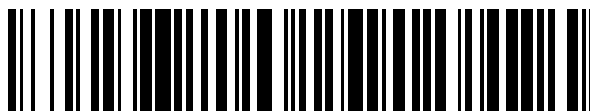


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 562 011**

51 Int. Cl.:

C22C 19/05 (2006.01)

F01D 5/00 (2006.01)

F01D 5/12 (2006.01)

C22F 1/10 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **03.05.2012 E 12166494 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.01.2016 EP 2612935**

54 Título: **Superaleación monocristalina de bajo contenido de renio para aplicaciones de palas y álabe de turbina**

30 Prioridad:

06.12.2011 US 201113311626

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

02.03.2016

73 Titular/es:

**CANNON-MUSKEGON CORPORATION (100.0%)
2875 Lincoln Street
Muskegon, Michigan 49441, US**

72 Inventor/es:

**HARRIS, KENNETH y
WAHL, JACQUELINE B.**

74 Agente/Representante:

MILTENYI, Peter

ES 2 562 011 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

Superalación monocristalina de bajo contenido de renio para aplicaciones de palas y álabes de turbina

5 Campo

[0001] Se describen superaleaciones monocristalinas basadas en níquel que presentan excelente resistencia a la fluencia a alta temperatura, mientras que tienen un contenido de renio reducido o bajo, sin afectar perjudicialmente a otras características relevantes para muchas aplicaciones aerodinámicas en motores de turbinas.

10

Antecedentes

[0002] Debido a la demanda mundial creciente de productos que habitualmente requerían cantidades sustanciales de elementos metálicos relativamente escasos, tanto la demanda como los precios de los elementos de metales
15 ratos han aumentado bruscamente. Como resultado, los fabricantes están buscando nuevas tecnologías que reduzcan o eliminen la necesidad de estos elementos metálicos.

[0003] El renio es un ejemplo de un metal verdaderamente raro que es importante para diversas industrias. Se recupera en cantidades muy pequeñas como subproducto de la producción de cobre-molibdeno y cobre. Además de
20 su alto coste, el uso de renio presenta un riesgo en la cadena de suministro con consecuencias tanto económicas como estratégicas.

[0004] El renio se ha empleado ampliamente en la producción de superaleaciones basadas en níquel usadas para colar componentes de turbina de gas monocristalinos para aviones a reacción y equipos de generación de energía.
25 Más específicamente, el renio se usa como aditivo en superaleaciones monocristalinas avanzadas para palas de turbina, álabes y segmentos de sellado, debido a su potente efecto para reducir la difusión y, por tanto, ralentizar la deformación por fluencia, particularmente a altas temperaturas (por ejemplo, por encima de 1.000 °C) durante periodos de tiempo prolongados. La resistencia a la fluencia a la temperatura está relacionada directamente con la vida útil de servicio de los componentes de la turbina de gas y el rendimiento del motor de la turbina, tal como la
30 potencia de salida, el combustible quemado y las emisiones de dióxido de carbono.

[0005] Las superaleaciones basadas en níquel típicas usadas para revestimientos monocristalinos contienen de aproximadamente 3 % de renio a aproximadamente 7 % en peso de renio. Aunque el renio se ha usado solo como un aditivo relativamente minoritario, se ha considerado crítico para las superaleaciones monocristalinas basadas en
35 níquel para inhibir la difusión y mejorar la resistencia a la fluencia a alta temperatura, lo que se añade considerablemente al coste total de estas aleaciones.

[0006] A partir del análisis anterior, debería ser evidente que sería extremadamente deseable desarrollar superaleaciones monocristalinas basadas en níquel que presenten una excelente resistencia a la fluencia a alta
40 temperatura, mientras que significativamente reduzcan la necesidad de adiciones de aleación de renio y mientras retienen otras propiedades deseables tales como ruptura por fluencia, baja resistencia a la fatiga por ciclo (LCF) y rendimiento del revestimiento para oxidación.

Resumen

45

[0007] Las superaleaciones monocristalinas basadas en níquel, de bajo contenido de renio, descritas en la presente memoria dependen, entre otras cosas, del equilibrio de los elementos metálicos refractarios (tantalio, wolframio, renio y molibdeno) a una cantidad total de aproximadamente el 18 % al 19 % en peso para conseguir buenas propiedades mecánicas de ruptura por fluencia junto con una estabilidad aceptable de las fases de la aleación,
50 incluyendo ausencia de un exceso de fases topológicas compactas (TPC) perjudiciales que son ricas en wolframio, renio y cromo mientras que sustancialmente se reduce el contenido de renio.

[0008] Se ha descubierto que una superaleación monocristalina basada en níquel de bajo contenido de renio que presenta una excelente resistencia a la fluencia a alta temperatura y otras propiedades muy adecuadas para su uso
55 en la fundición de componentes de turbina de gas puede conseguirse en una composición de aleación que consiste en de 5,60 % a 5,80 % en peso de aluminio, de 9,4 % a 9,9 % en peso de cobalto, de 4,9 % a 5,5 % en peso de cromo, de 0,08 % a 0,35 % en peso de hafnio, de 0,50 % a 0,70 % en peso de molibdeno, de 1,4 % a 1,6 % en peso de renio, de 8,1 % a 8,5 % en peso de tantalio, de 0,60 % a 0,80 % en peso de titanio, de 7,6 % a 8,0 % en peso de wolframio, y opcionalmente de 5 a 80 ppm en peso en total de lantano e itrio; de 0,02 % a 0,05 % en peso de
60 carbono; o de 40 a 100 ppm en peso de boro, siendo el resto níquel y cantidades minoritarias de elementos como impurezas inevitables, siendo la cantidad total de elementos como impurezas inevitables menor del 1 % en peso.

[0009] En el caso de ciertas realizaciones de la invención, los elementos como impurezas inevitables de la superaleación basada en níquel están presentes en cantidades máximas de 100 ppm de carbono, 0,04 % de silicio,
65 0,01 % de manganeso, 3 ppm de azufre, 30 ppm de fósforo, 30 ppm de boro, 0,10 % de niobio, 150 ppm de circonio,

0,01 % de cobre, 0,15 % de hierro, 0,10 % de vanadio, 0,10 % de rutenio, 0,15 % de platino, 0,15 % de paladio, 200 ppm de magnesio, 5 ppm de nitrógeno (generalmente en forma de un nitruro o carbonitruro metálico), 5 ppm de oxígeno (generalmente en forma de un óxido metálico estable) y otros elementos traza presentes en cantidades de aproximadamente 25 ppm o menores.

5

[0010] De acuerdo con ciertas realizaciones, los elementos traza de los elementos como impurezas inevitables en las superaleaciones basadas en níquel están presentes en cantidades máximas de 2 ppm de plata, 0,2 ppm de bismuto, 10 ppm de galio, 25 ppm de calcio, 1 ppm de plomo, 0,5 ppm de selenio, 0,2 ppm de telurio, 0,2 ppm de talio, 10 ppm de estaño, 2 ppm de antimonio, 2 ppm de arsénico, 5 ppm de cinc, 2 ppm de mercurio, 2 ppm de cadmio, 2 ppm de germanio, 2 ppm de oro, 2 ppm de indio, 20 ppm de sodio, 10 ppm de potasio, 20 ppm de bario, 30 ppm de fósforo, 2 ppm de uranio y 2 ppm de torio.

10

[0011] En ciertas realizaciones en las que se desean la resistencia a la oxidación potenciada y/o la vida potenciada del revestimiento como barrera térmica, el azufre está presente en una cantidad máxima de 0,5 ppm y el lantano y el itrio se añaden para obtener una cantidad de lantano e itrio total de 5 ppm a 80 ppm en los componentes monocristalinos colados a partir de la aleación.

15

[0012] De acuerdo con ciertas realizaciones para aplicaciones monocristalinas de turbina de gas industrial (IGT) grandes en las que se desean resistencias al límite de ángulo bajo (LAB) de hasta 12 grados, se añade carbono en una cantidad de 0,02 % a 0,05 %, y se añade boro en una cantidad de 40 ppm a 100 ppm.

20

[0013] De acuerdo con ciertas realizaciones, la aleación tienen una densidad que es de 8,90 gms/cc o menor tal como 8,85 gms/cc (kg/dm^3) a temperatura ambiente.

25 Breve descripción de los dibujos

[0014] Las Figuras 1A, 1B y 1C son micrografías ópticas de fundiciones realizadas a partir de las aleaciones descritas (LA-11825, CMSX®-8, barra de ensayo n.º N926, solubilizada + 2050 °F/4 horas, área calibrada).

30

[0015] Las Figuras 2A, 2B y 2C son micrografías electrónicas de barrido de fundiciones preparadas usando las aleaciones descritas (LA-11825, CMSX®-8, barra de ensayo n.º N926, solubilizada + 2050 °F/4 horas, área calibrada).

35

[0016] Las Figuras 3 y 4 son diagramas de tensión-ruptura de Larson-Miller y tensión-1,0 % de fluencia que muestran que las aleaciones descritas en la presente memoria tienen propiedades similares a la superaleación monocristalina basada en níquel CMSX-4® avanzada que tiene un contenido de renio sustancialmente mayor, hasta 1900 °F (1040 °C).

40

[0017] Las Figuras 5A, 5B y 5C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A925, 1562 °F/94,4 ksi/211,9 horas, área de fractura).

45

[0018] Las Figuras 6A, 6B y 6C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A925, 1562 °F/94,4 ksi/211,9 horas, área de fractura).

50

[0019] Las Figuras 7A, 7B y 7C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A925, 1562 °F/94,4 ksi/211,9 horas, área calibrada).

55

[0020] Las Figuras 8A, 8B y 8C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A925, 1562 °F/94,4 ksi/211,9 horas, área calibrada).

60

[0021] Las Figuras 9A, 9B y 9C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º E926, 1800 °F/36 ksi/246,7 horas, área de fractura).

65

[0022] Las Figuras 10A, 10B y 10C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las

aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no había fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º E926, 1800 °F/36 ksi/246,7 horas, área de fractura).

5 **[0023]** Las Figuras 11A, 11B y 11C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena, y que no había fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º E926, 1800 °F/36 ksi/246,7 horas, área calibrada).

10 **[0024]** Las Figuras 12A, 12B y 12C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no había fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º E926, 1800 °F/36 ksi/246,7 horas, área calibrada).

15 **[0025]** Las Figuras 13A, 13B y 13C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no había fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º L926, 2050 °F/15 ksi/285,4 horas, área de fractura).

20 **[0026]** Las Figuras 14A, 14B y 14C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º L926, 2050 °F/15 ksi/285,4 horas, área de fractura).

25 **[0027]** Las Figuras 15A, 15B y 15C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena, y que no hay fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º L926, 2050 °F/15 ksi/285,4 horas, área calibrada).

30 **[0028]** Las Figuras 16A, 16B y 16C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no había fases TCP detectables (LA-11848, CMSX®-8, barra de ensayo n.º L926, 2050 °F/15 ksi/285,4 horas, área calibrada).

35 **[0029]** Las Figuras 17A, 17B y 17C son micrografías ópticas que muestran solubilización y/u homogeneización adecuadas de una fundición de aleación que usa un ciclo de tratamiento térmico acortado (LA-11862, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A926, solubilizada a 2408 °F/8 horas, longitudinal).

40 **[0030]** La Figura 18 es un gráfico de tensión-ruptura de Larson-Miller que muestra las propiedades de vida útil de tensión-ruptura sorprendentemente buenas de fundiciones de barras de ensayo monocristalinas y palas de turbina preparadas a partir de las aleaciones descritas.

45 **[0031]** Las Figuras 19A, 19B y 19C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena, y que no había fases TCP detectables (LA-11890, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A926, 2050 °F/15 ksi (1121 °C/103 MPa)/271,8 horas, área calibrada).

50 **[0032]** Las Figuras 20A, 20B y 20C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que no había fases TCP detectables (LA-11890, CMSX®-8, barra de ensayo n.º A926, 2050 °F/15 ksi (1121 °C/103 MPa)/271,8 horas, área calibrada).

55 **[0033]** La Figura 21 es un dibujo en sección transversal de una fundición de pala de turbina sólida monocristalina a partir de una aleación como se describe en la presente memoria que tiene facilidad de mecanizar muestras tanto de mini-barras como estructuras mini-planas para el ensayo de tensión-ruptura de mecanizado a partir de pala (MFB).

60 **[0034]** Las Figuras 22A, 22B y 22C son micrografías ópticas que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de las fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que había fases TCP apenas detectables (agujas) (LA-11895, CMSX®-8, barra de ensayo n.º R926, 2000 °F (1093 °C/83 MPa)/12 ksi/1979,9 horas, área calibrada).

[0035] Las Figuras 23A, 23B y 23C son micrografías electrónicas de barrido que demuestran que la estabilidad de las fases después del ensayo de fundiciones de barra de ensayo monocristalina preparadas usando las aleaciones descritas es sorprendentemente buena y que había fases TCP apenas detectables (agujas) (LA-11895, CMSX®-8, barra de ensayo n.º R926, 2000 °F (1093 °C/83 MPa)/12 ksi/1979,9 horas, área calibrada).

Descripción detallada

[0036] Las superaleaciones basadas en níquel de bajo contenido de renio para fundición monocristalina descritas en la presente memoria se designarán como aleaciones "CMSX®-8" y se denominarán tal cual en la presente memoria.

5 El término "CMS" es una marca comercial registrada de Cannon-Muskegon Corporation para su uso en relación con la comercialización de una familia de superaleaciones monocristalinas basadas en níquel (SX).

[0037] A menos que se indique de otra manera en la presente memoria, todas las cantidades de elementos se dan como un porcentaje en peso o en partes por millón (ppm) en peso basadas en el peso completo de la composición de aleación.

[0038] Se han desarrollado superaleaciones y fundiciones monocristalinas que presentan una serie de propiedades destacadas incluyendo resistencia a la fluencia a alta temperatura, larga vida de fatiga, resistencia a la oxidación y la corrosión y reforzamiento en solución sólida, con propiedades de fundición deseadas con bajas tasas de rechazo y estabilidad de fases, entre otras. Aunque es posible optimizar un único aditivo para una propiedad particular, los efectos sobre otras propiedades a menudo son extremadamente impredecibles. En general, las relaciones entre las diversas propiedades y los diversos componentes elementales son extremadamente complejas e impredecibles, de manera que es sorprendente cuando puede hacerse un cambio sustancial en la composición sin afectar perjudicialmente al menos a ciertas propiedades esenciales.

[0039] Con las realizaciones descritas en la presente memoria, los elementos metálicos refractarios (tantalio, wolframio, renio y molibdeno) (Tabla 1) se mantuvieron en una cantidad total de aproximadamente 18 % a aproximadamente 19 % en peso, mientras se equilibraban las cantidades de los elementos refractarios para conseguir buenas propiedades mecánicas de ruptura por fluencia junto con una estabilidad aceptable de las fases de aleación (ausencia de un exceso de fases topológicas compactas (TCP) perjudiciales – normalmente wolframio, renio y cromo ricos en este tipo de aleación). Las cantidades de cromo y cobalto se dirigen en consecuencia a asegurar esta estabilidad de fases requerida. El alto contenido de tantalio a aproximadamente el 8 % se diseña para dar una buena capacidad de fundición monocristalina y ausencia de defectos tipo "pecas" y junto con un 5,7 % de aluminio y un 0,7 % de titanio, una fracción en volumen γ' apropiada a aproximadamente el 70 % y un bajo desajuste negativo γ/γ' para resistencia a la fluencia a alta temperatura y una densidad a temperatura ambiente aceptable de 8,85 gms/cc (kg/dm³). La densidad de CMSX-4® es 8,70 gms/cc (kg/dm³) y PWA 1484 es 8,95 gms/cc (kg/dm³). El aluminio, el tantalio y el titanio se dirigen a la consecución de una fracción en volumen γ' (Vf) junto con un bajo contenido de molibdeno para buenas propiedades de oxidación a alta temperatura. Se requiere una pequeña adición de hafnio para conseguir una vida útil del revestimiento a altas temperaturas.

[0040] En la Tabla 1 se muestra la composición química típica para las aleaciones descritas y reivindicadas en la presente memoria. Sin embargo hay ciertas variaciones mínimas. En primer lugar, para conseguir una resistencia a la oxidación potenciada y/o una vida útil potenciada del revestimiento como barrera térmica, es deseable añadir lantano y/o itrio en cantidades tales que el total de lantano e itrio se dirige a proporcionar de 5 a 80 ppm en las colocadas monocristalinas preparadas a partir de las aleaciones. Como otra variación, en el caso de aplicaciones monocristalinas para turbinas de gas industriales (IGT) grandes donde se proporciona un reforzamiento del límite de ángulo bajo (LAB) de hasta 12 grados, las adiciones de carbono y boro se dirigen en el intervalo de 0,02 % a 0,05 % y 40-100 ppm, respectivamente.

45 **[0041]** Tabla 1

ESPECIFICACIONES QUÍMICAS (% en peso/ppm) DE LA ALEACIÓN CMSX®-8

• Aplicaciones para motor de avión

50 C	100 ppm	Ta	8,1-8,5
Si	0,04 % Máx	Ti	0,60 - 0,80
Mn	0,01 % Máx	W	7,6 - 8,0
S	3 ppm Máx	Zr	150 ppm Máx
Al	5,60 - 5,85	Cu	0,01 % Máx
B	30 ppm Máx	Fe	0,15 % Máx
Cb (Nb)	0,10 % Máx	V	0,10 % Máx
Co	9,4 - 9,9	Ru	0,10 % Máx
Cr	4,9 - 5,5	Pt	0,15 % Máx
Hf	0,08 - 0,35	Pd	0,15 % Máx
Mo	0,50 - 0,70	Mg	200 ppm Máx
Ni	Resto	[N]	5 ppm Máx

ES 2 562 011 T3

Re 1,4-1,6 [O] 5 ppm Máx

• Resistencia a la oxidación/revestimiento potenciados y vida útil del revestimiento como barrera térmica (TBC)

S 0,5 ppm máx

La + Y 5 - 80 ppm (en las fundiciones SX).

5 • Aplicaciones de Turbina de Gas Industrial (IGT) SX

Límite de ángulo bajo (LAB) reforzado hasta 12°.

C 0,05 % Máx

B 100 ppm Máx

CONTROLES DE ELEMENTOS TRAZA - TODAS LAS APLICACIONES

Ag	2 ppm Máx	Hg	2 ppm Máx
Bi	0,2 ppm Máx	Cd	2 ppm Máx
Ga	10 ppm Máx	Ge	2 ppm Máx
Ca	25 ppm Máx	Au	2 ppm Máx
Pb	1 ppm Máx	In	2 ppm Máx
Se	0,5 ppm Máx	Na	20 ppm Máx
Te	0,2 ppm Máx	K	10 ppm Máx
Ti	0,2 ppm Máx	Ba	10 ppm Máx
Sn	10 ppm Máx	P	30 ppm Máx
Sb	2 ppm Máx	U	2 ppm Máx
As	2 ppm Máx	Th	2 ppm Máx
Zn	5 ppm Máx		

Densidad: 8,85 gms/cc (kg/dm³)

10

[0042] La invención se describirá a continuación con respecto a ciertas realizaciones ilustrativas que facilitarán una mejor comprensión de la misma.

[0043] Una hornada inicial de 470 lb de aleación CMSX®-8 100 % virgen se fundió en mayo de 2011 en el horno CMV-5 Consarc VIM usando una composición química objetivo para CM KH 04/20/11 (CM CRMP n.º 81-1708 Cuestión 1). En la Tabla 2 se muestra la composición química de la hornada (5V0460).

[0044] Se colaron dos moldes (n.º 925 y 926) de barras de ensayo SX NMS DL-10 para los parámetros de fundición CMSX-4® mediante la Rolls-Royce Corporation (SCFO). El rendimiento de barra de ensayo DL-10 con 23 fundiciones completamente aceptables de un total de 24 fue excelente.

[0045] Estas barras de ensayo DL-10 se solubilizaron/homogeneizaron y se trataron térmicamente con doble envejecimiento en Cannon-Muskegon Corporation como sigue - basándose en el trabajo previo con un precursor similar a la familia de aleaciones denominada CMSX®-7.

25

[0046] Solubilización y homogeneización

[0047] • 2 horas / 2340 °F (1282 °C) + 2 horas / 2360 °F (1293 °C)

30 **[0048]** + 4 horas / 2380 °F (1304 °C) + 4 horas / 2390 °F (1310 °C)

[0049] + 12 horas / 2400 °F (1316 °C) AC (enfriamiento con aire) - rampa de 1 °F / min. entre las etapas

[0050] +

35

[0051] • Tratamiento térmico con doble envejecimiento

[0052] 4 horas / 2050 °F (1121 °C) AC + 20 horas / 1600 °F (871 °C) AC

40 **[0053]** La consecución de una buena microestructura es evidente en las Figuras 1-2 - solubilización γ' completa, poco eutéctico γ/γ' restante, sin fusión incipiente y aproximadamente 0,45 μg cúbico promedio, γ' alineado, indicando

un desajuste γ/γ' y una química interfacial γ/γ' apropiados después de 4 h /2050 °F (1121 °C) de envejecimiento a alta temperatura.

- [0054]** Las muestras para ruptura por fluencia y tensión se rectificaron a baja tensión y ensayaron por Joliet Metallurgical Labs, mostrándose en la Tabla 3 los resultados hasta la fecha. La tensión-ruptura de Larson-Miller y tensión-1,0 % de fluencia (Figuras 3 y 4) muestran que CMSX®-8 tenía propiedades similares y sorprendentemente buenas de resistencia a la fluencia / vida útil para tensión-ruptura que la aleación CMSX-4® (3 % de Re) hasta aproximadamente 1850 °F - 1900 °F (1010 - 1038 °C), cayendo a 2050 °F (1121 °C) debido a su ahorro de costes con un menor contenido de Re (1,5 %). Todas estas propiedades son significativamente mayores que en las aleaciones Rene' N-5 (3 % de Re) y Rene' N-515 (Re bajo) (JOM, Volumen 62, Cuestión 1, págs. 55-57).

[0055] Tabla 2

HORNADA N.º 5V0460 CMSX®-8 – COMPOSICIÓN QUÍMICA 100 % VIRGEN (PESO ppm / %)

15

C	9 ppm	Cu	<0,001
Si	<0,02	Fe	0,010
Mn	<,001	V	<0,005
S	1 ppm	Ru	<0,01
Al	5,72	Pt	<0,001
B	< 20 ppm	Pd	<0,001
Cb(Nb)	<0,05	Mg	< 100 ppm
Co	9,7	[N]	2 ppm
Cr	5,4	[O]	2 ppm
Hf	0,30	Y	<0,001
Mo	0,59	La	<0,001
Ni	Resto	Ce	<0,002
Re	1,5		
Ta	8,3		
Ti	0,71		
W	7,8		
Zr	< 10 ppm		
		Ag	< 0,4 ppm
		Bi	< 0,2 ppm
		Ga	< 10 ppm
		Ca	< 25 ppm
		Pb	< 0,5 ppm
		Se	< 0,5 ppm
		Te	< 0,2 ppm
		Tl	< 0,2 ppm
		Sn	< 2 ppm
		Sb	< 1 ppm
		As	< 1 ppm
		Zn	< 1 ppm
		Hg	< 2 ppm
		Cd	< 0,2 ppm
		Ge	<1 ppm
		Au	< 0,5 ppm
		In	< 0,2 ppm
		Na	< 10 ppm
		K	< 5 ppm
		Ba	<10 ppm

P	6 ppm
U	< 0,5 ppm
Th	< 1 ppm

[0056] Tabla 3**Hornada CMSX®-8-5V0460**

- 5 Moldes 925/926 - RR SCFO [Indy] - LA 11832 (Joliet/ CM 366)
Completamente Tratada con Calor – Solución + Doble Envejecimiento [DL-10s]

Ruptura por fluencia

Condición del Ensayo	ID	Vida hasta Ruptura, h	% Alargamiento	% RA	1 % Fluencia	2 % Fluencia
1562 °F/94,4 ksi [850 °C/651 MPa]	A925 B926	211,9 157,1	17,5 16,4	21,5 22,8	7,3 2,3	39,1 23,2
1600 °F/65,0 ksi [871 °C/448 MPa]	B925 C926	1072,0 983,5	27,4 26,8	33,5 33,0	482,8 407,8	631,5 536,4
1800 °F/36,0 ksi [982 °C/248 MPa]	C925 E926	200,2 246,7	35,0 44,6	43,3 46,0	109,7 120,0	125,1 140,1
1850 °F/38,0 ksi [1010 °C/262 MPa]	E925 H926	86,0 65,9	37,2 41,4	38,6 44,0	39,7 28,6	46,6 35,6
1900 °F/25,0 ksi 1038 °C/172 MPa]	H925 J926	214,7 199,6	38,6 33,2	39,4 39,5	82,0 65,3	105,0 93,7
1904 °F/21,0 ksi [1040 °C/145 MPa]	J925 K926	362,4 359,1	30,0 33,1	37,5 34,8	141,3 164,2	182,6 194,6
1950 °F/18,0 ksi [1066 °C/124 MPa]	L925 M926	481,1 449,6	31,4 40,0	34,9 38,9	194,1 166,1	246,1 211,5

Ruptura por tensión

Condición del Ensayo	ID	Vida hasta Ruptura, h	% Alargamiento (4D)	% RA
2000 °F/12,0 ksi [1093°/83 MPa]	N925 R926	1983,2 1979,9	13,0 24,8	37,9 33,0
2050 °F/15,0 ksi [1121°/103 MPa]	R925 L926	275,5 285,4	24,5 22,9	38,3 40,4

Tratamiento Térmico Alternativo (Tmáx 2408 °F)

1800 °F/36,0 ksi [982 °C/248 MPa]	D925	249,0	43,1	44,0	114,5	134,8
2050 °F/15,0 ksi [1121°/103 MPa]	A926	271,8	13,6	38,1		

10

[0057] La estabilidad de fases es sorprendentemente buena, siendo las fases TCP absolutamente insignificantes en las barras para ruptura por fluencia/tensión después del ensayo examinadas hasta la fecha (Figuras 5-16 inclusive y 22-23 inclusive).

- 15 **[0058]** El trabajo reciente ha mostrado que es posible solubilizar/homogeneizar adecuadamente por tratamiento térmico de una barra de ensayo monocristalina en la aleación (Figura 17), usando un ciclo acortado ~ 2 horas / 2365 °F (1296 °C) + 2 horas / 2385 °F (1307 °C) + 2 horas / 2395 °F (1313 °C) + 2 horas / 2403 °F (1317 °C) + 8 horas / 2408 °F (1320 °C) AC (8 horas más corto). Las propiedades limitadas de ruptura por fluencia/tensión en condiciones críticas usando este tratamiento térmico de solubilización/homogenización más corto muestran

resultados muy similares a la condición de tratamiento térmico en solución original (Tablas 3 y 4) y buena estabilidad de fases [sin fases TCP] (Figuras 19 y 20).

[0059] Los ensayos de dinámica del dispositivo quemador, oxidación cíclica y corrosión en caliente (sulfuración) se programan actualmente en una empresa importante de motores de turbina.

[0060] En la Tabla 4 se presentan los datos de ruptura por fluencia/tensión para muestras de ensayo completamente tratadas con colar solubilizadas/homogeneizadas y con doble envejecimiento (DL-10s) para las aleaciones descritas.

10 **[0061]** Tabla 4

Hornada CMSX®-8-5V0460

Hornada 5V0460 - Molde 54275 - Palas de Turbina Sólida HP2 RR SCFO [Indy] - LA 11865 (Joliet 9220/CM-373)
Completamente Tratado con Calor - Solución + Doble Envejecimiento - 2050 °F envejecimiento primario

15

Ruptura por Tensión MFB Mini Barras [calibre Ø 0,070"] (LLE)

Condición del Ensayo	ID	Vida hasta Ruptura, h	% Alargamiento (4D)	% RA
1562 °F/94,4 ksi	54275A-B	449,0	16,3	18,7
[850 °C/651 MPa]	54275B-B	359,8	18,7	19,9
1800 °F/36,0 ksi	54275E-B	223,4	43,1	45,6
[982 °C/248 MPa]	54275H-B	219,1	45,1	46,9
1850 °F/38,0 ksi	54275I-B	74,2	46,2	47,8
[1010 °C/262 MPa]	54275J-B	76,7	39,2	43,8
1900 °F/25,0 ksi	54275K-B	181,8	41,2	48,5
[1038 °C/172 MPa]	54275L-B	190,8	41,8	38,9
1904 °F/21,0 ksi	54275R-B	354,0	43,9	40,2
[1040 °C/45 MPa]	54275O-B	599,3	39,2	45,7
1950 °F/18,0 ksi	54275T-B	410,1	27,9	48,8
[1066 °C/124 MPa]	54275U-B	420,6	39,1	41,1
2050 °F/15,0 ksi	54275X-B	287,5	26,3	32,7
[1121 °C/103 MPa]	54275Y-B	205,8	22,7	25,1

Estructuras MFB Mini Planas [Espesor calibrado 0,020"] (LTE)

Condición de Ensayo	ID	Vida hasta Ruptura, h	% Alargamiento
1800 °F/30,0 ksi	54275A-F	490,7	41,1
[982 °C/207 MPa]	54275B-F	446,0	28,8
	54275E-F	437,5	24,2
	54275H-F	381,9	31,6
1904 °F/21,0 ksi	54275I-F	404,0	36,4
[1040 °C/145 MPa]	54275J-F	325,1	28,6
	54275K-F	312,1	24,5
	54275L-F	341,1	26,6

20 **[0062]** El ensayo de ruptura por tensión de barras mini-planas se realizó en 10 palas de turbina sólidas monocristalinas (Figura 21) fundiciones a partir de aleaciones como se describe en la presente memoria que tienen facilidad para el mecanizado de 15 muestras de mini-barras y 20 muestras de estructuras mini-planas.

25 **[0063]** Un gráfico de tensión-ruptura de Larson-Miller (Figura 18) muestra que la aleación CMSX®-8 sorprendentemente tiene buenas propiedades de vida útil para ruptura por tensión, a partir de muestras mini-planas mecanizadas a partir de pala (MFB) (espesor calibrado 0,020" (0,508 mm)), que son parecidas a las de una aleación CMSX-4®.

REIVINDICACIONES

1. Un superaleación basada en níquel para fundición monocristalina, que consta de:

- 5 de 5,60 % a 5,80 % en peso de aluminio,
de 9,4 % a 9,9 % en peso de cobalto,
de 4,9 % a 5,5 % en peso de cromo,
de 0,08 % a 0,35 % en peso de hafnio,
de 0,50 % a 0,70 % en peso de molibdeno,
- 10 de 1,4 % a 1,6 % en peso de renio,
de 8,1 % a 8,5 % en peso de tantalio,
de 0,60 % a 0,80 % en peso de titanio,
de 7,6 % a 8,0 % en peso de wolframio, y
opcionalmente, de 5 a 80 ppm en peso total de lantano e itrio;
- 15 de 0,02 % a 0,05 % en peso de carbono;
de 40 a 100 ppm en peso de boro,

siendo el resto níquel y cantidades minoritarias de elementos como impurezas inevitables, siendo la cantidad total de elementos como impurezas inevitables de aproximadamente el 1% o menos.

- 20 2. Una superaleación basada en níquel para fundición monocristalina de acuerdo con la reivindicación 1, en la que los elementos como impurezas inevitables están presentes en cantidades máximas de 100 ppm de carbono, 0,04 % de silicio, 0,01 % de manganeso, 3 ppm de azufre, 30 ppm de fósforo, 30 ppm de boro, 0,10 % de niobio, 150 ppm de circonio, 0,01 % de cobre, 0,15 % de hierro, 0,10 % de vanadio, 0,10 % de rutenio, 0,15 % de platino, 0,15 % de
- 25 paladio, 200 ppm de magnesio, 5 ppm de nitrógeno, 5 ppm de oxígeno y otros elementos traza presentes en cantidades de aproximadamente 25 ppm o menos.

- 3. Una superaleación basada en níquel para fundición monocristalina de acuerdo con la reivindicación 2, en la que los elementos traza están presentes en cantidades máximas de 2 ppm de plata, 0,2 ppm de bismuto, 10 ppm de
- 30 galio, 25 ppm de calcio, 1 ppm de plomo, 0,5 ppm de selenio, 0,2 ppm de telurio, 0,2 ppm de talio, 10 ppm de estaño, 2 ppm de antimonio, 2 ppm de arsénico, 5 ppm de cinc, 2 ppm de mercurio, 2 ppm de cadmio, 2 ppm de germanio, 2 ppm de oro, 2 ppm de indio, 20 ppm de sodio, 10 ppm de potasio, 20 ppm de bario, 30 ppm de fósforo, 2 ppm de uranio y 2 ppm de torio.

- 35 4. Una superaleación basada en níquel para fundición monocristalina de acuerdo con la reivindicación 1, en la que el azufre está presente como máximo a 0,5 ppm, y se añaden lantano y/o itrio y en una cantidad dirigida a conseguir de 5 ppm a 80 ppm de lantano e itrio total en una fundición monocristalina.

- 5. Una superaleación basada en níquel para fundición monocristalina de acuerdo con la reivindicación 1, en la que el
- 40 carbono está presente en una cantidad de 0,02 % a 0,05 %, y el boro está presente en una cantidad de 40 ppm a 100 ppm.

- 6. Una superaleación basada en níquel para fundición monocristalina de acuerdo con la reivindicación 1, que tiene una densidad de 8,90 gms/cc (kg/dm³) o menor.

- 45 7. Una superaleación basada en níquel para fundición monocristalina de acuerdo con la reivindicación 1, que tiene una densidad de 8,85 gms/cc (kg/dm³).

- 8. Un componente monocristalino colado a partir de una aleación de acuerdo con la reivindicación 1.

- 50 9. Un componente monocristalino de acuerdo con la reivindicación 8 que es un componente de turbina de gas.

- 10. Un componente monocristalino de acuerdo con la reivindicación 8 que es una pala de turbina, una álabe o un segmento de sellado para una turbina de gas.

55

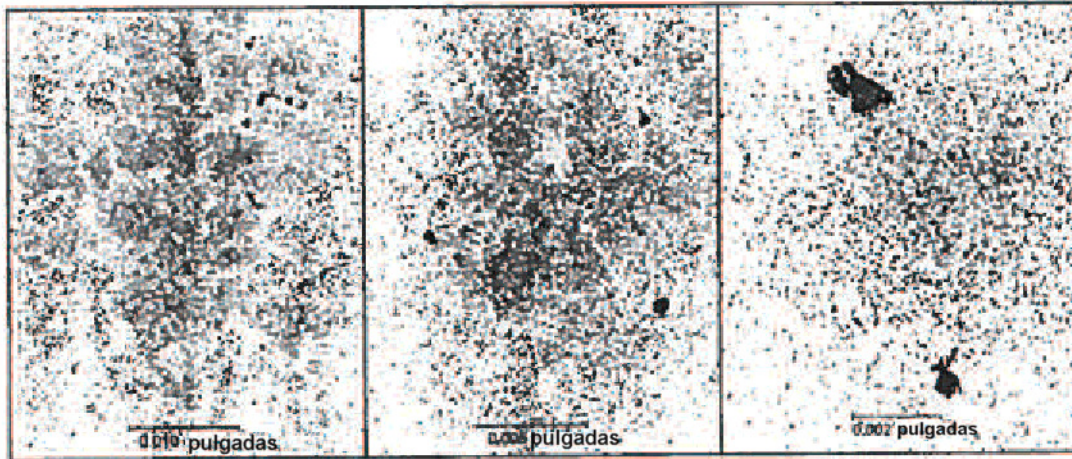


FIG. 1A

FIG. 1B

FIG. 1C

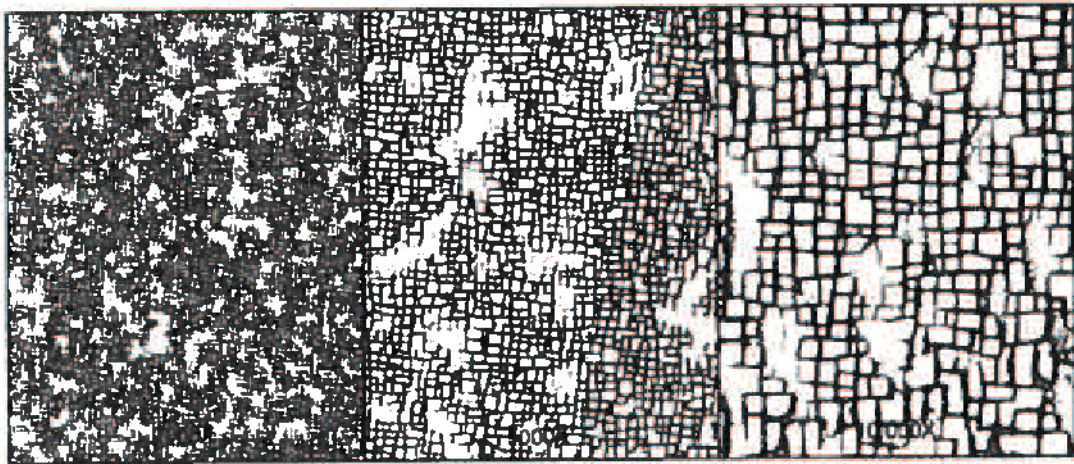


FIG. 2A

FIG. 2B

FIG. 2C

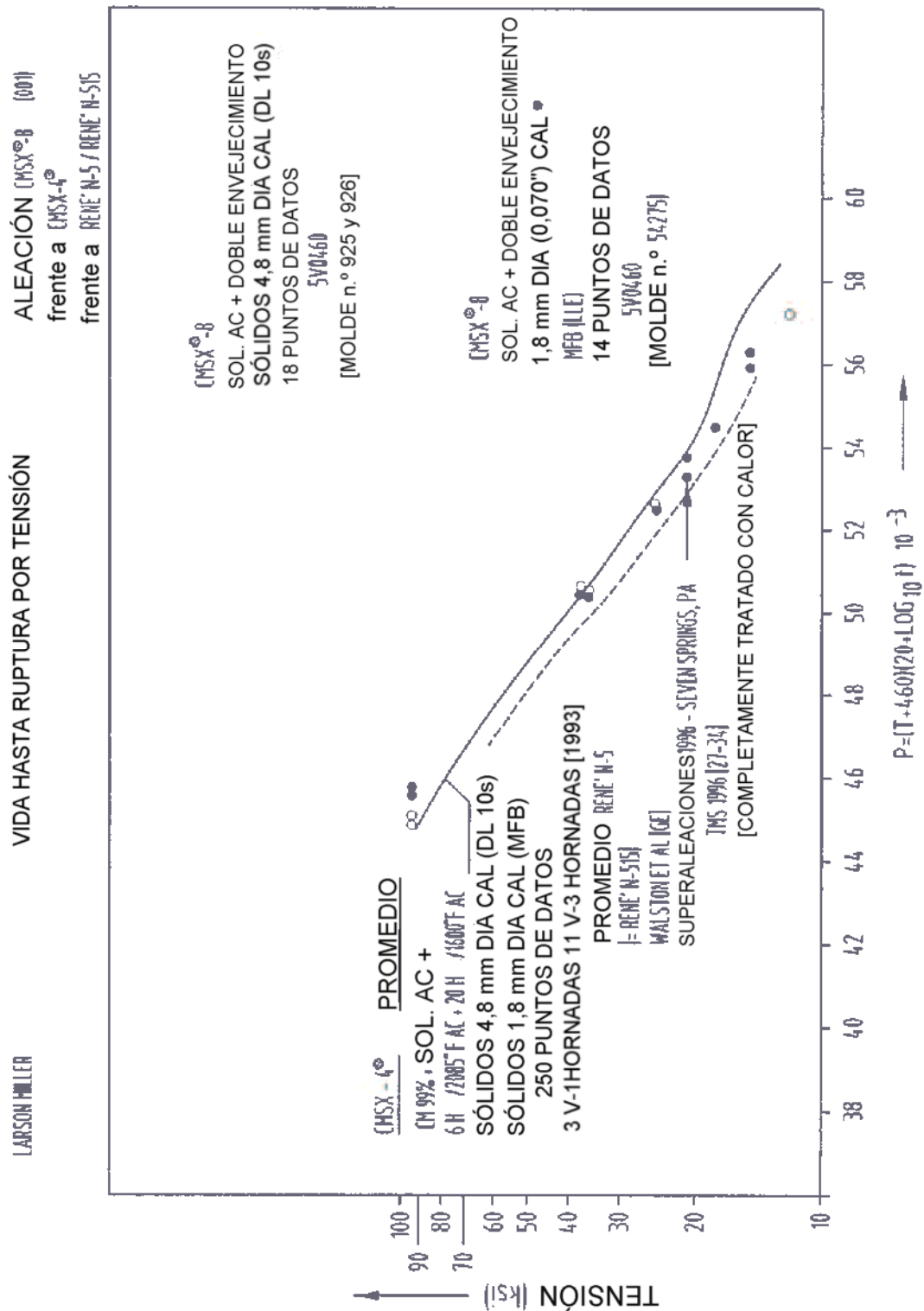


FIG. 3

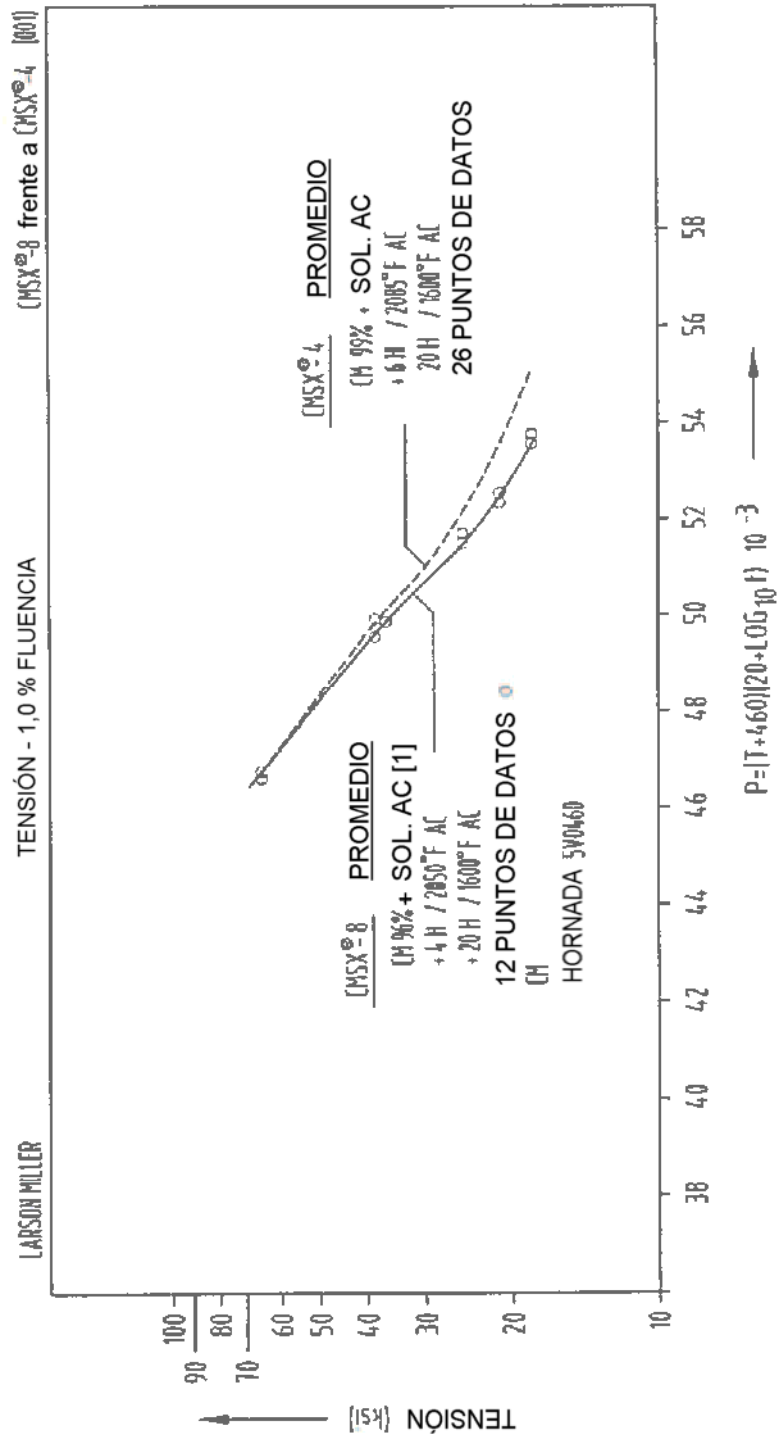


FIG. 4

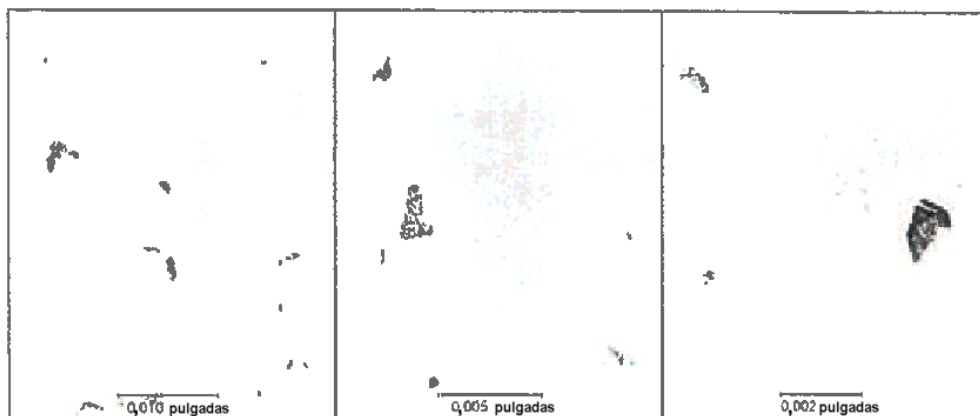


FIG. 5A

FIG. 5B

FIG. 5C

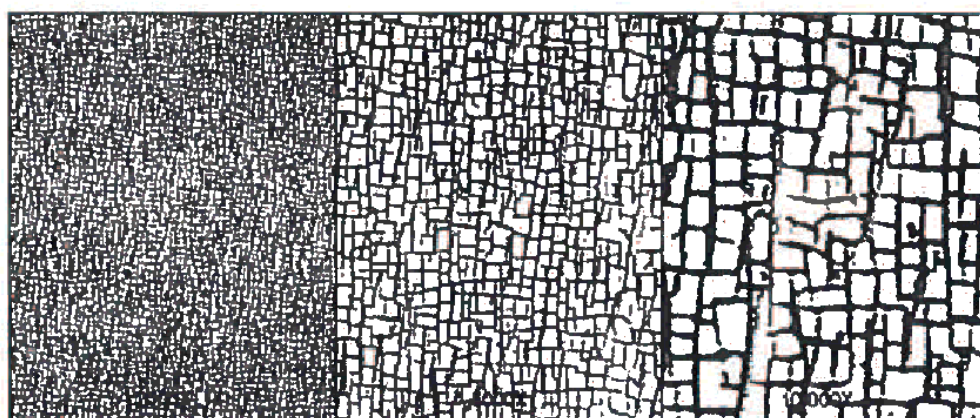


FIG. 6A

FIG. 6B

FIG. 6C

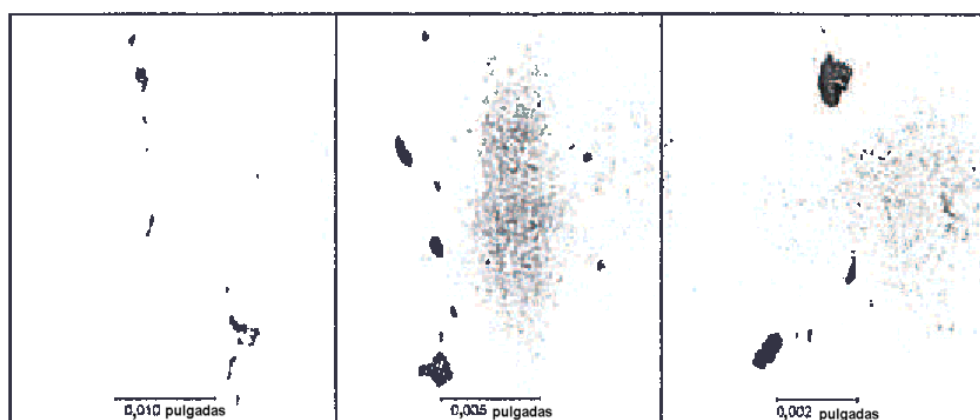


FIG. 7A

FIG. 7B

FIG. 7C

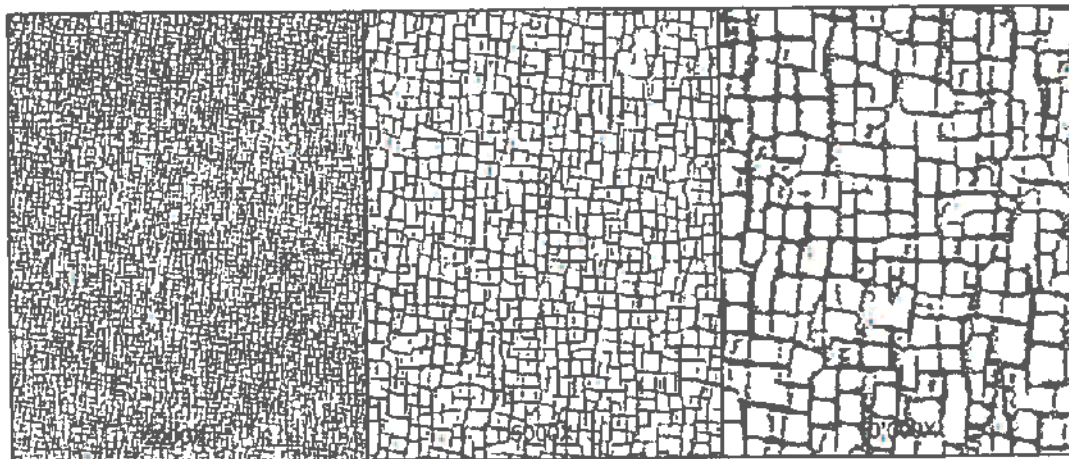


FIG. 8A

FIG. 8B

FIG. 8C

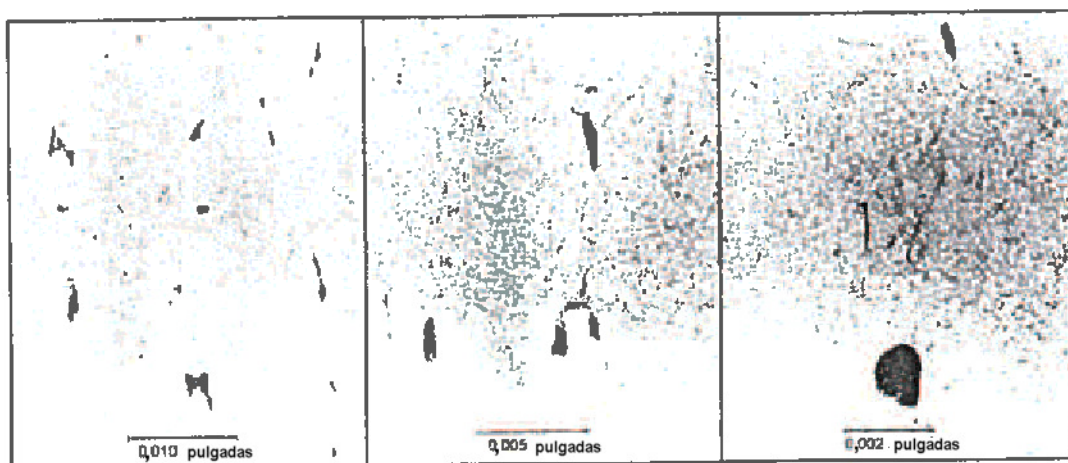


FIG. 9A

FIG. 9B

FIG. 9C

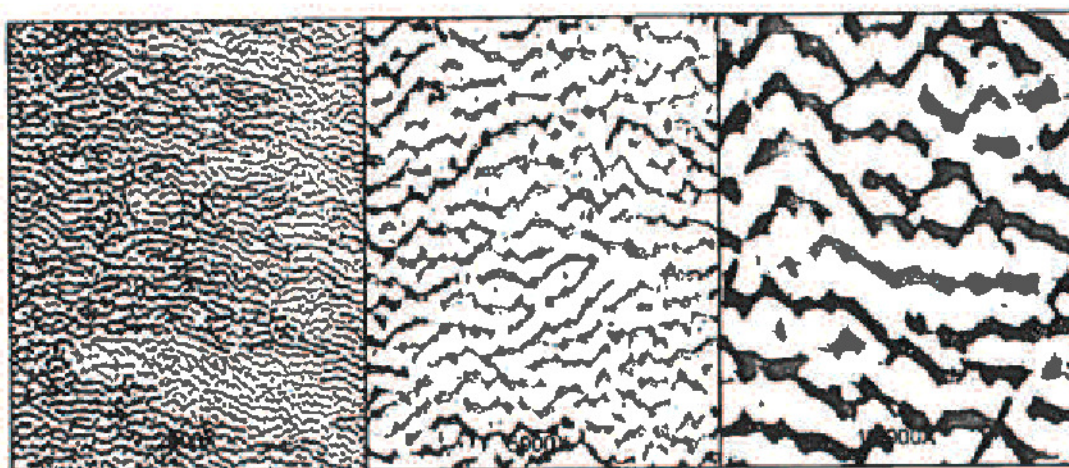


FIG. 10A

FIG. 10B

FIG. 10C

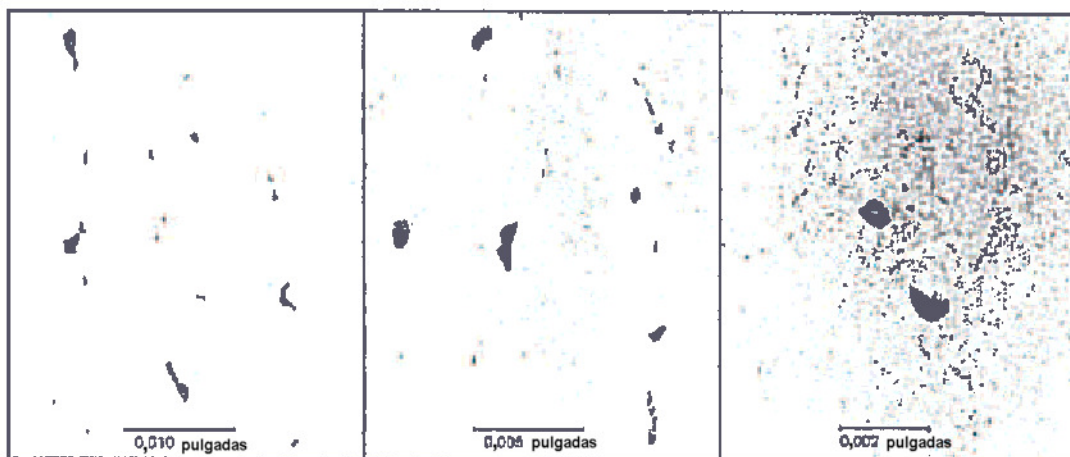


FIG. 11A

FIG. 11B

FIG. 11C

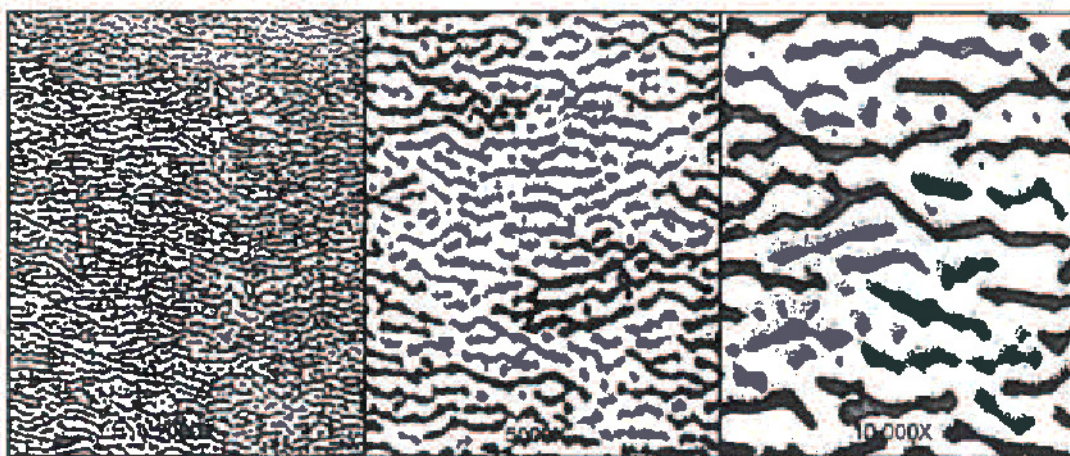


FIG. 12A

FIG. 12B

FIG. 12C



FIG. 13A

FIG. 13B

FIG. 13C

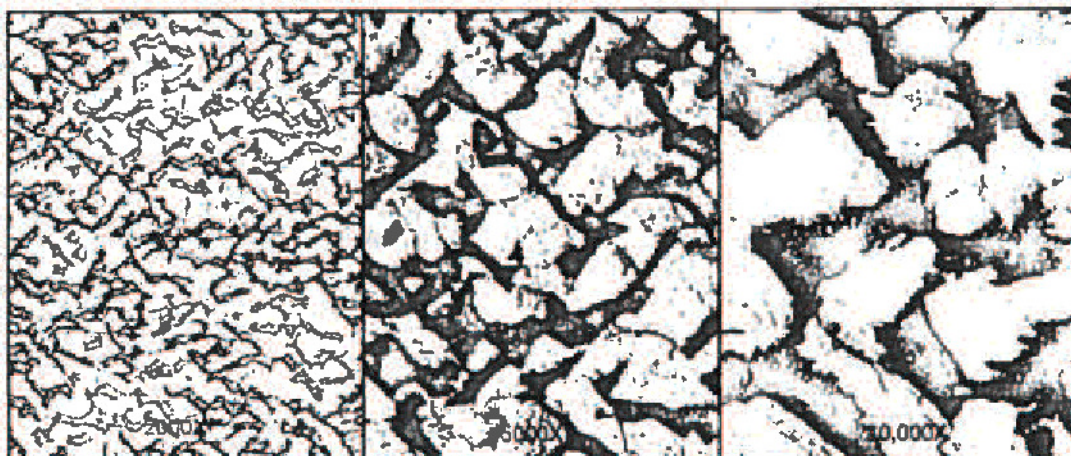


FIG. 14A

FIG. 14B

FIG. 14C

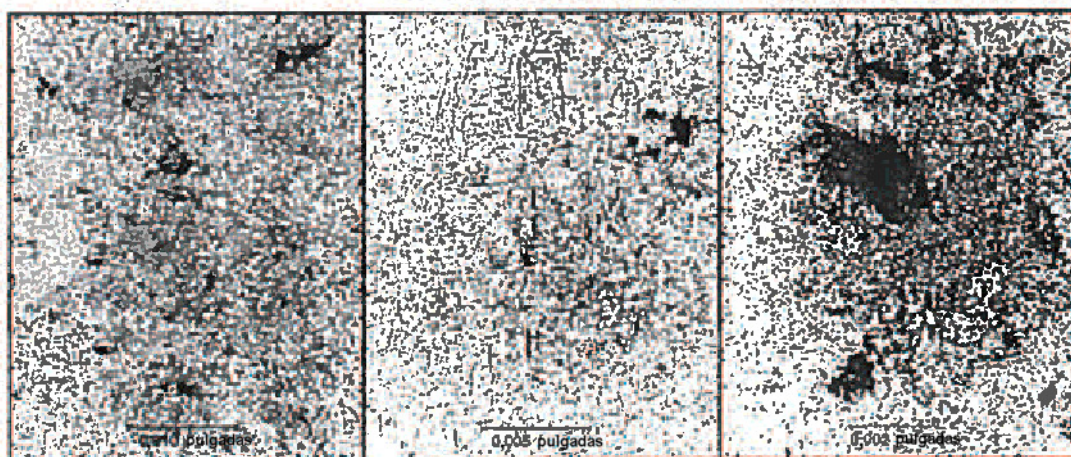


FIG. 15A

FIG. 15B

FIG. 15C

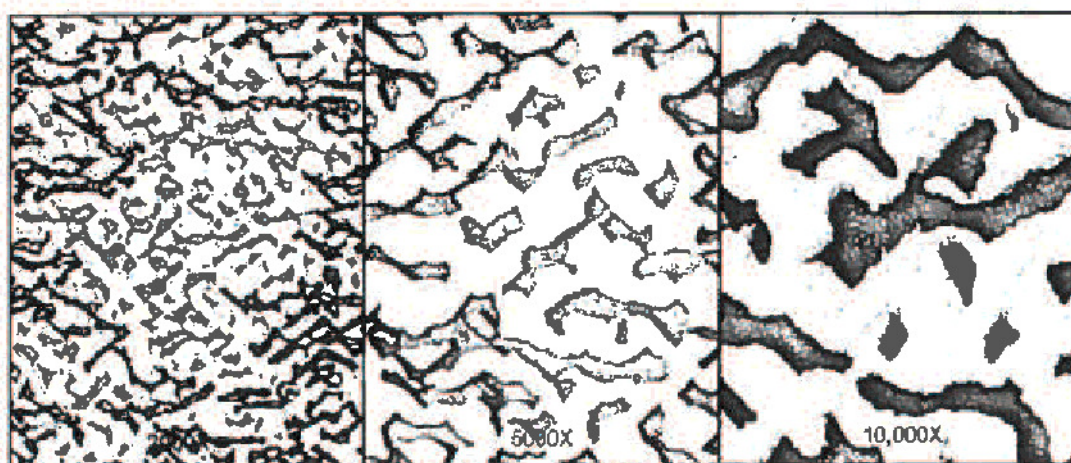


FIG. 16A

FIG. 16B

FIG. 16C

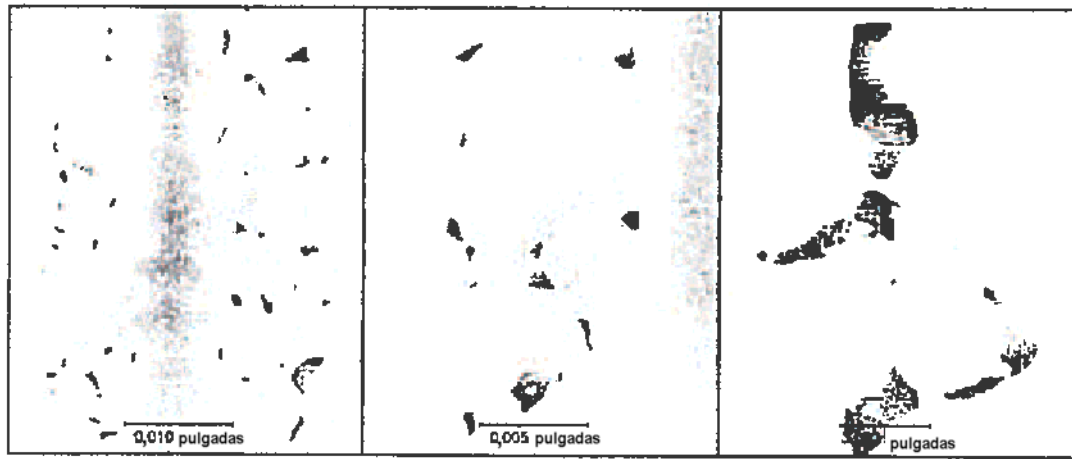


FIG. 17A

FIG. 17B

FIG. 17C

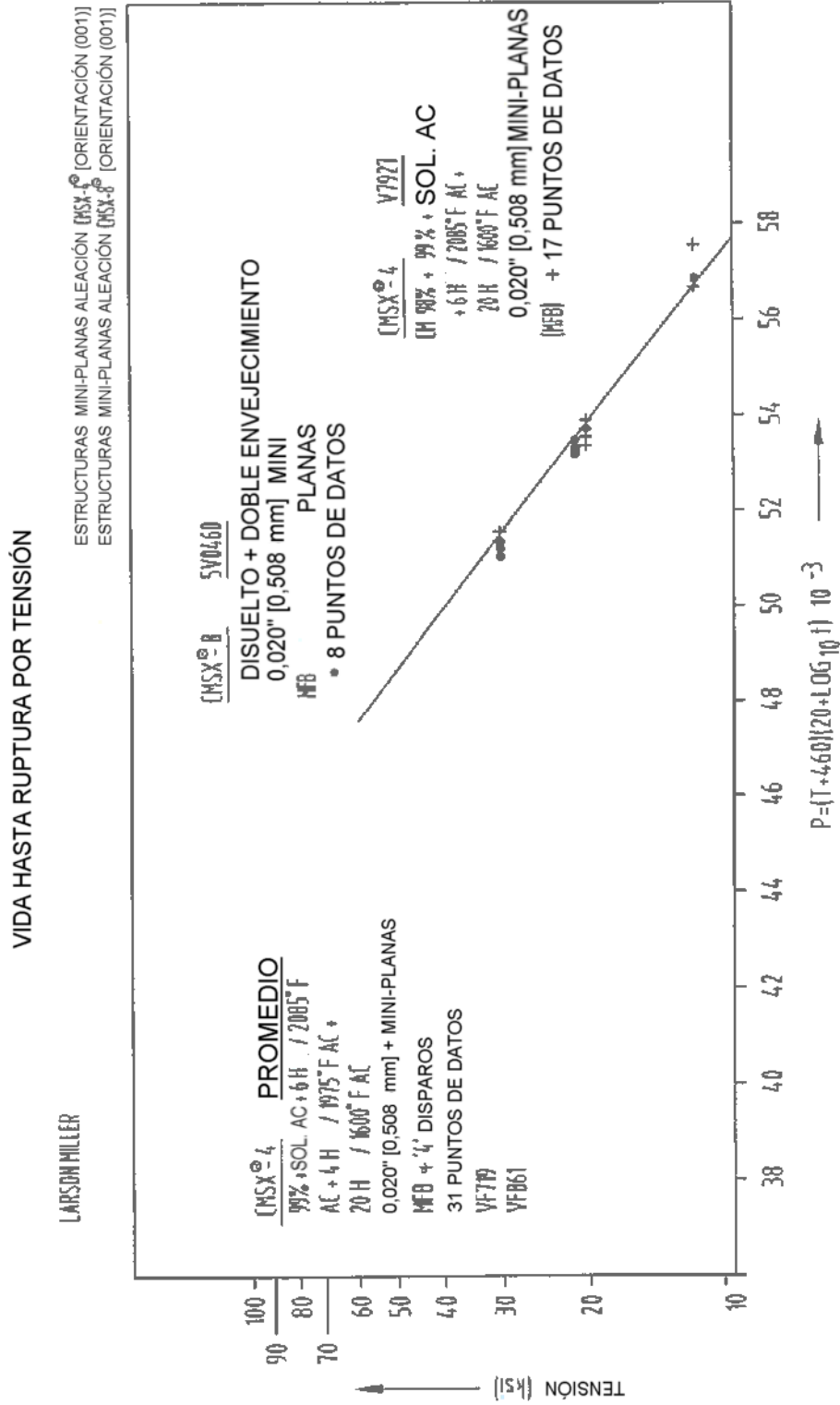


FIG. 18

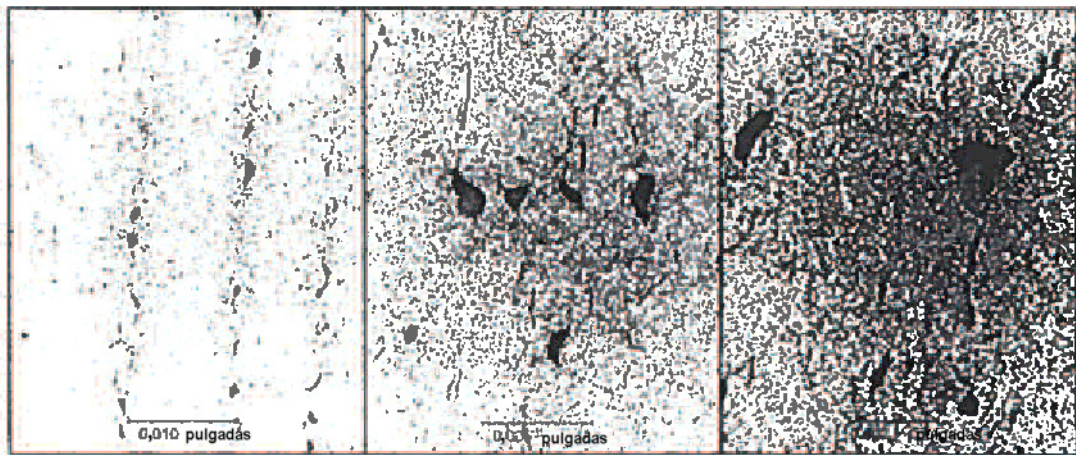


FIG. 19A

FIG. 19B

FIG. 19C

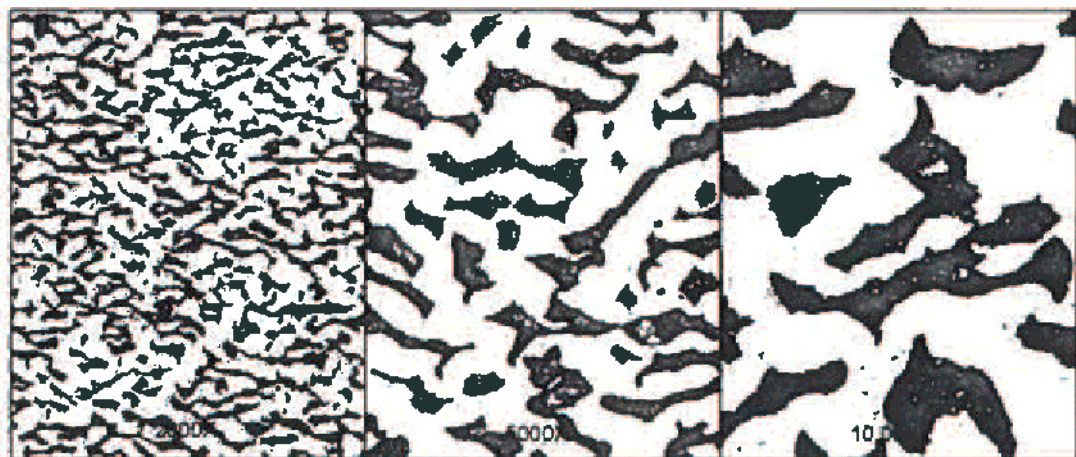


FIG. 20A

FIG. 20B

FIG. 20C

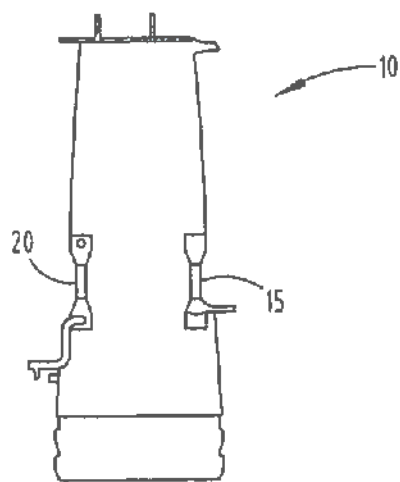


FIG. 21

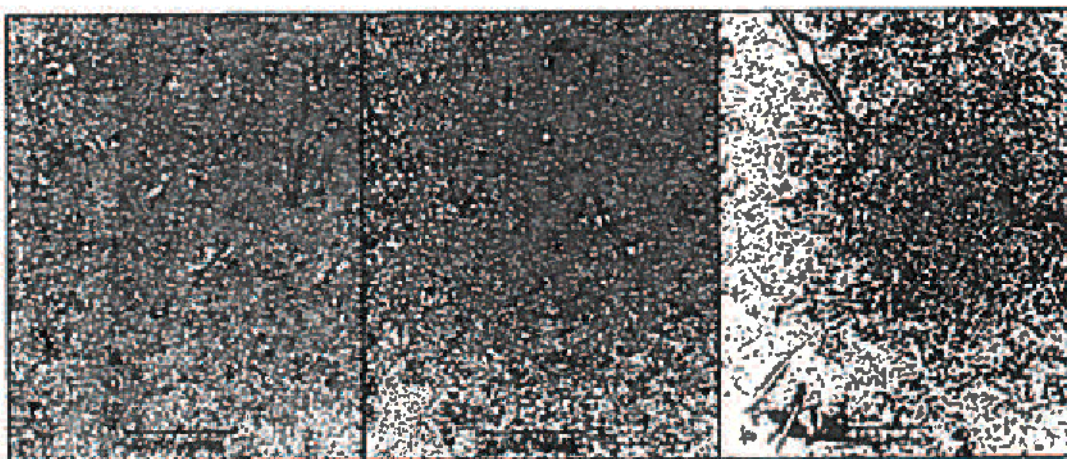


FIG. 22A

FIG. 22B

FIG. 22C

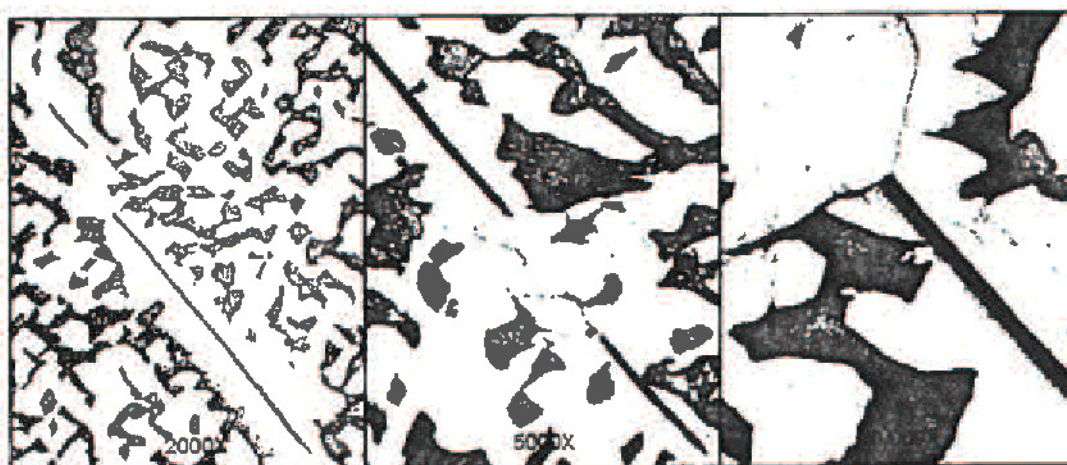


FIG. 23A

FIG. 23B

FIG. 23C