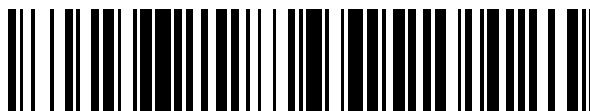


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 735 950**

51 Int. Cl.:

C21D 6/00 (2006.01)

C21D 8/04 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **04.05.2016 PCT/EP2016/000742**

87 Fecha y número de publicación internacional: **10.11.2016 WO16177473**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **04.05.2016 E 16723248 (7)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.04.2019 EP 3292223**

54 Título: **Procedimiento para la fabricación de chapa fina de un acero de CrMnNi inoxidable austenítico**

30 Prioridad:

05.05.2015 DE 102015005742

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

20.12.2019

73 Titular/es:

**TECHNISCHE UNIVERSITÄT BERGAKADEMIE
FREIBERG (25.0%)**

Akademiestr 6

09596 Freiberg, DE;

**WÄTAS WÄRMETAUSCHER SACHSEN GMBH
(25.0%);**

GESMEX GMBH (25.0%) y

DBI GAS - UND UMWELTTECHNIK GMBH (25.0%)

72 Inventor/es:

WEISS, ANDREAS;

SCHRÖDER, CHRISTINA;

ENDERS, TORSTEN;

SCHUBERT, VOLKER;

BÖNKENDORF, MARCUS y

GIESEL, STEFFEN

74 Agente/Representante:

UNGRÍA LÓPEZ, Javier

ES 2 735 950 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Procedimiento para la fabricación de chapa fina de un acero de CrMnNi inoxidable austenítico

5 La presente invención se refiere a un procedimiento para la fabricación de chapa fina a partir de un acero de CrMnNi inoxidable austenítico, así como a su utilización. Además, la invención se refiere a un acero inoxidable austenítico.

Estado de la técnica

10 Los aceros inoxidables austeníticos se emplean de múltiples maneras. Con preferencia, se pueden fabricar componentes estirados o producidos por embutición profunda, que están expuestos a temperaturas elevadas y a medios acuosos corrosivos, como por ejemplo intercambiadores de calor. El rendimiento de los intercambiadores de calor se determina, entre otras cosas, por el coeficiente de transición de calor. Éste se comporta proporcionalmente a la conductividad térmica específica del material y es inversamente proporcional al espesor del material. Aunque los aceros austeníticos presentan una conductividad térmica empeorada, en oposición a los aceros ferríticos o martensíticos, son muy apropiados para estiramiento y embutición profunda y muestran una resistencia más elevada frente a medios corrosivos.

15 Las chapas finas austeníticas con espesores del material inferiores a 1 mm se emplean con preferencia en la fabricación de chapas estiradas y producidas por embutición profunda. En este caso, se tiene en cuenta que los aceros austeníticos son intensivos de costes en virtud de sus contenidos de aleación relativamente altos, especialmente en níquel, en su fabricación. Existen numerosos ensayos para reducir especialmente el contenido de níquel de los aceros austeníticos y al mismo tiempo mantener o bien mejorar la buena capacidad de transformación en frío y la resistencia a la corrosión de los aceros austeníticos. El desarrollo de aceros de CrMnNi austeníticos con aleación de nitrógeno y/o de cobre tiene en cuenta estas pretensiones de eficiencia de los recursos.

20 Los aceros austeníticos de venta en el mercado con los números de materiales-EN 1.4301 (X5CrNi18-10) y 1.4404 (X2CrNiMo17-12-2) son aceros de CrNi característicos para la fabricación de chapa fina a partir de la cual se fabrican, entre otros, componentes para chapas de embutición profunda. como por ejemplo intercambiadores de calor y/o para la protección contra la corrosión en medios acuosos o con contenido débil de ácido. La fabricación de chapa fina inoxidable austenítica con espesores inferiores a 1 mm presupone una capacidad de transformación en frío especialmente alta. La capacidad de transformación en frío del acero 1.4301 es más alta que la del acero 1.4404. Sin embargo, el acero 1.4404 se caracteriza, en virtud de su contenido elevado de níquel y molibdeno, por una resistencia más elevada a la corrosión.

25 Se conocen ya a partir del estado de la técnica los más diferentes aceros de CrMnNi con aleación de nitrógeno o bien de cobre.

30 Por ejemplo, el documento JP 56146862 describe un acero de CrMnNi austenítico, que contiene sólo contenidos reducidos de nitrógeno inferiores a 0,03 %. Además, el acero probado tiene un contenido de carbono inferior a 0,03 %, un contenido de silicio inferior a 0,65 %, un contenido de manganeso de sólo 2,2 a 2,0 %, un contenido de cromo de 14 a 18 %, un contenido de níquel de 6,0 a 9,0 %, un contenido de molibdeno de 0,15 a 0,5 % y un contenido de cobre de 1,0 a 3,0 %. Se ha prescindido de la adición de más de 0,03 % de nitrógeno, puesto que el acero contiene, además, de altos contenidos de cobre, al mismo tiempo contenidos relativamente altos de níquel.

35 Otro ejemplo de aceros de CrMnNi se describe en el documento WO 2010/029012 A1. En particular, se publican un acero inoxidable y un producto plano frío fabricado a partir del mismo, que presenta en el estado laminado en frío de 5 a 15 % de ferrita con austenita residual. El acero presenta 0,05 a 0,14 % C, 0,1 a 1,0 % Si, 4,0 a 12,0 % Mn, > 17,5 a 22,0 % Cr, 1,0 a 4,0 % Ni, máximo 0,5 % Mo, 0,03 a 0,2 % N y 1,0 a 3,0 % Cu. Para la fabricación de una banda fría a partir de una banda caliente se pretenden grados de transformación en caliente de máximo 50 % y grados de transformación en frío igualmente de máximo 50 %. De acuerdo con esta publicación, deben evitarse las grietas por tensión a través de la formación de martensita. Por lo tanto, la aleación se modula de tal manera que de 5 a 15 % en volumen de δ -ferrita permanecen en el acero. De esta manera, se estabiliza la austenita. La banda fría de 0,8 mm de espesor generada de esta manera presenta, frente a la banda fría de 1.4301, una resistencia más elevada, pero una dilatación a rotura más reducida.

40 Se conoce a partir del documento EP1352982 B1 un acero con una composición química muy amplia. A partir de este acero se genera una pieza moldeada libre de grietas por tensión a través de transformación en frío. Para evitar las grietas por tensión, se evita la formación de martensita durante la transformación en frío. Además, el acero está constituido por una textura de dos fases con ferrita y austenita. A través de la presencia de ferrita se estabiliza la austenita frente a la formación de martensita. La porción de δ -ferrita es al menos 15 hasta máximo 40 % en vol.

45 En general, los aceros de CrMnNi austeníticos transformables en frío no están aleados con molibdeno por razones de costes o bien su contenido de molibdeno es inferior a 0,5 %. Sólo en casos de aplicación especiales, sobre todo

en el caso de una resistencia elevada a la corrosión requerida se alea molibdeno.

Un ejemplo de un acero de este tipo se publica en el documento EP 1319091 B1. El acero descrito allí presenta la siguiente composición: máximo 5,0 % Mo, 0,01 a 0,2 % C, 5,0 a 12,0 % Mn, 15,0 a 24,0 % Cr, máximo 3,0 % Ni, 0,10 a 0,60 % N y máximo 2,0% Cu. Además, el acero contiene de 0,30 a 3,0 % de aluminio y/o de 0,50 a 3,0 % de silicio, de manera que la suma de los contenidos de aluminio y silicio no excede de 3,00 %.

A través de los contenidos elevados de cromo y molibdeno se eleva la resistencia a la corrosión de los aceros austeníticos. En el documento EP 0 969113 B1 se describe un acero de este tipo. Este acero está aleado con 1,0 a 4,0 % de cobre y no contiene nitrógeno como elemento de aleación.

El cromo y el molibdeno fomentan la formación de ferrita. Es un inconveniente que a través de la formación de ferrita se limita la capacidad de transformación en frío. Por lo tanto, para la fabricación de aceros austeníticos debe limitarse el contenido de suma de cromo y molibdeno y de otros elementos estabilizadores de la ferrita.

El cobre tiene una acción estabilizadora de la austenita similar al níquel, pero es menos intensiva de costes. No obstante, en el caso de la laminación en caliente de aceros austeníticos aleados con cobre existe el peligro de que se formen disgregaciones ricas en cobre, que pueden conducir a grietas por calor. Esto ha conducido a limitar el contenido máximo de cobre y, además, a adaptar las condiciones de transformación en caliente al contenido de cobre presente en el acero. Se deduce a partir del estado de la técnica que los aceros de CrMnNi austeníticos aleados con nitrógeno están aleados en la mayoría de los casos con cobre.

Una excepción con respecto al contenido de cobre representa el acero AISI 201 L. El acero AISI 201 L presenta un contenido de carbono inferior a 0,03 %, un contenido de silicio inferior a 75 %, un contenido de manganeso de 5,5 a 7,5 %, un contenido de cromo de 16,0 a 18,0 %, un contenido de níquel de 3,5 a 5,5 % y un contenido de nitrógeno inferior a 0,25 %. El acero no está aleado con molibdeno, aluminio y cobre. El austenítico AISI 201 L presenta en el estado recocido en solución una combinación muy buena de resistencia y propiedades de tenacidad, por lo que se puede transformar bien en frío. De esta manera, el límite de dilatación mínima de 0,2 % está en 396 MPa, la resistencia a la tracción en 785 MPa y la resistencia a la rotura en 56 %.

En general, las chapas y bandas con un espesor inferior a 3 mm se designan como chapa fina. La chapa fija laminada en frío se fabrica en una medida predominante en espesores de 0,4 a 2,0 mm y en anchuras de 2000 mm de banda caliente con espesores de máximo 2 mm. A través de la laminación en frío en varias etapas de laminación en frío se transforma plásticamente y se adelgaza la banda caliente. En este caso, en cada fase de laminación en frío se transforma el material en varias pasadas.

Durante la transformación en frío se solidifica el acero. A través de la solidificación en frío se limita la capacidad de transformación en frío, de manera que después de cada fase de laminación en frío es necesario un recocido intermedio por encima de la temperatura de recristalización del acero. Durante el recocido intermedio se ablanda el material y se puede someter a una nueva transformación en frío.

Este cambio de ciclo de laminación en frío y recocido intermedio se puede repetir varias veces. El comportamiento de solidificación creciente condicionado con ello del acero pone fin a este ciclo del proceso. Hasta ahora es habitual la consecución de grados de transformación general de hasta 1,14 a través de laminación en frío. Además, de acuerdo con el procedimiento conocido, a medida que se incrementa el número de pasadas dentro de la fase de laminación en frío, se reduce el grado de transformación.

Para aceros austeníticos está establecida una tecnología de laminación en frío, que no distingue entre aceros austeníticos con y sin propiedades TRIP/TWIP. Sería posible una tecnología de fabricación efectiva de aceros austeníticos metaestables con propiedades TRIP/TWIP, pero en la práctica no se agota. Los aceros austeníticos metaestables con propiedades TRIP/TWIP disponen de capacidad elevada de transformación en frío.

En el documento DE 10052745 A1 se publica que independientemente del tipo de la transformación en frío se alcanza el grado máximo de transformación cuando se adaptan las condiciones de transformación en frío a la composición química del acero de tal manera que aproximadamente resultan aproximadamente de 20 a 25 % de α' -martensita de transformación después de la sollicitación máxima. No obstante, si son necesarias transformaciones en frío de varias fases con recocidos intermedios, tal como se requiere para la fabricación de chapas finas de banda caliente, entonces se prohíbe una sollicitación máxima dentro de una fase de banda fría por razones de peligro de rotura precoz. Por lo tanto, el procedimiento descrito sólo se puede aplicar a una transformación en frío con una fase de transformación en frío. Se desconoce qué porción de α' -martensita de transformación debe pretenderse en etapas más elevadas de transformación en frío, para agotar la capacidad óptima de transformación en frío del acero.

Adicionalmente, en la fabricación de chapa fina de acero austenítico existe el peligro de la fabricación de grietas en los cantos. La incidencia de grietas es especialmente marcada en aceros relativamente inestables. Se intensifica

adicionalmente cuando han aparecido descarbonaciones de los bordes durante el tratamiento de recocido. Los recocidos bajo gas protector reducen la formación de grietas en los bordes. Las grietas aparecidas deben eliminarse a través de ribeteado de la banda fría antes de su procesamiento posterior.

5 El cometido de la invención consiste en preparar un procedimiento para la fabricación de chapa fina de un acero austenítico de CrMnNi con aleación de nitrógeno a escala industrial. Además, debe proporcionarse un acero austenítico de CrMnNi con aleación de nitrógeno, que se utiliza para la fabricación de intercambiadores de calor y componentes solicitados a corrosión.

10 Este cometido se soluciona en lo que respecta al procedimiento por medio de un procedimiento para la fabricación de chapas y bandas, en particular de chapa fina, a partir de acero de CrMnNi inoxidable austenítico, con la siguiente composición: Mn: 7,6 a 8,7 % en peso; Cr: 16,50 a 16,99 % en peso; Ni: 3,8 a 4,3 % en peso; Mo: 0,51 a 1,0 % en peso; N: 0,18 a 0,45 % en peso, C: < 0,04 % en peso; Si: < 0,5 % en peso; P: < 0,04 % en peso; S: < 0,01 % en peso; resto hierro e impurezas inevitables, en donde el procedimiento comprende la siguientes etapas: fundición del
15 acero con un procedimiento de fundición convencional, vertido de la colada de acero en el bloque de colada o en un bloque fundido, laminación en caliente de la colada o del bloque en un planchón, procesamiento siguiente del planchón en una prebanda y a continuación en una banda caliente, dado el caso desoxidación y recocido de la banda caliente y laminación en frío en una banda fría, en donde el acero presenta en el estaco recocido en solución porciones de δ -ferrita < 3 % en vol. y en el estado laminado en frío adicionalmente una porción de α' -martensita de hasta 50 % en vol.

Las etapas del procedimiento durante la laminación en frío y el recocido intermedio se adaptan en este caso específicamente al acero. Se ha comprobado de una manera sorprendente que el acero con la composición reivindicada concreta presenta una capacidad elevada de transformación en frío con propiedades TRIP/TWIP en
25 comparación con los aceros conocidos 1.4301 y 1.4404. En este caso, se seleccionan las condiciones de transformación en frío para que se alcance el grado de transformación general necesario. Las fases de laminación en frío, incluyendo la pasada de transformación en frío dentro de una fase de laminación en frío y los recocidos intermedios se pueden adaptar entre sí de tal manera que se reducen al mínimo la pluralidad de las fases de transformación en frío y los recocidos intermedios y no es necesario y ribeteado de la banda, con lo que el
30 procedimiento es, en general, más económico. La banda fina acabada definitiva puede estar presente en este caso en el estado recocido o en el estado solidificación en frío.

A través del procedimiento de acuerdo con la invención, se puede reducir el sobregasto del procedimiento conocido. Se ahorran costes y material y se eleva la rentabilidad.

35 De acuerdo con una forma de realización preferida, la chapa fina acabada definitiva puede presentar un espesor de 1,25 a 0,04 mm, es decir, un espesor que se emplea normalmente en la producción.

Además, la banda caliente se recuece en solución antes de la laminación en frío y después de la desoxidación en la zona de temperaturas entre 950°C a 1100°C, de manera que el tiempo de retención es al menos 10 min. Los valores para el procedimiento de acuerdo con la invención se han revelado como especialmente adecuados.

45 De acuerdo con otra forma de realización de la invención, se prefiere que la banda caliente sea sometida a una temperatura de transformación inferior a 80°C, con preferencia a 40°C, a una transformación en frío. En este caso, en cada fase de laminación en frío se activa un efecto TRIP y/o TWIP.

De manera más ventajosa, la banda caliente se puede someter a una transformación en frío con un grado de transformación general ϕ de hasta 4,43, de manera que la transformación en frío se realiza en varias fases de laminación en frío con un grado de transformación en frío, respectivamente, de aproximadamente 0,75.

50 En este caso, se ha revelado como especialmente preferido que por cada fase de laminación en frío se realicen, respectivamente, varias pasadas con un grado de transformación en frío aproximadamente de la misma altura de 0,13 a 0,26, con preferencia de 0,15 por pasada.

55 Además, se ha revelado que es ventajoso que después de cada fase de laminación en frío se realice una recocido de recristalización bajo gas protector en el intervalo de temperatura entre 950°C y 1100°C, con preferencia a 1050°C, con refrigeración siguiente.

60 De manera más ventajosa, después de la última fase de laminación en frío, se puede suprimir el recocido de recristalización, lo que repercute con ventaja sobre la duración del procedimiento, como también sobre los costes del procedimiento.

De acuerdo con otra forma de realización preferida, la chapa fina puede presentar después de la refrigeración una textura recristalizada y una capa pasiva. Después del recocido bajo atmósfera de nitrógeno como gas protector y la

refrigeración siguiente, la chapa fina puede presentar una textura recristalizada con capa pasiva y una capa de nitruro de cromo de pasivación en la zona del borde hasta 30 mm. Además, la chapa fina puede presentar después de la refrigeración una textura solidificada en frío con una capa pasiva con o sin una capa de nitruro de cromo de pasivación. Por lo tanto, de acuerdo con la invención, se pueden ajustar de una manera sencilla las propiedades deseadas de la chapa fina.

En este caso, la chapa fina puede presentar un límite de dilatación al 0,2 % de 326 a 390 MPa, una resistencia a la tracción de 760 a 780 MPa, una dilatación a rotura de 60 a 70%, una densidad de la corriente de pasivación en ácido sulfúrico de 0,5 M de 0,013 a 0,017 mA/cm², una densidad de la corriente de 0,0025 mA/cm² a 400mV y un potencial de rotura durante el ensayo de picaduras en solución de 0,5 M NaCl de 317 mV.

Con preferencia, la chapa fina puede presentar con un grado de transformación de 0,3 un límite de dilatación a 0,2 % de 940 a 1030 MPa, una resistencia a la tracción de 1187 a 1288 MPa y una dilatación de rotura de 13 a 20 %, una densidad de la corriente de pasivación en 0,5 M ácido sulfúrico de 0,005 a 0,010 mA/cm², una densidad de la corriente de 0,0024 mA/cm² a 400 mV y un potencial de rotura en el ensayo de picaduras en solución de 0,5 M NaCl de 307 mV.

En resumen, se puede establecer que el cometido de acuerdo con la invención se puede conseguir estableciendo las condiciones de transformación adecuadas. Esto se refiere especialmente al ajuste de la temperatura de transformación y a la velocidad de transformación, por una parte, y la refrigeración y la lubricación del producto laminado, por otra parte. En cada fase de laminación en frío se activa un efecto de TRIP y/o TWIP. El efecto TRIP se puede documentar a través de la verificación de la α' -martensita de transformación y el efecto TWIP se puede documentar a través de la verificación de gemelos de transformación. La medición de la porción de martensita se realiza por medio de mediciones magnéticas. Para la medición no destructiva durante la producción en curso se emplea el feritescopio. Estos resultados de la medición se pueden precisar a continuación a través de procedimientos de medición destructivos. Con esta finalidad se emplean procedimientos de saturación magnética por medio de MSAT o la báscula magnética. Para la verificación de gemelos de transformación en la austenita se realizan mediciones-EBSD.

Con respecto al acero, la invención se soluciona por medio de un acero inoxidable austenítico con la siguiente composición: Mn: 7,6 a 8,7 % en peso; Cr: 16,5 a 16,99 % en peso; Ni: 3,8 a 4,3 % en peso; Mo: 0,51 a 1,0 % en peso; N: 0,18 a 0,45 % en peso; C: < 0,04 % en peso; Si: < 0,5 % en peso; P: < 0,04 % en peso; S: < 0,01 % en peso; resto hierro e impurezas inevitables.

El acero de acuerdo con la invención no está aleado, en oposición a los aceros de CrMnNi austeníticos aleados con nitrógeno conocidos, con cobre, aluminio, niobio, titanio o vanadio y presente, a diferencia del acero AISI 201 L, un contenido más elevado de manganeso y molibdeno. El acero inventivo se caracteriza, además, por su reducido contenido de níquel y por la adición de nitrógeno frente a los aceros de CrNi 1.4301 y 1.4404 austeníticos habituales.

Se ha mostrado que el acero inventivo posee, frente a los aceros mencionados, tanto una capacidad mejorada de transformación en frío como también una resistencia a la corrosión aproximadamente igual o bien más elevada en soluciones acuosas.

La presente invención se refiere, por lo demás, a una chapa fina fabricada a partir de acero de acuerdo con la invención. Con preferencia, la chapa fina se fabrica en este caso de acuerdo con el procedimiento de acuerdo con la invención.

La chapa fina fabricada de acuerdo con la invención se puede utilizar de manera especialmente preferida como componente para chapas de embutición profunda y chapas estirada, en particular placas y/o láminas en intercambiadores de calor.

Además, la chapa fina fabricada de acuerdo con la invención se puede utilizar de una manera especialmente preferida para componentes solicitados a corrosión, en particular contenedores y revestimientos.

Se ha mostrado que las propiedades de transformación como también el comportamiento de pasivación y la resistencia a las picaduras de la banda fina son similares o más elevadas que las de los aceros CrNi 1.4301 y 1.4404 de venta en el mercado. El empleo de la chapa fina de acuerdo con la invención representa, por lo tanto, una alternativa económica al empleo de chapas finas de los aceros 1.4404, 1.4301 y AISI 201 L.

La invención proporciona un acero de CrMnNi inoxidable austenítico aleado con nitrógeno y molibdeno con contenidos más elevados de manganeso y contenidos más reducidos de níquel frente a los aceros 1.4301 (X5CrNi18-10) y 1.4404 (X2CrNiMo17-12-2) empleados hasta ahora. El acero inventivo se diferencia del acero AISI 201 L por su contenido elevado de manganeso y por su adición de molibdeno. El acero inventivo no está aleado con cobre, como una pluralidad de los aceros CrMnNi austeníticos aleados con nitrógeno nuevos.

El acero de acuerdo con la invención es un acero austenítico con una porción de δ -ferrita de máximo 3 % en vol. Los componentes de la aleación del acero inventivo se seleccionan en este caso para que la textura presente después del recocido en solución un contenido de δ -ferrita inferior al 3 %. La δ -ferrita metaestable se reduce en cada recocido de recristalización, de manera que el acero posee después de aproximadamente tres recocidos intermedios un contenido de δ -ferrita inferior a 1 %. En el estado laminado en frío, la textura contiene, además, una porción de α' -martensita de hasta 50 %, con preferencia hasta 20 %. Esta porción de α' -martensita es una consecuencia del efecto α' -TRIP inducido durante la transformación en frío. La porción de martensita está dimensionada para que de esta manera se posibilite una capacidad alta de transformación en frío. Ésta es la condición previa para que se reduzcan las etapas de trabajo hasta la chapa acabada en lo que se refiere a las etapas de laminación en frío necesarias y los recocidos intermedios y se obtenga una chapa fina con alta resistencia ajustable y/o alta tenacidad en el estado recocido en solución y/o laminado en frío. El acero inventivo presenta una capacidad de transformación mejorada frente a los aceros 1.4404, 1.4301 y AISI 201 L.

Con su alta resistencia y un contenido de níquel de 3,8 - 4,3 %, el acero de la invención representa, por lo tanto, en comparación con aceros conocidos, un material alternativo económico, que se puede procesar con ventaja a través de laminación en frío en chapa fina con espesores de hasta actualmente 0,04 mm.

Se añaden cromo o bien molibdeno como elementos estabilizadores de la ferrita que se alean con el acero de la invención para la obtención y la mejora de la resistencia a la corrosión en contenidos de 16,50 a 16,99 % o bien 0,51 a 1,0 %. Si los contenidos en cromo y molibdeno están en el límite de tolerancia superior, entonces se consiguen las mejores propiedades de corrosión.

Además, a través de cromo y molibdeno como también todos los otros elementos de la aleación, se eleva la estabilidad de la austenita frente a la formación de α' -martensita de transformación. La formación de α' -martensita inducida por la transformación se dificulta durante la laminación en frío. Por este motivo, los elementos de la aleación en elementos estabilizadores de ferrita y de austenita están adaptados entre sí en la invención, de tal manera que en las condiciones de transformación en frío dadas durante una fase de laminación en frío se obtiene hasta 50 % en vol. de α' -martensita de transformación, con preferencia aproximadamente 20 % en vol.

El carbono y el nitrógeno son fuertes formadores de austenita, que dificultan la formación de α' -martensita de transformación. Por lo tanto, se establece el contenido de carbono con $< 0,04$ % en masa y el contenido de nitrógeno se establece con 0,18 a 0,45 % en masa. En este caso, se pueden añadir contenidos de nitrógeno hasta aproximadamente 0,22 % en masa al acero sin medidas metalúrgicas especiales, en otro caso es necesaria una nitrógenación a presión. Se pretende que estén presentes carbono y nitrógeno disueltos en austenita. Sobre todo hay que suprimir una formación de carburo de cromo durante la refrigeración desde temperaturas de recocido, para garantizar la resistencia a la corrosión intercrystalina.

Además, hay que tener en cuenta que los átomos de carbono y de nitrógeno conducen en el estado disuelto a una solidificación cristalina de la austenita y al mismo tiempo a una tensión de la martensita. De esta manera se eleva la resistencia del acero, mientras que se empeoran las propiedades de tenacidad.

El silicio apoya la formación de ferrita. El acero de la invención presenta contenidos de silicio inferiores a 0,5 % en masa.

El manganeso como elemento estabilizador de la austenita está aleado en el acero de la invención con contenidos de 7,6 a 8,7 % en masa. Los contenidos de manganeso están elevados frente al contenido de manganeso en el acero AISI 201 L. Los contenidos de manganeso están en un intervalo que no se considera crítico por los metalúrgicos. A través del contenido en manganeso se puede reducir el contenido de níquel frente a los aceros 1.4301 y 1.4404.

Puesto que se puede prescindir de la adición de cobre como elemento de la aleación, se consiguen ahorros de costes de la aleación tanto frente a los aceros de CrNi austeníticos convencionales como también frente a los aceros austeníticos aleados de cobre nitrógenados.

Se añade níquel a la aleación de acero de la invención como formador de austenita. El contenido de níquel está establecido en este caso sólo a través de una zona de concentración estrecha de 3,8 a 4,3 % en masa. Si no se alcanzan estos contenidos de níquel, entonces hay que contar con la formación de α' -martensita de refrigeración. Al mismo tiempo se incrementa la porción de δ -ferrita por encima del 5 % en vol. Ambos efectos conducen a un empeoramiento de la capacidad de transformación en frío del acero. En cambio, si se exceden los contenidos de níquel, entonces la austenita es relativamente estable. La formación de α' -martensita de transformación se suprime, con lo que se reduce al mismo tiempo la capacidad de transformación en frío.

Con respecto a las propiedades de resistencia y tenacidad de la chapa fina, hay que mantener un cociente m correspondiente entre elementos estabilizadores de ferrita y elementos estabilizadores de austenita de acuerdo con

la relación indicada. El valor m debería estar en el intervalo de 1,4 a 1,5. Según la invención, se pueden ajustar las propiedades de manera especialmente segura cuando m está en la proximidad de 1,46.

$$m = (\%Cr + 2\% Mo + 1,5\% Si) / (0,3\% Mn + \%Ni + 15 (\%C + \%))$$

La chapa fina de acuerdo con la invención con un espesor de 1,25 a 0,04 mm se fabrica en las siguientes etapas de trabajo: "fundición del acero", "vertido de la colada en acero en la sección o en la fundición y fabricación de un bloque de colada o bloque de función", "laminación en caliente del planchón en una prebanda o banda caliente", "preparación (desoxidación / decapado, recocido en solución) y laminación en frío de la banda caliente".

La etapa de la preparación (desoxidación / decapado, recocido en solución) y la laminación en frío de la banda caliente comprende el recocido en solución y el laminado en frío de la banda caliente para la fabricación de chapa fina laminada en frío y/o recocida con un espesor de 1,25 a 0,04 mm. Condiciones especialmente adecuadas se definen en las reivindicaciones dependientes.

Si se realiza una desoxidación mecánica, entonces en determinadas circunstancias se forma martensita. En este caso, se ha revelado que es conveniente que la banda caliente sea recocida en solución.

De esta manera, el ajuste de una austenita homogénea va unido con un grado de transformación total máximo de aproximadamente 4,43 para banda fría.

En este caso, es necesario adaptar las condiciones de transformación al acero. Esto se refiere sobre todo a la selección de la temperatura de transformación, a las fases de laminación en frío a realizar y a los recocidos intermedios necesarios después de realizar la fase de laminación en frío. De este modo se garantiza que en cada fase de laminación en frío se pueda registrar la formación de α' -martensita de transformación y/o de gemelos de transformación. Esto significa que se provoca un efecto TRIP y/o un efecto TWIP. Para el acero de acuerdo con la invención, la temperatura de transformación más favorable está en un intervalo de temperatura de 20°C a 80°C, con preferencia en 40°C. Para mantener este intervalo de temperatura es necesario, en general, una refrigeración del producto laminado. La α' -martensita de transformación que se forma está como máximo en aproximadamente 50 %.

Además, el acero de la invención se expone a varias fases de laminación en frío. El grado de transformación total dentro de una fase de laminación en frío es de 0,75 a 1,00. El espesor total requerido de la chapa fina determina el número de las fases de laminación en frío. La chapa fina con un espesor de por ejemplo 0,1 mm se fabricó en 5 etapas de laminación en frío. De esta manera, el número de las fases de laminación en frío es menor que en los aceros austeníticos de CrNi o bien CrNiMn habituales con el mismo espesor de la chapa fina, de manera que se puede realizar más económica la fabricación de la chapa fina. Dentro de una fase de laminación en frío se transforma en frío el material, además, en varias pasadas. De manera más conveniente, debería seleccionarse un grado de transformación de 0,15 a 0,26 por pasada.

Después de cada fase de laminación en frío se realiza, en general, un recocido intermedio o bien un recocido de recristalización en el intervalo de temperatura entre 950°C y 1050°C, con preferencia a 1000°C. Este recocido se puede realizar bajo gas protector en el horno de circulación o en horno de campana con refrigeración siguiente en baño de plomo, agua y en aire. Si se realiza el recocido como recocido final de la banda fina, entonces la chapa fina acabada definitiva está presente en el estado recocido, es decir, en el estado recristalizado. La superficie de la chapa fina presenta una capa pasiva.

Por otra parte, el recocido intermedio o bien el recocido de recristalización se pueden realizar después de cada etapa de laminación en frío en el intervalo de temperatura entre 950°C y 1000°C, con preferencia a 980°C, bajo atmósfera de nitrógeno en el horno de circulación con refrigeración siguiente en el baño de plomo, agua o en aire. Si se realiza este recocido como recocido intermedio y recocido final de la banda fina, entonces la chapa fina acabada definitiva se encuentra en el estado recocido, es decir, en el estado recristalizado, la zona próxima a la superficie de la chapa fina presenta disgregaciones de nitruro de cromo de pasivación hasta una profundidad de 30 mm.

Independientemente de la atmósfera del horno seleccionada durante el recocido intermedio o bien la recristalización, la austenita se ablanda y se vuelve más fina. La austenita se puede transformar de esta manera de nuevo en frío. En oposición a la primera etapa de laminación en frío con un grado de transformación de 0,71, en el que se forman hasta 15 % en vol. de α' -martensita de transformación, en cada etapa siguiente de laminación en frío se dificulta la formación de α' -martensita de transformación. Después de 5 etapas de laminación en frío y un grado de transformación de 0,73, la banda fina presentaba una porción de martensita de transformación de 3 % en vol. Portadores de la deformación plástica de la austenita son formaciones gemelas entonces con preferencia inducidas y procesos de fricción. En estos casos, se provoca el efecto-TRIP a través del efecto-TWIP. El cambio de ciclo del efecto-TRIP y el efecto-TWIP es la condición previa para que, a diferencia del modo de proceder hasta ahora, se consiga un grado de transformación general más elevado.

Un recocido bajo atmósfera de nitrógeno en el intervalo de temperatura por debajo de 1000°C condiciona la formación de disgregaciones de nitruro de cromo, lo que implica tanto ventajas como también inconvenientes. Así, por ejemplo, por una parte, se puede elevar la capacidad de resistencia frente a la corrosión intercrystalina y, por otra parte, con ello va unida una subida de las propiedades de resistencia una reducción de las propiedades de tenacidad. Al mismo tiempo se debilita el efecto-TRIP a través de la estabilización de la austenita.

El recocido intermedio o bien recocido de recristalización bajo gas protector o bien bajo atmósfera de nitrógeno después de la última etapa de laminación en frío también se puede omitir. En este caso, existe una chapa fina solidificada en frío con capa pasiva correspondiente. La capa pasiva de la chapa fina de la invención determina en una medida decisiva las propiedades de corrosión.

Las disgregaciones de nitruro de cromo de pasivación en la zona próxima a la superficie incluyen, además, sobre el brillo de la superficie como también sobre las propiedades mecánicas de la chapa fina. En comparación con la chapa fina con capa de pasivación no influenciada, se registran una resistencia más elevada a la corrosión y un brillo mate, gris oscuro.

La densidad de la corriente de pasivación del acero de acuerdo con la invención es en el estado recocido en solución en 0,05 M ácido sulfúrico 0,013-0,017 mA/cm², con una tensión de +400 mV 0,0025 mA/cm². El potencial de rotura del ensayo de picaduras en solución 0,5M NaCl es 317 mV. La chapa fina recocida bajo gas protector presenta un límite de dilatación de 0,2 % de 330 a 390 MPa, una resistencia a la tracción de 760 a 830 MPa y una dilatación a rotura de 60 a 83 %.

La chapa fina recocida bajo atmósfera de nitrógeno presenta después de 4 etapas de laminación un espesor de 0,27 mm. El límite de dilatación 0,2 % es 500 MPa, la resistencia a la tracción media es 843 MPa y la dilatación a rotura es 25 %. Existe una textura básica austenítica recristalizada con disgregaciones de nitruro de cromo en el borde.

La chapa fina transformada en frío con un grado de transformación de 0,3 con un espesor de 0,2 mm a 0,6 mm, que no ha sido sometida a un recocido final y según el número de los recocidos intermedios bajo nitrógeno presenta nitruros de cromo en la zona próxima a la superficie entre 15 y 30 µm de profundidad, se caracteriza por un límite de dilatación de 0,2 %, que se incrementa a medida que aumenta la porción de nitruro de cromo de 940 a 1153 MPa y por una resistencia a la tracción de 1187 MPa a 1288 MPa. La dilatación a rotura se reduce, a medida que se incrementa la porción de nitruro de cromo, de 20 % a 14 %. De acuerdo con investigaciones metalográficas, el acero presenta una textura básica austenítica solidificada en frío. La porción de martensita de transformación en 5 % en la banda de 0,6 mm de espesor solidificada en frío, aproximadamente 1 % en la banda de 0,2 mm de espesor solidificada en frío.

La densidad de la corriente de pasivación en 0,05M ácido sulfúrico se reduce a través de la formación de nitruro de Cr a 0,0036 a 0,0038 mA/cm², con una tensión de +400 mV, la densidad de la corriente pasiva es 0,0024 mA/cm². El potencial de rotura del ensayo de picaduras en la solución de 0,5M NaCl se reduce en comparación con el material recocido a 149 mV.

Los componentes, que están sometidos a sollicitaciones de estiramiento, como por ejemplo placa y/o láminas en intercambiadores de calor, se pueden fabricar económicamente a partir de la chapa fina fabricada de acuerdo con la invención. Además, el acero de acuerdo con la invención es adecuado para componentes sollicitados a corrosión, que están expuestos a soluciones acuosas, como depósitos y revestimientos.

Para la terminación de la fabricación de la chapa fina se lleva a cabo una mecanización final de la banda fría (decapado, enderezamiento por estiramiento, ribeteado). Cada una de estas etapas de trabajo puede contener etapa de trabajo adicionales, de acuerdo con la técnica de instalaciones y los requerimientos de los clientes.

A continuación se explica en detalle la presente invención con la ayuda de un ejemplo de realización, en donde este ejemplo de realización debe entenderse sólo como ejemplo y la invención no está limitada al ejemplo concreto.

Ejemplo

Para la fabricación del acero de acuerdo con la invención se fundió en primer lugar chatarra aleada y no aleada y aleaciones de hierro en un horno de arco voltaico y se realizó una prealeación. En una instalación-VOD (Descarburación de Oxígeno en Vacío) se sometió la colada a un proceso de descarburación de oxígeno en vacío, para posibilitar el contenido de carbono relativamente reducido requerido con buena producción de cromo al mismo tiempo. El procedimiento-VOD ofrece condiciones óptimas para la mejora de la homogeneidad y del grado de pureza de la colada y posibilita a través de otra aleación la adaptación a la composición de acero de acuerdo con la invención.

El acero fundido obtenido de esta manera presentaba una composición química de 0,031 % en peso, C, 0,211 % en

peso Si, 8,306 % en peso Mn, 16,91 % en peso Cr, 3,88 % en peso Ni, 0,599 % en peso Mo y 0,186 % en peso N, resto hierro e impurezas inevitables.

5 A continuación se vertió la colada en una coquilla subiendo hasta un bloque fundido. Las dimensiones de la coquilla eran 450 mm * 450 mm * 1700 mm. El endurecimiento se realizó en virtud de la composición química del acero principalmente de forma ferrítica. Durante la refrigeración a temperatura ambiente, se convirtió la ferrita en austenita. No obstante, en determinadas circunstancias, en el marco de este ejemplo, se fundieron dos bloques con un tonelaje total de 5400 kg.

10 Para la transformación en caliente siguiente se calentó cada bloque fundido durante un periodo de tiempo de 8 horas a 1200°C y se mantuvo a esta temperatura durante 6 horas. A continuación se realizó en 19-23 (aproximadamente 20) pasadas, es decir, procesos de laminación, la transformación en un llantón con una anchura de 350-370 mm y 100-110 mm de espesor. La temperatura de transformación no debería ser inferior en este caso a 1000°.

15 Después de la desoxidación del llantón se fabrico en un proceso de fabricación continuo en un bastidor de laminación a temperatura de 1200°C a 1050°C en primer lugar una prebanda de 35 mm de espesor y a continuación después de nuevo calentamiento eventual en ocho pasadas de laminación en caliente se fabrico una banda caliente laminada continua de 3,5 mm de espesor. El grado de transformación de las pasadas individuales de la laminación en caliente era 2,2 a partir de la prebanda. El contenido de ferrita de la banda caliente era hasta 17 % en vol.

20 La desoxidación siguiente de la banda caliente sirvió para la retirada de la capa de óxido que apareció durante el proceso de laminación en caliente sobre las superficies de la banda. La banda se rectificó cuando era necesario y se decapó en un baño de ácido clorhídrico.

25 Después de la desoxidación se realizó una austenitización a 1100°C durante 10 minutos bajo gas protector (75 % H₂/25 % N₂) en el horno de recocido por tracción. En este caso, se homogeneizó el acero y se redujo la porción de δ-ferrita en el acero a máximo 3 % en vol. Además, a través de este procedimiento se ajustó en gran medida la porción de ferrita residual, con lo que se mejoró la capacidad de transformación en frío.

30 En este caso, de acuerdo con el procedimiento según la invención es importante evitar una mecanización posterior de la banda caliente después de la austenitización para evitar una transformación precoz de la textura de la austenita metaestable en α'-martensita de transformación.

35 La laminación en frío siguiente de la banda caliente se realizó a través de las siguientes etapas del procedimiento, de acuerdo con el procedimiento según la invención para la fabricación de chapa fina laminada en frío y/o recocida con un espesor de 1,25-0,04 mm.

40 Para la consecución de una chapa fina de 0,04 mm de espesor, la banda caliente experimenta una transformación en frío con un grado de transformación total de 4,43. De acuerdo con el espesor requerido de la chapa fina se realizaron hasta siete etapas de laminación en frío con un grado de transformación de máximo 0,75 en cada caso. Dentro de cada etapa de laminación en frío, se realizaron varias pasadas con un grado de transformación de 0,15-0,26 por pasada.

45 La velocidad de transformación estaba durante la laminación en el bastidor de laminación de 20 rodillos entre 50 y 100 m/min y se adaptó al acero de tal manera que no se excedió la temperatura de transformación de 60°C. De esta manera se garantiza la formación de α'-martensita de transformación y/o de gemelos de transformación en cada etapa de laminación en frío realizada y se consigue el efecto TRIP/TWIP deseado. La capacidad de transformación en frío del acero se mejora, lo que se manifiesta en la reducción de las etapas de laminación en frío.

50 Después de cada etapa de laminación en frío se realizó un recocido intermedio bajo atmósfera de nitrógeno en el horno de circulación en un intervalo de temperatura de 950-980°C con refrigeración siguiente en el baño de plomo. La chapa fina transformada definitiva y recocida acabada estaba después del tratamiento de recocido en el estado recristalizado. A medida que se incrementó el número de los recocidos intermedios se generó en la superficie de la banda hasta 30 μm de profundidad unas disgregaciones de nitruro de cromo inferiores a 1 μm en los límites del grano y límites gemelos. La capa de pasivación resultante fue influenciada positivamente por disgregaciones de nitruro de cromo. Expresión de ello era una superficie brillante mate o bien una tonalidad gris y una subida de la resistencia a la corrosión y la dureza.

60 La chapa fina transformada en frío de 0,6 mm de espesor con un grado de transformación de 0,3 y nitruros de cromo en la zona marginal pasivada, que no había sido sometida a un recocido final, se caracterizada por un límite de dilatación 0,2% de 1030 MPa y una resistencia a la tracción de 1187 MPa. La dilatación a rotura estaba en 20%. En el acero se formó 5 % en vol. de α'-martensita de transformación.

Efectos de solidificación similares a través de nitruro de cromo y reducción del efecto TRIP/TWIP se pudieron constatar en chapa fina de 0,2 mm de espesor con un grado de transformación de 0,3 y nitruros de cromo en la zona

marginal pasivada. El límite de dilatación de 0,2 % era en esta chapa fina 940 MPa, la resistencia a la tracción era 1288 MPa y la dilatación a rotura se redujo a 14 %. La reducción de la dilatación a rotura se debía a que algunos nitruros de cromo, que crecieron durante los recocidos intermedios bajo nitrógeno, tendían a la formación de grietas. El acero presenta en este estado austenita solidificada en frío, con una porción determinada magnéticamente de α' -martensita de transformación de < 1 %.

Si se somete la chapa fina a un recocido final de 15 minutos en el intervalo de temperatura de 1050-1100°C, entonces las disgregaciones de nitruro de cromo pasan en gran medida a solución. La chapa fina recristalizada de esta manera presentaba una capa pasiva, que no está influenciada por nitruros de cromo. Las chapas finas con un espesor de 0,6 mm presentaban en este caso un límite de dilatación de 0,2 % de 335 MPa y una resistencia a la tracción de 830 MPa. La dilatación a rotura era 83 %.

Para chapas finas con un espesor de 0,2 mm, después del recocido final en las mismas condiciones, el límite de dilatación de 0,2 % era 385 MPa, la resistencia a la tracción era 760 MPa y la dilatación a rotura era 61 %. Después de mediciones metalográficas y magnéticas por medio de MSAT, el acero presentaba una textura austenítica libre de ferrita. En el caso de una transformación siguiente, se activa de nuevo el efecto TRIP/TWIP. En la textura solidificada en frío, después del ensayo de tracción, se pudo verificar hasta 10 % de α' -martensita de transformación.

Una banda fina austenítica de 0,1 mm de espesor recocida final a 1100°C durante 20 minutos poseía un límite de dilatación de 0,2 % de 520 MPa y una resistencia a la tracción de 866 MPa. La dilatación a rotura era 36 %.

El comportamiento de corrosión del acero de acuerdo con la invención fue verificado electrolíticamente en comparación con los aceros 1.4301 y 1.4404 convencionales. La pasivación en el 0,05 M ácido sulfúrico a temperatura ambiente se ajustó más rápidamente tanto en el estado recocido como también en el estado solidificado en frío ($\phi = 0,3$) de los espesores de banda 1,25 mm, 0,6 mm y 0,2 mm frente a muestras compactas de los aceros comparativos. La densidad de la corriente de pasivación del acero según la invención era 0,013-0,017 mA/cm² en el estado recocido en solución en 0,05 M ácido sulfúrico. Se incrementó la zona de pasivación. La densidad de la corriente en la zona de pasivación a +400 mV era 0,0025 mA/cm². De esta manera, a capa pasiva se formó más rápidamente y es más resistente que las capas pasivas de los aceros 1.4301 y 1.4404 con densidades de corriente a +400 mV de 0,0030 mA/cm² y 0,0035 mA/cm². La zona de pasivación del acero de acuerdo con la invención era más marcada que la zona de pasivación de los dos aceros comparativos. Con disgregaciones de nitruro de cromo en la zona marginal, a pesar del estado solidificado en frío, se redujo la densidad de la corriente de pasivación a 0,005-0,010 mA/cm². La densidad de la corriente en la zona de pasivación era casi inalterada de 0,0024 mA/cm² a +400 mV.

El potencial de rotura del ensayo de picaduras en solución de 0,5 M NaCl era 317 mV en la banda de acero recocida libre de nitruro de cromo. La chapa fina solidificada en frío con contenido de nitruro de cromo con un grado de transformación de 0,4 presentaba un potencial de rotura de 307 mV. En ambos estados, el acero de acuerdo con la invención era más resistente que el acero comparativo convencional 1.4301 con 159 mV en el estado recocido y comparable con las propiedades del acero 1.4404 con 318 mV en el estado recocido. La resistencia a picaduras se redujo después de la transformación en frío con un grado de transformación de 0,3 en virtud de las disgregaciones de nitruro de cromo sólo en una medida insignificante en comparación con el estado recocido. El acero de acuerdo con la invención era más resistente que el acero comparativo 1.4031 y posee en el estado libre de disgregación una resistencia a las picaduras comparativamente más alta que el acero 1.4404.

La utilización de las chapas finas de acuerdo con la invención se puede realizar como componente más económico en todas partes donde encuentren aplicación, por ejemplo, chapas del material 1.4301 y, después de la verificación de las condiciones de corrosión, el material 1.4404. Éstos son, por ejemplo, depósitos y revestimientos, que están expuestos a soluciones acuosas.

En particular, el acero de CrMnNi de acuerdo con la invención es especialmente adecuado como chapa fina para chapas producidas por embutición profunda, por ejemplo en transmisores de calor, en particular para placas y/o láminas en intercambiadores de calor.

REIVINDICACIONES

1.- Procedimiento para la fabricación de chapas y bandas, en particular de chapa fina, a partir de acero inoxidable austenítico, con la siguiente composición:

- 5 Mn: 7,6 a 8,7 % en peso;
 Cr: 16,50 a 16,99 % en peso;
 Ni: 3,8 a 4,3 % en peso;
 Mo: 0,51 a 1,0 % en peso;
 10 N: 0,18 a 0,45 % en peso,
 C: < 0,04 % en peso;
 Si: < 0,5 % en peso;
 P: < 0,04 % en peso;
 S: < 0,01 % en peso;
 15 resto hierro e impurezas inevitables,
 en donde el procedimiento comprende la siguientes etapas:

fundición del acero con un procedimiento de fundición convencional,
 vertido de la colada de acero en el bloque de colada o en un bloque fundido,
 20 laminación en caliente de la colada o del bloque en un planchón,
 procesamiento siguiente del planchón en una prebanda y a continuación en una banda caliente,
 dado el caso desoxidación y recocido de la banda caliente y laminación en frío en una banda fría,

en donde el acero presenta en el estaco recocido en solución porciones de δ -ferrita < 3 % en vol. y en el estado laminado en frío adicionalmente una porción de α' -martensita de hasta 50 % en vol.

2.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1, **caracterizado** porque la chapa fina acabada definitiva presenta un espesor de 1,25 a 0,04 mm.

3.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1 ó 2, **caracterizado** porque la banda caliente es recocida en solución antes de la laminación en frío y después de la desoxidación en el intervalo de temperaturas entre 950°C a 1100°C, siendo el tiempo de retención al menos 10 minutos.

4.- Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizado** porque el baño caliente es sometido a una temperatura de transformación inferior a 80°C, con preferencia a 40°C, a una transformación en frío.

5.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 4, **caracterizado** porque el baño caliente es sometido a una transformación en frío con un grado de transformación total ϕ de hasta 4,33, siendo realizada la transformación en frío en varias etapas de transformación en frío con un grado de transformación en frío de aproximadamente 0,75, respectivamente.

6.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 5, **caracterizado** porque por cada etapa de transformación en frío se realizan varias pasadas con un grado de transformación en frío aproximadamente de la misma altura de 0,13 a 0,26, con preferencia de 0,15 por pasada.

7.- Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizado** porque al menos durante cada etapa de laminación en frío se provoca un efecto TRIP y/o TWIP.

8.- Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 5 a 7, **caracterizado** porque después de cada etapa de laminación en frío se realiza un recocido de recristalización bajo gas protector en el intervalo de temperatura entre 950°C y 1100°C, con preferencia a 1050°C, con refrigeración siguiente.

9.- Procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 1 a 8, **caracterizado** porque después de la última etapa de laminación en frío no se realiza ningún recocido de recristalización.

10.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 5, **caracterizado** porque la chapa fina presenta después de la refrigeración una textura recristalizada y una capa pasiva.

11.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 8, **caracterizado** porque la chapa fina presenta después del recocido bajo atmósfera de nitrógeno como gas protector y refrigeración siguiente una textura recristalizada con capa pasiva y una capa de nitruro de cromo de pasivación en la zona del borde hasta 30 mm.

12.- Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 9, **caracterizado** porque la chapa fina presenta después de la refrigeración una textura solidificada en frío con una capa pasiva con o sin una capa de nitruro de cromo de

pasivación.

5 13.- Procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 8 y 10, **caracterizado** porque la chapa fina presenta un límite de dilatación al 0,2 % de 326 a 390 MPa, una resistencia a la tracción de 760 a 780 MPa, una dilatación a rotura de 60 a 70%, una densidad de la corriente de pasivación en ácido sulfúrico de 0,5 M de 0,013 a 0,017 mA/cm², una densidad de la corriente de 0,0025 mA/cm² a 400mV y un potencial de rotura durante el ensayo de picaduras en solución de 0,5 M NaCl de 317 mV.

10 14.- Procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 9 y 12, **caracterizado** porque la chapa fina puede presentar con un grado de transformación de 0,3 un límite de dilatación a 0,2 % de 940 a 1030 MPa, una resistencia a la tracción de 1187 a 1288 MPa y una dilatación de rotura de 13 a 20 %, una densidad de la corriente de pasivación en 0,5 M ácido sulfúrico de 0,005 a 0,010 mA/cm², una densidad de la corriente de 0,0024 mA/cm² a 400 mV y un potencial de rotura en el ensayo de picaduras en solución de 0,5 M NaCl de 307 mV.

15 15.- Acero de CrMnNi inoxidable austenítico con la siguiente composición:

20 Mn: 7,6 a 8,7 % en peso;
Cr: 16,5 a 16,99 % en peso;
Ni: 3,8 a 4,3 % en peso;
Mo: 0,51 a 1,0 % en peso;
N: 0,18 a 0,45 % en peso,
C: < 0,04 % en peso;
Si: < 0,5 % en peso;
25 P: < 0,04 % en peso; S: < 0,01 % en peso;
resto hierro e impurezas inevitables.

30 16.- Acero inoxidable austenítico de acuerdo con la reivindicación 15, **caracterizado** porque el acero en el estado recocido en solución presenta porciones de delta-ferrita < 3 % en vol, y en el estado laminado en frío contiene adicionalmente una porción de α' -martensita de hasta 50 % en vol.

17.- Chapa fina, fabricada a partir del acero de acuerdo con las reivindicaciones 5 y 16.

35 18.- Utilización de la chapa fina, fabricada de acuerdo con el procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 1 a 14, como componente para chapas estiradas y de embutición profunda, en particular placas y/o láminas en intercambiadores de calor

40 19.- Utilización de la chapa fina fabricada de acuerdo con el procedimiento de las reivindicaciones 1 a 14 para componentes solicitados a corrosión, en particular depósitos y revestimientos.