

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **3 013 116**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01)	B23K 11/11	(2006.01)	C21D 1/673	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01)	B23K 11/16	(2006.01)	C21D 6/00	(2006.01)
C21D 9/00	(2006.01)	B23K 26/21	(2014.01)	B23K 101/18	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	B23K 26/324	(2014.01)	B23K 101/32	(2006.01)
C21D 9/48	(2006.01)	B23K 35/30	(2006.01)	B23K 103/04	(2006.01)
C21D 8/00	(2006.01)	C22C 38/00	(2006.01)		
B21D 22/20	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)		
B21D 22/02	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)		
C21D 1/19	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)		
C21D 1/25	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **01.06.2018 PCT/IB2018/053950**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **06.12.2018 WO18220598**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.06.2018 E 18731528 (8)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **27.11.2024 EP 3631022**

54 Título: **Lámina de acero para la fabricación de piezas endurecidas por prensado, procedimiento para la fabricación de la lámina de acero, pieza endurecida por prensado que tiene una combinación de alta resistencia y ductilidad al choque, procedimiento para la fabricación de una pieza endurecida por prensado, ensamblaje soldado, uso de la pieza endurecida por prensado**

30 Prioridad:

02.06.2017 WO PCT/IB2017/053282

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
11.04.2025

73 Titular/es:

**ARCELORMITTAL (100.00%)
24-26 Boulevard d'Avranches
1160 Luxembourg, LU**

72 Inventor/es:

**BEUVAIS, MARTIN;
DUMONT, ALICE;
GIBOT, ALEXANDRE;
PERLADE, ASTRID y
ZHU, KANGYING**

74 Agente/Representante:

PONTI & PARTNERS, S.L.P.

ES 3 013 116 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

5 Lámina de acero para la fabricación de piezas endurecidas por prensado, procedimiento para la fabricación de la lámina de acero, pieza endurecida por prensado que tiene una combinación de alta resistencia y ductilidad al choque, procedimiento para la fabricación de una pieza endurecida por prensado, ensamblaje soldado, uso de la pieza endurecida por prensado

10 La presente invención se refiere a láminas de acero que se conforman en caliente para la fabricación de piezas, y se endurecen por prensado mediante una etapa de enfriamiento que se consigue sujetando las piezas en la herramienta de prensado. Estas piezas se utilizan como elementos estructurales en vehículos automóviles para funciones antiintrusión o de absorción de energía. Dichas piezas también se pueden utilizar, por ejemplo, para la fabricación de herramientas o piezas para maquinaria agrícola.

15 En dicho tipo de aplicaciones, es deseable producir piezas de acero que combinen una alta resistencia mecánica, una alta resistencia al impacto, una buena resistencia a la corrosión y una precisión dimensional. Esta combinación es particularmente deseable en la industria del automóvil, donde se están realizando intentos para reducir significativamente el peso de los vehículos. Las piezas de automoción, tales como piezas anti-intrusión y estructurales, especialmente los rieles delanteros o traseros, los rieles de techo y los pilares B, las piezas de chasis, tales como los brazos de control inferiores, las cunas del motor, así como otras piezas que contribuyen a la seguridad de los vehículos automóviles, tales como parachoques, refuerzos de puertas o pilares centrales, necesitan más particularmente estas propiedades. Esta reducción de peso se puede lograr en particular gracias al uso de piezas de acero con una microestructura martensítica o bainítica-martensítica.

25 La fabricación de piezas de este tipo se describe en publicaciones de la técnica anterior. FR 2 780 984 y FR 2 807 447, según las cuales, una pieza en bruto cortada en una lámina de acero para tratamiento térmico y recubierta previamente con un metal o aleación metálica se calienta en un horno y a continuación se conforma en caliente. La sujeción de la pieza en el utillaje después de que se haya realizado el conformado permite lograr un enfriamiento rápido que conduce a la formación de microestructuras endurecidas que tienen características mecánicas muy altas. Un proceso de este tipo se conoce como endurecimiento por prensado.

30 Las características mecánicas de las piezas así obtenidas se evalúan generalmente mediante ensayos de resistencia a la tracción y de dureza. Los documentos citados anteriormente describen así procedimientos de fabricación que permiten conseguir una resistencia a la tracción TS de 1500 MPa a partir de una pieza en bruto de acero que presenta una resistencia a la tracción inicial TS de 500 MPa antes del calentamiento y enfriamiento rápido.

35 Sin embargo, las condiciones de servicio de ciertas piezas endurecidas y recubiertas requieren no sólo un alto nivel de resistencia a la tracción TS, sino también una buena ductilidad. La ductilidad de las piezas se evalúa por ejemplo midiendo el alargamiento total. Por ejemplo, las piezas obtenidas mediante el proceso de fabricación de FR 2 780 984, aunque tienen una alta resistencia a la tracción, tienen un alargamiento total que permanece inferior al 6%.

40 De este modo, se propuso en EP 2 137 327 un procedimiento para fabricar una pieza endurecida por prensado a partir de una pieza en bruto de acero con una composición que contiene: 0,040-0,100 % C, 0,80-2,00 % Mn, <0,30 % Si, <0,005 % S, <0,030 % P, 0,01-0,070 % Al, 0,015-0,100 % Al, 0,030-0,080 % Ti, <0,009 % N, <0,100 % Cu, Ni, Mo, <0,006 % Ca. Después del endurecimiento por prensado, se puede obtener una resistencia a la tracción superior a 500 MPa y un alargamiento total de al menos el 15 %. Sin embargo, debido a la naturaleza de la microestructura, que es ferrita equiaxial, no es posible lograr un nivel de resistencia a la tracción muy alto.

50 Además, el documento EP 1 865 086 divulga una composición de acero que comprende 0,1-0,2% C, 0,05-0,3% Si, 0,8-1,8% Mn, 0,5-1,8% Ni, <0,015% P, <0,003% S, 0,0002-0,008% B, opcionalmente 0,01-0,1% Ti, opcionalmente 0,01-0,05% Al, opcionalmente 0,002-0,005% N. Esta composición permite fabricar una pieza endurecida por prensado con una resistencia a la tracción superior a 1000 MPa y con un alargamiento total superior al 10%. Sin embargo, debido a su alto contenido en níquel, este acero es costoso de fabricar.

55 El documento EP 1 881 083 describe una pieza endurecida por prensado fabricada a partir de una composición de acero que contiene 0,11-0,18 % de C, 0,10-0,30 % de Si, 1,60-2,20 % de Mn, <0,0015 % de P, <0,010 % de S, 1,00-2,00 % de Cr, 0,020 % de N, 0,020-0,060 % de Nb, 0,001-0,004 % de B, 0,001-0,050 % de Ti. La pieza tiene una resistencia a la tracción superior a 1200 MPa y un alargamiento total de más del 12 %. Sin embargo, debido a su alto contenido de cromo, este acero también es costoso de fabricar.

60 En realidad, el alargamiento total no parece ser el parámetro más relevante para garantizar que la pieza tenga la ductilidad suficiente para absorber deformaciones o impactos sin riesgo de rotura. Por tanto, un alargamiento total elevado no garantiza dicha ductilidad suficiente.

65 Más bien, como se analiza en la publicación "Crash Ductility and Numerical Modeling of Usibor® 1500 Fracture behavior", P. Dietsch y D. Hasenpouth, Proceedings of the International Automotive Body Congress, Frankfurt 2015, la deformación a la fractura y el ángulo de flexión parecen ser más relevantes que el alargamiento total para garantizar

que la pieza tenga la ductilidad suficiente para absorber deformaciones o impactos sin riesgo de rotura, en particular en las zonas correspondientes a concentraciones locales de tensiones debidas a la geometría de la pieza o a la posible presencia de microdefectos en la superficie de las piezas. Esta ductilidad también puede denominarse "ductilidad al choque", y no está correlacionada con los alargamientos totales y uniformes.

El documento WO 2017/006159 divulga un proceso para fabricar una pieza endurecida por prensado a partir de un acero que tiene una composición que comprende 0,062-0,095 % de C, 1,4-1,9 % de Mn, 0,2-0,5 % de Si, 0,020-0,070 % de Al, 0,02-0,1 % de Cr, en donde $1,5 \% \leq C+Mn+Si+Cr \leq 2,7 \%$, 0,040-0,060 % de Nb, $3,4*N \leq Ti \leq 8*N$, $0,044 \leq Nb+Ti \leq 0,090 \%$, 0,0005-0,004 % de B, 0,001-0,009 % de N, 0,0005-0,003 % de S y 0,001-0,20 % de P, teniendo la pieza endurecida por prensado un ángulo de flexión ángulo superior a 75° y una deformación a la fractura en condiciones de deformación plana superior a 0,60.

Sin embargo, la resistencia a la tracción de dichas piezas sigue siendo inferior a 1200 MPa.

WO2016113789 A1 describe una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente de alta resistencia y un procedimiento de producción de la misma, en donde el acero contiene C: 0,15 %-0,25 %, Si: 0,50-2,5 %, Mn 2,3-4,0 %, P: $\leq 0,100 \%$, S: $\leq 0,02 \%$, Al: 0,01-2,5 %, y en donde el procedimiento para producir la lámina de acero galvanizada de alta resistencia comprende bobinar una lámina de acero laminada en caliente a una temperatura de bobinado de $\leq 550 \text{ }^\circ\text{C}$. JPH06316729 A divulga un procedimiento para producir una lámina de acero delgada de alta ductilidad y alta resistencia, en donde el acero comprende C: 0,10-0,40%, Mn: 2,0-4,0%, Al: 0,01-0,10%, y en donde la temperatura de bobinado después del laminado en caliente es de 500 °C para los ejemplos. WO2016063467 A1 divulga una pieza prensada en caliente de alta resistencia obtenido mediante la realización de un proceso de prensado en caliente sobre una lámina de acero y un procedimiento para fabricar una pieza prensada en caliente de alta resistencia, en donde el acero comprende C: 0,090-0,30 %, Mn: 3,5-11,0 %, Si: 0,01-2,5 %, P: $\leq 0,05 \%$, S $\leq 0,05 \%$, Al: 0,005-0,1 %, N: $\leq 0,01 \%$, en donde el procedimiento comprende la realización de un proceso de calentamiento y un proceso de conformado por prensado en caliente sobre una materia prima para obtener una pieza prensada en caliente que tiene una forma especificada, en donde el proceso de calentamiento es un proceso en el que la materia prima se mantiene a una temperatura en un intervalo de temperatura de 800-1000 °C durante ≤ 600 segundos, en donde el proceso de conformado por prensado en caliente es un proceso en el que la materia prima calentada en el proceso de calentamiento se somete a un conformado por prensado y temple al mismo tiempo mediante el uso de una herramienta de conformado.

Por lo tanto, se desea tener una lámina de acero para fabricar una pieza endurecida por prensado, una pieza endurecida por prensado y un proceso de fabricación de la misma que no tenga las limitaciones anteriores. Se desea más particularmente tener una lámina de acero adecuada para producir una pieza de acero endurecido por prensado que tenga una resistencia a la fluencia YS de al menos 1000 MPa, una resistencia a la tracción TS comprendida entre 1300 y 1600 MPa, y una alta ductilidad caracterizada por un ángulo de flexión superior a 60° y una deformación a la fractura en condiciones de deformación simple superior a 0,50, y dicha pieza de acero endurecido por prensado. También se desea tener una lámina de acero para endurecimiento por prensado que pueda estar disponible en estado sin recubrimiento o con un recubrimiento metálico que proporcione a la lámina de acero una alta resistencia a la corrosión después del endurecimiento por prensado.

Además, es deseable producir una lámina de acero o una pieza de acero endurecido por prensado que sea fácilmente soldable, ya sea antes o después del conformado por prensado en caliente.

Es especialmente deseable tener una lámina de acero que pueda soldarse fácilmente ya sea en un proceso homogéneo (es decir, soldadura de dos láminas con la misma composición) o en un proceso heterogéneo (soldadura de dos láminas con diferentes composiciones de acero) y además endurecerse por prensado, de modo que estas soldaduras endurecidas por prensado tengan altas propiedades mecánicas.

Para mejorar su resistencia a la oxidación, las láminas fabricadas de láminas de acero endurecible por prensado se recubren habitualmente con un prerrecubrimiento, en particular con un prerrecubrimiento de aluminio, de aleación a base de aluminio o de aleación de aluminio. Las piezas en bruto fabricadas a partir de dichas láminas prerrecubiertas se pueden soldar a otras piezas en bruto, por ejemplo otras piezas en bruto prerrecubiertas, siendo estas piezas en bruto soldadas conformadas en caliente y endurecidas por prensado hasta su forma final.

Cuando dichas piezas en bruto prerrecubiertas se sueldan a otras piezas en bruto, una parte del prerrecubrimiento se funde en el metal de soldadura creado entre estas piezas en bruto mediante soldadura.

Este metal exógeno puede dar lugar a la formación de áreas intermetálicas que, en una carga mecánica posterior, tienden a ser el sitio de iniciación de la fractura en condiciones estáticas o dinámicas.

Además, al ser el aluminio un elemento alfégeno, retrasa la transformación en austenita de la zona fundida durante el calentamiento previo al conformado en caliente de la pieza en bruto soldada. Por lo tanto, en este caso, no es posible obtener una junta soldada que tenga una estructura completamente templada después del endurecimiento por prensado, y la junta soldada así obtenida tiene, por lo tanto, una dureza y una resistencia a la tracción inferiores a las

de las propias láminas.

Para solucionar este problema, se propuso eliminar el prerrecubrimiento en el área de la soldadura mediante ablación láser antes de la soldadura.

5 Sin embargo, esta ablación láser induce costes complementarios.

10 Por lo tanto, también es deseable tener una lámina de acero recubierta previamente con un prerrecubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, que se pueda soldar con láser a otra lámina sin quitar todo el prerrecubrimiento a la vez que se garantizan altas propiedades mecánicas en toda la pieza de acero soldada por láser endurecida por prensado después del conformado por prensado, en particular altas propiedades mecánicas en la soldadura con láser.

15 También es deseable tener piezas endurecidas por prensado que sean fácilmente soldables después del conformado por prensado en caliente, especialmente mediante soldadura por puntos de resistencia.

20 De hecho, el ciclo térmico asociado a la soldadura por puntos de resistencia induce un gradiente de temperatura que va desde la temperatura ambiente hasta el estado líquido del acero. El calentamiento a una temperatura en el intervalo de Ac1-Ac3 puede provocar un ablandamiento de la microestructura de la pieza endurecida por prensado en la zona afectada térmicamente, es decir, las zonas de las piezas endurecidas por prensado que no se funden y que tienen su microestructura y propiedades alteradas por la soldadura. Cuando este ablandamiento es demasiado importante, una tensión externa aplicada puede concentrarse en la zona ablandada, provocando así una falla prematura por concentración de la deformación.

25 Por lo tanto, es deseable tener uniones soldadas por puntos de resistencia con alta ductilidad y preferiblemente libres de ablandamiento significativo en la zona afectada térmicamente.

30 Para este fin, la invención se refiere a una lámina de acero para la fabricación de una pieza de acero endurecido por prensado según la reivindicación 1.

Según una realización, la lámina de acero comprende un prerrecubrimiento metálico sobre cada una de sus dos caras principales.

35 Por ejemplo, el prerrecubrimiento metálico es un prerrecubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio.

Según otro ejemplo, el prerrecubrimiento metálico es un prerrecubrimiento de aluminio-zinc, una aleación a base de zinc o un prerrecubrimiento de aleación de zinc.

40 Preferiblemente, la lámina de acero comprende una zona descarbonada en la superficie de cada una de las dos superficies principales bajo el prerrecubrimiento metálico, estando comprendida la profundidad $p_{50\%}$ de esta zona descarbonada entre 6 y 30 micrómetros, siendo $p_{50\%}$ la profundidad en la que el contenido de carbono es igual al 50% del contenido de C en la composición del acero, y en donde la lámina de acero recocida no contiene una capa de óxido de hierro en la interfaz entre dichas superficies principales y dicho prerrecubrimiento metálico.

45 Según una realización, la lámina de acero es una lámina de acero no recocida, consistiendo la microestructura de la lámina de acero, en fracción de superficie, en:
entre el 5% y el 20% de austenita retenida,
50 cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita mayores de 60 nm es inferior a $10^7/\text{mm}^2$,
el complemento que consiste en bainita y/o martensita,
teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

55 Especialmente, la lámina de acero es, por ejemplo, una lámina de acero laminada en caliente que tiene una energía Charpy específica KCV mayor o igual a 60 J/cm^2 .

60 Según otra realización, la lámina de acero es una lámina de acero recocida, consistiendo la microestructura de la lámina de acero recocida, en fracción de superficie, en:
menos del 50% de ferrita,
entre 1% y 20% de austenita retenida,
65 cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita mayores de 60 nm es inferior a $10^7/\text{mm}^2$,
el complemento que consiste en martensita,
teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

ES 3 013 116 T3

La lámina de acero tiene generalmente un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.

Según una realización, el contenido de Mn es inferior al 4,0%.

5

El contenido de Mo es preferiblemente de al menos 0,05%.

En una realización, el contenido de B es menor o igual a 0,0015%.

10

En una realización, la composición es tal que $Ti < 3,42 \cdot N$,

En otra realización, que está fuera de la invención reivindicada, la composición es tal que $Al < 0,15 \%$ y $Ti \geq 3,42 \cdot N$.
En esta realización, la composición es preferiblemente tal que $Ti < 8 \times N$.

15

Preferiblemente, el contenido de Nb es mayor o igual a 0,010%.

Preferiblemente, el contenido de nitrógeno es inferior al 0,007%.

20

La invención también se refiere a un procedimiento para producir una lámina de acero según la reivindicación 10.

Por ejemplo, cuando se realiza el laminado en frío, la lámina de acero bobinada se lamina en frío con una relación de laminado en frío comprendida entre el 30% y el 80%.

25

Preferiblemente, después del bobinado y antes del laminado en frío, la lámina de acero bobinada se recoce de forma discontinua a una temperatura de recocido discontinuo T_{HBA} comprendida entre 550 °C y 700 °C, manteniéndose la lámina de acero bobinada a dicha temperatura de recocido discontinuo T_{HBA} durante un tiempo de recocido discontinuo t_{HBA} comprendido entre 1 hora y 20 horas.

30

Preferiblemente, el procedimiento comprende además una etapa de recocido de la lámina de acero bobinada y opcionalmente laminada en frío a una temperatura de recocido T_A mayor o igual a 650 °C, comprendiendo la etapa de recocido calentar la lámina de acero bobinada y opcionalmente laminada en frío a la temperatura de recocido T_A , y mantener la lámina de acero bobinada y opcionalmente laminada en frío a la temperatura de recocido T_A durante un tiempo de recocido t_A comprendido entre 30 s y 600 s.

35

En una realización, la temperatura de recocido T_A es inferior a $Ae3$.

En otra realización, la temperatura de recocido T_A es mayor o igual que $Ae3$.

40

Según una realización, después de mantenerla a la temperatura de recocido T_A , la lámina de acero se recubre previamente con metal o una aleación de metal mediante recubrimiento por inmersión en caliente en un baño, y a continuación se enfría a temperatura ambiente.

45

Por ejemplo, la lámina de acero es recubierta previamente con zinc, una aleación a base de zinc o una aleación de zinc.

En otro ejemplo, la lámina de acero es recubierta previamente con aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio.

50

Preferiblemente, la lámina de acero se recoce a dicha temperatura de recocido T_A para obtener, al finalizar el recocido, una descarburación de la superficie de la lámina de acero recocida en una profundidad $p_{50\%}$ comprendida entre 6 y 30 micrómetros, siendo $p_{50\%}$ la profundidad a la que el contenido de carbono es igual al 50% del contenido de C en la composición, y para obtener una lámina de acero recocida que no tiene capa de óxido de hierro en su superficie.

55

Generalmente, la lámina de acero tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.

Según una realización, el contenido de Mn es inferior al 4,0%.

El contenido de Mo es preferiblemente de al menos 0,05%.

60

En una realización, el contenido de B es menor o igual a 0,0015%.

En una realización, la composición es tal que $Ti < 3,42 \cdot N$.

65

En otra realización, que está fuera de la invención reivindicada, la composición es tal que $Al < 0,15 \%$ y $Ti \geq 3,42 \cdot N$.
En esta realización, la composición es preferiblemente tal que $Ti < 8 \times N$.

ES 3 013 116 T3

- Preferiblemente, el contenido de Nb es mayor o igual a 0,010%.
- 5 Preferiblemente, el contenido de nitrógeno es inferior al 0,007%.
- La invención también se refiere a una pieza de acero endurecido por prensado según la reivindicación 21.
- Generalmente, la austenita retenida tiene un contenido promedio de Mn de al menos 1,1*Mn%, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.
- 10 Preferiblemente, la composición del acero es tal que $Al \geq 0,3\%$.
- Según una realización, la pieza de acero endurecido por prensado está recubierta con un recubrimiento metálico.
- 15 Por ejemplo, dicho recubrimiento metálico es una aleación a base de zinc, o un recubrimiento de aleación de zinc.
- En otro ejemplo, dicho recubrimiento metálico es una aleación a base de aluminio, o un recubrimiento de aleación de aluminio.
- 20 La pieza de acero endurecido por prensado generalmente tiene una resistencia a la fluencia de al menos 1000 MPa, una resistencia a la tracción comprendida entre 1300 y 1600 MPa, una deformación a la fractura en condiciones de deformación simple superior a 0,50 y un ángulo de flexión superior a 60°.
- 25 Según una realización, la pieza de acero endurecido por prensado comprende al menos una primera zona deformada en caliente con una deformación equivalente ϵ_b mayor que 0,15, y al menos una segunda zona que ha experimentado el mismo ciclo de enfriamiento en el endurecimiento por prensado que la primera zona deformada en caliente, en donde la deformación equivalente ϵ_b es menor que 0,05.
- 30 Generalmente, la diferencia de dureza entre dicha segunda zona y dicha primera zona deformada en caliente es superior a 15 HV1.
- Generalmente, el ancho promedio del listón martensítico en dicha primera zona deformada en caliente se reduce en más de un 15 % en comparación con el ancho promedio del listón martensítico en dicha segunda zona.
- 35 Preferiblemente, la proporción del listón martensítico que tiene un ancho inferior a 0,8 μm es al menos un 35% mayor en las zonas altamente deformadas que en las zonas poco deformadas.
- Generalmente, la pieza de acero endurecido por prensado tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.
- 40 Según una realización, el contenido de Mn es inferior al 4,0%.
- El contenido de Mo es preferiblemente de al menos 0,05%.
- 45 En una realización, el contenido de B es menor o igual a 0,0015%.
- En una realización, la composición es tal que $Al \geq 0,15\%$ y $Ti < 3,42*N$.
- 50 En otra realización, la composición es tal que $Al < 0,15\%$ y $Ti \geq 3,42*N$. En esta realización, la composición es preferiblemente tal que $Ti < 8 \times N$.
- Preferiblemente, el contenido de Nb es mayor o igual a 0,010%.
- Preferiblemente, el contenido de nitrógeno es inferior al 0,007%.
- 55 La invención se refiere además a un proceso para fabricar una pieza de acero endurecido por prensado según la reivindicación 28.
- Generalmente, la pieza de acero endurecido por prensado tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.
- 60 La presente divulgación también se refiere a una pieza en bruto de acero soldada por láser para la fabricación de una pieza de acero soldada por láser endurecida por prensado, que no es parte de la presente invención, comprendiendo la pieza en bruto de acero soldada por láser:
- 65 - una primera pieza en bruto de acero obtenida por corte de una lámina de acero según la invención, que comprende un prerrecubrimiento metálico sobre cada una de sus dos caras principales, siendo el prerrecubrimiento metálico un prerrecubrimiento de aluminio, de una aleación a base de aluminio o de una aleación de aluminio,
- una segunda pieza en bruto de acero que tiene una composición que comprende entre 0,065% y 0,38% de carbono,

ES 3 013 116 T3

estando dicha segunda pieza en bruto de acero recubierta previamente con un prerrecubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, y

- una soldadura láser que une la primera pieza en bruto con la segunda pieza en bruto de acero

5 en donde los prerrecubrimientos de aluminio, de aleación a base de aluminio o de aleación de aluminio de la primera pieza en bruto de acero y de la segunda pieza en bruto de acero cubren la proximidad inmediata de la soldadura láser en al menos una cara de la primera y segunda piezas en bruto de acero.

10 En otra realización, la segunda pieza en bruto de acero está fabricada de un acero que tiene una composición química que comprende, en porcentaje en peso: $0,04 \% \leq C \leq 0,38 \%$, $0,05 \% \leq Mn \leq 4,2 \%$, $0,001 \% \leq Si \leq 1,5 \%$, $0,005 \% \leq Al \leq 0,9 \%$, $0,001 \% \leq Cr \leq 2 \%$, $Mo \leq 0,65 \%$, $Ni \leq 2 \%$, $0,001 \% \leq Ti \leq 0,2 \%$, $Nb \leq 0,1 \%$, $B \leq 0,010 \%$, $0,0005 \% \leq N \leq 0,010 \%$, $0,0001 \% \leq S \leq 0,05\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$, $W \leq 0,30\%$, $Ca \leq 0,006\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

15 Preferiblemente, la composición de la segunda pieza en bruto de acero es tal que $C \geq 0,065\%$.

La presente divulgación también se refiere a un procedimiento para fabricar una pieza en bruto de acero soldada por láser, que no es parte de la presente invención, comprendiendo el procedimiento:

20 - proporcionar una primera lámina de acero según la invención, que comprende un prerrecubrimiento metálico sobre cada una de sus dos caras principales, siendo el prerrecubrimiento metálico un prerrecubrimiento de aluminio, de una aleación a base de aluminio o de una aleación de aluminio,

- cortar la primera lámina de acero en una forma predeterminada, de manera que se obtenga una primera pieza en bruto de acero,

25 - proporcionar una segunda pieza en bruto de acero que tiene una composición que comprende entre 0,065% y 0,38% de carbono, prerrecubierta con un prerrecubrimiento de aluminio, de una aleación a base de aluminio o de una aleación de aluminio,

- sin eliminar todo el prerrecubrimiento en al menos una cara de la primera y segunda pieza en bruto de acero, soldar con láser la primera pieza en bruto de acero a la segunda pieza en bruto de acero para obtener la pieza en bruto de acero soldada por láser.

30 En otra realización, la segunda pieza en bruto de acero está fabricada de un acero que tiene una composición química que comprende, en porcentaje en peso: $0,04 \% \leq C \leq 0,38 \%$, $0,05 \% \leq Mn \leq 4,2 \%$, $0,001 \% \leq Si \leq 1,5 \%$, $0,005 \% \leq Al \leq 0,9 \%$, $0,001 \% \leq Cr \leq 2 \%$, $Mo \leq 0,65 \%$, $Ni \leq 2 \%$, $0,001 \% \leq Ti \leq 0,2 \%$, $Nb \leq 0,1 \%$, $B \leq 0,010 \%$, $0,0005 \% \leq N \leq 0,010 \%$, $0,0001 \% \leq S \leq 0,05 \%$, $0,0001 \% \leq P \leq 0,1 \%$, $W \leq 0,30 \%$, $Ca \leq 0,006 \%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables. Preferiblemente, la composición de la segunda pieza en bruto de acero es tal que $C \geq 0,065 \%$.

35 La presente divulgación también se refiere a una pieza de acero soldada por láser endurecida por prensado, que no es parte de la presente invención, comprendiendo la pieza una primera pieza de acero endurecido por prensado, una segunda pieza de acero endurecido por prensado y una soldadura con láser endurecida por prensado que une la primera pieza de acero endurecido por prensado con la segunda pieza de acero endurecido por prensado,

40 en donde la primera pieza de acero endurecido por prensado es una pieza según la invención, estando la pieza recubierta de un recubrimiento metálico, siendo dicho recubrimiento metálico una aleación a base de aluminio, o un recubrimiento de aleación de aluminio, la segunda pieza de acero endurecido por prensado tiene una composición que comprende entre un 0,04% y un 0,38% de carbono, estando dicha segunda pieza de acero endurecido por prensado recubierta de un recubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, teniendo dicha soldadura láser endurecida por prensado una estructura que comprende como máximo un 15% de ferrita,

45 y en donde en al menos una cara de las primera y segunda piezas de acero endurecido por prensado, el grosor del recubrimiento en la zona afectada térmicamente es el mismo que el grosor del recubrimiento en el resto de las primera y segunda piezas de acero endurecido por prensado.

50 Preferiblemente, la segunda pieza de acero endurecido por prensado tiene una composición que comprende entre 0,065% y 0,38% de carbono.

55 En otra realización, la segunda pieza de acero endurecido por prensado está fabricada de un acero que tiene una composición química que comprende, en porcentaje en peso: $0,04 \% \leq C \leq 0,38 \%$, $0,05 \% \leq Mn \leq 4,2 \%$, $0,001 \% \leq Si \leq 1,5 \%$, $0,005 \% \leq Al \leq 0,9 \%$, $0,001 \% \leq Cr \leq 2 \%$, $Mo \leq 0,65 \%$, $Ni \leq 2 \%$, $0,001 \% \leq Ti \leq 0,2 \%$, $Nb \leq 0,1 \%$, $B \leq 0,010 \%$, $0,0005 \% \leq N \leq 0,010 \%$, $0,0001 \% \leq S \leq 0,05\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$, $W \leq 0,30\%$, $Ca \leq 0,006\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables. Preferiblemente, el contenido de C es de al menos 0,065%.

60 La presente divulgación también se refiere a un proceso para fabricar una pieza de acero soldada por láser endurecida por prensado, que no es parte de la presente invención, comprendiendo el proceso las siguientes etapas sucesivas:

- proporcionar una pieza en bruto de acero soldada por láser según la invención o producida mediante un procedimiento según la invención,

65 - calentar la pieza en bruto de acero soldada por láser a una temperatura T_m comprendida entre 800°C y 950°C y mantener la pieza en bruto de acero soldada por láser a dicha temperatura T_m durante un tiempo de mantenimiento t_m comprendido entre 60 s y 600 s, de manera que se obtenga una pieza en bruto de acero soldada por láser calentada

ES 3 013 116 T3

que tenga una estructura que comprenda entre un 70% y un 100% de austenita,

- transferir la pieza en bruto de acero soldada por láser calentada a una prensa de conformado,

- conformar en caliente la pieza en bruto soldada por láser calentada en la prensa de conformado para obtener una pieza soldada por láser conformada,

5 - enfriar la pieza soldada por láser conformada hasta una temperatura de parada de enfriamiento T_C comprendida entre la temperatura ambiente y $M_s - 100\text{ }^\circ\text{C}$,

- recalentar la pieza soldada por láser conformada desde la temperatura de parada de enfriamiento T_C hasta una temperatura de postratamiento T_{PT} comprendida entre $350\text{ }^\circ\text{C}$ y $550\text{ }^\circ\text{C}$, y mantener la pieza soldada por láser conformada a dicha temperatura de postratamiento T_{PT} durante un tiempo de mantenimiento t_{PT} comprendido entre

10 10 s y 600 s,

- enfriar la pieza soldada por láser conformada a temperatura ambiente para obtener la pieza de acero soldada por láser endurecida por prensado.

15 La invención se refiere además a un ensamblaje soldado según la reivindicación 31.

Preferiblemente, la segunda pieza de acero tiene una composición tal que $C \geq 0,065\%$.

Preferiblemente, la primera pieza de acero tiene una composición tal que $Al \geq 0,3\%$, y la diferencia entre la dureza Vickers del acero base de la primera pieza de acero y el valor mínimo de dureza Vickers en la zona afectada

20 térmicamente es inferior al 25% de la dureza Vickers del acero base de la primera pieza endurecida por prensado.

La segunda pieza de acero tiene por ejemplo una composición según la invención.

Por ejemplo, la segunda pieza de acero tiene una composición tal que $Al \geq 0,3\%$.

25

Generalmente, la segunda pieza de acero es una pieza de acero endurecido por prensado.

La invención se refiere también al uso de una pieza de acero endurecido por prensado según cualquiera de la invención, o producida mediante un procedimiento según la invención, para la fabricación de una pieza antiintrusión o

30 una pieza de absorción de energía de un vehículo automóvil.

La invención se describirá ahora con más detalles pero sin limitaciones en vista de la figura adjunta, que ilustra la microestructura de una pieza endurecida por prensado de acuerdo con la invención.

35 La lámina de acero y la pieza de acero endurecido por prensado se fabrican a partir de un acero que tiene una composición específica, expresándose los elementos en porcentaje en peso:

- $0,15\% \leq C \leq 0,22\%$: el contenido de carbono no debe ser inferior al 0,15 % para obtener una resistencia a la fluencia y a la tracción satisfactorias después del endurecimiento por prensado. Sin embargo, cuando el contenido de carbono supera el 0,22 %, se reducen la flexibilidad y la tenacidad de la soldadura.

40 - $3,5\% \leq Mn \leq 4,2\%$: el contenido de manganeso debe ser de al menos 3,5% para tener una templabilidad suficiente, de modo que se obtenga una estructura con una fracción de martensita suficiente después del endurecimiento por prensado. Además, por debajo de 3,5% de Mn, se formaría una fracción demasiado alta de ferrita al soldar en la Zona

afectada térmicamente, lo que daría como resultado una dureza insuficiente de la Zona afectada térmicamente y una localización de una fractura en esta zona que causaría una baja ductilidad. Sin embargo, un contenido de Mn superior

45 a 4,2% aumenta el riesgo de formación de segregaciones con microestructuras de tipo banda, asociadas con una disminución de la ductilidad. Además, un contenido de Mn superior a 4,2% perjudicaría la soldabilidad, especialmente reduciría las propiedades de tracción de las soldaduras por puntos de resistencia.

Preferiblemente, el contenido de Mn es inferior al 4,0% para lograr una soldabilidad aún mayor.

50 - $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$: el silicio contribuye a la desoxidación del acero en la fase líquida y puede contribuir al endurecimiento después del conformado en caliente. Sin embargo, si el contenido de Si es superior al 1,5%, la tenacidad de la lámina de acero después del laminado en caliente y/o antes del laminado en frío es insuficiente. Además, un contenido de Si tan alto puede provocar la formación de óxidos superficiales que impidan la adherencia

del recubrimiento en la fabricación de láminas de acero con recubrimiento metálico. Reducir el Si a un valor

55 extremadamente bajo, por debajo del 0,001%, sería costoso e ineficaz en vista de las propiedades que se buscan. - $0,020\% \leq Al \leq 0,9\%$: cuando se añade en una cantidad no inferior al 0,020%, el aluminio es un desoxidante muy eficaz en estado líquido. Para la lámina de acero según la invención, el contenido de Al es de al menos el 0,3%. Para la pieza endurecida por prensado, preferiblemente, el contenido de Al es de al menos el 0,3%.

60 En particular, si la pieza endurecida por prensado se obtiene a partir de una lámina de acero prerrevestida con un aluminio, una aleación a base de aluminio o un prerrecubrimiento de aleación de aluminio, una aleación de este prerrecubrimiento se realiza generalmente antes del conformado en caliente. Esta aleación requiere una temperatura de calentamiento, antes del conformado por prensado en caliente, comprendida entre $800\text{ }^\circ\text{C}$ y $950\text{ }^\circ\text{C}$. Debido a la adición de al menos un 0,3 % de Al, la temperatura de calentamiento comprendida entre $800\text{ }^\circ\text{C}$ y $950\text{ }^\circ\text{C}$ conducirá a

65 la estructura deseada tras el calentamiento, que comprende al menos un 70 % de austenita, sin conducir, sin embargo, a un engrosamiento demasiado importante de los granos austeníticos.

ES 3 013 116 T3

- 0,001% ≤ Cr ≤ 1%: Se puede añadir cromo para retrasar la disolución de los carburos y estabilizar la austenita retenida. Se permite un máximo del 1% de cromo: por encima de este contenido, el Cr impide la disolución de los carburos formados en una etapa temprana. Reducir el Cr a un valor extremadamente bajo, por debajo del 0,001%, sería costoso e ineficaz en vista de las propiedades que se buscan.
- 5 - 0,001% ≤ Mo ≤ 0,3%. El molibdeno contribuye a lograr una buena soldabilidad, aumenta la tenacidad de la lámina de acero laminada en caliente y, por lo tanto, mejora la procesabilidad de la lámina de acero laminada en caliente. El Mo también reduce las microsegregaciones de manganeso durante la fundición. Además, el Mo aumenta la resistencia a la tracción y el ángulo de flexión de la pieza endurecida por prensado. Para obtener estos efectos, el contenido de Mo es preferiblemente de al menos 0,05%. Sin embargo, por encima del 0,3%, la adición de Mo es costosa. Además, disminuir el Mo a un valor extremadamente bajo, por debajo del 0,001%, sería costoso e ineficaz en vista de las propiedades que se buscan.
- 10 - 0,0003 % ≤ B ≤ 0,004 %: en un contenido de al menos 0,0003 %, el boro aumenta la resistencia a la tracción y el ángulo de flexión de la pieza B endurecida por prensado. Además, B aumenta la tenacidad de la lámina de acero laminada en caliente y, por lo tanto, aumenta su procesabilidad. En particular, debido a B, hasta un 1,5 % de Si puede estar presente en la composición del acero mientras se conserva una tenacidad satisfactoria de la lámina de acero laminada en caliente. B también mejora la soldabilidad de la pieza endurecida por prensado. Sin embargo, en la presente invención, B no se añade por su papel en la templabilidad, ya que se consigue una templabilidad suficiente mediante la adición de al menos un 3,5 % de Mn. El contenido de B está limitado a 0,004 %, porque por encima de este contenido, su efecto está saturado. Además, el contenido de B es preferiblemente inferior o igual a 0,0015% a fin de limitar la precipitación de borocarburos durante el calentamiento y mantenimiento previos a la etapa de conformado por prensado.
- 15 - 0,001% ≤ Ti ≤ 0,040%: el titanio precipita a alta temperatura en forma de nitruros. Por lo tanto, se puede añadir titanio para unir de forma estable una cantidad suficiente de nitrógeno, de modo que el nitrógeno no esté disponible, o esté disponible solo en una pequeña cantidad, para combinarse con el boro. Por lo tanto, el boro está disponible para aumentar la tenacidad de la lámina de acero laminada en caliente y la soldabilidad, la resistencia a la tracción y el ángulo de flexión de la pieza endurecida por prensado. Sin embargo, cuando el titanio supera el 0,040%, existe el riesgo de que el titanio precipite en la fase líquida durante la elaboración del acero, creando así nitruros de titanio gruesos que reducen la ductilidad y la capacidad de flexión después del endurecimiento por prensado.
- 20 Cuando la composición del acero comprende al menos 0,15% de Al, la adición de Ti es sólo opcional, ya que el Al, como Ti, se une al nitrógeno. Sin embargo, reducir el Ti a un valor extremadamente bajo, por debajo del 0,001%, sería costoso e ineficaz en vista de las propiedades que se buscan. En esta realización, el contenido de Ti es, por ejemplo, inferior a 3,42*N.
- 25 Cuando la composición del acero comprende menos de 0,15% de Al, se añade Ti preferiblemente en un contenido mayor o igual a 3,42*N, donde N designa el contenido de nitrógeno en la composición del acero. La composición de la lámina de acero según la invención debe comprender al menos 0,3% de Al, mientras que el límite inferior de Al en la pieza endurecida por prensado según la invención es 0,020%.
- 30 Preferiblemente, el contenido de Ti es inferior a 8 × N.
- 35 - 0,001% ≤ Nb < 0,060%. El niobio puede estar presente como impureza, en un contenido de al menos 0,001%. Además, disminuir el Nb a un valor extremadamente bajo, por debajo del 0,001%, sería costoso e ineficaz en vista de las propiedades que se buscan. Cuando se realiza una adición voluntaria de Nb, su contenido es preferiblemente de al menos 0,010%. En combinación con carbono y/o nitrógeno, el niobio forma carbonitruros de niobio finos Nb(CN). Un contenido de Nb no inferior al 0,010% hace posible obtener tales precipitados que refinan el tamaño del grano de austenita durante el calentamiento que precede inmediatamente al conformado por prensado en caliente. Este grano de austenita más fino da como resultado una estructura de listón más fina y una ductilidad y tenacidad aumentadas. Sin embargo, un contenido superior al 0,060% provoca una mayor dureza de la lámina laminada en caliente que dificulta la realización del laminado en frío.
- 40 - 0,001% ≤ N ≤ 0,009%: el contenido de nitrógeno se ajusta durante la elaboración del acero. En un contenido no inferior al 0,001%, el nitrógeno se combina con el titanio y el niobio para formar nitruros y carbonitruros que limitan el engrosamiento del grano de austenita durante el calentamiento que precede inmediatamente al conformado en prensa en caliente, lo que a su vez refina los listones martensíticos obtenidos después del conformado por prensado en caliente. Sin embargo, un contenido de N superior al 0,009% reduce el ángulo de flexión de la pieza endurecida por prensado y reduce la ductilidad. Preferiblemente, el contenido de nitrógeno es inferior al 0,007%.
- 45 - 0,0005 % ≤ S ≤ 0,003 %: por encima del 0,003 %, se crean sulfuros que reducen la flexibilidad y la ductilidad de la pieza endurecida por prensado. Sin embargo, un contenido de S inferior al 0,0005 % requiere un costoso tratamiento de desulfuración, sin un beneficio significativo. Por lo tanto, el contenido de S es de al menos el 0,0005 %.
- 50 - 0,001 % ≤ P ≤ 0,020 %: cuando está presente en cantidades superiores al 0,020 %, el fósforo puede segregarse en los límites de grano de austenita y reducir la tenacidad de la pieza endurecida por prensado. Sin embargo, un contenido de fósforo inferior al 0,001 % requiere un tratamiento costoso en la fase líquida, sin un beneficio significativo en las propiedades mecánicas de la pieza endurecida por prensado. Por lo tanto, el contenido de fósforo es de al menos el 0,001 %.
- 55 - 0,0001% ≤ Ca ≤ 0,003%: como elemento opcional, se puede añadir calcio a la composición del acero. Cuando se añade en un contenido no inferior al 0,0001 %, el Ca se combina con el azufre y el oxígeno, creando así oxisulfuros que no ejercen un efecto perjudicial sobre la ductilidad, como en el caso de los sulfuros de manganeso alargados.
- 60
- 65

Además, estos oxisulfuros actúan como nucleantes para una precipitación fina de (Ti, Nb)(C,N). Este efecto se satura cuando el contenido de Ca es superior al 0,003%.

5 El resto de la composición es hierro e impurezas inevitables. En este sentido, el níquel, el cobre y el vanadio se consideran elementos residuales que son impurezas inevitables. Por lo tanto, sus contenidos son como máximo 0,05% de Ni, como máximo 0,03% de Cu y como máximo 0,007% de V.

10 Según la invención, la pieza endurecida por prensado se obtiene a partir de una lámina de acero que tiene la composición anterior y una microestructura específica.

La lámina de acero según la invención tiene un contenido de Al de al menos 0,3%.

La lámina de acero según la invención tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.

15 La lámina de acero puede ser una lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío, dependiendo del grosor deseado de la pieza final.

20 Por ejemplo, las láminas de acero laminadas en caliente según la invención tienen un grosor comprendido entre 1,5 mm y 5 mm, y las láminas de acero laminadas en frío tienen un grosor que varía entre 0,7 mm y 2,5 mm.

25 En una realización particular, especialmente cuando se desea producir una pieza endurecida por prensado con una elevada reducción de peso, la lámina de acero de la invención presenta un grosor que no es uniforme, sino que varía. La diferencia de grosor entre la parte más gruesa de la lámina y la parte más delgada puede alcanzar el 50% del grosor de la parte más gruesa.

30 En particular, las láminas con grosor no uniforme se pueden producir mediante laminado flexible continuo, es decir mediante un proceso en el que el grosor de la lámina obtenido después del laminado es variable en la dirección de laminado, en relación con la carga que se ha aplicado a través de los rodillos a la lámina durante el proceso de laminado.

35 Además, la lámina de acero según la invención puede ser una lámina de acero recocida. Especialmente, si la lámina de acero se recubre mediante un recubrimiento por inmersión en caliente en un baño, la lámina de acero es una lámina de acero recocida, tal como se describe con más detalle a continuación. Además, si la lámina de acero se lamina en frío, se realiza preferiblemente un recocido después del laminado en frío, independientemente de si la lámina se recubre por inmersión en caliente o no.

40 La microestructura de la lámina de acero según la invención depende de si la lámina de acero es una lámina de acero recocida o una lámina de acero no sometida a un recocido después del laminado en caliente (si la lámina de acero es una lámina de acero laminada en caliente) o después del laminado en frío (si la lámina de acero es una lámina de acero laminada en frío).

45 Sin embargo, en cualquier caso, la lámina de acero (es decir, ya sea una lámina de acero recocida o no recocida) tiene una microestructura que consiste, en fracción de superficie:
 menos del 50% de ferrita,
 entre 1% y 20% de austenita retenida,
 cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita mayores de 60 nm es inferior a $10^7/\text{mm}^2$,
 un complemento que consiste en bainita y/o martensita,
 50 teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos 1,1*Mn%, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

Por "partículas de cementita mayores de 60 nm", se debe entender que las partículas de cementita que se consideran tienen una dimensión mayor de 60 nm.

55 La microestructura de la lámina de acero incluye entre un 1% y un 20% de austenita que, a temperatura ambiente, es austenita retenida. La austenita retenida está enriquecida en manganeso, siendo el contenido medio de Mn en la austenita retenida superior o igual a 1,1*Mn%, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero. Este enriquecimiento en Mn estabiliza la austenita retenida.

60 La microestructura de la lámina de acero puede comprender ferrita, siendo la fracción de superficie de ferrita de como máximo el 50%. En una realización, la microestructura de la lámina de acero no comprende ferrita.

65 El complemento de la microestructura de la lámina de acero consiste en bainita y/o martensita, que constituyen el resto de la microestructura. Más específicamente, este complemento puede consistir en martensita, o puede consistir en martensita y bainita.

ES 3 013 116 T3

Especialmente, debido al alto contenido de Mn en la composición del acero, se forma martensita al enfriarse desde temperaturas superiores a A_{e1} , sin necesidad de una alta velocidad de enfriamiento.

5 La microestructura de la lámina de acero puede comprender cementita. Sin embargo, la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor de $10^7/\text{mm}^2$.

10 Las fracciones de superficie de austenita, martensita y ferrita, y la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm se determinan a través del siguiente procedimiento: se corta una probeta de la lámina de acero, se pule y se graba con un reactivo conocido per se, para revelar la microestructura. La sección se examina posteriormente a través de un microscopio óptico o electrónico de barrido. La determinación de la fracción de superficie de cada constituyente (martensita, ferrita, austenita y cementita) se realiza con análisis de imágenes a través de un procedimiento conocido per se.

15 En una primera realización, la lámina de acero es una lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío, que no ha sido sometida a un recocido después del laminado en caliente o en frío, si corresponde, es decir, una lámina de acero no recocida. En esta primera realización, la lámina de acero no está recubierta por inmersión en caliente.

20 En esta realización, la lámina de acero tiene una microestructura que consiste, en fracción de superficie: entre el 5% y el 20% de austenita retenida, cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$, el complemento que consiste en bainita y/o martensita, teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

25 En una segunda realización, la lámina de acero es una lámina de acero recocida, que puede ser una lámina de acero laminada en caliente y recocida, o una lámina de acero laminada en frío y recocida. La lámina de acero recocida según esta realización es, por ejemplo, una lámina de acero prerrecubierta, o sin recubrimiento.

30 En esta segunda realización, la lámina de acero tiene una microestructura que consiste, en fracción de superficie: menos del 50% de ferrita, entre 1% y 20% de austenita retenida, cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$, el complemento consiste en martensita, teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

40 En esta realización, la estructura puede no comprender ferrita, dependiendo de las condiciones de recocido, tal como se explica con más detalle a continuación.

45 La lámina de acero descrita anteriormente puede no estar recubierta u, opcionalmente, puede estar prerrecubierta con un prerrecubrimiento metálico. El prerrecubrimiento metálico puede ser de aluminio, de aleación a base de aluminio o de aleación de aluminio. El prerrecubrimiento metálico también puede ser de zinc, de aleación a base de zinc o de aleación de zinc.

50 A continuación, una aleación a base de aluminio (o zinc) es una aleación en la que Al (o Zn) es el elemento principal en porcentaje en peso del prerrecubrimiento, y una aleación de aluminio (o zinc) es una aleación en la que el contenido de Al (o Zn) en peso es superior al 50% en el prerrecubrimiento.

55 Si la lámina de acero está prerrecubierta, preferiblemente comprende una zona descarburada sobre la superficie de cada una de sus dos superficies principales bajo el prerrecubrimiento, estando la profundidad $p_{50\%}$ de esta zona descarburada comprendida entre 6 y 30 micrómetros, siendo $p_{50\%}$ la profundidad en la que el contenido de carbono es igual al 50% del contenido de C en la composición del acero.

Además, la lámina de acero preferiblemente no contiene una capa de óxido de hierro en la interfaz entre las superficies principales y el prerrecubrimiento metálico.

60 A continuación se describirá la microestructura de la pieza de acero endurecido por prensado según la invención.

65 Esta descripción de la microestructura se aplica a la mayor parte de la pieza de acero endurecido por prensado, lo que significa que esta microestructura está presente en al menos el 95% del volumen de la pieza de acero endurecido por prensado para lograr las propiedades mecánicas deseadas. Como se explicará a continuación, debido al hecho de que la pieza puede soldarse antes del endurecimiento por prensado, es decir que la microestructura de la soldadura puede ser diferente del volumen de la pieza endurecida por prensado, o debido a los cambios microestructurales que pueden resultar de una deformación local más intensa en la etapa de conformado por prensado, la microestructura

ES 3 013 116 T3

puede ser localmente diferente en algunas zonas de la pieza, que sin embargo representan menos del 5% del volumen de esta pieza.

De este modo, la mayor parte de la pieza endurecida por prensado tiene una microestructura que consiste, en fracción de superficie:

- al menos 50% de martensita particionada,
 - menos del 30% de ferrita,
 - al menos 2% de austenita retenida,
 - cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$,
 - como máximo 5% de martensita nueva,
- teniendo la austenita retenida un contenido promedio de C de al menos 0,5%.

Estas fracciones y densidad superficiales se determinan mediante el siguiente procedimiento: se corta una probeta de la pieza endurecida por prensado, se pule y se graba con un reactivo conocido per se, para revelar la microestructura. La sección se examina a continuación mediante microscopio óptico o electrónico de barrido. La determinación de la fracción de superficie de cada constituyente (martensita particionada, martensita nueva, ferrita y austenita) y la determinación de la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm se realizan con análisis de imágenes mediante un procedimiento conocido per se. La fracción de austenita retenida se determina, por ejemplo, mediante difracción de rayos X (DRX).

La martensita particionada está presente en forma de listones alargados finos, orientados dentro de los granos de austenita anteriores. La martensita particionada se crea al enfriarse por debajo de la temperatura de transformación M_s después del conformado en caliente, y al calentarse y mantenerse posteriormente a una temperatura de postratamiento T_{PT} comprendida entre 350 °C y 550 °C.

La martensita particionada tiene un contenido de C promedio estrictamente inferior al contenido de C nominal del acero. Este bajo contenido de C resulta de la partición del carbono de la martensita, creada al templar por debajo de la temperatura M_s del acero, a la austenita, durante el mantenimiento a una temperatura de postratamiento T_{PT} comprendida entre 350 °C y 550 °C.

Puede estar presente martensita nueva en la estructura. Especialmente, puede formarse martensita nueva al enfriar la pieza conformada desde la temperatura de postratamiento T_{PT} hasta la temperatura ambiente. Sin embargo, debido a la alta estabilización de la austenita con C y, en general, con Mn, la fracción de superficie de martensita nueva conformada al enfriarse permanece por debajo del 5%.

La martensita particionada se puede distinguir de la martensita nueva en una sección pulida y grabada con un reactivo conocido per se, por ejemplo el reactivo Nital, observado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) y difracción de electrones por retrodispersión (EBSD).

La microestructura de la pieza endurecida por prensado incluye al menos un 2% de austenita que, a temperatura ambiente, es austenita retenida. La austenita retenida está enriquecida en carbono, siendo este enriquecimiento el resultado de la partición del carbono de la martensita creada por debajo de M_s a la austenita durante el mantenimiento a la temperatura de postratamiento T_{PT} comprendida entre 350°C y 550°C.

Especialmente, la austenita retenida tiene un contenido medio de C de al menos el 0,5%. Este enriquecimiento en C estabiliza la austenita.

El contenido de C en la austenita retenida se determina, por ejemplo, determinando la fracción de austenita retenida y los parámetros reticulares mediante un análisis de difracción de rayos X (DRX), con un refinamiento de Rietveld (Rietveld, H., "A profile refinement method for nuclear and magnetic structures", Journal of Applied Crystallography, 2(2), 65-71, 1969). El contenido de C en la austenita retenida se determina a continuación utilizando las fórmulas de Dyson y Holmes (DJ Dyson y B. Holmes: "Effect of alloying additions on the lattice parameter austenite" Journal of the Iron and Steel Institute, 1970, 208, 469-474).

La austenita retenida también está generalmente enriquecida en manganeso y estabilizada por este elemento.

Especialmente, la austenita retenida tiene un contenido promedio de Mn generalmente mayor o igual a 1,1 *Mn%, donde Mn designa el contenido de Mn en la composición del acero.

Cuando está presente en una fracción de superficie de al menos un 2%, la austenita retenida contribuye a aumentar la ductilidad, especialmente el ángulo de flexión y la deformación a la fractura.

La microestructura de las piezas puede incluir también ferrita. Sin embargo, este componente blando y dúctil no permite conseguir una elevada resistencia a la tracción. Así, siendo un objetivo de la invención fabricar una pieza endurecida por prensado con una resistencia a la tracción comprendida entre 1300 y 1600 MPa, la fracción de superficie de ferrita

ES 3 013 116 T3

no debe ser superior al 30%, ya que de lo contrario no se podría conseguir la resistencia deseada.

Los granos de ferrita, si los hay, tienen preferiblemente un tamaño promedio de como máximo 1,5 μm . Este tamaño promedio de grano ferrítico contribuye a conseguir una resistencia a la fluencia de al menos 1000 MPa.

5 Como la pieza endurecida por prensado debe tener propiedades de alta capacidad de flexión, se ha descubierto que el tamaño promedio de los nitruros de titanio se debe controlar preferiblemente para este fin. El tamaño promedio de TiN se puede determinar a través de observaciones mediante microscopía electrónica de barrido o de transmisión. Más específicamente, se ha determinado que el tamaño promedio de TiN se debe limitar preferiblemente en las zonas externas cerca de la superficie de la pieza endurecida por prensado, que son las zonas más deformadas durante la flexión. Estas zonas están comprendidas entre un cuarto del grosor de la pieza y la superficie más cercana de la pieza. Si el tamaño promedio de TiN no es inferior a 2 micrómetros, el daño se inicia en los límites entre los nitruros de titanio de forma rectangular y la matriz, y el ángulo de flexión puede ser inferior a 60°.

15 En estas zonas exteriores, también existe el riesgo de que la iniciación de daños resulte de la presencia de sulfuros alargados: estos constituyentes pueden estar presentes cuando el contenido de azufre es suficientemente alto para combinarse, principalmente con manganeso, bajo la forma de precipitados gruesos. Como su plasticidad es alta a temperaturas elevadas, se alargan fácilmente mediante laminado en caliente y durante la deformación en caliente en el endurecimiento por prensado. Por lo tanto, cuando la longitud promedio de los sulfuros es superior a 120 micrómetros en las zonas exteriores (es decir, desde un cuarto del grosor hasta la superficie más cercana), la deformación a la fractura puede ser inferior a 0,50 debido a la iniciación dúctil en estos sulfuros.

25 Esta pieza endurecida por prensado puede no estar recubierta o estar recubierta opcionalmente. El recubrimiento puede ser de aleación a base de aluminio o de aleación de aluminio. El recubrimiento también puede ser de aleación a base de zinc o de aleación de zinc.

En una realización particular, la pieza de acero endurecido por prensado de la invención tiene un grosor que no es uniforme sino que varía. La diferencia de grosor entre la parte más gruesa de la pieza y la parte más delgada de la pieza puede alcanzar el 50% del grosor de la parte más gruesa.

30 De esta manera, es posible alcanzar el nivel de resistencia mecánica deseado en las zonas más sometidas a tensiones externas, y ahorrar peso en las otras zonas de la pieza endurecida por prensado, contribuyendo así a la reducción del peso del vehículo. En particular, las piezas con grosor no uniforme pueden ser realizadas a partir de láminas con grosor variable, fabricadas por laminado flexible continuo. De esta manera, en el marco de las condiciones de la invención, es posible fabricar ventajosamente piezas de vehículo con grosor variable tales como largueros delanteros y traseros, travesaños de asientos, arcos de túnel, montantes, travesaños de salpicadero o aros de puerta.

35 Una pieza endurecida por prensado de este tipo que tiene un grosor variable se produce especialmente a partir de una lámina de acero según la invención que tiene un grosor variable.

40 A continuación se explicará el proceso de fabricación de la lámina de acero y de la pieza endurecida por prensado.

45 Se obtiene un semiproducto en forma de placa ("slab") o lingote colado, susceptible de ser posteriormente laminado en caliente, con la composición de acero descrita anteriormente. El grosor de este semiproducto está comprendido típicamente entre 50 y 250 mm.

Este semiproducto se calienta a una temperatura comprendida preferiblemente entre 1200 y 1300°C, se lamina en caliente para obtener una lámina de acero laminada en caliente, y se bobina a una temperatura T_{bobinado} .

50 La temperatura de bobinado T_{bobinado} debe ser superior a 550 °C, de lo contrario se produce una precipitación demasiado importante de carbonitruros de niobio, lo que induce el endurecimiento y aumenta las dificultades para la etapa posterior de laminado en frío. Cuando T_{bobinado} supera los 550 °C, al menos el 50 % del niobio libre permanece en la lámina de acero. Además, la temperatura de bobinado se limita a 550 °C para limitar la oxidación selectiva interna.

55 La temperatura de bobinado es preferiblemente de al menos 20°C, aún preferiblemente de al menos 350°C.

Durante el bobinado, el manganeso se reparte en la austenita, enriqueciendo y estabilizando así la austenita.

60 En esta etapa, el grosor de la lámina de acero laminada en caliente puede estar en el intervalo típico de 1,5-5 mm.

La lámina de acero laminada en caliente así obtenida presenta una microestructura que consiste, en fracción de superficie: entre el 5% y el 20% de austenita retenida, cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$,

ES 3 013 116 T3

el complemento consiste en bainita y/o martensita,

teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

5 En esta etapa, la lámina de acero laminada en caliente tiene una energía Charpy muy alta, generalmente superior a 60 J/cm^2 a 25°C .

10 Para aplicaciones en las que el grosor final deseado está dentro de este intervalo, las láminas de acero laminadas en caliente se pueden utilizar como tales para fabricar una pieza endurecida por prensado, como se describe a continuación, o recocer y recubrir con el proceso descrito a continuación si se va a fabricar una pieza endurecida por prensado recubierta.

15 Para aplicaciones en las que se desea un grosor menor, especialmente en el intervalo de 0,7-2,5 mm, la lámina de acero laminada en caliente se decaja en condiciones habituales y a continuación se lamina en frío.

Para obtener una alta fracción de recristalización durante el recocido adicional, la relación de laminado en frío está comprendida típicamente entre el 30% y el 80%.

20 La relación de laminado en frío se define de la siguiente manera: si t_0 designa el grosor de la lámina de acero antes del laminado en frío, y t_f el grosor de la lámina de acero después del laminado en frío, la relación de laminado es: $(t_0 - t_f)/t_0$.

En esta etapa, es decir justo después del laminado en frío, la lámina de acero laminada en frío tiene una microestructura que consiste, en fracción de superficie:

25 - entre el 5% y el 20% de austenita retenida,

- cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$,

- el complemento que consiste en bainita y martensita,

30 teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

35 Preferiblemente, después del laminado en caliente y antes del laminado en frío, la lámina de acero laminada en caliente se recoce de forma discontinua para reducir la dureza de la lámina de acero laminada en caliente y, por lo tanto, mejorar su capacidad de laminado en frío y reducir los riesgos de agrietamiento de los bordes durante el laminado en frío posterior.

40 Por ejemplo, la lámina de acero laminada en caliente se recoce de forma discontinua a una temperatura de recocido discontinua T_{HBA} comprendida entre 550°C y 700°C , y se mantiene a esta temperatura durante un tiempo de recocido discontinuo t_{HBA} comprendido entre 1 hora y 20 horas.

Después del laminado en caliente (si se va a producir una lámina de acero laminada en caliente y prerrecubierta), o después del laminado en frío, la lámina de acero laminada, es decir, la lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío, opcionalmente se recoce.

45 El recocido se realiza preferiblemente si la lámina de acero laminada es una lámina de acero laminada en frío, después del laminado en frío. De hecho, el recocido se realiza en tal caso para lograr la recristalización de los granos. Especialmente, debido a esta recristalización, la planitud de las láminas de acero después del recocido es especialmente buena, lo que hace posible producir láminas o piezas en bruto que se pueden soldar mediante soldadura láser. De hecho, la soldadura láser requiere piezas en bruto con tolerancias de planitud estrictas, de lo contrario pueden aparecer defectos geométricos en la soldadura debido a huecos.

50 Si la lámina de acero laminada es una lámina de acero laminada en caliente, no se necesita dicha recristalización, y la lámina de acero laminada en caliente se corta para producir una pieza en bruto y se conforma en caliente como se describe a continuación sin ningún recocido.

55 Sin embargo, si se desea producir una lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío recubierta por inmersión en caliente en un baño, la lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío se recoce en cualquier caso después del bobinado como preparación para el recubrimiento.

60 En otras palabras, el recocido se realiza opcionalmente si se va a producir una lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío sin recubrimiento.

Por el contrario, el recocido, independientemente de si la lámina de acero está laminada en caliente o en frío, se realiza en cualquier caso si se va a producir una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente.

65 En cualquier caso (es decir, ya sea que la lámina sea una lámina laminada en caliente o una lámina laminada en frío),

ES 3 013 116 T3

el recocido se realiza calentando la lámina de acero a una temperatura de recocido T_A , mayor o igual a 650 °C, manteniendo la lámina de acero a la temperatura de recocido T_A durante un tiempo de recocido t_A comprendido entre 30 s y 600 s, y a continuación enfriando la lámina de acero para obtener una lámina de acero recocida que tiene una estructura que consiste, en fracción de superficie,

- 5 - menos del 50% de ferrita,
- entre un 1% y un 20% de austenita retenida, teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn superior o igual a $1,1 \cdot \text{Mn}\%$,
- cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$,
- 10 consistiendo el complemento en martensita.

La lámina de acero puede enfriarse directamente desde la temperatura de recocido T_A hasta la temperatura ambiente, o puede someterse, durante el enfriamiento, a un tratamiento de revenido y/o a un recubrimiento por inmersión en caliente en un baño, como se explica con más detalle a continuación.

15 Según una realización, siendo la lámina de acero generalmente una lámina de acero laminada en frío, la temperatura de recocido T_A es superior a Ae_3 , de manera que se consigue una recristalización completa. Ae_3 designa la temperatura de transformación en equilibrio, por encima de la cual la austenita es completamente estable.

20 En esta realización, la estructura de la lámina de acero, después de enfriarse a temperatura ambiente, no comprende ferrita sino que comprende una alta fracción de martensita nueva, con una alta dureza.

Por lo tanto, en esta realización, la lámina de acero se somete preferiblemente a un tratamiento de revenido después del recocido para facilitar el corte adicional de la lámina para obtener una pieza en bruto.

25 El tratamiento de revenido se realiza, por ejemplo, después del mantenimiento a la temperatura de recocido T_C , y antes de un recubrimiento por inmersión en caliente opcional.

30 Por ejemplo, este tratamiento de revenido se realiza enfriando la lámina de acero desde la temperatura de recocido T_A , después de mantenerla durante el tiempo de recocido t_A , hasta una temperatura comprendida entre la temperatura ambiente y $M_s - 100$ °C, a continuación recalentando la lámina de acero hasta una temperatura de revenido T_t comprendida entre 350 °C y 550 °C y manteniéndola a esta temperatura durante un tiempo comprendido entre 10 s y 600 s. M_s designa la temperatura a la que comienza la transformación a martensita tras el enfriamiento.

35 Después de mantenerla a la temperatura de revenido T_t , la lámina de acero se enfría a temperatura ambiente o se recubre por inmersión en caliente en un baño y a continuación se enfría a temperatura ambiente, como se describe con más detalle a continuación.

40 En otra realización, siendo la lámina de acero una lámina de acero laminada en caliente o laminada en frío, la temperatura de recocido T_A está comprendida entre 650°C y Ae_3 , designando Ae_3 la temperatura de transformación en equilibrio, por encima de la cual la austenita es completamente estable. Un experto en la materia sabe cómo determinar Ae_3 mediante cálculo termodinámico o mediante ensayos que implican calentamiento y mantenimiento isotérmico.

45 En esta realización, la estructura de la lámina de acero a la temperatura de recocido T_A , y después del mantenimiento a la temperatura de recocido, no es completamente austenítica sino que comprende ferrita.

Durante el mantenimiento a la temperatura de recocido T_A , se completa la partición del manganeso en la austenita.

50 En esta realización, después de mantenerla a la temperatura de recocido T_A , la lámina de acero se enfría inmediatamente, por ejemplo, a temperatura ambiente, o se recubre por inmersión en caliente y a continuación se enfría a temperatura ambiente, como se describe con más detalle a continuación.

55 De hecho, al ser la temperatura de recocido T_A inferior a Ae_3 , la lámina de acero recocida así obtenida tiene una estructura que comprende ferrita, de modo que la lámina de acero recocida se puede cortar más fácilmente para producir una pieza en bruto después de enfriarse a temperatura ambiente.

Sin embargo, si es necesario, dependiendo de la dureza de la lámina, se puede realizar el tratamiento de revenido descrito anteriormente para facilitar el corte adicional de la lámina para obtener una pieza en bruto.

60 Después del mantenimiento a la temperatura de recocido T_A , ya sea mayor o menor que Ae_3 , y el tratamiento de revenido opcional, las etapas posteriores del proceso dependen del tipo de lámina que se va a fabricar:

- si se va a producir una lámina de acero sin recubrimiento, la lámina de acero se enfría desde la temperatura de recocido T_A o desde la temperatura de revenido T_t hasta la temperatura ambiente,
- 65 - si se va a producir una lámina de acero prerrecubierta, la lámina de acero recocida se enfría desde la temperatura de recocido T_A , o se lleva desde la temperatura de revenido T_t , si es aplicable (es decir, si la temperatura de revenido

no es igual a la temperatura de prerrecubrimiento deseada), a una temperatura de prerrecubrimiento T_{pc} , a continuación se prerrecubre con un prerrecubrimiento metálico mediante recubrimiento por inmersión en caliente continuo en un baño, a continuación se enfría a temperatura ambiente.

5 La temperatura de prerrecubrimiento T_{pc} es cercana a la temperatura T_{bm} del baño de prerrecubrimiento, para evitar una alteración térmica del baño. Por esta razón, la temperatura de prerrecubrimiento T_{pc} está comprendida preferiblemente entre $T_{bm} - 10^{\circ} \text{C}$ y $T_{bm} + 50^{\circ} \text{C}$.

10 Si el prerrecubrimiento deseado es aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, la lámina de acero se recubre por inmersión en caliente de forma continua en un baño a una temperatura de aproximadamente $650-680^{\circ} \text{C}$, dependiendo la temperatura exacta de la composición de la aleación a base de aluminio o de la aleación de aluminio. Un prerrecubrimiento preferido es Al-Si que se obtiene por inmersión en caliente de la lámina en un baño que comprende, en peso, de 5% a 11% de Si, de 2% a 4% de Fe, opcionalmente de 0,0015 a 0,0030% de Ca, siendo el resto Al e impurezas.

15 Posteriormente, la lámina se enfría a temperatura ambiente. Como opción, esta lámina prerrecubierta de Al, a base de Al o de aleación de Al se puede someter a un tratamiento térmico adicional, a una temperatura y durante un tiempo seleccionados para obtener un prerrecubrimiento que contenga al menos una capa intermetálica que contenga Al y hierro, y opcionalmente silicio, y que no contenga Al libre, ni fase τ_5 de tipo $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$ ni fase τ_6 de tipo $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$.

20 Si el prerrecubrimiento deseado es zinc, aleación a base de zinc o aleación de zinc, la lámina de acero se recubre por inmersión en caliente en un baño a una temperatura de aproximadamente 460°C , dependiendo la temperatura exacta de la composición de la aleación a base de zinc o de la aleación de zinc. El prerrecubrimiento puede ser galvanizado por inmersión en caliente continuo o recocido galvanizado, es decir, que incluye un tratamiento térmico inmediatamente después del galvanizado por inmersión en caliente a aproximadamente $450-520^{\circ} \text{C}$ para obtener un prerrecubrimiento que contiene 7-11% de Fe. Un prerrecubrimiento obtenido por galvanización contiene típicamente 0,25-0,70% de Al, 0,01-0,1% de Fe, siendo el resto zinc e impurezas inevitables resultantes del procesamiento. Un prerrecubrimiento obtenido por recocido galvanizado comprende típicamente 0,15-0,4% de Al, 6-15% de Fe, siendo el resto zinc e impurezas inevitables resultantes del procesamiento.

30 El prerrecubrimiento puede ser una aleación de zinc-aluminio-magnesio que contiene entre un 1 y un 15 % de Al, entre un 0,5 y un 5 % de Mg, entre un 0,01 y un 0,1 % de Fe, siendo el resto zinc e impurezas inevitables resultantes del procesamiento. El prerrecubrimiento también puede ser una aleación que contiene entre un 4 y un 6 % de Al, entre un 0,01 y un 0,1 % de Fe, siendo el resto zinc e impurezas inevitables resultantes del procesamiento.

35 El prerrecubrimiento también puede ser una aleación de aluminio y zinc que contiene 40-45% de Zn, 3-10% de Fe y 1-3% de Si, siendo el resto aluminio e impurezas inevitables resultantes del procesamiento.

40 Como opción, el proceso de prerrecubrimiento metálico puede incluir la deposición de dos capas, de manera que el prerrecubrimiento metálico esté compuesto por una capa de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, cubierto por una capa de zinc, una aleación a base de zinc o una aleación de zinc. Esta capa se deposita, por ejemplo, por electrodeposición o por deposición al vacío: PVD (Deposición Física de Vapor) y/o CVD (Deposición Química de Vapor).

45 La lámina de acero recocido así obtenida, que puede ser laminada en caliente o en frío, y que puede estar recubierta o no, tiene una estructura que consiste en:
 menos del 50% de ferrita,
 entre 1% y 20% de austenita retenida,
 cementita, de modo que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60
 50 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$,
 el complemento que consiste en martensita,
 teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

55 En una realización, siendo la temperatura de recocido T_A mayor que A_{e3} , la estructura no comprende ferrita.

Además, si se va a producir una lámina de acero prerrecubierta, el recocido se realiza preferiblemente para obtener, al finalizar el recocido, una descarburación de la superficie de la lámina de acero en una profundidad $p_{50\%}$ comprendida entre 6 y 30 micrómetros, siendo $p_{50\%}$ la profundidad en la cual el contenido de carbono es igual al 50% del contenido de C en la composición del acero.

60 Para tal fin, la atmósfera de recocido dentro de la línea de recocido continuo o de recubrimiento por inmersión en caliente continuo durante el calentamiento y el mantenimiento se encuentra, por ejemplo, dentro de los siguientes intervalos:

65 • H_2 entre 2 % vol y 10 % vol, siendo el resto N_2 e impurezas inevitables, con un punto de rocío comprendido entre -15°C y $+60^{\circ} \text{C}$.

La descarburación también se puede obtener proporcionando una cantidad en exceso de O₂ dentro de la atmósfera de recocido.

5 Esto podría asegurarse:

- mediante una zonificación durante el calentamiento y el mantenimiento, o bien proporcionando una pieza de la sección de calentamiento y de la sección de remojo con una atmósfera que comprende entre 0,05 % vol y 6 % vol de O₂, siendo el resto N₂ e impurezas inevitables con un punto de rocío entre - 60°C y +60°C.

10 - o mediante un pase en un horno de llama directa durante la etapa de calentamiento donde la atmósfera es el resultado de la combustión de una mezcla de aire y gas natural o combustible, con una relación aire con respecto a gas natural entre 1 y 1,2,

- o mediante cualquier otro proceso que proporcione contenidos de O₂ comparables a los indicados anteriormente dentro de la sección de calentamiento y/o mantenimiento, o una pieza de la sección de calentamiento o mantenimiento.

15 A continuación se describirá el procedimiento para fabricar una pieza endurecida por prensado a partir de la lámina de acero descrita anteriormente. En este procedimiento, el contenido de Al de la lámina de acero está comprendido entre 0,020 y 0,9 % en peso, y preferiblemente de al menos 0,3 % en peso.

20 Como se explicó anteriormente, la lámina de acero según la invención puede ser una lámina de acero laminada en caliente no recocida, una lámina de acero laminada en caliente, recocida y prerrecubierta, una lámina de acero laminada en frío no recocida, una lámina de acero laminada en frío y recocida, o una lámina de acero laminada en frío, recocida y prerrecubierta.

25 En primer lugar, la lámina de acero se corta a una forma predeterminada para obtener una pieza en bruto plana, cuya geometría está en una relación definida con la geometría final de la pieza prevista.

30 Opcionalmente, antes del calentamiento y el conformado en caliente de la pieza en bruto, la pieza en bruto se conforma en frío para obtener una pieza en bruto predeformada. Esta predeformación en frío, destinada a acercar la pieza en bruto más o menos a la geometría final de la pieza deseada, permite reducir la cantidad de deformación en la siguiente etapa de conformado en caliente.

35 A continuación, la pieza en bruto, ya sea plana o predeformada en frío, se calienta a una temperatura T_m comprendida entre 800 y 950°C. El calentamiento se realiza en un dispositivo de calentamiento, por ejemplo un horno de calentamiento. Los medios de calentamiento no están limitados y pueden ser de radiación, inducción o resistencia. La pieza en bruto calentada se mantiene a la temperatura T_m durante un tiempo t_m comprendido entre 60 s y 600 s. Estos intervalos de temperatura-tiempo permiten obtener, al final del mantenimiento a la temperatura T_m, una estructura que comprende entre un 70% y un 100% de austenita, y hasta un 30% de ferrita.

40 Si la temperatura T_m es inferior a 800°C, la estructura final de la pieza endurecida por prensado comprende una fracción demasiado alta de ferrita, especialmente superior al 30%, de modo que no se consigue una resistencia a la tracción TS de al menos 1300 MPa. Un tiempo de mantenimiento t_m a la temperatura T_m inferior a 60 s también puede dar lugar a una fracción demasiado alta de ferrita en la pieza final, y a una resistencia a la tracción inferior a 1300 MPa.

45 Si la temperatura T_m es superior a 950°C y/o el tiempo de mantenimiento t_m es superior a 600 s, la etapa de calentamiento y mantenimiento puede dar como resultado un engrosamiento demasiado importante de los granos de austenita al calentarse, lo que conduce a una disminución de las resistencias a la tracción y de fluencia de la pieza final.

50 Además, si la pieza en bruto está prerrecubierta, este calentamiento y mantenimiento provoca la interdifusión del prerrecubrimiento con el sustrato de acero. El término "prerrecubrimiento" se utiliza para designar la aleación antes del calentamiento, y "recubrimiento" la capa de aleación formada durante el calentamiento que precede inmediatamente al estampado en caliente. El tratamiento térmico en el horno modifica por tanto la naturaleza del prerrecubrimiento y su geometría porque el grosor del recubrimiento final es mayor que el del prerrecubrimiento. El recubrimiento creado por la aleación protege el acero subyacente de la oxidación y de la descarburación adicional y es apropiado para el conformado en caliente posterior, en particular en una prensa de estampado. La aleación se produce sobre todo el grosor del recubrimiento. Dependiendo de la composición del prerrecubrimiento, una o más fases intermetálicas se crean por interdifusión en esta capa de aleación y/o una aleación en forma de una solución sólida. El enriquecimiento de hierro del recubrimiento da como resultado una elevación rápida de su punto de fusión. El recubrimiento obtenido tiene además la ventaja de ser adherente y adecuado para las posibles operaciones de conformado en caliente y enfriamiento rápido que se realizarán a continuación. De este modo, durante el calentamiento se crean, por interdifusión, fases intermetálicas, de forma temporal o definitiva, que permiten facilitar la deformación posterior en la prensa en caliente y evitar la descarburación y oxidación de la superficie del acero.

65 Después de las etapas de calentamiento y retención, la pieza en bruto calentada se extrae del dispositivo de calentamiento. La pieza en bruto calentada se transfiere a una prensa de conformado.

Debido a la alta templabilidad del acero, no se produce ninguna transformación de austenita en ferrita poligonal durante esta transferencia, de modo que la duración de la transferencia Dt no necesita limitarse a un valor bajo para evitar dicha transformación. Por supuesto, la duración de la transferencia Dt debe limitarse en cualquier caso para evitar una disminución de la temperatura de la pieza en bruto por debajo de la temperatura de conformado en caliente deseada. La temperatura de conformado en caliente es generalmente de al menos 450 °C.

La pieza en bruto calentada se forma posteriormente en caliente en la prensa de formación, de modo que se obtenga una pieza conformada. Durante la etapa de conformado, los modos y las cantidades de deformación difieren de un lugar a otro debido a la geometría de la pieza final y de las herramientas de conformado. Por ejemplo, algunas zonas pueden estar en expansión, mientras que otras se deforman en restricción. Cualquiera que sea el modo de deformación, se puede definir una deformación equivalente ϵ_b en cada ubicación en la pieza endurecida por prensado, como

$$\epsilon_b = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + \epsilon_3^2}$$

, donde ϵ_1 y ϵ_2 son las deformaciones principales. Por lo tanto, ϵ_b expresa la cantidad de deformación introducida por el proceso de conformado en caliente en cada zona de la pieza endurecida por prensado.

Por ejemplo, la pieza de acero endurecido por prensado comprende al menos una primera zona deformada en caliente con una deformación equivalente ϵ_b mayor que 0,15, y al menos una segunda zona que ha experimentado el mismo ciclo de enfriamiento en el endurecimiento por prensado que la primera zona deformada en caliente, en donde la deformación equivalente ϵ_b es menor que 0,05.

A continuación, la pieza se mantiene dentro de las herramientas de la prensa de conformado para garantizar una velocidad de enfriamiento adecuada y evitar la distorsión de la pieza debido a la contracción y las transformaciones de fase.

La pieza se enfría principalmente por conducción a través de la transferencia de calor con las herramientas. Las herramientas pueden incluir circulación de refrigerante para aumentar la velocidad de enfriamiento, o cartuchos de calentamiento para reducir las velocidades de enfriamiento. De este modo, las velocidades de enfriamiento se pueden ajustar mediante la implementación de dichos medios. Sin embargo, debido a la alta templabilidad del acero, no es necesario ajustar la velocidad de enfriamiento a un valor alto para lograr una transformación de austenita en martensita al enfriarse por debajo de M_s .

Para obtener una pieza endurecida por prensado según la invención, la pieza formada se enfría a una temperatura de parada de enfriamiento T_C inferior a $M_s - 100$ °C para obtener una transformación parcial de la austenita en martensita.

En una realización, la temperatura de parada de enfriamiento T_C es la temperatura ambiente, por ejemplo entre 20 °C y 30 °C.

A continuación, la pieza formada se recalienta desde la temperatura de parada de enfriamiento T_C hasta una temperatura de postratamiento T_{PT} comprendida entre 350 °C y 550 °C, y se mantiene a la temperatura de postratamiento T_{PT} durante un tiempo de mantenimiento t_{PT} comprendido entre 10 s y 600 s, por ejemplo entre 10 s y 120 s.

La temperatura de postratamiento T_{PT} está comprendida preferiblemente entre 350°C y 450°C.

Durante esta etapa de mantenimiento, el carbono se reparte desde la martensita a la austenita, enriqueciendo y estabilizando así la austenita y se produce el revenido de la martensita.

A continuación, la pieza formada se enfría desde la temperatura de postratamiento T_{PT} hasta temperatura ambiente, para obtener una pieza de acero endurecido por prensado.

El enfriamiento se realiza, por ejemplo, al aire. Durante este enfriamiento, una parte de la austenita puede transformarse en martensita nueva. Sin embargo, debido a la estabilización de la austenita, especialmente por el carbono, la fracción de martensita nueva que se crea es inferior al 5%.

La pieza de acero endurecido por prensado así obtenida presenta una microestructura que consiste, en la mayor parte de la pieza, en una fracción de superficie:
 al menos 50% de martensita particionada,
 menos del 30% de ferrita,
 al menos 2% de austenita retenida,
 cementita, de manera que la densidad superficial de las partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$, y
 como máximo el 5% de martensita nueva.

ES 3 013 116 T3

La martensita particionada tiene un contenido de C promedio menor que el contenido de C nominal en el acero (es decir, el contenido de C promedio de la pieza de acero endurecido por prensado), siendo este bajo contenido el resultado de la partición del carbono de la martensita a la austenita durante el mantenimiento a la temperatura de postratamiento T_{PT} .

5 La austenita retenida tiene un contenido promedio de C de al menos 0,5%, siendo este alto contenido también resultado de la partición de carbono de la martensita a la austenita durante el mantenimiento a la temperatura de postratamiento T_{PT} .

10 Generalmente, la austenita retenida tiene un contenido promedio de Mn superior a $1,1 \cdot Mn\%$.

Generalmente, los granos de ferrita, si los hay, tienen un tamaño promedio de como máximo 1,5 μm .

15 Las piezas de acero endurecido por prensado obtenidas a través del procedimiento descrito tienen un grosor que está comprendido típicamente entre 0,7 mm y 5 mm.

Los inventores han encontrado un procedimiento para obtener una alta ductilidad en las zonas de la pieza endurecida por prensado en las que se podría experimentar una alta concentración de tensión durante el uso de la pieza: cuando las zonas en la prensa de conformado se deforman con una deformación equivalente ϵ_b mayor que 0,15, la estructura de estas zonas deformadas es más fina.

20 Especialmente, los inventores han comparado zonas no deformadas o poco deformadas (las últimas designadas como zonas en las que $\epsilon_b < 0,05$) con zonas en las que se ha aplicado una deformación con una cantidad superior a 0,15. La dureza de las zonas altamente deformadas (o deformadas) aumenta generalmente al menos 15 HV1 (HV1 es la dureza Vickers medida bajo una carga de 1 kgf) en comparación con las zonas no deformadas o poco deformadas en la pieza endurecida por prensado.

Sin embargo, este aumento de dureza se compensa al menos con una disminución del tamaño del listón martensítico.

30 Los inventores han medido el ancho promedio del listón martensítico (particionado y nuevo, si la hay) en zonas poco o muy deformadas. Después del análisis EBSD para revelar la microestructura, el ancho del listón se determina por el procedimiento de intersección que es conocido per se. Se ha puesto en evidencia que la aplicación de una deformación equivalente mayor que 0,15 reduce el ancho promedio del listón en más de un 15%, en comparación con zonas poco deformadas. Esta reducción del ancho del listón aumenta la resistencia a la iniciación y propagación de grietas eventuales. Generalmente, en las zonas en las que la deformación aplicada es mayor que 0,15, el ancho promedio del listón martensítico es menor que 0,65 μm . En comparación, el ancho promedio del listón martensítico en zonas poco deformadas es generalmente mayor que 0,75 μm .

40 Además, se ha puesto en evidencia que la aplicación de una deformación equivalente superior a 0,15 modifica la distribución de tamaño del listón martensítico, en comparación a zonas poco deformadas.

Especialmente, la proporción de listones martensíticos que tienen un ancho inferior a 0,8 μm es al menos un 35 % mayor en las zonas altamente deformadas que en las zonas poco deformadas.

45 Este tamaño de listón martensítico más bajo proporciona especialmente un aumento de tenacidad.

De esta manera, la combinación de la composición del acero y de los parámetros de endurecimiento por prensado permite lograr una alta ductilidad en zonas específicas de las piezas. En aplicaciones automovilísticas, las piezas conformadas presentan una mayor ductilidad en caso de colisiones.

50 La presente divulgación también se refiere a una pieza en bruto de acero soldada por láser, que está fuera de la invención reivindicada, prerrecubierta con un prerrecubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, y a una pieza de acero soldada por láser endurecida con prensado, que está fuera de la invención reivindicada, recubierta con un recubrimiento de una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio.

55 La pieza en bruto de acero soldada por láser, que está fuera de la invención reivindicada, comprende al menos una primera pieza en bruto de acero, obtenida a partir de una lámina de acero según la invención y prerrecubierta con un prerrecubrimiento de aluminio, aleación a base de aluminio o aleación de aluminio, una segunda pieza en bruto de acero, también prerrecubierta con un prerrecubrimiento de aluminio, aleación a base de aluminio o aleación de aluminio, y una soldadura por láser que une la primera pieza en bruto con la segunda pieza en bruto. Las piezas en bruto de acero pueden tener la misma composición o composiciones diferentes, y el mismo grosor o grosores diferentes. En el caso de composiciones diferentes, se ha puesto en evidencia que el contenido de carbono de la segunda pieza en bruto de acero tiene que estar comprendido entre 0,04% y 0,38% en peso, preferiblemente entre 0,065% y 0,38%, para crear una soldadura que tenga las propiedades de ductilidad deseadas.

65

ES 3 013 116 T3

Por ejemplo, la segunda pieza en bruto de acero está fabricada de un acero que tiene una composición química que comprende, en porcentaje en peso:

5
10
15
20

$$\begin{aligned}
 &0,04\% \leq C \leq 0,38\%, \\
 &0,05\% \leq Mn \leq 4,2\%, \\
 &0,001\% \leq Si \leq 1,5\%, \\
 &0,005\% \leq Al \leq 0,9\%, \\
 &0,001\% \leq Cr \leq 2\%, \\
 &Mo \leq 0,65\%, \\
 &Ni \leq 2\%, \\
 &0,001\% \leq Ti \leq 0,2\%, \\
 &Nb \leq 0,1\%, \\
 &B \leq 0,010\%, \\
 &0,0005\% \leq N \leq 0,010\% \\
 &0,0001\% \leq S \leq 0,05\%, \\
 &0,0001\% \leq P \leq 0,1\%, \\
 &W \leq 0,30\%, \\
 &Ca \leq 0,006\%,
 \end{aligned}$$

siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

Preferiblemente, el contenido de C es de al menos 0,065%.

25 En una primera realización, la segunda pieza en bruto de acero tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso: $0,04\% \leq C \leq 0,100\%$, $0,80\% \leq Mn \leq 2,0\%$, $0,005\% \leq Si \leq 0,30\%$, $0,010\% \leq Al \leq 0,070\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 0,10\%$, $0,001\% \leq Ni \leq 0,10\%$, $0,03\% \leq Ti \leq 0,08\%$, $0,015\% \leq Nb \leq 0,1\%$, $0,0005\% \leq N \leq 0,009\%$, $0,0001\% \leq S \leq 0,005\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,030\%$, $Mo \leq 0,10\%$, $Ca \leq 0,006\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

30 En una segunda realización, la segunda pieza en bruto tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso: $0,065\% \leq C \leq 0,095\%$, $1,4\% \leq Mn \leq 1,9\%$, $0,2\% \leq Si \leq 0,5\%$, $0,020\% \leq Al \leq 0,070\%$, $0,02\% \leq Cr \leq 0,1\%$, en donde $1,5\% \leq (C + Mn + Si + Cr) \leq 2,7\%$, $3,4 \times N \leq Ti \leq 8 \times N$, $0,04\% \leq Nb \leq 0,06\%$, en donde $0,044\% \leq (Nb+Ti) \leq 0,09\%$, $0,0005\% \leq B \leq 0,004\%$, $0,001\% \leq N \leq 0,009\%$, $0,0005\% \leq S \leq 0,003\%$, $0,001\% \leq P \leq 0,020\%$ y opcionalmente $0,0001\% \leq Ca \leq 0,006\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

35 En una tercera realización, la segunda pieza en bruto tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso: $0,15\% \leq C \leq 0,38\%$, $0,5\% \leq Mn \leq 3\%$, $0,10\% \leq Si \leq 0,5\%$, $0,005\% \leq Al \leq 0,1\%$, $0,01\% \leq Cr \leq 1\%$, $0,001\% \leq Ti < 0,2\%$, $0,0005\% \leq B \leq 0,010\%$, $0,0005\% \leq N \leq 0,010\%$, $0,0001\% \leq S \leq 0,05\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

40 En una cuarta realización, la segunda pieza en bruto tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso: $0,24\% \leq C \leq 0,38\%$, $0,40\% \leq Mn \leq 3\%$, $0,10\% \leq Si \leq 0,70\%$, $0,015\% \leq Al \leq 0,070\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 2\%$, $0,25\% \leq Ni \leq 2\%$, $0,015\% \leq Ti \leq 0,1\%$, $0\% \leq Nb \leq 0,06\%$, $0,0005\% \leq B \leq 0,0040\%$, $0,003\% \leq N \leq 0,010\%$, $0,0001\% \leq S \leq 0,005\%$, $0,0001\% \leq P \leq 0,025\%$, los contenidos de Ti y N satisfacen la siguiente relación: $Ti/N > 3,42$, los contenidos de C, manganeso, Cr y Si satisfacen la siguiente relación:

$$2,6C + \frac{Mn}{5,3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15} \geq 1,1\%$$

, la composición química comprende opcionalmente uno de 5.3 13 15 varios de los siguientes elementos: $0,05\% \leq Mo \leq 0,65\%$, $0,001\% \leq W \leq 0,30\%$, $0,0005\% \leq Ca \leq 0,005\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

50 En una quinta realización, la segunda pieza en bruto de acero tiene una composición según la invención, que comprende, en porcentaje en peso: $0,15\% \leq C \leq 0,22\%$, $3,5\% \leq Mn < 4,2\%$, $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$, $0,020\% \leq Al \leq 0,9\%$, $0,001\% \leq Cr \leq 1\%$, $0,001\% \leq Mo \leq 0,3\%$, $0,001\% \leq Ti \leq 0,040\%$, $0,0003\% \leq B \leq 0,004\%$, $0,001\% \leq Nb \leq 0,060\%$, $0,001\% \leq N \leq 0,009\%$, $0,0005\% \leq S \leq 0,003\%$, $0,001\% \leq P \leq 0,020\%$, opcionalmente $0,0001\% \leq Ca \leq 0,003\%$, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

55 La pieza en bruto de acero soldada por láser se obtiene cortando una lámina de acero según la invención y prerrecubierta con un prerrecubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio, para obtener una primera pieza en bruto, cortando una lámina de acero, que es por ejemplo una lámina de acero según la invención, también prerrecubierta con un prerrecubrimiento de aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio para obtener una segunda pieza en bruto. Por ejemplo, la segunda pieza en bruto tiene una composición como la definida anteriormente, y preferiblemente según la primera, segunda, tercera, cuarta o quinta realización.

60

ES 3 013 116 T3

5 Las primera y segunda piezas en bruto se sueldan a lo largo de uno de sus respectivas caras periféricas. Debido al alto contenido de Mn en la composición del acero de la invención, no es necesaria ninguna ablación de todo el prerrecubrimiento de las caras superior e inferior de las piezas en bruto antes de la soldadura. Por ejemplo, al menos una cara de una de las piezas en bruto no se somete a una ablación, o no se somete a una ablación de todo el prerrecubrimiento.

10 De hecho, el efecto gammágeno del Mn en el acero y en consecuencia en la soldadura contrarresta el efecto del Al en la soldadura, resultante de la fusión del prerrecubrimiento y la incorporación del prerrecubrimiento fundido en la soldadura.

Por lo tanto, en la realización descrita, no se realiza dicha ablación de todo el prerrecubrimiento de las caras superior e inferior de las piezas en bruto antes de la soldadura.

15 De este modo, después de la soldadura, los prerrecubrimientos de aluminio, aleación a base de aluminio o aleación de aluminio de la primera y segunda piezas en bruto cubren la proximidad inmediata de la soldadura por láser en al menos una cara de la primera y segunda piezas en bruto.

20 La pieza en bruto soldada por láser así obtenida puede ser conformada en caliente y endurecida por prensado en las condiciones descritas anteriormente, sin riesgo de grietas durante el conformado en caliente. La pieza soldada endurecida por prensado así obtenida, en la que el metal de soldadura y las primera y segunda piezas en bruto han sido endurecidas por prensado en la misma operación, presenta altas propiedades de resistencia mecánica y ductilidad. Especialmente, la soldadura por láser endurecida por prensado que une la primera pieza endurecida por prensado, resultante del conformado en caliente de la primera pieza en bruto, y la segunda pieza endurecida por prensado, resultante del conformado en caliente de la segunda pieza en bruto, tiene una estructura que comprende como máximo un 15% de ferrita.

30 Además, dado que no se realizó dicha ablación de todo el prerrecubrimiento de las caras superior e inferior de las piezas en bruto antes de la soldadura, la pieza soldada endurecida por prensado es tal que, en al menos una cara de las primera y segunda piezas de acero endurecido por prensado, el grosor del recubrimiento en la zona afectada térmicamente es el mismo que el grosor del recubrimiento en el resto de las primera y segunda piezas de acero endurecido por prensado.

35 Otro objetivo de la invención es un ensamblaje soldado que comprende una primera pieza de acero endurecido por prensado y una segunda pieza de acero endurecido por prensado soldadas entre sí mediante soldadura por puntos de resistencia. La primera pieza de acero endurecido por prensado es según la invención, y la segunda pieza de acero endurecido por prensado puede ser según la invención o tener una composición diferente. En particular, la primera y la segunda piezas pueden tener la misma composición o composiciones diferentes, y el mismo grosor o grosores diferentes.

40 La segunda pieza está fabricada de un acero que tiene una composición química que comprende, en porcentaje en peso:

45 $0,04\% \leq C \leq 0,38\%$,
 $0,05\% \leq Mn \leq 4,2\%$,
 $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$,
 $0,005\% \leq Al \leq 0,9\%$,
 $0,001\% \leq Cr \leq 2\%$,
 $Mo \leq 0,65\%$,
 $Ni \leq 2\%$,
50 $0,001\% \leq Ti \leq 0,2\%$,
 $Nb \leq 0,1\%$,
 $B \leq 0,010\%$,
 $0,0005\% \leq N \leq 0,010\%$
 $0,0001\% \leq S \leq 0,05\%$,
55 $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$,
 $W \leq 0,30\%$,
 $Ca \leq 0,006\%$,

60 siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

Preferiblemente, el contenido de C en la segunda pieza es de al menos 0,065%.

65 Por ejemplo, la composición de la segunda pieza de acero puede estar de acuerdo con la composición de la primera, segunda, tercera, cuarta o quinta realización descrita anteriormente con respecto a la segunda pieza en bruto.

ES 3 013 116 T3

El ensamblaje soldado se fabrica produciendo la primera y la segunda piezas de acero endurecido por prensado, y soldando por puntos de resistencia la primera y la segunda piezas de acero.

5 Las soldaduras por puntos de resistencia que unen la primera pieza a las segundas piezas se caracterizan por una alta resistencia en la prueba de tracción transversal definida por un valor alfa de al menos 50 daN/mm², y una relación de tapón de al menos 0,70.

10 Aquí, el valor alfa designa la carga máxima en el ensayo transversal dividida por el diámetro de la soldadura y el grosor. Es una carga normalizada para soldadura por puntos resistente expresada en daN/mm².

La relación de tapón es igual al diámetro del tapón dividido por el diámetro de la zona fundida (MZ). Cuanto menor sea la relación de tapón, menor será la ductilidad de la zona fundida.

15 Generalmente, el ablandamiento en la zona afectada térmicamente, es decir, la diferencia entre la dureza Vickers del acero base y la dureza Vickers en la zona afectada térmicamente, es inferior al 25 % de la dureza Vickers del acero base.

20 Otro objetivo de la invención es un ensamblaje soldado que comprende una primera pieza de acero endurecido por prensado y una segunda pieza de acero soldadas entre sí mediante soldadura por puntos de resistencia, siendo la primera pieza de acero endurecido por prensado según la invención, y siendo la segunda pieza de acero una pieza de acero estampada en caliente o estampada en frío, que tiene una resistencia a la tracción no superior a 2100 MPa. Preferiblemente, la segunda pieza de acero tiene un contenido de C no superior a 0,38% y un contenido de Mn no superior a 4,2%.

25 La invención se ilustrará ahora mediante los siguientes ejemplos, que no son en modo alguno limitativos.

30 Los aceros con composición según la Tabla 1, expresada en porcentaje de peso, se proporcionaron en forma de placas. Las temperaturas Ae₃, determinadas mediante cálculo termodinámico, se indican en la Tabla 1 a continuación.

Tabella 1

Referencia	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Cr (%)	Mo (%)	Nb (%)	B (%)	Ti (%)	N (%)	S (%)	P (%)	Ae3 (°C)
11	0,186	3,67	0,69	0,37	0,001	0,201	0,027	0,0013	0,026	0,0039	0,0011	0,01	790
12	0,186	3,62	0,97	0,39	0,001	0,19	0,027	0,0020	0,025	0,0045	0,0010	0,009	800
13	0,184	3,69	1,15	0,37	0,001	0,196	0,026	0,0018	0,026	0,0049	0,0011	0,01	805
14	0,19	3,97	1,22	0,44	0,52	0,2	0,02	0,0018	0,04	0,0051	0,0012	0,009	845
15	0,15	3,78	1,46	0,79	0,001	0,187	0,056	0,0003	0,001	0,003	0,001	0,009	780
16	0,18	3,62	1,03	0,806	0,001	0,207	0,001	0,0014	0,023	0,005	0,001	0,014	770
17	0,18	3,97	1,5	0,033	0,001	0,21	0,001	0,0028	0,016	0,003	0,0022	0,008	780
18	0,164	3,650	0,634	0,388	0,015	0,211	0,027	0,0009	0,026	0,0057	0,0018	0,011	800
R1	0,218	4,49	1,5	0,019	0,047	0,002	0,001	0,0004	0,001	0,0021	0,0049	0,006	742
R2	0,297	2,5	1,5	0,006	0,001	-	-	-	-	0,0022	0,0044	0,001	790
R3	0,174	3,58	1	-	-	-	-	-	-	0,005	0,001	0,01	770
R4	0,127	5	0,47	1,72	0,003	0,001	0,015	0,0008	0,001	0,0052	0,0045	0,012	960
R5	0,22	1,16	0,26	0,03	0,17	0,001	0,001	0,003	0,035	0,005	0,001	0,012	810

ES 3 013 116 T3

5 Las placas se calentaron a una temperatura T_h , se laminaron en caliente y se bobinaron a una temperatura de bobinado T_{bobinado} . A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente se decaparon, opcionalmente se recocieron de forma discontinua a una temperatura de recocido discontinuo T_{HBA} , con un tiempo de mantenimiento t_{HBA} a la temperatura T_{HBA} , se decaparon y, a continuación, se laminaron en frío con una relación de reducción de laminado en frío r_{CR} para obtener láminas de acero laminadas en frío que tienen un grosor t_h .

10 Algunas de las láminas de acero laminadas en frío se recocieron a continuación a una temperatura de recocido T_A durante un tiempo de recocido t_A . Algunas de las láminas se recubrieron previamente con un recubrimiento de Al-Si, mediante inmersión en caliente en un baño que comprendía, en peso, de 5% a 11% de Si, de 2% a 4% de Fe, opcionalmente de 0,0015 a 0,0030% de Ca, siendo el resto Al e impurezas.

Las condiciones de fabricación (A, B...) de las láminas de acero recocido se resumen en la Tabla 2 a continuación.

Tabla 2

	T_h (°C)	T_{bobinado} (°C)	T_{HBA} (°C)	t_{HBA} (h)	r_{CR} (%)	t_h (mm)	T_A (°C)	t_A (s)	Prerrecubrimiento
A	1250	450	620	5	60	1,25	780	60	-
B	1250	450	650	7	50	1,2	-	-	-
C	1250	450	600	7	50	1,2	-	-	-
D	1250	450	600	5	50	1,2	780	120	-
E	1250	<u>580</u>	-	-	50	1,5	830	60	Al-Si
G	1250	450	600	7	50	1,2	800	60	-
H	1250	450	600	5	50	1,2	-	-	-
I	1250	<u>560</u>	-	-	50	1	-	-	-

15 La energía Charpy de algunas de las láminas laminadas en caliente se determinó antes del recocido discontinuo, a 25 °C. Especialmente, se recogieron probetas de impacto Charpy de 55 x 10 mm², con entallas en V de 2 mm de profundidad, con un ángulo de 45° y un radio de raíz de 0,25 mm de las láminas de acero laminadas en caliente antes del recocido discontinuo, y se midió la energía de impacto específica ("energía Charpy") KCV.

20 Los resultados se presentan en la Tabla 3 a continuación. Por convención, las condiciones de prueba asocian la composición del acero y las condiciones de fabricación de la lámina. Así, I1A se refiere por ejemplo a una lámina de acero laminada en caliente obtenida a partir de la composición de acero I1, producida con la temperatura T_h y la temperatura de bobinado T_{bobinado} de la condición A.

25

Tabla 3

Condiciones	KCV después del laminado en caliente y antes del recocido discontinuo (J/cm ²)
I1A	77
I2A	79
I3A	77
I4B	64
I5C	71
I6B	90
I7C	65
I8A	96
R3B	29
R4G	98

30 Los ejemplos I1A, I2A, I3A, I4B, I5C, I6B e I8A, que tienen una composición según la invención y se producen con temperaturas T_h y temperaturas de bobinado T_{bobinado} según la invención, tienen una energía Charpy muy alta a 25°C, de al menos 60 J/cm². I7C es un ejemplo de referencia.

Por el contrario, el ejemplo R3B tiene una composición que no comprende B ni Al. Como consecuencia, el ejemplo

ES 3 013 116 T3

R3B, aunque se produce con una temperatura T_h y una temperatura de bobinado T_{bobinado} de acuerdo con la invención, tiene una energía Charpy baja.

5 Las láminas laminadas en frío se cortaron a continuación para obtener piezas en bruto. Las piezas en bruto se calentaron a una temperatura T_m y se mantuvieron a esta temperatura T_m durante un tiempo de mantenimiento t_m , de manera que se obtuvieron piezas en bruto de acero calentadas que tenían una estructura que comprendía entre un 70% y un 100% de austenita.

10 A continuación, las piezas en bruto calentadas se transfirieron a una prensa de conformado y se conformaron en caliente para obtener piezas conformadas.

15 Algunas piezas conformadas se enfriaron a una temperatura de parada de enfriamiento T_C , a continuación se recalentaron desde la temperatura de parada de enfriamiento T_C a una temperatura de postratamiento T_{PT} , y se mantuvieron a la temperatura de postratamiento T_{PT} durante un tiempo de mantenimiento t_{PT} .

A continuación, las piezas se enfriaron con aire a temperatura ambiente.

20 Otras piezas se enfriaron a temperatura ambiente directamente después del conformado en caliente, sin ningún tratamiento posterior (condición h).

Las condiciones de fabricación (a, b...) de las piezas endurecidas por prensado se resumen en la Tabla 4 a continuación.

25 La resistencia a la fluencia YS y la resistencia a la tracción TS se han determinado en las piezas endurecidas por prensado, utilizando probetas de $12,5 \times 50 \text{ mm}^2$ de acuerdo con la Norma ISO (EN 6892-1-2009).

Tabla 4

Condición	T_m (°C)	t_m (s)	T_C (°C)	T_{PT} (°C)	t_{PT} (s)
a	820	120	25	400	60
b	880	120	25	400	60
c	880	120	25	400	300
d	880	120	150	400	60
e	880	120	180	400	60
f	850	150	130	400	220
g	<u>740</u>	120	275	<u>290</u>	340
h	900	240	25	=	=
i	900	100	180	400	220
j	900	100	160	400	220
k	810	100	140	400	200
l	850	90	150	425	200
m	900	120	25	400	60
n	800	120	25	400	60
o	820	120	25	400	60
p	800	120	25	400	60
q	840	100	240	400	500
r	800	180	140	400	500

30 Se ha determinado el ángulo crítico de flexión en piezas endurecidas por prensado de $60 \times 60 \text{ mm}^2$ soportadas por dos rodillos, según el procedimiento B de la Norma de flexión VDA-238 (con normalización a un grosor de 1,5 mm). El esfuerzo de flexión se ejerce mediante un punzón afilado de radio 0,4 mm. La separación entre los rodillos y el punzón es igual al grosor de las piezas ensayadas, añadiéndose una holgura de 0,5 mm. La aparición de grietas se detecta ya que coincide con una disminución de carga en la curva carga-desplazamiento. Los ensayos se interrumpen cuando la carga disminuye más de 30 N de su valor máximo. El ángulo de flexión (α) de cada muestra se mide después de la

ES 3 013 116 T3

descarga y, por tanto, después de la recuperación elástica de la probeta. Se doblan tres muestras a lo largo de cada dirección (dirección de laminado y dirección transversal) de manera que se obtenga un valor promedio α_A del ángulo de flexión.

5 La deformación a la fractura se determina a través de la flexión de las probetas en condiciones de deformación plana, que es la condición más severa ante una colisión de vehículos. A partir de estos ensayos, es posible determinar el desplazamiento crítico de las probetas cuando se produce la fractura. Por otro lado, el Análisis de Elementos Finitos permite modelar la flexión de dichas probetas, es decir, conocer el nivel de deformación que se encuentra presente en la zona de flexión para dicho desplazamiento crítico. Esta deformación en dichas condiciones críticas es la deformación a la fractura del material.

10 Los resultados de tales pruebas mecánicas se presentan en la Tabla 5. Por convención, las condiciones de prueba asocian la composición del acero, las condiciones de fabricación de la lámina y las condiciones de fabricación de la pieza endurecida por prensado. Así, I1Aa se refiere por ejemplo a una pieza endurecida por prensado obtenida a partir de la composición de acero I1, producida al someter una lámina de acero fabricada con la condición A a la condición de endurecimiento por prensado a.

15 La Tabla 5 presenta también algunas características microestructurales de las piezas endurecidas por prensado. Las fracciones de superficie de los diferentes constituyentes se han determinado puliendo y grabando las probetas con diferentes reactivos (Nital, Picral, Bechet-Beaujard, metabisulfito de sodio y LePera) para revelar los constituyentes específicos. La cuantificación de las fracciones de superficie se ha realizado mediante análisis de imágenes y el software Aphilion™, en más de diez zonas representativas de al menos $100 \times 100 \mu\text{m}^2$.

20 La fracción de austenita retenida se determinó mediante difracción de rayos X (DRX). El contenido de C en la austenita retenida se determinó evaluando la fracción de austenita retenida y los parámetros reticulares mediante un análisis de difracción de rayos X (DRX), con un refinamiento de Rietveld, y utilizando las fórmulas de Dyson y Holmes.

25 En la tabla 5, Ms designa la temperatura a la que se inicia la transformación de la austenita presente en la estructura en martensita tras el enfriamiento, determinada por dilatometría. La temperatura Ms, que depende para cada composición de acero de la composición y de las condiciones de fabricación, especialmente de la temperatura T_m , se indica por tanto en la tabla 5 para cada composición de acero y condición de fabricación.

30 Además, en la tabla 5, PM designa la fracción de martensita particionada, FM designa la fracción de martensita nueva, F designa la fracción de ferrita, d_{cm} designa la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor de 60 nm, RA designa la fracción de austenita retenida, C_{RA} es el contenido promedio de C en la austenita retenida.

35 Además, YS es la resistencia a la fluencia, TS la resistencia a la tracción y α_A el ángulo de flexión (expresado en grados).

40

Tabla 5

Prueba	Ms (°C)	PM (%)	FM (%)	F (%)	d_{cm} (mm ⁻²)	RA (%)	C_{RA} (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	α_A (°)	Deformación a la fractura
I1Aa	285	85	0	6	$1 \cdot 10^6$	9	0,75	1342	1411	63	0,53
I1Ab	310	>90	0	<2	$2 \cdot 10^6$	7	0,69	1258	1393	72	0,63
I2Aa	280	82	0	9	$0,5 \cdot 10^6$	9	0,74	1305	1428	68	0,56
I2Ab	305	> 90	0	<2	$3 \cdot 10^6$	7	0,80	1349	1416	68	0,51
I2Ad	305	> 90	0	<2	$2,5 \cdot 10^6$	9	0,73	1217	1359	71	0,56
I2Ae	305	> 90	0	<2	$2,5 \cdot 10^6$	10	0,67	1184	1344	76	0,6
I3Aa	275	75	0	15	$0,5 \cdot 10^6$	10	0,81	1317	1429	65	0,54
I3Ab	315	> 90	0	<2	$1,5 \cdot 10^6$	8	0,83	1272	1426	74	0,63
I4Bf	315	80	2	<5	$2 \cdot 10^6$	13	0,78	1256	1407	n.d.	n.d.
I5Ci	320	93	0	0	$5 \cdot 10^6$	7	0,8	1236	1325	n.d.	n.d.
I5Cj	320	94	0	0	$5 \cdot 10^6$	6	0,83	1238	1328	n.d.	n.d.
I7Ck	290	90	0	0	$7 \cdot 10^6$	10	0,8	1283	1391	n.d.	n.d.

ES 3 013 116 T3

I7CI	290	87,5	0	0	7*10^6	12,5	0,76	1241	1384	n.d.	n.d.
R1Dn	275	>70	0	<2	1,5*10^6	n.d.	n.d.	1373	1584	<u>48</u>	<u>0,42</u>
R1Do	275	> 70	0	<2	1*10^6	n.d.	n.d.	1333	1530	<u>58</u>	<u>0,37</u>
R4Gc	270	>75	<5	15	0,5*10^6	4	0,71	1230	<u>1264</u>	69	0,54
R5Eh	410	3	<u>97</u>	0	n.d.	0	ND	1162	1504	61	<u>0,37</u>

En esta Tabla 5, nd significa "no determinado" y NA significa "no aplicable".

- 5 En los ensayos I1Aa, I1Ab, I2Aa, I2Ab, I2Ad, I2Ae, I3Aa, I3Ab, I4Bf, I5Ci, I5Cj, I7Ck e I7CI, las composiciones, las condiciones de fabricación de las láminas de acero y las condiciones de endurecimiento por prensado corresponden a la invención y se obtienen las características microestructurales deseadas. Como consecuencia, se consiguen altas propiedades de tracción y alta ductilidad al choque, especialmente altos ángulos de flexión y deformaciones a la fractura.
- 10 La microestructura de la muestra I1Ab se muestra en la figura adjunta, donde "RA" designa austenita retenida y "PM" designa martensita particionada.
- 15 En los ensayos R1Dn y R1Do, los contenidos de Mn y S no cumplen las condiciones de la invención. Incluso si las condiciones de fabricación de las láminas de acero y las condiciones de endurecimiento por prensado están de acuerdo con los intervalos de la invención, la ductilidad al choque, especialmente el ángulo de flexión y la deformación a la fractura no cumplen los valores solicitados.
- 20 En el ensayo R4Gc, los contenidos de C, Mn, Al y S no cumplen las condiciones de la invención. Incluso si las condiciones de fabricación de las láminas de acero y las condiciones de endurecimiento por prensado están de acuerdo con los intervalos de la invención, la resistencia a la tracción no alcanza los 1300 MPa.
- 25 En el ensayo R5Eh, el contenido de Mn es demasiado bajo. Además, no se realizó ningún tratamiento posterior después del conformado en caliente. En consecuencia, la estructura comprende una alta fracción de martensita nueva. Incluso si las resistencias a la fluencia y a la tracción alcanzan los valores objetivo, la ductilidad al choque, especialmente la deformación a la fractura, no es satisfactoria.
- Además, los inventores evaluaron la soldabilidad de las láminas de acero y piezas endurecidas por prensado obtenidas con las condiciones de fabricación descritas anteriormente.
- 30 Especialmente, se realizaron pruebas de soldadura por puntos de resistencia en algunas de las piezas endurecidas por prensado. Las piezas endurecidas por prensado producidas en diversas condiciones de prueba se soldaron por puntos de resistencia con los parámetros de soldadura indicados en la Tabla 6 y con una intensidad comprendida entre 5 y 8 kA, entendiéndose que cada pieza se soldó a otra pieza producida en las mismas condiciones de prueba.
- 35 Se realizaron pruebas de dureza en soldaduras por puntos de resistencia cortadas y pulidas con el fin de determinar un ablandamiento eventual en las Zonas Afectadas Térmicamente en la proximidad de la soldadura de metal. Este ablandamiento se mide por la diferencia entre la dureza del metal base y el valor mínimo de dureza en la Zona afectada térmicamente. Se realizaron pruebas de tracción en soldaduras por puntos de resistencia, y se midió el alargamiento total de las soldaduras. En comparación con el alargamiento del metal base, las soldaduras provocan una variación de alargamiento que puede ser más o menos pronunciada en comparación con la del metal base. Por lo tanto, la variación de alargamiento relativa se define por: $(\text{alargamiento del metal base} - \text{alargamiento de la soldadura}) / \text{alargamiento del metal base}$.
- 40 Los parámetros y resultados se informan en la Tabla 6, en donde:
- 45 - "Condición de prueba" designa la pieza endurecida por prensado en la que se realizó la prueba de soldadura por puntos de resistencia,
 - "Fuerza de soldadura" designa la fuerza de soldadura, expresada en daN, durante la soldadura por puntos,
 - "alfa" designa el valor alfa, es decir, la carga máxima en prueba transversal dividida por el diámetro de la soldadura y el grosor, expresado en daN/mm²,
- 50 - "Relación de tapón" designa la relación de tapón, igual al diámetro del tapón dividido por el diámetro de la zona fundida (MZ),
 - el "ablandamiento de la ZAT" designa la diferencia entre la dureza Vickers del metal base y el valor mínimo de dureza Vickers en la zona afectada térmicamente.
 - "ablandamiento relativo" es la relación entre el ablandamiento de la ZAT y la dureza Vickers del metal base,
- 55 expresada en porcentaje.

Tabla 6

Condición de prueba	Fuerza de soldadura (daN)	Alfa (daN/mm ²)	Relación de tapón	Ablandamiento de HAZ (Hv)	Ablandamiento Relativo (%)
I4Bf	400	51	0,86	101	20,3
I5Ci	400	64	0,82	n.d.	n.d.
I6Bm	400	70	0,86	84	18,6
I7Ck	400	60	0,81	n.d.	n.d.
I8Ab	400	75	0,8	95	21
R1Hr	400	<u>24</u>	0	20	5
R2Iq	400	<u>29</u>	<u>0,36</u>	50	13
R3Bp	400	<u>41,6</u>	<u>0,62</u>	45	10,2
R4Gg	400	85	1	n.d.	n.d.
R5Eh	450	70	0,87	200	<u>40</u>

En la Tabla 6, nd significa "no determinado".

5 Los ejemplos I4Bf, I5Ci, I6Bm, I7Ck e I8Ab están fabricados con aceros que tienen una composición de acuerdo con la invención, y se han producido con condiciones de fabricación que corresponden a la invención. Como consecuencia, las soldaduras por puntos de resistencia producidas mediante soldadura por puntos de resistencia de estas piezas tienen una alta ductilidad, caracterizada por un valor alfa de al menos 50 daN/mm² y una relación de tapón de al menos 0,70.

10 Por el contrario, el ejemplo R1Hr está fabricado de un acero que tiene un contenido de Mn demasiado alto. Como consecuencia, las soldaduras por puntos de resistencia producidas mediante soldadura por puntos de resistencia de dos piezas R1Hr tienen una ductilidad baja, especialmente un valor alfa inferior a 50 daN/mm² y una relación de tapón inferior a 0,70.

15 Además, el ejemplo R2Iq está fabricado de un acero que tiene un contenido de C demasiado alto. Como consecuencia, las soldaduras por puntos de resistencia producidas mediante soldadura por puntos de resistencia de dos piezas R2Iq tienen una ductilidad baja, especialmente un valor alfa inferior a 50 daN/mm² y una relación de tapón inferior a 0,70. El ablandamiento de ZAT es menos pronunciado en las piezas endurecidas por prensado I4Bf, I6Bm e I8Ab, fabricadas según la invención, que en la pieza de referencia R5Eh, en la que está presente una pérdida de alargamiento significativa en la ZAT.

20 De este modo, las piezas de acero fabricadas según la invención pueden utilizarse con provecho para la fabricación de piezas estructurales o de seguridad de vehículos.

25

30

REIVINDICACIONES

1. Lámina de acero para la fabricación de una pieza de acero endurecido por prensado, teniendo la lámina de acero una composición que comprende, en porcentaje en peso:

- 5
 10
 15
- 0,15% ≤ C ≤ 0,22%,
 - 3,5% ≤ Mn ≤ 4,2%,
 - 0,001% ≤ Si ≤ 1,5%,
 - 0,3% ≤ Al ≤ 0,9%,
 - 0,001% ≤ Cr ≤ 1%,
 - 0,001% ≤ Mo ≤ 0,3%,
 - 0,001% ≤ Ti ≤ 0,040%,
 - 0,0003% ≤ B ≤ 0,004%,
 - 0,001% ≤ Nb ≤ 0,060%,
 - 0,001% ≤ N ≤ 0,009%
 - 0,0005% ≤ S ≤ 0,003%,
 - 0,001% ≤ P ≤ 0,020%,

opcionalmente

- 20
- 0,0001% ≤ Ca ≤ 0,003%,

siendo el resto hierro e impurezas inevitables, teniendo dicha lámina de acero una microestructura que consiste, en fracción de superficie:

- 25
 30
- menos del 50% de ferrita,
 - entre el 1% y el 20% de austenita retenida, en donde la fracción de la austenita retenida se determina según el procedimiento descrito en la descripción,
 - cementita, de manera que la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor que 60 nm es menor que 10⁷/mm², en donde la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor que 60 nm se determina según el procedimiento descrito en la descripción,
 - un complemento que consiste en bainita y/o martensita,

35

teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos 1,1*Mn%, en donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

2. Lámina de acero, según la reivindicación 1, en la que la lámina de acero es una lámina de acero recocida, siendo la microestructura de la lámina de acero recocida tal que el complemento consiste en martensita.

40

3. Lámina de acero, según la reivindicación 2, en la que la lámina de acero comprende un prerrecubrimiento metálico sobre cada una de sus dos caras principales.

45

4. Lámina de acero, según la reivindicación 3, en la que el prerrecubrimiento metálico es un prerrecubrimiento de aluminio, de una aleación a base de aluminio o de una aleación de aluminio.

5. Lámina de acero, según la reivindicación 3, en la que el prerrecubrimiento metálico es un prerrecubrimiento de zinc-aluminio, de aleación a base de zinc o de aleación de zinc.

50
 55

6. Lámina de acero, según cualquiera de las reivindicaciones 3 a 5, en la que la lámina de acero comprende una zona descarburada en la superficie de cada una de las dos superficies principales bajo el prerrecubrimiento metálico, estando comprendida la profundidad p_{50%} de esta zona descarburada entre 6 y 30 micrómetros, siendo p_{50%} la profundidad en la que el contenido de carbono es igual al 50% del contenido de C en la composición del acero, y en la que la lámina de acero recocida no contiene una capa de óxido de hierro en la interfaz entre dichas superficies principales y dicho prerrecubrimiento metálico.

60

7. Lámina de acero, según la reivindicación 1, en la que dicha lámina de acero es una lámina de acero no recocida, consistiendo la microestructura de la lámina de acero, en fracción de superficie, entre un 5% y un 20% de austenita retenida, cementita, consistiendo el complemento en bainita y/o martensita.

65

8. Lámina de acero, según la reivindicación 7, en la que la lámina de acero es una lámina de acero laminada en caliente que tiene una energía Charpy específica KCV, medida a 25°C sobre una probeta de impacto Charpy de 55×10 mm², con entallas en V de 2 mm de profundidad, con un ángulo de 45° y un radio de raíz de 0,25 mm, mayor o igual a 60 J/ cm².

ES 3 013 116 T3

9. Lámina de acero, según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, en la que la lámina de acero tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.
- 5 10. Procedimiento para producir una lámina de acero para la fabricación de una pieza de acero endurecido por prensado, según la reivindicación 1, comprendiendo dicho procedimiento las siguientes etapas sucesivas:
- proporcionar un semiproducto de acero que tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso:
- 10 $0,15\% \leq C \leq 0,22\%$,
 $3,5\% \leq Mn \leq 4,2\%$,
 $0,001\% \leq Si \leq 1,5\%$,
 $0,3\% \leq Al \leq 0,9\%$,
 $0,001\% \leq Cr \leq 1\%$,
 $0,001\% \leq Mo \leq 0,3\%$,
 $0,001\% \leq Ti \leq 0,040\%$,
15 $0,0003\% \leq B \leq 0,004\%$,
 $0,001\% \leq Nb \leq 0,060\%$,
 $0,001\% \leq N \leq 0,009\%$,
 $0,0005\% \leq S \leq 0,003\%$,
20 $0,001\% \leq P \leq 0,020\%$,
opcionalmente
 $0,0001\% \leq Ca \leq 0,003\%$,
- 25 siendo el resto hierro e impurezas inevitables,
- laminar en caliente dicho semiproducto de acero para obtener una lámina de acero laminada en caliente,
- bobinar dicha lámina de acero laminada en caliente a una temperatura de bobinado T_{bobinado} inferior a 550°C, para obtener una lámina de acero bobinada,
- opcionalmente laminar en frío la lámina de acero bobinada.
- 30 11. Procedimiento, según la reivindicación 10, en el que dicha lámina de acero bobinada se lamina en frío con una relación de laminado en frío comprendida entre el 30% y el 80%.
- 35 12. Procedimiento, según la reivindicación 11, en el que, después del bobinado y antes del laminado en frío, la lámina de acero bobinada se recoce de forma discontinua a una temperatura de recocido discontinuo T_{HBA} comprendida entre 550 °C y 700 °C, manteniéndose la lámina de acero bobinada a dicha temperatura de recocido discontinuo T_{HBA} durante un tiempo de recocido discontinuo t_{HBA} comprendido entre 1 hora y 20 horas.
- 40 13. Procedimiento, según cualquiera de las reivindicaciones 10 a 12, que comprende además una etapa de recocido de la lámina de acero bobinada y opcionalmente laminada en frío a una temperatura de recocido T_A mayor o igual a 650 °C, comprendiendo la etapa de recocido calentar la lámina de acero bobinada y opcionalmente laminada en frío a la temperatura de recocido T_A , y mantener la lámina de acero bobinada y opcionalmente laminada en frío a la temperatura de recocido T_A durante un tiempo de recocido t_A comprendido entre 30 s y 600 s.
- 45 14. Procedimiento, según la reivindicación 13, en el que la temperatura de recocido T_A es inferior a Ae3.
15. Procedimiento, según la reivindicación 13, en el que la temperatura de recocido T_A es mayor o igual que Ae3.
- 50 16. Procedimiento, según cualquiera de las reivindicaciones 13 a 15, en el que, después de mantener la lámina de acero a la temperatura de recocido T_A , se recubre previamente con metal o una aleación de metal mediante recubrimiento por inmersión en caliente en un baño, y a continuación se enfría a temperatura ambiente.
- 55 17. Procedimiento, según la reivindicación 16, en el que la lámina de acero es recubierta previamente con zinc, una aleación a base de zinc o una aleación de zinc.
18. Procedimiento, según la reivindicación 16, en el que la lámina de acero es recubierta previamente con aluminio, una aleación a base de aluminio o una aleación de aluminio.
- 60 19. Procedimiento, según cualquiera de las reivindicaciones 16 a 18, en el que la lámina de acero se recoce a dicha temperatura de recocido T_A para obtener, al finalizar el recocido, una descarburación de la superficie de la lámina de acero recocida en una profundidad $p_{50\%}$ comprendida entre 6 y 30 micrómetros, siendo $p_{50\%}$ la profundidad a la que el contenido de carbono es igual al 50% del contenido de C en la composición, y para obtener una lámina de acero recocida que no presenta ninguna capa de óxido de hierro en su superficie.

ES 3 013 116 T3

20. Procedimiento, según cualquiera de las reivindicaciones 10 a 19, en el que la lámina de acero tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.

21. Pieza de acero endurecido por prensado, fabricada de un acero que tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso:

$$\begin{aligned} 0,15\% &\leq C \leq 0,22\%, \\ 3,5\% &\leq Mn \leq 4,2\%, \\ 0,001\% &\leq Si \leq 1,5\%, \\ 0,020\% &\leq Al \leq 0,9\%, \\ 0,001\% &\leq Cr \leq 1\%, \\ 0,001\% &\leq Mo \leq 0,3\%, \\ 0,001\% &\leq Ti \leq 0,040\%, \\ 0,0003\% &\leq B \leq 0,004\%, \\ 0,001\% &\leq Nb \leq 0,060\%, \\ 0,001\% &\leq N \leq 0,009\% \\ 0,0005\% &\leq S \leq 0,003\%, \\ 0,001\% &\leq P \leq 0,020\%, \end{aligned}$$

opcionalmente

$$0,0001\% \leq Ca \leq 0,003\%,$$

siendo el resto hierro e impurezas inevitables,

en la que la microestructura consiste, en la mayoría de dicha pieza de acero endurecido por prensado, en fracción de superficie, estando presente la microestructura en al menos el 95% del volumen de la pieza de acero endurecido por prensado:

al menos el 50% de martensita particionada,
menos del 30% de ferrita,

al menos el 2% de austenita retenida, en donde la fracción de la austenita retenida se determina por difracción de rayos X,

cementita de manera que la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor que 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$, en donde la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor que 60 nm se determina de acuerdo con el procedimiento descrito en la descripción, y como máximo el 5% de martensita nueva,

teniendo la austenita retenida un contenido promedio de C de al menos el 0,5%, en donde el contenido promedio de C en la austenita retenida se determina de acuerdo con el procedimiento descrito en la descripción.

22. Pieza de acero endurecido por prensado, según la reivindicación 21, en la que la austenita retenida tiene un contenido promedio de Mn de al menos $1,1 \cdot \text{Mn}\%$, en la que Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero.

23. Pieza de acero endurecido por prensado, según cualquiera de las reivindicaciones 21 o 22, en la que:

$$Al \geq 0,3\%.$$

24. Pieza de acero endurecido por prensado, según cualquiera de las reivindicaciones 21 a 23, en la que dicha pieza está recubierta con un recubrimiento metálico.

25. Pieza de acero endurecido por prensado, según la reivindicación 24, en la que dicho recubrimiento metálico es una aleación a base de zinc, o un recubrimiento de aleación de zinc.

26. Pieza de acero endurecido por prensado, según la reivindicación 24, en la que dicho recubrimiento metálico es una aleación a base de aluminio, o un recubrimiento de aleación de aluminio.

27. Pieza de acero endurecido por prensado, según cualquiera de las reivindicaciones 21 a 26, en la que la pieza de acero endurecido por prensado tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.

28. Procedimiento para fabricar una pieza de acero endurecido por prensado, que comprende las siguientes etapas sucesivas:

- proporcionar una lámina de acero que tiene una composición que comprende, en porcentaje en peso:

$$\begin{aligned} 0,15\% &\leq C \leq 0,22\%, \\ 3,5\% &\leq Mn \leq 4,2\%, \\ 0,001\% &\leq Si \leq 1,5\%, \\ 0,020\% &\leq Al \leq 0,9\%, \end{aligned}$$

ES 3 013 116 T3

5
0,001% ≤ Cr ≤ 1%,
0,001% ≤ Mo ≤ 0,3%,
0,001% ≤ Ti ≤ 0,040%,
0,0003% ≤ B ≤ 0,004%,
0,001% ≤ Nb ≤ 0,060%,
0,001% ≤ N ≤ 0,009%
0,0005% ≤ S ≤ 0,003%,
0,001% ≤ P ≤ 0,020%,

10 opcionalmente

0,0001% ≤ Ca ≤ 0,003%,

15 siendo el resto hierro e impurezas inevitables,
teniendo dicha lámina de acero una microestructura que consiste, en fracción de superficie:

20 menos del 50% de ferrita,
entre el 1% y el 20% de austenita retenida, en donde la fracción de la austenita retenida se determina por difracción de rayos X,
cementita, de manera que la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor que 60 nm es menor que $10^7/\text{mm}^2$, en donde la densidad superficial de partículas de cementita que tienen una dimensión mayor que 60 nm se determina de acuerdo con el procedimiento descrito en la descripción,
un complemento que consiste en bainita y/o martensita,

25 teniendo la austenita retenida un contenido promedio de Mn de al menos 1,1*Mn%, en donde Mn% designa el contenido de Mn en la composición del acero,

30 - cortar dicha lámina de acero en una forma predeterminada, de manera que se obtenga una pieza en bruto de acero,
- calentar la pieza en bruto de acero a una temperatura T_m comprendida entre 800°C y 950°C y mantener la pieza en bruto de acero a dicha temperatura T_m durante un tiempo de mantenimiento t_m comprendido entre 60 s y 600 s, de manera que se obtenga una pieza en bruto de acero calentada que tenga una estructura que comprenda entre un 70% y un 100% de austenita,
35 - transferir la pieza en bruto de acero calentada a una prensa de conformado,
- conformar en caliente la pieza en bruto calentada en la prensa de conformado para obtener una pieza conformada,
- enfriar la pieza conformada hasta una temperatura de parada de enfriamiento T_C comprendida entre la temperatura ambiente y $M_s - 100$ °C,
40 - recalentar la pieza conformada desde la temperatura de parada de enfriamiento T_C hasta una temperatura de postratamiento T_{PT} comprendida entre 350 °C y 550 °C, y mantener la pieza conformada a dicha temperatura de postratamiento T_{PT} durante un tiempo de mantenimiento t_{PT} comprendido entre 10 s y 600 s,
- enfriar la pieza conformada a temperatura ambiente para obtener la pieza de acero endurecida por prensado.

45 29. Procedimiento, según la reivindicación 28, en el que la pieza de acero endurecido por prensado tiene un grosor comprendido entre 0,7 mm y 5 mm.

30. Procedimiento, según la reivindicación 28 o 29, en el que la composición de la lámina de acero es tal que Al ≥ 0,3%.

50 31. Ensamblaje soldado que comprende una primera pieza de acero y una segunda pieza de acero soldadas entre sí mediante soldadura por puntos de resistencia, comprendiendo el ensamblaje soldado al menos una soldadura por puntos de resistencia que une la primera pieza de acero a la segunda pieza de acero, en el que la primera pieza de acero es una pieza de acero endurecido por prensado según cualquiera de las reivindicaciones 21 a 27,

55 la segunda pieza de acero está fabricada de un acero que tiene una composición química que comprende, en porcentaje en peso:

60 0,04% ≤ C ≤ 0,38%,
0,05% ≤ Mn ≤ 4,2%,
0,001% ≤ Si ≤ 1,5%,
0,005% ≤ Al ≤ 0,9%,
0,001% ≤ Cr ≤ 2%,
Mo ≤ 0,65%,
Ni ≤ 2%,
0,001% ≤ Ti ≤ 0,2%,

ES 3 013 116 T3

$Nb \leq 0,1\%$,
 $B \leq 0,010\%$,
 $0,0005\% \leq N \leq 0,010\%$
 $0,0001\% \leq S \leq 0,05\%$,
 $0,0001\% \leq P \leq 0,1\%$,
 $W \leq 0,30\%$,
 $Ca \leq 0,006\%$,

- 5
- 10 siendo el resto hierro e impurezas inevitables,
teniendo dicha soldadura por puntos de resistencia un valor alfa de al menos 50 daN/mm² y una relación de tapón de al menos 0,70, designando el valor alfa la carga máxima en prueba transversal dividida por el diámetro de la soldadura y el grosor, siendo la relación de tapón igual al diámetro del tapón dividido por el diámetro de la zona fundida MZ.
- 15 32. Ensamblaje soldado, según la reivindicación 31, en el que la primera pieza de acero tiene una composición tal que $Al \geq 0,3\%$, y en el que la diferencia entre la dureza Vickers del acero base de la primera pieza de acero y el valor mínimo de dureza Vickers en la zona afectada térmicamente es inferior al 25% de la dureza Vickers del acero base de la primera pieza endurecida por prensado.
- 20 33. Utilización de una pieza de acero endurecido por prensado, según cualquiera de las reivindicaciones 21 a 27, o producida mediante un procedimiento, según la reivindicación 28, para la fabricación de una pieza antiintrusión o una pieza de absorción de energía de un vehículo automóvil.

