

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 712 177**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>B21B 3/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)	<b>C21D 1/25</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)	<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)	<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/32</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.10.2005 E 13189987 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.11.2018 EP 2690191**

54 Título: **Un método de producción de una lámina de acero de calibre fino de alta resistencia excelente en elongación y capacidad de expansión de agujeros**

30 Prioridad:  
**06.10.2004 JP 2004293990**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**09.05.2019**

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

72 Inventor/es:  
**NONAKA, TOSHIKI;  
TANIGUCHI, HIROKAZU y  
GOTO, KOICHI**

74 Agente/Representante:  
**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 712 177 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

Un método de producción de una lámina de acero de calibre fino de alta resistencia excelente en elongación y capacidad de expansión de agujeros

5 La presente invención hace referencia a un método de producción de una lámina de acero de calibre fino y alta resistencia, excelente en cuanto a la elongación y capacidad de expansión de agujeros.

10 Recientemente, debido a la necesidad de reducir el peso de los automóviles y de mejorar la seguridad en colisiones, se está produciendo una fuerte demanda de láminas de acero de alta resistencia excelentes en cuando a su aptitud al conformado en forma de elementos de bastidor de chasis y elementos de refuerzo, piezas de estructura de asiento, y similares. Desde el punto de vista de los requerimientos de diseño estético y diseño del chasis, se demandan en ocasiones formas complicadas. Es necesario, por lo tanto, una lámina de acero de alta resistencia que tenga un rendimiento de trabajo superior.

15 Por otro lado, debido a la resistencia progresivamente más alta de la lámina de acero, el método de trabajo va cambiando con frecuencia del estirado convencional que utiliza la eliminación de pliegues, al simple estampado y doblado. Especialmente, cuando el nervio de doblado es un arco u otra curva, se utiliza a veces abocardabilidad donde la cara extrema de la lámina de acero se alarga. Además, existen también bastantes piezas que se trabajan por desbarbado para ensanchar un orificio trabajado (orificio preliminar) para formar una aleta. La cantidad de la expansión en el caso grande es de hasta 1,6 veces el diámetro del orificio preliminar.

20 Por otro lado, el fenómeno de retracción elástica u otro tipo de recuperación elástica después de trabajar una pieza ocurre más fácilmente cuanto mayor es la resistencia de la lámina de acero, y dificulta asegurar la precisión de la pieza.

De esta manera, estos métodos de trabajo requieren abocardabilidad, capacidad de expansión de agujeros, capacidad de flexión, y otra aptitud al conformado local de la lámina de acero, pero las láminas de acero de alta resistencia no tienen el suficiente rendimiento, se producen grietas y otros defectos, y el trabajo estable de los productos no es posible.

25 Por lo tanto, hasta ahora, se ha propuesto una lámina de acero de alta resistencia en cuanto a la abocardabilidad en la Publicación de Patente Japonesa (A) N.º 9-67645, pero ha habido un aumento notable en la necesidad de una mejora de la aptitud para ser trabajada, en particular la capacidad de expansión de agujeros y por lo tanto una mejora adicional que permite la mejora simultánea también en la elongación.

30 El documento US 5470529 describe una lámina de acero de alta resistencia a la tracción que tiene mejoradas la ductilidad y la capacidad de expansión de agujeros, en donde la lámina de acero consiste esencialmente, en peso, en C: 0,05-0,3%, Si: 2,5% o menos, Mn: 0,05-4%, Al: mayor que 0,10% y no mayor que 2,0% en donde  $0,5 \leq \text{Si}(\%) + \text{Al}(\%) \leq 3,0$ , opcionalmente uno o más de Cu, Ni, Cr, Ca, Zr, metales de tierras raras (REM), Nb, Ti y V y el resto de Fe e impurezas inevitables estando limitado el N a 0,01% o menos, y tiene una estructura que comprende al menos 5% en volumen de austenita retenida en ferrita o en ferrita y bainita, y la lámina de acero se produce por laminado en caliente con una temperatura final de laminado en el intervalo de 780-840°C, enfriando a una temperatura de arrollamiento en el intervalo de 300-450°C, indistintamente por enfriamiento rápido a la temperatura de arrollamiento a una velocidad de 10-50°C/s o por enfriamiento rápido inicial en un intervalo de temperatura de 600-700°C, después enfriamiento por aire durante 2-10 segundos, y un enfriamiento rápido final a la temperatura de arrollamiento, enfriamiento a una temperatura de arrollamiento en el intervalo de 300-720°C, descalcificación, laminado en frío con una reducción del 30-80%, y recocido, el recocido se realiza por calentamiento entre el punto  $A_{c1}$  y el punto  $A_{c3}$  y enfriando tal que la temperatura se mantiene indistintamente al menos 30 segundos en el intervalo de 550°C a 350°C o se disminuye lentamente a una velocidad de 400°C/min o menos en ese intervalo de temperatura.

45 Los documentos JP H05-171344 A, JP H05-70886 A y JP H05-271857 A describen también una lámina de acero de alta resistencia a la tracción y un proceso de producción similar al del documento US 5470529.

50 La presente invención tiene como objeto resolver los problemas de la técnica anterior, según se explica anteriormente, y realizar una lámina de acero de calibre fino de alta resistencia con excelente elongación y ensanchamiento de orificios y un método de producción de la misma a escala industrial. Específicamente, tiene como objeto realizar una lámina de acero de calibre fino de alta resistencia que exhiba el rendimiento anterior en una resistencia a la tracción de 500 MPa o más.

55 Los inventores han estudiado los métodos de producción de la lámina de acero de calibre fino de alta resistencia, con excelente elongación y ensanchamiento de orificios, y como resultado descubrieron que para mejorar adicionalmente la ductilidad y la capacidad de expansión de agujeros de la lámina de acero, en el caso de una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia, con una resistencia a la tracción de la lámina de acero de 500 MPa o más, la forma y el equilibrio de la estructura de metal de la lámina de acero, y el uso de martensita revenida son importantes. Además, descubrieron una lámina de acero estableciendo una relación específica entre la resistencia a la tracción y Si y Al para asegurar una fracción del área de ferrita adecuada y evitar el deterioro de la

capacidad de conversión química y la adhesión del chapado, y controlar los precipitados y otras inclusiones contenidas en el interior por la adición de Mg, REM y Ca para mejorar la aptitud al conformado local, y por lo tanto mejorar la aptitud al conformado en prensa a un nivel sin precedentes y un método de producción de la misma.

Así, el objeto anterior puede lograrse por las características definidas en las reivindicaciones.

5 La mayor característica de la estructura de una lámina de acero de calibre fino de alta resistencia, de acuerdo con la presente invención, es que realizando el necesario tratamiento de calor después de un proceso de recocido y templado, puede obtenerse una estructura metálica que consiste en ferrita, austenita residual, martensita revenida, y bainita en un buen equilibrio, y puede obtenerse un material que tenga una ductilidad y un ensanchamiento de orificios extremadamente estables.

10 A continuación, se explicarán las limitaciones de los ingredientes químicos de la presente invención.

El C es un importante elemento para mejorar el endurecimiento y la aptitud al templado del acero y es esencial para obtener una estructura de material compuesto que comprende ferrita, martensita, bainita, etc. Para obtener la bainita o la martensita revenida, ventajosa para obtener  $TS \geq 500$  MPa y aptitud al conformado local, es necesario un 0,03% o más. Por otro lado, si el contenido llega a ser mayor, la cementita u otros carburos a base de hierro se vuelven más gruesos con facilidad, la aptitud al conformado local se deteriora, y la dureza después de la soldadura se eleva notablemente, de manera que el límite superior se estableció en 0,25%.

El Si es un elemento preferible para elevar la resistencia sin reducir la aptitud para ser trabajado del acero.

El Mn es un elemento que tiene que ser añadido desde el punto de vista de asegurar la resistencia y, además, retrasar la formación de carburos y es un elemento efectivo para la formación de ferrita. Si es menos de 0,8%, la resistencia no es satisfactoria. Además, la formación de ferrita se vuelve insuficiente y la ductilidad se deteriora. Si está por encima de 3,1%, la martensita se vuelve excesiva, se provoca un aumento en la resistencia, y la aptitud para ser trabajado se deteriora, así que el límite superior se estableció en 3,1%.

El P, si se encuentra por encima de 0,02%, da como resultado una notable segregación de la solidificación del tiempo de colada, invita al agrietamiento interno y al deterioro de la capacidad de expansión de agujeros, y causa fragilidad de la zona soldada, así que el límite superior se estableció en 0,02%.

El S es un elemento perjudicial ya que permanece como MnS y otras inclusiones a base de sulfuro. En particular, cuanto más elevada es la resistencia de la matriz, más notable es efecto. Si la resistencia a la tracción es 500 Mpa o más, debería ser reducida a 0,02% o menos.

El Al es un elemento requerido para la desoxidación del acero, pero si se encuentra por encima de 2,0% aumenta la alúmina y otras inclusiones y perjudica la aptitud a ser trabajado, de manera que el límite superior se estableció en 2,0%. Para mejorar la ductilidad, es requerida la adición de un 0,2% o más.

El N, si se encuentra por encima de 0,01%, degrada el comportamiento de envejecimiento y la aptitud a ser trabajada de la matriz, así que el límite superior se estableció en 0,01%.

Para obtener una lámina de acero de alta resistencia, generalmente son necesarias grandes cantidades de elementos aditivos y se contiene la formación de ferrita. Por esta razón, la fracción de ferrita se reduce y la fracción de la segunda fase aumenta, de manera que especialmente a 500 MPa o más, cae la elongación. Para una mejora de esto, normalmente se utilizan con frecuencia la adición de Si y la reducción de Mn, pero la primera degrada la capacidad de conversión química y la adhesión del chapado, mientras que la última dificulta asegurar la resistencia, de manera que estas no pueden utilizarse en la lámina de acero que pretende la presente invención. Por lo tanto, los inventores se involucraron en estudios profundos y como resultado descubrieron los efectos del Al y el Si. Descubrieron que cuando existe un balance de Al, Si, y TS que satisface la relación de la fórmula (A), puede asegurarse una fracción de ferrita suficiente y puede asegurarse una elongación excelente.

$$(0,0012 \times [\text{valor objetivo TS}] - 0,29) / 3 < [\text{Al}] + 0,7[\text{Si}] < 1,0$$

..... (A)

45 donde el valor objetivo TS es el valor de diseño de la resistencia de la lámina de acero en unidades de MPa, [Al] es el % en masa de Al, y [Si] es el % en masa de Si.

Si las cantidades de Al y Si añadidas son  $(0,0012 \times [\text{valor objetivo TS}] - 0,29) / 3$  o menos, son insuficientes para mejorar la ductilidad, mientras que si son 1,0 o más, la capacidad de conversión química y la adhesión del chapado se deterioran.

50 A continuación, se explicarán los elementos opcionales de la presente invención.

Puede añadirse V, para mejorar la resistencia, en el intervalo de 0,005 a 1%.

5 Ti es un elemento efectivo para el propósito de mejora de la resistencia y para formar sulfuros a base de Ti con relativamente poco efecto sobre la aptitud al conformado local y reducir el perjudicial MnS. Además, tiene el efecto de suprimir el engrosamiento de la estructura de metal soldada y dificultar la fragilidad. Para mostrar estos efectos, menos del 0,002% resulta insuficiente, de manera que el límite inferior se estableció en 0,002%. Sin embargo, si se añade en exceso, el TiN grueso y angular aumenta y se reduce la aptitud al conformado local. Además, se forman carburos estables, la concentración de C en la austenita cae en el momento de la producción de la matriz, no puede obtenerse la estructura endurecida deseada, y la resistencia a la tracción tampoco puede asegurarse más, de manera que el límite superior se establece en 1,0%.

10 El Nb es un elemento efectivo para el propósito de mejorar la resistencia y formar carburos finos, suprimiendo el reblandecimiento de la zona soldada afectada por el calor. Si es menos del 0,002%, el efecto de supresión del reblandecimiento de la zona soldada afectada por el calor no puede obtenerse suficientemente, de manera que el límite inferior se estableció en 0,002%. Por otro lado, si se añade en exceso, el aumento de los carburos causa que disminuya la aptitud para ser trabajada de la matriz, de manera que el límite superior se estableció en 1,0%.

15 El Cr puede añadirse como un elemento de endurecimiento, pero si es menos de 0,005, no tiene efecto, mientras que si está por encima de 2%, degrada la ductilidad y la capacidad de conversión química, de manera que el intervalo se estableció de 0,005% a 2%.

20 El Mo es un elemento que tiene un efecto sobre asegurar la resistencia y sobre la aptitud al templado y además hace que la estructura de bainita sea más fácil de obtener. Además, también tiene el efecto de suprimir el reblandecimiento de la zona soldada afectada por el calor. Se cree que su presencia en conjunto con Nb etc., aumenta este efecto. Si es menos del 0,005%, este efecto es insuficiente, de manera que el límite inferior se estableció en 0,005%. Sin embargo, incluso si se añade en exceso, el efecto se satura y se vuelve económicamente no ventajoso, de manera que el límite superior se estableció en 1%.

25 El B es un elemento que tiene el efecto de mejorar la aptitud al templado del acero y de interactuar con el C para suprimir la difusión de C en la zona soldada afectada por el calor y por tanto suprimir el reblandecimiento. Para mostrar este efecto, es necesaria la adición de 0,0002% o más. Por otro lado, so se añade en exceso, la aptitud para ser trabajada de la matriz cae y se produce la fragilidad del acero o una caída en la aptitud para ser trabajado en caliente, de manera que el límite superior se estableció en 0,1%.

30 El Mg se enlaza con oxígeno para formar óxidos tras la adición, pero se cree que el MgO y los compuestos en complejo de  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $MnO$ ,  $Ti_2O_3$ , etc. que incluyen MgO precipitan de forma extremadamente fina. Se cree, aunque no es una certeza, que estos óxidos dispersos fina y uniformemente en el acero tienen el efecto de formar vacíos finos en el momento de la estampación o cizallamiento en la sección transversal estampada o cortada, formando puntos de inicio de grietas y suprimiendo la concentración de tensión en el momento del desbarbado o abocardabilidad posterior para evitar el crecimiento de las grietas hacia grietas de gran tamaño. Debido a esto, se hace posible mejorar la capacidad de expansión de agujeros y la abocardabilidad, pero si es menor de 0,0005%, este efecto es insuficiente, de manera que el límite inferior se estableció en 0,0005%. Por otro lado, la adición por encima de 0,01% no solamente da como resultado la saturación de la cantidad de mejora con respecto a la cantidad de adición, sino también degrada, por el contrario, el factor de limpieza del acero y degrada la capacidad de expansión de agujeros y la abocardabilidad, de manera que el límite superior se estableció en 0,01%.

40 Se cree que los REM son elementos con un efecto similar al Mg. Aunque no se ha confirmado suficientemente, se cree son elementos que prometen una mejora en la capacidad de expansión de agujeros y la abocardabilidad debido al efecto de supresión de grietas por la formación de óxidos finos, pero si se encuentra en menos de 0,0005%, este efecto es insuficiente, de manera que el límite inferior se estableció en 0,0005%. Por otro lado, con la adición por encima de 0,01% no solamente se satura la cantidad de mejora con respecto a la cantidad añadida, sino que también por el contrario esto degrada el factor de limpieza del acero y degrada la capacidad de expansión de agujeros y la abocardabilidad, de manera que el límite superior se estableció en 0,01%.

50 El Ca tiene el efecto de mejorar la aptitud al conformado local de la matriz mediante el control de la forma de las inclusiones a base de sulfuro (esferoidización), pero si es menos de 0,0005% el efecto es insuficiente, de manera que el límite inferior se estableció en 0,0005%. Además, si se añade en exceso, no solamente se satura el efecto, sino que también se produce el efecto inverso debido al aumento de las inclusiones (deterioro de la aptitud al conformado local), de manera que el límite superior se estableció en 0,01%.

En la presente invención, la razón para hacer la estructura de la lámina de acero una estructura de material compuesto de ferrita, austenita residual, martensita revenida, y bainita es obtener una forma de acero excelente en resistencia y también en elongación y ensanchamiento de orificios. La "ferrita" indica ferrita poligonal y ferrita bainítica.

55 Además, en la presente invención, la mayor característica en la estructura de metal de la lámina de acero de calibre fino de alta resistencia es que el acero contiene martensita revenida en una fracción de área de 10 a 60%. Esta martensita revenida se somete a revenido y se convierte en una estructura de martensita revenida por tratamiento térmico que comprende enfriar la martensita formada en el proceso de enfriamiento del recocido hasta el punto de

transformación martensítico o menor, a continuación mantenerla a 150 a 400°C durante 1 a 20 minutos o mantenerlo a una temperatura de 50 a 300°C más alta que la temperatura final de enfriamiento de punto de transformación martensítico o menor y de 500°C durante 1 a 100 segundos. Aquí, si la fracción de área de la martensita revenida es menor del 10%, la diferencia de dureza entre las estructuras llegará a ser demasiado grande y no se verá ninguna mejora en la tasa de ensanchamiento de orificios, mientras que si se encuentra por encima del 60%, la resistencia de la lámina de acero caerá demasiado. Además, estableciendo la ferrita como una fracción de área de 10 a 85%, y la austenita residual una fracción de área de 1 a 10% para un buen equilibrio en la lámina de acero, la elongación y la tasa de ensanchamiento de orificios mejorarían notablemente. Si la fracción de área de la ferrita es menor que 10%, la elongación no puede asegurarse suficientemente, mientras que si la fracción de área de la ferrita se encuentra por encima del 35%, la resistencia se vuelve insuficiente, así que esto no se prefiere. Más aún, en el proceso de la presente invención, 1% o más de austenita residual permanece. Con más del 10% de fracción volumétrica de austenita residual, la austenita residual se transformará a una transformación de martensita trabajándola. En ese momento, se producirán huecos o una gran cantidad de dislocaciones en la interfaz de la fase de martensita y las fases circundantes. El hidrógeno se acumulará en tales localizaciones, dando como resultado unas propiedades de fractura retardada inferiores, así que esto no es deseable.

Se ha de señalar que la bainita de la estructura restante puede incluir martensita no revenada en una fracción de área de 10% o menor con respecto a la estructura total sin ningún efecto importante sobre la calidad.

A continuación, se explicará el método de producción.

En primer lugar, se produce una chapa que comprende la composición de ingredientes anterior. La chapa se introduce en el interior de un horno de calentamiento mientras está a alta temperatura o después de enfriarlo a temperatura ambiente, se calienta a un intervalo de temperatura de 1150 a 1250°C, a continuación se termina por laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 800 a 950°C y se enrolla de 400 a 700°C para obtener una lámina de acero laminada en caliente. Si la temperatura final de laminado en caliente es menor de 800°C, los granos de cristal se convierten en granos mixtos y la aptitud para ser trabajada de la matriz se reduce. Si se encuentra por encima de 950°C, los granos de austenita se vuelven gruesos y no puede obtenerse la microestructura deseada. Una temperatura de arrollamiento inferior permite suprimir la formación de una estructura de perlita, pero si se considera también la carga de enfriamiento, la temperatura se establece en un intervalo de 400 a 600°C.

A continuación, la lámina es decapada, a continuación laminada en frío y recocida para obtener una lámina de acero de calibre fino. La tasa de laminado en frío se encuentra en el intervalo de 30 a 80% en términos de carga de laminado y calidad del material.

La temperatura de recocido es importante a la hora de asegurar una resistencia predeterminada y una aptitud a ser trabajada de la lámina de acero de alta resistencia, y es 600°C a  $Ac_3+50^\circ C$ . Si es menos de 600°C, no se produce la suficiente recristalización y la aptitud para ser trabajada de la propia matriz es difícil de obtener de forma estable. Además, si está por encima de  $Ac_3+50^\circ C$ , los granos de austenita se engrosan, la formación de ferrita se suprime, y la microestructura deseada se vuelve difícil de obtener. Además, para obtener la microestructura prescrita por la presente invención, es usado el método de recocido continuo.

A continuación, la lámina se enfría a 600°C a  $Ar_3$ , a una velocidad media de enfriamiento de 30°C/s o menos para formar ferrita. Si se encuentra a menos de 600°C, la perlita precipita y la calidad se degrada, así que esto no se prefiere. Si se encuentra por encima de  $Ar_3$ , la fracción de área de la ferrita no puede obtenerse. Además, incluso si la velocidad media de enfriamiento está por encima de 30°C/s, la fracción de área de la ferrita predeterminada no puede obtenerse, de manera que la velocidad media de enfriamiento se estableció en 30°C/s o menos, más preferiblemente 10°C/s o menos.

A continuación, se explicará asegurar la martensita revenida con una fracción de área de 10% a 60% efectiva para mejorar más la capacidad de expansión de agujeros y la abocardabilidad.

Después del recocido anterior y posterior enfriamiento, la lámina es enfriada a una velocidad media de enfriamiento de 10 a 150°C/s a 400°C/s o menos. Si es a menos de 10°C/s, la mayoría de la austenita sin transformar se transforma a bainita, de manera que la formación posterior de martensita no es suficiente y la resistencia se vuelve inadecuada. Si es por encima de 150°C/s, la forma de la lámina de acero se degrada notablemente, así que esto no es deseable. Además, si es por encima de 400°C, la cantidad de martensita no puede ser suficientemente asegurada y la resistencia se vuelve inadecuada. Para permitir la producción eficiente por una línea de producción trabajando la presente invención conectada a una línea de recocido continua, es preferible de 100 a 400°C o de la temperatura del punto de transformación martensítico a 400°C. Ha de señalarse que el punto de transformación martensítico  $M_s$  se halla por  $M_s (^\circ C) = 561 - 471 \times C(\%) - 33Mn(\%) - 17 \times Ni(\%) - 17 \times Cr(\%) - 21 \times Mo(\%)$ .

A continuación, la lámina es tratada mediante un proceso de calentamiento y mantenimiento en el que se mantiene a una temperatura en un intervalo de 150 a 400°C durante 1 a 20 minutos. Si se encuentra a menos de 150°C, la martensita no se somete a revenido y la diferencia de dureza entre las estructuras se volverá grande. Además, la transformación de bainita será también insuficiente y no se obtendrá la ductilidad predeterminada y la capacidad de expansión de agujeros. Si está por encima de los 400°C, la lámina será demasiado revenida y la resistencia caerá,

de manera que esto no es deseable.

Además, para asegurar la martensita revenida en el proceso de calentamiento y de mantenimiento, el límite superior se establece preferiblemente en el punto de transformación martensítica o menos.

5 Además, para asegurar la bainita en el proceso de calentamiento y mantenimiento, el límite inferior está preferiblemente por encima del punto de transformación martensítica.

Si el tiempo de mantenimiento es menor de 1 minuto, el revenido y la transformación no progresan mucho del todo o permanecen incompletos, y la ductilidad y la tasa de ensanchamiento de orificios no se mejoran. Si se dejan más de 20 minutos, el revenido y la transformación terminan sustancialmente, de manera que no se presenta ningún efecto incluso con una extensión del tiempo.

10 Ha de señalarse que el proceso de calentamiento y mantenimiento puede ser uno conectado a la línea de recocido continuo o puede ser una línea separada, pero es preferible, en términos de productividad, uno conectado a la instalación de recocido continuo, o uno realizado en un horno de sobreenviejamiento de la línea de recocido continuo.

15 Además, para asegurar de forma fiable la bainita, a continuación convertir la austenita no transformada a martensita y asegurar la martensita revenida, el proceso de calentamiento y mantenimiento se realiza como un primer proceso de calentamiento y mantenimiento de 150 a 400°C y mantenerlo durante 1 a 20 minutos, a continuación enfriar al punto de transformación martensítica o menos, mantener de la temperatura final de enfriamiento de +50 a + 300°C y 500°C o menos durante 1 a 100 segundos para el segundo calentamiento y mantenimiento, y a continuación enfriar. Si el intervalo de temperatura del segundo proceso de calentamiento y mantenimiento se establece entre la temperatura final de enfriamiento cuando se enfría al punto de transformación martensítica o menos de +50° a +300°C y 500°C, puede asegurarse de forma fiable la martensita revenida.

20 Si la temperatura del segundo proceso de calentamiento y mantenimiento es menor que la temperatura final de enfriamiento, la martensita no será revenida, la diferencia de dureza entre la estructura se volverá grande, y no pueden obtenerse la ductilidad y la capacidad de expansión de agujeros predeterminados. El límite inferior de la temperatura del segundo proceso de calentamiento y mantenimiento es más preferiblemente la temperatura final de enfriamiento +50°C y el punto de transformación martensítica o más. La temperatura final de enfriamiento +300°C, resulta más preferible. Si la temperatura del segundo proceso de calentamiento y mantenimiento está por encima de 500°C, la lámina es demasiado revenida y la resistencia cae, de modo que esto no es preferible.

25 Cuando el tiempo de mantenimiento es menor que 1 segundo, el revenido no progresa mucho del todo o permanece incompleto y la ductilidad y la tasa de ensanchamiento de orificios no se mejoran. Si está por encima de 100 segundos, el revenido termina sustancialmente, de manera que no se presenta ningún efecto incluso con una extensión del tiempo.

30 Además, la lámina de acero también puede ser una lámina de acero laminado en frío o una lámina de acero chapada. Además, el chapado puede ser una galvanización habitual, un chapado de aluminio, etc. El chapado puede ser o bien por inmersión en caliente o por electrodeposición. Además, la lámina de acero puede chaparse, y a continuación alearse. Puede también ser chapada en múltiples capas. Además, incluso una lámina de acero que comprende una lámina de acero no chapada o lámina de acero chapada sobre la cual se lamina una película, no está fuera de la presente invención.

### Ejemplos

40 El acero de cada composición de ingredientes que se muestra en la Tabla 1 fue producido en un horno de fusión al vacío, se enfrió para solidificarse, a continuación se recalentó de 1200 a 1240°C, se sometió a laminado final de 880 a 920°C (a un grosor de lámina de 2,3 mm), se enfrió, y a continuación se mantuvo a 600°C durante 1 hora para reproducir el tratamiento térmico de arrollado de la laminación en caliente. La lámina laminada en caliente obtenida se descascarilló mediante desbastado, se laminó en frío (a 1,2 mm), a continuación fue recocida a 750 a 880°C x 75 segundos utilizando un simulador de recocido continuo.

Además, la lámina de acero se enfrió a 600°C hasta el punto Ar<sub>3</sub> a una velocidad de enfriamiento promedio de 30°C/s o menos.

Después de esto, la lámina se enfrió, se calentó, y se mantuvo en las condiciones de [8] (ejemplo comparativo) y [2] (ejemplo de referencia), y [6] (ejemplo de invención) de la Tabla 2.

50 Además, el tipo G de acero descrito en la Tabla 1 se utilizó para su comparación mientras se cambiaban las condiciones de calentamiento y mantenimiento del recocido por las condiciones de mantenimiento del recocido por las condiciones de [1] (ejemplo de referencia) y [5] (ejemplo de invención) y [3], [4] y [7] (ejemplos comparativos) de la Tabla 2.

Tabla 1

Tipo de acero	Valor TS objetivo	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mg	Ti	Nb	V	Cr	Mo	B	REM	Ca	[Al]+0,7[Si]	Fórmula (A) lado izquierdo	Valoración lado izquierdo	Fórmula (A) lado derecho	Valoración lado derecho	Grosor lámina (mm)	Clase
A	590	0,058	0,171	2,06	0,016	0,007	0,970	0,003		0,010	0,015		0,020	0,110				1,0897	0,1393	Bueno	1,0	Pobre	1,2	Intervalo inven.
B	590	0,058	0,160	1,10	0,019	0,002	0,896	0,008										1,0080	0,1393	Bueno	1,0	Pobre	1,4	Intervalo inven.
C	600	0,071	0,196	1,42	0,017	0,003	0,547	0,005	0,0011	0,029				0,160	0,0008		0,0010	0,6842	0,1433	Bueno	1,0	Bueno	1,2	Intervalo inven.
D	650	0,082	0,089	1,15	0,016	0,004	1,139	0,005			0,026			0,089		0,0007	0,0008	1,2013	0,1633	Bueno	1,0	Pobre	1,0	Intervalo inven.
E	690	0,082	0,081	2,63	0,019	0,001	1,049	0,003						0,280				1,1057	0,1793	Bueno	1,0	Pobre	0,8	Intervalo inven.
F	710	0,093	0,055	1,84	0,007	0,006	0,500	0,007			0,010			0,210				0,5385	0,1873	Bueno	1,0	Bueno	1,6	Intervalo inven.
G	780	0,100	0,013	1,10	0,002	0,008	0,815	0,004		0,022	0,017			0,130				0,8241	0,2153	Bueno	1,0	Bueno	1,4	Intervalo inven.
I	820	0,120	0,084	1,17	0,010	0,010	0,866	0,004	0,0022					0,033				0,9248	0,2313	Bueno	1,0	Bueno	1,4	Intervalo inven.
J	860	0,120	0,148	1,19	0,016	0,008	1,000	0,006		0,045				0,210				1,1036	0,2473	Bueno	1,0	Pobre		Intervalo inven.
K	920	0,134	0,047	1,19	0,016	0,010	1,114	0,007	0,0033			0,032		0,052				1,1469	0,2713	Bueno	1,0	Pobre		Intervalo inven.
L	940	0,140	0,042	1,71	0,014	0,006	0,780	0,005			0,020						0,0012	0,8094	0,2793	Bueno	1,0	Bueno		Intervalo inven.
M	970	0,142	0,116	1,27	0,018	0,007	0,850	0,006				0,015	0,021		0,0008			0,9312	0,2913	Bueno	1,0	Bueno		Intervalo inven.
N	1000	0,150	0,107	1,76	0,019	0,006	0,880	0,009										0,9549	0,3033	Bueno	1,0	Bueno		Intervalo inven.
P	1230	0,195	0,299	1,20	0,019	0,005	0,600	0,002	0,0041						0,0010			0,8093	0,3953	Bueno	1,0	Bueno		Intervalo inven.
b	1350	0,255	0,176	2,73	0,018	0,008	0,850	0,004	0,0020		0,019			0,150				0,9732	0,4433	Bueno	1,0	Bueno		Ej. comparativo
c	970	0,090	2,050	2,70	0,015	0,003	0,040	0,004		0,001					0,0008		0,0010	1,4750	0,2913	Bueno	1,0	Pobre		Ej. comparativo
d	1500	0,193	0,220	2,53	0,005	0,003	2,030	0,002				0,031		0,023				2,1840	0,5033	Bueno	1,0	Pobre		Ej. comparativo

Tabla 2

Nº Experimento	Velocidad media de enfriamiento (°C/S)	Temperatura final enfriam. (°C)	Primer calentamiento y mantenimiento			Enfriamiento	Segundo calentamiento y mantenimiento			Tasa laminac. revenido (%)
			Temp. (°C)	Tiempo de mantenim. (min)	Temp. enfriam. (°C)		Temp. (°C)	Tiempo manten. (s)	Temp. enfriamiento (°C)	
[1]	150	300	3	Temp. ambiente	-	-	-	-	1	
[2]		120	3	Temp. ambiente	-	-	-	-		
[3]		120	3	Temp. ambiente	-	-	-	-		
[4]		120	3	Temp. ambiente	-	-	-	-		
[5]		300	3	Temp. ambiente	Punto Ms o menos	380	30	Temp. ambiente		
[6]		120	3	Temp. ambiente	Punto Ms o menos	380	30	Temp. ambiente		
[7]		300	3	Temp. ambiente	Punto Ms o menos	620	30	Temp. ambiente		
[8]		80	-	-	-	-	-	-		
[9]		300	3	Temp. ambiente	-	380	30	Temp. ambiente		

Ha de señalarse que los diversos métodos de ensayo utilizados en la presente invención se muestran a continuación.

Características de tracción: se evaluaron ejecutando un ensayo de tracción en una dirección perpendicular a la dirección de laminación de una pieza de ensayo de tracción N° 5 JIS.

- 5 Tasa de ensanchamiento de orificios: se empleó el método de ensayo de ensanchamiento de orificios del estándar de la Federación del hierro y el acero de Japón JFST1001-1996.

Se introdujo con fuerza un punzón cónico con un ángulo de vértice de 60° a través de un orificio perforado de  $\phi 10$  mm (diámetro interior del troquel de 10,3 mm, tolerancia 12,5%) para formar un desbarbado del orificio en la dirección exterior a una velocidad de 20 mm/min:

- 10 Tasa de ensanchamiento de orificios  $\lambda$  (%) =  $\{(D-Do) / Do\} \times 100$

D: diámetro del orificio cuando la grieta penetra el grosor de la lámina

Do: diámetro inicial del orificio (10 mm)

Estructura de metal:

Fracción de área de la ferrita: se observó la Ferrita por ataque químico con Nital.

- 15 La fracción de área de ferrita se cuantifica puliendo una muestra por ataque químico con Nital (acabado con alúmina), sumergiéndola en una solución corrosiva (mezcla de agua pura, piro-sulfito de sodio, alcohol etílico, y ácido pícrico) durante 10 segundos, a continuación puliendo nuevamente, enjuagando, a continuación secando la muestra con aire de refrigeración. Después del secado, se mide un área de  $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  de la estructura de la muestra para el área mediante un sistema Luzex a una potencia de 1000 para determinar el % de área de la ferrita. En cada  
20 tabla, esta fracción de área de la ferrita se muestra como el % del área de ferrita.

Martensita revenida

Tasa de área: Observación por microscopio óptico y observación de martensita por ataque químico con LePera.

- 25 La fracción de área de martensita revenida es cuantificada puliendo una muestra por ataque químico con LePera (acabado con alúmina), sumergiéndola en una solución corrosivo (mezcla de agua pura, piro-sulfito de sodio, alcohol etílico, y ácido pícrico) durante 10 segundos, a continuación puliendo nuevamente, enjuagando, a continuación secando la muestra con aire de refrigeración. Después del secado, se mide un área de  $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  de la estructura de la muestra para el área mediante un sistema Luzex a una potencia de 1000 para determinar el % de área de la martensita revenida. En cada tabla, esta fracción de área de martensita revenida se muestra como el % del área de martensita revenida.

- 30 Fracción volumétrica de austenita residual: la austenita residual se cuantifica por haces de  $\text{MoK}\alpha$  a partir de la resistencia del área (200), (210) de la ferrita y la resistencia del área (200), (220), y (311) de la austenita en la superficie de la lámina suministrada pulida químicamente a  $\frac{1}{4}$  del grosor de la superficie, y utilizada como la fracción volumétrica de la austenita residual. Una fracción volumétrica de austenita residual de 1 a 10% o más se considera buena.

- 35 En cada tabla, la fracción volumétrica de austenita residual se expresa como el % en volumen y la tasa de  $\gamma$  residual.

Los resultados del ensayo de los ejemplos comparativos del Experimento N° [8] mostrados en la Tabla 2 del Ejemplo 1 se muestran en la Tabla 3. Además, los resultados del ensayo del Experimento N° [2] (ejemplo de referencia) se muestran en la Tabla 4, los del Experimento N° [6] se muestran en la Tabla 5, y los del Experimento N° [9] (ejemplo de referencia) se muestran en la Tabla 6.

- 40 Además, los resultados del ensayo del Ejemplo 2 se muestran en la Tabla 7.

(Ejemplo 1) Comparación del Experimento N° [8] con las mismas condiciones operativas que en el pasado como un ejemplo comparativo, y el Experimento N° [6], como un ejemplo de invención, se aprende que los ejemplos de la invención muestran mejores valores de la tasa de ensanchamiento de orificios y la elongación.

- 45 Además, como una comparación de láminas con el mismo nivel de resistencia a la tracción y generalmente los mismos ingredientes, pero satisfaciendo la fórmula (A) y no satisfaciéndola, entre los tipos de acero B y C, E y F, y K y L, el C, F, y L que satisfacen la fórmula (A) mostraron fracciones de área de ferrita mayores y mejor elongación.

- (Ejemplo 2) Cambiando y comparando adicionalmente las condiciones de revenido, la caída en la resistencia fue grande y la elongación también cayó recíprocamente en los experimentos Nos [4] y [7]. Se cree que la caída en la elongación es debido a la formación de perlita. Los Experimentos Nos. [5] y [6] de los ejemplos de invención  
50 mostraron buenos resultados

Tabla 3

(Ejemplo 1)									
Experimento N° [8] (Ejemplos comparativos)									
<i>Subrayado, negrita, cursiva indican rechazo</i>									
Tipo de acero	TS (MPa)	EL (%)	TSxEL	Tasa Ensanchamiento De orificios	Área de Ferrita (%)	Vol. (%) $\gamma$ residual	Área de Martensita Revenida (%)	Otra composición	Clase
A	598	30,9	18478	<u>41</u>	81,8	3,6	≤0,1		Ej. comparativo
B	602	30,2	18180	<u>40</u>	84,1	2,9	≤0,1		Ej. comparativo
C	613	32,3	19800	<u>40</u>	84,3	3,6	≤0,1		Ej. comparativo
D	665	29,2	19418	<u>38</u>	73,0	2,7	≤0,1		Ej. comparativo
E	703	27,1	19051	<u>38</u>	62,1	3,7	≤0,1		Ej. comparativo
F	722	28,6	20649	<u>38</u>	66,8	2,7	≤0,1		Ej. comparativo
G	799	24,7	19735	<u>38</u>	59,3	3,3	≤0,1	Principalmente martensita	Ej. comparativo
I	836	21,8	18225	<u>34</u>	57,1	3,1	≤0,1		Ej. comparativo
J	875	20,7	18113	<u>33</u>	52,3	2,7	≤0,1		Ej. comparativo
K	931	<u>19,6</u>	18248	<u>33</u>	37,7	4	≤0,1		Ej. comparativo
L	956	20,5	19598	<u>32</u>	44,3	3,4	≤0,1		Ej. comparativo
M	984	18,8	18499	<u>30</u>	35,5	3,6	≤0,1		Ej. comparativo
N	1021	18,3	18684	<u>27</u>	32,5	2,9	≤0,1		Ej. comparativo
P	1243	<u>14,4</u>	17899	<u>22</u>	29,4	3,4	≤0,1		Ej. comparativo
b	1367	<u>11,6</u>	15857	<u>19</u>	26,4	2,4	≤0,1	Principalmente martensita	Ej. comparativo
c	985	16,0	15760	<u>27</u>	30,2	2,3	≤0,1		Ej. comparativo
d	1523	<u>9,7</u>	<u>14773</u>	<u>18</u>	19,8	3,1	≤0,1		Ej. comparativo

Tabla 4

Experimento N° [2] (Ejemplos de referencia) <i>Subrayado, negrita, cursiva indican rechazo</i>									
Tipo De acero	TS (MPa)	EL (%)	TSxEL	Tasa Ensanchamiento De orificios	Área de Ferrita (%)	Vol. (%) Y residual	Área de Martensita Revenida (%)	Otra composición	Clase
A	568	33,1	18783	74	80,2	4,1	12,3	Principalmente bainita	Ej. referencia
B	572	32,0	18308	72	80,7	3,2	13,6		Ej. Referencia
C	582	35,2	20503	72	82,6	4,4	15,4		Ej. referencia
D	632	31,2	19738	69	70,1	3,1	19,8		Ej. referencia
E	668	28,7	19185	68	60,9	4,1	20,4		Ej. referencia
F	686	31,2	21382	68	64,1	3,3	22,1		Ej. referencia
G	759	26,4	20061	68	58,1	3,8	25,8		Ej. referencia
I	794	23,8	18872	61	55,9	3,8	30,9		Ej. referencia
J	831	22,1	18411	56	50,2	3,1	34,1		Ej. referencia
K	884	20,8	18375	56	36,9	4,4	37		Ej. referencia
L	908	22,3	20294	55	42,6	4,1	38,6		Ej. referencia
M	935	20,1	18804	51	34,8	4,1	42,7		Ej. referencia
N	990	19,4	19211	46	31,2	3,2	45,9		Ej. referencia
P	1181	15,4	18195	38	28,8	3,9	49,3	Ej. referencia	
b	1299	<u>12,4</u>	16119	<u>28</u>	25,3	2,8	55,7	Principalmente bainita	Ej. comparativo
c	936	<u>17,0</u>	<u>15870</u>	<u>41</u>	29,6	2,6	49,6		Ej. comparativo
d	1447	<u>10,6</u>	15298	<u>26</u>	19,0	3,8	<u>62,3</u>		Ej. comparativo

Tabla 5

Experimento N° [6] <i>Subrayado, negrita, cursiva indican rechazo</i>									
Tipo De acero	TS (MPa)	EL (%)	TSxEL	Tasa Ensanchamiento De orificios	Área de Ferrita (%)	Vol. (%) Y residual	Área de Martensita Revenida (%)	Otra composición	Clase
A	540	35,4	19093	85	77,7	4,7	13,8	Principalmente bainita	Inversión
B	549	33,9	18630	84	76,7	3,7	15,5		Inversión
C	542	38,4	20784	84	79,3	5,4	17,4		Inversión
D	600	33,4	20064	79	68,0	3,5	22,2		Inversión
E	641	30,4	19522	79	57,8	4,8	23,3		Inversión
F	638	34,0	21675	79	61,6	4,0	25,0		Inversión
G	721	28,3	20392	78	56,4	4,3	28,9		Inversión
I	739	25,9	19130	71	53,7	4,6	34,9		Inversión
J	790	23,7	18715	65	48,7	3,5	38,2		Inversión
K	849	22,0	18699	66	35,1	5,2	42,2		Inversión
L	845	24,4	20572	64	40,9	5,1	43,6		Inversión
M	888	21,5	19115	59	33,7	4,7	47,8		Inversión
N	951	20,6	19549	54	29,6	3,7	52,3		Inversión
P	1122	16,5	18495	44	27,9	4,4	55,2		Inversión
b	1234	<u>13,3</u>	16385	30	24,6	3,1	60,7	Principalmente bainita	Ej. comparativo
c	898	<u>18,0</u>	<u>16150</u>	<u>42</u>	28,2	3,0	55,6		Ej. comparativo
d	1346	<u>11,5</u>	15507	<u>29</u>	18,3	4,6	<u>67,9</u>		Ej. comparativo

Tabla 6

Experimento N° [9] <i>Subrayado, negrita, cursiva indican rechazo</i>									
Tipo De acero	TS (MPa)	EL (%)	TSxEL	Tasa Ensanchamiento De orificios	Área de Ferrita (%)	Vol. (%) Y residual	Área de Martensita Revenida (%)	Otra composición	Clase
A	528	35,7	18866	77	76,9	4,6	12,9	Principalmente bainita	Ej. referencia
B	543	34,3	18610	75	75,9	3,7	14,1		Ej. referencia
C	536	38,7	20749	74	78,5	5,3	15,9		Ej. referencia
D	588	33,7	19825	72	67,3	3,4	20,8		Ej. referencia
E	634	30,7	19501	70	57,2	4,7	21,2		Ej. referencia
F	631	34,3	21639	70	60,9	4,0	22,8		Ej. referencia
G	706	28,5	20149	71	55,8	4,2	27,1		Ej. referencia
I	731	26,1	19098	63	53,1	4,5	31,8		Ej. referencia
J	773	23,9	18492	59	48,2	3,4	35,8		Ej. referencia
K	840	22,2	18679	58	34,7	5,1	38,5		Ej. referencia
L	836	24,6	20537	57	40,4	5,0	39,8		Ej. referencia
M	869	21,7	18887	54	33,4	4,6	44,8		Ej. referencia
N	941	20,8	19528	48	29,3	3,7	47,7		Ej. referencia
P	1098	16,6	18275	40	27,6	4,3	51,8		Ej. referencia
b	1208	<u>14,0</u>	16939	<u>29</u>	24,3	3,0	56,8	Principalmente bainita	Ej. comparativo
c	889	<u>19,0</u>	<u>16886</u>	<u>41</u>	27,9	2,9	51,6		Ej. comparativo
d	1331	<u>12,3</u>	16326	<u>27</u>	18,1	4,5	<u>64,2</u>		Ej. comparativo

Tabla 7

(Ejemplo 2)									
Los efectos de las condiciones operativas se verán por el acero Tipo G.									
Nº de Ejemplo	TS (MPa)	EL (%)	TSxEL	Tasa Ensanchamiento De orificios	Área de Ferrita (%)	Vol. (%) Y residual	Área de Martensita Revenida (%)	Otra composición	Clase
[1]	791	24,8	19617	52	45,0	4,0	21,3	Principalmente bainita	Ej. referencia
[2]	759	26,4	20061	68	58,1	3,8	25,8		Ej. referencia
[3]	806	23,9	19263	<u>45</u>	45,5	3,0	<u>3,2</u>		Ej. comparativo
[4]	<u>697</u>	<u>19,9</u>	<u>13870</u>	<u>49</u>	40,8	3,8	28,3		Ej. comparativo
[5]	766	27,4	20988	56	44,2	3,6	25,3		Ej. invención
[6]	721	28,3	20392	78	56,4	4,3	28,9		Ej. invención
[7]	<u>691</u>	<u>19,7</u>	<u>13613</u>	<u>48</u>	41,2	5,1	27,9		Ej. comparativo
[8]	799	22,8	18217	<u>45</u>	46,7	3,3	<u>≤0,1</u>		Ej. comparativo
[9]	706	28,5	20149	71	55,8	4,2	27,1		Ej. referencia

De acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero de calibre fino de alta resistencia con excelente elongación y ensanchamiento de orificios, utilizada para piezas de automóviles etc. y un método de producción de la misma y que tiene un valor industrial extremadamente grande.

5

**REIVINDICACIONES**

1. Un método de producción de lámina de acero de calibre fino de alta resistencia con excelente elongación y capacidad de expansión de agujeros, siendo la resistencia a la tracción de la lámina de acero de calibre fino de alta resistencia es de 500 MPa o más, caracterizado por
- 5 producir una plancha que consiste en, % en masa, C: 0,03 a 0,25%, Si: 0,013 a 0,299%, Mn: 0,8 a 3,1%, P≤0,02%, S≤0,02%, Al: 0,2 a 2,0% y N≤0,01% y, además, opcionalmente uno o más seleccionados de V: 0,005 a 1%, Ti: 0,002 a 1%, Nb: 0,002 a 1%, Cr: 0,005 a 2%, Mo: 0,005 a 1%, B: 0,0002 a 0,1%, Mg: 0,0005 a 0,01%, REM: 0,0005 a 0,01%, y Ca: 0,0005 a 0,01%, y
- el resto de Fe e impurezas inevitables,
- 10 calentarla en un intervalo de 1150 a 1250°C, después terminar de laminarla en caliente en un intervalo de temperatura de 800 a 950°C, arrollándola a una temperatura de 400 a 700°C, después
- decaparla de forma normal, después laminarla en frío con una reducción de la velocidad del 30 a 80%, después en el proceso de recocido continuo, remojo a 600°C hasta el punto  $A_{c3} + 50^{\circ}C$  para el recocido de recristalización,
- 15 enfriar la lámina de acero a 600°C hasta  $A_{r3}$  a una velocidad de enfriamiento promedio de 30°C/s o menos, enfriamiento adicional con una velocidad de enfriamiento promedio de 10 a 150°C/s a 400°C o menos, después calentar y mantener una primera vez de 150 a 400°C durante 1 a 20 minutos
- enfriarla al punto de transformación martensítica o menos,
- calentar y mantener una segunda vez a la temperatura final de enfriamiento + 50°C a 300°C, y 500°C o menos durante 1 a 100 segundos, después
- 20 calentar para obtener de este modo una estructura metálica que tiene una microestructura que consiste en ferrita con una fracción de área de 10 a 85%, austenita residual con una fracción de volumen de 1 a 10%, martensita templada con una fracción de área de 10 a 60% y el resto de bainita.