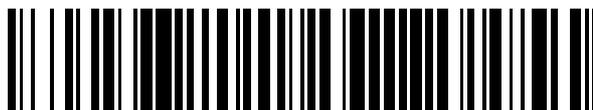


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 528 427**

51 Int. Cl.:

C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **03.08.2006 E 06782588 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.11.2014 EP 1918396**

54 Título: **Lámina de acero de alta tracción y procedimiento para producir la misma**

30 Prioridad:

05.08.2005 JP 2005228546

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

09.02.2015

73 Titular/es:

**JFE STEEL CORPORATION (100.0%)
2-3, UCHISAIWAI-CHO, 2-CHOME
CHIYODA-KU, TOKYO, 100-0011, JP**

72 Inventor/es:

**ARIGA, TAMAKO;
YOKOTA, TAKESHI;
KOBAYASHI, AKIO y
SETO, KAZUHIRO**

74 Agente/Representante:

FÚSTER OLAGUIBEL, Gustavo Nicolás

ES 2 528 427 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 tracción y procedimiento para producir la misma

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia a la tracción (HSS) que tiene conformabilidad excelente y que es adecuada para el material de base de piezas de automóviles, y a un método de fabricación de la misma.

10

Técnica anterior

Las láminas de acero para automóviles se enfrentan a una fuerte demanda de calibre bajo mediante el uso de HSS en vista de mejorar el consumo de combustible para la conservación medioambiental. Puesto que muchas de las piezas de automóviles se fabrican mediante conformación por presión dando lugar a formas complejas, se demandan materiales que tengan alta resistencia y que tengan tanto elongación como conformabilidad de reborde por estirado altas, siendo ambos índices de conformabilidad.

15

Las láminas de acero de los últimos años han aumentado la resistencia más que nunca, y se desean las que tienen una resistencia superior a 980 MPa. Además, desde el punto de vista de una reducción de peso adicional, las láminas de acero están disminuyendo su grosor, y aumenta la demanda de láminas de acero de calibre fino de un grosor de 2,5 mm o más pequeño.

20

Se han propuesto diversas clases de ese tipo de láminas de acero. Por ejemplo, el documento JP-A-6-172924, (el término "JP-A" al que se hace referencia en el presente documento significa la "publicación de solicitud de patente japonesa no examinada"), propone una lámina de acero que tiene conformabilidad de reborde por estirado excelente, en la que se forma una estructura de ferrita bainítica que tiene alta densidad de dislocaciones. Sin embargo, puesto que la lámina de acero contiene una estructura de ferrita bainítica de alta densidad de dislocaciones, tiene el inconveniente de una escasa elongación. Además, para formar la ferrita bainítica, inevitablemente es necesaria una alta velocidad de enfriamiento en una mesa de salida. Cuando se fabrican láminas de acero de calibre fino, por tanto, surge un problema de prevención de serpenteos de la banda en la mesa de salida durante la fabricación de láminas de calibre fino de modo que la tecnología no es adecuada para fabricar láminas de calibre fino de un grosor de 2,5 mm o más pequeño.

25

30

El documento JP-A-6-200351 propone una lámina de acero que tiene conformabilidad de reborde por estirado excelente dando una resistencia a la tracción de 70 kg/cm² o superior mediante el ajuste de la mayor parte de la microestructura a ferrita poligonal y mediante el endurecimiento por precipitación principalmente mediante endurecimiento por disolución sólida y TiC. Sin embargo, es difícil lograr alta resistencia a la tracción de 980 MPa o más mediante el precipitado ampliamente conocido usado en la lámina de acero.

35

40

Es decir, cuando se añade una gran cantidad de Ti para aumentar la resistencia a la tracción para el fin de lograr 980 MPa o más, probablemente se forma un precipitado grueso, y no puede lograrse la resistencia deseada. Además, la cantidad de adición aumentada de Ti aumenta la temperatura de calentamiento de desbastes planos necesaria para disolver TiC dando la forma de disolución sólida, por lo que tiende hacerse difícil fabricar la lámina de acero mediante un aparato habitual.

45

El documento JP-A-2004-143518 propone una lámina de acero laminada en caliente que contiene ferrita que tiene un tamaño de grano promedio de 1 a 5 μm como fase principal y que está endurecido por precipitación mediante carbonitruro de V que tiene un tamaño de partícula promedio de 50 nm o más pequeño. Sin embargo, para obtener un precipitado de V fino, generalmente es necesario el bobinado a una temperatura baja de 550°C o inferior. Como resultado, el aumento en la cantidad de precipitado se hace difícil, y el endurecimiento tiene una limitación. Por tanto, con la lámina de acero, se requiere la combinación con endurecimiento por afinado del grano de ferrita, descrito anteriormente, para conseguir una resistencia a la tracción superior.

50

En la tecnología descrita en el documento JP-A-2004-143518, sin embargo, el afinado de los granos de ferrita necesita, en la etapa de laminación de acabado, la laminación de la lámina a una temperatura de punto de transformación de Ar₃ o superior en una caja de laminación antes de la última caja en la fila del laminador en tándem, y luego el enfriamiento de la lámina hasta una temperatura de "punto de transformación de Ar₃ de -50°C" o inferior a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/s o más, seguido por laminación hasta una reducción del 20% o más pequeña en la caja final. Con una línea de fabricación habitual, sin embargo, resulta difícil la realización de esta condición de fabricación.

55

60

Además, puesto que la lámina de acero permite la formación de perlita y similar, pueden deteriorarse la elongación y conformabilidad de reborde por estirado.

65

Como tecnología para obtener una lámina de acero de tracción ultraalta, los documentos JP-A-2002-322539 y JP-A-

2003-89848 dan a conocer una tecnología para fabricar una lámina de acero de tracción ultraalta que tiene tanto elongación como conformabilidad de reborde por estirado excelentes mediante la dispersión de carburo fino que consiste en C, Ti y Mo en la fase única de ferrita. De manera similar a la tecnología dada a conocer en el documento JP-A-6-200351, sin embargo, cuando se añade una gran cantidad de C y Ti para obtener una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior, las temperaturas de calentamiento de desbastes planos normales (de aproximadamente 1150°C a aproximadamente 1250°C) no pueden disolver completamente el TiC y otras sustancias precipitadas en el desbaste plano, en algunos casos. Es decir, para disolver completamente el TiC y otras sustancias para lograr alta resistencia, se requiere además alta temperatura, lo que dificulta la fabricación del acero en algunos casos, e incluso si se realiza la fabricación, se aplica una carga pesada al aparato de fabricación.

El documento JP-A-2005-120430 da a conocer láminas de acero de alta resistencia endurecidas por precipitación y un método de preparación de tales láminas de acero, implicando el método una etapa de añadir elementos de generación de carburo. Las láminas de acero de alta resistencia endurecidas por precipitación están constituidas por una o más clases de primeros elementos metálicos M1 para generar carburo de tipo MC que tiene una electronegatividad < 1,8 y una o más clases de segundos elementos metálicos M2 que tienen una electronegatividad ≥ 1,8. La diferencia de radio atómico entre el primer elemento metálico M1 y el segundo elemento metálico M2 es < 10%.

Descripción de la invención

[Problemas que van a resolverse por la invención]

La presente invención se ha perfeccionado para resolver los problemas anteriores. Un objeto de la presente invención es proporcionar una lámina de acero de alta tracción que dé una resistencia de 980 MPa o superior, que sea adecuada para la conformación por presión de una forma en sección transversal compleja, tal como piezas de automóviles, que dé tanto elongación como conformabilidad de reborde por estirado excelentes, que son índices de conformabilidad, y que permita la fácil fabricación del acero en comparación con la técnica relacionada. Otro objeto de la presente invención es proporcionar un método para fabricar la lámina de acero de alta tracción con carga reducida en el aparato de fabricación.

[Medios para resolver los problemas]

Para lograr los objetos anteriores, los inventores de la presente invención llevaron a cabo estudios detallados, y obtuvieron los siguientes hallazgos.

(a) Con una microestructura de baja densidad de dislocaciones y que está endurecida por precipitado afinado, mejora la propiedad total de resistencia y elongación.

(b) Con una microestructura que consiste esencialmente en una estructura de fase única de ferrita y que está endurecida por precipitado afinado, mejora la propiedad total de resistencia y elongación.

(c) Con la adición de C, Ti, Mo y V, y adicionalmente con el control adecuado del equilibrio de adición entre ellos, el carburo compuesto constituido por esos elementos precipita de manera fina.

(d) Con un porcentaje reducido de V en el precipitado compuesto, el precipitado se vuelve grueso, por lo que disminuyen tanto la elongación como la conformabilidad de reborde por estirado.

(e) En comparación con el acero al que sólo se añade Ti y Mo, el acero al que se añade además V disuelve el carburo a temperatura inferior, logrando de ese modo eficazmente el precipitado fino que potencia el endurecimiento del acero.

La presente invención se ha perfeccionado basándose en estos hallazgos, y la presente invención proporciona lo siguiente de (1) a (5).

(1) Una lámina de acero de alta tracción que consiste esencialmente en una estructura de fase única de ferrita que ocupa un porcentaje de área del 95% o más, que consiste en más del 0,06% y no más del 0,24% de C, el 0,3% o menos de Si, del 0,5 al 2,0% de Mn, el 0,06% o menos de P, el 0,005% o menos de S, el 0,06% o menos de Al, el 0,006% o menos de N, del 0,05 al 0,5% de Mo, del 0,03 al 0,2% de Ti, más del 0,15 y no más del 1,2% de V, en masa, y el resto Fe e impurezas inevitables, y que tiene una composición en la que el contenido en C, Ti, Mo y V satisface la fórmula (I),

$$0,8 \leq (C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} \leq 1,5 \quad (I)$$

en la que C, Ti, Mo y V designan el % en masa para cada uno de ellos, dando una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior, en la que un carburo que contiene Ti, Mo y V, y que tiene un tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm precipita en estado disperso en una cantidad de 5×10^5 partículas o más por $1 \mu\text{m}^3$, y el carburo

que contiene Ti, Mo y V tiene una composición promedio que satisface $[V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3]$, expresándose Ti, Mo y V mediante el % atómico, y a = de 0,6 a 1,4, b = de 0,6 a 1,4, y c = de 1,4 a 2,8, siendo $a + b + c = 4$, donde a : b : c es la razón atómica de Ti : Mo : V.

5 (2) La lámina de acero de alta tracción según (1) en la que la lámina de acero es una lámina de acero de calibre fino laminada en caliente que tiene un grosor de lámina de 2,5 mm o más pequeño.

(3) La lámina de acero de alta tracción según (1) o (2), en la que la lámina de acero tiene una película galvanizada en baño en caliente sobre la misma.

10 (4) Un método para fabricar lámina de acero de alta tracción dando una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior, que comprende la etapa de laminar en caliente un desbaste plano de acero que consiste en más del 0,06% y no más del 0,24% de C, el 0,3% o menos de Si, del 0,5 al 2,0% de Mn, el 0,06% o menos de P, el 0,005% o menos de S, el 0,06% o menos de Al, el 0,006% o menos de N, del 0,05 al 0,5% de Mo, del 0,03 al 0,2% de Ti, más del 0,15 y no más del 1,2% de V, en masa, y el resto Fe e impurezas inevitables, y que tiene una composición en la que el contenido en C, Ti, Mo y V satisface la fórmula (I), en una condición de una temperatura de acabado de 880°C o superior y una temperatura de bobinado de 570°C o superior,

$$0,8 \leq (C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} \leq 1,5 \text{ (I)}$$

20 en la que C, Ti, Mo y V designan el % en masa para cada uno de ellos.

(5) El método para fabricar lámina de acero de alta tracción según (4), que comprende además la etapa de galvanizar en baño en caliente sobre la superficie de la lámina de acero tras la laminación en caliente.

25 La expresión "que consiste esencialmente en una estructura de fase única de ferrita" a la que se hace referencia en el presente documento significa permitir una cantidad traza de otra fase o precipitado distinto del precipitado según la presente invención, y preferiblemente significa que la microestructura está ocupada por ferrita en porcentajes de área del 95% o más.

30 En la lámina de acero que tienen resistencia a la tracción de 980 MPa o superior según la presente invención, el carburo anterior que contiene Ti, Mo y V de tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm precipita presumiblemente en estado disperso en una cantidad de aproximadamente 5×10^5 partículas o más por $1 \mu\text{m}^3$, y, cuando además se necesita alta resistencia, el carburo precipita presumiblemente en estado disperso en una cantidad de aproximadamente 1×10^6 partículas o más por $1 \mu\text{m}^3$.

Breve descripción de los dibujos

40 La figura 1 es un gráfico que muestra la relación entre la cantidad de adición de V (eje horizontal, % en masa) y la razón de precipitación de V que significa la eficacia de precipitación (eje vertical, %), y la figura 2 muestra un ejemplo de carburo fino que contiene Ti, Mo y V, obtenido en la presente invención, (resultado observado de un microscopio electrónico de transmisión y resultado analítico de EDX).

Mejor modo de llevar a cabo la invención

45 La presente invención se describe en detalle en lo que se refiere a la microestructura metálica, la composición química, el método de fabricación, y similares.

<Microestructura metálica>

50 La lámina de acero de alta tracción según la presente invención tiene una microestructura que consiste esencialmente en una fase única de ferrita, y precipita un carburo que contiene Ti, Mo y V.

• Microestructura que consiste esencialmente en una fase única de ferrita

55 Se prepara la matriz mediante una microestructura que consiste esencialmente en una fase única de ferrita porque la ferrita que tiene densidad de dislocaciones pequeña es eficaz para mejorar la elongación, y porque la estructura de fase única es eficaz para mejorar la conformabilidad de reborde por estirado, y en particular los efectos se vuelven significativos en la fase única de ferrita dúctil. La matriz, sin embargo, no es necesariamente una fase única de ferrita completa, y puede consistir esencialmente en fase única de ferrita. Es decir, es aceptable otra fase o precipitado en una cantidad traza, y la microestructura está ocupada por ferrita en porcentajes de área del 95% o más.

65 La ferrita que tiene alta densidad de dislocaciones, tal como ferrita bainítica y ferrita acicular, no se incluye en la fase de ferrita según la presente invención, y este tipo de ferrita se trata como otra fase.

- Carburo que contiene Ti, Mo y V

El carburo que contiene Ti, Mo y V es eficaz para endurecer acero porque el carburo se convierte en partículas finas y garantiza la cantidad de precipitado necesaria.

La principal tendencia convencional es usar TiC que no contiene Mo ni V como precipitado para endurecer el acero. Sin embargo, puesto que el Ti tiene una fuerte tendencia a formar precipitado, es probable que se transforme en partículas gruesas y que disminuya el efecto del endurecimiento del acero. Por consiguiente, para lograr una resistencia necesaria, la cantidad requerida de precipitado alcanza un nivel que deteriora la conformabilidad.

Por otro lado, tal como se da a conocer en el documento JP-A-2003-89848, la adición única de Mo a Ti afina el precipitado, y logra un efecto de endurecimiento en cierto grado. Sin embargo, para lograr una resistencia a la tracción de 980 MPa o más sólo mediante un carburo que contiene Ti y Mo, cuando ha de añadirse un nivel de cantidad requerido de Ti, la temperatura requerida puede superar la temperatura de calentamiento habitual antes de la laminación en caliente, tal como se describió anteriormente. Para realizar una operación a alta temperatura, se necesita, por ejemplo un aparato especial, que aumenta los costes.

Por otro lado, cuando sólo se añade V a Ti, no puede lograrse afino suficiente del precipitado.

Por el contrario, se encontró que un carburo compuesto que contiene Ti, Mo y V precipita de manera fina y garantiza fácilmente la cantidad (él número de partículas) de precipitado, permitiendo por tanto endurecer el acero sin deteriorar la conformabilidad.

El fenómeno procede presumiblemente del mecanismo siguiente.

El molibdeno y el vanadio, específicamente el Mo, tienen una tendencia inferior de formación de precipitación (tendencia de formación de carburo) que la del Ti. Por consiguiente, el carburo compuesto no se transforma en precipitado grueso que no contribuye al endurecimiento, y se permite que exista de manera estable en partículas finas. Como resultado, con una cantidad de adición relativamente pequeña que no deteriora la conformabilidad puede endurecerse eficazmente el acero (Para el caso de la adición única de V, sin embargo, el carburo se vuelve grueso a menos que se aplique un bobinado a temperatura baja). Por otro lado, la combinación de V y C proporciona una temperatura de disolución muy baja, y, cuando se añade una cantidad relativamente grande de estos para lograr alta resistencia de 980 Mpa o más, se disuelven fácilmente a temperaturas de calentamiento habituales. En el caso de la adición única de V, sin embargo, la tasa de precipitación de V se vuelve baja. Por consiguiente, para formar el precipitado de un tamaño y una cantidad para lograr una fuerza de alta tracción de 980 MP o más, se supone que es eficaz la adición tanto de Mo como V, que se añaden al Ti.

Según el conocimiento en la técnica relacionada, cuando se añade una cantidad grande de V a un acero que contiene Ti, Mo, y similar, la elongación tiende a disminuir, por lo que se suprime la adición de V hasta un nivel relativamente bajo. Sin embargo, un estudio detallado facilitado por los inventores de la presente invención sobre el sistema de Ti, Mo y V reveló que la cantidad aumentada de V aumenta la razón de precipitación de V (o el V añadido precipita suficientemente como carburo), permitiendo por tanto que el carburo precipite de manera estable y fina, y que se logre alta resistencia mientras se garantiza una elongación suficiente.

La composición del carburo afecta a la existencia de carburo estable y fino. En términos concretos, cuando la composición de carburo promedio satisface la relación de $[V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3]$, donde Ti, Mo y V se expresan mediante el % atómico, aumenta el efecto de suprimir la formación de precipitado grueso, logrando de ese modo el precipitado fino deseado. Por consiguiente, la presente invención requiere que el carburo que contiene Ti, Mo y V dentro de un intervalo de $[V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3]$, donde Ti, Mo y V se expresan mediante el % atómico, precipite disperso en granos de ferrita. El límite superior de $V/(Ti + Mo + V)$ preferiblemente se limita a aproximadamente 0,7.

Según el hallazgo de los inventores de la presente invención, la composición de carburo óptima para el afino de partículas es de aproximadamente 1 : 1 : 2 como la razón atómica de Ti : Mo : V. En una composición de carburo promedio, por tanto, cuando la razón atómica de Ti : Mo : V se expresa como a : b : c, se aplica lo siguiente: a = de 0,6 a 1,4, b = de 0,6 a 1,4, y c = de 1,4 a 2,8, siendo a + b + c = 4.

Llevando el tamaño de partícula promedio del carburo compuesto a un valor más pequeño de 10 nm, la tensión en las proximidades del precipitado se vuelve más eficaz que la resistencia contra el movimiento de dislocación, y el carburo compuesto endurece eficazmente el acero. Por consiguiente, la presente invención especifica que el carburo que contiene Ti, Mo y V, que tiene un tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm precipita, y preferiblemente el tamaño de partícula promedio es de 5 nm o más pequeño.

En algunos casos, el carburo que contiene Ti, Mo y V precipita en un precipitado grueso que apenas afecta a la resistencia. Puesto que no es adecuado tratar este tipo de precipitado como el objetivo para evaluar el tamaño de partícula, se determina el tamaño de partícula promedio eliminando el precipitado que supera un tamaño de partícula de 100 nm.

En la lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción (TS) de 980 MPa según la presente invención, el carburo compuesto que tiene un tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm se observa de manera natural en mayor cantidad que en las láminas de acero de clase de TS de 780 MPa. El carburo compuesto en la lámina de acero según la presente invención facilita un precipitado disperso en una cantidad de 5×10^5 partículas o más por $1 \mu\text{m}^3$, basándose en una aproximación sobre los datos del documento JPA-2002-322539. Puesto que JP-A-2002-322539 no da a conocer los datos en una zona que supera TS de 800 MPa, se facilitó una extrapolación para TS de 980 MPa (de expresión logarítmica) con una suposición sencilla de correlación de línea recta entre la expresión logarítmica de TS y la expresión logarítmica de densidad de carburo fino.

<Composición química>

Según la presente invención, puede obtenerse la elongación deseada, la conformabilidad de reborde por estirado deseada, y una resistencia de 980 MPa o superior si se satisface la microestructura metálica anterior, y el acero contiene más del 0,06 y no más del 0,24% de C, el 0,3% o menos de Si, del 0,5 al 2,0% de Mn, el 0,06% o menos de P, el 0,005% o menos de S, el 0,06% o menos de Al, el 0,006% o menos de N, del 0,05 al 0,5% de Mo, del 0,03 al 0,2% de Ti, más del 0,15 y no más del 1,2% de V, en masa, y el resto Fe e impurezas inevitables, y el contenido en C, Ti, Mo y V satisface la fórmula (I),

$$0,8 \leq (C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} \leq 1,5 \quad (I)$$

en la que, C, Ti, Mo y V designan el % en masa para cada uno de ellos.

A continuación se describen las condiciones para los componentes respectivos (% en masa a menos que se indique otra cosa).

- C; más del 0,06% y no más del 0,24%

El carbono es eficaz para formar carburo y endurecer acero. Sin embargo, si el contenido en C es de no más del 0,06%, el endurecimiento del acero se vuelve insuficiente, y si el contenido en C supera el 0,24%, se vuelve difícil soldar por puntos las láminas de acero. Por consiguiente, el contenido en C se especifica a un intervalo de desde más del 0,06% y no más del 0,24%, y preferiblemente del 0,07% o más. Además, para lograr una resistencia a la tracción de 1100 MPa o superior, el contenido en C se especifica preferiblemente al 0,1% o más. El límite inferior más preferible del contenido en C es del 0,11%, y el límite superior del mismo es preferiblemente de aproximadamente el 0,2%.

- Si: el 0,3% o menos

El silicio se usa positivamente de manera convencional como un elemento eficaz en el endurecimiento por disolución sólida, y los aceros de alta tracción a menudo contienen Si en cantidades de aproximadamente el 0,4% o más. La presente invención, sin embargo, especifica el contenido en Si al 0,3% o menos porque la adición de Si en más del 0,3% potencia la precipitación de C a partir de ferrita para precipitar probablemente carburo de hierro grueso en bordes de grano, lo que deteriora la conformabilidad de reborde por estirado.

Según la presente invención, al reducir el contenido en Si, disminuye la carga en la laminación de austenita para facilitar la fabricación de láminas de calibre fino. Es decir, si el contenido en Si supera el 0,3%, la laminación para materiales que tienen un grosor de 2,5 mm o más pequeño se vuelve inestable y la forma de la lámina formada empeora.

Por estos motivos, el contenido en Si se especifica al 0,3% o menos, preferiblemente a 0,15% o menos, y de manera deseable a 0,05% o menos.

Aunque puede no añadirse positivamente Si, la reducción extrema del contenido en Si aumenta el coste de fabricación de modo que un límite inferior práctico del contenido en Si es de aproximadamente el 0,001%.

- Mn: del 0,5 al 2,0%

El manganeso se añade en una cantidad del 0,5% o más desde el punto de vista de ayudar al endurecimiento del acero a través del endurecimiento por disolución sólida. Sin embargo, si el contenido en Mn supera el 2,0%, el Mn segrega, y también se forma una fase dura, deteriorándose de ese modo la conformabilidad de reborde por estirado. Por consiguiente, el contenido en Mn se especifica a un intervalo de desde el 0,5 al 2,0%, y preferiblemente del 1,0% o más.

- P: el 0,06% o menos

El fósforo es eficaz para ayudar en el endurecimiento por disolución sólida. Sin embargo, si el contenido en P supera

el 0,06%, el P segrega hasta deteriorar la conformabilidad de reborde por estirado. Por tanto, el contenido en P se especifica al 0,06% o menos. Aunque puede no añadirse positivamente P, la reducción extrema del contenido en P aumenta el coste de fabricación de modo que un límite inferior práctico del contenido en P es de aproximadamente el 0,001%.

- 5
- S: el 0,005% o menos

El contenido en azufre es preferiblemente lo más pequeño posible. Si el contenido en S supera el 0,005%, la conformabilidad de reborde por estirado se deteriora. Por consiguiente, el contenido en S se especifica al 0,005% o menos. Desde el punto de vista del coste de fabricación, un límite inferior práctico es de aproximadamente el 0,0005%.

- 10
- Al: el 0,06% o menos

15 El aluminio puede añadirse como desoxidante. Sin embargo, si el contenido en Al supera el 0,06%, la elongación y la conformabilidad de reborde por estirado se deterioran. Por consiguiente, el contenido en Al se especifica al 0,06% o menos. Aunque el límite inferior del contenido en Al no está limitado específicamente, el contenido en Al se especifica preferiblemente al 0,01% o más cuando se logra de manera suficiente el efecto de desoxidante.

- 20
- N: el 0,006% o menos de

La cantidad de N es preferiblemente lo más pequeña posible. Si el contenido en N supera el 0,006%, la cantidad de nitruro grueso aumenta hasta deteriorar la conformabilidad de reborde por estirado. Por tanto, el contenido en N se especifica al 0,006% o menos. Desde el punto de vista del coste de fabricación, un límite inferior práctico es de aproximadamente el 0,0005%.

- 25
- Mo: del 0,05 al 0,5%

30 El molibdeno es un elemento importante en la presente invención. Mediante la adición de Mo en cantidades del 0,05% o más, el Mo afecta suprimiendo la transformación en perlita. Además, el Mo forma un precipitado fino con Ti y V, (carburo compuesto), permitiendo por tanto que el acero se endurezca mientras se garantizan la elongación y conformabilidad de reborde por estirado excelentes. Sin embargo, si el contenido en Mo supera el 0,5%, se forma una fase dura hasta deteriorar la conformabilidad de reborde por estirado. Por tanto, el contenido en Mo se especifica a un intervalo de desde el 0,05 al 0,5%. Un límite inferior preferible del mismo es del 0,15%, y un límite superior preferible del mismo es del 0,4%.

- 35
- Ti: del 0,03 al 0,2%

40 El titanio es un elemento importante en la presente invención. Mediante la formación de un carburo compuesto con Mo y V, el acero se endurece mientras se garantizan la elongación y conformabilidad de reborde por estirado excelentes. Sin embargo, si el contenido en Ti es inferior al 0,03%, el efecto de endurecer acero se vuelve insuficiente. Si el contenido en Ti supera el 0,2%, la conformabilidad de reborde por estirado se deteriora, y el carburo no puede disolverse a menos que la temperatura de calentamiento de desbastes planos antes de la laminación en caliente se lleve hasta 1300°C o superior. Por tanto, la adición de Ti por encima del 0,2% no puede generar de manera eficaz precipitado fino. Por consiguiente, el contenido en Ti se especifica a un intervalo de desde el 0,03 al 0,2%. Un límite inferior preferible del contenido en Ti es del 0,08%.

- 45
- V: más del 0,15% y no más del 1,2%

50 El vanadio es un elemento importante en la presente invención. Tal como se describió anteriormente, la composición de carburo influye en permitir que el carburo exista en partículas finas. En términos concretos, si la composición de carburo promedio satisface $[V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3]$, (Ti, Mo y V son % atómico), y si la composición de carburo promedio satisface Ti : Mo : V como de 0,6 a 1,4 : de 0,6 a 1,4 : de 1,4 a 2,8, en razón atómica, (siendo $a + b + c = 4$), aumenta el efecto de suprimir el engrosamiento del precipitado, permitiendo por tanto obtener el precipitado fino deseado. En este punto, un estudio detallado de los inventores de la presente invención reveló que la precipitación de V aumenta eficazmente mediante la adición de una gran cantidad de C, que supera el 0,06%, y mediante la adición de una gran cantidad de V, obteniendo por tanto un precipitado que satisface la condición de $[V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3]$.

60 La figura 1 es un gráfico que muestra la relación entre la cantidad de adición de V (eje horizontal, % en masa) y la razón de precipitación de V (eje vertical, %). La razón de precipitación de V significa la fracción de V que forma realmente el precipitado frente a la cantidad de V añadido, que expresa la eficacia de precipitación de V. El resultado se obtuvo usando láminas de acero laminadas en caliente preparadas a partir de materiales de base de aceros que contienen del 0,11 al 0,15% de C, el 0,01% de Si, el 1,35% de Mn, el 0,003% de N, el 0,32% de Mo, el 0,16% de Ti, mientras variaban en el V en un intervalo de desde el 0,1 hasta el 0,3%, aplicando laminación en caliente a 920°C de temperatura de acabado y 620°C de temperatura de bobinado. El contenido en C y el contenido en V se variaron de

modo que la razón del número de átomos de C con respecto a (Ti + Mo + V) llegara a ser casi constante (de aproximadamente 1,0 a aproximadamente 1,1), o variable (cantidad en C, cantidad en V) = (0,11%, 0,1%), (0,13%, 0,2%) y (0,15%, 0,3%). La cantidad de V precipitado en las láminas de acero laminadas en caliente se determinó mediante el análisis cuantitativo del residuo de extracción, y se obtuvo de:

5 Razón de precipitación de V (%) = (Cantidad de V precipitado (% en masa) / (Cantidad de V añadido (% en masa)) x 100

10 Tal como se observa en la figura 1, aumentar la cantidad de V añadida aumenta la razón de precipitación de V, dando una eficacia de precipitación muy buena: [razón de precipitación de V > 50%] a V > 0,15%. Estas microestructuras de lámina de acero se confirmaron como una estructura de fase única de ferrita.

15 La figura 2 muestra un ejemplo de precipitado que da buena eficacia de precipitación. La fotografía a la izquierda en la figura 2 es una fotografía de precipitado en microscopio electrónico de transmisión (TEM). La fotografía en la derecha de la figura 2 es un gráfico del resultado observado de Ti, Mo y V en el precipitado determinado mediante un espectrómetro de rayos X por dispersión de energía (EDX). Estos precipitados están estructurados principalmente de carburo, lo que se confirmó basándose en las posiciones de los picos de difracción de rayos X y en otras características. El resultado se obtuvo usando láminas de acero laminadas en caliente preparadas a partir de materiales de base de aceros que contienen el 0,15% de C, el 0,01% de Si, el 1,35% de S, el 0,003% de N, el 20 0,32% de Mo, el 0,16% de Ti y el 0,3% de V, aplicando laminación en caliente a 920°C de temperatura de acabado y 620°C de temperatura de bobinado. Otros componentes principales fueron: el 0,01% de P, el 0,001% de S y el 0,05% de Al.

25 La observación del precipitado se realizó mediante TEM sobre una película fina preparada a partir de la lámina de acero laminada en caliente fabricada tras el decapado. La composición de precipitado en lo que se refiere a Ti, Mo y V se determinó mediante el análisis de EDX en TEX. Según el resultado analítico en la figura 2, Ti : Mo : V es 1,2 : 0,9 : 1,9 en razón atómica, por tanto, el valor de V / (Ti + Mo + V) es 0,48.

30 Basándose en los resultados experimentales, los inventores de la presente invención realizaron adicionalmente investigaciones, y encontraron lo siguiente. Mediante la adición de V al acero en cantidades de más del 0,15% para lograr porcentajes de precipitación muy buenos, la composición promedio del carburo satisface, tal como se describió antes, (Ti + Mo + V) ≥ 0,3, donde Ti, Mo y V se expresan mediante el % atómico, por tanto se forma un carburo compuesto fino junto con Ti y Mo, y endurece el acero mientras se garantizan la elongación y conformabilidad de reborde por estirado excelentes. Más preferiblemente, mediante la adición de V al acero en 35 cantidades del 0,2% o más, la composición promedio del carburo satisface de manera estable la condición de Ti : Mo : V (razón atómica) como de 0,6 a 1,4 : de 0,6 a 1,4 : de 1,4 a 2,8, (siendo a + b + c = 4), lo que proporciona más eficazmente un estado de alta tracción. Un límite inferior más preferible de contenido en V es del 0,3%.

40 Sin embargo, si el contenido en V supera el 1,2%, aparece fuertemente la segregación por la línea central, e induce deterioro de elongación y tenacidad. Por consiguiente, el contenido en V se especifica al 1,2% o menos, y preferiblemente al 0,8% o menos.

45 Por tanto, el contenido en V se especifica a un intervalo de desde más del 0,15% y no más del 1,2%, y preferiblemente desde el 0,2 hasta el 0,8%. Incluso cuando el contenido en V es del 1,2%, el carburo se disuelve completamente si la temperatura de calentamiento de desbastes planos es una temperatura habitual de aproximadamente 1200°C.

50 Aunque el intervalo de adición preferible de Ti, Mo y V se facilitó anteriormente, la razón de adición tiene que satisfacer la razón de Ti : Mo : V del carburo objetivo, (de 0,6 a 1,4 : de 0,6 a 1,4 : de 1,4 a 2,8, (siendo a + b + c = 4)). Para convertir el % en peso en razón atómica, cada uno de Ti, Mo y V se divide entre los pesos atómicos respectivos (48, 96 y 51) y se obtiene el porcentaje

$$\bullet 0,8 \leq (C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} \leq 1,5$$

55 (en la que, C, Ti, Mo y V son el % en masa para cada uno de ellos.)

En la presente invención, el equilibrio de cantidad de adición de C, Ti, Mo y V es muy importante.

60 Teóricamente, cuando la razón del número de átomos de C con respecto a (Ti, Mo, V) en el acero es de 1, o cuando $(C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} = 1$, se espera que el carbono precipite como un carburo compuesto sólo en la cantidad que corresponde a la cantidad de C. Según un estudio de los inventores de la presente invención, sin embargo, si se establece el intervalo especificado anterior de contenido en C, Ti, Mo y V, y si el valor de $(C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$ está en un intervalo de desde 0,8 hasta 1,5, se permite que una gran cantidad de carburo que tiene una composición que satisface la condición de Ti, Mo y V como V / (Ti + Mo + V) ≥ 0,3 se disperse 65 fácilmente de manera fina en la ferrita, o que se disperse en tamaños de partícula promedio más pequeños de 10 nm. Un intervalo más preferible de la razón anterior del número de átomos es de desde 0,8 hasta 1,3.

Si $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$ es más pequeño que 0,8, el precipitado se vuelve grueso, y no puede lograrse de manera estable una resistencia de 980 MPa o superior. Si $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$ supera 1,5, la cantidad de C se vuelve excesiva para formar perlita, lo que deteriora la conformabilidad. De manera similar, con un contenido en C en exceso, el carburo probablemente se vuelve grueso.

- Otros

Las láminas de acero de alta tracción pueden contener además otros elementos de formación de carburo, específicamente Nb, W, y similares en algunos casos. Desde la presente invención, sin embargo, su adición se evita preferiblemente y sus cantidades están limitadas a un intervalo permitido como impurezas porque pueden afectar adversamente al equilibrio óptimo de Ti, Mo y V. En particular, el Nb aumenta la carga en la laminación en caliente dificultando la fabricación de las láminas de calibre fino, y, en la composición de acero de la presente invención, el Nb puede potenciar el engrosamiento del C disminuyendo la resistencia. Por tanto, el contenido en Nb se limita preferiblemente al 0,02% o menos, y más preferiblemente al 0,003% o menos. El contenido en W también se limita preferiblemente al 0,02% o menos, y más preferiblemente al 0,005% o menos.

El resto de la composición química anterior de la lámina de acero según la presente invención es hierro e impurezas inevitables. Ejemplos de las impurezas son, aparte de las anteriores, Cr, Cu, Sn, Ni, Ca, Zn, Co, B, As, Sb, Pb y Se. Aunque el contenido en Cr aceptable es del 1% o menos, un contenido en Cr preferible es del 0,6% o menos, y lo más preferiblemente del 0,1% o menos. El contenido permisible de otros elementos respectivos es del 0,1% o menos, y preferiblemente del 0,03% o menos.

<Método de fabricación>

Según la presente invención, el acero que tiene la composición anterior se prepara fundiendo para colada para formar un desbaste plano (incluyendo un lingote, desbaste plano (en sentido restringido) y desbaste plano fino), seguido por laminación en caliente en la condición de temperatura de acabado de 880°C o superior y temperatura de bobinado de 570°C o superior.

El grosor de la lámina de acero según la presente invención, o el grosor de la lámina tras la laminación en caliente, está preferiblemente en un intervalo aproximado de desde 1,4 hasta 5,0 mm. Sin embargo, para la fabricación de láminas de calibre fino que tienen un grosor de 2,5 mm o más pequeño, lo que ha sido difícil en la técnica relacionada, es aplicable la lámina de acero según la presente invención sin que surjan problemas.

En la fabricación de una lámina de acero laminada en caliente de calibre fino que tiene un grosor de 2,85 mm o más pequeño, que da una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior, la presente invención forma el precipitado que contribuye a la resistencia tras la laminación. Como resultado, el acero no se endurece durante la laminación en caliente, y la fabricación se realiza sin aumentar específicamente la carga en los pases de laminación en caliente.

- Condición de calentamiento de desbaste plano

El desbaste plano puede tratarse por laminación en caliente tras enfriarse y recalentarse hasta una temperatura especificada (que se denomina "temperatura de recalentamiento de desbastes planos"), o puede laminarse en caliente inmediatamente antes de que el desbaste plano se enfríe hasta por debajo de la temperatura especificada. Además, el desbaste plano puede calentarse durante un periodo corto hasta la temperatura especificada antes de que el desbaste plano se enfríe completamente, seguido por laminación en caliente.

La temperatura de recalentamiento de desbastes planos está preferiblemente en un intervalo aproximado de desde 1150°C hasta 1280°C para disolver el carburo dando lugar a una disolución sólida de nuevo, (o no precipitar carburos). Para el caso de la composición de acero de la presente invención, la disolución de nuevo dando lugar a disolución sólida puede lograrse a una temperatura de recalentamiento de desbastes planos inferior a la de los aceros convencionales que tienen composición similar, (a base de Ti-carburo o a base de Ti-Mo-carburo).

- Temperatura de acabado: 880°C o superior

La temperatura de acabado es importante para asegurar la elongación y la conformabilidad de reborde por estirado, y para reducir la carga de laminación.

Si la temperatura de acabado es inferior a 880°C, la capa de superficie produce granos gruesos hasta deteriorar la elongación y la conformabilidad de reborde por estirado. Además, hay un aumento en la tensión acumulada que se genera a partir del avance de la laminación en estado de ausencia de recristalización, y aumenta significativamente la carga de laminación, por tanto la laminación en caliente de láminas de calibre fino se vuelve difícil. Por consiguiente, la temperatura de acabado se especifica a 880°C o superior.

Con la composición de acero según la presente invención, puede asegurarse la resistencia a temperaturas de

acabado inferiores a las de los aceros convencionales que tienen composición similar, (a base de Ti-carburo o a base de Ti-Mo-carburo). Con esta ventaja, se dispone de la fabricación de láminas de calibre fino, que son difíciles de fabricar a partir de aceros convencionales.

5 El límite superior de la temperatura de acabado no está limitado necesariamente. Sin embargo, un acabado a temperatura alta genera granos de cristal gruesos, lo que disminuye la resistencia de la estructura cristalina e induce la necesidad de endurecimiento adicional del acero mediante el carburo fino y similares, aumentando por tanto los trabajos innecesarios. Por consiguiente, la temperatura al final de la laminación se especifica preferiblemente a 1000°C o inferior.

10 • Temperatura de bobinado: 570°C o superior

15 Para obtener una estructura de ferrita, para asegurar una cantidad suficiente de precipitación de carburo, y para suprimir la cantidad de inyección de agua en la mesa de salida para permitir que se desplace de manera estable la lámina de calibre fino, la temperatura de bobinado se especifica a 570°C o superior. Para evitar serpenteos de la banda en caliente en la mesa de salida, la temperatura de bobinado se especifica preferiblemente a 600°C o superior. Para suprimir la generación de perlita, una temperatura de bobinado preferible es de 700°C o inferior.

20 Para el acero que tiene la composición especificada, satisfaciendo las condiciones anteriores de laminación en caliente, la composición promedio del carburo precipitado satisface $V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3$ y la razón de Ti : Mo : V = de 0,6 a 1,4 : de 0,6 a 1,4 : de 1,4 a 2,8 (donde la suma de ellos es 4) en el carburo, y logra el tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm.

25 • Otros

La lámina de acero de alta tracción según la presente invención incluye la sometida a tratamiento de superficie y la sometida a tratamiento de recubrimiento de superficie. En particular, la lámina de acero según la presente invención se aplica de manera adecuada a la que forma una película galvanizada en baño en caliente sobre la misma para obtener la lámina de acero galvanizada en baño en caliente. Es decir, puesto que la lámina de acero según la presente invención tiene buena conformabilidad, la lámina de acero mantiene la buena conformabilidad incluso cuando se forma sobre la misma una película galvanizada en baño en caliente.

35 El término "galvanización en baño en caliente" significa el baño de revestimiento en caliente que consiste en zinc o que consiste principalmente en zinc, (o que contiene aproximadamente el 80% en masa o más de zinc), e incluye el que contiene elementos de aleación tales como Al y Cr, distintos de zinc. Además, se realizará cualquiera de baño de revestimiento en caliente o aplicando tratamiento de aleación tras el revestimiento (es decir, recocido tras la galvanización).

40 [Ejemplos]

(Ejemplo 1)

45 Se calentaron desbastes planos que tenían las composiciones químicas respectivas facilitadas en la tabla 1 hasta 1250°C, y se aplicó un procedimiento de laminación en caliente común a los desbastes planos para acabar las láminas respectivas a un grosor de 3,5 mm a temperaturas de acabado de 880°C a 930°C. Entonces, se bobinaron las láminas a temperaturas de bobinado por encima de 600°C mientras se variaba la velocidad de enfriamiento y la temperatura de bobinado para obtener láminas de acero que tenían diversas microestructuras. En la tabla 1, el valor A designa el valor de $(C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$ en la fórmula (I) anterior.

50 Se decaparon las láminas de acero obtenidas, y se prepararon películas finas de las profundidades de 1/8, 1/4, 3/8 y 1/2 del grosor, respectivamente, de la lámina de acero. Se observó cada una de las películas finas así preparada mediante el microscopio electrónico de transmisión (TEM) para determinar la microestructura y para determinar el tamaño de precipitado.

55 Se determinó la composición del precipitado en lo que se refiere a Ti, Mo y V mediante el análisis de espectrómetro de rayos X por dispersión de energía (EDX) en el TEM, por tanto se obtuvo la fracción de V (a razón atómica) = $V/(Ti + Mo + V)$ en el precipitado, (Ti, Mo y V son % atómico), y la razón atómica de Ti : Mo : V.

60 En cuanto al precipitado, se seleccionaron aleatoriamente 30 partículas del mismo, que tienen un tamaño de partícula de 100 nm o más pequeño, y se analizó cada una de ellas para determinar el tamaño de partícula y el contenido en Ti, Mo y V. El tamaño de partícula se determinó mediante el procesamiento de imágenes usando aproximación de círculos, y se adoptó la media aritmética de los 30 precipitados anteriores como el tamaño de partícula promedio. Se determinaron la fracción de V y el valor de Ti : Mo : V a partir de la composición promedio obtenida a partir de la media aritmética de los contenidos de Ti, Mo y V para los 30 precipitados anteriores. El tamaño de partícula promedio y la composición promedio así obtenidos para los precipitados que tenían un tamaño de partícula de 10 nm o más pequeño se adoptó como el tamaño de partícula promedio y la composición promedio

del carburo que contenía Ti, Mo y V.

A partir de la lámina de acero preparada se tomaron como muestra una probeta para ensayos de tracción JIS N.º 5 y una probeta para ensayos de expansión de agujero. La probeta para ensayos de tracción se tomó como muestra en la dirección normal a la dirección de laminación.

El ensayo de expansión de agujero se realizó preparando una probeta para ensayos que tenía una perforación en el centro de la lámina de acero cuadrada de 130 mm aplicando un punzón de 10 mm de diámetro con un huelgo (en un lado) del 12,5% con respecto al grosor de la lámina. Presionando hacia arriba un punzón cónico de 60º desde el lado opuesto al lado de rebaba de la perforación, se determinó el diámetro d del agujero (mm) en el punto de penetración de grieta a través de la lámina de acero, luego se calculó la tasa de expansión de agujero λ mediante la siguiente fórmula.

$$\lambda (\%) = \{(d-10)/10\} \times 100$$

La tabla 2 muestra la microestructura, el tamaño de partícula promedio del precipitado, la composición del precipitado (fracción de V), la resistencia a la tracción (TS), la elongación (EI), y la tasa de expansión de agujero (λ).

Tal como se observa en la tabla 2, se confirmó que todos los aceros n.ºs 1 a 5 de la presente invención: consistían en estructura de ferrita, daban un tamaño de partícula promedio del precipitado más pequeño de 10 nm, mostraban una fracción de V de 0,3 o mayor (razón atómica) del precipitado, y tenían elongación y conformabilidad de reborde por estirado excelentes con resistencia a la tracción (TS) de 980 MPa o mayor.

Por el contrario; el acero n.º 6 como ejemplo comparativo contenía menos cantidades de C y V de modo que la cantidad de precipitado necesaria para endurecer el acero era pequeña, por tanto la resistencia a la tracción (TS) se volvía de menos de 980 MPa. El acero n.º 7 contenían una cantidad de C en exceso y una cantidad de Mo pequeña de modo que se formaba perlita, y además el precipitado en el mismo se volvía grueso, deteriorando de ese modo tanto la elongación como la conformabilidad de reborde por estirado. El acero n.º 8 contenía una gran cantidad de V, el precipitado en el mismo se volvía grueso y además se formaba martensita, dando como resultado de ese modo un valor disminuido tanto de la elongación como de la conformabilidad de reborde por estirado. El acero n.º 9 tenía pequeñas cantidades de Ti y V de modo que la cantidad de precipitado necesaria para endurecer el acero se volvía insuficiente, dando de ese modo una resistencia a la tracción (TS) de menos de 980 MPa.

Tabla 1

Acero n.º	Composición química (% en masa)										Valor de A*
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	V	
1	0,151	0,01	1,35	0,011	0,0008	0,046	0,0031	0,32	0,16	0,31	0,99
2	0,149	0,01	1,34	0,010	0,0007	0,043	0,0030	0,27	0,14	0,32	1,03
3	0,167	0,02	1,33	0,012	0,0008	0,044	0,0032	0,31	0,15	0,44	0,93
4	0,211	0,02	1,35	0,010	0,0008	0,044	0,0033	0,30	0,15	0,77	0,82
5	0,111	0,01	1,35	0,010	0,0009	0,043	0,0029	0,16	0,08	0,23	1,18
6	0,051	0,01	1,36	0,011	0,0007	0,042	0,0031	0,07	0,03	0,14	1,04
7	0,251	0,01	1,33	0,011	0,0006	0,041	0,0032	0,02	0,12	0,37	2,10
8	0,185	0,02	1,34	0,010	0,0007	0,041	0,0033	0,31	0,16	1,31	0,48
9	0,152	0,02	1,34	0,011	0,0009	0,043	0,0029	0,29	0,02	0,09	2,43

*) Valor de A: $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$

Tabla 2

Acero n.º	Micro-estructura*	Carburo fino			TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	Observación
		Tamaño de partícula promedio (nm)	Fracción de V** (razón atómica)	Ti:Mo:V: (razón atómica)				
1	F	4	0,48	1,0:1,1:1,9	1178	17,9	38	Ejemplo de la invención
2	F	4	0,44	1,1:1,1:1,8	1176	17,8	39	Ejemplo de la invención
3	F	3	0,41	1,2:1,2:1,6	1192	17,1	37	Ejemplo de la invención
4	F	3	0,47	1,1:1,0:1,9	1197	16,8	38	Ejemplo de la invención
5	F	4	0,45	1,2:1,0:1,8	992	19,2	41	Ejemplo de la invención

ES 2 528 427 T3

6	F	3	<u>0,23</u>	<u>2,1:1,0:0,9</u>	791	23,4	87	Ejemplo comparativo
7	<u>F+P</u>	17	0,46	1,5:0,7:1,8	1181	9,8	27	Ejemplo comparativo
8	<u>F+M</u>	14	0,46	<u>1,7:0,5:1,8</u>	1171	8,2	28	Ejemplo comparativo
9	F	5	<u>0,18</u>	<u>1,5:1,8:0,7</u>	<u>521</u>	39,1	134	Ejemplo comparativo

*) Microestructura: F significa ferrita, P significa perlita y M significa martensita.

**) Fracción de V = V/(Ti + Mo + V)

(Ejemplo 2)

5 Se fundió un acero que tenía la composición química del 0,150% de C, el 0,02% de Si, el 1,34% de Mn, el 0,010% de P, el 0,0008% de S, el 0,043% de Al, el 0,0032% de N, el 0,32% de Mo, el 0,15% de Ti y el 0,30% de V, en masa, (valor de A: $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} = 1,01$), para formar desbastes planos. Se calentaron los desbastes planos hasta la región de austenita, y entonces se laminaron en caliente hasta acabar la laminación a las temperaturas respectivas facilitadas en la tabla 3. Tras la laminación, se enfriaron las láminas de acero laminadas en caliente hasta las temperaturas de bobinado respectivas facilitadas en la tabla 3, y se bobinaron a las temperaturas de bobinado respectivas. La tabla 3 también facilita el grosor de lámina.

15 Se obtuvieron muestras de la parte central en la dirección de la anchura en la bobina así preparada. Se prepararon las probetas para ensayos de tracción JIS n.º 5 para que la dirección de tracción llegara a ser normal con respecto a la dirección de laminación. Por tanto, se realizó el ensayo de tracción. A partir de las muestras obtenidas en la mismo posición que antes, se realizó la investigación de precipitado mediante un procedimiento similar al del ejemplo 1, y también se observó la microestructura del acero. Además, se evaluó visualmente la forma de la lámina tras la laminación. Los resultados también se facilitan en la tabla 3. El criterio de evaluación de la forma de la lámina tras la laminación es: O para visualmente plana, y X para ondulación significativa.

25 La tabla 3, como resultado, muestra ejemplos de láminas de acero de clase de 1180 MPa que tienen la misma composición química entre sí, mientras que varían en el grosor de la lámina, la temperatura de acabado y la temperatura de bobinado. Los aceros n.ºs 10 a 14, que garantizan una temperatura de acabado de 880°C o superior y una temperatura de bobinado de 570°C o superior formaron el precipitado que tenía un tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm independientemente del grosor de la lámina, y lograron la resistencia a la tracción (TS) y la elongación objetivos. Además, la forma de la lámina de los mismos estaba en buen estado. Se confirmó que estas láminas de acero tenían una estructura de fase única de ferrita mediante la observación de la microestructura. Por el contrario, el acero n.º 15 del ejemplo comparativo tenía una temperatura de acabado baja de modo que los granos de cristal se volvían grueso en parte de capa de superficie, y el precipitado también se volvía grueso, por lo que el acero no satisfacía la resistencia objetivo y daba poca elongación. Además, la forma de la lámina mostró ondulación significativa. Puesto que el acero n.º 16 tenía una temperatura de bobinado baja, la cantidad de precipitado necesaria para endurecer el acero se volvía insuficiente, lo que daba como resultado no lograr la resistencia a la tracción (TS) objetivo, y la ondulación también se volvía significativa.

35 Se estimó que los aceros n.ºs 10 a 14 tenían la cantidad de precipitado de aproximadamente 1×10^6 partículas por $1 \mu\text{m}^3$, y se estimó que el acero n.º 15 y el acero n.º 16 tenían la cantidad de precipitado de aproximadamente $2,5 \times 10^5$ a 4×10^5 partículas.

40 Tabla 3

Acero n.º	Grosor de la lámina (mm)	Temp. de acabado (°C)	Temp. de bobinado (°C)	Carburo fino			TS (MPa)	EI (%)	Evaluación de la forma	Observación
				Tamaño de partícula promedio (nm)	Fracción de V* (razón atómica)	Ti:Mo:V: (razón atómica)				
10	1,2	940	620	3	0,46	1,2:1,0:1,8	1181	17,9	O	Ejemplo de la invención
11	1,4	940	610	4	0,45	1,0:1,2:1,8	1185	17,8	O	Ejemplo de la invención
12	1,6	930	610	4	0,43	1,2:1,1:1,7	1182	17,1	O	Ejemplo de la invención

										invención
13	2,0	920	620	3	0,48	1,1:1,0:1,9	1183	17,1	O	Ejemplo de la invención
14	2,3	920	620	4	0,45	1,2:1,0:1,8	1182	17,7	O	Ejemplo de la invención
15	2,0	<u>850</u>	610	<u>18</u>	<u>0,16</u>	<u>2,1:1,3:0,6</u>	<u>842</u>	19,7	X	Ejemplo comparativo
16	2,0	920	<u>540</u>	5	<u>0,11</u>	<u>2,1:1,5:0,4</u>	<u>935</u>	18,1	X	Ejemplo comparativo

*) Fracción de V = V/(Ti + Mo + V)

(Ejemplo 3)

5 Se laminaron en caliente aceros que tenían las composiciones químicas respectivas mostradas en la tabla 4 a temperaturas de acabado de 920°C o superiores y temperatura de bobinado de 620°C para fabricar las láminas de acero laminadas en caliente respectivas que tenían un grosor de 1,6 mm. Se decapó y recoció tras la galvanización cada una de estas láminas de acero laminadas en caliente (o se aplicó galvanizado en baño en caliente en un baño de revestimiento de zinc, seguido por tratamiento de aleación (para la capa revestida con zinc).

10 De manera similar al ejemplo 1, se observó la película fina preparada a partir de la lámina de acero así obtenida mediante el microscopio electrónico de transmisión (TEM) para determinar la microestructura, y se determinó el tamaño del precipitado, y además, se determinó la composición del precipitado en lo que se refiere a Ti, Mo y V mediante el análisis mediante un espectrómetro de rayos X por dispersión de energía (EDX) en TEM. Además, a partir de la lámina de acero preparada, se tomó como muestra una probeta para ensayos de tracción JIS N.º 5 y una probeta para ensayos de expansión de agujero para realizar el ensayo de tracción y el ensayo de expansión de agujero. La tabla 5 muestra la estructura, el tamaño de partícula promedio del precipitado, la composición del precipitado (fracción de V), la resistencia a la tracción (TS), la elongación (EI) y la tasa de expansión de agujero (λ). El valor de A en la tabla 4 es similar al de la tabla 1, el valor de $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$ en la fórmula (I).

20 Tal como se observa en la tabla 5, el acero n.º 17 que es el ejemplo de la presente invención mostró elongación y conformabilidad de reborde por estirado buenas incluso tras galvanizar en baño en caliente. Por el contrario, el acero n.º 18 que es el ejemplo comparativo dio precipitado grueso, y el precipitado contenía muy poco V, por lo que la elongación y la conformabilidad de reborde por estirado fueron bajas.

25 Tabla 4

Acero n.º	Composición química (% en masa)										Valor de A*
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	V	
17	0,149	0,01	1,35	0,010	0,0008	0,044	0,0031	0,31	0,17	0,31	0,97
18	0,151	0,01	1,34	0,011	0,0007	0,045	0,0032	0,30	0,15	<u>0,02</u>	<u>1,89</u>

*) Valor de A: $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$

30 Tabla 5

Acero n.º	Micro-estructura*	Carburo fino			TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	Observación
		Tamaño de partícula promedio (nm)	Fracción de V** (razón atómica)	Ti:Mo:V: (razón atómica)				
17	F	4	0,45	1,2:1,0:1,8	1181	17,9	38	Ejemplo de la invención
18	F	5	0,04	<u>2,9:0,9:0,2</u>	1180	11,6	25	Ejemplo comparativo

*) Microestructura: F significa ferrita, P significa perlita y M significa martensita.

**) Fracción de V = V/(Ti + Mo + V)

35 (Ejemplo 4)

Se calentaron desbastes planos que tenían las composiciones químicas respectivas facilitadas en la tabla 6 hasta 1250°C, y se aplicó un procedimiento de laminación en caliente común a los desbastes planos para acabar las láminas respectivas que tenían un grosor de 2,5 mm a temperaturas de acabado de 880°C a 930°C. Entonces, se

bobinaron las láminas a temperaturas de bobinado de 620°C. Se ajustaron los componentes distintos a los anteriores dentro del 0,001 al 0,15% de Si, del 0,0005 al 0,005% de S, del 0,01 al 0,06% de Al y del 0,0005 al 0,006% de N, en masa.

5 Se decaparon las láminas de acero obtenidas, y se investigaron las características del carburo fino y la lámina de acero (características mecánicas y conformabilidad) usando un procedimiento similar al del ejemplo 1. El resultado se facilita en la tabla 6.

10 A partir de los resultados de los aceros n.^{os} 21 a 27 (variando el V), los aceros n.^{os} 28 a 32 (variando el Mo) y los aceros n.^{os} 33 a 36 y 30 (variando el Ti), que variaban en uno cualquiera de los contenidos en Ti, Mo y V dentro un intervalo preferible de valor de A mientras se mantenía el contenido en C a un valor constante, se entiende que puede lograrse una lámina de acero extremadamente superior que tiene una resistencia de 980 MPa o superior y elongación y conformabilidad de reborde por estirado buenas ajustando todos los contenidos en Ti, Mo y V dentro del intervalo de la presente invención. Además, a partir del resultado de investigaciones sobre el carburo fino en los aceros fabricados en estas condiciones, se entiende que, permitiendo que la fracción de V y la razón de Ti : Mo : V estén dentro de un intervalo preferible, y por tanto que precipita una cantidad fina y suficiente de ellos, se logra de manera eficaz alta resistencia a la tracción específicamente sin deteriorar la conformabilidad.

20 En cuanto a la cantidad de adición de V, un contenido en V del 0,20% o más, (el acero n.^o 22), puede obtenerse una resistencia significativamente más alta que la de los ejemplos de la presente invención que tienen menos del 0,20% de V, (el acero n.^o 23, por ejemplo), induciendo muy poco deterioro de elongación y conformabilidad de reborde por estirado.

25 A partir del resultado de los aceros n.^{os} 37 a 41 que variaban la cantidad de C con la condición de una razón casi constante de Ti, Mo y V en la composición química de acero y de un valor de A constante, y a partir de los resultados de los aceros n.^{os} 42 a 46 que variaban el valor de A con la condición de una razón de Ti, Mo y V casi constante en la composición química del acero y un contenido en C constante, se entiende que la cantidad de C y el valor de A también deben satisfacer preferiblemente las condiciones adecuadas.

30 Tal como se entiende a partir de los aceros n.^{os} 47 a 50, la cantidad de P y la cantidad de Mn pueden ajustar adicionalmente la resistencia a la tracción de la lámina de acero en cierto grado.

35 Por el contrario, los aceros n.^{os} 24, 36 y 37 que contenían cantidad insuficiente de V, Ti o C indujeron resistencia insuficiente de la lámina de acero producido presumiblemente por la cantidad de carburo insuficiente. También para el acero n.^o 41 que contenía cantidad de C en exceso para permitir el avance de la formación de perlita se indujo resistencia insuficiente de la lámina de acero producido presumiblemente por la cantidad de carburo insuficiente.

40 Los aceros n.^{os} 32 y 33 que contenían cantidad de Mo insuficiente o cantidad de Ti en exceso dieron como resultado formación de carburo grueso y resistencia insuficiente. Para el caso del valor de A fuera del intervalo adecuado (los aceros n.^{os} 42 y 46), también se indujo resistencia insuficiente de la lámina de acero producido presumiblemente por la cantidad de carburo insuficiente.

45 Los aceros n.^{os} 27 y 28 que contenían cantidad de Ti o Mo en exceso dieron como resultado elongación y conformabilidad de reborde por estirado significativamente deterioradas.

Tabla 6

Acero n. ^o	Composición química (% en masa)						Valor de A*
	C	Mn	P	Mo	Ti	V	
21	0,13	1,34	0,01	0,30	0,15	0,32	0,86
22	0,13	1,34	0,01	0,30	0,15	0,20	1,07
23	0,13	1,34	0,01	0,30	0,15	0,17	1,13
24	0,13	1,34	0,01	0,30	0,15	0,10	1,32
25	0,24	1,34	0,01	0,05	0,03	0,75	1,26
26	0,24	1,34	0,01	0,05	0,03	1,0	0,96
27	0,24	1,34	0,01	0,05	0,03	1,3	0,75
28	0,15	1,34	0,01	0,60	0,15	0,32	0,80
29	0,15	1,34	0,01	0,40	0,15	0,32	0,92
30	0,15	1,34	0,01	0,30	0,15	0,32	1,00
31	0,15	1,34	0,01	0,15	0,15	0,32	1,14
32	0,15	1,34	0,01	0,03	0,15	0,32	1,29
33	0,15	1,34	0,01	0,29	0,23	0,32	0,89
34	0,15	1,34	0,01	0,30	0,18	0,32	0,95
35	0,15	1,34	0,01	0,30	0,08	0,32	1,13

36	0,15	1,34	0,01	0,30	<u>0,02</u>	0,32	1,27
37	<u>0,05</u>	1,34	0,01	0,06	<u>0,03</u>	0,15	0,99
38	<u>0,09</u>	1,34	0,01	0,13	0,06	0,25	1,00
39	<u>0,12</u>	1,34	0,01	0,17	0,08	0,33	1,01
40	<u>0,20</u>	1,34	0,01	0,28	0,14	0,56	0,99
41	<u>0,25</u>	1,34	0,01	0,36	0,18	0,68	1,00
42	0,14	1,34	0,01	0,16	0,08	0,20	<u>1,61</u>
43	0,14	1,34	0,01	0,21	0,11	0,26	1,22
44	0,14	1,34	0,01	0,26	0,13	0,32	1,00
45	0,14	1,34	0,01	0,32	0,16	0,39	0,82
46	0,14	1,34	0,01	0,40	0,20	0,50	0,64
47	0,15	0,6	0,01	0,30	0,15	0,32	1,00
48	0,15	1,1	0,01	0,30	0,15	0,32	1,00
49	0,15	1,9	0,01	0,30	0,15	0,32	1,00
50	0,15	1,34	0,05	0,30	0,15	0,32	1,00

*) Valor de A: $(C/12)/\{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\}$

Tabla 7

Acero n.º	Micro-estructura*	Carburo fino			TS (MPa)	EI (%)	λ (%)
		Tamaño de partícula promedio (nm)	Fracción de V** (razón atómica)	Ti:Mo:V: (razón atómica)			
21	F	3	0,48	1,1:1,0:1,9	1186	17,6	36
22	F	3	0,44	1,1:1,2:1,7	1124	19,2	41
23	F	4	0,36	1,3:1,3:1,4	1107	19,8	42
24	F	4	<u>0,24</u>	<u>1,5:1,5:1,0</u>	<u>972</u>	20,1	48
25	F	4	0,56	0,9:0,9:2,2	1201	17,6	38
26	F	4	0,52	1,0:0,9:2,1	1208	17,5	38
27	F	5	0,47	1,1:1,0:1,9	985	10,2	19
28	F	4	0,41	1,3:1,0:1,7	982	14,1	21
29	F	3	0,45	1,3:0,9:1,8	1192	17,9	37
30	F	3	0,52	1,0:0,9:2,1	1185	18,0	36
31	F	4	0,54	1,1:0,7:2,2	1181	18,1	37
32	F	<u>12</u>	0,50	<u>1,5:0,5:2,0</u>	<u>951</u>	22,6	52
33	F	<u>13</u>	0,37	<u>1,5:1,0:1,5</u>	<u>947</u>	22,1	53
34	F	3	0,42	1,2:1,1:1,7	1146	20,8	41
35	F	4	0,47	0,9:1,2:1,9	1191	17,8	37
36	F	5	0,36	<u>0,6:2,0:1,4</u>	<u>957</u>	22,2	46
37	F	3	0,38	1,2:1,2:1,6	<u>827</u>	24,0	98
38	F	4	0,52	0,9:1,0:2,1	1142	19,9	39
39	F	3	0,48	1,0:1,0:2,0	1199	18,1	38
40	F	3	0,49	0,9:1,1:2,0	1201	17,6	35
41	F+P	8	0,51	0,9:1,0:2,1	<u>944</u>	22,3	47
42	F	5	0,41	1,2:1,1:1,7	<u>874</u>	22,5	87
43	F	3	0,48	1,0:1,1:1,9	1187	17,1	38
44	F	3	0,51	1,0:0,9:2,1	1191	17,1	32
45	F	3	0,54	0,9:0,9:2,2	1210	17,0	36
46	F	3	0,47	1,2:0,9:1,9	<u>955</u>	21,6	51
47	F	3	0,46	1,1:1,1:1,8	983	14,1	36
48	F	3	0,45	1,1:1,1:1,8	1137	17,6	34
49	F	4	0,48	1,1:1,0:1,9	1258	17,2	33
50	F	4	0,44	1,2:1,1:1,7	1203	17,3	33

5 *) Microestructura: F significa ferrita, P significa perlita y M significa martensita.

***) Fracción de V = $V/(Ti + Mo + V)$

Aplicabilidad industrial

10 La presente invención proporciona una lámina de acero de alta tracción altamente conformable mediante la adición de V a un equilibrio adecuado, añadiendo Ti y Mo, por tanto dejando que el carburo fino que contiene Ti, Mo y V precipite en estado disperso.

La presente invención por tanto proporciona una lámina de acero de alta tracción que tiene una resistencia de 980 MPa o superior, que da tanto elongación como conformabilidad de reborde por estirado excelentes, que son índices de conformabilidad. Este tipo de lámina de acero es adecuado para la conformación por presión de una forma en sección transversal compleja, tal como piezas de automóviles.

5

REIVINDICACIONES

1. Lámina de acero de alta tracción que consiste en una estructura de fase única de ferrita que ocupa un porcentaje de área del 95% o más, que consiste en más del 0,06% y no más del 0,24% de C, el 0,3% o menos de Si, del 0,5 al 2,0% de Mn, el 0,06% o menos de P, el 0,005% o menos de S, el 0,06% o menos de Al, el 0,006% o menos de N, del 0,05 al 0,5% de Mo, del 0,03 al 0,2% de Ti, más del 0,15 y no más del 1,2% de V, en masa, y el resto Fe e impurezas inevitables, y que tiene una composición en la que el contenido en C, Ti, Mo y V satisface la fórmula (I),

$$0,8 \leq (C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} \leq 1,5 \quad (I)$$

en la que C, Ti, Mo y V designan el % en masa para cada uno de ellos, dando una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior, en la que un carburo que contiene Ti, Mo y V, y que tiene un tamaño de partícula promedio más pequeño de 10 nm precipita en estado disperso en una cantidad de 5×10^5 partículas o más por $1 \mu\text{m}^3$, y el carburo que contiene Ti, Mo y V tiene una composición promedio que satisface $[V/(Ti + Mo + V) \geq 0,3]$, expresándose Ti, Mo y V mediante el % atómico, y a = de 0,6 a 1,4, b = de 0,6 a 1,4, y c = de 1,4 a 2,8, siendo $a + b + c = 4$, donde a : b : c es la razón atómica de Ti : Mo : V.

2. Lámina de acero de alta tracción según la reivindicación 1, en la que la lámina de acero es una lámina de acero de calibre fino laminada en caliente que tiene un grosor de lámina de 2,5 mm o más pequeño.

3. Lámina de acero de alta tracción según la reivindicación 1 ó 2, en la que la lámina de acero tiene una película galvanizada en baño en caliente sobre la misma.

4. Método para fabricar una lámina de acero de alta tracción dando una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior, que comprende la etapa de laminar en caliente un desbaste plano de acero que consiste en más del 0,06% y no más del 0,24% de C, el 0,3% o menos de Si, del 0,5 al 2,0% de Mn, el 0,06% o menos de P, el 0,005% o menos de S, el 0,06% o menos de Al, el 0,006% o menos de N, del 0,05 al 0,5% de Mo, del 0,03 al 0,2% de Ti, más del 0,15 y no más del 1,2% de V, en masa, y el resto Fe e impurezas inevitables, y que tiene una composición en la que el contenido en C, Ti, Mo y V satisface la fórmula (I), en una condición de una temperatura de acabado de 880°C o superior y una temperatura de bobinado de 570°C o superior,

$$0,8 \leq (C/12) / \{(Ti/48) + (Mo/96) + (V/51)\} \leq 1,5 \quad (I)$$

en la que C, Ti, Mo y V designan el % en masa para cada uno de ellos.

5. Método para fabricar una lámina de acero de alta tracción según la reivindicación 4, que comprende además la etapa de galvanizar en baño en caliente sobre la superficie de la lámina de acero tras la laminación en caliente.

FIG. 1

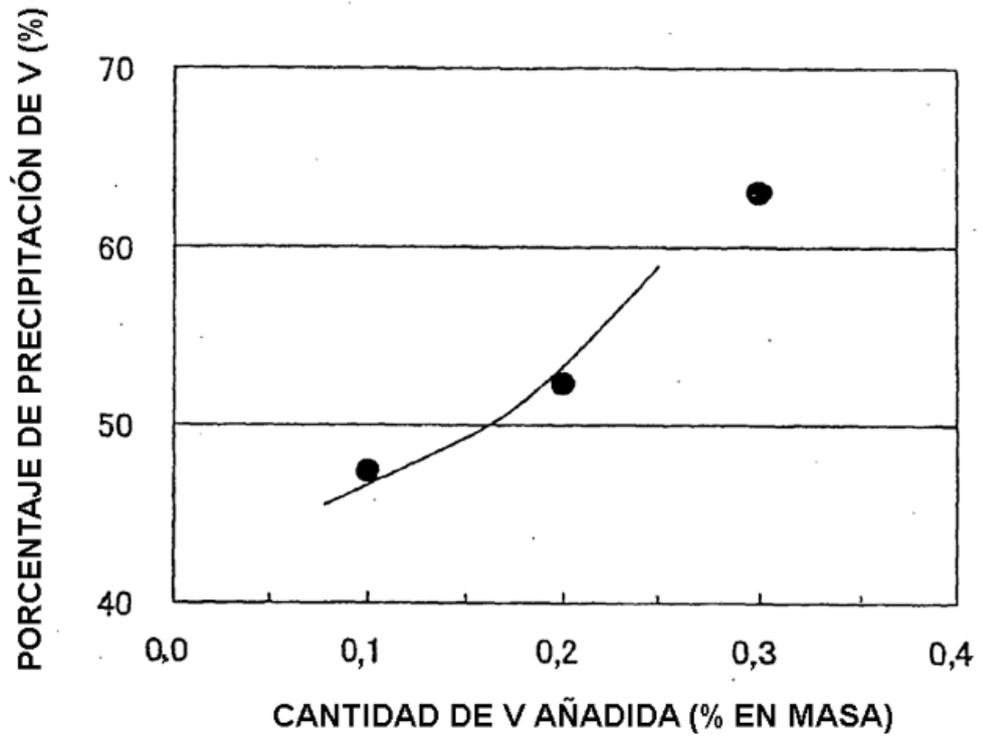
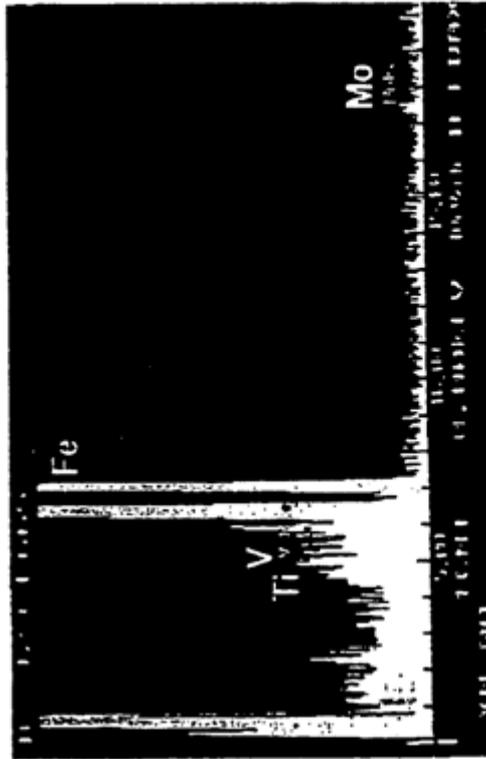
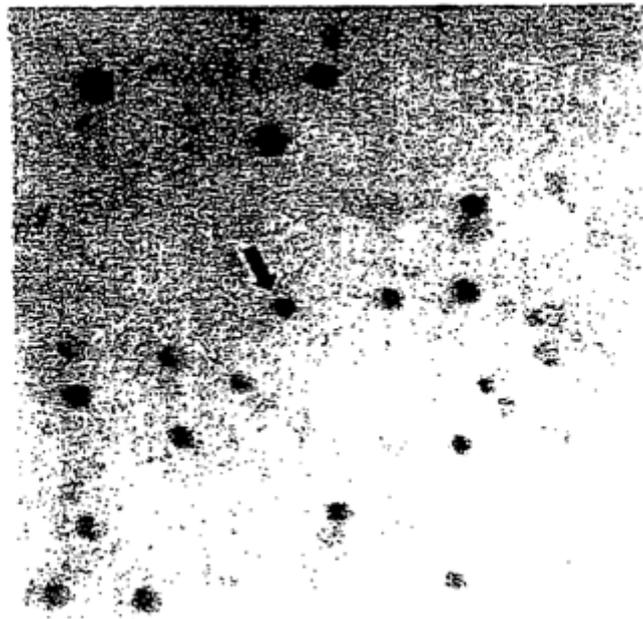


FIG. 2

RESULTADO ANALÍTICO DE TEM-EDX
(RAZÓN DE NÚMERO DE ÁTOMOS)

$$V/(Ti+Mo+V) = 0,48$$



20nm