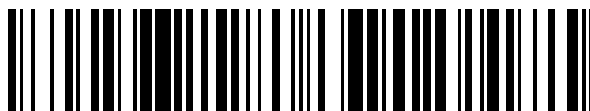


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 738 631**

51 Int. Cl.:

<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)		
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)		
<b>C21D 9/48</b>	(2006.01)		
<b>C21D 1/18</b>	(2006.01)		
<b>C21D 1/20</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **03.04.2013 E 13162160 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.06.2019 EP 2647730**

54 Título: **Método para fabricar un fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo**

30 Prioridad:

**03.04.2012 FI 20125379**

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

**24.01.2020**

73 Titular/es:

**RAUTARUUKKI OYJ (100.0%)  
Panuntie 11  
00620 Helsinki, FI**

72 Inventor/es:

**PEURA, PASI;  
LYYTINEN, OSKARI y  
KOPIO, TERO**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 738 631 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

Método para fabricar un fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo

**Campo de la invención**

5 La presente invención versa sobre un método de fabricación de un fleje de acero maleable de alta resistencia (HSF) continuamente recocido y, especialmente, sobre un método según el preámbulo de la reivindicación 1.

Especialmente, la presente invención versa sobre los flejes de acero que utilizan un endurecimiento a base de microaleaciones en lugar de un endurecimiento sustancial en fases.

**Antecedentes de la invención**

10 La tendencia actual en muchos ámbitos industriales es crear diseños más ligeros. Por ejemplo, en la industria de la automoción esta tendencia es visible en el uso creciente de calidades de acero avanzado de alta resistencia, como los aceros de fase dual o compleja. Pero siguen existiendo varias aplicaciones en las que los tipos de acero microaleados de alta resistencia tradicionales son materiales más adecuados que los aceros de fase dual o compleja. En esas aplicaciones, se requiere una alta resistencia junto con una buena proporción de abocardabilidad.

15 Estas calidades de acero maleable de alta resistencia son utilizadas normalmente en líneas automatizadas de fabricación de la industria automotriz, que requieren propiedades homogéneas de los materiales debido al hecho de que se pueden producir grandes series con configuraciones predefinidas de la máquina de conformado. Especialmente, el límite elástico debe ser uniforme esencialmente en toda la longitud del fleje de acero utilizado porque las variaciones en el límite elástico causan cambios en el efecto de recuperación elástica que dan como resultado fallos dimensionales de los componentes de acero, lo cual es inaceptable.

20 Tradicionalmente, se usan elementos de microaleación como el titanio, el niobio y el vanadio como elementos de aleación en aceros maleables de alta resistencia. A pesar del micronivel de contenido de aleación, estos elementos de aleación se utilizan comúnmente, ya que proporcionan mejoras importantes en las propiedades mecánicas de dichos productos de acero. Debido a los bajos niveles de aleación, también la soldabilidad de estos aceros microaleados es excelente. Los elementos de microaleación facilitan la gestión del afino del grano durante el laminado en caliente, lo que da como resultado productos de acero laminado en caliente con un tamaño de grano más pequeño.

25 La resistencia del fleje de acero laminado en caliente también aumenta debido a la precipitación de esos elementos durante el enrollamiento a temperaturas superiores a 400°C, como a una temperatura en el intervalo de 500 a 650°C, y también durante el enfriamiento posterior sobre la mesa de salida del transportador. A esas temperaturas, los elementos de microaleación forman precipitados —por ejemplo, con carbono y/o nitrógeno—, lo que produce un

30 aumento de la resistencia, debido a que el movimiento de las dislocaciones se ve obstaculizado. Cuando el enrollamiento se realiza a una temperatura tan alta, la microestructura del fleje de acero laminado en caliente se convierte normalmente en ferrítica-perlítica.

Sin embargo, cuando tales flejes de aceros laminados en caliente comúnmente conocidos reforzados por endurecimiento por precipitación y fabricados usando temperaturas de enrollamiento son procesados adicionalmente por recocido en una línea continua de recocido (CAL en lo sucesivo), por recocido en una línea de recubrimiento por inmersión en caliente (HDCL en lo sucesivo), surge un efecto no deseado de que tiene lugar el engrosamiento de los precipitados mencionados debido a la temperatura y al tiempo oportunos implicados en ese procesamiento adicional del fleje de acero laminado en caliente. Esto significa, entre otras cosas, que parte del aumento en la resistencia obtenida mediante el endurecimiento por precipitación puede perderse en este procesamiento adicional. Además, los precipitados engrosados no son tan eficaces para eliminar el crecimiento del grano durante el recocido en una CAL o en una HDCL, lo que puede llevar a un crecimiento excesivo del grano que afecte negativamente a la maleabilidad. Los precipitados engrosados pueden servir como puntos de inicio de fracturas, lo que debilita el alargamiento.

45 Además, las altas temperaturas de bobinado típicas dan como resultado propiedades mecánicas desiguales en toda la longitud del fleje de acero. Naturalmente, las partes largas en la parte delantera y la parte posterior del fleje de acero que incluyan propiedades mecánicas diferentes podrían eliminarse, pero eso aumentaría notablemente la pérdida de material de acero en la producción, lo que siempre resulta poco deseable.

50 En el caso de los aceros laminados en frío y recocidos de manera continua producidos por la alta temperatura típica de enrollamiento, es difícil alcanzar niveles de límite elástico muy superiores a 500 MPa (como las calidades que tienen un límite elástico de 600-700 MPa) con una microestructura completamente recristalizada sin endurecimiento en fases; es decir, de una manera que se produzcan las calidades tradicionales de acero maleable microaleado de alta resistencia. La estructura de grano laminada en frío debe recristalizar completamente después del laminado en frío en un proceso de recocido continuo para que tenga una maleabilidad aceptable, pero, a su vez, no se debe perder el endurecimiento por precipitación.

55 Para mejorar la recristalización de la estructura del grano laminado en frío, la bibliografía ha sugerido que la recristalización podría facilitarse elevando la temperatura de enrollamiento y/o aumentando la reducción del laminado en frío. Sin embargo, el enrollamiento a altas temperaturas lleva a precipitados engrosados y a una resistencia

insatisfecha de tales flejes de acero recocidos en continuo, como se describió anteriormente. Además, el aumento de las reducciones por laminación en frío es problemático por la misma razón, debido a que si aumentan las reducciones por laminación en frío, la mayor densidad de dislocación obtenida al aumentar la reducción por laminación en frío acelera la difusión, lo que significa que al menos el engrosamiento parcial de los precipitados tiene lugar fácilmente. lugar. Esto, a su vez, disminuye la resistencia. En otras palabras, particularmente en flejes de acero maleables de alta resistencia laminados en frío y recocidos en continuo, surge la dificultad de cómo obtener simultáneamente un endurecimiento eficaz por precipitación junto con una recristalización completa.

Así, el problema general de la técnica anterior es el uso ineficaz de los elementos de microaleación en los flejes recocidos en continuo, lo que lleva a una deficiencia relacionada con la maleabilidad y la alta resistencia simultáneas del producto de acero.

El documento US 2001/015245 da a conocer un producto plano hecho de acero multifásico y un método para preparar el acero que incluye el laminado en caliente a una temperatura en la que la fase austenita es estable, luego se tiempla para formar una fase enriquecida con C y Mn en una matriz, seguido por un tratamiento térmico para formar islas de austenita y/o enriquecer con Mn la austenita ya formada y enfriar a temperatura ambiente para obtener un producto final con una matriz de ferrita que contiene islas residuales de austenita, bainita y/o martensita.

El documento US 2004/047756 versa sobre un método para producir chapas de acero de alta resistencia de doble fase, laminadas en frío y recocidas, y sobre chapas producidas por el método, incluidas chapas de acero galvanizadas en baño caliente y galvanizadas y recocidas que tienen una resistencia a la tracción de al menos aproximadamente 750 MPa y un equilibrio superior de resistencia y ductilidad utilizando parámetros convencionales de procesamiento termomecánico robustos a las condiciones de procesamiento. El efecto sinérgico sobre la capacidad de endurecimiento del Cr y el V, dentro de un intervalo controlado, facilita la producción usando condiciones de procesamiento robustas, lo que permite la producción de un producto de alta resistencia con una relación de cedencia muy baja.

El documento EP 1.319.726 describe la fabricación de chapa de acero de dos fases laminada en frío con una resistencia superior a 600 MPa que consiste en: (a) recalentar una chapa gruesa a una temperatura superior a 100°C y inferior a 1250°C; (b) laminar en caliente la chapa gruesa, siendo la temperatura al final del laminado mayor o igual que la temperatura de transformación  $A_{r3}$ ; (c) enfriar la chapa obtenida a una velocidad  $VR \geq 10^\circ\text{C/s}$ ; (d) enrollar la chapa a una temperatura  $T_{bob}$  tal que  $400^\circ\text{C} \leq T_{bob} \leq 700^\circ\text{C}$ ; (e) laminar en frío la chapa; (f) someter la chapa laminada en frío a un tratamiento de recocido continuo o tratamiento de galvanización o tratamiento de aluminización. La composición del acero, en peso porcentual, es: (a)  $0,05 \leq C \leq 0,5$ ; (b)  $1 \leq Mn \leq 2,5$ ; (c)  $0,05 \leq Si \leq 1,5$ ; (d)  $0,01 \leq Al \leq 1,5$ ; (e)  $Cr \leq 0,75$ ; (f)  $S \leq 0,01$ ; (g)  $P \leq 0,1$ ; (h)  $N \leq 0,01$ ; (i) al menos un elemento de aleación elegido de Ti, Nb, Zr y V, que satisfaga una relación dada con N; (j) siendo el resto hierro e impurezas de producción. Las relaciones entre Ti, Nb, Zr y V con N son: (a)  $0,1 \leq (Ti-3,4N) \leq 0,2$ ; (b)  $0,01 \leq (Nb-6,5N) \leq 0,15$ ; (c)  $0,01 \leq (Zr-6,5N) \leq 0,15$ ; (d)  $0,01 \leq (Ti + Nb-3,4N) \leq 0,35$ ; (e)  $0,01 \leq (V-3,6N) \leq 0,20$ ; (f)  $0,01 \leq (Ti + V-3,4N) \leq 0,40$ .

El documento US 4.426.235 versa sobre una placa de acero de alta resistencia laminada en frío con excelente maleabilidad y endurecibilidad por cocción, que tiene la composición (% en peso) de 0,2-0,15% de C, 0,02-0,7% de Mn, 0,01-0,1% de Al y 0,002-0,01% de N, opcionalmente al menos un elemento seleccionado del grupo constituido por 0,01-0,8% de Si, 0,01-0,1% de P, 0,0002-0,005% de B y 0,01-0,5% de V, y una microestructura que comprende ferrita que contiene 2-30% de bainita y menos del 8% de martensita. La chapa de acero se fabrica con acero laminado en caliente y en frío de la composición definida seguido por calentamiento rápido hasta una temperatura entre los puntos de transformación  $Ac_1$  y  $Ac_3$ , manteniéndose a esta temperatura durante menos de 5 minutos y dándosele un temple general instantáneo hasta una temperatura por debajo de 500°C a una velocidad de enfriamiento entre 50 y °C/seg.

El documento JP 2005272954 tiene como objetivo proporcionar un método para producir una chapa de acero de alta resistencia en la que se resuelvan los problemas que se presentan en las chapas de acero de alta resistencia convencionales, y que combina una ductilidad y una abocardabilidad excelentes. Una chapa de acero laminada en caliente que tiene una composición que comprende, en masa, de 0,07 a 0,25% de C,  $\leq 2,0\%$  de Si y de 1,0 a 3,0% de Mn, y siendo el resto Fe con impurezas inevitables, y en la que la relación de volumen de una fase de transformación a baja temperatura es  $\geq 90\%$ , y que tiene una micro dureza de Vickers  $Hv \geq 300$  o una masa de chapa de acero obtenida al someter a la misma también a laminado en frío se calienta, se mantiene a 720 a 870°C durante 5 a 300 s, y posteriormente se enfría a  $\leq 550^\circ\text{C}$  a una velocidad de enfriamiento  $\geq 5^\circ\text{C/s}$ , produciéndose así la chapa de acero de alta resistencia a la tracción.

El documento JP 2005336526 tiene como objetivo proporcionar una chapa de acero de alta resistencia en la que el equilibrio de la resistencia, el alargamiento y la abocardabilidad (relación de ensanchamiento de orificios) es excelente, y en particular, en la que el equilibrio de la resistencia y el alargamiento sea, además, excelente. Con respecto a la chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente trabajabilidad, en una chapa de acero austenítica residual que comprende, en masa, 0,06 a 0,6% C, Si + Al: 0,5 a 3%, 0,5 a 3% Mn,  $P \leq 0,15\%$  (excluyendo el 0%) y  $S \leq 0,02\%$  (excluyendo el 0%), y que comprende martensita revenida, el factor espacio de la martensita revenida es  $\geq 50\%$  de toda la estructura, el factor espacio de la austenita residual es del 3 al 20% de toda la estructura y, además, el tamaño promedio del grano de cristal de la austenita residual es  $\leq 4,5 \mu\text{m}$ .

- 5 El documento JP 2011 214070 tiene como objetivo proporcionar una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tenga una relación de cedencia baja y una ductilidad excelente y una expansibilidad de orificios sin requerir un laminado en caliente especial ni la adición de elementos de aleación como Nb, Ti o similares. La chapa de acero laminada en frío tiene una composición química que contiene, en masa, 0,01 a 0,15% de C, 0,01 a 1,5% de Si, 1,5 a 3,5% de Mn,  $P \leq 0,1\%$ ,  $S \leq 0,01\%$ , Al del 0,005 a 1,5% y  $N \leq 0,010\%$ , siendo un valor  $\alpha (= Mn + Si) \geq 2,3\%$ ; una estructura de acero en la que la relación de volumen de la ferrita en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero es  $\geq 40\%$  y la relación de volumen de martensita es  $\geq 3\%$ ; y propiedades mecánicas que satisfacen una relación de cedencia  $YR \leq 70\%$ , y  $TSHER \geq 0,8010$  y  $TS/(C100) \geq 250$ , siendo TS (MPa) una resistencia a la tracción y siendo HER (%) una relación de abocardabilidad.
- 10 El documento JP 2007 321207 tiene como objetivo proporcionar una chapa de acero de alta resistencia que tenga una mayor resistencia al suprimir la cantidad de elementos de aleación que han de añadirse, afinando así los granos de cristal de ferrita, además de tener un excelente equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, importantes en el momento de la conformación por prensado, y tener una excelente absorción de energía tras una deformación a alta velocidad, y para proporcionar su método de producción. La chapa de acero de alta resistencia tiene una estructura metálica compuesta de una fase ferrítica y de una segunda fase dura dispersa en la chapa de acero. La relación de área de la segunda fase ocupada en la estructura metálica es del 30 al 70%, y la relación de área de la ferrita con diámetros de grano cristalino  $\leq 1,2 \mu m$  ocupados en la fase ferrítica se encuentra entre el 15 y el 90%, y, en el fase ferrítica, el diámetro medio de grano  $d_s$  de la ferrita con diámetros de grano cristalino  $\leq 1,2 \mu m$  y el diámetro promedio de grano  $d_L$  de la ferrita con diámetros de grano cristalino  $\geq 1,2 \mu m$  satisfacen:  $d_L/d_s \geq 3$ .
- 15
- 20 El documento JP 2006 193819 tiene como objetivo proporcionar una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia superior en capacidad de embutibilidad profunda y proporcionar un método de fabricación al efecto. La chapa de acero laminada en frío incluye, en masa porcentual, 0,01-0,3% de C, 2,5% o menos de Si, 0,1-2,0% de Mn, 0,15% o menos de P, 0,015% o menos de S, 0,1-1,5% de Mo, 0,0006-0,01% de B, 0,15% o menos de Al, 0,01-0,20% de Nb, 0,01% o menos de N, y Ti en una cantidad de 48/14\*N (% en masa) o más, pero 0,2% o menos; tiene una estructura en la que la densidad polar de  $\{332\} \langle 113 \rangle$  es 4,5 o más y la densidad polar de  $\{100\} \langle 011 \rangle$  es 3 o menos en una capa central en la dirección del grosor de la chapa; y además tiene un valor  $r$  mínimo de 1,0 o más y un valor  $r$  promedio de 1,3 o más. La chapa de acero laminada en frío incluye uno o más elementos de Ca, Sn, Co, Zn, W, Zr, V, Mg, Rem, Ni, Cu y Cr, según sea necesario. El método de fabricación comprende la laminación del acero en caliente a una temperatura de acabado entre un punto de transformación  $A_{r3}$  y 900°C, la laminación de la chapa de acero en frío con una reducción del 30% al 70% y el recocido de la chapa de acero a una velocidad de calentamiento de 3°C/s o superior.
- 25
- 30

### Breve descripción de la invención

35 El objeto de la presente invención es solucionar o al menos paliar los problemas anteriormente mencionados. Además, un objeto preferido de la presente invención es proporcionar un fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo que proporciona simultáneamente alta resistencia ( $R_{p0,2}$  superior a 340 MPa o valores preferidos), buena maleabilidad general ( $A_{80} > 10\%$  o valores preferidos) y, además, mejora la maleabilidad reduciendo la variación del efecto de recuperación elástica durante la conformación.

El objeto de la presente invención se logra con el método según la reivindicación 1.

40 La presente invención se basa en el temple general instantáneo directo del fleje de acero laminado en caliente microaleado después de la última pasada de laminado en caliente de la etapa de laminado en caliente hasta una temperatura por debajo de 400°C y en el sometimiento del fleje de acero con temple general instantáneo a un recocido continuo a una temperatura entre 400 y 900°C. En otras palabras, el fleje de acero con temple general instantáneo es utilizado en la producción de flejes maleables de acero de alta resistencia recocidos en continuo. Según se describe posteriormente, se ha descubierto que tal material de acero proporciona varias ventajas.

45 De esta manera, al menos parte, preferiblemente al menos la mayoría, de los elementos de microaleación permanecen uniformemente en la solución durante la fabricación del fleje de acero laminado en caliente e incluyen un potencial de precipitación uniforme para la o las siguientes etapas de proceso. En otras palabras, el temple general instantáneo directo puede ahorrar al menos la mayor parte del potencial de precipitación de los elementos de microaleación uniformemente en el acero laminado en caliente, lo que da como resultado, como mínimo, una reducción de la pérdida del endurecimiento por precipitación después del recocido continuo. Además, dado que el temple general instantáneo directo puede provocar el endurecimiento de la fase, tal como una microestructura constituida fundamentalmente por ferrita bainítica y ferrita, la precipitación puede ser controlada de manera más efectiva en una o más etapas adicionales de fabricación. Por lo tanto, un producto de fleje de acero maleable de alta resistencia (HSF) recocido en continuo según la presente invención comprende una estructura de precipitación constituida, al menos parcialmente, por precipitados coherentes y/o semicoherentes. Esto significa que en términos de masa porcentual, al menos el 30%, más preferiblemente al menos el 50%, de los elementos de microaleación pueden estar incluidos en precipitados coherentes y/o semicoherentes.

50

55

El fleje de acero laminado en caliente puede ser laminado en frío adicionalmente en una etapa de laminado en frío antes del recocido continuo en una etapa de recocido. En este caso, gracias al temple general instantáneo directo, el

fleje de acero laminado en frío puede recrystalizar más fácilmente durante la etapa de recocido sin perder el endurecimiento por precipitación. Esto se debe a la microestructura endurecida por fases del fleje de acero con temple general instantáneo, lo que significa una posibilidad de reducir la temperatura de recocido, lo cual mejora la utilización de los elementos de microaleación, como se muestra más adelante en esta descripción.

- 5 Por lo tanto, la ventaja de la presente invención es que los elementos de microaleación pueden ser utilizados de manera más efectiva. Además, debido a la presente invención, el material producido es sumamente bien moldeable, teniendo en cuenta el nivel de resistencia. El fleje de acero tiene una alta resistencia porque el endurecimiento por partes es eficaz y la maleabilidad es excelente debido a las siguientes razones. En primer lugar, la microestructura del fleje de acero se recrystaliza completamente incluso con reducciones razonables por laminación en frío. La
- 10 recrystalización completa puede ser debida en parte a la falta de una estructura de precipitación efectiva en el fleje de acero laminado en caliente y debida en parte a la microestructura, que consiste principalmente en ferrita bainítica y ferrita, incluida una mayor fuerza impulsora para la recrystalización. En segundo lugar, debido a la estructura de precipitación fina en el fleje de acero recocido, el número de precipitados gruesos es más bajo que el normal. Esto significa un mayor alargamiento, porque los precipitados gruesos pueden servir como puntos de inicio de fracturas.
- 15 En tercer lugar, el tamaño de grano del fleje de acero recocido puede mantenerse fino, ya que los pequeños precipitados impiden efectivamente el crecimiento del grano después de la recrystalización. Además, la reducida temperatura de recocido también es una ventaja desde el punto de vista del tamaño de grano. En consecuencia, el fleje de acero recocido de forma continua es muy maleable, incluyendo un alargamiento sumamente bueno, que se puede ver en la parte experimental de esta descripción.
- 20 En otras palabras, por medio de la presente invención, puede obtenerse un fleje de acero laminado en frío recocido en continuo, que tiene precipitados especialmente efectivos dispersados en la estructura de grano recrystalizado que da como resultado valores de alargamiento mejorados. Además, en el caso de las calidades de resistencia baja, por medio de la presente invención, las fuerzas de laminación en frío pueden reducirse debido a que, a pesar del efecto del endurecimiento por fases durante el temple general instantáneo directo (principalmente ferrita bainítica), la
- 25 resistencia general es menor porque al menos en parte, preferiblemente la mayoría, de los elementos de microaleación están todavía en la solución.

- Además, debido al método de fabricación según la presente invención, el producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo mantiene propiedades mecánicas uniformes esencialmente en toda la longitud; es decir, en un tramo de al menos el 90% de la longitud de laminado (RL) del fleje de acero. En otras palabras, el método
- 30 de la invención reduce significativamente la dispersión en las propiedades mecánicas esencialmente en toda la longitud del fleje de acero, especialmente la dispersión en el límite elástico. Esto significa que el material de acero de tal bobina de acero, constituido por un fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo, puede ser utilizado con mayor eficacia y seguridad; por ejemplo, en líneas automatizadas de fabricación, incluyendo máquinas de conformado, sin fallos dimensionales causados por cambios en el efecto de recuperación elástica. En otras
- 35 palabras, desde este punto de vista también mejora la maleabilidad, dado que este tipo de conformación puede causar dimensiones más fiables del componente formado. Esto también significa que los elementos de microaleación son utilizados de manera más eficaz.

### Definiciones

En esta descripción:

- 40 Laminado en frío significa un laminado en frío que tiene un grado de reducción tal como del 30 al 95%, excluyendo así un posible laminado de acabado después del laminado en caliente. Por definición, la temperatura de laminado en frío está por debajo de la temperatura de recrystalización, pero preferiblemente por debajo de 200°C.
- Acero maleable de alta resistencia significa, en el contenido de esta descripción, un acero que tiene un límite elástico  $R_{p0,2}$  de al menos 340 MPa (o un valor preferido) y un alargamiento total  $A_{80}$  de al menos un 10% (o un valor preferido).
- 45 Microaleado significa que el acero contiene pequeñas cantidades de vanadio, niobio y/o titanio. El contenido de los elementos de microaleación individuales es inferior al 0,15% y el contenido total de los elementos de microaleación es inferior al 0,25% (en términos de porcentajes de peso). La composición completa típica del acero microaleado se proporciona más adelante en la descripción detallada de los apartados de la invención.
- Temple general instantáneo directo significa el enfriamiento acelerado del fleje de acero laminado en caliente directamente, partiendo del calor disponible en el proceso de laminado en caliente, hasta una temperatura baja. No incluye una reacción metalúrgica de martensita; es decir, un temple general instantáneo típico de endurecimiento, que causa la reacción de la martensita.
- 50

### Breve descripción de las Figuras

- La Figura 1 es un diagrama de flujo que muestra las etapas que se incluyen en una realización del método.
- 55 La Figura 2 es un diagrama de flujo que muestra las etapas que se incluyen en otra realización del método. En esta realización se obtiene un fleje de acero maleable de alta resistencia de recocido continuo y laminado en frío.

La Figura 3 es un diagrama de flujo que muestra las etapas que se incluyen en otra realización adicional del método. En esta realización se obtiene un fleje de acero maleable de alta resistencia laminado en caliente de recocido continuo y recubierto en baño caliente.

5 La Figura 4 es un diagrama de flujo que muestra las etapas que se incluyen en otra realización adicional del método. En esta realización se obtiene un fleje de acero maleable de alta resistencia de recocido continuo, recubierto en baño caliente y laminado en frío.

La Figura 5 es una ampliación de una microestructura que incluye áreas no recristalizadas.

La Figura 6 es una ampliación de una microestructura que ha recristalizado y que ha sido obtenida por una realización representada en las Figuras 2, 4 o 10.

10 La Figura 7 muestra esquemáticamente una bobina (8) de acero parcialmente desenrollada desde la proyección lateral.

La Figura 8 muestra esquemáticamente un fleje (7) de acero que tiene una longitud de laminado (RL) desde la proyección superior.

15 La Figura 9 muestra esquemáticamente una problemática general relacionada con la segunda realización principal y los efectos de la presente invención sobre ella.

La Figura 10 muestra un dibujo esquemático de tiempo-temperatura que también comprende características opcionales de la segunda realización principal.

La Figura 11 muestra imágenes de microscopía electrónica de barrido, SEM, de las microestructuras del acero laminado en caliente y sometido a temple general instantáneo.

## 20 Breve descripción de números, letras y términos de referencia

1. Etapa de aprovisionamiento
2. Etapa de laminado en caliente
3. Etapa de temple general instantáneo
4. Etapa de laminado en frío
5. Etapa de recocido
6. Etapa de recubrimiento en baño caliente
7. Fleje de acero laminado
8. Bobina de acero
9. Parte no laminada

RL Longitud de laminado del fleje de acero

NRL Tramo no laminado del fleje de acero

R Longitud de desecho

FL Longitud total del fleje de acero laminado

L Dirección longitudinal —es decir, de laminado— del fleje de acero

H Parte delantera del fleje de acero

M Parte central del fleje de acero

T Parte posterior del fleje de acero

HSF Maleable de alta resistencia

$R_{p0,2}$  Límite elástico

$R_m$  Resistencia a la rotura

$A_g$  Alargamiento uniforme

$A_{80}$  Alargamiento total

$A_{c1}$  Una temperatura a la que empieza a formarse austenita durante el calentamiento

$A_{c3}$  Una temperatura a la que se completa la transformación de la ferrita en austenita durante el calentamiento

$A_{r1}$  Una temperatura a la que se completa la austenita en ferrita durante el enfriamiento

$A_{r3}$  Una temperatura a la que austenita empieza a transformarse en ferrita durante el enfriamiento

$T_{RST}$  Una temperatura a la que se detiene la recristalización de la austenita

## Descripción detallada de la invención

25 El comportamiento de precipitación de los elementos de microaleación lleva décadas siendo objeto de intensa investigación. Se ha establecido que los precipitados se pueden clasificar en tres tipos diferentes, dependiendo de en qué fase de fabricación o producción se ha producido el precipitado: se considera que los precipitados de tipo I se forman en la austenita durante o después del procesamiento de la fundición y se suelen denominar inclusiones. Se considera que los precipitados de tipo II se forman en la austenita durante la deformación en caliente. Por último, se considera que los precipitados de tipo III se forman en la ferrita durante o después de la transformación de fase de austenita a ferrita. La intención principal de la presente invención es controlar los precipitados de tipo III antes del recocido continuo y, con ello, afectar a la estructura de precipitación de un fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo. Los precipitados de tipo III tienden a presentar un endurecimiento efectivo por precipitación debido a su tamaño, el cual puede verse afectado por la presente invención.

30

A continuación, se describirán con mayor detalle el método y las realizaciones preferidas y de variantes de las mismas. Con referencia a la Figura 1, se muestran las etapas básicas que se incluyen en el método de fabricación de un

producto de fleje de acero maleable de alta resistencia (HSF) continuamente recocido que incluye un límite elástico  $R_{p0.2}$  superior a 340 MPa.

En primer lugar, en una etapa 1 de aprovisionamiento se proporciona una chapa gruesa de acero microaleado. Puede entenderse que el acero que forma la chapa gruesa de acero se alea con uno o más elementos de microaleación pertenecientes al grupo constituido por Titanio Ti, Niobio Nb y Vanadio V. Esto se debe a que esos elementos de microaleación pueden formar diferentes tipos de precipitados que proporcionan efectos beneficiosos; es decir, diferentes tipos de carburos, nitruros y carbonitruros. La etapa 1 de aprovisionamiento puede incluir una etapa de colada (no mostrada en las figuras) para la fundición continua de tal chapa gruesa de acero microaleado, y una etapa de calentamiento (mostrada en la Fig. 10) para calentar la chapa gruesa de acero hasta una temperatura en el intervalo de 900 a 1350°C o en el intervalo de 900 a 1300°C, para disolver al menos la mayoría de los elementos de microaleación en la chapa gruesa de acero. Naturalmente, el calentamiento se puede ir seguido por la etapa de compensación en la que se realiza dicha disolución y la compensación de la temperatura, como se muestra en la Fig. 10. Opcionalmente, la chapa gruesa de acero microaleado se puede cargar directamente en un horno en la etapa de compensación sin enfriar sustancialmente la chapa gruesa de acero microaleado después de colada continua en tal etapa de colada. Preferiblemente, al menos la mayoría de los elementos de microaleación, excluyendo, sin embargo, el TiN, se disuelven antes de la etapa 2 de laminado en caliente; es decir, en la etapa 1 se proporciona una chapa gruesa de acero microaleado en un intervalo de temperatura de 900 a 1350°C o en un intervalo de temperatura de 900 a 1300°C y en la que la mayoría de los elementos de microaleación están disueltos.

En segundo lugar, el método comprende una etapa 2 de laminado en caliente para laminar en caliente dicha chapa gruesa de acero para obtener un fleje de acero laminado en caliente. Por lo tanto, como es habitual, esta etapa puede llevarse a cabo, al menos parcialmente, en un tren laminador de flejes. Además, como es habitual, la etapa 2 de laminado en caliente puede incluir el laminado en caliente a una temperatura en el intervalo de 800-1250°C, pero preferiblemente en el intervalo de  $A_{r3}$  a 1250°C. La etapa 2 de laminado en caliente puede ser un proceso de laminado termomecánico consistente en dos fases que incluyen un laminado en una fase de prelaminado y una fase subsiguiente de laminado en un tren laminador de flejes que tenga una temperatura final de laminado (FRT); es decir, una temperatura de la última pasada de laminado en caliente en la etapa 2 de laminado en caliente, que se encuentra, por ejemplo, entre 800 y 940°C. Sin embargo, se prefiere que la temperatura final de laminado en caliente (FRT) en la etapa 2 de laminado en caliente esté por encima de la temperatura  $A_{r3}$ . Esto se debe a que, si no, pueden surgir problemas relacionados con la textura del laminado y la planicidad del fleje. Opcionalmente, la temperatura final del laminado en caliente (FRT) en la etapa 2 de laminado en caliente puede estar entre las temperaturas  $T_{RST}$  y  $A_{r3}$ , como se muestra en la Fig. 10. El proceso de laminación termomecánica mencionado anteriormente puede contribuir a lograr las propiedades mecánicas deseadas al reducir el tamaño de grano de la microestructura endurecida por fases y aumentando adicionalmente las subestructuras de fase.

En tercer lugar, tras la última pasada en la etapa 2 de laminado en caliente, se lleva a cabo una etapa 3 de temple general instantáneo para obtener un fleje de acero con temple general instantáneo como resultado de la etapa de temple general instantáneo. Un fleje de acero con temple general instantáneo incluye microestructura endurecida por fases, tal como una microestructura constituida principalmente por ferrita bainítica y ferrita, que incluya subestructuras de fase que son beneficiosas para la o las etapas de proceso siguientes. Además, la etapa 3 de temple general instantáneo da como resultado que al menos parte, preferiblemente al menos la mayoría, de los elementos de microaleación se mantienen en la solución durante el enfriamiento partiendo del calor del laminado en caliente. Esto se logra usando una velocidad media de enfriamiento de al menos 30°C/s en la etapa 3 de temple general instantáneo y enfriando el fleje de acero laminado en caliente hasta una temperatura por debajo de 400°C en la etapa 3 de temple general instantáneo. Además, se prefiere que la temperatura del fleje de acero laminado en caliente sea al menos 700°C, más preferiblemente al menos 800°C al comienzo de la etapa 3 de temple general instantáneo. Esto significa que el temple general instantáneo en la etapa 3 de temple general instantáneo puede comenzar, por ejemplo, antes de los 15 segundos de la última pasada de laminado de la etapa 2 de laminado en caliente. Además, la temperatura del fleje de acero laminado en caliente disminuye continuamente después de la última pasada de laminado de la etapa 2 de laminado en caliente; es decir, el método no incluye ningún mantenimiento en una región de dos fases (entre  $A_{r3}$  y  $A_{r1}$ ) o en una región monofásica (por debajo de  $A_{r1}$ ) a temperatura constante para evitar una precipitación excesiva en esta fase; es decir, durante la etapa 3 de temple general instantáneo. Esto significa que la etapa 3 de temple general instantáneo es lo que se denomina etapa de enfriamiento único, según se representa en la Fig. 10. También se prefiere que la temperatura final de enfriamiento (es decir, del temple general instantáneo) del fleje de acero laminado en caliente en la etapa 3 de temple general instantáneo esté por debajo de 250°C, más preferiblemente por debajo de 100°C, siendo lo más preferible que se encuentre a temperatura ambiente. Cuanto más baja sea la temperatura final de enfriamiento (es decir, del temple general instantáneo), más beneficiosas serán las subestructuras de fases que tiene la microestructura del fleje de acero.

Dependiendo de las instalaciones de producción, el fleje de acero puede ser enrollado después de enfriarse. La temperatura del fleje de acero puede disminuir continuamente en toda la longitud del fleje de acero desde el fin de la etapa 3 de temple general instantáneo hasta el inicio de la etapa de enrollamiento. Debido al temple general instantáneo, el enrollamiento opcional se realiza a baja temperatura, temperatura de enrollamiento que es naturalmente más baja que la temperatura final de enfriamiento (es decir, del temple general instantáneo), porque, en caso de que se realice el enrollamiento, se lleva a cabo después de la etapa 3 de temple general instantáneo. Debe entenderse que el temple general instantáneo en la etapa 3 de temple general instantáneo se realiza partiendo del

calor disponible en el proceso de laminado en caliente; es decir, en el temple general instantáneo directo del fleje de acero laminado en caliente después del laminado en caliente. Sin embargo, es sumamente importante tener en cuenta que el temple general instantáneo en todos los puntos de esta publicación de patente se refiere al enfriamiento acelerado hasta una temperatura baja y no a la reacción metalúrgica de martensita; es decir, no a un temple general instantáneo de endurecimiento, que causa la reacción de la martensita, como se define en el apartado de definiciones.

El resultado en esta etapa 3 de temple general instantáneo es un fleje de acero con temple general instantáneo que tiene el potencial de aumentar uniformemente el límite elástico por precipitación gracias a los elementos de microaleación uniformemente en solución en toda la longitud del fleje de acero. Debido a la etapa 3 de temple general instantáneo, el fleje de acero tiene menos variación en propiedades mecánicas en toda la longitud de laminado RL del fleje de acero con respecto a flejes de acero producidos convencionalmente. A pesar de que se pueda haber producido cierta precipitación preliminar durante la etapa 3 de temple general instantáneo, al menos parte, preferiblemente al menos la mayoría, de los elementos de microaleación han permanecido en la solución del fleje de acero con temple general instantáneo. En otras palabras, la precipitación en el fleje de acero con temple general instantáneo puede encontrarse en esta fase del método en su fase inicial, impidiendo así, al menos parcialmente, preferiblemente esencialmente, un engrosamiento a gran escala o un crecimiento de precipitados durante dicho recocido continuo posterior en la etapa 5 de recocido. Esto se demuestra esquemáticamente en la Fig. 9, ya que la presente invención eleva el límite de temperatura al que se reduce el endurecimiento por precipitación. En términos de masas porcentuales, al menos un 30% of elementos de microaleación pueden permanecer en la solución del fleje de acero laminado en caliente. Más preferiblemente al menos un 50%, y siendo lo más preferible que sea al menos un 60%, de los elementos de microaleación pueden permanecer en la solución del fleje de acero laminado en caliente. En todo caso, esto significa que la estructura de precipitación efectiva es más fácil de lograr en las etapas de producción posteriores. Por lo tanto, las condiciones anteriormente mencionadas para el temple general instantáneo proporcionan un fleje de acero que incluye tal material de acero, que es ventajoso para las etapas siguientes.

Posteriormente, según se muestra en la Figuras, después de la etapa 3 de temple general instantáneo, el fleje de acero con temple general instantáneo es sometido a una etapa 5 de recocido para recocer continuamente el fleje de acero con temple general instantáneo a una temperatura de recocido entre 400 y 900°C. Los elementos de microaleación empiezan a precipitarse, o siguen creciendo los precipitados preliminares, cuando el fleje de acero con temple general instantáneo es recocido continuamente después de la etapa 3 de temple general instantáneo en una etapa 5 de recocido. Tal recocido puede llevarse a cabo en una línea continua de recocido (CAL), o en una línea de recubrimiento por inmersión en caliente (HDCL). Antes de la etapa de recocido, el fleje de acero laminado en caliente puede ser descascarillado. En el caso de la HDCL, el método, además de una etapa 5 de recocido, incluye una etapa 6 de recubrimiento en baño caliente, o también otras etapas subsiguientes de producción.

El recocido continuo en la etapa 5 de recocido se lleva a cabo en un intervalo de temperatura de 400 a 900°C, preferiblemente de 450 a 900°C. Se requieren al menos 400°C para cambios en la estructura de precipitación y, por otro lado, para garantizar la capacidad de recubrimiento por inmersión en caliente; por ejemplo, mediante galvanizado por inmersión en caliente con recubrimiento de cinc-aluminio. Básicamente, por las mismas razones, se da un límite inferior preferido de 450°C. La temperatura de recocido en continuo no es superior a 900°C, ya que, de lo contrario, los precipitados podrían crecer excesivamente o incluso volver a disolverse. Además, las temperaturas más altas no son económicas. El tiempo de recocido en la etapa 5 de recocido puede estar entre 15 y 500 s, o, más preferiblemente, entre 15 y 180 s. La temperatura de recocido y el tiempo de recocido pueden variar en el ámbito dado, dependiendo del caso.

Durante la etapa 5 de recocido, precipitados sumamente pequeños —es decir, diferentes tamaños de precipitados coherentes y/o precipitados semicoherentes— pueden acumularse en la matriz; es decir, en la microestructura del fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo. Además, cuando los precipitados preliminares mencionados, si hay alguno, comienzan a crecer, aumentan el límite elástico del fleje de acero. El efecto de aumento de la resistencia de los precipitados coherentes y semicoherentes se basa en los campos de tensión que los rodean. Es bien sabido que, cuanto mayor es su tamaño, más límite elástico proporcionan hasta que pierden su coherencia al salirse de la matriz y convertirse en un precipitado incoherente.

Sin embargo, por medio de la presente invención, la estructura de precipitación del fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo puede consistir, al menos, en precipitados coherentes y/o semicoherentes. Preferiblemente, la estructura de precipitación puede consistir esencialmente en precipitados coherentes y/o semicoherentes; es decir, la estructura de precipitación no incluye precipitados incoherentes o la cantidad de estos es relativamente baja. Según se ha explicado anteriormente, preferiblemente, la estructura de precipitación significa únicamente precipitados de tipo III y los precipitados de tipo I/tipo II no son tenidos en cuenta. Esto lleva a un aumento en el alargamiento y también en la resistencia en comparación con la estructura de precipitación que consiste esencialmente en precipitados incoherentes, precipitados incoherentes que pueden estar incluidos en gran medida en los flejes de acero maleable de alta resistencia de la técnica anterior. Así, mediante la presente invención, se puede aumentar la tasa de utilización de los elementos de microaleación.

La microestructura del fleje de acero con temple general instantáneo puede consistir principalmente en ferrita bainítica y ferrita, tal como ferrita bainítica y ferrita que estén sustancialmente libres de carburos, tal como sustancialmente libres de cementita. Además, se puede incluir una pequeña cantidad de islas MA (islas de martensita-austenita) ricas



en carbono en la microestructura del fleje de acero con temple general instantáneo. En la Fig. 11 se representa dicha microestructura. Por lo tanto, se prefiere que, en dicha etapa (5) de recocido, un fleje de acero con temple general instantáneo que comprenda dicha microestructura —consistente principalmente, preferiblemente por completo de ferrita bainítica y ferrita— se recueza en la etapa 5 de recocido. Esto es beneficioso, especialmente cuando se necesita recristalización de la microestructura laminada en frío, como se muestra en la Tabla 1.

Preferiblemente, tal chapa gruesa de acero microaleado se proporciona en la etapa de aprovisionamiento, que comprende en porcentajes de masa V 0,01 a 0,15%, y opcionalmente uno o más de Ti y Nb. Especialmente, si dicha temperatura de recocido está en el intervalo de 400 a 650°C, preferiblemente en el intervalo de 450 a 650°C, se prefiere que la chapa gruesa de acero provista en dicha etapa 1 de aprovisionamiento comprenda vanadio, V, en términos de porcentajes de masa de 0,01 a 0,15%, preferiblemente de 0,02 a 0,10%. Esto se debe a que el vanadio tiene un comportamiento de precipitación especialmente adecuado en este intervalo de temperaturas. En un intervalo de temperaturas de recocido de 650 a 900°C, también se pueden usar efectivamente otros elementos de microaleación: titanio, Ti y niobio, Nb. Se prefiere que la chapa gruesa de acero provista en dicha etapa de aprovisionamiento comprenda Ti en términos de porcentajes en masa de 0,01 a 0,045%.

En una primera realización principal del método, la etapa 5 de recocido continuo se realiza para un fleje de acero con temple general instantáneo en forma de fleje de acero laminado en caliente con temple general instantáneo que se obtiene como resultado de la etapa 3 de temple general instantáneo. En otras palabras, en esta primera realización principal del método, no se lleva a cabo una etapa 4 de laminado en frío después de la etapa 3 de temple general instantáneo y antes de la etapa 5 de recocido continuo. Según la técnica anterior, los flejes de acero laminados en caliente que tienen un bajo contenido en carbono y que son enrollados a altas temperaturas y que son procesados directamente a continuación en recocido continuo, como en una línea de recubrimiento por inmersión en caliente (HDCL), pueden tener tendencia a un pronunciado punto de cedencia no deseado. Esto lleva a tensiones localizadas durante la formación, lo que afecta a la maleabilidad. Sin embargo, al recocer continuamente el fleje de acero laminado en caliente con temple general instantáneo obtenido como resultado de la etapa 3 de temple general instantáneo, además de la precipitación efectiva, tal punto pronunciado de cedencia puede reducirse ligeramente y, con ello, la maleabilidad puede aumentar. Preferiblemente, en esta primera realización, dicha temperatura de recocido utilizada en la etapa de recocido se encuentra entre 400 y 650°C, preferiblemente en el intervalo entre 450 y 650°C. Una temperatura superior a 650°C puede ser innecesaria o incluso no deseada para la precipitación.

En una segunda realización principal del método, mostrada en la Fig. 2, el método comprende una etapa 4 de laminado en frío para laminar en frío el fleje de acero con temple general instantáneo obtenido como resultado de la etapa 3 de temple general instantáneo para obtener un fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío como resultado de esta etapa 4 de laminado en frío, y una etapa 5 de recocido para recocer continuamente este fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío obtenido como resultado de la etapa 4 de laminado en frío. En el laminado en frío puede usarse reducción, tal como del 30 al 95%. En esta realización, además de la recristalización del fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío durante el recocido continuo en la etapa 5 de recocido, se obtiene una precipitación efectiva. Gracias al temple general instantáneo directo en la etapa 2 de temple general instantáneo, el fleje de acero con temple general instantáneo y posteriormente laminado en frío incluye también una mayor fuerza impulsora para la recristalización. Esto significa que la recristalización se puede lograr a temperaturas de recocido inferiores a 800°C, como de 680 a 720°C, y de este modo se obtiene ventajosamente una estructura de precipitación coherente sin un engrosamiento excesivo de los precipitados y el crecimiento del grano. En las Figuras 5 y 6 se muestran diferentes estructuras de grano. En la Fig. 6 se representa la estructura recristalizada y homogénea del grano, preferiblemente una estructura de grano recristalizado que consiste esencialmente en granos de ferrita, obtenida ventajosamente por la presente invención. La estructura de grano representada en la Fig. 5 está solo parcialmente recristalizada, lo cual es inaceptable.

La Tabla 1 muestra, a continuación, ejemplos de cómo afecta a las propiedades mecánicas del acero laminado en frío el fleje de acero con temple general instantáneo incluye una microestructura constituida esencialmente por ferrita bainítica y ferrita representada en la Figura 11 y obtenida mediante una baja temperatura de enrollamiento (LCT); es decir, obtenida por temple general instantáneo directo. Se toman mediciones de material laminado en frío no recocido; es decir, de muestras completamente duras. Ambos aceros A y B estaban microaleados, con la diferencia de que el acero B tenía microaleación de Nb-V-Ti, mientras que el acero A incluía solo microaleación de Nb. Las reducciones por laminación en frío fueron del 50% para el acero A y del 60% para el acero B.

Puede verse por la Tabla 1 que los aceros en estado LCT se han endurecido por acritud en el laminado en frío mucho más que los aceros en estado de alta temperatura de enrollamiento (HCT). En comparación con la HCT, la LCT proporciona en promedio un aumento absoluto de aproximadamente 150 MPa tanto en cedencia como en la resistencia a la tracción de los aceros laminados en frío. Debido al menos en parte a esta mayor resistencia del fleje de acero laminado en frío obtenido en la etapa 2 de temple general instantáneo, la recristalización de la estructura de grano laminado en frío puede realizarse con mayor facilidad y simultáneamente se puede obtener una estructura efectiva de precipitaciones. En otras palabras, el fleje de acero laminado en frío con temple general instantáneo, que incluye una microestructura constituida esencialmente por ferrita bainítica y ferrita, causa una fuerza impulsora sorprendentemente mayor para la recristalización.

Tabla 1

Muestra	Muestras laminadas en frío completamente duras			
	Re	Rm	Ag	A80
Acero A LCT	1013	1080	1,4	4,0
Acero A HCT	860	917	0,8	3,5
Acero B LCT	1086	1138	0,9	1,1
Acero B HCT	934	1002	0,8	2,5

En la Tabla 1, Re significa el punto inferior de cedencia, que puede ser considerado simplemente como el límite elástico en este contexto.

5 Con referencia a la Fig. 9, se muestra esquemáticamente una problemática general relacionada con la técnica anterior en los aceros maleables de alta resistencia laminados en frío y los posibles efectos de la presente invención en la misma. Como puede verse, la presente invención reduce el límite de temperatura de la recristalización completa y también aumenta el límite de temperatura al que se reduce el endurecimiento, lo que aumenta el área de temperatura de precipitación efectiva con recristalización completa. Como se puede ver, la ampliación es necesaria, especialmente cuando se incrementa el contenido de microaleación, debido a la reducción de la ventana de proceso con un mayor nivel de microaleación. La menor temperatura posible de recocido también es ventajosa en la producción debido al ahorro de energía.

10 En esta segunda realización principal del método, que incluye una etapa 4 de laminado en frío para laminar en frío el fleje de acero laminado en caliente con temple general instantáneo para obtener un fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío como resultado de la etapa 4 de laminado en frío, y una etapa 5 de recocido para el recocido continuo del fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío, tal chapa gruesa de acero microaleado es proporcionada, preferiblemente, pero no necesariamente, en la etapa 1 de aprovisionamiento, que comprende, en términos de porcentajes de masa, titanio, Ti, no más del 0,05%, preferiblemente Ti del 0,01 al 0,045%, porque un mayor contenido de titanio puede dificultar la recristalización durante el recocido. Sin embargo, es posible que se necesite una pequeña cantidad de titanio, porque proporciona el afino del grano y endurecimiento por precipitación. Preferiblemente, en esta segunda realización, el recocido continuo en la etapa 5 de recocido se realiza en un intervalo de temperatura de 650 a 900°C, y más preferiblemente por debajo de 800°C, tal como en un intervalo de 680 a 720°C.

15 En las realizaciones más preferidas del método y que se muestran en las Figuras 3 y 4, se realiza una etapa 6 de recubrimiento en baño caliente después de la etapa 5 de recocido. En las realizaciones del método mostradas en las Figuras 3 y 4, tanto la etapa 6 de recubrimiento en baño caliente como la etapa 5 de recocido se pueden realizar en una línea de recubrimiento por inmersión en caliente HDCL. La etapa 6 de recubrimiento en baño caliente puede incluir la inmersión del fleje de acero laminado en frío (en la Figura 4) o del fleje de acero laminado en caliente (en la Figura 3) en metal fundido como cinc, aluminio o cinc-aluminio, etapa de recubrimiento en baño caliente que se realiza después de la etapa 5 de recocido para obtener un fleje de acero recubierto por inmersión en caliente. En estas realizaciones, se obtiene un fleje de acero recubierto por inmersión en caliente que tiene buena maleabilidad y alta resistencia.

20 La Fig. 10 muestra un dibujo esquemático de tiempo-temperatura de una realización según la presente invención que comprende una etapa 5 de recocido continuo del fleje de acero laminado en frío y con temple general instantáneo y una etapa 6 posterior de recubrimiento en baño caliente. Además, la etapa 2 de laminado en caliente incluye un proceso de laminado termomecánico que incluye una temperatura final de laminado en caliente (FRT) entre las temperaturas  $T_{nr}$  y  $A_{r3}$ .

25 Además, dicha chapa gruesa de acero microaleado comprende, en términos de porcentajes en peso, los siguientes elementos de aleación:

C	0,04-0,10%,	
Mn	0,5-2,2%,	
Si	0-2,0%,	preferiblemente 0-1%,
Al	0-1,5%,	preferiblemente 0,01-0,07%,
Cr	0-2%,	preferiblemente 0-0,5%,
Ni	0-2%,	preferiblemente 0-0,5%,
Cu	0-2%,	preferiblemente 0-0,3%,
Mo	0-0,5%,	preferiblemente 0-0,2%,
B	0-0,0005%,	
Ca	0-0,01%,	y uno o más de los siguientes:

30 V: 0,01 - 0,15%, o Nb: 0,01 - 0,10%, o Ti: 0,01 - 0,15%,  
siendo el resto hierro e impurezas inevitables, y  
40  $Mn_{eq} > 0,5$ , calculado por la siguiente ecuación  
 $Mn_{eq} = Mn(\%) + 124B(\%) + 3Mo(\%) + 1/2Cr(\%) + 1/3Si(\%) + 1/3Ni(\%) + 1/2Cu(\%)$ .

Las razones de la aleación se explican posteriormente en esta descripción.

A continuación, se describirán con mayor detalle el producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo y realizaciones preferidas y variantes de las mismas.

El producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo es acero microaleado que comprende uno o más elementos de microaleación pertenecientes al grupo constituido por titanio Ti, niobio Nb y vanadio V.

5 Preferiblemente, el maleable de alta resistencia comprende vanadio V y, opcionalmente, uno o más de titanio Ti o niobio Nb. El vanadio aumenta límite elástico de manera efectiva mediante endurecimiento por precipitación. Esto se debe a que se forman precipitados de vanadio en un intervalo de temperaturas, pudiendo verse afectada la formación de precipitados de vanadio por medio de la presente invención. Sin embargo, también al menos el crecimiento de otros precipitados puede verse afectado por medio de la presente invención. La suma de dichos elementos de microaleación se encuentra, en porcentajes de masa, en el intervalo de 0,02 a 0,25%; es decir,  $0,02 < Ti + Nb + V < 0,25\%$ .

15 El producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo tiene una estructura de precipitación constituido, al menos parcialmente, por precipitados coherentes y/o semicoherentes. Esto conduce a los beneficios descritos anteriormente y puede incluso llevar a un mayor límite elástico en comparación con una estructura de precipitación que consiste esencialmente en precipitados incoherentes, precipitados incoherentes que se incluyen generalmente de manera significativa en flejes de acero que se producen mediante métodos conocidos anteriormente para la fabricación de flejes de acero maleable de alta resistencia recocidos en continuo.

20 Aunque una pequeña cantidad de precipitados puede haber perdido su coherencia durante el proceso de fabricación, aún al menos parte, preferiblemente la mayoría, de los precipitados son coherentes y/o semicoherentes, de modo que la estructura de precipitación consiste, al menos parcialmente, posiblemente esencialmente, en precipitados coherentes y/o semicoherentes. Esto se puede ver en la alta resistencia obtenida en los ejemplos. En el producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo, en términos de porcentajes de masa, en los precipitados coherentes y/o semicoherentes puede haber incluidos al menos un 30%, más preferiblemente al menos un 50% de elementos de microaleación.

25 Los precipitados de dicha estructura de precipitación pueden ser carburos, nitruros o carbonitruros de vanadio V, niobio Nb y/o titanio Ti, tales como nitruro de vanadio VN, carburo de vanadio VC, carbonitruro de niobio NbCN, o carburo de titanio TiC. Preferiblemente, la estructura de precipitación del fleje de acero maleable de alta resistencia recocido continuo incluye precipitados coherentes y/o semicoherentes que son de tamaño sumamente pequeño, tales como menores de 30 nm, siendo lo más preferible que sean de menos de 10 nm, tal como aproximadamente 5 nm. Se dispersan de forma homogénea en la matriz y también pueden incluir una forma esférica. Lo más ventajoso es que dicha estructura de precipitación consista esencialmente en precipitados coherentes. Como se puede entender en función de esta descripción, es preferible que los precipitados que se consideren en el contexto de esta publicación de patente sean solo precipitados de tipo III; es decir, los precipitados que se formen durante o después de la transformación de la fase de austenita a ferrita en la producción de flejes en caliente. Esos precipitados se forman en ferrita después de la transformación de la fase de austenita a ferrita y son coherentes/semicoherentes con respecto a la matriz de ferrita circundante. Debido al pequeño tamaño de los precipitados coherentes y semicoherentes, pueden formar superficies de contacto coherentes con la matriz circundante; es decir, el ángulo de desorientación de los cristales de la fase precipitada en relación con la fase de la matriz es menor de 15 grados. Gracias al pequeño tamaño de los precipitados, forman superficies de contacto coherentes y/o semicoherentes con la matriz circundante. Como la superficie de contacto alrededor del precipitado no suele ser la misma ni es continua en toda la superficie de la fase precipitada, se considera que, en el contexto de esta solicitud de patente, al menos en parte, preferiblemente la mayoría, de los precipitados de la estructura de precipitación forman superficies de contacto coherentes y/o semicoherentes con la matriz circundante. Esas superficies de contacto se definen como sigue:

- En las superficies de contacto coherentes, los cristales casan entre sí en el plano de la superficie de contacto, de modo que dos retículas son continuas en la superficie de contacto.
- En las superficies de contacto incoherentes, los cristales casan entre sí únicamente sobre la base local sobre el plano de la superficie de contacto, porque la coincidencia perfecta se interrumpe por una dislocación defectuosa.

50 Preferiblemente, la microestructura del producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo consiste esencialmente en granos de ferrita ( $\alpha$ ) que incluyen la estructura de precipitación finamente dispersa formada en dicha ferrita. En otras palabras, se prefiere que la microestructura sea esencialmente ferrita monofásica con una estructura de precipitación finamente dispersa.

La composición general del acero mencionado en la presente memoria es una composición muy típica para aceros maleables de alta resistencia según la técnica anterior. El producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo puede comprender, en términos de porcentajes en peso, los siguientes elementos de aleación:

C	0,04-0,10%,	
Mn	0,5-2,2%,	
Si	0-2,0%,	preferiblemente 0-1%,
Al	0-1,5%,	preferiblemente 0,01-0,07%,

Cr	0-2%,	preferiblemente 0-0,5%,
Ni	0-2%,	preferiblemente 0-0,5%,
Cu	0-2%,	preferiblemente 0-0,3%,
Mo	0-0,5%,	preferiblemente 0-0,2%,
B	0-0,0005%,	
Ca	0-0,01%, y	

uno o más de los siguientes:

V: 0,01 - 0,15%, o Nb: 0,01 - 0,10%, o Ti: 0,01 - 0,15%,

siendo el resto hierro e impurezas inevitables, y

$Mn_{eq} > 0,5$ , calculado por la siguiente ecuación

$$5 \quad Mn_{eq} = Mn(\%) + 124B(\%) + 3Mo(\%) + 1\frac{1}{2}Cr(\%) + \frac{1}{3}Si(\%) + \frac{1}{3}Ni(\%) + \frac{1}{2}Cu(\%)$$

10 Según una realización preferida de la presente invención, el producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo comprende vanadio V 0,01-0,15% y, opcionalmente, uno o más de los siguientes elementos de aleación: titanio Ti o niobio Nb. El vanadio tiene efectos beneficiosos especialmente importantes, dado que como precipitados coherentes y semicoherentes muy finos dispersos por igual, garantiza el alargamiento mejorado, posiblemente junto con el endurecimiento efectivo por precipitación. El titanio y el niobio son opcionales, pero son usados preferiblemente junto con el vanadio.

Preferiblemente, la suma de elementos de microaleación en términos de porcentajes en peso se encuentra en el intervalo dado  $0,02 < Ti + Nb + V < 0,25\%$ . Preferiblemente dentro de este intervalo mencionado anteriormente, los contenidos individuales de microaleación, que también son seleccionables individualmente, son los siguientes:

15 V: 0,01 - 0,15%, siendo lo más preferible que sea 0,02-0,10%  
 Nb: 0,01 - 0,10%, siendo lo más preferible que sea 0,01 - 0,06%  
 Ti: 0,01 - 0,15%, siendo lo más preferible que sea 0,015-0,045%

20 Se dan límites inferiores para los contenidos de los elementos de microaleación porque, por debajo de esos límites, es difícil, si no imposible, lograr los efectos beneficiosos mencionados. Se dan límites superior para los contenidos de los elementos de microaleación porque, por encima de esos límites, los efectos beneficiosos se saturan o se reducen. Pasa lo mismo con los límites preferidos inferiores y superiores, respectivamente.

25 El carbono C es un elemento básico para aumentar la resistencia del acero al formar una solución sólida que se endurece y precipita como diferentes tipos de carburos en la matriz. Para lograr la resistencia deseada y obtener los beneficios deseados relacionados con la precipitación, el acero contiene un 0,04-0,10% de carbono. Los límites superiores se establecen porque, si el carbono se usara excesivamente, debilitaría la soldabilidad, así como la maleabilidad.

30 El manganeso Mn se incluye normalmente en el acero debido a razones relacionadas con el procesamiento de la colada y también se usa para unirse con azufre S y formar MnS, pero se desea utilizarlo también como elemento que aumenta la resistencia. El límite superior se selecciona para evitar un endurecimiento excesivo y también para garantizar la soldabilidad y la idoneidad para el proceso opcional de recubrimiento. El Mn está aleado en un 0,5-2,2%, ya que la resistencia está asegurada de esta manera con un bajo coste de aleación.

El silicio Si puede funcionar, como el aluminio Al, como elemento de desoxidación, y también se puede utilizar en el endurecimiento de soluciones sólidas hasta el 2%, preferiblemente hasta el 1%, especialmente si se desea una mejor calidad de la superficie. Se selecciona el límite superior para evitar un endurecimiento excesivo.

35 El aluminio Al se puede utilizar hasta un 1,5% para afectar a la formación de carburo durante el procesamiento térmico del acero. Sin embargo, se prefiere utilizarlo solo en desoxidación, en contenidos del 0,01-0,07%.

El cromo Cr se puede utilizar hasta un 2% para aumentar la resistencia. El límite superior se selecciona para evitar un endurecimiento excesivo, y el límite superior es preferiblemente del 0,5%. Además, un contenido bajo en Cr mejora la soldabilidad.

40 El níquel Ni se puede utilizar hasta un 2% para aumentar la resistencia. El límite superior se selecciona para evitar un endurecimiento excesivo y el límite superior es preferiblemente del 0,5%. Además, un contenido bajo en Ni mejora la soldabilidad.

45 El cobre Cu se puede utilizar hasta un 2% para aumentar la resistencia. El límite superior se selecciona para evitar un endurecimiento excesivo y el límite superior es preferiblemente del 0,3%. Además, un contenido bajo en Cu mejora la soldabilidad.

El molibdeno Mo se puede utilizar hasta un 0,5% para aumentar la resistencia. El límite superior se selecciona para evitar un endurecimiento excesivo y el límite superior es preferiblemente del 0,2%. Además, un contenido bajo en Mo mejora la soldabilidad.

El boro B se puede utilizar para aumentar la resistencia. Sin embargo, debido al alto factor de endurecimiento del boro, se prefiere no alear el boro y, por lo tanto, tener un contenido de boro de 0-0,0005%.

Se puede incluir calcio Ca en el acero, debido a razones relacionadas con el procesamiento de la colada, hasta un 0,01%, como contenido típico para el acero tratado con calcio.

- 5 Sin embargo, para obtener un endurecimiento de fase satisfactorio durante la etapa 2 de temple general instantáneo, la composición de acero debe tener un equivalente de manganeso adecuado  $Mn_{eq}$  de al menos 0,5. Sin embargo, desde el punto de vista de la maleabilidad, el  $Mn_{eq}$  es preferiblemente menor que 3,9. Por las mismas razones, los intervalos más preferidos para el  $Mn_{eq}$  son al menos 0,9, pero menos de 2,5.

- 10 Además de los elementos de aleación y del hierro, el acero generalmente comprende una pequeña cantidad de elementos químicos secundarios, que generalmente se denominan impurezas inevitables o impurezas originadas en la fundición. Son:

- 15 El nitrógeno N es un elemento que puede unir elementos de microaleación existentes en el acero a nitruros y carbonitruros, por lo que puede constituir dichos precipitados. Por esta razón, en el acero se puede incluir un contenido de nitrógeno de al menos 0,001%. Sin embargo, más del 0,01% de nitrógeno permitiría que dichos nitruros se engrosaran y, por lo tanto, el contenido de nitrógeno debe limitarse preferiblemente a 0,001-0,01%.

El fósforo P generalmente se incluye inevitablemente en el acero y debe limitarse al 0,06%, ya que un contenido más alto puede ser perjudicial para el alargamiento. Lo más ventajoso es que el límite superior para el P sea del 0,02%. Sin embargo, la reducción excesiva de P puede ser desventajosa económicamente y, por lo tanto, se puede aplicar un límite inferior de 0,005%. Por lo tanto el contenido de P puede ser del 0,005-0,06%.

- 20 El azufre S suele incluirse inevitablemente en el acero y se debería restringir a contenidos inferiores al 0,02%, preferiblemente a contenidos inferiores al 0,01%. Sin embargo, la desulfuración excesiva puede ser desventajosa económicamente y, por lo tanto, se puede aplicar un límite inferior del 0,0001%. Por lo tanto, el contenido de S puede ser del 0,0001-0,02%.

- 25 El oxígeno O puede existir como elemento inevitable en el acero, pero debe restringirse a menos del 0,005%, más preferiblemente menos del 0,002%. Esto se debe a que puede existir como una inclusión que debilita la maleabilidad.

Según la primera realización principal, el fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo tiene la forma de un fleje de acero laminado en caliente. El grosor de tal fleje de acero laminado en caliente puede ser de 2 a 6 mm.

- 30 Según la segunda realización principal, el fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo tiene la forma de un fleje de acero laminado en frío. Esto quiere decir que el fleje de acero ha sido laminado tanto en caliente como en frío. El grosor de tal fleje puede ser de 0,3 a 3 mm. En esta realización el fleje de acero laminado en frío incluye, además, una estructura de grano recristalizado y equiaxial.

El fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo puede incluir un recubrimiento de cinc, aluminio o cinc-aluminio.

- 35 Los productos de fleje de acero suelen obtenerse por laminado de flejes, y se pueden cortar a la medida de productos tales como chapas.

- 40 El límite elástico  $R_{p0,2}$  del fleje de acero HSF recocido en continuo es superior a 340 MPa. Este es el significado de alta resistencia en el contexto de este solicitud. Sin embargo, un límite elástico  $R_{p0,2}$  mayor que 800MPa, o mayor que 700MPa puede ser difícil de lograr por medio de la presente invención. Por lo tanto, el límite elástico  $R_{p0,2}$  del fleje de acero HSF recocido en continuo puede estar en el intervalo de 340 to 800MPa o, más preferiblemente, en el intervalo de 340 to 700MPa. Se obtienen resultados prometedores cuando el límite elástico se encuentra en el intervalo de 460 to 600 MPa.

- 45 La maleabilidad general puede ser evaluada por varias propiedades, pero, principalmente en el contexto de esta solicitud, se entiende que el alargamiento total  $A_{80}$  del fleje de acero HSF recocido en continuo es superior al 10%. Sin embargo, preferiblemente significa que el alargamiento uniforme  $A_g$  es superior al 10%, siendo lo más preferible que sea incluso superior al 12%, como se muestra en los experimentos. Además, la característica de un límite elástico homogéneo mejora la propiedad relacionada con la maleabilidad, como se ha descrito anteriormente.

Además, el valor n y la relación de abocardabilidad pueden definir la maleabilidad, como se describe en la parte experimental.

- 50 A continuación, se describe con mayor detalle otra característica del método, del fleje de acero maleable de alta resistencia y de la bobina de acero según la presente invención.

Con referencia a la Figura 7, se muestra esquemáticamente una bobina 8 de acero parcialmente desenrollada que consiste en un fleje de acero HSF recocido en continuo desde la proyección lateral. Además, en la Fig. 8, se muestra el fleje 7 de acero laminado desde la proyección superior. La longitud total del fleje de acero laminado FL consiste en

la longitud de laminado RL y, opcionalmente, en una o más de longitudes no laminadas NRL. Esto se debe a que en ciertas líneas continuas de laminado, no se crean necesariamente esas NRL. La longitud de laminado RL significa al menos la longitud parcial del fleje de acero laminado que tiene una longitud completa FL, longitud que fue sometida a laminado; es decir, sometida a reducción de espesor. Si se llevan a cabo varias etapas de laminado, como el laminado 2 en caliente, el laminado 4 en frío y el laminado de acabado/laminado de pasada de acabado (no mostrado en las Figuras), entonces la longitud de laminado RL está relacionada con la longitud de laminado de la etapa de laminado final; es decir, de la última etapa de laminado. En otras palabras, solo la longitud de laminado RL mantiene el grosor de laminación, ya que el grosor se reduce en cada etapa de laminado. Naturalmente, al menos estas partes no laminadas 9, que se muestran en la Fig. 10, del fleje de acero laminado deben eliminarse, en su caso, por reducción de la longitud del producto de fleje de acero.

Como se ha descrito anteriormente, las altas temperaturas de enrollamiento típicas dan como resultado propiedades mecánicas desiguales en toda la longitud de laminado del fleje de acero HSF recocido en continuo. Esto se debe en parte a la precipitación desigual de elementos de microaleación en toda la longitud del fleje de acero. Esto significa que si se desea un límite elástico homogéneo en toda la longitud del fleje de acero HSF recocido en continuo, la longitud de laminado RL no se puede utilizar de manera eficiente y, como se representa en el lado izquierdo de la Fig. 8, la o las partes desechadas R deben extenderse bastante lejos hasta la RL; es decir, hasta la longitud del fleje de acero laminado que se sometió a reducción por laminado. Esto aumentaría notablemente la pérdida de material de acero; es decir, la cantidad del tramo de desecho R en la producción, que siempre es indeseable. En el lado derecho de la Fig. 8 se representa un escenario en el que solo se desecha la NRL. Sin embargo, las longitudes de desecho R se extienden normalmente al menos ligeramente sobre la longitud de laminado RL; por ejemplo, debido a la posible longitud de transición (no mostrada en las Figuras); es decir, la longitud de desecho R puede ser igual o más larga que la NRL de longitud no laminada, si la hubiera, al final del fleje enrollado. El desecho se realiza reduciendo la longitud; por ejemplo, mediante corte.

Como puede verse por la Fig. 8, después de la reducción opcional de longitud según se ha descrito anteriormente, el fleje de acero resultante según la presente invención comprende al menos el 90% de la longitud de laminado (RL) y comprende una parte delantera H, una parte posterior T y una parte central M, estando situada dicha parte central M en el punto medio entre dicha parte delantera H y dicha parte posterior T en la dirección longitudinal L del fleje de acero. La dirección longitudinal corresponde a la dirección de laminado. Preferiblemente, las mediciones en esas partes se toman cerca de la línea central del fleje de acero.

Por medio de la presente invención, dado que la etapa 2 de temple general instantáneo directo provoca una baja temperatura de enrollamiento, el fleje de acero HSF recocido en continuo, que comprende al menos el 90%, como el 90-100% de la longitud de laminado (RL), puede mantener el límite elástico  $R_{p0,2}$  medido en dirección transversal en relación con la dirección longitudinal L desde dicha parte delantera H, dicha parte posterior T y dicha parte central M, difiriendo dicho límite elástico  $R_{p0,2}$  según lo medido a partir de dichas partes, un 5,5% como máximo. Este tipo de característica es sumamente deseable para flejes de acero maleable de alta resistencia que se utilizan, por ejemplo, en líneas automatizadas de conformación, debido a que las variaciones en el límite elástico afectan al efecto de recuperación elástica y, por ello, también a la precisión dimensional del componente de acero conformado. Además esto reduce las pérdidas.

Por lo tanto, en una realización preferida del método, después de la última etapa de laminado del método, que incluye el laminado con la longitud de laminado (RL), tal como después de la etapa 4 de laminado en frío, el fleje de acero laminado es sometido a una etapa de reducción de la longitud para reducir la longitud del fleje de acero desde uno o dos extremos de dicho fleje de acero laminado, hasta una longitud deseada de al menos un 90% de la longitud de laminado RL, o, alternativamente, dejando la longitud de laminado RL tal cual, comprendiendo el fleje de acero resultante una parte delantera (H), una parte posterior (T) y una parte central (M), estando situada dicha parte central (M) en el punto medio entre dicha parte delantera (H) y dicha parte posterior (T) en la dirección longitudinal (L) del fleje de acero, y los límites elásticos  $R_{p0,2}$  del fleje de acero resultante medidos en una dirección transversal con respecto a dicha dirección longitudinal (L) desde dicha parte delantera (H), dicha parte posterior (T) y dicha parte central (M) difieren entre sí un 5,5% como máximo.

Por lo tanto, preferiblemente el producto de fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo que comprende una parte delantera (H), una parte posterior (T) y una parte central (M), estando situada dicha parte central (M) en el punto medio entre dicha parte delantera (H) y dicha parte posterior (T) en la dirección longitudinal (L) del fleje de acero y que tiene una longitud que es al menos 90% de la longitud de laminado (RL), puede tener unos límites elásticos  $R_{p0,2}$  medidos en una dirección transversal con respecto a dicha dirección longitudinal (L) desde dicha parte delantera (H), dicha parte posterior (T) y dicha parte central (M) que difieren entre sí un 5,5% como máximo.

Por lo tanto, la presente invención versa también sobre una bobina 8 de acero que consiste en fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo, fleje que tiene una longitud que es al menos 90%, tal como 90-100% de la longitud de laminado RL, comprendiendo el fleja una parte delantera H, una parte posterior T y una parte central M, estando situada dicha parte central M en el punto medio entre dicha parte delantera H y dicha parte posterior T en la dirección longitudinal L del fleje de acero, que se caracteriza porque los límites elásticos  $R_{p0,2}$  medidos en dirección transversal con respecto a la dirección longitudinal L desde dicha parte delantera H, dicha parte posterior T y dicha parte central M que difieren entre sí un 5,5% como máximo.

El fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo de la bobina de acero puede incluir cualquier característica de las características anteriormente definidas del fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo.

### Ejemplos

5 En la parte experimental, se investigó la influencia de la temperatura de enrollamiento en las propiedades mecánicas del fleje de acero maleable de alta resistencia. La Tabla 2 contiene, más abajo, parámetros del método y propiedades mecánicas de los ejemplos INV1 a INV28 según la presente invención y de ejemplos REF1 a REF14 según la técnica anterior. Los ejemplos INV1 a INV18 y REF1 a REF6 divulgan aceros laminados en frío (CR) y los ejemplos INV19 a INV28 y REF7 a REF14 divulgan aceros que solo son laminados en caliente (HR). Las referencias se diferencian por la temperatura de enrollamiento a 534°C de los ejemplos según la presente invención. Se tomaron mediciones de la parte delantera H, de la parte posterior T y de la parte central M, estando situada dicha parte central M en el punto medio entre dicha parte delantera H y dicha parte posterior T en la dirección longitudinal L del fleje de acero 7. Solo las áreas no laminadas se eliminaron como partes R; es decir, no se realizó ninguna eliminación adicional del fleje de acero laminado.

15 La composición de los ejemplos de la Tabla 2 es una aleación de acero HSLA (alta resistencia y baja aleación) que contenía en porcentajes de masa carbono C 0,06%, silicio Si 0,18%, manganeso Mn 1,2%, aluminio Al 0,03%, niobio Nb 0,04%, vanadio V 0,04%, titanio Ti 0,015%, siendo el resto hierro e impurezas inevitables y contenidos residuales. En estos experimentos a escala industrial, se calentó una chapa gruesa de acero microaleado que tenía dicha composición hasta una temperatura de austenización de aproximadamente 1250°C y, después del periodo de compensación, se la laminó en caliente formando flejes de acero laminados en caliente, que incluían diferentes grosores mostrados en la Tabla 2. El laminado en caliente se realizó como laminado termomecánico. Después de la pasada final de laminación en caliente de los ejemplos INV1-INV28 según la invención, se llevó a cabo una etapa de temple general instantáneo directo hasta una temperatura inferior a 250°C y se llevó a cabo una etapa de enrollado a una temperatura inferior a 100°C. Posteriormente, cada fleje fue sometido a descascarillado.

25 En los ejemplos de acero laminado en frío (CR), después del descascarillado, los flejes de acero laminados en caliente y con temple general instantáneo fueron laminados en frío usando reducciones de alrededor del 50% para obtener flejes de acero laminado en frío, incluyendo los grosores 1,1 a 2,1 mm. Estos flejes de acero con temple general instantáneo directo y laminados en frío se recoció continuamente en una línea de galvanizado por inmersión en baño caliente a una temperatura en el intervalo de 730°C a 770°C durante aproximadamente 90 segundos y se enfriaron hasta aproximadamente 450°C antes de sumergir el fleje en cinc fundido. De esta manera se obtuvieron los aceros de los ejemplos INV1 a INV18. Se tomaron varias mediciones de flejes de acero galvanizados por inmersión en baño caliente laminados en frío (CR), como se muestra en las columnas de la Tabla 2. Los resultados y los parámetros se dan en las filas que incluyen INV1 a INV18 en la primera columna "Ejemplo" de la siguiente Tabla 2. Los ejemplos de referencia, que se obtuvieron al realizar el mismo experimento de forma correspondiente, pero usando una temperatura de enrollamiento de aproximadamente 534°C, se presentan en las filas que incluyen REF1 a REF6 en la primera columna "Ejemplo" de la Tabla 2.

40 Se puede ver por la siguiente Tabla 2 que los flejes de acero laminado en frío de los ejemplos INV1 a INV18 tienen valores de alargamiento de A<sub>80</sub> y A<sub>g</sub> notablemente más altos (18-25% y 10,3-17,5%, respectivamente) que los flejes de referencia REF1-REF6 (12-15%, y 6,9-9,5%, respectivamente). Por lo tanto, la maleabilidad mejora mucho por medio de la presente invención. Además, la relación de abocardabilidad ha aumentado de un nivel inaceptable del 65-82% a un mejor nivel de 82-113%, especialmente a un buen nivel del 95-113%. Cabe señalar que en los ejemplos INV1 a INV18, el límite elástico fue de 548-635 MPa.

45 Las microestructuras de los flejes de acero de los ejemplos INV1 a INV18 recrystalizaron completamente según la Figura 6 y esto se obtuvo solo mediante el uso de una baja temperatura de enrollamiento. El ejemplo de referencia, que se enrolló a una temperatura de 534°C, solo recrystalizó parcialmente en el experimento realizado en consonancia en otros aspectos. En la Figura 5 se muestra la estructura del grano parcialmente recrystalizado. La diferencia se puede ver en los valores de alargamiento, que son esencialmente mayores en los experimentos recrystalizados. Naturalmente, la referencia podría recrystalizar fácilmente aumentando la temperatura de recocido y/o el tiempo de recocido, pero esto necesita más energía y dificulta la obtención de una estructura de precipitación que consiste esencialmente en precipitados coherentes y/o semicoherentes, debido a que el engrosamiento de dichos precipitados se produce a mayor recocción y o tiempo de recocción. Esto a su vez disminuiría la resistencia.

55 Por lo tanto, la presente invención resuelve también el problema de lograr tanto el endurecimiento efectivo por precipitación como la estructura de grano recrystalizado. Puede verse en la siguiente Tabla 2 que el fleje de acero maleable de alta resistencia recocido en continuo tiene un límite elástico  $R_{p0,2} > 340\text{MPa}$  o incluso  $R_{p0,2} > 490\text{MPa}$  y que por la presente invención puede obtenerse un alargamiento total  $A_{80} > 10\%$ , o incluso  $A_{80} > 15\%$ . Como se puede ver, también es posible obtener un alargamiento uniforme  $A_g > 10\%$  o incluso  $A_g > 12\%$ . Además, el valor  $n \geq 0,10$ , incluso  $n \geq 0,12$ , refleja la buena maleabilidad de este producto de acero.

En los ejemplos de acero laminado en caliente (HR), después del descascarillado, los flejes de acero laminados en caliente y con temple general instantáneo se recoció continuamente en una línea de galvanización por inmersión

- 5 a una temperatura de 750°C durante aproximadamente 90 segundos y se enfriaron hasta aproximadamente 450°C antes de sumergir el fleje en cinc fundido. De esta manera se obtuvieron los ejemplos INV19 a INV28. A pesar de estos ejemplos, se preferirían temperaturas más bajas. Se tomaron varias mediciones de flejes de acero galvanizados por inmersión en baño caliente (HR), como se muestra en las columnas de la Tabla 2. Los resultados y los parámetros se dan en las filas que incluyen INV19 a INV28 en la primera columna "Ejemplo" de la siguiente Tabla 2. Los ejemplos de referencia, que se obtuvieron al realizar el mismo experimento de forma correspondiente, pero utilizando la temperatura de enrollamiento a unos 534°C, se dan en las filas que incluyen REF7 a REF14 en la primera columna "Ejemplo". Se puede ver en la siguiente Tabla 2 que el fleje de acero laminado en caliente de los ejemplos INV19 a INV28 tiene un límite elástico más alto (604-636 MPa) que el de los ejemplos REF7 a REF14 (576-623MPa) sin perder esencialmente maleabilidad. Además, la diferencia en los límites elásticos  $R_{p0,2}$  medidos en dirección transversal en relación con la dirección longitudinal L desde dicha parte delantera H, dicha parte posterior T y dicha parte central M difieren entre sí solo un 2,8% en los ejemplos INV19-INV28, mientras que es el 6,6% en los ejemplos de referencia REF7 a REF14. Esta característica mejora muchísimo la maleabilidad de tales productos.
- 10
- 15 Como puede verse en la columna "DIF\_TRANS  $R_{p0,2}$  (%)" de la Tabla 2, por medio de la presente invención, los límites elásticos  $R_{p0,2}$  medidos en dirección transversal en relación con la dirección longitudinal L desde dicha parte delantera H, dicha parte posterior T y dicha parte central M del fleje de acero difieren entre sí un 5,5% como máximo. Como se puede ver también, los ejemplos de referencia REF1 a REF 14 tenían valores correspondientes de al menos un 5,7%. Esta característica beneficiosa se relaciona con los ejemplos, tanto laminados en frío (CR) como laminados en caliente (HR).
- 20 En lo que antecede, la invención ha sido ilustrada mediante ejemplos específicos. Sin embargo, debe hacerse notar que los detalles de la invención pueden implementarse de muchas otras formas dentro del alcance de las reivindicaciones adjuntas.



Tabla 2

EXPERIMENTO		PARÁMETROS DEL MÉTODO										PROPIEDADES DEL ACERO				
Laminado en caliente (HR) o laminado en frío (GR)	Parte c de HDQ que tiene FCRL (H/M/T)	Dirección en relación con la dirección de laminado L/T	Velocidad de temple general instantáneo (°C/s)	Temperatura de enrollamiento (°C)	Grosor del laminado en caliente (mm)	Grosor f (mm)	Reducción por laminado en frío (%)	Temperatura de recocido en continuo (°C)	Rp0.2 (MPa)	DIF- Rp0.2 (MPa)	Rm A80 (MPa)	n	Proportión de abocardabilidad (%)	Recristalizado tras HDCL?		
INV1	GR	L	>30	100	4.0	2.1	47%	730	510		610	21	12.4	0.1	Completamente	
INV2	GR	L	>30	100	4.0	2.1	47%	730	535	5.5%	585	18	10.3	0.0	Completamente	
INV3	GR	M	>30	100	4.0	2.0	51%	730	554		604	21	12.7	0.1	Completamente	
INV4	GR	M	>30	100	4.0	2.0	51%	730	498		586	22	13.4	0.1	Completamente	
INV5	GR	T	>30	100	4.0	2.0	51%	730	551		606	21	12.8	0.1	Completamente	
INV6	GR	L	>30	100	4.0	2.0	50%	730	486		584	22	13.6	0.1	Completamente	
INV7	GR	L	>30	100	2.5	1.1	56%	770	464		548	23	15.9	0.1	Completamente	
INV8	GR	T	>30	100	2.5	1.1	56%	770	535	2.2%	560	25	15.6	0.1	Completamente	
INV9	GR	M	>30	100	2.5	1.1	57%	770	539		569	25	15.2	0.1	Completamente	
INV10	GR	M	>30	100	2.5	1.1	57%	770	487		551	23	15.5	0.1	Completamente	
INV11	GR	T	>30	100	2.5	1.1	55%	770	527		551	25	16.8	0.1	Completamente	
INV12	GR	L	>30	100	2.5	1.1	55%	770	482		531	25	17.5	0.1	Completamente	
INV13	GR	H	>30	100	3.3	1.5	54%	730	573	4.4%	615	20	12.3	0.1	Completamente	
INV14	GR	H	>30	100	3.3	1.5	54%	730	516		595	20	13.4	0.1	Completamente	
INV15	GR	M	>30	100	3.3	1.5	56%	730	508		590	20	13.9	0.1	Completamente	
INV16	GR	M	>30	100	3.3	1.5	56%	730	556		604	21	12.8	0.1	Completamente	
INV17	GR	T	>30	100	3.3	1.5	55%	730	548		599	22	13.5	0.1	Completamente	
INV18	GR	T	>30	100	3.3	1.5	55%	730	499		584	21	14.1	0.1	Completamente	
REF1	GR	L	>30	534	4.0	2.0	49%	730	580		685	14	8.5		Parcialmente	
REF2	GR	T	>30	534	4.0	2.1	49%	730	686	5.7%	746	12	6.9		Parcialmente	
REF3	GR	M	>30	534	4.0	2.0	51%	730	634		727	12	7		Parcialmente	
REF4	GR	M	>30	534	4.0	2.0	51%	730	562		674	15	9.5		Parcialmente	
REF5	GR	T	>30	534	4.0	2.0	51%	730	628		718	13	7.7		Parcialmente	
REF6	GR	T	>30	534	4.0	2.0	51%	730	559		672	15	9.2		Parcialmente	
INV19	HR	T	>30	100	2.5	2.5		750	567	2.8%	627	17	9.2		Parcialmente	
INV20	HR	H	>30	100	2.5	2.5		750	561		619	16	9.1		Parcialmente	
INV21	HR	H	>30	100	2.5	2.4		750	513		608	18	10.3	0.0	Parcialmente	
INV22	HR	H	>30	100	2.5	2.4		750	511		604	17	9.6		Parcialmente	
INV23	HR	M	>30	100	2.5	2.5		750	577		641	19	8.5		Parcialmente	
INV24	HR	M	>30	100	2.5	2.5		750	568		631	15	8.1		Parcialmente	
INV25	HR	M	>30	100	2.5	2.4		750	523		620	18	9.8		Parcialmente	
INV26	HR	T	>30	100	2.5	2.5		750	570		636	17	8.8		Parcialmente	
INV27	HR	T	>30	100	2.5	2.5		750	581		625	15	8.1		Parcialmente	
INV28	HR	T	>30	100	2.5	2.4		750	520		618	17	9.9		Parcialmente	
REF7	HR	L	>30	534	3.0	3.0		750	484		576	20	11.2	0.1	Parcialmente	
REF8	HR	H	>30	534	3.0	3.0		750	527		587	20	10.3	0.0	Parcialmente	
REF9	HR	M	>30	534	3.0	3.0		750	584	6.6%	621	19	9.8		Parcialmente	
REF10	HR	M	>30	534	3.0	3.0		750	564		620	17	9.5		Parcialmente	
REF11	HR	M	>30	534	3.0	3.0		750	512		605	19	10.8	0.1	Parcialmente	
REF12	HR	T	>30	534	3.0	2.9		750	559		623	20	9		Parcialmente	
REF13	HR	T	>30	534	3.0	2.9		750	558		622	18	8.9		Parcialmente	
REF14	HR	L	>30	534	3.0	2.9		750	509		607	18	10.3	0.09	Parcialmente	

**REIVINDICACIONES**

1. Un método de fabricación de un producto de fleje de acero maleable de alta resistencia (HSF) continuamente recocido que incluye un límite elástico  $R_{p0.2}$  de más de 340 MPa y un alargamiento total  $A_{80}$  de al menos un 10% en todo un tramo de al menos el 90% de la longitud de laminado (RL) de dicho producto de fleje de acero maleable de alta resistencia (HSF) continuamente recocido, comprendiendo el método las siguientes etapas:
- una etapa (1) de aprovisionamiento para proporcionar una chapa gruesa de acero microaleado que, en términos de porcentajes en peso, se compone de los siguientes elementos de aleación:
    - C 0,04-0,10%,
    - Mn 0,5-2,2%
    - Si 0-2,0%, preferiblemente 0-1%,
    - Al 0-1,5%, preferiblemente 0,01-0,07%,
    - Cr 0-2%, preferiblemente 0-0,5%,
    - Ni 0-2%, preferiblemente 0-0,5%,
    - Cu 0-2%, preferiblemente 0-0,3%,
    - Mo 0-0,5%, preferiblemente 0-0,2%,
    - B 0-0,0005%,
    - Ca 0-0,01%,
    - N opcionalmente 0,001-0,01%,
    - P opcionalmente 0,005-0,06%,
    - S opcionalmente 0,0001-0,02%,
    - O opcionalmente hasta 0,005%,
 y uno o más de los siguientes:
    - V: 0,01 - 0,15%, o Nb: 0,01 - 0,10%, o Ti: 0,01 - 0,15%,
 siendo el resto hierro e impurezas inevitables, y
  $Mn_{eq} > 0,5$ , calculado por la siguiente ecuación
 
$$Mn_{eq} = Mn(\%) + 124B(\%) + 3Mo(\%) + 1\frac{1}{2}Cr(\%) + \frac{1}{3}Si(\%) + \frac{1}{3}Ni(\%) + \frac{1}{2}Cu(\%),$$
 en la que la suma de elementos de microaleación en términos de porcentajes en peso se encuentra en el intervalo dado:  $0,02 < Ti + Nb + V < 0,25\%$ ,
    - una etapa (2) de laminado en caliente para laminar en caliente dicha chapa gruesa de acero para obtener un fleje de acero laminado en caliente,
    - una etapa (3) de temple general instantáneo para el temple general instantáneo directo de dicho fleje de acero laminado en caliente hasta una temperatura por debajo de 400°C usando una velocidad media de enfriamiento de al menos 30°C/s para obtener un fleje de acero con temple general instantáneo,
    - opcionalmente, una etapa (4) de laminado en frío para laminar en frío el fleje de acero laminado en caliente con temple general instantáneo obtenido en la etapa (3) de temple general instantáneo para obtener un fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío como resultado de la etapa (4) de laminado en frío, y
    - una etapa (5) de recocido para recocer de manera continua el fleje de acero con temple general instantáneo a una temperatura de recocido entre 400 y 900°C para obtener un producto de fleje de acero continuamente recocido maleable de alta resistencia,
 caracterizado por que  
 la etapa (5) de recocido se lleva a cabo ya sea:

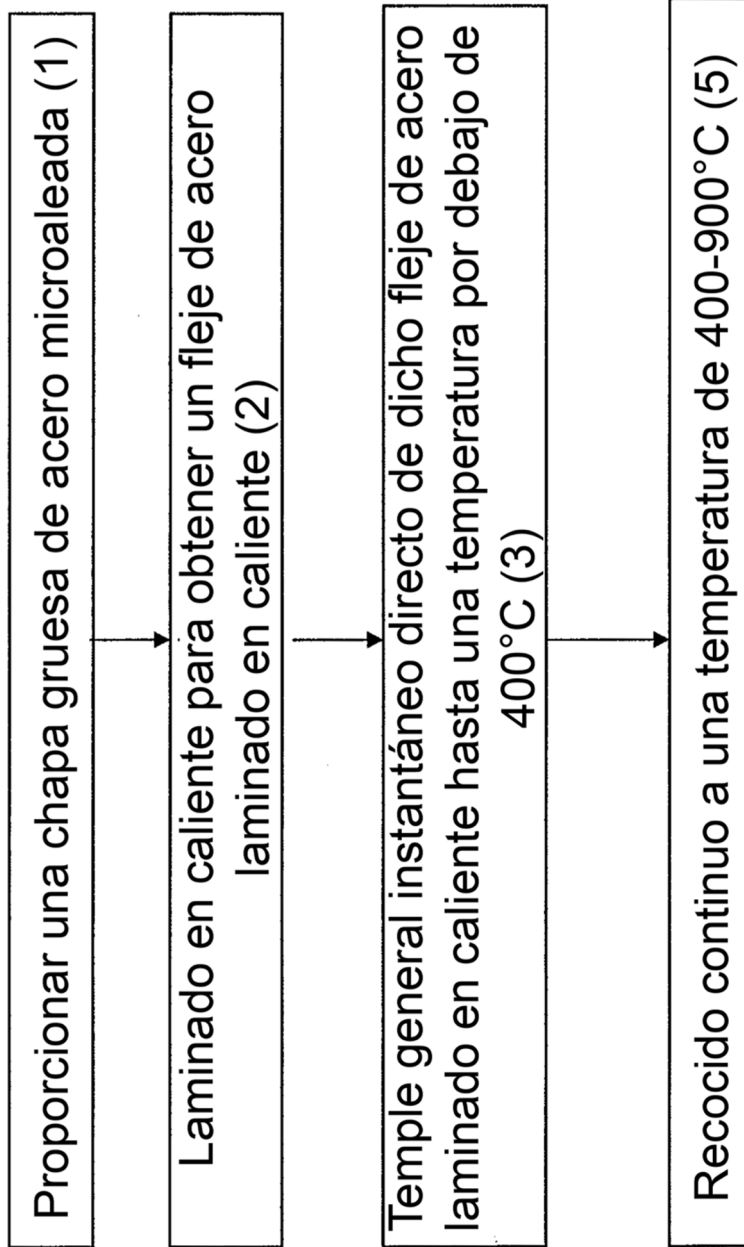
para un fleje de acero con temple general instantáneo en forma de fleje de acero laminado en caliente con temple general instantáneo que es obtenido como resultado de la etapa (3) de temple general instantáneo,  
o

5 para recocer de manera continua el fleje de acero con temple instantáneo y posteriormente laminado en frío obtenida como resultado de la etapa (4) de laminado en frío,

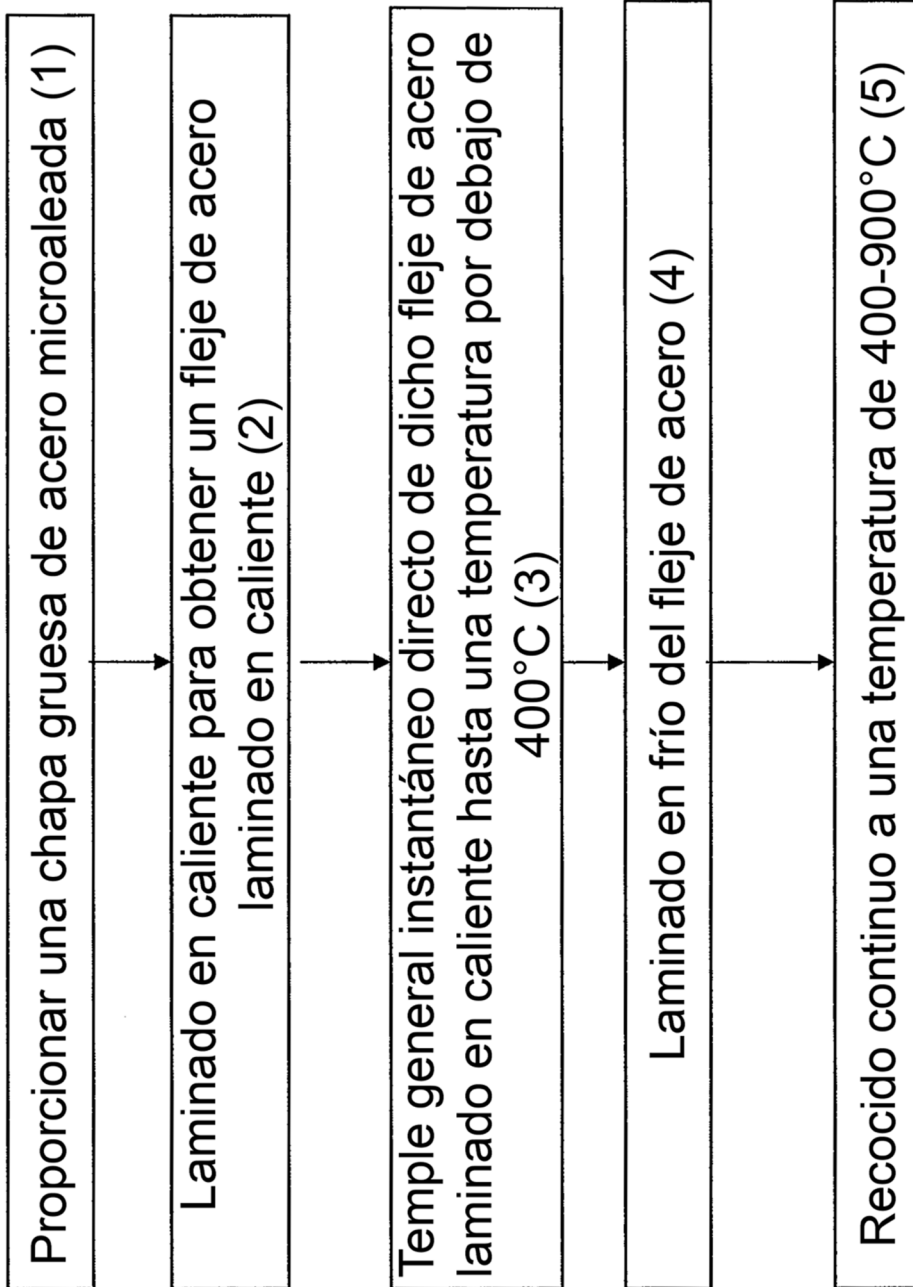
por que dicho fleje de acero con temple general instantáneo comprende una microestructura que consiste principalmente en ferrita bainítica y ferrita, y por que, en dicha etapa (5) de recocido se recuece un fleje de acero con temple general instantáneo que comprende dicha microestructura, por lo que la microestructura del fleje de acero recristaliza completamente,

10 y por que, tras la última etapa de laminado del método, incluyendo dicha última etapa de laminado una laminación con la longitud de laminado (RL), el fleje de acero laminado es sometido a una etapa de reducción de la longitud para reducir la longitud del fleje de acero, desde uno o dos extremos de dicho fleje de acero laminado, hasta una longitud deseada de al menos un 90% de la longitud de laminado RL, o, alternativamente, la longitud de laminado RL se deja tal cual, comprendiendo el fleje de acero resultante una parte delantera (H), una parte posterior (T) y una parte central (M), estando situada dicha parte central (M) en el punto medio entre dicha parte delantera (H) y dicha parte posterior (T) en la dirección longitudinal (L) del fleje de acero, y los límites elásticos  $R_{p0,2}$  del fleje de acero resultante medidos en una dirección transversal con respecto a dicha dirección longitudinal (L) desde dicha parte delantera (H), dicha parte posterior (T) y dicha parte central (M) difieren entre sí un 5,5% como máximo.

20



**Fig 1.**



**Fig 2.**

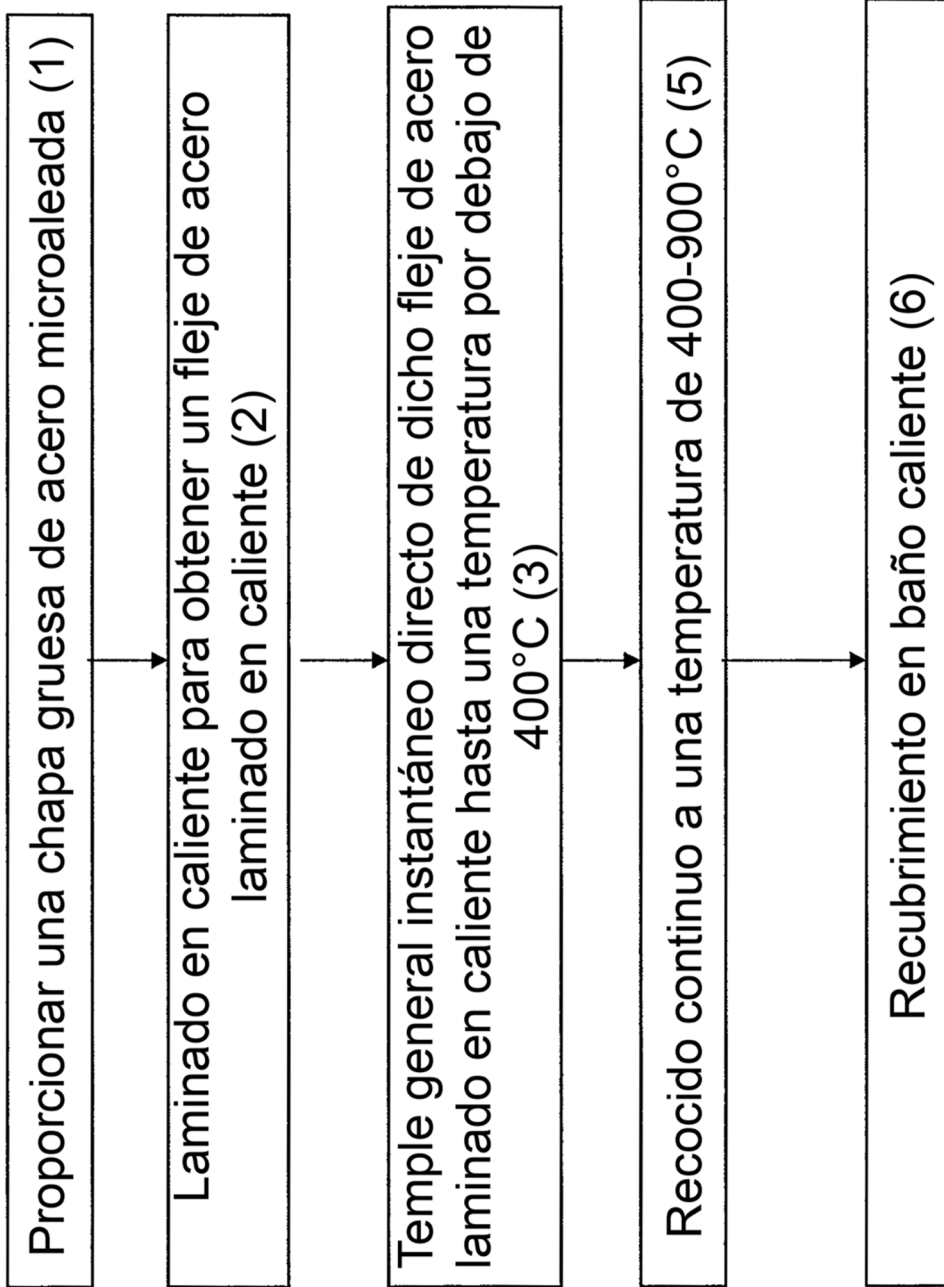


Fig 3.

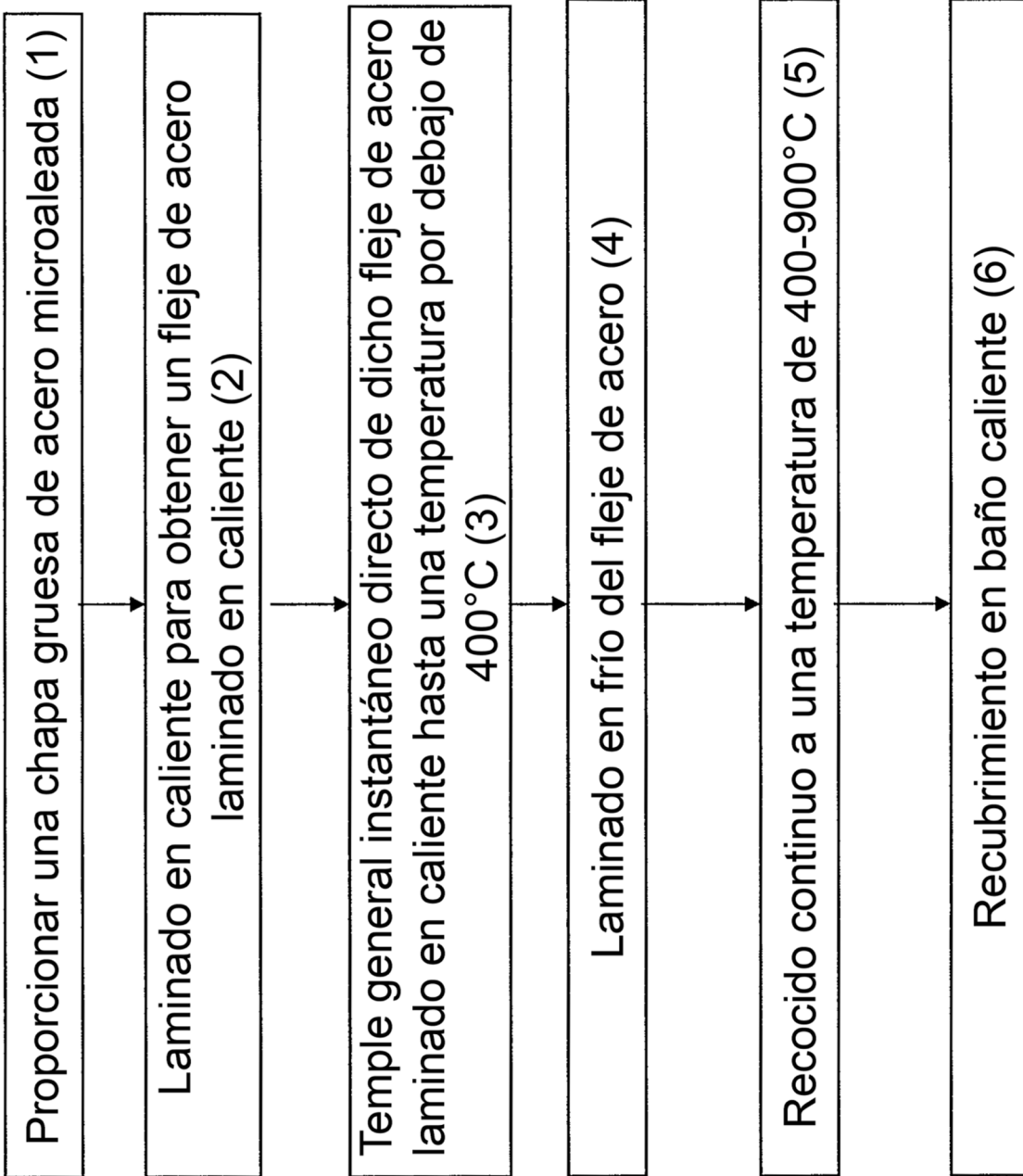


Fig 4.

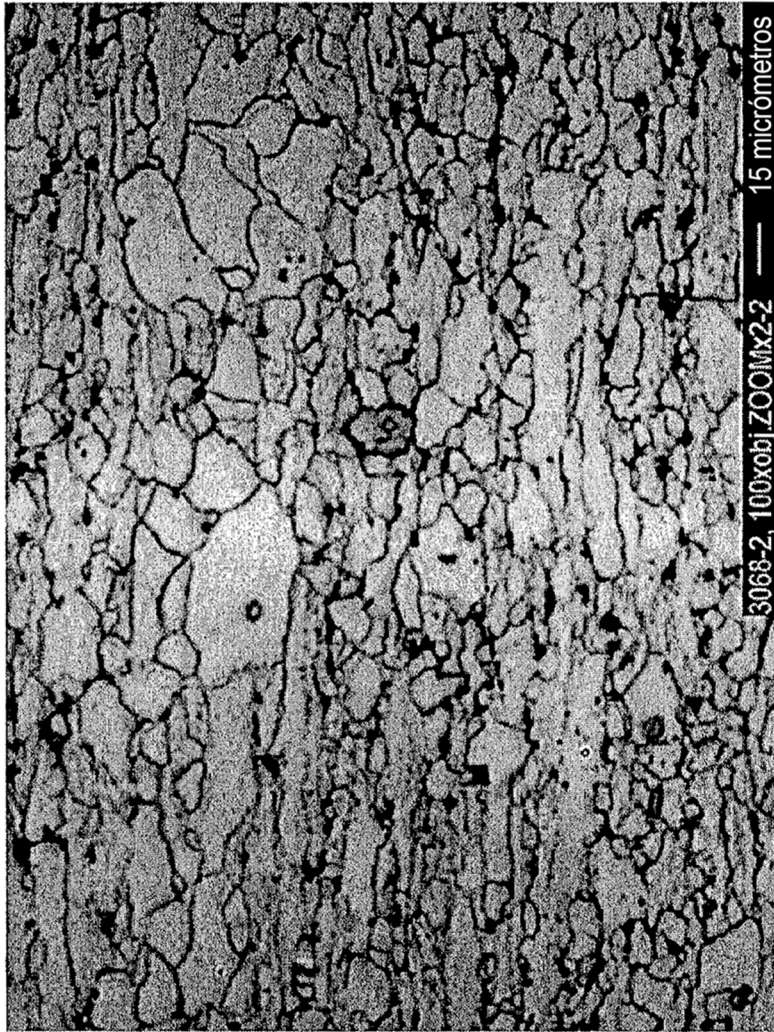


Fig 5.



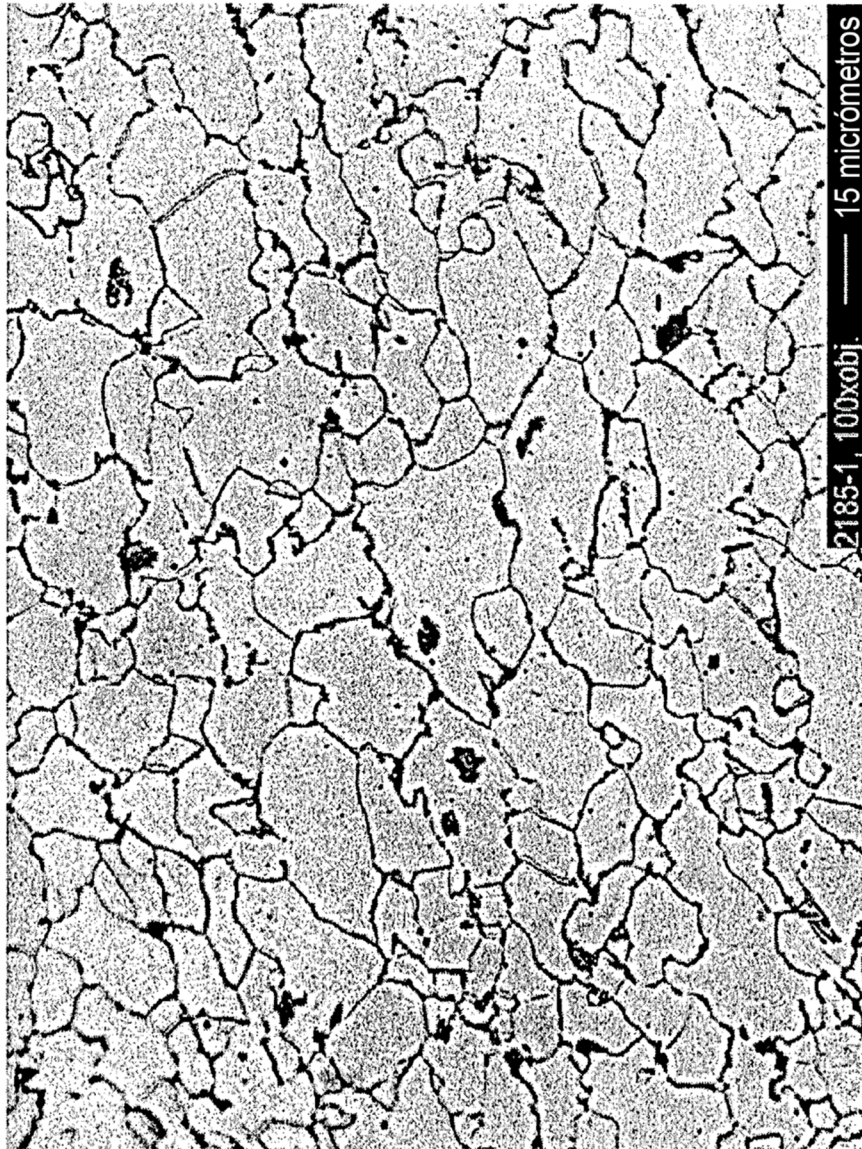


Fig 6.

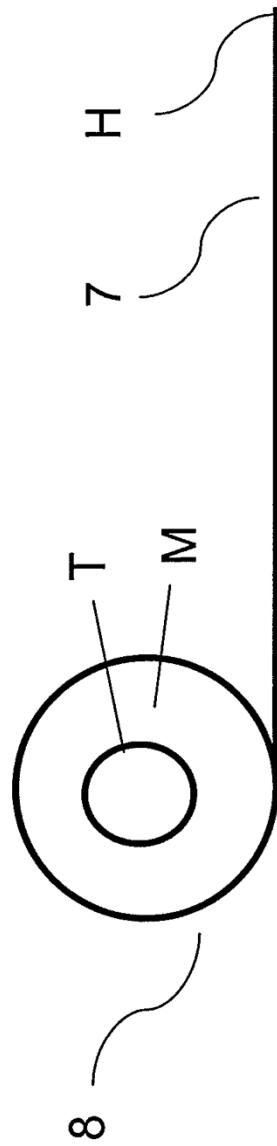


Fig 7.

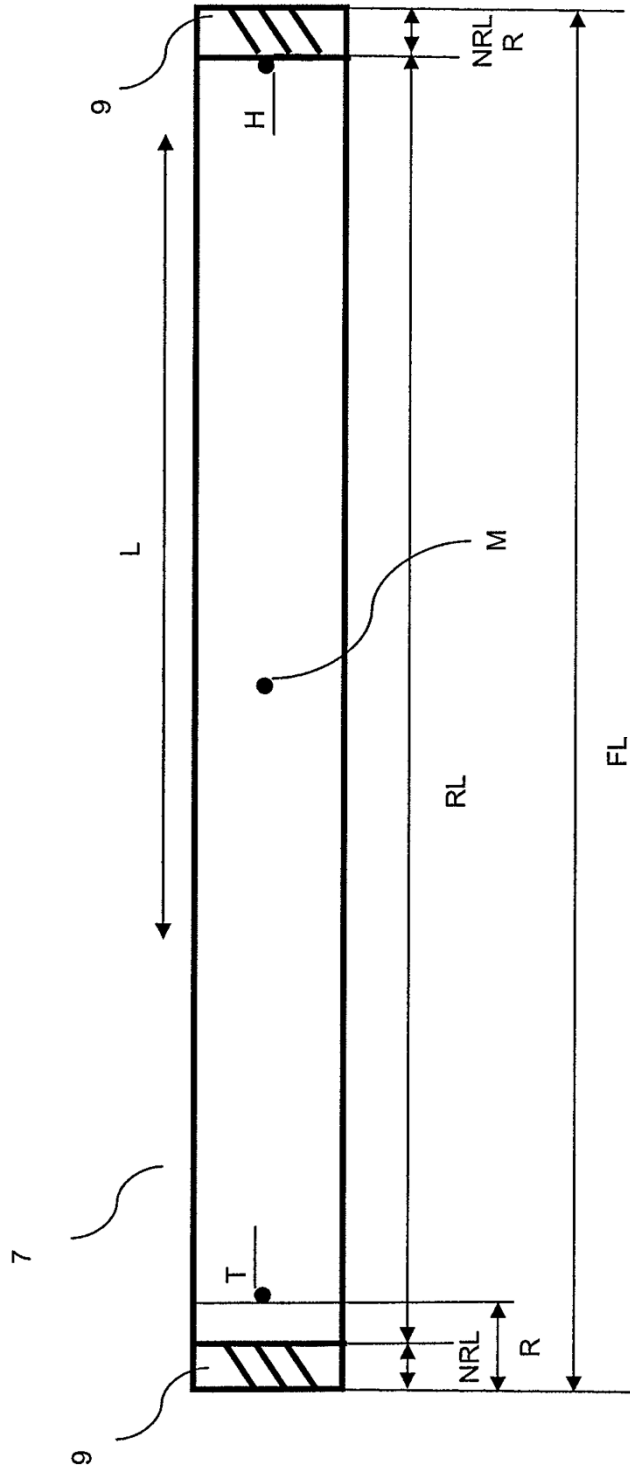


Fig 8.

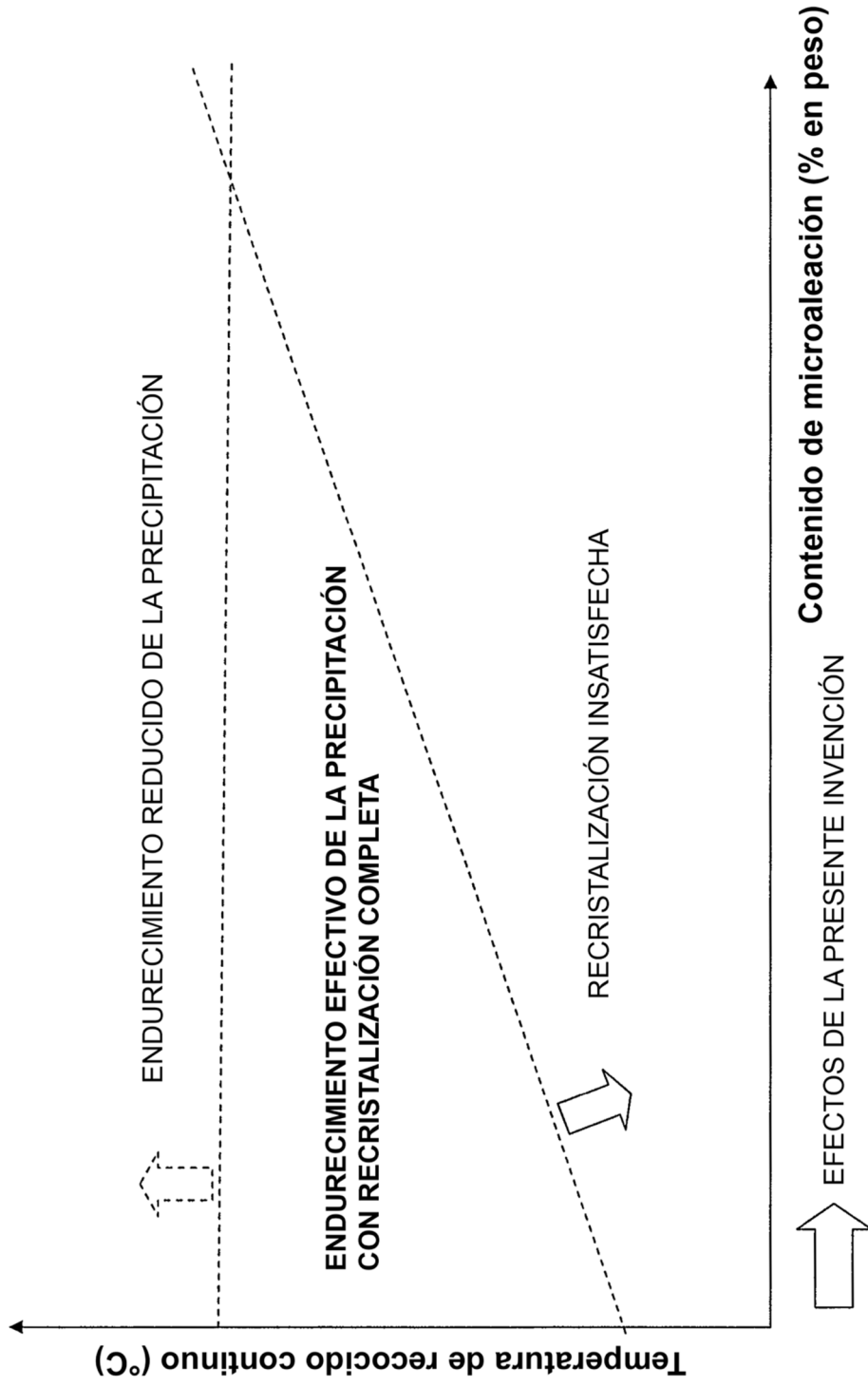


Fig 9.

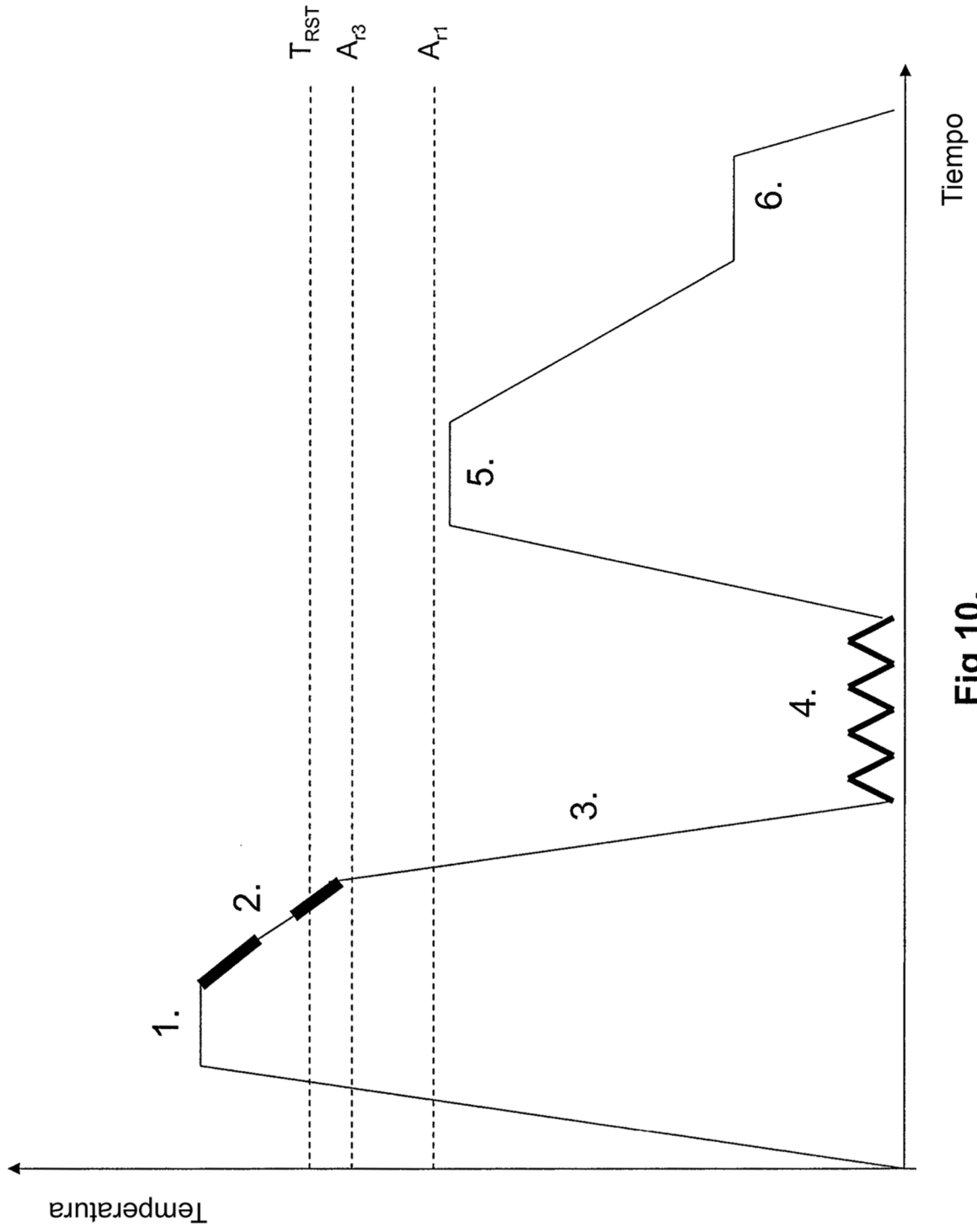


Fig 10.

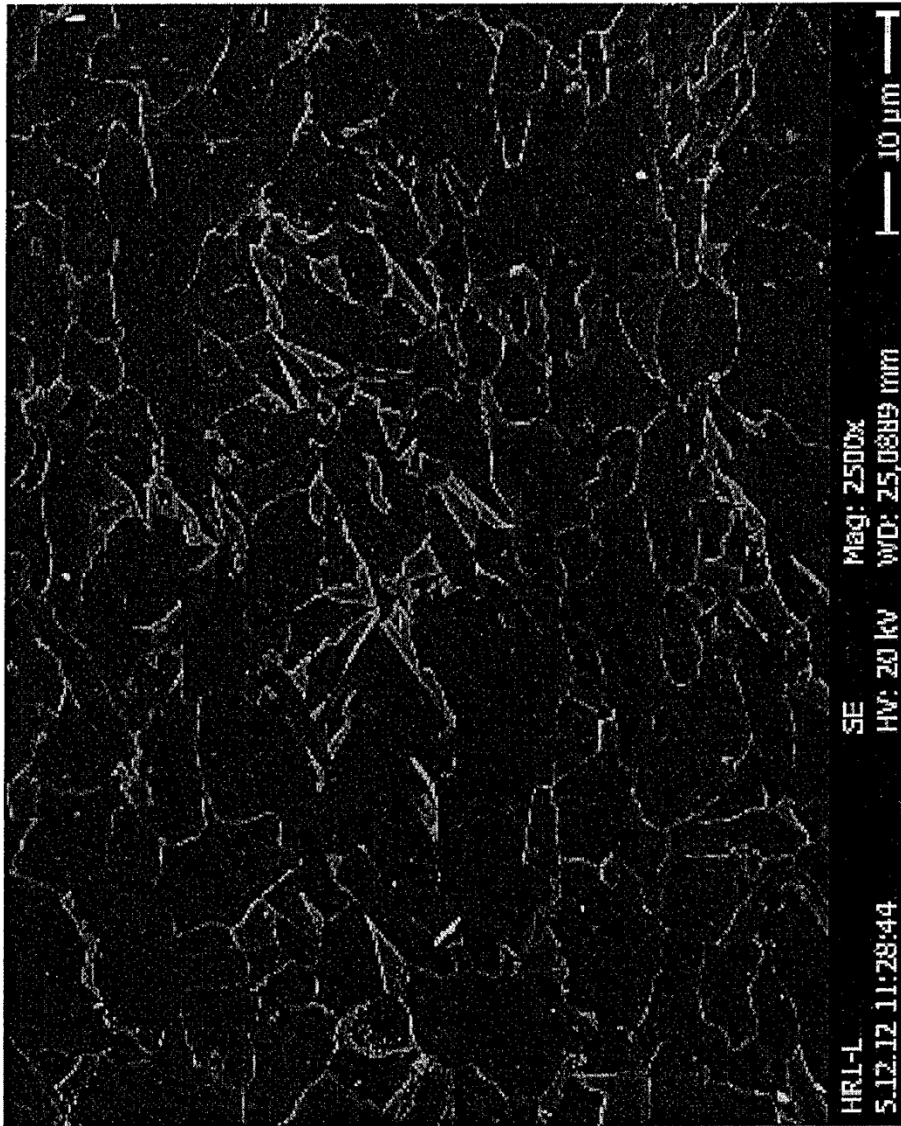


Fig 11.