

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 793 323**

51 Int. Cl.:

C22C 38/12 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

C21D 1/56 (2006.01)

C21D 1/60 (2006.01)

C21D 1/55 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 1/25 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.01.2017** **E 17153320 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.03.2020** **EP 3354764**

54 Título: **Acero endurecido por temple**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
13.11.2020

73 Titular/es:

SSAB TECHNOLOGY AB (100.0%)
P.O. Box 70
101 21 Stockholm, SE

72 Inventor/es:

LIIMATAINEN, TOMMI

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 793 323 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

Acero endurecido por temple

La presente descripción se refiere a un acero endurecible por temple que proporciona excelentes propiedades de conformación en frío y que se puede endurecer por recalentamiento-temple para proporcionar un acero que tenga una excelente resistencia al impacto y dureza. El acero tiene una tendencia reducida al agrietamiento inducido por endurecimiento incluso cuando se usa una velocidad de enfriamiento muy alta, tal como el enfriamiento por agua, y sin ningún temple. El endurecimiento por temple se puede llevar a cabo en todo el componente formado con el acero, o solo parte del componente tal como solo en el filo de una cuchilla. La descripción también se refiere a un método de endurecer acero por temple.

10 **Antecedentes de la invención**

El endurecimiento por temple es un procedimiento en el que acero y aleaciones de hierro fundido se fortalecen y endurecen. Durante un procedimiento típico de endurecimiento por recalentamiento-temple, un acero se calienta a una temperatura de austenización (preferentemente alrededor de 900°C), se estabiliza (es decir, se uniformiza) y luego se enfría rápidamente (templa) preferentemente con un líquido tal como agua o aceite. Los aceros templados son normalmente frágiles debido a una sobreabundancia de martensita. En estos casos, los aceros se pueden revenir, es decir, calentar por debajo del punto crítico (A_{c1}) para reducir la dureza e incrementar la tenacidad. Sin embargo, el revenido también incrementa las etapas y costes del procedimiento.

El temple se puede realizar en toda la muestra de acero, o localizar, por ejemplo, en el filo de una cuchilla. Se pueden usar medios de calentamiento focalizados tales como el calentamiento por inducción si solo se requiere endurecimiento localizado o incluso superficial.

Se entiende comúnmente que la dureza de la martensita resultante está dictada por el contenido de carbono. Sin embargo, mayores contenidos de carbono a su vez aumentan el riesgo de formación de grietas durante el endurecimiento por temple. Hay una multitud de factores que pueden dar lugar a la formación de grietas, tal como las tensiones térmicas que surgen debido al calentamiento desigual o al enfriamiento del temple. Esto puede ser particularmente un problema si una muestra gruesa se endurece por temple, ya que la diferencia de temperatura entre el núcleo y la superficie puede causar tensiones térmicas significativas a través del material durante el procedimiento de temple mismo. También pueden surgir tensiones transformacionales debido a los cambios de volumen que ocurren cuando se producen transformaciones de fase cristalina dentro del acero. Esto puede ser particularmente un problema cuando las velocidades de enfriamiento son desiguales, tal como también puede ocurrir con muestras más gruesas (por ejemplo, de más de 6 mm de grosor) o con formas complejas. Estas concentraciones localizadas de alta tensión residual pueden actuar como puntos de debilidad que dan lugar a grietas si actúan en la misma dirección que una carga aplicada. A menudo, las grietas se originan y se propagan desde ciertos puntos débiles, tales como las esquinas de agujeros de forma cuadrada perforados de una pieza metálica. Esto puede conducir a restricciones de diseño para los componentes endurecidos por temple, ya que la pieza del componente puede necesitar ser modificada para evitar que ocurran tales puntos débiles.

El medio de temple en sí mismo también puede influir en la tendencia a la formación de grietas. Cuando se usa agua como medio de temple, la velocidad de enfriamiento es normalmente mucho más alta en comparación con el aceite. Si bien esto da lugar a aceros más duros, la probabilidad de agrietamiento por tensión es mayor. Las tensiones de transformación se pueden reducir durante el revenido, pero esto inevitablemente reduce la dureza del acero.

La resistencia al impacto está relacionada con la capacidad del material para disipar la energía de un impacto a través de su estructura, que es una tendencia favorecida por materiales más blandos y maleables. Los aceros endurecidos pueden ser extremadamente resistentes al desgaste en su superficie, pero a menudo esta alta dureza conduce a un material relativamente frágil con baja resistencia al impacto. Aun así, la combinación de alta dureza y buena resistencia al impacto es altamente deseable en algunos escenarios. Por ejemplo, se requiere que los equipos agrícolas tales como los arados tengan alta resistencia al desgaste y alta dureza para permitirles soportar la abrasión que experimentan cuando están en uso. Sin embargo, los arados hechos de materiales endurecidos con baja resistencia al impacto pueden estar en riesgo de daños cuando se encuentran con piedras u otros objetos duros en el suelo.

Un riesgo reducido de grietas de endurecimiento es extremadamente importante cuando la velocidad de enfriamiento es más alta que el temple con agua estándar, como puede ocurrir cuando se usa una agitación potente y/o cuando se usa agua salada (salmuera) como baño de temple.

El documento US 5.454.883A se refiere a una placa de acero que tiene una alta tenacidad (resistencia al impacto), baja relación de cesión (resistencia a la tracción/límite de elasticidad) y alta resistencia a la fatiga. El revenido es una etapa indispensable en el procedimiento de producción de dicha placa de acero. La placa de acero en el estado templado tiene una microestructura metalográfica compuesta sustancialmente por martensita, bainita o una mezcla de las mismas. La etapa de revenido genera una microestructura metalográfica sustancialmente compuesta de ferrita y cementita. Es concebible que la placa de acero no tenga una alta dureza debido a la microestructura compuesta sustancialmente de ferrita y cementita.

Sigue existiendo la necesidad de templar aceros endurecibles que proporcionen aceros de alta dureza con buena resistencia al impacto y con un riesgo reducido de grietas de endurecimiento. Además, sigue existiendo la necesidad de templar aceros endurecibles que tengan buenas propiedades estructurales, que permitan el endurecimiento localizado por temple particularmente usando agua como medio de temple.

5 **Sumario de la invención**

La presente descripción se refiere a una composición de acero endurecible que consiste en lo siguiente, en términos de porcentaje en peso:

C	0,36-0,55%,
Mn	0,1-0,7%,
Si	0-0,7%,
Mo	0,2-1,9%,
Al	≤ 0,2% (sin incluir 0%),
Cr	opcionalmente ≤1%,
Ni	opcionalmente ≤1%,
Cu	opcionalmente ≤1%,
Nb	opcionalmente ≤0,1%,
Ti	opcionalmente ≤0,2%,
V	opcionalmente ≤0,2%,
B	opcionalmente ≤0,01%,
W	opcionalmente ≤1%, y
Co	opcionalmente ≤1%,

en la que

% de Mo > % de Cr/2 (cuando está presente Cr)

10 % de Mo > % de Mn/2, y

0,4 ≤ % de Mn + % de Cr + % de Mo ≤ 2

siendo el resto hierro, contenidos residuales e impurezas inevitables.

Visto de una manera alternativa, la presente descripción se refiere a un acero endurecible que es capaz de ser endurecido por recalentamiento-temple para formar un acero que satisface la siguiente ecuación:

15
$$V_J + (H_x * Hv_{10}) > A_x$$

en la que

V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm² a 20°C,

Hv10 es la dureza Vickers,

$A_x = 95$, y

20 $H_x = 0,125$.

ES 2 793 323 T3

Preferentemente, el acero endurecible es capaz de ser endurecido por recalentado-temple desde una temperatura superior a A_{c3} hasta una temperatura inferior a M_s a una velocidad media de enfriamiento de $\geq 50^\circ\text{C/s}$ (más preferentemente $\geq 80^\circ\text{C/s}$) para formar un acero endurecido sin grietas.

Preferentemente, el acero endurecible consiste en lo siguiente, en términos de porcentaje en peso:

C	0,36-0,55%,
Mn	0,1-0,7%,
Si	0-0,7%,
Mo	0,2-1,9%,
Al	$\leq 0,2\%$ (sin incluir 0%),
Cr	opcionalmente $\leq 1\%$,
Ni	opcionalmente $\leq 1\%$,
Cu	opcionalmente $\leq 1\%$,
Nb	opcionalmente $\leq 0,1\%$,
Ti	opcionalmente $\leq 0,2\%$,
V	opcionalmente $\leq 0,2\%$,
B	opcionalmente $\leq 0,01\%$,
W	opcionalmente $\leq 1\%$, y
Co	opcionalmente $\leq 1\%$,

5 siendo el resto hierro, contenidos residuales e impurezas inevitables.

Más preferentemente, el acero endurecible satisface las siguientes relaciones:

$\% \text{ de Mo} > \% \text{ de Cr}$ (cuando está presente)

$\% \text{ de Mo} > \% \text{ de Mn}$, y

$0,4 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 2$.

10 La presente descripción también se refiere a un componente formado a partir del acero endurecible (o composición de acero endurecible), en el que por lo menos una región del componente se ha endurecido por recalentamiento-temple para formar una región endurecida.

Preferentemente, todo el componente se ha endurecido por recalentamiento-temple.

Preferentemente, la microestructura de la región endurecida del componente es martensítica.

15 Preferentemente, la región endurecida del componente tiene una dureza Vickers de $\geq 630 \text{ Hv}10$.

Preferentemente, la región endurecida del componente tiene una resistencia al impacto Charpy V de $\geq 3 \text{ J/cm}^2$ a 20°C .

Preferentemente, la región endurecida satisface la siguiente:

$$V_J + (H_X * \text{Hv}10) > A_X$$

20 en la que

V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm^2 a 20°C ,

ES 2 793 323 T3

Hv10 es la dureza Vickers,

$A_x = 95$, y

$H_x = 0,125$.

5 La presente descripción también se refiere a un método para producir acero endurecido, que comprende las etapas de:

- a. proporcionar un componente formado a partir de una composición de acero endurecible;
- b. calentar por lo menos una región del componente a una temperatura (T_s) por encima de A_{c3} ;
- c. templar dicha región usando un fluido de temple para formar una región endurecida; y
- d. opcionalmente revenir la región endurecida;

10 en la que

dicha composición de acero endurecible consiste en lo siguiente, en términos de porcentaje en peso,

C	0,36-0,55%,
Mn	0,1-0,7%,
Si	0-0,7%,
Mo	0,2-1,9%,
Al	$\leq 0,2\%$ (sin incluir 0%),
Cr	opcionalmente $\leq 1\%$,
Ni	opcionalmente $\leq 1\%$,
Cu	opcionalmente $\leq 1\%$,
Nb	opcionalmente $\leq 0,1\%$,
Ti	opcionalmente $\leq 0,1\%$,
V	opcionalmente $\leq 0,2\%$,
B	opcionalmente $\leq 0,01\%$,
W	opcionalmente $\leq 1\%$, y
Co	opcionalmente $\leq 1\%$,

en la que

% de Mo > % de Cr/2 (cuando está presente Cr)

% de Mo > % de Mn/2, y

15 $0,4 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 2$

siendo el resto hierro, contenidos residuales e impurezas inevitables.

Vista de manera alternativa, la presente descripción se refiere a un método para producir acero endurecido, que comprende las etapas de:

a'. proporcionar un componente $V_J + (H_x * Hv10) > A_x$ formado a partir de un acero endurecible;

ES 2 793 323 T3

b'. calentar por lo menos una región del componente a una temperatura (T_s) por encima de A_{c3} ;

c'. templem dicha región usando un fluido de temple para formar una región endurecida; y

d'. opcionalmente revenir la región endurecida;

en la que

5 la región endurecida satisface la siguiente:

$$V_J + (H_x * Hv10) > A_x$$

en la que

V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm^2 a $20^\circ C$,

$Hv10$ es la dureza Vickers,

10 $A_x = 95$, y

$H_x = 0,125$.

Preferentemente, en la etapa b. (o etapa b'.) todo el componente se calienta a una temperatura superior a A_{c3} , y más preferentemente en la etapa c. (o etapa c'.) todo el componente se temple a continuación con el fluido de temple para formar un componente endurecido.

15 Preferentemente, el acero endurecible en la etapa a'. consiste en lo siguiente, en términos de porcentaje en peso:

C	0,36-0,55%,
Mn	0,1-0,7%,
Si	0-0,7%,
Mo	0,2-1,9%,
Al	$\leq 0,2\%$ (sin incluir 0%),
Cr	opcionalmente $\leq 1\%$,
Ni	opcionalmente $\leq 1\%$,
Cu	opcionalmente $\leq 1\%$,
Nb	opcionalmente $\leq 0,1\%$,
Ti	opcionalmente $\leq 0,2\%$,
V	opcionalmente $\leq 0,2\%$,
B	opcionalmente $\leq 0,01\%$,
W	opcionalmente $\leq 1\%$, y
Co	opcionalmente $\leq 1\%$,

siendo el resto hierro, contenidos residuales e impurezas inevitables.

Más preferentemente, el acero endurecible en la etapa a'. satisface las siguientes relaciones:

% de Mo > % de Cr/2 (cuando está presente Cr)

% de Mo > % de Mn/2, y

20 $0,4 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 2$.

Preferentemente, el acero está libre de grietas después de la etapa c. (o etapa c').

Preferentemente, la velocidad de enfriamiento en la etapa c. (o c'.) es $\geq 50^{\circ}\text{C/s}$, más preferentemente $\geq 80^{\circ}\text{C/s}$.

Breve descripción de los dibujos

- La presente descripción se explicará más adelante mediante ejemplos no limitantes con referencia a las figuras adjuntas en las que;
- 5 la figura 1 muestra un diagrama de dispersión de la dureza Vickers y la resistencia al impacto para valores de A_x variables;
 - la figura 2 muestra el perfil de dureza frente a profundidad del acero 1-A;
 - la figura 3 muestra el perfil de dureza frente a profundidad del acero 1-B;
 - 10 la figura 4 muestra el perfil de dureza frente a profundidad del acero 1-C;
 - la figura 5 muestra el perfil de dureza frente a profundidad del acero 1-D;
 - la figura 6 muestra el perfil de dureza frente a profundidad de una muestra de acero 1-D, 12 mm;
 - la figura 7 muestra el efecto del revenido sobre la dureza para acero 1-D;
 - la figura 8 muestra el efecto del revenido sobre la resistencia al impacto para acero 1-D; y
 - 15 la figura 9 muestra el blanco usado en el ensayo de resistencia al agrietamiento.

Descripción detallada de la invención

- El acero endurecible (composición) de la presente descripción proporciona excelentes características de endurecimiento por temple con riesgo reducido de agrietamiento por temple en comparación con los aceros endurecibles estándar tales como 51CrV4, 38MnB5, 42MnV7 y similares. El acero es capaz de proporcionar niveles de dureza $> 630 \text{ Hv}_{10}$ cuando se endurece por temple usando agua, y normalmente se puede usar incluso sin revenir (es decir, el acero endurecido por temple no tiene grietas sin revenido). La excelente conformabilidad y las propiedades estructurales del acero antes del endurecimiento por temple permiten que se forme con él en caliente o en frío una gama de componentes, endurecer por temple (opcionalmente localmente) para formar un acero martensítico usando un procedimiento simple y rentable, y luego usar sin ninguna etapa adicional de revenido.
- 20 Por "acero endurecible (composición)" se entiende la composición de acero endurecible expuesta anteriormente, así como el acero endurecible capaz de ser endurecido por recalentamiento-temple para formar un acero que satisfaga la ecuación $V_J + (H_x * Hv_{10}) > A_x$ como se expone anteriormente. Los aspectos preferidos descritos en el presente documento, tales como las limitaciones estructurales o propiedades preferidas del acero, así como las condiciones de procesado preferidas, se aplican tanto al acero endurecible como a la composición de acero endurecible.
 - 25 Por "sin grietas" se entiende que el acero cumple la norma ISO 23278:2015, Clase 2X. La norma ISO23278:2015 especifica los niveles de aceptación para la indicación de imperfecciones en las soldaduras de acero ferromagnético detectadas por ensayo de partículas magnéticas. Este nivel de tolerancia quiere decir que, cuando se ensaya usando la detección de partículas magnéticas según la norma ISO23278:2015, cualquier imperfección lineal, tal como grietas/defectos, es inferior a 1,5 mm de longitud, y las imperfecciones no lineales, tales como grietas/defectos, son inferiores a 3 mm de dimensión máxima. En este contexto, se define que una imperfección lineal tiene una longitud mayor de tres veces su anchura, mientras que se define que una imperfección no lineal tiene una longitud menor o igual a tres veces su anchura.
 - 30 Preferentemente, por "sin grietas" se entiende que el acero cumple la norma ISO23278:2015, Clase 2X cuando se mantiene a temperatura ambiente durante 24 horas, más preferentemente durante 1 semana, después del endurecimiento por temple.
 - 35 Como se usa en el presente documento, los términos "martensita" y "martensítico" incluyen martensita, martensita auto-revenida (o auto-revenida) y martensita revenida. De este modo, dentro del significado de esta descripción, un acero que contiene $\geq 95\%$ de martensita tiene $\geq 95\%$ de su estructura que es martensita, martensita auto-revenida y martensita revenida.
 - 40 Como se usa en el presente documento, A_{c1} es la temperatura a la que comienza a formarse austenita (γ) durante el calentamiento.
 - 45 Como se usa en el presente documento, A_{r1} es la temperatura a la que se completa la transformación de austenita (γ) a ferrita (α) durante el enfriamiento.

Como se usa en el presente documento, A_{c3} es la temperatura a la que se completa la transformación de ferrita (α) a austenita (γ) durante el calentamiento.

Como se usa en el presente documento, A_{r3} es la temperatura a la que la austenita (γ) comienza a transformarse en ferrita (α) durante el enfriamiento.

- 5 A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} , A_{r3} son parámetros bien conocidos que serían conocidos por la persona experta. Se pueden estimar experimentalmente usando metodología estándar. Alternativamente, los parámetros se pueden estimar teóricamente, por ejemplo usando las fórmulas de Brandis (Rechnerische Bestimmung der Umwandlungstemperaturen von niedriglegierten Stählen. TEW - Technische Berichte, Band 1, Heft 1, 1975, 8-10) o Lutsenko (The Definition and Use of Technological Reserves – An Effective Way to Improve the Production Technology of Rolled Metal. Abschlussbericht, Kommission der Europäischen Gemeinschaften, Luxemburgo, 1991, 136 p.), como se establece a continuación:

$$A_{c1} = 739 - 22 * [\% \text{ de C}] - 7 * [\% \text{ de Mn}] + 2 * [\% \text{ de Si}] + 14 * [\% \text{ de Cr}] + 13 * [\% \text{ de Mo}] - 13 * [\% \text{ de Ni}] + 20 * [\% \text{ de V}]$$

$$A_{c3} = 902 - 255 * [\% \text{ de C}] - 11 * [\% \text{ de Mn}] + 19 * [\% \text{ de Si}] - 5 * [\% \text{ de Cr}] + 13 * [\% \text{ de Mo}] - 20 * [\% \text{ de Ni}] + 55 * [\% \text{ de V}]$$

$$A_{r1} = 741,7 - 7,13 * [\% \text{ de C}] - 14,09 * [\% \text{ de Mn}] + 16,26 * [\% \text{ de Si}] + 11,54 * [\% \text{ de Cr}] - 49,69 * [\% \text{ de Ni}]$$

- 15 $A_{r3} = 913,7 - 207,13 * [\% \text{ de C}] - 46,6 * [\% \text{ de Mn}] + 110,54 * [\% \text{ de Cr}] + 108,1 * [\% \text{ de Ni}]$

en las que [% de X] es el porcentaje en peso del elemento X.

Como se usa en el presente documento, el término "endurecible" quiere decir preferentemente que una muestra del acero con un grosor de 3 mm, cuando se calienta y se mantiene a 950°C durante 1 hora y a continuación se temple con agua en reposo, tiene por lo menos un 90% de microestructura martensítica en el centro de la muestra.

- 20 Las características de caracterización claves de la composición de acero endurecible de la descripción son el contenido relativamente bajo de Mn, Si y Cr en combinación con el contenido relativamente alto de Mo. La combinación de estos elementos en estas proporciones proporciona un acero que tiene buenas propiedades estructurales que exhibe una resistencia al impacto excepcional y templabilidad por temple combinado con el bajo riesgo de agrietamiento inducido por temple.
- 25 La composición química del acero endurecible (composición) se describe ahora con más detalle. En esta descripción, todos los porcentajes en las composiciones son porcentajes en peso. Además, cada uno de los intervalos preferidos para los distintos componentes mencionados a continuación se puede combinar con cualquiera de los intervalos preferidos de los componentes restantes.

Carbono

- 30 El carbono está presente principalmente para garantizar que el acero endurecible (composición) sea capaz de endurecer por temple para formar martensita. Un mayor contenido de carbono proporcionará un acero más duro. Sin embargo, si el contenido de carbono es demasiado alto, el acero templado resultante se puede volver demasiado frágil y el riesgo de agrietamiento inducido por temple se incrementa. Por lo tanto, se usa preferentemente un contenido máximo de carbono del 0,55%.
- 35 Preferentemente, el carbono se usa a niveles de 0,38-0,52%, más preferentemente 0,40-0,50%, incluso más preferentemente 0,41-0,48%.

Silicio

- 40 El silicio se incluye en los aceros para mejorar la limpieza durante el procedimiento de fundido y puede tener un efecto positivo en la templabilidad. Sin embargo, demasiado silicio puede reducir la cantidad de auto-revenido que ocurre durante el temple, así como también tener un impacto en la calidad de la superficie del acero acabado. Por lo tanto, se usa preferentemente un contenido máximo de silicio de 0,7.

Preferentemente, el silicio se usa a niveles de 0,01-0,5%, más preferentemente 0,05-0,35%, lo más preferentemente 0,10-0,25%.

Manganeso, Cromo y Molibdeno

- 45 El manganeso, el cromo y el molibdeno juegan un papel importante en el control de las propiedades de endurecimiento por temple del acero endurecible (composición). La importancia de estos tres elementos se expone a continuación.

- 50 El manganeso tiene un efecto significativo sobre la templabilidad. También es efectivo para secuestrar cualquier oxígeno y azufre que pueda estar presente en el acero. Sin embargo, el manganeso tiene una fuerte tendencia a segregarse y también reduce significativamente la temperatura de inicio de la martensita, M_s . El contenido total de

manganeso es, por lo tanto, bastante bajo, con una cantidad máxima preferible de 0,7%, preferentemente un máximo de 0,65%.

Preferentemente, el manganeso se usa a niveles de 0,10-0,50%, más preferentemente 0,15-0,40%, lo más preferentemente 0,20-0,30%.

5 El cromo se usa opcionalmente para incrementar la templabilidad. Sin embargo, también reduce significativamente la temperatura de inicio de martensita, lo que puede afectar negativamente a la cantidad de auto-revenido que ocurre durante el temple. Por lo tanto, el contenido total de cromo es preferentemente inferior al 1%, preferentemente inferior al 0,75%.

10 Preferentemente, el cromo se usa a niveles de 0-0,5%, más preferentemente 0-0,3%, lo más preferentemente 0-0,20%.

El molibdeno se incluye para proporcionar templabilidad y mejorar la resistencia del revenido. Ventajosamente, el molibdeno no tiene un impacto significativo en la temperatura de inicio de la martensita, lo que significa que el uso de molibdeno como agente endurecedor primario asegura que la temperatura de inicio de la martensita permanezca alta y se promueve el auto-revenido durante el temple.

15 El molibdeno también ayuda a mejorar la resistencia al impacto de la composición de acero endurecido. Es bien sabido que la resistencia al impacto aumenta con el aumento de la temperatura, siendo más frágiles los materiales de menor temperatura y siendo más dúctiles los materiales de mayor temperatura. Por lo tanto, la gráfica de resistencia al impacto frente a temperatura para los aceros es normalmente una forma sigmoïdal, con una región de transición relativamente empinada donde el acero cambia de un comportamiento frágil a dúctil y la resistencia al impacto se incrementa significativamente.

20 Para los aceros martensíticos, la presencia de elementos aleantes normalmente disminuye la resistencia al impacto. Sin embargo, el solicitante ha descubierto que el molibdeno y el níquel con frecuencia incrementan la resistencia al impacto del acero, reduciendo efectivamente la temperatura a la que el acero pasa del comportamiento frágil al dúctil, siendo el efecto del molibdeno particularmente significativo. El molibdeno también ayuda a retener la dureza durante el revenido a temperaturas relativamente altas, tal como de 500-650 o más preferentemente de 500 a 600°C.

25 Preferentemente, el molibdeno se usa a niveles de 0,2-1,9%. Preferentemente, el molibdeno se usa a niveles de 0,2-1,5%, más preferentemente 0,30-1,2%, más preferentemente 0,40-1,1%, incluso más preferentemente 0,50-1,0%.

30 La combinación de manganeso, cromo y molibdeno proporciona la templabilidad en el acero endurecible (composición). Sin embargo, el molibdeno se usa en favor de los otros dos para proporcionar un acero con alta templabilidad y alta resistencia al impacto, que retiene una alta temperatura de inicio de martensita, y que es más capaz de retener la dureza y la resistencia al impacto durante el revenido después del endurecimiento.

35 El manganeso, el cromo y el molibdeno respectivamente tienen una influencia decreciente en la templabilidad, comparativamente se necesita más cromo y, a menudo, incluso más molibdeno en comparación con el manganeso para lograr la misma templabilidad. En consecuencia, el acero endurecible (composición) descrito en el presente documento contiene preferentemente un nivel relativamente más alto de molibdeno en comparación con el cromo y el manganeso, y preferentemente satisface las siguientes condiciones:

$$\% \text{ de Mo} \geq \% \text{ de Cr}/2 \text{ (cuando está presente Cr)}$$

$$\% \text{ de Mo} \geq \% \text{ de Mn}/2, \text{ y}$$

40 $0,4 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 2$

Preferentemente:

$$\% \text{ de Mo} \geq \% \text{ de Cr} \text{ (cuando está presente Cr)}$$

$$\% \text{ de Mo} \geq \% \text{ de Mn}, \text{ y}$$

$$0,4 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 2$$

45 Preferentemente:

$$\% \text{ de Mo} \geq \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mn}, \text{ y}$$

$$0,4 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 2$$

Preferentemente:

$$\% \text{ de Mo} \geq \% \text{ de Cr} + 2 \cdot \% \text{ de Mn}.$$

Además, preferentemente:

$$0,5 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 1,5,$$

Más preferentemente:

$$0,85 \leq \% \text{ de Mn} + \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} \leq 1,35.$$

- 5 El acero contiene preferentemente suficiente manganeso, cromo y molibdeno para garantizar un buen nivel de templabilidad. Normalmente, la templabilidad es suficiente si el equivalente de carbono, C_{eq} , es $> 0,60$, preferentemente $> 0,62$, en el que:

$$C_{eq} = \% \text{ de C} + \% \text{ de Mn}/6 + (\% \text{ de Cu} + \% \text{ de Ni})/15 + (\% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} + \% \text{ de V})/5 + \% \text{ de W}/10$$

- 10 Si el acero contiene niobio, entonces el acero endurecible (composición) muestra preferentemente una templabilidad suficiente si se cumple la siguiente relación:

$$X_H \geq 3,5, \text{ preferentemente}$$

$$X_H \geq 4,$$

en el que

$$X_H = (1 + (2,13\% \text{ de Mo})) * (1 + (2,4\% \text{ de Cr})) * (1 + (3,3\% \text{ de Mn}))$$

15 Aluminio

El aluminio se usa como agente de desoxidación (supresión). Sin embargo, se deben evitar niveles demasiado altos de aluminio, ya que puede afectar a las propiedades de auto-revenido/templabilidad del acero. En consecuencia, los niveles máximos preferibles de aluminio son 0,2%.

- 20 Preferentemente, el aluminio se usa en el intervalo de 0,01-0,1%, más preferentemente de 0,01-0,06%, lo más preferentemente de 0,015-0,045%. Estos bajos niveles de aluminio son particularmente preferidos cuando se desean buenas propiedades de soldadura por resistencia eléctrica.

Niobio, Titanio y Vanadio

- 25 El niobio y el titanio controlan la textura del acero después del laminado en caliente y evitan el crecimiento de grano durante la etapa de calentamiento antes del temple. Por lo tanto, son útiles para controlar la retención de las propiedades del acero laminado en caliente durante el endurecimiento por temple. Sin embargo, cantidades excesivas pueden conducir a la formación de precipitados, tales como nitruros de titanio grandes que pueden afectar negativamente a la resistencia al impacto.

- 30 En general, los aceros con un tamaño de grano más grande tienen una mejor templabilidad. Sin embargo, los tamaños de grano más grandes incrementarán la tendencia a agrietarse durante el endurecimiento por temple. El titanio y el niobio reducen la tasa de crecimiento del tamaño de grano a la temperatura de austenización, lo que puede reducir la templabilidad. Este efecto se puede compensar asegurando que se incluyan elementos aleantes suficientes para obtener una buena templabilidad en el acero, por ejemplo asegurando que X_H sea adecuadamente alto. Cuando se formula adecuadamente, el control sobre el engrosamiento de grano proporcionado por titanio y niobio (particularmente niobio) durante la austenización puede ser ventajoso, permitiendo tiempos de estabilización de austenización más prolongados (T_s) y/o temperaturas más altas sin incrementar significativamente el riesgo de grietas inducidas por endurecimiento.

- 40 Esto hace posible combinar, por ejemplo, conformado en caliente, estampado y endurecimiento en una sola etapa del procedimiento (es decir, conformado por prensado en caliente o método de temple de matriz), haciendo que la producción sea más rentable. En el conformado por prensado en caliente, el acero se puede enfriar rápidamente durante la transferencia a la matriz y la matriz de conformado en caliente, por ejemplo, a velocidades de alrededor de 20°C/s. Debido a esto, usualmente es necesario usar una temperatura de inicio muy alta, para garantizar que el acero permanece a una temperatura adecuada (por ejemplo, por encima de la temperatura de austenita A_{r3}) hasta el temple.

- 45 Preferentemente, el titanio está presente en el intervalo de 0-0,1%, más preferentemente 0,001-0,05%, más preferentemente 0,005-0,02%.

Preferentemente, $Ti/N < 3,42$.

Si el boro no está aleado en la composición de acero, es deseable asegurarse de que $Ti/N \leq 3,42$. Esto asegurará una mayor cantidad de pequeños precipitados de TiN, para asegurar que se puedan obtener las ventajas del titanio sin un deterioro significativo de la resistencia al impacto.

Preferentemente, el niobio está presente en el intervalo de 0,001-0,05%, más preferentemente 0,005-0,02%, lo más preferentemente 0,008-0,015%.

Preferentemente, el acero endurecible (composición) contiene por lo menos uno de titanio o niobio.

Preferentemente, el acero endurecible (composición) contiene niobio.

- 5 El niobio puede afectar a la ductilidad del acero, reduciendo su conformabilidad en frío. Si se necesita una conformación en frío muy exigente antes del recalentamiento-temple, el acero endurecible (composición) tiene preferentemente un contenido de niobio de $< 0,005\%$.

- 10 El vanadio incrementa la templabilidad, pero los carburos de vanadio pueden ser difíciles de disolver durante la austenización antes del endurecimiento por temple. Estos carburos pueden actuar como núcleos para que los cristales de ferrita crezcan durante el temple. En consecuencia, el contenido de vanadio debería limitarse preferentemente a $\leq 0,2\%$.

Preferentemente, el vanadio está opcionalmente presente a niveles de $\leq 0,15\%$, más preferentemente $\leq 0,10\%$, más preferentemente $\leq 0,06\%$, lo más preferentemente $\leq 0,04\%$.

- 15 Debido a la dificultad de disolver los carburos de vanadio, estos contenidos de vanadio más bajos son particularmente preferidos cuando la temperatura de estabilización (T_s) es baja y el tiempo de estabilización (t_s) es relativamente corto.

Cobre y níquel

Como se señaló anteriormente, el níquel tiene una influencia positiva en la resistencia al impacto del acero martensítico.

- 20 El cobre está preferentemente presente opcionalmente a $\leq 0,4\%$, más preferentemente $\leq 0,1\%$.

El níquel está preferentemente presente opcionalmente a $\leq 0,4\%$, más preferentemente $\leq 0,1\%$.

Preferentemente, $Cu + Ni \leq 0,4\%$, más preferentemente $\leq 0,1\%$.

- 25 El cobre tiene una tendencia a separarse de fase y migrar a la superficie (debajo de las incrustaciones) durante el procesado por encima de la temperatura de fusión del cobre, lo que puede ser perjudicial para la calidad de la superficie cuando el material se conforma en caliente. El níquel mitiga este efecto, y como tal, el contenido de Ni es deseable por lo menos $0,33\%$ de Cu, preferentemente por lo menos $0,50\%$ de Cu, cuando el $\%$ de Cu $\geq 0,2$.

Boro, tungsteno y cobalto

- 30 El boro y el tungsteno pueden mejorar la templabilidad. Sin embargo, normalmente no son necesarios, ya que la templabilidad del acero es proporcionada principalmente por otros elementos. Además, el boro tiene un efecto menor sobre la templabilidad de los aceros con niveles de carbono más altos, tales como los descritos en el presente documento. Para que el boro tenga un efecto sobre los aceros de más alto contenido de carbono, normalmente el nivel de nitrógeno debe ser bajo y/o el contenido de titanio debe ser suficientemente alto, lo que aumenta la probabilidad de que se formen precipitados de TiN. Por lo tanto, el boro no es dañino para el acero, simplemente no es esencial para proporcionar el equilibrio deseado de propiedades si no hay precipitados gruesos de TiN presentes. El cobalto es muy caro y normalmente innecesario.

Preferentemente, el boro está presente en niveles de 0-0,003%, más preferentemente 0-0,0005%, incluso más preferentemente 0-0,0002%.

Preferentemente, el tungsteno está presente a $\leq 0,2\%$, más preferentemente $\leq 0,1\%$.

- 40 Preferentemente, el cobalto está presente un $\leq 0,2\%$, más preferentemente $\leq 0,1\%$.

Preferentemente, $Co + W \leq 0,5\%$, más preferentemente $\leq 0,3\%$, más preferentemente $\leq 0,1\%$.

Contenidos residuales e impurezas inevitables

Los contenidos residuales incluyen contenidos que inevitablemente pueden existir en el acero, es decir, los elementos aleantes que tienen contenidos residuales no se añaden a propósito.

- 45 Las impurezas inevitables pueden ser fósforo (P), azufre (S), nitrógeno (N), hidrógeno (H), oxígeno (O), calcio (Ca) y metales de tierras raras (REM) o similares. Sus contenidos se limitan preferentemente de la siguiente manera para asegurar las propiedades del acero endurecible (composición):

ES 2 793 323 T3

$P \leq 0,020\%$, preferentemente $\leq 0,015\%$, más preferentemente $\leq 0,012\%$, lo más preferentemente $\leq 0,008\%$ (se requieren niveles más bajos particularmente cuando el acero es revenido)

$S \leq 0,020\%$, preferentemente $\leq 0,010\%$, más preferentemente $\leq 0,005\%$

$N \leq 0,012\%$, preferentemente $\leq 0,006\%$,

5 $H \leq 0,0002\%$,

$O \leq 0,005\%$,

$Ca \leq 0,01$ (normalmente usado para controlar los niveles de azufre y oxígeno)

$REM \leq 0,1\%$.

10 La diferencia entre los contenidos residuales y las impurezas inevitables es que los contenidos residuales son cantidades controladas de elementos aleantes, que no se consideran impurezas. Un contenido residual normalmente está controlado por un procedimiento industrial que no tiene un efecto esencial sobre la aleación. Los niveles de contenidos residuales de los aceros endurecibles son normalmente bajos.

15 La temperatura de inicio martensítica (M_s) del acero endurecible (composición) es preferentemente $\geq 340^\circ\text{C}$, más preferentemente $\geq 350^\circ\text{C}$, más preferentemente $\geq 360^\circ\text{C}$, más preferentemente $\geq 370^\circ\text{C}$, lo más preferentemente $\geq 375^\circ\text{C}$.

Para los propósitos de esta descripción, la temperatura de inicio de martensita M_s se puede calcular como:

$$M_s = 530 - 350 \cdot \% \text{ de C} - 40 \cdot \% \text{ de Mn} - 20 \cdot \% \text{ de Cr} - 10 \cdot \% \text{ de Mo} - 17 \cdot \% \text{ de Ni} - 8 \cdot \% \text{ de W} - 35 \cdot \% \text{ de V} - 10 \cdot \% \text{ de Cu} + 15 \cdot \% \text{ de Co} + 30 \cdot \% \text{ de Al}$$

Método para producir el acero endurecible

20 El acero endurecible (composición) descrito en el presente documento se forma mediante laminado en caliente (por ejemplo, la composición anterior) y enfriamiento para formar un producto de acero endurecible. Las etapas reales del procedimiento usadas para formar el producto de acero pueden variar, al igual que la microestructura del acero resultante antes del endurecimiento por temple. El producto de acero es preferentemente laminado en caliente, aunque se puede llevar a cabo laminado en frío (por ejemplo, laminado de ajuste) antes del endurecimiento.

25 Preferentemente, el producto de acero se lamina en caliente (es decir, no se lleva a cabo laminado en frío).

Preferentemente, el acero endurecible (composición) se lamina en caliente.

Las etapas típicas del procedimiento para formar el producto de acero endurecible comprenden las siguientes etapas en la secuencia dada:

30 i. proporcionar un planchón de acero (por ejemplo, que consiste en la composición química descrita en el presente documento) a una temperatura en el intervalo de $950\text{-}1350^\circ\text{C}$;

ii. laminar en caliente en un intervalo de temperatura de A_{r1} a 1300°C (preferentemente de A_{r3} a 1300°C) para obtener un acero laminado en caliente;

iii. enfriar y opcionalmente bobinar el acero laminado en caliente para proporcionar un producto de acero endurecible;

35 iv. opcionalmente, procesar el producto de acero endurecible para formar un componente a partir del mismo.

40 La etapa de proporcionar un planchón de acero puede comprender formar una masa fundida (por ejemplo, a partir de componentes adecuados que se combinan para hacer la composición de acero endurecible) y extruir la masa fundida directamente en el laminado en caliente. Alternativamente, la etapa puede comprender proporcionar un planchón preformado (o palanquilla) de la composición de acero endurecible y calentarlo a la temperatura requerida antes del laminado en caliente.

45 Las condiciones usadas en la etapa de laminado en caliente se pueden ajustar en consecuencia para garantizar que el acero resultante tenga el equilibrio deseado de resistencia y flexibilidad. Del mismo modo, las etapas de enfriamiento después del laminado en caliente no son críticas, y se pueden ajustar adecuadamente para proporcionar la microestructura deseada del producto laminado en caliente.

Las propiedades de templabilidad (dureza después del temple, tendencia a formar grietas) están influenciadas por el tamaño de grano del acero endurecible. El tamaño medio típico del grano de austenita para el acero endurecido es \leq

25 µm, preferentemente alrededor de 5-20 µm, más preferentemente alrededor de 5-15 µm. Un protocolo de laminado en caliente adecuado para formar un producto con este tamaño de grano es el siguiente:

- 5 – Laminar en bruto el planchón de acero calentado, por ejemplo, durante siete pasadas, siendo la primera pasada opcional una pasada de calibración y a continuación seguido de (preferentemente) seis pasadas de laminado en bruto, cada una con una reducción de tamaño de aproximadamente 20-40% (preferentemente 30%). La temperatura de inicio del planchón durante el laminado en bruto es preferentemente de 1100-1300°C, preferentemente 1230-1280°C
- 10 – Laminado de acabado mediante (por ejemplo) seis rodillos, siendo la reducción de tamaño en el primer rodillo alrededor de 25-60% (preferentemente 30-50%), que se reduce gradualmente a alrededor de 5-20% (preferentemente 10-15%) en el rodillo final. La temperatura de laminado de acabado es preferentemente de 800-950°C, preferentemente de 860-930°C
- Bobinar a 580-750°C, preferentemente 650-720°C, a continuación enfriamiento por aire

El propósito del laminado en bruto es comprimir el planchón y eliminar cualquier porosidad que aún pueda estar presente después de la formación del planchón. El laminado de acabado refina los tamaños de grano en el acero.

15 La temperatura de bobinado influye en la fase predominante en el acero final. Bobinar a 650-750°C (por ejemplo, alrededor de 720°C) promoverá la ferrita y la perlita y proporcionará un material más blando y más maleable. Sin embargo, estas temperaturas de bobinado más altas normalmente conducirán a más incrustaciones en la superficie del acero. Bobinar a 580-650°C (por ejemplo, alrededor de 630°C) reduce la probabilidad de formación de incrustaciones y promueve el crecimiento de bainita, dando un equilibrio favorable de propiedades.

20 Bobinar a temperaturas inferiores a 580°C (particularmente por debajo de 500°C) promueve el crecimiento de altos niveles de bainita, lo que hará que el producto resultante sea menos conformable y potencialmente más difícil de procesar en un componente antes del endurecimiento por temple. Una alta velocidad de enfriamiento y bobinado a una temperatura inferior a M_s promueve altos niveles de martensita, lo que incrementa el riesgo de formación de grietas en la tira bobinada.

25 Normalmente, el laminado en caliente comprende laminado en caliente para formar una tira de acero que tiene un grosor de 2-15 mm, preferentemente 2-12 mm. La laminación en frío se puede llevar a cabo opcionalmente, particularmente si se desea una tira con un grosor <2 mm. Alternativamente, el laminado en caliente puede formar una placa que tiene un grosor de 3-80 mm, preferentemente de 4-50 mm, más preferentemente de 5-15 mm.

30 El problema de grietas de endurecimiento es lo más problemático para muestras más gruesas. En consecuencia, el acero de la descripción muestra las ventajas más significativas para muestras más gruesas. Preferentemente, el grosor del acero es por lo menos 5 mm, más preferentemente por lo menos 6 mm, más preferentemente por lo menos 6,5 mm, e incluso más preferentemente por lo menos 7 mm.

Los grosores preferidos por lo tanto incluyen 5-15 mm, más preferentemente 6-12 mm.

35 Estos grosores preferidos también se refieren a componentes formados a partir del acero. Sin embargo, en el caso del componente, el grosor puede variar por todo el componente, por ejemplo, si parte del componente ha sido mecanizada para formar un filo. Por lo tanto, preferentemente el componente tiene un grosor máximo de por lo menos 5 mm, más preferentemente por lo menos 6 mm, más preferentemente por lo menos 6,5 mm, e incluso más preferentemente por lo menos 7 mm.

40 Preferentemente, el componente tiene un grosor mínimo de por lo menos 5 mm, más preferentemente por lo menos 6 mm, más preferentemente por lo menos 6,5 mm, e incluso más preferentemente por lo menos 7 mm.

Por "grosor máximo" se entiende el grosor de la parte más gruesa del componente.

Por "grosor mínimo" se entiende el grosor de la parte más delgada del componente.

45 Si se forma un producto de tira, bobinar la tira a alrededor de 700°C normalmente formará una composición de dos fases que contiene ferrita y perlita. Bobinar la tira a temperaturas más bajas, como alrededor de 600°C, normalmente promoverá la formación de bainita además de ferrita y perlita. Las temperaturas de bobinado más bajas también promueven un tamaño de grano más fino.

50 Por lo tanto, la microestructura del producto laminado en caliente puede variar según las condiciones del procedimiento usadas. La microestructura normalmente se adapta para proporcionar el equilibrio adecuado de propiedades para permitir que con el material se forme el producto deseado antes del endurecimiento por temple. El acero resultante es usualmente relativamente blando (los niveles de dureza Vickers típicos varían de 200-300 Hv10, preferentemente entre 200-250 Hv10), normalmente con una buena flexibilidad (tal como un radio de curvatura de 2t cuando se mecanizan los bordes del acero) y resistencia media-alta (resistencia a la tracción 600-1000 MPa) para permitir un procesado fácil antes del endurecimiento por temple.

Las propiedades del producto laminado en caliente también se pueden adaptar ajustando los elementos microaleantes. Por ejemplo, si se requieren muy buenas propiedades de formación de pliegues, entonces los niveles de niobio deben minimizarse, o preferentemente se debe evitar el niobio.

Procesado del acero

- 5 Las etapas de procesado opcionales pueden variar y pueden incluir mecanizado, corte (por ejemplo, mediante corte por combustible oxigenado, plasma, chorro de agua o láser), rectificado (por ejemplo, afilado del borde de una herramienta para formar una cuchilla) y conformado en frío (por ejemplo, doblado, rebordeado o similares.)

Una vez formado el componente final, el material se puede endurecer por temple (recalentar) para formar el producto final. El endurecimiento por temple se lleva a cabo usando un procedimiento que comprende:

- 10 a. proporcionar un componente formado a partir de una composición de acero endurecible;
 b. calentar por lo menos una región del componente a una temperatura (T_S) por encima de A_{c3} ;
 c. templar dicha región usando un fluido de temple; y
 d. opcionalmente revenir la región templada.

Un procedimiento alternativo comprende las etapas de:

- 15 a'. proporcionar un componente formado a partir de un acero endurecible;
 b'. calentar por lo menos una región del componente a una temperatura (T_S) por encima de A_{c3} ;
 c'. templar dicha región usando un fluido de temple para formar una región endurecida; y
 d'. opcionalmente revenir la región endurecida;

20 La etapa a. (o a'.) de proporcionar un componente puede comprender cualquiera o todas las etapas i.-iv. expuestas anteriormente, y particularmente la etapa iv. expuesta anteriormente.

Endurecimiento por recalentamiento-temple

25 En la etapa b. (o b'.), el componente o una región del mismo se calienta a continuación a una temperatura (T_S) por encima de A_{c3} , es decir, la temperatura de austenización. A esta temperatura, la microestructura del acero se convierte en austenita al 100%, aunque algunos carburos y/o nitruros como VC, NbC, MoC y TiN pueden permanecer sin disolver. Para permitir que tenga lugar esta reacción, el procedimiento incluye preferentemente una etapa de estabilización (c. o c'.) después del calentamiento y antes del temple, en el que el componente se mantiene a una temperatura superior a A_{r3} durante un tiempo de estabilización t_s .

30 La temperatura de calentamiento (T_S) dependerá principalmente de la composición del acero endurecible. En términos generales, un contenido de Mo más bajo permite usar una T_S más baja. Preferentemente, T_S está por encima de 850°C, preferentemente por encima de 900°C, más preferentemente por encima de 950°C.

Si T_S es $\geq 950^\circ\text{C}$, el acero endurecible (composición) contiene preferentemente Ti y/o Nb.

Si T_S es demasiado alta, la tasa de descarburación en la superficie del componente se puede volver problemática, particularmente si la atmósfera de estabilización es aire. Del mismo modo, el crecimiento de grano cristalino también puede ocurrir, por lo que niveles de T_S excesivamente altos se deben evitar para aceros que no contienen Nb y/o Ti.

35 Preferentemente, un valor superior para T_S es 1050°C, preferentemente 1000°C. Si se usan temperaturas más altas, el tiempo de estabilización se debe mantener lo más corto posible y, opcionalmente, se debe usar una atmósfera protectora (es decir, un gas inerte o vacío).

40 El tiempo de estabilización opcional t_s variará dependiendo del tamaño de la forma del componente. El tiempo de estabilización generalmente será lo suficientemente prolongado como para garantizar una austenización completa, pero no demasiado para evitar el excesivo crecimiento de grano. Los tiempos de estabilización excesivos más allá de los necesarios para garantizar una austenización completa además aumentan los costes innecesariamente.

45 Sin embargo, a modo de orientación, el tiempo de estabilización para un componente que tiene un grosor máximo de 6 mm sería normalmente de alrededor de 12 minutos cuando la temperatura del horno de estabilización es de alrededor de 950°C. Por lo tanto, la mayoría de los componentes están completamente austenizados cuando el tiempo de estabilización es de 30 minutos o menos, preferentemente de 20 minutos o menos.

El medio de estabilización no es crítico, y se puede usar aire, gas inerte o vacío, preferentemente aire. Para temperaturas de estabilización más altas o tiempos de estabilización muy prolongados, se debe usar un gas inerte o vacío como medio de estabilización, para mitigar el riesgo de descarburación.

ES 2 793 323 T3

Cuando solo se está calentando una parte del componente (por ejemplo, solo la región de la superficie o una parte particular, como el filo de una cuchilla), el tiempo de estabilización será correspondientemente menor, tal como 2 minutos o menos, preferentemente 1 minuto o menos. Esto garantiza que solo el área de interés alcance la temperatura de austenización y se evite la transferencia excesiva de calor a otras regiones.

- 5 La muestra se puede calentar por cualquier medio adecuado. Cuando se calienta todo el componente, normalmente se usa un horno. Cuando solo se calienta parte del componente, solo esa parte se puede colocar en el horno. Más normalmente, se puede usar calentamiento localizado, tal como calentamiento por inducción o una llama.

Preferentemente, la temperatura del horno y la temperatura del medio de estabilización estarán por encima de T_s . Por ejemplo, un componente que se calienta a alrededor de 930°C se calentará/estabilizará normalmente en un horno puesto a 950°C .

15 Las temperaturas de estabilización más altas se usan normalmente cuando el producto se va a procesar durante la estabilización para formar el componente final. Por ejemplo, el producto de acero puede tener la forma de un blanco que se calienta y a continuación se procesa (por ejemplo, mediante estampado en caliente) para formar el componente final, que a continuación se enfría por temple. Dado que normalmente no es posible llevar a cabo estas etapas de procesado en un horno de calentamiento, se requieren temperaturas de estabilización más altas para garantizar que el calor residual en el producto mantenga la temperatura del componente final por encima de A_{33} durante todas las etapas de procesado antes del temple. Si se van a llevar a cabo múltiples etapas de procedimiento, el producto de acero se puede colocar en el horno entre etapas de procedimiento para garantizar que su alta temperatura se mantenga apropiada. En cualquier caso, la temperatura se debe mantener por encima de A_{33} antes del temple.

20

Preferentemente, el acero es 100% austenita después de la etapa b. (o b'.) y etapa opcional c. (o c'.).

Durante el estabilización, cualquier carburo de molibdeno en la austenita se disuelve para formar átomos de molibdeno libres. Preferentemente, después de la estabilización, la región calentada del acero no contiene ningún carburo de molibdeno.

25 Otros carburos no disueltos pueden ser deseables ya que evitan la trituración del grano y reducen el riesgo de formación de grietas de endurecimiento. Sin embargo, pueden reducir la dureza y también la resistencia al impacto. Por ejemplo, si el contenido de vanadio es alto, puede existir un riesgo de tener una alta cantidad de VC en la austenita, que puede servir como sitio de nucleación para la ferrita cuando se enfría el acero. En consecuencia, después de la estabilización, la región calentada del acero preferible no contiene ningún carburo de vanadio.

30 Después de calentar un estabilización opcional, la región calentada se temple a continuación usando un fluido de temple. El propósito del temple es enfriar rápidamente el acero austenizado por debajo de M_s , la temperatura de inicio de martensita. El temple (es decir, etapa d. o d'.) ocurre directamente después de las etapas b. y c. (o b'. y c'.), de modo que la temperatura de la región no caiga por debajo de A_{33} hasta que la región se temple.

35 De este modo, en la etapa d. (o d'.), el acero se temple por debajo de M_s . Preferentemente, el acero se temple por debajo de 100°C , más preferentemente el acero se temple hasta temperatura ambiente.

40 Sin desear estar vinculado a ninguna teoría, se cree que la resistencia mejorada al agrietamiento por temple se debe en parte a la influencia que tiene el molibdeno en la promoción del auto-revenido durante el temple. Una vez que el acero se enfría por debajo de M_s , la mayoría de la austenita se transforma en martensita muy rápidamente. El temple hace que el acero continúe enfriándose, sin embargo, hay un período en el que el acero está a una temperatura superior a la temperatura ambiente pero inferior a M_s . Durante este tiempo, la martensita sufre auto-revenido, es decir, revenido causado por el calor residual retenido en el acero en lugar del calor que se aplica externamente.

45 Una temperatura M_s más alta promoverá el auto-revenido en una etapa anterior a medida que el acero se enfría. El Mn, Cr y Ni tienen un mayor impacto en M_s del que tiene el Mo, de modo que el acero de la descripción proporciona una buena templabilidad en combinación con una M_s relativamente alta. Debido a la relativamente alta temperatura M_s en el acero de la descripción, el acero experimenta un auto-revenido más extenso durante el temple. Además, los niveles más bajos de carbono en la superficie debido a la descarburación aumentan la M_s en estas regiones, lo que ayuda a prolongar aún más el tiempo que la superficie experimenta auto-revenido.

50 El auto-revenido promovido por el molibdeno ayuda a aliviar las tensiones internas a medida que se enfría el acero. Además, el molibdeno también ayuda a mejorar la resistencia al impacto del acero templado, disminuyendo la temperatura de transición de frágil a dúctil en un ensayo de impacto Charpy-V.

Los medios de temple pueden ser cualquier medio adecuado para asegurar un enfriamiento rápido del componente, es decir, una velocidad de enfriamiento de $> 20^\circ\text{C/s}$, preferentemente $> 50^\circ\text{C/s}$, más preferentemente $> 80^\circ\text{C/s}$. Los medios de enfriamiento adecuados incluyen aceite o agua, siendo preferido el agua.

ES 2 793 323 T3

Agitar (o mezclar/agitar) el agua incrementará aún más la velocidad de enfriamiento. Los medios adecuados para agitar el agua de enfriamiento rápido incluyen una hélice.

Por "agua" como medio de temple se entiende agua o agua salada (es decir, salmuera).

- 5 Después del temple, la región del componente sometida al endurecimiento por temple tiene una microestructura martensítica. Preferentemente, la microestructura de la región comprende $\geq 90\%$ de martensita, preferentemente $\geq 95\%$ de martensita, más preferentemente $\geq 98\%$ de martensita, más preferentemente $\geq 99\%$ de martensita, más preferentemente $\geq 99,5\%$ de martensita, lo más preferentemente 100% de martensita.

La región martensítica puede contener precipitados tales como carburos que incluyen (por ejemplo) MoC, NbC, TiC, NbTiC y VC, y nitruros que incluyen (por ejemplo) TiN y VN, así como carbonitruros.

- 10 La región endurecida está preferentemente libre de grietas, y ventajosamente libre de grietas sin la necesidad de ninguna etapa de revenido.

La dureza Vickers de la región es preferentemente ≥ 630 Hv10, preferentemente ≥ 650 Hv10, más preferentemente ≥ 670 Hv10, incluso más preferentemente ≥ 700 Hv10.

- 15 La dureza Vickers se puede medir utilizando la norma SFS EN ISO 6507-1:2006, por ejemplo, usando un DuraScan 80 como medidor de dureza.

La dureza de un acero puede variar según la profundidad desde la superficie. Normalmente, la dureza de la superficie es ligeramente menor, ya que la superficie se puede descarburar durante la austenización. Del mismo modo, el centro del acero se enfría más lentamente, de modo que la dureza en el centro es normalmente menor.

- 20 Como se usa en el presente documento, la dureza del acero es preferentemente la dureza a $\frac{1}{4}$ del grosor de la muestra o a 4 mm de la superficie, la que sea menor.

Preferentemente, para muestras < 12 mm de grosor, la dureza media de la muestra es preferentemente ≥ 630 Hv10, preferentemente ≥ 650 Hv10, más preferentemente ≥ 670 Hv10, incluso más preferentemente ≥ 700 Hv10.

- 25 Como se usa en el presente documento, la "dureza media" corresponde a la media de varias medidas de dureza tomadas en puntos espaciados uniformemente a lo largo del grosor de las muestras, por ejemplo cada 1 mm a partir de 0,5 mm de la superficie, preferentemente comenzando a 1 mm de la superficie.

Más preferentemente, para muestras < 12 mm de grosor, el grosor total de la muestra es preferentemente ≥ 630 Hv10, preferentemente ≥ 650 Hv10, más preferentemente ≥ 670 Hv10, incluso más preferentemente ≥ 700 Hv10.

- 30 Para medir la dureza a una profundidad dada, la muestra de acero se corta preferentemente en dos a lo largo de su grosor (es decir, perpendicular a una superficie), a continuación se mide la dureza en la cara expuesta que es transversal del acero.

La región endurecida (por ejemplo, una muestra de ≥ 5 mm templada con agua) tiene preferentemente una mediana de resistencia al impacto Charpy V de ≥ 3 J/cm² a 20°C, preferentemente ≥ 6 J/cm² a 20°C, preferentemente ≥ 12 J/cm² a 20°C y más preferentemente ≥ 18 J/cm² a 20°C.

- 35 La resistencia al impacto Charpy V se puede medir usando la norma ISO 148 a 20°C (por ejemplo, norma ISO148:2010). En principio, se puede usar cualquier tamaño de muestra adecuado según el estándar (por ejemplo, 5 mm, 7,5 mm o 10 mm), aunque una muestra de 5 mm es típica. Normalmente, se toman por lo menos tres (preferentemente por lo menos cinco) medidas, siendo tomada la muestra de ensayo longitudinalmente a la dirección principal de laminación en caliente.

- 40 El revenido del acero templado reduce la dureza, pero incrementa la resistencia al impacto. Del mismo modo, el temple con aceite producirá un acero menos duro con una mayor resistencia al impacto. La ventaja del acero de la descripción no es meramente la alta dureza o la alta resistencia al impacto, sino la combinación de ambas propiedades que se pueden optimizar una con relación a la otra por revenido.

El solicitante ha descubierto que la relación entre la dureza y la resistencia al impacto se puede caracterizar preferentemente de la siguiente manera:

- 45
$$V_J + (H_X * Hv10) > A_X$$

en la que

V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm²

Hv10 es la dureza Vickers

$A_X = 95$, y

ES 2 793 323 T3

$H_x = 0,125$.

Preferentemente, A_x es 97,5 y H_x es 0,125.

Preferentemente, A_x es 100 y H_x es 0,125.

Más preferentemente, A_x es 165,8 y H_x es 0,2156.

5 Más preferentemente, A_x es 192,5 y H_x es 0,2508.

Más preferentemente, A_x es 218,8 y H_x es 0,2855.

10 Los gráficos de estas relaciones se muestran en la Figura 1. De este modo, los aceros endurecidos según la descripción tienen una combinación de resistencia al impacto y dureza que cae a la derecha (o encima) de las distintas líneas trazadas. Cabe señalar que los valores más altos de A_x son normalmente solo conseguibles cuando el acero se temple con agua y se reviene después del endurecimiento.

Preferentemente, el componente completo se temple en la etapa d. (o d').

Preferentemente, el componente completo se temple en la etapa e. (e').

Preferentemente, el componente completo se endurece por recalentamiento-temple.

15 Preferentemente, el componente completo tiene una dureza de ≥ 630 Hv10, preferentemente ≥ 650 Hv10, más preferentemente ≥ 670 Hv10, incluso más preferentemente ≥ 700 Hv10.

20 Si solo una región del producto tal como la superficie o un filo de cuchilla, puede que el producto necesite ser procesado de manera diferente durante las etapas de laminado en caliente para garantizar que el producto final tiene las propiedades deseadas. Por ejemplo, si el producto laminado en caliente se enfría con aire después del laminado en caliente, las propiedades totales varían según el equilibrio de ferrita, perlita y bainita. Sin embargo, hablando normalmente, el acero no posee propiedades estructurales adecuadas para el uso final, ya que el acero resultante es generalmente bastante frágil. Por lo tanto, una opción posible es templar el acero después del laminado de acabado para proporcionar un producto endurecido que se puede procesar adicionalmente, a continuación endurecido por recalentamiento-temple para formar el producto final. En estas realizaciones, el acero laminado en caliente templado resultante no se bobina, ya que el procedimiento de bobinado probablemente fracturaría el acero templado.

25 Si se usa esta metodología, el endurecimiento por temple después del laminado en caliente se lleva a cabo preferentemente con una velocidad de enfriamiento de 20-50°C/s, por ejemplo, templando con aceite. Esto formará un producto que tiene una dureza preferentemente en la región de 475-560 Hv10 con buena resistencia al impacto. Por lo tanto, el material es lo suficientemente duro para la mayoría de los usos finales, pero no tan duro como para que no se pueda procesar (por ejemplo, cortar o afilar) en un componente final. Se puede llevar a cabo revenido opcionalmente en esta etapa para reducir la dureza y mejorar la resistencia al impacto. Una región (tal como el filo de una cuchilla) se puede entonces endurecer por recalentamiento-temple con una velocidad de enfriamiento de $> 50^\circ\text{C/s}$ (por ejemplo, temple con agua) para formar una región que tenga mayor dureza.

30 Opcionalmente, el componente se puede revenir después del endurecimiento por temple. El revenido se puede llevar a cabo calentando el componente a una temperatura de revenido T_R (preferentemente a una temperatura de 150°C a 700°C), manteniendo el componente durante un tiempo de revenido t_R , enfriando a continuación el componente a temperatura ambiente. Preferentemente, el enfriamiento después del revenido se realiza en aire, preferentemente aire quieto.

35 El revenido del componente reduce la dureza, pero incrementa la resistencia a la tracción, la ductilidad y la tenacidad del componente. El molibdeno proporciona resistencia al revenido (es decir, ayuda a retener la dureza durante el revenido), especialmente a temperaturas muy superiores a M_s .

40 Una ventaja del acero de la descripción es que el revenido no es esencial para evitar el agrietamiento inducido por endurecimiento. Del mismo modo, la resistencia al impacto es normalmente suficientemente alta incluso sin revenido. Preferentemente, el único revenido realizado puede ser el tratamiento térmico para fusionar cualquier revestimiento de pintura en polvo en el componente después del endurecimiento por temple. Tales tratamientos se llevan a cabo preferentemente a alrededor de 175-225°C (tal como 175-200°C o 200-225°C), que normalmente está muy por debajo de M_s . Después de estos tratamientos, el acero conserva su estructura martensítica y normalmente tiene una dureza de ≥ 575 Hv10 (más preferentemente ≥ 600 Hv10, más preferentemente ≥ 625 Hv10 y con un alto contenido de carbono incluso ≥ 650 Hv10) junto con otras propiedades aceptables como alta resistencia al impacto, baja fragilidad y buena resistencia a la tracción.

45 El equilibrio de dureza y resistencia al impacto que se puede lograr usando los aceros descritos en el presente documento es a menudo muy deseable. Sin embargo, puede ser necesario proporcionar una región

extremadamente dura que tenga menor resistencia al impacto, por ejemplo, en el filo de una cuchilla. Dichos componentes se pueden formar usando el método de doble temple expuesto anteriormente.

En consecuencia, la descripción proporciona un método que comprende las siguientes etapas:

- 1) proporcionar un acero endurecible (composición);
- 5 2) calentar el acero endurecible (composición) a una temperatura (T_s) por encima de A_{c3} ;
- 3) templar el acero endurecible (composición) en una primera etapa de temple usando un primer fluido de temple para formar un componente;
- 4) opcionalmente procesar el componente;
- 5) calentar una región del componente a una temperatura (T_s) por encima de A_{c3} ;
- 10 6) templar la región en una segunda etapa de temple usando un segundo fluido de temple; y
- 7) opcionalmente revenir el componente;

en el que

la región no abarca todo el componente, y

la velocidad de enfriamiento en la segunda etapa de temple es $> 50^\circ\text{C/s}$, preferentemente $> 80^\circ\text{C/s}$.

- 15 En este método, las etapas 1)-3) pueden formar parte del procedimiento de laminado en caliente usado para formar el acero. En cuyo caso, la etapa 4) comprende preferentemente las etapas de procesado mecánico tales como estampado, corte, etc. para formar un componente final, seguido de revenido opcional. Alternativamente, las etapas 1)-3) se pueden llevar a cabo en un componente preformado, en cuyo caso el método es esencialmente un método de doble recalentamiento-temple. Aun así, la etapa opcional 4) puede también incluir revenido, así como algunos procesos mecánicos tal como el afilado de un filo.
- 20

La velocidad de enfriamiento en la primera etapa de temple es preferentemente $> 20^\circ\text{C/s}$, aunque son posibles velocidades más altas tales como $> 50^\circ\text{C/s}$ o incluso $> 80^\circ\text{C/s}$. Si se usan velocidades más altas ($> 50^\circ\text{C/s}$), preferentemente la etapa 4) implicará revenido, preferentemente revenido a $> 300^\circ\text{C}$.

- 25 Preferentemente, la dureza del componente después de la etapa 4) será de 350 a 600 Hv10, preferentemente de 475 a 560 Hv10.

- La etapa 5) implica calentar una región localizada del componente, tal como por calentamiento por inducción o calentamiento por llama. Esta región localizada se enfría por temple a continuación en una segunda etapa de temple con una velocidad de enfriamiento muy rápida ($> 50^\circ\text{C/s}$, preferentemente $> 80^\circ\text{C/s}$). La dureza de la región es preferentemente > 630 Hv10, preferentemente ≥ 650 Hv10, más preferentemente ≥ 670 Hv10, incluso más preferentemente ≥ 700 Hv10.
- 30

El primer y segundo fluido de temple pueden ser iguales. Sin embargo, en este caso, la etapa 4) comprenderá preferentemente revenido para reducir la dureza del componente total antes de la segunda etapa de temple.

Preferentemente, el segundo fluido de temple es agua. Preferentemente, el primer fluido de temple es aceite.

Ejemplos

- 35 Ejemplo 1 - Escala de laboratorio, laminado en placa

Se fabricaron aceros que tienen las composiciones que se exponen en la siguiente tabla:

	1-A	1-B	1-C	1-D
C	0,453	0,463	0,387	0,433
Si	0,183	0,190	0,191	0,205
Mn	0,245	0,246	0,468	0,251
Mo	0,002	0,001	0,001	0,063

ES 2 793 323 T3

Cr	0,063	0,218	0,213	0,079
Ni	0,021	0,022	0,021	0,022
Al	0,036	0,036	0,038	0,045
S	0,0039	0,0038	0,0034	0,0043
P	0,005	0,005	0,005	0,005
Ti	0,012	0,012	0,011	0,012
Nb	0,013	0,014	0,013	0,014
V	0,001	0,001	0,001	0,031
Cu	0,008	0,008	0,008	0,011
N	0,0036	0,0032	0,0032	0,0044
T _s ¹ /°C	910	910	910	930
T _s ² /°C	980	980	980	980

5 Cuatro palanquillas del acero se templaron directamente después del laminado en caliente en un procedimiento a escala de laboratorio. Las palanquillas se endurecieron por recalentamiento-temple (usando agua) a las temperaturas de estabilización (T_s¹ o T_s²) que se muestran en la tabla, dos palanquillas a cada temperatura. Todas las palanquillas de acero 1-D estaban libres de defectos y grietas después del endurecimiento por temple. Tres de las cuatro palanquillas de acero 1-C estaban libres de defectos y grietas. Sin embargo, se produjo una pequeña grieta en una de las palanquillas de acero 1-C endurecido por temple de una temperatura de estabilización de 910°C. Los aceros restantes todos formaron grietas durante el endurecimiento por temple.

Los ensayos de dureza para determinar la dureza Vickers se llevaron a cabo según la norma SFS EN ISO 6507-1:2006 usando un DuraScan 80 como medidor de dureza.

10 La Figura 2 muestra la gráfica de dureza versus profundidad para una muestra de acero 1-A de 8 mm de grosor, con la dureza representada como dureza Vickers (Hv10), siendo mostrados los niveles correspondientes de dureza Rockwell C. Las medidas se tomaron cortando el acero en dos y midiendo la dureza en la cara de corte expuesta que es transversal del acero. La Figura 3 muestra una gráfica similar para el acero 1-B, mientras que la Figura 4 muestra una gráfica similar para el acero 1-C. Estas gráficas muestran que los aceros tienen una dureza
15 relativamente baja cuando se endurecen por temple a 910°C. El acero 1-B puede obtener una dureza razonable en la superficie cuando se endurece por temple a 980°C, aunque la dureza no se retiene en todo el grosor de la muestra. El acero 1-C obtiene una dureza similar en todo el grosor de la muestra, pero la dureza obtenida es de aproximadamente 600 Hv10 (55 HRC).

20 La figura 5 muestra la gráfica equivalente para el acero 1-D según la descripción. El gráfico muestra claramente valores de dureza significativamente más altos que se retienen en todo el grosor de la muestra. La Figura 6 muestra que se obtiene un resultado equivalente para una muestra de 12 mm de grosor.

25 La Figura 7 muestra la dureza Vickers a una profundidad de 2 mm para muestras de acero 1-D templado de T_s 980°C después de revenido a temperaturas de 150-600°C. El gráfico muestra que el acero muestra una buena retención de dureza durante el revenido, conservando valores de dureza Rockwell de > 55 HRC cuando se reviene a 200°C.

Los ensayos de impacto se llevaron a cabo según la norma ISO 148-1:2010 a una temperatura de + 20°C. El grosor de las muestras era de 8 mm (grosor de 6 mm teniendo en cuenta la muesca), y los valores dados a continuación se convirtieron a J/cm². Los resultados se muestran en la tabla a continuación:

Acero	T _s	s/mm	Muesca en V	J inicial	Media	Hv10	A _x (H _x = 0,125)
1-A	910	8	Sí	300	47	260	80

ES 2 793 323 T3

1-A	980	8	Sí	300	9	325	50
1-B	910	8	Sí	300	52	280	87
1-B	980	8	Sí	300	9	560	79
1-C	910	8	Sí	300	23	310	62
1-C	980	8	Sí	300	11	600	86
1-D	930	8	Sí	300	7,3	740	100
1-D	980	8	Sí	300	7,3	740	100

5 Los resultados muestran que el acero 1-D tiene una excelente tenacidad al impacto a ambas temperaturas de temple, mientras que los aceros restantes solo logran una buena tenacidad al impacto en el ensayo con muesca a la temperatura de temple más alta. El acero 1-D según la descripción logra valores de A_x en línea con los intervalos preferidos anteriores para cada valor de H_x . La resistencia al impacto del acero 1-D es relativamente baja, pero sigue siendo muy buena teniendo en cuenta la dureza. El revenido del acero reduce la dureza e incrementa la resistencia al impacto.

Ejemplo 2 - Escala total, laminado en tiras

Se produjeron aceros con composiciones similares a 1-D en una instalación (comercial) a gran escala. Las composiciones de acero y sus condiciones de laminado correspondientes se resumen en las siguientes tablas:

	2-D	3-D
C	0,4300	0,4140
Si	0,200	0,186
Mn	0,255	0,250
Mo	0,699	0,664
Cr	0,059	0,055
Ni	0,050	0,061
Al	0,034	0,034
S	0,006	0,0011
P	0,0070	0,0070
Ti	0,0130	0,0120
Nb	0,0130	0,0120
V	0,0400	0,0400
Cu	0,0140	0,0160
N	0,0028	0,0046
Ca	0,0018	0,0016

ES 2 793 323 T3

Acero	Temperatura de laminación en bruto (°C)	Temperatura de laminación de acabado (°C)	Temperatura de bobinado (°C)	R _{p0,2} Roll./Trav. (MPa)	R _m Roll./Trav. (MPa)
2-D	1085	890	725	436/437	680/654
2-D	1095	875	630	528/552	737/730
2-D	1085	890	720	431/447	682/673
3-D	1090	870	630	489/532	696/699
3-D	1090	890	720	407/451	644/660

Para mostrar la relación entre la dureza y la resistencia al impacto de los aceros endurecidos por recalentamiento-temple, palanquillas de acero (8 mm x 65 mm x 150 mm) de acero 2-D se calentaron en un horno de aire a 980°C durante 40 minutos y a continuación se templaron con agua. Los aceros resultantes se revenieron a continuación durante 120 minutos a varias temperaturas. La dureza y la resistencia al impacto de los aceros endurecidos y revenidos resultantes se muestran en las Figuras 7 y 8.

5

Estos valores se resumen en la siguiente tabla:

Temperatura de revenido (°C)	Hv10	Resistencia al impacto (J/cm ²)	A _x (H _x = 0,125)
-	650	23	104
175	615	37	114
300	510	39	103
400	445	59	115
500	405	74	125
600	400	77	127

Como se muestra en la tabla, el acero retiene el alto valor de A_x para todas las temperaturas de revenido, obteniéndose una combinación particularmente buena de valores para el revenido a 175°C.

Ejemplo 3

10 Se compararon varios aceros endurecibles por temple con la siguiente fórmula con el acero 2-D:

	51CrV4	38MnB5	42MnV7	2-D
C	0,52	0,396	0,395	0,4300
Si	0,233	0,183	0,159	0,200
Mn	0,828	1,27	1,67	0,255
Mo	0,010	0,001	0,007	0,699
Cr	0,911	0,207	0,050	0,059
Ni	0,044	0,034	0,046	0,050
Al	0,028	0,039	0,037	0,034
S	0,0025	0,0029	0,0069	0,006

ES 2 793 323 T3

P	0,010	0,013	0,010	0,0070
Ti	0,002	0,034	0,017	0,0130
Nb	0,002	0,001	0,001	0,0130
V	0,111	0,010	0,091	0,0400
Cu	0,055	0,006	0,023	0,0140
N	0,031	0,0014	0,0060	0,0028

Las muestras de estos aceros (5 mm de grosor, 8 mm de grosor para acero 2-D templado por agua) se endurecieron por recalentamiento-temple en varias condiciones, y la dureza resultante y la resistencia al impacto se resumen en la siguiente tabla:

Acero	Temp. de temple (°C)	Medio de temple	Dureza* (HV10)	Resistencia al impacto (J/cm ²)	A _x (H _x = 0,125)
51CrV4	1000	Aceite	704	5	93
38MnB5	1000	Aceite	603	13	88
42MnV7	1000	Aceite	621	10	88
42MnV7	1000	Agua	658	5	87
2-D*	980	Aceite	523	43	108
2-D**	980	Agua	650	23	104
2-D***	980	Agua	615	37	115

5 * Dureza media medida Hv10 a lo largo del grosor partiendo de 0,5 mm desde la superficie (1 mm desde la superficie para 42MnV7)

** muestra de 8 mm de grosor

*** muestra de 8 mm de grosor, revenida durante dos horas a 175°C

10 Los aceros 51CrV4 y ocasionalmente 38MnB5 no pudieron ser templados con agua con éxito debido a la formación de grietas de temple. Cuando se templaron con aceite, ambos aceros proporcionaron una buena dureza, pero relativamente poca resistencia al impacto.

El 42MnV7 se puede temprar con agua o con aceite, pero el acero resultante tiene una resistencia al impacto relativamente pobre. Además, el acero templado por agua tiene una alta tendencia a formar grietas.

15 El acero 2-D se puede temprar con agua o aceite para proporcionar un acero con una mejor combinación de dureza y resistencia al impacto. El revenido del acero templado reduce la dureza, pero aumenta la resistencia al impacto. No se observaron grietas inducidas por endurecimiento.

Ejemplo 4

20 Se hicieron varios blancos de 6 mm de grosor de acero 2-D que tienen dimensiones de 310 mm en la dirección de laminado (1010) y 300 mm en la dirección longitudinal. Para unir los bordes se cortaron por corte con llama (1020), y dos bordes por corte mecánico (1030). Se estamparon múltiples orificios de 20 mm de diámetro en las piezas de ensayo, cuatro orificios separados 20 mm en el centro formando un cuadrado y dos orificios a 10 mm de los bordes en las esquinas de los bordes cortados mecánicamente y los bordes cortados por llama, como se muestra en la Figura 9.

ES 2 793 323 T3

Los 18 blancos se calentaron durante 30 minutos a 980°C y se enfriaron usando agua en reposo a temperatura ambiente (aprox. 20-30°C). Se revinieron 9 muestras en 5 minutos a 175°C durante 2 horas. Las muestras se verificaron visualmente para detectar grietas después del temple y revenido opcional, sin que se detectaran grietas.

5 Después de cinco semanas, las muestras se inspeccionaron visualmente nuevamente, siendo verificados también ambos lados de las muestras mediante ensayos de partículas magnéticas. Nuevamente, no se detectaron grietas cuando se evaluó según la norma ISO 23278: 2015, Clase 2X.

REIVINDICACIONES

1. Un acero endurecible que consiste en la siguiente composición química, en términos de porcentaje en peso:

C	0,36-0,55%,
Mn	0,1-0,7%,
Si	0-0,7%,
Mo	0,2-1,9%,
Al	≤ 0,2% (sin incluir 0%),
Cr	opcionalmente ≤1%,
Ni	opcionalmente ≤1%,
Cu	opcionalmente ≤1%,
Nb	opcionalmente ≤0,1%,
Ti	opcionalmente ≤0,2%,
V	opcionalmente ≤0,2%,
B	opcionalmente ≤0,01%,
W	opcionalmente ≤1%, y
Co	opcionalmente ≤1%,

en donde

% de Mo ≥ % de Cr/2 (cuando está presente Cr),

5 % de Mo ≥ % de Mn/2, y

0,4 ≤ % de Mn + % de Cr + % de Mo ≤ 2

siendo el resto hierro, contenidos residuales e impurezas inevitables.

2. El acero endurecible de la reivindicación 1, en donde se utiliza C a niveles de 0,38-0,52%, preferentemente 0,40-0,50%.

10 3. El acero endurecible de la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en donde se utiliza Si a niveles de 0,01-0,5%, preferentemente 0,05-0,35%.

4. El acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, en donde se utiliza Mn a niveles de 0,10-0,50%, preferentemente 0,15-0,40%.

15 5. El acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, en donde se utiliza Cr a niveles de 0-0,5%, preferentemente 0-0,3%.

6. El acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, en donde se utiliza Mo a niveles de 0,2-1,5%, preferentemente 0,30-1,2%, más preferentemente 0,40-1,1%.

7. El acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, en donde

% de Mo ≥ % de Cr (cuando está presente Cr)

20 % de Mo ≥ % de Mn, y

0,4 ≤ % de Mn + % de Cr + % de Mo ≤ 2.

ES 2 793 323 T3

8. El acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, que tiene la siguiente composición:

Al	0,01-0,1%, preferentemente 0,01-0,06%,
Ti	opcionalmente 0,001-0,05%,
Nb	opcionalmente 0,001-0,05%,
V	opcionalmente $\leq 0,15\%$,
Cu	opcionalmente $\leq 0,1$,
Ni	opcionalmente $\leq 0,1$,
B	0-0,003%, preferentemente 0-0,0005%,
W	opcionalmente $\leq 0,2\%$,
Co	opcionalmente $\leq 0,2\%$,

en donde las impurezas inevitables incluyen:

P $\leq 0,020\%$, preferentemente $\leq 0,015\%$,

S $\leq 0,020\%$, preferentemente $\leq 0,010\%$,

5 N $\leq 0,006\%$,

H $\leq 0,0002\%$,

O $\leq 0,005\%$,

Ca $\leq 0,01$, y

REM $\leq 0,1\%$.

10 9. El acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, en donde el acero contiene Nb a niveles de 0,005-0,02%.

10. Un acero endurecible de cualquier reivindicación precedente, acero endurecido que comprende una región que satisface la siguiente ecuación:

$$V_J + (H_x * Hv10) > A_x$$

15 en donde

V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm² a 20°C,

Hv10 es la dureza Vickers,

$A_x = 95$, y

$H_x = 0,125$.

20 11. Un componente que consiste en el acero endurecible de cualquier reivindicación precedente y que comprende una región endurecida.

12. El componente de la reivindicación 11, en donde la dureza Vickers de la región endurecida es ≥ 630 Hv10, y la resistencia al impacto Charpy V de la región endurecida es ≥ 3 J/cm² a 20°C.

13. El componente de la reivindicación 11, en donde la región endurecida satisface lo siguiente:

25 $V_J + (H_x * Hv10) > A_x$

en donde

V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm² a 20°C,

ES 2 793 323 T3

Hv10 es la dureza Vickers,

$A_x = 95$, y

$H_x = 0,125$.

- 5 14. El componente de cualquiera de las reivindicaciones 11-13, en donde todo el componente consiste en una región endurecida, preferentemente en donde el componente tiene un grosor máximo de por lo menos 6 mm.
15. Un método para producir acero endurecido, que comprende las etapas de:
- a. proporcionar un componente formado a partir de un acero endurecible tal como se define en cualquiera de las reivindicaciones 1-10;
- 10 b. calentar por lo menos una región del componente a una temperatura (T_s) por encima de A_{c3} ;
- c. estabilizar la región calentada del componente a una temperatura por encima de A_{r3} y de hasta 1050°C durante un tiempo de estabilización (t_s) de 30 minutos o menos;
- d. templar dicha región a una temperatura por debajo de M_s usando un fluido de temple para formar una región endurecida; y
- e. opcionalmente revenir la región endurecida.
- 15 16. El método de la reivindicación 15, en donde la dureza Vickers de la región endurecida es ≥ 630 Hv10, y la resistencia al impacto Charpy V de la región endurecida es ≥ 3 J/cm² a 20°C .
17. El método de la reivindicación 15, en donde la región endurecida satisface lo siguiente:

$$V_J + (H_x * Hv10) > A_x$$

en donde

- 20 V_J es la resistencia al impacto Charpy V en J/cm² a 20°C ,
- Hv10 es la dureza Vickers,
- $A_x = 95$, y
- $H_x = 0,125$.

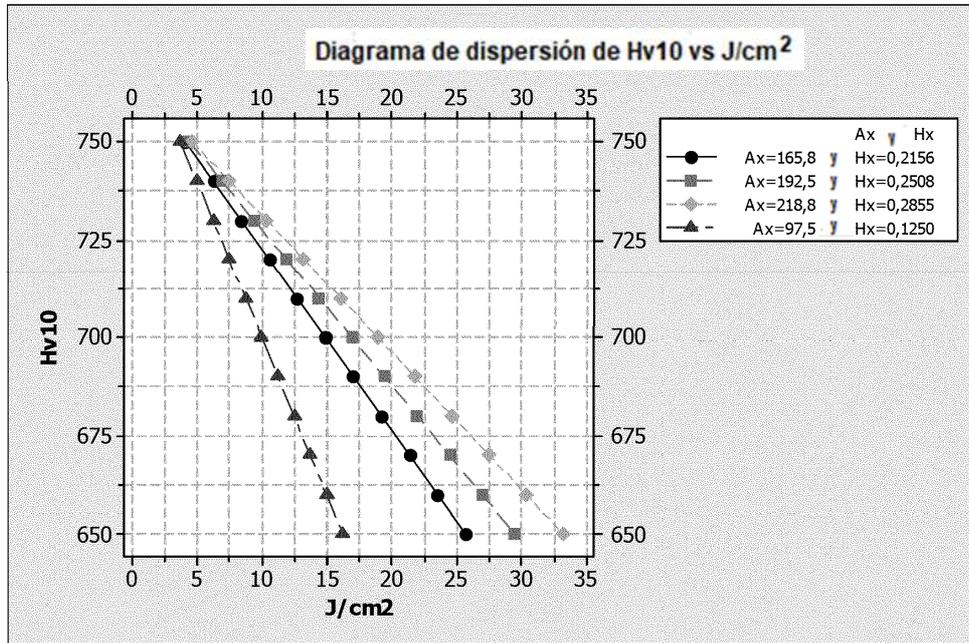


Fig. 1

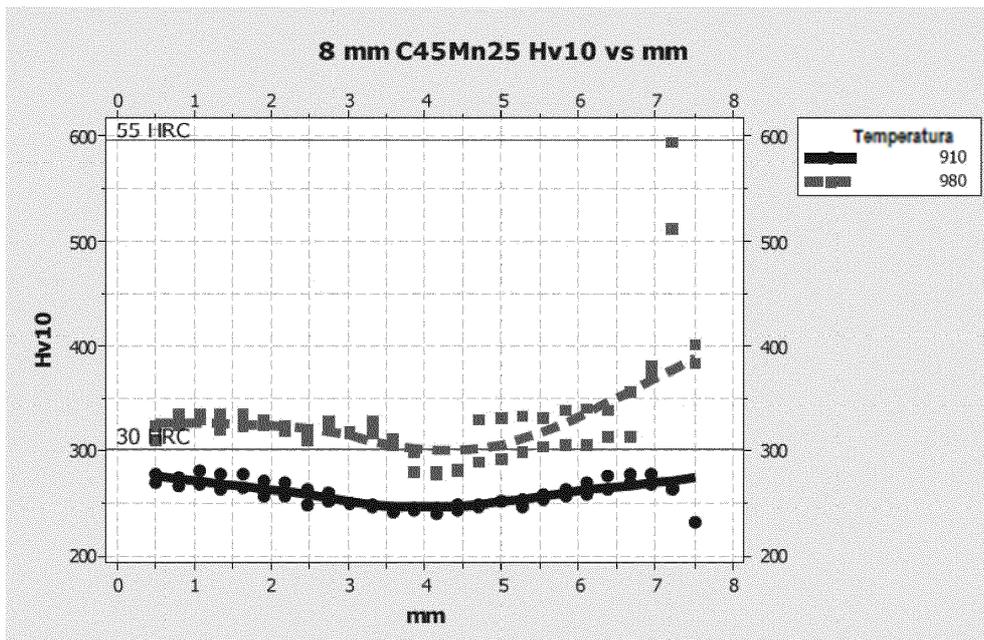


Fig. 2

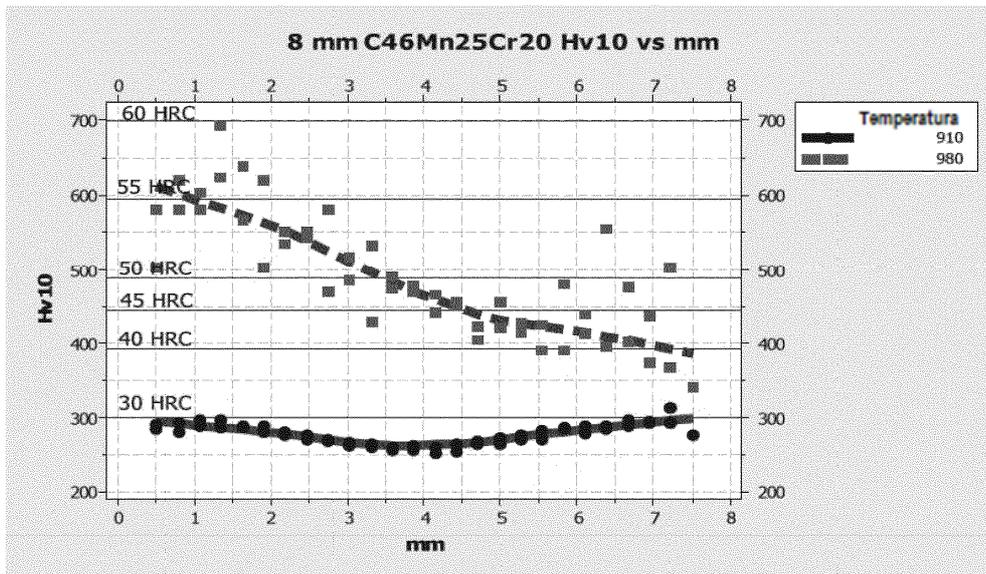


Fig. 3

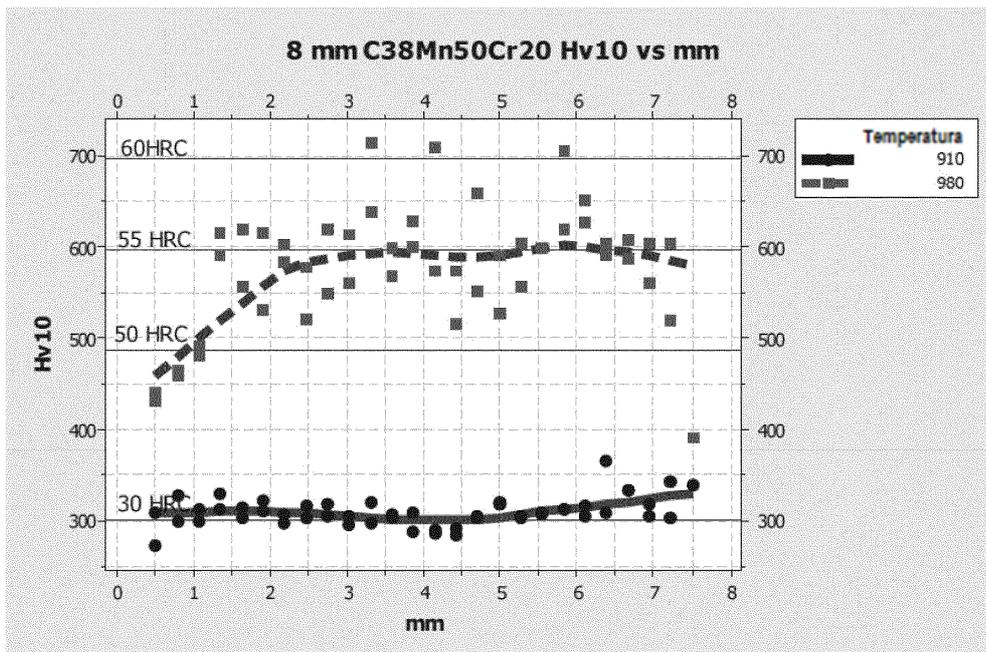


Fig. 4

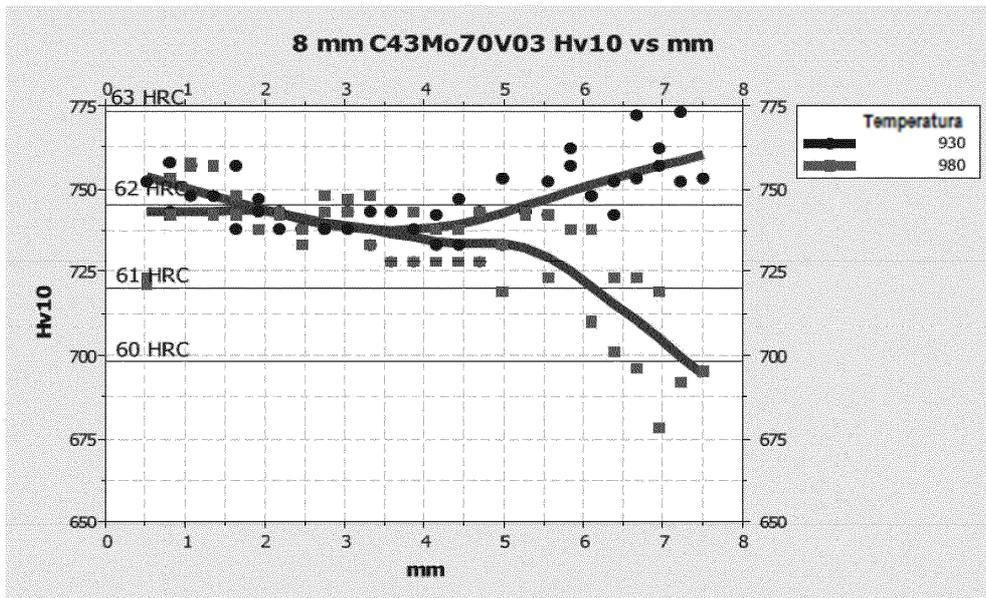


Fig. 5

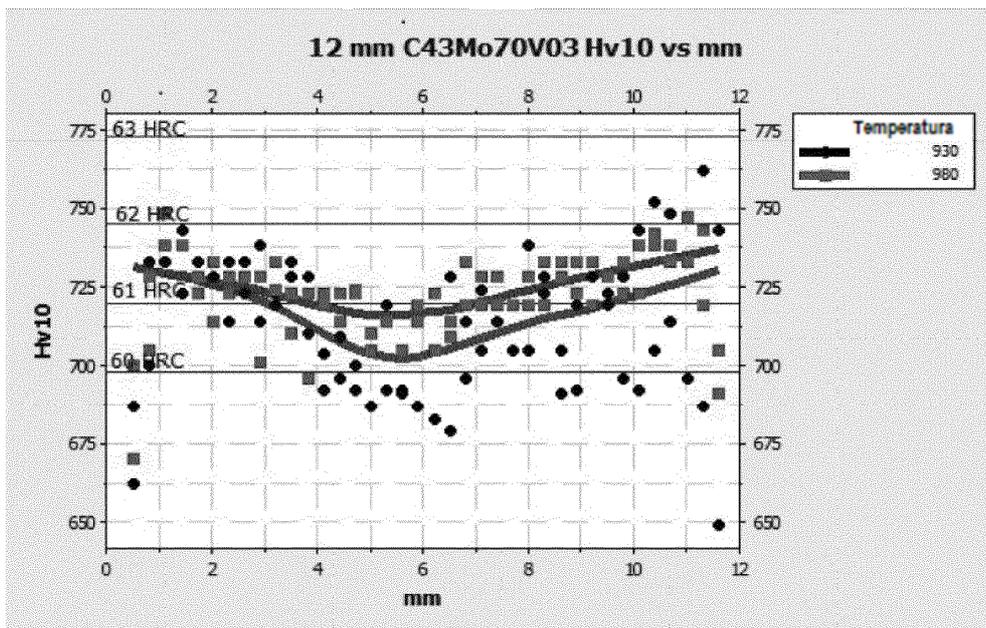


Fig. 6

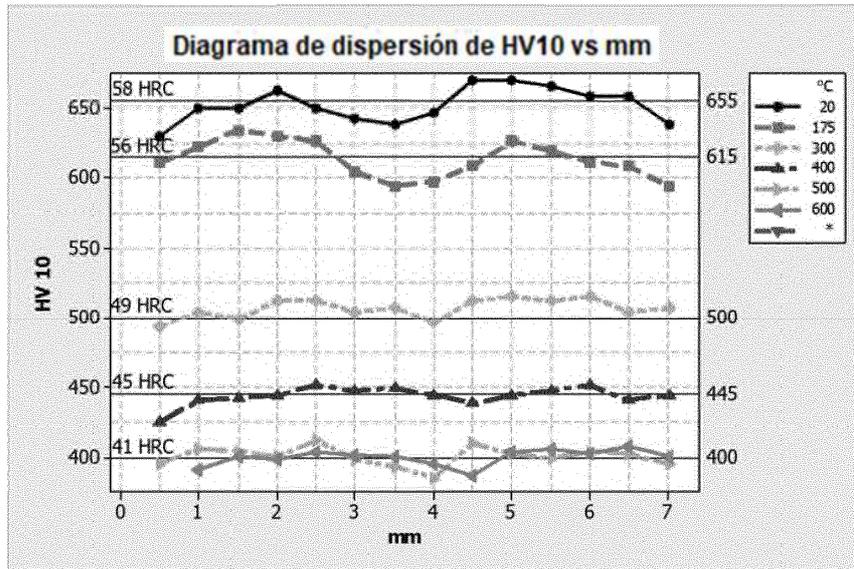


Fig. 7

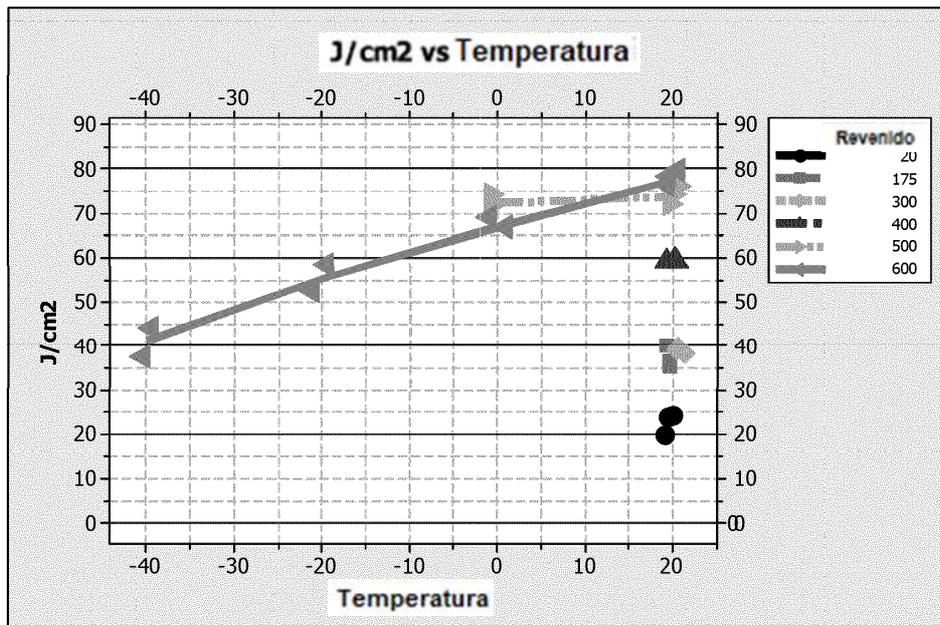


Fig. 8

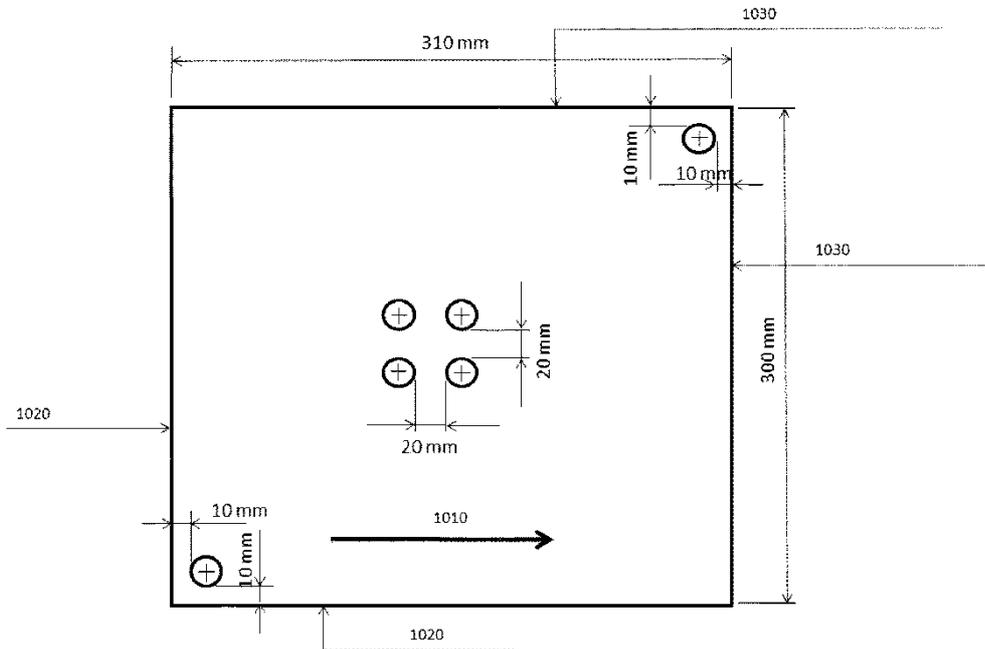


Fig. 9