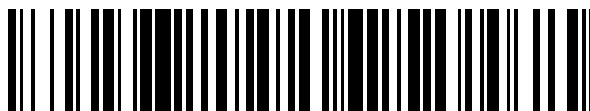


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 626 594**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)
H01M 4/88 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **08.07.2004 PCT/FR2004/001795**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.03.2005 WO05019483**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **08.07.2004 E 04767627 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.04.2017 EP 1649069**

54 Título: **Procedimiento de fabricación de láminas de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso, de alta resistencia, excelente tenacidad y aptitud para la conformación en frío, y láminas así producidas**

30 Prioridad:

22.07.2003 FR 0308953

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
25.07.2017

73 Titular/es:

**ARCELORMITTAL (100.0%)
24-26 Boulevard d'Avranches
1160 Luxembourg, LU**

72 Inventor/es:

**BOUZEKRI, MOHAMED;
FARAL, MICHEL y
SCOTT, COLIN**

74 Agente/Representante:

SALVA FERRER, Joan

ES 2 626 594 T3

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

DESCRIPCIÓN

Procedimiento de fabricación de láminas de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso, de alta resistencia, excelente tenacidad y aptitud para la conformación en frío, y láminas así producidas

5

[0001] La invención se refiere a la fabricación de láminas laminadas en caliente y en frío de aceros austeníticos de hierro-carbono-manganeso que presentan características mecánicas muy altas, y en particular una combinación de resistencia mecánica y de elongación a la rotura especialmente ventajosa, una excelente aptitud para la conformación y una resistencia elevada a la rotura en presencia de defectos o de concentración de esfuerzos.

10

[0002] Se sabe que algunas aplicaciones, en particular en el ámbito automovilístico, requieren un aligeramiento y una resistencia incrementados de las estructuras metálicas en caso de golpe, así como una buena aptitud para la embutición: para esto se necesita emplear materiales estructurales que combinan una resistencia elevada a la rotura y una gran capacidad para la deformación. En el caso de láminas laminadas en caliente, es decir, de grosor comprendido entre 0,6 y 10 mm, estas características se aprovechan para la fabricación de piezas de unión al suelo o de ruedas, de piezas de refuerzo tales como las barras anti-intrusión de puertas, o destinadas a vehículos pesados (camiones, autobuses). En el caso de láminas laminadas en frío (comprendido entre 0,2 mm y 4 mm), las aplicaciones persiguen la fabricación de largueros que absorben la energía de deformación o de soportes de motor o incluso de piezas de carrocería. Sin embargo, la resistencia a la rotura y la capacidad para la deformación son propiedades antagonistas, aun cuando en general no sea posible obtener valores muy elevados para una de las propiedades sin reducir drásticamente la otra. Sin embargo, se han realizado avances durante estos últimos años para intentar responder de modo óptimo a estas exigencias, en particular gracias al desarrollo de aceros llamados «TRIP» (Transformation Induced Plasticity): en un nivel de resistencia de 900 MPa, este tipo de aceros no permite sin embargo obtener una tasa de elongación superior al 25%. Si estas características pueden ser satisfactorias para un cierto número de aplicaciones, siguen siendo no obstante insuficientes en el caso en que se desee un aligeramiento adicional, y en condiciones de tensiones severas tales como las que se encuentran durante las colisiones automovilísticas.

15

20

25

30

[0003] Se conocen además aceros austeníticos Fe-C(O al 1,5%)-Mn(15 al 35%)-Cr(0 al 20%)-Al(0,1 al 10%)-Si(0 al 4%) que combinan una buena resistencia y una excelente ductilidad: El modo de deformación de estos aceros depende sólo de la energía de defecto de apilamiento («EDE»): entre estos modos, el maclado mecánico permite obtener una gran capacidad de endurecimiento. Al oponerse a la propagación de las dislocaciones, las maclas participan así en el aumento del límite de fluencia. El mecanismo de deformación por maclado se ve favorecido por el aumento de la energía de defecto de apilamiento, hasta un límite (aproximadamente 30 mJ/m²) por encima del cual el deslizamiento de las dislocaciones perfectas se convierte en el mecanismo de deformación dominante. La EDE aumenta con el contenido de carbono, en manganeso y en aluminio. La patente EP-0.573.641 describe un acero austenítico laminado en caliente o en frío, que comprende menos del 1,5% de C, el 15-35% de Mn, el 0,1-6% de aluminio, cuya resistencia es superior a 490 MPa y la elongación superior al 40% a temperatura ambiente.

35

40

[0004] Sin embargo, el laminado de este tipo de composiciones necesita precauciones especiales para evitar la formación de defectos.

45

[0005] Existe asimismo una necesidad no resuelta de disponer de láminas de acero que presentan combinaciones (resistencia-elongación a la rotura) todavía más favorables, limitando el contenido de elementos de aleación costosos.

[0006] El documento EP-1.067.203 describe un procedimiento de producción de bandas de aleación hierro-carbono-manganeso, según el cual: se vierte en una máquina de colada una banda fina de 1,5 a 10 mm de grosor directamente a partir de un metal líquido de composición en porcentajes ponderales: C comprendido entre el 0,001 y el 1,6%; Mn comprendido entre el 6 y el 30%; Si ≤ 2,5%; Al ≤ 6%; Cr ≤ 10% y con (Mn + Ni + As) ≤ 0,2%; (S + Se + Te) ≤ 0,5%; (V + Ti + Nb + B + Zr + tierras raras) ≤ 3%; (Mo + W) ≤ 0,5%; N ≤ 0,3%; Cu ≤ 5%, siendo el resto hierro e impurezas que proceden de la elaboración; se lamina en frío dicha banda a una tasa de reducción comprendida entre el 10 y el 90% en una o varias etapas; y se efectúa un templado de recristalización de dicha banda. La invención se refiere igualmente a una banda que puede ser producida por este procedimiento.

50

55

[0007] Además, la experiencia demuestra que a pesar de los valores favorables de elongación en tracción uniaxial, la conformación en frío (embutición, plegado más o menos complejo) puede plantear dificultades en

algunos casos.

- [0008]** Además, al incluir las piezas realizadas a partir de estas láminas muy a menudo zonas correspondientes a concentraciones de esfuerzos, existe una necesidad importante de disponer de aceros de tenacidad elevada, es decir, cuya resistencia a la rotura o al desgarro en presencia de defectos es importante, en particular en caso de tensión dinámica. Esta propiedad debe tenerse tanto más en consideración cuando las aplicaciones de estas clases de acero, por ejemplo en los automóviles, se refieren precisamente a zonas muy sometidas a tensión y/o a piezas de seguridad.
- 10 **[0009]** El objeto de la invención es así disponer de una lámina o de un producto de acero laminado en caliente o en frío, de fabricación económica, que presenta una resistencia superior a 900 MPa después del laminado en caliente, superior a 950 MPa y después del laminado en frío, una combinación resistencia-elongación a la rotura tal que el producto $P = \text{resistencia (expresado en MPa)} \times \text{elongación a la rotura (en \%)}$, sea superior a 45.000, fácilmente laminable en caliente, especialmente apto para la conformación en frío, y que presenta una tenacidad
15 muy aceptable en condiciones de tensión estática o dinámica.
- [0010]** Para este fin, la invención tiene por objeto una lámina laminada en caliente de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso cuya resistencia es superior a 900 MPa, cuyo producto (resistencia (MPa) x elongación a la rotura (%)) es superior a 45.000, cuya composición química comprende, con los contenidos expresados en peso:
20 $0,5\% \leq C \leq 0,7\%$, $17\% \leq Mn \leq 24\%$, $Si \leq 3\%$, $Al \leq 0,050\%$, $S \leq 0,030\%$, $P \leq 0,080\%$, $N \leq 0,1\%$, y opcionalmente, uno o varios elementos tales que $Cr \leq 1\%$, $Mo \leq 0,40\%$, $Ni \leq 1\%$, $Cu < 5\%$, $Ti \leq 0,50\%$, $Nb \leq 0,50\%$, $V \leq 0,50\%$, estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, siendo la fracción recristalizada del acero superior al 75%, siendo la fracción de superficie de carburos precipitados del acero inferior al 1,5%, siendo el tamaño medio del grano del acero inferior a 18 micrómetros.
25
- [0011]** La invención tiene igualmente por objeto una lámina laminada en caliente de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso cuya resistencia es superior a 900 MPa, cuyo producto (resistencia (MPa) x elongación a la rotura (%)) es superior a 60.000, cuya composición química comprende, con los contenidos expresados en peso:
30 o varios elementos tales que $Cr \leq 1\%$, $Mo \leq 0,40\%$, $Ni \leq 1\%$, $Cu < 5\%$, $Ti \leq 0,50\%$, $Nb \leq 0,50\%$, $V \leq 0,50\%$, estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, siendo la fracción recristalizada del acero igual al 100%, siendo la fracción de superficie de carburos precipitados del acero igual al 0%, siendo el tamaño medio del grano del acero inferior a 10 micrómetros.
- 35 **[0012]** La invención tiene igualmente por objeto un procedimiento de fabricación de una lámina laminada en caliente de acero hierro-carbono-manganeso según el cual se elabora un acero cuya composición química comprende, con los contenidos expresados en peso: $0,5\% \leq C \leq 0,7\%$, $17\% \leq Mn \leq 24\%$, $Si \leq 3\%$, $Al \leq 0,050\%$, $S \leq 0,030\%$, $P \leq 0,080\%$, $N \leq 0,1\%$, y opcionalmente, uno o varios elementos tales que $Cr \leq 1\%$, $Mo \leq 0,40\%$, $Ni \leq 1\%$, $Cu \leq 5\%$, $Ti \leq 0,50\%$, $Nb \leq 0,50\%$, $V \leq 0,50\%$, estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas
40 inevitables que proceden de la elaboración, se procede a la colada de un semiproducto a partir de este acero, se lleva el semiproducto de dicha composición de acero a una temperatura comprendida entre 1.100 y 1.300°C, se lamina el semiproducto hasta una temperatura de fin de laminado superior o igual a 890°C, se observa un tiempo entre dicho fin de laminado y un enfriamiento rápido posterior, de tal manera que el punto definido por dicho tiempo y dicha temperatura de fin de laminado se encuentra situado dentro de un área definida por el diagrama ABCD'E'F'A,
45 y preferentemente ABCDEFA, de la figura 1, se bobina la lámina a una temperatura inferior a 580°C.
- [0013]** Preferentemente, la colada del semiproducto se efectúa en forma de colada de bandas finas entre cilindros de acero.
- 50 **[0014]** Según otra característica preferida, se aplica en la lámina laminada en caliente, obtenida del bobinado, una deformación en frío con una tasa de deformación equivalente inferior o igual al 30%.
- [0015]** La invención tiene igualmente por objeto una lámina laminada en frío de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso cuya resistencia es superior a 950 MPa, cuyo producto resistencia (MPa) x elongación a la rotura (%) es superior a 45.000, cuya composición química comprende, con los contenidos expresados en peso:
55 $0,5\% \leq C \leq 0,7\%$, $17\% \leq Mn \leq 24\%$, $Si \leq 3\%$, $Al \leq 0,050\%$, $S \leq 0,030\%$, $P \leq 0,080\%$, $N \leq 0,1\%$, y opcionalmente, uno o varios elementos tales que $Cr \leq 1\%$, $Mo \leq 0,40\%$, $Ni \leq 1\%$, $Cu \leq 5\%$, $Ti \leq 0,50\%$, $Nb \leq 0,50\%$, $V \leq 0,50\%$, estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, siendo la fracción recristalizada de la estructura del acero superior al 75%, siendo la fracción de superficie de carburos

precipitados del acero inferior al 1,5%, siendo el tamaño medio de los granos de acero inferior a 6 micrómetros.

- [0016]** La invención tiene igualmente por objeto un procedimiento de fabricación de una lámina laminada en frío de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso, caracterizado porque se aprovisiona una lámina laminada en caliente obtenida según uno de los procedimientos descritos anteriormente, se efectúa al menos una etapa de laminado en frío seguido de un templado, consistiendo cada etapa en laminar en frío la lámina, templarla a una temperatura comprendida entre 600 y 900°C, durante un tiempo comprendido entre 10 y 500 segundos, seguido de un enfriamiento cuya velocidad es superior a 0,5°C/s, siendo el tamaño de grano austenítico antes de la última etapa de laminado en frío seguido de un templado, inferior a 18 micrómetros.
- [0017]** Preferentemente, en la lámina laminada en frío después del templado final, se efectúa una deformación en frío con una tasa de deformación equivalente inferior o igual al 30%.
- [0018]** La invención tiene igualmente por objeto el uso de una lámina laminada en caliente o en frío descrita anteriormente, o el uso de una lámina fabricada por medio de un procedimiento descrito anteriormente, para la fabricación de elementos de refuerzo sometidos a tensión en condiciones estáticas o dinámicas.
- [0019]** En el curso de la descripción ofrecida a continuación aparecerán otras características y ventajas de la invención, ofrecidas a modo de ejemplo y en referencia a las figuras anexas siguientes:
- La figura 1 presenta la influencia de la temperatura de fin de laminado en caliente y del tiempo entre el fin del laminado en caliente y el principio de un enfriamiento rápido posterior, en la fracción recristalizada después del bobinado.
- La figura 2 muestra la influencia de la fracción recristalizada en la deformación crítica a la rotura en el plegado.
- La figura 3 presenta la influencia de la temperatura de bobinado en la fracción de superficie de carburos precipitados.
- La figura 4 es una micrografía que ilustra un ejemplo de precipitado intergranular de carburos.
- La figura 5 ilustra la influencia de la fracción de superficie de carburos precipitados, a tamaño de granos constante, en el producto P (resistencia x elongación a la rotura).
- La figura 6 muestra la influencia del tamaño de grano austenítico medio en la resistencia de láminas de aceros Fe-C-Mn, en particular laminadas en caliente.
- La figura 7 ilustra la influencia de la deformación equivalente en la resistencia de una lámina de acero Fe-C-Mn laminada en frío.
- La figura 8 presenta la influencia del tamaño de grano austenítico medio en la resistencia de láminas, en particular laminadas en frío.
- La figura 9 ilustra la influencia del tamaño de grano austenítico medio en la energía de desgarro específico de láminas laminadas en frío.
- La figura 10 presenta la influencia del tamaño de grano austenítico medio en la energía de rotura Charpy de láminas laminadas en frío.
- La figura 11 ilustra la influencia del tamaño de grano austenítico medio en la deformación crítica a la fisuración en el plegado.
- La figura 12 presenta la profundidad máxima de embutición antes de la rotura en función del tamaño de grano austenítico medio.
- [0020]** Después de numerosos ensayos, los autores de la invención han demostrado que las diferentes exigencias referidas anteriormente pueden satisfacerse observando las condiciones siguientes:
- [0021]** En lo que se refiere a la composición química del acero, el carbono desempeña un papel muy importante en la formación de la microestructura: aumenta la EDE y favorece la estabilidad de la fase austenítica. En combinación con un contenido de manganeso comprendido entre el 17 y el 24% en peso, esta estabilidad se obtiene para un contenido de carbono superior o igual al 0,5%. Sin embargo, para un contenido de carbono superior al 0,7% se hace difícil evitar un precipitado de carburos que interviene en el curso de determinados ciclos térmicos de fabricación industrial, en particular durante el enfriamiento en el bobinado, y que degrada la ductilidad y la tenacidad.
- [0022]** El manganeso es asimismo un elemento indispensable para incrementar la resistencia, aumentar la energía de defecto de apilamiento y estabilizar la fase austenítica. Si su contenido es inferior al 17%, existe el riesgo de formación de fases martensíticas que reducen muy notablemente la capacidad para la deformación. Además, cuando el contenido de manganeso es superior al 24%, se degrada la ductilidad a temperatura ambiente. Además, en cuestión de costes, no es conveniente que el contenido de manganeso sea elevado.

[0023] El aluminio es un elemento especialmente eficaz para la desoxidación del acero. Como el carbono, aumenta la energía de defecto de apilamiento. Sin embargo, su presencia excesiva en aceros de alto contenido de manganeso presenta un inconveniente: en la práctica, el manganeso aumenta la solubilidad del nitrógeno en el hierro líquido, y si en el acero hay una cantidad de aluminio demasiado alta, el nitrógeno al combinarse con el aluminio precipita en forma de nitruros de aluminio, que obstaculizan la migración de las uniones de grano durante la transformación en caliente y aumentan muy notablemente el riesgo de la aparición de fisuras. Un contenido de Al inferior o igual al 0,050 % permite evitar un precipitado de AlN. De forma correlativa, el contenido de nitrógeno debe ser inferior o igual al 0,1% con el fin de evitar este precipitado y la formación de defectos de volumen (sopladuras) durante la solidificación.

[0024] El silicio es igualmente un elemento eficaz para desoxidar el acero así como para endurecimiento en fase sólida. Sin embargo, por encima de un contenido del 3%, tiende a formar óxidos no deseables durante ciertos procedimientos de ensamblado y debe mantenerse por debajo de este límite.

[0025] El azufre y el fósforo son impurezas que fragilizan las uniones de granos. Su contenido respectivo debe ser inferior o igual al 0,030 y el 0,080% con el fin de mantener una ductilidad en caliente suficiente.

[0026] El cromo y el níquel pueden usarse opcionalmente para aumentar la resistencia del acero por endurecimiento en solución sólida. Sin embargo, como el cromo disminuye la energía de defecto de apilamiento, su contenido debe ser inferior o igual al 1%. El níquel contribuye a obtener una elongación a la rotura importante, y aumenta en particular la tenacidad. Sin embargo, es también deseable, por motivos de coste, limitar el contenido de níquel a un contenido máximo inferior o igual al 1%. Por razones similares, el molibdeno puede añadirse en cantidad inferior o igual al 0,40%.

[0027] Asimismo, opcionalmente, una adición de cobre hasta un contenido inferior o igual al 5% es un medio de endurecer el acero por precipitado de cobre metálico. Sin embargo, por encima de este contenido, el cobre es responsable de la aparición de defectos de superficie en la lámina en caliente.

[0028] El titanio, el niobio y el vanadio son igualmente elementos que pueden usarse de manera opcional para obtener un endurecimiento por precipitado de los carbonitruros. Sin embargo, cuando el contenido de Nb o de V, o de Ti es superior al 0,50%, un precipitado excesivo de carbonitruros puede provocar una reducción de la tenacidad, lo cual debe evitarse.

[0029] La implementación del procedimiento de fabricación según la invención es la siguiente: se elabora un acero cuya composición se ha expuesto anteriormente. Esta elaboración puede seguirse de una colada en lingotes, o en modo continuo en forma de acero para chapa de grosor del orden de 200 mm. Se puede efectuar igualmente la colada en forma de acero para chapas finas, de varias decenas de milímetros de grosor. Naturalmente, aun cuando la presente descripción ilustra la aplicación de la invención para productos planos, puede aplicarse de la misma forma a la fabricación de productos largos de acero Fe-C-Mn.

[0030] Estos semiproductos colados se llevan en primer lugar a una temperatura comprendida entre 1.100 y 1.300°C. El objetivo es alcanzar en todos los puntos los ámbitos de temperatura favorables para las deformaciones elevadas que va a experimentar el acero durante el laminado. Sin embargo, la temperatura de recalentamiento no debe ser superior a 1.300°C, ya que estaría demasiado cerca de la temperatura de sólido que podría alcanzarse en algunas zonas segregadas de manganeso y/o de carbono, y provocar un principio de paso local por un estado líquido que sería nefasto para la conformación en caliente. Naturalmente, en el caso de una colada directa de acero para chapas finas, la etapa de laminado en caliente de estos semiproductos que empieza entre 1.300 y 1.100°C puede hacerse directamente después de la colada sin pasar por la etapa intermedia de recalentamiento.

[0031] Se lamina en caliente el semiproducto, por ejemplo para alcanzar un grosor de banda laminada en caliente de 2 a 3 milímetros. El bajo contenido de aluminio del acero según la invención permite evitar un precipitado excesivo de AlN que entorpecería la deformabilidad en caliente durante el laminado. Con el fin de evitar posibles problemas de fisuración por falta de ductilidad, la temperatura de fin de laminado debe ser superior o igual a 890°C.

[0032] Además, se sabe que las cadenas industriales incluyen dispositivos de enfriamiento rápido, por ejemplo por pulverización de agua, situados entre la última etapa de laminado en caliente y el bobinado. Estos dispositivos aceleran la velocidad de enfriamiento natural de los productos, de forma que la longitud de las cadenas industriales no sea excesiva.

5 [0033] En combinación con una temperatura de fin de laminado dada, los autores de la invención han demostrado, como indica la figura 1, que convenía respetar un tiempo mínimo entre el fin del laminado y el principio del enfriamiento rápido, con el fin de obtener una recristalización satisfactoria del producto laminado después del bobinado. Durante este tiempo, el producto experimenta un enfriamiento natural. Así, un tiempo mínimo de 12 s a 890°C, o de 4 s a 905°C permite obtener una recristalización total. Más en general, los parámetros (temperatura, tiempo mínimo) que se sitúan en el interior del dominio indicado ABCDEFA en la figura 1 conducen a una recristalización total en condiciones de productividad satisfactoria. Se obtiene una recristalización correspondiente a una fracción mínima del 75% cuando estas condiciones (temperatura, tiempo mínimo) se sitúan en el interior del dominio indicado ABCD'E'F'A. La figura 2 presenta la influencia de la fracción recristalizada en la deformación crítica ante la aparición de fisuras en el plegado. Una aptitud para el plegado elevada, y más en general una gran capacidad para la deformación, requiere valores de deformación crítica elevada, superiores al 50%. La figura 2 muestra que esto se obtiene cuando la fracción recristalizada después del laminado es superior al 75%.

15 [0034] Después del laminado, la banda debe ser bobinada a una temperatura tal que un precipitado de carburos (esencialmente cementita $(Fe,Mn)_3C$) no interviene significativamente, lo que conducirá, como se verá, a una disminución de ciertas propiedades mecánicas. La figura 3 ilustra la influencia de la temperatura de bobinado en la fracción de superficie de carburos precipitados. El precipitado de carburos interviene esencialmente en las uniones de granos austeníticos, como muestra la micrografía de la figura 4.

20 [0035] La figura 5 muestra la influencia de este precipitado en el producto P de la resistencia y de la elongación a la rotura después del laminado en caliente, de tamaño de granos constante. Los valores elevados de este parámetro expresan así una combinación de alta resistencia asociada a una ductilidad elevada. Con el fin de obtener un valor de P superior a 45.000 (MPa x %), es necesario que la fracción de superficie de carburos precipitados sea inferior al 1,5%. Este carácter nefasto del precipitado de carburos que se ejerce tanto en lámina laminada en caliente como en lámina laminada en frío y templada, es importante respetar este valor máximo admisible de precipitado en estas dos situaciones.

30 [0036] Según los resultados presentados en la figura 3, se observa que esta condición se cumple en el producto laminado en caliente cuando la temperatura de bobinado es inferior a 580°C.

35 [0037] Además, la figura 6 ilustra la influencia del tamaño medio de grano austenítico en la resistencia: en el caso de productos laminados en caliente, se ve así que el tamaño de grano no debe superar un valor de 18 micrómetros a riesgo de que el valor de la resistencia no sea inferior a 900 MPa.

40 [0038] Los autores de la invención han puesto asimismo de relieve que se obtienen propiedades mecánicas todavía más elevadas en las condiciones siguientes en producto laminado en caliente: la combinación simultánea de un tamaño de grano inferior a 10 micrómetros, de una fracción recristalizada igual al 100% y de una fracción de superficie de carburos precipitados igual al 0%, conduce a un valor del producto P ($R_m \times$ elongación a la rotura) superior a 60.000.

45 [0039] Se puede usar la banda laminada en caliente obtenida por el procedimiento descrito, o proceder a un laminado en frío posterior seguido de un templado. Esta etapa suplementaria permite obtener un tamaño de grano inferior al obtenido con la banda en caliente, y tiene así propiedades de resistencia más elevadas. Naturalmente, debe implementarse si se pretende obtener productos de grosor más fino, comprendidos normalmente entre 0,2 mm y 4 mm.

50 [0040] A partir de un producto laminado en caliente obtenido por el procedimiento descrito anteriormente, se efectúa un laminado en frío después de haber realizado en su caso un decapado previo de forma habitual.

[0041] Tras esta etapa de laminado, el grano está muy batido, y conviene efectuar un templado de recristalización: este tratamiento tiene como fin restaurar la ductilidad y disminuir simultáneamente la resistencia. El tratamiento térmico de templado debe así ajustarse de manera que se obtenga el par (resistencia-elongación a la rotura) deseado en la aplicación. Este templado se efectúa preferentemente de forma continua.

55 [0042] Este templado se efectúa a una temperatura de 600 a 900°C, durante 10 a 500 segundos, la velocidad de enfriamiento al final del mantenimiento debe ser suficientemente rápida, superior a 0,5°C/s, para evitar el precipitado de carburos. Partiendo de un tamaño medio de grano inicial inferior o igual a 18 micrómetros de producto laminado en caliente, estos parámetros permiten obtener un tamaño medio de granos comprendido entre 0,5 y 15

micrómetros en láminas laminadas en frío.

[0043] Según una realización en particular, se puede reducir el grosor por laminado en frío, no en una única etapa de laminado, sino en dos etapas o más, de manera que cada una de las etapas de laminado se sigue de un templado. El tamaño del grano que precede a la última etapa de laminado y de templado no debe ser superior a 18 micrómetros, a riesgo de que la resistencia y la capacidad para la deformación del producto final no se reduzcan.

[0044] Por los mismos motivos que los expuestos para las láminas laminadas en caliente, las láminas laminadas en frío deben presentar una fracción recristalizada suficiente, superior al 75% para obtener una deformabilidad satisfactoria durante la conformación en frío.

[0045] Al igual que para las láminas laminadas en caliente, la fracción de superficie de carburos precipitados debe ser inferior al 1,5% para que el producto P (Rm x elongación a la rotura) sea superior a 45.000 (MPa x %).

[0046] Las láminas de acero obtenidas después del laminado en caliente o en frío por el procedimiento según la invención se caracterizan por una excelente ductilidad. Teniendo en cuenta la gran reserva de plasticidad, se puede buscar la obtención de valores de resistencia todavía más elevados al coste de una ligera pérdida de ductilidad: a partir de una lámina laminada en caliente, obtenida del bobinado, o laminada en frío y templada según el procedimiento descrito anteriormente, se aplica a ésta una deformación en frío suplementaria después del templado final, por ejemplo por laminación ligera en superficie, cepillado bajo tracción en flexión alterna, estirado simple o cualquier otro procedimiento conveniente. La figura 7 indica la influencia de la deformación equivalente en la resistencia: en un gran dominio, la influencia de la deformación es relativamente lineal: en promedio, el 1% de deformación permite aumentar la resistencia en 10 MPa. Sin embargo, cuando la deformación suplementaria es superior al 30%, la ductilidad inicial del producto se reduce de manera excesiva, y conviene no superar este umbral.

[0047] Como muestra la figura 8, un tamaño medio de granos en lámina laminada en frío inferior a 6 micrómetros permite obtener una resistencia superior a 950 MPa.

[0048] A modo de ejemplo, los resultados siguientes mostrarán otras ventajas conferidas por la invención, en particular en lo que se refiere a la capacidad para la deformación con o sin presencia de un defecto, en modo de tensión estática o dinámica.

Ejemplo 1:

[0049] Se ha elaborado un acero de la composición siguiente (contenidos expresados en porcentaje ponderal): C: 0,6%, Mn: 22%, Si: 0,2%. Se ha recalentado un semiproducto a 1.185°C, se ha laminado en caliente hasta una temperatura de 965°C para alcanzar un grosor de 3,6 mm. Se ha observado un tiempo de espera de 3,5 s antes del enfriamiento. El bobinado se ha efectuado a una temperatura inferior a 450°C. Estas condiciones de fabricación, designadas como «I» en la tabla 1 mostrada a continuación corresponden a la invención. El tamaño medio de grano así obtenido es de 9,5 micrómetros, con la estructura recristalizada al 100%, la fracción de carburos igual al 0%. Las características mecánicas estáticas obtenidas en esta lámina laminada en caliente son especialmente elevadas: Resistencia: 1.012 MPa. Elongación a la rotura: 65,4%. Producto P: 66.184.

[0050] Partiendo de esta misma composición, se ha realizado un esquema termomecánico que no corresponde a las condiciones de la invención, y que conduce a una fracción de superficie de carburos precipitados superior al 1,5% (condición designada como «R3»).

[0051] Se ha comparado igualmente el acero según la invención con un acero laminado en caliente de referencia designada «R4» cuyo nivel de resistencia es muy comparable: se trata de un acero TRIP («Transformation Induced Plasticity») de estructura compleja (ferrita, bainita, austenita, martensita). Este acero tiene la composición siguiente (contenidos en % ponderal): C: 0,20, Mn: 1, 7, Si: 1,6, S: 0,003, P: 0,080, Al: 0,050, Cu, Cr, Ni, Mo, N: 0,001.

[0052] Se han efectuado ensayos de rotura dinámica en probetas de tipo Charpy V de grosor reducido (e = 3 mm) a temperaturas de +20 y de -60°C. Los resultados de estos ensayos se presentan en la tabla 1.

Tabla 1: Resultados de ensayos Charpy V en láminas laminadas en caliente

Designación	Energía de rotura Charpy a +20°C (Julios)	Energía de rotura Charpy a -60°C (Julios)

Invencción	I	44	36
Referencia	R3	33	29
	R4	25	9

[0053] El acero según la invención presenta características de tenacidad claramente superiores a las de los aceros de referencia. Esta superioridad se manifiesta a temperatura ambiente, así como en condiciones rigurosas de tensión a muy baja temperatura. Así pues resuelve perfectamente el problema de obtención de una muy buena tenacidad en condiciones dinámicas

Ejemplo 2:

[0054] Se han elaborado aceros cuya composición figura en la tabla 2 mostrada a continuación (composiciones expresadas en porcentaje ponderal). Además de los aceros I1 e I2, se ha indicado a modo de comparación la composición de aceros de referencia: Se trata de aceros Dual Phase (R1), o TRIP («Transformation Induced Plasticity») (R2) cuyo nivel de resistencia (1.000 MPa) se encuentra en una gama comparable.

[0055] Los semiproductos de aceros I1 e I2 se han recalentado a 1.200°C, se han laminado en caliente hasta una temperatura de 920°C para llevarlos hasta un grosor de 3 mm, y, tras un tiempo de espera de 10 segundos antes del enfriamiento, se han bobinado a la temperatura de 450°C. El tamaño medio de grano obtenido en estas condiciones es de 10 micrómetros. La estructura está totalmente recristalizada, sin carburos precipitados.

Tabla 2: Composición de los aceros

Acero	C	Mn	Si	S	P	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	N
I1	0,61	21,5	0,49	0,001	0,016	0,003	0,02	0,053	0,044	0,009	0,01
I2	0,68	22,8	0,17	0,001	0,004	0,005	0,005	0,005	0,005	0,01	0,003
R1	0,19	1,9	0,33	0,003	0,03	0,025	0,019	0,02		0,09	
R2	0,20	1,7	1,6	0,003	0,080	0,050	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001

[0056] A continuación el acero I1 se ha laminado en frío, y se ha templado en condiciones que producen diferentes tamaños de grano austenítico comprendido entre 3 a 100 micrómetros. La tabla 3 resume las condiciones de templado y de recristalización (condiciones a) a d)), y la tabla 4 las características mecánicas de tracción: resistencia, elongación a la rotura y producto P (resistencia x elongación a la rotura) obtenidas en estas condiciones.

[0057] En la condición de fabricación b), el tamaño de grano que precede al laminado en frío y el templado a 800°C es de 100 micrómetros.

[0058] Se mencionará que una tasa de reducción con laminado en frío del 66% asociado a un templado de 650°C durante 1 segundo solo conduce a una recristalización parcial del 45%. El tamaño de grano de la fracción recristalizada es muy disperso y varía de 1 a 10 micrómetros.

[0059] El acero I2 se ha laminado igualmente en frío con una tasa del 55% de templado a 700°C durante 120 segundos, y se ha enfriado al aire, a una velocidad superior a 0,5°C/s (condición e), tabla 3). Se obtiene así un tamaño medio de grano de 1,5 micrómetros y una fracción de superficie de carburos precipitados del 1%.

[0060] Partiendo de la condición e), un tratamiento térmico posterior con un mantenimiento a 850°C durante 60 segundos seguido de un enfriamiento en agua (condición f), tabla 3) permite reducir esta fracción de carburos precipitados sin aumento de tamaño excesivo de los granos.

Tabla 3: Condiciones de laminado en frío y de templeado

Acero		Tamaño medio de granos Microestructura	Tasa de laminado en frío (%)	Temperatura de templeado (°C)	Tiempo de templeado (s)
I1	a)*	3 micrómetros	60	700	120
	b)	15 micrómetros	16	800	240
	c)	100 micrómetros	50	1200	180
	d)	Recristalización: 45%	66	650	1
I2	e)*	1,5 micrómetros con carburos	55	700	120 s + ref. lento
	f)*	4 micrómetros	55 + 5	700 + 850	120 s + ref. lento + 60 s + ref. Agua

*: según la invención

Tabla 4: Características mecánicas de tracción obtenidas

Acero	Condiciones	Tamaño medio de granos Microestructura	Resistencia(MPa)	Elongación a la rotura (%)	P = RmxA (MPax%)
I1	a)*	3 micrómetros	1.130	55	62.150
	b)	15 micrómetros	950	30	28.500
	c)	100 micrómetros	850	40	34.000
	d)	Recristalización: 45%	1.200	25	30.000
I2	e)*	1,5 micrómetros con el 1% de carburos	1.100	50	55.000
	f)*	4 micrómetros	1.070	50	53.500

5 *: según la invención

[0061] Las condiciones de fabricación a) del acero corresponden a las de la invención, y se traducen en valores elevados de resistencia y del parámetro P. En la condición b), el tamaño de grano de 100 micrómetros antes de laminado en frío supera el tamaño de grano de 18 micrómetros mencionado anteriormente, y el tamaño de grano final (15 micrómetros) es superior al tamaño de grano de 6 micrómetros también mencionado anteriormente. En la condición c), el tamaño de grano de 100 micrómetros en lámina laminada en frío es asimismo excesivo. Por consiguiente, las condiciones b) y c) conducen a valores no satisfactorios del parámetro P o de la resistencia.

[0062] La condición d) corresponde a una situación en que la recristalización es insuficiente (fracción recristalizada: 45%, inferior al valor del 75% mencionado anteriormente), lo que se traduce en un bajo valor del parámetro P.

[0063] En el caso del acero 12, las condiciones de fabricación e) se asocian a un tamaño de grano fino de 1,5 micrómetros, y a una cantidad de carburos precipitados inferior al 1,5%. Al igual que para el acero f), el fino tamaño de grano se traduce en valores elevados de resistencia y del parámetro P.

[0064] Además, se han realizado ensayos de resistencia al desgarro en probetas de tipo «CT» (Compact Tension Test) de 36 x 55 mm² que incluyen un corte inicial de una profundidad de 8 mm. Los ensayos se efectúan a temperatura ambiente, e incluyen un registro del esfuerzo y del desplazamiento. La energía de resistencia al desgarro de los diferentes aceros, evaluada por el área bajo la curva del diagrama (fuerza-desplazamiento), se compara con la superficie de rotura de manera que se evalúa una energía específica de desgarro. La figura 9 indica que los aceros de tamaño de grano reducido, sin carburos precipitados, recristalizados, presentan las mejores características de resistencia al desgarro. Para un tamaño de grano semejante, un precipitado del 1% de carburos reduce la tenacidad en aproximadamente una tercera parte. Se observa asimismo una resistencia al desgarro muy inferior cuando el tamaño medio de grano aumenta hasta 100 micrómetros, o cuando la recristalización es muy insuficiente.

[0065] La figura 9 pone asimismo de relieve el hecho de que las láminas fabricadas según la invención ofrecen mejores características de tenacidad que los aceros de referencia R1 o R2, ya que, a resistencia equivalente, la resistencia al desgarro es de dos a tres veces superior a la de estos aceros.

[0066] Además, se han realizado ensayos de rotura dinámica en probeta de tipo Charpy V de grosor reducido (e = 1 a 1,3 mm) en una gama comprendida entre 20 y -100°C. No se ha constatado ninguna disminución de la energía de rotura a bajas temperaturas. Para diferentes condiciones de laminado en frío y de templeado del acero I1, la evolución de la energía de rotura con el tamaño de granos se indica en la figura 10. De forma semejante a lo que

se había observado en el desgarró estático, un tamaño de granos demasiado elevado o una recristalización insuficiente reducen la energía de rotura. A modo de comparación, se han llevado igualmente los valores de energía de rotura a 20 o -20°C del acero R2 anterior: se observará que los aceros de granos finos de la invención permiten obtener valores de tenacidad en condiciones dinámicas superiores a las de este acero de referencia. Además, como se ha mencionado antes, los aceros según la invención son prácticamente insensibles a las variaciones de temperatura, al contrario que los aceros de referencia que presentan una temperatura de transición dúctil-frágil. Así, incluso en caso de golpes muy importantes (temperaturas de servicio muy bajas, velocidades de deformación importantes) el uso de aceros de la invención permite prevenir el riesgo de una rotura brusca.

10 **[0067]** Además de la capacidad de resistencia a la rotura al corte, los aceros de la invención presentan una gran aptitud para conformación de cara a la fabricación de piezas más o menos complejas. La figura 11 indica la aptitud al plegado del acero I1, en las diferentes condiciones de fabricación expuestas en la tabla 3, es decir, para un tamaño medio de grano que varía de 3 a 100 micrómetros. Como se ha visto anteriormente, además de la ventaja de alcanzar una resistencia superior a 950 MPa, un tamaño medio de granos inferior a 6 micrómetros permite
15 igualmente obtener una excelente capacidad para la deformación por plegado. De nuevo, una recristalización insuficiente conduce a resultados inferiores.

[0068] La figura 12 ilustra igualmente el interés de los aceros laminados en frío y templados según la invención en el caso de deformaciones complejas tales como las que se encuentran durante los ensayos de embutición mediante una herramienta en forma de cruz que impone tensión al material en expansión y en recalado. Los ensayos se realizan en troquel de dimensión 300 x 300 mm², con una herramienta de una altura de 60 mm. La figura 12, que ilustra la profundidad de embutición máxima antes de la rotura, indica que los aceros según la invención, de tamaño de grano reducido, presentan características muy superiores a las de los aceros de referencia R1 y R2.
25

[0069] Así, para una resistencia igual, los aceros según la invención ofrecen una capacidad de deformación muy superior a los aceros Dual Phase o «TRIP» convencionales, y una mayor tenacidad. Para una misma deformación, su nivel de resistencia es muy superior. En el caso de su uso en la industria automovilística, contribuyen a una reducción muy eficaz del peso de los vehículos, a la vez que aumentan la seguridad en caso de
30 colisión. Las láminas de aceros laminadas en caliente o laminadas en frío según la invención se usarán así con utilidad para la fabricación de piezas de refuerzo que necesitan características mecánicas muy elevadas en condiciones de tensión estáticas o dinámicas.

REIVINDICACIONES

1. Lámina laminada en caliente de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso cuya resistencia es superior a 900 MPa, en cuyo producto (resistencia (MPa) x elongación a la rotura (%)) es superior a 45.000, cuya composición química comprende,

con los contenidos expresados en peso:

- 0,5% ≤ C ≤ 0,7%
- 10 17% ≤ Mn ≤ 24%
- Si ≤ 3%
- Al ≤ 0,050%
- S ≤ 0,030%
- P ≤ 0,080%
- 15 N ≤ 0,1%

y opcionalmente, uno o varios elementos tales que

- Cr ≤ 1%
- 20 Mo ≤ 0,40%
- Ni ≤ 1%
- Cu ≤ 5%
- Ti ≤ 0,50%
- Nb ≤ 0,50%
- 25 V ≤ 0,50%,

estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, siendo la fracción recristalizada del acero superior al 75%, siendo la fracción de superficie de carburos precipitados del acero inferior al 1,5%, siendo el tamaño medio del grano del acero inferior a 18 micrómetros.

30

2. Lámina laminada en caliente de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso según la reivindicación 1 cuya resistencia es superior a 900 MPa, cuyo producto (resistencia (MPa) x elongación a la rotura (%)) es superior a 60.000, cuya composición química comprende, con los contenidos expresados en peso:

- 35 0,5% ≤ C ≤ 0,7%
- 17% ≤ Mn ≤ 24%
- Si ≤ 3%
- Al ≤ 0,050%
- S ≤ 0,030%
- 40 P ≤ 0,080%
- N ≤ 0,1%

y opcionalmente, uno o varios elementos tales que

- 45 Cr ≤ 1%
- Mo ≤ 0,40%
- Ni ≤ 1%
- Cu ≤ 5%
- Ti ≤ 0,50%
- 50 Nb ≤ 0,50%
- V ≤ 0,50%,

estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, siendo la fracción recristalizada del acero igual al 100%, siendo la fracción de superficie de carburos precipitados del acero igual al 0%, siendo el tamaño medio del grano del acero inferior a 10 micrómetros.

55

3. Procedimiento de fabricación de una lámina laminada en caliente de acero hierro-carbono-manganeso según el cual

- se elabora un acero cuya composición química comprende, con los contenidos expresados en peso:

$0,5\% \leq C \leq 0,7\%$
 $17\% \leq Mn \leq 24\%$

5 Si $\leq 3\%$

Al $\leq 0,050\%$
S $\leq 0,030\%$
P $\leq 0,080\%$
N $\leq 0,1\%$

10

y opcionalmente, uno o varios elementos tales que

Cr $\leq 1\%$
Mo $\leq 0,40\%$

15 Ni $\leq 1\%$

Cu $\leq 5\%$
Ti $\leq 0,50\%$
Nb $\leq 0,50\%$
V $\leq 0,50\%$,

20

estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración,

- se procede a la colada de un semiproducto a partir de este acero

- se lleva dicho semiproducto de dicha composición de acero a una temperatura comprendida entre 1.100 y 1.300°C,

25 - se lamina dicho semiproducto hasta una temperatura de fin de laminado superior o igual a 890°C,

- se observa un tiempo entre dicho fin de laminado y un enfriamiento rápido posterior, de tal manera que el punto definido por dicho tiempo y dicha temperatura de fin de laminado se encuentra situado dentro de un área definida por el diagrama ABCD'E'F'A, y preferentemente ABCDEFA, de la figura 1

- se bobina dicha lámina a una temperatura inferior a 580°C.

30

4. Procedimiento según la reivindicación 3, **caracterizado porque** la colada de dicho semiproducto se efectúa en forma de colada de bandas finas entre cilindros de acero.

5. Procedimiento de fabricación según la reivindicación 3 o 4 **caracterizado porque** se aplica, en dicha
35 lámina laminada en caliente, obtenida de dicho bobinado, una deformación en frío con una tasa de deformación equivalente inferior o igual al 30%.

6. Lámina laminada en frío de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso cuya resistencia es superior a 950 MPa, cuyo producto resistencia (MPa) x elongación a la rotura (%) es superior a 45.000, cuya
40 composición química comprende, con los contenidos expresados en peso:

$0,5\% \leq C \leq 0,7\%$
 $17\% \leq Mn \leq 24\%$

Si $\leq 3\%$

45 Al $\leq 0,050\%$

S $\leq 0,030\%$
P $\leq 0,080\%$
N $\leq 0,1\%$

50 y opcionalmente, uno o varios elementos tales que

Cr $\leq 1\%$
Mo $\leq 0,40\%$

Ni $\leq 1\%$

55 Cu $\leq 5\%$

Ti $\leq 0,50\%$
Nb $\leq 0,50\%$
V $\leq 0,50\%$,

estando el resto de la composición constituido por hierro e impurezas inevitables que proceden de la elaboración, siendo la fracción recristalizada de la estructura del acero superior al 75%, siendo la fracción de superficie de carburos precipitados del acero inferior al 1,5%, siendo el tamaño medio de los granos de acero inferior a 6 micrómetros.

5

7. Procedimiento de fabricación de una lámina laminada en frío de acero austenítico de hierro-carbono-manganeso, **caracterizado porque**

- Se aprovisiona una lámina laminada en caliente obtenida por el procedimiento según la reivindicación 3 ó 4,
- 10 - Se efectúa al menos una etapa de laminado en frío seguida de un templado, consistiendo cada etapa en:

- Laminar en frío dicha lámina

- Efectuar un templado a una temperatura comprendida entre 600 y 900°C, durante un tiempo comprendido entre 10 y 500 segundos, seguido de un enfriamiento cuya velocidad es superior a 0,5°C/s,

- 15 - siendo el tamaño de grano austenítico antes de la última etapa de laminado en frío seguido de un templado inferior a 18 micrómetros.

8. Procedimiento de fabricación de una lámina laminada en frío según la reivindicación 7 **caracterizado porque** se efectúa, después del templado final, una deformación en frío con una tasa de deformación equivalente

20 inferior o igual al 30%

9. Uso de una lámina según una cualquiera de las reivindicaciones 1, 2 ó 6, para la fabricación de elementos de refuerzo sometidos a tensión en condiciones estática o dinámica.

- 25 10. Uso de una lámina fabricada por medio de un procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 3, 4, 5, 7 ó 8, para la fabricación de elementos de refuerzo sometidos a tensión en condiciones estática o dinámica.

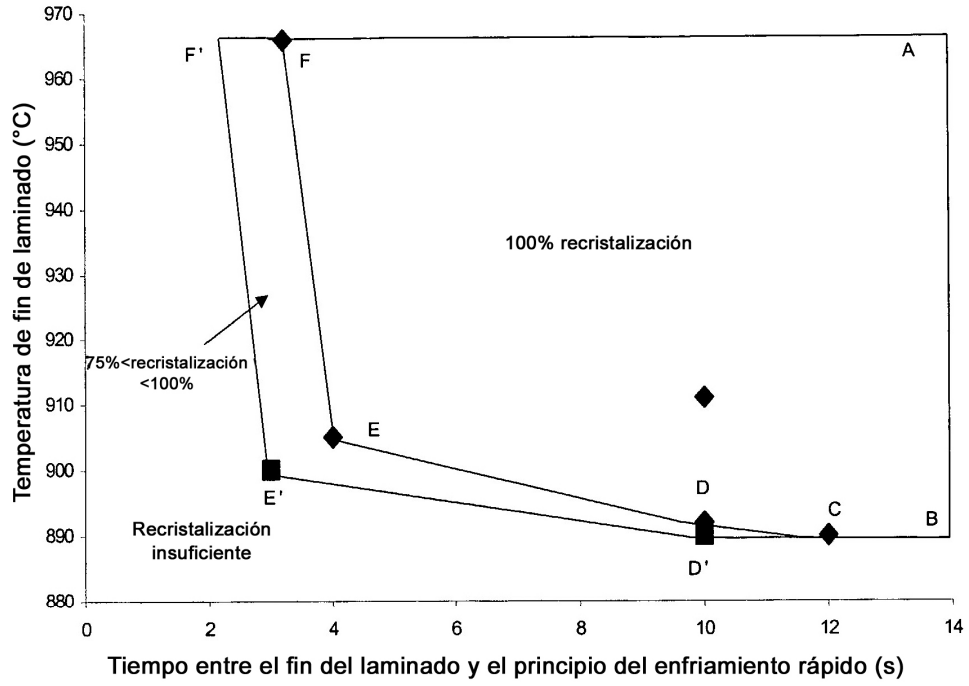


Figura 1

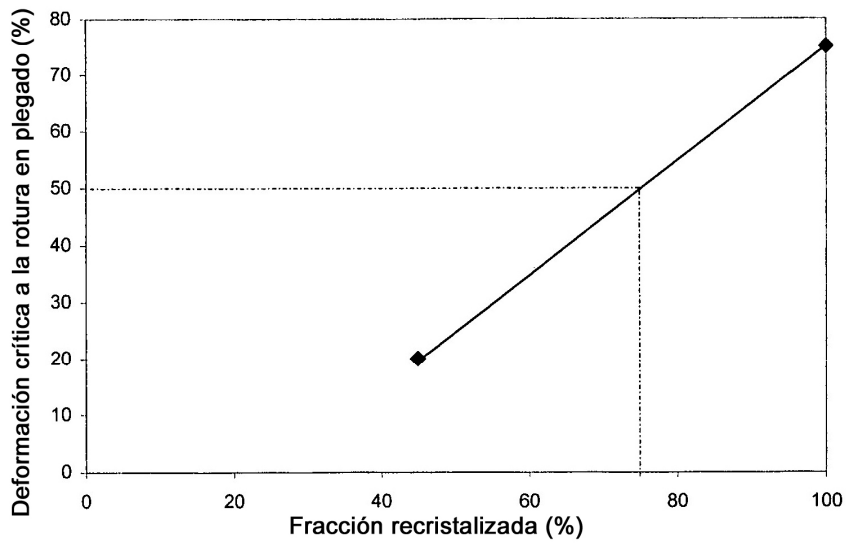


Figura 2

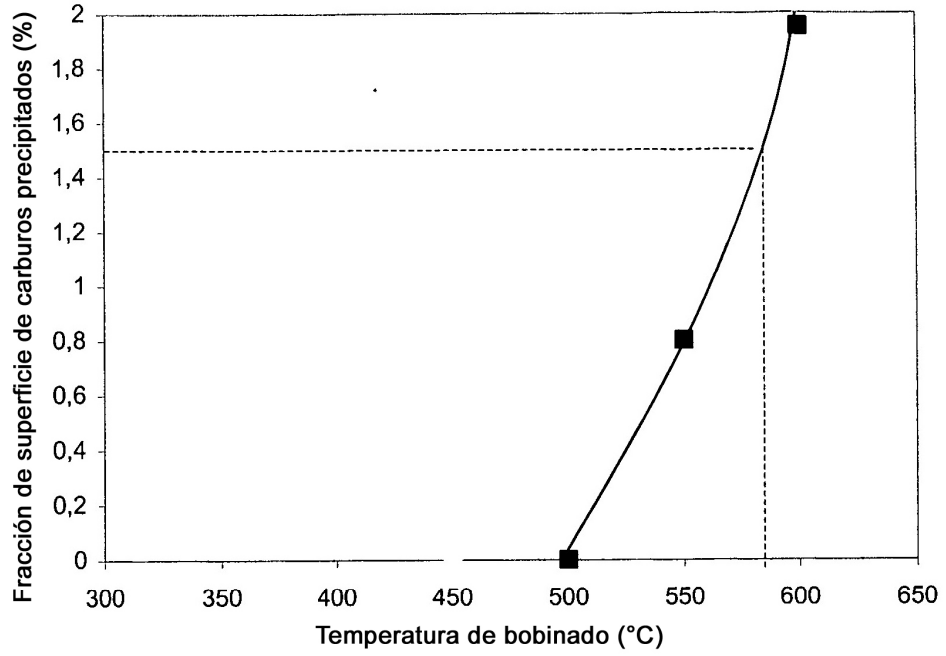


Figura 3



Figura 4

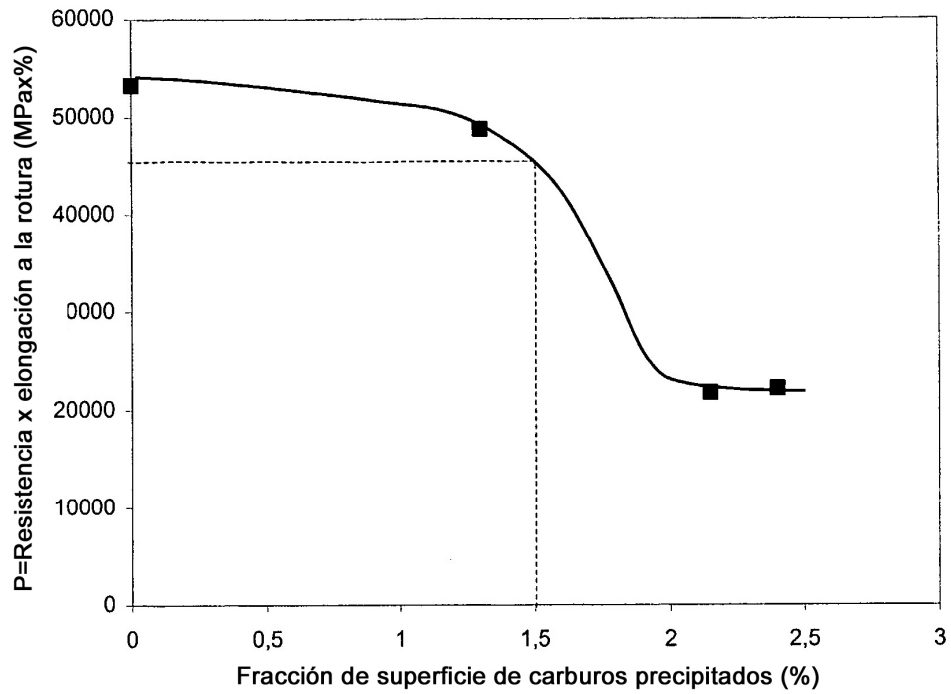


Figura 5

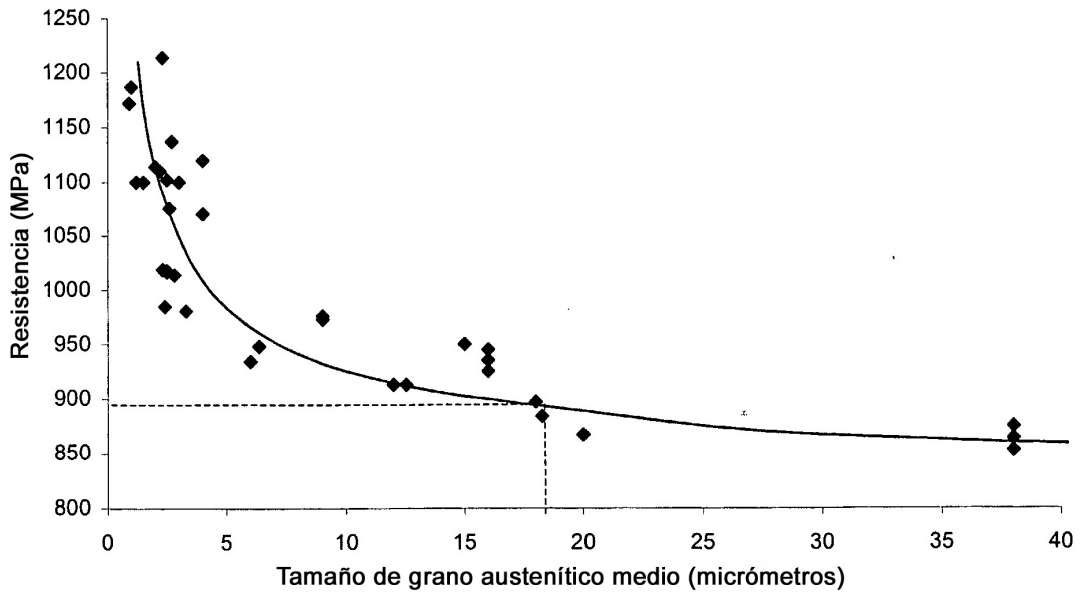


Figura 6

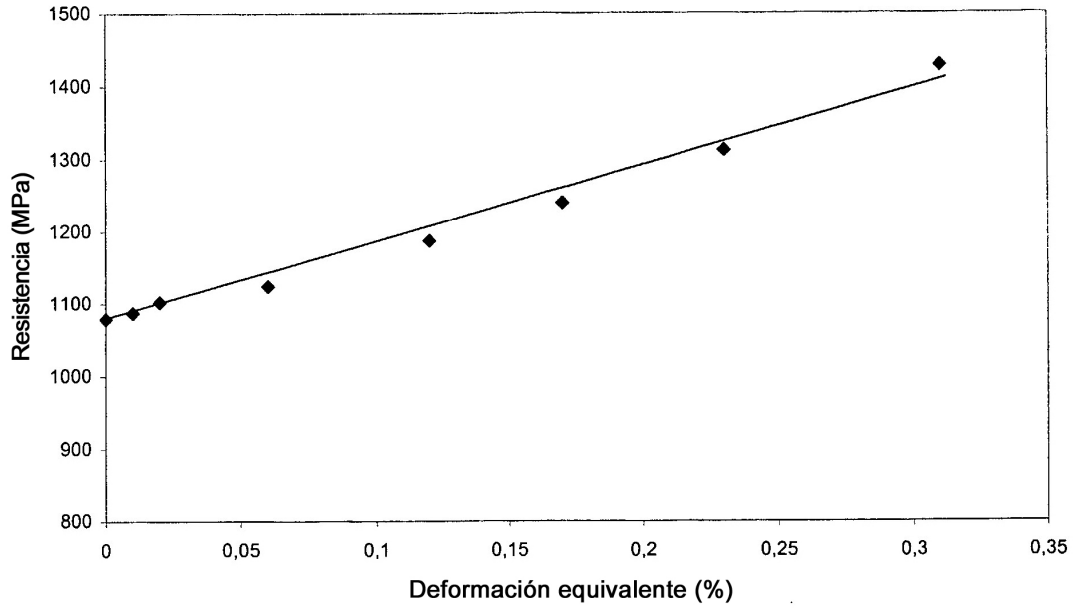


Figura 7

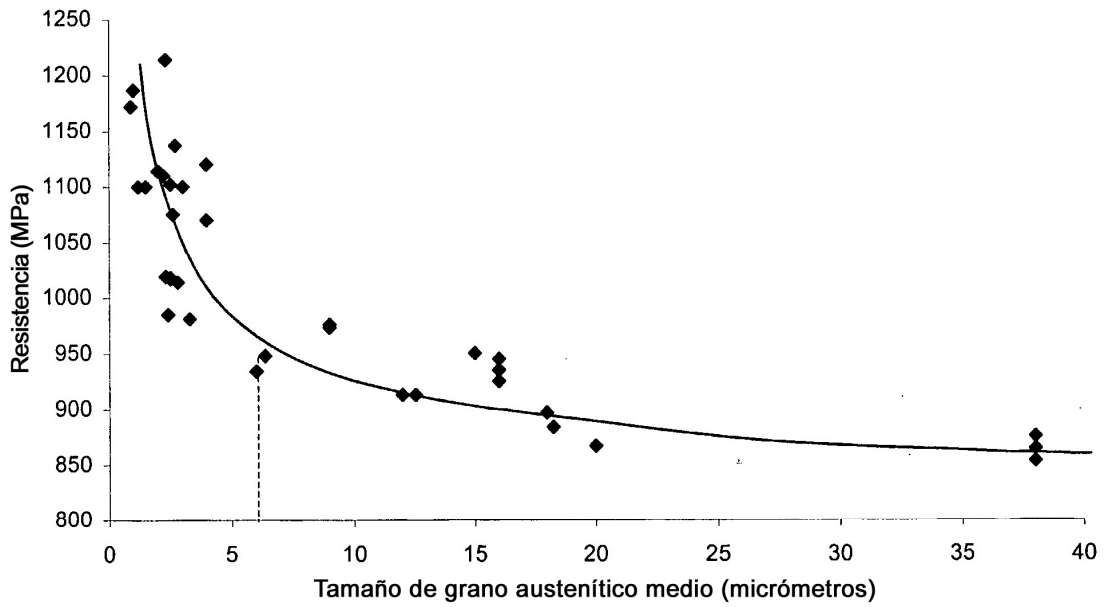


Figura 8

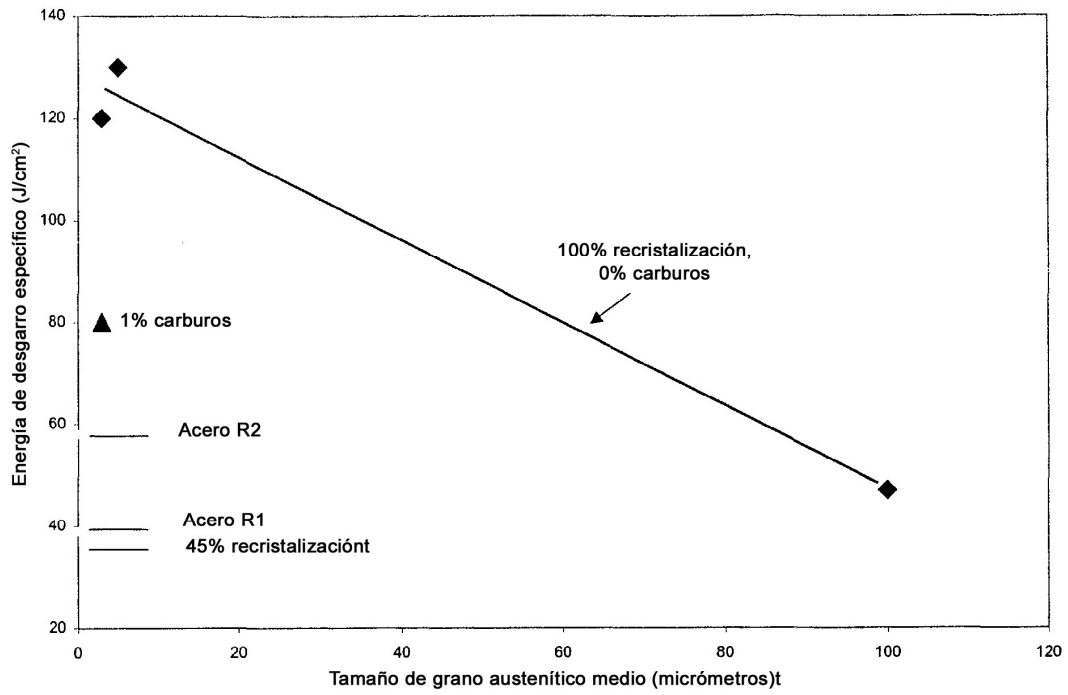


Figura 9

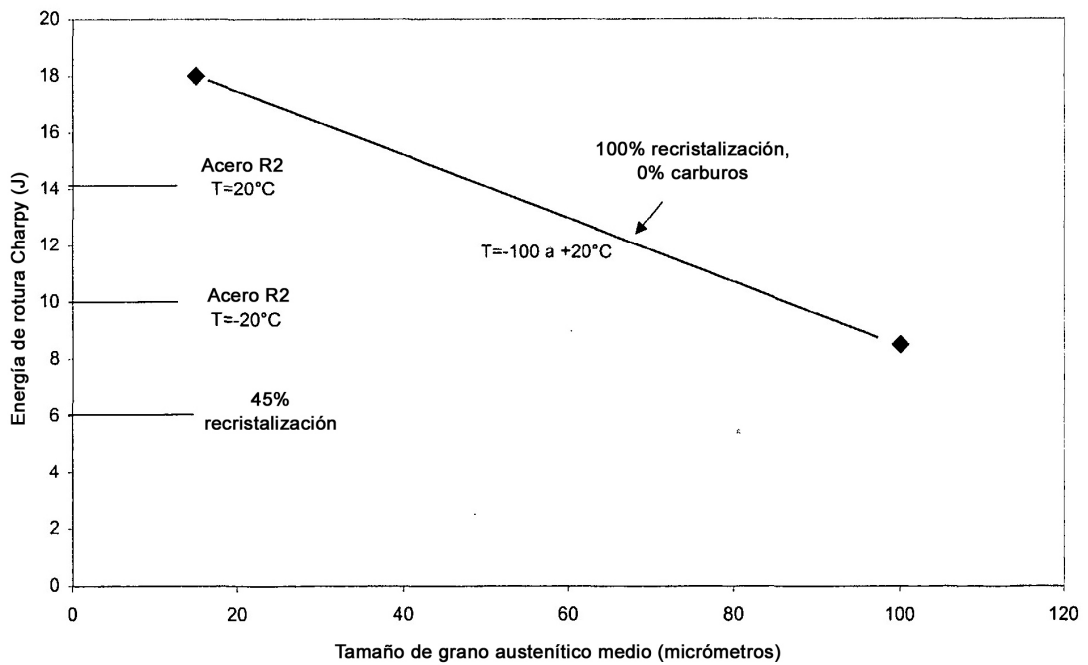


Figura10

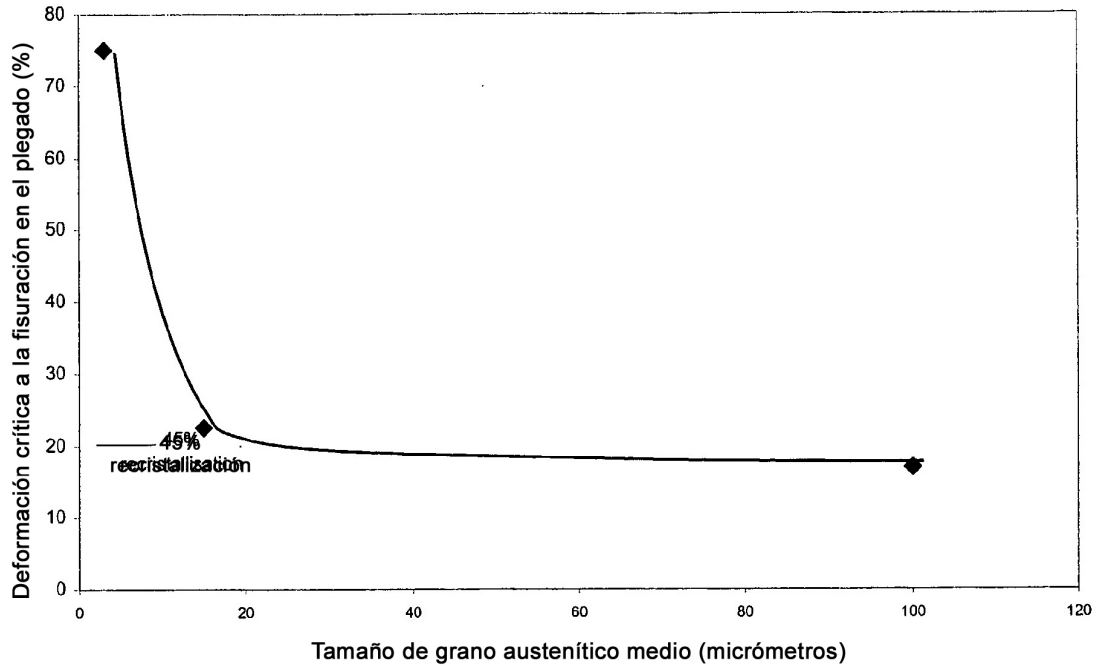


Figura 11

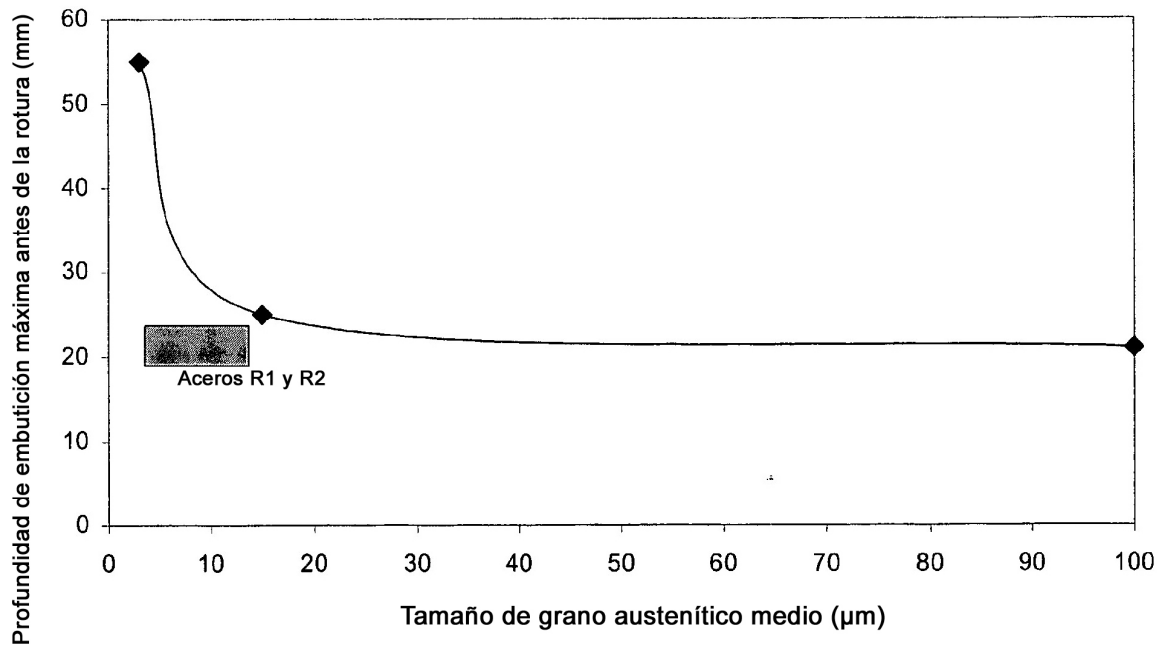


Figura 12