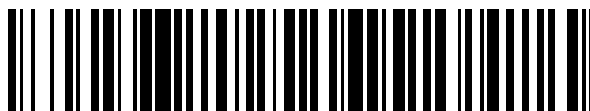


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 620 310**

51 Int. Cl.:

C22C 14/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **17.06.2012 PCT/US2012/042845**

87 Fecha y número de publicación internacional: **20.12.2012 WO2012174501**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **17.06.2012 E 12801042 (8)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **22.02.2017 EP 2721187**

54 Título: **Método para la fabricación de chapas de aleación alfa-beta de Ti-Al-V-Mo-Fe**

30 Prioridad:

17.06.2011 US 201161498447 P

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

28.06.2017

73 Titular/es:

**TITANIUM METALS CORPORATION (100.0%)
224 Valley Creek Boulevard, Suite 200
Exton, PA 19341, US**

72 Inventor/es:

**KOSAKA, YOJI y
GUDIPATI, PHANI**

74 Agente/Representante:

UNGRÍA LÓPEZ, Javier

ES 2 620 310 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

Método para la fabricación de chapas de aleación alfa-beta de Ti-Al-V-Mo-Fe**5 Antecedentes**

La mayoría de las aleaciones de titanio α/β muestran superplasticidad, es decir, elongación mayor de 500%, a temperaturas subtransus cuando se deforman con velocidades de deformación más lentas. La temperatura y la velocidad de deformación a las que ocurre la superplasticidad varían dependiendo de la composición de la aleación y de la microestructura ⁽¹⁾. Una temperatura óptima para la formación superplástica (SPF) oscila entre 1000°C (1832°F) y 750°C (1382°F) en aleaciones de titanio α/β ⁽²⁾. Las temperaturas de SPF y beta transus muestran una correlación bastante buena si las otras condiciones son las mismas ⁽²⁾.

En el lado de la producción, existen beneficios significativos derivados de la reducción de las temperaturas de SPF. Por ejemplo, el descenso de la temperatura de SPF puede dar como resultado una reducción en los costes de la matriz, una prolongación de la vida y el potencial para utilizar matrices de acero menos costosas ⁽⁷⁾. Además, se suprime la formación de una capa enriquecida con oxígeno (capa superficial alfa "alpha case"). La reducción de escala y la formación de la capa superficial alfa pueden mejorar los rendimientos y eliminar la necesidad de molienda química. Además, las temperaturas más bajas pueden suprimir el crecimiento del grano manteniendo así la ventaja de los granos más finos después de las operaciones de SPF ^(8,9).

El tamaño del grano o el tamaño de partícula es uno de los factores más influyentes para el SPF, ya que el deslizamiento del borde del grano es un mecanismo predominante en la deformación superplástica. Los materiales con un tamaño de grano más fino disminuyen la tensión requerida para el deslizamiento del borde del grano, así como las temperaturas de SPF ⁽²⁻⁴⁾. La eficacia de los granos más finos en la reducción de las temperaturas de SPF fue referida previamente en Ti-6Al-4V y otras aleaciones ^(5,6).

Existen dos enfoques para mejorar la formabilidad superplástica de las aleaciones de titanio. La primera aproximación es desarrollar un proceso termomecánico que crea granos finos tan pequeños como de 1 a 2 μm o menos para mejorar el deslizamiento del borde del grano. Se estudió la deformación a una temperatura más baja que el laminado en caliente o la forja convencional y se desarrolló un procedimiento de SPF para Ti-64 ^(5,6).

El segundo enfoque es desarrollar un nuevo sistema de aleación que muestra superplasticidad a una temperatura más baja con una velocidad de deformación más alta. Existen varios factores materiales que aumentan la superplasticidad a temperaturas más bajas ⁽¹⁾, tales como (a) tamaño de grano alfa, (b) fracción volumétrica y morfología de dos fases, y (c) difusión más rápida para acelerar el deslizamiento del borde del grano ^(11,16). Por lo tanto, una aleación que tenga beta transus inferior tiene potencial para exhibir superplasticidad a baja temperatura. Un buen ejemplo de una aleación es SP700 (Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe) que exhibe superplasticidad a temperaturas tan bajas como 760°C (1400°F) ⁽⁸⁾. La Fig. 1 muestra la relación entre beta transus y las temperaturas de SPF ^(1,7,9,12,16-20) referidas. Como tendencia general, las aleaciones con baja beta transus presentan superplasticidad a temperaturas más bajas. Debido a que Ti-54M tiene beta transus inferior y contiene Fe como difusor rápido, se espera que la aleación presente superplasticidad a temperatura más baja con un esfuerzo de fluencia menor que Ti-64. Por lo tanto, puede ser posible conseguir unas características de formación superplástica satisfactorias a baja temperatura en esta aleación sin recurrir a métodos especiales de procesamiento necesarios para conseguir tamaños de grano muy finos.

Ti-6Al-4V (Ti-64) es la aleación más común en aplicaciones prácticas ya que la aleación ha sido bien caracterizada. Sin embargo, Ti-64 no se considera la mejor aleación para SPF ya que la aleación requiere una temperatura más alta, típicamente superior a 875°C (1607°F), con tasas de deformación lentas para maximizar la SPF. La SPF a una temperatura más alta con una velocidad de deformación más baja da como resultado una vida de matriz más corta, una capa superficial alfa excesiva y una menor productividad.

Ti-54M, desarrollada en Titanium Metals Corporation, exhibe propiedades mecánicas equivalentes a Ti-6Al-4V en la mayoría de las formas de producto. El Ti-54M muestra maquinabilidad, forjabilidad superior, menor esfuerzo de fluencia y mayor ductilidad con respecto a Ti6Al-4V ⁽¹⁰⁾. Además, se ha informado de que Ti-54M tiene superior superplasticidad en comparación con Ti-6Al-4V, que es la aleación más común en esta solicitud aplicación ⁽²⁾. Este resultado se debe en parte a la composición química de la aleación, así como a un tamaño de grano más fino que es un factor crítico que aumenta la superplasticidad de los materiales de titanio. ⁽²¹⁾

El método de procesamiento convencional de aleaciones de titanio se muestra en la Fig. 2A. En primer lugar, el llantón es laminado en caliente a calibres intermedios después de calentar de aproximadamente 900°C (900°F) a aproximadamente 982°C (1800°F). Los calibres típicos de las chapas intermedias son de aproximadamente 0,254 cm a aproximadamente 1,524 cm. Las chapas intermedias se calientan después de aproximadamente 900°C (1650°F) a aproximadamente 982°C (1800°F), seguido de laminado en caliente hasta las chapas finales. Los

calibres típicos de las chapas finales son de aproximadamente 0,025 cm (0,01") a aproximadamente 0,5 cm (0,20"). Después del laminado transversal en caliente final, las chapas pueden apilarse en un envase de acero para evitar un enfriamiento excesivo durante el laminado. Después del laminado hasta el calibre final, las chapas se recuecen de aproximadamente 704°C (1300°F) a aproximadamente 843°C (1550°F) seguido de enfriamiento por aire. La última etapa del procedimiento es esmerilar y decapar la superficie para eliminar la capa superficial alfa en la superficie formada durante el procesamiento termomecánico.

Un método para fabricar chapas delgadas de aleaciones de titanio de alta resistencia (principalmente para Ti6Al-4V) fue estudiado previamente por VSMPO en la Patente de Estados Unidos Núm. 7.708.845 y se muestra en la Fig. 2B⁽²²⁾. La Patente de Estados Unidos Núm. 7.708.845 requiere laminado en caliente a temperaturas muy bajas para obtener granos finos para lograr superplasticidad a baja temperatura. El método descrito en la Patente de Estados Unidos Núm. 7.708.845 puede conseguirse con trenes de laminado con muy alta potencia, que a menudo carece de flexibilidad para satisfacer el requisito de un lote pequeño con una variedad de calibres⁽²²⁾. El procedimiento descrito en la Patente de Estados Unidos Núm. 7.708.845 se proporciona en la figura como comparación. En la Patente de Estados Unidos Núm. 7.708.845, el laminado se realiza a temperaturas muy bajas, lo que puede causar una carga excesiva del tren de laminado, limitando por lo tanto la aplicabilidad. K. Zay et al "Influence of mechanical surface treatments on the high cycle fatigue performance of TIMETAL 54M" Materials Science and Engineering A, 528, 2011, páginas 2554-2558, se refieren a la aleación Ti-54M y sus tratamientos superficiales mecánicos.

Por lo tanto, existe la necesidad en la industria de proporcionar un nuevo método para fabricar aleaciones de titanio que tenga mayor aplicabilidad en comparación con los métodos convencionales y de la técnica anterior.

Referencias

- (1) N.E. Paton y C.H. Hamilton: in Titanium Science and Technology, editado por G. Lutjering et al., publicado por Deutsche Gesellschaft für Metallkunde E.V., 1984, págs. 649-672
- (2) Y. Kosaka and P. Gudipati, Key Engineering Materials, 2010, 433: págs. 312-317
- (3) G.A. Sargent, A.P. Zane, P.N. Fagin, A.K. Ghosh, y S.L. Semiatin, Met. and Mater. Trans. A, 2008, 39A; págs. 2949-2964
- (4) S.L. Semiatin y G.A. Sargent, Key Engineering Materials, 2010, 433: págs. 235-240
- (5) G.A. Salishchev, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeev y F.H. Froes, in Ti2003 Science and Technology, editado por C. Lutjering et. al., publicado por DCM, 2003, págs. 569-576
- (6) I.V. Levin, A.N. Kozlov, V.V. Tetyukhin, A.V. Zaitsev y A.V. Berestov, ídem, págs. 577-580
- (7) B. Giershon y I. Eldror, in Ti2007 Science and Technology, editado por M. Ninomi et. al., JIS publ, 2007, págs. 1287-1289
- (8) H. Fukai, A. Ogawa, K. Minakawa, H. Sata y T. Tsuzuji, in Ti2003 Science and Technology, editado por C. Lutjering et. al., publicado por DCM, 2003, págs. 635-642
- (9) W. Swale y R. Broughton, in Ti2003 Science and Technology, editado por C. Lutjering et. al., publicado por DCM, 2003, págs. 581-588
- (10) Y. Kosaka, J.C. Fanning y S. Fox, in Ti2003 Science and Technology, editado por C. Lutjering et. al., publicado por DCM, 2003, págs. 3027-3034
- (11) B. Poorganji, T. Murakami, T. Narushima, C. Ouchi y T. Furuhashi, in Ti2007 Science and Technology, editado por M. Ninomi et al, publicado por JIM, 2007, págs. 535-538
- (12) M. Tuffs and C. Hammond, Mater. Sci. and Tech., 1999, 15: Núm. 10, págs. 1 154
- (13) H. Inagaki, Z. Metallkd, 1996, 87: págs.179-186
- (14) L. Hefty, Key Engineering Materials, 2010, 433: págs. 49-55
- (15) N. Ridley, Z.C. Wand y G.W. Lorimer, in Titanium'95 Science and Technology, págs. 604-611
- (16) M. Tuffs y C. Hammond: Mater. Sci. and Tech., vol. 15(1999), Núm.10, pág. 1154
- (17) R.J. Tisler y R.L. Lederich: in Titanium'95 Science and Technology, pág. 598
- (18) Y. Combres y J-J. Blandin, ídem, pág. 598
- (19) in Materials Properties Handbook - Titanium Alloys, editado por R. Boyer et. al., publicado por ASM International, 1994, pág. 1101.
- (20) G.A. Sargent, A.P. Zane, P.N. Fagin, A.K. Ghosh, y S.L. Semiatin: Met. and Mater. Trans. A, vol. 39A, 2008, pág. 2949
- (21) "Superplastic Forming Properties of TIMETAL® 54M" Key Engineering Materials, 433(2010), pág. 311
- (22) Patente de Estados Unidos Núm. 7.708.845 B2
- (23) A. K. Mukherjee: Mater. Sci. Eng., vol. 8 (1971), pág. 83
- (24) H. Inagaki: Z. Metallkd, vol. 87(1996), pág. 179

60 Compendio de la invención

La presente descripción se refiere a un método de fabricación de chapas de aleación de titanio que son susceptibles de operaciones de SPF a baja temperatura. El presente método se consigue mediante la combinación de una química de aleación específica y un procedimiento de laminado de chapas. Por consiguiente, la presente descripción

proporciona un método para producir chapas Ti-SAl-4V-0,6 Mo-0,4Fe de grano fino a través de un procedimiento de laminado en caliente que comprende,

- a. forjar planchones de Ti-5Al-4V-0,6 Mo-0,4Fe a llantones, calibre intermedio de placas;
- b. calentar el llantón hasta una temperatura comprendida entre 38°C y 121°C (100°F a 250°F) más alta que beta transus durante 15 a 30 minutos seguido de enfriamiento;
- c. calentar el llantón hasta una temperatura entre 788°C y 816°C (1450°F y 1500°F), a continuación laminar en caliente hasta un calibre intermedio;
- d. calentar el calibre intermedio a una temperatura entre 788°C y 816°C (1450°F y 1500°F), a continuación laminar en caliente hasta un calibre final;
- e. recocer el calibre final en una etapa que consiste en recocido a una temperatura entre 732°C y 816°C (1350°F a 1500°F) durante 30 minutos a 1 hora seguido de enfriamiento; y
- f. esmerilar el calibre final recocido de la etapa e. con una esmeriladora seguido de decapado para eliminar los óxidos y la capa superficial alfa formada durante el procesamiento termomecánico.

En una realización, la aleación de titanio es Ti-54M, que se ha descrito previamente en la Patente de Estados Unidos Núm. 6.786.985 de Kosaka et al. Titulada "Alpha-Beta Ti-Al-V-Mo-Fe Alloy".

Breve descripción de los dibujos

FIG. 1. Esquema que muestra la relación entre beta transus y la temperatura de SPF para aleaciones comerciales seleccionadas.

FIG. 2A. Etapas de procesamiento de chapas de la ruta convencional.

FIG. 2B. Etapas de procesamiento de chapas de un procedimiento de la técnica anterior para producir chapas de grano fino.

FIG. 2C. Etapa de procesamiento de chapas del procedimiento descrito para producir chapas de grano fino.

FIG. 3A. Fotografía que muestra la microestructura de una aleación de titanio, antes de los ensayos de SPF, procesada de acuerdo con el Procedimiento A como se describe en la presente memoria.

FIG. 3B. Fotografía que muestra la microestructura de una aleación de titanio, antes de los ensayos de SPF, procesada de acuerdo con el Procedimiento B como se describe en la presente memoria.

FIG. 4. Gráfico que ilustra la elongación con la temperatura de ensayo en la chapa del Procedimiento A Ti-54M y la chapa Ti-64.

FIG. 5A. Microestructura longitudinal de una zona de agarre de la muestra de cupón de SPF sometida a ensayo a 788°C (1450°F).

FIG. 5B. Microestructura longitudinal de una sección reducida de la muestra de cupón de SPF sometida a ensayo a 788°C (1450°F).

FIG. 6. Gráfico que muestra las curvas de esfuerzo real-deformación real obtenidas por medio de las pruebas de velocidad de deformación por saltos de Ti-54M (Procedimiento A) a $5 \times 10^{-4}/S$.

FIG. 7A. Comparación del esfuerzo de fluencia obtenido mediante pruebas de SPF en tres chapas a una deformación real de 0,2 a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$.

FIG. 7B. Comparación del esfuerzo de fluencia obtenido mediante pruebas de SPF en tres chapas a una deformación real de 0,8 a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$.

FIG. 8A. Valor medio m obtenido mediante pruebas de SPF en chapas Ti-54M utilizando el Procedimiento A a velocidades de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$ y $1 \times 10^{-4}/S$.

FIG. 8B. Valor medio m obtenido mediante pruebas de SPF en chapas Ti-54M utilizando el Procedimiento B a velocidades de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$ y $1 \times 10^{-4}/S$.

FIG. 9A. Microestructura de sección reducida después de la prueba de velocidad de deformación por saltos utilizando el Procedimiento A, sometida a ensayo a 732°C (1350°F) y una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$ (Eje de carga hacia la dirección horizontal)

FIG. 9B. Microestructura de sección reducida después de la prueba de velocidad de deformación por saltos utilizando el Procedimiento A, sometida a ensayo a 843°C (1550°F) y una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$ (Eje de carga hacia la dirección horizontal)

FIG. 9C. Microestructura de sección reducida después de la prueba de velocidad de deformación por saltos utilizando el Procedimiento B, sometida a ensayo a 843°C y una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-4}/S$ (Eje de carga hacia la dirección horizontal)

FIG. 9D. Microestructura de sección reducida después de prueba de velocidad de deformación por saltos utilizando el Procedimiento B, sometida a ensayo a 899°C (1650°F) y una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-4}/S$ (Eje de carga en dirección horizontal)

FIG. 10A. Imagen del límite de grano de la fase alfa primaria de la microestructura recibida en la Fig. 3A analizada con Fovea Pro. Densidad del Límite de Grano, Procedimiento A ($0,25 \mu m/\mu m^2$).

FIG. 10B. Imagen del límite de grano de la fase alfa primaria de la microestructura recibida en la Fig. 2B analizada con Fovea Pro. Densidad del Límite de Grano, Procedimiento B ($0,53 \mu m/\mu m^2$)

FIG. 11. Relación entre el esfuerzo de fluencia en la deformación real de 0,8 y temperatura inversa $1/T$ sometida a ensayo a $5 \times 10^{-4}/S$ y $1 \times 10^{-4}/S$.

FIG. 12A. Microestructura de chapas de grano estándar Ti-54M.
 FIG. 12B. Microestructura de chapas de grano fino Ti-54M.
 FIG. 13. Comparación de la elongación total a temperaturas elevadas entre Ti-54M (SG) y (FG).
 FIG. 14A. Aspecto de los especímenes de la prueba de tracción de Ti-54M (FG) sometidos a ensayo a 815°C (1500°F).
 FIG. 14B. Aspecto de los especímenes de la prueba de tracción de Ti-54M (FG) sometidos a ensayo a 760°C (1400°F).
 FIG. 15A. Curvas de fluencia de grano estándar de Ti-54M obtenidas mediante pruebas de velocidad de deformación por saltos.
 FIG. 15B. Curvas de fluencia de Ti-54M de grano fino obtenidas mediante pruebas de velocidad de deformación por saltos.
 FIG. 16. Sensibilidad media de la velocidad de deformación (valor m) medida para el material Ti-54M (FG) a diversas temperaturas de ensayo y velocidades de deformación.
 FIG. 17. Efectos de la temperatura y la velocidad de deformación en el esfuerzo de fluencia en la deformación real = 0,2 del material Ti-54M (FG).
 FIG. 18A. Microestructura de la sección transversal de sección reducida después del ensayo de cupón de SPF, Ti-54M (SG) 732°C (1350°F).
 FIG. 18B. Microestructura de la sección transversal de la sección reducida después del ensayo de cupón de SPF, Ti-54M (SG) 788°C (1450°F).
 FIG. 18C. Microestructura de sección transversal de sección reducida después del ensayo de cupón de SPF, Ti-54M (FG) 732°C (1350°F).
 FIG. 18D. Microestructura de sección transversal de sección reducida después del ensayo de cupón de SPF, Ti-54M (FG) 788°C (1450°F).
 FIG. 19. Comparación del esfuerzo de fluencia en la deformación real = 0,2 entre Ti-54M y Ti-64.
 FIG. 20A. Microestructura de los materiales Ti-54M de grano fino. Se determinó que el tamaño medio de partícula alfa era de 2,0 µm en la chapa de calibre de 0,457 cm.
 FIG. 20B. Microestructura de los materiales Ti-54M de grano fino. Se determinó que el tamaño medio de partícula alfa era de 2,4 µm en la chapa de calibre de 0,254 cm.
 FIG. 20C. Microestructura de los materiales Ti-54M de grano fino. Se determinó que el tamaño medio de partícula alfa era de 4,9 µm en la chapa de calibre de 0,101 cm.
 FIG. 21. Curvas de fluencia obtenidas mediante la prueba de velocidad de deformación por saltos que muestran un esfuerzo de fluencia significativamente más baja y estable para Ti-54M procesada de acuerdo con una realización descrita en este documento en comparación con Ti-64.
 FIG. 22A. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 788°C (1450°F) y recocida a 732°C (1350°F).
 FIG. 22B. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 788°C (1450°F) y recocida a 788°C (1450°F).
 FIG. 22C. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 788°C (1450°F) y recocida a 843°C (1550°F).
 FIG. 23A. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 843°C (1550°F) y recocida a 732°C (1350°F).
 FIG. 23B. Microestructura observada en una chapa de Ti-54M laminada a 843°C (1550°F) y recocida a 788°C (1450°F).
 FIG. 23C. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 843°C (1550°F) y recocida a 843°C (1550°F).
 FIG. 24A. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 899°C (1650°F) y recocida a 732°C (1350°F).
 FIG. 24B. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 899°C (1650°F) y recocida a 788°C (1450°F).
 FIG. 24C. Microestructura observada en la chapa Ti-54M laminada a 899°C (1650°F) y recocida a 843°C (1550°F).
 FIG. 25. Gráfico que muestra la relación entre el tamaño de partícula alfa y la temperatura de laminado.
 FIG. 26. Gráfico que muestra la relación entre las fuerzas de separación del tren de laminado y la temperatura de laminado.

Descripción detallada

La presente descripción se refiere a un método de fabricación de chapas de aleación de titanio que son susceptibles de operaciones de SPF a baja temperatura. El presente método se consigue mediante la combinación de una química de aleación específica y un procedimiento de laminado de chapas. El método incluye las etapas de:

- a. forjar planchones de Ti-5Al-4V-0,6 Mo-0,4Fe a llantones, calibre intermedio de placas;
- b. calentar el llantón hasta una temperatura comprendida entre 38°C y 121°C (100°F a 250°F) más alta que beta transus durante 15 a 30 minutos seguido de enfriamiento;

ES 2 620 310 T3

c. calentar el llantón hasta una temperatura entre 788°C y 816°C (1450°F y 1500°F), a continuación laminar en caliente hasta un calibre intermedio;

d. calentar el calibre intermedio a una temperatura entre 788°C y 816°C (1450°F y 1500°F), a continuación laminar en caliente hasta un calibre final;

5 e. recocer el calibre final en una etapa que consiste en recocido a una temperatura entre 732°C y 816°C (1350°F a 1500°F) durante 30 minutos a 1 hora seguido de enfriamiento; y

f. esmerilar el calibre recocido de la etapa e. con una esmeriladora seguido de decapado para eliminar los óxidos y la capa superficial alfa formada durante el procesamiento termomecánico.

10 Etapa A - Llantón

En una realización preferida, el llantón de la etapa (a) tiene un espesor de aproximadamente 0,51 cm (0,2") a aproximadamente 3,8 cm (1,5") dependiendo de los calibres de la chapa acabada. En variaciones de esta realización, el llantón de la etapa (a) puede ser de aproximadamente 0,508 cm, aproximadamente 0,762 cm, 15 aproximadamente 1,016 cm, aproximadamente 1,27 cm, aproximadamente 1,524 cm, aproximadamente 1,778 cm, aproximadamente 2,032 cm, aproximadamente 2,286 cm, aproximadamente 2,54 cm, aproximadamente 2,794 cm, aproximadamente 3,048 cm, aproximadamente 3,302 cm, aproximadamente 3,556 cm, aproximadamente 3,81 cm, o cualquier incremento intermedio. El espesor del llantón en la etapa (a) se elige típicamente basándose en el espesor del calibre final deseado.

20 Etapa B - Temple Beta

El calentamiento del llantón en la etapa (b) se realiza a una temperatura entre aproximadamente 37,8°C (100°F) y 121°C (250°F) más alta que beta transus. En una variación de esta realización, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura entre aproximadamente 51,7°C (125° F) y aproximadamente 107°C (225°F) más alta que beta transus. En otras variaciones, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura entre aproximadamente 65,6°C (150°F), aproximadamente 93,3°C (200°F) más alta que beta transus. En una realización específica, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura de aproximadamente 79,4°C (175°F) más alta que beta transus.

30 En una realización preferida, el calentamiento del llantón en la etapa (b) se realiza durante aproximadamente 15 a aproximadamente 30 minutos. En una variante de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 20 minutos. En otra variante de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 25 minutos.

35 El enfriamiento en la etapa (b) puede realizarse en atmósfera ambiente, mediante aumento de la presión de argón, o mediante enfriamiento con agua. En una realización preferida, el enfriamiento en la etapa (b) se realiza mediante enfriamiento por aire del ventilador o más rápido. Dependiendo del calibre del llantón, se puede utilizar un enfriamiento con agua para un llantón grueso (generalmente por encima de aproximadamente 1,27 cm de espesor). El enfriamiento del ventilador puede ser suficiente para un llantón más delgado (generalmente inferior a 40 aproximadamente 1,27 cm de espesor). Si la velocidad de enfriamiento es demasiado lenta, se formará una estructura con láminas alfa gruesas después del enfriamiento, lo que impedirá que el material desarrolle granos finos durante el laminado intermedio y final.

45 Etapa C - Laminado en caliente intermedio

El calentamiento del llantón en la etapa (c) se lleva a cabo a una temperatura entre aproximadamente 788°C (1450°F) y aproximadamente 816°C (1500°F). En una realización específica, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura de aproximadamente 802°C (1475°F).

50 Si la temperatura de calentamiento es demasiado alta, puede producirse un engrosamiento del grano que da lugar a una estructura de grano grueso incluso después del laminado en caliente. Si la temperatura de calentamiento es demasiado baja, el esfuerzo de fluencia del material aumenta la sobrecarga resultante del tren de laminado. El laminado en caliente se realiza preferiblemente con un método de laminado en cascada sin recalentamiento después de cada paso. El envase de acero puede ser, pero no tiene que ser, utilizado para este laminado en 55 caliente intermedio. Sin embargo, se puede realizar el recalentamiento, si es necesario.

En una realización preferida, el llantón en la etapa (c) se calienta durante aproximadamente 30 minutos a aproximadamente 1 hora. En variaciones de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 40 minutos a aproximadamente 50 minutos. En otra variante de esta realización, el llantón se calienta durante 60 aproximadamente 45 minutos.

En una realización preferida, el calibre intermedio (formado en la etapa c) tiene un espesor de aproximadamente 0,3 cm (0,10") a aproximadamente 1,5 cm (0,60"). En variaciones de esta realización, el calibre intermedio tiene un espesor de aproximadamente 0,254 cm, aproximadamente 0,508 cm, aproximadamente 0,762 cm,

ES 2 620 310 T3

aproximadamente 1,016 cm, aproximadamente 1,27 cm, aproximadamente 1,524 cm o cualquier incremento intermedio. El calibre del calibre intermedio se elige típicamente basándose en el espesor del calibre final deseado.

5 La reducción en la etapa (c) se define como $(H_o - H_f) / H_o * 100$, en donde H_o es el calibre de la placa de entrada y H_f es un calibre del calibre acabado. En una realización preferida, el laminado en caliente de la etapa (c) tiene una reducción total controlada entre aproximadamente 40% y aproximadamente 80%. En las variaciones de esta realización, la etapa de laminado en caliente (c) tiene una reducción total controlada entre aproximadamente 60% y aproximadamente 70%. En otras variaciones de esta realización, la etapa de laminado en caliente (c) tiene una reducción total controlada de aproximadamente 40%, 45%, 50%, aproximadamente 55%, aproximadamente 60%, aproximadamente 65%, aproximadamente 70%, aproximadamente 75%, o aproximadamente el 80%.

10 Después del calentamiento y laminado en la etapa (c), el calibre intermedio puede proseguir directamente a la etapa de laminado en caliente de acabado (etapa d) o puede enfriarse por varios métodos antes de proseguir. Por ejemplo, el calibre intermedio puede enfriarse utilizando atmósfera ambiente, aumentando la presión de argón, o enfriando con agua. En una realización preferida, el enfriamiento se realiza en atmósfera ambiente.

Etapa D - Laminado en caliente de acabado

20 El calentamiento del calibre intermedio en la etapa (d) se lleva a cabo a una temperatura entre aproximadamente 788°C (788°F) y aproximadamente 816°C (1500°F). En una realización específica, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura de aproximadamente 802°C (1475°F).

25 Si la temperatura de calentamiento es demasiado alta, se produce un engrosamiento del grano que da como resultado una estructura de grano grueso. Si la temperatura de calentamiento es demasiado baja, el esfuerzo de fluencia de los materiales aumenta la sobrecarga resultante del tren de laminado. El laminado en caliente final debe realizarse con un método de laminado en cascada sin recalentamiento después de cada paso. En una realización preferida, el laminado en caliente de la etapa (d) se realiza con una dirección de laminado perpendicular a la dirección de laminado de la etapa (c). En una realización preferida, el laminado en caliente de la etapa (d) utiliza un envase de acero para evitar una pérdida de calor excesiva durante el laminado.

30 En una realización preferida, el calibre intermedio en la etapa (d) se calienta durante aproximadamente 30 minutos a aproximadamente 3 horas. En variaciones de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 1 hora a aproximadamente 2 horas. En otra variante de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 1 hora y 30 minutos.

35 En una realización preferida, el calibre final (formado en la etapa d) tiene un espesor de aproximadamente 0,025 cm (0,01") a aproximadamente 0,51 cm (0,20"). En variaciones de esta realización, el calibre final tiene un espesor de aproximadamente 0,064 cm a aproximadamente 0,318 cm. En otras variaciones de esta realización, el calibre final tiene un espesor de aproximadamente 0,127 cm a aproximadamente 0,254 cm. En otras variaciones de esta realización, el calibre final tiene un espesor de aproximadamente 0,025 cm, aproximadamente 0,051 cm, aproximadamente 0,076 cm, aproximadamente 0,102 cm, aproximadamente 0,127 cm, aproximadamente 0,152 cm, aproximadamente 0,178 cm, aproximadamente 0,203 cm, aproximadamente 0,229 cm, aproximadamente 0,254 cm, aproximadamente 0,279 cm, aproximadamente 0,305 cm, aproximadamente 0,330 cm, aproximadamente 0,356 cm, aproximadamente 0,381 cm, aproximadamente 0,406 cm, aproximadamente 0,432 cm, aproximadamente 0,457 cm, aproximadamente 0,483 cm, aproximadamente 0,508 cm, o cualquier incremento intermedio. El espesor del calibre deseado final se elige típicamente de acuerdo con la aplicación final de la aleación.

40 La reducción en la etapa (d) se define como $(H_o - H_f) / H_o * 100$, en donde H_o es el calibre de la placa de entrada y H_f es un calibre del calibre acabado. En una realización preferida, la etapa de laminado en caliente (d) tiene una reducción total controlada entre aproximadamente 40% y aproximadamente 75%. En variaciones de esta realización, la etapa de laminado en caliente (d) tiene una reducción total controlada entre aproximadamente 50% y aproximadamente 60%. En otras variaciones de esta realización, la etapa de laminado en caliente (c) tiene una reducción total controlada de aproximadamente 45%, aproximadamente 50%, aproximadamente 55%, aproximadamente 60%, aproximadamente 65%, aproximadamente 70%, o aproximadamente 75%.

50 Después del calentamiento y laminado en la etapa (d), el calibre final puede proseguir directamente a la etapa de recocido (etapa e) o puede enfriarse por varios métodos antes de proseguir. Por ejemplo, el calibre final puede enfriarse utilizando atmósfera ambiente, aumentando la presión de argón, o enfriando con agua. En una realización preferida, el enfriamiento se realiza en atmósfera ambiente.

Etapa E - Recocido

60 El calentamiento del calibre final en la etapa (e) se realiza a una temperatura entre aproximadamente 732°C (1350°F) y aproximadamente 816°C (1500°F). En otra variante de esta realización, la etapa de calentamiento se

lleva a cabo a una temperatura entre aproximadamente 760°C (1400°F) y aproximadamente 788°C (1450°F). En otra variante de esta realización, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura entre aproximadamente 704°C (1300°F) y aproximadamente 760°C (1400°F). En una realización específica, la etapa de calentamiento se lleva a cabo a una temperatura de aproximadamente 774°C (1425°F).

5 Si la temperatura de recocido es demasiado baja, la tensión del laminado en caliente no se aliviará y la microestructura laminada no se recuperará completamente.

10 En una realización preferida, el calentamiento del calibre final en la etapa (e) se realiza durante aproximadamente 30 minutos a aproximadamente 1 hora. En una variante de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 40 minutos a aproximadamente 50 minutos. En otra variante de esta realización, el llantón se calienta durante aproximadamente 45 minutos.

15 El enfriamiento en la etapa (e) puede realizarse en atmósfera ambiente, aumentando la presión de argón o enfriando con agua. En una realización preferida, el enfriamiento en la etapa (e) se realiza en atmósfera ambiente.

Etapa F

20 El esmerilado del calibre recocido en la etapa (f) se realiza mediante cualquier esmeriladora apropiada. En una realización preferida, el esmerilado se realiza mediante una esmeriladora de chapas.

En una realización preferida, el calibre recocido en la etapa (f) es decapada para eliminar los óxidos y se forma la capa superficial alfa durante el procesamiento termomecánico después de la etapa de esmerilado.

25 En una realización preferida, la aleación de titanio es Ti-54M, que se ha descrito previamente en la Patente de Estados Unidos Núm. 6,786,985 de Kosaka et al. titulada "Alpha-Beta Ti-Al-V-Mo-Fe Alloy", que se incorpora a la presente memoria en su totalidad como si se expusiera completamente en esta memoria descriptiva.

Ejemplo 1

30 Se investigaron las propiedades de formación superplástica (SPF) de la chapa Ti-54M (Ti-5Al-4V-0,6Mo-0,4Fe). La elongación total de Ti-54M superó 500% a temperaturas entre 750°C y 850°C a una velocidad de deformación de 10^{-3} /S. Los valores de sensibilidad a la velocidad de deformación (valor m) medidos por medio de los ensayos de velocidad de deformación por saltos fueron de 0,45 a aproximadamente 0,6 en un intervalo de temperaturas de 730°C a 900°C a una velocidad de deformación de 5×10^{-4} /S o 1×10^{-4} /S. El esfuerzo de fluencia de la aleación fue de 20% a aproximadamente 40% menor que el de la chapa recocida del tren de laminado Ti-6Al-4V(Ti-64). La microestructura observada después de las pruebas reveló la indicación del deslizamiento del borde del grano en una amplia gama de temperaturas y velocidades de deformación.

40 Materiales

Se utilizó una pieza del planchón de producción de Ti-54M para el experimento. Se produjeron dos chapas Ti-54M de 0,95 cm (0,375") utilizando diferentes procedimientos de procesamiento termomecánico, denominados Procedimiento A y Procedimiento B, en una instalación de laboratorio. Se evaluó una muestra de chapa de producción de Ti-64 de 0,95 cm (0,375") como comparación. Las composiciones químicas de los materiales se muestran en la Tabla 1. Como se puede observar, Ti-54M contenía una concentración mayor de estabilizador beta con un contenido de Al más bajo en comparación con Ti-64. Las propiedades de tracción a temperatura ambiente de una chapa Ti-54M típica se muestran en la Tabla 2.

50 Tabla 1. Composiciones químicas de las chapas utilizadas para la evaluación de la FPS. [% en peso]

Aleación	Al	V	Mes	Fe	C	O	N
Ti-54M	4,94	3,83	0,55	0,45	0,018	0,15	0,007
Ti-64	6,19	3,96	0,01	0,17	0,016	0,17	0,007

Tabla 2. Propiedades mecánicas a temperatura ambiente de una chapa Ti-54M típica.

UTS, MPa (ksi)	0.2% PS, MPa (ksi)	% El	% RA	Módulo, GPA (msi)
940 (136)	870 (126)	16,5	50,3	1144 (16,5)

55 A lo largo de este ejemplo, el "Procedimiento A" y el "Procedimiento B" significan el método realizado de acuerdo con el procedimiento estándar/conocido. El historial de procesamiento para la producción de chapas Ti-54M en este ejemplo se expone en la Tabla 1.

Tabla 3

ítem	Operación	Procedimiento A	Procedimiento B
Procedimiento de fabricación	Espesor del llantón, cm	0,953	0,953
	Temple Beta	1048,89C/20min/WQ	1048,89/20min/WQ
	Temperatura de laminado, C	926,66	898,89
	Calibre intermedio, cm	0,432	0,432
	Reducción,%	54,7	54,7
	Envase de acero	Sí	Sí
	Temperatura de laminado transversal, C	926,66	898,89
	Calibre Final, cm	0,203	0,292
	Reducción,%	52,9	32,4
	Temperatura de recocido del calibre final, C	760	871,11

5 La Fig. 3 muestra las microestructuras iniciales de las chapas Ti-54M producidas por medio de los dos procedimientos descritos en la Tabla 3. La Fracción de Volumen Alfa (VFA) estimada de acuerdo con ASTM E562 indicó 42% de alfa primaria (equiaxial) y el tamaño medio de grano medido según ASTM E 112 fue de 11 μm para la chapa producida por medio del Procedimiento A (Fig. 3A). Para la chapa producida por medio del Procedimiento B, se estimó que la VFA era de 45% y se midió que el tamaño medio del grano alfa primario (ligeramente alargado) era de 7 μm . Las microestructuras de la Figura 3 y el tamaño del grano se consideran típicos producidos por el procedimiento convencional. Debe tenerse en cuenta que el material del Procedimiento A contenía numerosas láminas alfa secundarias en fase beta transformada, sin embargo, el material del Procedimiento B contenía pocas láminas alfa secundarias.

Evaluaciones de la SPF

15 Se llevaron a cabo dos tipos de pruebas para evaluar la capacidad de SPF de los materiales laminares. Se realizaron pruebas de tracción a temperatura elevada a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3}/\text{S}$ hasta la rotura con muestras de chapa con una longitud calibrada de 0,76 cm. Las pruebas de sensibilidad a la velocidad de deformación para medir los valores de m se realizaron de acuerdo con ASTM E2448-06. Las velocidades de deformación de las pruebas fueron de $5 \times 10^{-4}/\text{S}$ y $1 \times 10^{-4}/\text{S}$ a temperaturas entre 732°C y 899°C. Después de las pruebas se observaron las microestructuras de la sección transversal de la sección reducida.

Resultados de la prueba de resistencia a la temperatura elevada

25 Se realizaron ensayos de tensión uniaxial a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3}/\text{S}$ en un ambiente de gas argón a temperaturas de 677°C a 899°C. La Fig. La figura 4 compara una elongación total de Ti-54M con la de Ti 64. Como se puede observar, la chapa Ti-54M mostró una elongación mayor que Ti-64 en un intervalo de temperatura de 760°C a 870°C.

30 La Fig. 5 muestra la microestructura de la zona de agarre y la sección reducida de la muestra sometida a ensayo a 788°C. Se observó una diferencia significativa con respecto a la estructura original (Fig. 3A) en la sección reducida, que estuvo influenciada por una fuerte deformación plástica. La microestructura de la sección reducida reveló las características del deslizamiento del borde del grano que muestra los límites de grano curvados y el movimiento de los granos alfa primarios originales.

35 Resultados de las mediciones del esfuerzo de fluencia.

Las curvas de esfuerzo real - deformación real obtenidas mediante pruebas de velocidad de deformación por saltos para el material del Procedimiento A Ti-54M Un a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/\text{S}$ se muestran en la Fig. 6. Se observó una gran variación de la curva de esfuerzo-deformación dependiendo de la temperatura de la prueba.

40 La Fig. 7 muestra la comparación del esfuerzo de fluencia a una deformación real constante de 0,2 y 0,8 para una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/\text{S}$. El esfuerzo de fluencia de Ti-54M fue típicamente de aproximadamente 20% a aproximadamente 40% menor que el de Ti-64. Ti-54M producido por medio del Procedimiento B mostró el menor esfuerzo de fluencia en cualquier condición de prueba.

45 Medición de la sensibilidad a la velocidad de deformación (valor m)

La Fig. 8 muestra el valor medio de m obtenido en cuatro deformaciones reales diferentes en chapas Ti-54M. El valor medio de m de la chapa del Procedimiento A Ti-54M fue superior a 0,45 y el del Procedimiento B fue superior a 0,50, independientemente de la temperatura de ensayo y la velocidad de deformación. El valor m más alto se observó a temperaturas entre 780°C y 850°C para el material del Procedimiento A, donde los valores de m a 1×10^{-4} /seg fue ligeramente superior a los de 5×10^{-4} /seg.

Desarrollo microestructural

Las curvas de esfuerzo real - deformación real obtenidas por medio las pruebas de velocidad de deformación por saltos demostraron tres tipos de curvas de fluencia debido a la diferencia del proceso de restauración dinámica. Se observó un debilitamiento de la fluencia en las pruebas a una temperatura más baja o a una velocidad de deformación más alta. Se obtuvieron curvas de fluencia continua en las pruebas a temperaturas intermedias. Se observó endurecimiento por flujo o endurecimiento por deformación en las pruebas a temperatura más alta con una velocidad de deformación más lenta. Se observaron microestructuras de la sección reducida después de la prueba en las muestras sometidas a ensayo.

La Fig. 9 muestra las microestructuras de muestras de ensayo seleccionadas que tienen un tipo diferente de curvas de fluencia. Se observaron con frecuencia granos alfa extremadamente finos en granos beta previamente transformados (Fig. 9A). Se considera que esto se debe a una globularización dinámica de la estructura de la lámina alfa secundaria en la beta transformada del material del Procedimiento A. Se creía que parte del esfuerzo aplicado era consumido para la globularización en una etapa temprana de la deformación⁽¹²⁾. La microestructura más común observada en las muestras que han mostrado curvas de fluencia estacionarias se proporciona en la Fig. 9B, donde los límites del grano primario están relativamente curvados mostrando una indicación de la aparición de deslizamiento del límite del grano. Las Fig. 9C y 9D se tomaron de las muestras que presentaron endurecimiento de la fluencia. Ambas muestras se sometieron a ensayo a temperaturas más altas con una velocidad de deformación más lenta. Dado que el engrosamiento del grano puede convertirse en un obstáculo para el deslizamiento de los bordes del grano, los granos son más gruesos y la morfología de los granos alfa primarios es de naturaleza más angular. No fue evidente que los granos más gruesos resultaran del engrosamiento dinámico⁽²⁰⁾. Debe tenerse en cuenta que los granos beta anteriores tenían una indicación de productos transformados que se formaron durante el enfriamiento, lo que sugiere un estabilizador beta más delgado que provoca una descomposición de la fase beta, aunque no se llevó a cabo otro análisis.

Análisis de esfuerzo de fluencia

El presente trabajo reveló que el esfuerzo de fluencia de Ti-54M era significativamente menor que el de Ti-64. Se considera que un contribuyente primario al esfuerzo de fluencia inferior es el efecto de Fe que acelera la difusión conduciendo a un esfuerzo de fluencia más bajo, lo cual es evidente a partir de la ecuación para la velocidad de deformación dada por Mukherjee et al.⁽²³⁾. Además, el contenido más bajo de Al es otro factor que contribuye a reducir el esfuerzo de fluencia, ya que el Al refuerza las fases alfa y beta a temperaturas elevadas.

Los presentes resultados indicaron que había una diferencia significativa en el esfuerzo de fluencia entre los materiales del Procedimiento A y del Procedimiento B. Se entiende comúnmente que el tamaño de grano es uno de los factores más influyentes en la formabilidad superplástica, que también se muestra en la ecuación antes mencionada. La caracterización de los materiales Ti-54M reveló que la chapa del Procedimiento B tiene granos alfa primarios ligeramente menores, sin embargo, la fracción volumétrica de la fase alfa primaria en estos dos materiales fue muy cercana. Se hizo un intento de cuantificar la longitud de los límites de grano de las microestructuras mostradas en la Fig. 3 utilizando FOVEA PRO (Reindeer Graphics). Las imágenes capturadas por el análisis se proporcionan en la Fig. 10. El resultado indica que el material del Procedimiento B tiene una longitud límite de grano dos veces mayor por unidad de área que el material del Procedimiento A. En otras palabras, los materiales del Procedimiento B contenían una mayor cantidad de área límite de grano alfa que podría contribuir al deslizamiento del límite del grano con un menor esfuerzo de fluencia⁽²⁴⁾. La ausencia de chapas alfa secundarias en el material del Procedimiento B podría haber contribuido también al menor esfuerzo de fluencia. La Fig. 11 muestra un gráfico del esfuerzo de fluencia frente a la temperatura inversa ($1/T$) a una deformación de 0,8 en el material del Procedimiento A. El esfuerzo de fluencia sometido a ensayo a 5×10^{-4} /S y $1/T$ mostró una relación lineal que sugiere que la deformación es controlada por el mismo mecanismo; es decir, posiblemente por deslizamiento del borde del grano. Por otra parte, se observó una desviación de una relación lineal a un mayor intervalo de temperatura cuando se sometió a ensayo a 1×10^{-4} /S (véase la Figura 11). Este resultado sugiere que el deslizamiento del borde del grano ya no es un mecanismo de deformación predominante en esta condición, lo cual está de acuerdo con la observación de granos angulares gruesos.

Resumen

Ti-54M mostró una capacidad de formación superplástica a un intervalo de temperatura entre 730°C y 900°C. Los valores de sensibilidad a la velocidad de deformación se midieron entre 0,45 y 0,60 a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$ y $1 \times 10^{-4}/S$. El esfuerzo de fluencia de la aleación era de aproximadamente 20% a aproximadamente 40% menor que el de la chapa recocida del tren de laminado Ti-64. La morfología de la fase alfa y la densidad límite de grano, así como los constituyentes de la fase beta transformada, tuvieron una influencia significativa en los niveles de esfuerzo de fluencia y las curvas de fluencia de formación superplástica en Ti-54M.

Ejemplo 2

Ti-54M presenta una maquinabilidad superior en la mayoría de las condiciones de mecanizado y una resistencia comparable a la de Ti-64. El esfuerzo de fluencia de la aleación es típicamente de aproximadamente 20% a aproximadamente 40% menor que el de Ti-64 recocido en tren de laminado bajo condiciones de ensayo similares, lo que se cree que es uno de los factores que contribuyen a su maquinabilidad superior. Se investigaron las propiedades de SPF de esta aleación y se observó una elongación total superior a 500% a temperaturas entre 750°C y 850°C a una velocidad de deformación de $10^{-3}/S$. Se observó un comportamiento de fluencia constante, que indica la aparición de superplasticidad, a una temperatura tan baja como 790°C a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4}/S$. Se entiende bien que el tamaño de grano es uno de los factores críticos que influyen en la superplasticidad. Las chapas Ti-54M de grano fino con un tamaño de grano de aproximadamente 2 a aproximadamente 3 μm , producidas en una instalación de laboratorio, demostraron que la SPF sería posible a temperaturas tan bajas como 700°C. Los siguientes resultados informan el comportamiento superplástico de Ti-54M de grano fino en comparación con Ti-64 y comentan factores metalúrgicos que controlan la superplasticidad a baja temperatura.

Materiales de chapa de Ti-54M

Se utilizó una pieza del planchón de producción Ti-54M para la fabricación de chapas en el laboratorio. La composición química del material fue la misma que en el Ejemplo 1: Ti - 4,94% Al - 3,83% V - 0,55% Mo - 0,45% Fe - 0,15% O (β transus: 950°C). Se produjeron chapas Ti-54M con un calibre de 0,95 cm (0,375") utilizando dos rutas de procesamiento termomecánicas diferentes para obtener diferentes microestructuras.

A lo largo de este ejemplo, grano estándar (GE) significa que las chapas Ti-54M fueron procesadas de acuerdo con el procedimiento estándar/conocido como se comenta en el Ejemplo 1, Procedimiento A. Grano fino (GF) significa que las chapas Ti-54M se procesaron de acuerdo con la Realizaciones de la presente descripción. Específicamente, se produjeron chapas de grano fino (GF) con las vías de procesado termomecánicas como se muestra en la Tabla 4.

Tabla 4. Historia de procesamiento para la producción de chapas Ti-54M.

Ítem	Operación	Grano estándar (GE)	Grano fino (GF)
Procedimiento de fabricación	Espesor del llantón, cm	0,953	1,905
	Temple Beta	1048,89F/20min/WQ	1048,89F/20min/WQ
	Temperatura de laminado, C	926,66	718,33
	Calibre intermedio, cm	0,432	0,439
	Reducción, %	54,7	76,9
	Envase de acero	Sí	Sí
	Temperatura de laminado transversal, C	926,66	1325
	Medidor final, cm	0,203	0,203
	Reducción, %	52,9	53,8
	Temperatura del recocido del calibre final, C	760	732,22

La Figura 12 muestra las microestructuras de dos materiales en la dirección longitudinal. El tamaño medio de grano de la chapa de grano estándar (GE) era de aproximadamente 11 μm y el de grano fino (GF) era de aproximadamente 2 a aproximadamente 3 μm , respectivamente. El grano fino se producía en un tren de laminado de laboratorio; sin embargo, la temperatura de laminado era demasiado baja para ser aplicada al laminado de producción como se describe en el Ejemplo 1, Figura 3. Los resultados de los ensayos de tracción de las chapas recibidas a temperatura ambiente se proporcionan en la Tabla 5.

Tabla 5. Propiedades de tracción de los materiales de chapa Ti-54M

	Dir	PS 0,2% (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)
Ti-54M	L	845	926	10
GE	T	879	944	11
Ti-54M	L	887	903	17
GF	T	876	903	18

Evaluación de Superplasticidad y Comportamiento de Flujo

5 Se llevaron a cabo dos tipos de pruebas para evaluar la capacidad de SPF de los materiales laminares. Se realizaron ensayos de tracción a temperatura elevada a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3}/S$ hasta la rotura con muestras de chapa de longitud de calibración de 0,76 cm. Las pruebas de sensibilidad a la velocidad de deformación para medir los valores de m se realizaron de acuerdo con ASTM E2448-06. Las velocidades de deformación de los ensayos se seleccionaron entre $1 \times 10^{-4}/S$ y $1 \times 10^{-3}/S$ a temperaturas entre 677°C (1250°F) y 899°C (1650°F) en gas argón. Las microestructuras de la sección transversal de la sección reducida se evaluaron después de las pruebas.

Propiedades Superplásticas de Ti-54M

15 Comportamiento de tracción a temperatura elevada

La Figura 13 compara la elongación de Ti-54M (GE) y Ti-54M (GF) sometida a ensayo a $1 \times 10^{-3}/S$ de velocidad de deformación. Tanto las chapas de GE como GF Ti-54M mostraron la elongación máxima de aproximadamente 760°C (1436°F) a aproximadamente 820°C (1508°F). Resulta evidente a partir de la figura que Ti-54M (GF) mostró mayor elongación en comparación con Ti-54M (GE), que por sí misma mostró elongación superior a 500% a lo largo de un amplio intervalo de temperaturas. La alta elongación es una indicación de la excelente superplasticidad.

La Figura 14 muestra la apariencia de los especímenes de tracción de Ti-54M (GF) sometidos a ensayo a 815°C (1500°F) y 760°C (1400°F), respectivamente. Una elongación total superó 1400% a 815°C (1500°F), lo que indica una excelente capacidad de SPF, aunque generalmente no se requiere una elongación superior al 1000% en la práctica.

Curva de fluencia y sensibilidad a la velocidad de deformación (valor m)

30 La esfuerzo de fluencia y la sensibilidad a la velocidad de deformación (valor m) se midieron en Ti-54M (GF) y Ti-54M (GE) a diversas condiciones de ensayo. Las curvas de fluencia sometidas a ensayo a $5 \times 10^{-4}/S$ se muestran en la Figura 15. Como se puede observar en la figura, se aplicó un salto de esfuerzo de 20% cada 0,1 de la deformación real para medir el valor m. En ambos materiales, se observaron cambios en la curva de fluencia al mostrar un aumento en el esfuerzo de fluencia con deformación (endurecimiento por trabajo), a través de un esfuerzo de fluencia estable con deformación, para el comportamiento de debilitamiento de fluencia con aumento de la temperatura de ensayo. Estos resultados indicaron cambios en el mecanismo plástico de fluencia.

40 El material Ti-54M (GE) mostró un comportamiento de fluencia estable a 787°C y 815°C, donde se considera que el deslizamiento del borde del grano es un mecanismo predominante de deformación plástica. En las operaciones prácticas de formación superplástica, se esperan los mejores resultados a este intervalo de temperatura. Se observó un comportamiento de fluencia similar con el material Ti-54M (GF), sin embargo, se observó el intervalo de temperaturas que mostraba una curva de fluencia más plana entre 704°C y aproximadamente 760°C y el comportamiento de fluencia era estable a lo largo de un intervalo de temperatura más amplio.

45 La sensibilidad a la velocidad de deformación (valor m) obtenida para el material Ti-54M (GF) a diversas temperaturas y velocidades de deformación se muestra en la Figura 16. El valor de M tendió a ser mayor con un aumento en la temperatura del ensayo, aunque se produjo engrosamiento del a la temperatura más alta, como se puede observar en la Figura 18. El ensayo a una velocidad de deformación más alta de $1 \times 10^{-3}/S$ dio como resultado un valor de m ligeramente inferior. En general todos los valores de m fueron superiores a 0,45, lo que satisface un requisito general para la formación superplástica práctica.

Esfuerzo de fluencia de Ti-54M

55 La esfuerzo de fluencia es uno de los factores que limitan las operaciones de SPF, ya que la formación superplástica de materiales de esfuerzo más alto puede requerir operaciones con presiones de gas más altas o a temperaturas más altas. La Figura 17 muestra el esfuerzo de fluencia de las chapas Ti-54M (GF) a una deformación real de 0,2%

en función de la temperatura y la velocidad de deformación. El esfuerzo de fluencia de Ti-54M (GF) mostró la dependencia típica de la temperatura y la velocidad de deformación como se observa en otros materiales.

Microestructura tras la deformación superplástica

5 Las microestructuras de las secciones reducidas después de la deformación de una deformación real = 1 se proporcionan en la Figura 18 para condiciones seleccionadas. Se observó un cierto grado de engrosamiento dinámico tanto en materiales de chapa de grano estándar Ti-54M como de grano fino. El engrosamiento de grano parecía ser menor en las muestras sometidas a ensayo a menor temperatura. Se observaron límites de grano fuertemente deformados con formas redondeadas después de la deformación lo que sugiere la aparición de deslizamiento del borde del grano, que se creía que era el mecanismo de deformación predominante en la deformación superplástica de esta aleación.

Comparación de propiedades de SPF con Ti-6Al-4V

15 Es útil comparar las características de SPF de Ti-54M y Ti-64, ya que Ti-64, que es la aleación más común para aplicaciones de SPF, puede considerarse como una base de referencia. La Figura 19 compara el esfuerzo de fluencia con una deformación real de 0,2 para cuatro materiales. Los resultados para Ti-64 se obtuvieron previamente ⁽²⁾. Como se puede observar en la figura, el esfuerzo de fluencia cambió por la aleación y el tamaño de grano, así como la velocidad de deformación, que se muestra en la Figura 17. Resulta evidente a partir de la figura que Ti-54M exhibió menor esfuerzo de fluencia que Ti-64 independientemente del tamaño de grano. El esfuerzo de fluencia del Ti-54M de grano fino fue de aproximadamente 1/4 (1/3 a 1/5) del de Ti-64 de grano fino, lo que se considera una ventaja significativa para las operaciones de SPF.

25 El material Ti-54M de grano fino mostró capacidad de formación superplástica a temperaturas tan bajas como 700°C, que es casi 100°C menor que el grano estándar Ti-54M, y casi 200°C menor que la de Ti-64. Es útil discutir los factores metalúrgicos que controlan el comportamiento de formación superplástica de las aleaciones de titanio α/β centrándose en Ti-54M y Ti-6Al-4V.

30 Sistema de aleación

La Beta transus puede ser importante por dos razones. Los granos α primarios tienden a ser más pequeños con disminución en β transus, ya que la temperatura óptima de trabajo en caliente para fabricar chapas de aleación se reduce en línea con β transus. La temperatura que muestra aproximadamente 50%/50% de las fases α y β también será proporcional a la β transus del material. La temperatura de SPF inferior de Ti-54M se debe, por lo tanto, en parte a la β transus inferior en comparación con Ti-64.

Efecto de elementos de aleación

40 Ti-54M contiene niveles elevados de Mo y Fe y un nivel reducido de Al en comparación con Ti-64. Se sabe que la adición de Mo a titanio es eficaz para refinar el grano, ya que Mo es un difusor lento en las fases α y β ⁽¹¹⁾. Por otra parte, se conoce que Fe es un difusor rápido en las fases α y β ⁽¹¹⁾. La difusividad de Fe en titanio es más rápida que la auto-difusión de Ti en un orden de magnitud. Se considera que un mecanismo predominante de superplasticidad en las aleaciones de titanio α/β es el deslizamiento del límite de grano, específicamente en los límites de grano de los granos α y β . La subida de la dislocación es un mecanismo importante para acomodar las deformaciones durante el deslizamiento del borde del grano. Puesto que la subida de la dislocación es un procedimiento de activación térmica, la difusión de elementos sustitutivos en la fase β tiene un papel crítico en la deformación superplástica. Se cree que la difusión inusualmente rápida de Fe desempeña un papel importante en la aceleración de la difusión en la fase β , dando como resultado un aumento de la dislocación en la fase beta y la actividad de las fuentes de dislocación y los sumideros en los límites de grano α/β ⁽¹¹⁻¹³⁾.

Superplasticidad de aleaciones de titanio de grano fino

55 Como se demostró para Ti-64, el tamaño de grano más fino es una manera eficaz de lograr superplasticidad a temperaturas más bajas ⁽³⁻⁶⁾. Los granos ultrafinos de Ti-64, típicamente granos α primarios más finos que 1 μm , pueden reducir la temperatura del SPF más de 200°C ⁽⁶⁾. El presente trabajo demostró que se produjo un efecto de tamaño de grano similar en Ti-54M.

60 Además de reducir la temperatura de SPF en Ti-54M, se midió un menor esfuerzo de fluencia, particularmente en Ti-54M de grano fino. La esfuerzo de fluencia del Ti-54M de grano fino era tan bajo como 1/4 del de Ti-64 de grano fino en condiciones superplásticas, es decir, velocidad de deformación lenta. Los resultados indican que el deslizamiento del límite de grano de Ti-54M fue más fácil que el de Ti-64 cuando las otras condiciones son las mismas. Dado que la fase β es más deformable que la fase α , el esfuerzo de fluencia de la fase β y la movilidad del límite de grano α/β pueden determinar el esfuerzo global del flujo del material. Suponiendo una esfera para la forma de grano α , la

superficie total de los granos puede expresarse por $A = N\pi D^2$, donde A es la superficie total de los granos; D es un diámetro de granos α promedio; y N es el número de granos en un volumen unitario. Cuando el diámetro del grano α es diferente entre dos materiales, y los dos materiales tienen tamaños de grano medios diferentes, D_L y D_S , el número de granos α en un volumen unitario se expresa en la Ecuación (1), donde N_L y N_S son el número de granos α de material α grueso y materiales α más finos, respectivamente.

$$N_S = (D_L / D_S)^3 N_L \quad (\text{Ecuación 1})$$

En la ecuación (2) se proporcionará un área de límite de grano α total, AS.

$$AS = \pi (D_S)^2 N_S = (D_L / D_S) A_L \quad (\text{Ecuación 2})$$

La ecuación (2) muestra que el área de límite de grano α total es inversamente proporcional al tamaño de grano α . Por lo tanto, habrá aproximadamente 4 veces el área de límite de grano α que puede funcionar como fuentes de dislocación en Ti-54M de grano fino en comparación con Ti-54M de grano estándar. Un área de límite de grano significativamente más grande debido a un tamaño de grano más fino será responsable de SPF de temperatura más baja y esfuerzo de fluencia bajo de Ti-54M de grano fino.

Prácticamente, también es importante considerar el efecto de ciclos térmicos previos sobre el crecimiento de grano de los granos alfa primarios antes de la formación superplástica. La unión por difusión es el ciclo de calor más probable que los materiales recibirían antes de las operaciones de formación superplástica de chapas múltiples^(14,15) dando como resultado una cierta cantidad de crecimiento de grano. Por lo tanto, el rendimiento superplástico mejorado que surge de la presencia de una cantidad significativa de Fe en Ti-54M y el uso de Mo para reducir el crecimiento del grano dan como resultado un funcionamiento robusto de SPF independientemente del ciclo térmico previo.

Resumen

Ti-54M tiene propiedades de formación superplástica superiores a las de Ti-64. Ti-54M de grano fino tiene una capacidad de SPF tan baja como 700°C.

Además de la superplasticidad a baja temperatura, Ti-54M de grano fino (GF) posee un esfuerzo de fluencia significativamente menor en comparación con Ti-54M y Ti-64 de grano estándar. La capacidad superplástica superior de Ti-54M se explica por su beta transus inferior y composición química. Un tamaño de grano más fino contribuirá adicionalmente a la superplasticidad a baja temperatura.

Ejemplo 3

Se produjeron chapas Ti-54M en la instalación de producción utilizando el procedimiento descrito para producir chapas de grano más fino. Se usaron dos barras de chapa del mismo calor de Ti-54M (Ti-5,07Al-4,03V-0,74Mo-0,53Fe-0,16O) para la fabricación de chapas de calibre de 0,457 cm y 0,254 cm. Se utilizó un llantón de otro calor de Ti-54M (Ti-5,10Al-4,04V-0,77Mo-0,52Fe-0,150) para producir el material de chapa de calibre de 0,102 cm. Todas las barras de chapa se sometieron a temple beta seguido de operaciones de laminado subsiguientes hasta el calibre de chapa final. Las chapas fueron esmeriladas y decapadas para eliminar cualquier capa superficial alfa o capa de óxido. El procedimiento del proceso detallado se presenta en la Tabla 3.

Tabla 6. Procedimiento de fabricación y medidas de tamaño de partículas de chapas de grano fino Ti-54M producidas en la planta de producción.

Ítem	Operación	Calibre 0,457 cm	Calibre 0,254 cm	Calibre 0,102 cm
Procedimiento de fabricación	Espesor del llantón, cm	2,448	2,096	1,626
	Temple Beta	1920C/20min/WQ	1920C/20min/WQ	1920C/20min/WQ
	Temperatura de laminado, C	815,55	815,55	815,55
	Medidor intermedio, cm	1,397	0,851	0,457
	Reducción, %	42,9	59,4	71,9
	Envase de acero	No	Sí	Sí
	Temperatura de laminado transversal, C	815,55	815,55	815,55
	Calibre final, cm	0,508	0,305	0,152

ES 2 620 310 T3

Ítem	Operación	Calibre 0,457 cm	Calibre 0,254 cm	Calibre 0,102 cm
	Reducción, %	63,6	64,2	66,7
	Condiciones de recocido del calibre final	732,22C/1hr/AC	732,22C/1hr/AC	732,22C/1hr/AC
	Calibre final después de esmerilar y decapar, cm	0,457	0,254	0,102
Resultados de la microestructura	Fracción de Volumen Alfa, %	57,5	46,3	69,0
	Tamaño de partícula alfa, μm	2,0	2,4	5,0

La microestructura resultante del material de calibre final se muestra en la Figura 20. La Fracción de Volumen Alfa (VFA) se midió por medio de recuento manual sistemático de puntos de acuerdo con ASTM E562 y se determinó el tamaño medio de partícula alfa de acuerdo con ASTM E112. Los ensayos de tracción a temperatura ambiente sobre ambos materiales de calibración se realizaron utilizando muestras de tracción de tamaño pequeño de acuerdo con ASTM E8 y se presentan en la Tabla 7.

Tabla 7. Propiedades de tracción a temperatura ambiente de chapas de grano fino.

Calibre, cm	Orientación	YS, ksi	UTS, ksi	EI, %
4,572	L	134,3	141,5	21,1
	T	137,4	141,5	17,2
2,54	L	136,9	142,7	19,3
	T	136,8	141,9	17,0
1,016	L	131,2	137,1	13,9
	T	128,4	136,6	13,1

La Figura 21 compara las curvas de fluencia obtenidas mediante los ensayos de velocidad de deformación por saltos SPF. El ensayo se realizó a 1400°F a 3×10^{-4} /S. Los resultados indican que las chapas Ti-54M procesadas con la presente invención muestran curvas de fluencia equivalentes. También las chapas Ti-54M muestran un esfuerzo de fluencia significativamente inferior al de Ti-64.

Ejemplo 4

Se utilizó llantón Ti-54M (Ti-4,91Al-3,97V-0,51Mo-0,45Fe-0,15O) de 0,635 cm de espesor para fabricar chapas de grano fino en un laboratorio a tres temperaturas de laminado diferentes como se muestra en la Tabla 8. Cada chapa de calibre final es recocida a tres temperaturas diferentes para determinar las condiciones óptimas de laminado-recocido para la fabricación de chapas de grano fino Ti-54M. Se extrajeron muestras de metalografía de cada chapa y se estimó el tamaño alfa medio de acuerdo con las normas ASTM.

Tabla 8. Historia de procesamiento para la producción de chapas Ti-54M.

Ítem	Operación	Procedimiento I	Procedimiento II	Procedimiento III
Procedimiento de fabricación	Espesor del llantón, cm	0,635	0,635	0,635
	Temple Beta	1010C/25min/WQ	1010C/25min/WQ	1010C/25min/WQ
	Temperatura de laminado, C	787,77	843,33	898,88
	Calibre intermedio, cm	0,318	0,318	0,318
	Reducción, %	50,0	50,0	50,0
	Envase de acero	Sí	Sí	Sí
	Temperatura de laminado transversal, C	787,77	843,33	898,88
	Calibre final, cm	0,165	0,165	0,165
	Reducción, %	48,0	48,0	48,0
	Temperatura de recocido del calibre final, C	732,22, 787,77, 843,33	732,22, 787,77, 843,33	732,22, 787,77, 843,33

Las Figuras 22, 23 y 24 muestran la microestructura de cada chapa después de ser procesadas de acuerdo con diferentes condiciones como se muestra en la Tabla 8.

5 La Fig. 22A muestra las microestructuras observadas para las chapas Ti-54M laminadas a 787,77°C y recocidas a 732,22°C (Fig. 22A), 787,77°C (Fig. 22B) y 843,33°C (Fig. 22C), de acuerdo con el Procedimiento I de la Tabla 8. Se observa que la temperatura de laminado de cada chapa se realizó dentro del intervalo descrito (760°C-843,33°C) y las temperaturas de recocido que se encuentran en el intervalo descrito (704,44°C-843,33°C). La Fig. 22A, muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando temperaturas de laminado y recocido que se encuentran dentro de los intervalos descritos. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 2,0 µm. La Fig. 22B, también muestra la microestructura de una aleación que fue procesada utilizando temperaturas de laminado y recocido que se encuentran dentro de los intervalos descritos. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 2,2 µm. La Figura 22C muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando temperaturas de laminado y recocido que se encuentran dentro de los intervalos descritos, pero la temperatura de recocido estaba en el límite de temperatura superior. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 2,4 µm. Por lo tanto, de acuerdo con los resultados mostrados en la Fig. 22, el aumento de la temperatura de recocido, manteniendo al mismo tiempo la temperatura de laminado, da como resultado un aumento de tamaño del grano.

20 La Fig. 23 muestra microestructuras observadas en chapas Ti-54M laminadas a 843,33°C y recocidas a 732,22°C (Fig. 23A), 787,77°C (Fig. 23B) y 843,33°C (Fig. 23C), de acuerdo con el Procedimiento II de la Tabla 8. Se observa que la temperatura de laminado de cada chapa se realizó en el límite de temperatura superior del intervalo descrito (760°C-843,33°C) y las temperaturas de recocido se extienden en el intervalo descrito (704,44°C-843,33°C). La Fig. 23A, muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando el límite superior para la temperatura de laminado y una temperatura de recocido que se encuentra dentro del intervalo descrito. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 2,4 µm. La Fig. 23B, muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando el límite superior para la temperatura de laminado y una temperatura de recocido que se encuentra dentro del intervalo descrito. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 2,6 µm. La Figura 23C muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando temperaturas de laminado y recocido que se encuentran ambas en el límite superior de los intervalos descritos. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 3,1 µm. Por lo tanto, de acuerdo con los resultados mostrados en la Fig. 23, el aumento de la temperatura de recocido, manteniendo al mismo tiempo la temperatura de laminado, da como resultado un aumento de tamaño del grano.

35 Finalmente, la Fig. 24 muestra microestructuras observadas en chapas Ti-54M laminadas a 898,88°C y recocidas a 732,22°C (Fig. 24A), 787,77°C (Fig. 24B) y 843,33°C (Fig. 24C), de acuerdo con el Procedimiento III de la Tabla 8. Se observa que la temperatura de laminado de cada chapa se realizó por encima (fuera) del límite de temperatura del intervalo descrito (760°C-843,33°C) y las temperaturas de recocido se extienden en el intervalo descrito (704,44°F-843,33°C). La Fig. 24A muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando una temperatura de laminado fuera del intervalo descrito y una temperatura de recocido que se encuentra dentro del intervalo descrito. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 3,5 µm. La Fig. 24B, muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando una temperatura de laminado fuera del intervalo descrito y una temperatura de recocido que se encuentra dentro del intervalo descrito. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 3,6 µm. La Figura 24C muestra la microestructura de una aleación que se procesó utilizando una temperatura de laminado fuera del intervalo descrito y la temperatura de recocido en el límite superior de los intervalos descritos. Esta aleación tiene un tamaño de grano de 3,7 µm. Por lo tanto, de acuerdo con los resultados mostrados en la Fig. 23, el aumento de la temperatura de recocido, manteniendo al mismo tiempo la temperatura de laminado, da como resultado un aumento de tamaño del grano.

Adicionalmente, comparando las Fig. 22, 23 y 24, resulta evidente que el aumento de la temperatura de laminado o de la temperatura de recocido da como resultado un aumento del tamaño del grano.

50 Parece ser la tendencia general que a medida que la temperatura de laminado y/o la temperatura de recocido aumenta, los granos alfa promedio se hacen más gruesos. La Figura 25 muestra el cambio del tamaño de partícula alfa por las condiciones de procesamiento. El tamaño de partícula de este ejemplo es más fino que los materiales en el Ejemplo 3, ya que el proceso se llevó a cabo a escala de laboratorio a partir de un llantón delgado. La Figura 25 indica que se obtienen granos más finos cuando la temperatura de laminado es baja. Sin embargo, habrá una limitación para reducir la temperatura de laminado a medida que el material se vuelva más duro a medida que disminuya la temperatura, lo que puede exceder la carga del tren de laminado en una operación práctica.

Ejemplo 5

60 Para ilustrar los beneficios de Ti-54M sobre Ti-64 y de la presente invención sobre la técnica anterior, se realizó una simulación de proceso utilizando el esfuerzo de fluencia medido de dos materiales (Ti-54M y Ti-64) que son geoméricamente de las mismas dimensiones y se laminaron en un molino cuyo límite máximo en las fuerzas de separación es 2500 Toneladas métricas. La figura 26 muestra una clara diferencia entre las fuerzas de separación requeridas para laminar estos dos materiales.

5 La Figura 26 muestra que la muestra de Ti-54M puede ser laminada en un molino con fuerzas de separación relativamente inferiores, proporcionando así grandes ventajas en la selección de los trenes de laminado y el tamaño de los materiales. Además, resulta evidente a partir de la Fig. 26 que Ti-54M se puede enrollar fácilmente a una temperatura tan baja como 760°C sin causar ningún daño al tren de laminado que tiene una fuerza de separación máxima de 2500 Toneladas métricas. Sin embargo, la temperatura de laminado debe ser superior a 815,55°C para el laminado satisfactorio de Ti-64.

10 Resulta evidente que las fuerzas de separación sobre el tren de laminado aumentarán a valores excepcionalmente altos con temperaturas de laminado inferiores, tales como temperaturas inferiores a 760°C. Por lo tanto, se requeriría un tren de laminado con capacidades muy elevadas para realizar el laminado a tales bajas temperaturas.

El alcance de la presente invención está definido por las reivindicaciones que siguen.

15 Debe entenderse que todos los porcentajes elementales/de composición (%) están en "porcentaje en peso". Además, debe entenderse que el término "pulgadas" ha sido abreviado con el símbolo indicado ("") en toda la solicitud.

REIVINDICACIONES

1. Un método para producir chapas de Ti-5Al-4V-0,6 Mo-0,4Fe de grano fino a través de un procedimiento de laminado en caliente que comprende,
- 5 a. forjar planchones de Ti-5Al-4V-0,6 Mo-0,4Fe a llantones, calibre intermedio de placas;
b. calentar el llantón hasta una temperatura entre 38°C y 121°C (100°F a 250°F) más alta que beta transus durante 15 a 30 minutos seguido de enfriamiento;
c. calentar el llantón hasta una temperatura entre 788°C y 816°C (1450°F y 1500°F), a continuación laminar en caliente hasta un calibre intermedio;
- 10 d. calentar el calibre intermedio a una temperatura entre 788°C y 816°C (1450°F y 1500°F), a continuación laminar en caliente hasta un calibre final;
e. recocer el calibre final en una etapa que consiste en recocido a una temperatura entre 732°C y 816°C (1350°F a 1500°F) durante 30 minutos a 1 hora seguido de enfriamiento; y
f. esmerilar el calibre final recocido de la etapa e. con una esmeriladora seguido de decapado para eliminar los óxidos y la capa superficial alfa formada durante el procesamiento termomecánico.
- 15
2. El método de la reivindicación 1, en donde el llantón de la etapa a. tiene un calibre de aproximadamente 0,51 cm a 3,8 cm (0,2" a 1,5") dependiendo de los calibres de la chapa acabada.
- 20
3. El método de la reivindicación 1, en donde la etapa de enfriamiento b. se realiza mediante enfriamiento con aire de ventilador o más rápido.
4. El método de la reivindicación 1, en donde el laminado en caliente de la etapa c. tiene una reducción total controlada entre 40% y 80%.
- 25
5. El método de la reivindicación 1, en donde la reducción se define como $(H_o - H_f) / H_o * 100$, en donde H_o es el calibre de la placa de entrada y H_f es un calibre del calibre acabado.
- 30
6. El método de la reivindicación 1, en donde el laminado en caliente de la etapa d. se realiza con una dirección de laminado perpendicular a la dirección de laminado de la etapa c.
7. El método de la reivindicación 1, en donde la etapa de laminado en caliente de d. tiene una reducción total controlada entre 40% y 75%.
- 35
8. El método de la reivindicación 7, en donde la reducción se define como $(H_o - H_f) / H_o * 100$, en donde H_o es el calibre de la placa de entrada y H_f es un calibre del calibre acabado.
9. El método de la reivindicación 1, en donde el laminado en caliente de la etapa d. utiliza un envase de acero para evitar una pérdida de calor excesiva durante el laminado.
- 40
10. El método de la reivindicación 1, en donde el enfriamiento de la etapa e. se realiza en atmósfera de aire.

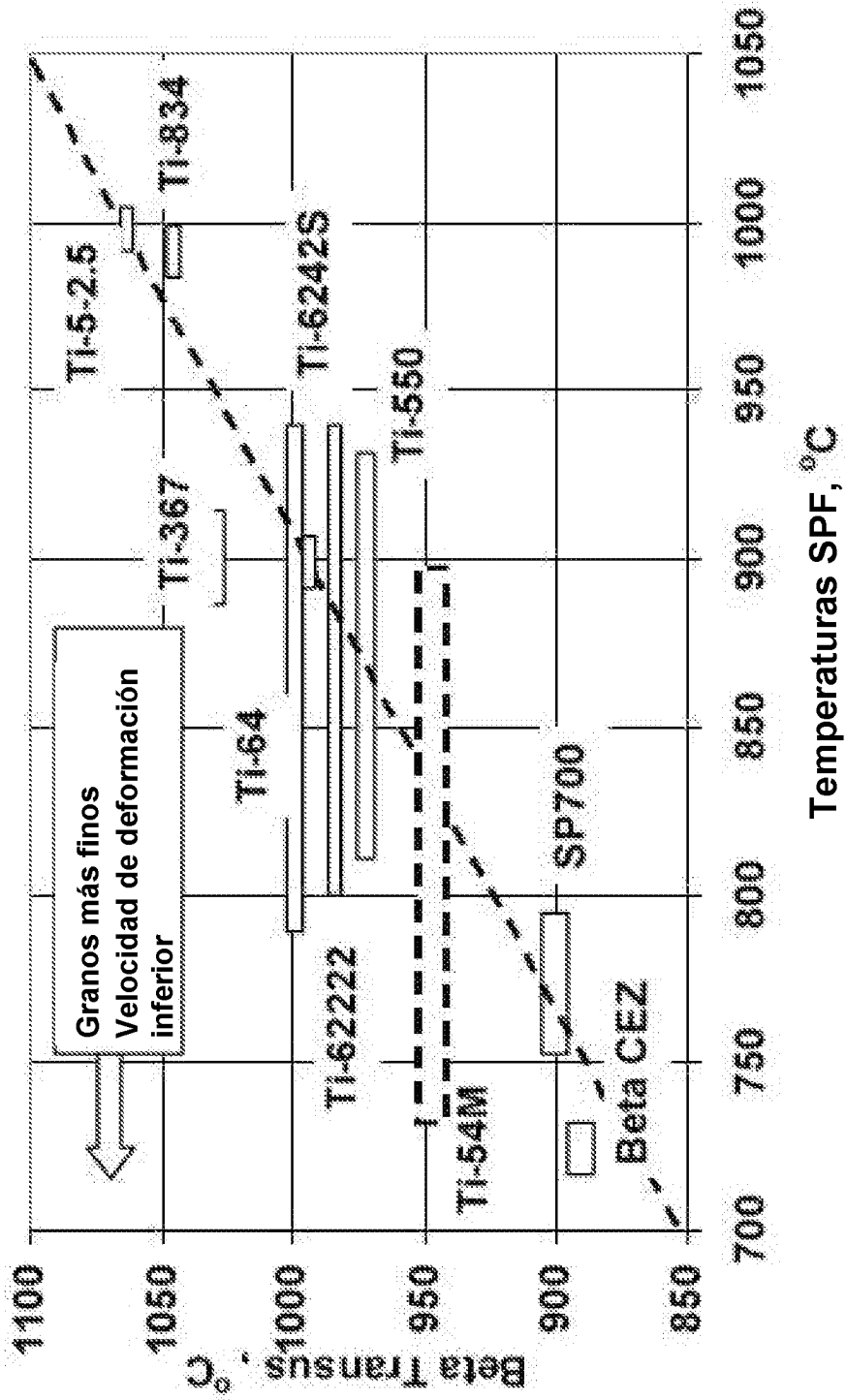


FIGURA 1

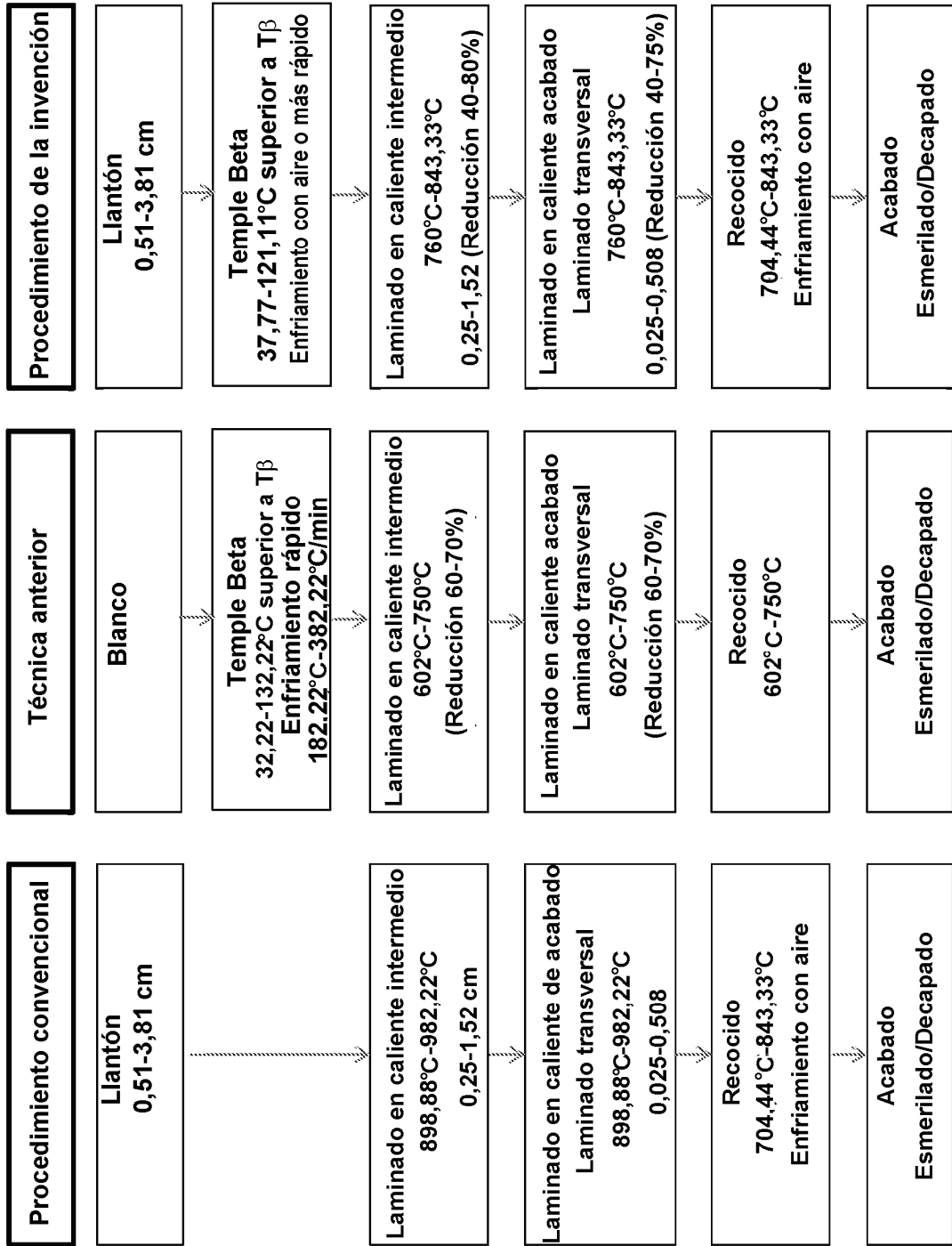


FIGURA 2C

FIGURA 2B

FIGURA 2A

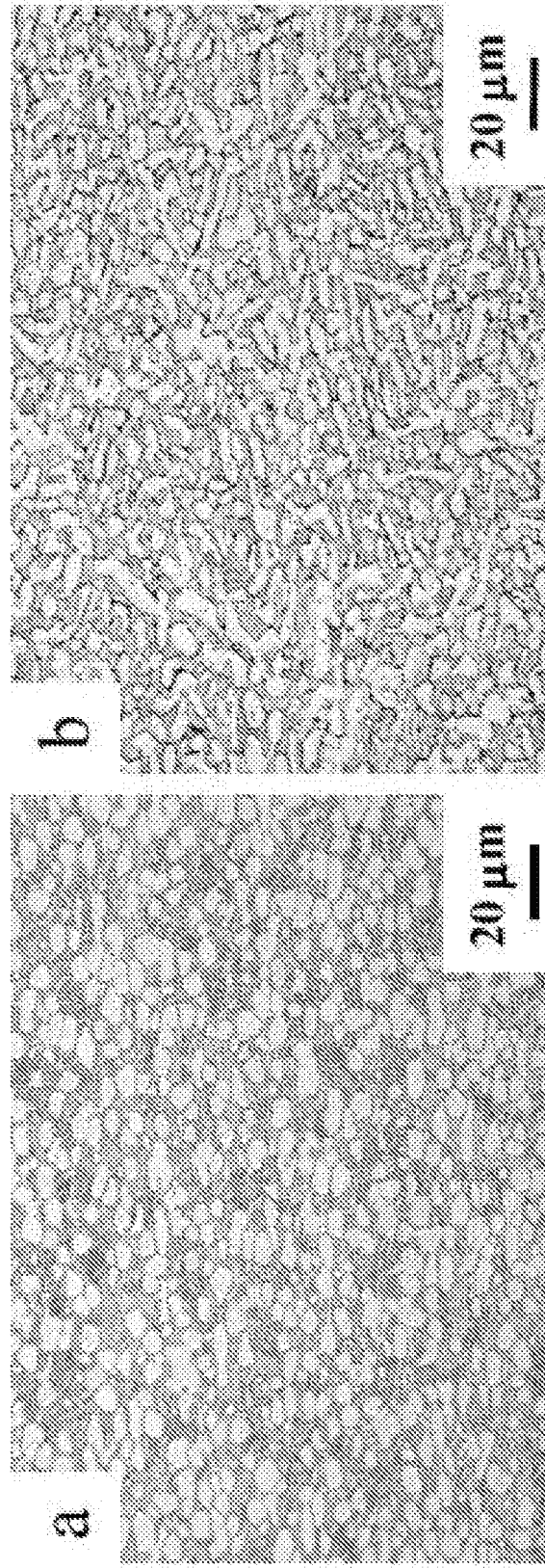


FIGURA 3B

FIGURA 3A

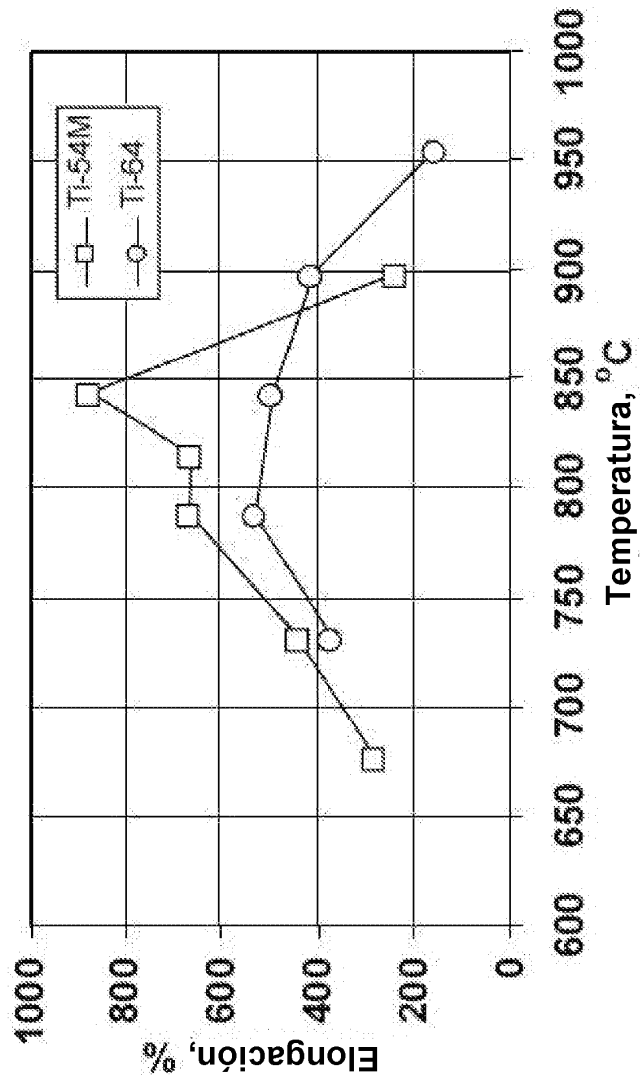


FIGURA 4

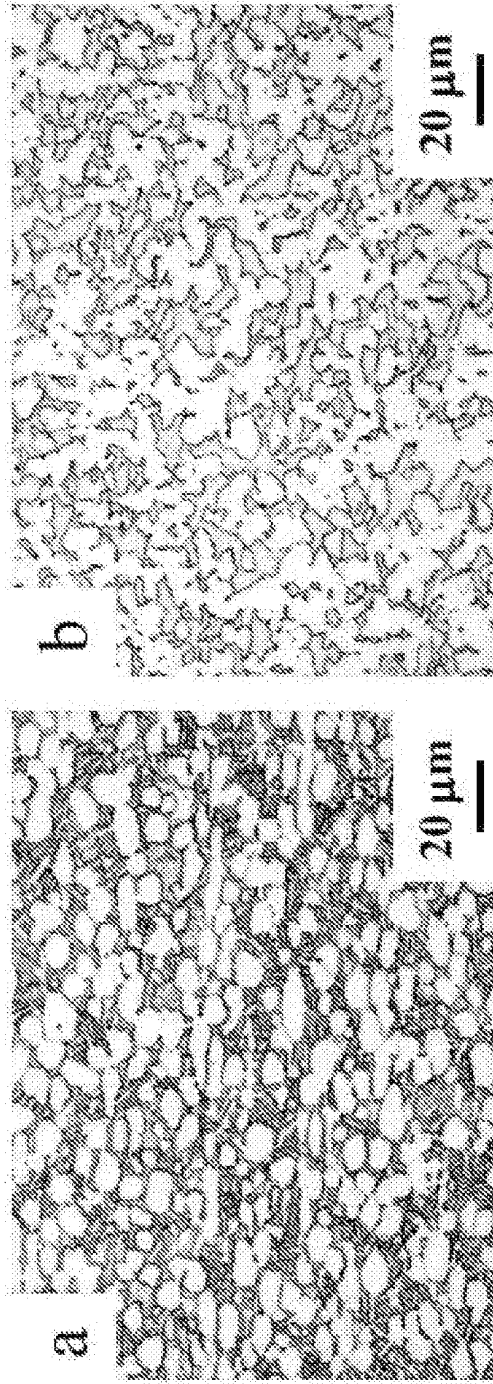


FIGURA 5A

FIGURA 5B

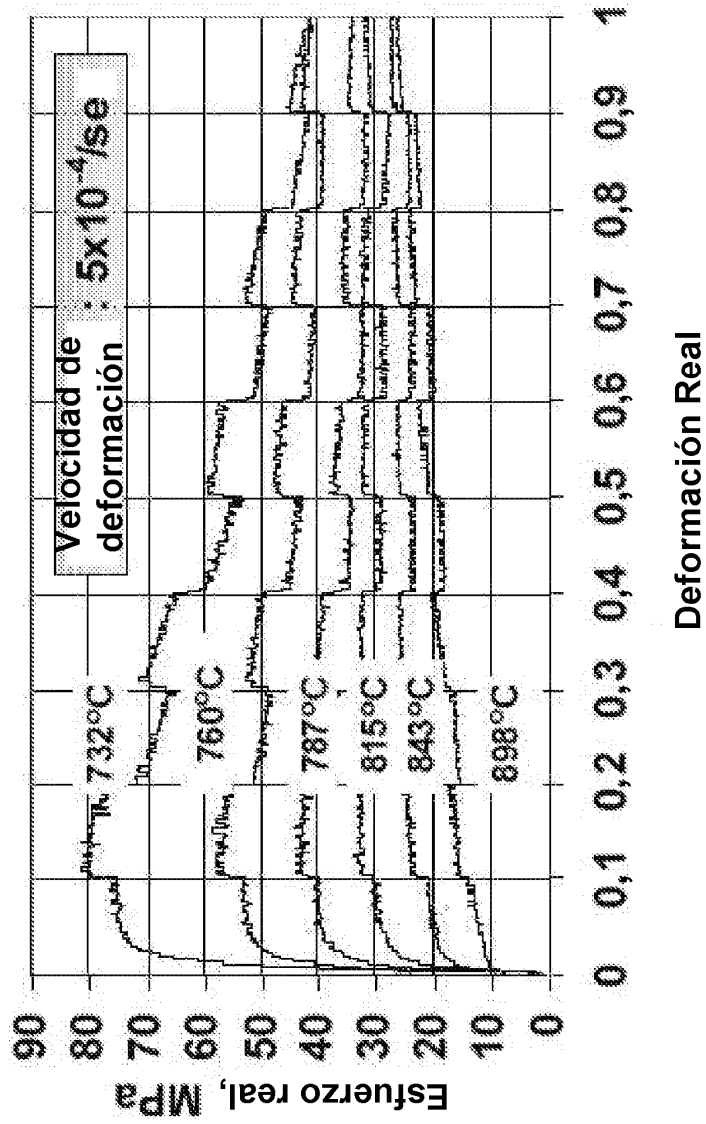


FIGURA 6

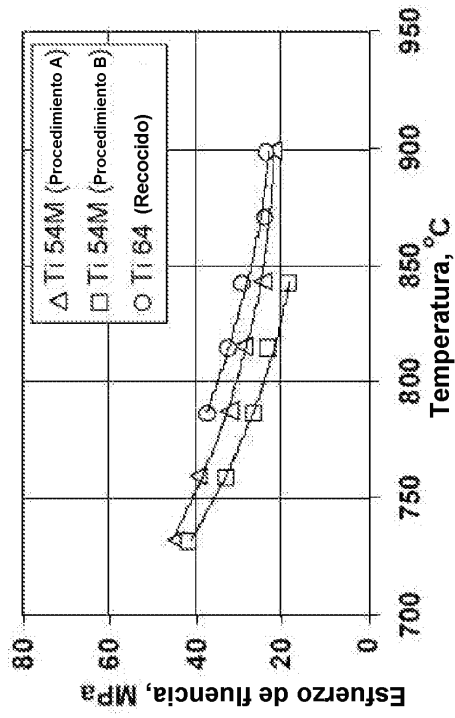


FIGURA 7B

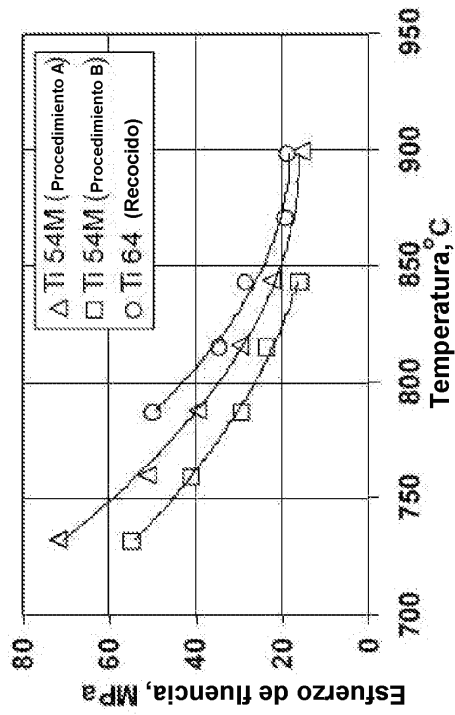


FIGURA 7A

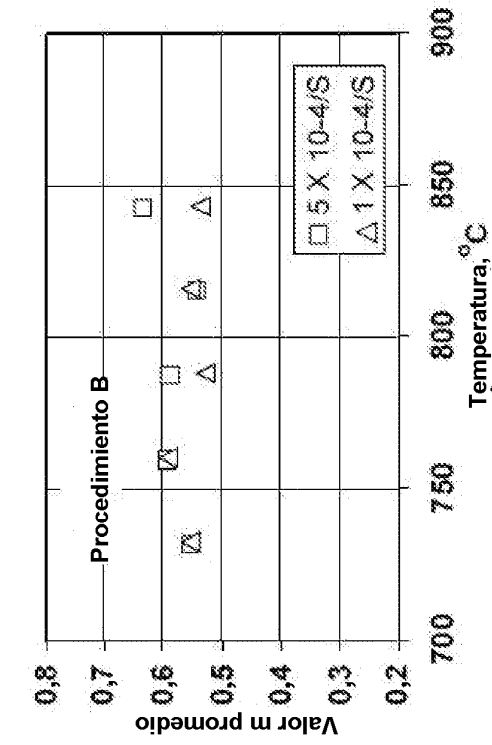


FIGURA 8B

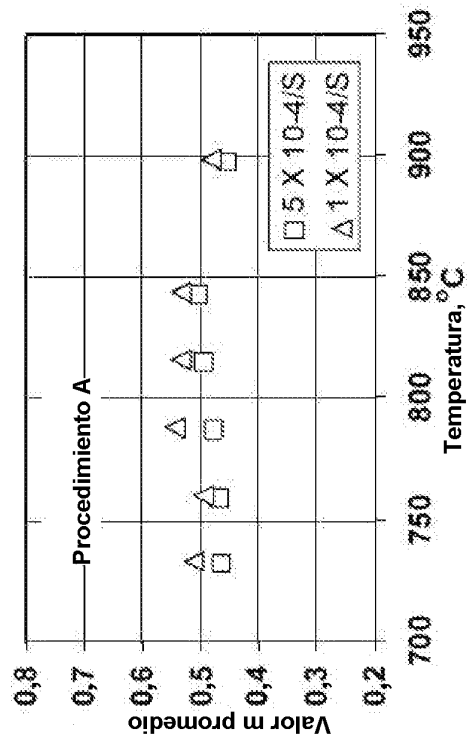


FIGURA 8A

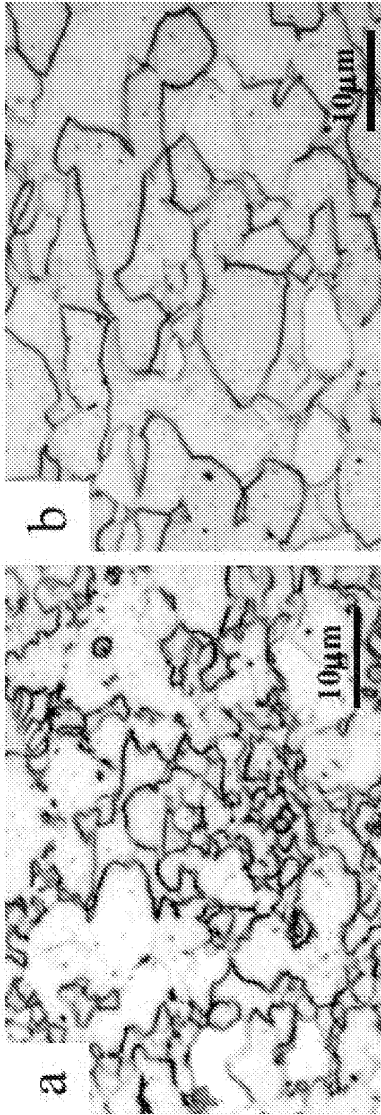


FIGURA 9B

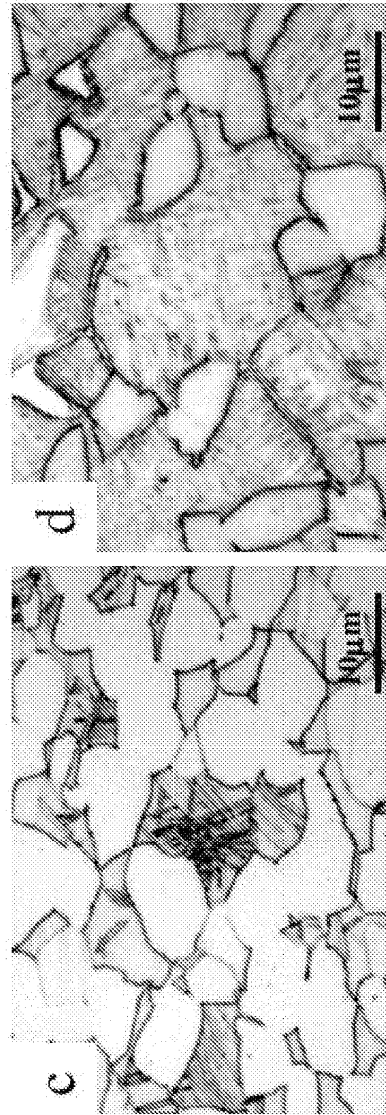


FIGURA 9A

FIGURA 9D

FIGURA 9C

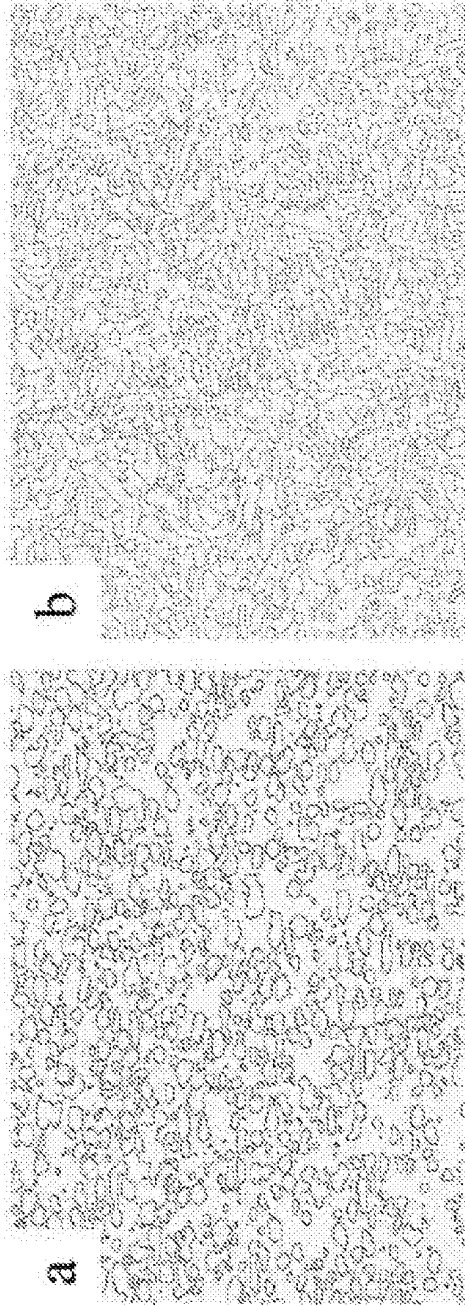


FIGURA 10B

FIGURA 10A

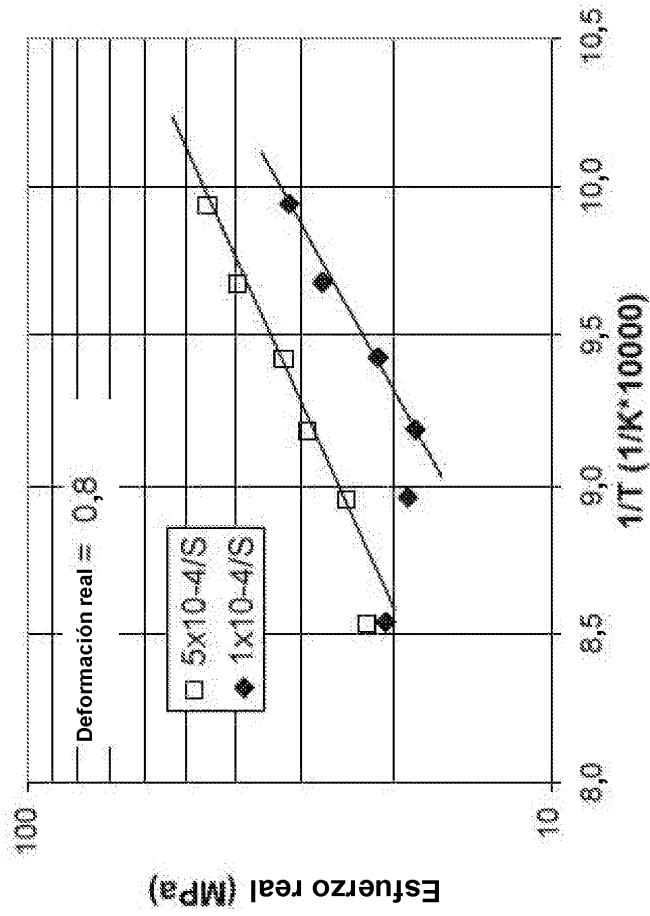


FIGURA 11

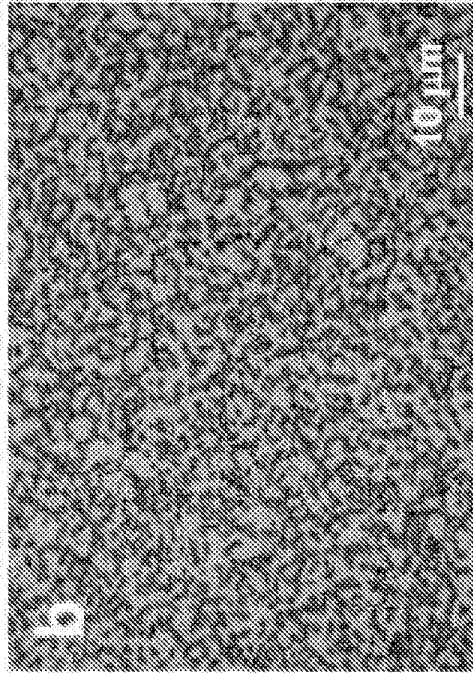


FIGURA 12B

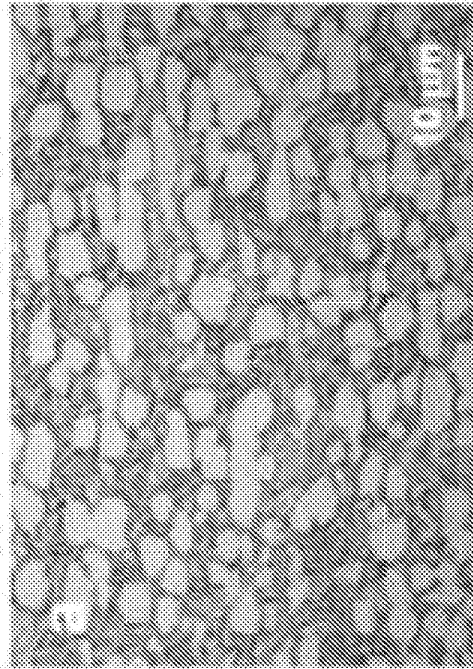


FIGURA 12A

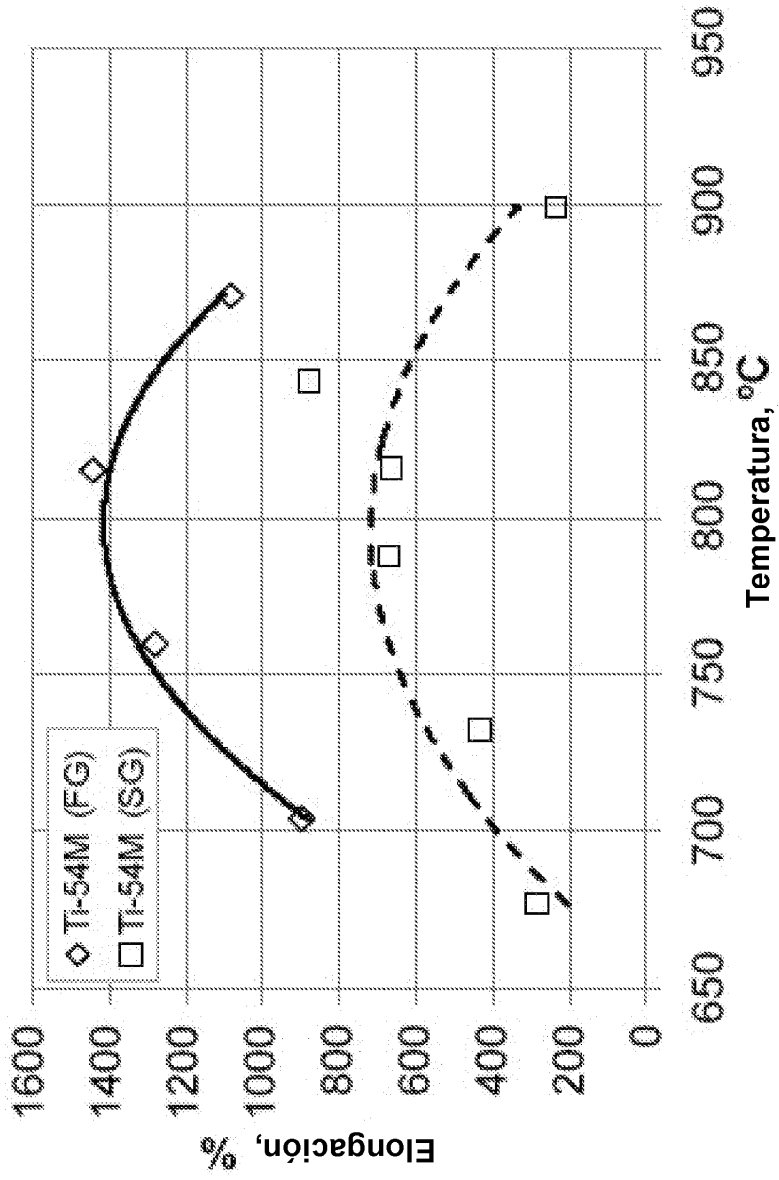


FIGURA 13

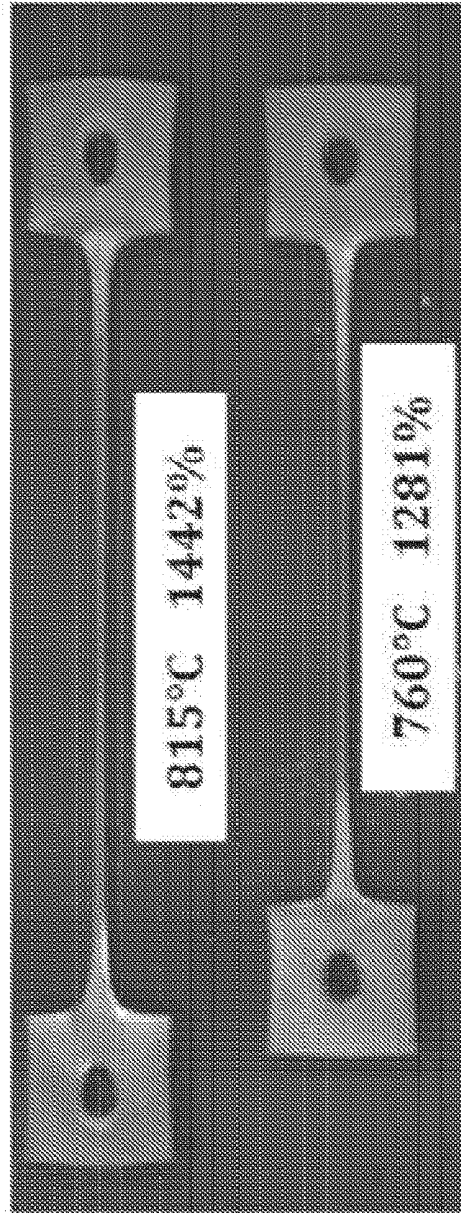


FIGURA 14A

FIGURA 14B

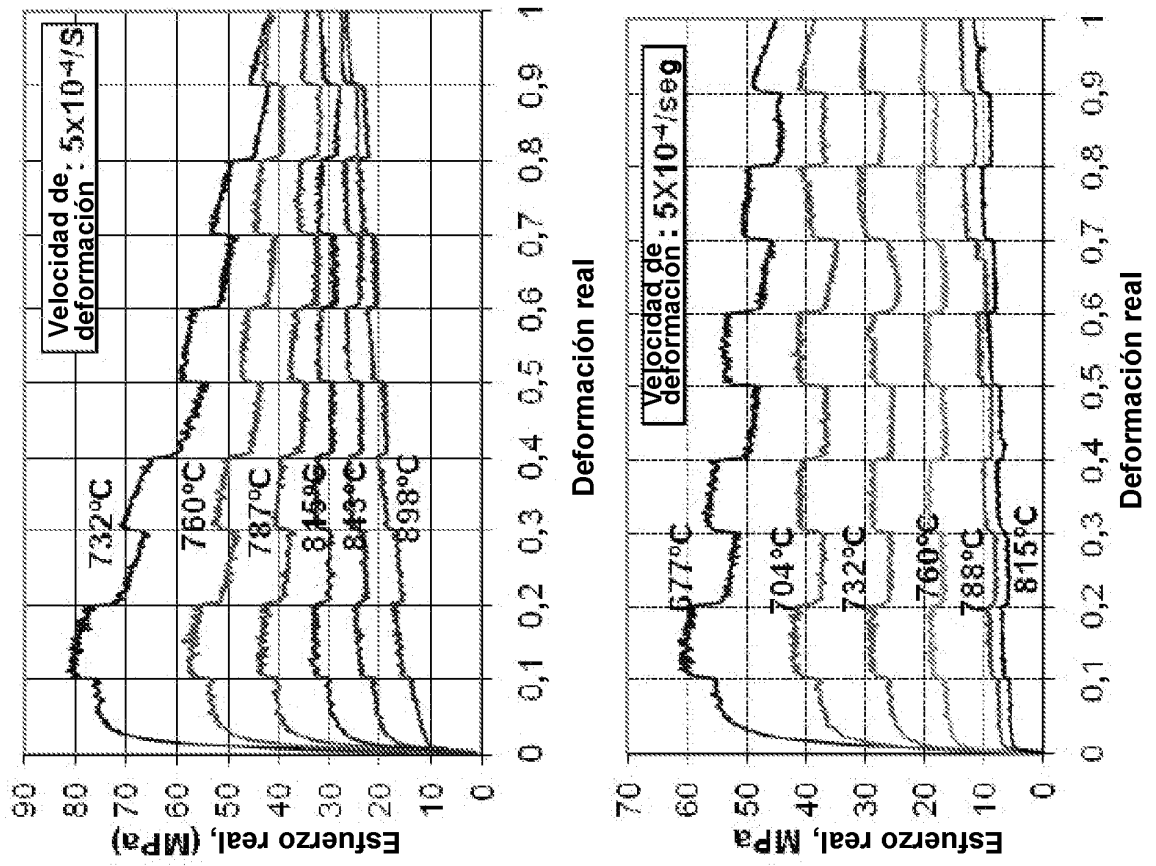


FIGURA 15A

FIGURA 15B

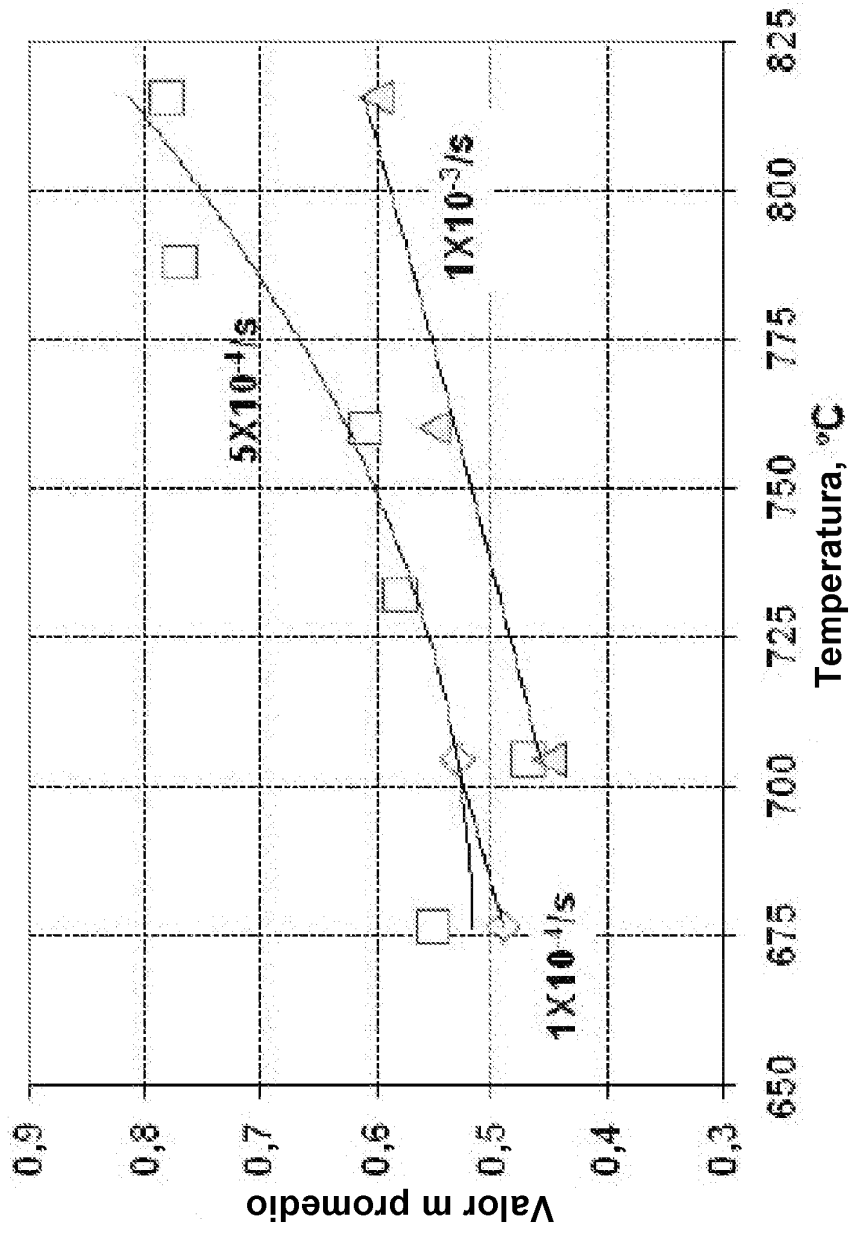


FIGURA 16

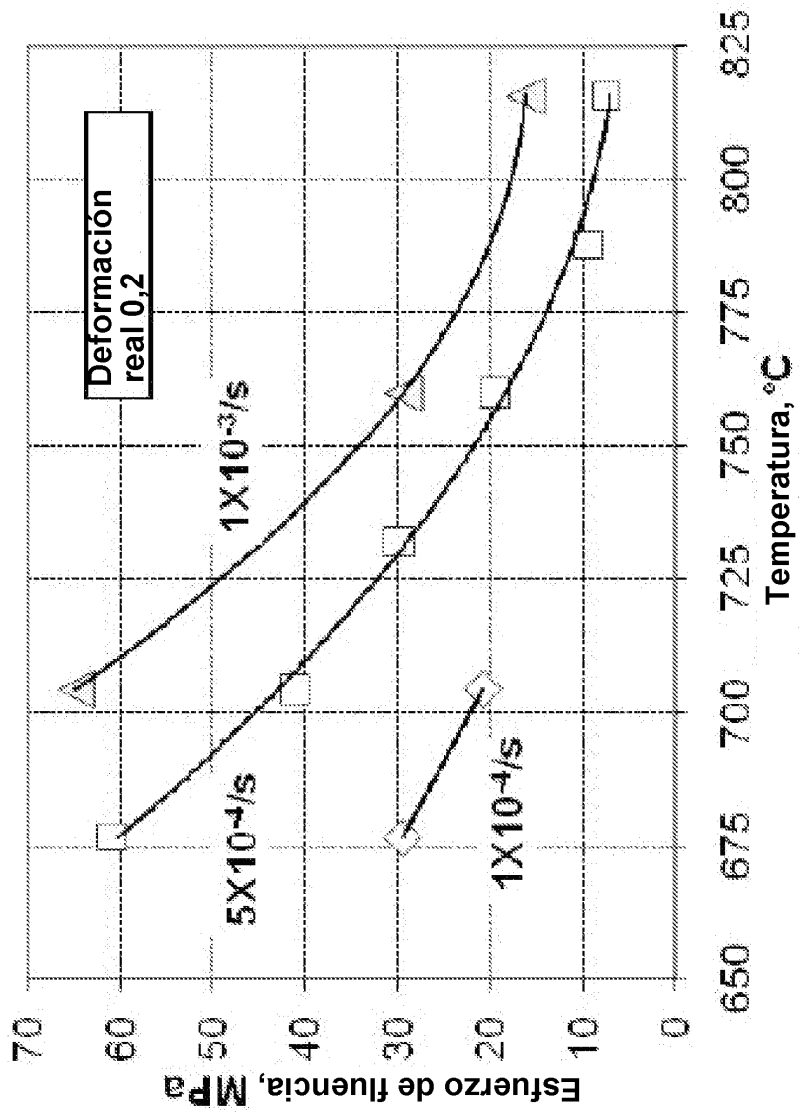


FIGURA 17

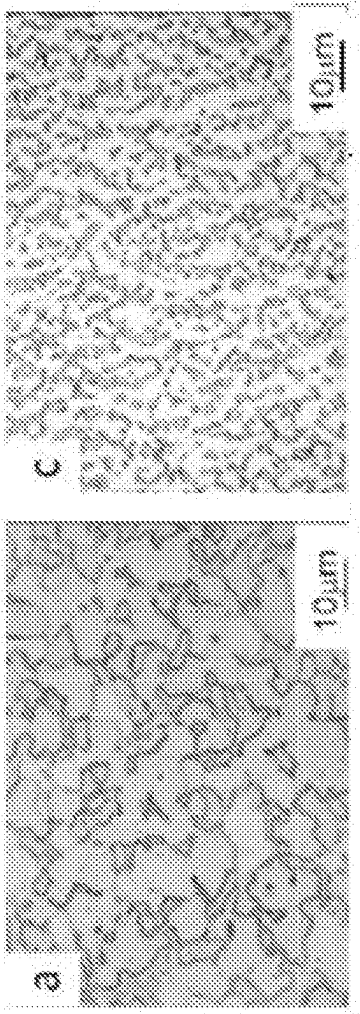


FIGURA 18A

FIGURA 18B

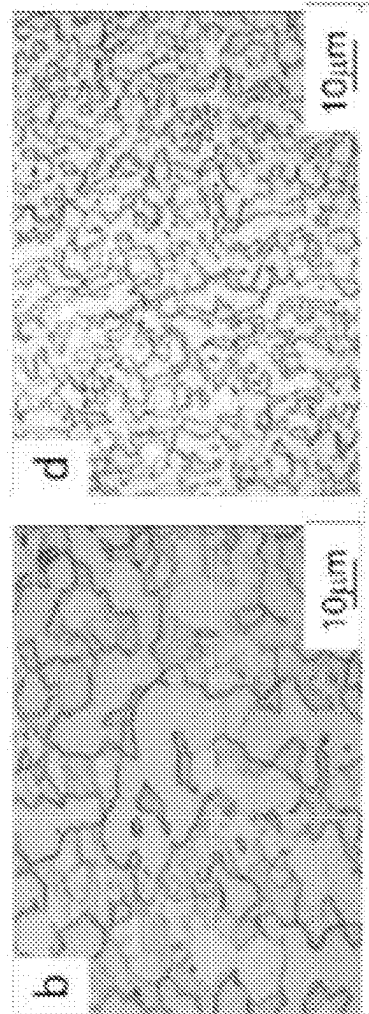


FIGURA 18C

FIGURA 18D

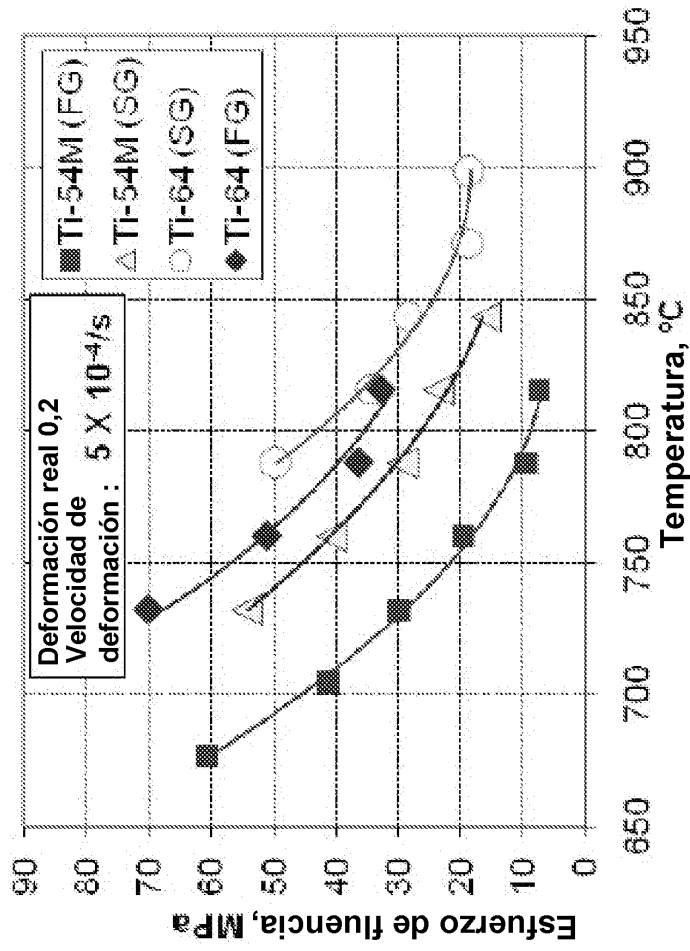


FIGURA 19

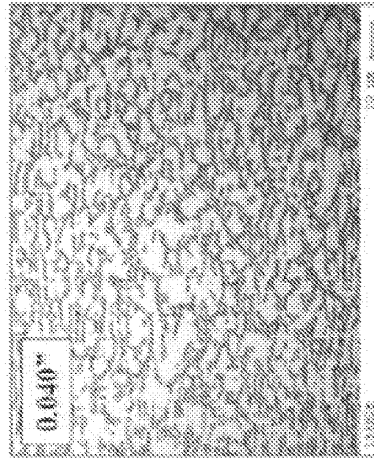


FIGURA 20C

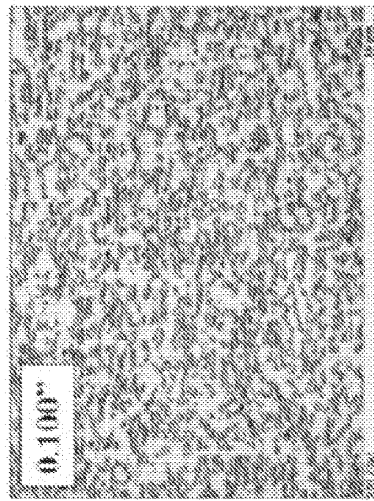


FIGURA 20B

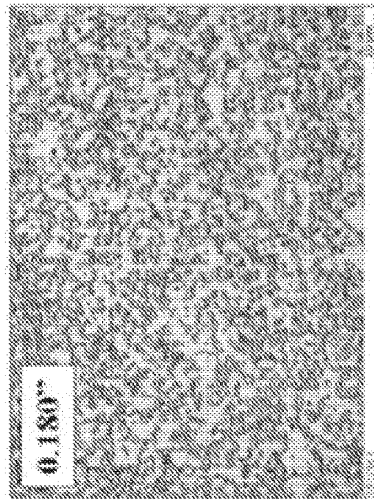


FIGURA 20A

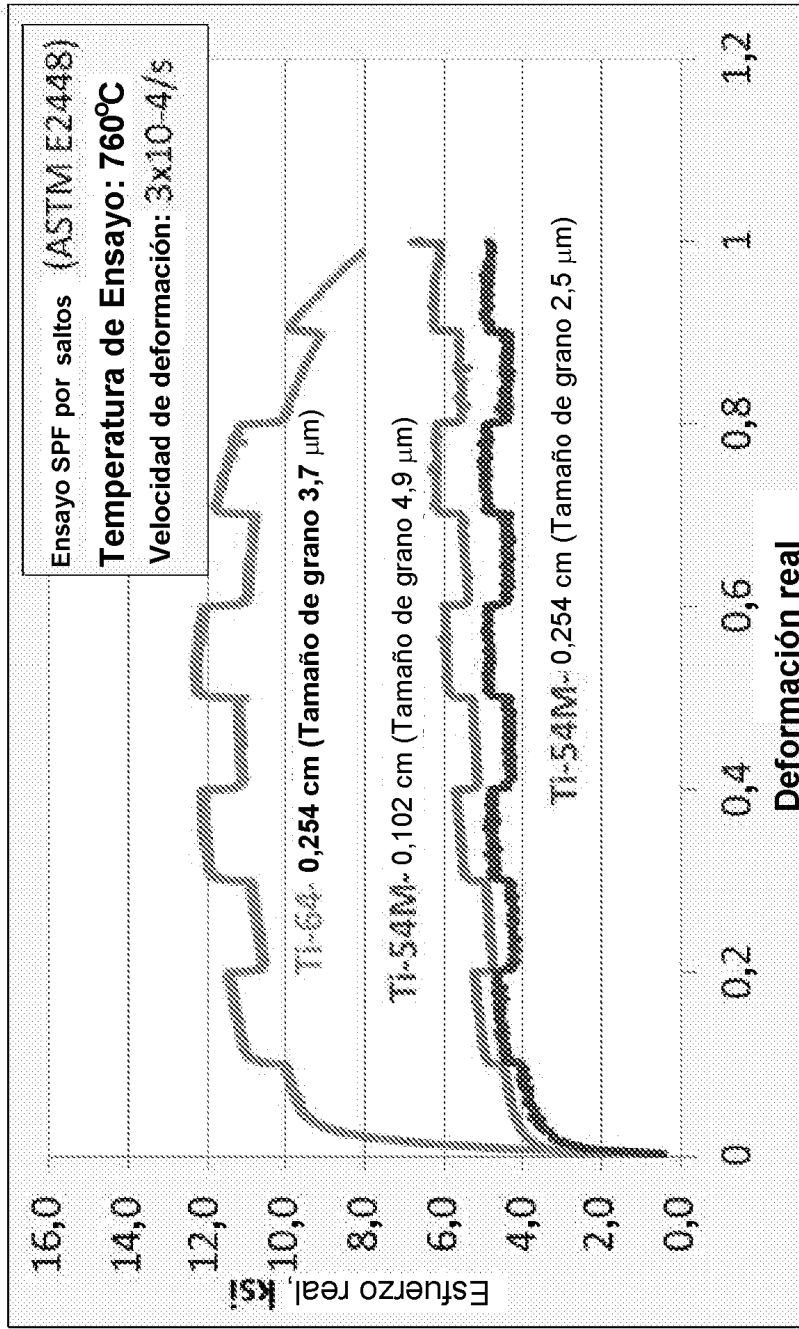


FIGURA 21

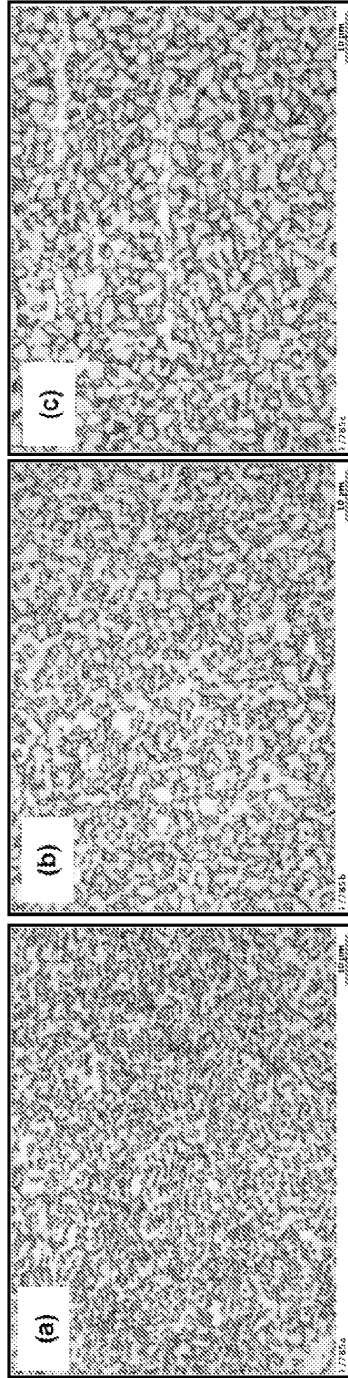


FIGURA 22C

FIGURA 22B

FIGURA 22A

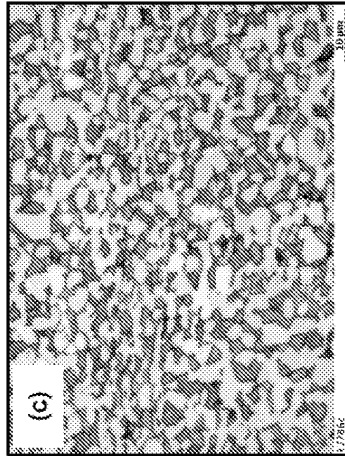


FIGURA 23C

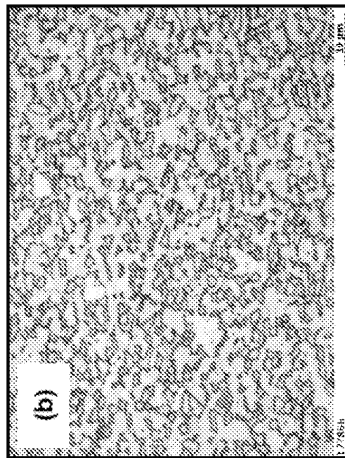


FIGURA 23B

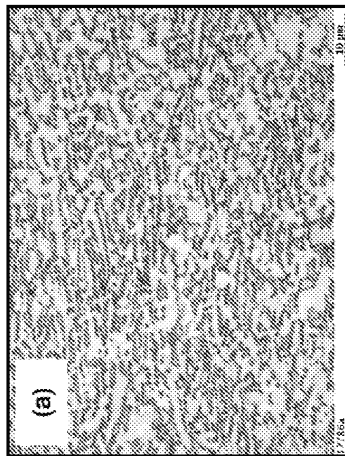


FIGURA 23A

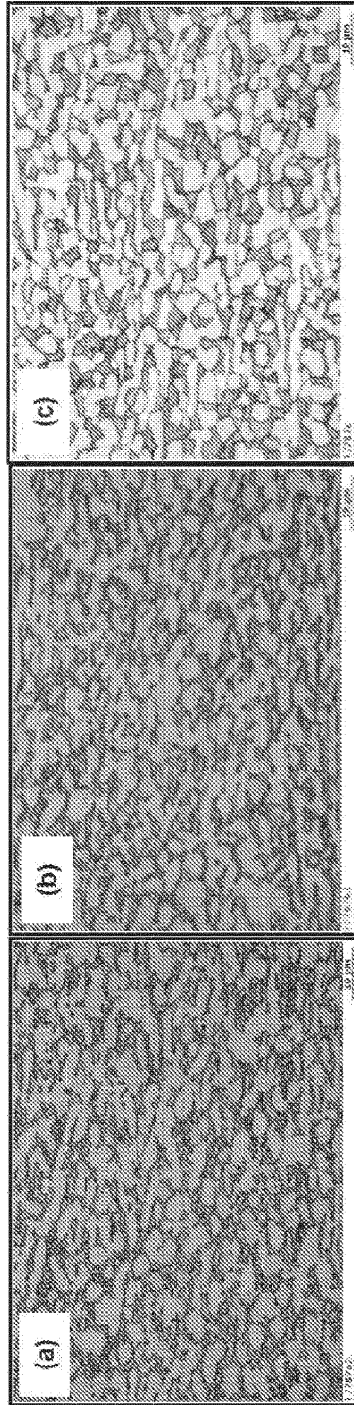


FIGURA 24C

FIGURA 24B

FIGURA 24A

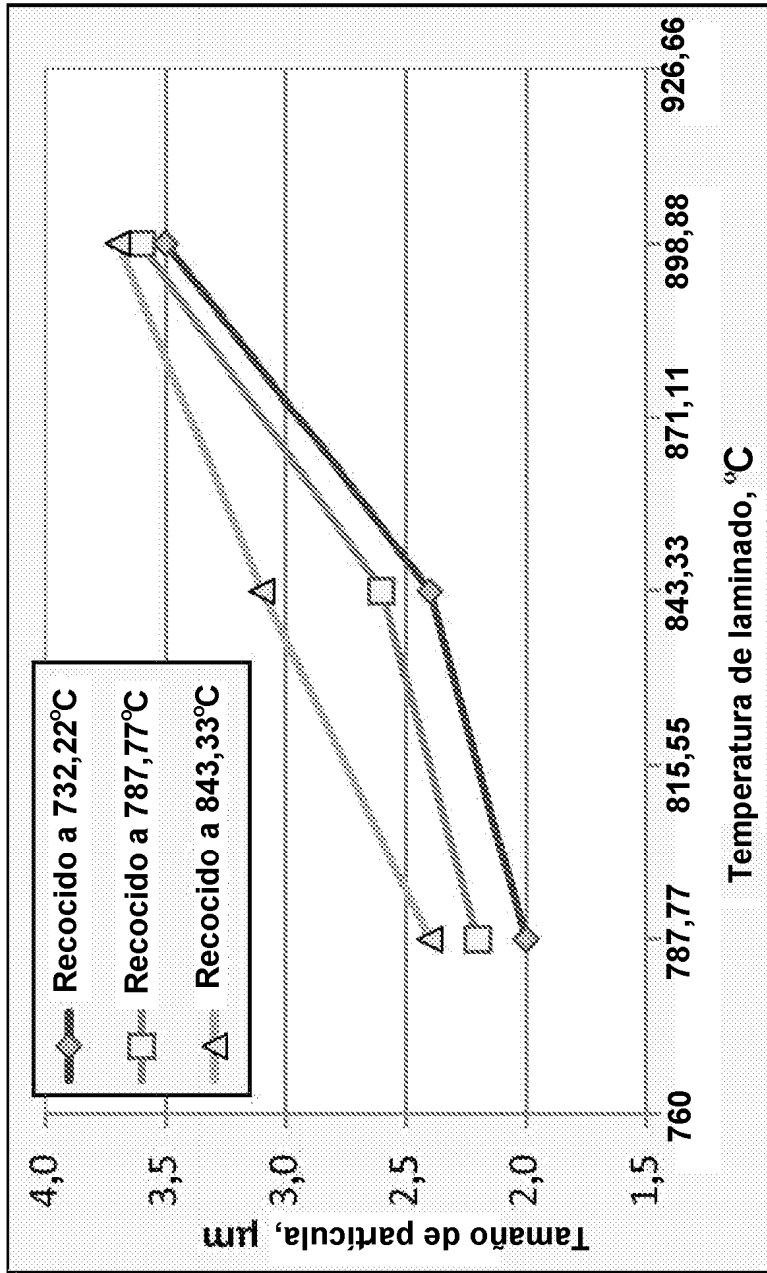


FIGURA 25

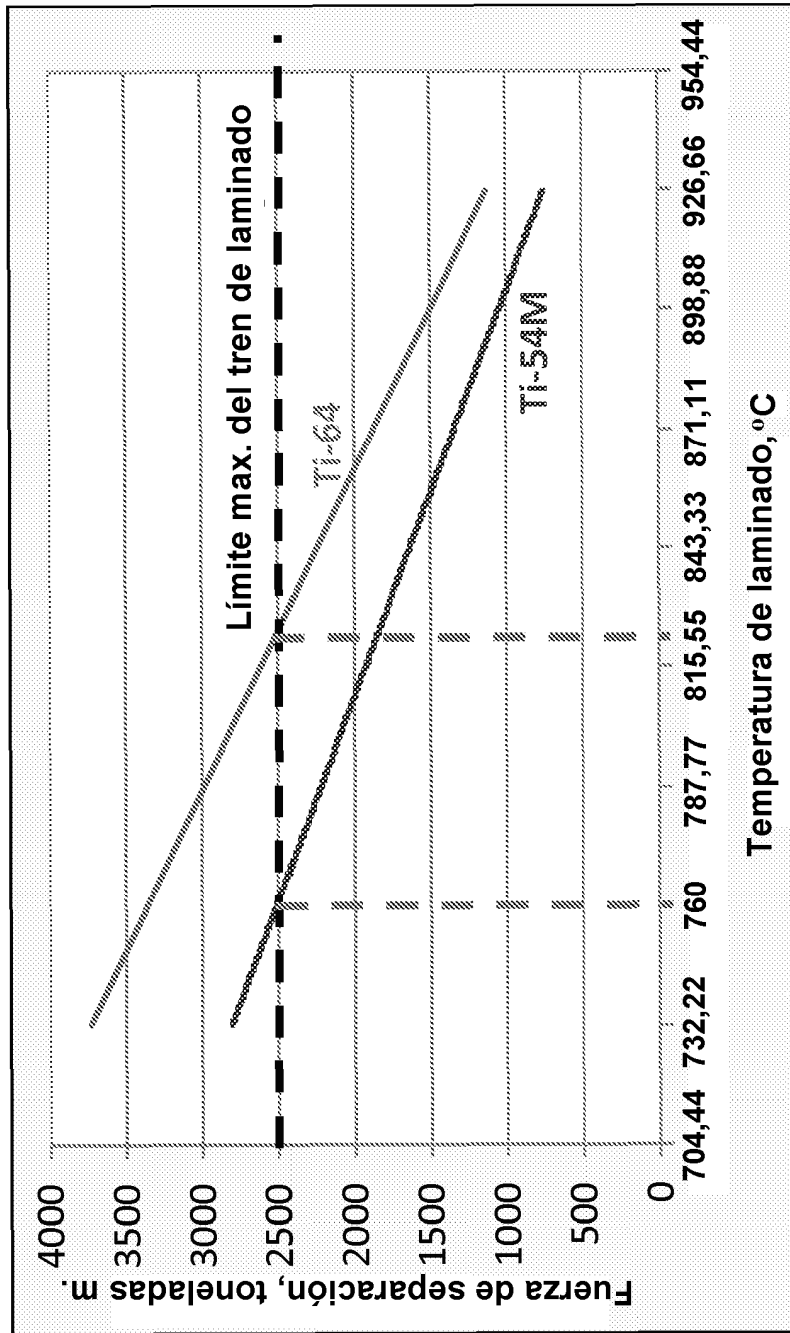


FIGURA 26