(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 694 052**

(51) Int. CI.:

B22D 13/00	(2006.01)	***C22C 38/40***	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	***C22C 38/48***	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	***C22C 38/50***	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	***B22D 13/02***	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)		
C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/14	(2006.01)		
C22C 38/18	(2006.01)		
C22C 38/26	(2006.01)		
C22C 38/28	(2006.01)		

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(86) Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.08.2015 PCT/GB2015/052498**

(87) Fecha y número de publicación internacional: **10.03.2016 WO16034865**

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.08.2015 E 15757561 (4)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.10.2018 EP 3188859**

(54) Título: **Aleación de alta ductilidad y baja tensión**

(30) Prioridad:

04.09.2014 GB 201415624

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
17.12.2018

(73) Titular/es:

PARALLOY LIMITED (100.0%)
Paralloy House Nuffield Road
Billingham TS23 4DA, GB

(72) Inventor/es:

FLAHAUT, DOMINIQUE

(74) Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

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

Aleación de alta ductilidad y baja tensión

La presente invención se refiere a aleaciones que se usan para preparar tubos de acero de baja tensión, es decir, tubos para usar en aplicaciones de ingeniería química. En particular, la invención se refiere a aleaciones de acero de alta resistencia bajas en carbono y tuberías que se fabrican de tales aleaciones que tienen baja tensión pero alta ductilidad a temperaturas elevadas. Estas tuberías se usan normalmente en plantas químicas para transportar reactivos y productos, como los colectores de entrada en plantas para producir hidrógeno y metanol. Pueden usarse en plantas como en los hornos reformadores de vapor que incluyen colectores de admisión que necesitan poseer una buena resistencia a la fluencia (baja tensión), así como una buena resistencia a la fatiga termomecánica (alta ductilidad).

El reformado con vapor es el proceso más extendido para la generación de gas de síntesis rico en hidrógeno a partir de carbohidratos ligeros. El material de alimentación es gas natural, principalmente en forma de metano, que finalmente se convierte en metanol e hidrógeno mediante el uso de agua. Esta es una reacción endotérmica del gas con el agua en forma de vapor que tiene lugar a altas temperaturas en reactores de tubos catalíticos. El suministro de gas natural se mezcla con vapor sobrecalentado con la proporción adecuada de vapor/carbono para permitir una conducción eficiente del proceso de reformado. Después la mezcla se distribuye a través de colectores en filas verticales de tubos reformadores rellenos de catalizador. La mezcla fluye desde la parte superior a la parte inferior de los tubos y se calienta desde el exterior a través del catalizador y reacciona de forma endotérmica para producir hidrógeno y monóxido de carbono que se recolectan mediante el colector de salida.

Es necesario calentar los tubos expuestos a temperaturas muy altas (por encima de 900 °C) para permitir que la reacción endotérmica tenga lugar de forma continua. Esto coloca requisitos de diseño estrictos en el reactor. En adición, la reacción generalmente tiene lugar a presiones elevadas y dado que la reacción ocurre a presiones relativamente altas (por encima de 20 kg/cm^2 y hasta 40 kg/cm^2) en el tubo, el daño por fluencia del tubo es el parámetro usual que limita la vida de trabajo del tubo.

El aumento en la disponibilidad de gas de esquisto impulsó el desarrollo del uso de reactores de reformado, particularmente en los Estados Unidos y en China. En adición, existe una demanda creciente para la producción de metanol a partir de una combinación de combustión subestequiométrica y reformado de vapor catalítico. Se reconoce que la producción anual de metanol supera los 40 millones de toneladas y continúa su crecimiento a un 4 % por año. El metanol se utiliza tradicionalmente como suministro para la producción de una gama de productos químicos que incluyen ácido acético y formaldehído. En los últimos años, el metanol se utiliza, además, para la producción de dimetiléter y olefinas mediante el llamado proceso de metanol a olefinas o como mezcla de combustible para motores. Consecuentemente, la vida útil limitada de los tubos convencionales que se usan en reactores de reformado representa un problema para la industria.

Las tuberías para colectores pueden prepararse mediante un proceso de fundición centrífuga. La fundición centrífuga es un proceso bien establecido que se usa para moldear cilindros, tuberías y otros objetos de simetría axial de paredes delgadas. Un beneficio de este proceso es que permite un control preciso de la metalurgia y la estructura cristalina del producto de aleación. Generalmente se usa para fundir hierro, acero, aceros inoxidables y aleaciones de aluminio, cobre y níquel. El proceso de fundición centrífuga emplea un molde permanente que gira alrededor de su eje a altas velocidades típicamente de 300 a 3000 rpm cuando se vierte el metal fundido. El metal fundido se lanza por centrifugación hacia la pared interior del molde donde puede solidificarse después del enfriamiento. El cilindro de fundición resultante, es decir, el tubo, tiene un grano fino y la rugosidad de la superficie exterior del cilindro es relativamente baja. Las tuberías forjadas muy dúctiles poseen, por otra parte, propiedades de resistencia a la fluencia limitadas debido a su contenido de carbono relativamente bajo que permiten su fabricación. El proceso de fundición centrífuga de tuberías que permite la fundición de aleaciones con mayor contenido de carbono posee una tensión muy baja/mayor resistencia a la fluencia pero menor ductilidad. La invención propone la fundición centrífuga de una tubería con baja tensión/alta resistencia a la fluencia y alta ductilidad/alta resistencia a la fatiga termomecánica.

La patente núm. JP64-031931 describe la producción de un tubo curvo fabricado de una aleación resistente al calor. El tubo se prepara por fundición centrífuga y la aleación de la patente núm. JP64-031931 se fabrica de acero fundido de alta tensión y resistente al calor que contiene de 15 a 30 % de cromo, de 20 a 40 % de níquel así como incluye de manera opcional pequeñas cantidades de manganeso y molibdeno. Pequeñas cantidades de niobio y titanio se adicionan, además, a la aleación. El tubo de fundición se somete después a la etapa adicional de un tratamiento de envejecimiento a una temperatura de 700 a 1100 °C para depositar carburo secundario dentro de la estructura del grano. Esta patente no intenta controlar la formación de carburo primario o controlar las cantidades relativas de niobio y titanio, o carbono y nitrógeno. Posteriormente, se somete a otra etapa de procesamiento que involucra doblado a alta frecuencia o doblado a presión a una temperatura en el intervalo de 550 a 1100 °C.

La patente núm. WO2012/121389 describe una aleación diseñada para usar en aplicaciones nucleares tales como en los intercambios de calor en reactores de agua a presión. Se dice que el material tiene una excelente trabajabilidad fina y resistencia a la corrosión. Este material se basa en una aleación de níquel-cromo-hierro y contiene pequeñas cantidades de manganeso, titanio y, opcionalmente, aluminio como elementos de aleación.

La patente núm. EP1679387 describe un acero fundido resistente al calor que tiene una buena resistencia a altas temperaturas, resistencia al envejecimiento y resistencia a la ruptura por fluencia para usar como material en tubos de reacción de reformado con vapor en sistemas de generación de hidrógeno con celdas de combustible. El acero fundido contiene cromo y níquel, junto con manganeso, niobio, titanio y cerio como elementos de aleación.

En adición a todos los problemas técnicos habituales asociados con la preparación de una tubería de acero para usar en una planta química, hay dos problemas particulares que deben abordarse al fabricar tuberías para este tipo de aplicación. Estos problemas surgen debido al duro entorno de trabajo al que estarán expuestos los tubos de acero y al hecho de que cualquier "tiempo de inactividad" en la operación de la planta es muy costoso en términos de pérdida de producción. Las tuberías deben ser lo suficientemente fuertes para resistir la condición y ser resistentes a la fluencia, es decir, a la deformación a lo largo del tiempo cuando se exponen a temperaturas elevadas y, además, deben ser lo suficientemente dúctiles para soportar la fatiga termomecánica, es decir, la variación repetida de temperaturas y/o tensiones y deformaciones mecánicas.

El objetivo de la presente invención es proporcionar tuberías que sean resistentes a la fluencia, es decir, tuberías que tengan una tensión baja en comparación con otras aleaciones de acero a temperaturas elevadas. En adición la invención pretende que las mismas tuberías sean lo suficientemente dúctiles para resistir el daño de la fatiga termomecánica.

Es un objetivo de la presente invención, además, preparar una tubería que pueda producirse en un proceso que sea conveniente de ejecutar, de modo que el proceso de fabricación sea relativamente sencillo. Es un objetivo, además, proporcionar un proceso que sea aplicable a la producción a gran escala de tubos de aleación de acero. La invención tiene como objetivo proporcionar un método de producción más económico y/o que, además, es más económico cuando se consideran las interrupciones por mantenimiento y el uso por el tiempo de vida completo. Es un objetivo de la presente invención, además, proporcionar una aleación de acero que sea económica de fabricar y que evite o reduzca la necesidad de componentes de aleación caros.

Es un objetivo, además, tener tuberías que puedan prepararse sin la necesidad de etapas de procesamiento posteriores adicionales.

Otro objetivo es proporcionar tuberías que tengan una baja rugosidad interna y externa.

Un objetivo adicional es producir tuberías que tengan una alta resistencia y/o sean de una dureza alta. Otro objetivo es que las tuberías tengan una buena "vida útil". La exposición a largo plazo bajo condiciones de alta temperatura puede ser muy perjudicial para las aleaciones de acero convencionales que se usan en tales aplicaciones. Otro objetivo es producir aleaciones de acero que tengan una buena resistencia a altas temperaturas durante un período prolongado de tiempo. Otro objetivo es proporcionar aleaciones de acero que tengan una buena resistencia a la corrosión, particularmente a temperaturas elevadas, como las que se encuentran en una planta química. Otro objetivo es producir tuberías en las que la resistencia a la corrosión se mantenga durante un período prolongado de uso.

La invención satisface algunos o todos los objetivos anteriores.

De acuerdo con un primer aspecto de la presente invención, se proporciona un acero que consiste en:
de 20.0 a 40.0 % atómico de níquel,
de 20.0 a 40.0 % atómico de cromo,
de 1.0 a 3.0 % atómico de silicio,
de 0.2 a 1.0 % atómico de carbono,
de 0.01 a 1.0 % atómico de nitrógeno
de 0.01 a 0.90 % atómico de niobio,
de 0.5 a 3.0 % atómico de manganeso, y
de 0.01 a 0.90 % atómico de uno o más de: titanio, hafnio, circonio, vanadio, tungsteno y molibdeno,
en donde:
(a) la cantidad total de niobio y uno o más de un segundo elemento formador de carburo seleccionado de: titanio, hafnio, zirconio, vanadio, tungsteno y molibdeno es de 0.50 a 0.91 % atómico, preferentemente, de 0.60 a 0.75; con la máxima preferencia de aproximadamente 0.65
(b) la cantidad total de carbono más nitrógeno está en el intervalo de 0.2 a 1.2 % atómico, preferentemente, en el intervalo de 0.4 a 1.0 % atómico;
(c) la cantidad (nitrógeno / carbono) está en el intervalo de 0.60 a 0.90, preferentemente, 0.80, y
(d) la cantidad [nitrógeno / (el (los) segundo(s) elemento(s) formador(es) de carburo más niobio)] está en el intervalo de 0.2 a 1.1, preferentemente, de 0.4 a 1.0; con la máxima preferencia, de aproximadamente 0.5.
donde el resto de la composición es hierro e impurezas incidentales.

En ciertos casos, la función de formación de carburo puede lograrse con niobio solo. En este caso, se requiere más niobio en tales aleaciones que en el caso en que los segundos elementos formadores de carburo están presentes en adición al niobio. Los segundos elementos formadores de carburo no necesitan estar presentes en este grupo de aleaciones, es decir, el límite inferior de uno o más de: titanio, hafnio, circonio, vanadio, tungsteno y molibdeno puede ser efectivamente

0 % atómico en el sentido de que no son necesarios para realizar cualquier función funcional en tales aleaciones porque el efecto se logra al tener un mayor contenido de niobio solo.

De acuerdo con un segundo aspecto de la presente invención, se proporciona un acero que consiste en:
de 20.0 a 40.0 % atómico de níquel,
de 20.0 a 40.0 % atómico de cromo,
de 1.0 a 3.0 % atómico de silicio,
de 0.2 a 1.0 % atómico de carbono,
de 0.01 a 1.0 % atómico de nitrógeno
de 0.50 a 0.91 % atómico de niobio, y
de 0.5 a 3.0 % atómico manganeso
en donde:
(a) la cantidad total de carbono más nitrógeno está en el intervalo de 0.2 a 1.2 % atómico, preferentemente, en el intervalo de 0.4 a 1.0 % atómico
(b) la cantidad (nitrógeno / carbono) está en el intervalo de 0.60 a 0.90, preferentemente, a 0.80, y
(c) la cantidad (nitrógeno / niobio) está en el intervalo de 0.2 a 1.1, preferentemente, de 0.4 a 1.0; con la máxima preferencia, de aproximadamente 0.5.
donde el resto de la composición es hierro e impurezas incidentales.

Los requisitos discutidos a continuación para las aleaciones de la invención, a menos que se indique explícitamente lo contrario, se aplican independientemente a las aleaciones de los aspectos primero y segundo de la invención.

Las aleaciones del primer y segundo aspecto pueden usarse para fabricar tuberías de acero.

Las composiciones de aleación de ambos aspectos de la presente invención tienen una propensión reducida a sufrir fracturas por estrés. La aparición de fracturas por estrés y la resistencia y la tensión de una composición de aleación se dictan generalmente por la aparición de dislocaciones y su distribución en todo el material a granel. La buena resistencia a altas temperaturas y la resistencia a la fluencia son propiedades que se deben principalmente al fortalecimiento por precipitación de los interiores de los granos mediante carburos de la aleación. El fortalecimiento por precipitación y la ductilidad se rigen por el tamaño, la forma, la distribución y la orientación cristalográfica del precipitado dentro de la matriz circundante. Las aleaciones de acero de la presente invención tienen excelentes propiedades mecánicas, muestran una resistencia a la fluencia mejorada, así como una resistencia mejorada y una ductilidad apropiada para evitar daños por fatiga termomecánica. Las cantidades de los diversos elementos en la presente invención se citan en % atómico ya que una de las características importantes de la invención son las cantidades relativas de los diversos componentes. Esto asegura la correcta formación de carburo.

Los carburos metálicos que normalmente proporcionan el efecto de fortalecimiento en los aceros se derivan de niobio, vanadio, molibdeno y tungsteno. El hafnio, el circonio y el titanio también son formadores de carburo conocidos. Todos estos elementos pueden clasificarse como elementos formadores de carburo.

El principal componente formador de carburo en las aleaciones de la invención es usualmente niobio y el resto de los elementos formadores de carburo que se mencionan anteriormente pueden usarse (solos o en una combinación de uno o más de ellos) como segundo componente formador de carburo.

Una característica importante que se relaciona solo con el primer aspecto de la invención reside en el control cuidadoso de la cantidad total de niobio y el uno o más segundos elementos formadores de carburo. Este total de los elementos formadores de carburo mencionados anteriormente se controla deliberadamente a un máximo de 0.5 a 0.91, preferentemente, de 0.60 a 0.75 % en peso atómico, con la máxima preferencia de 0.65 % en peso atómico. Así, la cantidad total de niobio junto con uno o más de titanio, hafnio, circonio, vanadio, tungsteno y molibdeno en las aleaciones del primer aspecto de la invención nunca es mayor que 0.91 % en peso atómico. Usualmente, el niobio será la parte principal (en términos del número de átomos elementales) de este total. Así el niobio representará el 50 % atómico de este total de los elementos formadores de carburo y es más usualmente al menos el 80 % atómico, y puede ser al menos el 90 % atómico o incluso al menos el 95 % atómico del total de los elementos formadores de carburo. En algunas circunstancias, sin embargo, el niobio puede estar presente en una cantidad inferior al 50 % atómico del total de los elementos formadores de carburo, y está presente una cantidad relativamente alta de uno o más de los otros elementos formadores de carburo.

En el caso de solo el segundo aspecto de la invención, el niobio debe representar un mínimo de 0.50 % atómico de la aleación y es más usualmente al menos 0.60 o 0.70 % atómico, o incluso al menos 0.80 % atómico de la aleación. La cantidad máxima de niobio es 0.91 % atómico.

Las aleaciones de acero de ambos aspectos de la invención tienen consecuentemente una formación de carburo relativamente pequeña y dispersa en comparación con los aceros conocidos para aplicaciones similares. Es esta característica, que surge de un control cuidadoso de la composición metalúrgica, lo que contribuye a las propiedades mecánicas mejoradas de estas aleaciones de acero. Un beneficio adicional de las tuberías de acero de la invención (es

decir, tuberías que se fabrican con aleaciones de acero de la invención) es que no requieren un tratamiento posterior para mejorar las propiedades mecánicas.

De acuerdo con un tercer aspecto de la invención, se proporciona un tubo de acero que se fabrica de una aleación de acero de acuerdo con el primer o segundo aspecto de la invención.

El reforzamiento clásico por precipitación de las aleaciones debidas a la formación de carburos varía en función del tiempo a una temperatura dada. Inicialmente, se forman grupos de átomos de solutos y después, eventualmente, precipitan formas que son en gran parte coherentes con la matriz. Los precipitados refuerzan la matriz porque evitan el movimiento de dislocación que a su vez inhibe la deformación plástica. La composición de aleación de acero de la invención se diseña para controlar la formación de carburo primario y asegurar una distribución sustancialmente homogénea de carburo en toda la matriz. Se diseña, además, para asegurar un crecimiento de carburo más pequeño, más regular.

Cada uno de los componentes elementales descritos en las composiciones de acero anteriores desempeña una función importante en las propiedades en el acero resistente a la fluencia y en las propiedades de ductilidad de las aleaciones descritas en los aspectos primero y segundo de la presente invención. La combinación de elementos da lugar a una tensión muy baja, es decir, una alta resistencia a la fluencia y mantiene la ductilidad lo suficientemente alta, es decir, la resistencia a la fatiga termomecánica que se observa en el caso de las aleaciones de ambos aspectos de la presente invención. Además, la combinación de elementos también contribuye a la resistencia a altas temperaturas del tubo de acero. Esta combinación de alta resistencia, alta resistencia a la fluencia y alta ductilidad se manifiesta durante un período prolongado de tiempo en relación con las aleaciones convencionales. Los comentarios a continuación en relación con cada elemento se aplican a todos los aspectos de la invención.

El carbono es un componente importante del acero para proporcionar resistencia a la tracción y resistencia a la ruptura por fluencia. El carbono es un componente esencial en la formación de carburo que proporciona al acero de la presente invención sus propiedades únicas. El carbono mejora el reforzamiento de la aleación mediante la precipitación de los carburos primarios y secundarios de la siguiente manera: carburos a base de cromo (M7C3) y carburos de niobio durante la solidificación (carburos primarios) y carburos a base de cromo (M23C6) y carburos de niobio, carburo-nitruros de niobio, nitruros de niobio durante el envejecimiento (carburos secundarios). Sin embargo, una cantidad demasiado alta de carbono puede dar como resultado una resistencia a la corrosión en el límite del grano debido a la formación excesiva de carburo y puede reducir, además, la resistencia a la formación excesiva de carburo. Consecuentemente, el carbono debe estar presente en una cantidad en el intervalo de 0.2 a 1.0 % atómico. Preferentemente, está en el intervalo de 0.3 a 0.9 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 0.40 a 0.70 % atómico.

No solo es importante controlar la cantidad absoluta de carbono en la composición de la aleación, sino que, además, es importante controlar la cantidad de carbono en relación con la cantidad de nitrógeno. El total de (nitrógeno + carbono) necesita estar por debajo de un nivel máximo para permitir la precipitación de una cantidad mínima de carburos primarios finos y carburos/carbonitruros secundarios finos pero para evitar un exceso de precipitación de carburos primarios que disminuirá la ductilidad del acero. Por lo tanto, la cantidad total de carbono más nitrógeno es de un máximo de 1.2 % atómico. Preferentemente, la cantidad total de (carbono + nitrógeno) está en el intervalo de 0.4 a 1.0 % atómico. Similarmente, el límite inferior de (carbono + nitrógeno) es 0.2 % atómico.

El nitrógeno es necesario porque forma austenita junto con el carbono y contribuye a la resistencia a altas temperaturas. El nitrógeno permite la dilución, dispersión y homogeneización del carbono. El control de la cantidad de nitrógeno es importante porque retarda la precipitación de carburos primarios de cromo cuando se adiciona en una cantidad adecuada. En efecto, el nitrógeno ayuda a controlar el 'comportamiento' del carbono para controlar sus diversas precipitaciones. El nitrógeno participa en la precipitación de carburos secundarios de niobio, carburo-nitruros de niobio y nitruros de niobio durante el envejecimiento. Sin embargo, si la cantidad de nitrógeno es demasiado grande se produce una cantidad excesiva de nitruros que reduce la tenacidad de la aleación durante un período prolongado de tiempo. Tanto la cantidad absoluta de nitrógeno, como la cantidad relativa al carbono son importantes para garantizar una alta resistencia. El nitrógeno permite el control de las precipitaciones de carburo y por lo tanto el nitrógeno debe adicionarse en una cantidad que se controla en relación con la del carbono. Por lo tanto, a medida que se adiciona más carbono, se necesita más N; similarmente, a medida que se adiciona menos carbono, se necesita menos nitrógeno. El nitrógeno dispersa el carbono en la matriz austenítica que, con una rápida solidificación, disminuye la precipitación de los carburos de cromo primarios y limita la segregación del carbono cerca de los carburos primarios. Consecuentemente, en adición, la relación (nitrógeno/carbono) debe estar en el intervalo de 0.60 a 0.90, preferentemente, de 0.70 a 0.80, y con mayor preferencia es de aproximadamente 0.80. En algunas modalidades, es preferible tener más nitrógeno presente que carbono, medido por su contenido en % atómico, esto ayuda a asegurar una dispersión efectiva de los carburos.

Consecuentemente, el nitrógeno debe estar presente en una cantidad en el intervalo de 0.01 a 1.0 % atómico. Preferentemente, está en el intervalo de 0.20 a 0.70 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 0.30 a 0.60 % atómico.

El silicio cumple la función de un desoxidante y usualmente es un componente esencial en un acero inoxidable austenítico. El silicio puede contribuir, además, a aumentar la estabilidad de cualquier película de óxido de superficie. Por otro lado, si el contenido de silicio es demasiado alto se reduce la trabajabilidad del acero. Un alto contenido de Si también puede

causar la formación de una fase perjudicial conocida como la fase G que se compone de níquel, silicio y niobio (Ni16Nb6Si7). Consecuentemente, el silicio debe estar presente en una cantidad en el intervalo de 1.0 a 3.0 % atómico. Más a menudo, la cantidad de silicio está en el intervalo de 1.0 a 2.5 % atómico, o más usualmente de 1.0 a 2.0 % atómico. Preferentemente, está en el intervalo de 1.45 a 1.75 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 1.65 a 1.75 % atómico.

El níquel es un elemento esencial para obtener una estructura estable de austenita, mejora la estabilidad de la austenita y suprime la generación de la fase sigma. El níquel es el elemento estabilizador austenítico, lo que permite que la aleación sea generalmente fuerte a más de 800 °C. Por lo tanto, este forma una matriz estable con el hierro que permite la posible precipitación de los carburos/nitruros. El límite inferior del contenido de níquel se elige simplemente porque es una cantidad suficiente para mejorar la estabilidad de la austenita con respecto a los límites inferiores de los otros elementos. El límite inferior es 20.0 % atómico. El límite superior se elige por motivos de economía y, además, con respecto a los límites superiores de los otros componentes de aleación. Además, el níquel cuando está presente junto con el cromo forma una estructura austenítica estabilizada que imparte fuerza adicional y resistencia a la oxidación a temperaturas elevadas. Hay rendimientos disminuidos a medida que aumenta el contenido de níquel por lo que el límite superior práctico es de alrededor del 40.0 % atómico. Preferentemente, el níquel está presente en el intervalo de 25.0 a 35.0 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 30.0 a 33.0 % atómico.

El cromo proporciona una resistencia a la corrosión y un efecto de resistencia a la oxidación bien documentados y efectivos. El cromo actúa, además, como un formador de carburo, y asegura las precipitaciones de reforzamiento a la fluencia en la aleación. El carburo basado en cromo de fórmula general M7C3 se forma durante la solidificación (formación de carburo primario) y el carburo basado en cromo de fórmula general M23C6 se forma durante el envejecimiento (formación de carburo secundario). Se requiere el límite inferior de 20.0 % en peso atómico de cromo para para garantizar una resistencia a la oxidación suficiente y el límite superior de 40.0 % en peso atómico se determina por el hecho de que por encima de este nivel es difícil obtener una fase de austenita estable. En adición, un alto nivel de cromo hace que el acero sea inviable. Preferentemente, el cromo está presente en el intervalo de 20.0 a 30.0 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 22.5 a 27.5 % atómico.

La función principal del niobio en la aleación es actuar como un elemento formador de carburo. El niobio permite la formación de carburos estables, e incluso más carbonitruro y nitruros estables en la aleación. Los carburos de niobio se forman durante la solidificación, que puede, además, contener algo de nitrógeno (carburos primarios), y los carburos de niobio, carburo-nitruros de niobio y nitruros de niobio se forman durante el envejecimiento (carburos secundarios). Similarmente, la presencia de titanio, o uno o más de los segundos elementos formadores de carburo, es formar carburos. Aunque el titanio se destina principalmente a la formación de carburos, también se involucra en la formación de nitruros y carbohidratos en cierto grado.

La adición de niobio debe controlarse cuidadosamente para garantizar una formación suficiente, pero no excesiva, de carburo. El carburo de niobio que se forma proporciona una mayor resistencia a la ruptura por fluencia y contribuye, además, al mantenimiento de las propiedades de la aleación de acero de alta resistencia a la fluencia y de alta resistencia durante un período prolongado de tiempo. Consecuentemente, el niobio debe estar presente en una cantidad en el intervalo de 0.01 a 0.90 % atómico cuando otros elementos formadores de carburo están presentes (es decir, el primer aspecto de la invención). Usualmente el límite inferior de niobio es 0.30 % atómico, aunque puede ser tan alto como 0.40 % atómico. En algunas modalidades, el límite inferior de niobio es 0.50 % atómico. Preferentemente, la cantidad de niobio está en el intervalo de 0.60 a 0.80 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 0.65 a 0.75 % atómico. En ciertos otros casos, el intervalo deseado puede ser de 0.40 a 0.60 % atómico. En el caso del segundo aspecto, el intervalo de niobio es de 0.50 % atómico a 0.91 % atómico, y con mayor preferencia es de 0.60 a 0.91 % atómico, o incluso con mayor preferencia más de 0.70 a 0.91 % atómico

La relación N/(Nb+ segundo elemento formador de carburo) también es importante. La cantidad debe ser tal que permita la precipitación beneficiosa de nitruros de niobio secundarios muy pequeños (MN) (menos de 50 nm) durante el envejecimiento de la aleación. De ahí la cantidad [nitrógeno / (el(los) segundo(s) elemento(s) de formación de carburo más niobio)] está en el intervalo de 0.20 a 1.10, preferentemente, en el intervalo de 0.40 a 1.0.

La aleación del primer aspecto de la invención requiere la presencia de al menos un elemento formador de carburo adicional (el segundo elemento formador de carburo) para lograr el efecto técnico deseado. En adición a controlar el límite superior para evitar la formación excesiva de carburo, la presencia de exceso de niobio también puede reducir la resistencia a la corrosión y / o la resistencia a la oxidación. El segundo elemento formador de carburo sirve para proporcionar el grado requerido de formación de carburo, y evita al mismo tiempo el problema de una posible reducción de la corrosión y/o de la resistencia a la oxidación. Estos segundos elementos formadores de carburo incluyen: titanio, hafnio, circonio, vanadio, wolframio y molibdeno. La cantidad total de elementos formadores de carburo debe controlarse cuidadosamente porque si el contenido de carburo es demasiado alto las propiedades mecánicas se deterioran una vez más. Esto se debe a la formación de una red continua de carburo en concentraciones más altas que debilitan la matriz. Por lo tanto, la cantidad total de niobio y uno o más de: titanio, hafnio, circonio, vanadio, tungsteno y molibdeno es de 0.50 a 0.91 % en peso atómico, preferentemente, de 0.60 a 0.91 % en peso atómico, y con mayor preferencia de 0.65 a 0.80 % atómico, y con la máxima preferencia de 0.70 a 0.80 % atómico. El o cada segundo elemento formador de carburo en

las aleaciones del primer aspecto de la invención puede estar presente en una cantidad de 0.01 a 0.40 % atómico, sujeto al contenido total del o cada segundo elemento formador de carburo y el niobio que no exceda de 0.91 % atómico.

El titanio se adiciona a la aleación como un desoxidante. Además, el titanio como elemento formador de carburo no solo forma carburos de titanio sino que, además, puede formar un precipitado de carburo doble de titanio-niobio que mejora la resistencia a la fluencia. La adición de una cantidad demasiado alta de titanio puede conducir a una formación de óxido indeseable que reduce así la resistencia. Consecuentemente, el titanio cuando esté presente debe estar presente en una cantidad en el intervalo de 0.01 a 0.90 % atómico. Preferentemente, está en el intervalo de 0.01 a 0.20 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 0.01 a 0.10 % atómico. Se aplican restricciones similares a los otros elementos formadores de carburo: hafnio, circonio, vanadio, wolframio y molibdeno, que tomados individual e independientemente cuando estén presentes, deben estar presentes en una cantidad en el intervalo de 0.01 a 0.90 % atómico. Preferentemente, cualquiera de esos elementos cuando está presente está presente en una cantidad en el intervalo de 0.01 a 0.20 % atómico, y con mayor preferencia está presente en una cantidad de 0.01 a 0.10 % atómico. Solo el titanio debe estar presente como segundo elemento formador de carburo. Así en una modalidad la aleación contiene solo níquel, cromo, silicio, carbono, nitrógeno, niobio, manganeso y titanio, donde el resto es hierro e impurezas incidentales. Igualmente, cualquiera de esos otros elementos puede estar presente como el único segundo elemento formador de carburo y la composición contendrá entonces solo níquel, cromo, silicio, carbono, nitrógeno, niobio, manganeso y uno de los otros segundos elementos formadores de carburo descrito anteriormente, donde el resto es hierro e impurezas incidentales.

La formación de carburo doble de niobio y titanio es la razón para el control cuidadoso de la cantidad total de niobio y titanio y / o uno de los otros elementos formadores de carburo de hafnio, circonio, vanadio, wolframio y molibdeno. Cada uno de esos otros elementos formadores de carburo es capaz de funcionar de una manera similar al titanio en la formación de carburos que contribuyen a mejorar la resistencia a la rotura por fluencia. Se aplican consideraciones similares, en términos de la necesidad de evitar el exceso de formación de carburo, cuando se usan estos elementos de ahí el requisito de que el límite superior de estos elementos se controle a 0.90 % en peso atómico cuando esté presente solo como un componente único (distinto del niobio) o cuando están presentes en combinación uno con otro.

El manganeso es un componente requerido de los aceros de la presente invención porque puede mejorar la trabajabilidad de la aleación. Es, además, un desoxidante eficaz y contribuye a la formación de austenita en el acero. La adición de demasiado manganeso puede dar como resultado una reducción de la resistencia a altas temperaturas y también la tenacidad durante un período prolongado de tiempo. Consecuentemente el manganeso debe estar presente en una cantidad en el intervalo de 0.5 a 3.0 % atómico. Preferentemente, está en el intervalo de 1.0 a 2.0 % atómico.

Las aleaciones de acuerdo con la presente invención se producen en un horno convencional y sin la necesidad de una atmósfera especial. La primera etapa de preparación de la aleación consiste en calcular las proporciones relativas en peso de los diversos componentes minerales (que son la fuente de los diversos elementos requeridos en la aleación final) para lograr las cantidades deseadas de los diversos elementos que se requieren en la aleación final. Los minerales sólidos se adicionan al horno caliente. El calentamiento continúa para fundir todos los componentes minerales juntos y asegurar una mezcla completa de los minerales en el horno para que los elementos se distribuyan correctamente dentro de la matriz.

Una vez que se logra la fusión y la mezcla, cualquier escoria se decanta del horno para eliminar las impurezas y limpiar el baño de aleación líquida en el horno. Después una muestra de la aleación fundida se retira del horno, se deja enfriar y se analiza mediante fluorescencia de rayos X para determinar su composición elemental. Un ajuste a la composición puede o no puede requerirse en esta etapa para adaptarse a cualquier pérdida de masa elemental debido a la volatilidad. La composición se ajusta mediante la adición de otros minerales según sea necesario, y vuelve a analizarse opcionalmente para garantizar que se haya logrado la composición deseada.

Una vez que se logra la composición deseada, la temperatura se eleva aún más por encima de la temperatura de fusión a una temperatura de golpeo para asegurar un vertido fácil de la masa fundida. Al mismo tiempo, el molde se prepara para la fundición centrífuga.

El molde es un molde de fundición centrífuga convencional y este tipo de molde se conoce bien por los expertos. El proceso de preparación del molde consiste en lavar el molde con agua/vapor para limpiarlo y eliminar cualquier lavado o recubrimiento de molde antiguo que pudieron usarse en un proceso de fundición anterior. El molde lavado se recubre con un aislante/agente de liberación que se requiere para evitar que la aleación se adhiera al molde después de la fundición. Un agente aislante/de liberación típico es sílice.

Después se adiciona un disco de cerámica al molde de fundición centrífuga de la manera conocida en la técnica para garantizar que el molde sea hermético a los líquidos y esté listo para fundirse. Esto evita cualquier fuga de aleación durante el proceso de fundición. La temperatura del molde se ajusta en preparación para la fundición y puede estar en el intervalo de 200 °C a 300 °C. Después el molde se gira a alta velocidad para obtener generalmente el intervalo de 80 g a 120 g, con una rotación que proporciona 100 g como típicos para una velocidad de fundición centrífuga.

Después se lleva un cucharón al horno y se extrae un peso deseado de aleación para su fundición. El propio cucharón se precalienta a una temperatura de 800 °C a 1000 °C para minimizar el enfriamiento de la aleación después del vertido. La aleación se transfiere al cucharón caliente. En esta etapa, puede realizarse un análisis adicional de la aleación y cualquier microadición de componentes elementales también puede realizarse, opcionalmente, para ajustar la química final de la aleación si esto es necesario.

La aleación fundida en el cucharón se transfiere a una copa de vertido. La punta de la copa de vertido se ajustó previamente para garantizar que coincida con y se ajuste adecuadamente al tamaño del tubo de entrada para el molde de fundición centrífuga. El nivel de aleación fundida en la copa de vertido se mantiene para mantener un flujo adecuado de aleación en el molde que en efecto se alimenta por gravedad. Esto proporciona un flujo continuo de aleación en el molde hasta que todo el peso de la aleación se vierta en el molde. El molde se gira a alta velocidad, es decir, se mantiene a la velocidad de fundición centrífuga durante el proceso y mientras la aleación se funde. La duración del proceso de fundición depende en última instancia del grosor deseado del tubo requerido y la persona experta puede determinar un tiempo de rotación adecuado para un grosor particular del tubo y el peso de la aleación. El molde se ralentiza gradualmente a medida que la aleación se enfría desde su punto de solidificación. En términos generales, un proceso de solidificación "rápido" es uno en el que la aleación se moldea y después se enfría a una velocidad de más de aproximadamente 100 °C por minuto y un proceso de solidificación "lento" es uno en el que la aleación se moldea y después se enfría. a una velocidad de aproximadamente 50 °C o mayor por minuto. El proceso de fundición generalmente se completa en menos de aproximadamente 10 minutos. El tubo se extrae después de que el molde se detiene y el proceso puede repetirse nuevamente.

La relación Larson-Miller, también conocida por su Parámetro Larson-Miller, es una relación paramétrica que se usa para extrapolar datos experimentales sobre la vida útil y la ruptura de los materiales de ingeniería. Larson y Miller (Larson, Frank R. y Miller, James: A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses. Trans. ASME, vol. 74, pág. 765-775) propuso que la tasa de fluencia podría describirse adecuadamente mediante una ecuación de tasa de tipo Arrhenius que correlaciona la tasa del proceso de fluencia con la temperatura absoluta. Ellos establecieron, además, que la tasa de fluencia es inversamente proporcional al tiempo.

Mediante la suposición de que la energía de activación para el proceso de fluencia es independiente del estrés aplicado, es posible relacionar la diferencia en la vida útil de la ruptura con las diferencias de temperatura para un estrés dado. El modelo de Larson-Miller se usa para pruebas experimentales de modo que los resultados a ciertas temperaturas y tensiones pueden predecir vidas de ruptura en períodos de tiempo que no serían prácticos para reproducirse en el laboratorio. En nuestro invento usamos un lapso de tiempo de 100,000 horas.

En una modalidad, la aleación de la presente invención tiene un valor de tensión medio y mínimo como se muestra a continuación. En otras palabras, mediante el seguimiento del modelo de Larson-Miller en nuestra prueba predictiva para un tiempo de ruptura prolongado de 10,000 horas, 50,000 horas y 100,000 horas la aleación tiene los valores de tensión media y mínima que se indican en la Tabla a continuación, a la temperatura indicada de 750 °C a 1100 °C.

Valores de rotura por tensión de la paralloy lc+

Basado en (20/32/1/0.1 - Cr/Ni/Nb/C) "ASTM A351 CT15C"

Unidades métricas

Estrés por ruptura por fluencia (N/mm^2) para tiempos de vida de:

TEMP	10,000 Horas de vida		50,000 Horas de vida		100,000 Horas de vida	
°C	MEDIA	Mínimo	MEDIA	Mínimo	MEDIA	Mínimo
750	82.76	78.57	75.53	71.70	72.28	68.62
775	75.66	71.83	67.86	64.42	64.45	61.18
800	68.19	64.73	60.06	57.01	56.58	53.71
825	60.57	57.50	52.36	49.70	48.91	46.43
850	53.04	50.35	44.96	42.68	41.64	39.53
875	45.79	43.46	38.03	36.10	34.91	33.14
900	38.96	36.98	31.69	30.08	28.82	27.35
925	32.68	31.02	26.01	24.69	23.42	22.24
950	27.02	25.65	21.02	19.96	11.47	10.89

975	22.02	20.90	16.74	15.89	14.78	14.03
1,000	17.69	16.79	13.13	12.47	11.47	10.89
1,025	14.01	13.38	10.15	9.63	8.77	8.32
1,050	10.94	10.38	7.72	7.33	6.60	6.26
1,075	8.42	7.99	5.79	5.50	4.89	4.64
1,100	6.38	6.06	4.28	4.06	3.57	3.39
Notas: 1 Valores que se obtienen por la extrapolación de Larson-Miller 2 Análisis de regresión / Método de mínimos cuadrados 3 Valor mínimo = MEDIA - (1.65 x desviación estándar) 4 Estudio de datos mediante el uso del programa informático "Trijay"						

La resistencia a la fluencia puede medirse de acuerdo con la prueba industrial estándar ASTM E139-1.

Las aleaciones que tienen las siguientes composiciones se produjeron de acuerdo con la invención.

LC+ % at- requerimientos generales

Ni % at	Cr % at	Nb % at	Si % at	M+Ti	N/(M+Ti)	N/C	N+C % at	N % at	N % at	C % at	C % at	Fe
30 min	25.5 min	0.78	2	0.65	0.5	0.8	1.2	0.30	0.60	0.40	0.70	resto
		máx	Máx	Óptimo	Mín	Mín	Máx	Mín	Máx	Mín	Máx	

LC+ (ensayo A)

	Fe	Ni	Cr	Si	C	Nb	Mn	N	Ti	C+N	N/C	Nb+Ti	N/(Ti+Nb)
% en peso de A	42.98	33.71	20.15	0.97	0.131	1.122	0.77	0.121	0.03				
% at	42.45	31.67	21.38	1.90	0.602	0.666	0.77	0.477	0.03	1.079	0.79	0.696	0.69

Las tuberías de acero de la presente invención muestran una excelente resistencia a altas temperaturas y una baja tensión, es decir, una alta resistencia a la fluencia. Las tuberías muestran, además, una excelente resistencia a la corrosión a temperaturas elevadas durante un período prolongado de tiempo. Consecuentemente, estos aceros son particularmente adecuados para su uso en plantas químicas en entornos exigentes tales como un reformador. En adición, se espera que las tuberías de acero de acuerdo con la invención puedan usarse en otras aplicaciones tales como craqueadores de etileno y en aplicaciones nucleares en intercambios de calor y similares, tales como los que se encuentran en reactores de agua a presión.

Sin querer limitarse a ninguna teoría, se cree que las propiedades beneficiosas de las aleaciones de acero de la presente invención surgen debido a la mejor precipitación de carburo primario y la posterior formación de carburo secundario que se produce debido a las relaciones cuidadosamente controladas entre el carbono, nitrógeno y elementos formadores de carburo en las aleaciones de la presente invención. Las aleaciones de la presente invención se benefician de una formación de carburo particularmente pequeña y los carburos formados en los aceros de la presente invención son más largos y más delgados que los de los aceros de níquel cromo comparables.

Consideramos que el control cuidadoso de la formación de carburo de niobio en relación con otros carburos de modo que se forme una proporción relativamente mayor de carburo de niobio en las aleaciones de acuerdo con la invención. Por ejemplo, la aleación estándar H39WM contiene un 25 % en peso de cromo, un 35 % en peso de níquel, un 1 % en peso de niobio y un 0.4 % en peso de carbono junto con microadiciones de otros elementos de aleación y esta aleación tiene un carburo de cromo (presente como Cr_3C_7) presente en una cantidad del 74 %, basado en un análisis de fracciones de una foto con 200 aumentos. En las aleaciones de la presente invención esto se encuentra en niveles de aproximadamente 61 %.

Similarmente, el contenido de carburo de niobio en la aleación tradicional H39WM es típicamente de aproximadamente 26 %, mientras que en las aleaciones de acuerdo con la presente invención es de aproximadamente 39 %, basado en un análisis de fracciones de una foto con 200 aumentos. Una característica importante de las aleaciones de la presente invención es que tienen una formación de carburo más homogénea. En otras palabras, los carburos que se forman son más similares en tamaño y son más pequeños que en las aleaciones convencionales. Así, las aleaciones de la presente invención no solo contienen carburos más pequeños en composiciones de aleaciones aparentemente similares, sino que,

además, contienen una mayor proporción de carburo de niobio. Se prefiere un límite inferior de 85 %, y con mayor preferencia de 90 % de carburo de niobio como una proporción de la cantidad total de carburo presente como fundido. Similarmente, una proporción máxima del 15 %, y con mayor preferencia un máximo del 10 % del total de los carburos fundidos presentes se representa con carburo de cromo. Nuevamente, estas cifras se refieren a un análisis de fracciones de una foto con 200 aumentos. La presencia de carburos de niobio más finos, más largos pero descontinuados en la presente invención mejora la resistencia a la fluencia del acero como mejora del control del crecimiento de carburos secundarios que con el tiempo reduce la capacidad de detener el movimiento de las dislocaciones. Esto a su vez significa que el acero se debilitaría con el tiempo.

La rápida precipitación de niobio desde el fundido durante el proceso de fundición centrífuga permite que las composiciones de aleación de la presente invención se fundan con la formación de carburo homogénea y una proporción relativamente mayor de carburos de niobio a carburos de cromo en comparación con las aleaciones de acero convencionales, 6 a 9.5 veces más en la presente invención basado en un análisis de fracciones de una foto a 200 aumentos.

Una característica importante adicional de las aleaciones de la presente invención se refiere a la cantidad de carburos de cromo secundarios en la superficie. En las aleaciones convencionales, la fracción superficial de $Cr_{23}C_6$ es aproximadamente 4 % mientras que en las aleaciones de acuerdo con la invención es al menos 30 % y con mayor preferencia 50 % basado en un análisis de fracciones de una foto a 200 aumentos.

Se investigaron las propiedades de un acero de acuerdo con la invención que tiene la composición LC+ (ensayo A) y los resultados se muestran en las siguientes tablas.

Las Figuras de la 1 a la 3 muestran las propiedades de los aceros H39WM, CR32W (una aleación de acero convencional) y LC+ (una aleación de acero de acuerdo con la invención). La Figura 1 muestra las mejoras en el espesor de los MSW, la Figura 2 muestra las curvas de Larson-Miller de H39WM y LC+, y la Figura 3 muestra una prueba de fluencia a tensión constante a 950C de CR32W y LC+. Las propiedades superiores de los aceros de la presente invención son evidentes, además, en cada caso con respecto al acero convencional a partir de los siguientes datos para LC+.

Propiedades de tracción a temperatura ambiente (valores mínimos) N/mm²)	
UTS	450
0.2 % PS	250
Elongación	15 %
Coeficiente de expansión lineal mm/mm °C (1/K)	
20-100 °C	14.5×10^{-6}
20-750 °C	17.5×10^{-6}
20-1000 °C	18.5×10^{-6}

Densidad		
7.94 Gm/cc (0.288 lb/in³)		
Propiedades de tracción en caliente N/mm² (Valor típico)		
	800 °C	900 °C
Uts	238	145
0.2 % PS	150	90
Elongación	40 %	47 %

Conductividad térmica (w/mK)	
100 °C	13.4
800 °C	25.9
1000 °C	30.5

Temp (°C)	Tensión (MPa)
800	83.44
850	62.77
870	58.8
950	35.9
950	41.52
983	27.58
1000	30.9
1050	20.82
1075	18.72
1100	16
Vida de prueba de fluencia (h)	
544	
889	
1,243 (muestra que incluye una soldadura)	
1,414	
416	
1,427	
442	
414	
215	
117	

Se produjeron otras aleaciones de acero con las siguientes composiciones.

Reivindicaciones

1. Un acero formado por:
de 20.0 a 40.0 % atómico de níquel,
de 20.0 a 40.0 % atómico de cromo,
de 1.0 a 3.0 % atómico de silicio,
de 0.2 a 1.0 % atómico de carbono,
de 0.01 a 1.0 % atómico de nitrógeno
de 0.30 a 0.90 % atómico de niobio,
de 0.5 a 3.0 % atómico de manganeso, y
de 0.01 a 0.90 % atómico de uno o más de: titanio, hafnio, circonio, vanadio, tungsteno y molibdeno,
en donde:
(a) la cantidad total de niobio y uno o más de un segundo elemento formador de carburo seleccionado de: titanio, hafnio, zirconio, vanadio, tungsteno y molibdeno es de 0.50 a 0.91 % atómico, preferentemente, de 0.60 a 0.75;
(b) la cantidad total de carbono más nitrógeno está en el intervalo de 0.2 a 1.2 % atómico, preferentemente, en el intervalo de 0.4 a 1.0 % atómico;
(c) la cantidad (nitrógeno / carbono) está en el intervalo de 0.60 a 0.90, y
(d) la cantidad [nitrógeno / (el(los) segundo(s) elemento(s) de formación de carburo más niobio)] está en el intervalo de 0.2 a 1.1, preferentemente, de 0.4 a 1.0;
donde el resto de la composición es hierro e impurezas incidentales.

2. Un acero formado por:
de 20.0 a 40.0 % atómico de níquel,
de 20.0 a 40.0 % atómico de cromo,
de 1.0 a 3.0 % atómico de silicio,
de 0.2 a 1.0 % atómico de carbono,
de 0.01 a 1.0 % atómico de nitrógeno
de 0.50 a 0.91 % atómico de niobio, y
de 0.5 a 3.0 % atómico de manganeso, y
en donde:
(a) la cantidad total de carbono más nitrógeno está en el intervalo de 0.2 a 1.2 % atómico, preferentemente, en el intervalo de 0.4 a 1.0 % atómico;
(b) la cantidad (nitrógeno / carbono) está en el intervalo de 0.60 a 0.90, y
(c) la cantidad (nitrógeno / niobio) está en el intervalo de 0.2 a 1.1, preferentemente, de 0.4 a 1.0;
donde el resto de la composición es hierro e impurezas incidentales.

3. Un acero como se reivindica en la reivindicación 1, en donde el titanio está presente en el intervalo de 0.01 a 0.20 % atómico.

4. Un acero como se reivindica en la reivindicación 1, 2 o 3, en donde el carbono está presente en el intervalo de 0.4 a 0.7 % atómico.

5. Un acero como se reivindica en la reivindicación 1, 2, 3 o 4, en donde el nitrógeno está presente en una cantidad en el intervalo de 0.30 a 0.60 % atómico.

6. Un acero como se reivindica en cualquier reivindicación precedente, en donde la relación (nitrógeno/carbono) está en el intervalo de 0.70 a 0.80 % atómico.

7. Un acero como se reivindica en cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el níquel está presente en el intervalo de 25.0 a 35.0 % atómico.

8. Un acero como se reivindica en la reivindicación 7, en donde el níquel está presente en una cantidad de 30.0 a 33.0 % atómico.

9. Un acero como se reivindica en cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el cromo está presente en el intervalo de 20.0 a 30.0 % atómico.

10. Un acero como se reivindica en la reivindicación 8, en donde el cromo está presente en una cantidad de 22.5 a 27.5 % atómico.

11. Un tubo de acero que se fabrica de una aleación de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones de la 1 a la 10.

12. Una tubería de acero como se reivindica en la reivindicación 11, en donde el tiempo de ruptura es de al menos 215 horas cuando se prueba a 1050 °C con una tensión de 30 MPa.

13. Una tubería de acero como se reivindica en la reivindicación 11, en donde el tiempo de ruptura es de al menos 210 horas cuando se prueba a 1000 °C con una tensión de 40 MPa.

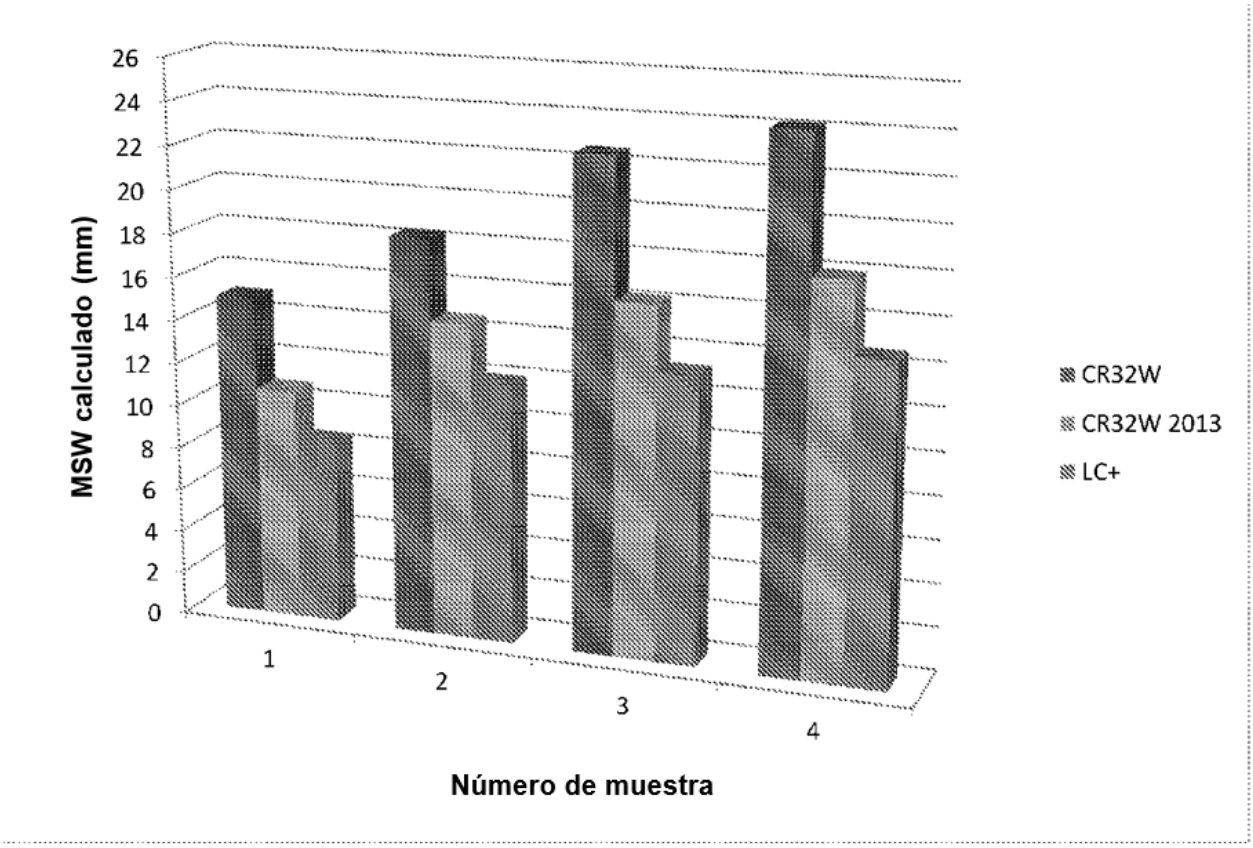
MSW calculado (mm)
26
24
22
20
18
16
14
12
10
8
6
4
2
0
1
2
3
4
Número de muestra
CR32W
CR32W 2013
LC+

FIGURA 1

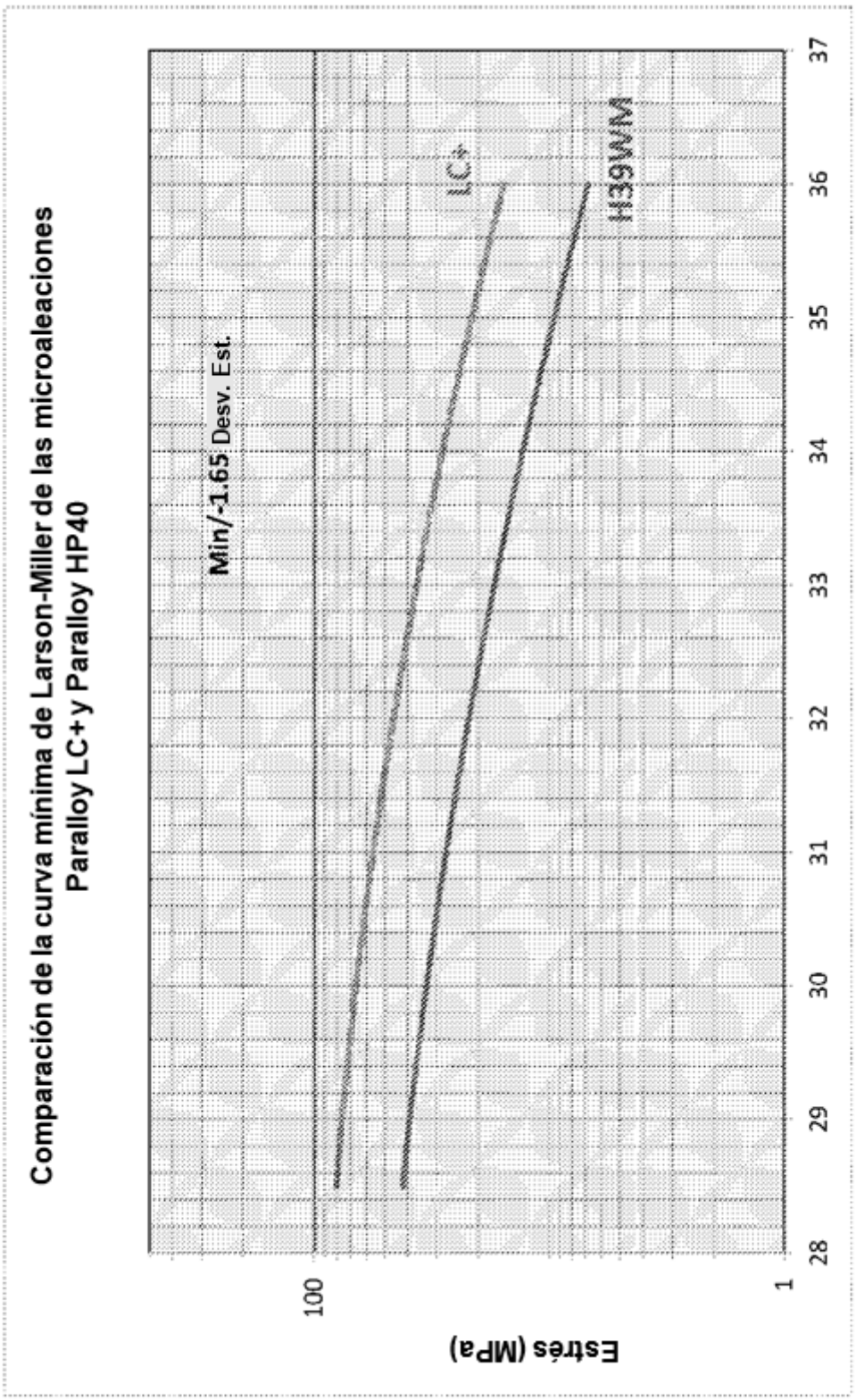
Comparación de la curva mínima de Larson-Miller de las microaleaciones
Paralloy LC+ y Paralloy HP40
Min/-1.65 Desv. Est.
LC+
H39WM
Estrés (MPa)
100
1
28
29
30
31
32
33
34
35
36
37

FIGURA 2

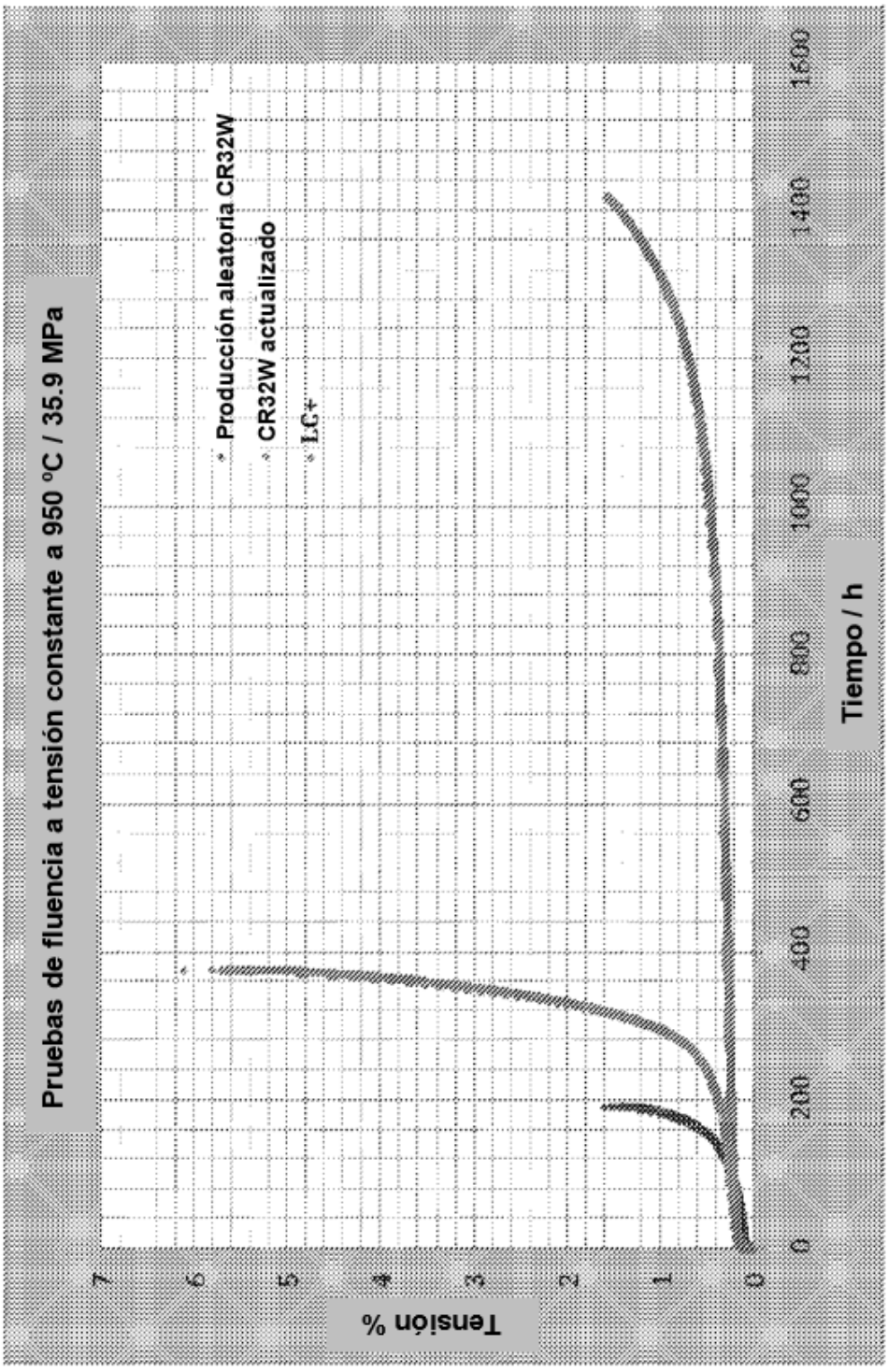
Pruebas de fluencia a tensión constante a 950 °C / 35.9 MPa
Producción aleatoria CR32W
CR32W actualizado
LC+
Tensión %
Tiempo / h
0
1
2
3
4
5
6
7
0
200
400
600
800
1000
1200
1400
1600

FIGURA 3