

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 706 448**

51 Int. Cl.:

C21D 1/18	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/46	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/58	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/18	(2006.01)		
C21D 8/00	(2006.01)		
C22C 38/34	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **02.07.2012 PCT/FI2012/050698**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **10.01.2013 WO13004910**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.07.2012 E 12766113 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.11.2018 EP 2726637**

54 Título: **Método para fabricar un acero estructural de alta resistencia y un producto de acero estructural de alta resistencia**

30 Prioridad:

01.07.2011 FI 20115702

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
28.03.2019

73 Titular/es:

**RAUTARUUKKI OYJ (100.0%)
Panuntie 11
00620 Helsinki, FI**

72 Inventor/es:

**SOMANI, MAHESH, CHANDRA;
PORTER, DAVID, ARTHUR;
KARJALAINEN, LEO, PENTTI;
RASMUS, TERO TAPIO y
HIRVI, ARI MIKAEL**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 706 448 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).

DESCRIPCION

Método para fabricar un acero estructural de alta resistencia y un producto de acero estructural de alta resistencia

La invención descrita en esta solicitud de patente ha sido realizada por los inventores Mahesh Chandra Somani, David Arthur Porter, Leo Pentti Karjalainen, en la Universidad de Oulu, y por Tero Tapio Rasmus y Ari Mikael Hirvi en Rautaruukki Oyj. La invención se ha transferido al cesionario, Rautaruukki Oyj, por un acuerdo independiente realizado entre las partes.

Campo de la invención

La invención se refiere a un método para fabricar un acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 1 y a un producto de acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 8. Especialmente la invención se refiere a un método Q&P (Enfriamiento y Reparto) aplicado en un laminador en caliente y a un producto de acero estructural tenaz, dúctil, de alta resistencia, que tiene una microestructura esencialmente martensítica con pequeñas fracciones de austenita retenida finamente dividida.

Antecedentes de la invención

Convencionalmente, se usa enfriamiento y templado para obtener aceros estructurales 20 de alta resistencia con una tenacidad al impacto y un alargamiento buenos. Sin embargo, el templado es una etapa de proceso adicional que requiere tiempo y energía, debido a un recalentamiento desde temperaturas por debajo de M_f después del enfriamiento.

En los últimos años, se consiguen ventajosamente aceros de alta resistencia sofisticados con una tenacidad mejorada por enfriamiento directo. Sin embargo, la ductilidad de estos aceros en términos de su alargamiento o reducción de área a la fractura en ensayos de tracción uniaxial es generalmente aceptable, pero su alargamiento uniforme, es decir, la capacidad de endurecimiento por deformación podría ser mejorada. Esta deficiencia es un factor importante que limita la aplicación más amplia y más exigente de tales aceros, porque la localización de deformaciones durante la fabricación o como resultado de una sobrecarga en la aplicación final puede ser perjudicial para la integridad de la estructura.

Debido a una demanda siempre creciente de aceros de alta resistencia avanzados (AHSS) con tenacidad excelente y ductilidad y soldabilidad razonables, los esfuerzos recientes se han dirigido a desarrollar nuevas composiciones y/o procedimientos para cumplir los desafíos de la industria. Dentro de esta categoría, se han desarrollado durante las pasadas décadas los aceros de fase dual (DP), de fase compleja (CP), de plasticidad inducida por transformación (TRIP) y de plasticidad inducida por maclado (TWIP), principalmente para cumplir los requisitos de la industria del automóvil. Los objetivos principales han sido ahorrar energía y materias primas, mejorar los estándares de seguridad y proteger el medio ambiente. Hasta ahora, el límite elástico de los aceros AHSS anteriores con un contenido de carbono en el intervalo de 0,05 a 0,2% en peso ha estado restringido habitualmente a aproximadamente 500 a 1.000 MPa.

La publicación de patente US2006/0011274 A1 describe un procedimiento relativamente nuevo llamado enfriamiento y reparto (Q&P) que permite la producción de aceros con microestructuras que contienen austenita retenida. Este procedimiento de enfriamiento y reparto conocido consiste en un tratamiento por calor de dos etapas. Después de recalentar a fin de obtener una microestructura parcialmente o totalmente austenítica, el acero se enfría hasta una temperatura predeterminada adecuada entre las temperaturas de inicio (M_s) y final (M_f) de martensita. La microestructura deseada a esta temperatura de enfriamiento (QT) consiste en ferrita, martensita y austenita o martensita no transformadas y austenita no transformada. En una segunda etapa de tratamiento de reparto, el acero es mantenido a la QT o bien llevado a una temperatura más alta, la llamada temperatura de reparto (PT), es decir, PT QT. El objetivo de la última etapa es enriquecer la austenita no transformada con carbono mediante la disminución de la martensita supersaturada en carbono. En el procedimiento Q&P, la formación de carburos de hierro o bainita es suprimida intencionadamente, y la austenita retenida es estabilizada para obtener la ventaja de una transformación inducida por deformación durante operaciones de formación posteriores.

Los desarrollos anteriores pretendían mejorar las propiedades mecánicas y relacionadas con la formación de aceros de lámina fina para ser usados en aplicaciones de automóviles. En tales aplicaciones, no se requiere una buena tenacidad al impacto, y los límites elásticos están limitados a por debajo de 1.000 MPa.

El documento CN 101 487 096 A describe un Q y amp de baja aleación y alta resistencia de un sistema C-Mn-Al; acero P; y un método de fabricación del mismo, que pertenece al campo técnico de los materiales metálicos. El método comprende las siguientes etapas de procesamiento de: (1) fundición y formación de bloques por colado: los porcentajes en masa de los componentes son como sigue: 0,16 por ciento a 0,25 por ciento de C, menos que o igual a 0,40 por ciento de Si, 1,20 por ciento a 1,60 por ciento de Mn, 1,0 por ciento a 1,5 por ciento de Al, menos que o igual a 0,02 por ciento de P, menos que o igual a 0,008 por ciento de S y el resto de ferrita; (2) laminación: después del paso de laminación en caliente multipaso de laminación en bruto y laminación de acabado, en donde la deformación del paso de laminación en bruto es 10 por ciento a 30 por ciento, la deformación total de la laminación de acabado es más que 60 por ciento, una placa laminada en caliente se somete a laminación en frío multipaso, la deformación es 5 por

ciento a 50 por ciento, y la placa se lamina para ser una placa fina, siendo el espesor 0,6 a 2,0 mm. (3) tratamiento por calor: en primer lugar, se lleva a cabo una austenización de 850 a 930°C en un horno de calentamiento, la temperatura es mantenida durante 100 a 200 segundos y después se lleva a cabo un enfriamiento rápido para alcanzar 230 a 250°C, la temperatura es mantenida durante 20 a 40 segundos, después de eso la temperatura es mantenida en 300 a 400°C durante 120 a 3.600 segundos, al final se lleva a cabo un enfriamiento rápido hasta la temperatura ambiente (la velocidad del enfriamiento no es menos que 10°C/s). El Q y amp y el acero P tienen componentes económicos, buena calidad de la superficie, alta resistencia y buena resistencia al cambio de forma.

El documento US 4.671.827 A se refiere a un acero de aleación tenaz, de alta resistencia, que se forma calentando un acero de aleación que comprende hierro, 0,1-0,4% en peso de carbono, 1-3% en peso de manganeso y 1-13% en peso de cromo, y que contiene opcionalmente cantidades microaleantes de otros metales hasta aproximadamente 1.150°C para formar una fase de austenita homogénea estable, laminar de manera controlada el acero a aproximadamente 900°C-1.100°C, seguido de un enfriamiento rápido hasta 950°C, y laminar de nuevo a esa temperatura y enfriar después el acero así laminado en líquido o por enfriamiento al aire. Puede efectuarse un templado a temperaturas hasta aproximadamente 300°C para aumentar adicionalmente la tenacidad del acero.

El objetivo de esta invención es conseguir, preferiblemente sin calentamiento adicional desde temperaturas por debajo de M_f después de enfriar, un producto de acero estructural que tiene un límite elástico $R_{p0,2}$ de al menos 960 MPa y una tenacidad al impacto excelente, tal como una temperatura de transición Charpy V $27J \leq -50^\circ\text{C}$, preferiblemente $\leq -80^\circ\text{C}$, junto con un buen alargamiento uniforme total.

Sin embargo, si bien la mejor práctica es utilizar la invención dentro del campo de los aceros estructurales, debe entenderse que el método referido y el producto de acero según la invención también puede usarse como método para fabricar aceros laminados en caliente resistentes al desgaste, y que el producto de acero estructural de alta resistencia referido puede usarse como aceros resistentes al desgaste laminados en caliente, incluso aunque tal buena tenacidad al impacto y ductilidad no sea requerida siempre en aplicaciones de acero resistente al desgaste.

Breve descripción de la invención

En el método, un bloque, lingote o palanquilla de acero (en lo sucesivo denominado simplemente bloque de acero) se calienta en una etapa de calentamiento hasta una temperatura especificada y después se lamina termomecánicamente en una etapa de laminación en caliente. La laminación termomecánica incluye una etapa de laminación en caliente de tipo I para laminar en caliente el bloque de acero en un intervalo de temperaturas por debajo de la temperatura de detención de la recrystalización (RST) y por encima de la temperatura de formación de ferrita A_{37} y para proporcionar la temperatura de laminación de acabado (FRT). Si la etapa de calentamiento para calentar el bloque de acero incluye calentar hasta una temperatura en el intervalo 1.000 a 1.300°C, la laminación termomecánica incluye adicionalmente una etapa de laminación en caliente de tipo II para laminar en caliente el bloque de acero en el dominio de recrystalización estática por encima de la temperatura límite de recrystalización (RLT), etapa de laminación en caliente de tipo II que se realiza antes de la etapa de laminación en caliente de tipo I para laminar en caliente el bloque de acero en el intervalo de temperaturas por debajo de la temperatura de detención de la recrystalización (RST) y por encima de la temperatura de formación de ferrita A_3 . En el caso de que la etapa de calentamiento se realice en temperaturas de calentamiento más bajas, tales como 950°C, el tamaño de grano de austenita inicial resultante más pequeño excluye la necesidad de la etapa de laminación en caliente de tipo II que se realiza por encima de la temperatura límite de recrystalización (RLT), y por consiguiente la mayor parte de la laminación en caliente puede tener lugar por debajo de la temperatura de detención de la recrystalización (RST).

La deformación acumulada por debajo de la temperatura de detención de la recrystalización (RST) es preferiblemente al menos 0,4. Posteriormente a esta laminación termomecánica, es decir, la etapa de laminación en caliente, el acero laminado en caliente es enfriado directamente en una etapa de enfriamiento hasta una temperatura entre las temperaturas M_s y M_f para conseguir fracciones de martensita-austenita deseadas, y posteriormente el acero laminado en caliente es mantenido a una temperatura de detención del enfriamiento (QT), enfriado lentamente desde QT o incluso calentado hasta una temperatura de reparto $PT > QT$ para aumentar la estabilidad de la austenita realizando una etapa de tratamiento de reparto para el reparto del carbono desde la martensita supersaturada hasta la austenita. Después del tratamiento de reparto del carbono, es decir, la etapa de tratamiento de reparto, se realiza una etapa de enfriamiento para enfriar el acero laminado en caliente hasta la temperatura ambiente. Durante la etapa de calentamiento algo de la austenita puede transformarse en martensita, pero algo de austenita permanece estable a temperatura ambiente o más baja. A diferencia de en el caso del templado, la formación de carburos de hierro y la descomposición de la austenita son suprimidos intencionadamente durante el tratamiento de reparto eligiendo adecuadamente la composición química del acero, principalmente usando un contenido de silicio alto junto con o sin aluminio en un contenido tal que pueda proporcionar tal efecto.

El método para proporcionar un acero estructural que tiene una alta resistencia y una alta tenacidad al impacto requiere un control del estado de la austenita, es decir, el tamaño y forma del grano y la densidad de deslocalización, antes de enfriar, lo que significa preferiblemente una deformación tanto en el régimen de recrystalización como en el régimen de no recrystalización, seguido de un procesamiento DQ&P (Enfriamiento Directo y Reparto). La laminación termomecánica seguida de enfriamiento directo da como resultado la formación de paquetes finos y bloques de listones martensíticos finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones. Tal microestructura potencia la

resistencia. También potencia la tenacidad al impacto y a la fractura, haciendo a la propagación de grietas más complicada. Además, el tratamiento de reparto aumenta la estabilidad de la austenita que existe después de enfriar hasta QT, conduciendo de este modo a la presencia de austenita retenida a temperatura ambiente y temperaturas más bajas.

5 La austenita retenida es, sin embargo, parcialmente metaestable y se transforma parcialmente en martensita durante la deformación plástica que ocurre en una deformación intencionada del acero, un ensayo de tracción del acero, o una sobrecarga de la estructura del acero en la aplicación final. Esta transformación de la austenita a martensita aumenta la velocidad de endurecimiento por deformación y el alargamiento uniforme del producto de acero, ayudando a impedir una localización de deformaciones y un fallo estructural prematuro por fractura dúctil. Junto con los listones de martensita finos, acortados y distribuidos al azar, las películas finas de austenita retenida mejoran la tenacidad al impacto y a la fractura.

10 La ventaja de la etapa de laminación de tipo I que da como resultado granos de austenita anteriores (PAG) deformados es una distribución de austenita más fina durante el enfriamiento posterior hasta QT. Cuando este tipo de austenita es estabilizado adicionalmente por reparto, se consigue una combinación de propiedades mecánicas mejorada, particularmente con respecto al alargamiento uniforme total y la tenacidad al impacto.

15 Por tanto, el método según la invención proporciona un acero estructural de alta resistencia que tiene una combinación mejorada de tenacidad al impacto, preferiblemente también tenacidad a la fractura, y alargamiento uniforme total. El producto de acero estructural según la invención puede usarse en aplicaciones más amplias en las que la tenacidad al impacto y a la fractura son esenciales y/o se requiere una mejor capacidad de deformación sin fractura dúctil. El uso de acero de alta resistencia significa que pueden prepararse estructuras de peso más ligero.

20 El método inventado se ha llamado TMR-DQP, es decir, laminación termomecánica seguida de enfriamiento directo y reparto.

Descripción de los dibujos

La Figura 1 representa una curva de temperatura-tiempo según las realizaciones de la invención,

25 La Figura 2 representa la microestructura de un acero estructural de alta resistencia que tiene austenita retenida y paquetes/bloques finos de listones de martensita finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones,

La Figura 3 representa una micrografía TEM de un espécimen simulado por Gleeble que tiene paquetes/bloques de listones de martensita finos (blancos) y austenita interlistones (oscura),

La Figura 4 representa una curva de temperatura-tiempo de una realización según la invención,

30 La Figura 5 representa una curva de temperatura-tiempo de una realización según la invención, y

La Figura 6 representa resultados de ensayo de la primera realización principal (denominada realización de alto Si) relacionados con la tenacidad al impacto en comparación con acero enfriado directamente sin tratamiento de reparto,

La Figura 7 representa una curva de temperatura-tiempo de una realización según la invención,

35 La Figura 8 representa resultados de ensayo de la segunda realización principal (denominada realización de alto Al) relacionados con la tenacidad al impacto en comparación con acero enfriado directamente sin tratamiento de reparto, y

La Figura 9 representa un dibujo esquemático de la microestructura según una realización según la invención.

Descripción de las abreviaturas y símbolos

ϵ	Deformación verdadera
$\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$	Deformaciones verdaderas plásticas principales en tres direcciones perpendiculares principales
ϵ_{eq}	Deformación verdadera plástica equivalente
ϵ'	Velocidad de deformación verdadera constante
A	Alargamiento total
AC	Enfriamiento al aire
AF	Factor de aleación
A_g	Alargamiento uniforme plástico

ES 2 706 448 T3

A _{gt}	Alargamiento uniforme total
A ₃	Temperatura por debajo de la cual la austenita se vuelve supersaturada con respecto a la ferrita
CEV	Equivalente de carbono
CP	Fase compleja
CS	Simulación de bobinado
DI	Diámetro crítico ideal
DP	Fase dual
DQ&P	Enfriamiento directo y reparto
EBSD	Difracción por retrodispersión de electrones
FRT	Temperatura de laminación de acabado
GAR	Relación de aspecto de grano
h	Longitud de un elemento de volumen después de deformación plástica
H	Longitud de un elemento de volumen antes de deformación plástica
M _f	Temperatura de acabado de martensita
M _s	Temperatura de inicio de martensita
PAG	Grano de austenita anterior
PT	Temperatura de reparto (si el tratamiento de reparto se consiguió a una temperatura mayor que QT).
Q&P	Enfriamiento y reparto
QT	Detención del enfriamiento o temperatura de enfriamiento
RLT	Temperatura límite de recristalización
R _m	Resistencia a la tracción última
R _{p0,2}	Límite elástico a 0,2%
R _{p1,0}	Resistencia de prueba a 1,0%
RST	Temperatura de detención de la recristalización
RT	Temperatura ambiente
SEM	Microscopía electrónica de barrido
t	Tiempo
T27J	Temperatura correspondiente a una energía de impacto de 27J
T50%	Temperatura correspondiente a fractura por cizallamiento de 50%
TEM	Microscopía electrónica de transmisión
TMR	Laminación termomecánica
TMR-DQP	Laminación termomecánica seguida de enfriamiento directo y reparto
TRIP	Plasticidad inducida por transformación
TWIP	Plasticidad inducida por maclado
XRD	Difracción de rayos X
Z	Reducción de área

Lista de números de referencia y explicación

- 1 Etapa de calentamiento
- 2 Etapa de igualación de temperatura
- 3 Etapa de laminación en caliente de tipo II en el intervalo de temperaturas de recristalización
- 4 Periodo de espera para que la temperatura baje por debajo de la RST
- 5 Etapa de laminación en caliente de tipo I en el intervalo de temperaturas de no recristalización
- 6 Etapa de enfriamiento
- 7 Etapa de tratamiento de reparto
- 8 Etapa de enfriamiento
- 9 Etapa de tratamiento de reparto alternativo
- 10 Austenita retenida
- 11 Martensita

Descripción detallada de la invención

El método para fabricar un acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 1 independiente comprende las siguientes etapas:

- 5 - Una etapa de provisión para proporcionar un bloque de acero (no mostrado en las figuras),
- Una etapa 1 de calentamiento para calentar el bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 950 a 1.300°C,
- Una etapa 2 de igualación de temperatura para igualar la temperatura del bloque de acero,
- Una etapa 5 de laminación en caliente que incluye una etapa de laminación en caliente de tipo I para laminar en caliente el bloque de acero en el intervalo de temperaturas de no recristalización por debajo de RST pero por encima de la temperatura A₃ de formación de ferrita,
- 10 - Una etapa 6 de enfriamiento para enfriar el acero laminado en caliente a una velocidad de enfriamiento de al menos 20°C/s hasta la temperatura de detención del enfriamiento (QT), dicha temperatura de detención del enfriamiento (QT) que está entre las temperaturas M_s y M_f,
- Una etapa 7, 9 de tratamiento de reparto para repartir el acero laminado en caliente a fin de transferir carbono de la martensita a la austenita, y
- 15 - Una etapa 8 de enfriamiento para enfriar dicho acero laminado en caliente hasta la temperatura ambiente por enfriamiento forzado o natural.

Las realizaciones preferidas del método se describen en las reivindicaciones 2 a 7 acompañantes.

- 20 El método comprende una etapa 1 de calentamiento para calentar el bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 950 a 1.300°C a fin de tener una microestructura completamente austenítica.

La etapa 1 de calentamiento es seguida de una etapa 2 de igualación de temperatura que permite que todas las partes del bloque alcancen esencialmente el mismo nivel de temperatura.

- 25 Si la etapa 1 de calentamiento para calentar el bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 950 a 1.300°C incluye calentar el bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 1.000 a 1.300°C, la etapa de laminación en caliente también comprende una etapa 3 de laminación en caliente de tipo II, que se realiza antes de la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I, para laminar en caliente el bloque de acero en una temperatura por encima de la RLT en el régimen de recristalización a fin de refinar el tamaño del grano de austenita. A fin de conseguir los objetivos de esta invención, la etapa de laminación en caliente incluye una etapa 5 de laminación en caliente de tipo I que se realiza en el intervalo de temperaturas de no recristalización, es decir, por debajo de RST y por encima de la temperatura A₃ de formación de ferrita. Si la etapa de laminación en caliente comprende tanto una etapa 5 de laminación en caliente de tipo I que se realiza en el intervalo de temperaturas de no recristalización, es decir, por debajo de RST y por encima de la temperatura A₃ de formación de ferrita, como una etapa 3 de laminación en caliente de tipo II para laminar en caliente el bloque de acero en una temperatura por encima de la RLT en el régimen de recristalización, puede haber un periodo 4 de espera sin incluir ninguna laminación en caliente entre la etapa 3 de laminación en caliente de tipo II y la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I. Un propósito de tal periodo 4 de espera entre la etapa 3 de laminación
- 30
- 35

5 en caliente de tipo II y la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I es dejar que la temperatura del acero laminado en caliente baje por debajo de la temperatura RST. También es posible tener otros periodos de espera durante la etapa 3 de laminación en caliente de tipo II y la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I. También es posible que la etapa de laminación en caliente incluya una etapa de laminación en caliente de tipo III que se realice en el periodo 4 de espera en el intervalo de temperaturas por debajo de la RLT y por encima de la RST. Tal práctica puede ser deseable por razones de productividad, por ejemplo.

10 Si la etapa de laminación en caliente comprende una etapa de laminación en caliente de tipo I, una etapa de laminación en caliente de tipo II y una etapa de laminación en caliente de tipo III, el bloque de acero es preferiblemente, pero no necesariamente, laminado ininterrumpidamente durante la etapa de laminación en caliente de tipo I, durante la etapa de laminación en caliente de tipo II y durante la etapa de laminación en caliente de tipo III, y cuando se cambia de la etapa de laminación en caliente de tipo II a la etapa de laminación en caliente de tipo III, y de manera correspondiente cuando se cambia de la etapa de laminación en caliente de tipo III a la etapa de laminación en caliente de tipo I.

La laminación en caliente no se realiza por debajo de A3, porque de lo contrario no se consigue el límite elástico alto.

15 La etapa 5 de laminación en caliente de tipo I en el intervalo de temperaturas de no recristalización seguida de la etapa 6 de enfriamiento da como resultado paquetes y bloques finos de listones de martensita acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones en la microestructura. El estado correcto de la austenita antes de la etapa 6 de enfriamiento y la etapa 7 de tratamiento de reparto es esencial para asegurar la finura de la martensita posterior y la naturaleza del reparto de carbono a los grupos y listones de austenita finamente divididos de tamaño submicrométrico. Los grupos/listones de austenita finamente divididos de tamaño nano/submicrométrico entre listones de martensita proporcionan la capacidad de endurecimiento por deformación requerida, mejorando así el equilibrio de alargamiento a resistencia a la fractura y a la tracción para este acero estructural de alta resistencia.

20 Según una realización, la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I en el intervalo de temperaturas de no recristalización incluye al menos una deformación equivalente acumulada total de 0,4. Esto es porque se considera que una deformación equivalente de von Mises acumulada total de 0,4 por debajo de la RST es el mínimo preferido necesitado para proporcionar un acondicionamiento de la austenita suficiente antes de la etapa 6 de enfriamiento y la etapa 7 de tratamiento de reparto.

25 Esto significa que la relación de aspecto de grano (GAR) del grano de austenita anterior (PAG) puede ser tal como 2,2 a 8,0 o 2,3 a 5,0, correspondiente a una deformación equivalente acumulada total de 0,4 a 1,1 y 0,4 a 0,8, respectivamente, por ejemplo.

30 En esta descripción, el término “deformación” significa la deformación plástica verdadera de von Mises equivalente. Describe el grado de deformación plástica durante los pasos de laminación, o las etapas de compresión en los experimentos de simulación de Gleeble descritos más adelante, o la predeformación dada al acero antes del uso. Es dada por la siguiente ecuación:

$$\epsilon_{eq} = \{2(\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + \epsilon_3^2)/3\}^{1/2}$$

35 donde ϵ_1 , ϵ_2 y ϵ_3 son las deformaciones verdaderas plásticas principales en el acero, de tal modo que

$$\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = 0.$$

La deformación verdadera es dada por el logaritmo natural de la relación de la longitud de un elemento de volumen después de la deformación plástica (h) a la de antes de la deformación plástica (H), es decir

$$\epsilon = \ln(h/H).$$

40 Puede verse que, mientras que la deformación verdadera puede ser positiva o bien negativa, la deformación equivalente es siempre una cantidad positiva, independientemente de si la deformación principal es de tracción o compresiva.

Como un ejemplo de lo anterior, una deformación equivalente verdadera acumulada de 0,4 corresponde a una reducción de espesor de 29% en laminación de placas o una reducción de área de 33% en laminación de barras.

45 La etapa de laminación en caliente se realiza preferiblemente para que el espesor final del acero laminado en caliente sea 3 a 20 mm, y según realizaciones descritas en más detalle más adelante en esta descripción, los intervalos de espesor son 3 a 11 y 11 a 20 mm.

50 Inmediatamente después de la etapa de laminación en caliente, el bloque de acero laminado en caliente se enfría en una etapa 6 de enfriamiento hasta una temperatura entre las temperaturas M_s y M_f a una velocidad de enfriamiento de al menos 20°C/s. Esta etapa 6 de enfriamiento, es decir, enfriamiento forzado, proporciona una mezcla de martensita y austenita. Durante la etapa 7 de tratamiento de reparto, el carbono se reparte en la austenita, aumentando de este modo su estabilidad con relación a la transformación en martensita en una etapa 8 de enfriamiento posterior hasta la temperatura ambiente. Puede entenderse que durante la etapa 7 de tratamiento de reparto algo del carbono, pero no todo, se transfiere de la martensita a la austenita. De esta manera, después de enfriar hasta la temperatura ambiente,

ES 2 706 448 T3

una pequeña fracción de austenita 10 finamente dividida es retenida entre los listones 11 de martensita transformada. Como resultado, la matriz martensítica proporciona la resistencia requerida, mientras que la pequeña fracción de austenita retenida distribuida muy finamente entre los listones martensíticos mejora la tasa de endurecimiento por deformación, el alargamiento uniforme total y la tenacidad al impacto.

5 Como se sabe generalmente, enfriamiento directo significa que todas las operaciones de procesamiento termomecánico, es decir, las etapas 3, 5 de laminación en caliente, se completan antes de llevar a cabo el enfriamiento 6 directamente desde el calor disponible en el procedimiento de laminación en caliente. Esto significa que no se necesita en ningún caso ninguna etapa de post-calentamiento independiente hasta temperaturas de endurecimiento.

10 Además, como se entiende a partir de lo anterior, el método no incluye ninguna etapa de calentamiento adicional desde temperaturas por debajo de M_f después de enfriar, tales como etapas de templado, que requerirían más energía de calentamiento.

Según una realización, en la etapa 6 de enfriamiento, el bloque de acero laminado en caliente es enfriado hasta una temperatura entre las temperaturas M_s y M_f a una velocidad de enfriamiento de al menos correspondiente a la velocidad de enfriamiento crítica (CCR).

15 Las temperaturas M_s y M_f varían según la composición química del acero. Pueden calcularse usando fórmulas disponibles en la bibliografía, o medirse experimentalmente usando medidas dilatométricas.

Según una realización, la temperatura de detención del enfriamiento (QT) es menos que 400°C, pero más que 200°C.

20 La temperatura de detención del enfriamiento (QT) se selecciona preferiblemente de tal modo que una cantidad adecuada de austenita permanece en la microestructura después de la etapa 6 de enfriamiento a QT al inicio de la etapa 7 de tratamiento de reparto. Esto significa que QT debe ser mayor que M_f . Una cantidad adecuada de austenita es al menos 5%, a fin de asegurar una austenita retenida suficiente a temperatura ambiente para una ductilidad y tenacidad mejoradas. Por otra parte, la cantidad de austenita a QT inmediatamente después de enfriar no puede ser más alta que 30%. Las microestructuras en esta descripción se dan en términos de porcentajes en volumen.

25 Según una realización preferida representada en la Figura 1 con un número de referencia 7, preferiblemente la etapa 7 de tratamiento de reparto se realiza sustancialmente a la temperatura de detención del enfriamiento (QT).

30 Según una realización alternativa representada en la Figura 1 con un número de referencia 9, la etapa 9 de tratamiento de reparto se realiza sustancialmente por encima de la temperatura de detención del enfriamiento (QT), preferiblemente por encima de la temperatura M_s . El calentamiento hasta una temperatura por encima de la temperatura de detención del enfriamiento (QT) puede realizarse, por ejemplo, mediante un equipo de calentamiento por inducción en un laminador en caliente.

Se prefiere que la etapa de tratamiento de reparto (7 o 9) se realice a una temperatura en el intervalo 250 a 500°C.

35 La etapa de tratamiento de reparto 7, 9 se realiza preferiblemente para que la velocidad de enfriamiento media durante la etapa de tratamiento de reparto 7, 9 sea menor que la velocidad de enfriamiento media en un enfriamiento al aire libre a la temperatura concernida. La velocidad de enfriamiento media máxima durante esta etapa puede ser por ejemplo 0,2°C/s, es decir, mucho menor que la velocidad de enfriamiento con enfriamiento al aire libre a la temperatura concernida (QT). El retardo de la velocidad de enfriamiento puede realizarse de diversas maneras.

40 Según una realización, el método comprende una etapa de bobinado que se realiza después de la etapa 6 de enfriamiento y antes de la etapa 7, 9 de tratamiento de reparto. En esta realización, la velocidad de enfriamiento es reducida por el material de las bandas bobinadoras posteriormente a la etapa 6 de enfriamiento. La bobina permite un enfriamiento muy lento, pero en algunos casos, puede preferirse usar también escudos térmicos en las bobinas a fin de disminuir adicionalmente la velocidad de enfriamiento. En este caso la etapa 7, 9 de tratamiento de reparto se realiza después de que la bobina es enrollada y es indistinguible de la etapa 8 de enfriamiento final.

Según una realización, la velocidad de enfriamiento es limitada por escudos térmicos aplicados a placas o barras de acero laminado en caliente.

45 Según una realización, la etapa 7, 9 de tratamiento de reparto se realiza a una temperatura esencialmente constante. Esto puede realizarse por ejemplo en un horno.

Se prefiere que la etapa 7 de tratamiento de reparto se realice durante 10 a 100.000 s, preferiblemente dentro del periodo de tiempo 600 a 10.000 s, calculado desde que se alcanza la temperatura de detención del enfriamiento (QT).

50 La etapa 8 de enfriamiento tiene lugar naturalmente después de la etapa 7, 9 de tratamiento de reparto. Esta puede ser enfriamiento al aire libre o enfriamiento acelerado hasta la temperatura ambiente.

El método puede proporcionar un acero estructural que tiene un límite elástico $R_{p0,2} \geq 960$ MPa, preferiblemente $R_{p0,2} \geq 1.000$ MPa.

ES 2 706 448 T3

Según una realización, se realiza una etapa de predeformación posteriormente a la etapa 7, 9 de tratamiento de reparto. Una predeformación de 0,01-0,02 posterior a la etapa 7, 9 de tratamiento de reparto puede dar como resultado que el acero estructural tenga un límite elástico $R_{p0,2} \geq 1.200$ MPa.

5 El bloque de acero, así como el producto de acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluye, en términos de porcentajes en masa, hierro e impurezas inevitables, y lo siguiente:

C: 0,17 a 0,23%,

Si: 1,4 a 2,0% o Si + Al: 1,2 a 2,0%, donde Si es al menos 0,4% y Al es al menos 0,1%, preferiblemente al menos 0,8%,

Mn: 1,4 a 2,3%, y

10 Cr: 0,4 a 2,0%, y opcionalmente comprende Mo: menos que 0,70%, Ni: hasta 4%, Cu: menos que 1,00%, V: menos que 0,06%, Nb: 0,005 a 0,05%, B: 0,0005 a 0,005%, Ti: 0,01 a 0,05%, P: menos que 0,012%, S: menos que 0,006%, y N: menos que 0,006%.

Las razones para los límites de esta química preferida son las siguientes:

15 El carbono, C, en el intervalo especificado, se necesita para conseguir el nivel de resistencia deseado, junto con una tenacidad y soldabilidad suficientes. Unos niveles de carbono más bajos darán como resultado una resistencia demasiado baja, mientras que unos niveles más altos perjudicarán la tenacidad y soldabilidad del acero.

20 Tanto el silicio, Si, como el aluminio, Al, impiden la formación de carburos (tales como carburo de hierro, cementita) y promueven el reparto del carbono desde martensita supersaturada hasta austenita finamente dividida. Esos elementos de aleación ayudan al carbono a permanecer en disolución en la austenita durante y después del tratamiento 7, 9 de reparto obstaculizando la formación de carburos. Como un contenido de silicio alto puede causar una calidad superficial deficiente, es posible una sustitución parcial del silicio con aluminio, Al. Esto es debido a que el efecto del aluminio de estabilizar la austenita es algo más débil en comparación con el silicio. Se sabe que el aluminio eleva las temperaturas de transformación, y por tanto, se necesita controlar cuidadosamente la química para impedir la extensión de la región intercrítica o la formación de ferrita inducida por deformación durante la laminación y/o el enfriamiento acelerado posterior. Esta es la razón por la que el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluye preferiblemente, en términos de porcentajes en masa, Si: 1,4 a 2,0% o alternativamente Si + Al: 1,2 a 2,0%, donde Si es al menos 0,4% y Al es al menos 0,1%, preferiblemente al menos 0,8%, en términos de porcentajes en masa del bloque de acero o del acero estructural. Esta definición incluye tanto la primera realización principal (denominada realización de alto Si) como una segunda realización principal (denominada realización de alto Al).

30 El manganeso, Mn, en el intervalo especificado, proporciona capacidad de endurecimiento, permitiendo la formación de martensita durante el enfriamiento y evitando la formación de bainita o ferrita. Esta es la razón por la que hay un límite inferior de 1,4%. El límite superior del manganeso, 2,3%, es para evitar una segregación excesiva y formación de bandas estructurales, lo que es perjudicial para la ductilidad.

35 El cromo, Cr, en el intervalo especificado, proporciona también capacidad de endurecimiento permitiendo la formación de martensita durante el enfriamiento y evitando la formación de bainita o ferrita. Esta es la razón por la que hay un límite inferior de 0,4%. El límite superior del manganeso, 2,0%, es para evitar una segregación excesiva y formación de bandas estructurales, lo que es perjudicial para la ductilidad.

40 Según una primera realización principal (denominada realización de alto Si), se necesita el silicio, Si, al menos 1,4%, para impedir la formación de carburos y promover el reparto del carbono de la martensita supersaturada a la austenita finamente dividida. El alto contenido de silicio ayuda a que el carbono permanezca en disolución en la austenita durante y después del tratamiento 7, 9 de reparto obstaculizando la formación de carburos. Según esta primera realización (denominada realización de alto Si) el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluye, en términos de porcentajes en masa, hierro e impurezas inevitables, y además al menos lo siguiente:

C: 0,17 a 0,23%,

45 Si: 1,4 a 2,0%,

Mn: 1,4 a 2,3%, y

Cr: 0,4 a 2,0%.

50 Según una segunda realización principal (denominada realización de alto Al), el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluye, en términos de porcentajes en masa, hierro e impurezas inevitables, y además al menos lo siguiente:

C: 0,17 a 0,23%,

ES 2 706 448 T3

Si + Al: 1,2 a 2,0%, donde Si es al menos 0,4% y Al es al menos 0,1%, preferiblemente al menos 0,8%,

Mn: 1,4 a 2,3%,

Cr: 0,4 a 2,0%, y

Mo: 0 a 0,7%, preferiblemente Mo 0,1 a 0,7%.

5 Según una versión preferida de la segunda realización principal (denominada realización de alto Al), el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluye, en términos de porcentajes en masa, hierro e impurezas inevitables, y además al menos lo siguiente:

C: 0,17 a 0,23%,

Si + Al: 1,2 a 2,0%, donde Si es 0,4% a 1,2% y Al es 0,8 a 1,6%, lo más preferible Si es 0,4 a 0,7% y Al es 0,8 a 1,3%,

10 Mn: 1,4 a 2,3%,

Cr: 0,4 a 2,0%, y

Mo: 0 a 0,7%, preferiblemente Mo 0,1 a 0,7%.

15 El molibdeno, Mo, en el intervalo especificado, preferiblemente 0,1 a 0,7%, retrasa la reacción de bainita, mejorando así la capacidad de endurecimiento. Aunque se sabe que Mo promueve la formación de carburos desde un punto de vista termodinámico, pero debido a su fuerte efecto de arrastre de solutos, la precipitación de carburos es en realidad retardada o detenida a temperaturas más bajas, facilitando así el reparto del carbono y la estabilización de la austenita. Además de mejorar la resistencia y ductilidad de los aceros, puede facilitar en realidad la posibilidad de disminuir el nivel de silicio requerido.

20 Independientemente de cómo se consigue el reparto del carbono, se prefiere que la química del acero proporcione una capacidad de endurecimiento más adecuada.

La capacidad de endurecimiento puede determinarse de varias maneras. En esta descripción de patente, la capacidad de endurecimiento puede determinarse por DI, donde DI es un índice de capacidad de endurecimiento basado en una modificación del estándar ASTM A255-89 dada por la siguiente fórmula:

25
$$DI = 13,0C \times (1,15 + 2,48Mn + 0,74Mn^2) \times (1 + 2,16Cr) \times (1 + 3,00Mo) \times (1 + 1,73V) \times (1 + 0,36Ni) \times (1 + 0,70Si) \times (1 + 0,37Cu) \quad (1)$$

en la que los elementos de aleación están en % en peso y DI en mm.

30 En una realización, la laminación en caliente se realiza para que el espesor del acero laminado en caliente sea 3 a 20 mm, preferiblemente 3 a 11 mm, y el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluya, en términos de porcentajes en masa, una composición tal que el índice de capacidad de endurecimiento DI calculado usando la fórmula (1) sea más que 70 mm. Esto asegura la capacidad de endurecimiento, especialmente de productos de tiras o placas que tienen un espesor de 3 a 11 mm, sin una formación de bainita indeseada.

35 La Tabla 1 muestra los intervalos de composición química mencionados anteriormente en la primera realización principal (denominada realización de alto Si) y respectivamente en la segunda realización principal (denominada realización de alto Al), que se ha inventado para dar las propiedades requeridas, especialmente en productos de tiras o placas que tienen un espesor de 3 a 11 mm y producidos según el método.

40 Además, la Tabla 1 muestra límites superiores para posibles elementos de aleación adicionales en la primera realización principal (denominada realización de alto Si) y respectivamente en la segunda realización principal (denominada realización de alto Al), tales como Mo ($\leq 0,3\%$, $\leq 0,7\%$, respectivamente), Ni ($\leq 1,0\%$, $\leq 1,0\%$, respectivamente), Cu ($\leq 1,0\%$, $\leq 1,0\%$, respectivamente) y V ($\leq 0,06\%$, $\leq 0,06\%$, respectivamente), uno o más elementos de aleación, que son seleccionables individualmente también, que se prefieren para extender el método según la invención a placas más espesas de hasta 20 mm, tal como hasta espesores de 11 a 20 mm. Por ejemplo, puede usarse uno o más de los elementos de aleación Mo, Ni, Cu, Nb, V dados en la Tabla 1 para aumentar la capacidad de endurecimiento, especialmente de placas más espesas de 11 a 20 mm. También pueden usarse otros
45 elementos de aleación que aumenten la capacidad de endurecimiento.

Tabla 1: Intervalos de composición química de realizaciones preferidas

Acero		C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Nb	Al
Hi-Si	Mín.	0,17	1,40	1,40	0,40	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,01

ES 2 706 448 T3

DQP	Máx.	0,23	2,00	2,30	2,00	0,30	1,00	1,00	0,06	0,03	0,10
Hi-Al	Mín.	0,17	0,50	1,40	0,40	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,70
DQP	Máx.	0,23	0,70	2,30	2,00	0,70	1,00	1,00	0,06	0,03	1,30

5 En otra realización, la laminación 3, 5 en caliente se realiza para que el espesor del acero laminado en caliente sea 3 a 20 mm, preferiblemente 11 a 20 mm, y el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, incluya, en términos de porcentajes en masa, una composición tal que el índice de capacidad de endurecimiento DI calculado usando la fórmula (1) sea al menos 125 mm. Esto asegura la capacidad de endurecimiento de productos de tiras o placas que tienen un espesor de 11 a 20 mm sin formación de bainita indeseada.

10 Además de los elementos mencionados en la ecuación 1, puede hacerse una adición de boro B, en términos de porcentajes en masa, 0,0005 a 0,005%, para aumentar DI, es decir, la capacidad de endurecimiento, de los aceros TMR-DQP. El efecto del boro es descrito por el factor BF multiplicador de boro descrito de manera más detallada en el estándar ASTM A255-89. Los aceros que incluyen boro pueden procesarse de la manera descrita para aceros exentos de boro.

15 En la primera realización principal (denominada realización de alto Si), la adición mencionada anteriormente de boro también requerirá una adición de Ti, en términos de porcentajes en masa, 0,01 a 0,05%, para formar precipitados de TiN e impedir que el boro B reaccione con el nitrógeno N en el acero durante el procesamiento termomecánico. Sin embargo, en tales casos, el acero puede tener propiedades de impacto algo más bajas, debido a la presencia de inclusiones de TiN. Los efectos perjudiciales de las inclusiones de TiN pueden, sin embargo, ser contrarrestados mediante una adición de Ni hasta 4%, tal como 0,8 a 4%, dando propiedades de impacto equivalentes a las de aceros DQP no al boro.

20 En la segunda realización principal (denominada realización de alto Al), puede añadirse también una adición de boro B, en términos de porcentajes en masa, 0,0005 a 0,005% sin una adición deliberada de Ti, ya que el nitrógeno N se unirá como AN.

25 También es posible, pero no necesario, que el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, no contenga titanio, Ti, como adición deliberada. Esto es debido a que, como se entiende a partir de lo anterior, el titanio puede formar TiN, que puede afectar a la tenacidad. En otras palabras, el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, está preferiblemente, pero no necesariamente, exento de Ti.

30 Además, como se demuestra más adelante en los ejemplos, también se puede conseguir una capacidad de endurecimiento deseada sin boro, con lo que, en esencia, no hay necesariamente ninguna necesidad de alear titanio desde este punto de vista. Como se entiende a partir de lo anterior, el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, está posiblemente, pero no necesariamente, exento de B también.

35 También es posible, pero no necesario, que el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, no contenga niobio, Nb. Sin embargo, pueden usarse pequeñas adiciones de Nb para controlar la RST y facilitar de este modo la TMR (laminación 5 de tipo I). Por esta razón, el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, puede comprender 0,005 a 0,05%, tal como 0,005 a 0,035% de Nb.

40 Especialmente en la primera realización principal (denominada realización de alto Si), se prefiere usar Al, 0,01 a 0,10%, para matar el acero y conseguir de este modo niveles bajos de inclusiones de óxidos. Además, el bloque de acero, así como el acero estructural de alta resistencia laminado en caliente, puede incluir pequeñas cantidades de calcio, Ca, que puede estar presente por ejemplo debido al control de inclusiones de acero matado por Al en la fundición.

Además, se prefiere que los niveles máximos permitidos de elementos de impureza P, S y N sean, en términos de porcentajes en masa, los siguientes, $P < 0,012\%$, $S < 0,006\%$ y $N < 0,006\%$, lo que significa que estos niveles son para ser controlados adecuadamente mediante una buena práctica de fusión a fin de conseguir una buena tenacidad al impacto y flexibilidad.

45 En los casos donde no hay adición deliberada, el bloque de acero y el producto de acero pueden contener, en términos de porcentajes en masa, contenidos residuales tales como

Cu: menos que 0,05%,

Ni: menos que 0,07

V: menos que 0,010%,

Nb: menos que 0,005%,

Mo: menos que 0,02%,

Al: menos que 0,1%,

S: menos que 0,006%,

5 N: menos que 0,006% y/o

P: menos que 0,012%.

10 La combinación exacta de los elementos de aleación elegidos estará determinada por el espesor del producto y el poder de enfriamiento del equipo disponible para el enfriamiento directo. En general, el objetivo será usar el nivel mínimo de aleación consistente con la necesidad de conseguir una microestructura martensítica sin la formación de bainita o ferrita durante el enfriamiento. De esta manera, los costes de producción pueden ser mantenidos a un mínimo.

El producto de acero estructural de alta resistencia tiene un límite elástico $R_{p0,2} \geq 960$ MPa, preferiblemente $R_{p0,2} \geq 1.000$ MPa, y se caracteriza por una microestructura que comprende al menos 80% de martensita y 5 a 20% de austenita retenida.

15 Se requiere al menos 80% de martensita para conseguir la resistencia deseada, y se requiere 5-20% de austenita retenida para conseguir una tenacidad al impacto y ductilidad altas.

Es preferible que el producto de acero estructural de alta resistencia tenga una temperatura Charpy V 27J (T27J) menor que -50°C, preferiblemente menor que -80°C.

La temperatura Charpy V 27J (T27J) significa la temperatura a la que puede conseguirse la energía de impacto 27J con especímenes de impacto según el estándar EN 10045-1. La tenacidad al impacto mejora según disminuye T27J.

20 Las propiedades mecánicas se prueban más adelante en esta descripción.

Las realizaciones más preferidas del producto de acero estructural de alta resistencia se describen en las reivindicaciones 9-13 acompañantes.

25 La Figura 2 representa la microestructura preferida del producto de acero estructural de alta resistencia vista usando microscopía de luz, es decir, listones martensíticos finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones y austenita retenida. La Figura 3, una micrografía electrónica de transmisión, muestra la presencia de grupos 10 alargados de austenita (oscuros) entre los listones 11 de martensita. La presencia de austenita retenida también fue visible en micrografías SEM-EB SD.

30 La finura de la austenita 10 retenida (tamaño submicrométrico/nanométrico) mejora su estabilidad de tal modo que, durante una deformación, tal como durante una formación de rebordes por estiramiento o flexión o sobrecarga, la austenita retenida se transforma en martensita sobre un amplio intervalo de deformación. De esta manera, 5 a 20% de austenita retenida comunica una formabilidad y capacidad de resistencia a sobrecarga mejoradas al producto de acero estructural de alta resistencia.

Como se entendió anteriormente, la austenita retenida es estabilizada por el reparto de carbono de martensita supersaturada a austenita. De este modo se consigue austenita retenida estable.

35 Si bien podría estar presente en el acero una pequeña cantidad de carburos de transición, puede decirse que el producto de acero según la invención está preferiblemente exento de carburos de hierro (tales como cementita), lo más preferiblemente, pero no necesariamente, está sustancialmente exento de carburos formados después de una transformación fcc (cúbico centrado en las caras) a bcc (cúbico centrado en el cuerpo).

40 La Figura 9 representa un dibujo esquemático de una microestructura según una realización de la invención. Como puede verse, la microestructura consiste en varios paquetes. En algunos casos, estos paquetes (paquete 1, 2 y 3 etc.) pueden extenderse hasta el tamaño del grano de austenita anterior (PAG). Como puede verse también, la microestructura consiste en listones de martensita y austenita retenida. Cada paquete consiste en listones 11 de martensita, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones, y una pequeña fracción de austenita 10 retenida finamente dividida entre los listones de martensita, que están deslocalizados intensamente. La microestructura, como
45 está dibujada en la Figura 9, está sustancialmente exenta de carburos.

Según una realización, el producto de acero estructural de alta resistencia es un acero de placa.

Según otra realización, el producto de acero estructural de alta resistencia es un acero de tira.

Según otra realización, el producto de acero estructural de alta resistencia es un producto de acero largo en la forma de barra.

Ejemplos de la primera realización principal (denominada realización de alto Si)

La primera realización principal (denominada realización de alto Si) de la presente invención se describe ahora mediante ejemplos, en los que un acero experimental que contiene (en % en peso) 0,2C-2,0Mn-1,5Si-0,6Cr, se ha laminado en caliente, se ha enfriado directamente en el intervalo M_s - M_f y se ha tratado por reparto a fin de probar la viabilidad de la invención para preparar aceros estructurales que tienen un límite elástico de al menos 960 MPa con una combinación de resistencia, ductilidad y tenacidad al impacto mejorada.

Se investigaron dos estados de austenita antes de enfriar: deformada y recristalizada. Se llevaron a cabo simulaciones termomecánicas en un simulador Gleeble para determinar velocidades de enfriamiento apropiadas y temperaturas de detención del enfriamiento para obtener fracciones de martensita en el intervalo 70 a 90% a la temperatura de detención del enfriamiento QT. Experimentos de laminación en caliente de laboratorio posteriores mostraron que se consiguieron las microestructuras de martensita-austenita deseadas, y la ductilidad y tenacidad al impacto fueron mejoradas en esta clase de alta resistencia.

La invención se describirá ahora en mayor detalle con la ayuda de 1) los 5 resultados de experimentos de simulación Gleeble, y 2) los resultados de experimentos de laminación en caliente de laboratorio.

1. Experimentos de simulación Gleeble

Se llevaron a cabo ensayos de dilatación preliminares en un simulador 10 Gleeble para simular de manera aproximada una laminación industrial con temperaturas de laminación de acabado altas y bajas, dando como resultado austenitas no deformadas (recristalizadas) y deformadas (deformadas) respectivamente antes del enfriamiento.

Para la austenita no deformada, las muestras se recalentaron a 20°C/s hasta 1.150°C, se mantuvieron durante 2 min, y se enfriaron a 30°C/s hasta por debajo de la temperatura M_s dando fracciones de sitio de marten-15 iniciales en el intervalo 70% a 90%. Después se mantuvieron las muestras para permitir el reparto del carbono durante 10 a 1.000 s a o por encima de la temperatura de detención del enfriamiento QT, seguido de enfriamiento en aire entre los yunques Gleeble (~10-15°C/s hasta 100°C).

En el caso de la austenita deformada, las muestras se recalentaron de manera similar, se enfriaron hasta 850°C, se mantuvieron 10 s, y después se comprimieron con tres golpes que tenían cada uno una deformación de ~0,2 a una tasa de deformación de 1 s⁻¹. El tiempo entre golpes fue 25 s. Después los especímenes se mantuvieron 25 s antes de enfriar a 30°C/s hasta una temperatura de enfriamiento por debajo de M_s dando fracciones de martensita iniciales de 70 a 90%. La Figura 4 representa un esquema de temperatura frente a tiempo de este programa de simulación termomecánica.

Las curvas de dilatación de los especímenes enfriados a 30°C/s permitieron medidas de las temperaturas M_s (395°C) y M_f (255°C). Estas fueron como se esperaba en base a ecuaciones estándar dadas en la bibliografía. Los resultados del dilatómetro sugirieron que estarían presentes fracciones de martensita iniciales de aproximadamente 70, 80 y 90% a temperaturas de enfriamiento de 340, 320 y 290°C, respectivamente.

Después del enfriamiento directo de austenita no deformada recristalizada, se vieron paquetes y bloques gruesos de listones de martensita en la microestructura. Sin embargo, los especímenes que se comprimieron a 850°C antes del enfriamiento mostraron paquetes y bloques de listones 11 de martensita más finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones, Figura 2. Estaban presentes grupos alargados de austenita 10 entre los listones de martensita. Se muestra un ejemplo de austenita 10 interlistones finamente dividida en la Figura 3.

Las fracciones de austenita 10 finales variaron en el intervalo 7 a 15%; generalmente aumentando con una temperatura de detención del enfriamiento QT (290, 320, 340°C) y/o una temperatura de reparto PT (370, 410, 450°C) más altas.

2. Experimentos de laminación en laboratorio

En base a los resultados de los experimentos de dilatación, se hicieron ensayos de laminación usando un laminador de laboratorio empezando con bloques de 110 x 80 x 60 mm cortados de los lingotes colados, que tenían una composición en % en peso de 0,2C-2,0Mn-1,5Si-0,6Cr. La laminación se hizo en el modo mostrado en la Figura 1. La temperatura de las muestras durante la laminación en caliente y el enfriamiento se monitorizó mediante termopares colocados en agujeros perforados en los bordes de las muestras hacia la media anchura a media longitud. Las muestras se calentaron a 1.200°C durante 2 h (etapas 1 y 2 en la Figura 1) en un horno antes de una laminación de dos fases (etapas 3-5 en la Figura 1). La etapa 3, es decir, etapa de laminación en caliente de tipo II, comprendió una laminación en caliente en cuatro pasos hasta un espesor de 26 mm con una deformación/paso de aproximadamente 0,2, con la temperatura del cuarto paso aproximadamente 1.040°C. La etapa 4 de espera comprendió esperar que la temperatura bajara por debajo de 900°C, que se estimó que era la RST, y la etapa 5, es decir, una etapa de laminación en caliente de tipo I, comprendió una laminación en caliente hasta un espesor final de 11,2 mm con cuatro pasos de una deformación/paso de aproximadamente 0,21, con una temperatura de laminación de acabado (FRT) en el intervalo 800 a 820°C (> A_3), Figura 5. Todos los pasos de laminación fueron en la misma dirección, es decir, paralela al lado largo del bloque. Inmediatamente después de la laminación 3, 5, se enfriaron las muestras 6, es decir, se enfriaron a una velocidad de enfriamiento de al menos 20°C/s (velocidades de enfriamiento medias aproximadamente 30 a 35°C/s

hasta aproximadamente 400°C), en un tanque de agua a cerca de 290 o 320°C (QT) y después se sometieron a un tratamiento 7 de reparto en un horno a la misma temperatura durante 10 minutos, Figura 5.

5 Los rasgos microestructurales del material DQ&P de alta resistencia de laboratorio con respecto a tamaños de bloques y paquetes de martensita fueron muy similares a los vistos en las microestructuras ópticas de los especímenes simulados por Geeble, indicando que las condiciones de deformación en laminación en caliente y enfriamiento directo hasta QT fueron controladas adecuadamente. La microestructura de la placa laminada a una FRT baja consistió en paquetes y bloques finos de listones 11 de martensita finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones, y contenidos de austenita 10 (medidos por XRD) en el intervalo 6 a 9%, independientemente de la temperatura de enfriamiento y del horno (290 o 320°C).

10 La Tabla 2 presenta un resumen de parámetros de proceso y propiedades mecánicas de las placas laminadas en laboratorio A, B y C, que tenían todas la composición 0,2C-2,0Mn-1,5Si-0,6Cr. La Tabla 2 muestra claramente una mejora general en las propiedades como resultado de TMR-DQP, es decir, después de una laminación de dos fases con la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I por debajo de la RST (FRT = 800°C) en comparación con una laminación que incluía solo la etapa 3 de laminación en caliente de tipo II (FRT = 1.000°C). También es claro que las propiedades son mejoradas en comparación con un enfriamiento directo simple de un acero al carbono más bajo que tiene un límite elástico similar.

Tabla 2: Parámetros de proceso y propiedades mecánicas para placas de 11,2 mm de espesor, según la primera realización principal (denominada realización de alto Si)

Especimen de placa/tracción	FRT (C)	QT (C)	R _{p0,2} (MPa)	R _{p1,0} (MPa)	R _m (MPa)	A25 (%)	A (%)	A _{gt} (%)	A _g (%)	Z (%)	T27J (C)	T50% (C)
A1	800	290	1.035	1.320	1.476	17,6	13,4	5,3	4,5	52,5	-99	-28
A2			1.093	1.355	1.499	14,7	12,9	5,7	4,9	54,3		
A3			1.035	1.341	1.492	16,2	14,1	5,5	4,8	52		
B1	800	320	1.062	1.374	1.463	13,4	12,2	3,7	2,9	58,1	-100	-6
B2			1.023	1.373	1.481	15,7	14,4	3,9	3,2	56,9		
B3			1.046	1.382	1.483	16,6	13,9	4,4	3,6	55,3		
C1-R	1.000	320	966		1.382	16,3	14,2	4,2	3,5	56,1	-44	15
C2-R			943		1.397	17,5	13,5	4,7	4	54,4		
C3-R			951		1.399	15,2	13,8	4,4	3,7	56,4		
D1-R	800*		1.131		1.454	12,5	11,4	3,6	2,9	58,5	-12	25
D2-R			1.088		1.443	12,6	11,7	3,1	2,5	54,6		
D3-R			1.105		1.459	13,7	11,5	3,7	3	57,8		
* Acero DQ totalmente martensítico de bajo C												

20 Las propiedades mecánicas de las placas A, B y C producidas por enfriamiento directo y reparto (DQ&P) se compararon con la placa D obtenida usando enfriamiento directo simple hasta por debajo de la temperatura M_f, es decir, hasta la temperatura ambiente, usando un acero con una composición que da propiedades de límite elástico similares, es decir, en % en peso, 0,14C-1,13Mn-0,2Si-0,71Cr-0,15Mo-0,033Al-0,03Ti-0,0017B. Se laminó en caliente un bloque de este acero de la misma manera que la descrita anteriormente usando el programa de laminación de dos etapas a una FRT baja y enfriando por agua directamente hasta la temperatura ambiente.

25 Para cada placa, se extrajeron tres especímenes de tracción. El límite elástico de 0,2% (R_{p0,2}) de las placas A y B es marginalmente más bajo que los 1.100 MPa obtenidos con D. Tanto el límite elástico como la resistencia a la tracción obtenidos con las placas C de DQ&P recristalizadas (laminadas en acabado a aproximadamente 1.000°C) son más bajos que los de A y B, que tenían temperaturas de laminación de acabado (FRT) de 800°C. Esto muestra la importancia de la laminación termomecánica, es decir, la deformación de la austenita en las características de la

transformación de la fase posterior y las propiedades resultantes.

Predeformar el acero para algunas aplicaciones puede ser factible o incluso natural, y en estos casos el límite elástico en uso será aumentado por encima de los valores de $R_{p0,2}$ en la Tabla 2: el límite elástico puede exceder entonces de 1.100, 1.200 o incluso 1.300 MPa, dependiendo de la predeformación aplicada. Esto es insinuado por los altos valores de $R_{p1,0}$ mostrados por los aceros A y B.

Como se representa en la Tabla 2, una temperatura de laminación de acabado (FRT) baja, es decir, la fase 5 de laminación en caliente de tipo I realizada por debajo de la temperatura de detención de la recristalización (RST), tiene un notable efecto sobre la tenacidad al impacto en el contexto del procesamiento DQ&P. Para cada placa se ensayaron aproximadamente nueve especímenes de ensayo de impacto Charpy V de 10 x 10 mm a diversas temperaturas a través del intervalo de transición dúctil-quebradizo. Los resultados se usaron para determinar los valores de T27J y T50% en la Tabla 2. Se muestran valores individuales de energía absorbida en la Figura 6. Puede verse a partir de la Figura 6 que una FRT de 800°C seguido de enfriamiento directo y tratamiento de reparto (placas A y B) causa una resistencia al impacto mejorada en comparación con una FRT de 1.000°C seguido de enfriamiento directo y tratamiento de reparto (placa C) o en comparación con un enfriamiento directo simple hasta la temperatura ambiente de un acero al carbono más bajo (placa D).

Además, sorprendentemente, a pesar del hecho de que el contenido de carbono de los especímenes A y B (0,20%) es más alto que el contenido de carbono del espécimen D (0,14%), la temperatura correspondiente a la energía de impacto Charpy V 27J (T27J) y la fractura por cizallamiento de 50% (T50%) para las placas A y B son nítidamente más bajas, es decir, mejores, que para la placa D.

Según la Tabla 2, las temperaturas correspondientes a la energía de impacto Charpy V 27J (T27J) del acero DQP pueden ser menores que -50°C usando laminación termomecánica, es decir, usando una etapa 5 de laminación de tipo I a temperaturas por debajo de la RST.

Las placas TMR-DQP en la Tabla 2 (A y B) satisfacen el objetivo relacionado con una buena temperatura de transición de tenacidad al impacto Charpy V T27J $\leq -50^\circ\text{C}$, preferiblemente $\leq -80^\circ\text{C}$, y también un límite elástico $R_{p0,2}$ de al menos 960 MPa, junto con un buen alargamiento uniforme total.

Aunque el alargamiento total (A) y la reducción de área a fractura (Z) varían en un intervalo estrecho, el alargamiento uniforme total (A_{gt}) y el alargamiento uniforme plástico (A_g) son más altos a la temperatura de enfriamiento más baja de 290°C que las mismas propiedades obtenidas a la temperatura de enfriamiento 320°C, como puede verse en la Tabla 2.

Según la Tabla 2, se consiguió el alargamiento total de $A \geq 10\%$, incluso $\geq 12\%$, que es también un buen valor a este nivel de resistencia.

Según la Tabla 2, se consiguió el alargamiento uniforme total de $A_{gt} \geq 3,5\%$, incluso $A_{gt} \geq 4,0\%$, que es también un buen valor a este nivel de resistencia.

Se prefiere que especialmente en la primera realización principal (denominada realización de alto Si), la temperatura de detención del enfriamiento (QT) esté entre las temperaturas M_s y M_f y además sea menor que 300°C pero mayor que 200°C, a fin de conseguir propiedades mejoradas en relación con el alargamiento.

Las propiedades mecánicas obtenidas en la invención son mejores que las obtenidas en aceros enfriados y templados convencionalmente en la misma clase de resistencia. Además, debe advertirse que la combinación global de propiedades mecánicas es buena, incluyendo las propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad al impacto. Todas estas se obtienen simultáneamente.

Ejemplos de la segunda realización principal (denominada realización de alto Al)

La segunda realización principal (denominada realización de alto Al) de la presente invención se describe ahora mediante otro ejemplo, en el que un acero experimental que contenía (en % en peso) 0,2C-2,0Mn-0,5Si-1,0Al-0,Cr-0,2Mo se ha laminado en caliente, se ha enfriado directamente en el intervalo M_s - M_f y se ha tratado por reparto a fin de probar la viabilidad de la invención para preparar aceros estructurales que tienen un límite elástico de al menos 960 MPa con una combinación de resistencia, ductilidad y tenacidad al impacto mejorada.

Se investigaron dos estados de austenita antes de enfriar: deformada y recristalizada. Se llevaron a cabo simulaciones termomecánicas en un simulador Gleeble para determinar velocidades de enfriamiento apropiadas y temperaturas de detención del enfriamiento para obtener fracciones de martensita en el intervalo 75 a 95% a la temperatura de detención del enfriamiento QT. Experimentos de laminación en caliente de laboratorio posteriores mostraron que se consiguieron las microestructuras de martensita-austenita deseadas, y la ductilidad y tenacidad al impacto fueron mejoradas en esta clase de alta resistencia.

La segunda realización principal de la invención se describirá ahora en mayor detalle con la ayuda de 1) los resultados de experimentos de simulación Gleeble, y 2) los resultados de experimentos de laminación en caliente de laboratorio.

1. Experimentos de simulación Gleeble

Se llevaron a cabo ensayos de dilatación preliminares en un simulador Gleeble para simular de manera aproximada una laminación industrial con temperaturas de laminación de acabado altas y bajas, dando como resultado austenitas no deformadas (recristalizadas) y deformadas (deformadas) respectivamente antes del enfriamiento.

5 Para la austenita no deformada, las muestras se recalentaron a 20°C/s hasta 1.000°C, se mantuvieron durante 2 min, y se enfriaron a 30°C/s hasta por debajo de la temperatura M_s dando fracciones de martensita iniciales en el intervalo 75% a 95%. Después se mantuvieron las muestras para permitir el reparto del carbono durante 10 a 1.000 s a la temperatura de detención del enfriamiento QT, seguido de enfriamiento en aire entre los yunques Gleeble (~10-15°C/s hasta 100°C).

10 En el caso de la austenita deformada, las muestras se recalentaron de manera similar, se enfriaron hasta 850°C, se mantuvieron 10 s, y después se comprimieron con tres golpes que tenían cada uno una deformación de ~0,2 a una tasa de deformación de 1 s⁻¹. El tiempo entre golpes fue 25 s. Después los especímenes se mantuvieron 25 s antes de enfriar a 30°C/s hasta una temperatura de enfriamiento por debajo de M_s dando fracciones de martensita iniciales de 75 a 95%. La Figura 7 representa un esquema de temperatura frente a tiempo de este programa de simulación termomecánica.

15 Las curvas de dilatación de especímenes enfriados a 30°C/s permitieron medidas de las temperaturas M_s . (400°C) y M_f (250°C). Estas fueron como se esperaba en base a ecuaciones estándar dadas en la bibliografía. Los resultados del dilatómetro sugirieron que estarían presentes fracciones de austenita iniciales de aproximadamente 25, 12 y 7% a temperaturas de enfriamiento de 340, 310 y 290°C, respectivamente.

20 Después del enfriamiento directo de austenita no deformada recristalizada, se vieron paquetes y bloques gruesos de listones de martensita en la microestructura. Sin embargo, los especímenes que se comprimieron a 850°C antes del enfriamiento mostraron paquetes y bloques de listones 11 de martensita más finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones, como puede verse en el acero DQP de alto Si descrito anteriormente.

25 Las fracciones de austenita 10 finales variaron en un intervalo estrecho de 5 a 10% independientemente de las temperaturas de enfriamiento y reparto (QT = PT) y/o los tiempos en el intervalo 10 a 1.000 s (media 9,9 y 7% a 340, 310 y 290°C, respectivamente).

2. Experimentos de laminación en laboratorio

30 En base a los resultados de los experimentos de dilatación, se hicieron ensayos de laminación usando laminación de inversión en un laminador de laboratorio empezando con bloques de 60 mm de espesor que tenían una longitud de 110 mm y una anchura de 80 mm cortados de los lingotes colados, que tenían una composición en % en peso de 0,2C-2,0Mn-0,5Si-1,0Al-0,5Cr-0,2Mo. La laminación se hizo en el modo mostrado en la Figura 1. La temperatura de las muestras durante la laminación en caliente y el enfriamiento se monitorizó mediante termopares colocados en agujeros perforados en los bordes de las muestras hacia la media anchura a media longitud. Las muestras se calentaron a 1.200°C durante 2 h (etapas 1 y 2 en la Figura 1) en un horno antes de una laminación de dos etapas (etapas 3-5 en la Figura 1). La etapa 3, es decir, etapa de laminación en caliente de tipo II, comprendió una laminación en caliente en cuatro pasos hasta un espesor de 26 mm con una deformación/paso de aproximadamente 0,2, con la temperatura del cuarto paso aproximadamente 1.040°C. La etapa 4 de espera comprendió esperar que la temperatura bajara por debajo de 920°C, que se estimó que era la RST, y la etapa 5, es decir, una etapa de laminación en caliente de tipo I, comprendió una laminación en caliente hasta un espesor final de 11,2 mm con cuatro pasos de una deformación/paso de aproximadamente 0,21, con una temperatura de laminación de acabado (FRT) \geq 820°C ($>$ A_3). Todos los pasos de laminación fueron paralelos al lado largo del bloque. Inmediatamente después de la laminación 3, 5, se enfriaron las muestras 6, es decir, se enfriaron a una velocidad de enfriamiento de al menos 20°C/s (velocidades de enfriamiento medias aproximadamente 30 a 35°C/s hasta aproximadamente 400°C), en un tanque de agua hasta temperaturas cercanas a 340, 320 o 270°C (QT) y después se sometieron a un tratamiento 7 de reparto en un horno, a la misma temperatura durante 10 minutos o bien durante un enfriamiento extremadamente lento a lo largo de 27 a 30 horas hasta 50 a 100°C. Esto también permitió un entendimiento de la influencia de la simulación de bobinado CS sobre las propiedades mecánicas en comparación con las del reparto durante aproximadamente 10 minutos.

50 Los rasgos microestructurales del material TMR-DQP de alta resistencia de laboratorio con respecto a tamaños de bloques y paquetes de martensita fueron muy similares a los vistos en las microestructuras ópticas de los especímenes simulados por Gleeble, indicando que las condiciones de deformación en laminación en caliente y enfriamiento directo hasta QT fueron controladas adecuadamente. La microestructura de la placa laminada a una FRT baja consistió en paquetes y bloques finos de listones 11 de martensita finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones, y contenidos de austenita 10 finales (medidos por XRD) en el intervalo 4-7%, independientemente de la temperatura de enfriamiento y del horno (270-340°C).

55 La Tabla 3 presenta un resumen de parámetros de proceso y propiedades mecánicas de las placas laminadas en laboratorio A, B, C, D y E, que tenían todas la composición 0,2C-2,0Mn-0,5Si-1,0Al-0,5Cr-0,2Mo. La Tabla 3 muestra claramente una mejora equilibrada en las propiedades como resultado de TMR-DQP, es decir, después de una laminación de dos etapas con la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I por debajo de la RST (FRT \geq 820°C).

enfriamiento en aire libre a la temperatura concernida.

Disminuir la temperatura de enfriamiento hasta 320°C, seguido de enfriamiento lento en un horno (placa C), dio como resultado un alargamiento uniforme mejorado (3,7%), si bien la reducción en área (Z) y las propiedades de impacto fueron perjudicadas marginalmente en comparación con las de la placa B. Una reducción adicional en la temperatura de enfriamiento hasta 270°C, seguido de enfriamiento lento (placa D), mostró un límite elástico y una resistencia a la tracción comparables a los del acero de referencia (placa F), pero hubo solo un cambio inapreciable en el alargamiento uniforme sin pérdida de tenacidad.

Un ensayo de laminación adicional (placa E) con FRT más alta a 890°C requirió un inicio de laminación controlada a 970°C, que cae en el dominio de recristalización parcial entre RLT y RST, seguido de enfriamiento hasta 310°C (similar a la placa C) y enfriamiento lento en un horno simulando CS de bobinado. Este ensayo mostró la influencia de la recristalización parcial antes de DQP sobre las propiedades mecánicas del acero DQP de alto Al. Laminar en el régimen de temperatura entre RLT y RST con una temperatura FRT más alta de 890°C, seguido de enfriamiento y reparto a 310°C (placa E), dio como resultado un A_g más bajo y una temperatura T27J más alta, como consecuencia de los valores $R_{p0,2}$ y $R_{p1,0}$ más altos en comparación con la placa C, que se sometió a un tratamiento DQP muy similar, pero se laminó a una FRT más baja. Esto refuerza la reivindicación independiente de que, en el tratamiento DQP, la etapa de laminación en caliente debe incluir una etapa 5 de laminación en caliente de tipo I para laminar en caliente el bloque de acero en el intervalo de temperaturas de no recristalización por debajo de RST pero por encima de la temperatura A_3 de formación de ferrita.

Una predeformación en frío del acero TMR-DQP para algunas aplicaciones puede ser factible o incluso natural, y en estos casos el límite elástico en uso será elevado por encima de los valores $R_{p0,2}$ en la Tabla 3: el límite elástico puede exceder entonces de 1.200 o 1.300 MPa dependiendo de la predeformación aplicada. Esto es insinuado por los altos valores de $R_{p1,0}$ mostrados por las placas A a E.

Como se representa en la Tabla 3, una temperatura de laminación de acabado (FRT) baja, es decir, la etapa 5 de laminación en caliente de tipo I realizada por debajo de la temperatura de detención de la recristalización (RST), tiene un notable efecto sobre la tenacidad al impacto y el alargamiento en el contexto del procesamiento DQ&P. Para cada placa se ensayaron aproximadamente nueve especímenes de ensayo de impacto Charpy V de 10 x 10 mm a diversas temperaturas a través del intervalo de transición dúctil-quebradizo. Los resultados se usaron para determinar los valores de T27J y T50% (temperatura de transición de fractura por cizallamiento de 50%) en la Tabla 3. Se muestran valores individuales de energía absorbida en la Figura 8. Puede verse a partir de la Figura 8 que una laminación controlada hasta una FRT de 820°C, seguido de un enfriamiento acelerado hasta la temperatura de enfriamiento y un tratamiento de reparto durante un enfriamiento lento en un horno (placas B, C y D), causa una resistencia al impacto mejorada en comparación con un enfriamiento directo simple hasta la temperatura ambiente de un acero al carbono más bajo con límite elástico similar (placa F).

Además, sorprendentemente, a pesar del hecho de que el contenido de carbono de los especímenes A a E (0,20%) es más alto que el contenido de carbono del espécimen F (0,14%), la temperatura correspondiente a la energía de impacto Charpy V 27J (T27J) y la fractura por cizallamiento de 50% (T50%) para las placas A a E son nítidamente más bajas, es decir, mejores, que para la placa F.

Según la Tabla 3, las temperaturas correspondientes a la energía de impacto Charpy V 27J (T27J) del acero DQP pueden ser menores que -50°C usando laminación termomecánica, es decir, usando una etapa 5 de laminación de tipo I a temperaturas por debajo de la RST.

Las placas TMR-DQP en la Tabla 3 (B, C y D) satisfacen el objetivo relacionado con una excelente temperatura de transición de tenacidad al impacto Charpy V T27J \leq -50°C, preferiblemente \leq -80°C, y también un límite elástico $R_{p0,2}$ de al menos 960 MPa, junto con un buen alargamiento uniforme total.

Aunque el alargamiento total (A) y la reducción de área hasta fractura (Z) varían en un intervalo estrecho, el alargamiento uniforme total (A_{gt}) y el alargamiento uniforme plástico (A_g) son más altos a la temperatura de enfriamiento más baja de 320°C y 270°C que las mismas propiedades obtenidas a la temperatura de enfriamiento 340°C, como puede verse en la Tabla 3.

Según la Tabla 3, se consiguió el alargamiento total de $A \geq 8\%$, que es también un buen valor a este nivel de resistencia.

Según la Tabla 3, se consiguió el alargamiento uniforme total de $A_{gt} \geq 2,7\%$, incluso $A_{gt} \geq 3,5\%$, que es también un buen valor en esta clase de resistencia.

Se prefiere que especialmente en la segunda realización principal (denominada realización de alto Al), la temperatura de detención del enfriamiento (QT) esté entre las temperaturas M_s y M_f y además menor que 350°C pero mayor que 200°C a fin de conseguir propiedades mejoradas relacionadas con el alargamiento.

Las propiedades mecánicas obtenidas en la invención son mejores que las obtenidas en aceros enfriados y templados convencionalmente en la misma clase de resistencia. Además, debe advertirse que la combinación global de

propiedades mecánicas es buena, incluyendo las propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad al impacto. Todas estas se obtienen simultáneamente, y sin calentamiento adicional desde temperaturas por debajo de M_f después del enfriamiento.

Condiciones de ensayo de los experimentos

5 Para el ensayo de tracción, según el estándar EN 10002, especímenes redondos con extremos roscados (roscas de 10 mm x M10) y dimensiones de 6 mm de diámetro y longitud paralela total de 40 mm se maquinaron en la dirección transversal a la dirección de laminación.

10 Para ensayar la tenacidad al impacto, según el estándar EN 10045-1, especímenes de impacto Charpy V (10 x 10 x 55 mm; muesca de 2 mm de profundidad a lo largo de la dirección normal transversal con radio raíz de $0,25 \pm 0,025$ mm) se maquinaron en la dirección longitudinal, es decir, paralela a la dirección de laminación.

En lo anterior, la invención se ha ilustrado mediante ejemplos específicos. Es de apuntar, sin embargo, que los detalles de la invención pueden implementarse de muchas otras maneras dentro del alcance de las reivindicaciones acompañantes.

REIVINDICACIONES

1. Un método para fabricar un acero estructural de alta resistencia, que comprende lo siguiente:

- una etapa de provisión para proporcionar un bloque de acero que comprende, en términos de porcentajes en masa, lo siguiente:

5 C: 0,17 a 0,23%,

Si: 1,4 a 2,0% o Si + Al: 1,2 a 2,0%, donde Si es al menos 0,4% y Al es al menos 0,1%, preferiblemente al menos 0,8%,

Mn: 1,4 a 2,3%,

Cr: 0,4 a 2,0%,

10 y opcionalmente que comprende

Mo: menos que 0,70%,

Ni: hasta 4%,

Cu: menos que 1,00%,

V: menos que 0,06%,

15 Nb: 0,005 a 0,05%,

B: 0,0005 a 0,005%,

Ti: 0,01 a 0,05%,

P: menos que 0,012%,

S: menos que 0,006%, y

20 N: menos que 0,006%,

y un resto de hierro,

- una etapa (1) de calentamiento para calentar dicho bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 950 a 1.300°C,

- una etapa (2) de igualación de temperatura para igualar la temperatura del bloque de acero,

25 - una etapa de laminación en caliente que incluye una etapa (5) de laminación en caliente de tipo I para laminar en caliente dicho bloque de acero en el intervalo de temperaturas de no recristalización por debajo de la temperatura de detención de la recristalización (RST) pero por encima de la temperatura A3 de formación de ferrita, y para proporcionar una temperatura de laminación de acabado (FRT), por lo que dicha etapa (5) de laminación en caliente de tipo I incluye al menos una deformación equivalente acumulada total de 0,4 por debajo de la temperatura de detención de la recristalización (RST),

30 - una etapa (6) de enfriamiento para enfriar el acero laminado en caliente a una velocidad de enfriamiento de al menos 20°C/s hasta una temperatura de detención del enfriamiento (QT), dicha temperatura de detención del enfriamiento (QT) que está entre las temperaturas M_s y M_f ,

35 - una etapa (7, 9) de tratamiento de reparto para repartir el acero laminado en caliente a fin de transferir carbono de la martensita a la austenita, por lo que dicha etapa (7) de tratamiento de reparto se realiza a la temperatura de detención del enfriamiento (QT) o dicha etapa (9) de tratamiento de reparto se realiza por encima de la temperatura de detención del enfriamiento (QT): o que dicha etapa (7, 9) de tratamiento de reparto se realiza a una temperatura en el intervalo 250 a 500°C, y por lo que dicha etapa (7, 9) de tratamiento de reparto se realiza dentro del periodo de tiempo 10 a 100.000 s, preferiblemente dentro del periodo de tiempo 600 a 10.000 s calculado a partir de la temperatura de detención del enfriamiento (QT), y

40 - una etapa (8) de enfriamiento para enfriar el acero laminado en caliente hasta la temperatura ambiente por enfriamiento forzado o natural.

2. El método según la reivindicación 1, **caracterizado** por que la etapa (1) de calentamiento para calentar dicho bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 950 a 1.300°C incluye calentar dicho bloque de acero hasta una temperatura en el intervalo 1.000 a 1.300°C, por que la etapa de laminación en caliente incluye una etapa (3) de

45

laminación en caliente de tipo II para laminar en caliente dicho bloque de acero en el intervalo de temperaturas de recristalización por encima de la temperatura límite de recristalización (RLT), y por que la etapa (3) de laminación en caliente de tipo II se realiza antes de la etapa (5) de laminación en caliente de tipo I.

5 3. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 o 2, **caracterizado** por que dicha etapa (7, 9) de tratamiento de reparto se realiza para que la velocidad de enfriamiento media durante la etapa (7, 9) de tratamiento de reparto sea menor que la velocidad de enfriamiento media en enfriamiento al aire libre a la temperatura concernida, o que dicha etapa (7, 9) de tratamiento de reparto se realiza para que la velocidad de enfriamiento media máxima durante el tratamiento de reparto sea 0,2°C/s.

10 4. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizado** por que dicha etapa (7, 9) de tratamiento de reparto se realiza por mantenimiento a una temperatura constante.

15 5. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizado** por que la temperatura de detención del enfriamiento (QT) está entre las temperaturas M_s y M_f y además por debajo de 400°C pero por encima de 200°C a fin de conseguir propiedades mejoradas relacionadas con el alargamiento, preferiblemente para que la temperatura de detención del enfriamiento (QT) esté entre las temperaturas M_s y M_f y además por debajo de 300°C pero por encima de 200°C a fin de conseguir propiedades mejoradas relacionadas con el alargamiento.

6. El método según la reivindicación 1, **caracterizado** por que dicha etapa de laminación en caliente se realiza para que el espesor final de la placa o lámina de acero laminada en caliente sea 3 a 20 mm, preferiblemente 3 a 11 mm, y por que el índice de capacidad de endurecimiento DI calculado usando la fórmula (1) a continuación es más que 70 mm,

20
$$DI = 13,0C \times (1,15+2,48Mn+0,74Mn^2) \times (1+2,16Cr) \times (1+3,00Mo) \times (1+1,73V) \times (1+0,36Ni) \times (1+0,70Si) \times (1+0,37Cu) \quad (1)$$

en la que los elementos de aleación están en % en peso y DI en mm.

25 7. El método según la reivindicación 1, **caracterizado** por que dicha etapa de laminación en caliente se realiza para que el espesor final de la placa o lámina de acero laminada en caliente sea 3 a 20 mm, preferiblemente 11 a 20 mm, y por que el índice de capacidad de endurecimiento DI calculado usando la fórmula (1) a continuación es al menos 125 mm,

$$DI = 13,0C \times (1,15+2,48Mn+0,74Mn^2) \times (1+2,16Cr) \times (1+3,00Mo) \times (1+1,73V) \times (1+0,36Ni) \times (1+0,70Si) \times (1+0,37Cu) \quad (1)$$

en la que los elementos de aleación están en % en peso y DI en mm.

30 8. Un producto de acero estructural de alta resistencia fabricado usando un método según la reivindicación 1, teniendo dicho producto de acero estructural de alta resistencia un límite elástico $R_{p0,2} \geq 960$ MPa, preferiblemente $R_{p0,2} \geq 1.000$ MPa, que tiene una microestructura que comprende, en términos de porcentajes en volumen, al menos 80% de martensita y 5 a 20% de austenita retenida, **caracterizado** por que dicha martensita consiste en listones martensíticos finos, acortados y distribuidos al azar en diferentes direcciones, y por que el producto de acero estructural de alta resistencia incluye, en términos de porcentajes en masa, lo siguiente:

C: 0,17 a 0,23%,

Si: 1,4 a 2,0% o Si + Al: 1,2 a 2,0%, donde Si es al menos 0,4% y Al es al menos 0,1%, preferiblemente al menos 0,8%,

Mn: 1,4 a 2,3%,

40 Cr: 0,4 a 2,0%,

y opcionalmente que comprende

Mo: menos que 0,70%,

Ni: hasta 4%,

Cu: menos que 1,00%,

45 V: menos que 0,06%,

Nb: 0,005 a 0,05%,

B: 0,0005 a 0,005%,

Ti: 0,01 a 0,05%,

P: menos que 0,012%,

S: menos que 0,006%, y

N: menos que 0,006%,

y un resto de hierro.

5 9. El producto de acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 8, **caracterizado** por que el producto de acero está exento de carburos de hierro tales como cementita.

10. El producto de acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 8 o 9, **caracterizado** por que el producto de acero estructural de alta resistencia está exento de carburos formados después de una transformación fcc (cúbico centrado en las caras) a bcc (cúbico centrado en el cuerpo).

10 11. El producto de acero estructural de alta resistencia según una cualquiera de las reivindicaciones 8 a 10, **caracterizado** por que el producto de acero estructural de alta resistencia tiene una temperatura de transición Charpy V 27J menor que -50°C, preferiblemente menor que 80°C.

15 12. El producto de acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 8, **caracterizado** por que el producto de acero estructural de alta resistencia tiene un espesor de 3 a 20 mm, preferiblemente 3 a 11 mm, y por que el índice de capacidad de endurecimiento DI calculado usando la fórmula (1) a continuación es más que 70 mm,

$$DI = 13,0C \times (1,15 + 2,48Mn + 0,74Mn^2) \times (1 + 2,16Cr) \times (1 + 3,00Mo) \times (1 + 1,73V) \times (1 + 0,36Ni) \times (1 + 0,70Si) \times (1 + 0,37Cu) \quad (1)$$

en la que los elementos de aleación están en % en peso y DI en mm.

20 13. El producto de acero estructural de alta resistencia según la reivindicación 8, **caracterizado** por que el producto de acero estructural de alta resistencia tiene un espesor de 3 a 20 mm, preferiblemente 11 a 20 mm, y por que el índice de capacidad de endurecimiento DI calculado usando la fórmula (1) a continuación es al menos 125 mm,

$$DI = 13,0C \times (1,15 + 2,48Mn + 0,74Mn^2) \times (1 + 2,16Cr) \times (1 + 3,00Mo) \times (1 + 1,73V) \times (1 + 0,36Ni) \times (1 + 0,70Si) \times (1 + 0,37Cu) \quad (1)$$

en la que los elementos de aleación están en % en peso y DI en mm.

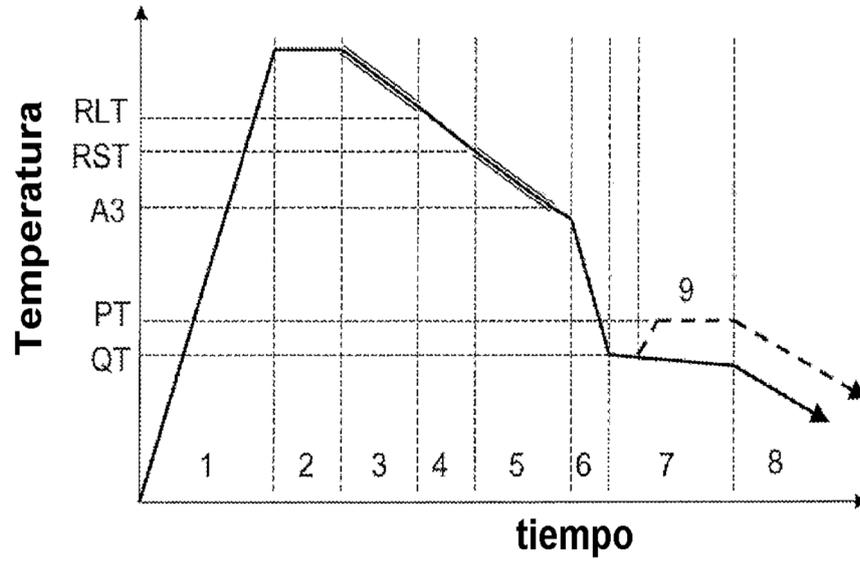


FIG 1

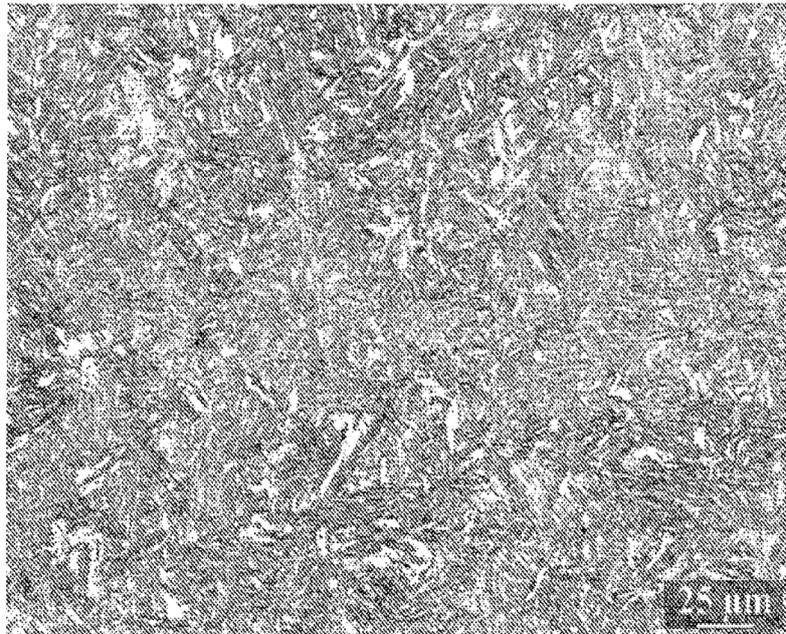


FIG 2

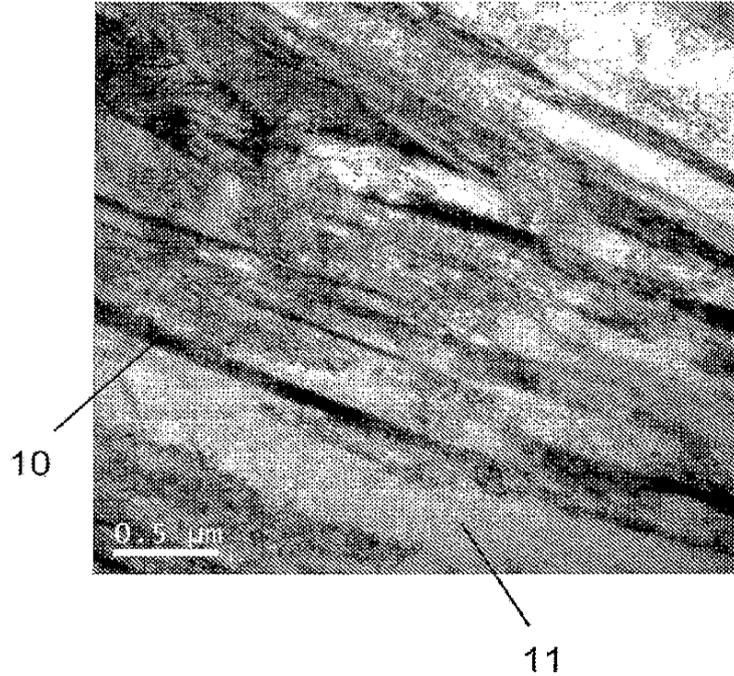


FIG 3

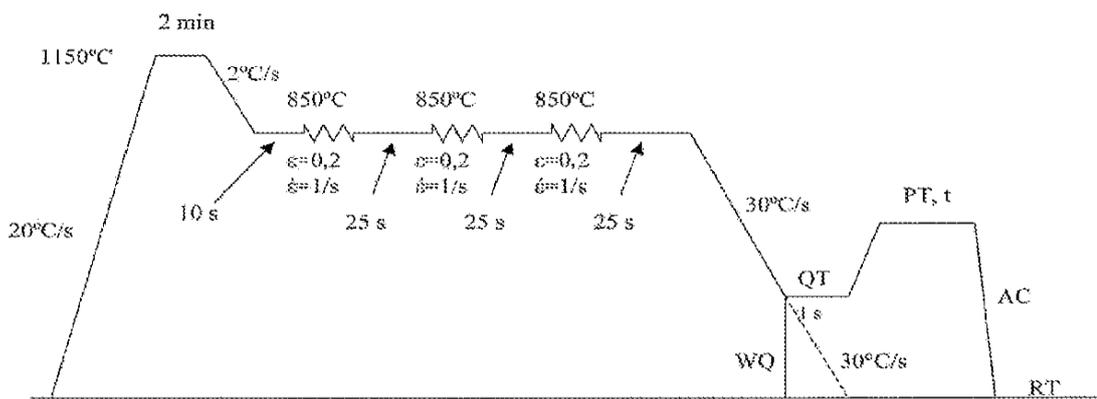


FIG 4

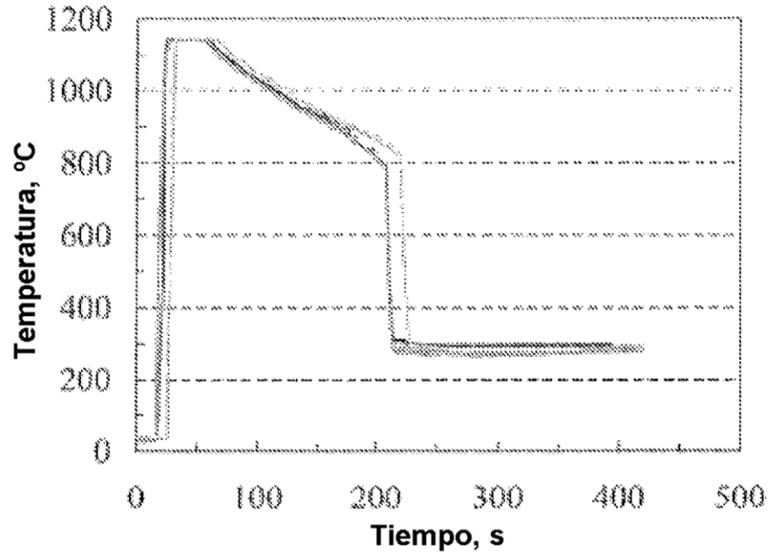


FIG 5.

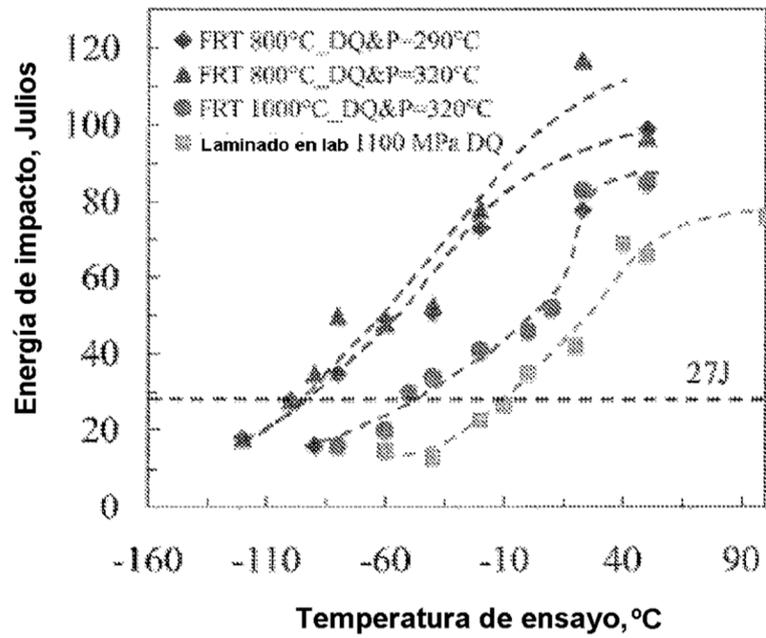


FIG 6.

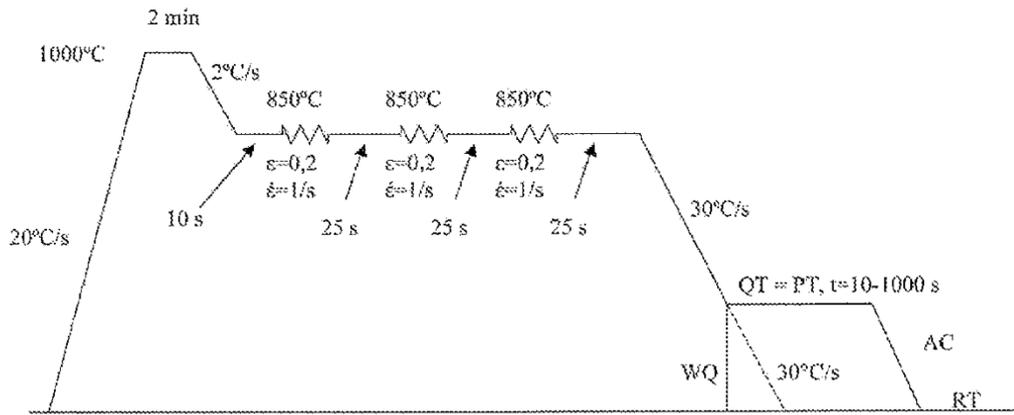


FIG 7

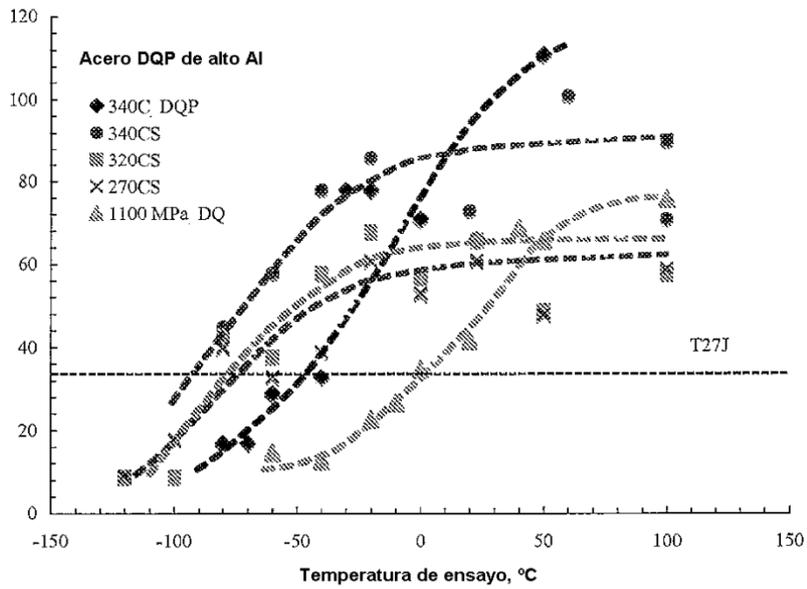


FIG 8

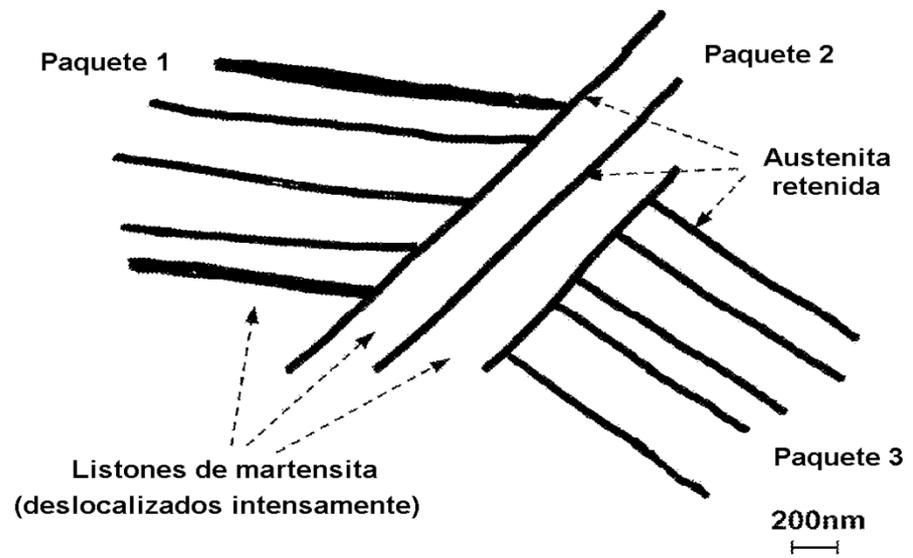


FIG 9