

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 891 948**

51 Int. Cl.:

C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01)
C21D 1/20 (2006.01)
C21D 1/22 (2006.01)
C21D 1/56 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C21D 1/607 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.05.2013** **PCT/US2013/042952**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **19.12.2013** **WO13188100**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.05.2013** **E 13803540 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **07.07.2021** **EP 2855714**

54 Título: **Microtratamiento y microestructura de aleación basada en hierro que contiene carburo**

30 Prioridad:

25.05.2012 US 201261651992 P

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
01.02.2022

73 Titular/es:

COLA, GARY M. JR. (100.0%)
11825 29 Mile Road
Washington, MI 48095, US

72 Inventor/es:

COLA, GARY M. JR.

74 Agente/Representante:

TOMAS GIL, Tesifonte Enrique

ES 2 891 948 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

Microtratamiento y microestructura de aleación basada en hierro que contiene carburo

5 Campo técnico

[0001] Esta invención se refiere a aleaciones a base de hierro tratadas, y más particularmente se refiere a procesos para transformar y/o modelar las mismas y los varios materiales de microestructura resultantes obtenidos por tratamiento de acero al carbono bajo, medio, y alto con otros componentes metálicos y otras aleaciones a base de hierro para al menos una microestructura mixta que contenga martensita, bainita y carburos no disueltos, y también puede contener microestructuras de acero complejas con partes de bainita, bainita coalescente, perlita, ferrita, ferrita acicular, martensita y/o austenita retenida junto con combinaciones de las mismas por microtratamiento de dicha aleación a base de hierro.

15 Antecedentes de la invención

[0002] Tradicionalmente, los metalúrgicos han deseado coger metales de baja calidad, tal como acero con bajo contenido de carbono, y convertirlos en aceros de alta calidad y productos más deseables a través de tratamientos económicos, incluyendo, recocido, enfriamiento rápido, y templar, por nombrar unos pocos. Se han encontrado intentos precedentes con éxito limitado en los que no siempre se produce un producto deseable. Otros intentos han fallado en gran escala debido a los altos costes de tratamiento o la necesidad finalmente de incorporar una aleación excesiva y cara.

[0003] El tratamiento de acero de alta resistencia generalmente requiere un intenso equipo capital, altos gastos, fluidos calentados costosos y peligrosos, tales como aceites de enfriamiento rápido y sales de enfriamiento rápido, y procesos de templado/recocido que incluyen el uso de hornos, equipo calentado, y el calor residual del vertido del acero fundido. Estos procedimientos de enfriamiento rápido se destinan a elevar la dureza del acero a un valor deseable. La bainita y martensita se pueden usar para estos procesos y son materiales muy deseables para determinadas aplicaciones de alta resistencia, puesto que generalmente tienen Rockwell C de aproximadamente 20 y más. La dureza aumentada se correlaciona con un aumento comparable de resistencia a la tracción.

[0004] Aceros de alta resistencia típicos avanzados incluyen generalmente fases bainíticas y/o martensíticas. La bainita es generalmente acero acicular estructurado de una combinación de ferrita y carburos que muestra tenacidad considerable mientras combina alta resistencia con alta ductilidad. Históricamente, aunque la bainita se ha producido comercialmente por austemperización a través de largos ciclos térmicos de austemperización, la bainita es un producto muy deseable. Una ventaja práctica de los aceros bainíticos es que se pueden obtener niveles relativamente altos de resistencia junto con una ductilidad adecuada sin tratamiento térmico adicional, después de que haya tenido lugar la transformación de bainita. Tales aceros, cuando se hacen como una aleación con poco carbono, se pueden soldar fácilmente. Se ha descubierto que la bainita es resistente al enfriamiento y se puede formar en la zona afectada por calor adyacente al metal de soldadura, reduciendo así la incidencia de agrietado y proporcionando así una costura soldada menos frágil. Además, estos aceros que tienen un contenido de carbono inferior tienden a mejorar la soldabilidad y reducen tensiones que surge de la transformación. Cuando la bainita austemperizada se ha formado en aceros de contenido alto y medio de carbono, se reduce la soldabilidad debido al mayor contenido de equivalencia de carbono.

[0005] El otro componente convencional del acero de alta resistencia, la martensita, es otra microestructura acicular hecha de una solución sólida, dura, sobresaturada de carbono en una red tetragonal centrada en el cuerpo de hierro. Es generalmente una estructura transitoria metaestable formada durante una transformación de fase llamada una transformación martensítica o transformación de corte donde piezas mayores de acero austenizado se pueden enfriar a una temperatura dentro del rango de transformación de martensita y se puede mantener esa temperatura para lograr una temperatura igualada en todo antes de que se enfríe a temperatura ambiente. La martensita en secciones más finas se enfría a menudo en agua. Puesto que los procesos químicos se aceleran a mayores temperaturas, la martensita se enfría fácilmente a una resistencia muy inferior por la aplicación de calor. En algunas aleaciones, este efecto se reduce por la adición de elementos tal como el tungsteno, que interfieren con la nucleación de cementita, pero, en la mayoría de los casos el fenómeno se aprovecha en su lugar. Puesto que el enfriamiento rápido puede ser difícil de controlar, la mayoría de los aceros se enfrían rápidamente para producir una profusión de martensita, y luego se templean para reducir gradualmente su resistencia hasta que se consigue la estructura correcta de dureza/ductilidad para la aplicación destinada.

[0006] US20100132854 describe un método para transformar una aleación a base de hierro que contiene un carburo en un acero de alta resistencia por un proceso de calentamiento rápido de la aleación a al menos 1000°C y un enfriamiento rápido inmediato. Sin embargo, hay una necesidad de mejora del método porque el producto obtenido no es satisfactorio con respecto a las propiedades mecánicas, en particular, con respecto al alargamiento optimizado A50.

Resumen de la invención

[0007] El objeto de la presente invención es un proceso de tratamiento metálico para transformar una aleación a base de hierro que contiene carburo en un acero de alta resistencia, que comprende:

- 5 Proporcionar una aleación basada en una masa heterogénea no homogeneizada de hierro que contiene carbono y al menos un elemento formador de carburo, donde dicha aleación se selecciona entre acero al carbono 1008 con 0,035 peso % de carbono (1), acero al cromo-molibdeno 4140 con 0,41 % en peso de carbono (2) y aceros con un contenido de carbono entre 0,035 % en peso y 0,41 % en peso (3);
- 10 calentar las aleaciones a una temperatura de 149°C/segundo a 2760°C/ segundo (300°F/ segundo a 5000°F/ segundo) y desde por debajo de la temperatura de conversión austenítica a una temperatura pico seleccionada por encima de la temperatura de conversión austenítica, donde dicha temperatura pico seleccionada es 1218°C - 1246°C (2225°F - 2275°F) para la aleación (1), 1052°C - 1079°C (1925°F - 1975°F) para la aleación (2) y se selecciona entre los dos rangos anteriormente mencionados a través de la interpolación lineal para una aleación (3);
- 15 enfriamiento rápido inmediato de la aleación obtenida después del paso de calentamiento con una tasa de 93°C/segundo a 2760°C/ segundo (200°F/ segundo a 5000°F/ segundo), donde se producen muchas transformaciones a muchas fases secundarias de la austenita y se produce al menos una microestructura mixta que puede contener martensita, bainita, carburos no disueltos, y también puede contener microestructuras de acero complejo con partes de bainita, bainita coalescente, ferrita acicular, austenita retenida y/o
- 20 martensita junto con combinaciones de las mismas por tratamiento de dicha aleación a base de hierro.

[0008] En una forma de realización particular, si el acero es un acero laminado frío, la temperatura pico seleccionada también se puede reducir hasta 56°C-111°C (100-200°F).

- 25 [0009] En una forma de realización particular, el paso de proporcionar una aleación a base de hierro se realiza incluyendo elementos de formación de carburos seleccionados del grupo que consiste en cromo, molibdeno, vanadio, silicio, aluminio, boro, tungsteno, titanio, y combinaciones de los mismos.

- 30 [0010] En una forma de realización particular, el paso de proporcionar una aleación a base de hierro se realiza proporcionando una aleación a base de hierro en un estado esferoidizado.

[0011] En una forma de realización particular, el paso de proporcionar una aleación a base de hierro con elemento de formación de carbono y carburos se realiza incluyendo cromo de hasta 13,3 por ciento en peso.

- 35 [0012] En una forma de realización particular, el paso de proporcionar una aleación a base de hierro se realiza proporcionando la aleación a base de hierro con vanadio incluido en una concentración de al menos 0,15 por ciento en peso.

- 40 [0013] En una realización particular, el paso de enfriamiento se realiza con un medio de enfriamiento de un baño de agua, rociadores de agua, matrices de formación, cuchillas de aire, convección al aire libre, matrices progresivas, matrices progresivas refrigeradas, matrices de línea refrigeradas de etapa final, matrices de perfilado refrigeradas, hidroformas de enfriamiento, sales fundidas, aceites, vapor, soluciones gaseosas calentadas y rodillos de enfriamiento, y combinaciones de estos métodos

- 45 [0014] En una forma de realización particular, proporcionar una aleación a base de hierro resultó en la bainita plaquetaria de tamaño nanométrico en una única operación rápida de enfriamiento rápido que lleva menos de 10 segundos desde por encima de la temperatura austenítica inferior a por debajo de la temperatura martensítica inferior.

- 50 [0015] En una forma de realización particular, dicho paso de calentamiento resulta en un acero austenizado heterogéneo no homogeneizado que contiene granos austeníticos, y dicho paso de enfriamiento rápido resulta en aleación a base de hierro con una alta resistencia que tiene una mezcla compleja de bainita y martensita en los granos austeníticos del acero obtenido después del paso de calentamiento.

- 55 [0016] En una forma de realización particular, el elemento formador de carburo es cromo y dicha alta aleación a base de hierro de alta resistencia tiene 0,01 a 0,05 % en peso de carbono y 0,2 a 0,5 % en peso. de cromo en la multiplicidad de química heterogénea en la escala de grano de austenita localizada.

- 60 [0017] Conforme a la presente invención, aleaciones ferrosas de baja calidad en bandas, hojas, barras, placas, alambres, tubos, perfiles, piezas y similares se convierten en aceros de alta resistencia de varias fases con tiempo, esfuerzo y coste mínimo. Se consiguen materiales de dos fases y más complejos practicando la presente invención. Debido a la corta duración del calentamiento de la aleación a base de hierro desde la temperatura superior de austenización a la temperatura pico seleccionada, y la habilidad para conseguir rápidamente una microestructura parcialmente bainítica, este método se conoce como "Tratamiento flash de bainita".
- 65

[0018] Se proporcionan métodos y equipos para microtratamiento extremadamente rápido de aleaciones a base de hierro con bajo contenido de carbono y artículos hechos de esto y que contienen estas aleaciones. Las aleaciones/artículos a base de hierro o ferrosos comienzan teniendo una primera microestructura que contiene carburos antes del microtratamiento, y se convierten en una segunda microestructura compleja por calentamiento rápido y enfriamiento rápido en aceros de resistencia elevada en al menos una parte de la aleación/artículo.

[0019] Un método de microtratamiento rápido de una aleación a base de hierro se describe para formar al menos una aleación de una fase de alta resistencia, donde el método comprende los pasos de proporcionar una aleación a base de hierro que tiene una primera microestructura con una temperatura de conversión austenítica. Esta primera microestructura puede transformarse en una aleación a base de hierro que tiene una segunda microestructura con las fases mencionadas anteriormente por calentamiento rápido a una velocidad extremadamente rápida, tal como 300 °F/s a 5000 °F/s desde debajo de la temperatura de conversión austenítica a una temperatura seleccionada por encima de la temperatura de conversión austenítica. Se sabe que esta segunda microestructura es heterogénea debido a la falta de tiempo por encima de la temperatura de austenización superior para homogeneizar los elementos de la aleación en la aleación a base de hierro que contiene los carburos. Las temperaturas de conversión austenítica tradicionales se elevan para aleaciones dadas debido a la corta duración del ciclo térmico iniciado por el calentamiento rápido. Esta temperatura de austenización elevada se debe en parte al promedio de temperaturas de austenización de las múltiples concentraciones de la aleación presentes en el acero en los granos individuales de austenita. Debido a que las diferentes concentraciones de carbono tienen diferentes temperaturas superiores de austenización, la concentración de carbono presente en la mayoría de los granos anteriores de austenita tendrá la mayor influencia en la temperatura de austenización. Una aleación a base de hierro que consista principalmente en ferrita, que contenga una concentración muy baja de carbono, tendría una temperatura de austenización superior relativamente elevada más cerca de aquella de ferrita en hierro puro.

[0020] Este paso de calentamiento implica un calentamiento casi inmediato de la aleación con base de hierro a una temperatura seleccionada por encima de su temperatura de conversión a la austenita a partir de una temperatura inferior a la temperatura de austenización superior. A continuación, la aleación se enfría de forma sustancialmente inmediata una vez que se alcanza la temperatura máxima seleccionada, sin ningún período de mantenimiento sustancial a la temperatura elevada, a menudo a una velocidad extremadamente rápida, es decir, de 300 °F/s a 5.000 °F/s en al menos una parte de la aleación a base de hierro en una unidad de enfriamiento adyacente a la unidad de calentamiento. En algunos casos, se desea un enfriamiento más lento o interrumpido para realizar una transformación por enfriamiento continuo o por tiempo de la aleación con base de hierro que contiene carburo. Este procedimiento forma al menos una fase de una aleación de alta resistencia en un área deseada, dependiendo de dónde se haya realizado el tratamiento. El enfriamiento extremadamente rápido formará al menos una fase de una aleación de alta resistencia, como se describe más detalladamente a continuación.

[0021] El enfriamiento puede llevarse a cabo de forma casi instantánea mediante diversos métodos y aparatos, incluidos los baños de agua, los rociadores de agua, las matrices de conformación refrigeradas, las cuchillas de aire, la convección al aire libre, las matrices progresivas refrigeradas de operación final, las matrices de línea refrigeradas de etapa final, las matrices de conformación de rodillos refrigeradas y las hidroformas de enfriamiento, entre otros. Es posible un enfriamiento más lento o interrumpido mediante el uso de sales fundidas, aceites, vapor, soluciones gaseosas calentadas, rodillos de enfriamiento refrigerados y muchos otros medios conocidos por los expertos en la materia. Independientemente del método de enfriamiento, es necesario que el inicio del enfriamiento se produzca de forma sustancialmente inmediata tras alcanzar la temperatura máxima de calentamiento seleccionada para limitar la migración de carbono, la disolución de carburos y la homogeneización de la aleación.

Breve descripción de los dibujos

[0022] Para una comprensión posterior de la naturaleza y ventajas de las varias formas de realización de la presente invención, se debe hacer referencia a la siguiente descripción detallada, y tomada conjuntamente con los dibujos anexos, donde las mismas partes tienen los mismos números de referencia, y donde;

FIG 1A es una micrografía FEGSEM de bainita procesada conforme a la presente invención;

FIG 1B es una micrografía FEGSEM de bainita procesada conforme a la presente invención;

FIG 2A es un gráfico de mediciones de temperatura típica en la pared interna del tubo procesado;

FIG 2B es un gráfico de tiempo/temperatura | ciclo de enfriamiento del proceso conforme a la presente invención;

FIG 2C es el ciclo de calentamiento y enfriamiento de simulación de desarrollo de grano de austenita a lo largo del tiempo

FIG 3 es un gráfico de análisis de transformación de temperatura versus diferencial de temperatura;

FIG 4A es un análisis de heterogeneidad mecánica de una materia prima;

FIG 4B es un análisis similar del material con procesamiento flash;

FIG 5 es un gráfico de alargamiento frente a la temperatura máxima de calentamiento;

FIG 6 es un gráfico de tensión versus deformación de varios ejemplos de material;

FIG 7A muestra imágenes ópticas y SEM de acero antes y después del tratamiento flash de bainita;

FIG 7B es una imagen de microscopía electrónica de transmisión de acero de tratamiento flash de bainita;

FIG 8 muestra condiciones límites iniciales para simulación;

FIG 9A, 9B, 9C, y 9D muestra modelado de disolución de cementita a varias velocidades de calentamiento; FIG 10 es de los gradientes de concentración [C y Cr] a temperatura ambiente y a 1000°C; y FIG 11 es un diagrama de enfriamiento continuo de Fe-0.03C-0.3Cr % en peso de aleación a base de hierro.

5 Descripción detallada de los dibujos

[0023] Conforme a la presente invención se divulga un nuevo método de tratamiento de metal que resulta en transformar una aleación a base de hierro de baja calidad en un acero de resistencia elevada con un calentamiento extremadamente rápido del metal seguido inmediatamente de un enfriamiento rápido del material. El acero resultante es una composición heterogénea de al menos martensita, bainita, ferrita, y las otras estructuras que se explican con más detalle a continuación.

[0024] A este respecto, nuestros experimentos han demostrado que el enfriamiento rápido que sigue de cerca a la austenización rápida desarrolla una microestructura de doble dureza, como se ilustra en los dibujos adjuntos. La experimentación ha demostrado que el procesamiento rápido de materiales con denominación AISI 4130 produce múltiples picos de dureza de aproximadamente 525 y 625 de dureza Vickers. La combinación de durezas se ha verificado mediante un análisis térmico diferencial de un solo sensor que muestra que en dos rangos de temperatura se produce la transformación durante la operación de temple único. En AISI 4130, la transformación se produce de 1202 °F a 1022 °F y de nuevo de 860°F a 680°F durante el enfriamiento del agua

[0025] Aunque los fenómenos de esta transformación por doble enfriamiento no se comprenden del todo, existen múltiples teorías al respecto. La primera es que el acero se calienta rápidamente y no se ha producido la nivelación del carbono. Por ello, existen muchas concentraciones de carbono y aleación en la escala de tamaño de grano individual. Las antiguas regiones ferríticas contienen un mínimo de carbono, mientras que las antiguas regiones perlíticas y con contenido de carburo tienen una abundancia. Las zonas enriquecidas con carbono se transforman en martensita mientras que las zonas empobrecidas en carbono se transforman en bainita. Los carburos anteriores suelen estar presentes casi intactos una vez finalizado el tratamiento flash de vainita.

[0026] Otra posible teoría es que la temperatura de transformación superior ocurre cuando la austenita se transforma en plaquetas a nanoescala. La segunda transformación que se produce durante el enfriamiento es la coalescencia de las plaquetas en placas mayores.

[0027] Esta noción de doble transformación nos lleva a otro aspecto de esta invención. Dado que se está produciendo una doble transformación, se podría permitir que se produjera la primera transformación pero detener la segunda. Por ejemplo, calentar rápidamente la aleación con base de hierro hasta una temperatura máxima seleccionada y, unos segundos después, enfriar la aleación con base de hierro en un medio de enfriamiento que esté por debajo de la temperatura de finalización de la primera transformación, pero por encima de la temperatura de inicio de la segunda. El material completaría la primera transformación, pero retrasaría la segunda.

[0028] Esto puede hacer, por ejemplo, que la primera etapa de la bainita flash forme, por ejemplo, sólo la fase de nanopartículas de bainita no coalescente, pero luego deje una cantidad significativa de otra fase, posiblemente austenita retenida, o algún otro producto derivado de la austenita. El material podría entonces reducirse a partir de la temperatura entre la temperatura de finalización de la primera transformación (es decir, 1022°F) y la temperatura de inicio de la segunda transformación (es decir, 860 °F). Obsérvese que las temperaturas indicadas proceden de la experimentación basada en la heterogeneidad del acero químico 4130. Para otras aleaciones de acero con químicas diferentes, la primera y segunda temperatura de inicio y final de la transformación serán diferentes y son bien conocidas por los expertos en la materia.

[0029] Se sabe que las diferentes aleaciones de acero tienen diferentes temperaturas de calentamiento máximas óptimas para obtener los resultados más dúctiles. Los aceros con menos carbono mantendrán la mayor ductilidad cuando la temperatura máxima de calentamiento sea más alta, mientras que los aceros con más carbono mantendrán la mayor ductilidad cuando las temperaturas máximas de calentamiento no sean tan altas. En el caso del acero al carbono 1008 con 0,035 % de carbono, el alargamiento A50 de la chapa se optimiza entre el 8 y el 10 % cuando la temperatura máxima de calentamiento que alcanza el acero es de 2225-2275 °F. En el caso del acero al cromo-molibdeno 4140, con 0,41 % de carbono en peso, el alargamiento A50 de la chapa se optimiza cuando la temperatura máxima de calentamiento que alcanza el acero es de 1925-1975 °F. En el caso de los aceros con contenidos de carbono entre los dos ejemplos anteriores, la experimentación ha descubierto que existe una relación casi lineal de la temperatura máxima óptima, de modo que un acero con 0,30 % de peso de carbono alcanza los mejores resultados cuando se calienta a 1950-2000 °F. Un acero con un 0,20 % de peso de carbono obtiene los mejores resultados cuando se calienta a 2025-2075°F. Un acero con un 0,10 % de peso de carbono obtiene los mejores resultados cuando se calienta a 2125-2175 °F. Mediante una interpolación lineal, se pueden determinar las temperaturas de calentamiento máximas de ductilidad preferidas. Así, un acero con un 0,15% de peso de carbono tendría una temperatura máxima de calentamiento preferida de 2075F-2125 °F. Estas temperaturas máximas óptimas se aplican cuando se trabaja con aceros que están en estado de perlita/ferrita o en estado esferoidizado. Los aceros que se han laminado en frío y no posteriormente, se han normalizado/recocido por completo, permaneciendo así endurecidos por el trabajo, tienen energía almacenada en ellos debido a las

tensiones que se les han aplicado. En estos casos, las temperaturas máximas de calentamiento óptimas pueden reducirse hasta en 100-200 °F con respecto a la temperatura máxima de calentamiento prescrita anteriormente.

[0030] Se descubrió que la adición de elementos de aleación conocidos como fuertes formadores de carburos es beneficiosa para las propiedades mecánicas de la microestructura final. Tales elementos de aleación incluyen pero no se limitan a cromo, molibdeno, vanadio, silicio, aluminio, boro, tungsteno, y titanio. Dos placas de carbono 1020 se procesaron por bainita flash. La única diferencia significativa en la química del acero fue que a uno se le añadió un 0,33 % de cromo en peso. Los aceros se calentaron rápidamente hasta alcanzar los 2050 °F en pocos segundos. Una vez alcanzada la temperatura máxima de 2050F, los aceros se enfriaron con agua pulverizada hasta alcanzar la temperatura ambiente. El acero 1020 modificado con 0,33 % de cromo se sometió a pruebas de 1500-1600MPa con un alargamiento A50 de 9 a 10%. El acero 1020 al carbono (sin cromo) se probó a 1350-1450 MPa con un alargamiento A50 de 7,5 a 8,5 %. Dado que la única diferencia experimental fue el 0,33% de peso de cromo en la química del 1020 modificado, la mejora de las propiedades mecánicas puede atribuirse a la presencia de los carburos de cromo y molibdeno debido a la adición de cromo a la aleación 1020. Del mismo modo, se compararon los aceros al carbono 1050 lisos con el acero aleado con cromo-vanadio 6150. Tras el procesamiento flash a 1900°F, el acero 6150 tenía aproximadamente entre 1 y 2% de puntos porcentuales más de alargamiento que el 1050 de carbono simple. La resistencia del 6150 sometido a tratamiento térmico era también 100 MPa más alta en el límite elástico y 150 MPa más alta en la resistencia a la tracción final que el 1050 sometido a tratamiento térmico. Se ha comprobado que los aceros al carbono disponibles en el mercado tienen entre un 7,5 y un 9,5 % de alargamiento total una vez procesados con bainita flash. Los aceros que contienen aleaciones formadoras de carburo tienden a superar el 9-11 % o más de alargamiento total. El acero 4140 procesado con vainita flash dio como resultado un límite elástico de 1600MPa, una resistencia a la tracción de 2100MPa y un alargamiento total A50 del 10 %. Los ensayos con 4130, cuando se utiliza una probeta A50 de 1/2" de ancho y 1/4" de grosor, han dado como resultado un alargamiento total A50 del 11-12 % a un rendimiento de 1500 MPa y una resistencia a la tracción final de 1900 MPa.

[0031] También se descubrió que la esferoidización de la microestructura previa fue beneficiosa para reforzar las propiedades mecánicas del acero procesado con bainita flash. Se cree que la esferoidización limita más la migración del carbono organizando el carbono en esferas, de las que se sabe que es la forma geoméricamente más eficiente de almacenamiento volumétrico con respecto al área de superficie. El porcentaje de bainita se puede controlar limitando la migración del carbono a través de la esferoidización. Se ha demostrado que son beneficiosos otros métodos de desarrollo de textura en el acero para controlar el tamaño previo del grano de austenita y la interacción con migración elemental. Por ejemplo, en el caso del acero 4130, se ha comprobado que el 4130 con bandas en caliente tiene un 10-15 % menos de resistencia balística que el 4130 esferoidizado al 75 % contra la perforación de blindajes y otros proyectiles de armas pequeñas.

[0032] Antes del procesamiento de la bainita flash, era necesario controlar la microestructura inicial para conseguir estas microestructuras únicas. La hipótesis mencionada se evaluó mediante modelos computacionales termodinámicos y cinéticos. En este modelo, se consideró un sistema que contiene ferrita (a) y cementita (M₃C). Suponiendo una velocidad de calentamiento lineal de 1, 10 y 100Ks⁻¹, se calculó la cinética de crecimiento de la austenita. Los cálculos muestran que, en el caso del sistema Fe-C, la rápida disolución del Fe₃C se produjo a 10Ks⁻¹. En comparación, la velocidad de disolución del M₃C (enriquecido en Cr) fue lenta incluso a 1 Ks⁻¹. Los resultados anteriores apoyan el mecanismo propuesto para la evolución de la microestructura durante el procesamiento de la bainita flash.

[0033] Un primer aspecto de la presente invención es proporcionar una forma económica, rápida y fácil de producir una aleación de base de hierro de bajo, medio o alto contenido en carbono que contenga un porcentaje apreciable de bainita plaquetaria de tamaño nanométrico y que, al mismo tiempo, tenga algunas de las propiedades mecánicas deseables de las láminas de martensita de tamaño nanométrico. Mientras que otras técnicas de procesamiento termomecánico requieren un largo procesamiento térmico para obtener una compleja microestructura bainítica-martensítica, el procesamiento de bainita flash puede hacerlo con una única y rápida operación de enfriamiento que puede durar menos de 10 segundos desde por encima de la temperatura austenítica inferior hasta por debajo de la temperatura martensítica inferior. Otros métodos de mayor duración explicados en el presente documento pueden proporcionar otros resultados metalúrgicos deseables, siempre que el primer paso de enfriamiento por debajo de la temperatura de acabado bainítico se produzca sustancialmente de forma inmediata tras alcanzar la temperatura máxima de calentamiento.

[0034] Un segundo aspecto de la presente invención consiste en proporcionar un método y un aparato para el microtratamiento de aleaciones con base de hierro de bajo, medio o alto contenido en carbono para que contengan una cantidad deseable de material microestructural complejo procesado con bainita y martensita intercaladas dentro de los mismos granos austeníticos anteriores. La aleación con base de hierro de bajo, medio o alto contenido en carbono microtratada puede tener espesores variables para diferentes aplicaciones y puede ser fácilmente soldable a la vez que tiene una alta resistencia a la tracción, junto con la capacidad de minimizar el material y reducir el peso. Un aspecto de la presente invención para la temperatura elevada de interrupción del enfriamiento es utilizar un medio de enfriamiento a esta temperatura que podría ser sales fundidas, gases supercalentados o aceites calentados, entre otros. Este aspecto hace que la primera transformación de la aleación basada en el hierro

que es causada por la sal fundida, sin embargo, la temperatura está por encima de la temperatura de inicio de la segunda transformación, de modo que la segunda transformación es ralentizada por la temperatura de la sal fundida. Después de la ralentización inicial, todas las demás transformaciones de las aleaciones de hierro se producen intencionadamente en la sal fundida a través de la transformación de enfriamiento continuo o de la transformación de la temperatura del tiempo. A partir de esta temperatura, por debajo de los 1022 °F en el caso del acero 4130, el acero podría ser enfriado de manera que la austenita restante sea llevada a la temperatura ambiente, ya sea que ocurra una mínima transformación adicional o una transformación a algunas otras fases hijas de la austenita deseables.

[0035] Otro aspecto de esta invención tiene que ver con el aparato de calentamiento y enfriamiento. Otras solicitudes de patente presentadas anteriormente para aparatos emplean cabezales de calentamiento y enfriamiento individuales o múltiples para enfriar el material. El presente método emplea una sola unidad de calentamiento para calentar múltiples piezas de material. Por ejemplo, una bobina de inducción rectangular podría hacer que el material pasara por ella y se calentara tanto dentro como fuera de la bobina. Si la bobina tuviera el tamaño adecuado, se podría calentar un tubo rectangular en el interior de la bobina, mientras que otras piezas, como las de barra, podrían calentarse simultáneamente en el exterior de la bobina de calentamiento por inducción.

[0036] Otro aspecto de esta invención tiene que ver con el calentamiento de piezas de material interrumpidas. Por ejemplo, una tira podría tener múltiples recortes eliminados de su forma. Estos trozos podrían fabricarse en estado blando y luego ser procesados en bainita flash hasta su estado de dureza final. A veces, cuando se calienta una tira de este tipo, los bordes cercanos a los recortes concentran el calor y funden las esquinas. El presente aspecto de esta invención permitirá que se mantengan tapones de material similar en el lugar de las interrupciones para absorber el calor. Esto evitará que se derritan las esquinas. Incluso cuando no se emplean tapones, dado que el calentamiento y el enfriamiento son tan rápidos, las esquinas de la aleación con base de hierro conformada no se funden.

[0037] El concepto de calentamiento rápido, enfriamiento, recalentamiento y enfriamiento fue discutido en mi anterior solicitud de patente presentada el 16 de junio de 2008, refiriéndose a un componente de aleación a base de hierro. El método podría aplicarse también a una tira de metal laminado. Se ha utilizado una técnica térmica similar conocida como temple y partición. La tecnología de enfriamiento y separación austeniza el acero durante muchos minutos para nivelar el carbono, disolver los carburos y homogeneizar la distribución de la aleación en el acero. El enfriamiento y la separación se enfrían por debajo de la temperatura de inicio de la martensita, se mantienen a esa temperatura inferior a la M o se recalientan justo por encima de la temperatura de inicio de la martensita y luego se enfrían a temperatura ambiente. La razón de este mantenimiento es la partición del carbono para conseguir una cantidad deseable de austenita retenida en el producto final. Otro aspecto de la tecnología de enfriamiento y partición austeniza el acero durante muchos minutos, lo enfría por debajo de la temperatura de inicio de la martensita, lo recalienta por encima de la temperatura de inicio de la martensita y de la temperatura de acabado de la bainita y luego lo enfría a temperatura ambiente después de que se haya producido la cantidad deseada de transformación. La presente innovación es una nueva técnica de enfriamiento rápido/partición. Para el enfriamiento rápido y la partición, todos los aspectos son iguales a los del enfriamiento rápido y la partición convencionales, con la excepción de emplear la rapidez del ciclo de calentamiento rápido. En cuanto se alcanza la temperatura máxima de austenización, se inicia el enfriamiento rápido a una velocidad extremadamente alta, como de 300 °F/seg a 5000 °F/seg. La novedad con respecto al enfriamiento y la separación tradicionales es que se enfría un acero heterogéneo, no homogeneizado y austenizado. Al igual que en el caso de una pieza, tira o sección de aleación de hierro, el calentador austenizará rápidamente el acero, enfriará el material para que se transforme por encima de la temperatura de acabado martensítico, mantendrá o recalentará con el segundo calentador, o con el medio de enfriamiento calentado, hasta alcanzar una temperatura subaustenítica para estabilizar o transformar la microestructura existente y, a continuación, enfriará a temperatura ambiente con el segundo enfriamiento. Se sabe que estos métodos proporcionan cantidades deseables de austenita retenida.

[0038] El acero de alta resistencia resultante puede incluir al menos una porción del material de alta resistencia resultante hecha de bainita coalescente, bainita superior, bainita inferior, martensita, ferrita, austenita retenida, perlita, ferrita, ferrita acicular, y/o combinaciones de fases duales o complejas de las mismas, dependiendo de la colocación de los tratamientos descritos y reivindicados en el presente documento.

[0039] Se pueden hacer materiales de fase compleja, como martensita y bainita situadas junto a ferrita y perlita. Estos materiales de fase compleja altamente deseados pueden lograrse en la misma pieza de trabajo mediante el enfriamiento sólo en varios patrones, de modo que se puede fabricar un patrón de acero de alta resistencia en las áreas deseadas a través de la superficie y/o sección transversal de un artículo después de haber sido calentado. Al enfriar sólo ciertas áreas, es posible obtener varias fases de material en varios lugares donde se desee.

[0040] Mirando primero con referencia combinada a las Figuras 1A y 1B, puede verse que la bainita flash incluye una distribución bimodal de plaquetas o placas bainíticas que exhiben combinaciones altamente deseables de resistencia, ductilidad y tenacidad. El procesamiento flash de la presente invención puede crear chapas, barras, placas y tubos rectos casi sin distorsión. Como puede verse en estas figuras, la microestructura produce una

estructura de grano fino dentro de la distribución bimodal de microestructuras que produce la sorprendente resistencia y ductilidad.

[0041] Con referencia a la FIG. 2A, se muestra un gráfico que representa la temperatura en grados C. frente al tiempo en segundos para ilustrar el ciclo de enfriamiento tal como se procesa en la pared interior de uno de los tubos de ensayo. Las mediciones típicas de temperatura de esta pared interior muestran que hay una relación muy baja en el historial de temperatura-tiempo. En este ejemplo particular, la utilización de tubos de chapa AISI 4130 tiene una relación de historial temperatura respecto a tiempo más baja.

[0042] Mirando ahora la FIG 2B, se muestra un gráfico de la temperatura frente al tiempo que muestra la relación de historial de la temperatura de procesamiento flash respecto al tiempo, además de la temperatura de recocido continuo convencional y el historial del tiempo. Claramente, la relación entre la relación de la temperatura respecto al historial del tiempo para el recocido continuo es mucho mayor que la relación para el procesamiento flash.

[0043] La FIG 2C ilustra el crecimiento de la austenita durante el ciclo térmico de procesamiento flash de la bainita. La región I muestra los granos de austenita anteriores. La región II muestra el crecimiento de la austenita. La región III muestra granos de austenita heterogéneos. La región IV muestra una mezcla compleja de bainita y martensita dentro de los mismos granos de austenita anteriores.

[0044] La FIG. 3 ilustra un análisis de la temperatura en grados centígrados frente al cambio de temperatura también en grados centígrados. Este análisis muestra transformaciones entre 1022 y 1202 grados F. y 680 a 860 grados F durante el enfriamiento. Este análisis sugiere que tenemos dos condiciones de transformación diferentes que conducen a una heterogeneidad microestructural muy localizada, aunque experimentando una homogeneidad a escala macro.

[0045] Observando ahora las Figuras 4A y 4B colectivamente, se pueden ver dos análisis de heterogeneidad mecánica que muestran que hay dos regiones distintas de microestructura entre el material crudo y el material procesado flash de acuerdo con la presente invención. Estos resultados son consistentes con los análisis anteriores que muestran dos transformaciones separadas durante el proceso de procesamiento flash. Tanto la FIG A como la FIG B son gráficos de frecuencias normalizadas frente a la dureza, que ilustran la distribución de la dureza. La FIG. 4A muestra la distribución de la dureza del metal base como muy ligera, mientras que el material que ha pasado por el procesamiento flash ilustra tanto una zona de alta dureza como una zona de baja dureza sobre una distribución más amplia de dureza.

[0046] Mirando ahora a la FIG 5, otro aspecto de la invención se ilustra con material totalmente reforzado con AISI 1010 que ha sido procesado por flash. Este gráfico muestra el alargamiento frente a las temperaturas máximas flash, para mostrar que el mayor alargamiento se produce a la temperatura máxima flash, 1180 grados C. teniendo un alargamiento A50 de 7,9 %. A una temperatura máxima flash de 1010 grados C., el porcentaje de alargamiento es de 5,6. Las temperaturas superiores a 1180 C. tienen un alargamiento inferior al 7,9 %. El alargamiento óptimo se encuentra en los tamaños de grano medianos y grandes, lo que es contrario a la idea del refinamiento del grano. La química de este material en porcentaje en peso es de 0,10 C, 0,31 Mn, menos de 0,01 Si, azufre, fósforo y 99,41 hierro.

[0047] Observando la FIG 6, que es un gráfico de la resistencia a la tracción en KSI frente a la deformación por tracción en porcentaje. Con un ejemplo de AISI 1020 procesado por bainita flash, modificado para incluir 0,32 % en peso de cromo después de templar a varias temperaturas en un rango de 400 a 700 grados C., se muestran 8 ejemplos con anchos variables en pulgadas. Este experimento muestra que, incluso después de 300 segundos de templado a 932 grados F., el AISI 1020+Cr procesado flash conserva el 79 % de su resistencia a la tracción "tal como está templado". Además, el alargamiento no desciende a + o - 5 % con menos de 5 segundos de templado.

[0048] En la FIG. 7A se presentan las microestructuras de las muestras iniciales (ferrita y carburos) y finales procesadas por flash (morfología de listones y carburos). Para validar el mecanismo y la microestructura observada desde un punto de vista teórico, se realizó una modelización del crecimiento controlado por difusión. En la FIG. 7A se muestran imágenes de la microestructura obtenidas mediante imágenes ópticas y de retrodispersión de electrones antes y después del procesamiento flash. Los rectángulos marcan la ubicación de las imágenes de microscopía electrónica de barrido. En la FIG. 7B, la microscopía electrónica de transmisión reveló el crecimiento de las láminas bainíticas a partir de un límite de grano de austenita anterior que confirmó la hipótesis anterior.

Modelación cinética de la reaustenización

[0049] Se utilizó el software DICTRA, disponible comercialmente en Thermo-Calc Software, Inc. de McMurray, PA para simular la cinética de reaustenización durante las condiciones de calentamiento rápido. El software predice la velocidad de la interfaz durante la transformación de la fase utilizando datos termodinámicos y cinéticos evaluados críticamente.

[0050] Se usaron dos condiciones para evaluar las condiciones de reaustenización. En la primera condición se consideró la disolución de cementita (Fe_3C) en un sistema Fe-C.

[0051] En la segunda condición se consideró la disolución de cementita enriquecida con Cr (M_3C) en un sistema Fe-C-Cr. Las composiciones iniciales de la ferrita y cementita se calcularon a 1292 °F (temperatura de esferoidización) basado en la concentración en masa de el Cr y C (0.3 % en peso C y 0.88 % en peso Cr) para un acero típico 4130. Las condiciones límite para las simulaciones se muestran esquemáticamente en la FIG. 8. Las simulaciones se realizaron para un calentamiento desde 1292 °F a 1832 °F a velocidades de 1, 10, y 100°Ks⁻¹. Se permitió que se formara austenita en la ($\alpha/\text{M}_3\text{C}$) interfaz y se convirtió en tanto cementita como ferrita.

Cinética de disolución de Fe_3C :

[0052] Las dos primeras simulaciones, con velocidades de calentamiento de 1 y 10 Ks⁻¹, mostraron la completa disolución de cementita en ferrita, incluso antes de la nucleación y conversión de austenita en ferrita (FIG. 9A y 9B). Cuando se calienta a una velocidad de 100 Ks⁻¹, la cementita no tiene tiempo suficiente para disolverse completamente en ferrita (FIG. 9C). Como resultado, se forma austenita en la interfaz de cementita- austenita y se convierte en tanto cementita como ferrita. De manera interesante, incluso en esta condición, la cementita está bien disuelta por completo mucho antes de que la ferrita se consuma por la austenita. Estas situaciones dejan más tiempo para la homogeneización completa por carbono de la austenita.

Cinética de disolución de M_3C :

[0053] Se realizaron simulaciones DICTRA similares en un sistema Fe-Cr-C. En estos cálculos, se observó una disolución lenta para todas las velocidades de calentamiento, incluyendo 1 Ks⁻¹. Los expertos en la técnica también informaron de una disolución lenta similar de aquellos enriquecidos con Cr. Los detalles de los resultados de 1Ks⁻¹ se presentan en la Fig 9D. La FIG 9D muestra una disolución mínima de la cementita y nucleación de austenita en la interfaz de cementita de ferrita. Sin embargo, incluso después de alcanzar 1000 °C, la disolución de cementita es incompleta. Los gradientes de concentración [C y Cr] a temperatura ambiente y a 1000 °C se comparan en la FIG. 10. Puesto que la temperatura aumenta lentamente, la austenita consume la ferrita lentamente. En estas condiciones, se desarrolla un pico grande en la concentración de Cr en la interfaz y en la austenita recién formada. Cuando se analiza el perfil de concentración de carbono, está claro que la difusión de carbono se controla por la interfaz y difusión de Cr. Esto daría lugar a una situación de austenita con poca concentración de carbono, potencialmente austenita enriquecida con Cr.

[0054] Durante una etapa intermedia del procesamiento flash, de acuerdo con la presente invención, la migración de carbono y la disolución de carburo dan lugar a muchas composiciones diferentes de acero que coexisten. Estas composiciones coexistentes pueden existir debido a los gradientes de calentamiento localizados que se producen a nivel atómico en la mayor parte del material tratado. Estas composiciones son algo predecibles si se utilizan aleaciones con un porcentaje de carbono de entre 0,01 y 0,05 en peso, y con un porcentaje de cromo de entre 0,2 y 0,5 en peso. Por ejemplo, si se utiliza un acero como el 4140, que contiene un 0,40 por ciento en peso de carbono, y un 0,90 por ciento en peso de cromo, es controlable y probable que se pueda alcanzar un 0,02 por ciento en peso de carbono y un 0,3 por ciento en peso de cromo en la alta multiplicidad de la química heterogénea en la escala de grano de austenita localizada. Además, se prevé, por ejemplo, que la utilización de un acero 1002 con 0,02 % en peso de carbono y 0,3 % en peso de cromo daría lugar a una microestructura bainítica de casi el 100 % tras una austenitización y homogeneización prolongadas, seguidas de un enfriamiento rápido a una velocidad de entre 200 °C/s y 3000 °C/s.

[0055] Esta combinación de usar 0,01 hasta 0,05 % en peso de carbono y de 0,2 a 0,5 % en peso de cromo en un material precursor de aleación de hierro que contiene carburo y una velocidad de enfriamiento de entre 200 °C/s y 3000 °C/s da lugar a una microestructura heterogénea heterogénea que incluye al menos bainita. El enfriamiento se realiza preferentemente con agua

[0056] Utilizando criterios de equilibrio de masas, la composición de la austenita en bruto, contendría entre 0,01-0,03 % en peso de C y 0,33 % en peso de Cr después del enfriamiento con una velocidad de 1000°C/s. El diagrama CCT resultante (Fig. 11) para esta austenita se ha calculado utilizando el modelo desarrollado por el Dr. Harry Bhadeshia en la Universidad de Cambridge en el Reino Unido. Cuando los cálculos se superpusieron con una velocidad de enfriamiento del procesamiento flash (1000°Cs⁻¹), se demostró que era posible la formación de bainita. Mientras tanto, las zonas de la masa que tienen zonas enriquecidas en Cr y C cerca de la interfaz de carburo deberían poder transformarse en martensita, ya que la temperatura T_0 (temperatura a la que la energía libre de la ferrita de la misma composición es igual a la de la austenita) de esta zona es de 730 °C. Estos resultados apoyan la viabilidad de obtener una microestructura mixta de bainita, martensita y carburos durante el procesamiento flash de aceros esferoidizados u otros aceros con presencia de carburos. Es importante señalar que debe considerarse la evaluación adicional de diferentes condiciones microestructurales iniciales (es decir, perlita, cementita de paraequilibrio y elementos de aleación adicionales) y que existe la posibilidad de obtener resultados diferentes practicando la metodología de procesamiento flash de bainita.

Aplicabilidad industrial

5 [0057] La presente invención encuentra aplicabilidad en la industria de tratamiento del metal y encuentra utilidad particular en las aplicaciones de tratamiento de acero para el procesamiento y producción de aceros de mucha resistencia en el procesamiento de gran volumen.

10 [0058] La descripción anterior de un aspecto preferido de la invención se ha presentado con fines ilustrativos y descriptivos. No pretende ser exhaustiva ni limitar la invención a la forma precisa divulgada. Son posibles modificaciones o variaciones obvias a la luz de las enseñanzas anteriores con respecto a los aspectos específicos. El aspecto fue elegido y descrito para ilustrar mejor los principios de la invención y sus aplicaciones prácticas para permitir así a un experto en la materia utilizar mejor la invención en varios aspectos y con varias modificaciones que se adapten al uso particular contemplado. Se pretende que el alcance de la invención quede definido por las reivindicaciones que se adjuntan al presente documento.

15

REIVINDICACIONES

1. Proceso de procesamiento metálico para transformar una aleación a base de hierro que contiene carburo en un acero de resistencia elevada que comprende:

Puesta a disposición de una aleación de masa heterogénea no homogeneizada a base de hierro que contiene carbono y al menos un elemento que forma carburo, donde dicha aleación se selecciona entre acero al carbono 1008 con 0,035 % en peso de carbono (1), acero al cromo-molibdeno 4140 con 0,41 % en peso de carbono (2) y aceros que tienen un contenido en carbono entre 0,035 % en peso y 0,41 % en peso (3); calentamiento de las aleaciones a razón de 149 °C/s a 2760°C/s (300 °F/s a 5000 °F/s) y desde debajo de la temperatura de conversión austenítica a una temperatura máxima seleccionada por encima de la temperatura de conversión austenítica, donde dicha temperatura máxima seleccionada es 1218 °C – 1246 °C (2225 °F – 2275 °F) para la aleación (1), 1052 °C – 1079 °C (1925 °F – 1975 °F) para la aleación (2) y se selecciona entre los dos rangos mencionados anteriormente a través de la interpolación lineal para una aleación (3); enfriamiento inmediato de la aleación obtenida después del paso de calentamiento a razón de 93 °C/s a 2760 °C/s (200 °F/s a 5000 °F/s), donde ocurren muchas transformaciones a muchas fases hijas de austenita y resulta al menos una microestructura mixta que puede contener martensita, bainita, carburos no disueltos, y también puede contener microestructuras de acero complejas con partes de bainita, bainita coalescida, ferrita acicular, austenita retenida y/o martensita junto con combinaciones de las mismas por procesamiento de dicha aleación a base de hierro.

2. Proceso según la reivindicación 1, donde si el acero es un acero laminado frío, la temperatura máxima seleccionada se puede reducir tanto como 56 °C-111 °C (100-200 °F).

3. Proceso cualquiera de las reivindicaciones 1 o 2, donde el paso de proporcionar una aleación basada en hierro se realiza incluyendo elementos que forman carburos seleccionados del grupo que consiste en cromo, molibdeno, vanadio, silicio, aluminio, boro, tungsteno, titanio, y combinaciones de los mismos.

4. Proceso cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3 donde el paso de proporcionar una aleación basada en hierro se realiza proporcionando una aleación basada en hierro en un estado esferoidizado.

5. Proceso según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4 donde el paso de proporcionar una aleación basada en hierro con carbono y un elemento de formación de carburos se realiza incluyendo hasta un 13,3 por ciento en peso de cromo.

6. Proceso según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, donde el paso de proporcionar una aleación basada en hierro se realiza proporcionando una aleación basada en hierro incluyendo vanadio en una concentración de al menos 0,15 por ciento en peso.

7. Proceso según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, donde el paso de enfriamiento se realiza con un medio de enfriamiento de al menos uno de los siguientes: baños de agua, rociadores de agua, matrices de formación refrigeradas, cuchillas de aire, convección de aire libre, matrices progresivas refrigeradas de la fase final, matrices de tuberías refrigeradas de la última fase, matrices de formación de rollos refrigeradas, hidroformas refrigeradas, sales fundidas, aceites, vapor, soluciones gaseosas calentadas, y rodillos de enfriamiento, y combinaciones de estos métodos.

8. Proceso según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, donde proporcionar una aleación a base de hierro resultó en bainita en plaquetas de tamaño nanométrico en una única operación rápida de enfriamiento que llevaba menos de 10 segundos desde por encima de la temperatura austenítica inferior hasta por debajo de la temperatura martensítica inferior.

9. Proceso según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, donde dicha fase de calentamiento resulta en un acero austenizado, heterogéneo, no homogeneizado, que contiene granos austeníticos, y dicha fase de enfriamiento resulta en una aleación a base de hierro de alta resistencia que tiene una mezcla compleja de bainita y martensita en los granos austeníticos del acero, obtenida después de la fase de calentamiento.

10. Proceso según la reivindicación 9, donde el elemento formador de carburos es cromo y dicha aleación a base de hierro de alta resistencia tiene 0,01 a 0,05 % en peso de carbono y 0,2 a 0,5 % en peso de cromo en la multiplicidad de química heterogénea en la escala localizada de granos de austenita.

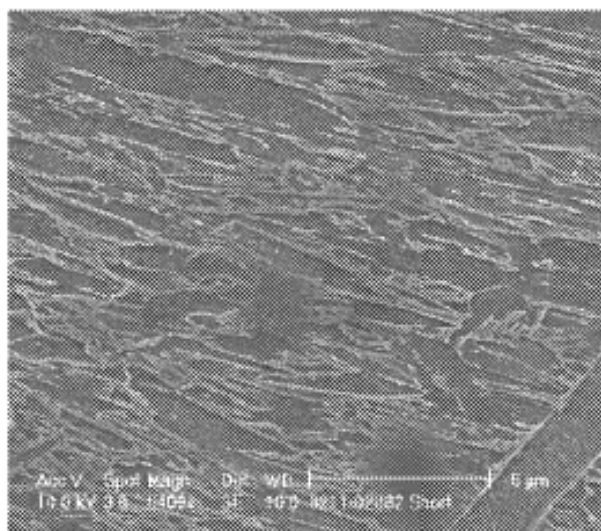


FIG. 1A

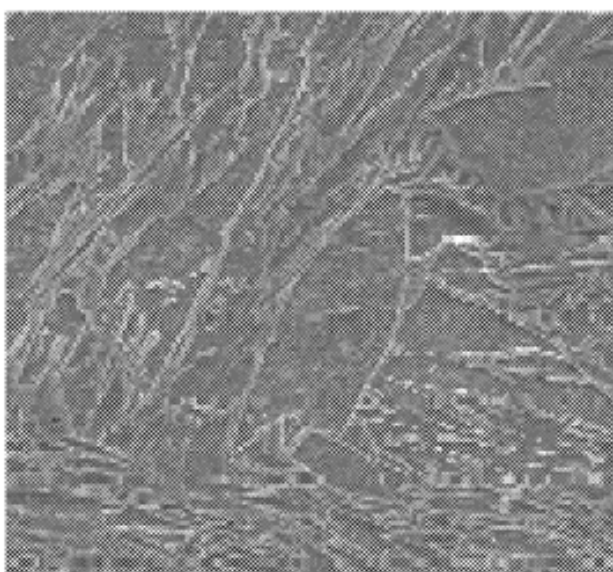


FIG. 1B

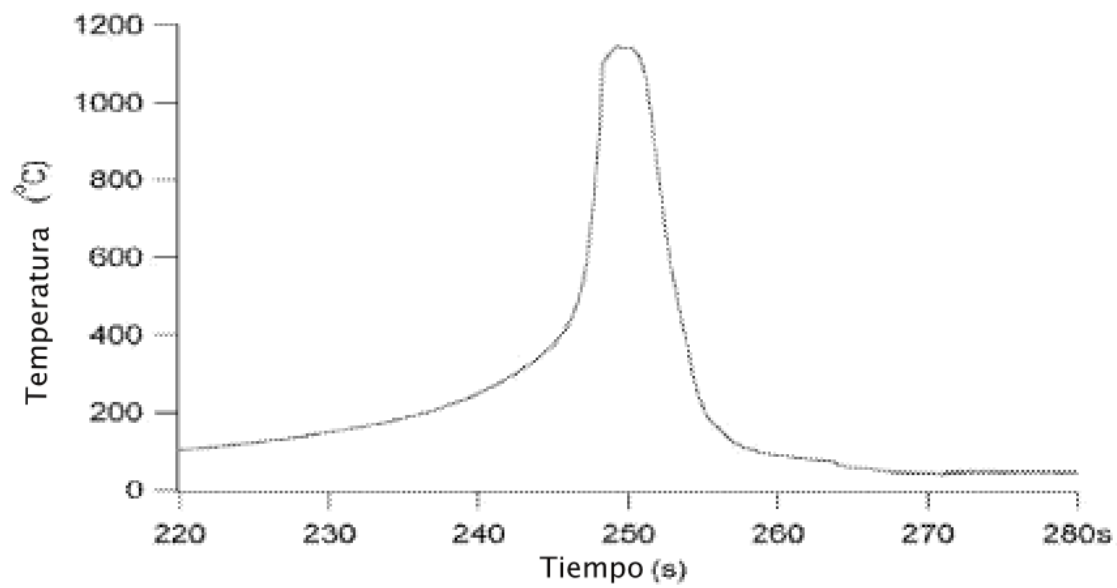


FIG. 2A

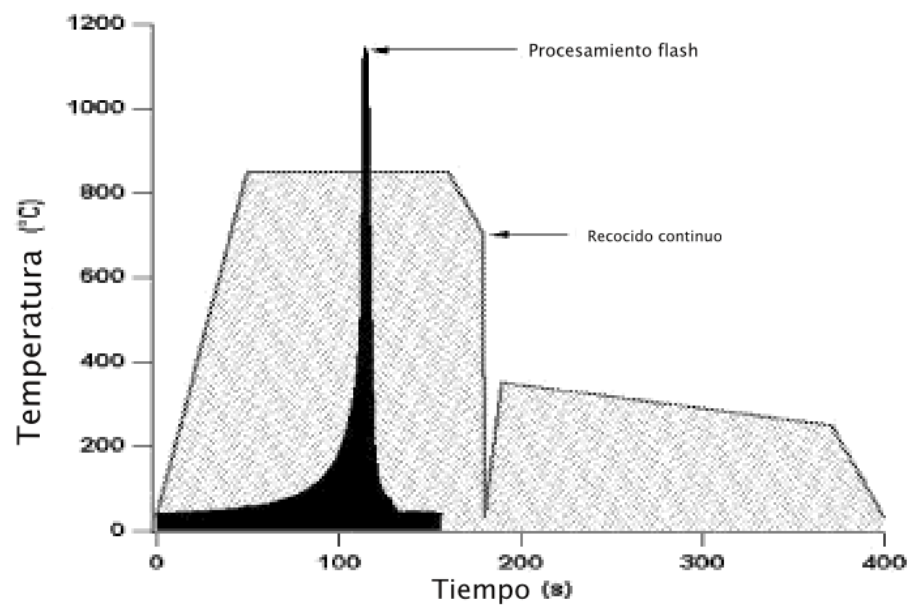


FIG. 2B

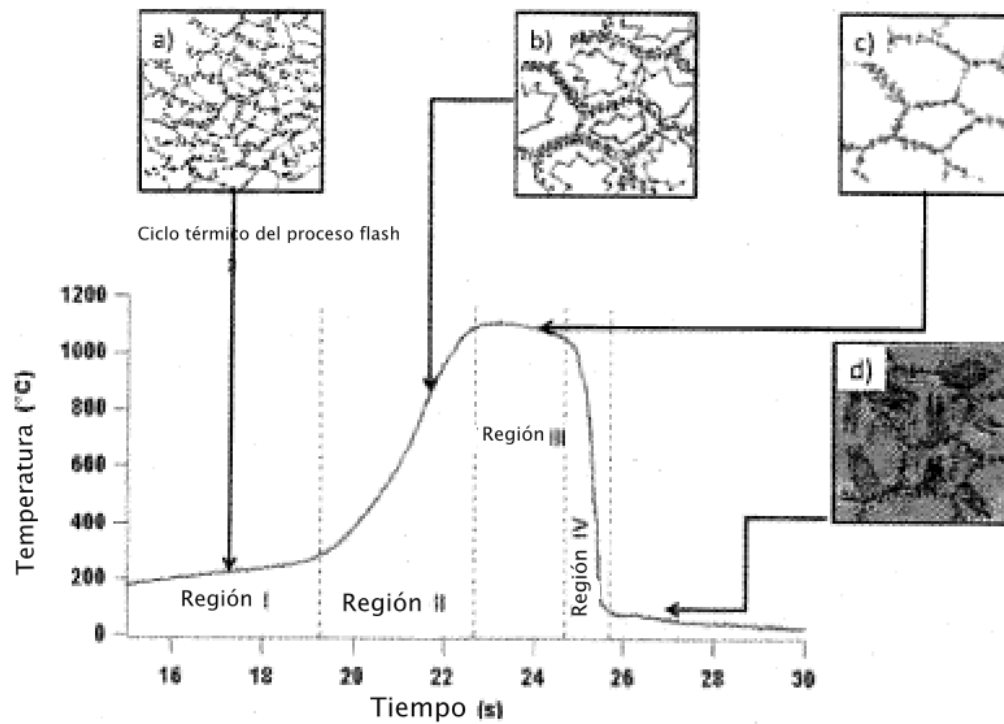


FIG. 2C

Ensayo 4

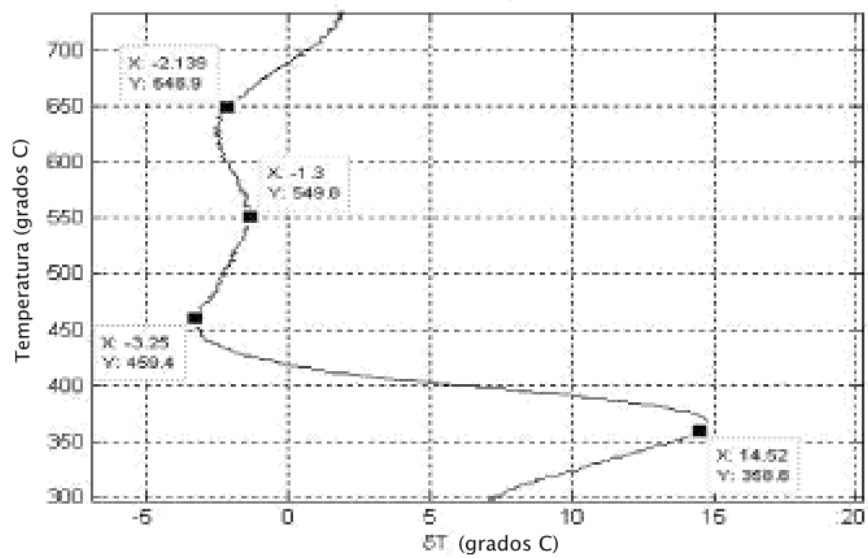


FIG. 3

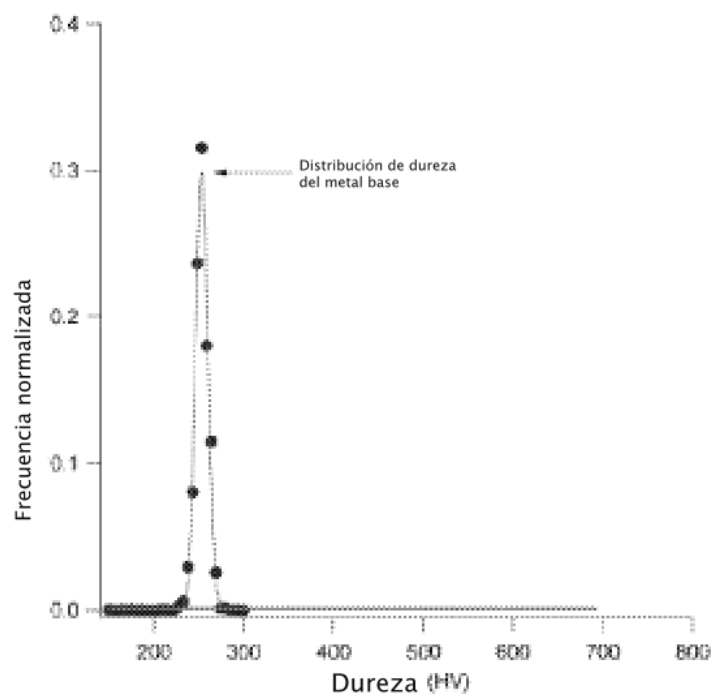


FIG. 4A

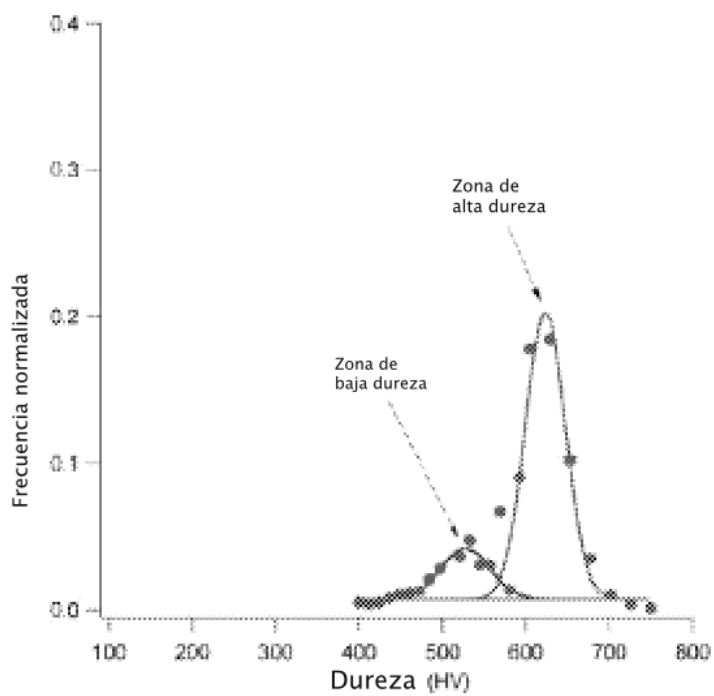


FIG. 4B

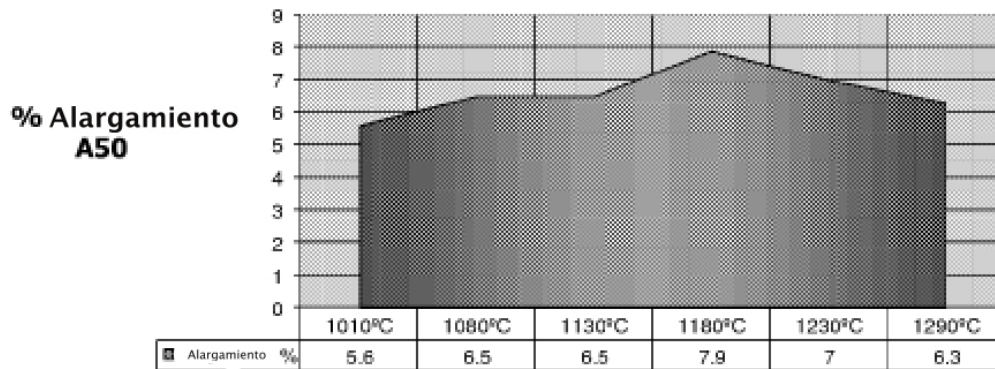


FIG. 5

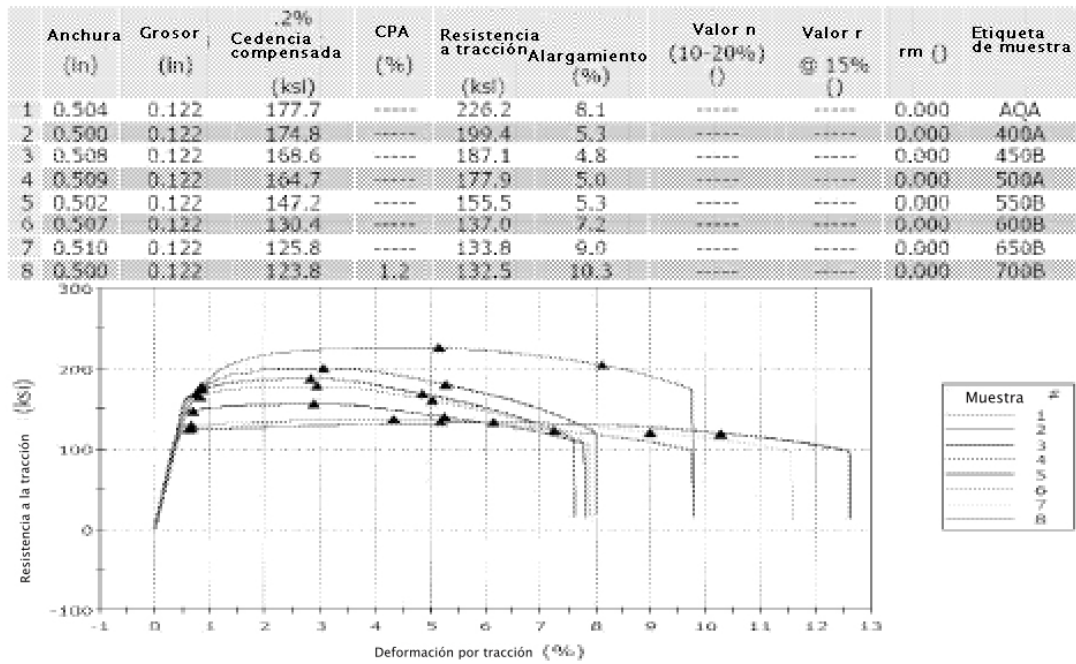
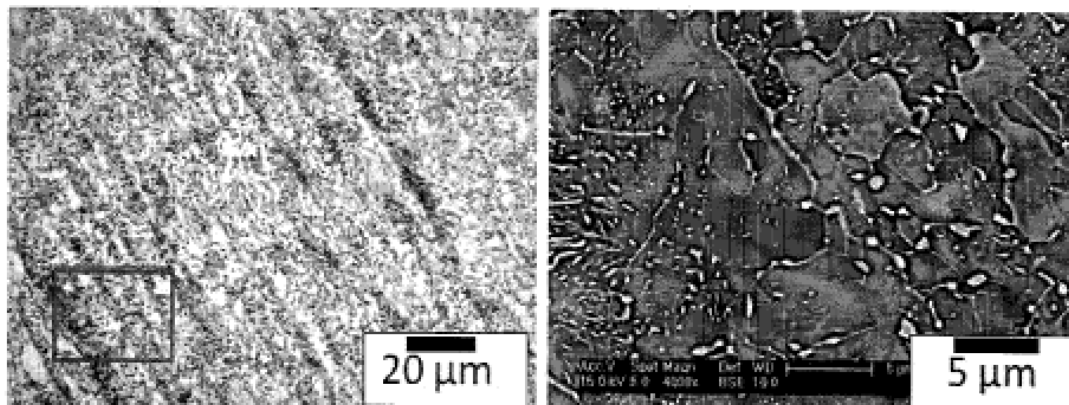


FIG. 6

Antes del procesamiento flash



Después del procesamiento flash

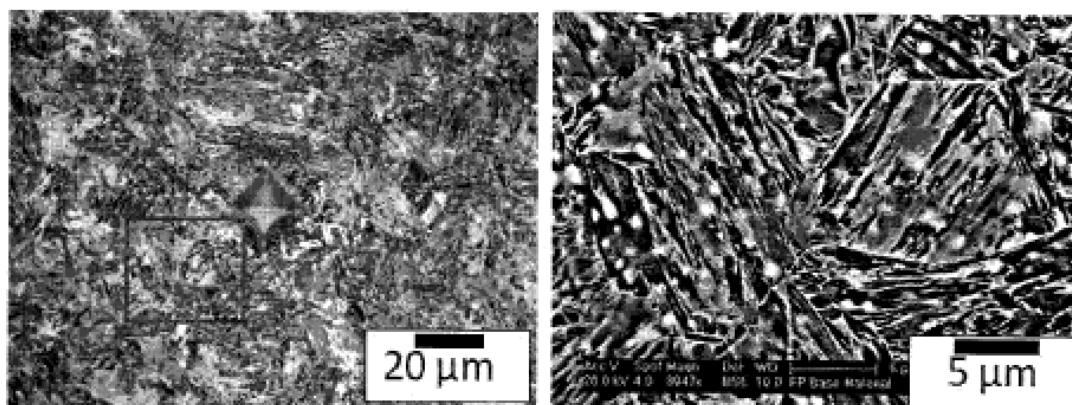


FIG. 7A

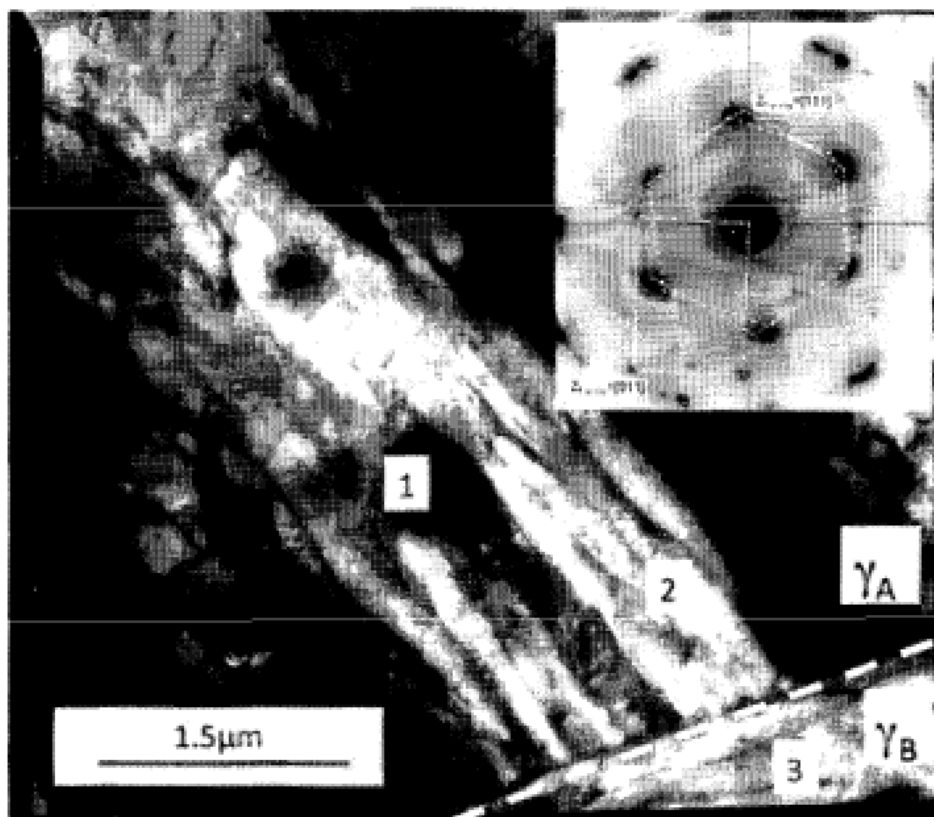


FIG. 7B

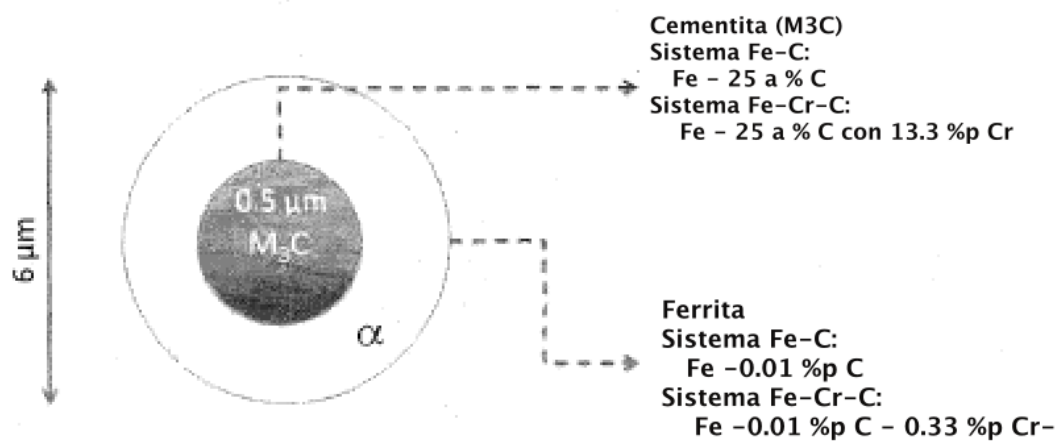


FIG. 8

1°C/s

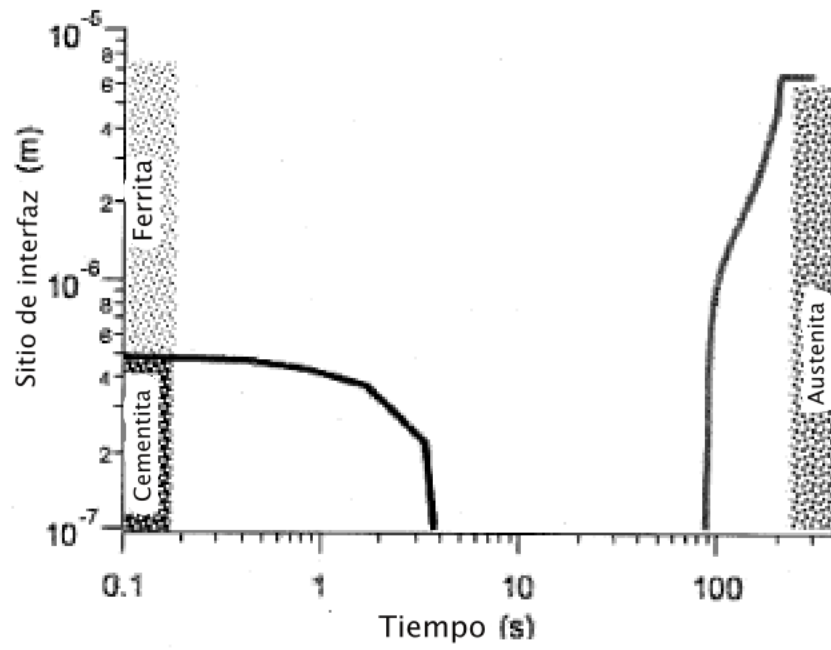


FIG. 9A

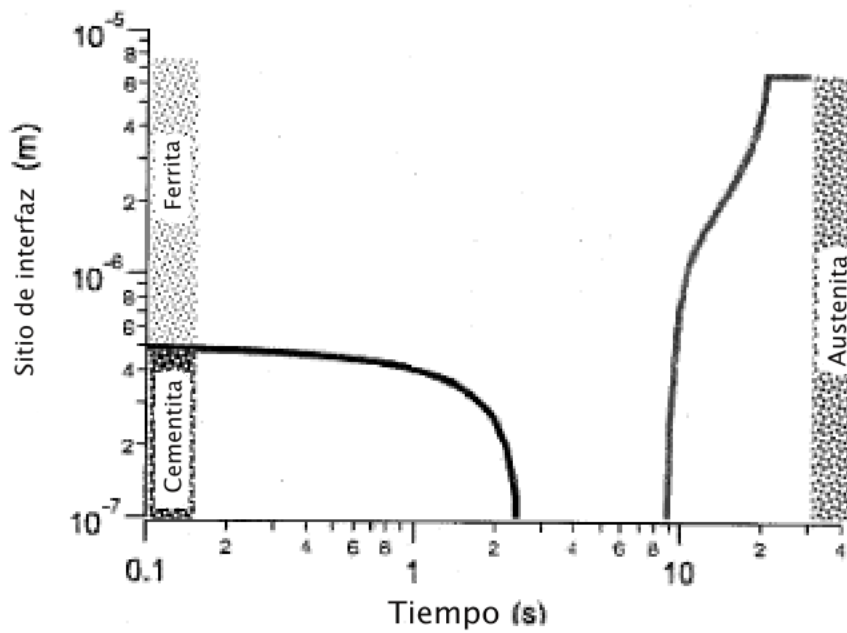


FIG. 9B

100°C/s

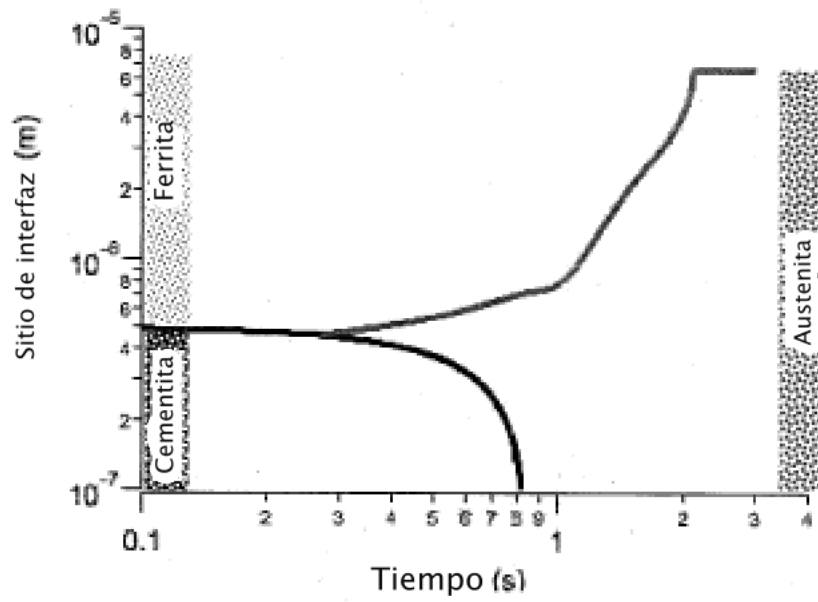


FIG. 9C

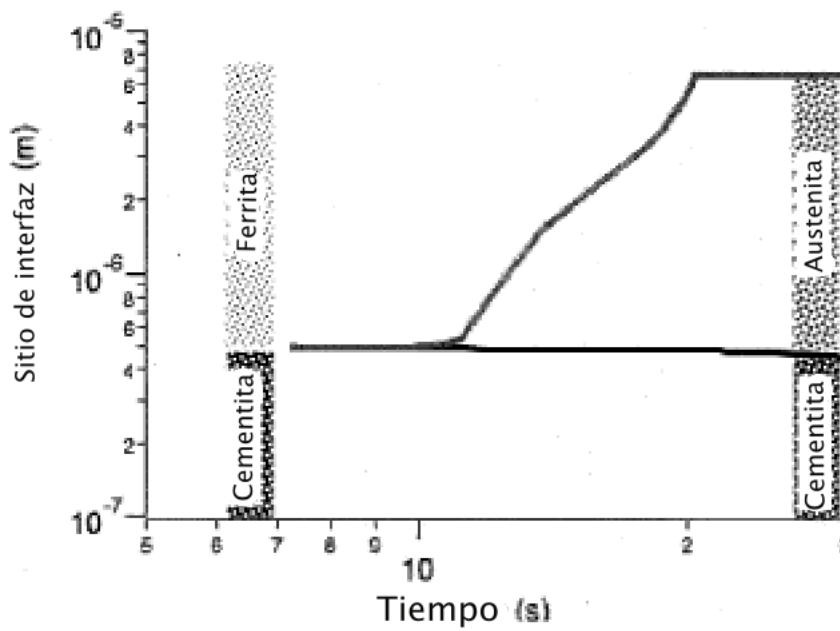


FIG. 9D

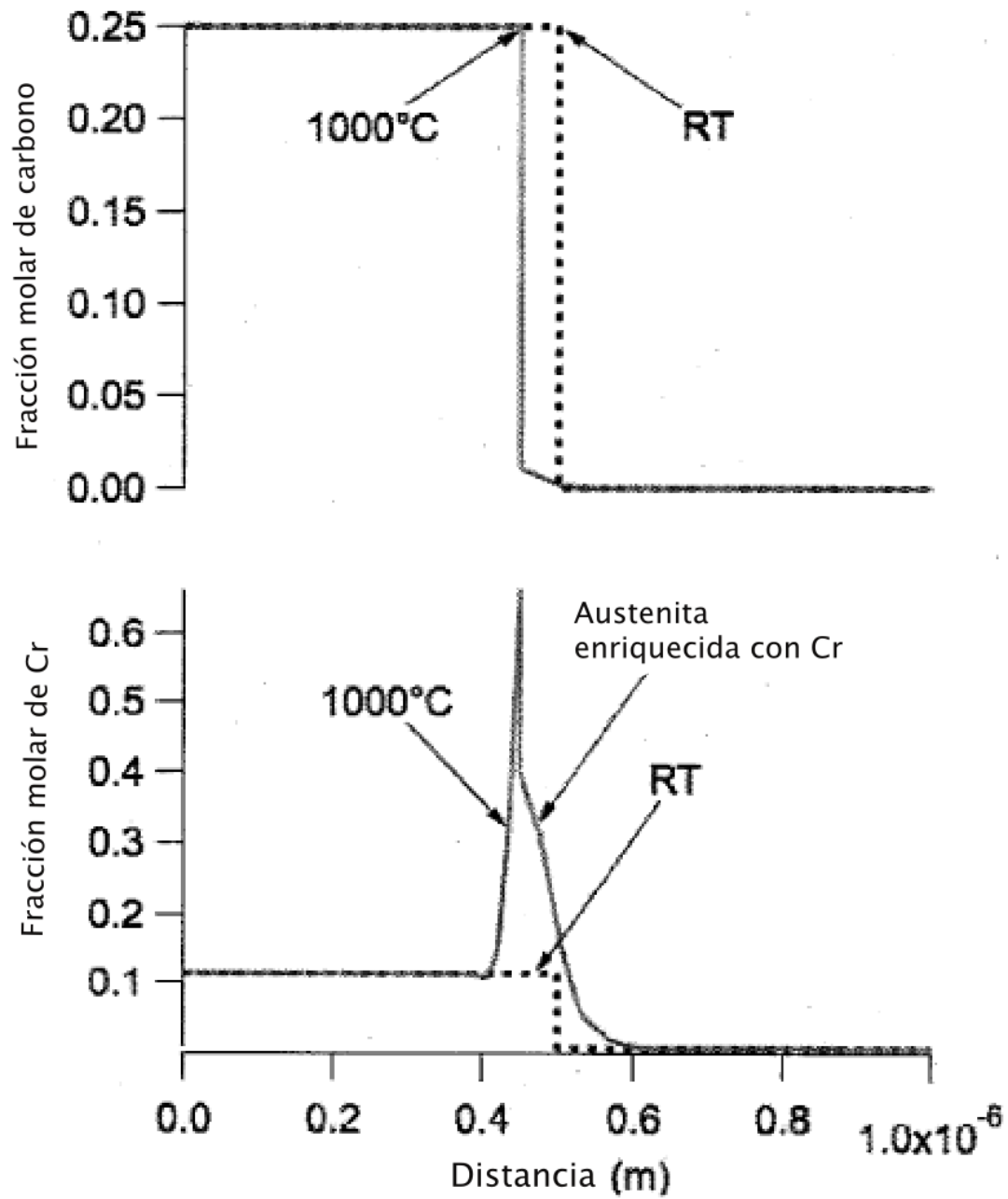
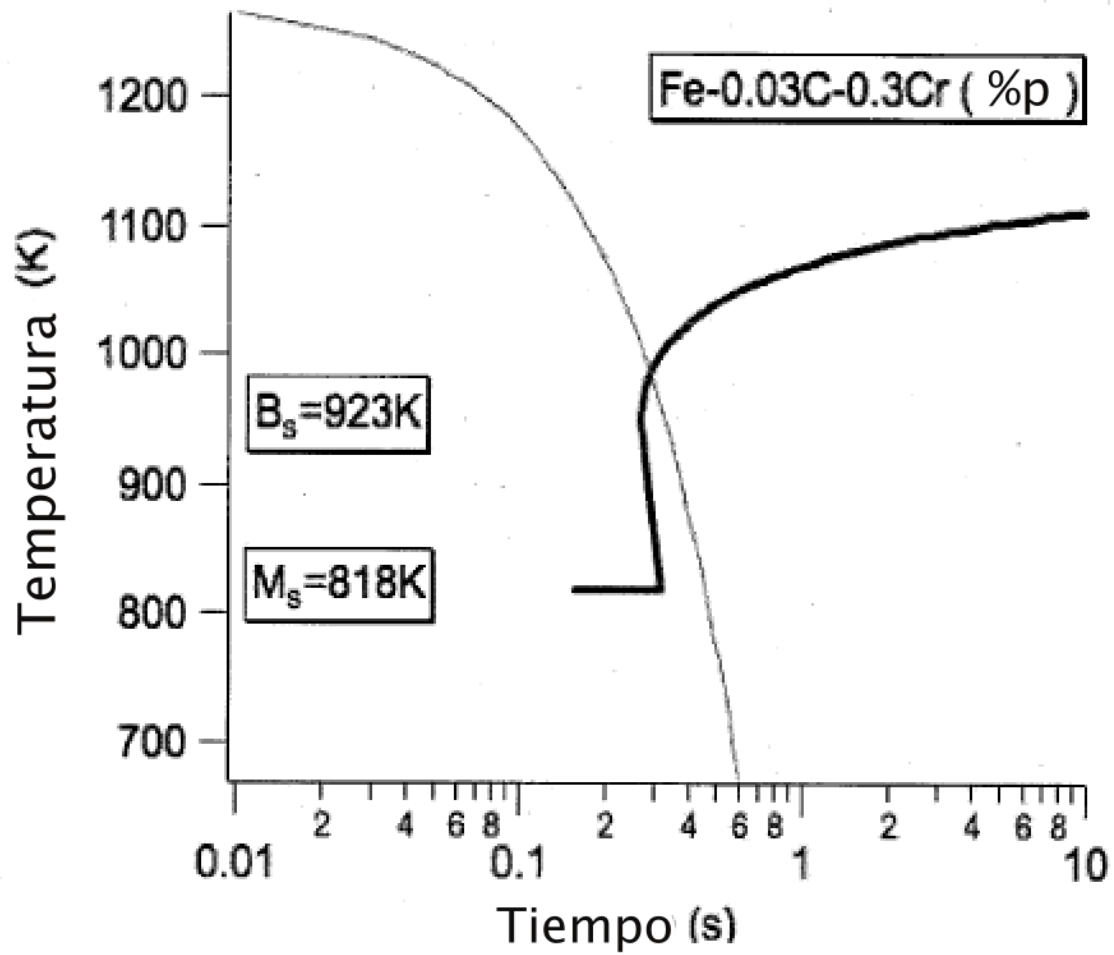


FIG. 10

**FIG. 11**