

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 732 319**

51 Int. Cl.:

C21D 9/46	(2006.01)	C21D 1/18	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C21D 1/673	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C21D 8/00	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C21D 9/00	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/00	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)		
C23C 2/12	(2006.01)		
C23C 2/28	(2006.01)		
C23C 2/40	(2006.01)		
C21D 1/06	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **29.07.2015 PCT/IB2015/001273**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.02.2016 WO16016707**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.07.2015 E 15753989 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.03.2019 EP 3175006**

54 Título: **Procedimiento de fabricación de chapas de acero para el endurecimiento en prensa y piezas obtenidas mediante este procedimiento**

30 Prioridad:
30.07.2014 WO PCT/IB2014/001428

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
21.11.2019

73 Titular/es:
**ARCELORMITTAL (100.0%)
24-26 Boulevard d'Avranches
1160 Luxembourg, LU**

72 Inventor/es:
**COBO, SEBASTIAN;
PUERTA VELASQUEZ, JUAN DAVID;
BEAUVAIS, MARTIN y
VINCI, CATHERINE**

74 Agente/Representante:
SALVÀ FERRER, Joan

ES 2 732 319 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

Procedimiento de fabricación de chapas de acero para el endurecimiento en prensa y piezas obtenidas mediante este procedimiento

5

[0001] La invención se refiere a un procedimiento de fabricación de chapas de acero destinadas a la obtención de piezas con una resistencia mecánica muy alta después del endurecimiento en prensa. Se sabe que el endurecimiento por templado en prensa (o «press hardening») consiste en calentar hojas de acero a una temperatura suficiente para lograr la transformación austenítica y en estampar luego dichas hojas en caliente manteniéndolas dentro de la herramienta de la prensa para obtener microestructuras templadas. Según una variante del procedimiento, las hojas pueden someterse a una estampación previa en frío antes de ser calentadas y endurecidas en prensa. Estas hojas pueden estar previamente revestidas, por ejemplo, con aleación de aluminio o zinc. En este caso, durante el calentamiento en el horno, el revestimiento previo se funde con el sustrato de acero para formar un compuesto que proporciona una protección superficial a la pieza contra la descarburación y la formación de incrustaciones. Este compuesto es adecuado para la conformación en caliente.

10

15

[0002] Las partes resultantes se utilizan en particular como elementos estructurales en vehículos de motor para garantizar las funciones de anti-intrusión o absorción de energía. Asimismo serán mencionados a modo de ejemplo, la aplicación de rieles de parachoques, los refuerzos de puertas o montantes o los largueros. Dichas piezas endurecidas en prensa también pueden utilizarse, por ejemplo, para la fabricación de herramientas o de piezas de maquinaria agrícola.

20

[0003] Dependiendo de la composición del acero y de la velocidad de enfriamiento obtenida en la prensa, la resistencia mecánica puede alcanzar un nivel más o menos elevado. De este modo, la publicación EP2 137 327 describe una composición de acero que contiene: 0,040 % < C < 0,100 %, 0,80 % < Mn < 2,00 %, Si < 0,30 %, S < 0,005 %, P < 0,030 %, 0,010 % ≤ Al ≤ 0,070 %, 0,015 % < Nb < 0,100 %, 0,030 % ≤ Ti ≤ 0,080 %, N < 0,009 %, Cu, Ni, Mo < 0,100 %, Ca < 0,006 %, que permite obtener una resistencia mecánica a la tracción R_m después del endurecimiento en prensa superior a 500 MPa.

25

[0004] La publicación FR2780984 describe cómo obtener niveles más altos de resistencia: una chapa de acero que contiene 0,15 % < C < 0,5 %, 0,5 % < Mn < 3 %, 0,1 % < Si < 0,5 %, 0,01 % < Cr < 1 %, Ti < 0,2 %, Al y P < 0,1 %, S < 0,05 %, 0,0005 % < B < 0,08 %, hace posible obtener una resistencia R_m superior a 1000 e incluso 1500 MPa.

30

[0005] Otros tipos de chapas de acero se describen en las publicaciones EP 1 767 659 A1 y EP 1 749 895 A1.

35

[0006] Dichos niveles de resistencia son satisfactorios para muchas aplicaciones. Sin embargo, los requisitos para reducir el consumo de energía de los vehículos de motor conducen a la búsqueda de un aligeramiento aún mayor del vehículo gracias al uso de piezas cuyo nivel de resistencia mecánica sea aún mayor, es decir, cuya resistencia R_m sea superior a 1800 MPa. Como algunas piezas se pintan y se someten a un ciclo de horneado de pintura, este valor debe lograrse con o sin tratamiento térmico de horneado.

40

[0007] Sin embargo, dicho nivel de resistencia generalmente se asocia con una microestructura total o muy predominantemente martensítica. Se sabe que este tipo de microestructura tiene menor resistencia al agrietamiento retardado: tras el endurecimiento en prensa, las piezas fabricadas pueden agrietarse o romperse después de cierto tiempo bajo la combinación de tres factores:

45

- una microestructura predominantemente martensítica.

- una cantidad suficiente de hidrógeno difusible. Este puede haberse introducido durante el calentamiento de las hojas en el horno antes de la estampación en caliente y del endurecimiento en prensa: de hecho, el vapor de agua presente en el horno se puede descomponer y adsorber en la superficie de la hoja.

50

- la presencia de restricciones, aplicadas o residuales, de un nivel suficiente.

[0008] Con el fin de resolver el problema del agrietamiento retardado, se propuso controlar rigurosamente la atmósfera de los hornos de calentamiento y las condiciones de corte de las hojas para minimizar el nivel de estrés. También se propuso realizar tratamientos térmicos posteriores en las piezas estampadas en caliente, para llevar a cabo una desgasificación del hidrógeno. Sin embargo, estas operaciones son restrictivas para la industria que desee tener un material para evitar este riesgo y superar estas restricciones y costes adicionales.

55

60

[0009] También se propuso depositar sobre la superficie de la chapa de acero revestimientos específicos que permitan reducir la adsorción de hidrógeno. Sin embargo, se busca un procedimiento más simple para hacer resistencia al agrietamiento retardado equivalente.

65

[0010] Por lo tanto, se busca un procedimiento de fabricación de piezas que permita obtener simultáneamente

una mayor resistencia mecánica Rm y una alta resistencia al agrietamiento retardado después del endurecimiento en prensa, objetivos *a priori* difíciles de conciliar.

[0011] Por otro lado, se sabe que las composiciones de acero más ricas en elementos templados y/o endurecidos (C, Mn, Cr, Mo, etc.) conducen a la producción de chapas laminadas en caliente con una mayor dureza. Sin embargo, este aumento en la dureza es un obstáculo para obtener chapas laminadas en frío en un amplio rango de espesor, dada la limitada potencia de ciertos laminadores en frío. Un nivel de resistencia excesivamente alto en la etapa de la chapa laminada en caliente no permite, por lo tanto, obtener chapas laminadas en frío de espesor muy fino. Por lo tanto, se busca un procedimiento para proporcionar una amplia gama de espesores en chapas laminadas en frío.

[0012] Además, la presencia en mayor cantidad de elementos templados y/o endurecidos puede tener consecuencias durante el tratamiento termomecánico de fabricación, ya que una posible variación de ciertos parámetros (temperatura de fin de laminado, temperatura de bobinado, variación de velocidad de enfriamiento en la dirección de la anchura de la banda laminada) puede llevar a una variación de las propiedades mecánicas dentro de la chapa. Por lo tanto, se busca una composición de acero poco susceptible a una variación de ciertos parámetros de fabricación para producir una chapa que tenga una buena homogeneidad de propiedades mecánicas.

[0013] También se busca una composición de acero que se pueda revestir fácilmente, especialmente por inmersión, de modo que la chapa pueda estar disponible en diferentes formas: sin revestimiento o revestida con aleación de aluminio o aleación de zinc, según el deseo del usuario final.

[0014] También se busca un procedimiento que permita disponer de una chapa que tenga una buena capacidad de corte mecánico durante la etapa que permita obtener hojas destinadas al endurecimiento en prensa, es decir, cuya resistencia mecánica no sea demasiado elevada en esta etapa, para evitar una degradación de las herramientas de corte o punzonado.

[0015] La presente invención tiene como objetivo resolver todos los problemas mencionados anteriormente mediante un procedimiento de fabricación económico.

[0016] De manera sorprendente, los inventores han demostrado que estos problemas se resolvían suministrando una chapa de la composición que se detalla a continuación, teniendo esta chapa además la característica de tener un enriquecimiento de níquel específico cerca de su superficie.

[0017] Para este propósito, el objeto de la invención es una chapa de acero laminado, para el endurecimiento en prensa, cuya composición química con los contenidos expresados en peso, consiste en: $0,24 \% \leq C \leq 0,38 \%$, $0,40 \% \leq Mn \leq 3 \%$, $0,10 \% \leq Si \leq 0,70 \%$, $0,015 \% \leq Al \leq 0,070 \%$, $0 \% \leq Cr \leq 2\%$, $0,25 \% \leq Ni \leq 2 \%$, $0,015 \% \leq Ti \leq 0,10 \%$, $0 \% \leq Nb \leq 0,060 \%$, $0,0005 \% \leq B \leq 0,0040 \%$, $0,003 \% \leq N \leq 0,010 \%$, $0,0001 \% \leq S \leq 0,005 \%$, $0,0001 \% \leq P \leq 0,025 \%$, entendiéndose que los contenidos de titanio y nitrógeno satisfacen: $Ti/N > 3,42$, y que los contenidos de carbono, manganeso, cromo y silicio satisfacen:

$$2.6C + \frac{Mn}{5.3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15} \geq 1,1\%,$$

la composición química que comprende opcionalmente uno o más de los siguientes elementos: $0,05 \% \leq Mo \leq 0,65 \%$, $0,001 \% \leq W \leq 0,30 \%$, $0,0005 \% \leq Ca \leq 0,005 \%$, consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables provenientes de la preparación, conteniendo la chapa un contenido de níquel Ni_{surf} en cualquier punto del acero en la proximidad de la superficie de dicha chapa hasta una profundidad Δ , de manera que: $Ni_{surf} > Ni_{nom}$, designando Ni_{nom} el contenido nominal de níquel del acero, y de manera que $Ni_{m\acute{a}x}$ designa el contenido máximo de níquel dentro de

$$\Delta : \frac{(Ni_{m\acute{a}x} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta) \geq 0,6,$$

y de manera que:

$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01 ,$$

la profundidad Δ se expresa en micrómetros y los contenidos $Ni_{m\acute{a}x}$ y Ni_{nom} se expresan en porcentajes en peso.

[0018] Según una primera realización, la composición de la chapa comprende, en peso: $0,32 \% \leq C \leq 0,36 \%$,

ES 2 732 319 T3

0,40 % ≤ Mn ≤ 0,80 %, 0,05 % ≤ Cr ≤ 1,20 %.

[0019] Según una segunda realización, la composición de la chapa comprende, en peso: 0,24 % ≤ C ≤ 0,28 %, 1,50 % ≤ Mn ≤ 3 %

5

[0020] El contenido de silicio de la chapa es preferentemente tal que: 0,50 % ≤ Si ≤ 0,60 %.

[0021] Según una realización particular, la composición comprende, en peso: 0,30 % ≤ Cr ≤ 0,50 %.

10 **[0022]** Preferentemente, la composición de la chapa comprende, en peso: 0,30 % ≤ Ni ≤ 1,20 % y muy preferentemente: 0,30 % ≤ Ni ≤ 0,50 %.

[0023] El contenido de titanio es preferentemente tal que: 0,020 % ≤ Ti.

15 **[0024]** La composición de la chapa comprende ventajosamente: 0,020 % ≤ Ti ≤ 0,040 %.

[0025] Según una realización preferida, la composición comprende, en peso: 0,15 % ≤ Mo ≤ 0,25 %.

20 **[0026]** La composición comprende, en peso, preferentemente: 0,010 % ≤ Nb ≤ 0,060 % y muy preferentemente: 0,030 % ≤ Nb ≤ 0,050 %.

[0027] Según una realización particular, la composición comprende, en peso: 0,50 % ≤ Mn ≤ 0,70 %.

25 **[0028]** Ventajosamente, la microestructura de la chapa de acero es ferrito-perlítica. Según una realización preferida, la chapa de acero es una chapa laminada en caliente.

[0029] Preferentemente, la chapa es una chapa laminada en frío y recocida.

30 **[0030]** Según una realización particular, la chapa de acero se reviste previamente con una capa metálica de aluminio o aleación de aluminio o a base de aluminio. Según otra realización particular, la chapa de acero se reviste previamente con una capa metálica de zinc o aleación de zinc o a base de zinc.

35 **[0031]** Según otra realización, la chapa de acero se reviste previamente con una capa o una pluralidad de capas de aleaciones intermetálicas que contienen aluminio y hierro y opcionalmente silicio, donde dicho revestimiento previo no contiene aluminio libre, de fase τ_5 del tipo $Fe_3Si_2Al_{12}$, y τ_6 del tipo $Fe_2Si_2Al_9$. La invención también se refiere a una pieza obtenida mediante endurecimiento en prensa con una composición de chapa de acero según cualquiera de las realizaciones anteriores, de estructura martensítica o martensito-bainítica.

40 **[0032]** Preferentemente, la pieza endurecida en prensa contiene un contenido nominal de níquel Ni_{nom} y se caracteriza porque el contenido de níquel Ni_{surf} en el acero próximo a la superficie es mayor que el Ni_{nom} hasta una profundidad Δ ,

y porque, $Ni_{m\acute{a}x}$ designa el contenido máximo de níquel dentro de Δ

45
$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta) \geq 0,6,$$

y porque:

50
$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01,$$

la profundidad Δ se expresa en micrómetros y los contenidos $Ni_{m\acute{a}x}$ y Ni_{nom} se expresan en porcentajes en peso.

[0033] La pieza endurecida en prensa tiene ventajosamente una resistencia mecánica R_m mayor o igual a 1800 MPa.

55

[0034] Según una realización preferida, la pieza endurecida en prensa está revestida con una aleación de aluminio o a base de aluminio o con una aleación de zinc o a base de zinc que resulta de la difusión entre el sustrato de acero y el revestimiento previo, durante el tratamiento térmico de endurecimiento en prensa.

[0035] El objeto de la invención es también un procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente, que comprende las etapas sucesivas donde se vierte un producto semiacabado con una composición química según una de las realizaciones presentadas anteriormente y luego se calienta a una temperatura comprendida entre 1250 y 1300 °C durante un tiempo de retención a esta temperatura comprendido entre 20 y 45 minutos. El producto semiacabado se lamina en caliente a una temperatura de fin de laminado TFL comprendida entre 825 y 950 °C para obtener una chapa laminada en caliente, luego se enrolla la chapa laminada en caliente a una temperatura comprendida entre 500 y 750 °C para obtener un laminado en caliente y devanado y luego decapar la capa de óxido formada en las etapas anteriores.

10 **[0036]** El objeto de la invención es también un procedimiento para fabricar una chapa laminada en frío y recocida, caracterizado porque comprende las etapas sucesivas según las cuales se suministra una chapa laminada en caliente, devanada y decapada, fabricada mediante el procedimiento descrito anteriormente y luego se lamina en frío esta chapa laminada en caliente, devanada y decapada para obtener una chapa laminada en frío. Esta chapa laminada en frío se recuece a una temperatura comprendida entre 740 y 820 °C para obtener una chapa laminada en frío y recocida. Según una realización ventajosa, se suministra una chapa laminada según uno de los procedimientos anteriores, luego se realiza un revestimiento previo continuo por inmersión siendo el revestimiento previo de aluminio o una aleación de aluminio o a base de aluminio o de zinc o una aleación de zinc o a base de zinc.

20 **[0037]** Ventajosamente, el objeto de la invención es también un procedimiento para fabricar una chapa revestida y aleada previamente, según el cual se suministra una chapa laminada según uno de los procedimientos anteriores, luego se realiza un revestimiento previo continuo por inmersión con una aleación de aluminio o a base de aluminio y luego se lleva a cabo un tratamiento térmico previo de la chapa revestida previamente a una temperatura θ_1 comprendida entre 620 y 680 °C durante un tiempo de retención t_1 comprendido entre 6 y 15 horas, de modo que el revestimiento previo no contenga más aluminio libre, fase τ_5 del tipo $Fe_3Si_2Al_{12}$, y τ_6 del tipo $Fe_2Si_2Al_9$, no causando así una transformación austenítica en el sustrato de acero, ya que el tratamiento previo se lleva a cabo en un horno bajo una atmósfera de hidrógeno y nitrógeno.

30 **[0038]** El objeto de la invención es también un procedimiento de fabricación de una pieza endurecida en prensa, que comprende las etapas sucesivas según las cuales se suministra una chapa fabricada mediante un procedimiento según cualquiera de las realizaciones anteriores, luego se corta dicha chapa para obtener una hoja, luego, opcionalmente, se realiza una etapa de deformación mediante estampando en frío de la hoja. La hoja se calienta a una temperatura comprendida entre 810 y 950 °C para obtener una estructura totalmente austenítica en el acero y luego la hoja se transfiere a una prensa. La hoja se estampa en caliente para obtener una pieza, luego la misma se mantiene en la prensa para obtener un endurecimiento mediante transformación martensítica de la estructura austenítica.

35 **[0039]** La invención también tiene el objeto de utilizar una pieza endurecida en prensa que tiene las características descritas anteriormente o que se fabrica según el procedimiento descrito anteriormente, para la fabricación de piezas estructurales o de refuerzo para vehículos de motor.

40 **[0040]** En el curso de la descripción ofrecida a continuación aparecerán otras características y ventajas de la invención, ofrecidas a modo de ejemplo y con referencia a las figuras adjuntas siguientes:

La figura 1 muestra esquemáticamente la variación del contenido de níquel en la proximidad de la superficie de las chapas o piezas endurecidas en prensa, e ilustra ciertos parámetros que definen la invención: $Ni_{m\acute{a}x}$, Ni_{surf} , Ni_{nom} , Δ .

La figura 2 muestra la resistencia mecánica de las piezas estampadas en caliente y endurecidas en prensa en función de un parámetro que combina los contenidos de C, Mn, Cr y Si de las chapas.

50 La figura 3 muestra el contenido de hidrógeno difusible, medido en piezas estampadas en caliente y endurecidas en prensa, en función de un parámetro que expresa el contenido total de níquel en la proximidad de la superficie de las chapas.

La figura 4 muestra el contenido de hidrógeno difusible, medido en piezas estampadas en caliente y endurecidas en prensa, en función de la intensidad del enriquecimiento del níquel en la capa superficial de las chapas.

La figura 5 muestra la variación del contenido de níquel en la proximidad de la superficie de chapas de diferentes composiciones.

60 La figura 6 muestra la variación del contenido de níquel en la proximidad de la superficie de chapas de composición idéntica tras haber experimentado dos modos de preparación de la superficie antes del endurecimiento en prensa.

La figura 7 muestra la variación del contenido de hidrógeno difusible en función de la intensidad de enriquecimiento del níquel en la capa superficial, para chapas que han experimentado dos modos de preparación de la superficie antes del endurecimiento en prensa.

Las figuras 8 y 9 muestran las estructuras de las chapas laminadas en caliente según la invención.

- 5 **[0041]** El espesor de la chapa de acero utilizada en el procedimiento según la invención está preferentemente comprendido entre 0,5 y 4 mm, un rango de espesor utilizado en particular en la fabricación de piezas estructurales o de refuerzo para la industria automotriz. Esto se puede obtener mediante laminado en caliente o posterior laminado en frío y recocido. Este rango de espesor es adecuado para herramientas industriales de endurecimiento en prensa, especialmente prensas de estampado en caliente.
- 10 **[0042]** Ventajosamente, el acero contiene los siguientes elementos, donde la composición se expresa en peso:
- un contenido de carbono comprendido entre 0,24 y 0,38 %. Este elemento desempeña un papel importante en la templabilidad y la resistencia mecánica obtenidas después del enfriamiento posterior al tratamiento de austenización. Por debajo de un contenido de 0,24 % en peso, no se puede alcanzar el nivel de resistencia mecánica de 1800 MPa
- 15 después del endurecimiento por inmersión en prensa, sin la adición suplementaria de elementos costosos. Por encima de un contenido de 0,38 % en peso, el riesgo de agrietamiento retardado aumenta y la temperatura de transición dúctil/frágil, medida a partir de los ensayos de flexión con muescas de tipo Charpy, es superior a -40 °C, lo que refleja una disminución excesiva en la tenacidad.
- 20 **[0043]** Un contenido de carbono comprendido entre 0,32 % y 0,36 % en peso permite obtener las propiedades deseadas de manera estable, manteniendo la soldabilidad a un nivel satisfactorio y limitando los costes de producción.
- [0044]** La capacidad de soldadura por puntos es particularmente buena cuando el contenido de carbono está comprendido entre 0,24 y 0,28 %.
- 25 **[0045]** Como se verá más adelante, el contenido de carbono también debe definirse en combinación con los contenidos de manganeso, cromo y silicio.
- además de su función como desoxidante, el manganeso desempeña un papel en la templabilidad: su contenido debe ser superior al 0,40 % en peso para obtener una temperatura de inicio de transformación M_s (austenita → martensita) durante el enfriamiento en prensa lo suficientemente baja, lo que permite aumentar la resistencia R_m . El límite del contenido de manganeso al 3 % permite obtener una mayor resistencia al agrietamiento retardado. De hecho, el manganeso se adhiere a las uniones de los granos austeníticos y aumenta el riesgo de ruptura intergranular en presencia de hidrógeno. Por otro lado, como se explicará más adelante, la resistencia al agrietamiento retardado
- 30 proviene en particular de la presencia de una capa superficial enriquecida con níquel. Sin limitarse a la teoría, se piensa que cuando el contenido de manganeso es excesivo, se forma una capa gruesa de óxidos durante el calentamiento de las placas, de modo que el níquel no tiene tiempo de propagarse lo suficiente como para ubicarse debajo de esta capa de óxidos de hierro y manganeso.
- 35 **[0046]** El contenido de manganeso se define preferentemente junto con el contenido de carbono, de manera opcional, de cromo:
- cuando el contenido de carbono está comprendido entre 0,32 y 0,36 % en peso, un contenido de Mn comprendido entre 0,40 y 0,80 % y un contenido de cromo comprendido entre 0,05 y 1,20 %, permiten simultáneamente una
- 40 excelente resistencia al agrietamiento retardado gracias a la presencia de una capa superficial especialmente efectiva enriquecida con níquel y una muy buena capacidad para el corte mecánico de las chapas. El contenido de Mn está comprendido idealmente entre 0,50 y 0,70 % para conciliar el logro de una alta resistencia mecánica y una resistencia al agrietamiento retardado.
- 45 - cuando el contenido de carbono es de carbono comprendido entre 0,24 y 0,28 %, en combinación con un contenido de manganeso comprendido entre 1,50 y 3 %, la capacidad de soldadura por puntos es particularmente buena.
- 50 **[0047]** Estos rangos de composición permiten obtener una temperatura M_s desde el inicio de la transformación hasta el enfriamiento (austenita → martensita) comprendida entre 320 y 370 °C, lo que permite garantizar que las
- 55 piezas endurecidas en caliente tengan una resistencia suficientemente alta.
- el contenido de silicio del acero debe estar comprendido entre 0,10 y 0,70 % en peso: un contenido de silicio superior al 0,10 % permite obtener un endurecimiento adicional y contribuye a la desoxidación del acero líquido. Sin embargo, su contenido debe limitarse al 0,70 % para evitar la formación excesiva de óxidos superficiales durante las etapas de
- 60 recalentamiento y/o recocido, y para no dañar la capacidad de revestimiento por inmersión.
- [0048]** El contenido de silicio es preferentemente superior al 0,50 % para evitar un ablandamiento de la martensita fresca, que puede ocurrir cuando la pieza se mantiene en la herramienta de la prensa después de la transformación martensítica. El contenido de silicio es preferentemente inferior al 0,60 %, de modo que la temperatura
- 65 de transformación en el calentamiento Ac3 (ferrita + perlita → austenita) no sea demasiado alta. En el caso contrario,

esto hace necesario calentar las hojas antes del estampado en caliente a una temperatura más alta, lo que es perjudicial para la productividad del procedimiento.

- en una cantidad mayor o igual a 0,015 %, el aluminio es un elemento que favorece la desoxidación en el metal líquido durante la preparación y la precipitación del nitrógeno. Cuando su contenido es superior al 0,070 %, se pueden formar aluminatos gruesos durante la preparación que tienden a reducir la ductilidad. De manera óptima, su contenido está comprendido entre 0,020 y 0,060 %. - el cromo aumenta la templabilidad y contribuye a obtener Rm en el nivel deseado después del endurecimiento en prensa. Por encima de un contenido igual al 2 % en peso, el efecto del cromo sobre la homogeneidad de las propiedades mecánicas en la pieza endurecida en prensa es saturado. En una cantidad preferentemente comprendida entre 0,05 y 1,20 %, este elemento contribuye al aumento de la resistencia. Preferentemente, una adición de cromo comprendida entre 0,30 y 0,50 % permite obtener los efectos deseados sobre la resistencia mecánica y el agrietamiento retardado, al limitar los costes de adición. Cuando el contenido de manganeso es suficiente, es decir, está comprendido entre el 1,50 % y el 3 % de Mn, se considera que la adición de cromo es opcional, considerándose suficiente la templabilidad obtenida gracias al manganeso.

15 **[0049]** Además de las condiciones en cada uno de los elementos C, Mn, Cr, Si definidas anteriormente, los inventores han demostrado que estos elementos deben especificarse conjuntamente: de hecho, la figura 2 ilustra la resistencia mecánica de hojas endurecidas en prensa, para diferentes composiciones de acero con contenidos variables de carbono (entre 0,22 y 0,36 %), manganeso (entre 0,4 y 2,6 %) y cromo (entre 0 y 1,3 %) y de silicio (entre 20 0,1 y 0,72 %), dependiendo del parámetro

$$P_1 = 2.6C + \frac{Mn}{5.3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15}$$

25 **[0050]** Los datos ilustrados en la figura 2 se refieren a hojas calentadas en el rango austenítico a una temperatura de 850 o 900 °C mantenidas a esta temperatura durante 150 s, y luego estampadas en caliente y templadas reteniéndolas en la herramienta. En todos los casos, la estructura de las piezas obtenidas después del estampado en caliente es completamente martensítica. La línea 1 designa el alcance inferior de los resultados de resistencia mecánica. A pesar de la dispersión debida a la variedad de las composiciones estudiadas, al parecer se obtiene un valor mínimo de 1800 MPa cuando el parámetro P₁ es superior al 1,1 %. Cuando se cumple esta condición, 30 la temperatura de transformación Ms durante el enfriamiento en prensa es inferior a 365 °C. En estas condiciones, la fracción de martensita autorrevenida, bajo el efecto de la retención en la herramienta de prensa, es extremadamente limitada, por lo que la gran cantidad de martensita no revenida permite obtener un alto valor de resistencia mecánica.

- El titanio tiene una alta afinidad por el nitrógeno. Dado el contenido de nitrógeno de los aceros de la invención, el contenido de titanio debe ser mayor o igual a 0,015 % para obtener una precipitación efectiva. En una cantidad superior al 0,020 % en peso, el titanio protege el boro de modo que este elemento se encuentre en forma libre para que ejerza todo su efecto sobre la templabilidad. Su contenido debe ser superior a 3,42 N, definiéndose esta cantidad por la estequiometría de la precipitación de TiN, para evitar la presencia de nitrógeno libre. Sin embargo, por encima del 0,10 %, existe el riesgo de que se formen en el acero líquido, nitruros de titanio gruesos que desempeñan un papel 40 perjudicial en la tenacidad. El contenido de titanio está comprendido preferentemente entre 0,020 y 0,040 %, para formar nitruros finos que limiten el crecimiento de los granos austeníticos durante el calentamiento de las hojas antes del estampado en caliente.

- En una cantidad superior al 0,010 % en peso, el niobio forma carbonitruros de niobio que también pueden limitar el crecimiento de los granos austeníticos durante el calentamiento de las hojas. Sin embargo, su contenido debe limitarse a un 0,060 % debido a su capacidad para limitar la recristalización durante el laminado en caliente, lo que aumenta las fuerzas de laminado y la dificultad de fabricación. Los efectos óptimos se obtienen cuando el contenido de niobio está comprendido entre 0,030 y 0,050 %.

50 - En una cantidad superior al 0,0005 % en peso, el boro aumenta considerablemente la templabilidad. Al difundirse en las uniones de granos austeníticos, ejerce una influencia favorable en la prevención de la segregación intergranular del fósforo. Por encima del 0,0040 %, este efecto es saturado.

- Un contenido de nitrógeno superior al 0,003 % permite obtener una precipitación de TiN, de Nb (CN) o de (Ti, Nb) 55 (CN) mencionada anteriormente para limitar el crecimiento del grano austenítico. Sin embargo, el contenido debe limitarse al 0,010 % para evitar la formación de precipitados gruesos.

- De manera opcional, la chapa puede contener molibdeno en una cantidad comprendida entre 0,05 y 0,65 % en peso: este elemento forma una coprecipitación con el niobio y el titanio. Estos precipitados son muy estables térmicamente, 60 lo que refuerza la limitación del crecimiento del grano austenítico durante el calentamiento. Se obtiene un efecto óptimo para un contenido de molibdeno comprendido entre 0,15 y 0,25 %.

- De manera opcional, el acero también puede comprender tungsteno en una cantidad comprendida entre 0,001 y

0,30 %% en peso. En las cantidades indicadas, este elemento aumenta la templabilidad y la capacidad de endurecimiento gracias a la formación de carburos.

- De manera opcional, el acero también puede contener calcio en una cantidad comprendida entre 0,0005 y 0,005 %: al combinarse con el oxígeno y el azufre, el calcio permite evitar la formación de inclusiones de gran tamaño que son perjudiciales para la ductilidad de las chapas o de las piezas fabricadas de este modo.

- En cantidades excesivas, el azufre y el fósforo conllevan a una mayor fragilidad. Por esta razón, el contenido de azufre en peso se limita al 0,005 % para evitar la formación excesiva de sulfuros. Sin embargo, un contenido de azufre extremadamente bajo, es decir, inferior al 0,001 %, es de realización innecesariamente costosa en la medida en que no aporta beneficios adicionales.

[0051] Por razones similares, el contenido de fósforo está comprendido entre 0,001 y 0,025 % en peso. Con un contenido excesivo, este elemento se segrega en las uniones de granos austeníticos y aumenta el riesgo de agrietamiento retardado por ruptura intergranular.

- el níquel es un elemento importante de la invención: de hecho, los inventores han demostrado que este elemento, en una cantidad comprendida entre 0,25 % y 2 % en peso, reduce significativamente la sensibilidad a la ruptura retardada cuando se concentra en la superficie de la chapa o de la pieza de una forma específica:

para este propósito, se hace referencia a la figura 1 que ilustra esquemáticamente ciertos parámetros característicos de la invención: se ha llevado la variación del contenido de níquel de un acero próximo a la superficie de la chapa, para la cual se ha observado un enriquecimiento superficial. Por razones de simplicidad, solo se ha mostrado una de las superficies de la chapa, por lo que se entiende que la siguiente descripción también se aplica a otras superficies de esta chapa. El acero tiene un contenido nominal de níquel Ni_{nom} . Gracias al procedimiento de fabricación que se describirá más adelante, la chapa de acero se enriquece en níquel cerca de su superficie, hasta un máximo $Ni_{máx}$. Este máximo $Ni_{máx}$ puede estar en la superficie de la chapa, como se muestra en la figura 1, o ligeramente debajo de esta superficie, unas decenas o cientos de nanómetros por debajo de la misma, sin que esto cambie la descripción que sigue y los resultados de la invención. De manera similar, la variación del contenido de níquel puede no ser lineal, como se muestra esquemáticamente en la figura 1, pero puede adoptar un perfil característico que resulta de los fenómenos de difusión. Sin embargo, la definición de los parámetros característicos a continuación también es válida para este tipo de perfil. Por tanto, el área superficial enriquecida con níquel se caracteriza por el hecho de que en cualquier punto, el contenido de níquel Ni_{surf} local del acero es tal que: $Ni_{surf} > Ni_{nom}$. Esta área enriquecida tiene una profundidad Δ .

[0052] De manera sorprendente, los inventores han demostrado que la resistencia al agrietamiento retardado se obtiene al considerar dos parámetros P_2 y P_3 característicos del área superficial enriquecida, los cuales deben satisfacer condiciones críticas. Se define en primer lugar:

$$P_2 = \frac{(Ni_{máx} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta)$$

[0053] Este primer parámetro caracteriza el contenido total de níquel en la capa enriquecida Δ y corresponde al área sombreada que se muestra en la figura 1.

[0054] El segundo parámetro P_3 se define por:

$$P_3 = \frac{(Ni_{máx} - Ni_{nom})}{\Delta}$$

[0055] Este segundo parámetro caracteriza el gradiente medio de concentración de níquel, es decir, la intensidad del enriquecimiento dentro de la capa Δ .

[0056] Los inventores han buscado las condiciones que permiten evitar el agrietamiento retardado de piezas con una resistencia mecánica muy alta endurecidas en prensa. Se recuerda que este procedimiento se caracteriza por el hecho de que se calientan hojas de acero, desnudas o revestidas previamente con un revestimiento metálico (aluminio o aleación de aluminio, zinc o aleación de zinc), donde las mismas se transportan a una prensa de estampación en caliente. Durante la etapa de calentamiento, el vapor de agua posiblemente presente en una cantidad más pequeña en el horno se adsorbe en la superficie de la hoja. El hidrógeno resultante de la disociación del agua se puede disolver en el sustrato de acero austenítico a alta temperatura. La introducción del hidrógeno se ve facilitada así por una atmósfera de horno con un alto punto de rocío, una alta temperatura de austenización y un tiempo de

retención prolongado. Durante el enfriamiento, la solubilidad del hidrógeno disminuye muy fuertemente. Después de volver a la temperatura ambiente, el revestimiento formado por aleación entre el pre-revestimiento metálico opcional y el sustrato de acero forma una barrera sustancialmente impermeable a la desorción de hidrógeno. Por lo tanto, un contenido significativo de hidrógeno difusible aumentará el riesgo de agrietamiento retardado para un sustrato de acero martensítico. Por lo tanto, los inventores han buscado medios que permitan reducir el contenido de hidrógeno difusible en la pieza estampada en caliente a un nivel muy bajo, es decir, menor o igual a 0,16 ppm. Este nivel permite garantizar la ausencia de agrietamiento en una pieza sometida a flexión bajo una tensión igual a la del límite elástico del material, durante 150 horas.

10 **[0057]** Han demostrado que este resultado se logra cuando la superficie de la pieza estampada en caliente o la de la chapa o la hoja antes del estampado en caliente, tiene las siguientes características específicas:

- la figura 3, establecida para las piezas endurecidas en prensa de resistencia Rm comprendida entre 1800 y 2140 MPa, indica que el contenido de hidrógeno difusible depende del parámetro P₂ anterior. Se obtiene un contenido de hidrógeno difusible

$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta) \geq 0,6,$$

inferior a 0,16 ppm cuando la profundidad Δ se expresa en micrómetros y los contenidos Ni_{máx} y Ni_{nom} se expresan en porcentajes en peso.

- en la figura 4, en relación con las mismas piezas endurecidas en prensa, los inventores también han demostrado que se alcanzaba un contenido de hidrógeno difusible inferior a 0,16 ppm cuando el enriquecimiento de níquel en la capa Δ alcanzaba un valor crítico en relación con el contenido nominal Ni_{nom}, es decir, cuando el parámetro P₃ satisface:

$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01,$$

donde las unidades son las mismas que para el parámetro P₂. En la figura 4, se muestra la curva 2 correspondiente al alcance inferior de los resultados.

30 **[0058]** Sin desear estar limitado por la teoría, se piensa que estas características traducen un efecto barrera a la penetración del hidrógeno en la chapa a alta temperatura, en particular por un enriquecimiento de níquel en las antiguas uniones de granos austeníticos, lo que frena la difusión del hidrógeno.

35 **[0059]** El resto de la composición está constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la preparación.

[0060] El procedimiento según la invención se describirá ahora: se vierte un producto semiacabado de la composición mencionada anteriormente. Este producto semiacabado puede estar en forma de placa de espesor generalmente entre 200 y 250 mm, o una placa fina cuyo espesor típico es del orden de unas pocas decenas de milímetros o en cualquier otra forma adecuada. Este se lleva a una temperatura comprendida entre 1250 y 1300 °C y se mantiene en este rango de temperatura durante un periodo comprendido entre 20 y 45 minutos. Producto de la reacción con el oxígeno de la atmósfera del horno, se forma una capa de óxido sustancialmente rica en hierro y manganeso para la composición del acero de la invención, donde la solubilidad del níquel es muy baja y el níquel permanece en forma metálica. Paralelamente al crecimiento de esta capa de óxido, se produce una difusión del níquel hacia la interfaz entre el óxido y el sustrato de acero, lo que provoca la aparición de una capa enriquecida con níquel en el acero. En esta etapa, el espesor de esta capa depende en particular del contenido nominal de níquel del acero, y de las condiciones de la temperatura y la retención definidas anteriormente. Durante el ciclo de fabricación posterior, esta capa inicial enriquecida experimenta simultáneamente:

- una disminución de espesor, debido a las tasas de reducción conferidas por las sucesivas etapas de laminado,

- un aumento de espesor debido a la permanencia de la chapa a alta temperatura durante las etapas sucesivas de fabricación. Sin embargo, este aumento ocurre en proporciones menores que durante la etapa de recalentamiento de las placas.

[0061] Un ciclo de producción de una chapa laminada en caliente generalmente comprende:

- etapas de laminado en caliente (desbaste, acabado) en un rango de temperatura de 1250 a 825 °C,

- una etapa de bobinado en un rango de temperatura de 500 a 750 °C.

[0062] Los inventores han demostrado que una variación de los parámetros de laminado en caliente y de bobinado, en los rangos definidos por la invención, no modificaban considerablemente las características mecánicas, por lo que el procedimiento era tolerante a una cierta variación dentro de estos rangos, sin ningún impacto significativo en los productos resultantes.

- En esta etapa, la chapa laminada en caliente, cuyo espesor puede ser normalmente de 1,5 a 4,5 mm, se decapa mediante un procedimiento conocido *per se*, que solo elimina la capa de óxido, de modo que la capa enriquecida con níquel está ubicada cerca de la superficie de la chapa.

- Cuando se desea obtener una chapa de espesor más fino, se realiza un laminado en frío con un índice de reducción adecuado, por ejemplo, comprendido entre el 30 y el 70 %, y luego se recuece a una temperatura típicamente comprendida entre 740 y 820 °C para obtener una recristalización del metal laminado en frío. Después de este tratamiento térmico, la chapa puede enfriarse para obtener una chapa no revestida o revestida continuamente pasando por un baño de inmersión, según los procedimientos conocidos *per se*, y finalmente enfriarse.

[0063] Los inventores han demostrado que, entre las etapas de fabricación detalladas anteriormente, la etapa que tuvo una influencia predominante en las características de la capa enriquecida con níquel sobre la chapa final, fue la etapa de calentar las placas en un rango específico de temperatura y con un tiempo de retención. En particular, han demostrado que el ciclo de recocido de la chapa laminada en frío, pasando o no por una etapa de revestimiento, tiene solo una influencia secundaria sobre las características de la capa superficial enriquecida con níquel. En otras palabras, con la excepción del índice de reducción de laminado en frío que disminuye el espesor de la capa enriquecida con níquel en una cantidad homotética, las características del enriquecimiento con níquel de esta capa son prácticamente idénticas en una chapa laminada en caliente y en una chapa que también ha sido sometida al laminado en frío y al recocido, pasando o no por una etapa de revestimiento previo por inmersión.

[0064] Este revestimiento previo puede ser de aluminio, una aleación de aluminio (que comprende más del 50 % de aluminio) o una aleación a base de aluminio (de la cual el aluminio es el constituyente mayoritario). Este revestimiento previo es ventajosamente una aleación de aluminio-silicio que comprende en peso del 7 al 15 % de silicio, del 2 al 4 % de hierro, opcionalmente entre 15 y 30 ppm de calcio, siendo el resto aluminio y las impurezas inevitables resultantes de la preparación.

[0065] El revestimiento previo también puede ser una aleación de aluminio que contiene del 40 al 45 % de Zn, del 3 al 10 % de Fe, del 1 al 3 % de Si, siendo el resto aluminio y las impurezas inevitables resultantes de la preparación.

[0066] Según una variante, el revestimiento previo puede ser un revestimiento de aleación de aluminio, que está en forma de compuestos intermetálicos que comprenden hierro. Este tipo de revestimiento previo se obtiene realizando un tratamiento térmico previo de la chapa revestida previamente con aluminio o aleación de aluminio. Este tratamiento térmico previo se lleva a cabo a una temperatura θ_1 durante un tiempo de retención t_1 , de modo que el revestimiento previo ya no contiene aluminio libre, de fase τ_5 del tipo $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$, y τ_6 del tipo $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$, y de modo que no cause transformación austenítica en el sustrato de acero. Preferentemente, la temperatura θ_1 está comprendida entre 620 y 680 °C y el tiempo de retención t_1 está comprendido entre 6 y 15 horas. Esto da lugar a una difusión del hierro de la chapa de acero a aluminio o aleación de aluminio. Este tipo de revestimiento previo permite así calentar las hojas, antes de la etapa de estampado en caliente, a una velocidad mucho más rápida, lo que hace posible minimizar el tiempo de retención a alta temperatura durante el calentamiento de las hojas, es decir, para reducir la cantidad de hidrógeno adsorbido durante esta etapa de calentamiento de las hojas. Alternativamente, el revestimiento previo puede ser galvanizado o de aleación galvanizada, es decir, tener una cantidad de hierro comprendida entre 7 y 12 % después del tratamiento térmico de la aleación obtenida inmediatamente después del baño de galvanización.

[0067] El revestimiento previo también puede consistir en una superposición de capas depositadas en etapas sucesivas, donde al menos una de las capas puede ser de aluminio o una aleación de aluminio.

[0068] Después de la fabricación descrita anteriormente, las chapas se cortan o punzonan mediante procedimientos conocidos *per se*, para obtener hojas cuya geometría se relaciona con la geometría final de la pieza estampada y se endurecen en prensa. Como se ha explicado anteriormente, el corte de chapas que comprende en particular entre 0,32 y 0,36 % de C, entre 0,40 y 0,80 % de Mn, entre 0,05 y 1,20 % de Cr, es particularmente fácil debido a la poca resistencia mecánica en esta etapa, asociada con una microestructura ferrito-perlítica.

[0069] Estas hojas se calientan a una temperatura comprendida entre 810 y 950 °C para austenizar completamente el sustrato de acero, se estampan en caliente y luego se mantienen en la herramienta de prensa para obtener una transformación martensítica. El grado de deformación aplicado durante la etapa de estampación en caliente puede ser mayor o menor dependiendo de si se realizó o no una etapa de deformación en frío (estampación) antes del tratamiento de austenización. Los inventores han demostrado que los ciclos de calentamiento térmico para

el endurecimiento en prensa, que consisten en calentar las hojas cerca de la temperatura de transformación Ac3, y luego mantenerlas a esta temperatura durante unos minutos, no causan tampoco una modificación sustancial de la capa enriquecida con níquel.

5 **[0070]** En otras palabras, las características de la chapa superficial enriquecida con níquel son similares en la chapa antes del endurecimiento en prensa, y en la pieza después del endurecimiento en prensa, obtenida a partir de esta chapa.

10 **[0071]** Gracias a las composiciones de la invención que tienen una temperatura de transformación Ac3 más baja que las composiciones de acero convencionales, es posible austenizar las hojas con temperaturas - tiempo de retención reducidos, lo que permite reducir la posible adsorción del hidrógeno en los hornos de calentamiento.

15 **[0072]** A modo de ejemplos no limitativos, las siguientes realizaciones ilustrarán las ventajas conferidas por la invención.

Ejemplo 1:

20 **[0073]** Se suministraron productos de acero semiacabados, cuya composición se muestra en la tabla 1 a continuación.

Tabla 1 Composiciones de acero (% en peso)

Ref.	C (%)	Mn (%)	Al (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Nb (%)	Ti (%)	P (%)	S (%)	B (%)	N (%)	P1 (%)
A	0,35	0,62	0,027	0,69	0,51	0,20	0,41	0,04	0,02	0,01	0,001	0,0029	0,0040	1,11
B	0,35	0,62	0,031	0,70	0,51	0,20	0,79	0,04	0,02	0,01	0,001	0,0029	0,0040	1,11
C	0,35	0,61	0,035	0,69	1,05	0,20	0,79	0,04	0,02	0,01	0,001	0,0029	0,0050	1,15
D	0,34	0,61	0,032	0,69	0,98	0,20	1,19	0,04	0,02	0,01	0,001	0,0028	0,0050	1,12
E	0,25	2,99	0,051	0,10	0	0	1	0,026	0,036	0,011	0,001	0,0024	0,0058	1,22
F	0,25	1,57	0,041	0,11	2,00	0,61	1,49	0	0,036	0,011	0,001	0,0024	0,0054	1,11
G	0,28	2,62	0,030	0,10	0	0,25	0	0	0,076	0,01	0,001	0,0024	0,0040	1,20
H	0,32	2,09	0,032	<u>0,72</u>	1,31	0,31	0	0	0,08	0,015	0,001	0,0021	0,0040	1,37
I	0,36	1,21	0,031	0,25	0,19	0	0	0	0,04	0,015	0,003	0,0030	0,0041	1,19
J	<u>0,22</u>	1,20	0,045	0,25	0,21	0	0	0	0,02	0,015	0,003	0,0030	0,0035	<u>0,83</u>
K	0,25	2,19	0,032	0,10	0	0	0	0,04	0	0,01	0,003	0,0030	0,0045	1

Valores subrayados: no según la invención

[0074] Estos productos semiacabados se llevaron a 1275 °C y se mantuvieron a esta temperatura durante 45 minutos, luego se laminaron en caliente con una temperatura de fin de laminado TFL de 950 °C, y una temperatura de bobinado de 650 °C. Las chapas laminadas en caliente posteriormente se decaparon en un baño de ácido con inhibidor para eliminar solo la capa de óxido creada en las etapas de fabricación anteriores y luego se laminaron en frío hasta un espesor de 1,5 mm. Las chapas así obtenidas se cortaron en forma de hojas. Se evaluó la capacidad de corte mecánico por el esfuerzo requerido para realizar esta operación. Esta característica está particularmente relacionada con la resistencia mecánica y la dureza de la chapa en esta etapa. Las hojas se llevaron a la temperatura indicada en la tabla 2 y se mantuvieron 150 segundos a esta temperatura antes de estamparse en caliente y enfriarse mediante su retención en la prensa. La velocidad de enfriamiento, medida entre 750 °C y 400 °C está comprendida entre 180 y 210 °C/s. Se midió la resistencia mecánica a la tracción Rm en las piezas de estructura martensítica resultantes utilizando probetas de tracción ISO 12,5 x 50.

[0075] Además, algunas hojas se calentaron a una temperatura comprendida entre 850 y 950 °C durante 5 minutos en un horno bajo una atmósfera con un punto de rocío de -5 °C. Posteriormente, estas hojas se estamparon en caliente en condiciones idénticas a las presentadas anteriormente. Los valores de hidrógeno difusible en las piezas resultantes se midieron luego mediante un procedimiento de desorción térmica («TDA»), conocido *per se*: en este procedimiento, una muestra de prueba se calienta hasta 900 °C en un horno de calentamiento por infrarrojos bajo una corriente de nitrógeno. El contenido de hidrógeno resultante de la desorción se mide en función de la temperatura. El hidrógeno difusible se cuantifica por todo el hidrógeno desorbido entre la temperatura ambiente y 360 °C. También se midió la variación del contenido de níquel en el acero cerca de la superficie en las chapas implementadas por estampación en caliente, por espectroscopia de emisión óptica por descarga luminiscente («EDL» o GDOES «Glow Discharge Optical Emission Spectrometry», una técnica conocida *per se*. Esto permitió definir los valores de los parámetros Ni_{máx}, Ni_{surf}, Ni_{nom} y Δ.

[0076] Los resultados de estos ensayos se indican en la tabla 2.

Tabla 2 Condiciones de calentamiento de las hojas y propiedades obtenidas después del endurecimiento en prensa. Valores subrayados: no según la invención

Ref	Capacidad de corte de las chapas	Temperatura de calentamiento (°C)	Rm (MPa)	$\frac{(Ni_{máx} + Ni_{nom})}{2} x (\Delta) (\%x \mu m)$	$\frac{(Ni_{máx} - Ni_{nom})}{\Delta} (\%/\mu m)$	Hidrógeno difusible (ppm)
A	O	900	1950	0,6	0,01	0,16
B	O	900	1950	3,1	0,75	0,10
C	O	900	1950	1,6	0,4	0,12
D	O	900	1950	2,0	0,91	0,13
E		850	1962	10,6	0,02	0,09
F		850	1803	10,4	0,025	0,08
G		850	1965	0 —	0 —	<u>0,32</u>
H		900	2069	0 —	0 —	<u>0,29</u>
I	O	900	1981	0 —	0 —	<u>0,25</u>
J	O	900	<u>1538</u>	0 —	0 —	<u>0,27</u>
K		900	<u>1769</u>	0 —	0 —	<u>0,30</u>

O = chapa más particularmente adecuada para el corte

[0077] En particular, las chapas A-D tienen buenas propiedades de corte debido a su estructura ferrítica-perlítica. Las chapas y las piezas endurecidas en prensa A-F tienen características en términos de composición y de capa superficial enriquecida con níquel, correspondientes a la invención.

[0078] Los ejemplos AD muestran que una composición que contiene en particular un contenido de C comprendido entre 0,32 y 0,36 %, un contenido de Mn comprendido entre 0,40 y 0,80 % de Mn, un contenido de cromo comprendido entre 0,05 y 1,20 %, en combinación con un contenido nominal de Ni de 0,30 a 1,20 % y una capa enriquecida específica para este elemento, permiten obtener una resistencia Rm superior a 1950 MPa y un contenido

de hidrógeno difusible con un valor menor o igual a 0,16 ppm.

[0079] El ejemplo del ensayo A muestra que el contenido de Ni se puede reducir entre 0,30 y 0,50 %, lo que hace posible obtener resultados satisfactorios en términos de resistencia mecánica y resistencia al agrietamiento retardado, en condiciones de fabricación económicas.

[0080] Los ejemplos E-F muestran que se pueden obtener resultados satisfactorios con una composición que contiene en particular un contenido de carbono comprendido entre 0,24 y 0,28 % y un contenido de manganeso comprendido entre

10

$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta)$$

1,50 y 3 %. El alto valor del parámetro se asocia con un contenido de hidrógeno difusible particularmente bajo.

[0081] En cambio, las piezas de los ejemplos G-K tienen un contenido de hidrógeno difusible superior a 0,25 ppm, debido a que los aceros no tienen una capa superficial enriquecida con níquel. Además, los ejemplos J-K corresponden a composiciones de acero cuyo parámetro P₁ es inferior al 1,1 %, por lo que no se obtiene una resistencia R_m de 1800 MPa después del endurecimiento en prensa.

[0082] Para las composiciones de acero A-D y H, es decir, cuyo contenido de carbono está comprendido entre el 0,32 y el 0,35 % de C, se presenta la variación del contenido de níquel en la figura 5 en función de la profundidad medida con respecto a la superficie de la chapa, medida por la técnica de EDL. En esta figura, las referencias al lado de cada curva corresponden a la referencia del acero. En comparación con una chapa que no tiene níquel (referencia H), se observa que las chapas según la invención tienen un enriquecimiento en la capa superficial. Con un contenido nominal de níquel (0,79 %), se puede ver en los ejemplos B y C que una variación en el contenido de cromo de 0,51 a 1,05 % hace posible mantener un enriquecimiento en la capa superficial, satisfaciendo las condiciones de la invención.

Ejemplo 2

30

[0083] Se proporcionaron chapas de acero laminadas en caliente con la composición correspondiente a la de los aceros E y F anteriores, es decir, conteniendo respectivamente un contenido de Ni del 1 % y del 1,49 %, fabricadas en las condiciones mencionadas anteriormente.

[0084] Después del laminado, las chapas experimentaron dos tipos de preparación:

- X: un decapado ácido con inhibidor para eliminar solo la capa de óxidos
- Y: una rectificación de 100 micrómetros

40

[0085] La figura 6, que ilustra el contenido de níquel medido por espectroscopia de emisión óptica por descarga luminiscente a partir de la superficie para la chapa F, muestra que en el modo de preparación X, está presente una capa superficial enriquecida con níquel (curva marcada con X), mientras que la rectificación eliminó la capa de óxidos y la capa inferior enriquecida con níquel (curva marcada con Y).

45

[0086] Después del laminado en frío hasta un espesor de 1,5 mm, las hojas preparadas de este modo se calentaron seguidamente en un horno a una velocidad de 10 °C/s a 850 °C, se mantuvieron a esta temperatura durante 5 minutos y luego se estamparon en caliente. El contenido de hidrógeno difusible medido en las piezas estampadas es el siguiente, en los dos modos de preparación:

50

Preparación previa de la chapa	Pieza E - Contenido de hidrógeno difusible (ppm)	Pieza F - Contenido de hidrógeno difusible (ppm)
Decapado reteniendo la capa enriquecida con Ni	0,09	0,08
Rectificación eliminando la capa enriquecida con Ni	0,21	0,19

[0087] La figura 7 muestra el contenido de hidrógeno difusible en función de la composición de acero y el modo de preparación. La referencia EX se refiere, por ejemplo, a la chapa y a la pieza estampada en caliente realizada a partir de la composición de acero E, con el modo de preparación X.

[0088] Estos resultados muestran que se necesita la presencia de una capa superficial enriquecida con níquel, es decir, que tenga un gradiente de concentración de níquel suficiente, para obtener un bajo contenido de hidrógeno difusible.

5

Ejemplo 3

[0089] Se fabricaron placas de 235 mm de espesor con la siguiente composición:

10

Tabla 3 Composición del acero (% en peso)

C (%)	Mn (%)	Al (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Nb (%)	Ti (%)	P (%)	S (%)	B (%)	N (%)	P1 (%)
0,35	0,65	0,043	0,58	0,38	0,19	0,39	0,039	0,033	0,004	0,001	0,0029	0,005	1,1

[0090] Estas placas se sometieron a una temperatura de 1290 °C y se mantuvieron a esta temperatura durante 30 minutos.

15 **[0091]**

Luego se laminaron en caliente hasta un espesor de 3,2 mm, según las diferentes temperaturas de fin de laminado o bobinado. Las propiedades de tracción mecánica (límite elástico Re, resistencia Rm, alargamiento total At) de estas chapas laminadas en caliente se indican en la tabla 4.

Tabla 4: Condiciones para la producción de chapas laminadas en caliente y propiedades mecánicas obtenidas

Referencia de ensayo	Temperatura de fin de laminado (°C)	Temperatura de bobinado (°C)	Re (MPa)	Rm (MPa)	At (%)
T	940	660	506	718	18,5
U	870	650	507	726	19,2
V	900	580	578	762	17,4

20

[0092] A una temperatura de bobinado casi idéntica (ensayos T y U), se puede observar que una temperatura de fin de laminado variable de 70 °C tiene muy poca influencia en las propiedades mecánicas. A una temperatura cercana al fin de laminado (ensayos U y V), se puede observar que una disminución en la temperatura de bobinado de 650 a 580 °C tiene solo una ligera influencia, especialmente en la resistencia que varía en menos de 5 %. Por lo tanto, se demuestra que la chapa de acero fabricada en las condiciones de la invención es poco sensible a las variaciones de fabricación, lo que significa que las bandas laminadas tienen una buena homogeneidad.

25

[0093] Las figuras 8 y 9 muestran las respectivas microestructuras de las chapas laminadas en caliente de los ensayos T y V. Se puede observar que las microestructuras ferrito-perlíticas son muy similares para ambas condiciones.

30

[0094] Las chapas laminadas en caliente se decaparon continuamente para eliminar solo la capa de óxido formada en las etapas anteriores, dejando la capa enriquecida con níquel en su lugar. Las chapas se laminaron luego hasta alcanzar un espesor objetivo de 1,4 mm. Independientemente de las condiciones de laminado en caliente, se podría lograr el espesor deseado, ya que las fuerzas de laminado son similares para las diferentes condiciones.

35

[0095] Estas chapas se recoció luego a una temperatura de 760 °C, o sea inmediatamente por encima de la temperatura de transformación Ac1, después se enfriaron y se aluminizaron continuamente por inmersión en un baño que contiene 9 % en peso de silicio y 3 % en peso de hierro, siendo el resto aluminio e impurezas inevitables. De este modo, se obtienen chapas con un revestimiento del orden de 80 g/m² por cara, teniendo este revestimiento un espesor muy uniforme, sin defectos.

40

[0096] Seguidamente, las hojas obtenidas de las condiciones de ensayo T en la tabla 4 anterior se cortaron, se calentaron en diferentes condiciones y luego se estamparon en caliente. En todos los casos, el rápido enfriamiento resultante proporciona una estructura martensítica al sustrato de acero. Algunas partes también se sometieron a un ciclo térmico de cocción de pintura.

45

Tabla 4 Condiciones para la producción de chapas laminadas en caliente y propiedades mecánicas obtenidas

Referencia de ensayo	Temperatura de calentamiento / tiempo de retención en el horno	Ciclo de horneado de pintura	Re (MPa)	Rm (MPa)	At (%)
T1	900 °C-7'	Ninguno	1337	1944	6,5
T2	900 °C-7'	170 °C-20'	1495	1825	7,4
T3	930 °C-10'	Ninguno	1296	1915	7
T4	930 °C-10'	170 °C-20'	1471	1827	7,5

[0097] Se observa que la resistencia obtenida excede los 1800 MPa, independientemente de la temperatura y el tiempo de retención de la hoja en el horno, con o sin tratamiento de horneado de pintura posterior.

5

Ejemplo 4

[0098] Se proporcionaron chapas de acero laminadas en frío y recocidas con un espesor de 1,4 mm con composiciones correspondientes a las de los aceros A y J anteriores, es decir, conteniendo respectivamente un contenido de Ni de 0,39 % y 0 %, fabricadas en las condiciones mencionadas en el ejemplo 1. Se realizó seguidamente un revestimiento por inmersión en un baño cuya composición se describe en el ejemplo 3. De este modo, se obtuvieron chapas con un revestimiento previo de aleación de aluminio de 30 µm de espesor, donde se cortaron las hojas.

10

[0099] Estas hojas se austenizaron en un horno a una temperatura máxima de 900 °C, en una atmósfera con un punto de rocío controlado de -10 °C, siendo el tiempo total de retención de las hojas en el horno de 5 o 15 minutos. Después de la austenización, las hojas se transfirieron rápidamente del horno a una prensa de estampación en caliente y se sumergieron manteniéndolas en la herramienta. Las condiciones de los ensayos indicados en la tabla 5 representan un procedimiento de estampado en caliente industrial para chapas finas.

15

20 Tabla 5 Condiciones para la realización de ensayos de estampado en caliente en hojas con revestimiento previo de aleación de aluminio

Condición del ensayo	Parámetros de austenización del horno			Parámetros de estampación en caliente		
	Punto de rocío (°C)	Temperatura (°C)	Tiempo de retención (mn)	Duración de transferencia(s)	Presión aplicada (kN)	Tiempo de templado con herramienta(s)
5	-10	900	5	8	5500	6
6	-10	900	15	8	5500	6

[0100] Las propiedades de tracción mecánica (resistencia Rm y alargamiento total At) y el contenido de hidrógeno difusible se midieron en las piezas endurecidas en prensa y se indicaron en la tabla 6.

25

Tabla 6 Propiedades mecánicas y contenido de hidrógeno difusible obtenidos en piezas endurecidas en prensa, con revestimiento previo de aleación de aluminio

Ref. Ensayo	Ref. acero	Ciclo de horneado de pintura	Propiedades mecánicas		Hidrógeno difusible (ppm)
			Rm (MPa)	At (%)	
A5	A	ninguno	1912	6,2	0,07
J5	J	Ninguno	<u>1537</u>	6,3	<u>0,18</u>
A6	A	Ninguno	1923	6	0,09
J6	J	Ninguno	<u>1528</u>	6	<u>0,2</u>

[0101] Se puede observar que la resistencia obtenida en las piezas A5-A6 excede los 1800 MPa y que el contenido de hidrógeno difusible es inferior a 0,16 ppm, mientras que en las piezas J5-J6 la resistencia es inferior a 1800 MPa y el contenido de hidrógeno difusible es superior a 0,16 ppm. Según las condiciones de la invención, las características de resistencia y contenido de hidrógeno de las piezas varían poco en función del tiempo de retención en el horno, lo que garantiza una producción muy estable.

30

[0102] Por lo tanto, la invención permite la fabricación de piezas endurecidas en prensa, ofreciendo simultáneamente una resistencia mecánica muy alta y una resistencia al agrietamiento retardado. Estas piezas se

35

utilizarán de manera rentable como piezas estructurales o de refuerzo en el campo de la construcción automotriz.

REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero laminado, para el endurecimiento en prensa, cuya composición química, con los contenidos expresados en peso, consiste en:

5

$$0,24\% \leq C \leq 0,38\%$$

$$0,40\% \leq Mn \leq 3\%$$

$$0,10\% \leq Si \leq 0,70\%$$

10

$$0,015\% \leq Al \leq 0,070\%$$

$$0\% \leq Cr \leq 2\%$$

15

$$0,25\% \leq Ni \leq 2\%$$

$$0,015\% \leq Ti \leq 0,10\%$$

20

$$0\% \leq Nb \leq 0,060\%$$

$$0,0005\% \leq B \leq 0,0040\%$$

$$0,003\% \leq N \leq 0,010\%$$

25

$$0,0001\% \leq S \leq 0,005\%$$

$$0,0001\% \leq P \leq 0,025\%$$

30 entendiéndose que los contenidos de titanio y nitrógeno satisfacen:

$$Ti/N > 3,42,$$

y que los contenidos de carbono, manganeso, cromo y silicio satisfacen:

35

$$2.6C + \frac{Mn}{5.3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15} \geq 1,1\%$$

la composición química que comprende opcionalmente uno o más de los siguientes elementos:

40

$$0,05\% \leq Mo \leq 0,65\%$$

$$0,001\% \leq W \leq 0,30\%$$

$$0,0005\% \leq Ca \leq 0,005\%$$

donde el resto consiste en hierro e impurezas inevitables provenientes de la preparación; conteniendo dicha chapa un contenido de níquel Ni_{surf} en cualquier punto del acero en la proximidad de la superficie de dicha chapa hasta una profundidad Δ , de manera que:

5

$$Ni_{surf} > Ni_{nom},$$

Ni_{nom} designa el contenido nominal de níquel del acero, y de manera que, $Ni_{m\acute{a}x}$ designa el contenido máximo de níquel dentro de Δ :

10

$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta) \geq 0,6,$$

y de manera que:

$$\frac{(Ni_{m\acute{a}x} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01,$$

15

la profundidad Δ se expresa en micrómetros y los contenidos $Ni_{m\acute{a}x}$ y Ni_{nom} se expresan en porcentajes en peso.

2. Chapa de acero según la reivindicación 1, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

20

$$0,32\% \leq C \leq 0,36\%$$

$$0,40\% \leq Mn \leq 0,80\%$$

25

$$0,05\% \leq Cr \leq 1,20\%$$

3. Chapa de acero según la reivindicación 1, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

30

$$0,24\% \leq C \leq 0,28\%$$

30

$$1,50\% \leq Mn \leq 3\%$$

4. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

35

$$0,50\% \leq Si \leq 0,60\%.$$

5. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

40

$$0,30\% \leq Cr \leq 0,50\%.$$

6. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

45

$$0,30\% \leq Ni \leq 1,20\%.$$

7. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

50

$$0,30 \% \leq \text{Ni} \leq 0,50\%.$$

8. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

5

$$0,020 \% \leq \text{Ti}$$

9. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

10

$$0,020 \% \leq \text{Ti} \leq 0,040\%.$$

10. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

15

$$0,15 \% \leq \text{Mo} \leq 0,25\%.$$

11. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

20

$$0,010\% \leq \text{Nb} \leq 0,060\%.$$

12. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

25

$$0,030 \% \leq \text{Nb} \leq 0,050\%.$$

13. Chapa de acero según la reivindicación 2, **caracterizada porque** su composición comprende, en peso:

30

$$0,50\% \leq \text{Mn} \leq 0,70\%.$$

14. Chapa de acero según la reivindicación 2, **caracterizada porque** su microestructura es ferrito-perlítica.

15. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 14, **caracterizada porque** dicha chapa es una chapa laminada en caliente.

35

16. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 14, **caracterizada porque** dicha chapa es una chapa laminada en frío y recocida.

17. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 16, **caracterizada porque** se reviste previamente con una capa metálica de aluminio o aleación de aluminio o a base de aluminio.

40

18. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 16, **caracterizada porque** se reviste previamente con una capa metálica de zinc o aleación de zinc o a base de zinc.

45

19. Chapa de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 16, **caracterizada porque** se reviste previamente con una capa o una pluralidad de capas de aleación intermetálicas que contienen aluminio y hierro, y opcionalmente silicio, conteniendo el revestimiento previo aluminio libre, de fase τ_5 del tipo $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$, y τ_6 del tipo $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$.

50

20. Pieza obtenida por endurecimiento en prensa de una chapa de acero con una composición según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 13 de estructura martensítica o martensito-bainítica.

21. Pieza endurecida en prensa según la reivindicación 20, que contiene un contenido nominal de níquel Ni_{nom} , **caracterizada porque** el contenido de níquel Ni_{surf} en el acero próximo a la superficie es superior a Ni_{nom} hasta una profundidad Δ , y **porque**, $\text{Ni}_{\text{máx}}$ designa el contenido máximo de níquel dentro de Δ :

55

$$\frac{(Ni_{\text{máx}} + Ni_{\text{nom}})}{2} \times (\Delta) \geq 0,6,$$

y **porque:**

5

$$\frac{(Ni_{\text{máx}} - Ni_{\text{nom}})}{\Delta} \geq 0,01,$$

la profundidad Δ se expresa en micrómetros,

10 los contenidos $Ni_{\text{máx}}$ y Ni_{nom} se expresan en porcentajes en peso.

22. Pieza endurecida en prensa según la reivindicación 20 o 21, **caracterizada porque** su resistencia mecánica R_m es mayor o igual a 1800 MPa.

15 23. Pieza endurecida en prensa según cualquiera de las reivindicaciones 20 a 22, caracterizada porque está revestida con una aleación de aluminio o a base de aluminio o con una aleación de zinc o a base de zinc que resulta de la difusión entre el sustrato de acero y el revestimiento previo, durante el tratamiento térmico de endurecimiento en prensa.

20 24. Procedimiento de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente, que comprende las etapas sucesivas según las cuales:

- se vierte un producto semiacabado de composición química según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 13, luego

25 - se calienta dicho producto semiacabado a una temperatura comprendida entre 1250 y 1300 °C durante un tiempo de retención a esta temperatura comprendido entre 20 y 45 minutos, y luego

- se lamina en caliente dicho producto semiacabado hasta una temperatura de fin de laminado TFL comprendida entre 825 y 950 °C, para obtener una chapa laminada en caliente, luego

30

- se enrolla dicha chapa laminada en caliente a una temperatura comprendida entre 500 y 750 °C, para obtener una chapa laminada en caliente y devanada, luego

- se decapa la capa de óxido formada durante las etapas anteriores.

35

25. Procedimiento de fabricación de una chapa laminada en frío y recocida, **caracterizado porque** comprende las etapas sucesivas según las cuales:

40 - se proporciona una chapa laminada en caliente, devanada y decapada, fabricada mediante el procedimiento según la reivindicación 24, luego

- se lamina en frío dicha chapa laminada en caliente, devanada y decapada, para obtener una chapa laminada en frío, luego

45 - se recuece dicha chapa laminada en frío a una temperatura comprendida entre 740 y 820 °C para obtener una chapa laminada en frío y recocida.

26. Procedimiento de fabricación de una chapa revestida previamente, según el cual se suministra una chapa laminada fabricada según el procedimiento 24 o 25, luego se realiza un revestimiento previo continuado por inmersión, siendo el revestimiento previo de aluminio o una aleación de aluminio o a base de aluminio, o de zinc o una aleación de zinc o a base de zinc.

50

27. Procedimiento de fabricación de una chapa revestida y aleada previamente, según el cual:

55 - se proporciona una chapa laminada según el procedimiento 24 o 25, luego se realiza un revestimiento previo continuado por inmersión con una aleación de aluminio o a base de aluminio, y luego

- se realiza un tratamiento térmico previo de dicha chapa revestida previamente a una temperatura θ_1 comprendida entre 620 y 680 °C durante un tiempo de retención t_1 comprendido entre 6 y 15 horas, de modo que el revestimiento

previo no contenga más aluminio libre, de fase τ_5 del tipo $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$, y τ_6 del tipo $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$, y de modo que no se cause la transformación austenítica en el sustrato de acero, realizándose dicho tratamiento previo en un horno bajo una atmósfera de hidrógeno y nitrógeno.

5 28. Procedimiento de fabricación de una pieza endurecida en prensa según cualquiera de las reivindicaciones 20 a 23, que comprende las etapas sucesivas según las cuales:

- se proporciona una chapa fabricada mediante un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 24 a 27, luego

10

- se corta dicha chapa para obtener una hoja, luego

se realiza opcionalmente una etapa de deformación mediante el estampado en frío de dicha hoja, luego

15 - se calienta dicha hoja a una temperatura comprendida entre 810 y 950 °C para obtener una estructura totalmente austenítica en el acero, luego

- se transfiere la hoja dentro de una prensa, luego

20 - se estampa en caliente dicha hoja para obtener una pieza, luego

- se mantiene dicha pieza dentro de la prensa para obtener un endurecimiento por transformación martensítica de dicha estructura austenítica.

25 29. Uso de una pieza endurecida en prensa según la reivindicación 20 a 23 o fabricada según el procedimiento 28, para la fabricación de piezas estructurales o de refuerzo para vehículos automóviles.

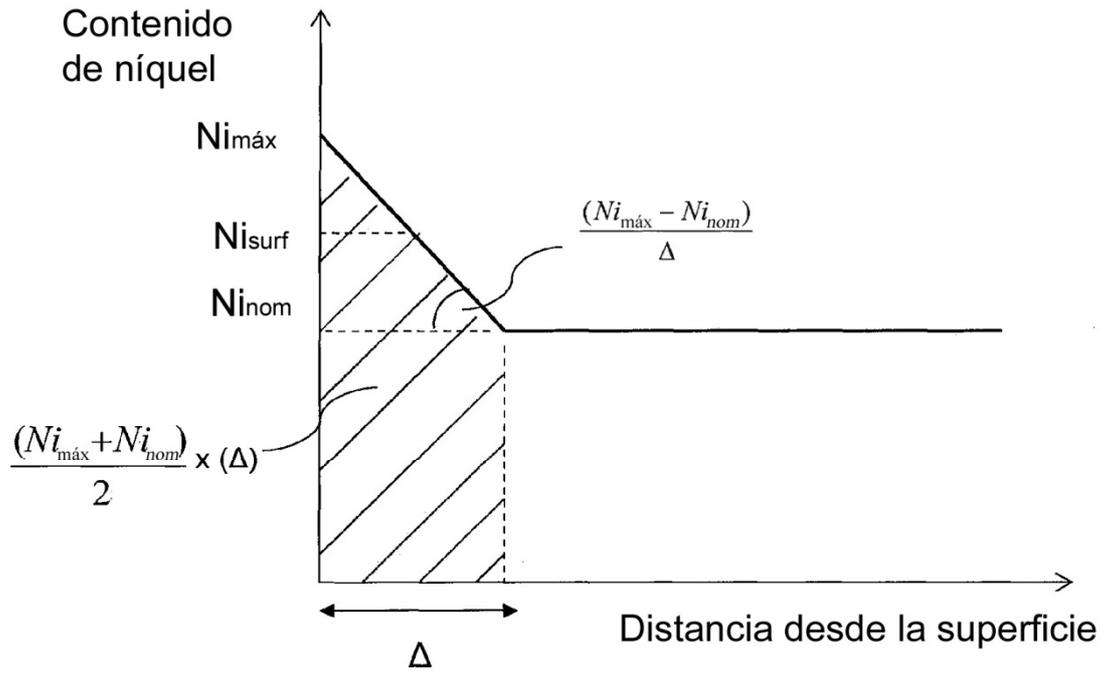


Fig. 1

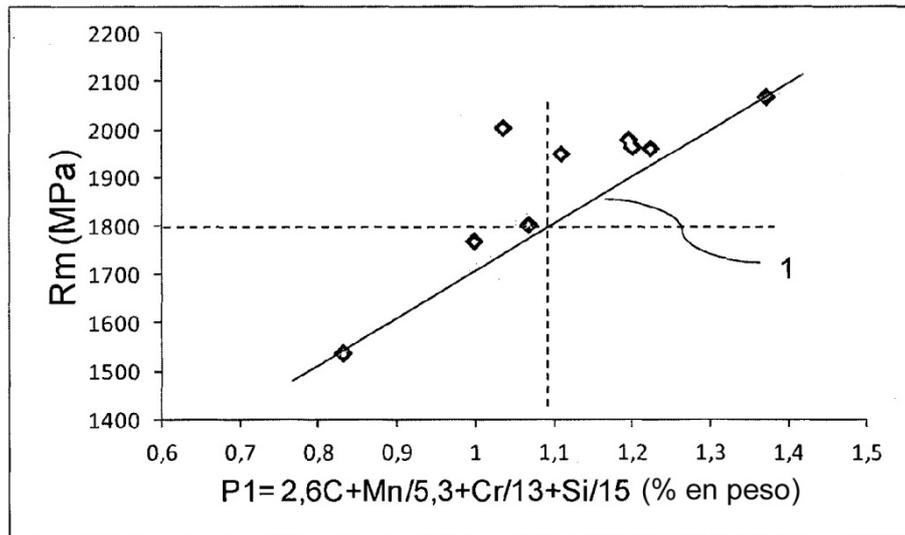


Fig. 2

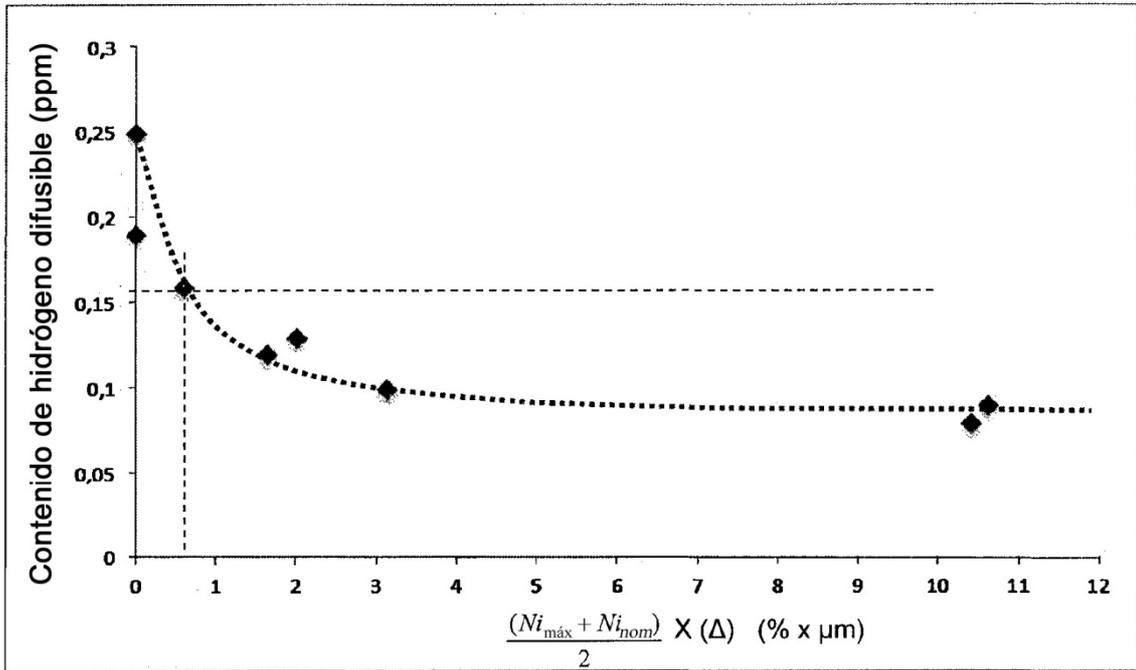


Fig. 3

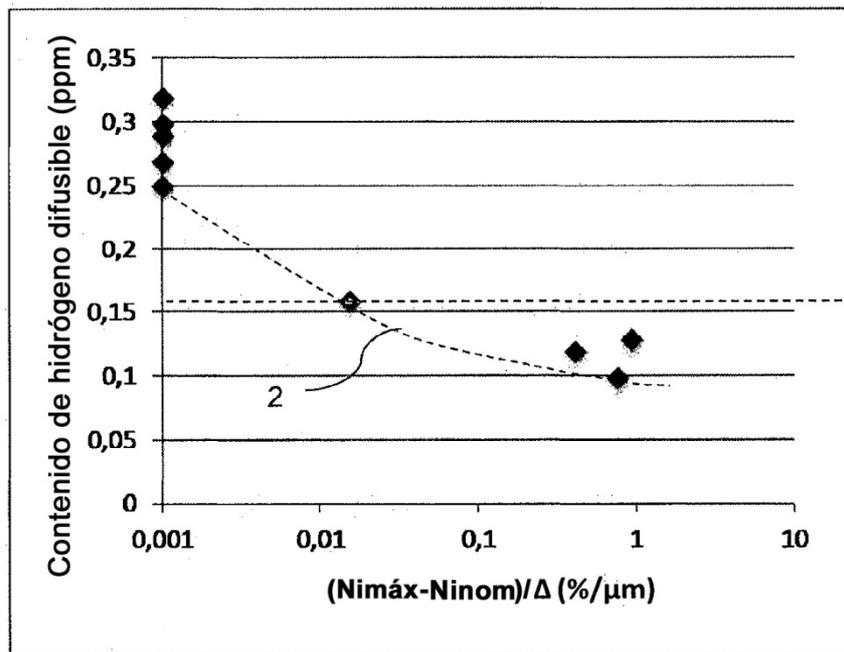


Fig. 4

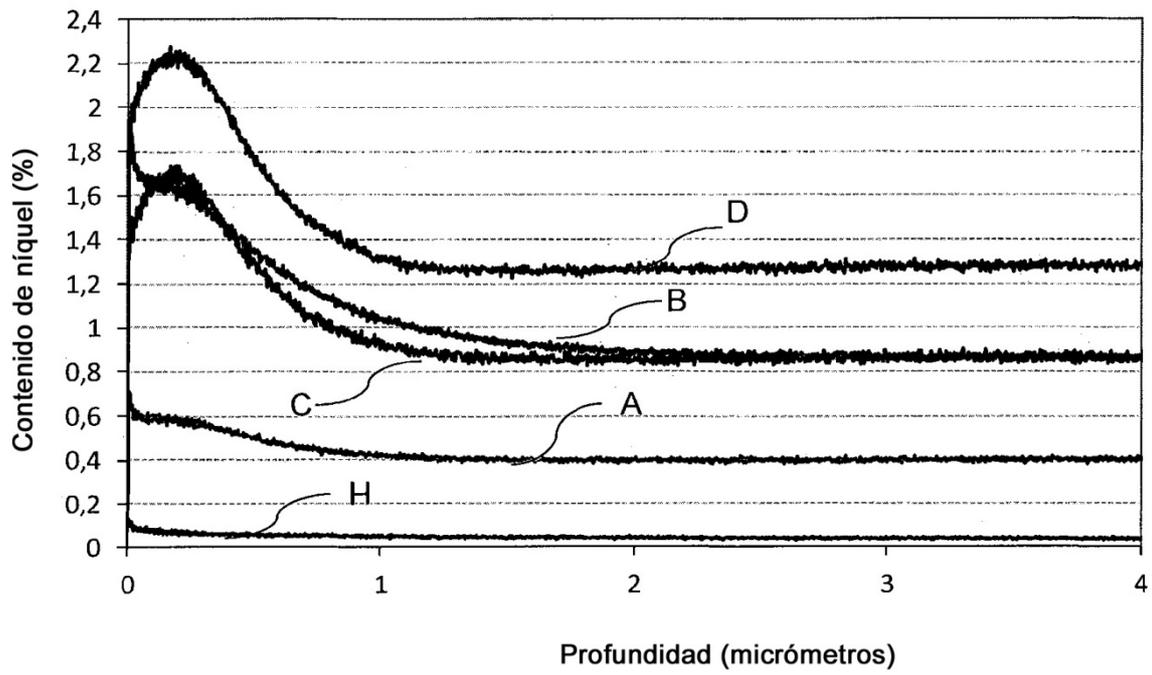


Fig. 5

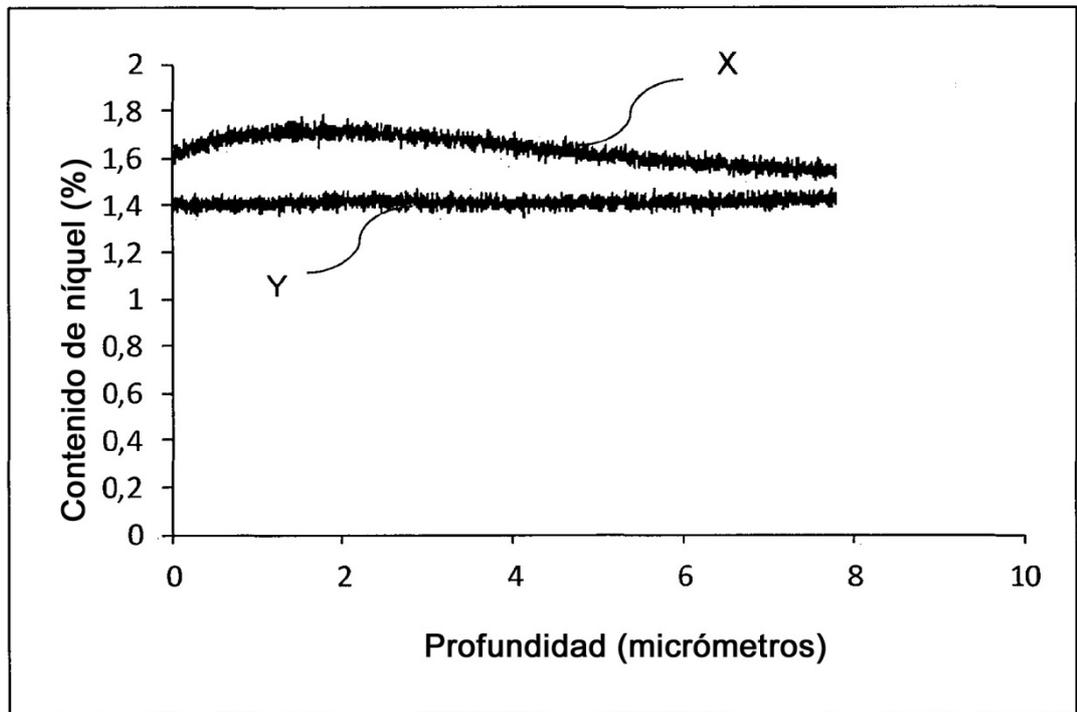


Fig. 6

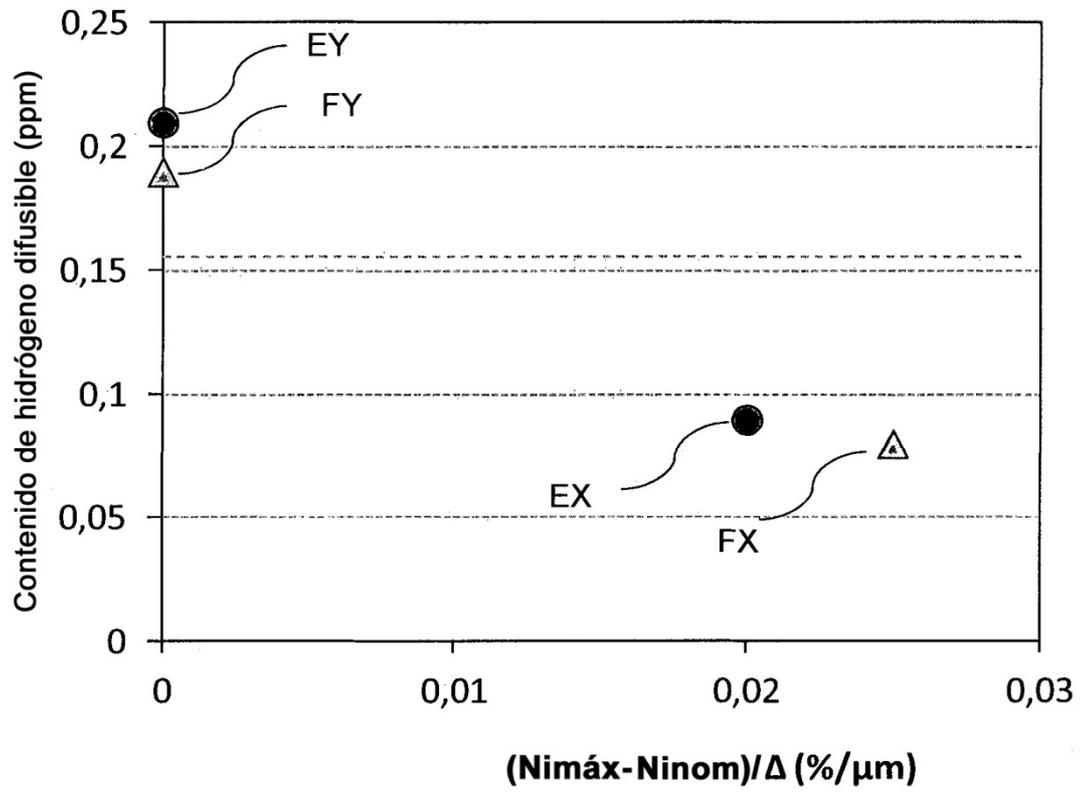
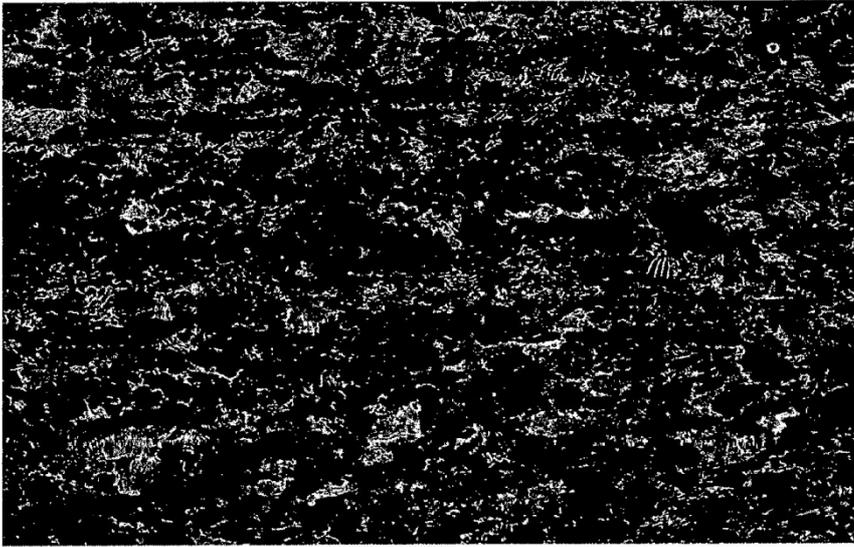
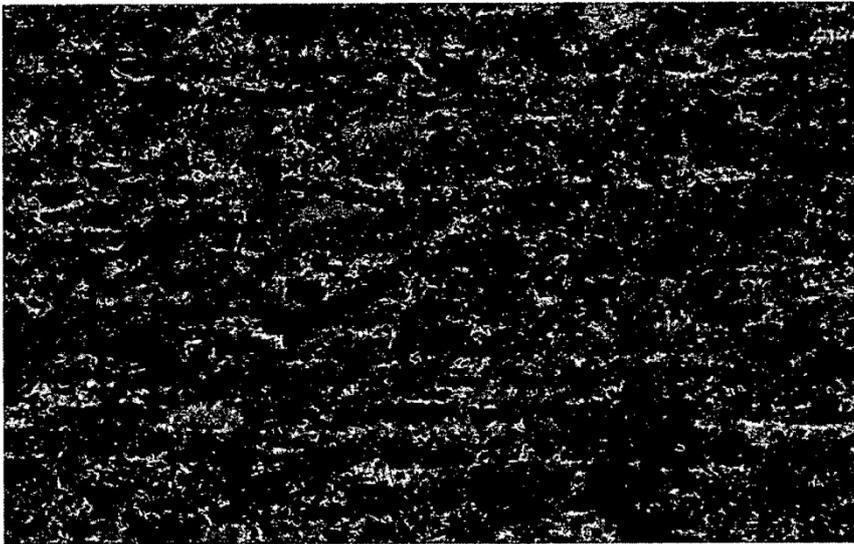


Fig. 7



50 μ m

Fig. 8



50 μ m

Fig. 9