

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 674 357**

51 Int. Cl.:

C22C 14/00 (2006.01)

C22F 1/18 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.02.2014 PCT/US2014/019252**

87 Fecha y número de publicación internacional: **25.09.2014 WO14149518**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.02.2014 E 14710482 (2)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.04.2018 EP 2971200**

54 Título: **Procesamiento termomecánico de aleaciones alfa-beta de titanio**

30 Prioridad:

15.03.2013 US 201313844196

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

29.06.2018

73 Titular/es:

**ATI PROPERTIES LLC (100.0%)
1600 N.E. Old Salem Road
Albany, OR 97321, US**

72 Inventor/es:

**THOMAS, JEAN-PHILIPPE, A.;
MINISANDRAM, RAMESH, S.;
FORBES JONES, ROBIN, M.;
MANTIONE, JOHN, V. y
BRYAN, DAVID, J.**

74 Agente/Representante:

VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro

ES 2 674 357 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

Procesamiento termomecánico de aleaciones alfa-beta de titanio

5 **Antecedentes de la tecnología****Campo de la tecnología**

10 La presente descripción se refiere a métodos para procesar aleaciones alfa-beta de titanio. Más específicamente, la divulgación se dirige a métodos para procesar aleaciones alfa-beta de titanio para promover una microestructura de grano fino, grano superfino o grano ultrafino.

Descripción de los antecedentes de la tecnología

15 Se ha demostrado que las aleaciones alfa-beta de titanio que tienen grano fino (GF), grano superfino (GSF) o microestructura de grano ultrafino (GUF) exhiben una serie de propiedades beneficiosas tales como, por ejemplo, formabilidad mejorada, menor tensión de fluencia de formación (que es beneficioso para la formación de fluencia) y mayor tensión de fluencia a temperaturas de servicio de ambientales a moderadas.

20 Como se usa en el presente documento, cuando se hace referencia a la microestructura de aleaciones de titanio: el término "grano fino" se refiere a tamaños de grano alfa en el intervalo de 15 μm a más de 5 μm ; el término "grano superfino" se refiere a tamaños de grano alfa de 5 μm hasta más de 1,0 μm ; y el término "grano ultrafino" se refiere a tamaños de grano alfa de 1,0 μm o menos.

25 Los métodos comerciales conocidos para forjar titanio y aleaciones de titanio para producir microestructuras de grano grueso o grano fino emplean velocidades de deformación de 0,03 s^{-1} a 0,10 s^{-1} utilizando múltiples etapas de recalentamiento y forjado.

30 Los métodos conocidos destinados a la fabricación de microestructuras de grano fino, grano muy fino o grano ultrafino aplican un proceso de forjado multieje (FME) a una velocidad de deformación ultralenta de 0,001 s^{-1} o más lenta (véase, por ejemplo, G. Salishchev, et al., Materials Science Forum, Vol. 584-586, págs. 783-788 (2008)). El proceso genérico de FME se describe en, por ejemplo, C. Desrayaud, et al., Journal of Materials Processing Technology, 172, págs. 152-156 (2006). Además del proceso FME, se sabe que una extrusión de ángulo de canal igual (ECAE) también conocida como proceso de presión de ángulo de canal igual (ECAP) puede usarse para
35 obtener microestructuras de grano fino, grano muy fino o grano ultrafino en titanio y aleaciones de titanio. Se encuentra una descripción de un proceso ECAP, por ejemplo en V.M. Segal, Patente de la URSS n.º 575892 (1977), y para Titanio y Ti-6-4, en S.L. Semiatin y D.P. DeLo, Materials and Design, vol. 21, pp 311-322 (2000). Sin embargo, el proceso ECAP también requiere velocidades de deformación muy bajas y temperaturas muy bajas en condiciones isotérmicas o casi isotérmicas. Mediante el uso de dichos procesos de alta fuerza tales como FME y
40 ECAP, cualquier microestructura inicial eventualmente puede transformarse en una microestructura de grano ultrafino. Sin embargo, por razones económicas que se describen adicionalmente en el presente documento, actualmente solo se lleva a cabo el procesamiento de FME y ECAP a escala de laboratorio.

45 La clave para el refinamiento del grano en procesos FME o ECAP de velocidad de deformación ultralenta es la capacidad de operar continuamente en un régimen de recristalización dinámica que es el resultado de las velocidades de deformación ultra lenta utilizadas, es decir, 0,001 s^{-1} o más lento. Durante la recristalización dinámica, los granos simultáneamente se nuclean, crecen y acumulan dislocaciones. La generación de dislocaciones dentro de los granos recién nucleados reduce continuamente la fuerza motriz de crecimiento del grano, y la nucleación del grano es energicamente favorable. Los procesos FME o ECAP de velocidad de
50 deformación ultralenta utilizan la recristalización dinámica para recristalizar continuamente los granos durante el proceso de forjado.

Un método de procesamiento de aleaciones de titanio para el refinamiento del grano se describe en la Publicación de Patente Internacional n.º WO 98/17386 (la "Publicación WO'386"). El método en la publicación WO'386 describe
55 calentar y deformar una aleación para formar una microestructura de grano fino como resultado de la recristalización dinámica.

Pueden producirse tochos relativamente uniformes de aleación de Ti-6-4 de grano ultrafino (UNS R56400) utilizando los procesos FME o ECAP de velocidad de deformación ultralenta, pero el tiempo acumulado para realizar los pasos
60 de FME o ECAP puede ser excesivo en un entorno comercial. Además, el equipo convencional de forjado a presión de matriz abierta a gran escala, disponible en el mercado puede no tener la capacidad de alcanzar las velocidades de deformación ultralenta requeridas en dichas realizaciones y, por lo tanto, puede requerirse un equipo de forjado personalizado para llevar a cabo una FME o ECAP a velocidad de deformación ultralenta a escala de producción.

65 En general, se sabe que las microestructuras de inicio laminares más finas requieren menos tensión para producir microestructuras globulares de finas a ultrafinas. Sin embargo, aunque ha sido posible fabricar cantidades de titanio

y aleaciones de titanio de grano fino a ultra fino a escala de laboratorio utilizando condiciones isotérmicas o casi isotérmicas, escalar el proceso a escala de laboratorio puede ser problemático debido a las pérdidas de rendimiento. Además, el procesamiento isotérmico a escala industrial resulta ser de un coste prohibitivo debido al gasto de operación del equipo. Las técnicas de alto rendimiento que involucran procesos de la matrices abiertos no isotérmicos resultan difíciles debido a las velocidades de forjado requeridas muy lentas, que requieren largos períodos de uso del equipo, y debido al agrietamiento relacionado con el enfriamiento, que reduce el rendimiento. Además, las estructuras alfa laminares templadas exhiben baja ductilidad, especialmente a bajas temperaturas de procesamiento.

En general, se sabe que las aleaciones alfa-beta de titanio en las que la microestructura está formada por partículas de fase alfa globularizadas exhiben una mejor ductilidad que las aleaciones alfa-beta de titanio que tienen microestructuras alfa laminares. Sin embargo, la forja de aleaciones alfa-beta de titanio con partículas de fase alfa globularizadas no produce un refinamiento de partícula significativo. Por ejemplo, una vez que las partículas de fase alfa se han engrosado a un cierto tamaño, por ejemplo, 10 μm o más, es casi imposible usar técnicas convencionales para reducir el tamaño de dichas partículas durante el procesamiento termomecánico posterior, como se observa por metalografía óptica.

Un proceso para refinar la microestructura de aleaciones de titanio se describe en la Patente Europea n.º 1 546 429 B1 (la "Patente EP'429"). En el proceso de la patente EP'429, una vez que la fase alfa se ha globularizado a alta temperatura, la aleación se temple para crear una fase alfa secundaria en forma de fase alfa laminar delgada entre partículas de fase alfa globulares relativamente gruesas. La posterior forja a una temperatura inferior a la del primer procesamiento alfa conduce a la globularización de las laminillas alfa finas en partículas finas de fase alfa. La microestructura resultante es una mezcla de partículas de fase alfa gruesa y fina. Debido a las partículas gruesas de fase alfa, la microestructura resultante de los métodos descritos en la patente EP'429 no permite un refinamiento adicional del grano en una microestructura completamente formada de granos de fase alfa de ultrafinos a finos.

La Publicación de Patente de Estados Unidos n.º 2012-0060981 A1 (la Publicación "U.S.'981") describe una ampliación industrial para conferir trabajo redundante por medio de múltiples pasos de forja por recalcado y forja por estiramiento (el "Proceso MUD"). La publicación U.S. '981 describe estructuras de partida que comprenden estructuras alfa laminares generadas por templado del campo de fase beta de titanio o una aleación de titanio. El proceso MUD se realiza a bajas temperaturas para inhibir el crecimiento excesivo de partículas durante la secuencia de pasos alternativos de deformación y recalentamiento. El material de partida laminar exhibe baja ductilidad a las bajas temperaturas utilizadas y el aumento de escala para piezas forjadas en matriz abierta puede ser problemático con respecto al rendimiento.

Sería ventajoso proporcionar un proceso para producir aleaciones de titanio que tengan una microestructura de grano fina, muy fina o ultrafina que acomode velocidades de deformación más altas, reduzca el tiempo de procesamiento necesario y/o elimine la necesidad de un equipo de forjado personalizado.

40 Sumario

La invención proporciona un método para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una pieza de trabajo de aleación alfa-beta de titanio de acuerdo con la reivindicación 1 y la reivindicación 13 de las reivindicaciones adjuntas.

De acuerdo con un aspecto no limitante de la presente divulgación, el método para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una aleación alfa-beta de titanio comprende trabajar una aleación alfa-beta de titanio a una primera temperatura de trabajo dentro de un primer intervalo de temperatura. El primer intervalo de temperatura se encuentra en un campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio. La aleación alfa-beta de titanio se enfría lentamente desde la primera temperatura de trabajo. Al finalizar el trabajo y el enfriamiento lento desde la primera temperatura de trabajo, la aleación alfa-beta de titanio comprende una microestructura primaria de partículas de fase alfa globularizada. La aleación alfa-beta de titanio posteriormente se trabaja a una segunda temperatura de trabajo dentro de un segundo intervalo de temperatura. La segunda temperatura de trabajo es menor que la primera temperatura de trabajo y también está en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio.

Después de trabajar a la segunda temperatura de trabajo, la aleación alfa-beta de titanio se trabaja a una tercera temperatura de trabajo en un intervalo de temperatura final. La tercera temperatura de trabajo es menor que la segunda temperatura de trabajo, y el tercer intervalo de temperatura se encuentra en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio. Después de trabajar la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de trabajo, se alcanza el tamaño de grano de fase alfa refinado deseado.

En otra realización no limitante, después de trabajar la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura de trabajo, y antes de trabajar la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de trabajo, la aleación alfa-beta de titanio se trabaja a una o más cuartas temperaturas de trabajo progresivamente más bajas. Cada una de las cuatro temperaturas de trabajo progresivamente más bajas es inferior a la segunda temperatura de trabajo. Cada una de las cuatro temperaturas de trabajo progresivamente más bajas está dentro de un cuarto intervalo de temperatura y el tercer intervalo de temperatura. Cada una de las cuartas temperaturas de trabajo es inferior a la

cuarta temperatura de trabajo inmediatamente anterior. En una realización no limitante, al menos uno del trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura, el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura, el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura, y el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a una o más cuartas temperaturas de trabajo progresivamente más bajas comprende al menos una etapa de forjado de prensa de matriz abierta. En otra realización no limitante, al menos uno del trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura, el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura, el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura y el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a una o más cuartas temperaturas de trabajo progresivamente más bajas comprende una pluralidad de etapas de forjado en prensa abierta, el método que comprende recalentar la aleación alfa-beta de titanio intermedia en dos etapas sucesivas de forjado a presión.

Según otro aspecto de la presente divulgación, un método para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una aleación alfa-beta de titanio comprende forjar una aleación alfa-beta de titanio a una primera temperatura de forja dentro de un primer intervalo de temperatura de forja. La forja de la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura de forja comprende al menos un pase de forja por recalcado y forja por estiramiento. El primer intervalo de temperatura de forja comprende un intervalo de temperatura que abarca de 300 °F (167 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio hasta una temperatura de 30 °F (17 °C) inferior a la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio. Después de forjar la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura de forja, la aleación alfa-beta de titanio se enfría lentamente desde la primera temperatura de forja.

La aleación alfa-beta de titanio se forja a una segunda temperatura de forja dentro de un segundo intervalo de temperatura de forja. La forja de la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura de forja comprende al menos un pase de forja por recalcado y forja por estiramiento. El segundo intervalo de temperatura de forja se encuentra 600 °F (333 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio hasta 350 °F (194 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio, y la segunda temperatura de forja es menor que la primera temperatura de forja.

La aleación alfa-beta de titanio se forja a una tercera temperatura de forja dentro de un tercer intervalo de temperatura de forja. La forja de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de forja comprende forja radial. El tercer intervalo de temperatura de forja es de 1000 °F (538 °C) y 1400 °F (760 °C), y la temperatura de forja final es menor que la temperatura de la segunda forja.

En una realización no limitante, después de forjar la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura de forja, y antes de forjar la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de forja, la aleación alfa-beta de titanio se puede recocer.

En una realización no limitante, después de forjar la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura de forja, y antes de forjar la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de forja, la aleación alfa-beta de titanio se forja a una o más cuartas temperaturas de forjado progresivamente más bajas. La una o más cuartas temperaturas de forjado progresivamente más bajas son más bajas que la segunda temperatura de forja. Cada una o más de las cuatro temperaturas de forjado progresivamente más bajas están dentro de uno del segundo intervalo de temperatura y el tercer intervalo de temperatura. Cada una de las cuatro temperaturas de trabajo progresivamente más bajas es inferior a la cuarta temperatura de trabajo inmediatamente precedente.

Breve descripción de los dibujos

Las características y ventajas de los artículos y métodos descritos en este documento pueden entenderse mejor por referencia a los dibujos adjuntos en los que:

La Fig. 1 es un diagrama de flujo de una realización no limitante de un método para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una aleación alfa-beta de titanio de acuerdo con la presente divulgación;

La Fig. 2 es una ilustración esquemática de la microestructura de las aleaciones alfa-beta de titanio después de las etapas de procesamiento de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación:

La Fig. 3 es una micrografía de electrones retrodispersados (BSE) de la microestructura de una pieza de trabajo de aleación de titanio en fase alfa-beta enfriada y enfriada lentamente de acuerdo con una forma de realización no limitante del método de la presente divulgación;

La Fig. 4 es una micrografía BSE de la microestructura de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;

La Fig. 5 es una micrografía de difracción de electrones retrodispersados (EB-SD) de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;

- 5 La Fig. 6A es una micrografía BSE de la microestructura de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente de acuerdo con una realización no limitante de la presente divulgación, y la Fig. 6B es una micrografía de BSE de la microestructura de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente de acuerdo con la realización no limitante de la Fig. 6A que se forjó y recoció adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- 10 La Fig. 7 es una micrografía EBSD de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó y recoció adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- 15 La Fig. 8 es una micrografía EBSD de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó y recoció adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- 20 La Fig. 9A es una micrografía EBSD de la muestra del Ejemplo 2 que es una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó y recoció adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- La Fig. 9B es un gráfico que muestra la concentración de granos que tienen un tamaño de grano particular en la muestra del Ejemplo 2 que se muestra en la Fig. 9A;
- La Fig. 9C es un gráfico de la distribución de la desorientación de los límites de grano de fase alfa de la muestra del Ejemplo 2 mostrada en la Fig. 9A;
- 25 Las Fig. 10A y 10B son micrografías BSE de, respectivamente, la primera y segunda muestras forjadas y recocidas;
- La Fig. 11 es una micrografía EBSD de la primera muestra del Ejemplo 3;
- 30 La Fig. 12 es una micrografía EBSD de la segunda muestra del Ejemplo 3;
- La Fig. 13A es una micrografía EBSD de la segunda muestra del Ejemplo 3;
- 35 La Fig. 13B es un gráfico de la cantidad relativa de granos alfa en la muestra del Ejemplo 3 que tiene tamaños de grano particulares;
- La Fig. 13C es un gráfico de la distribución de desorientación de los límites de grano de fase alfa en la muestra del Ejemplo 3;
- 40 La Fig. 14A es una micrografía EBSD de la segunda muestra del Ejemplo 3;
- La Fig. 14B es un gráfico de la cantidad relativa de granos alfa en la muestra del Ejemplo 3 que tiene tamaños de grano particulares;
- 45 La Fig. 14C es un gráfico de la distribución de desorientación de los límites de grano de fase alfa en la muestra del Ejemplo 3;
- 50 La Fig. 15 es una micrografía BSE de la microestructura de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- 55 La Fig. 16 es una micrografía EBSD de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- La Fig. 17A es una micrografía EBSD de la muestra del Ejemplo 4 que es una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;
- 60 La Fig. 17B es un gráfico que muestra la concentración de granos que tienen un tamaño de grano particular en la muestra del Ejemplo 4 que se muestra en la Fig. 17A;
- La Fig. 17C es un gráfico de la distribución de desorientación de los límites de grano de fase alfa de la muestra del Ejemplo 4 mostrada en la Fig. 17A;
- 65 La Fig. 18 es una micrografía EBSD de una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;

La Fig. 19A es una micrografía EBSD de la muestra del Ejemplo 4 que es una aleación de titanio en fase alfa-beta forjada y enfriada lentamente que se forjó adicionalmente de acuerdo con una realización no limitante del método de la presente divulgación;

5 La Fig. 19B es un gráfico que muestra la concentración de granos que tienen un tamaño de grano particular en la muestra del Ejemplo 4 que se muestra en la Fig. 19A; y

La Fig. 19C es un gráfico de la distribución de desorientación de los límites de grano de fase alfa de la muestra del Ejemplo 4 mostrada en la Fig. 19A;

10 El lector apreciará los detalles anteriores, así como otros, al considerar la siguiente descripción detallada de ciertas realizaciones no limitantes de acuerdo con la presente descripción.

Descripción detallada de determinadas modalidades no limitantes

15 Los artículos gramaticales "uno", "un", "una" y "el/la", tal como se usan en la presente memoria, pretenden incluir "al menos uno" o "uno o más", a menos que se indique lo contrario. Por lo tanto, los artículos se usan en este documento para referirse a uno o más de uno (es decir, a al menos uno) de los objetos gramaticales del artículo. A modo de ejemplo, "un componente" significa uno o más componentes, y así, opcionalmente, se contempla más de
20 un componente y puede emplearse o usarse en una implementación de las realizaciones descritas.

Todos los porcentajes y relaciones se calculan en función del peso total de la composición de la aleación, a menos que se indique lo contrario.

25 De acuerdo con un aspecto de esta descripción, la Fig. 1 es un diagrama de flujo que ilustra varias realizaciones no limitantes de un método 100 de refinado del tamaño de grano de fase alfa en una aleación alfa-beta de titanio de acuerdo con la presente divulgación. La Figura 2 es una ilustración esquemática de una microestructura 200 que resulta de etapas de procesamiento de acuerdo con la presente divulgación. En una realización no limitante de acuerdo con la presente divulgación, un método 100 de refinado del tamaño de grano de fase alfa en una aleación
30 alfa-beta de titanio comprende proporcionar 102 una aleación alfa-beta de titanio que comprende una microestructura 202 de fase alfa laminar. Un experto en la materia sabe que se obtiene una microestructura 202 de fase alfa laminar por tratamiento térmico con una aleación alfa-beta de titanio seguido de enfriamiento rápido. En una realización no limitante, una aleación alfa-beta de titanio se trata térmicamente con calor beta y se temple 104 para proporcionar una microestructura 202 de fase alfa laminar. En una realización no limitante, el tratamiento con calor beta de la aleación comprende además trabajar la aleación a la temperatura de tratamiento de calor beta. En
35 aún otra realización no limitante, el trabajo de la aleación a la temperatura de tratamiento de calor beta comprende uno o más de forjado en rodillo, estampación, entallado, forjado en matriz abierta, forjado por impresión, forjado a presión, forjado en caliente automático, forja radial, forja por recalado, forja por estiramiento y forjado multiaxial.

40 Todavía en referencia a las Figs. 1 y 2, una realización no limitante de un método 100 para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una aleación alfa-beta de titanio comprende trabajar 106 la aleación a una primera temperatura de trabajo dentro de un primer intervalo de temperatura. Se reconocerá que la aleación puede forjarse una o más veces en el primer intervalo de temperatura y puede forjarse a una o más temperaturas en el primer intervalo de temperatura. En una realización no limitante, cuando la aleación se trabaja más de una vez en el primer intervalo de temperatura, la aleación se trabaja primero a una temperatura inferior en el primer intervalo de temperatura y a continuación se trabaja a una temperatura más alta en el primer intervalo de temperatura. En otra realización no limitante, cuando la aleación se trabaja más de una vez en el primer intervalo de temperatura, la aleación se trabaja primero a una temperatura más alta en el primer intervalo de temperatura y a continuación se trabaja a una temperatura inferior en el primer intervalo de temperatura. El primer intervalo de temperatura se encuentra en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio. En una realización no limitante, el primer intervalo de temperatura es un intervalo de temperatura que da como resultado una microestructura que comprende partículas de fase alfa globulares primarias. La frase "partículas de fase alfa globulares primarias", como se usa en la presente memoria, se refiere a partículas generalmente equiaxiales que comprenden el alótropo de fase alfa hexagonal compacto de metal de titanio que se forma después de trabajar a la primera temperatura de trabajo de acuerdo con
55 la presente divulgación, o formas de cualquier otro proceso termomecánico conocido ahora o en adelante para una persona con conocimientos en la técnica. En una realización no limitante, el primer intervalo de temperatura está en el dominio superior del campo de fase alfa-beta. En una realización específica, el primer intervalo de temperatura se encuentra 300 °F (167 °C) por debajo de la transición beta, hasta una temperatura de 30 °F (17 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación. Se reconocerá que el trabajo 104 de la aleación a temperaturas dentro del primer intervalo de temperatura, que puede ser relativamente alto en el campo de fase alfa-beta, produce una microestructura 204 que comprende partículas de fase alfa globulares primarias.

60 El término "trabajo", como se usa en el presente documento, se refiere a trabajo termomecánico o procesamiento termomecánico ("PTM"). El "trabajo termomecánico" se define en la presente memoria como que cubre generalmente varios procesos de formación de metal que combinan tratamientos térmicos y de deformación controlados para obtener efectos sinérgicos, tales como, por ejemplo, y sin limitación, mejora en la resistencia, sin
65

pérdida de dureza. Esta definición de trabajo termomecánico es consistente con el significado atribuido en, por ejemplo, ASM Materials Engineering Dictionary, J.R. Davis, ed., ASM International (1992), p. 480. Además, tal como se usa en la presente memoria, los términos "forjar", "forja a presión de matriz abierta", "recalcado", "forja por estiramiento" y "forja radial" se refieren a formas de trabajo termomecánico. El término "forja a presión de matriz abierta", como se usa en este documento, se refiere a la forja de metal o aleación de metal entre matrices, en la que el flujo de material no está completamente restringido, por presión mecánica o hidráulica, acompañado de una sola pasada de trabajo de la prensa para cada sesión de la matriz. Esta definición de forja por presión de matriz abierta es consistente con el significado atribuido en, por ejemplo, ASM Materials Engineering Dictionary, J.R. Davis, ed., ASM International (1992), pp. 298 y 343. El término "forja radial", como se usa en este documento, se refiere a un proceso que usa dos o más yunques o matrices móviles para producir piezas forjadas con diámetros constantes o variables a lo largo de su longitud. Esta definición de forja radial es consistente con el significado atribuido en, por ejemplo, ASM Materials Engineering Dictionary, J.R. Davis, ed., ASM International (1992), p. 354. El término "recalcado", tal como se usa en el presente documento, se refiere a la forja en matriz abierta de una pieza de trabajo de manera que la longitud de la pieza de trabajo generalmente disminuye y la sección transversal de la pieza de trabajo generalmente aumenta. El término "forja por estiramiento", tal como se usa en el presente documento, se refiere a la forja de matriz abierta de una pieza de trabajo de modo que generalmente aumenta la longitud de la pieza de trabajo y generalmente disminuye la sección transversal de la pieza de trabajo. Aquellos con conocimientos en materia de metalúrgica entenderán fácilmente los significados de estos diversos términos.

En una realización no limitante de los métodos de acuerdo con la presente divulgación, la aleación alfa-beta de titanio se selecciona entre una aleación de Ti-6Al-4V (UNS R56400), una aleación de Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401), una aleación de Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (UNS R54620), una aleación de Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (UNS R56260) y una aleación de Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250; aleación ATI 425®). En otra realización no limitante de los métodos de acuerdo con la presente divulgación, la aleación alfa-beta de titanio se selecciona entre una aleación de Ti-6Al-4V (UNS R56400) y una aleación de Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401). En una realización específica no limitante de los métodos de acuerdo con la presente divulgación, la aleación alfa-beta de titanio es una aleación de Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).

Después del trabajo 106 de la aleación a la primera temperatura de trabajo en el primer intervalo de temperatura, la aleación se enfría lentamente 108 desde la primera temperatura de trabajo. Al enfriar lentamente la aleación desde la primera temperatura de trabajo, la microestructura que comprende la fase alfa globular primaria se mantiene y no se transforma en fases alfa laminares secundarias, como ocurre después del enfriamiento rápido, o templado rápido, como se describe en la patente EP'429, descrita más arriba. Se cree que una microestructura formada por partículas de fase alfa globularizadas exhibe una mejor ductilidad a temperaturas de forjado más bajas que una microestructura que comprende fase alfa laminar.

Los términos "enfriado lento" y "enfriamiento lento", tal como se usan en el presente documento, se refieren al enfriamiento de la pieza de trabajo a una velocidad de enfriamiento de no más de 5 °F (3 °C) por minuto. En una realización no limitante, el enfriamiento lento 108 comprende el enfriamiento al horno a una velocidad de disminución preprogramada de no más de 5 °F (3 °C) por minuto. Se reconocerá que el enfriamiento lento de acuerdo con la presente divulgación puede comprender el enfriamiento lento a temperatura ambiente o el enfriamiento lento a una temperatura de trabajo más baja a la que la aleación se trabajará adicionalmente. En una realización no limitante, el enfriamiento lento comprende transferir la aleación alfa-beta de titanio desde una cámara de horno a la primera temperatura de trabajo a una cámara de horno a una segunda temperatura de trabajo. En una realización específica no limitante, cuando el diámetro de la pieza de trabajo es mayor o igual a 30,5 cm (12 pulgadas), y se asegura que la pieza de trabajo tenga suficiente inercia térmica, el enfriamiento lento comprende la transferencia de la aleación alfa-beta de titanio de una cámara del horno a la primera temperatura de trabajo a una cámara del horno a una segunda temperatura de trabajo. La segunda temperatura de trabajo se describe a continuación en la presente memoria.

Antes del enfriamiento lento 108, en una realización no limitante, la aleación puede tratarse térmicamente 110 a una temperatura de tratamiento térmico en el primer intervalo de temperatura. En una realización específica no limitante del tratamiento térmico 110, el intervalo de temperatura de tratamiento térmico abarca un intervalo de temperatura de 1600 °F (871 °C) hasta una temperatura que es 30 °F (17 °C) menor que una temperatura de transición beta de la aleación. En una realización no limitante, el tratamiento térmico 110 comprende calentar hasta la temperatura de tratamiento térmico, y mantener la pieza de trabajo a la temperatura de tratamiento térmico. En una realización no limitante del tratamiento térmico 110, la pieza de trabajo se mantiene a la temperatura de tratamiento térmico durante un periodo de tratamiento térmico de 1 hora a 48 horas. Se cree que el tratamiento térmico ayuda a completar la globularización de las partículas de fase alfa primaria. En una realización no limitante, después del enfriamiento lento 108 o tratamiento térmico 110, la microestructura de una aleación alfa-beta de titanio comprende al menos el 60 por ciento en volumen de fracción de fase alfa, en la que la fase alfa comprende o consiste en partículas de fase alfa primaria globular.

Se reconoce que puede formarse una microestructura de una aleación alfa-beta de titanio que incluye una microestructura que comprende partículas de fase alfa primaria globulares mediante un proceso diferente al descrito anteriormente. Una realización alternativa fuera del alcance de la presente divulgación comprende proporcionar 112

una aleación alfa-beta de titanio que comprende una microestructura que comprende o que consiste en partículas de fase alfa primaria globulares.

5 En realizaciones no limitantes, después del trabajo 106 de la aleación a la primera temperatura de trabajo y enfriar lentamente la aleación 108, o después del tratamiento térmico 110 y el enfriamiento lento 108 de la aleación, la aleación se trabaja 114 una o más veces a una segunda temperatura de trabajo dentro de un segundo intervalo de temperatura, y puede forjarse a una o más temperaturas en el segundo intervalo de temperatura. En una realización no limitante, cuando la aleación se trabaja más de una vez en el segundo intervalo de temperatura, la aleación se trabaja primero a una temperatura inferior en el segundo intervalo de temperatura y a continuación se trabaja a una temperatura más alta en el segundo intervalo de temperatura. Se cree que cuando la pieza de trabajo se trabaja primero a una temperatura inferior en el segundo intervalo de temperatura y a continuación se trabaja a una temperatura más alta en el segundo intervalo de temperatura, se mejora la recristalización. En otra realización no limitante, cuando la aleación se trabaja más de una vez en el primer intervalo de temperatura, la aleación se trabaja primero a una temperatura más alta en el primer intervalo de temperatura y a continuación se trabaja a una temperatura más baja en el primer intervalo de temperatura. La segunda temperatura de trabajo es inferior a la primera temperatura de trabajo, y el segundo intervalo de temperatura está en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio. En una realización específica no limitante, el segundo intervalo de temperatura se encuentra de 600 °F (333 °C) a 350 °F (194 °C) por debajo de la transición beta y puede forjarse a una o más temperaturas en el primer intervalo de temperatura.

20 En una realización no limitante, después de trabajar 114 la aleación a la segunda temperatura de trabajo, la aleación se enfría desde la segunda temperatura de trabajo. Después de trabajar 114 a la segunda temperatura de trabajo, la aleación se puede enfriar a cualquier velocidad de enfriamiento, incluyendo, entre otras, las velocidades de enfriamiento proporcionadas por el enfriamiento del horno, el enfriamiento por aire y el templado líquido, como saben las personas expertas en la materia. Se reconocerá que el enfriamiento puede comprender el enfriamiento a temperatura ambiente o a la siguiente temperatura de trabajo a la que se trabajará adicionalmente la pieza de trabajo, tal como una de la tercera temperatura de trabajo o una cuarta temperatura de trabajo progresivamente más baja, como se describe a continuación. También se reconocerá que, en una realización no limitante, si se logra un grado deseado de refinamiento del grano después de que la aleación se trabaje a la segunda temperatura de trabajo, no se requiere un trabajo adicional de la aleación.

25 Después de trabajar 114 la aleación a la segunda temperatura de trabajo, la aleación se trabaja 116 a una tercera temperatura de trabajo, o se trabaja una o más veces a una o más terceras temperaturas de trabajo. En una realización no limitante, una tercera temperatura de trabajo puede ser una temperatura de trabajo final dentro de un tercer intervalo de temperatura de trabajo. La tercera temperatura de trabajo es menor que la segunda temperatura de trabajo, y el tercer intervalo de temperatura se encuentra en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio. En una realización específica, el tercer intervalo de temperatura es de 1000 °F (538 °C) a 1400 °F (760 °C). Después de trabajar 116 la aleación a la tercera temperatura de trabajo, se alcanza un tamaño de grano de fase alfa refinado deseado. Después de trabajar 116 a la tercera temperatura de trabajo, la aleación se puede enfriar a cualquier velocidad de enfriamiento, incluidas, entre otras, las velocidades de enfriamiento proporcionadas por la refrigeración del horno, la refrigeración por aire y el templado líquido, como sabe la persona experta en la materia.

35 Todavía en referencia a las Figs. 1 y 2, aunque no se tiene ninguna teoría en particular, se cree que al trabajar 106 una aleación alfa-beta de titanio a una temperatura relativamente alta en el campo de fase alfa-beta, y opcionalmente tratamiento térmico 110, seguido de enfriamiento lento 108, la microestructura se transforma de una que comprende principalmente una microestructura laminar de fase alfa 202 a una microestructura de partícula de fase alfa globularizada 204. Se reconocerán ciertas cantidades de titanio de fase beta, es decir, el alótropo de fase cúbica centrado en el cuerpo del titanio, puede estar presente entre la lamela de fase alfa o entre las partículas de fase alfa primaria. La cantidad de titanio de fase beta presente en la aleación alfa-beta de titanio después de cualquier etapa de trabajo y enfriamiento depende principalmente de la concentración de elementos estabilizadores de fase beta presentes en una aleación alfa-beta de titanio específica, que es bien comprendida por una persona con conocimientos en la materia. Se observa que la microestructura de fase alfa laminar 202, que posteriormente se transforma en partículas alfa globularizadas primarias 204, puede producirse por tratamiento con calor beta y templado 104 de la aleación antes de trabajar la aleación a la primera temperatura de trabajo y templado, como se ha descrito anteriormente.

45 La microestructura de fase alfa globularizada 204 sirve como reserva de partida para el posterior trabajo a baja temperatura. La microestructura de fase alfa globularizada 204 generalmente tiene mejor ductilidad que una microestructura de fase alfa laminar 202. Si bien la tensión requerida para recristalizar y refinar partículas de fase alfa globulares puede ser mayor que la deformación necesaria para globularizar microestructuras de fase alfa laminar, la microestructura de partículas globulares de fase alfa 204 también muestra una ductilidad mucho mejor, especialmente cuando se trabaja a bajas temperaturas. En una realización no limitante de la presente invención en la que el trabajo comprende la forja, se observa una mejor ductilidad incluso a velocidades moderadas de la matriz de forja. En otras palabras, las ganancias en la deformación de la forja permitidas por una mejor ductilidad a velocidades moderadas de la matriz de la microestructura de fase alfa globularizada 204 exceden los requisitos de deformación para refinar el tamaño de grano de fase alfa, por ejemplo, bajas velocidades de la matriz y pueden

producir mejores rendimientos y tiempos de prensa más bajos.

Aunque aún no se limita a ninguna teoría particular, además se cree que debido a que la microestructura de partícula de fase alfa globularizada 204 tiene una mayor ductilidad que una microestructura de fase alfa laminar 202, es posible refinar el tamaño de grano de fase alfa usando secuencias de menor temperatura de trabajo de acuerdo con la presente divulgación (etapas 114 y 116, por ejemplo) para desencadenar ondas de recristalización controlada y crecimiento de grano dentro de las partículas globulares de fase alfa 204, 206. Al final, en las aleaciones alfa-beta de titanio procesadas de acuerdo con las realizaciones no limitantes de la presente invención, las partículas de fase alfa primaria producidas en la globularización lograda por la primera operación 106 y las etapas de enfriamiento 108 no son en sí mismas finas o ultrafinas, sino que comprenden o consisten en una gran cantidad de granos recristalizados de fase fina a ultrafina 208.

Todavía en referencia a la Fig. 1, una realización no limitante del refinado de granos de fase alfa de acuerdo con la presente divulgación comprende un recocido o recalentamiento opcional 118 después de trabajar 114 la aleación a la segunda temperatura de trabajo, y antes de trabajar 116 la aleación a la tercera temperatura de trabajo. El recocido opcional 118 comprende calentar la aleación a una temperatura de recocido en un intervalo de temperatura de recocido que abarca de 500 °F (278 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio hasta 250 °F (139 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio durante un tiempo de recocido de 30 minutos a 12 horas. Se reconocerá que se pueden aplicar tiempos más cortos al elegir temperaturas más altas, y se pueden aplicar tiempos de recocido más largos al elegir temperaturas más bajas. Se cree que el recocido aumenta la recristalización, aunque a costa de un cierto engrosamiento del grano, y que finalmente ayuda al refinamiento del grano de la fase alfa.

En realizaciones no limitantes, la aleación puede recalentarse a una temperatura de trabajo antes de cualquier etapa de trabajar la aleación. En una realización, cualquiera de los pasos de trabajo puede comprender múltiples pasos de trabajo, tales como, por ejemplo, múltiples pasos de recalcado, múltiples pasos de forja por estiramiento, cualquier combinación de forja por recalcado y forja por estiramiento, cualquier combinación de recalcado múltiple y forja por estiramiento múltiple, y forja radial. En cualquier método para refinar el tamaño de grano de fase alfa de acuerdo con la presente divulgación, la aleación puede recalentarse a una temperatura de trabajo intermedia entre cualquiera de los pasos de trabajo o forjado a esa temperatura de trabajo. En una realización no limitante, recalentar a una temperatura de trabajo comprende calentar la aleación a la temperatura de trabajo deseada y mantener la aleación a temperatura durante 30 minutos a 6 horas. Se reconocerá que cuando la pieza de trabajo se saca del horno durante un tiempo prolongado, como 30 minutos o más, para un acondicionamiento intermedio, como cortar los extremos, por ejemplo, el recalentamiento se puede extender a más de 6 horas, tal como a 12 horas, o durante el tiempo que un profesional experto sepa que toda la pieza de trabajo se recalienta a la temperatura de trabajo deseada. En una realización no limitante, recalentar a una temperatura de trabajo comprende calentar la aleación a la temperatura de trabajo deseada y mantener la aleación a temperatura durante 30 minutos a 12 horas.

Después de trabajar 114 a la segunda temperatura de trabajo, la aleación se trabaja 116 a la tercera temperatura de trabajo, que puede ser una etapa final de trabajo, como se ha descrito anteriormente. En una realización no limitante, el trabajo 116 a la tercera temperatura comprende forja radial. Cuando los pasos de trabajo previos comprenden un forjado de prensa de extremo abierto, la forja de prensa de extremo abierto confiere más tensión a una región central de la pieza de trabajo, como se describe en la solicitud de patente de los Estados Unidos pendiente de tramitación n.º de serie 13/792.285.

Se observa que la forja radial proporciona un mejor control del tamaño final, y confiere más tensión a la región de superficie de una pieza de trabajo de aleación, de modo que la deformación en la región de superficie de la pieza de trabajo forjada puede ser comparable a la deformación en la región central de la pieza de trabajo forjada.

De acuerdo con otro aspecto de la presente divulgación, las realizaciones no limitantes de un método para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una aleación alfa-beta de titanio comprenden forjar una aleación alfa-beta de titanio a una primera temperatura de forja o forjar más que una vez a una o más temperaturas de forjado dentro de un primer intervalo de temperatura de forja. La forja de la aleación a la primera temperatura de forja, o a una o más de las primeras temperaturas de forjado, comprende al menos un pase de forja por recalcado y forja por estiramiento. El primer intervalo de temperatura de forja comprende un intervalo de temperatura que abarca de 300 °F (167 °C) por debajo de transición beta hasta una temperatura de 30 °F (17 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación. Después de forjar la aleación a la primera temperatura de forja y opcionalmente recocerla, la aleación se enfría lentamente desde la primera temperatura de forja.

La aleación se forja una vez o más de una vez a una segunda temperatura de forja, o a una o más segundas temperaturas de forjado, dentro de un segundo intervalo de temperatura de forja. La forja de la aleación a la segunda temperatura de forja comprende al menos un pase de forja por recalcado y forja por estiramiento. El segundo intervalo de temperatura de forja es de 600 °F (333 °C) a 350 °F (194 °C) por debajo de la transición beta.

La aleación se forja una vez o más de una vez a una tercera temperatura de forja, o a una o más terceras temperaturas de forjado dentro de un tercer intervalo de temperatura de forja. En una realización no limitante, la tercera operación de forjado es una operación de forjado final dentro de un tercer intervalo de temperatura de forja.

En una realización no limitante, forjar la aleación a la tercera temperatura de forja comprende forja radial. El tercer intervalo de temperatura de forja comprende un intervalo de temperatura que abarca 1000 °F (538 °C) y 1400 °F (760 °C), y la tercera temperatura de forja es menor que la segunda temperatura de forja.

5 En una realización no limitante, después de forjar la aleación a la segunda temperatura de forja, y antes de forjar la aleación a la tercera temperatura de forja, la aleación se forja a una o más cuartas temperaturas de forjado progresivamente más bajas. La una o más cuartas temperaturas de forjado progresivamente más bajas son más bajas que la segunda temperatura de forja. Cada una de las cuartas temperaturas de trabajo es inferior a la cuarta temperatura de trabajo inmediatamente anterior, si corresponde.

10 En una realización no limitante, las operaciones de forjado de alfa-beta de campo alto, es decir, forjado a la primera temperatura de forja, da como resultado un intervalo de tamaños de partículas de fase alfa globularizadas primarias de 15 pm a 40 pm. El segundo proceso de forjado comienza con múltiples operaciones de forja, recalentamiento y recocido, tal como de uno a tres recalcos y estiramientos, entre 500 °F (278 °C) y 350 °F (194 °C) por debajo de la transición beta, seguidos por operaciones de forja múltiple, recalentamiento y recocido, tal como de uno a tres recalcos y estiramientos, entre 550 °F (306 °C) y 400 °F (222 °C) por debajo de la transición beta. En una realización no limitante, la pieza de trabajo puede recalentarse en cualquier paso de forjado. En una realización no limitante, en cualquier etapa de recalentamiento en el segundo proceso de forjado, la aleación puede recocerse entre 500 °F (278 °C) y 250 °F (139 °C) por debajo de la transición beta durante un tiempo de recocido de 30 de minutos a 12 horas, tiempos más cortos que se aplican cuando se seleccionan temperaturas más altas y tiempos más largos que se aplican al elegir temperaturas más bajas, como reconocerá un profesional experto. En una realización no limitante, la aleación se puede forjar con reducción en tamaño a temperaturas de entre 600 °F (333 °C) y 450 °F (250 °C) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio. En este punto, se pueden usar matrices en V para forjar, junto con compuestos lubricantes, como, por ejemplo, nitruro de boro o láminas de grafito. En una realización no limitante, la aleación se forja radialmente en una serie de 2 a 6 reducciones realizadas de 1100 °F (593 °C) a 1400 °F (760 °C), o en series múltiples de 2 a 6 reducciones y se recalienta con temperaturas que comienzan en no más de 1400 °F (760 °C) y que disminuyen para cada nuevo recalentamiento hasta no menos de 1000 °F (538 °C).

30 Los ejemplos que siguen están destinados a describir adicionalmente ciertas realizaciones no limitantes, sin restringir el alcance de la presente invención. Las personas que tengan una experiencia normal en la técnica apreciarán que las variaciones de los siguientes ejemplos son posibles dentro del alcance de la invención, que se define únicamente por las reivindicaciones.

35 **Ejemplo 1**

Una pieza de trabajo que comprende una aleación de Ti-6Al-4V se calentó y forjó en el primer intervalo de temperatura de trabajo según los métodos habituales para aquellos familiarizados con la técnica de formar una microestructura alfa primaria sustancialmente globularizada. La pieza de trabajo a continuación se calentó a una temperatura de 1800 °F (982 °C), que está en el primer intervalo de temperatura de forja, durante 18 horas (como en el cuadro 110 en la Fig. 1). A continuación se enfrió lentamente en el horno a -100 °F (-56 °C) por hora o entre 1,5 °F (0,8 °C) y 2 °F (1,1 °C) por minuto hasta 1200 °F (649 °C) y a continuación se enfrió al aire a temperatura ambiente. Las micrografías de electrones retrodispersados (BSE) de la microestructura de la aleación forjada y enfriada lentamente se presentan en las Figs. 3 y 4.

45 En las micrografías BSE de las Figs. 3 y 4, se observa que después de forjar a una temperatura relativamente alta en el campo de fase alfa-beta, seguido de enfriamiento lento, la microestructura comprende partículas de fase alfa globularizadas primarias intercaladas con fase beta. En las micrografías, los niveles de sombreado en gris están relacionados con el número atómico promedio, lo que indica variables de composición química, y también varían localmente en función de la orientación del cristal. Las áreas de color claro en las micrografías son fases beta que son ricas en vanadio. Debido al número atómico relativamente más alto del vanadio, la fase beta aparece como un tono gris más claro. Las áreas de color más oscuro son fase alfa globularizada. La Fig. 5 es una micrografía de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) de la misma muestra de aleación que muestra la calidad del patrón de difracción. De nuevo, las áreas de color claro son de fase beta ya que exhibieron patrones de difracción más agudos en estos experimentos, y las áreas de color oscuro son de fase alfa ya que exhibían patrones de difracción menos agudos. Se observó que la forja de una aleación alfa-beta de titanio a una temperatura relativamente alta en el campo de fase alfa-beta, seguido de enfriamiento lento, da como resultado una microestructura que comprende partículas de fase alfa globularizadas primarias intercaladas con fase beta.

60 **Ejemplo 2**

65 Dos piezas de trabajo en forma de cubos de 10,2 cm (4") de material Ti-6-4 producido usando un método similar al del Ejemplo 1 se calentaron a 1300 °F (704 °C) y se forjaron en dos ciclos (6 golpes a 8,9 cm (3,5") de altura) de forjado de ejes múltiples, bastante rápido y de matriz abierta, operado a velocidades de deformación de aproximadamente 0,1 a 1/s para alcanzar una deformación central de al menos 3. Se realizaron esperas de 15 segundos entre impactos para permitir una cierta disipación del calentamiento adiabático. Las piezas de trabajo se

recocieron posteriormente a 1450 °F (788 °C) durante casi 1 hora y a continuación se pasaron a un horno a 1300 °F (704 °C) para ser remojadas durante aproximadamente 20 minutos. La primera pieza de trabajo finalmente se enfrió con aire. La segunda pieza de trabajo se forjó de nuevo a través de dos ciclos (6 golpes a 8,9 cm (3,5") de altura) de una forja de ejes múltiples bastante rápida y matriz abierta operada a velocidades de deformación de aproximadamente 0,1 a 1/s para conferir una deformación central de al menos 3, es decir, una tensión total de 6. Se realizaron esperas de 15 segundos entre impactos para permitir una cierta disipación del calentamiento adiabático. Las Figuras 6A y 6B son micrografías BSE de la primera y la segunda muestras, respectivamente, después de que se sometieron a procesamiento. Nuevamente, los niveles de sombreado en gris se relacionan con el número atómico promedio, indicando de ese modo variaciones de composición química, y también variaciones locales con respecto a la orientación del cristal. En esta muestra presentada en las Figuras 6A y 6B, las regiones de color claro son de fase beta, mientras que las regiones de color más oscuro son partículas de fase alfa globulares. La variación de los niveles de gris dentro de la partícula de fase alfa globularizada revela cambios en la orientación del cristal, como la presencia de subgranos y granos recristalizados.

La Fig. 7 y 8 son micrografías EBSD de, respectivamente, la primera y segunda muestras del Ejemplo 2. Los niveles de gris en esta micrografía representan la calidad de los patrones de difracción EBSD. En estas micrografías EBSD, las áreas claras son de fase beta y las áreas oscuras son de fase alfa. Algunas de estas áreas aparecen más oscuras y sombreadas con subestructuras: estas son las áreas deformadas y sin recristalizar dentro de las partículas alfa originales o primarias. Están rodeadas por pequeños granos alfa recristalizados libres de deformación que se nuclearon y crecieron en la periferia de esas partículas alfa. Los granos pequeños más livianos son granos beta recristalizados intercalados entre partículas alfa. Se ve en las micrografías de la Fig. 7 y 8 que forjando el material globularizado como el de la muestra del Ejemplo 1, las partículas de fase alfa globularizadas primarias están comenzando a recristalizarse en granos de fase alfa más finos dentro de las partículas globulares originales o primarias.

La Fig. 9A es una micrografía EBSD de la segunda muestra del Ejemplo 2. Los niveles de sombreado en gris en la micrografía representan tamaños de grano alfa, y los niveles de sombreado en gris de los límites de grano son indicativos de su desorientación. La Fig. 9B es un gráfico de la cantidad relativa de granos alfa en la muestra que tiene tamaños de grano particulares, y la Fig. 9C es un gráfico de la distribución de la desorientación de los límites de grano de fase alfa en la muestra. Como puede determinarse a partir de la Fig. 9B, un mayor número de granos alfa logrados al forjar la muestra globularizada del Ejemplo 1 y a continuación recocido a 1450 °F (788 °C) y luego forjados nuevamente son superfinos, es decir, de 1 a 5 pm de diámetro y en general son más finos que la primera muestra del Ejemplo 2, justo después del recocido a 1450 °F (788 °C) que permitió cierto crecimiento de grano y una progresión de la recristalización intermedia y estática.

Ejemplo 3

Dos piezas de trabajo conformadas como un cubo de 10,2 cm (4") de material de aleación ATI 425® producido usando un método similar al del Ejemplo 1 se calentaron a 1300 °F (704 °C) y se forjaron durante un ciclo (3 impactos a 8,9 cm (3,5") de altura) de un forjado de ejes múltiples, bastante rápido y de matriz abierta, operado a velocidades de deformación de aproximadamente 0,1 a 1/s para alcanzar una deformación central de al menos 1,5. Se realizaron esperas de 15 segundos entre golpes para permitir una cierta disipación del calentamiento adiabático. Las piezas de trabajo se recocieron posteriormente a 1400 °F (760 °C) durante 1 hora y a continuación se pasaron a un horno a 1300 °F (704 °C) para ser remojadas durante 30 minutos. La primera pieza de trabajo finalmente se enfrió con aire. La segunda pieza de trabajo se forjó de nuevo a través de un ciclo (3 impactos a 8,9 cm (3,5") de altura) de un forjado de ejes múltiples bastante rápido y de matriz abierta operado a velocidades de deformación de aproximadamente 0,1 a 1/s para conferir una deformación central de al menos 1,5, es decir, una deformación total de 3. También se realizaron esperas de Quince segundos entre los impactos para permitir una cierta disipación del calentamiento adiabático.

La Fig. 10A y 10B son micrografías BSE de, respectivamente, la primera y segunda muestras forjadas y recocidas. Nuevamente, los niveles de sombreado en gris están relacionados con el número atómico promedio, lo que indica variaciones en la composición química, y también variaciones a nivel local con respecto a la orientación del cristal. En esta muestra presentada en la Fig. 10A y Fig. 10B, las regiones de color claro son de fase beta, mientras que las regiones de color más oscuro son partículas de fase alfa globulares. La variación de los niveles de gris dentro de la partícula de fase alfa globularizada revela cambios en la orientación del cristal, como la presencia de subgranos y granos recristalizados.

La Fig. 11 y 12 son micrografías EBSD de, respectivamente, la primera y la segunda muestra del Ejemplo 3. Los niveles de gris en esta micrografía representan la calidad de los patrones de difracción EBSD. En estas micrografías EBSD, las áreas claras son de fase beta y las áreas oscuras son de fase alfa. Algunas de estas áreas aparecen más oscuras y sombreadas con subestructuras: estas son las áreas sin recristalizar y deformadas dentro de las partículas alfa originales o primarias. Están rodeadas por pequeños granos alfa recristalizados libres de deformación que se nuclearon y crecieron en la periferia de esas partículas alfa. Los granos pequeños más livianos son granos beta recristalizados intercalados entre partículas alfa. Se ve en las micrografías de la Fig. 11 y 12 que forjando el material globularizado como el de la muestra del Ejemplo 1, las partículas de fase alfa globularizadas primarias están

comenzando a recrystalizarse en granos de fase alfa más finos dentro de las partículas globulares primarias o originales.

La Fig. 13A es una micrografía EBSD de la primera muestra del Ejemplo 3. Los niveles de sombreado en gris en la micrografía representan tamaños de grano alfa, y los niveles de sombreado en gris de los límites de grano son indicativos de su desorientación. La Fig. 13B es un gráfico de la cantidad relativa de granos alfa en la muestra que tiene tamaños de grano particulares, y la Fig. 13C es un gráfico de la distribución de la desorientación de los límites de grano de fase alfa en la muestra. Como puede determinarse a partir de la Fig. 13B, los granos alfa se consiguieron forjando la muestra globularizada del Ejemplo 1 y a continuación recociendo a 1400 °F (760 °C),

recrystalizados y crecidos nuevamente durante el recocido dando como resultado una amplia distribución de tamaño de grano alfa en la que la mayoría de los granos son finos, es decir, de 5-15 pm de diámetro.

La Fig. 14A es una micrografía EBSD de la segunda muestra del Ejemplo 3. Los niveles de sombreado en gris en la micrografía representan tamaños de grano alfa, y los niveles de sombreado en gris de los límites de grano son indicativos de su desorientación. La Fig. 14B es un gráfico de la cantidad relativa de granos alfa en la muestra que tiene tamaños de grano particulares, y la Fig. 14C es un gráfico de la distribución de la desorientación de los límites de grano de fase alfa en la muestra. Como puede determinarse a partir de la Fig. 14B, varios de los granos alfa logrados al forjar la muestra globularizada del Ejemplo 1 y a continuación recocer a 1400 °F (760 °C) y a continuación forjar nuevamente son superfinos, es decir, de 1 a 5 pm de diámetro. Los granos más gruesos no recrystalizados son remanentes de los granos que más crecieron durante el recocido. Muestra que el tiempo y la temperatura de recocido se deben elegir cuidadosamente para que sean completamente beneficiosos, es decir, permitan un aumento en la fracción recrystalizada sin un crecimiento excesivo de grano.

Ejemplo 4

Una pieza de trabajo de 25,5 cm (10") de diámetro de material de Ti-6-4 producido usando un método similar al del Ejemplo 1 se forjó adicionalmente a través de cuatro recalcos y estiramientos realizados a temperaturas entre 1450 °F (788 °C) y 1300 °F (704 °C) se descompuso como la primera de una serie de estiramientos y recalentamientos a 1450 °F (788 °C) hasta 19,1 cm (7,5") de diámetro, luego se realizó la segunda, dos secuencias similares de recalcado y estiramiento de aproximadamente un 20 % del recalcado a 1450 °F (788 °C) y se vuelve a estirar a 19,1 cm (7,5") de diámetro a 1300 °F (704 °C), luego la tercera, se estira a 14 cm (5,5") de diámetro a 1300 °F (704 °C), y a continuación la cuarta, dos secuencias similares de recalcado y estiramiento, compuestas de un 20 % de recalcado a 1400 °F (760 °C) y estiramiento a 12,7 cm (5,0") de diámetro a 1300 °F (704 °C), y finalmente se estira a 10,2 cm (4") a 1300 °F (704 °C).

La Fig. 15 es una micrografía BSE de la aleación resultante. Nuevamente, los niveles de sombreado en gris están relacionados con el número atómico promedio, lo que indica variaciones en la composición química, y también variaciones a nivel local con respecto a la orientación del cristal. En la muestra, las regiones de color claro son de fase beta, y las regiones de color más oscuro son las partículas de fase alfa globulares. La variación de los niveles de sombreado en gris dentro de las partículas de fase alfa globularizadas revela cambios en la orientación del cristal, como la presencia de subgranos y granos recrystalizados.

La Fig. 16 es una micrografía EBSD de la muestra del Ejemplo 4. Los niveles de gris en esta micrografía representan la calidad de los patrones de difracción EBSD. Se ve en la micrografía de la Fig. 16 que forjando la muestra globularizada del Ejemplo 1, las partículas de fase alfa globularizadas primarias se recrystalizan en granos de fase alfa más finos dentro de las partículas globulares primarias u originales. La transformación de recrystalización está casi completa ya que solo se pueden ver pocas áreas restantes no recrystalizadas.

La Fig. 17A es una micrografía EBSD de la muestra del Ejemplo 4. Los niveles de sombreado en gris en esta micrografía representan tamaños de grano, y los niveles de sombreado en gris de los límites de grano son indicativos de su desorientación. La Fig. 17B es un gráfico que muestra la concentración relativa de granos con tamaños de grano particulares, y la Fig. 17C es un gráfico de la distribución de la desorientación de los límites de grano de fase alfa. Se puede determinar a partir de la Fig. 17B que después de forjar la muestra globularizada del Ejemplo 1 y realizar la forja adicional a través de 4 recalcos y estiramientos a una temperatura entre 1450 °F [788 °C] y 1300 °F [704 °C], los granos de fase alfa son superfinos (de 1 pm a 5 pm de diámetro).

Ejemplo 5

Se templó un tocho de Ti-6-4 a gran escala después de algunas operaciones de forjado realizadas en el campo beta. Esta pieza de trabajo se forjó a través de un total de 5 recalcos y estiramientos con el siguiente enfoque: Los primeros dos recalcos y estiramientos se realizaron en el primer intervalo de temperatura para iniciar el proceso de desintegración y globularización de laminillas, manteniendo su tamaño en el intervalo de aproximadamente 56 cm (22") a aproximadamente 81 cm (32") y un intervalo de longitud o altura de aproximadamente 102 cm (40") a 190 cm (75"). A continuación se recoció a 1750 °F (954 °C) durante 6 horas y se enfrió el horno de 1400 °F (760 °C) a -100 °F (-56 °C) por hora, con el objetivo de obtener una microestructura similar a la de la muestra del Ejemplo 1. A continuación se forjó a través de 2 recalcos y estiramientos con recalentamientos entre 1400 °F (760 °C) y

1350 °F (732 °C), manteniendo su tamaño en el intervalo de aproximadamente 56 cm (22") a aproximadamente 81 cm (32") con una longitud o altura de aproximadamente 102 cm (40") a 190 cm (75"). A continuación se realizó otro recalcado y estiramiento con recalentamientos entre 1300 °F (704 °C) y 1400 °F (760 °C), en un intervalo de tamaño de aproximadamente 51 cm (20") a aproximadamente 76 cm (30") y una longitud o intervalo de altura de aproximadamente 102 cm (40") a 178 cm (70"). Se llevaron a cabo estiramientos posteriores de hasta 36 cm (14") de diámetro con recalentamientos entre 1300 °F (704 °C) y 1400 °F (760 °C). Esto incluyó algunos pasos de forjado en matriz con forma de V. Finalmente, la pieza se forjó radialmente en un intervalo de temperatura de 1300 °F (704 °C) a 1400 °F (760 °C) hasta aproximadamente 25,5 cm (10") de diámetro. A lo largo de este proceso, se insertaron pasos de acondicionamiento intermedio y de corte final para evitar la propagación de grietas.

La Fig. 18 es una micrografía EBSD de la muestra resultante. Los niveles de sombreado en gris en esta micrografía representan la calidad de los patrones de difracción EBSD. Se ve en la micrografía de la Fig. 18 que al forjar primero en campo de alfa-beta alto, enfriar lentamente, y a continuación en campo alfa-beta bajo, las partículas de fase alfa globularizadas primarias comienzan a recrystalizarse en granos finos de fase alfa dentro de las partículas globulares originales o primarias. Se observa que solo se realizaron tres recalcados y estiramientos en el campo alfa-beta bajo en contraposición al Ejemplo 3, donde se llevaron a cabo cuatro de estos recalcados y estiramientos en ese intervalo de temperatura. En el presente caso, esto dio como resultado una menor fracción de recrystalización. Una secuencia adicional de recalcado y estiramientos habría llevado a que la microestructura fuera muy similar a la del Ejemplo 3. Además, un recocido intermedio durante la serie alfa-beta baja de recalcados y estiramientos (cuadro 118 de la Fig. 1) habría mejorado la fracción recrystalizada.

La Fig. 19A es una micrografía EBSD de la muestra del Ejemplo 5. Los niveles de sombreado en gris en esta micrografía representan tamaños de grano, y los niveles de sombreado en gris de los límites de grano son indicativos de su desorientación. La Fig. 19B es un gráfico de la concentración relativa de granos con tamaños de grano particulares, y la Fig. 19C es un gráfico de la orientación de los granos de fase alfa. Se puede determinar a partir de la Fig. 19B que después de forjar la muestra globularizada del Ejemplo 1, con forja adicional a través de 5 recalcados y estiramientos y un recocido realizado de 1750 °F (954 °C) a 1300 °F (704 °C), se considera que los granos de fase alfa son de finos (5 μ m a 15 μ m) a superfinos (1 a 5 μ m de diámetro).

REIVINDICACIONES

1. Un método para refinar el tamaño de grano de fase alfa en una pieza de trabajo de aleación alfa-beta de titanio, comprendiendo el método:

5 trabajar una aleación alfa-beta de titanio a una primera temperatura de trabajo dentro de un primer intervalo de temperatura, en donde el primer intervalo de temperatura está en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio, y en donde el primer intervalo de temperatura se encuentra entre 167 °C (300 °F) por debajo de la transición beta y una temperatura de 17 °C (30 °F) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación;

10 enfriar lentamente la aleación alfa-beta de titanio desde la primera temperatura de trabajo, en donde al finalizar el trabajo a la primera temperatura de trabajo y el enfriamiento lento desde la primera temperatura de trabajo, la aleación alfa-beta de titanio comprende una microestructura primaria de partículas de fase alfa globularizada, y en donde el enfriamiento lento comprende enfriar la pieza de trabajo a una velocidad de enfriamiento no superior a 3 °C (5 °F) por minuto;

15 trabajar la aleación alfa-beta de titanio a una segunda temperatura de trabajo dentro de un segundo intervalo de temperatura en el que la segunda temperatura de trabajo es menor que la primera temperatura de trabajo, en donde el segundo intervalo de temperatura está en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio, y en donde el segundo intervalo de temperatura es de 333 °C (600 °F) a 194 °C (350 °F) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación; y

20 trabajar la aleación alfa-beta de titanio a una tercera temperatura de trabajo en un tercer intervalo de temperatura en el que la tercera temperatura de trabajo es menor que la segunda temperatura de trabajo, en donde el tercer intervalo de temperatura está en el campo de fase alfa-beta de la aleación alfa-beta de titanio, en donde el tercer intervalo de temperatura es de 538 °C (1000 °F) a 760 °C (1400 °F) y en donde después de trabajar a la tercera temperatura de trabajo, la aleación alfa-beta de titanio comprende un tamaño de grano refinado de fase alfa.

2. El método de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el enfriamiento lento comprende transferir la aleación alfa-beta de titanio desde una cámara de horno a la primera temperatura de trabajo a una cámara de horno a la segunda temperatura de trabajo.

3. El método de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende adicionalmente antes de la etapa de enfriamiento lento de la aleación alfa-beta de titanio desde la primera temperatura de trabajo:

35 el tratamiento térmico de la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de tratamiento térmico a un intervalo de temperatura de tratamiento térmico que abarca de 167 °C (300 °F) por debajo de la transición beta hasta una temperatura de 17 °C (30 °F) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio; y el mantenimiento de la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento térmico.

4. El método de acuerdo con la reivindicación 3, en el que el mantenimiento de la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento térmico comprende mantener la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento térmico durante 1 hora a 48 horas.

5. El método de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende además, después de trabajar la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura de trabajo, recocer la aleación alfa-beta de titanio.

6. El método de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende además, después de trabajar la aleación alfa-beta de titanio una o más veces a una o más segundas temperaturas de trabajo, recocer la aleación alfa-beta de titanio.

7. El método de acuerdo con la reivindicación 5 o la reivindicación 6, en el que el recocido de la aleación alfa-beta de titanio comprende calentar la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura en un intervalo de temperatura de recocido de 278 °C (a 500 °F) a 139 °C (250 °F) por debajo de la transición beta durante 30 minutos a 12 horas.

8. El método de acuerdo con la reivindicación 1, en el que al menos uno del trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura, el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura y el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura, comprende al menos una etapa de forjado a presión de matriz abierta.

9. El método de acuerdo con la reivindicación 1, en el que al menos uno del trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura, el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura y el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura, comprende una pluralidad de pasos de forjado a presión de matriz abierta, comprendiendo el método además recalentar la aleación alfa-beta de titanio intermedia dos pasos sucesivos de forjado a presión.

10. El método de acuerdo con la reivindicación 9, en el que recalentar la aleación alfa-beta de titanio comprende calentar la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de trabajo previa y mantener la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de trabajo previa durante 30 minutos a 12 horas.

11. El método de acuerdo con la reivindicación 8, en el que el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de trabajo comprende forjar radialmente la aleación alfa-beta de titanio.
- 5 12. El método de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende además:
 el tratamiento con calor beta de la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de tratamiento de calor beta antes de trabajar la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura de trabajo;
 en el que la temperatura de tratamiento de calor beta está dentro de un intervalo de temperatura desde una
 10 temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio hasta una temperatura 167 °C (300 °F) mayor que la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio; y
 el templado de la aleación alfa-beta de titanio.
13. El método de la reivindicación 1, en donde el método comprende:
 15 forjar la aleación alfa-beta de titanio a una primera temperatura de forja dentro de un primer intervalo de temperatura de forja, en donde la forja de la aleación alfa-beta de titanio a la primera temperatura de forja comprende al menos un pase de forja por recalcado y forja por estiramiento, y en donde el primer intervalo de temperatura de forja se extiende desde 167 °C (300 °F) por debajo de la transición beta hasta una temperatura
 20 de 17 °C (30 °F) por debajo de la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio;
 enfriar lentamente la aleación alfa-beta de titanio desde la primera temperatura de forja, en donde el enfriamiento lento comprende enfriar la pieza de trabajo a una velocidad de enfriamiento no mayor de 3 °C (5 °F) por minuto;
 forjar la aleación alfa-beta de titanio a una segunda temperatura de forja dentro de un segundo intervalo de forjado, en donde la forja de la aleación alfa-beta de titanio a la segunda temperatura de forja comprende al
 25 menos un pase de forja por recalcado y forja por estiramiento, en donde el segundo intervalo de temperatura de forja comprende un intervalo de temperatura que abarca de 333 °C (600 °F) a 194 °C (350 °F) por debajo de la transición beta y en donde la segunda temperatura de forja es menor que la primera temperatura de forja; y
 forjar la aleación alfa-beta de titanio a una tercera temperatura de forja dentro de un tercer intervalo de forja, en donde la forja de la aleación alfa-beta de titanio a la tercera temperatura de forja comprende forja radial, en
 30 donde el tercer intervalo de temperatura de forja es de 538 °C (1000 °F) a 760 °C (1400 °F) y en donde la tercera temperatura de forja es menor que la segunda temperatura de forja.
14. El método de acuerdo con la reivindicación 1 o la reivindicación 13, en el que la aleación alfa-beta de titanio es una aleación de Ti-6Al-4V (UNS R56400), una aleación de Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401), una aleación de Ti-6Al-2Sn-4Zr2Mo (UNS R54620), una aleación de Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (UNS R56260) y una aleación de Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).
15. El método de acuerdo con la reivindicación 13, en el que el enfriamiento lento comprende enfriar la aleación alfa-beta de titanio a una velocidad de enfriamiento de no más de 3 °C (5 °F) por minuto.
- 40 16. El método de acuerdo con la reivindicación 13, que comprende además, después de la etapa de enfriamiento lento de la aleación alfa-beta de titanio desde la primera temperatura de forja, tratar térmicamente la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de tratamiento térmico en el primer intervalo de temperatura de forja y mantener la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento térmico.
- 45 17. El método de acuerdo con la reivindicación 16, en el que el mantenimiento de la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento térmico comprende mantener la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento térmico durante un periodo de tratamiento térmico en un intervalo de tiempo de 1 hora a 48 horas.
- 50 18. El método de acuerdo con la reivindicación 13, que comprende además recocer la aleación alfa-beta de titanio después del forjado a la segunda temperatura de forja.
19. El método de acuerdo con la reivindicación 18, en el que el recocido comprende calentar la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de recocido en un intervalo de temperatura de recocido que abarca de 278 °C (500 °F) a
 55 139 °C (250 °F) por debajo de la transición beta y durante 30 minutos a 12 horas.
20. El método de acuerdo con la reivindicación 13, que comprende además recalentar el intermedio de la aleación alfa-beta de titanio en cualquiera de las al menos una o más etapas de forjado a presión.
- 60 21. El método de acuerdo con la reivindicación 20, en el que el recalentamiento comprende calentar la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de trabajo previa y mantener la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de trabajo previa durante un tiempo de recalentamiento en un intervalo que abarca de 30 minutos hasta 6 horas.
- 65 22. El método de acuerdo con la reivindicación 13, en el que la forja radial comprende una serie de al menos dos y no más de seis reducciones, en donde el intervalo de temperatura de forja radial es de 538 °C (1000 °F) a 760 °C (1400 °F).

23. El método de acuerdo con la reivindicación 13, en el que la forja radial comprende una serie múltiple de al menos dos y no más de seis reducciones a temperaturas de forja radial que comienzan en no más de 760 °C (1400 °F) y disminuyen a no menos de 538 °C (1000 °F), con una etapa de recalentamiento antes de cada reducción.

5 24. El método de acuerdo con la reivindicación 13, que comprende además:
antes de forjar la aleación de titanio a la primera temperatura de forja, el tratamiento con calor beta de la aleación alfa-beta de titanio a una temperatura de tratamiento de calor beta, en el que la temperatura de tratamiento de calor beta es desde una temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio hasta una temperatura 10 167 °C (300 °F) mayor que la temperatura de transición beta de la aleación alfa-beta de titanio; y el templado de la aleación alfa-beta de titanio.

15 25. El método de acuerdo con la reivindicación 12 o la reivindicación 24, en el que el tratamiento con calor beta de la aleación alfa-beta de titanio comprende además trabajar la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento con calor beta.

20 26. El método de acuerdo con la reivindicación 25, en el que el trabajo de la aleación alfa-beta de titanio a la temperatura de tratamiento de calor beta comprende uno o más de forjado en rodillo, estampación, entallado, forjado en matriz abierta, forjado por impresión, forjado a presión, forjado en caliente automático, forja radial, forja por recalcado, forja por estiramiento y forjado multiaxial.

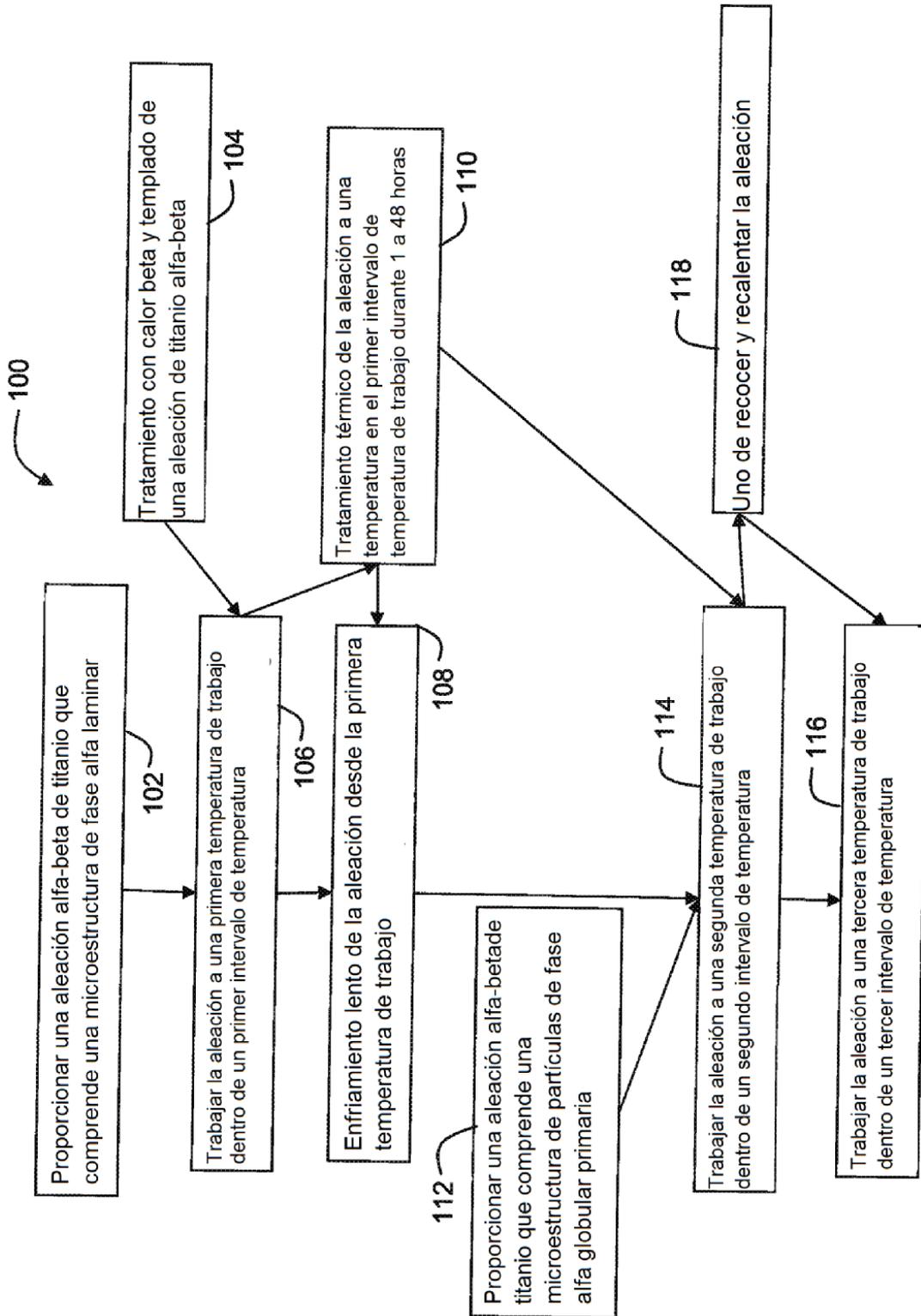


FIG. 1

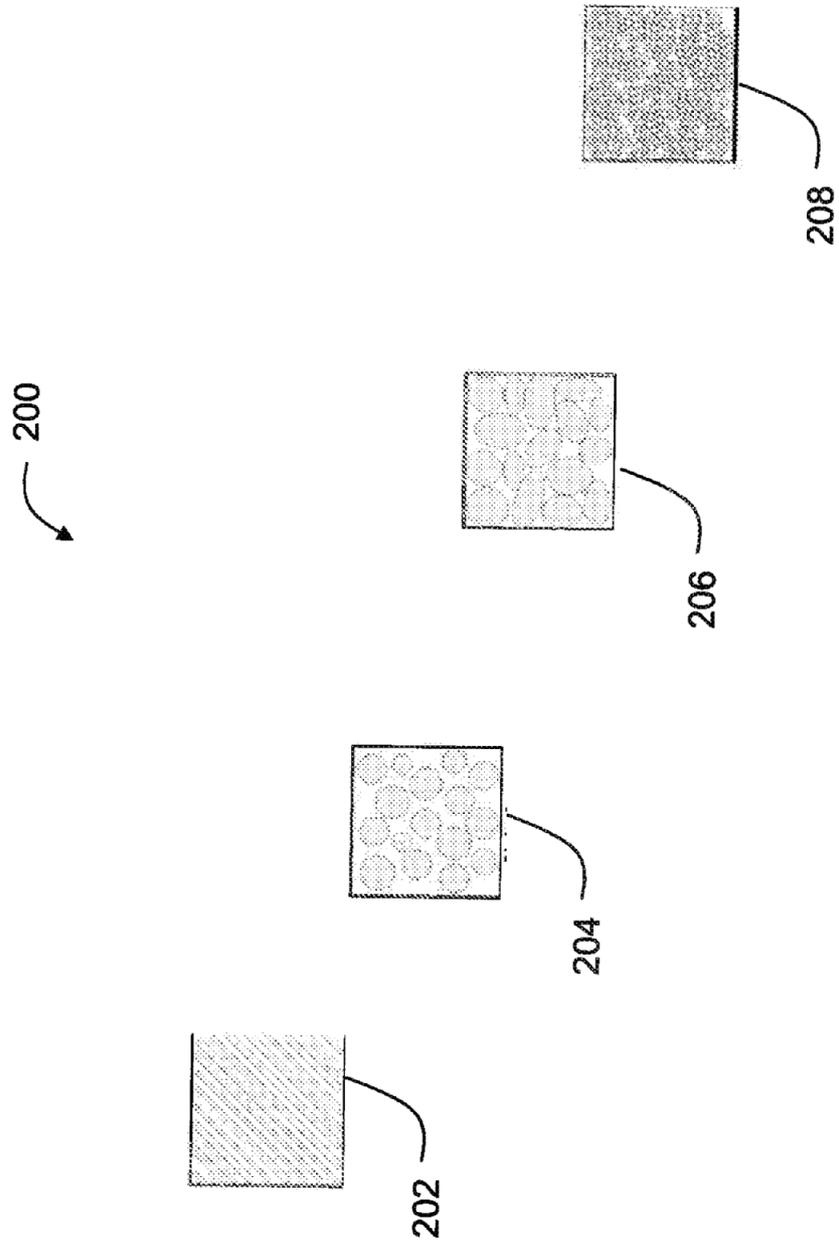


FIG. 2

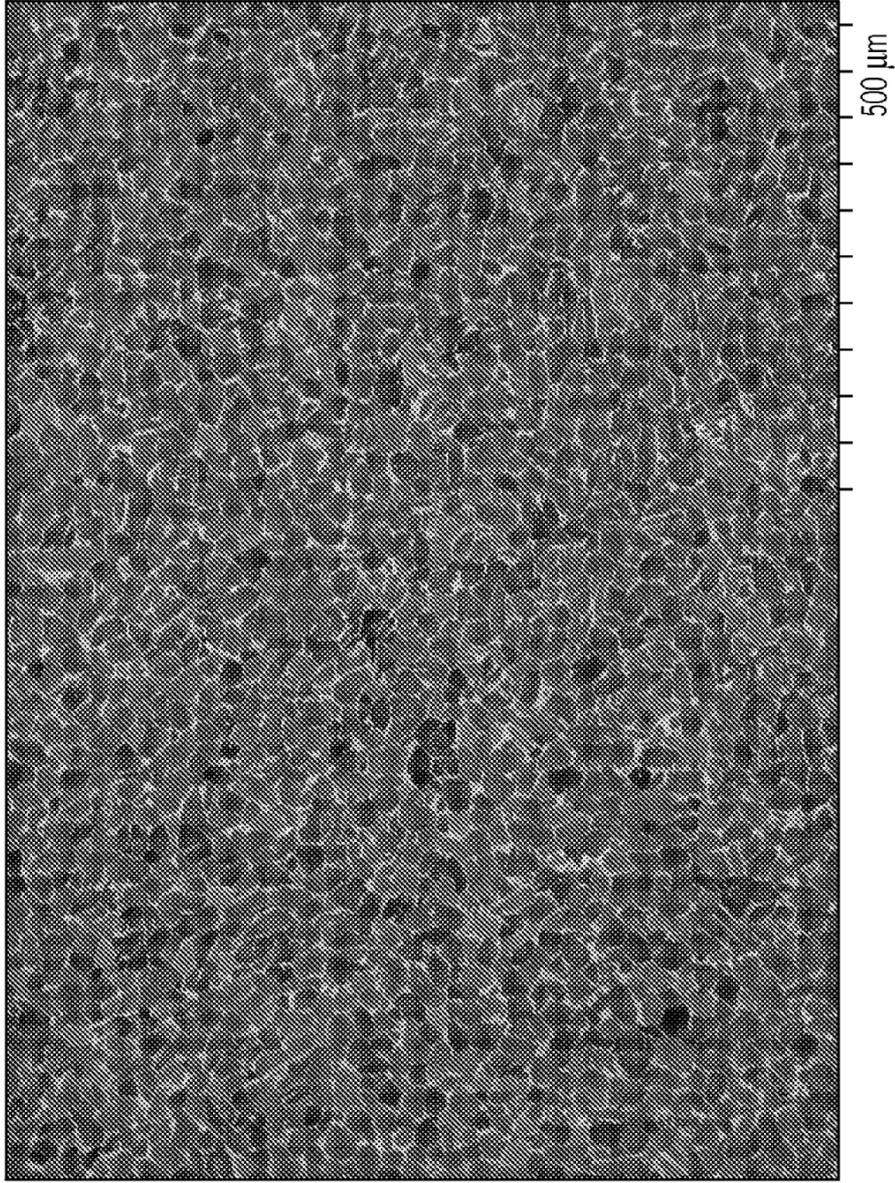


FIG. 3

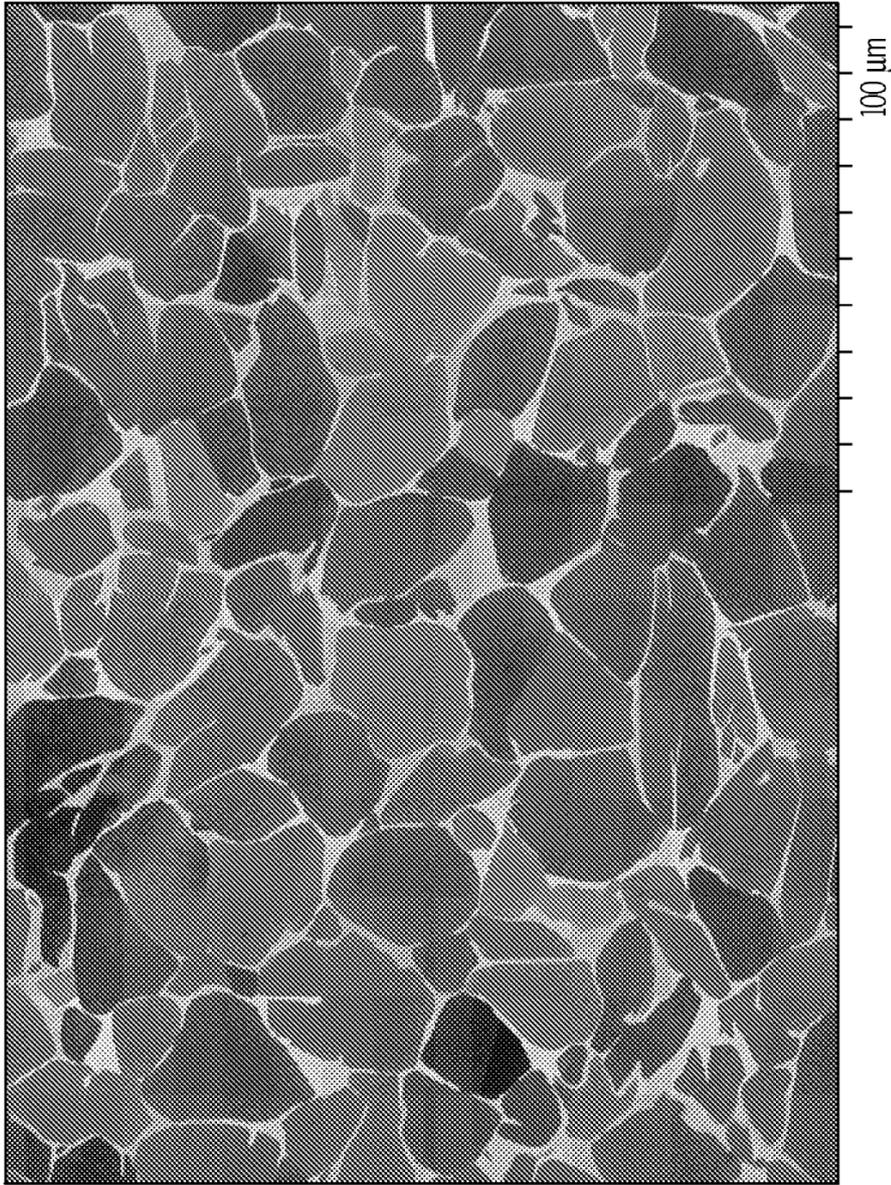


FIG. 4

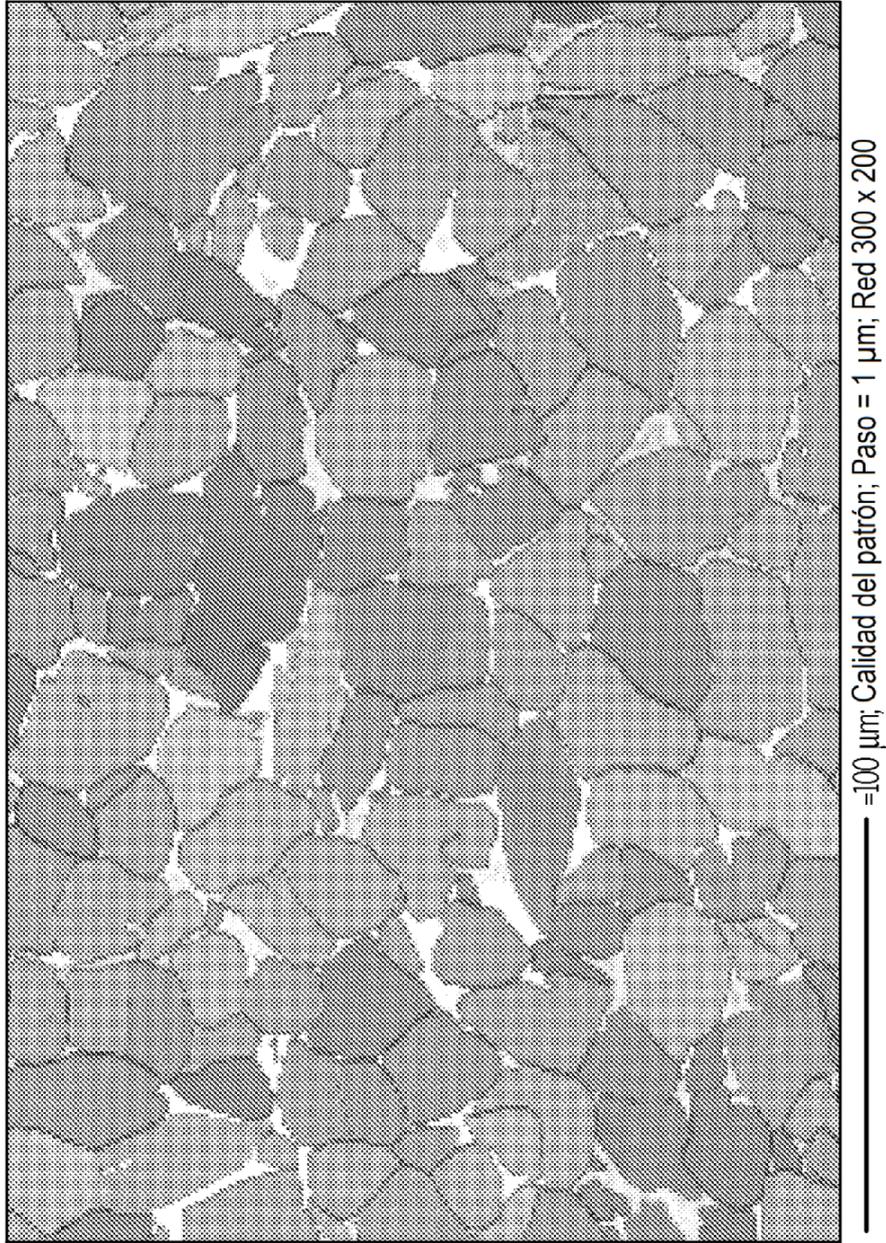


FIG. 5

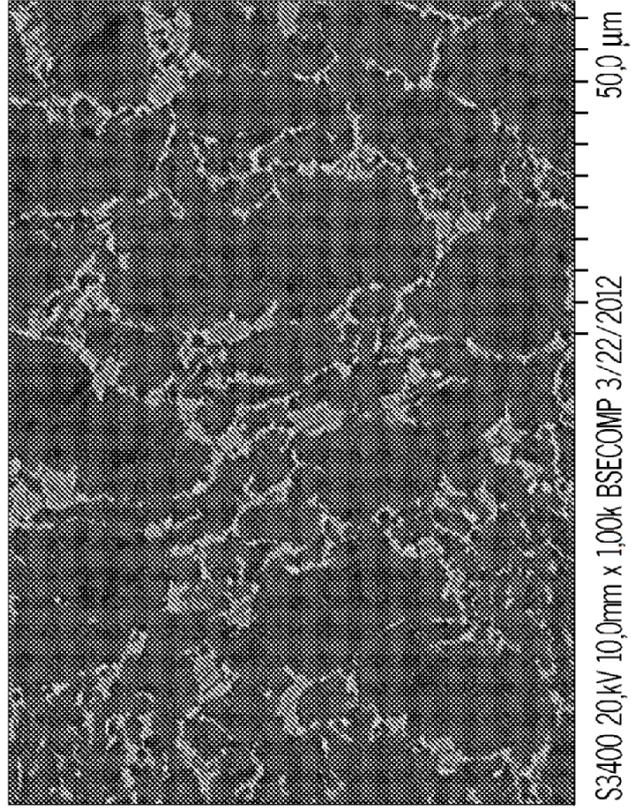


FIG. 6B

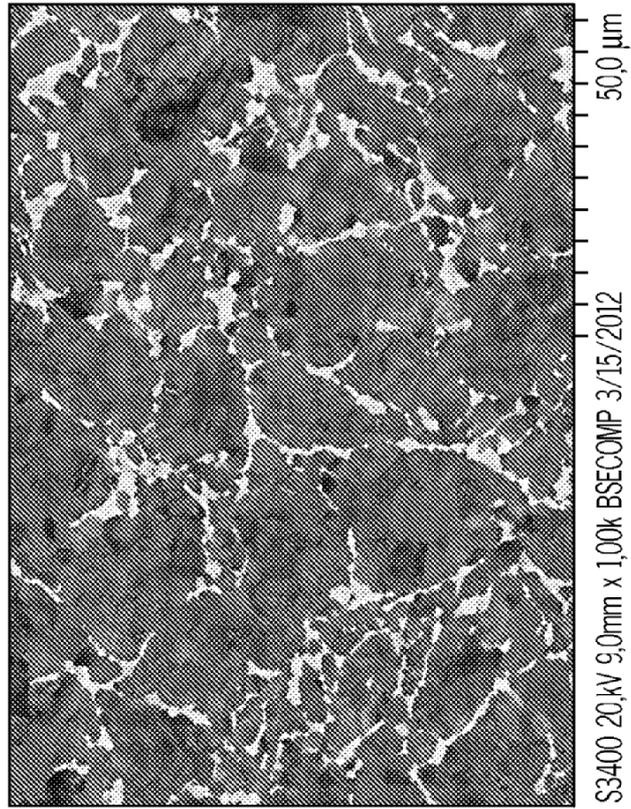
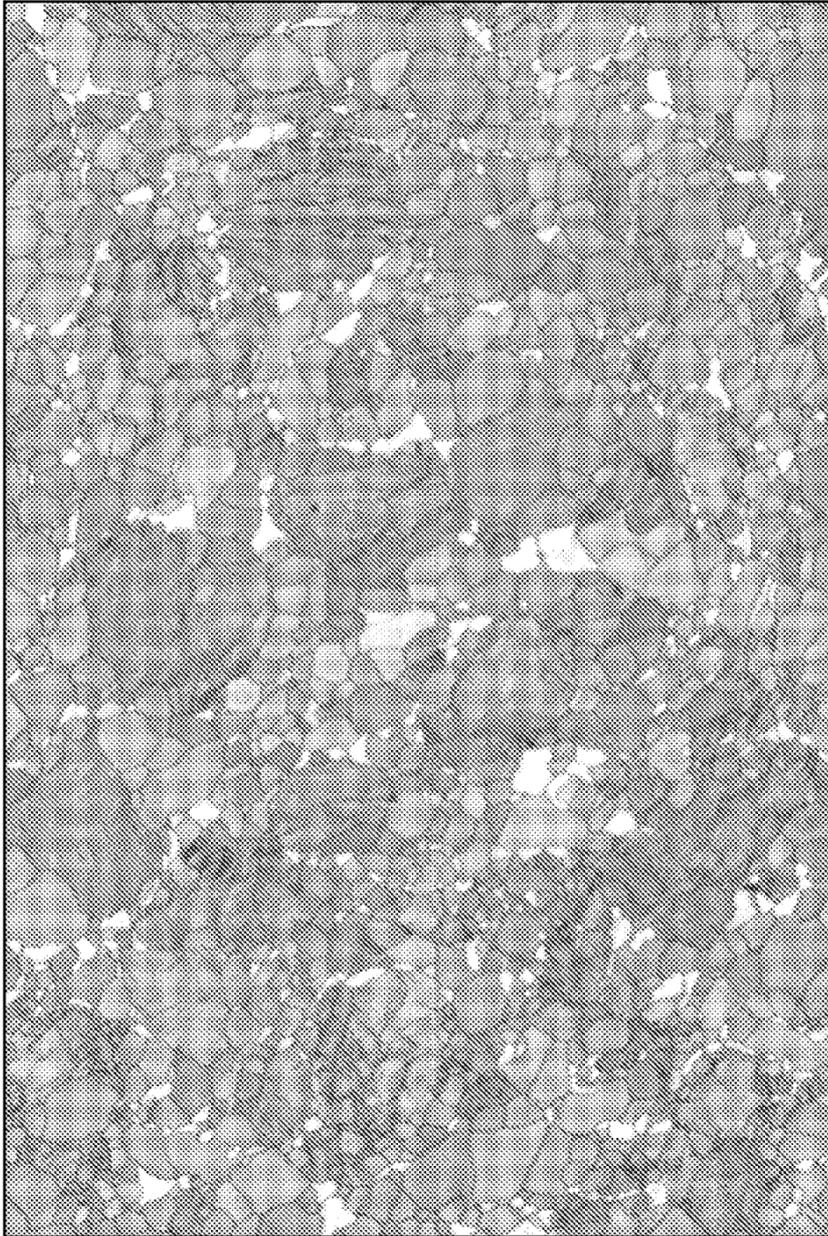
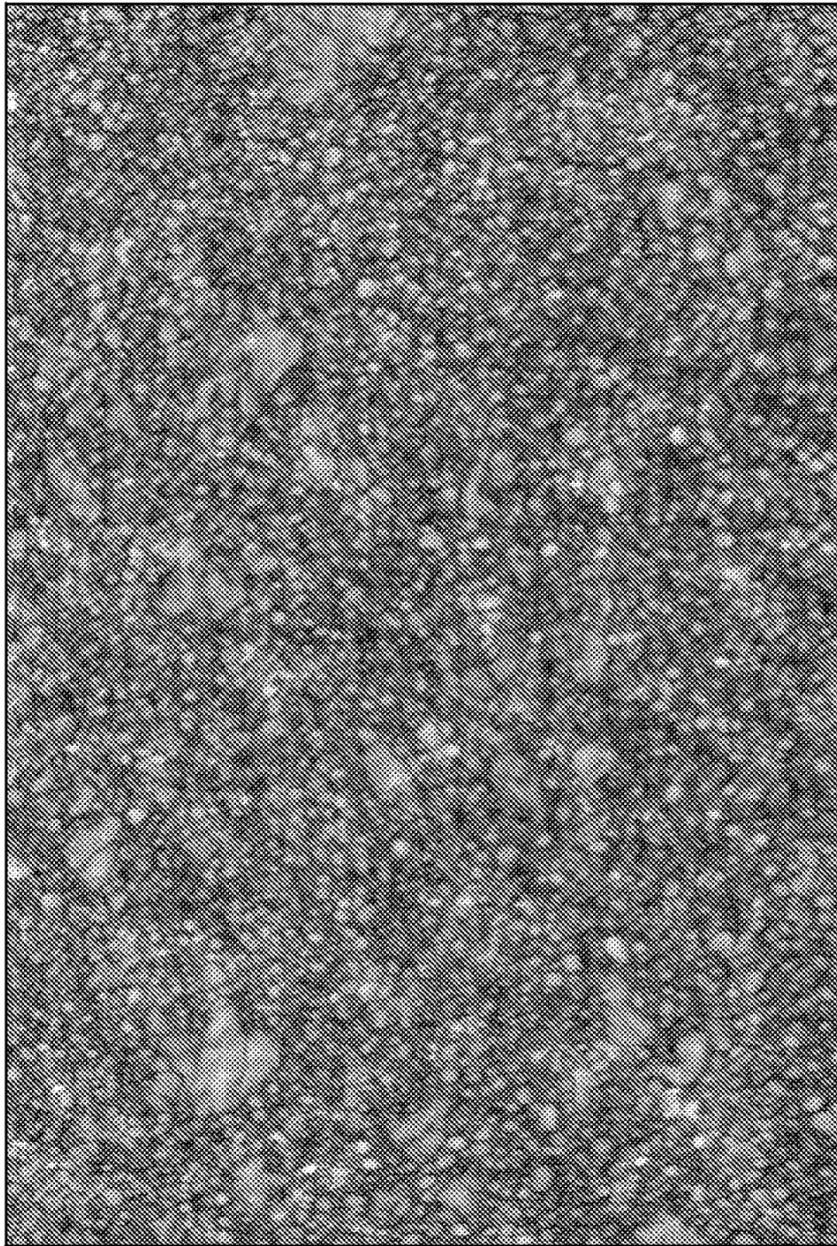


FIG. 6A



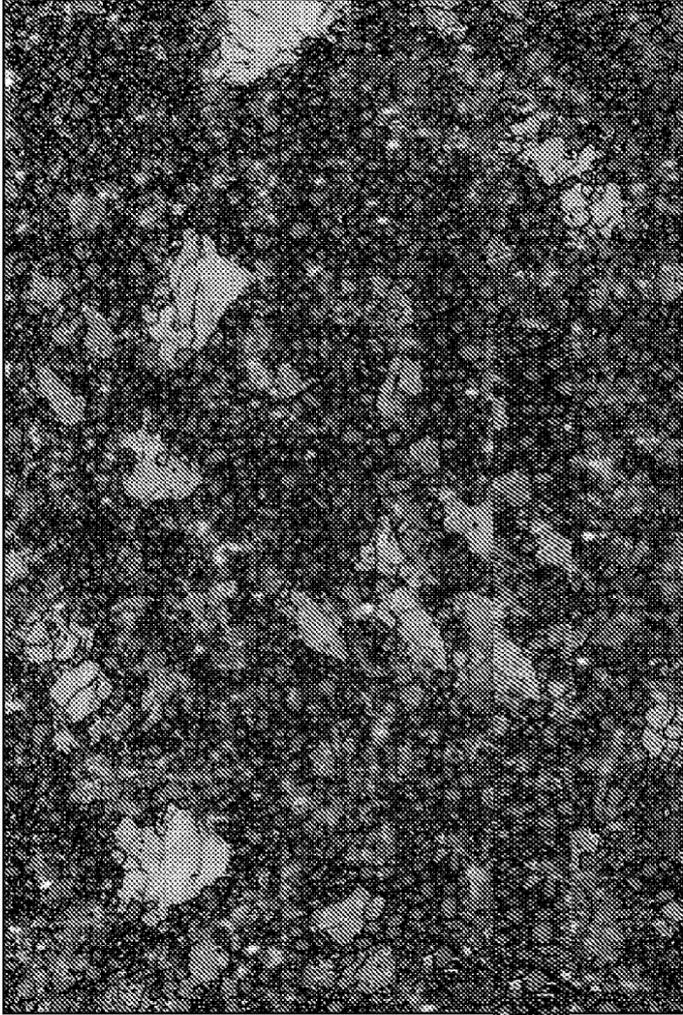
— 50 μm ; Calidad del patrón; Paso = 0,25 μm ; Red 600 x 400

FIG. 7



— 50 μm ; Calidad del patrón; Paso = 0,25 μm ; Red 600 x 400

FIG. 8



— =50 μm ; Diámetro del grano-Ti-Hex; Paso = 0,25 μm ; Red 800 x 400

FIG. 9A

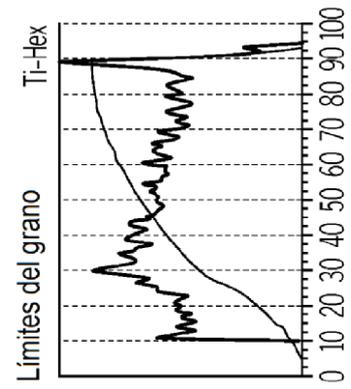


FIG. 9B

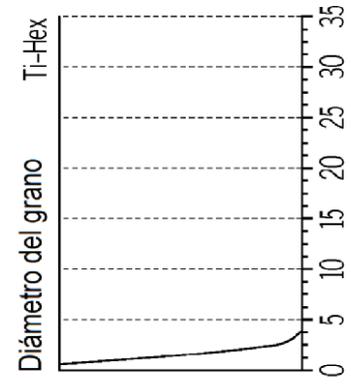


FIG. 9C

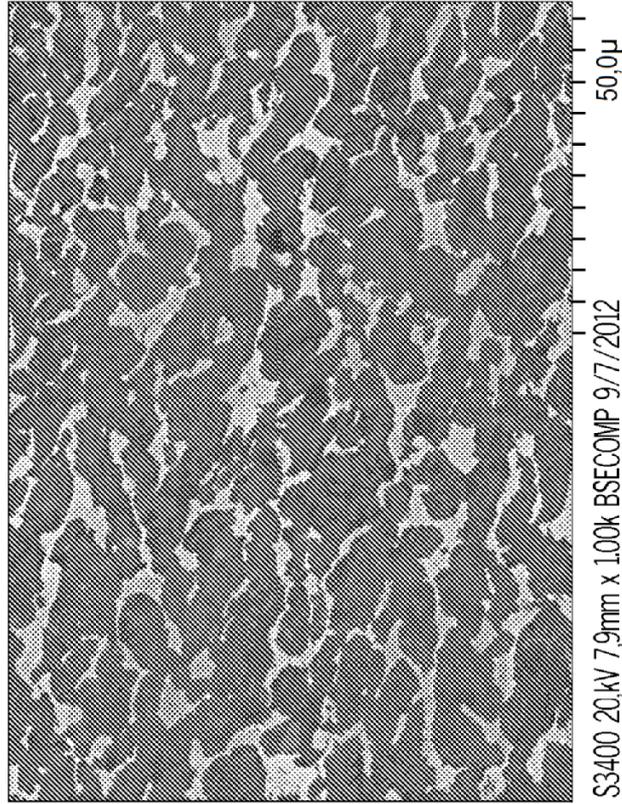


FIG. 10B

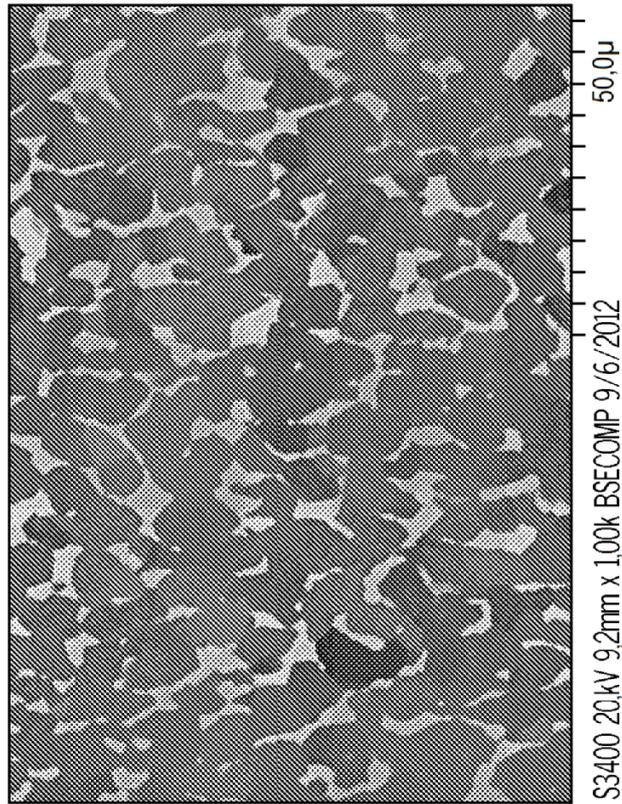
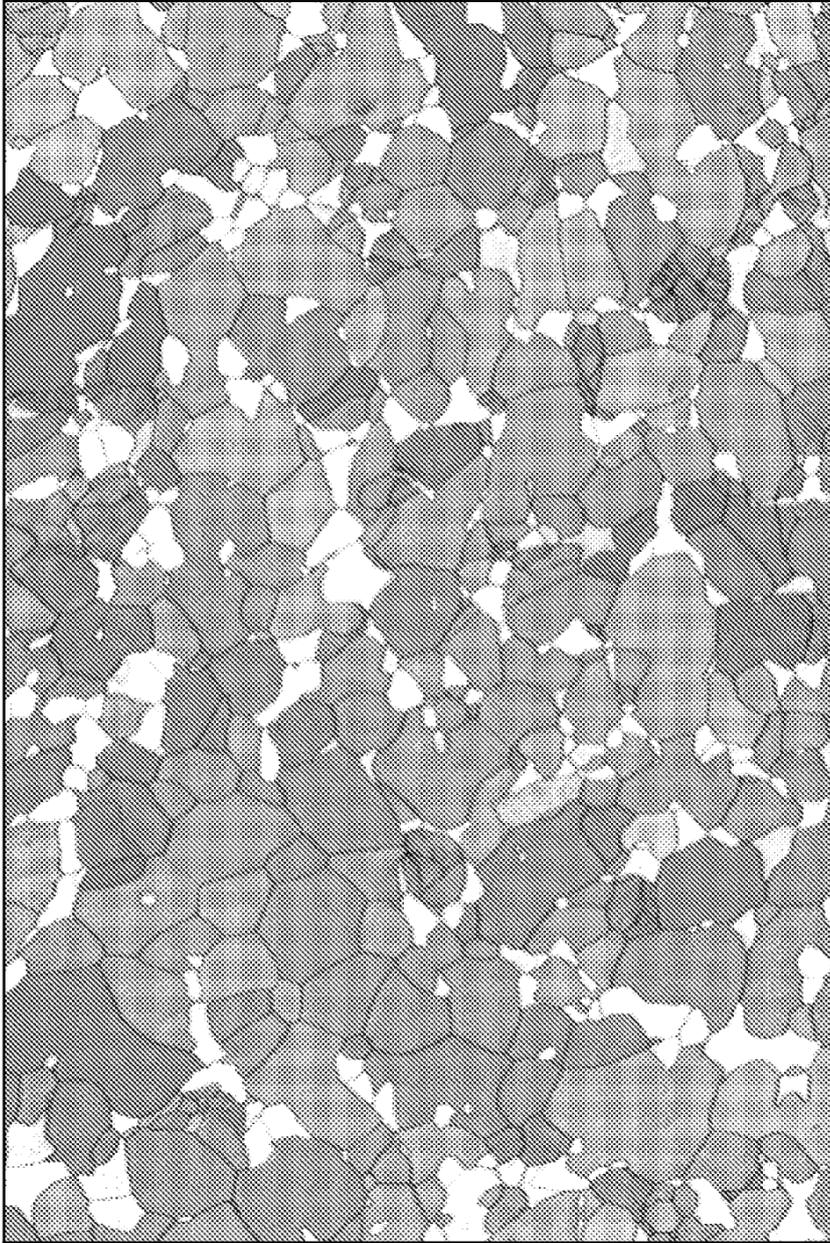
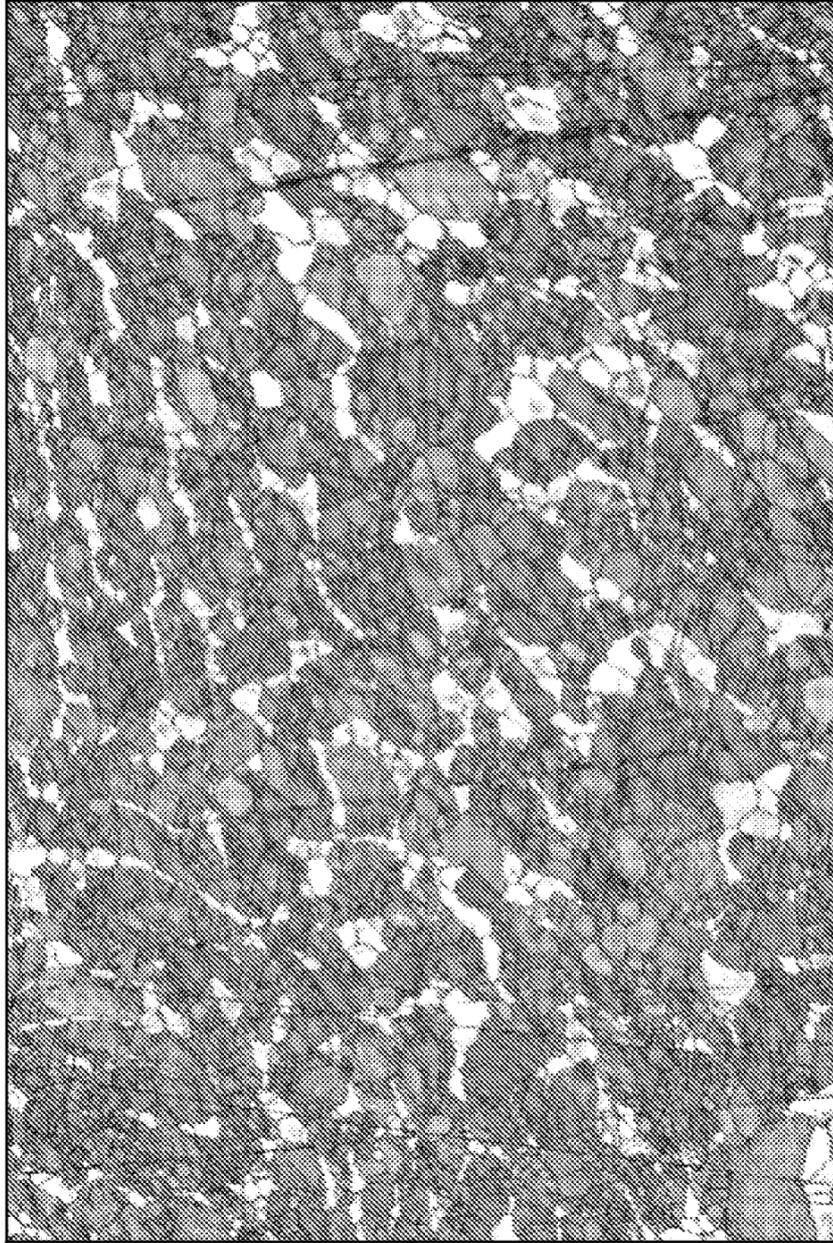


FIG. 10A



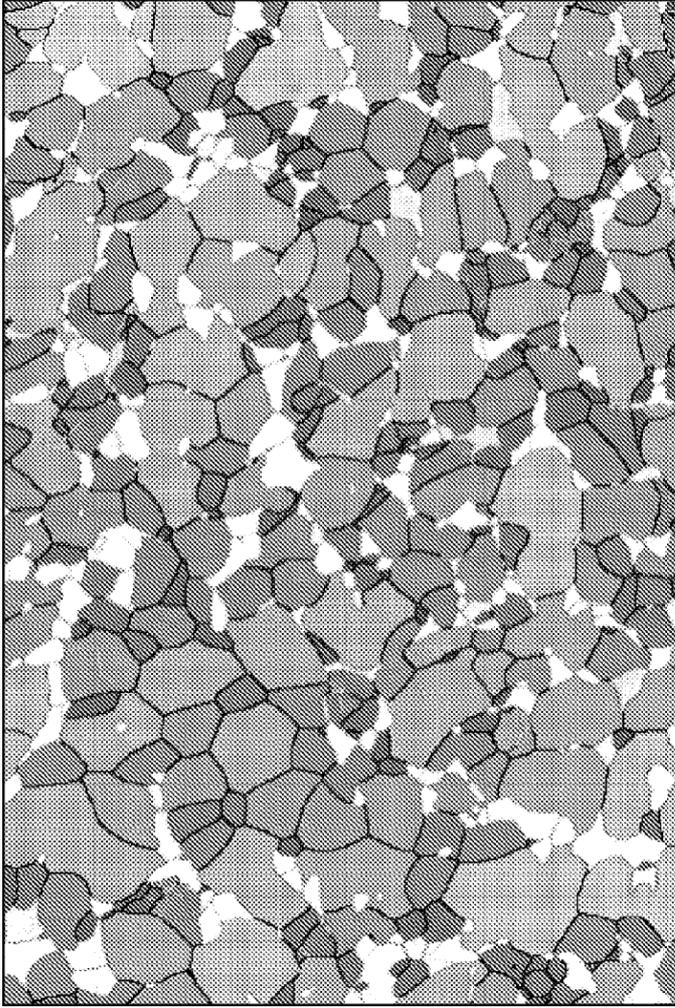
— 50 μm ; Calidad del patrón; Paso = 0,25 μm ; Red 600 x 400

FIG. 11



— 50 μm ; Calidad del patrón; Paso = 0,25 μm ; Red 600 x 400

FIG. 12



— = 50 μm ; Diámetro del grano-Ti-Hex; Paso = 0,25 μm ; Red 600 x 400

FIG. 13A

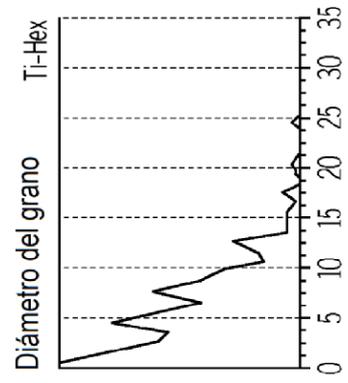


FIG. 13B

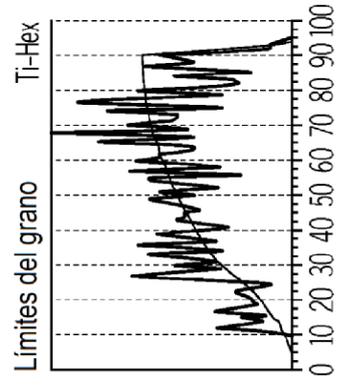
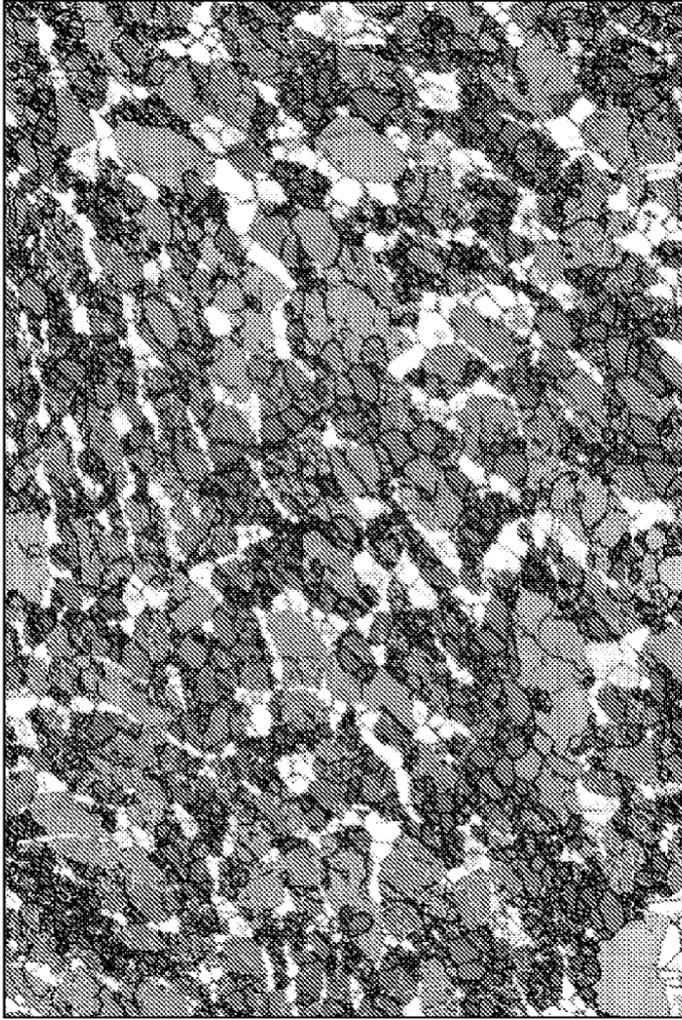


FIG. 13C



— =50 μm ; Diámetro del grano-Ti-Hex; Paso = 0,25 μm ; Red 600 x 400

FIG. 14A

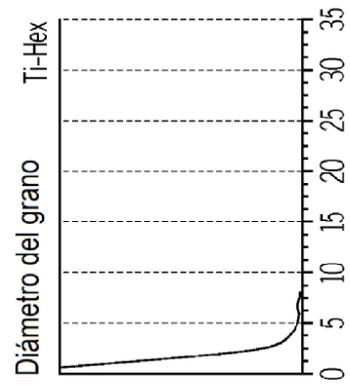


FIG. 14B

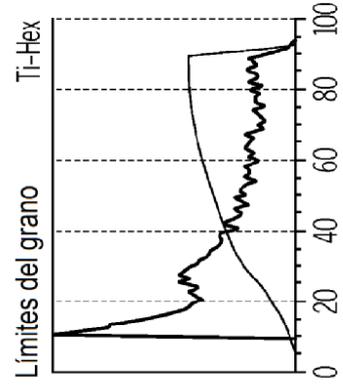


FIG. 14C

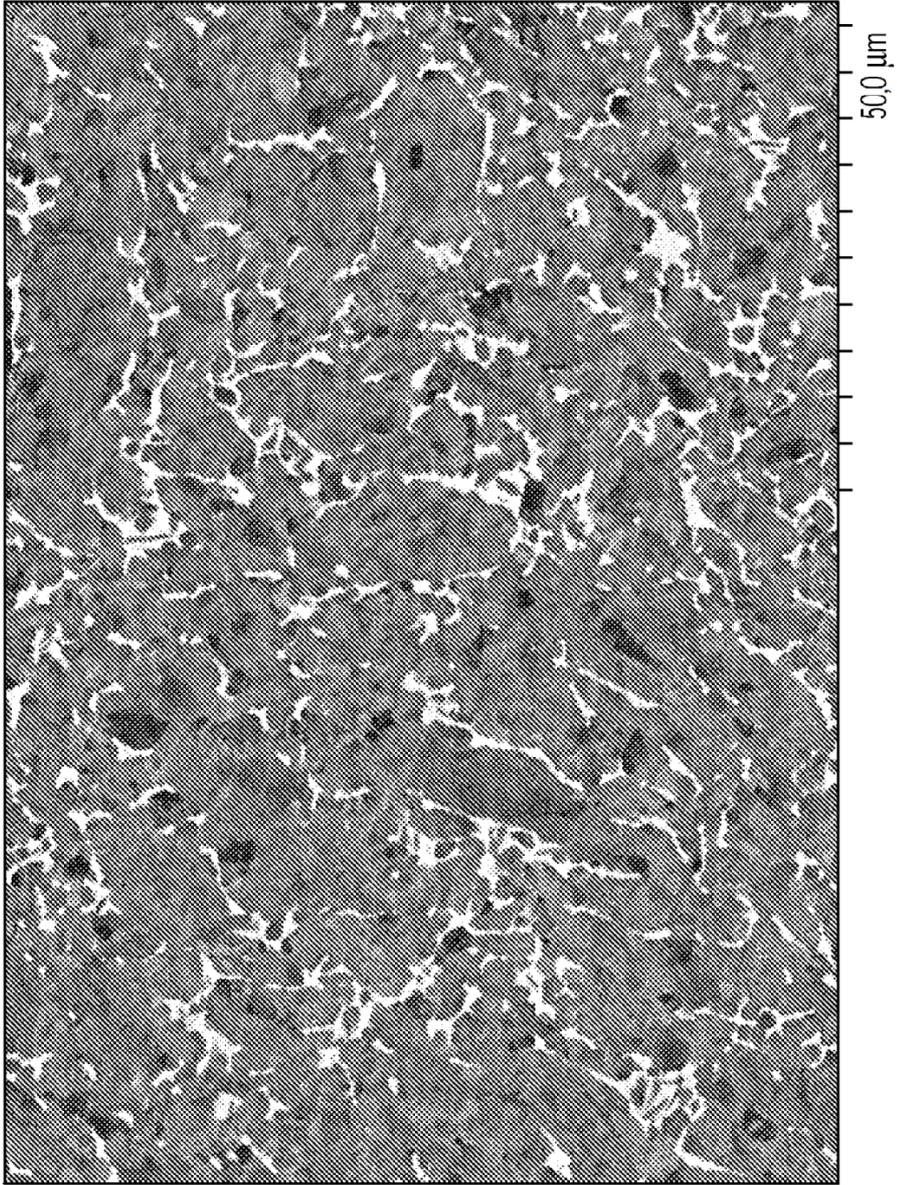


FIG. 15

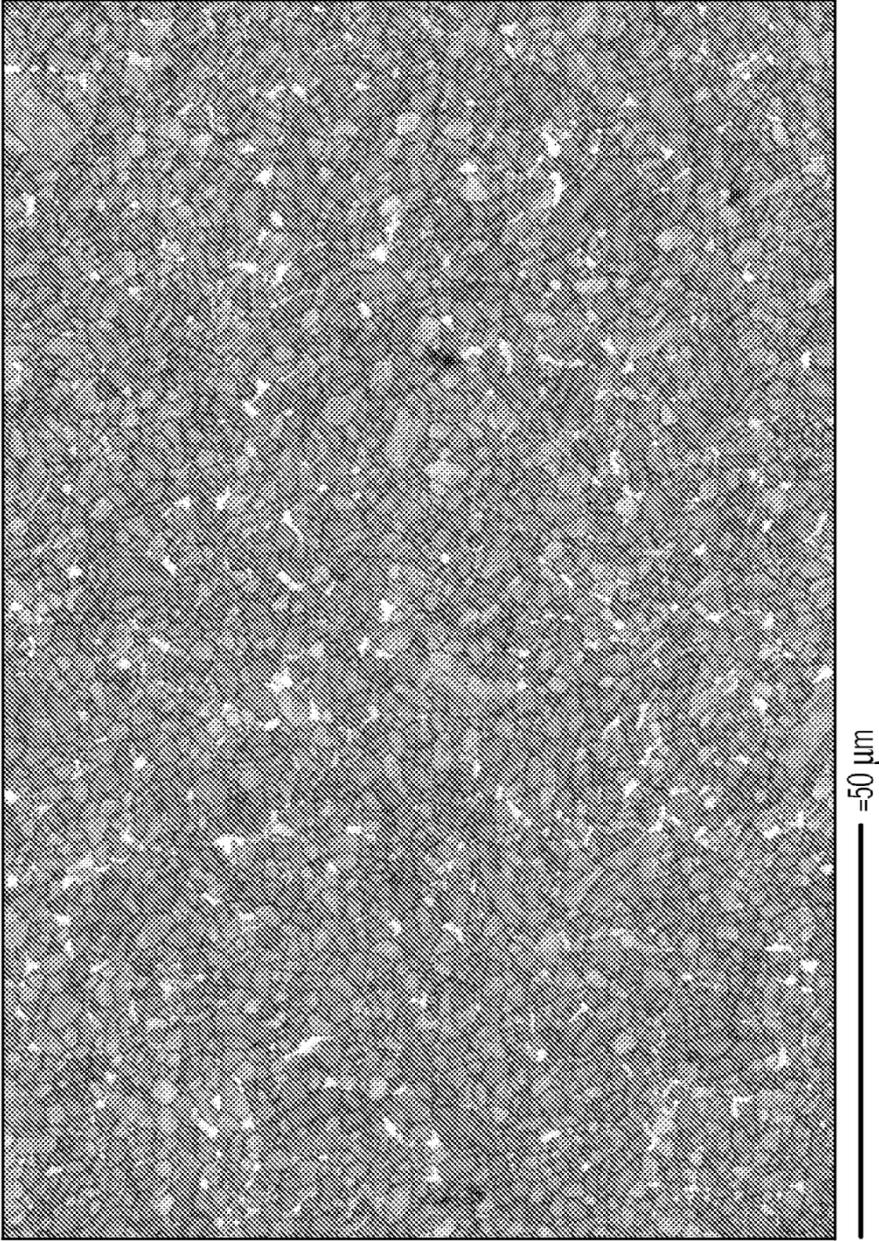
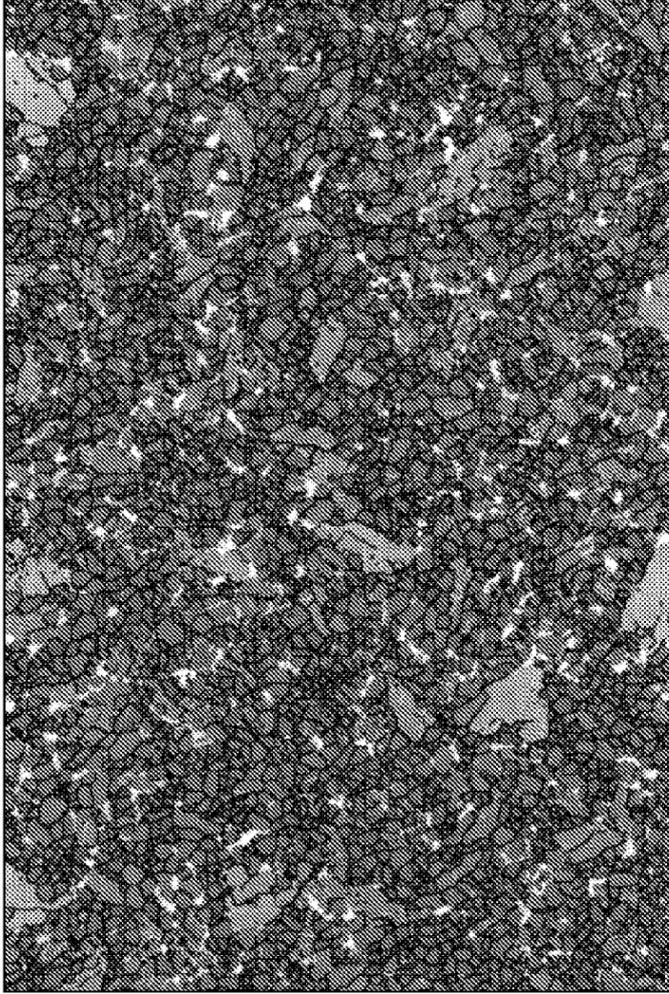


FIG. 16



=50 μm

FIG. 17A

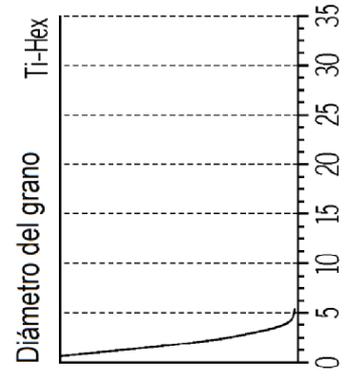


FIG. 17B

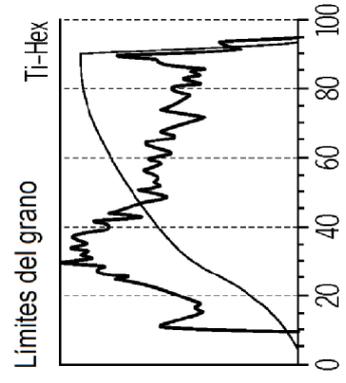


FIG. 17C

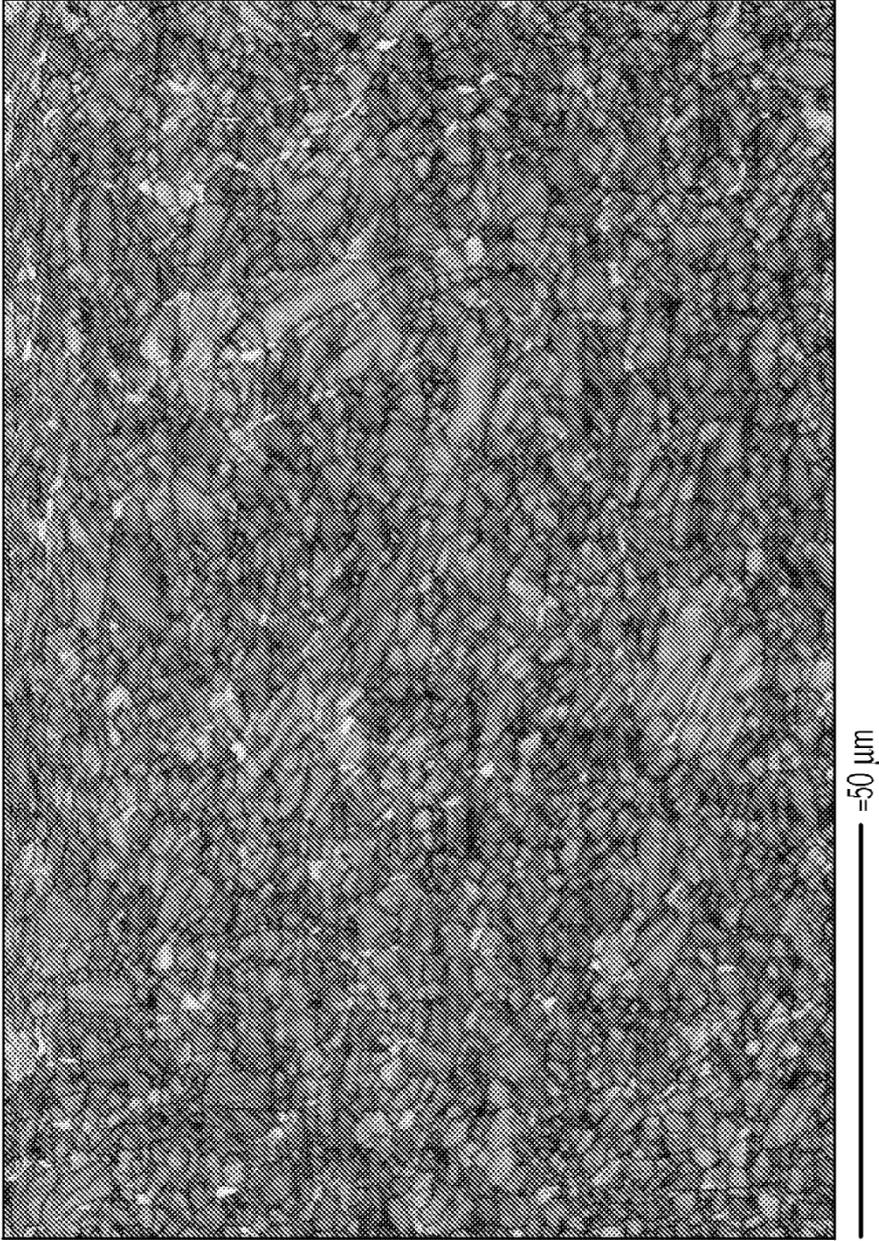
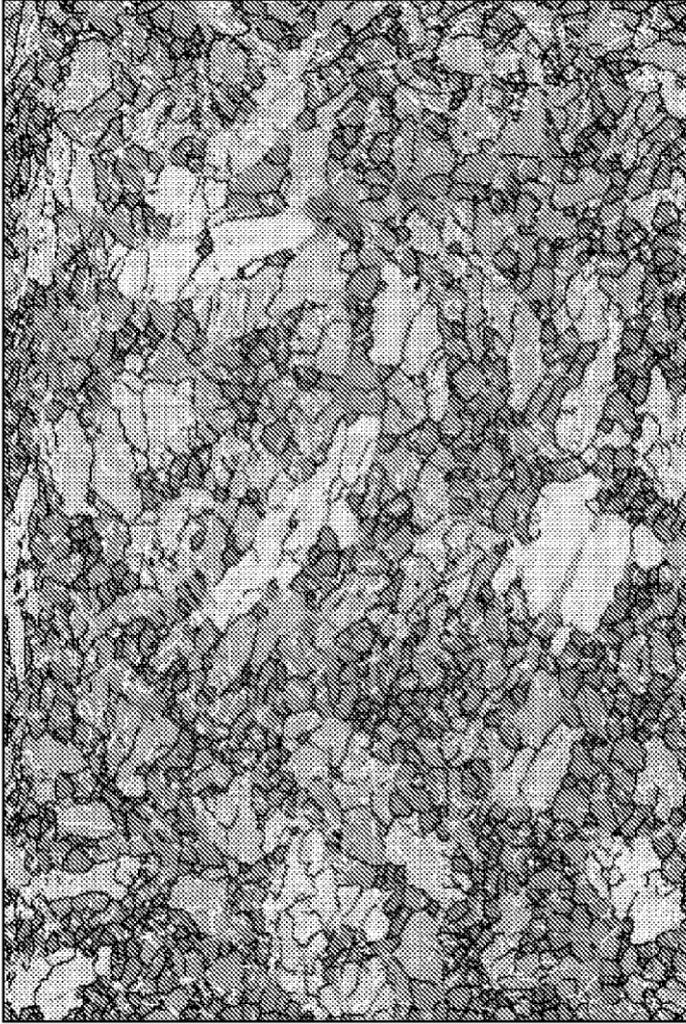


FIG. 18



=50 μm

FIG. 19A

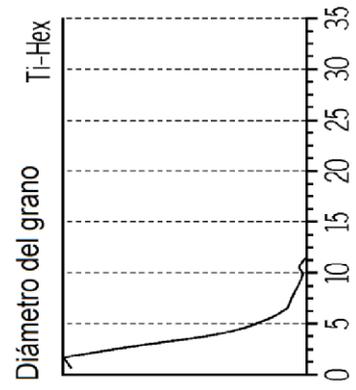


FIG. 19B

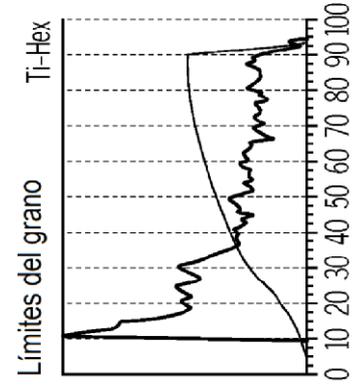


FIG. 19C