue. Incluso en el caso donde una lámina de acero laminado en caliente en la que se añaden elementos de microaleación es sometida a una laminación en frío a una tasa de laminación en frío alta (por ejemplo, 30% o superior) y después se realiza un recocido a una temperatura en un intervalo de un punto A_3 o menos, los elementos de microaleación suprimen la recuperación y recristalización de ferrita. Por lo tanto, una microestructura es endurecida por deformación en un estado de ser laminada en frío; y como resultado, la maleabilidad se deteriora drásticamente. Por otra parte, en el caso donde se realiza un calentamiento a una temperatura en un intervalo del punto A_3 o superior, los precipitados se hacen más gruesos; y como resultado, hay un problema en que no se obtiene un aumento suficiente en la resistencia a la deformación. Por lo tanto, el refuerzo de precipitación mediante la adición de elementos de microaleación no puede ser utilizado.

Como una lámina de acero galvanizado por baño en caliente que incluye una lámina de acero laminada en caliente, el Documento de Patente 1 describe un método para producir una lámina de acero galvanizado por baño en caliente que tiene una resistencia a la tracción en un intervalo de 38 a 50 kgf/mm². Con respecto a la lámina de acero que tiene tal nivel de resistencia, se obtiene un nivel de resistencia deseado sin utilizar refuerzo de precipitación debido a una adición de elementos de microaleación. Sin embargo, no se han descrito aún métodos para producir una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, y una lámina de acero bañado en caliente aleado, que tengan excelentes propiedades de colisión y resistencia a la fatiga con una resistencia en un nivel de resistencia de 590 MPa o más.

El Documento de Patente 2 se refiere a una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que contiene C: 0,05 a 0,15%, Si: no más que 1,50% (excluyendo 0%), Mn: 0,5 a 2,5%, P: no más que 0,035% (excluyendo 0%), S: no más que 0,01% (incluyendo 0%), Al: 0,02 a 0,15%, y Ti: 0,05 a 0,2%, que se caracteriza por que su estructura metalográfica está compuesta de 60 a 95% en volumen de bainita y ferrita (o ferrita y martensita) endurecida por disolución sólida o endurecida por precipitación y su temperatura de transición de aparición de fracturas (vTrs) no es más alta que 0°C, obtenida por ensayos de impacto (% en términos de % en peso).

Documentos de la técnica anterior

Documentos de Patente

Documento de Patente 1: Solicitud de patente japonesa examinada, publicación N° H06-35647

Documento de Patente 2: Solicitud de patente europea no examinada, publicación N° EP 1 865 083 A1

Descripción de la invención

Problemas a ser solucionados por la invención

Para solucionar los problemas descritos anteriormente, la presente invención tiene como objetivo proporcionar una

lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, una lámina de acero bañado en caliente aleado, y métodos de producción de las mismas, y estas láminas de acero tienen una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más, y son excelentes en propiedades de fatiga, alargamiento, y propiedades de colisión.

5 Medios para solucionar los problemas

La lámina de acero de alta resistencia de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento, y propiedades de colisión, incluye: en términos de tanto por ciento en masa, 0,03 a 0,10% de C; 0,01 a 1,5% de Si; 1,0 a 2,5% de Mn; 0,1% o menos de P; 0,02% o menos de S; 0,01 a 1,2% de Al; 0,06 a 0,15% de Ti; y 0,01% o menos de N; y contiene como resto hierro e impurezas inevitables. Una resistencia a la tracción está en un intervalo de 590 MPa o más, y una relación de una resistencia a la deformación a la resistencia a la tracción está en un intervalo de 0,80 o más. Una microestructura incluye bainita en una relación de área de 40% o más, y siendo el resto uno o bien ambas de ferrita y martensita. Una densidad de precipitados de Ti(C,N) que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños está en un intervalo de 10^{10} precipitados/mm³ o más. Una relación (Hvs/Hvc) de una dureza (Hvs) a una profundidad de 20 μm desde una superficie a una dureza (Hvc) en un centro de un grosor de lámina está en un intervalo de 0,85 o más.

En la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, una relación de resistencia a la fatiga puede estar en un intervalo de 0,45 o más.

Una densidad de dislocación media puede estar en un intervalo de $1 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ o menos.

La lámina de acero de alta resistencia puede incluir además uno o más seleccionados del grupo que consiste en: en términos de tanto por ciento en masa, 0,005 a 0,1% de Nb; 0,005 a 0,2% de Mo; 0,005 a 0,2% de V; 0,0005 a 0,005% de Ca; 0,0005 a 0,005% de Mg; 0,0005 a 0,005% de B; 0,005 a 1% de Cr; 0,005 a 1% de Cu; y 0,005 a 1% de Ni.

La lámina de acero bañado en caliente de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, incluye: la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención descrita anteriormente; y una capa bañada en caliente provista en la superficie de la lámina de acero de alta resistencia.

En la lámina de acero bañado en caliente de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, la capa bañada en caliente puede consistir en cinc.

La lámina de acero bañado en caliente aleado de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, incluye: la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención descrita anteriormente; y una capa bañada en caliente aleada provista en la superficie de la lámina de acero de alta resistencia.

El método para producir la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, incluye: calentar una placa que incluye: en términos de tanto por ciento en masa, 0,03% a 0,10% de C; 0,01 a 1,5% de Si; 1,0 a 2,5% de Mn; 0,1% o menos de P; 0,02% o menos de S; 0,01 a 1,2% de Al; 0,06 a 0,15% de Ti; y 0,01% o menos de N; y que contiene como resto hierro e impurezas inevitables, a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C y realizar laminación en caliente bajo condiciones donde una laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo no menor que un punto Ar₃, obteniendo de este modo un material laminado en caliente; enrollar el material laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, obteniendo de este modo una lámina de acero laminado en caliente; someter la lámina de acero laminado en caliente a un decapado con ácido; someter la lámina de acero laminado en caliente decapada a una primera laminación de atemperación (de atemperación) a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%; recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (Tmax°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior cumple las Expresiones (1) y (2) como sigue; y someter la lámina de acero laminado en caliente recocida a una segunda laminación de atemperación.

$$530 - 0,7 \times T_{\text{max}} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\text{max}} \dots (1)$$

$$t > 0 \dots (2)$$

En el método para producir la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, puede ajustarse una tasa de alargamiento para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0% en la segunda laminación de atemperación.

1/2 o más de la cantidad de Ti contenido en la lámina de acero laminado en caliente después del enrollado puede existir en un estado de disolución sólida.

El método para producir la lámina de acero bañado en caliente de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, incluye: calentar una placa que incluye: en términos de tanto por ciento en masa, 0,03% a 0,10% de C; 0,01 a 1,5% de Si; 1,0 a 2,5% de Mn; 0,1% o menos de P; 0,02% o menos de S; 0,01 a 1,2% de Al; 0,06 a 0,15% de Ti; y 0,01% o menos de N; y que contiene como resto hierro e impurezas inevitables, a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C y realizar laminación en caliente bajo condiciones donde una laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo no menor que un punto Ar₃, obteniendo de este modo un material laminado en caliente; enrollar el material laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, obteniendo de este modo una lámina de acero laminado en caliente; someter la lámina de acero laminado en caliente a un decapado con ácido; someter la lámina de acero laminado en caliente decapada a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%; recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (T_{max}°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior cumple las Expresiones (1) y (2) como sigue, y realizar un baño en caliente para formar una capa bañada en caliente sobre una superficie de la lámina de acero laminado en caliente, obteniendo de este modo una lámina de acero bañado en caliente; y someter la lámina de acero bañado en caliente a una segunda laminación de atemperación.

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\max} \dots (1)$$

$$t > 0 \dots (2)$$

En el método para producir la lámina de acero bañado en caliente de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, puede ajustarse una tasa de alargamiento para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0% en la segunda laminación de atemperación.

El método para producir la lámina de acero bañado en caliente aleado de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, incluye: calentar una placa que incluye: en términos de tanto por ciento en masa, 0,03% a 0,10% de C; 0,01 a 1,5% de Si; 1,0 a 2,5% de Mn; 0,1% o menos de P; 0,02% o menos de S; 0,01 a 1,2% de Al; 0,06 a 0,15% de Ti; y 0,01% o menos de N; y que contiene como resto hierro e impurezas inevitables, a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C, y realizar laminación en caliente bajo condiciones donde una laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo no menor que un punto Ar₃, obteniendo de este modo un material laminado en caliente; enrollar el material laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, obteniendo de este modo una lámina de acero laminado en caliente; someter la lámina de acero laminado en caliente a un decapado con ácido; someter la lámina de acero laminado en caliente decapada a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%; recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (T_{max}°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior cumple las Expresiones (1) y (2) como sigue, realizar un baño en caliente para formar una capa bañada en caliente sobre una superficie de la lámina de acero laminado en caliente, para obtener una lámina de acero bañado en caliente, y someter la lámina de acero bañado en caliente a un tratamiento de aleación para convertir la capa bañada en caliente en una capa bañada en caliente aleada; y someter la lámina de acero bañado en caliente sobre la que se realiza el tratamiento de aleación a una segunda laminación de atemperación.

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\max} \dots (1)$$

$$t > 0 \dots (2)$$

En el método para producir la lámina de acero bañado en caliente aleado de la presente invención que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, puede ajustarse una tasa de alargamiento para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0% en la segunda laminación de atemperación.

Efectos de la invención

En el método para producir la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, se obtiene una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más cumpliendo la composición de componentes descrita anteriormente. Además, se añade Ti, y en la etapa de laminación en caliente, la precipitación de carbonitruros de aleación es suprimida ajustando la temperatura de enrollado, y en la etapa de recocido, los carbonitruros de aleación son precipitados ajustando la temperatura de calentamiento y el tiempo de mantenimiento. Como resultado, se aplica un refuerzo de precipitación; y de este modo, se obtiene una alta tensión de deformación. Por lo tanto, puede conseguirse una alta capacidad de absorción de la energía de colisión (excelentes propiedades de colisión). Además, realizando el de atemperación antes del recocido, se introducen tensiones sólo en la capa superficial de la lámina de acero. Estas tensiones se convierten en sitios de precipitación de carbonitruros de aleación durante la etapa de recocido; y por lo tanto, la precipitación de carbonitruros en o en las inmediaciones de la capa superficial de la lámina de acero puede ser acelerada durante el recocido. De este modo, el ablandamiento de la capa superficial puede ser suprimido. Como resultado, la H_{vs}/H_{vc} de la lámina de acero puede ajustarse para que esté en un intervalo de 0,85 o más; y de este modo, puede conseguirse una alta relación de resistencia a la fatiga (excelentes

propiedades de fatiga). Además, realizando el de atemperación a una tasa de alargamiento predeterminada, puede conseguirse un excelente alargamiento (excelente maleabilidad).

Dado que la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención tiene la composición de componentes y la microestructura descritas anteriormente, puede obtenerse una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más y un excelente alargamiento (excelente maleabilidad). Además, dado que una densidad de precipitados de Ti(C,N) que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños está en un intervalo de 10^{10} precipitados/mm³ o más, se obtiene una alta tensión de deformación. Por lo tanto, puede conseguirse una alta capacidad de absorción de la energía de colisión (excelentes propiedades de colisión). Además, dado que una relación (Hvs/Hvc) está en un intervalo de 0,85 o más, puede conseguirse una alta relación de resistencia a la fatiga (excelentes propiedades de fatiga).

La lámina de acero bañado en caliente de la presente invención y la lámina de acero bañado en caliente aleado de la presente invención pueden conseguir los mismos efectos que los de la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente, y una excelente prevención de la corrosión.

Por consiguiente, la presente invención puede proporcionar una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, y una lámina de acero bañado en caliente aleado, que tienen una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más y excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, y métodos de producción de las mismas.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es un gráfico que muestra una relación entre Hvs/Hvc y una relación de resistencia a la fatiga.

La FIG. 2 es un gráfico que muestra una relación entre una tasa de alargamiento del primer de atemperación y Hvs/Hvc.

La FIG. 3 es un gráfico que muestra una relación entre una resistencia a la tracción y un alargamiento.

La FIG. 4 es un gráfico que muestra una relación entre una resistencia a la tracción y una relación de resistencia a la fatiga.

La FIG. 5 es un gráfico que muestra una relación entre una temperatura de calentamiento máxima (Tmax) del recocido y Hvs/Hvc.

La FIG. 6 es un gráfico que muestra una relación entre una temperatura de calentamiento máxima y un tiempo de mantenimiento en un intervalo de temperatura de 600°C o superior durante el recocido.

La FIG. 7 es un gráfico que muestra una relación entre una tasa de alargamiento (tasa de laminación) de un segundo de atemperación después del recocido y una relación de resistencia a la fatiga.

La FIG. 8 es un gráfico que muestra una relación entre la cantidad de Ti y una relación de dureza.

La FIG. 9 es un gráfico que muestra una relación entre la cantidad de Ti y una relación de deformación.

La FIG. 10 es un gráfico que muestra una relación entre la densidad de los precipitados de Ti(C,N) y una relación de deformación.

La FIG. 11 muestra fotografías TEM de la microestructura del Ejemplo Experimental B-k (acero de la presente invención), la FIG. 11(a) es una fotografía a un aumento de 5.000 veces, la FIG. 11(b) es una fotografía a un aumento de 100.000 veces, y la FIG. 11(c) es una fotografía a un aumento de 100.000 veces.

La FIG. 12 muestra fotografías TEM de la microestructura del Ejemplo Experimental B-e (acero comparativo), la FIG. 12(a) es una fotografía a un aumento de 5.000 veces, y la FIG. 12(b) es una fotografía a un aumento de 500.000 veces.

La FIG. 13 es un gráfico que muestra una distribución de tamaños de Ti(C,N) del Ejemplo Experimental B-k (acero de la presente invención).

La FIG. 14 es un gráfico que muestra una distribución de tamaños de Ti(C,N) del Ejemplo Experimental B-e (acero comparativo).

Mejor modo para llevar a cabo la invención

Los detalles de la presente invención se describirán a continuación.

Los inventores se han centrado en el hecho de que para producir una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, o una lámina de acero bañado en caliente aleado que tienen excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión que no pueden conseguirse en la técnica anterior, el

refuerzo de precipitación debido a elementos de microaleación tales como Ti, Nb, Mo y V tiene que ser utilizado suficientemente, y han examinado las influencias de los componentes de aleación y las condiciones de producción sobre los comportamientos de precipitación.

Esto es, los inventores examinaron los comportamientos de precipitación de carbonitruros de aleación de Ti, Nb, Mo y V que se producen durante la producción de una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, o una lámina de acero bañado en caliente aleado. En detalle, los inventores examinaron una temperatura de enrollado de un material laminado en caliente, las condiciones de recocido en una etapa de recocido (incluyendo etapa de galvanización), y una influencia de las dislocaciones introducidas en la superficie de la lámina de acero durante la laminación de atemperación realizada después de decapar con ácido la lámina de acero laminada en caliente. Después, los inventores examinaron una influencia sobre las propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión.

Como resultado, los inventores encontraron que para obtener una alta tensión de deformación utilizando el refuerzo de precipitación para el fin de mejorar las propiedades de colisión, es preferible suprimir la precipitación de carbonitruros de aleación en una etapa de laminación en caliente y precipitar los carbonitruros de aleación en una matriz para realizar un refuerzo de precipitación en una etapa de recocido. Además, los inventores pensaron que para aumentar la dureza de la capa superficial de la lámina de acero, lo que tiene una gran influencia en las propiedades de fatiga, es eficaz precipitar los carbonitruros de aleación en o en las inmediaciones de la capa superficial de la lámina de acero en la etapa de recocido. Además, los inventores encontraron que, como método para acelerar la precipitación de carbonitruros de aleación, es eficaz realizar una laminación de atemperación para introducir intensivamente tensiones sólo en la capa superficial y las inmediaciones de la misma en la lámina de acero después de realizar el laminado en caliente y el decapado con ácido. Es eficaz aumentar los sitios de precipitación de carbonitruros de aleación mediante la laminación de atemperación, y estos carbonitruros de aleación precipitan durante el recocido; y de este modo, se extiende un aumento en la resistencia debido al refuerzo de precipitación. Además, los inventores encontraron también que la rugosidad superficial es mejorada y la capa superficial es endurecida por deformación sometiendo a la lámina de acero a laminación de atemperación a una tasa de laminación de 1,0% o más después de completar el recocido; y de este modo, las propiedades de fatiga son mejoradas adicionalmente.

Por consiguiente, llega a ser posible producir una lámina de acero que tiene una alta tensión de deformación que no podría conseguirse por un método de producción de una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañado en caliente, o una lámina de acero bañado en caliente aleado de la técnica anterior. Específicamente, realizando un recocido después de la laminación de atemperación, la capa superficial y las inmediaciones de la misma son endurecidas por refuerzo de precipitación debido a los carburos de aleación; y de este modo, las propiedades de fatiga son mejoradas. Además, mediante la laminación de atemperación después del recocido, la rugosidad superficial es mejorada adicionalmente, y la capa superficial y las inmediaciones de la misma son endurecidas por deformación. Por consiguiente, las propiedades de fatiga son potenciadas adicionalmente.

A continuación, se describirá la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención. Primero, se describen las razones para las limitaciones asociadas con los componentes de la lámina de acero.

El contenido de C se ajusta para que esté en un intervalo de 0,03 a 0,10%. En el caso donde el contenido de C es menos que 0,03%, la resistencia se degrada, y los 590 MPa, que es una resistencia a la tracción diana, no pueden conseguirse. Además, un grado de endurecimiento de la capa superficial de la lámina de acero después del recocido se reduce. Por lo tanto, el contenido de C se ajusta para que esté en un intervalo de 0,03% o más. Por otra parte, en el caso donde el contenido de C excede de 0,10%, la resistencia es aumentada excesivamente; y de este modo, el alargamiento se deteriora drásticamente. Por lo tanto, en la práctica, llega a ser difícil de conformar, y además, la capacidad de soldadura se deteriora drásticamente. Por lo tanto, el contenido de C se ajusta para que esté en un intervalo de 0,10% o menos.

El contenido de C está preferiblemente en un intervalo de 0,06 a 0,09%. En este caso, se obtiene una resistencia a la tracción de 590 MPa o más, y se obtiene también una relación de resistencia a la fatiga de 0,45 o más.

El Si es un elemento de refuerzo en disolución sólida, y es eficaz en aumentar la resistencia; y por lo tanto, según se aumenta el contenido de Si, el equilibrio entre la resistencia a la tracción y el alargamiento es mejorado. Sin embargo, cuando el contenido de Si es demasiado grande, El Si tiene una influencia en la humectabilidad de galvanización y las propiedades de conversión química. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Si se ajusta para que sea 1,5%. Además, dado que se usa Si para desoxidar y que el Si se incorpora inevitablemente, el límite inferior del mismo se ajusta para que sea 0,01%.

Es preferible que el contenido de Si esté en un intervalo de 1,2% o menos. Puede haber casos donde se produzcan problemas con la humectabilidad de galvanización o las propiedades de conversión química debido a una influencia de las condiciones durante la laminación en caliente o una atmósfera durante un recocido continuo. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Si es preferiblemente 1,2%.

El contenido de Mn se ajusta para que esté en un intervalo de 1,0 a 2,5%. El Mn es un elemento eficaz en potenciar

el refuerzo en disolución sólida y la capacidad de endurecimiento; sin embargo, los 590 MPa, que es una resistencia a la tracción diana, no pueden conseguirse en el caso donde el contenido de Mn es menos que 1,0%. Por lo tanto, el contenido de Mn se ajusta para que esté en un intervalo de 1,0% o más. Por otra parte, en el caso donde el contenido de Mn excede de 2,5%, es más probable que ocurra segregación, y la conformabilidad por presión se deteriora. En la práctica, el contenido de Mn está preferiblemente en un intervalo de 1,0 a 1,8% con respecto a la lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción de 590 a 700 MPa, y el contenido de Mn está preferiblemente en un intervalo de 1,6 a 2,2% con respecto a la lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción de 700 MPa a 900 MPa, y el contenido de Mn está preferiblemente en un intervalo de 2,0 a 2,5% con respecto a la lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción de 900 MPa o más. Hay un intervalo de cantidades de Mn adecuado dependiendo de la resistencia a la tracción, y una adición excesiva de Mn causa un deterioro de la maleabilidad debido a la segregación de Mn. Por lo tanto, es preferible que el contenido de Mn sea ajustado de acuerdo con la resistencia a la tracción descrita anteriormente.

El P actúa como un elemento de refuerzo en disolución sólida y aumenta la resistencia de la lámina de acero. Sin embargo, cuando el contenido de P es demasiado grande, la maleabilidad o la capacidad de soldadura de la lámina de acero se degrada, lo que no es preferible. En particular, en el caso donde el contenido de P excede de 0,1%, la degradación de la maleabilidad o la capacidad de soldadura de la lámina de acero llega a ser notable. Por lo tanto, el contenido de P se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,1% o menos, y se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,02% o menos.

En el caso donde el contenido de S es demasiado grande, se generan inclusiones tales como MnS; y de este modo, la expansibilidad del metal se degrada, y además, se producen grietas durante la laminación en caliente. Por lo tanto, es preferible que el contenido de S se reduzca para que sea tan bajo como sea posible. En particular, para prevenir la aparición de grietas durante la laminación en caliente y obtener buena maleabilidad, el contenido de S se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,02% o menos, y se ajusta más preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,01% o menos.

El contenido de Al se ajusta para que esté en un intervalo de 0,01 a 1,2%. Añadiendo Al como elemento desoxidante, la cantidad de oxígeno disuelto en un acero fundido puede ser reducida eficazmente. En el caso donde el contenido de Al está en un intervalo de 0,01% o más, es posible impedir que el Ti, Nb, Mo y V, que son elementos importantes en la presente invención, formen óxidos de aleación con el oxígeno disuelto. De esta manera, el Al se usa para desoxidar; sin embargo, el Al se incorpora inevitablemente. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de Al se ajusta para que sea 0,01%, y el contenido de Al está preferiblemente en un intervalo de 0,02% o más. Por otra parte, en el caso donde el contenido de Al excede de 1,2%, el Al llega a ser un factor que deteriora las propiedades de galvanización y las propiedades de conversión química. Por lo tanto, el contenido de Al se ajusta para que esté en un intervalo de 1,2% o menos, y se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,6% o menos.

El Ti es un elemento importante en la presente invención. El Ti es un elemento importante para el refuerzo de precipitación de la lámina de acero durante el recocido después de la laminación en caliente. En el procedimiento de producción, es necesario mantener un estado de disolución sólida a la vez de suprimir la cantidad de precipitados formados tan bajo como sea posible en una etapa de laminación en caliente (una etapa desde la laminación en caliente hasta el enrollado); y, por lo tanto, una temperatura de enrollado durante la laminación en caliente se ajusta para que esté en un intervalo de 600°C o menos, en la que es menos probable que se generen precipitados de Ti. Además, la laminación de atemperación se realiza antes del recocido; y de este modo, se introducen dislocaciones. Después, en una etapa de recocido, el Ti(C,N) precipita finamente sobre las dislocaciones introducidas. En particular, en o en las inmediaciones de la capa superficial de la lámina de acero donde una densidad de dislocaciones está aumentada, el efecto (precipitación fina de Ti(C,N)) llega a ser notable. Debido a este efecto, llega a ser posible alcanzar una $H_{vs}/H_{vc} \geq 0,85$, y pueden conseguirse altas propiedades de fatiga. Además, por el refuerzo de precipitación debido a una adición de Ti, una relación de deformación, que es una relación de una resistencia a la deformación a una resistencia a la tracción, puede estar en un intervalo de 0,80 o más. Entre los muchos elementos de refuerzo de precipitación, el Ti tiene la capacidad de refuerzo de precipitación más alta. Esto es debido a que una diferencia entre la solubilidad del Ti en una fase γ y la solubilidad del Ti en una fase α es grande. Para conseguir una resistencia a la tracción de 590 MPa o más, una $H_{vs}/H_{vc} \geq 0,85$ y una relación de deformación de 0,80 o más, es necesario ajustar el contenido de Ti para que esté en un intervalo de 0,06% o más, como se muestra en las FIGS. 8 y 9. En el caso donde el contenido de Ti es menos que 0,06%, como se muestra en la FIG. 10, una densidad de precipitados de Ti(C,N) que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños llega a ser menos que 10^{10} trozos/mm³; y de este modo, no se obtiene una relación de deformación alta. El Ti contribuye al refuerzo de precipitación, y además, el Ti es un elemento que retrasa una velocidad de recristalización de austenita durante la laminación en caliente. Por lo tanto, en el caso donde el contenido de Ti es excesivo, la textura de la lámina de acero laminada en caliente se desarrolla; y de este modo, la anisotropía después del recocido es aumentada. En concreto, en el caso donde el contenido de Ti excede de 0,15%, la anisotropía de la lámina de acero es aumentada particularmente. Como resultado, la maleabilidad se degrada. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Ti se ajusta para que sea 0,15% y se ajusta preferiblemente para que sea 0,12%.

El N forma TiN; y de este modo, la maleabilidad de la lámina de acero se degrada. Por lo tanto, es preferible que el contenido de N sea tan bajo como sea posible. En particular, en el caso donde el contenido de N excede de 0,01%, se genera TiN grueso; y de este modo, la maleabilidad de la lámina de acero se deteriora, y además, la cantidad de

Ti que no contribuye al refuerzo de precipitación es aumentada. Por lo tanto, es preferible que el contenido de N se ajuste para que esté en un intervalo de 0,01% o menos.

La lámina de acero de la presente invención incluye los elementos descritos anteriormente y el resto, que es hierro e impurezas inevitables. Según se necesite, pueden estar contenidos además uno o más seleccionados de Nb, Mo, V, Ca, Mg, B, Cr, Cu y Ni.

El Nb es un elemento importante como elemento de refuerzo de precipitación como el Ti. Sin embargo, en el caso donde el contenido de Nb es menos que 0,005%, el efecto es pequeño. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de Nb se ajusta para que sea 0,005%. Además, como es el caso con el Ti, el Nb tiene un efecto de retrasar la velocidad de recristalización de austenita durante la laminación en caliente. Por lo tanto, en el caso donde el contenido de Nb es excesivo, la maleabilidad se deteriora. En concreto, en el caso donde el contenido de Nb excede de 0,1%, un aumento en la resistencia por el refuerzo de precipitación se satura, y además, el alargamiento se degrada. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Nb se ajusta para que sea 0,1%. En el caso donde está contenido Nb junto con Ti, el efecto de hacer a los tamaños de grano finos llega a ser prominente. Por lo tanto, es preferible que el contenido de Nb esté en un intervalo de 0,02 a 0,05%, y en este caso, el efecto descrito anteriormente se obtiene drásticamente.

Como es el caso con el Ti y el Nb, el Mo y el V son elementos de refuerzo de precipitación. En el caso donde el contenido de Mo y el contenido de V son cada uno menos que 0,005%, el efecto es pequeño. Además, en el caso donde el contenido de Mo y el contenido de V exceden cada uno de 0,2%, el efecto de mejorar el refuerzo de precipitación es pequeño, y además, el alargamiento se deteriora. Por lo tanto, el contenido de Mo y el contenido de V se ajustan cada uno para que estén en un intervalo de 0,005 a 0,2%.

El Ca forma CaS, que es un compuesto con S, y se une al S. Como resultado, hay un efecto de suprimir la generación de MnS. El Mg tiene un efecto de hacer a las inclusiones finas. En el caso donde el contenido de Ca y el contenido de Mg exceden cada uno de 0,005%, la cantidad de inclusiones es aumentada debido a la adición excesiva; y de este modo, la expansibilidad de agujero se deteriora. Por lo tanto, los límites superiores de los mismos se ajustan para que sean 0,005%. Además, en el caso donde el contenido de Ca y el contenido de Mg son cada uno menos que 0,0005%, el efecto descrito anteriormente no se obtiene suficientemente. Por lo tanto, es preferible que los límites inferiores de los mismos sean 0,0005%.

El B es un elemento que puede mejorar la capacidad de endurecimiento drásticamente. Por lo tanto, en el caso donde no se obtiene suficiente capacidad de enfriamiento debido a la limitación del equipo en una línea de laminación en caliente, o en el caso donde se generan grietas en los límites de los granos debido a una fragilización mecánica secundaria, el B está contenido según se necesite con el fin de reforzar los límites de los granos. En el caso donde el contenido de B excede de 0,005%, la mejora de la capacidad de endurecimiento no se obtiene en la práctica; y por lo tanto, el límite superior del contenido de B se ajusta para que sea 0,005%. En el caso donde el contenido de B es menos que 0,0005%, el efecto descrito anteriormente no se obtiene suficientemente. Por lo tanto, es preferible que el límite inferior del contenido de B sea 0,0005%.

Como es el caso con el Mn, el Cr es uno de los elementos eficaces en potenciar la capacidad de endurecimiento. Por lo tanto, según es aumentado el contenido de Cr, la resistencia a la tracción de la lámina de acero es aumentada. En el caso donde el contenido de Cr es grande, precipitan carburos de aleación a base de Cr tales como Cr_{23}C_6 , y cuando estos carburos precipitan preferentemente en los límites de los granos, la conformabilidad por presión se deteriora. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Cr se ajusta para que sea 1%. Además, en el caso donde el contenido de Cr es menos que 0,005%, el efecto descrito anteriormente no se obtiene suficientemente. Por lo tanto es preferible que el límite inferior del contenido de Cr sea 0,005%.

El Cu tiene un efecto de aumentar la resistencia del material de acero debido a la precipitación del mismo. Los elementos de aleación tales como el Ti se unen a C o N y forman carburos de aleación; sin embargo, el Cu precipita en solitario y refuerza el material de acero. Sin embargo, un material de acero que contiene una gran cantidad de Cu se vuelve quebradizo durante la laminación en caliente. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Cu se ajusta para que sea 1%. Además, en el caso donde el contenido de Cu es menos que 0,005%, el efecto descrito anteriormente no se obtiene suficientemente. Por lo tanto, es preferible que el límite inferior del contenido de Cu sea 0,005%.

Como es el caso con el Mn, el Ni potencia la capacidad de endurecimiento del material de acero, y además, el Ni contribuye a la mejora de la tenacidad. Además, el Ni tiene un efecto de prevenir la fragilidad en caliente en el caso de incluir Cu. Sin embargo, dado que los costes de aleación son muy caros, el límite superior del contenido de Ni se ajusta para que sea 1%. En el caso donde el contenido de Ni es menos que 0,005%, el efecto descrito anteriormente no se obtiene suficientemente. Por lo tanto, es preferible que el límite inferior del contenido de Ni sea 0,005%.

A continuación, se describirá la microestructura de la lámina de acero, que es una de las características de la presente invención.

Según la presente invención, la microestructura incluye bainita en una relación de área de 40% o más, siendo el resto una cualquiera o ambas de ferrita y martensita. Aquí, la microestructura es una microestructura en una porción

central del grosor de la lámina que se observa tomando una muestra de una porción de la lámina de acero que es 1/4 del grosor de la lámina interior desde la superficie.

En la presente invención, en el caso donde la relación de área de bainita está en un intervalo de 40% o más, puede esperarse un aumento en la resistencia debido al refuerzo de precipitación. Esto es, una temperatura a la que se enrolla el material laminado en caliente se ajusta para que esté en un intervalo de 600°C o menos para asegurar Ti en disolución sólida en la lámina de acero laminado en caliente, y esta temperatura es cercana a la temperatura de transformación de la bainita. Por lo tanto, está incluida una gran cantidad de bainita en la microestructura de la lámina de acero laminado en caliente, y las dislocaciones por transformación que son introducidas simultáneamente con transformación aumentan una cantidad de sitios de nucleación de TiC durante el recocido; y de este modo, puede conseguirse un refuerzo de precipitación más alto. La relación de área de la bainita es cambiada drásticamente debido a un historial de enfriamiento durante la laminación en caliente; sin embargo, la relación de área de la bainita se ajusta dependiendo de las propiedades necesitadas del material. La relación de área de la bainita está preferiblemente en un intervalo de más que 70%. En este caso, el aumento en la resistencia debido al refuerzo de precipitación es potenciado adicionalmente, y además, una cantidad de cementita gruesa, que es inferior en conformabilidad por presión, se reduce; y de este modo, la conformabilidad por presión puede ser mantenida apropiadamente. El límite superior de la relación de área de la bainita es preferiblemente 90%.

En la presente invención, en el procedimiento de producción, en la etapa de laminación en caliente (una etapa desde la laminación en caliente hasta el enrollado), el Ti en la lámina de acero laminado en caliente se mantiene en un estado de disolución sólida, y después se introducen tensiones en la capa superficial por laminación de atemperación después de la laminación en caliente. Después, en la etapa de recocido, precipita Ti(C,N) en la capa superficial mientras se utilizan las tensiones introducidas como sitios de nucleación. Como resultado, las propiedades de fatiga son mejoradas. Por lo tanto, es importante completar (terminar) la laminación en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, donde la precipitación del Ti es menos probable que tenga lugar. Esto es, es importante enrollar el material laminado en caliente a una temperatura en un intervalo de 600°C o menos. En la estructura de la lámina de acero laminado en caliente obtenida enrollando el material laminado en caliente (la estructura en la etapa de laminación en caliente), la fracción de bainita puede ser arbitraria. En particular, en el caso donde se desea un alargamiento alto para los productos (lámina de acero de alta resistencia, lámina de acero bañado en caliente, y lámina de acero bañado en caliente aleado), es eficaz aumentar la fracción de ferrita durante la laminación en caliente. Por otra parte, en el caso donde se considera importante la expansibilidad de agujero, el material laminado en caliente puede ser enrollado a temperatura más baja; y de este modo, la microestructura que incluye bainita y martensita como fases principales puede ser formada.

Como se describió anteriormente, dado que el enrollado se realiza a una temperatura en un intervalo de 600°C o menos para asegurar la cantidad de Ti en disolución sólida en la lámina de acero laminado en caliente, la microestructura de la lámina de acero laminado en caliente (la microestructura en la etapa de laminación en caliente) consiste sustancialmente en bainita, siendo el resto una cualquiera o ambas de ferrita y martensita. Después, la lámina de acero laminado en caliente se calienta hasta 600°C o superior en el recocido; y de este modo, la bainita y martensita son atemperadas. En general, el atemperado significa reducir una densidad de dislocación mediante un tratamiento con calor. La bainita y martensita generadas a una temperatura de 600°C o menos son atemperadas durante el recocido. Por lo tanto, puede decirse que la bainita y martensita en la microestructura de los productos son bainita atemperada y martensita atemperada en la práctica. La bainita atemperada y la martensita atemperada se distinguen de la bainita y martensita generales porque la bainita atemperada y la martensita atemperada tienen bajas densidades de dislocación como sigue.

La microestructura de la lámina de acero laminado en caliente en la etapa de laminación en caliente contiene bainita y martensita; y por lo tanto, la densidad de dislocación es alta. Sin embargo, dado que la bainita y la martensita son atemperadas durante el recocido, la densidad de dislocación se reduce. En el caso donde un tiempo de recocido es insuficiente, la densidad de dislocación se mantiene en un valor alto; y como resultado, el alargamiento se hace bajo. Por lo tanto, es preferible que la densidad de dislocación media de la lámina de acero después del recocido esté en un intervalo de $1 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ o menos. En el caso donde el recocido se realiza bajo condiciones que cumplen las Expresiones (1) y (2) descritas más tarde, la reducción en la densidad de dislocación tiene lugar simultáneamente con la precipitación de Ti(C,N). Esto es, en un estado donde la precipitación de Ti(C,N) tiene lugar suficientemente, la densidad de dislocación media de la lámina de acero se reduce. Típicamente, la reducción en la densidad de dislocación causa una reducción en la tensión de deformación del material de acero. Sin embargo, en la presente invención, el Ti(C,N) precipita simultáneamente con la reducción en la densidad de dislocación; y por lo tanto, se obtiene una tensión de deformación alta.

En la presente invención, un método de medida de la densidad de dislocación se realiza en base a “un método para medir una densidad de dislocación usando difracción de rayos X” descrito en CAMP-ISIJ Vol. 17 (2004) p. 396, y la densidad de dislocación media se calcula a partir de las anchuras a mitad de valor de los picos de difracción de (110), (211), y (220).

Dado que la microestructura tiene las propiedades descritas anteriormente, puede conseguirse una alta relación de deformación y una alta relación de resistencia a la fatiga, que no se consiguen por una lámina de acero que se produce utilizando el refuerzo de precipitación de la técnica anterior. Esto es, incluso en el caso donde la

microestructura en o en las inmediaciones de la capa superficial de la lámina de acero incluye ferrita como fase principal y exhibe una estructura gruesa a diferencia de la microestructura en la porción central del grosor de la lámina, la dureza de la capa superficial y las inmediaciones de la misma en la lámina de acero alcanza una dureza sustancialmente equivalente a la de la porción central de la lámina de acero debido a la precipitación de Ti(C,N) durante el recocido. Como resultado, la generación de grietas por fatiga es suprimida; y de este modo, la relación de resistencia a la fatiga es aumentada.

A continuación, se describirá la razón para las limitaciones asociadas con la resistencia a la tracción de la lámina de acero, que es el rasgo de la presente invención.

La resistencia a la tracción de la lámina de acero de la presente invención está en un intervalo de 590 MPa o más. El límite superior de la resistencia a la tracción no está limitado particularmente. Sin embargo, en un intervalo de componentes de la presente invención, el límite superior de la resistencia a la tracción práctica es aproximadamente 1.180 MPa.

Aquí, la resistencia a la tracción se evalúa por el siguiente método. Se produce un espécimen N° 5 descrito en JIS-Z2201, y después se realiza un ensayo de tracción según un método de ensayo descrito en JIS-Z2241.

En la presente invención, una relación (relación de deformación) de la resistencia a la deformación a la resistencia a la tracción que son obtenidas por el ensayo de tracción llega a ser 0,80 o más debido al refuerzo de precipitación.

Para alcanzar una relación de deformación alta como en la presente invención, el refuerzo de precipitación debido a Ti(C,N) y similares que precipita por la atemperación de bainita es más importante que el refuerzo de transformación debido a una fase dura tal como martensita. En la presente invención, una densidad de precipitados de Ti(C,N) que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños que es eficaz en el refuerzo de precipitación está en un intervalo de 10^{10} trozos/mm³ o más. De este modo, puede realizarse una relación de deformación en un intervalo de 0,80 o más descrito anteriormente. Aquí, los precipitados de los que el diámetro circular equivalente obtenido por una raíz cuadrada de (eje mayor x eje menor) es más grande que 10 nm no tienen una influencia sobre las propiedades obtenidas en la presente invención. En contraste, según se hace más pequeño el tamaño del precipitado, el refuerzo de precipitación debido a Ti(C,N) se obtiene más eficazmente; y como resultado, hay una posibilidad de que una cantidad añadida de elementos de aleación pueda ser reducida. Por lo tanto, se define una densidad de precipitados de Ti(C,N) que tienen tamaños de grano de 10 nm o más pequeños.

Aquí, los precipitados se observan por el siguiente método. Se produce una muestra de réplica según un método descrito en la solicitud de patente japonesa, primera publicación N° 2004-317203, y después la muestra de réplica se observa con un microscopio electrónico de transmisión. El aumento del campo de visión se ajusta para que esté en un intervalo de un aumento de 5.000 veces a un aumento de 100.000 veces, y el número de Ti(C,N) que tiene tamaños de 10 nm o más pequeños se cuenta desde 3 o más campos de visión. Además, se obtiene un peso electrolítico a partir de un cambio en el peso antes y después de la electrólisis, y el peso se convierte en un volumen por una gravedad específica de 7,8 ton/m³. Después, el número contado se divide por el volumen; y de este modo, se calcula la densidad de precipitación.

A continuación, se describirán las razones para las limitaciones asociadas con una distribución de dureza de la lámina de acero, que es una de las características de la presente invención.

Los inventores han encontrado que para mejorar las propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión en una lámina de acero de alta resistencia en la que se utiliza refuerzo de precipitación debido a elementos de microaleación, las propiedades de fatiga son mejoradas ajustando una relación de la dureza de la capa superficial de la lámina de acero a la dureza de la porción central de la lámina de acero para que esté en un intervalo de 0,85 o más. Aquí, la dureza de la capa superficial de la lámina de acero es una dureza en una porción que es 20 µm (a una profundidad de 20 µm) interior desde la superficie y se representa por Hvs. Además, la dureza de la porción central de la lámina de acero es una dureza en una porción que es 1/4 del grosor de la lámina (a una profundidad de 1/4 del grosor de la lámina) interior desde la superficie de la lámina de acero y se representa por Hvc. Los inventores han encontrado que las propiedades de fatiga se deterioran en el caso donde la relación Hvs/Hvc es menor que 0,85, y por otra parte, las propiedades de fatiga son mejoradas en el caso donde la relación Hvs/Hvc es 0,85 o más. Por lo tanto, Hvs/Hvc se ajusta para que esté en un intervalo de 0,85 o más.

La FIG. 1 muestra una relación entre Hvs/Hvc y la relación de resistencia a la fatiga. Puede verse que se puede conseguir una relación de resistencia a la fatiga de 0,45 o más en el caso donde Hvs/Hvc está en un intervalo de 0,85 o más. Por lo tanto, se obtienen propiedades de fatiga altas. Aquí, en el caso de la lámina de acero bañado en caliente o la lámina de acero bañado en caliente aleado, la capa superficial significa un intervalo que excluye el grosor del chapado. Esto es, la dureza de la capa superficial es una dureza en una porción que no está incluida en una capa bañada en caliente o una capa bañada en caliente aleada y que es 20 µm interior desde la superficie de la lámina de acero de alta resistencia. Además, la razón de determinar la porción de medida de la dureza de la capa superficial de la lámina de acero a una porción que es 20 µm (a una profundidad de 20 µm) interior desde la superficie se describe como sigue. En la práctica, con respecto a una lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción de 590 MPa o más, la dureza se mide en una sección transversal de la lámina de acero usando un medidor

de dureza Vickers. En base a la premisa de esta medida, se determina la porción de medida a partir de la capacidad de medida. Por lo tanto, en el caso donde es posible medir la dureza de la capa superficial en una porción más cercana a la superficie usando una técnica de nanoindentación, la porción de medida puede ser determinada en base a la capacidad de medida. Aquí, en el caso donde la medida se realiza en una porción diferente de la porción que es 20 μm (a una profundidad de 20 μm) interior desde la superficie, es imposible comparar de manera sencilla los valores absolutos de las Hvs y Hvc medidas, dado que los métodos de medida son diferentes. Sin embargo, el umbral de Hvs/Hvc, que es una relación de estas durezas, puede usarse como es.

En la presente invención, el tipo de la lámina de acero que es un producto es un acero de alta resistencia que se obtiene sometiendo una lámina de acero laminado en caliente a decapado con ácido y laminación de atemperación y realizando después un recocido sobre la misma.

La lámina de acero bañada en caliente de la presente invención incluye la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente de la presente invención, y la capa bañada en caliente provista sobre la superficie de la lámina de acero de alta resistencia. Además, la lámina de acero bañada en caliente aleado de la presente invención incluye la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente de la presente invención, y la capa bañada en caliente aleada provista sobre la superficie de la lámina de acero de alta resistencia.

Como capa bañada en caliente y capa bañada en caliente aleada, por ejemplo, pueden emplearse capas que consisten en uno cualquiera o ambos de cinc y aluminio, y específicamente, puede emplearse una capa galvanizada por baño en caliente, una capa galvanizada por baño en caliente aleada, una capa aluminizada por baño en caliente, una capa aluminizada por baño en caliente aleada, una capa revestida de Zn-Al por baño en caliente, una capa revestida de Zn-Al por baño en caliente aleada, y similares. En particular, en términos de capacidad de chapado y resistencia a la corrosión, son preferibles una capa galvanizada por baño en caliente y una capa galvanizada por baño en caliente aleada que consiste en cinc.

La lámina de acero bañada en caliente o la lámina de acero bañada en caliente aleada se producen sometiendo la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente de la presente invención a baño en caliente o baño en caliente aleado. Aquí, el baño en caliente aleado es un procedimiento para realizar un baño en caliente para producir una capa bañada en caliente sobre la superficie y realizar un tratamiento de aleación sobre la misma para convertir la capa bañada en caliente en una capa bañada en caliente aleada.

La lámina de acero bañada en caliente o la lámina de acero bañada en caliente aleada incluye la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, y la capa bañada en caliente o la capa bañada en caliente aleada está formada sobre la superficie; y por lo tanto, los efectos de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención y excelente prevención de la corrosión pueden conseguirse.

A continuación, se describirá un método para fabricar la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención.

Primero, una placa que tiene la composición de componentes descrita anteriormente se recalienta a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C. Como placa, puede usarse una placa inmediatamente después de ser producida por un equipo de colado continuo, o una placa producida por un horno eléctrico.

Ajustando la temperatura de calentamiento de la placa para que esté en un intervalo de 1.150°C o más, los elementos formadores de carburos y el carbono pueden ser descompuestos y disueltos suficientemente en el material de acero. Sin embargo, en el caso donde la temperatura de calentamiento de la placa excede de 1.280°C, no es preferible en términos de costes de producción; y por lo tanto, el límite superior se ajusta para que sea 1.280°C. Para disolver los carbonitruros precipitados, es preferible que la temperatura de calentamiento esté en un intervalo de 1.200°C o más.

A continuación, la placa recalentada se somete a laminación en caliente bajo condiciones donde la laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo del punto Ar_3 o más; y de este modo, se obtiene un material laminado en caliente. Después, el material laminado en caliente se enrolla en un intervalo de temperatura de 600°C o menos; y de este modo, se obtiene una lámina de acero laminado en caliente.

En el caso donde una temperatura de finalización (una temperatura en la que la laminación de finalización se termina) durante la laminación en caliente es menos que el punto Ar_3 , tiene lugar una precipitación de carbonitruros de aleación o un engrosamiento de los granos en la capa superficial; y de este modo, la resistencia de la capa superficial se reduce notablemente. Por lo tanto, no se obtienen propiedades de fatiga excelentes. Por consiguiente, para impedir el deterioro de las propiedades de fatiga, el límite inferior de la temperatura de finalización durante la laminación en caliente se ajusta para que esté en un intervalo del punto Ar_3 o más. El límite superior de la temperatura de finalización no está limitado particularmente, sin embargo, en la práctica, el límite superior de la misma es aproximadamente 1.050°C.

A continuación, se describirá un historial de enfriamiento de la temperatura de finalización durante la laminación en caliente hasta el enrollado.

En la presente invención, ajustando la temperatura de enrollado para que esté en un intervalo de 600°C o menos, la

precipitación de carbonitruros de aleación en la etapa de la lámina de acero laminado en caliente (la etapa desde la laminación en caliente hasta el enrollado) es suprimida. La temperatura de enrollado es importante, y las propiedades de la presente invención no son degradadas por el historial de enfriamiento antes del inicio del enrollado.

- 5 Sin embargo, en el caso donde la relación de la microestructura se ajusta para ajustar el equilibrio entre alargamiento y expansibilidad de agujero, que se usan principalmente como índices de conformabilidad de una lámina de acero para un automóvil, hasta un valor deseado, es necesario controlar el historial de calentamiento desde la temperatura de finalización hasta el inicio del enrollado. Por ejemplo, según aumenta una fracción de ferrita, el alargamiento mejora; sin embargo, la expansibilidad de agujero se deteriora.
- 10 Por lo tanto, en el caso donde se produce una lámina de acero de la que se considera importante el alargamiento, es necesario reducir la temperatura de finalización y realizar un enfriamiento por aire en un intervalo de temperatura inmediatamente por encima de una temperatura de inicio de bainita (punto Bs) para causar la transformación de ferrita positivamente. En particular, es preferible causar positivamente la transformación de ferrita durante la laminación en caliente. Específicamente, la temperatura de finalización se ajusta para que esté en un intervalo del
- 15 punto Ar_3 o más a (punto $Ar_3+50^\circ C$) o menos; y de este modo, se introducen muchas tensiones de procesamiento en la austenita antes de la transformación. Después, estas tensiones se utilizan como sitios de nucleación de ferrita, y es mantenida una temperatura en un intervalo de temperatura en el que la transformación de ferrita es más probable que tenga lugar, específicamente, de 600 a 680°C durante 1 a 10 segundos. De esta manera, es preferible que la transformación de ferrita sea acelerada. Después de este mantenimiento intermedio, es necesario enfriar de nuevo y
- 20 enrollar en un intervalo de temperatura de 600°C o menos.

Por otra parte, en el caso donde se produce una lámina de acero de la cual la expansibilidad de agujero se considera importante, es eficaz aumentar la temperatura de finalización y realizar un enfriamiento rápido hasta una temperatura en un intervalo del punto Bs o menos para aumentar la capacidad de endurecimiento. En particular, es preferible que la microestructura sea más homogénea y las propiedades mecánicas de la misma tengan menos

25 anisotropía. Específicamente, la temperatura de finalización se ajusta para que esté en un intervalo de ($Ar_3+50^\circ C$) o más; y de este modo, la orientación de los cristales se dispone con una dirección específica durante la laminación en caliente. Como resultado, el desarrollo de textura es suprimido. Además, es preferible que para formar una estructura de fase única de bainita, la temperatura de enrollado del material laminado en caliente esté en un intervalo de 300 a 550°C.

- 30 En el caso donde la temperatura de enrollado excede de 600°C, tiene lugar la precipitación de carbonitruros de aleación en la lámina de acero laminado en caliente. Por lo tanto, el aumento en la resistencia debido a refuerzo de precipitados después del recocido no se obtiene suficientemente, y las propiedades de fatiga se deterioran. Por consiguiente, el límite superior de la temperatura de enrollado se ajusta para que sea 600°C. El límite inferior no se proporciona particularmente. Según se disminuye la temperatura de enrollado, las cantidades de Ti, Nb, Mo y V solubilizados en sólido aumentan; y de este modo, el aumento en la resistencia debido al refuerzo de precipitación durante el recocido es potenciado. Por lo tanto, para obtener las propiedades de la presente invención, es eficaz una
- 35 temperatura de enrollado más baja. Sin embargo, en la práctica, dado que la lámina de acero se enfría por enfriamiento con agua, la temperatura ambiente se convierte en el límite inferior.

Como se describió anteriormente, durante la fase de laminación en caliente, la temperatura de enrollado se controla para suprimir la precipitación de carbonitruros de aleación; y de este modo, el Ti se mantiene en un estado de disolución sólida a la vez que se suprime la cantidad de precipitados formados de manera tan baja como sea posible. En la lámina de acero laminada en caliente después del enrollado, es preferible que 1/2 o más de la cantidad del Ti contenido exista en estado de disolución sólida. En este caso, el aumento en la resistencia debido a

40 al refuerzo de precipitación después del recocido es potenciado adicionalmente.

- 45 A continuación, la lámina de acero laminado en caliente es decapada, y después la lámina de acero laminado en caliente decapada se somete a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%.

Se describe la razón para las limitaciones del alargamiento durante la primera laminación de atemperación después del decapado con ácido.

- 50 En la presente invención, es una condición de producción importante realizar el primer de atemperación a un alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%. Sometiendo la lámina de acero laminado en caliente a de atemperación, se proporcionan tensiones en la superficie de la lámina de acero. Durante el recocido en una etapa posterior, es más probable que se formen núcleos de carbonitruros de aleación sobre la dislocación por medio de estas tensiones; y de este modo, la capa superficial es endurecida. En el caso donde la tasa de alargamiento del de atemperación es
- 55 menos que 0,1%, no pueden proporcionarse suficientes tensiones; y como resultado, la dureza Hvs de la capa superficial no es aumentada. Por otra parte, en el caso donde la tasa de alargamiento del de atemperación excede de 5,0%, se proporcionan tensiones no sólo en la capa superficial sino también en la porción central de la lámina de acero; y como resultado, la maleabilidad de la lámina de acero se degrada. En una lámina de acero típica, la ferrita es recrystalizada por el recocido posterior; y de este modo, el alargamiento o expansibilidad de agujero es mejorado.

Sin embargo, en el caso donde la composición de componentes de la presente invención está incluida y el enrollado se realiza en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, el Ti, Nb, Mo y V, que están solubilizados en sólido en la lámina de acero laminado en caliente, retrasan drásticamente la recristalización de ferrita debida al recocido; y de este modo, el alargamiento y expansibilidad de agujero después del recocido no es mejorado. Por lo tanto, el límite superior de la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación se ajusta para que sea 5,0%. Las tensiones son proporcionadas de acuerdo con la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación. En términos de mejora de las propiedades de fatiga, el refuerzo de precipitación tiene lugar en la capa superficial y las inmediaciones de la misma en la lámina de acero durante el recocido de acuerdo con la cantidad de tensiones en la capa superficial de la lámina de acero. Por lo tanto, es preferible que la tasa de alargamiento esté en un intervalo de 0,4% o más. Además, en términos de maleabilidad de la lámina de acero, para prevenir el deterioro de la maleabilidad debido a las tensiones proporcionadas en la lámina de acero, es preferible que la tasa de alargamiento esté en un intervalo de 2,0% o menos.

A partir de los resultados de la FIG. 2, puede identificarse que en el caso donde la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación está en un intervalo de 0,1 a 5,0%, Hvs/Hvc es mejorada hasta estar en un intervalo de 0,85 o más. Además, también puede identificarse que en el caso donde no se realiza laminación de atemperación (la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación es 0%), o en el caso donde la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación excede de 5%, se cumple $Hvs/Hvc < 0,85$.

A partir de los resultados de la FIG. 3, puede identificarse que en el caso donde la tasa de alargamiento del primer de atemperación está en un intervalo de 0,1 a 5,0%, se obtiene un excelente alargamiento. Además, también puede identificarse que en el caso donde la tasa de alargamiento del primer de atemperación excede de 5,0%, el alargamiento se deteriora, y la conformabilidad por presión se deteriora. A partir de los resultados de la FIG. 4, puede identificarse que en el caso donde la tasa de alargamiento del primer de atemperación es 0% o excede de 5%, la relación de resistencia a la fatiga se deteriora.

A partir de los resultados de las Figs. 3 y 4, puede identificarse que en el caso donde la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación está en un intervalo de 0,1 a 5,0%, se obtienen sustancialmente el mismo alargamiento y relación de resistencia a la fatiga si las resistencias a la tracción son sustancialmente las mismas. Puede identificarse que en el caso donde la tasa de alargamiento de la laminación de atemperación excede de 5% (región de alto de atemperación), el alargamiento es bajo y la relación de resistencia a la fatiga es también baja, comparados con los de la lámina de acero de la presente invención que tiene una resistencia a la tracción en el mismo nivel.

A continuación, la lámina de acero laminado en caliente se recuece después de realizar la primera laminación de atemperación. Además, para el propósito de la corrección de la forma, puede usarse nivelación.

En la presente invención, el propósito de realizar el recocido no es atemperar la fase dura sino precipitar Ti, Nb, Mo y V como carbonitruros de aleación a partir de Ti, Nb, Mo y V que están solubilizados en sólido (disueltos como una disolución sólida) en la lámina de acero laminado en caliente. Por consiguiente, es importante controlar una temperatura de calentamiento máxima (Tmax) y un tiempo de mantenimiento durante la etapa de recocido. La temperatura de calentamiento máxima y el tiempo de mantenimiento se controlan para que estén en intervalos predeterminados; y de este modo, no sólo se aumenta la resistencia a la tracción y la tensión de deformación, sino que también se potencia la dureza de la capa superficial. Como resultado, las propiedades de fatiga y las propiedades de colisión son mejoradas. En el caso donde la temperatura y el tiempo de mantenimiento durante el recocido sean inapropiados, los carbonitruros no precipitan o los carbonitruros precipitados se engrosan. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento máxima y el tiempo de mantenimiento están limitados como sigue.

En la presente invención, la temperatura de calentamiento máxima durante el recocido se ajusta para que esté en un intervalo de 600 a 750°C. En el caso donde la temperatura de calentamiento máxima es menos que 600°C, un tiempo requerido para precipitar carbonitruros de aleación se hace largo drásticamente; y de este modo, llega a ser difícil producir la lámina de acero en un equipo de recocido continuo. Por lo tanto, el límite inferior de la misma se ajusta para que sea 600°C. Además, en el caso donde la temperatura de calentamiento máxima excede de 750°C, se produce un engrosamiento de los carbonitruros de aleación; y de este modo, el aumento en la resistencia debido al refuerzo por precipitación no se obtiene suficientemente. Además, en el caso donde la temperatura de calentamiento máxima está en un intervalo de un punto Ac_1 o más, la temperatura está en una región de dos fases de ferrita y austenita; y de este modo, el aumento en resistencia debido al refuerzo de precipitación no se obtiene suficientemente. Por lo tanto, el límite superior de la misma se ajusta para que sea 750°C. El propósito principal del recocido no es atemperar la fase dura sino precipitar Ti, que está solubilizado en sólido en la lámina de acero laminado en caliente. Aquí, la resistencia final es determinada por los componentes de aleación del material de acero y la fracción de cada fase en la microestructura de la lámina de acero laminado en caliente. Sin embargo, la mejora de las propiedades de fatiga debido al endurecimiento de la capa superficial y el potenciamiento de la relación de deformación, que son las características de la presente invención, no son influidos por los componentes de aleación del material de acero y la fracción de cada fase en la microestructura de la lámina de acero laminado en caliente.

Como resultado de los ensayos, se encontró que en el caso donde un tiempo de mantenimiento (t) en un intervalo

de temperatura de 600°C o superior durante el recocido cumple una relación de las Expresiones (1) y (2) como sigue en relación a la temperatura de calentamiento máxima Tmax durante el recocido, se logra una alta tensión de deformación y una Hvs/Hvc en un intervalo de 0,85 o más.

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\max} \dots (1)$$

5 $t > 0 \dots (2)$

A partir de los resultados de la FIG. 5, puede identificarse que en el caso donde la temperatura de calentamiento máxima está en un intervalo de 600 a 750°C, Hvs/Hvc llega a ser 0,85 o más.

Además, como se muestra en la FIG. 6, todas las láminas de acero de la presente invención en los ejemplos se producen bajo condiciones donde el tiempo de mantenimiento (t) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior cumple los intervalos de las Expresiones (1) y (2). A partir de los resultados de evaluación de las láminas de acero de la presente invención en los ejemplos, puede identificarse que en el caso donde el tiempo de mantenimiento (t) cumple los intervalos de las Expresiones (1) y (2), Hvs/Hvc llega a ser 0,85 o más.

A partir de los ejemplos, puede identificarse que en el caso donde Hvs/Hvc está en un intervalo de 0,85 o más, la relación de resistencia a la fatiga llega a ser 0,45 o más. En el caso donde la temperatura de calentamiento máxima está en un intervalo de 600 a 750°C, la capa superficial se endurece debido a refuerzo de precipitación; y de este modo, Hvs/Hvc llega a ser 0,85 o más. Ajustando la temperatura de calentamiento máxima y el tiempo de mantenimiento en un intervalo de temperatura de 600°C o superior para que esté en los intervalos descritos anteriormente, la capa superficial es endurecida suficientemente comparado con la dureza de la porción central de la lámina de acero. Como resultado, como se muestra en los ejemplos, la relación de resistencia a la fatiga llega a ser 0,45 o más. Esto es debido a que la generación de grietas de fatiga puede ser retrasada por el endurecimiento de la capa superficial. Según es aumentada la dureza de la capa superficial, el efecto es aumentado.

Además, a partir de los resultados de la FIG. 5, puede identificarse que en el caso donde la temperatura de calentamiento máxima no está en el intervalo (fuera del intervalo) de 600 a 750°C, se cumple Hvs/Hvc < 0,85. Además, a partir de los ejemplos, puede identificarse que incluso en el caso donde la temperatura de calentamiento máxima está en un intervalo de 600 a 750°C, se cumple Hvs/Hvc < 0,85 si la temperatura de enrollado del material laminado en caliente y la tasa de alargamiento del de atemperación no están en los intervalos de la presente invención.

Después, la lámina de acero laminado en caliente recocida se somete a una segunda laminación de atemperación. De este modo, las propiedades de fatiga pueden ser mejoradas adicionalmente.

Durante la segunda laminación de atemperación, la tasa de alargamiento se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0%, y la tasa de alargamiento está más preferiblemente en un intervalo de 0,5 a 1,0%. En el caso donde la tasa de alargamiento es menos que 0,2%, una rugosidad superficial no es mejorada suficientemente y el endurecimiento por deformación de sólo la capa superficial no tiene lugar. Como resultado, puede haber casos donde las propiedades de fatiga no son mejoradas suficientemente. Por lo tanto, es preferible que el límite inferior de la misma se ajuste para que sea 0,2%. Por otra parte, en el caso donde la tasa de alargamiento excede de 2,0%, la lámina de acero se endurece demasiado; y como resultado, puede haber casos donde la conformabilidad por presión se deteriora. Además, por ejemplo, entre los ejemplos descritos más tarde, en el Ejemplo Experimental L-a, dado que la tasa de alargamiento de la segunda laminación de atemperación después del recocido es 2,5%, el alargamiento llega a ser 17%, que es inferior a los de otros Ejemplos Experimentales. Puede haber casos donde el alargamiento se degrada, como es el caso con el Ejemplo Experimental L-a. Por lo tanto, es preferible que el límite superior sea 2,0%.

La composición de componentes que contiene elementos de aleación y las condiciones de producción se controlan con precisión de la manera descrita anteriormente; y de este modo, puede producirse una lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga y seguridad de colisión que no puede conseguirse en la técnica anterior, y tiene una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más.

El método para fabricar la lámina de acero laminado en caliente de la presente invención incluye: una etapa de producir una lámina de acero laminado en caliente como es el caso con el método descrito anteriormente para fabricar la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención; una etapa de decapar con ácido la lámina de acero laminado en caliente; una etapa de someter la lámina de acero laminado en caliente a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%; una etapa de recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (Tmax°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior cumple las Expresiones (1) y (2), y realizar un baño en caliente para formar una capa bañada en caliente sobre una superficie de la lámina de acero laminada en caliente, obteniendo de este modo una lámina de acero bañada en caliente; y una etapa de someter la lámina de acero bañada en caliente a una segunda laminación de atemperación.

La etapa hasta que se obtiene la lámina de acero laminado en caliente, la etapa de decapado con ácido, la etapa de

realizar la primera laminación de atemperación y el recocido se realizan bajo las mismas condiciones que las del método descrito anteriormente para fabricar la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención.

Las condiciones del baño en caliente no están limitadas particularmente, y se aplica una técnica bien conocida. Como clase de elementos de chapado, por ejemplo, pueden emplearse uno cualquiera o ambos de cinc y aluminio.

- 5 Durante la segunda laminación de atemperación, la tasa de alargamiento se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0%, y la tasa de alargamiento está más preferiblemente en un intervalo de 0,5 a 1,0%. De este modo, como se muestra en la FIG. 7, la resistencia a la fatiga es mejorada adicionalmente, y la relación de resistencia a la fatiga puede ser mejorada adicionalmente. Se piensa que esto es debido a que la capa superficial es endurecida adicionalmente por el endurecimiento por deformación de la capa superficial de la lámina de acero
- 10 debido a la laminación de atemperación. En el caso donde la tasa de alargamiento es menos que 0,2%, puede haber casos donde no se obtiene suficiente endurecimiento por deformación. Por lo tanto, es preferible que el límite inferior de la misma se ajuste para que sea 0,2%. En el caso donde la tasa de alargamiento exceda de 2,0%, puede haber casos donde la mejora de la relación de resistencia a la fatiga no es confirmada, y además, puede haber casos también donde el alargamiento se degrada. Por lo tanto, es preferible que el límite superior sea 2,0%.
- 15 El método para fabricar una lámina de acero bañado en caliente aleado de la presente invención incluye: una etapa de producir una lámina de acero laminado en caliente como es el caso con el método descrito anteriormente para fabricar la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención; una etapa de decapar con ácido la lámina de acero laminado en caliente; una etapa de someter la lámina de acero laminado en caliente a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%; una etapa de recocer la lámina de acero
- 20 laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima ($T_{max}^{\circ}C$) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior cumple las Expresiones (1) y (2), realizar un baño en caliente para formar una capa bañada en caliente sobre una superficie de la lámina de acero laminado en caliente, obteniendo de este modo una lámina de acero bañado en caliente, y someter la lámina de acero bañado en caliente a un tratamiento de aleación para convertir la
- 25 capa bañada en caliente en una capa bañada en caliente aleada; y una etapa de someter la lámina de acero bañado en caliente en la que se realiza el tratamiento de aleación a una segunda laminación de atemperación.

- La etapa hasta que se obtiene la lámina de acero laminado en caliente, la etapa de decapado con ácido, la etapa de realizar la primera laminación de atemperación y el recocido se realizan bajo las mismas condiciones que las del método descrito anteriormente para fabricar la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención. Además,
- 30 la etapa de realizar el baño en caliente se realiza bajo las mismas condiciones que las del método descrito anteriormente para fabricar la lámina de acero bañado en caliente de la presente invención.

Las condiciones del tratamiento de aleación no están limitadas particularmente, y se aplica una técnica bien conocida.

- 35 Durante la segunda laminación de atemperación, la tasa de alargamiento se ajusta preferiblemente para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0%, y la tasa de alargamiento está más preferiblemente en un intervalo de 0,5 a 1,0%. De este modo, la relación de resistencia a la fatiga puede ser mejorada adicionalmente, en el caso donde la tasa de alargamiento sea menos que 0,2%, puede haber casos donde no se obtiene suficiente endurecimiento mecánico. Por lo tanto, es preferible que el límite inferior de la misma sea 0,2%. En el caso donde la tasa de alargamiento exceda de 2,0%, puede haber casos donde la mejora de la relación de resistencia a la fatiga no es confirmada, y
- 40 además, puede haber casos también donde el alargamiento se degrada. Por lo tanto, es preferible que el límite superior sea 2,0%.

Ejemplos

En lo sucesivo, se describen ejemplos de la presente invención.

- 45 Usando los materiales de acero (placas) Nos. A a Z mostrados en la Tabla 1, se produjeron láminas de acero bajo la condición mostrada en las Tablas 2 a 8. Aquí, Ar_3 en la Tabla 1 es un valor calculado por la Expresión (3) como sigue. Todas las relaciones composicionales (el contenido de cada elemento) se representan por % en masa, y los valores subrayados representan fuera del intervalo de la presente invención.

$$Ar_3 = 910 - 310xC - 80xMn - 80xMo + 33xSi + 40xAl \dots (3)$$

Aquí, los símbolos de los elementos en la Expresión (3) representan los contenidos (% en masa) de los elementos.

Tabla 1

Acero N°	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	V	Ca	Mg	B	As	Nota
A	0,04	0,04	1,34	0,0103	0,0045	0,04	0,0036	0,069	-	-	-	-	-	-	791	Acero de la invención
B	0,06	0,18	1,95	0,0076	0,0040	0,03	0,0044	0,085	0,030	-	-	-	-	-	731	Acero de la invención
C	0,08	0,65	2,30	0,0082	0,0035	0,03	0,0038	0,135	0,025	-	-	-	-	-	681	Acero de la invención
D	0,06	0,52	2,06	0,0096	0,0062	0,03	0,0051	0,112	0,040	-	0,005	-	0,0016	-	711	Acero de la invención
E	0,09	1,00	2,05	0,0085	0,0039	0,03	0,0035	0,065	-	0,150	-	-	-	-	674	Acero de la invención
F	0,05	0,03	1,65	0,0095	0,0042	0,62	0,0038	0,068	-	-	0,030	-	-	0,0012	786	Acero de la invención
G	0,07	0,52	1,68	0,0085	0,0055	0,03	0,0034	0,078	0,044	-	-	0,0013	-	-	738	Acero de la invención
H	0,08	0,46	1,23	0,0073	0,0067	0,04	0,0035	0,063	-	-	-	-	-	-	773	Acero de la invención
I	0,07	0,13	1,85	0,0055	0,0035	0,03	0,0045	0,072	0,090	-	-	-	-	-	737	Acero de la invención
J	0,06	0,18	1,75	0,0082	0,0044	0,04	0,0035	0,092	0,075	-	-	-	-	0,0015	747	Acero de la invención
K	0,07	0,15	2,01	0,0079	0,0066	0,04	0,0035	0,102	0,036	0,003	-	0,0015	-	-	724	Acero de la invención
L	0,08	1,06	2,45	0,0085	0,0056	0,02	0,0038	0,142	0,031	-	0,003	0,0011	-	0,0013	655	Acero de la invención
M	<u>0,02</u>	0,02	1,81	0,0081	0,0034	0,03	0,0042	0,065	-	-	-	-	-	-	761	Acero Comparativo
N	<u>0,15</u>	0,53	2,30	0,0091	0,0035	0,02	0,0049	0,080	-	-	-	0,0010	-	-	698	Acero Comparativo
O	0,06	<u>1,65</u>	1,25	0,0053	0,0041	0,03	0,0034	0,075	0,021	0,003	0,012	-	-	-	847	Acero Comparativo
P	0,08	0,03	<u>0,72</u>	0,0054	0,0045	0,03	0,0029	0,072	0,053	-	0,051	-	-	-	830	Acero Comparativo
Q	0,06	0,03	<u>2,70</u>	0,0068	0,0038	0,02	0,0038	0,065	0,041	0,032	0,058	-	0,0022	-	675	Acero Comparativo
R	0,09	0,04	0,95	0,0081	0,0052	<u>1,72</u>	0,0039	0,075	0,051	0,021	0,064	-	-	-	875	Acero Comparativo
S	0,06	0,15	1,68	0,0102	0,0053	0,30	0,0034	<u>0,042</u>	-	-	-	-	-	-	773	Acero Comparativo
T	0,09	0,52	2,44	0,0072	0,0059	0,14	0,0051	<u>0,186</u>	-	-	0,002	-	-	0,0016	725	Acero Comparativo

5 La laminación en caliente, el enrollado, el decapado con ácido, la primera laminación de atemperación, el recocido y la segunda laminación de atemperación se realizaron en este orden; y de este modo, se produjeron láminas de acero de alta resistencia. Todos los grosores de lámina de los materiales laminados en caliente después de la laminación en caliente se ajustaron para que fueran 0,3 mm. La velocidad de aumento de temperatura durante el recocido se ajustó para que fuera 5°C/s, y la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de calentamiento máxima se ajustó para que fuera 5°C/s.

10 Además, para varios Ejemplos Experimentales, se realizó galvanización y un tratamiento de aleación después del recocido para producir láminas de acero galvanizado por baño en caliente y láminas de acero galvanizado por baño en caliente aleado. Aquí, en el caso donde se produjeron las láminas de acero galvanizado por baño en caliente, el segundo de atemperación se realizó después de la galvanización por baño en caliente, y en el caso donde se produjeron las láminas de acero galvanizado por baño en caliente aleado, el segundo de atemperación se realizó después del tratamiento de aleación.

Tabla 2

Ejemplo Experimental	Acero Nº	Laminación en caliente				Primer de atemperación	Recocido			
		Temperatura de calentamiento (°C)	Temperatura de finalización (°C)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de enrollado (°C)		Temperatura de calentamiento máxima (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Lado izquierdo de la Expresión (1) (°C)	Lado derecho de la Expresión (1) (°C)
A-a	A	1.230	910	25	515	0,8	650	240	75	1.065
A-b		1.235	915	50	510	1,5	720	120	26	792
B-a	B	1.220	905	45	520	0,5	680	240	54	948
B-b		1.220	920	45	530	0,5	700	60	40	870
C-a	C	1.220	895	40	510	0,5	690	240	47	909
C-b		1.220	890	40	425	0,3	700	80	40	870
D-a	D	1.225	900	35	520	0,5	660	120	68	1.026
D-b		1.220	895	35	525	0,5	680	320	64	948
E-a	E	1.210	905	50	515	0,5	660	300	68	1.026
E-b		1.210	910	50	530	0,5	660	95	68	1.026
F-a	F	1.220	895	40	525	0,5	660	300	68	1.026
F-b		1.220	895	45	510	0,5	670	75	61	987
G-a	G	1.230	920	45	500	0,5	680	120	54	948
G-b		1.225	920	20	530	1,5	720	200	26	792
H-a	H	1.220	920	45	520	0,8	630	480	89	1.143
H-b		1.200	880	40	530	2,5	680	260	54	948
I-a	I	1.220	930	45	510	0,8	700	240	40	870
I-b		1.225	920	50	520	0,5	710	120	33	831
J-a	J	1.225	890	45	480	0,8	710	680	33	831
J-b		1.220	910	45	480	0,8	650	240	75	1.065

Tabla 3

Ejemplo Experimental	Acero N°	Laminación en caliente				Primer de atemperación	Recocido			
		Temperatura de calentamiento (°C)	Temperatura de finalización (°C)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de enrollado (°C)		Temperatura de calentamiento máxima (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Lado izquierdo de la Expresión (1) (°C)	Lado derecho de la Expresión (1) (°C)
K-a	K	1.200	900	50	500	0.8	690	80	47	909
K-b		1.230	910	35	450	0.8	680	600	54	948
L-a	L	1.220	920	40	550	0.5	710	180	33	831
L-b		1.225	890	45	500	0.8	690	600	47	909
M-a	M	1.215	900	40	510	0.8	650	120	75	1.065
M-b		1.210	910	45	520	0.8	680	120	54	948
N-a	N	1.205	910	40	140	0.5	680	400	54	948
N-b		1.200	920	40	510	0.8	680	890	54	948
O-a	O	1.210	905	45	450	0.5	680	100	54	948
O-b		1.210	915	45	500	0.5	700	600	40	870
P-a	P	1.230	915	45	450	0.5	680	240	54	948
P-b		1.230	915	45	480	0.5	650	600	75	1.065
Q-a	Q	1.210	890	50	480	0.8	710	200	33	831
Q-b		1.210	895	40	490	0.8	700	260	40	870
R-a	R	1.225	905	40	550	0.5	650	200	75	1.065
R-b		1.225	920	45	500	0.5	680	200	54	948
S-a	S	1.210	910	40	550	0.4	670	240	61	987
S-b		1.210	905	40	520	0.4	670	120	61	987
T-a	T	1.220	910	40	480	0.5	710	240	33	831
T-b		1.220	910	50	490	0.6	700	200	40	870

Tabla 4

Ejemplo Experimental	Tasa de alargamiento del segundo de atemperación (%)	Etapas de chapado	Nota
A-a	0,2	Sin chapado	Acero de la invención
A-b	0,4	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
B-a	0,3	Sin chapado	Acero de la invención
B-b	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
C-a	0,3	Sin chapado	Acero de la invención
C-b	0,5	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
D-a	1,5	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
D-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
E-a	0,3	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
E-b	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
F-a	0,4	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
F-b	0,4	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
G-a	0,3	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
G-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
H-a	0,3	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
H-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
I-a	0,3	Sin chapado	Acero de la invención
I-b	4,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
J-a	1,8	Sin chapado	Acero de la invención
J-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención

Tabla 5

Ejemplo Experimental	Tasa de alargamiento del segundo de atemperación (%)	Etapas de chapado	Nota
K-a	0,3	Sin chapado	Acero de la invención
K-b	0,4	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
L-a	2,5	Sin chapado	Acero de la invención
L-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
M-a	0,3	Sin chapado	Acero Comparativo
M-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
N-a	0,3	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
N-b	0,4	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
O-a	0,3	Sin chapado	Acero Comparativo
O-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
P-a	0,5	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
P-b	0,4	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
Q-a	0,3	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
Q-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
R-a	0,3	Sin chapado	Acero Comparativo
R-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
S-a	0,4	Sin chapado	Acero Comparativo
S-b	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
T-a	0,3	Sin chapado	Acero Comparativo
T-b	0,4	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo

Tabla 6

Ejemplo Experimental	Acero Nº	Laminación en caliente				Primer de atemperación	Recocido			
		Temperatura de calentamiento (°C)	Temperatura de finalización (°C)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de enrollado (°C)		Temperatura de calentamiento máxima (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Lado izquierdo de la Expresión (1) (°C)	Lado derecho de la Expresión (1) (°C)
A-c	A	1.100	900	40	450	0,2	660	240	68	1.026
A-d		1.200	890	35	460	0,1	680	200	54	948
A-e		1.210	910	40	500	0,6	650	250	75	1.065
A-f		1.230	900	30	510	0,3	790	200	-23	519
A-g		1.220	910	35	550	0,5	650	20	75	1.065
A-h		1.230	900	30	580	1,0	680	1.210	54	948
A-i		1.220	890	35	680	0,3	650	300	75	1.065
A-j		1.210	890	35	630	0,3	680	100	54	948
A-k		1.220	900	40	550	0,0	720	40	26	792
A-l		1.200	910	40	560	0,4	660	150	68	1.026
A-m		1.190	870	45	230	0,7	680	300	54	948
A-n		1.210	760	45	560	0,6	710	320	33	831
A-o	B	1.210	900	40	470	0,3	660	320	68	1.026
B-c		1.200	905	45	570	0,5	680	240	54	948
B-d		1.210	920	45	650	0,5	700	60	40	870
B-e		1.220	910	30	500	0,8	520	600	166	1.572
B-f		1.230	900	35	510	2,5	630	600	89	1.143

Tabla 7

Ejemplo Experimental	Acero N°	Laminación en caliente				Primer de atemperación	Recocido			
		Temperatura de calentamiento (°C)	Temperatura de finalización (°C)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de enrollado (°C)		Tasa de alargamiento (%)	Temperatura de calentamiento máxima (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Lado izquierdo de la Expresión (1) (°C)
B-g	B	1.210	890	35	530	2,1	680	1.100	54	948
B-h		1.220	920	40	550	4,3	610	60	103	1.221
B-i		1.230	930	45	580	6,2	680	200	54	948
B-j		1.200	910	30	520	2,2	650	630	75	1.065
B-k		1.210	915	45	530	1,0	630	300	89	1.143
B-l		1.210	920	45	200	0,0	680	150	54	948
B-m		1.200	910	30	515	0,6	790	300	-23	519
B-n		1.210	915	30	530	0,5	680	30	54	948
B-o	C	1.220	900	30	550	1,6	640	510	82	1.104
C-c		1.200	895	45	530	0,5	690	240	47	909
C-d		1.210	890	40	430	0,3	700	80	40	870
C-e		1.230	905	40	490	1,0	680	310	54	948
C-f		1.210	910	45	670	1,5	650	500	75	1.065
C-g		1.210	915	30	350	0,0	630	800	89	1.143
C-h		1.220	920	35	515	5,5	660	300	68	1.026
C-i		1.210	890	35	530	2,1	500	300	180	1.650

Tabla 8

Ejemplo Experimental	Tasa de alargamiento del segundo de atemperación (%)	Etapas de chapado	Nota
A-c	0,2	Sin chapado	Acero Comparativo
A-d	0	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
A-e	0,5	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
A-f	0,1	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
A-g	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
A-h	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
A-i	1	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
A-j	1	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
A-k	0,6	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
A-l	2,2	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
A-m	0	Sin chapado	Acero de la invención
A-n	0,6	Sin chapado	Acero Comparativo
A-o	0,2	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
B-c	0,5	Sin chapado	Acero de la invención
B-d	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
B-e	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
B-f	0	Sin chapado	Acero de la invención
B-g	0,3	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
B-h	0,5	Galvanización de baño en caliente	Acero Comparativo
B-i	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
B-j	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
B-k	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
B-l	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
B-m	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
B-n	0,3	Sin chapado	Acero Comparativo
B-o	0,3	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
C-c	2,5	Sin chapado	Acero de la invención
C-d	0	Galvanización de baño en caliente	Acero de la invención
C-e	1,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero de la invención
C-f	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
C-g	0,5	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
C-h	0,8	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo
C-i	1	Galvanización de baño en caliente aleado	Acero Comparativo

En los Ejemplos Experimentales de las Tablas 2 a 5, las láminas de acero se produjeron con el fin de clarificar las criticalidades de los intervalos de los contenidos de los componentes de las láminas de acero de la presente invención. Por lo tanto, las condiciones de producción se ajustaron para que estuvieran en los intervalos de la presente invención. Por otra parte, en los Ejemplos Experimentales de las Tablas 6 a 8, las láminas de acero se produjeron con el fin de clarificar las criticalidades de los intervalos de las condiciones de producción de la presente invención. Por lo tanto, se usaron las placas Nos. A a C de las que los contenidos de los componentes estaban en los intervalos de la presente invención.

Las propiedades de las láminas de acero producidas se evaluaron por los siguientes métodos.

(Microestructura)

- 10 De acuerdo con el método descrito en la realización, se tomaron muestras de la porción que era 1/4 del grosor de lámina (a una profundidad de 1/4 del grosor de lámina) interior desde la superficie de la lámina de acero, y después se observaron las microestructuras de las mismas. Después, se identificaron las microestructuras, y se midió la relación de área de cada estructura por un método de análisis de imágenes.

- 15 La densidad de los precipitados de Ti(C,N) y la densidad de dislocación se midieron por los métodos descritos en la realización.

(Ensayo de tracción)

se produjo un espécimen de ensayo N° 5 descrito en JIS-Z2201, y se realizó un ensayo de tracción de acuerdo con un método de ensayo descrito en JIS-Z2241. De este modo, se midieron la resistencia a la tracción (TS), la resistencia a la deformación (tensión de deformación), y el alargamiento de la lámina de acero.

- 20 El intervalo de aceptación del alargamiento que depende del nivel de resistencia de la resistencia a la tracción se determinó por la Expresión (4) como sigue, y se evaluó el alargamiento. Específicamente, el intervalo de aceptación del alargamiento se determinó en un intervalo de igual a o más alto que el valor del lado derecho de la Expresión (4) como sigue en consideración de un equilibrio con la resistencia a la tracción.

$$\text{Alargamiento [\%]} \geq 30 - 0,02 \times \text{Resistencia a la tracción [MPa]} \dots (4)$$

- 25 (Dureza)

Usando el medidor de dureza MVK-E micro Vickers fabricado por Akashi Corporation, se midió la dureza de una sección transversal de la lámina de acero. Como dureza (Hvs) de la capa superficial de la lámina de acero, se midió una dureza en una porción que es 20 μm (a una profundidad de 20 μm) interior desde la superficie. Además, como dureza (Hvc) de la porción central de la lámina de acero, se midió una dureza en una porción que es 1/4 del grosor de la lámina (a una profundidad de 1/4 del grosor de la lámina) interior desde la superficie de la lámina de acero. En cada porción, la medida de la dureza se realizó tres veces, y se determinó la media de los valores medidos (valor medio de n = 3) como dureza (Hvs y Hvc). Aquí, la carga aplicada se ajustó a 50 gf.

- 30

(Resistencia a la fatiga y relación de resistencia a la fatiga)

- 35 La resistencia a la fatiga se midió usando una máquina de ensayos de fatiga por plegado de planos de tipo Schenck de acuerdo con JIS-Z2275. La carga de tensión durante la medida se ajustó a una velocidad de ensayo de tensión invertida de 30 Hz. Además, bajo las condiciones descritas anteriormente, la resistencia a la fatiga se midió en un ciclo de 10^7 mediante la máquina de ensayos de fatiga por plegado de planos de tipo Schenck. Después, la resistencia a la fatiga en el ciclo de 10^7 se dividió por la resistencia a la tracción medida por el ensayo de tracción descrito anteriormente; y de este modo, se calculó una relación de resistencia a la fatiga. El intervalo de aceptación de la relación de resistencia a la fatiga se ajustó para que estuviera en un intervalo de 0,45 o más.

- 40

(Capacidad de chapado)

La capacidad de chapado se evaluó por la presencia o ausencia de generación de porciones no chapadas y la propiedad de adhesión del chapado.

- 45 Si hubo o no una porción que no se chapó (una porción no chapada) se comprobó visualmente después del baño en caliente. Una lámina de acero donde no hubo porción que no estaba chapada se determinó como "buena (pase)", y una lámina de acero donde hay una porción que no está chapada se determinó como "mala (fallo)".

Además, la propiedad de adhesión del chapado se evaluó como sigue. Un espécimen tomado de la lámina de acero chapada se sometió a un ensayo de plegado en V de 60 grados, y después los especímenes sobre los que se realizó un ensayo de plegado se sometieron a un ensayo de cinta. En el caso donde un oscurecimiento del ensayo de cinta fue menos que 20%, la lámina de acero se determinó como "buena (pase)", y en el caso donde el oscurecimiento del ensayo de cinta fue 20% o más, la lámina de acero se determinó como "mala (fallo)".

- 50

(Propiedad de conversión química)

- 5 Usando un líquido de unión de tipo baño (agente de tratamiento superficial) que se usa habitualmente, la superficie de la lámina de acero se sometió a un tratamiento de conversión química; y de este modo, se formó una película de fosfato. Después, se observó un estado cristalino del fosfato mediante un microscopio electrónico de barrido a un aumento de 10.000 veces con 5 campos de visión. En el caso donde los cristales de fosfato estaban precipitados sobre la superficie entera, la lámina de acero se determinó como “buena (pase)”, y en el caso donde había porciones en las que no estaban precipitados cristales de fosfato se determinó como “mala (fallo)”.

Tabla 9

Ejemplo Experimental	Microestructura					Propiedades mecánicas				
	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita (%)	Densidad de precipitados de Ti(C,N) (/mm³)	Densidad de dislocación (/m²)	Tensión de deformación (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Relación de deformación	Resultado calculado de la Expresión (4)	Alargamiento (%)
A-a	85	15	-	2x10 ¹⁰	2x10 ¹³	590	640	0,92	17,2	28
A-b	60	40	-	-	2x10 ¹³	570	610	0,93	17,8	26
B-a	30	70	-	1x10 ¹¹	4x10 ¹³	760	820	0,93	13,6	15
B-b	25	75	-	-	4x10 ¹³	770	830	0,93	13,4	14
C-a	15	85	-	-	6x10 ¹³	915	1.010	0,91	9,8	11
C-b	5	70	25	-	6x10 ¹³	950	1.020	0,93	9,6	10
D-a	25	75	-	-	4x10 ¹³	790	860	0,92	12,8	13
D-b	20	80	-	-	3x10 ¹³	770	850	0,91	13	14
E-a	10	80	10	-	8x10 ¹³	690	840	0,82	13,2	16
E-b	5	70	25	-	8x10 ¹³	680	830	0,82	13,4	15
F-a	40	60	-	-	5x10 ¹³	590	625	0,94	17,5	23
F-b	45	55	-	-	3x10 ¹³	570	610	0,93	17,8	22
G-a	30	70	-	-	6x10 ¹³	770	785	0,98	14,3	18
G-b	35	65	-	-	4x10 ¹³	775	790	0,98	14,2	18
H-a	40	60	-	3x10 ¹⁰	8x10 ¹³	625	680	0,92	16,4	18
H-b	30	70	-	-	6x10 ¹³	610	690	0,88	16,2	19
I-a	10	90	-	-	4x10 ¹³	735	855	0,86	12,9	14
I-b	15	85	-	-	4x10 ¹³	750	840	0,89	13,2	15
J-a	5	70	25	-	4x10 ¹³	960	995	0,96	10,1	12
J-b	0	60	40	-	7x10 ¹³	940	990	0,95	10,2	11

Tabla 10

Ejemplo Experimental	Microestructura						Propiedades mecánicas			
	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita (%)	Densidad de precipitados de Ti(C,N) (mm^{-3})	Densidad de dislocación (m^{-2})	Tensión de deformación (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Relación de deformación	Resultado calculado de la Expresión (4)	Alargamiento (%)
K-a	30	70	-	2×10^{11}	6×10^{13}	810	850	0,95	13	15
K-b	30	60	10	-	6×10^{13}	830	860	0,97	12,8	14
L-a	0	70	30	-	6×10^{13}	960	1.120	0,86	7,6	9
L-b	0	75	25	-	5×10^{13}	950	1.090	0,87	8,2	9
M-a	90	10	-	-	2×10^{13}	410	<u>430</u>	0,95	21,4	25
M-b	95	5	-	-	1×10^{13}	420	<u>440</u>	0,95	21,2	24
N-a	0	20	80	-	2×10^{13}	890	1.170	<u>0,76</u>	6,6	7
N-b	0	10	90	-	3×10^{13}	900	1.150	<u>0,78</u>	7	7
O-a	50	50	-	-	4×10^{13}	570	615	0,93	17,7	19
O-b	65	35	-	-	3×10^{13}	560	620	0,90	17,6	18
P-a	90	10	-	-	5×10^{13}	440	<u>470</u>	0,94	20,6	23
P-b	95	5	-	-	4×10^{13}	430	<u>460</u>	0,93	20,8	22
Q-a	10	80	10	-	7×10^{13}	880	965	0,91	10,7	<u>9</u>
Q-b	5	90	5	-	8×10^{13}	890	970	0,92	10,6	<u>8</u>
R-a	40	60	-	-	7×10^{13}	860	930	0,92	11,4	12
R-b	45	55	-	-	4×10^{13}	870	940	0,93	11,2	13
S-a	30	70	-	<u>3×10^8</u>	2×10^{13}	580	740	<u>0,78</u>	15,2	19
S-b	20	80	-	-	3×10^{13}	590	760	<u>0,78</u>	14,8	18
T-a	10	90	-	-	9×10^{13}	920	990	0,93	10,2	<u>8</u>
T-b	5	95	-	-	9×10^{13}	910	980	0,93	10,4	<u>8</u>

Tabla 11

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas					Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga		
A-a	165	190	0,87	310	0,48	Buenas	Acero de la invención
A-b	160	180	0,89	300	0,49	Buenas	Acero de la invención
B-a	240	250	0,96	420	0,51	Buenas	Acero de la invención
B-b	240	260	0,92	410	0,49	Buenas	Acero de la invención
C-a	280	300	0,93	460	0,46	Buenas	Acero de la invención
C-b	290	310	0,94	470	0,46	Buenas	Acero de la invención
D-a	250	270	0,93	400	0,47	Buenas	Acero de la invención
D-b	240	260	0,92	390	0,46	Buenas	Acero de la invención
E-a	220	260	0,85	380	0,45	Buenas	Acero de la invención
E-b	215	250	0,86	380	0,46	Buenas	Acero de la invención
F-a	175	190	0,92	320	0,51	Buenas	Acero de la invención
F-b	170	180	0,94	315	0,52	Buenas	Acero de la invención
G-a	200	230	0,87	370	0,47	Buenas	Acero de la invención
G-b	210	235	0,89	390	0,49	Buenas	Acero de la invención
H-a	200	210	0,95	350	0,51	Buenas	Acero de la invención
H-b	195	215	0,91	340	0,49	Buenas	Acero de la invención
I-a	215	240	0,90	<u>400</u>	0,47	Buenas	Acero de la invención
I-b	220	255	0,86	390	0,46	Buenas	Acero de la invención
J-a	280	300	0,93	490	0,49	Buenas	Acero de la invención
J-b	270	290	0,93	480	0,48	Buenas	Acero de la invención

Tabla 12

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas					Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga		
K-a	260	270	0,96	410	0,48	Buenas	Acero de la invención
K-b	240	260	0,92	420	0,49	Buenas	Acero de la invención
L-a	310	340	0,91	510	0,46	Buenas	Acero de la invención
L-b	290	330	0,88	520	0,48	Buenas	Acero de la invención
M-a	125	130	0,96	205	0,48	Buenas	Insuficiente en TS Acero Comparativo
M-b	135	140	0,96	200	0,45	Buenas	Insuficiente en TS Acero Comparativo
N-a	260	350	<u>0,74</u>	440	<u>0,38</u>	Buenas	Insuficiente en relación de deformación, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga Acero Comparativo
N-b	270	340	<u>0,79</u>	460	<u>0,40</u>	Buenas	Insuficiente en relación de deformación, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga Acero Comparativo
O-a	180	190	0,95	300	0,49	<u>Malas</u>	Propiedades de conversión química deterioradas Acero Comparativo
O-b	190	200	0,95	310	0,50	<u>Malas</u>	Capacidad de chapado deteriorada Acero Comparativo
P-a	130	140	0,93	230	0,49	Buenas	Insuficiente en TS Acero Comparativo
P-b	140	150	0,93	210	0,46	Buenas	Insuficiente en TS Acero Comparativo
Q-a	270	300	0,90	440	0,46	Buenas	Insuficiente en alargamiento Acero Comparativo
Q-b	260	290	0,90	450	0,46	Buenas	Insuficiente en alargamiento Acero Comparativo

Tabla 12 (continuación)

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas					Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota	
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga			
R-a	275	285	0,96	430	0,46	<u>Malas</u>	Propiedades de conversión química deterioradas	Acero Comparativo
R-b	285	290	0,98	450	0,48	<u>Malas</u>	Capacidad de chapado deteriorada	Acero Comparativo
S-a	175	230	<u>0,76</u>	290	<u>0,39</u>	Buenas	Insuficiente en relación de deformación, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
S-b	170	220	<u>0,77</u>	280	<u>0,37</u>	Buenas	Insuficiente en relación de deformación, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
T-a	290	300	0,97	480	<u>0,48</u>	Buenas	Insuficiente en alargamiento	Acero Comparativo
T-b	280	290	0,97	470	<u>0,48</u>	Buenas	Insuficiente en alargamiento	Acero Comparativo

Tabla 13

Ejemplo Experimental	Microestructura					Propiedades mecánicas				
	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita (%)	Densidad de precipitados de Ti(C,N) (mm^{-3})	Densidad de dislocación (m^{-2})	Tensión de deformación (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Relación de deformación	Resultado calculado de la Expresión (4)	Alargamiento (%)
A-c	75	25	-	-	2×10^{13}	400	<u>520</u>	<u>0,77</u>	19,6	26
A-d	75	25	-	-	2×10^{13}	570	620	0,92	17,6	23
A-e	85	15	-	2×10^{11}	3×10^{13}	580	630	0,92	17,4	25
A-f	80	20	-	<u>5×10^9</u>	1×10^{13}	520	<u>560</u>	0,93	18,8	25
A-g	90	10	-	-	1×10^{14}	510	<u>580</u>	0,88	18,4	25
A-h	90	10	-	-	1×10^{13}	510	<u>570</u>	0,89	18,6	24
A-i	98	2	-	-	2×10^{13}	440	<u>530</u>	0,83	19,4	28
A-j	98	2	-	-	2×10^{13}	435	<u>540</u>	0,81	19,2	27
A-k	90	10	-	-	2×10^{13}	560	620	0,90	17,6	26
A-l	90	10	-	-	3×10^{13}	570	610	0,93	17,8	24
A-m	90	10	-	-	2×10^{13}	580	625	0,93	17,5	24
A-n	95	5	-	-	2×10^{13}	500	595	0,84	18,1	25
A-o	80	20	-	-	3×10^{13}	570	630	0,90	17,4	24
B-c	30	70	-	-	4×10^{13}	730	785	0,93	14,3	18
B-d	35	65	-	-	2×10^{13}	690	760	0,91	14,8	19
B-e	40	60	-	<u>9×10^9</u>	3×10^{13}	700	760	0,92	14,8	18
B-f	30	70	-	-	4×10^{13}	770	820	0,94	13,6	18

Tabla 14

Ejemplo Experimental	Microestructura					Propiedades mecánicas				
	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita (%)	Densidad de precipitados de Ti(C,N) (/mm ³)	Densidad de dislocación (/m ²)	Tensión de deformación (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Relación de deformación	Resultado calculado de la Expresión (4)	Alargamiento (%)
B-g	20	80	-	-	2x10 ¹³	730	790	0,92	14,2	19
B-h	30	70	-	-	2x10 ¹⁴	720	795	0,91	14,1	18
B-i	30	70	-	-	6x10 ¹³	780	860	0,91	12,8	9
B-j	35	65	-	-	4x10 ¹³	720	810	0,89	13,8	18
B-k	30	70	-	2x10 ¹¹	6x10 ¹³	730	820	0,89	13,6	18
B-l	30	50	20	-	4x10 ¹³	680	810	0,84	13,8	19
B-m	35	65	-	-	4x10 ¹³	600	760	0,79	14,8	20
B-n	25	75	-	-	2x10 ¹⁴	670	780	0,86	14,4	18
B-o	30	70	-	-	4x10 ¹³	730	810	0,90	13,8	18
C-c	20	80	-	-	8x10 ¹³	915	1.020	0,90	9,6	12
C-d	10	90	-	-	7x10 ¹³	930	1.010	0,92	9,8	11
C-e	15	85	-	-	7x10 ¹³	920	1.015	0,91	9,7	11
C-f	50	50	-	-	5x10 ¹³	760	960	0,79	10,8	14
C-g	5	50	45	-	9x10 ¹³	910	1.020	0,89	9,6	12
C-h	10	90	-	-	9x10 ¹³	970	1.105	0,88	7,9	6
C-i	15	85	-	-	3x10 ¹⁴	800	965	0,83	10,7	13

Tabla 15

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas					Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota	
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga			
A-c	130	160	<u>0,81</u>	<u>230</u>	<u>0,44</u>	Buenas	Insuficiente en TS, relación de deformación, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-d	160	180	0,89	290	0,47	Buenas		Acero de la invención
A-e	170	190	0,89	300	0,48	Buenas		Acero de la invención
A-f	140	170	<u>0,82</u>	240	<u>0,43</u>	Buenas	Insuficiente en TS, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-g	150	180	<u>0,83</u>	230	<u>0,40</u>	Buenas	Insuficiente en TS, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-h	145	180	<u>0,81</u>	235	<u>0,41</u>	Buenas	Insuficiente en TS, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-i	135	165	<u>0,82</u>	220	<u>0,42</u>	Buenas	Insuficiente en TS, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-j	140	170	<u>0,82</u>	230	<u>0,43</u>	Buenas	Insuficiente en TS, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-k	150	190	0,79	260	<u>0,42</u>	Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-l	175	190	0,92	280	0,46	Buenas		Acero de la invención
A-m	180	190	0,95	290	0,46	Buenas		Acero de la invención
A-n	140	180	<u>0,78</u>	240	<u>0,40</u>	Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
A-o	165	185	0,89	295	0,47	Buenas		Acero de la invención

Tabla 15 (continuación)

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas					Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota	
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga			
B-c	200	230	0,87	370	0,47	Buenas		Acero de la invención
B-d	180	230	0,78	330	0,43	Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-e	180	220	0,82	330	0,43	Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-f	230	245	0,94	380	0,46	Buenas		Acero de la invención

Tabla 16

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas						Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota	
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga				
B-g	200	240	<u>0,83</u>	340	<u>0,43</u>		Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-h	190	240	<u>0,79</u>	330	<u>0,42</u>		Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-i	200	245	<u>0,82</u>	330	<u>0,38</u>		Buenas	Insuficiente en alargamiento, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-j	230	260	0,88	400	0,49		Buenas		Acero de la invención
B-k	230	255	0,90	390	0,48		Buenas		Acero de la invención
B-l	190	250	<u>0,76</u>	330	<u>0,41</u>		Buenas	Insuficiente en relación de deformación, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-m	170	230	<u>0,74</u>	310	<u>0,41</u>		Buenas	Insuficiente en TS, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-n	175	240	<u>0,73</u>	320	<u>0,41</u>		Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga	Acero Comparativo
B-o	225	260	0,87	390	0,48		Buenas		Acero de la invención

Tabla 16 (continuación)

Ejemplo Experimental	Propiedades mecánicas					Propiedades de adhesión del chapado o de conversión química	Nota
	Dureza de la capa superficial (Hvs)	Dureza de la porción central (Hvc)	Relación de dureza (Hvs/Hvc)	Resistencia a la fatiga (MPa)	Relación de resistencia a la fatiga		
C-c	270	310	0,87	470	0,46	Buenas	Acero de la invención
C-d	265	305	0,87	465	0,46	Buenas	Acero de la invención
C-e	265	305	0,87	470	0,46	Buenas	Acero de la invención
C-f	250	300	<u>0,83</u>	380	<u>0,40</u>	Buenas	Insuficiente en relación de deformación, relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga Acero Comparativo
C-g	240	310	<u>0,77</u>	390	<u>0,38</u>	Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga Acero Comparativo
C-h	280	340	<u>0,82</u>	370	<u>0,33</u>	Buenas	Insuficiente en alargamiento, relación de dureza, y relación de resistencia a la fatiga Acero Comparativo
C-i	230	300	<u>0,77</u>	360	<u>0,37</u>	Buenas	Insuficiente en relación de dureza y relación de resistencia a la fatiga Acero Comparativo

Primero, se describen las influencias de los componentes de los materiales de acero.

Las cantidades de C de los aceros Nos. M y N están fuera del intervalo de la presente invención. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales M-a y M-b) producidas usando el acero N° M fueron insuficientes en resistencia. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales N-a y N-b) producidas usando el acero N° N fueron insuficientes en relación de deformación y relación de resistencia a la fatiga.

5

Las cantidades de Si y las cantidades de Al de los aceros Nos. O y R fueron mayores que los intervalos de la presente invención. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales O-a, O-b, R-a, y R-b) producidas usando los aceros Nos. O y R tuvieron problemas con la propiedad de adhesión del chapado y la propiedad de conversión química.

10

Las cantidades de Mn de los aceros Nos. P y Q están fuera del intervalo de la presente invención. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales P-a y P-b) producidas usando el acero N° P fueron insuficientes en resistencia. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales Q-a y Q-b) producidas usando el acero N° Q fueron insuficientes en alargamiento.

15

Las cantidades de Ti de los aceros Nos. S y T están fuera del intervalo de la presente invención. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales S-a y S-b) producidas usando el acero N° S fueron insuficientes en relación de deformación y relación de resistencia a la fatiga. Las láminas de acero (Ejemplos Experimentales T-a y T-b) producidas usando el acero N° T fueron insuficientes en alargamiento.

A continuación, se describen las influencias de las condiciones de producción.

20

En el Ejemplo Experimental A-c, la temperatura de calentamiento de la placa durante la laminación en caliente fue insuficiente; y de este modo, el TiC no pudo disolverse en la austenita. Por lo tanto, la lámina de acero producida fue insuficiente en resistencia y resistencia a la fatiga.

En el Ejemplo Experimental A-n, la temperatura de finalización durante la laminación en caliente se redujo. Por lo tanto, la lámina de acero producida fue insuficiente en relación de resistencia a la fatiga.

25

En los Ejemplos Experimentales A-i, A-j, B-d y C-f, dado que las temperaturas de enrollado durante la laminación en caliente fueron altas, las cantidades de Ti solubilizado en sólido (Ti en disolución sólida) en la etapa de laminación en caliente llegaron a ser insuficientes. Por lo tanto, las láminas de acero producidas fueron insuficientes en relación de resistencia a la fatiga.

30

En los Ejemplos Experimentales A-k, B-l, y C-g, dado que las tasas de alargamiento de la primera laminación de atemperación después de la laminación en caliente fueron insuficientes, la introducción de tensiones en las capas superficiales de las láminas de acero llegó a ser insuficiente. Como resultado, el efecto de precipitación en la capa superficial después del recocido no se obtuvo suficientemente. Por lo tanto, las láminas de acero producidas fueron insuficientes en relación de resistencia a la fatiga.

35

En los Ejemplos Experimentales B-i y C-h, dado que las tasas de alargamiento de la primera laminación de atemperación después de la laminación en caliente fueron excesivamente altas, la influencia de las tensiones de procesamiento fue aumentada. Por lo tanto, las láminas de acero producidas fueron insuficientes en alargamiento y relación de resistencia a la fatiga.

En los Ejemplos Experimentales A-f y B-m, dado que la temperatura de recocido después de la primera laminación de atemperación fueron altas, los precipitados se engrosaron. Por lo tanto, las relaciones de resistencia a la fatiga y las densidades de los precipitados de las láminas de acero producidas se degradaron.

40

En los Ejemplos Experimentales B-e y C-i, dado que las temperaturas de recocido después de la primera laminación de atemperación fueron bajas, la precipitación de TiC no tuvo lugar suficientemente. Por lo tanto, las láminas de acero producidas fueron insuficientes en relación de resistencia a la fatiga.

45

En los Ejemplos Experimentales A-g, B-h, y B-m, dado que los tiempos de mantenimiento en un intervalo de temperatura de 600°C o superior durante el recocido después de la primera laminación de atemperación fueron cortos, la precipitación de TiC no tuvo lugar suficientemente. Por lo tanto, las láminas de acero producidas fueron insuficientes en relación de resistencia a la fatiga.

50

En los Ejemplos Experimentales A-h y B-g, dado que los tiempos de mantenimiento en un intervalo de temperatura de 600°C o superior durante el recocido después de la primera laminación de atemperación fueron largos, los precipitados se engrosaron. Por lo tanto, las láminas de acero producidas fueron insuficientes en relación de resistencia a la fatiga.

Las microestructuras de la lámina de acero de la presente invención (Ejemplo Experimental B-k) y el acero comparativo (Ejemplo Experimental B-e) se compararon una con otra. En la lámina de acero de la presente invención (Ejemplo Experimental B-k), se produjo la precipitación de TiC durante el recocido, y como se muestra en las FIGS. 11 y 13, la densidad de precipitados que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños se incrementó hasta

$1,82 \times 10^{11}$ precipitados/ mm^3 . En contraste, en la lámina de acero comparativa (Ejemplo Experimental B-e), la precipitación de TiC no tuvo lugar como se describe anteriormente, y como se muestra en las FIGS. 12 y 14, la densidad de precipitados que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños se mantuvo aproximadamente en $8,73 \times 10^9$ precipitados/ mm^3 .

5 Aplicabilidad industrial

De acuerdo con la presente invención, puede proporcionarse una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero bañada en caliente, y una lámina de acero bañada en caliente aleada que tienen una resistencia a la tracción en un intervalo de 590 MPa o más y que son excelentes en propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión. En el caso donde se aplican a componentes para un automóvil, puede conseguirse una reducción en el peso y un potenciamiento de la seguridad del automóvil. En particular, la lámina de acero bañada en caliente y la lámina de acero bañada en caliente aleada de la presente invención tienen las excelentes propiedades descritas anteriormente y excelente prevención de la corrosión. Por lo tanto, pueden aplicarse a estructuras de chasis, y pueden contribuir a la reducción en el peso de un automóvil. Como se describió anteriormente, la presente invención puede aplicarse apropiadamente a los campos de las láminas de acero para componentes de automóviles tales como estructuras de chasis.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, que comprende: en términos de tanto por ciento en masa,
0,03 a 0,10% de C;
5 0,01 a 1,5% de Si;
1,0 a 2,5% de Mn;
0,1% o menos de P;
0,02% o menos de S;
0,01 a 1,2% de Al;
10 0,06 a 0,15% de Ti;
0,01% o menos de N; y
opcionalmente uno o más seleccionados del grupo q ue consiste en
0,005 a 0,1% de Nb;
0,005 a 0,2% de Mo;
15 0,005 a 0,2% de V;
0,0005 a 0,005% de Ca;
0,0005 a 0,005% de Mg;
0,0005 a 0,005% de B;
0,005 a 1% de Cr;
20 0,005 a 1% de Cu; y
0,005 a 1% de Ni;
siendo el resto hierro e impurezas inevitables,
en donde una resistencia a la tracción está en un intervalo de 590 MPa o más, y una relación de la resistencia a la deformación a la resistencia a la tracción está en un intervalo de 0,80 o más,
25 una microestructura comprende bainita en una relación de área de 40% o más y siendo el resto una cualquiera o ambas de ferrita y martensita,
una densidad de precipitados de Ti(C,N) que tienen tamaños de 10 nm o más pequeños está en un intervalo de 10^{10} precipitados/mm³ o más, y
30 una relación (Hvs/Hvc) de una dureza (Hvs) a una profundidad de 20 μm desde una superficie a una dureza (Hvc) en un centro de un grosor de la lámina está en un intervalo de 0,85 o más.
2. La lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 1, en donde una relación de resistencia a la fatiga está en un intervalo de 0,45 o más.
3. La lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 1, en donde una densidad de dislocación media está en un intervalo de 1×10^{14} m⁻² o menos.
35 4. Una lámina de acero bañado en caliente que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, que comprende:
la lámina de acero de alta resistencia según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3; y
40 una capa bañada en caliente provista sobre una superficie de la lámina de acero de alta resistencia.
5. La lámina de acero bañado en caliente que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades

de colisión según la reivindicación 4, en donde la capa bañada en caliente consiste en Zn.

6. Una lámina de acero bañado en caliente aleada que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión, que comprende:

la lámina de acero de alta resistencia según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3; y

5 una capa bañada en caliente aleada provista sobre una superficie de la lámina de acero de alta resistencia.

7. Un método para producir la lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 1, método que comprende:

calentar una placa que comprende: en términos de tanto por ciento en masa,

0,03 a 0,10% de C;

10 0,01 a 1,5% de Si;

1,0 a 2,5% de Mn;

0,1% o menos de P;

0,02% o menos de S;

0,01 a 1,2% de Al;

15 0,06 a 0,15% de Ti;

0,01% o menos de N; y

opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en

0,005 a 0,1% de Nb;

0,005 a 0,2% de Mo;

20 0,005 a 0,2% de V;

0,0005 a 0,005% de Ca;

0,0005 a 0,005% de Mg;

0,0005 a 0,005% de B;

0,005 a 1% de Cr;

25 0,005 a 1% de Cu; y

0,005 a 1% de Ni;

siendo el resto hierro e impurezas inevitables, a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C, y realizar la laminación en caliente bajo condiciones donde una laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo no menor que un punto Ar₃, obteniendo de este modo un material laminado en caliente;

30 enrollar el material laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, obteniendo de este modo una lámina de acero laminado en caliente;

someter la lámina de acero laminado en caliente a decapado con ácido;

someter la lámina de acero laminado en caliente decapado con ácido a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%;

35 recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (T_{max}°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior que cumple las expresiones (1) y (2) como sigue

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\max} \dots (1)$$

$$t > 0 \dots (2);$$

40 y someter la lámina de acero laminado en caliente recocida a una segunda laminación de atemperación.

8. El método para producir la lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 7, en donde una tasa de alargamiento se ajusta para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0% en la segunda laminación de atemperación.

5 9. El método para producir la lámina de acero de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 7, en donde 1/2 o más de la cantidad de Ti contenida en la lámina de acero laminado en caliente después del enrollado existe en un estado de disolución sólida.

10. Un método para producir la lámina de acero bañada en caliente que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 4, método que comprende:

calentar una placa que comprende: en términos de tanto por ciento en masa,

10 0,03 a 0,10% de C;

0,01 a 1,5% de Si;

1,0 a 2,5% de Mn;

0,1% o menos de P;

0,02% o menos de S;

15 0,01 a 1,2% de Al;

0,06 a 0,15% de Ti;

0,01% o menos de N; y

opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en

0,005 a 0,1% de Nb;

20 0,005 a 0,2% de Mo;

0,005 a 0,2% de V;

0,0005 a 0,005% de Ca;

0,0005 a 0,005% de Mg;

0,0005 a 0,005% de B;

25 0,005 a 1% de Cr;

0,005 a 1% de Cu; y

0,005 a 1% de Ni;

30 siendo el resto hierro e impurezas inevitables, a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C y realizar la laminación en caliente bajo condiciones donde una laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo no menor que un punto Ar₃, obteniendo de este modo un material laminado en caliente;

enrollar el material laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, obteniendo de este modo una lámina de acero laminado en caliente;

someter la lámina de acero laminado en caliente a decapado con ácido;

35 someter la lámina de acero laminado en caliente decapado con ácido a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%;

recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (T_{max}°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior que cumple las expresiones (1) y (2) como sigue

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\max} \dots (1)$$

40 $t > 0 \dots (2);$

y realizar un baño en caliente para formar una capa bañada en caliente sobre una superficie de la lámina de acero laminado en caliente, obteniendo de este modo una lámina de acero bañada en caliente; y

someter la lámina de acero bañado en caliente a una segunda laminación de atemperación.

11. El método para producir la lámina de acero bañado en caliente que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 10, en donde una tasa de alargamiento se ajusta para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0% en la segunda laminación de atemperación.

- 5 12. Un método para producir la lámina de acero bañado en caliente aleado que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 6, método que comprende:

calentar una placa que comprende: en términos de tanto por ciento en masa,

0,03 a 0,10% de C;

0,01 a 1,5% de Si;

- 10 1,0 a 2,5% de Mn;

0,1% o menos de P;

0,02% o menos de S;

0,01 a 1,2% de Al;

0,06 a 0,15% de Ti;

- 15 0,01% o menos de N; y

opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en

0,005 a 0,1% de Nb;

0,005 a 0,2% de Mo;

0,005 a 0,2% de V;

- 20 0,0005 a 0,005% de Ca;

0,0005 a 0,005% de Mg;

0,0005 a 0,005% de B;

0,005 a 1% de Cr;

0,005 a 1% de Cu; y

- 25 0,005 a 1% de Ni;

siendo el resto hierro e impurezas inevitables, a una temperatura en un intervalo de 1.150 a 1.280°C y realizar la laminación en caliente bajo condiciones donde una laminación de finalización se termina a una temperatura en un intervalo no menor que un punto Ar₃, obteniendo de este modo un material laminado en caliente;

- 30 enrollar el material laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 600°C o menos, obteniendo de este modo una lámina de acero laminado en caliente;

someter la lámina de acero laminado en caliente a decapado con ácido;

someter la lámina de acero laminado en caliente decapado con ácido a una primera laminación de atemperación a una tasa de alargamiento en un intervalo de 0,1 a 5,0%;

- 35 recocer la lámina de acero laminado en caliente bajo condiciones donde una temperatura de calentamiento máxima (T_{max}°C) está en un intervalo de 600 a 750°C y un tiempo de mantenimiento (t segundos) en un intervalo de temperatura de 600°C o superior que cumple las expresiones (1) y (2) como sigue

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t \leq 3.600 - 3,9 \times T_{\max} \dots (1)$$

$$t > 0 \dots (2);$$

- 40 realizar un baño en caliente para formar una capa bañada en caliente sobre una superficie de la lámina de acero laminado en caliente para obtener una lámina de acero bañado en caliente, y someter la lámina de acero bañado en caliente a un tratamiento de aleación para convertir la capa bañada en caliente en una capa bañada en caliente aleada; y someter la lámina de acero bañado en caliente sobre la que se realiza el tratamiento de aleación a una

segunda laminación de atemperación.

13. El método para producir la lámina de acero bañado en caliente aleado que tiene excelentes propiedades de fatiga, alargamiento y propiedades de colisión según la reivindicación 12, en donde una tasa de alargamiento se ajusta para que esté en un intervalo de 0,2 a 2,0% en la segunda laminación de atemperación.

FIG. 1

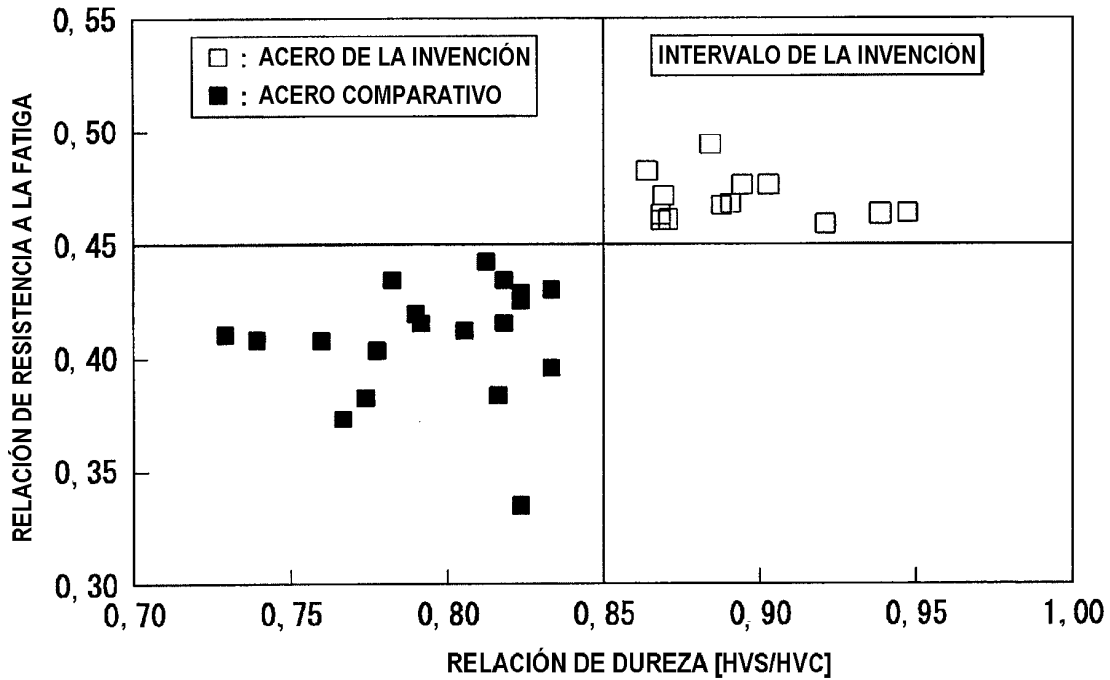


FIG. 2

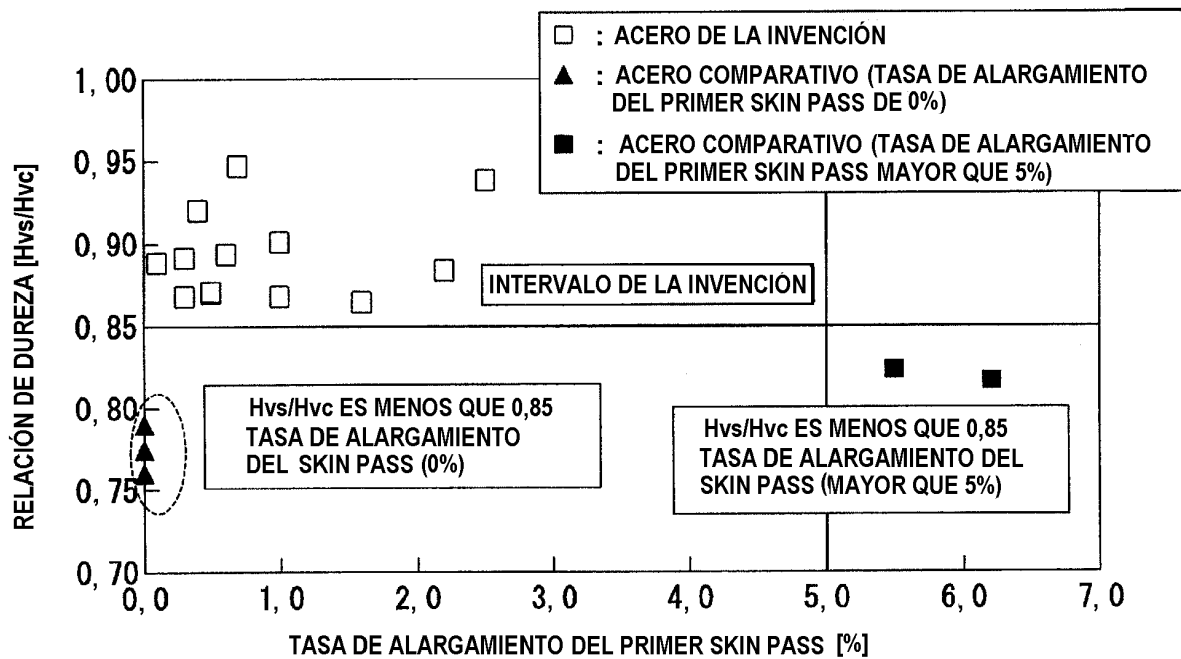


FIG. 3

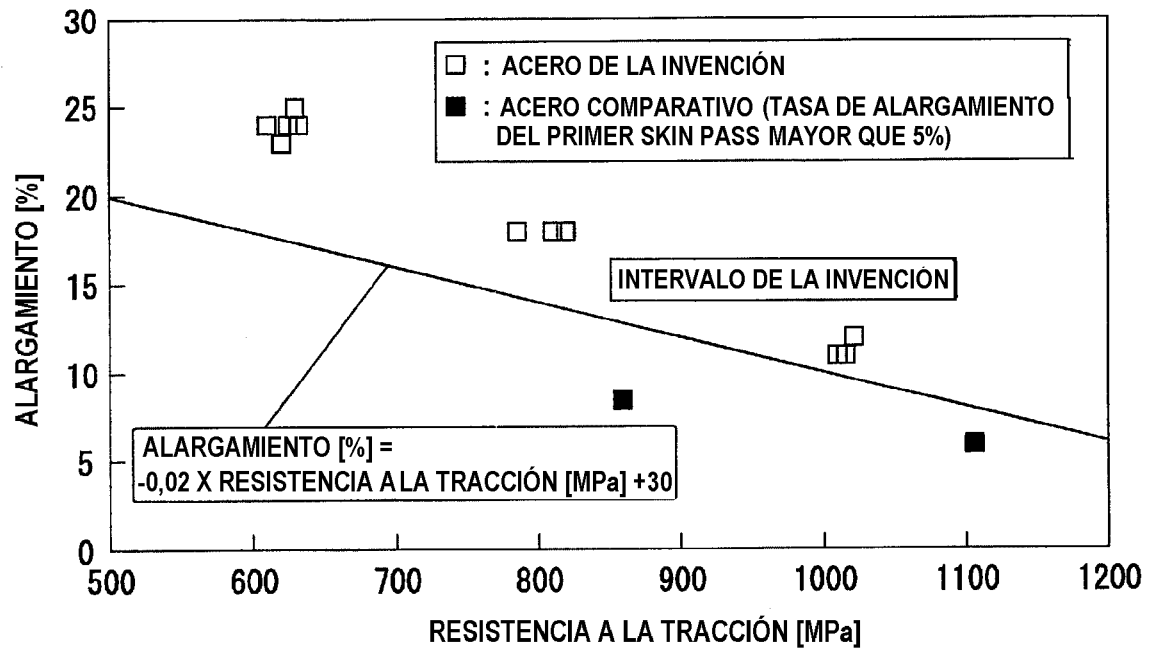


FIG. 4

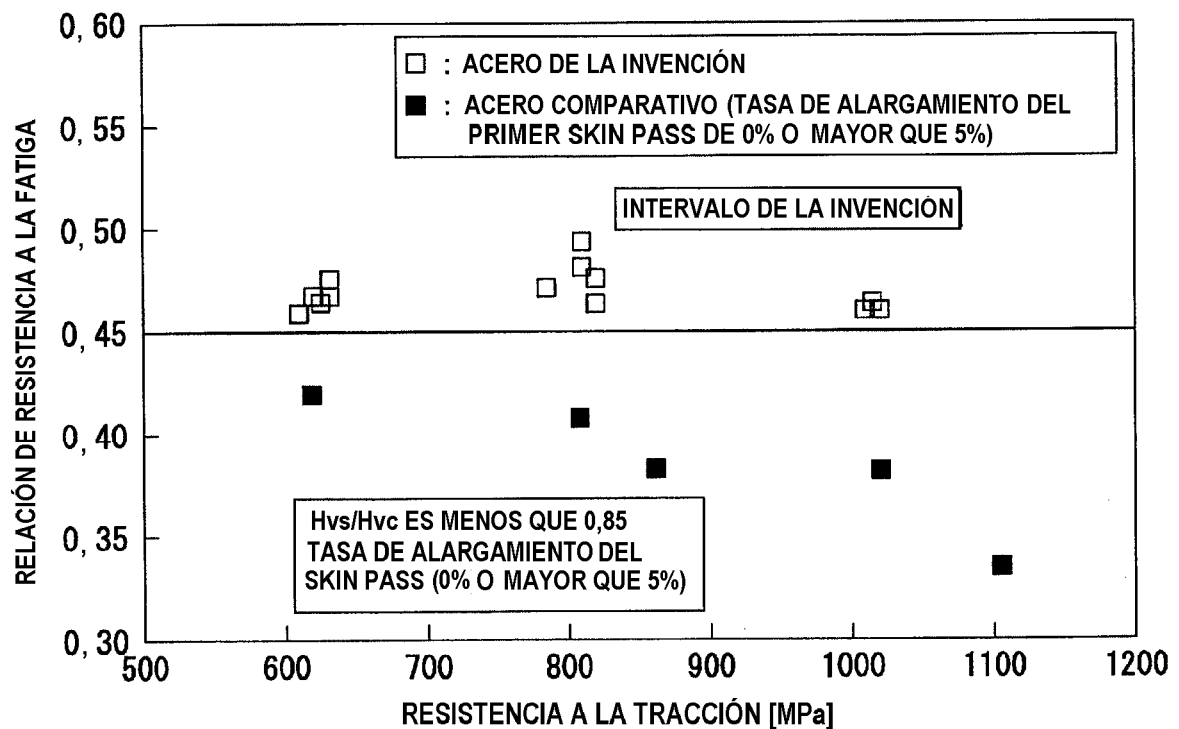


FIG. 5

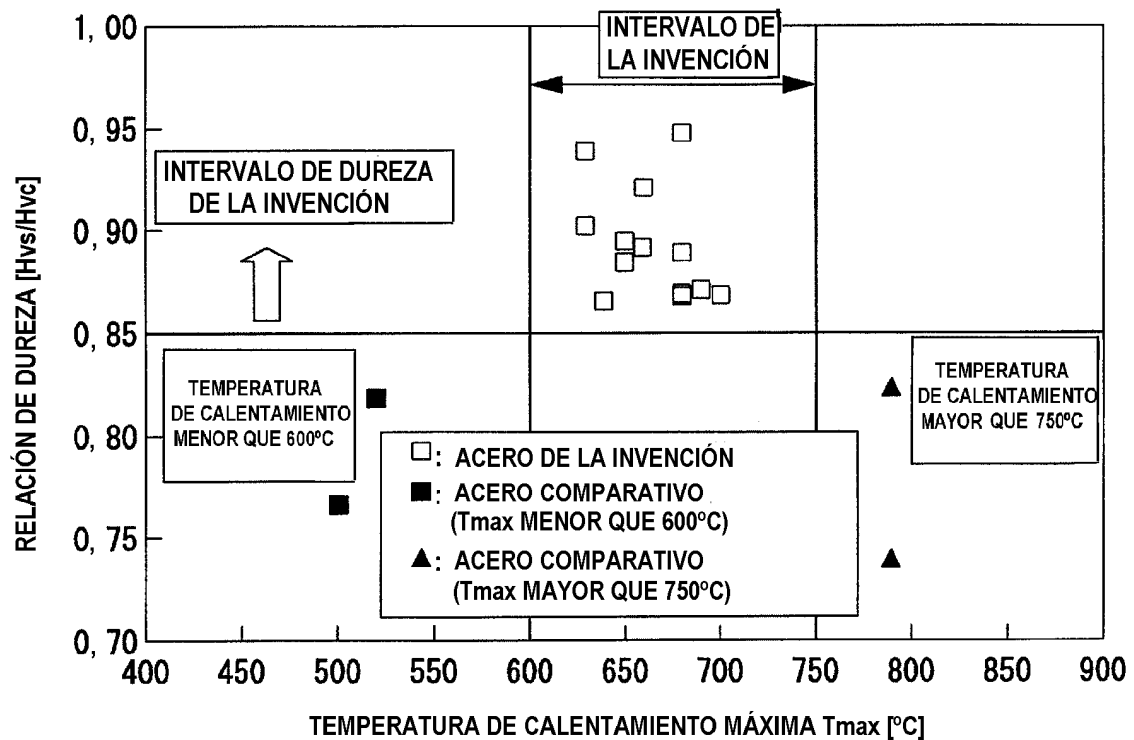


FIG. 6

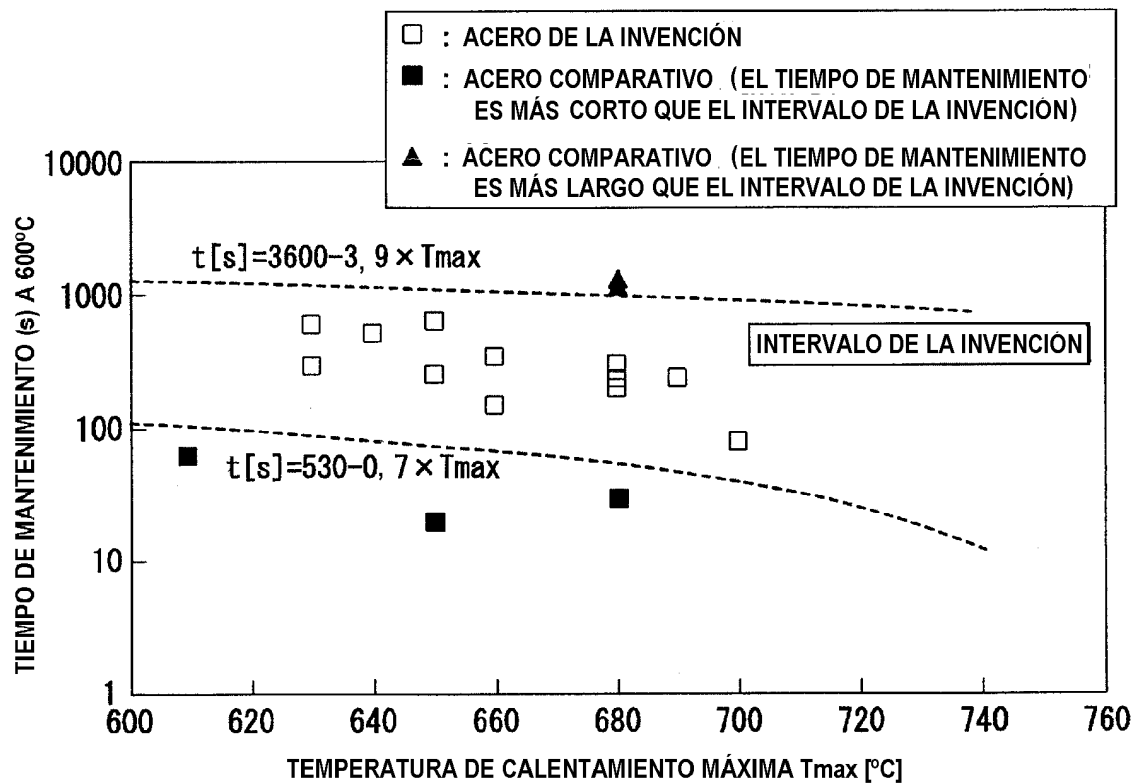


FIG. 7

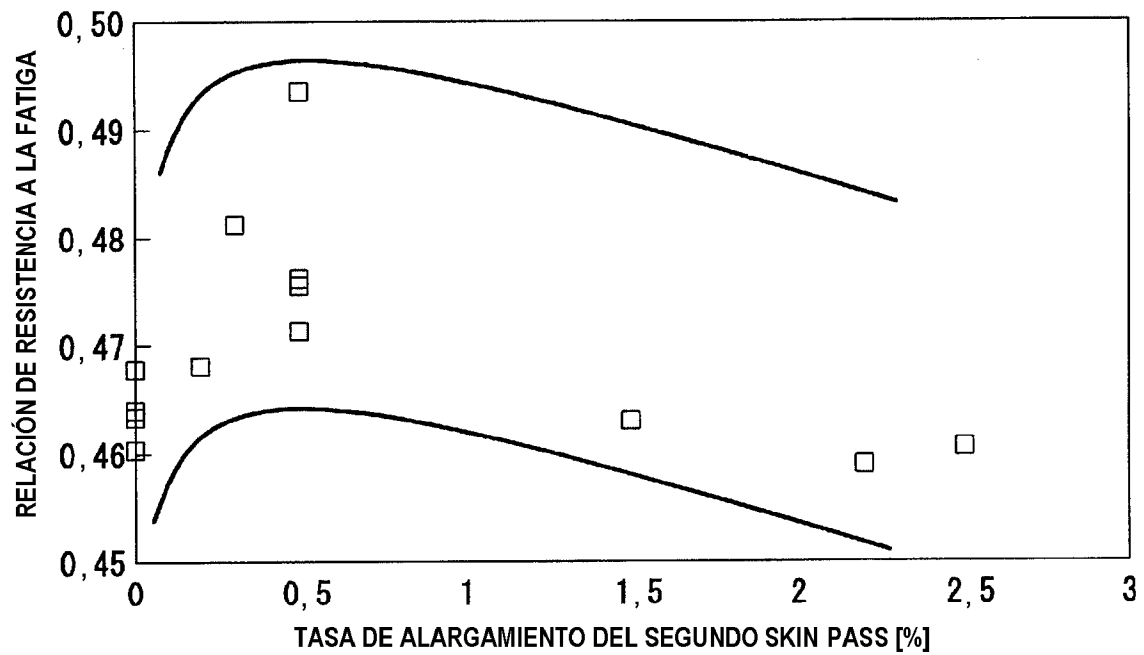


FIG. 8

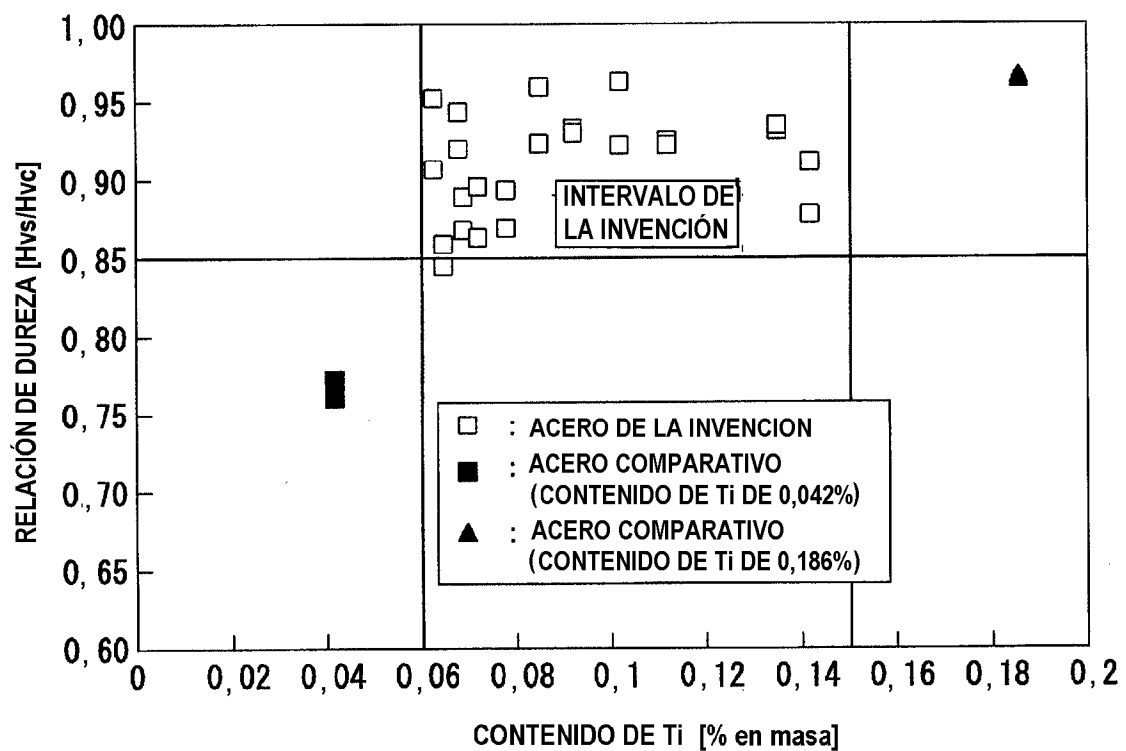


FIG. 9

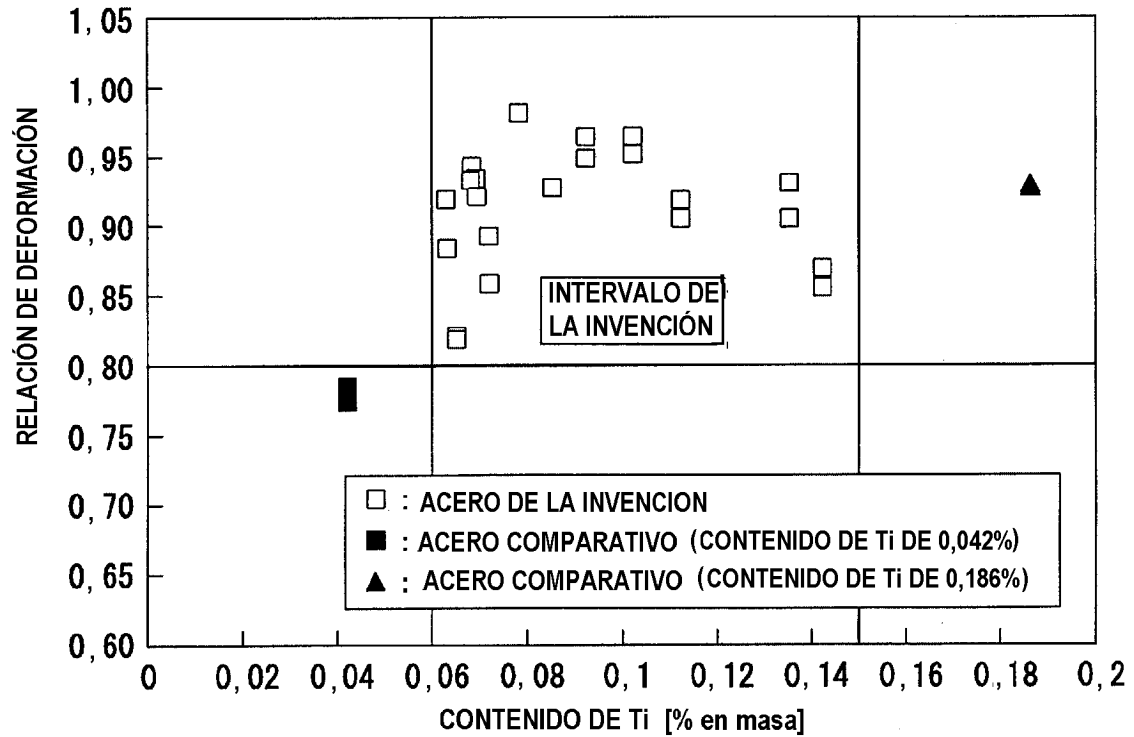


FIG. 10

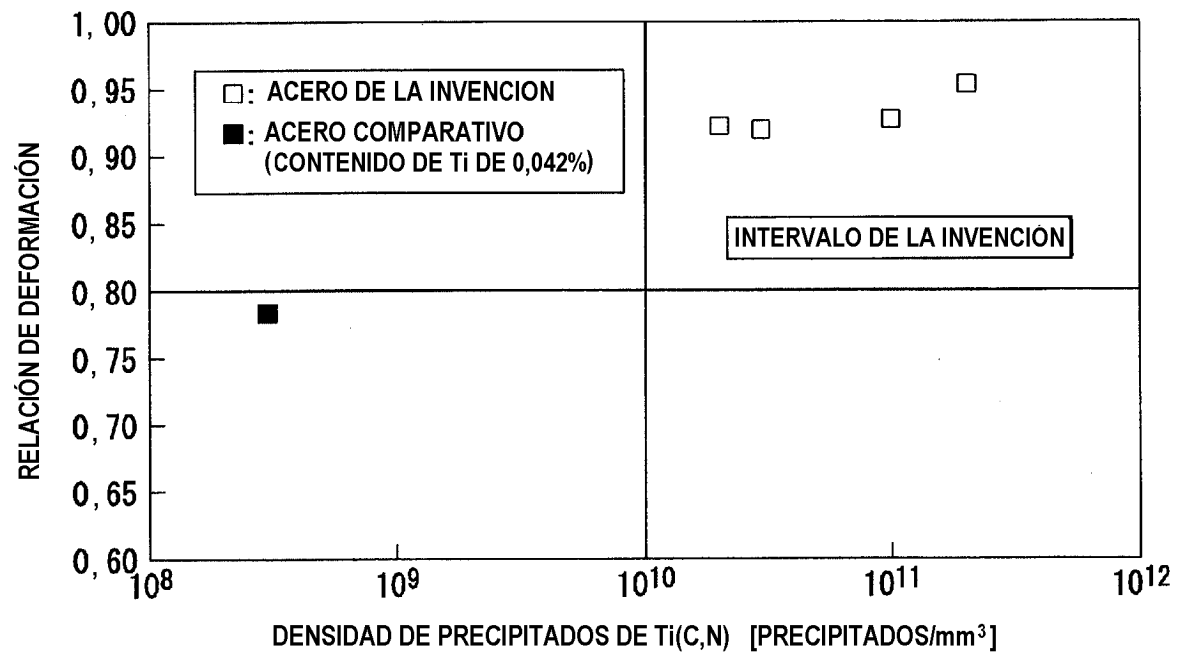
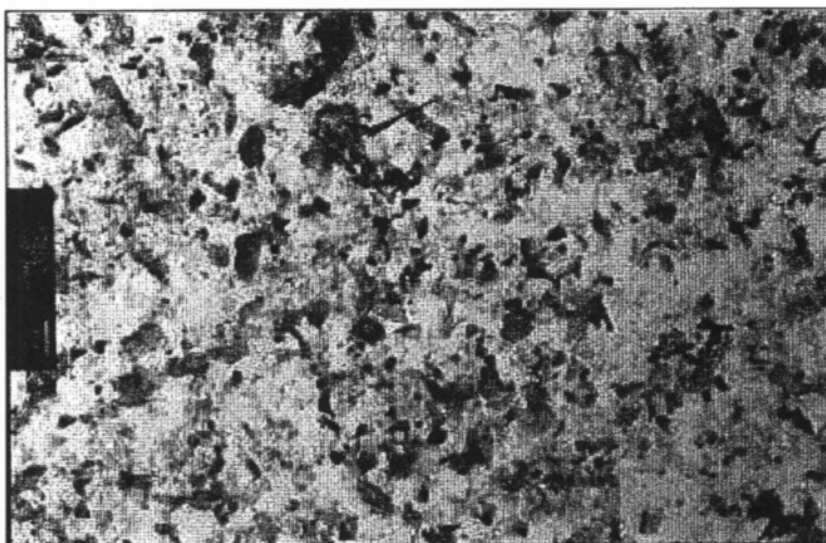
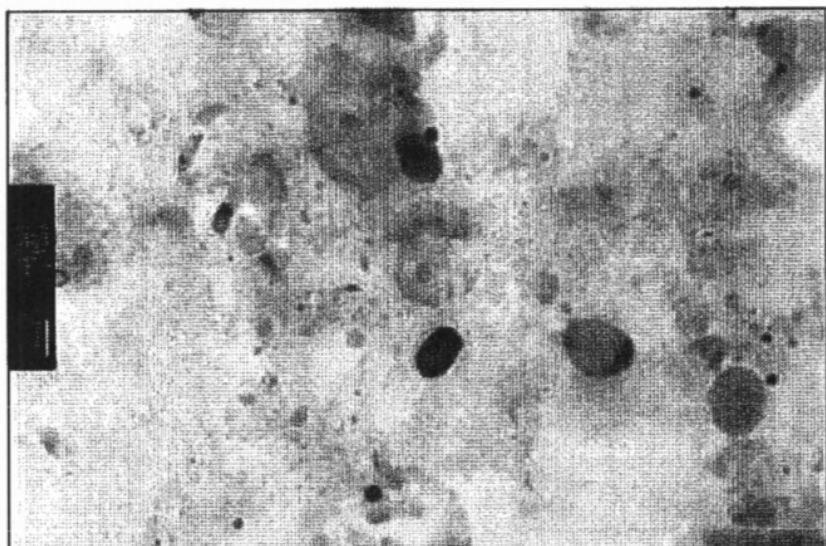


FIG. 11

(a)
TEM $\times 5000$



(b)
TEM $\times 100000$



(c)
TEM $\times 100000$

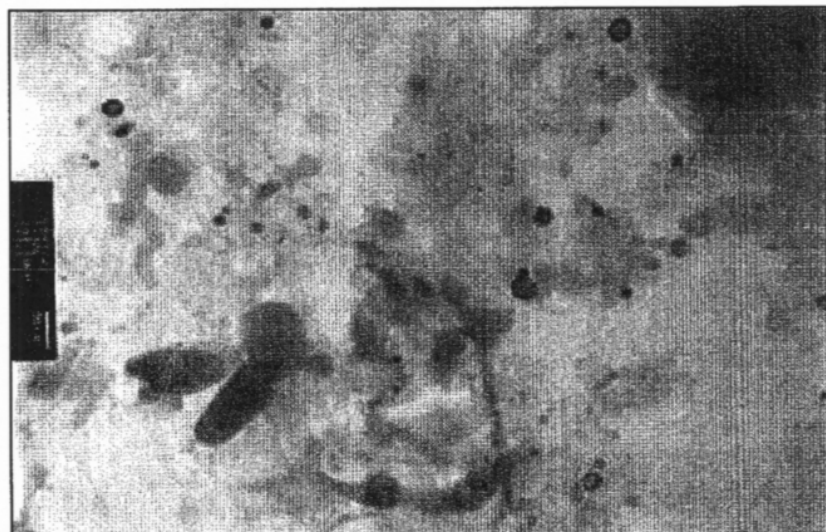
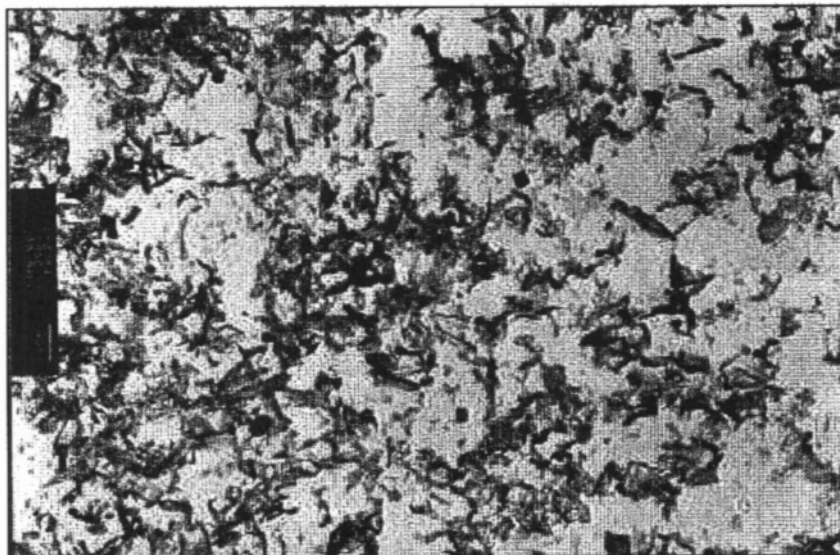


FIG. 12

(a)
TEM $\times 5000$



(b)
TEM $\times 50000$

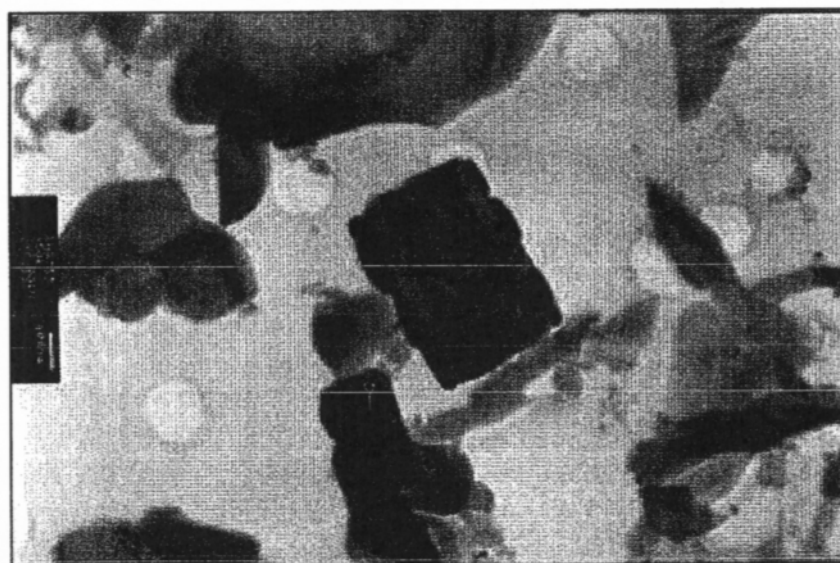


FIG. 13

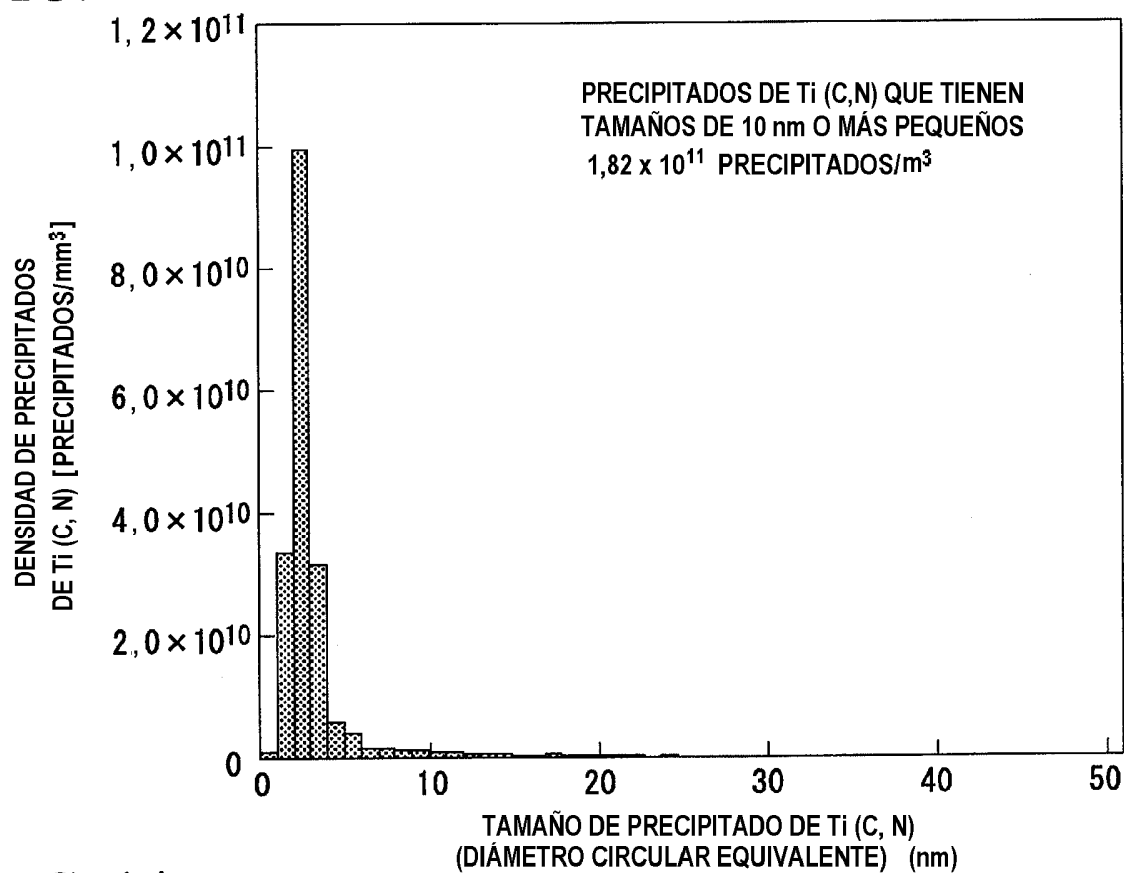


FIG. 14

