

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 487 530**

51 Int. Cl.:

C22C 38/22 (2006.01)

C22C 38/26 (2006.01)

C22C 38/28 (2006.01)

C21D 9/00 (2006.01)

H01M 8/00 (2006.01)

H01M 8/02 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.11.2002 E 10010991 (7)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **18.06.2014 EP 2278036**

54 Título: **Acero inoxidable ferrítico que tiene resistencia a la fluencia a temperatura elevada**

30 Prioridad:

30.11.2001 US 998487

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

21.08.2014

73 Titular/es:

**ATI PROPERTIES, INC. (100.0%)
1600 N.E. Old Salem Road
Albany, OR 97321-0580, US**

72 Inventor/es:

GRUBB, JOHN F.

74 Agente/Representante:

CARPINTERO LÓPEZ, Mario

ES 2 487 530 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

Acero inoxidable ferrítico que tiene resistencia a la fluencia a temperatura elevada

La presente solicitud de patente es una solicitud divisional de la solicitud de patente europea número 02786758.8, que reivindica el uso de aceros inoxidables ferríticos que tienen resistencia a la fluencia a temperatura elevada, como se describe en el presente documento.

Sector técnico y aplicabilidad industrial de la invención

La presente invención se refiere a una aleación de acero inoxidable ferrítico. Más particularmente, la presente invención se refiere a una aleación de acero inoxidable ferrítico que tiene estabilidad microestructural y propiedades mecánicas que la hacen particularmente adecuada para aplicaciones a alta temperatura. Tales aplicaciones incluyen, pero sin limitación, interconexiones de captación de corriente en pilas de combustible de óxido sólido, conjunto de componentes de un horno, equipo para procesos químicos, petroquímica, generación de corriente eléctrica e industrias del control de la polución, y equipo para manejar cobre fundido y otros metales fundidos.

Descripción de los antecedentes de la invención

Las pilas de combustible son medios de generación de energía eléctrica ecológicos y altamente eficaces. El principio básico que subyace tras la operación de pilas de combustible es la generación de electricidad mediante la combustión de combustible. El combustible está separado de un oxidante por una barrera permeable conocida como un electrolito. Los átomos de hidrógeno en el lado de combustible del electrolito se ionizan. Los protones resultantes pasan a través del electrolito, mientras que los electrones liberados viajan a través de un circuito externo. En el lado de aire del electrolito, opuesto al lado de combustible, dos protones se combinan con un átomo de oxígeno y dos electrones para crear una molécula de agua, liberando calor y completando el circuito eléctrico. La energía se extrae del proceso usando los electrones presentes en el circuito externo para hacer el trabajo. Para pilas de combustible que funcionan a temperaturas más altas, el calor liberado de la reacción en el lado de aire puede también usarse para el reformado de combustible o aplicaciones de calentamiento, incrementando la eficacia del funcionamiento general de la pila.

Un tipo de pila de combustible que actualmente despierta gran interés es la pila de combustible de óxido sólido (SOFC). Las SOFC operan a altas temperaturas (1450-1800 °F (788-982 °C)), lo que significa que pueden reformar internamente combustibles de hidrocarburos comunes tales como gas natural, gasóleo, gasolina, alcohol y gas de hulla en hidrógeno y monóxido de carbono. La reformación interna recicla la energía térmica y elimina la necesidad de costosos catalizadores de metales del grupo de platino. Se usan hidrógeno y monóxido de carbono como combustibles en SOFC. El hidrógeno se combina con oxígeno en una modificación de la reacción genérica de pila de combustible detallada anteriormente. El electrolito es una cerámica oxidada, que es permeable a iones de oxígeno (O^{2-}), más que a protones. Así, la SOFC funciona en una dirección contraria en relación con otros tipos de pilas de combustible determinados. Además de la combustión de hidrógeno, el monóxido de carbono se oxida a dióxido de carbono en el ánodo, liberando calor. Esto es una ventaja porque el monóxido de carbono está presente en combustibles sin refinar y puede envenenar a las pilas de combustible de baja temperatura, reduciendo la eficacia de la operación. Las SOFC pequeñas operan con rendimientos de hasta 50 %. Para alcanzar incluso una mayor eficacia, las SOFC de tamaño mediano y grande pueden combinarse con turbinas de gas. La eficacia resultante de un conjunto combinado de SOFC-turbina de gas puede llegar al 70 %.

Existen muchas variantes del diseño básico SOFC. El electrolito es normalmente una forma de zirconia que se ha estabilizado mediante la adición de óxidos para inhibir los cambios de estructura y proporcionar alta conductividad iónica cuando se calienta a altas temperaturas. Tales materiales estabilizados con óxido son, en general, conocidos, y se denominan en el presente documento "zirconia estabilizada". Comúnmente las SOFC incluyen zirconia estabilizada con itria (YSZ) como el electrolito de zirconia estabilizada. Un coeficiente comunicado de expansión térmica (CTE) de YSZ, entre 20 °C (68°F) y 1000 ° (1832 °C), es aproximadamente 11×10^{-6} por °C.

Se ha desarrollado una SOFC tubular, de construcción relativamente simple, que opera a temperaturas extremadamente altas (1800 °F (982 °C)) y es grande en tamaño. Puede aumentarse el tamaño de una SOFC tubular incrementando el tamaño y número de tubos SOFC individuales en el dispositivo. Más recientemente, se ha desarrollado la SOFC "plana" (PSOFC). Las PSOFC son relativamente compactas y están construidas mediante apilamientos de pilas planas. Las placas de ánodo y cátodo son normalmente materiales cerámicos. Los cerametales de níquel-zirconia permeables también se han usado para el ánodo.

Son necesarias interconexiones para recoger los electrones generados por una pila de combustible. Las interconexiones también funcionan como un separador físico para la oxidación y la reducción de corrientes de gas. Por consiguiente, el material usado para formar interconexiones de pila de combustible debe ser eléctricamente conductor, resistente a la oxidación y mecánicamente estable, y debe tener propiedades de expansión térmica sustancialmente equiparables a las de los componentes cerámicos de la pila, que puede estar físicamente dispuesta de forma adyacente a las interconexiones. Hasta hace poco, las interconexiones de SOFC

se fabricaron comúnmente de material cerámico que es eléctricamente conductor a altas temperaturas, comúnmente LaCrO_3 dopado con CaO o SrO . Aunque las cerámicas normalmente son estables cuando se someten a altas temperaturas durante periodos prolongados, las cerámicas también son frágiles y relativamente costosas, y son malos conductores de la electricidad con relación a los metales. Determinadas interconexiones metálicas se han fabricado de una aleación basada en cromo desarrollada para ese propósito. La aleación proporciona una resistencia adecuada a la oxidación y un buen paralelismo de expansión térmica con zirconia estabilizada. Sin embargo, la ruta de polvo metalúrgico usada para producir la aleación la hace muy costosa, lo cual añade un costo sustancial a las SOFC producidas a partir de la aleación.

La fabricación de interconexiones SOFC de acero inoxidable puede proporcionar ventajas sobre cerámicas porque los aceros tendrían mayor conductividad eléctrica y pueden estar en una forma menos frágil que la cerámica. Sin embargo, problemas asociados con el uso de aceros inoxidables en aplicaciones de interconexión SOFC incluyen oxidación, expansión térmica y problemas de fluencia. La oxidación puede reducir la capacidad de un acero inoxidable para conducir corriente, reduciendo así la producción de la pila a la larga. Los aceros inoxidables austeníticos estándar no proporcionan un buen paralelismo de expansión térmica con los electrolitos de cerámica convencionales de SOFC. Los aceros inoxidables ferríticos que pueden proporcionar un buen paralelismo de expansión térmica con los electrolitos de cerámica exhiben normalmente una baja resistencia a la fluencia. Por ejemplo, las ensayos realizadas por el presente inventor en varios aceros inoxidables disponibles en el mercado, incluyendo aleaciones E-BRITE® (UNS S44627), AL 29-4-2® (UNS S44800) y ALFA-IV® (*Alloy Digest* SS-677, ASM Internacional), han demostrado que la aleación E-BRITE® tiene una expansión térmica aceptable para usar en SOFC, buena estabilidad térmica y forma el óxido Cr_2O_3 deseable. La resistencia a la fluencia de la aleación E-BRITE®, sin embargo, es menor de lo deseable para aplicaciones SOFC. El documento US 3957544 A divulga un acero inoxidable ferrítico con un alto contenido en Cr para lograr resistencia al agrietamiento por corrosión por tensión de cloruro y soldabilidad.

Así, existe la necesidad de una aleación de acero inoxidable mejorada con resistencia a la fluencia a alta temperatura, buena estabilidad térmica y otras características que lo hagan adecuado para usar en interconexiones de recogida de corriente en SOFC y para usar en otras aplicaciones de alta temperatura, como en equipos para procesos químicos, petroquímica, generación de energía eléctrica e industrias de control de la contaminación, así como en el conjunto de componentes de un horno y equipos para la manipulación de metales fundidos.

Sumario de la invención

La presente invención proporciona un acero inoxidable ferrítico según la reivindicación 1.

La presente invención aborda la necesidad descrita anteriormente de proporcionar un acero inoxidable ferrítico que incluye más del 25 hasta el 35 por ciento en peso de cromo, del 0,9 hasta el 1,1 por ciento en peso de molibdeno, hasta el 0,005 por ciento en peso de carbono y al menos uno de niobio, titanio y tantalio, en el que el acero comprende del 0,07 hasta no más del 0,5 por ciento en peso de titanio y la suma de los porcentajes en peso de niobio, titanio y tantalio satisface la ecuación $0,5 \leq (\% \text{ de Nb} + \% \text{ de Ti} + \frac{1}{2}(\% \text{ de Ta})) \leq 0,75$. El acero de la presente invención tiene un CTE dentro de un intervalo de aproximadamente el 25 % del CTE de la zirconia estabilizada entre 20 °C y 1000 °C. El acero de la presente invención también muestra al menos una propiedad de fluencia seleccionado de la resistencia a la rotura por fluencia de al menos 6895 kPa (1000 psi) a 900 °C (1652 °F), un tiempo para el 1 % de deformación por fluencia de al menos 100 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6895 kPa (1000 psi) y un tiempo para el 2 % de deformación por fluencia de al menos 200 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6895 kPa (1000 psi).

También se describe un procedimiento para fabricar acero inoxidable ferrítico que incluye la formación de un acero según la invención. En una etapa subsiguiente, el acero es recocido en solución y luego enfriado a partir de la temperatura de recocido. El recocido en solución preferentemente se realiza a una temperatura que es al menos la mayor de la temperatura prevista de servicio de la aleación y 1600 °F (871 °C). Si se desea, el acero inoxidable recocido en solución se precipita mediante tratamiento térmico para endurecer el acero.

La presente invención también proporciona para la fabricación de artículos de fabricación a partir de acero inoxidable de la presente invención. Los artículos pueden fabricarse usando técnicas convencionales.

El acero inoxidable de la presente invención exhibe propiedades mecánicas de alta temperatura mejoradas, incluyendo resistencia a la fluencia a alta temperatura mejorada, respecto a otros aceros inoxidables ferríticos. El acero también debe exhibir un buen paralelismo de expansión térmica con YSZ, la zirconia estabilizada comúnmente usada como electrolito en SOFC. Así, el acero es adecuado para usar en SOFC como interconexiones de corriente y separadores de flujo y puede usarse en lugar de la cerámica. El acero puede también ser adecuado para su uso en aplicaciones de alta resistencia y de alta temperatura incluyendo, por ejemplo; dispositivos de sensor de oxígeno, determinados procesos químicos, petroquímica, generación de energía eléctrica y equipos de control de contaminación, equipo de componentes de hornos de alta temperatura, y equipos de manipulación de metal fundido.

El lector apreciará los detalles y ventajas anteriores de la presente invención, así como otros, tras la consideración de la siguiente descripción detallada de realizaciones de la invención. El lector también puede comprender detalles y ventajas adicionales de la presente invención al fabricar y/o usar del acero inoxidable de la presente invención.

5 Breve descripción de las figuras

Fig. 1 es un gráfico de tamaño de grano ASTM como función de temperatura de recocido para varios aceros inoxidables ferríticos;

Figs 2(a)-(c) son gráficos que ilustran varias propiedades mecánicas para varios aceros inoxidables ferríticos analizados a varias temperaturas;

10 Fig 3 es un gráfico de tiempo para el 1 % de deformación por fluencia en función de la tensión aplicada para varios aceros inoxidables ferríticos analizados a temperaturas de ensayo de (a) 800 °C (1472 °F), (b) 850 °C (1562 °F), y 900 °C (1652 °F);

Fig 4 es un gráfico de tiempo para el 2 % de deformación por fluencia como función de tensión aplicada para varios aceros inoxidables ferríticos a temperaturas de ensayo de (a) 800 °C (1472 °F), (b) 850 °C (1562 °F), y (c) 900 °C (1652 °F);

Fig 5 es un gráfico de tiempo hasta rotura como función de tensión aplicada para varios aceros inoxidables ferríticos a temperaturas de ensayo de (a) 800 °C (1472 °F), (b) 850 °C (1562 °F), y (c) 900 °C (1652 °F);

Fig 6 es un gráfico de cambio de peso como función de tiempo de exposición al aire ambiente a (800 °C (1472 °F) y muestra los datos de oxidación isotérmica para varios aceros inoxidables ferríticos;

20 Fig 7 muestra los datos de oxidación isotérmica obtenidos al exponer varios aceros inoxidables ferríticos al aire ambiente a 800 °C (1472 °F);

Fig 8 muestra los datos de oxidación isotérmica obtenidos al exponer varios aceros inoxidables ferríticos al aire ambiente a 900 °C (1652 °F); y

25 Fig 9 muestra valores promedio de ciclos hasta rotura (CTF) como función de temperatura del ciclo para muestras de 0,05 mm (0,002") de grosor de varios aceros inoxidables ferríticos.

Descripción detallada de las realizaciones de la invención

Se ha postulado que la sustitución de interconexiones cerámicas de SOFC por interconexiones de acero inoxidable ofrecería ventajas. El trabajo inicial en esta área, sin embargo, reveló inconvenientes en los diversos aceros inoxidables existentes considerados. Por ejemplo, se encontró que materiales austeníticos basados en níquel exhiben un bajo coeficiente de relación de expansión térmica. Se encontraron deficientes las aleaciones ferríticas que formaban alúmina debido a que no son eléctricamente conductoras después de que se oxidan.

El inventor también evaluó determinados aceros inoxidables ferríticos disponibles en el mercado ofrecidos por Allegheny Ludlum Corporation, Pittsburg, Pennsylvania, bajo las marcas AL 29-4-2®, ALFA-IV®, y E-BRITE® a temperaturas elevadas por determinar su idoneidad como interconexiones en SOFC. La aleación AL 29-4-2® se describe mediante la designación UNS S44800 y se enumera en varias de las denominaciones ASTM, incluyendo A240. Los límites de composición normales (en porcentaje en peso) para la aleación AL 29-4-2® son 28,0-30,0 de cromo, 3,5-4,2 de molibdeno, 2,0-2,5 de níquel, que se completan con hierro e impurezas residuales. La aleación ALFA IV® es una aleación propietaria que se describe, en general, en la patente de Estados Unidos N° 4.414.023, y tiene una composición nominal del 20 por ciento en peso de cromo, el 5 por ciento en peso de aluminio y el 0,3 por ciento en peso de metales de tierras raras. La aleación E-BRITE® nominalmente es un acero inoxidable con el 26 por ciento en peso de cromo, el 1 por ciento en peso de molibdeno que se describe, en general, en la patente de Estados Unidos N° 3,807,991.

Se encontró que la aleación AL-29-4-2® sufre fragilización grave a temperatura alta debido a la precipitación extensiva de la fase sigma. La aleación ALFA-IV® exhibió expansión térmica por encima de un nivel adecuado y se encontró que forma una película de Al₂O₃ no conductora no deseable. La aleación E-BRITE® se encontró generalmente más aceptable para aplicaciones de interconexiones de SOFC que las aleaciones AL-29-4-2® y ALFA-IV®, pero seguía siendo inadecuada, principalmente debido a la resistencia a la fluencia inaceptablemente baja a temperaturas altas.

50 Un acero inoxidable ferrítico con propiedades mecánicas mejoradas a alta temperatura, incluyendo resistencia mejorada a la fluencia a alta temperatura, respecto a la forma comercial de aleación E-BRITE® sería ventajoso en aplicaciones tales como interconexiones de SOFC y en otras aplicaciones de alta temperatura. Mediante experimentación, los presente inventores identificaron tal acero inoxidable ferrítico, de acuerdo con la reivindicación 1 de las reivindicaciones adjuntas.

El acero inoxidable ferrítico de la presente invención está además caracterizado porque tiene al menos una propiedad de fluencia seleccionada de la resistencia a rotura en fluencia de al menos 6,9 MPa (1000 psi) a 900 °C (1652 °F), tiempo para el 1 % de deformación por fluencia de al menos 100 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6,9 MPa (1000 psi) y tiempo para el 2 % de deformación por fluencia de al menos 200 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6,9 MPa (1000 psi).

Debido a que YSZ es un electrolito común de zirconia estabilizada en SOFC, el acero de la presente invención tiene preferentemente un CTE dentro de aproximadamente el 25 % del CTE de YSZ entre 20 °C (68 °F) y 1000 °C (1832 °F). Como se ha descrito anteriormente, el CTE de YSZ dentro de ese intervalo de temperatura es de aproximadamente 11×10^{-6} por °C. Así, un intervalo dentro de aproximadamente el 25 % de ese valor CTE es de aproximadamente 8,25 a aproximadamente $13,75 \times 10^{-6}$ por °C.

Una pequeña fluencia y/o relajación de tensión de los elementos metálicos de un SOFC a la temperatura de operación dejará el dispositivo esencialmente libre de tensión después de algún tiempo a temperatura. Cuando la SOFC se enfría posteriormente, si el CTE del metal es menor que el del electrolito de zirconia estabilizada, el metal se dispondrá en compresión mientras que la cerámica se dispone en tensión. Es bien sabido que los materiales frágiles se cargan preferentemente en compresión y pueden fallar inesperadamente cuando se cargan en tensión. Así, es preferente que el metal tenga un CTE al menos tan grande como la cerámica estabilizada con óxido. Por lo tanto, el CTE del acero inoxidable ferrítico de la presente invención preferentemente es al menos tan grande, y puede ser hasta un 25 por ciento mayor que el CTE de zirconia estabilizada, como la YSZ, entre 20 °C (68 °F) y 1000 °C (1832 °F). El inventor ha descubierto además que para optimizar las propiedades del acero inoxidable ferrítico de la invención para aplicaciones de interconexiones de SOFC, el acero preferentemente se recuece en solución y luego se enfría desde la temperatura de recocido durante el proceso. El recocido en solución preferentemente se realiza a una temperatura que es al menos la mayor de la temperatura de servicio prevista de la aleación y 1600 °F (871 °C). El inventor encontró que el recocido de la aleación a temperaturas excesivas (por ejemplo, más de 2200 °F (1204 °C)) durante periodos largos puede tener como consecuencia un crecimiento excesivo de grano, que puede deteriorar la dureza y conformabilidad de la aleación. El enfriamiento rápido desde la temperatura de recocido, como se produce por temple con agua, no se encontró que fuera requerido, pero no es perjudicial. Un enfriamiento muy lento, como mediante enfriamiento en horno, tampoco se ha considerado necesario. Generalmente se prefiere una refrigeración por aire o una refrigeración por medios alternativos a una velocidad equivalente. Para modificar determinadas propiedades mecánicas de la aleación para su uso en aplicaciones donde se requiere una mayor dureza, el acero inoxidable recocido en solución puede precipitarse mediante tratamiento térmico por medios convencionales.

El cromo contribuye a la resistencia de oxidación del acero inoxidable y a su formación de una capa de óxido de Cr_2O_3 que es eléctricamente conductora a altas temperaturas. También es en gran parte responsable de la reducción de la expansión térmica del acero de modo que generalmente coincida con la de la zirconia. Se cree que los aceros que incluyen menos de aproximadamente el 25 por ciento en peso de cromo no exhiben estas propiedades deseadas. Cuando el contenido de cromo se incrementa por encima de aproximadamente el 35 por ciento en peso, sin embargo, el acero se vuelve más difícil de trabajar en caliente y, por lo tanto, más costoso de producir. Además, un acero que incluye un alto contenido de cromo sería más probable que formara una fase sigma (FeCr) intermetálica indeseable. En consecuencia, el contenido de cromo preferentemente no es superior a aproximadamente 35 por ciento en peso, más preferentemente no es superior a aproximadamente el 30 por ciento en peso e incluso más preferentemente no es superior a aproximadamente el 27,5 por ciento en peso.

El molibdeno reduce la expansión térmica. También proporciona el fortalecimiento de la solución sólida y en conjunción con el niobio forma el precipitado fortalecedor de fase Laves $\text{Fe}_2(\text{Nb}, \text{Mo})$. El molibdeno, sin embargo, incrementa sustancialmente la tendencia del acero inoxidable para precipitar la fase sigma indeseada, así como la igualmente indeseable fase chi ($\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mo}$). El molibdeno también perjudica la resistencia a la oxidación del acero y puede, en ciertas circunstancias, promover una forma catastrófica de oxidación. Por estas razones, el contenido de molibdeno del acero inoxidable preferentemente se controla cuidadosamente. Un contenido de molibdeno de aproximadamente el 0,9 a aproximadamente el 1,1 por ciento en peso proporciona un equilibrio particularmente adecuado entre las influencias deseables e indeseables del elemento en las propiedades de la aleación. En particular, aleaciones experimentales producidas por el inventor que incluyen del 0,9 al 1,1 por ciento en peso de molibdeno exhibieron un equilibrio particularmente deseable de propiedades.

El papel del carbono en los aceros inoxidables ferríticos es bien conocido. Se requieren contenidos de carbono menores de aproximadamente el 0,010 por ciento en peso para obtener ductilidad en aleaciones no estabilizadas. Para optimizar las propiedades, se necesitan contenidos de carbono inferiores al 0,005 por ciento en peso. El contenido de niobio del acero inoxidable de la presente invención, sin embargo, mitigará muchos de los efectos del carbono. Un experto en la técnica puede determinar fácilmente el contenido de elementos formadores de carburo que deben estar presentes en una aleación dada de la presente invención para estabilizar un contenido de carbono dado. Si deben formarse artículos soldados a partir de un acero de la presente invención, puede ser preferente respetar el límite superior preferente del 0,005 por ciento en peso para prevenir el agrietamiento en caliente de las soldaduras.

Se ha encontrado que pequeñas cantidades de niobio mejoran la resistencia a la fluencia o "pandeo" en aceros

inoxidables ferríticos. Estas adiciones de niobio, en las circunstancias correctas, producen una dispersión fina de precipitados de fase Laves ($\text{Fe}_2(\text{Ta}, \text{Nb}, \text{Mo})$). El contenido adecuado de niobio en el acero inoxidable de la invención se determinó a través de la experimentación, como se describe más adelante. Se cree que el titanio puede sustituirse por una porción del niobio en la aleación. Además, el tantalio es similar al niobio en su influencia en las propiedades de la aleación, pero es más pesado y sustancialmente más costoso que el niobio. Se cree que el tantalio puede sustituirse por niobio y titanio en su totalidad o en parte en base a que el 2 por ciento en peso de tantalio es equivalente a 1 por ciento en peso de niobio y titanio. Así, se cree que las propiedades mejoradas del acero inoxidable de esta invención observadas por el inventor pueden lograrse incluyendo en el acero al menos uno de niobio, titanio, y tantalio, en el que la suma de los porcentajes en peso de niobio, titanio y tantalio satisface la siguiente ecuación:

$$0,5 \leq (\% \text{ de Nb} + \% \text{ de Ti} + \frac{1}{2}(\% \text{ de Ta})) \leq 0,75$$

El acero de la invención preferentemente incluye no más del 0,50 por ciento en peso de titanio.

Un beneficio de la adición de titanio al acero inoxidable de la presente invención es que eliminará el nitrógeno de la solución como TiN . Esto evitará mejor la formación de precipitados de NbN y CrNbN , conservando así el niobio (una adición de aleación más costosa que el titanio) para la formación de precipitados deseables de fortalecimiento de fases Laves (Fe_2Nb). También se cree que la adición de titanio puede, de forma similar, eliminar el carbono de la solución y por tanto evitar mejor la formación de NbC y NbCN . También se observó que el titanio en cantidades superiores al 0,07 por ciento en peso parece mitigar el problema de agrietamiento de soldadura inducido por niobio.

Para garantizar mejor una mejora significativa en las propiedades a alta temperatura mientras se limitan costos asociados con las adiciones de aleación, la suma de los porcentajes en peso del niobio, titanio y tantalio en el acero de la presente invención se controla más estrechamente para satisfacer la siguiente ecuación:

$$0,5 \leq (\% \text{ de Nb} + \% \text{ de Ti} + \frac{1}{2}(\% \text{ de Ta})) \leq 0,75$$

en la que los contenido máximo y preferente de titanio son los mismos que para la ecuación anterior.

Además de los elementos anteriores, el acero inoxidable ferrítico de la presente invención puede incluir adiciones de uno o más elementos de tierras raras. Estas adiciones de tierras raras opcionales incluyen, pero no se limitan a, hasta aproximadamente el 0,1 por ciento en peso de cerio y hasta aproximadamente el 0,05 por ciento en peso de lantano. Se ha demostrado que adiciones de elementos de tierras raras como adiciones de aleación son altamente beneficiosas para el incremento de la resistencia a la oxidación de aleaciones basadas en hierro. Tal efecto se ha demostrado para itrio, lantano y cerio. Los otros elementos de tierras raras tienden a ser progresivamente más costosos y menos eficaces, pero pueden usarse para ese propósito. No es necesario añadir solo un único metal de tierra rara (REM) cuando se añaden tales elementos al acero inoxidable de la presente invención. La mezcla producida comercialmente de elementos REM conocida como metal de Misch puede usarse para proporcionar un dopado REM económico. Como se sabe en la técnica, el metal de Misch es una mezcla derivada naturalmente de elementos metálicos de tierras raras que contiene el 50 por ciento en peso de cerio, siendo el resto principalmente lantano y neodimio.

Se han propuesto diversos mecanismos para el efecto de los elementos de tierras raras en la resistencia de oxidación de aleaciones de metales. Actualmente, el mecanismo más ampliamente aceptado está basado en la modificación de superficies internas, como límites óxido/óxido de grano e interfaz óxido/metal. Una modificación a este mecanismo es el modelo de "interfaz envenenada", en el que los átomos REM inmovilizan el azufre en la interfaz óxido/metal. La aceptación de este mecanismo se apoya en la constatación de que la reducción de azufre en aleaciones libres de REM a niveles muy bajos (menores de 1 ppm) tiene el mismo efecto que la adición de REM a aleaciones con contenido normal de azufre (3-100 ppm). Otras teorías que se han propuesto incluyen mayor plasticidad de la capa de óxido, promoción de la formación de óxido de protección y modulación mecánica de la capa de óxido al metal por formación de puntas de óxido de tierras raras. Independientemente del mecanismo real, es la resistencia a la corrosión incrementada ofrecida por la adición de REM la que es significativa para la presente invención. Es importante no añadir una cantidad demasiado grande de REM, porque estos elementos tienen solubilidad limitada en aleaciones basadas en hierro, y el exceso de soluto forma una fase intermetálica indeseable, eutécticos profundos, o ambos, con deterioro muy significativo de operabilidad en caliente. Niveles altos de REM pueden también llevar a "sobredopado", que se caracteriza por la formación de islas de óxidos de REM y velocidades de oxidación incrementadas.

La adición de otros elementos no-REM también puede proporcionar mayor resistencia a la oxidación. En particular, el hafnio ofrece un beneficio similar al proporcionado por la adición de REM: el hafnio es, sin embargo, muy costoso. El circonio es de costo mucho más bajo y puede sustituirse en cantidades similares al hafnio, aunque el circonio es menos eficaz. Al igual que con los elementos de REM, la cantidad de circonio y/o hafnio incluidos en la aleación no debe ser demasiado grande o se formarán cantidades excesivas de fases intermetálicas indeseables. Por lo tanto, el hafnio y/o circonio pueden incluirse en la aleación en una cantidad combinada que es de hasta aproximadamente el 0,05 por ciento en peso.

Se puede también hacer adiciones de otros elementos de aleación y aditivos conocidos en la técnica para mejorar o proporcionar características adicionales a la aleación. Tales adiciones incluyen, por ejemplo, silicio, aluminio, tungsteno y manganeso. El silicio se usa en la fabricación de acero como desoxidante. Promueve la precipitación de la fase de Laves, pero también la fase sigma indeseable. En solución sólida, el silicio endurece la ferrita y la hace frágil. Así, si está presente, el contenido de silicio de la presente aleación preferentemente está limitado a menos de aproximadamente el 1 por ciento en peso, y más preferentemente a menos de aproximadamente el 0,5 por ciento en peso.

El aluminio es a la vez un desoxidante y un endurecedor. Ya que el aluminio es un desoxidante más efectivo que el silicio, se necesita un contenido residual más bajo de aluminio para producir una oxidación completa. El contenido de aluminio, si está presente, preferentemente es inferior a aproximadamente el 0,25 por ciento en peso y más preferentemente estará en el intervalo de aproximadamente el 0,002 a aproximadamente el 0,05 por ciento en peso.

El tungsteno es generalmente similar al molibdeno en efecto, pero es más pesado, más costoso, y más difícil de fundir en la aleación. Puede introducirse junto con el molibdeno, pero si está presente se mantiene preferentemente a niveles inferiores a aproximadamente el 0,25 por ciento en peso.

El manganeso se añade intencionadamente a los aceros al carbono para mitigar la fragilidad en caliente inducida por azufre. Está normalmente presente en los aceros inoxidables, pero en la presente aleación preferentemente está limitado a menos de aproximadamente el 1 por ciento en peso y más preferiblemente está limitado a menos de aproximadamente el 0,5 por ciento en peso.

Pueden estar presentes impurezas inevitables en el acero inoxidable de la invención. Entre las de importancia están el nitrógeno, cobre, azufre y fósforo. Las aleaciones Fe-Cr fundidas absorben fácilmente el nitrógeno en contacto con el aire. Como tal contenido de cromo en aleaciones se incrementa por encima de aproximadamente el 18 por ciento en peso, la eliminación del nitrógeno se vuelve cada vez más difícil. El nitrógeno en aceros ferríticos frecuentemente produce fragilización, ya sea a través de precipitación de nitruro de aluminio o de cromo. El contenido de nitrógeno del acero de la presente invención está limitado preferentemente a menos de aproximadamente el 0,04 por ciento en peso y más preferiblemente está limitado a menos de aproximadamente el 0,010 por ciento en peso. El azufre es una impureza inevitable en la siderurgia, y una que es generalmente indeseable. Se elimina fácilmente durante el refinado de descaburación de argón oxígeno (AOD), pero no durante el refinado de fusión de inducción al vacío (VIM). Como es sabido por los expertos en la técnica, el AOD es un proceso de refinado secundario para la oxidación controlada del carbono en una fusión de acero en la que se inyectan oxígeno, argón y nitrógeno a un baño de metal fundido a través de toberas de montaje lateral sumergidas. El VIM es un proceso de refinado y refundición en la que el metal se funde dentro de una cámara de vacío por calentamiento por inducción.

El azufre se reduce preferentemente al nivel más bajo fácilmente alcanzable, y en cualquier caso preferentemente no debe ser más de aproximadamente el 0,010 por ciento en peso. El fósforo es un reforzador de solución sólida de los aceros y puede producir fragilidad. El fósforo no se elimina fácilmente de los aceros inoxidables, de modo que no puede reducirse fácilmente a niveles extremadamente bajos, pero preferentemente se limita a menos de aproximadamente el 0,050 por ciento de peso. El cobre no se elimina fácilmente durante la fabricación de acero, pero es mayormente inofensivo. Altos niveles de cobre (más de un 2 por ciento en peso) ponen en peligro la ductilidad en caliente y la operabilidad en caliente de los aceros inoxidables ferríticos. En la aleación E-BRITE®, el cobre está limitado a no más de aproximadamente el 0,025 por ciento en peso para proporcionar una mejor resistencia al agrietamiento por corrosión por tensión (SCC) en soluciones de cloruro de magnesio en ebullición. La alta resistencia a SCC no es un objetivo específico de la presente invención y el cobre está limitado preferentemente a menos de aproximadamente el 0,25 por ciento en peso.

Antes de realizar ensayos que determinen las propiedades de varios aceros inoxidables ferríticos, seis coladas de 22,7 kg (cincuenta libras), designadas WC70 a WC75, con las composiciones establecidas en la Tabla 1 a continuación, se prepararon por VIM. Todas las cifras mostradas son porcentajes en peso del peso total de la colada.

TABLA 1

Colada	WC70	WC71	WC72	WC7	3WC74	WC75
C	0,0026	0,0026	0,0038	0,0022	0,0023	0,0033
Mn	0,054	0,055	0,060	0,049	0,052	0,053

(continuación)						
Colada	WC70	WC71	WC72	WC7	3WC74	WC75
P	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
S	0,0029	0,0027	0,0014	0,0011	0,0003	0,0006
Si	0,16	0,15	0,14	0,15	0,15	0,15
Cr	25,52	25,98	25,63	25,77	25,69	25,79
Ni	0,096	0,094	0,095	0,094	0,094	0,095
Mo	1,05	1,05	1,03	1,04	1,04	1,04
Al	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002
Nb	0,12	0,68	0,13	0,68	0,71	0,71
Ce	<0,001	<0,001	0,001	0,003	0,042	0,009
La	<0,001	<0,001	0,001	0,001	0,016	0,003
Zr	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	0,011
N	0,0010	0,0010	0,0008	0,0009	0,0011	0,0011

5 Las coladas WC70 y WC72 son representativas de aceros inoxidables ferríticos estándar que tienen el 0,37 por ciento en peso o menos de niobio y el 0,001 por ciento en peso de cerio, lantano y circonio. Las composiciones encontradas en las coladas WC70 y WC72 son típicas del acero inoxidable ferrítico E-BRITE®. Las coladas WC71, WC73, WC74, y WC75 tienen la composición general de la aleación estándar, con las siguientes modificaciones hechas por el presente inventor: la colada WC71 incluye mayor contenido de niobio; la colada WC73 incluye niobio y cerio; la colada WC74 incluye niobio, cerio y lantano; y la colada WC75 incluye niobio, cerio, lantano y circonio. En la Tabla 1, el uso de "< 0,001" con respecto a cerio, lantano y circonio indica que no se hizo adición intencionada de estos elementos y ese análisis químico mostró que las aleaciones carecían de una cantidad significativa de los elementos. Como veremos más adelante, las modificaciones del presente inventor a la composición de aleación E-BRITE® estándar proporcionan una mejora significativa en la estabilidad microestructural, propiedades mecánicas y resistencia a la fluencia a la alta temperatura.

15 Las coladas de la Tabla 1 se convirtieron en lingotes y se procesaron antes del ensayo. Cada lingote se laminó transversalmente a 2200 °F (1204 °C), extendiendo el lingote a una barra de 5 pulgadas (127 mm) de ancho. Como se sabe en la técnica, el laminado transversal es el laminado del artículo de metal en direcciones de laminado de unos noventa grados desde la dirección de un laminado previo. La barra laminada transversal se laminó posteriormente en caliente a una temperatura de al menos 2100 °F (1149 °C) con un número suficiente de pasadas a través de una serie de laminadores para proporcionar una banda de 0,125 (3,18 mm) de espesor. La banda laminada al caliente se templó posteriormente en agua, se chorreó con granalla, se decapó y luego se laminó en frío a una banda de 0,040 pulgadas (1,02 mm) de espesor.

25 Siguiendo al laminado en frío, muestras de la banda formada a partir de cada una de las coladas de la Tabla 1 se retuvieron para estudios de recristalización. El resto de cada banda se recoció en continuo a 1980 °F (1082 °C) (aleaciones WC71-WC75) o a 1725 °F (941 °C) (aleación WC70) durante 30 segundos de tiempo a temperatura. Después del recocido, cada banda se decapó por inmersión breve en sales de sodio fundido y luego se decapó en una mezcla de ácidos sulfúrico, nítrico y fluorhídrico. Una porción del material recocido de 0,040 (1,02 mm) de espesor se laminó, además, en frío para dar una hoja fina (0,002 pulgadas/0,051 mm de espesor) para el ensayo de oxidación cíclica de vida de la banda. Una variedad de ensayos, que se tratan más adelante, se realizaron en las bandas totalmente procesadas formadas de cada colada para determinar la estabilidad microestructural, propiedades mecánicas, resistencia a fluencia/rotura y resistencia a la oxidación de las seis composiciones de aleación a temperaturas representativas de operación de SOFC.

I. Estudio de Recristalización

Muestras de la banda de 0,040 pulgadas (1,02 mm) de espesor de cada colada, que se habían sido recocido, decapado y laminado en frío previamente, se evaluaron para determinar su estabilidad microestructural. Las probetas de cada colada se recoció en un horno de mufla a temperaturas en el intervalo 1750-2000 °F (954-1093 °C) durante treinta segundos de tiempo a temperatura para simular exposiciones de recocido continuo en producción. Después se montaron y pulieron secciones longitudinales para el estudio metalográfico. El tamaño del grano se evaluó por la norma ASTM E112 en la línea central de la muestra y cerca de la superficie de la muestra. Las Tablas 2 (mediciones línea central) y 3 (mediciones cerca de la superficie de la muestra) proporcionan resultados de tamaño de grano ASTM. Las mediciones de tamaño de grano que difirieron en dos puntos diferentes en la misma muestra se indican como, por ejemplo, "7,0/7,5". Cuanto mayor sea el número del tamaño de grano, menor el tamaño de grano.

TABLA 2 – Mediciones de línea central

Temperatura de recocido	Numero de colada					
	WC70	WC71	WC72	WC73	WC74	WC75
1750 °F (954 °C)	7,0/7,5	-	7,0/7,5	-	-	-
1800 °F (982 °C)	7,5	-	7,0/7,5	-	-	-
1850 °F (1010 °C)	7,0/8,0	-	5,0/6,5	-	-	-
1900 °F (1038 °C)	6,0/7,5	-	4,5	-	-	-
1950 °F (1066 °C)	4,5/7,0	-	4,0/4,5	-	-	-
2000 °F (1093 °C)	3,0/5,5	6,5/7,5	4,0	6,0/6,5	-	6,5/7,0
2050 °F (1121 °C)	3,0/4,0	3,0/5,0	2,5	4,0	4,0/5,0	5,0/6,0
2100 °F (1148 °C)	2,0/2,5	3,0	2,5	3,5	3,5/4,0	2,0/3,5

Según lo indicado por los resultados de la Tabla 2, que incluyen mediciones tomadas en la línea central de la muestra después del recocido, la aleación de coladas WC70 y WC72, que solo tienen trazas de niobio y elementos de tierras raras, recristalizaron fácilmente a 1750 °F (954 °C) y experimentaron crecimiento de grano significativo a temperaturas de aproximadamente 1950 °F (1066 °C) y superiores. Las aleaciones que tenían cantidades mayores que trazas de niobio (colada WC71), niobio y cerio (colada WC73), y niobio, cerio, lantano y circonio (colada WC75) no mostraron evidencia de recristalización hasta aproximadamente 2000 °F (1093 °C). La aleación que tenía cantidades mayores que trazas de niobio, cerio y lantano (colada WC74) no mostró recristalización hasta aproximadamente 2050 °F (1121 °C). Estos resultados muestran que la adición de niobio, ya sea solo o en conjunto con elementos de tierras raras y circonio, retrasa la recristalización un mínimo de 200 °F (93 °C) en comparación con la forma no modificada de la aleación ferrítica.

TABLA 3 – Mediciones en la superficie de la muestra

Temperatura de recocido	Numero de colada					
	WC70	WC70	WC70	WC70	WC70	WC70
1750 °F (954 °C)	8,5/9,5	-	9,0	-	-	-
1800 °F (982 °C)	8,5/9,0	-	8,5	-	-	-
1850 °F (1010 °C)	6,0/7,5	-	8,0	-	-	-
1900 °F (1038 °C)	7,0/7,5	-	7,5	-	-	-
1950 °F (1066 °C)	4,5/7,0	-	4,0/4,5	-	-	-
2000 °F (1093 °C)	5,0/5,5	8,0	4,0	7,5	-	7,5/8,0
2050 °F (1121 °C)	3,0/4,0	7,5	2,5	6,5	4,0/5,0	7,0
2100 °F (1148 °C)	2,0/2,5	3,0	2,5	7,0	3,5/4,0	2,0/3,5

Los resultados mostrados en la Tabla 3, que incluye mediciones de tamaño de grano tomadas cerca de la superficie de muestra después del recocido, son muy similares a los de la Tabla 2. Debe indicarse que la muestra de colada WC71 ensayada a 1750 °F (954 °C) representa una microestructura no equiaxial. Las muestras que tienen una composición estándar de acero inoxidable ferrítico, coladas WC70 y WC72, exhibieron recristalización empezando a aproximadamente 1750 °F (954 °C) y se observó una recristalización significativa a 1950 °F (1066 °C) y superior. Otra vez, las aleaciones ferríticas modificadas del inventor no mostraron recristalización hasta por encima de 1950 °F (1066 °C), no mostrando la aleación que contenía niobio, cerio y lantano (colada WC94) evidencias de recristalización hasta 2000 °F (1093 °C). En consecuencia, la adición de niobio, ya sea solo o junto con circonio y elementos de tierras raras que incluye, pero sin limitación, cerio y

lantano, retrasó la recrystalización al menos 200 °F (93 °C).

La figura 1 demuestra gráficamente el efecto de la adición de niobio, solo o en combinación con elementos de tierras raras, en la recrystalización de las diversas aleaciones. Como se ha indicado anteriormente en la discusión de las Tablas 2 y 3, la recrystalización se retrasa al menos 200 °F (93 °C) en las aleaciones que tienen niobio incrementado, ya sea solo o además de uno o más elementos de tierras raras, que incluyen cerio, lantano y circonio.

Sin la intención de vincularse a ninguna teoría en particular, parece que la resistencia de las aleaciones modificadas (incluidas WC73-WC75) a la recrystalización es el resultado de la presencia de precipitados de fase Laves en las muestras. La fase Laves es una fase intermetálica que contribuye a la resistencia a la abrasión, pero que limita de forma importante la ductilidad y resistencia al impacto del material de una aleación. El análisis metalográfico del material recocido de 0,040 pulgadas (1,02 mm) de espesor reveló que la aleación estándar (colada WC70) contiene pocos precipitados de fase Laves, mientras que las aleaciones modificadas ensayadas contenían una fracción significativa de fases Laves distribuidas dentro de los granos y en los bordes de los granos. Estos precipitados interfieren con el movimiento del borde de grano y, así, impiden el crecimiento de grano. Así, las aleaciones modificadas tienen mayor estabilidad de tamaño de grano que la que tiene la aleación estándar.

II. Ensayos Mecánicos

Las muestras de tracción se mecanizaron a partir de una banda recocida de 0,040 pulgadas (1,02 mm) de espesor y se ensayaron. El ensayo de temperatura elevada se hizo en ASTM E21. Las propiedades de tracción longitudinal, calculadas como las propiedades promedio de un mínimo de dos muestras por aleación, se muestran en la Tabla 4 y en la Figura 2.

TABLA 4

Colada	Temperatura de ensayo	Dureza (R _b)	Límite elástico (psi)	Resistencia a la tracción (ksi)	Alargamiento (%)
WC70	77 °F (25 °C)	79,0	49.600	76.500	27
	1472 °F (800 °C)		4.367	6.767	67
	1562 °F (850 °C)		4.533	5.600	98
	1652 °F (900 °C)		3.100	4.233	76
WC71	77 °F (25 °C)	84,0	52.900	80.000	27
	1472 °F (800 °C)		7.300	10.160	50
	1562 °F (850 °C)		4.433	6.700	30
	1652 °F (900 °C)		3.475	5.450	56
WC73	77 °F (25 °C)	84,4	51.300	79.700	26
	1472 °F (800 °C)		5.800	8.520	46
	1562 °F (850 °C)		5.600	7.567	50
	1652 °F (900 °C)		3.567	5.733	58
WC75	77 °F (25 °C)	84,6	49.300	80.900	23
	1472 °F (800 °C)		6.567	9.733	56
	1562 °F (850 °C)		4.950	7.275	67
	1652 °F (900 °C)		3.433	5.667	85

Como se muestra en la Tabla 4 y la Figura 2, las coladas modificadas (coladas WC71, WC73, y WC75) exhibieron mayores valores de tensión de fluencia y de resistencia a la tracción a temperaturas elevadas, a cambio de un alargamiento, en general, ligeramente reducido (deformación remanente del 0,2 %). Las muestras que se rompieron en o fuera de las marcas calibradas se excluyeron del cálculo de alargamiento promedio.

Como se ve en la Tabla 4, el límite elástico fue mayor para las aleaciones modificadas (coladas WC71, WC73, y WC75) que para la aleación estándar (colada WC70) a cada temperatura de ensayo, con una excepción. El único resultado anómalo se vio con la aleación de colada WC71 a 1562 °F (850 °C).

La resistencia a la tracción fue mayor para las aleaciones modificadas que para la aleación estándar a todas la temperaturas elevadas sin excepción. Normalmente, la dureza de la aleación es análoga a la resistencia a la tracción de la aleación. Tal fue el caso en la presente situación. Al observar la Tabla 4, se observa que las aleaciones modificadas no solo tienen un mayor valor de dureza que la aleación estándar, sino también tiene una mayor resistencia a la tracción. En consecuencia, las aleaciones modificadas poseen propiedades mecánicas superiores a las de la aleación estándar.

III Ensayo de fluencia y de rotura por tensión

La fluencia es la deformación en función del tiempo que ocurre bajo tensión. La deformación de fluencia que ocurre a un ritmo decreciente se llama fluencia primaria; la que ocurre a un ritmo mínimo y casi constante, fluencia secundaria; y la que ocurre a un ritmo acelerado, fluencia terciaria. La fluencia de interconexiones SOFC a temperaturas elevadas puede producir una pérdida de integridad de la pila, dando lugar a fuga de gas. La tensión de fluencia es la tensión que causará una deformación de fluencia dada en un ensayo de fluencia a un tiempo dado en un ambiente constante especificado. Se ha determinado que la tensión de fluencia de la aleación E-BRITE® estándar, como se manifiesta en las coladas WC70 y WC72, es insuficiente en las temperaturas y tensiones encontradas en aplicaciones SOFC. Las modificaciones inventivas hechas a la aleación estándar, sin embargo, mostraron que mejoran significativamente la resistencia a la fluencia.

La tensión de fluencia/rotura es la tensión que causa la fractura en un ensayo de fluencia en un momento dado, en un ambiente constante especificado. Un ensayo de fluencia/rotura es uno en el que se miden la deformación progresiva de la muestra y el tiempo para la rotura. El ensayo de fluencia/rotura se realizó usando material de 0,04 pulgadas (1,02 mm) de espesor de la aleación estándar (colada WC70) y de aleaciones modificadas (coladas WC71, WC73, y WC75). Las muestras de aleación estándar se recocieron a 1715-1735 °F (935-946 °C) durante 60 segundos de tiempo a temperatura para producir un grano ASTM de tamaño 8-9. Las muestras de las tres aleaciones modificadas se recocieron a 1970-1990 °F (1077-1088 °C) durante 30 segundos de tiempo a temperatura y tenían tamaños de grano ASTM de aproximadamente 8. El objetivo del ensayo era evaluar el efecto en la tensión de fluencia de las adiciones de aleación en las aleaciones modificadas. Debido a que el tamaño de grano se ha mostrado que es de gran importancia con respecto a la resistencia a la fluencia y fluencia/rotura, el hecho de que las aleaciones modificadas y no modificadas tenían similar tamaño de grano (dentro de los números de tamaño de grano ASTM 1-2) demuestra que las variaciones observadas en la resistencia a la fluencia son debido a la composición y estado de precipitación.

Las probetas para fluencia/rotura se mecanizaron de una banda recocida de 0,040 pulgadas (1,02 mm) de espesor en la dirección longitudinal. Los ensayos de fluencia/rotura se realizaron según la norma ASTM E139 para determinar el tiempo para una deformación de fluencia del 1 % (Figuras 3 (a)-(c)), 2 % de deformación de fluencia (Figuras 4 (a)-(c)) y rotura (Figuras 5 (a)-(c)) a 800 °C (1472 °F), 850 °C (1562 °F) y 900 °C (1652 °F) durante tiempos de hasta horas y a tensiones aplicadas de hasta 24 MPa (3500 psi). Los resultados se presentan en las Figuras 3-5. Los datos incluidos en las Figuras 3-5 se proporcionan en las siguientes Tablas 5-16.

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	13,8 (2.000)	125,0
	17,2 (2.500)	120,0
	19,3 (2.800)	3,8
	20,7 (3.000)	50,0
	21,4 (3.100)	11,0
	22,1 (3.200)	6,8
	24,1 (3.500)	4,8
	10,3 (1.500)	110,0
	12,4 (1.800)	4,0
1562 °F(850 °C)	13,8 (2.000)	23,0

ES 2 487 530 T3

(continuación)

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1652 °F(900 °C)	15,2 (2.200)	8,0
	17,2 (2.500)	6,0
	4,8 (700)	300,0
	5,2 (750)	3,8
	5,2 (750)	5,0
	5,5 (800)	4,0
	5,5 (800)	4,0
	6,2 (900)	2,5
	7,6 (1.100)	1,0
	7,6 (1.100)	1,0
	9,0 (1.300)	2,3
	10,3 (1.500)	1,0
Tabla 5 Colada WC70, tiempo para el 1 % de deformación por fluencia		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	13,8 (2.000)	1000,0
	17,2 (2.500)	320,0
	19,3 (2.800)	9,5
	20,7 (3.000)	160,0
	21,4 (3.200)	31,0
	22,1 (3.200)	15,5
	24,1 (3.500)	9,8
	10,3 (1.500)	300,0
1562 °F(850 °C)	12,4 (1.800)	8,8
	13,8 (2.000)	39,5
	15,2 (2.200)	17,5
	17,2 (2.500)	23,0
	4,8 (700)	400,0
	5,2 (750)	15,0
	5,2 (750)	15,0
	5,5 (800)	8,0
1652 °F(900 °C)	5,5 (800)	8,0
	6,2 (900)	5,0
	7,6 (1.100)	2,0
	7,6 (1.100)	2,0
	9,0 (1.300)	4,5
	10,3 (1.500)	1,5
Tabla 6 Colada WC70, tiempo para el 2 % de deformación por fluencia		

ES 2 487 530 T3

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	17,2 (2.500)	822,5
	19,3 (2.800)	77,5
	20,7 (3.000)	537,4
	21,4 (3.100)	160,1
	22,1 (3.200)	72,5
	24,1 (3.500)	58,2
1562 °F(850 °C)	9,7 (1.400)	229,5
	10,3 (1.500)	520,3
	12,1 (1.750)	143,7
	12,4 (1.800)	145,9
	15,2 (2.200)	48,3
	17,2 (2.500)	106,5
1652 °F(900 °C)	4,8 (700)	2205,0
	5,2 (750)	326,5
	5,5 (800)	177,4
	6,2 (900)	156,1
	7,6 (1.100)	61,2
	9,0 (1.300)	25,1
	10,3 (1.500)	37,8
Tabla 7 Colada WC70, tiempo para rotura		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	13,8 (2.000)	370,0
	15,2 (2.200)	350,0
	15,9 (2.300)	87,5
	16,9 (2.450)	185,0
	17,2 (2.500)	14,0
	20,7 (3.000)	30,0
1562 °F(85 °C)	11,7 (1.700)	92,5
	12,4 (1.800)	75,0
	13,8 (2.000)	53,0
	17,2 (2.500)	11,3
	10,3 (1.500)	66,0
	11,0 (1.600)	28,0
1652 °F(900 °C)	11,7 (1.700)	22,0
	12,4 (1.800)	7,5
	13,8 (2.000)	5,0
Tabla 8 Colada WC71, tiempo para el 1 % de deformación por fluencia		

ES 2 487 530 T3

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	13,8 (2.000)	650,0
	15,2 (2.200)	505,0
	15,9 (2.300)	156,3
	16,9 (2.450)	285,0
	17,2 (2.500)	29,0
	20,7 (3.000)	48,0
	11,7 (1.700)	192,5
1562 °F(850 °C)	12,4 (1.800)	180,0
	13,8 (2.000)	101,0
	17,2 (2.500)	21,0
	10,3 (1.500)	86,0
1652 °F(900 °C)	11,0 (1.600)	60,0
	11,7 (1.700)	33,0
	12,4 (1.800)	12,5
	13,8 (2.000)	10,0
Tabla 9 Colada WC71, tiempo para el 2 % de deformación por fluencia		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F(800 °C)	15,2 (2.200)	954,4
	15,9 (2.300)	379,8
	16,9 (2.450)	662,4
	17,2 (2.500)	239,8
	20,7 (3.000)	131,0
	11,7 (1.700)	372,0
	12,4 (1.800)	652,9
1562 °F(850 °C)	13,8 (2.000)	287,0
	17,2 (2.500)	45,5
	10,3 (1.500)	203,4
	11,0 (1.600)	175,0
1652 °F(900 °C)	11,0 (1.600)	188,9
	11,7 (1.700)	83,0
	12,4 (1.800)	37,8
	13,8 (2.000)	56,2
Tabla 10 Colada WC71, tiempo para rotura		

ES 2 487 530 T3

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	17,2 (2.500)	210,0
	17,9 (2.600)	200,0
	19,3 (2.800)	120,0
	20,7 (3.000)	75,0
	22,1 (3.200)	375,0
	23,1 (3.350)	60,0
1562 °F(850 °C)	10,3 (1.500)	390,0
	12,1 (1.750)	500,0
	12,8 (1.850)	410,0
	13,1 (1.900)	122,0
	13,8 (2.000)	36,0
	17,2 (2.500)	2,3
1652 °F(900 °C)	6,9 (1.000)	435,0
	9,6 (1.400)	62,5
	11,0 (1.600)	57,0
	12,4 (1.800)	6,8
	13,8 (2.000)	2,3
Tabla 11 Colada WC73, tiempo para el 1% de deformación por fluencia		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	17,2 (2.500)	355,0
	17,9 (2.600)	365,0
	19,3 (2.800)	161,3
	20,7 (3.000)	127,5
	22,1 (3.200)	380,0
	23,1 (3.350)	90,0
1562 °F(850 °C)	10,3 (1.500)	870,0
	12,1 (1.750)	745,0
	12,8 (1.850)	503,8
	13,1 (1.900)	185,0
	13,8 (2.000)	77,0
	17,2 (2.500)	5,1
1652 °F(900 °C)	6,9 (1.000)	742,5
	7,9 (1.150)	137,5
	8,3 (1.200)	88,0
	9,6 (1.400)	125,0
	11,0 (1.600)	71,0
	12,4 (1.800)	13,5
	13,8 (2.000)	5,0
Tabla 12 Colada WC73, tiempo para el 2 % de deformación por fluencia		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	17,2 (2.500)	862,4
	17,9 (2.600)	807,2
	19,3 (2.800)	310,3
	20,7 (3.000)	292,4
	22,1 (3.200)	390,2
	23,1 (3.350)	200,0
1 562 °F(850 °C)	12,1 (1.750)	894,3
	12,8 (1.850)	557,5
	13,1 (1.900)	226,5
	13,8 (2.000)	266,1
	17,2 (2.500)	39,3
	7,9 (1.150)	316,6
1652 °F(900 °C)	8,3 (1.200)	270,0
	9,6 (1.400)	270,5
	11,0 (1.600)	132,0
	12,4 (1.800)	52,5
	13,8 (2.000)	24,5
Tabla 13 Colada WC73, tiempo para rotura		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	16,2 (2.350)	225,0
	17,2 (2.500)	825,0
	17,6 (2.550)	130,0
	18,3 (2.650)	50,0
	19,0 (2.750)	145,0
	19,3 (2.800)	62,5
	20,7 (3.000)	47,0
	9,6 (1.400)	8,0
1562 °F(850 °C)	10,3 (1.500)	400,0
	13,8 (2.000)	360,0
	14,1 (2.050)	102,0
	14,8 (2.050)	102,0
	15,2 (2.200)	60,0
	17,2 (2.500)	19,0
	6,9 (1.000)	1125,0
	7,6 (1.100)	105,0
1652 °F(900 °C)	8,3 (1.200)	6,5
	9,6 (1.400)	40,0
	10,3 (1.500)	27,0
	12,4 (1.800)	4,5
	13,8 (2.000)	3,5
Tabla 14 Colada WC75 tiempo para el 1 % de deformación por fluencia		

ES 2 487 530 T3

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	16,2 (2.350)	356,0
	17,6 (2.550)	240,0
	18,3 (2.650)	102,5
	19,0 (2.750)	188,0
	19,3 (2.800)	118,8
	20,7 (3.000)	72,5
1562 °F(850 °C)	9,6 (1.400)	17,0
	10,3 (1.500)	665,0
	13,8 (2.000)	550,0
	14,1 (2.050)	140,0
	14,5 (2.150)	56,0
	15,2 (2.200)	74,0
1652 °F(900 °C)	17,2 (2.500)	48,0
	6,9 (1.000)	315,0
	7,6 (1.100)	152,5
	8,3 (1.200)	15,0
	9,6 (1.400)	78,0
	10,3 (1.500)	42,5
	12,4 (1.800)	10,0
	13,8 (2.000)	6,5
Tabla 15 Colada WC75 tiempo para el 2 % de deformación por fluencia		

TEMPERATURA	(MPa) TENSIÓN (psi)	TIEMPO (h)
1472 °F (800 °C)	16,2 (2,350)	858,5
	17,6 (2.550)	494,4
	18,3 (2.650)	245,7
	19,0 (2.750)	253,9
	19,3 (2.800)	293,5
	20,7 (3.000)	147,0
1562 °F(850 °C)	14,1 (2.050)	269,8
	14,5 (2.100)	140,0
	15,2 (2.200)	171,4
	17,2 (2.500)	75,6
	7,6 (1.100)	470,0
	8,3 (1.200)	64,2
1652 °F(900 °C)	9,6 (1.400)	180,3
	10,3 (1.500)	131,1
	12,4 (1.800)	58,4
	13,8 (2.000)	40,4
Tabla 16 Colada WC75, tiempo para rotura		

Considerando las Figuras 3-5, las modificaciones en la composición no parecen provocar una diferencia sustancial en la resistencia a la fluencia a la temperatura de ensayo más baja, 800 °C (1472 °F). Incrementar la temperatura a 850 °C (1562 °F) dio lugar a una diferenciación entre la resistencia a la fluencia de aleaciones estándar y modificadas. El ensayo a 900 °C (1652 °F) reveló una clara separación de rendimiento de resistencia a la fluencia entre las diversas aleaciones. Las aleaciones modificadas (coladas WC71, WC73, y WC75) demostraron en general un aumento de la resistencia a la fluencia a temperaturas de ensayos más altas en comparación a la aleación estándar (colada WC70). Los resultados fueron coherentes a temperaturas de ensayo altas para ensayos realizados para determinar el tiempo hasta el 1 % de fluencia, el 2 % de fluencia y la rotura, demostrando las aleaciones modificadas una resistencia superior a la fluencia en comparación con la aleación estándar. Por ejemplo, en base a los datos de ensayo se verá que las aleaciones modificadas mostraron una resistencia a la rotura por fluencia de al menos 6,9 MPa (1000 psi) a 900 °C (1652 °C) durante 400 horas, un tiempo para el 1 % de deformación por fluencia de al menos 100 horas a 900 °C (1652 °C) bajo una carga de 6,9 MPa (1000 psi) y un tiempo para el 2 % de deformación por fluencia de al menos 200 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6,9 MPa (1000 psi). En contraste, basado en los datos de ensayo, la aleación estándar (WC70) exhibió una vida de rotura por fluencia de solo aproximadamente 156 horas a la tensión más baja de 6,2 MPa (900 psi) a 900 °C (1652 °F). La aleación estándar de la colada WC70 también exhibió el 1 % de deformación por fluencia en 2,5 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6,2 MPa (900 psi) y un tiempo hasta el 2 % de deformación por fluencia de solo 5,0 horas a 900 °C (1652 °F) bajo una carga de 6,2 MPa (900 psi). Estas diferencias ilustran las mejoras sustanciales en resistencia a la fluencia y a la rotura que es resultado de la modificación de la aleación.

La mayor resistencia a la fluencia de las aleaciones modificadas en ambientes de alta temperatura hace a las aleaciones adecuadas para su uso en SOFC, así como otras aplicaciones a alta temperatura.

IV. Ensayos de oxidación

El comportamiento de oxidación isotérmica de las diversas aleaciones (coladas WC70-WC75) fue investigado. Muestras de aleación duplicadas se expusieron durante 500 horas a 800 °C (1472 °F) y 900 °C (1652 °F). Las muestras se desengrasaron en primer lugar para quitar la grasa y aceites de la superficie del metal. A continuación, las muestras se pesaron, se colocaron en crisoles de alúmina y se expusieron durante periodos de tiempo establecidos a altas temperaturas en aire ambiente de laboratorio en un horno de caja construido con solera sólida. Periódicamente, las muestras se retiraron, se pesaron y se devolvieron al horno de ensayo. Los cambios en el peso medido se dividieron por el área de la muestra, dando como resultando una curva de cambio de peso específico (mg/cm²) en función del tiempo.

Como se muestra en la Figura 6, el ensayo de oxidación isotérmica a 800 °C (1472 °F) dio como resultado cambios de peso similares para todas las muestras. La aleación estándar (colada WC70) exhibió un aumento de peso ligeramente superior después de 336 horas. Sin embargo, después de 500 horas el aumento de peso fue similar para todas las muestras. Como no había evidencia de espalación de la capa de óxido (separación de partículas de la superficie en forma de escamas), el punto de datos sesgados en la Figura 5 de la muestra de colada WC70 a 336 horas puede haber sido causado por una medición inexacta. Todos los especímenes exhibieron un color gris carbón uniforme con ninguna evidencia de decoloración o ataque localizado.

Como se muestra en la Figura 7, el ensayo de oxidación isotérmica a 850 °C (1562 °F) se limitó a tres muestras, las coladas WC70, WC71 y WC74. La muestra de la colada WC71, que se modificó con respecto a la aleación estándar únicamente en el contenido de niobio, exhibió un aumento de peso mayor que la aleación estándar (colada WC70) o que la aleación modificada con adiciones de niobio, cerio y lantano (colada WC74). Esta diferencia fue apreciable después de 168 horas y se volvió más evidente después de 500 horas.

Como se muestra en la Figura 8, las exposiciones a 900 °C (1652 °F) mostraron resultados similares a los observados a las temperaturas menores. Una vez más, la aleación modificada únicamente por adición de niobio (colada WC71) exhibió un aumento de peso ligeramente superior al de la aleación estándar (colada WC70) o la aleación modificada que contiene mayor niobio, cerio y lantano (WC74). Los especímenes formaron una capa de óxido relativamente uniforme de óxido de carbón gris con un matiz verdoso. Alguna evidencia de decoloración localizada fueron perceptible.

La constante de variación parabólica es una medida de la velocidad de oxidación. La constante resume una curva completa de cambio de peso a una temperatura dada. La ecuación de la variación parabólica es de la forma: $\Delta M/A = k_p \sqrt{t}$, en la que $\Delta M/A$ = cambio de peso específico en mg/cm², t = tiempo, y k_p = constante de variación parabólica. Las constantes de variación parabólica de ensayos de exposición a la oxidación desde 500 horas en cada una de las aleaciones están enumeradas a continuación en la Tabla 17.

TABLA 17

Constante de variación (g ² /cm ⁴ h)						
Temperatura de exposición	WC70	WC71	WC72	WC73	WC74	WC75
1472 °F/800 °C	-13,5	-13,7	-13,8	-13,9	-13,8	-13,7
5 1652 °F/900 °C	-12,1	-11,9	-12,5	-12,2	-12,2	-12,2

Los valores calculados están esencialmente dentro de la dispersión (+0,25 en una escala logarítmica) para las exposiciones realizadas.

La oxidación en condiciones de ciclos térmicos es generalmente mayor que la oxidación a una temperatura constante. Una diferencia significativa existe por lo general en el coeficiente de expansión térmica de óxidos y metales. Esto puede llevar a la generación de niveles elevados de tensión durante el ciclo térmico, dando como resultado el desprendimiento prematuro de la capa protectora de óxido, conocido como espalación. La espalación de óxido expone metal desnudo, que luego se vuelve a oxidar rápidamente. Las muestras de las coladas de aleación modificadas se laminaron dando láminas de 0,002 pulgadas (0,051 mm) de espesor y se estamparon en especímenes de ensayo de oxidación cíclica. Estas muestras se analizaron posteriormente. Se usó una corriente eléctrica para calentar las muestras durante dos minutos y las muestras se enfriaron después rápidamente a temperatura ambiente. Después de dos minutos a temperatura ambiente, las muestras se ciclaron de nuevo a una temperatura de ensayo. El número total de ciclos antes de la rotura del filamento, causado por oxidación profunda, se usa como una medida de la resistencia a la oxidación en condiciones cíclicas. Las muestras se analizaron por duplicado a 2100 °F (1149 °C), 2200 °F (1204 °C) y 2300 °F (1260 °C). Los resultados mostrados en la Figura 9 indican que la colada modificada con adición de niobio (colada WC71) exhibió una baja resistencia de oxidación cíclica, continuando con la tendencia general señalada en los ensayos de oxidación isotérmica. (CTF en la Figura 9 es "ciclos hasta rotura").

V. Coeficiente de expansión térmica

Como se discutió anteriormente, el CTE es una propiedad fundamental de materiales de interconexión de pila de combustible. Si la falta de paralelismo entre los CTE de la interconexión y los componentes cerámicos de la pila de combustible es demasiado grande, la integridad mecánica de la pila, particularmente los sellos entre las capas de pilas, puede verse comprometida. En consecuencia, en el acero inoxidable de la presente invención, el CTE está dentro de un intervalo de aproximadamente el 25 % del CTE de zirconia estabilizada, el electrolito convencional en SOFC, entre 20 °C (68 °F) y 1000 °C (1832 °F). Por razones descritas anteriormente, es preferente que el CTE del acero sea al menos tan grande, y puede ser hasta aproximadamente el 25 % superior al CTE de zirconia estabilizada entre 20 °C (68 °F) y 1000 °C (1832 °F).

Se analizaron muestras de la aleación E-BRITE® convencional para determinar el CTE promedio. La aleación E-BRITE® (UNS S44627) incluye, en porcentaje en peso, el 0,010 max. de carbono, el 0,40 max. de manganeso, el 0,020 max. de fósforo, el 0,020 max. de azufre, el 0,40 max. de silicio, el 25,0-27,5 de cromo, el 0,50 max. de níquel, el 0,75-1,50 de molibdeno, el 0,015 max. de nitrógeno, el 0,20 max. de cobre, el 0,05-0,20 de niobio y 0,50 max. de (níquel + cobre). Los resultados de la ensayo CTE se proporcionan en la Tabla 18 a continuación.

TABLA 18

Temperatura de ensayo		Ensayo de Lab. A (x 10 ⁻⁶ /°C)		Ensayo de Lab. B (x 10 ⁻⁶ /°C)	
		Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
(°C)	(°F)				
40	104	-	-	8,21	10,22
100	212	9,93	9,28	9,37	10,04
200	392	10,38	9,81	9,98	10,25
300	572	10,73	10,2	10,34	10,54
400	752	10,93	10,53	10,6	10,79

(continuación)

		Ensayo de Lab. A ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)		Ensayo de Lab. B ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	
Temperatura de ensayo		Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
($^{\circ}\text{C}$)	($^{\circ}\text{F}$)				
500	932	11,16	10,87	10,89	11,06
600	1112	11,35	11,06	11,09	11,3
700	1292	11,68	11,33	11,45	11,61
800	1472	12,18	11,75	11,83	12,06
900	1652	12,58	12,24	12,53	12,58
998	1810	13,02	-	-	-
1000	1832	-	12,74	13,05	13,12

El límite de bajo carbono de la aleación E-BRITE® y limitaciones en el níquel y el cobre (individualmente y combinados) están relajados en la aleación de la presente invención como se ha descrito ampliamente en el presente documento. Se cree que tal variación no tendría ninguna influencia apreciable en las propiedades de expansión térmica de la aleación. También se cree que la inclusión de al menos uno de niobio, titanio y tantalio en la aleación de la presente invención con el fin de satisfacer la ecuación

$$0,5 \leq (\% \text{ de Nb} + \% \text{ de Ti} + \frac{1}{2}(\% \text{ de Ta})) \leq 0,75$$

no afectaría al CTE de la aleación de forma sustancial. Todos los valores CTE en la Tabla 18 están dentro de aproximadamente el 25 % de 11×10^{-6} por $^{\circ}\text{C}$, que es el CTE aproximado de YSZ entre 20°C (68°F) y 1000°C (1832°F).

En consecuencia, los resultados de los ensayos anteriores demuestran que el acero inoxidable ferrítico de la presente invención tiene propiedades mecánicas a alta temperatura mejoradas respecto a un acero inoxidable ferrítico estándar. Por ejemplo, respecto al acero inoxidable ferrítico E-BRITE®, el acero inoxidable de la presente invención exhibe estabilidad microestructural mejorada, mejora en la propiedades mecánicas y mayor resistencia a la fluencia a altas temperaturas.

Se puede usar cualquier práctica convencional de fusión y refinado adecuada para preparar desbastes o lingotes del acero de la presente invención. Los desbastes o lingotes, además, pueden procesarse de una manera convencional para dar un producto tal como banda, hoja o placa, recocerse en solución y, opcionalmente, precipitarse por tratamiento térmico. Para la aplicación de pila de combustible contemplada, el acero puede precipitarse por tratamiento térmico a la temperatura de uso (aproximadamente 1830°F (871 a 999°C)). Cuando están involucradas temperaturas de uso inferiores, puede ser deseable endurecer por precipitación el acero exponiéndolo a una temperatura de unos 1600°F (871°C) durante un tiempo suficiente para reforzar adecuadamente el material.

El acero puede usarse para fabricar componentes para SOFC, incluidos un electrolito que contiene zirconia estabilizada. Tales componentes incluyen separadores e interconexiones para SOFC que incluyen electrolitos que contienen zirconia estabilizada. El acero también puede procesarse dando componentes para dispositivos sensores de oxígeno que incluyen circonio estabilizado, o dando artículos para otras aplicaciones a alta temperatura, tales como para usar en componentes y equipos de horno de alta temperatura para manipular cobre fundido y otros metales fundidos. Por ejemplo, SOFC que incluyen el acero inoxidable ferrítico de la presente invención pueden incluir un ánodo cerámico, un cátodo cerámico y un electrolito de zirconia estabilizada intermedio del ánodo y cátodo. Las SOFC también pueden incluir al menos uno de una interconexión y un separador que incluyen el presente inoxidable ferrítico y está dispuesto de forma adyacente al electrolito cerámico.

Debe entenderse que las descripciones anteriores ilustran los aspectos de la invención relevantes para un claro entendimiento de la invención. Ciertos aspectos de la invención que podrían ser evidentes a los expertos en la

5 técnica y que, por consiguiente, no facilitarían una mejor comprensión de la invención, no han sido presentados con el fin de simplificar la actual descripción. Aunque la presente invención ha sido descrita en conexión con ciertas realizaciones, los expertos en la técnica, al considerar la descripción anterior, reconocerán que pueden usarse muchas modificaciones y variaciones de la invención. Se pretende que todas las variaciones y modificaciones de las invenciones estén abarcadas por la descripción anterior y las reivindicaciones siguientes.

Debe entenderse que diversos cambios y modificaciones a las realizaciones preferentes presentes descritas en el presente documento serán aparentes para los expertos en la técnica. Dichos cambios y modificaciones pueden realizarse sin apartarse del ámbito de la presente invención y sin disminuir sus ventajas pretendidas. Se pretende, por lo tanto, que dichos cambios y modificaciones estén cubiertos por las reivindicaciones siguientes.

10

REIVINDICACIONES

1. Un acero inoxidable ferrítico que consiste en:
del 25 hasta el 35 por ciento en peso de cromo;
del 0,9 hasta el 1,1 por ciento en peso de molibdeno;
5 hasta el 0,005 por ciento en peso de carbono;
al menos uno de niobio, titanio y tantalio, en el que el acero comprende del 0,07 hasta no más del 0,5 por ciento en peso de titanio y la suma de los porcentajes en peso de niobio, titanio y tantalio satisface la ecuación
$$0,5 \leq (\% \text{ de Nb} + \% \text{ de Ti} + \frac{1}{2}(\% \text{ de Ta})) \leq 0,75$$
hasta el 1,0 por ciento en peso de silicio;
10 hasta el 0,25 por ciento en peso de aluminio;
hasta el 0,25 por ciento en peso de tungsteno;
hasta el 1,0 por ciento en peso de manganeso;
hasta el 0,04 por ciento en peso de nitrógeno;
hasta el 0,01 por ciento en peso de azufre;
15 hasta el 0,05 por ciento en peso de fósforo;
hasta el 0,25 por ciento en peso de cobre;
hasta el 0,1 por ciento en peso de cerio;
hasta el 0,05 por ciento en peso de lantano;
hasta el 0,05 por ciento en peso de circonio;
20 hasta el 0,050 por ciento en peso de hafnio, en el que la cantidad combinada de hafnio y circonio es de hasta el 0,05 por ciento en peso;
siendo el resto hierro e impurezas accidentales;
en el que el coeficiente de expansión térmica del acero se encuentra entre aproximadamente el 25 % del coeficiente de expansión térmica de la zirconia estabilizada entre 20 °C y 1000 °C, y en el que el acero muestra
25 al menos una propiedad de fluencia seleccionado de la resistencia a la rotura por fluencia de al menos 6895 kPa (1000 psi) a 900 °C, tiempo para el 1 % de deformación por fluencia de al menos 100 horas a 900 °C bajo una carga de 6895 kPa (1000 psi) y tiempo para el 2 % de deformación por fluencia de al menos 200 horas a 900 °C bajo una carga de 6895 kPa (1000 psi).
30 2. Un artículo de fabricación que comprende un componente que incluye zirconia estabilizada adyacente a un componente que incluye un acero inoxidable ferrítico según la reivindicación 1, en el que el artículo de fabricación es un componente seleccionado de un componente para una pila de combustible de óxido sólido que incluye un electrolito que contiene zirconia estabilizada y un componente de un dispositivo sensor de oxígeno que incluye zirconia estabilizada.
35 3. El artículo de fabricación de la reivindicación 2, en el que la zirconia estabilizada es zirconia estabilizada con itria.
4. El artículo de fabricación de la reivindicación 2 o la reivindicación 3, en el que el artículo de fabricación está seleccionado del grupo que consiste en un separador para una pila de combustible de óxido sólido que incluye un electrolito que contiene zirconia estabilizada y una interconexión para una pila de combustible de óxido sólido que incluye un electrolito que contiene zirconia estabilizada.
40 5. Una pila de combustible de óxido sólido que comprende:
un ánodo;
un cátodo;
un electrolito que comprende zirconia estabilizada e intermedio entre el ánodo y el cátodo;

una interconexión que proporciona una trayectoria de corriente desde el ánodo, comprendiendo la interconexión un acero inoxidable ferrítico según la reivindicación 1.

- 5 6. El acero inoxidable ferrítico de la reivindicación 1, en el que el acero inoxidable ferrítico es al menos parte de un componente de una pila de combustible de óxido sólido que incluye un electrolito que contiene zirconia estabilizada.
7. El acero inoxidable ferrítico de la reivindicación 1, en el que el acero inoxidable ferrítico es al menos parte de una interconexión para una pila de combustible de óxido sólido que incluye un electrolito que contiene zirconia estabilizada.
- 10 8. El acero inoxidable ferrítico de la reivindicación 1, en el que el acero inoxidable ferrítico es al menos parte de un componente para un dispositivos sensor de oxígeno que incluye zirconia estabilizada.

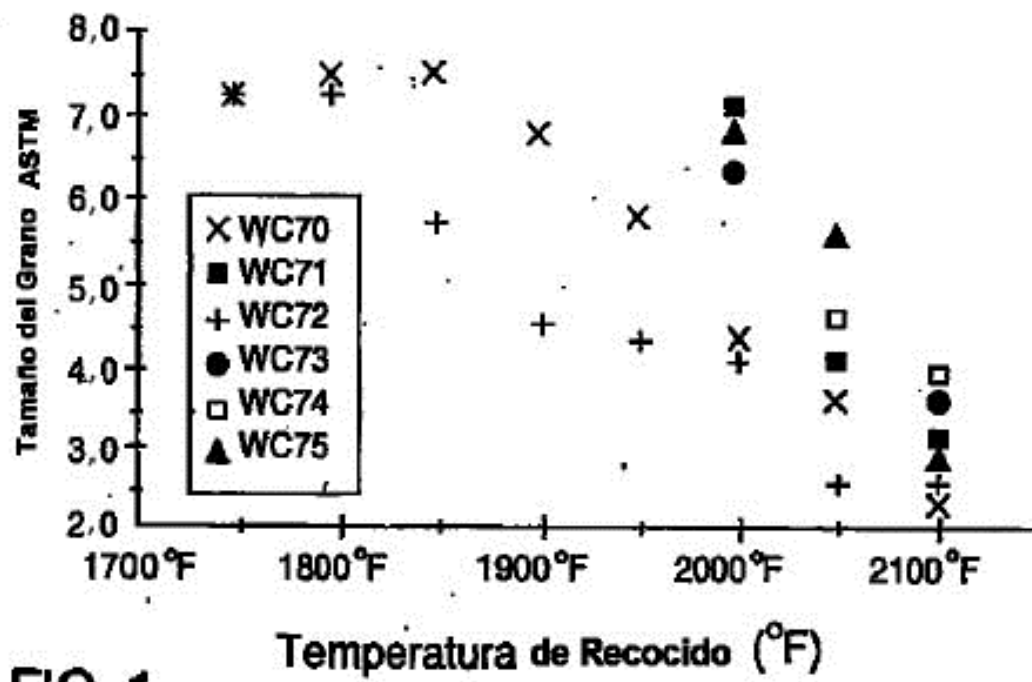
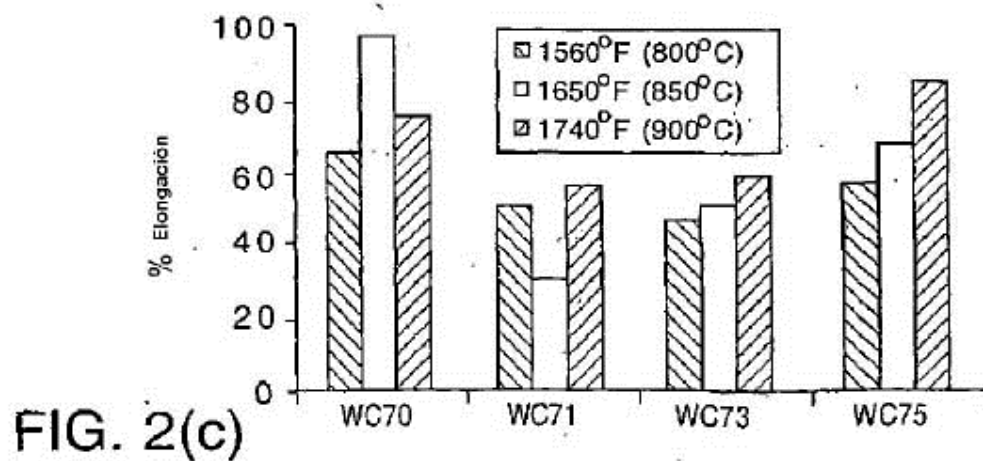
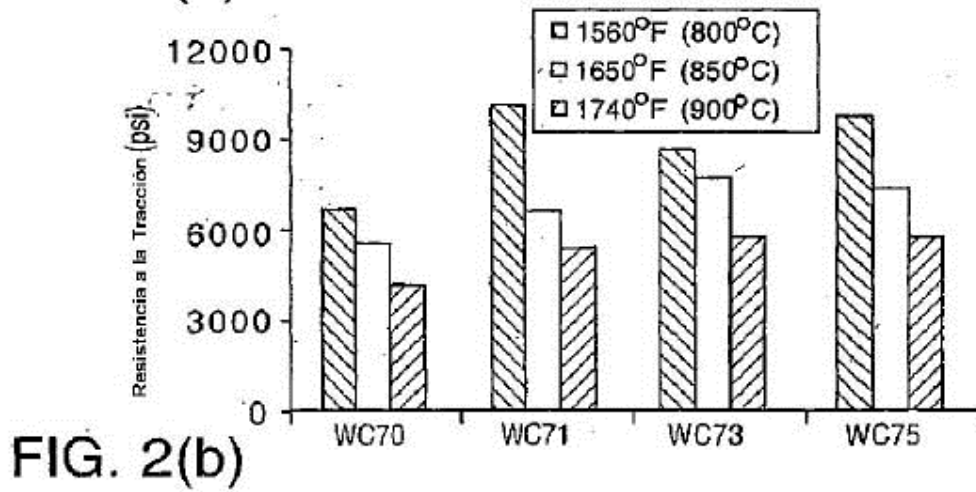
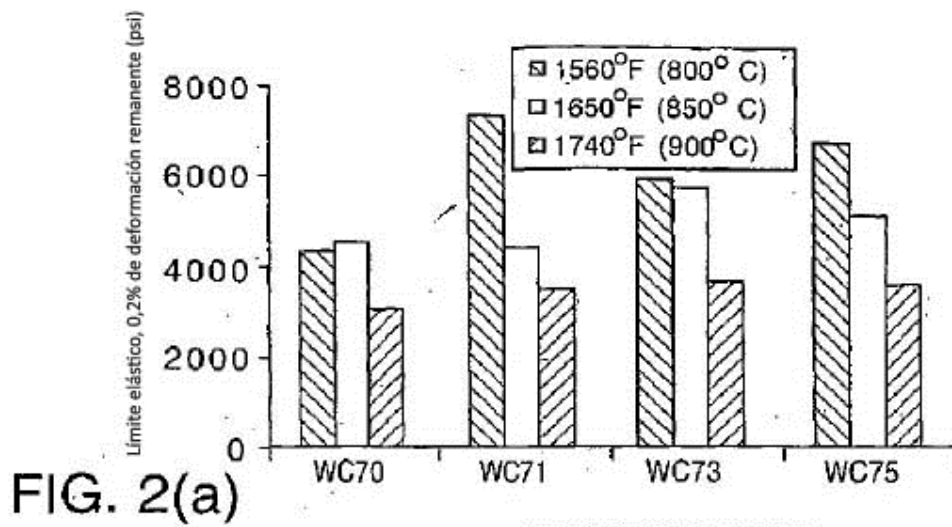
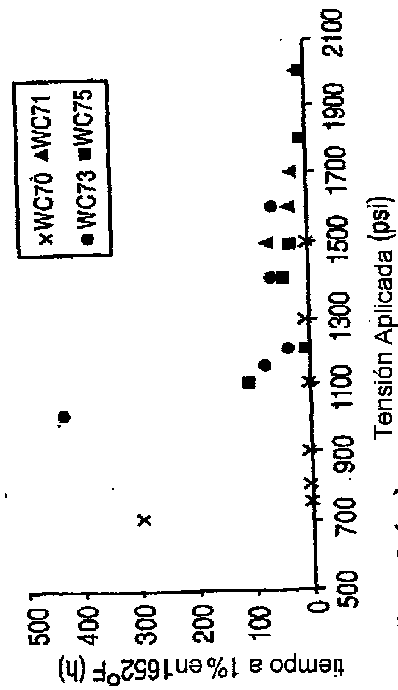
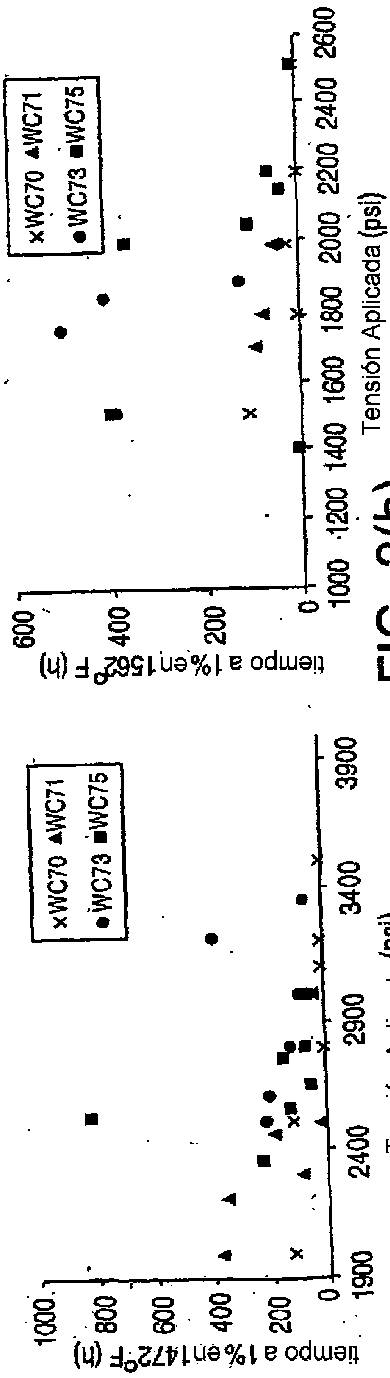


FIG. 1





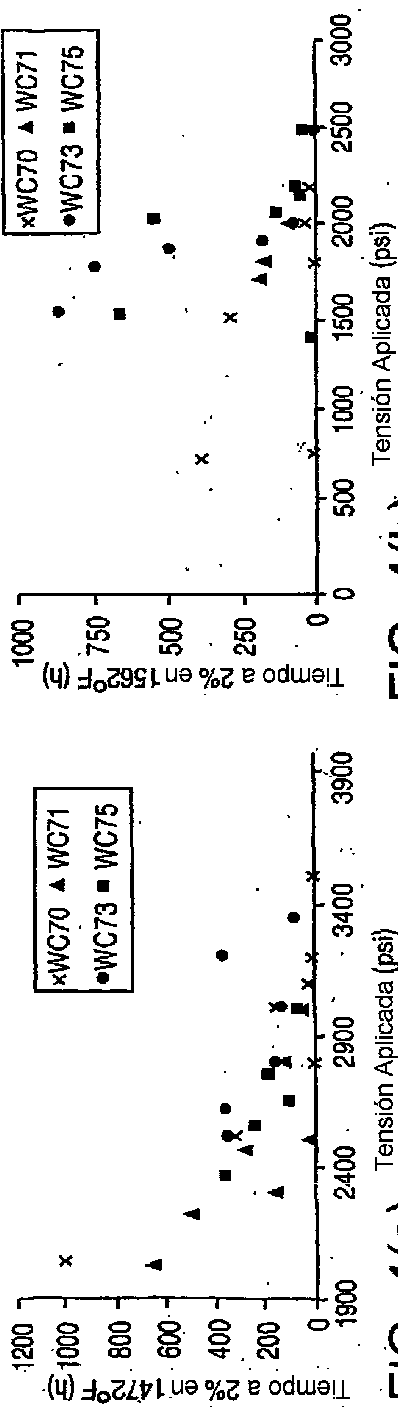


FIG. 4(b)

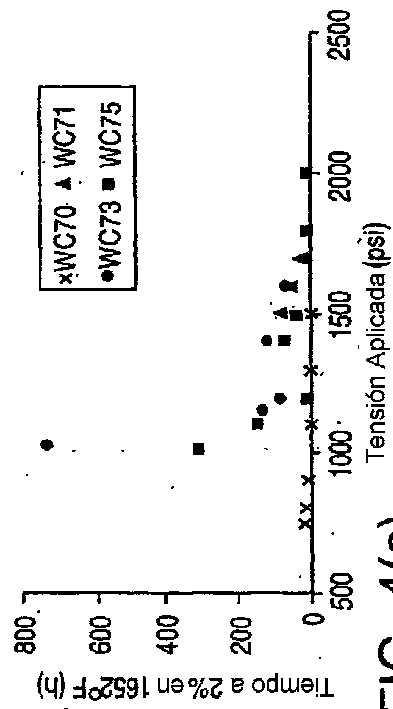
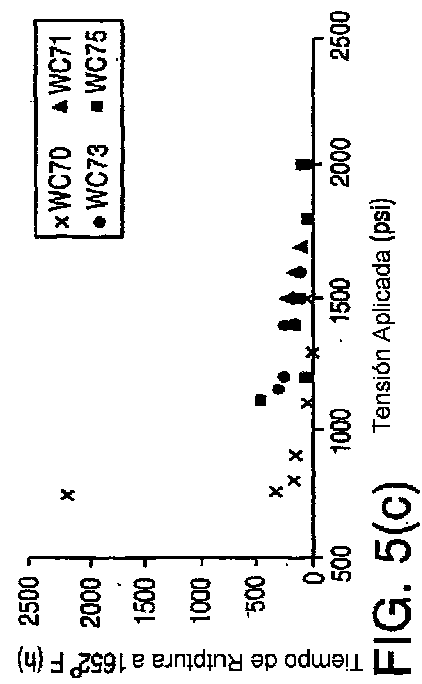
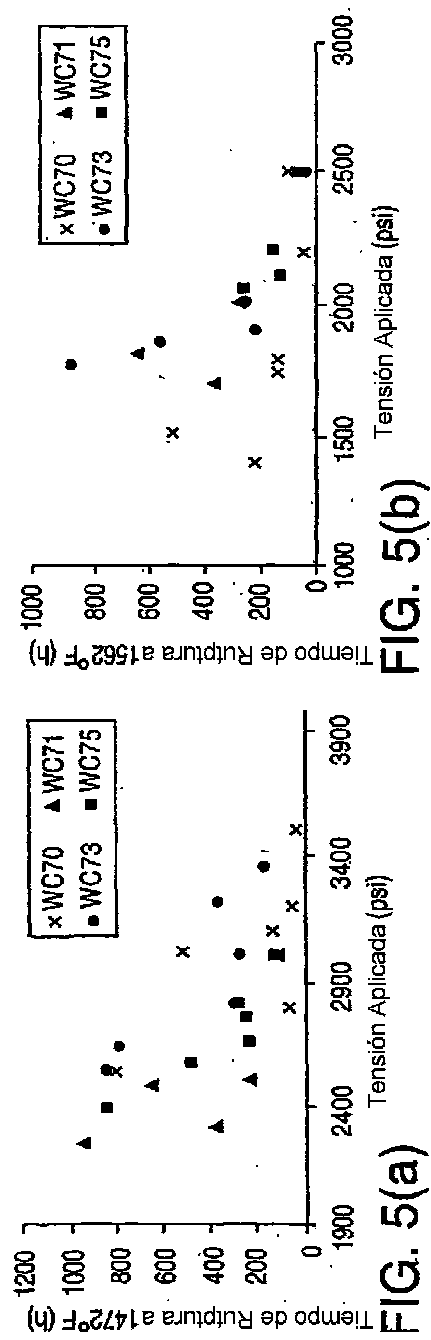


FIG. 4(c)



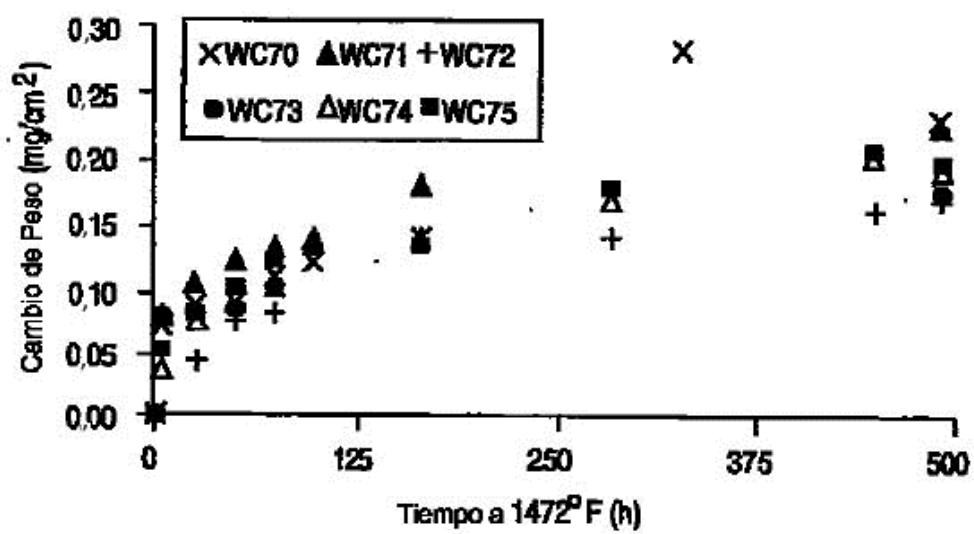


FIG. 6

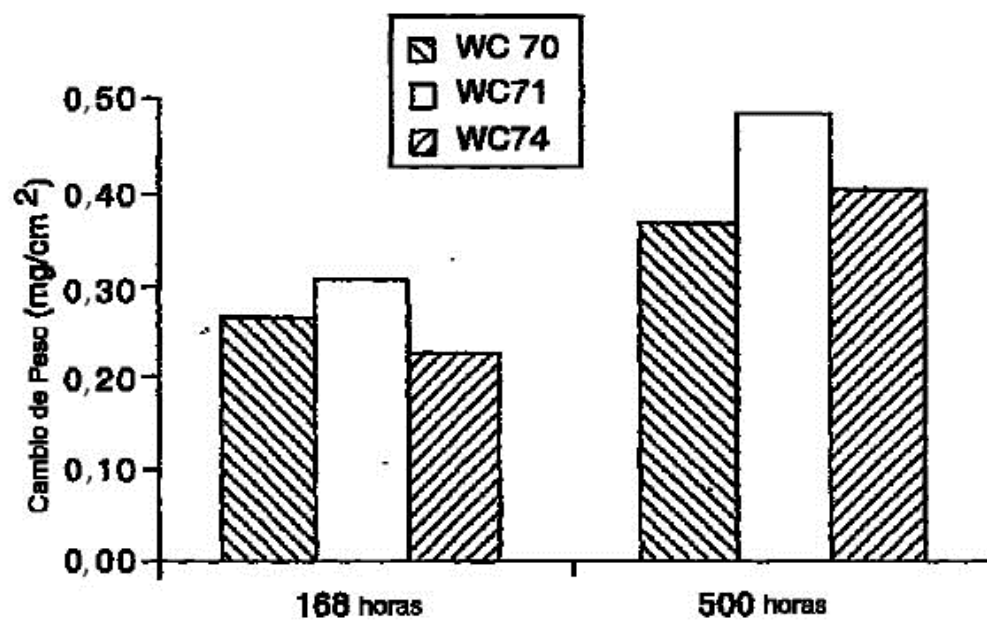


FIG. 7

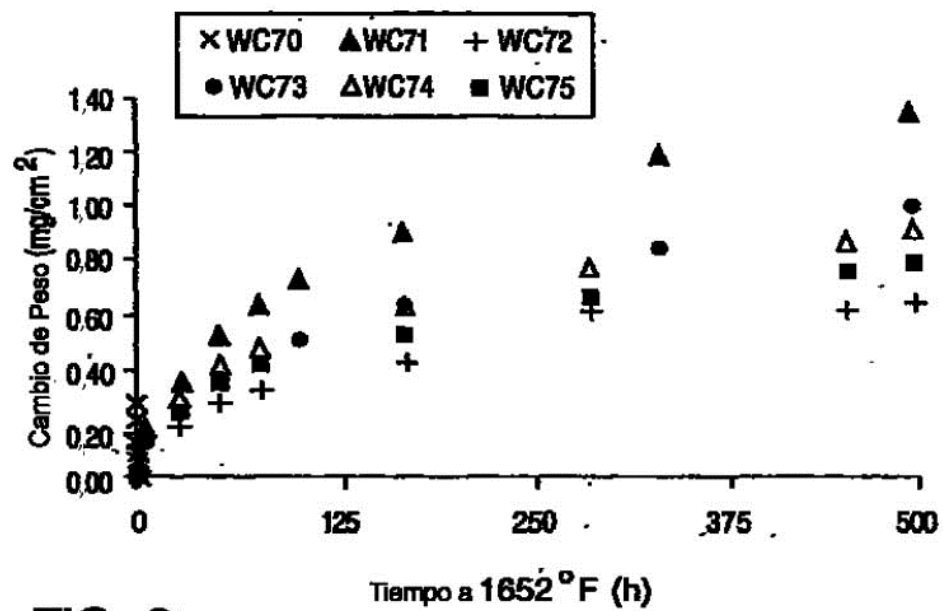


FIG. 8

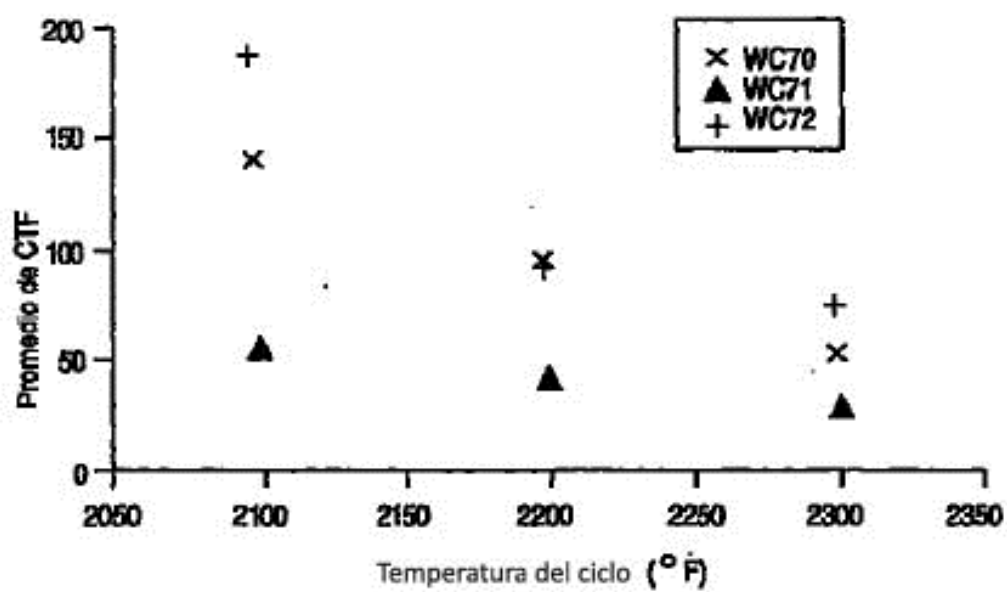


FIG. 9