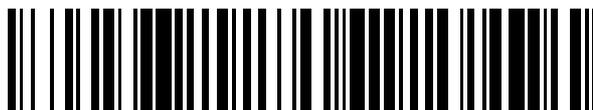


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 441 598**

51 Int. Cl.:

**C22C 37/04** (2006.01)

**B22D 27/20** (2006.01)

**C21C 1/10** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.08.2008 E 08828246 (2)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **16.10.2013 EP 2184372**

54 Título: **Hierro fundido austenítico, proceso para elaborarlo, piezas moldeadas de fundición austenítica y piezas del sistema de descarga de gases**

30 Prioridad:

**31.08.2007 JP 2007226851**

**17.01.2008 JP 2008008180**

**25.04.2008 JP 2008116431**

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

**05.02.2014**

73 Titular/es:

**KABUSHIKI KAISHA TOYOTA JIDOSHOKKI**  
**(50.0%)**

**2-1, Toyoda-cho**  
**Kariya-shi, Aichi 448-8671, JP y**  
**MIE PREFECTURE (50.0%)**

72 Inventor/es:

**SUGIYAMA, TOMOHEI;**  
**ISHIKAWA, MANABU;**  
**ISOMURA, HIROYUKI;**  
**KOJIMA, MAMORU;**  
**YAMAMOTO, NAOKI;**  
**KINOSHITA, KYOICHI y**  
**FUJIKAWA, TAKAO**

74 Agente/Representante:

**ISERN JARA, Jorge**

ES 2 441 598 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

Hierro fundido austenítico, proceso para elaborarlo, piezas moldeadas de fundición austenítica y piezas del sistema de descarga de gases

5

ÁMBITO TÉCNICO

La presente invención se refiere a un hierro fundido austenítico, que es excelente en cuanto a resistencia térmica, y similares, a un producto de fundición constituido por él, a un proceso para producirlo y a un componente para el sistema de descarga de gases.

10

ESTADO TÉCNICO PRECEDENTE

Es frecuente que las piezas de forma complicada y de tamaño relativamente grande se fabriquen por colada; la mayor parte de productos elaborados con hierros de fundición relativamente económicos (designados de aquí en adelante como "productos de colada" simplemente) es de uso corriente.

15

En el hierro colado, una aleación cuyo principal componente es de hierro-carbono, el C excede el límite de máxima solubilidad de sólidos en hierro y (p.ej. de 2% en masa aproximadamente) y va acompañado por una solidificación eutectoide. Normalmente, para mejorar características tales como propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y resistencia térmica se añaden varios elementos de aleación. Este tipo de aleación de fundición se conoce como aleación de hierro fundido y, en particular, las aleaciones de fundición con gran contenido de elementos de aleación se denominan aleaciones altas de hierro fundido. Éstas se dividen habitualmente en hierro colado ferrítico y hierro colado austenítico, dependiendo aproximadamente de la diferencia entre las estructuras cristalinas de sus bases cristalizantes.

20

25

Entre ellos los hierros colados austeníticos - como constan principalmente de una fase austenítica (o fase  $\gamma$ ), no solo en el nivel elevado de temperatura, sino también en el intervalo ordinario de temperatura - tienen buena resistencia térmica, a la oxidación, a la corrosión, etc. y asimismo son buenos en cuanto a ductilidad, tenacidad y demás.

30

Por tanto los hierros colados austeníticos suelen emplearse para piezas que se usan en entornos agresivos, como por ejemplo en ambientes de alta temperatura. Así, por ejemplo, hablando del sector de automoción, para carcasas de turbocompresores, colectores de escape, cajas de catalizadores y similares. Cualquiera de estas piezas es un componente o pieza expuesta a las altas temperaturas de los gases de escape y por consiguiente debe tener una gran durabilidad.

35

Por cierto se dispone de varios tipos de hierros de fundición austeníticos, entre los cuales cabe mencionar: Ni-resist, nimol, nicrosilal, monel, minober, nomag y análogos. Además en las normas industriales japonesas (JIS) se indican 9 tipos de hierro colado con grafito laminar (p.ej. FCA) y 14 tipos de hierro colado con grafito esferoidal (p.ej. FCDA).

40

En los hierros de fundición austeníticos convencionales la fase austenítica se consigue, incluso en un intervalo ordinario de temperatura, mediante la adición de Ni - que es un elemento estabilizador de la austenita - en cantidad elevada (Ni: de 18 hasta 36%, por ejemplo). Este Ni es bastante caro en comparación con el Fe, que es el material original, y los demás elementos de la aleación, y por consiguiente los productos de fundición basados en los hierros austeníticos convencionales tienen unos costes considerables.

45

Evidentemente se conocen hierros de fundición austeníticos como el Niresist (FCDA-NiMn137 según JIS), cuyo contenido de Ni es comparativamente menor. Sin embargo el Niresist (FCDA-NiMn137 según JIS) es mediocre en cuanto a resistencia a la oxidación. Además, al observar el Niresist por análisis de rayos X (o XRD), la proporción de austenita resulta ser del 100%, pero en realidad adquiere una estructura laminar (es decir, una configuración con una serie de estructuras en forma de barras largas y delgadas, alineadas de tal manera que se ve un patrón rayado), en la cual hay carburos laminares junto a la estructura austenítica de la base de Fe, como puede apreciarse al mirar las fotografías de la fig. 5 (es decir, las dos fotografías del lado izquierdo). Por lo tanto ya no puede decirse que la estructura del Niresist tenga una fase única de austenita.

50

Incidentalmente, cuando existen carburos laminares (o aciculares) junto a la estructura austenítica, se producen tensiones al calentar la austenita, porque esos carburos tienen un coeficiente de expansión térmica mayor que el de la austenita y por tanto se expanden más que ella. Por consiguiente, cuando se usa Niresist (FCDA-NiMn137 según JIS) para piezas tales como componentes de sistemas de escape en automoción, las partes que están expuestas repetidamente a temperaturas altas y ordinarias pueden sufrir fisuras en la estructura austenítica, porque ésta se ve sometida reiteradamente a fuerzas de tracción. Además la fase austenítica tiene más contenido de carbono disuelto que la fase ferrítica. Por consiguiente, durante la transformación de ferrita en austenita el grafito del entorno tiende a disolverse en sólido, acompañado por la austenización; entonces es probable que se formen huecos en las zonas del grafito, lo cual favorece la degradación de la resistencia del producto de fundición resultante. Por otra parte se favorece el endurecimiento resultante de la supersaturación de C al volver a la fase ferrítica, durante el enfriamiento, y entonces hay que temer lo siguiente: aumento de la fase enfriada y fragilización durante el ciclo de enfriamiento/calentamiento, y expansión volumétrica.

60

65

Además, cuando hay una estructura inestable con carburos laminares y análogos junto a la forma austenítica, los hierros de fundición austeníticos resultantes tienen el inconveniente de que son más difíciles de mecanizar, pues en los trabajos de corte aparece martensita - que es muy dura - inducida por el proceso.

5 Asimismo, en una patente citada abajo se revela un hierro de fundición austenítico que contiene más Si y menos Ni que el Niresist anteriormente mencionado.

Literatura de patente nº 1: publicación de patente japonesa no examinada (KOKAI), boletín oficial nº 58-27, 951.

10 Además la patente GB 801, 698 A revela mejoras en los hierros de fundición con grafito esferoidal o respecto a los mismos.

La patente DE 26 46 276 A1 revela una aleación de hierro fundido y un método para producir piezas de maquinaria.

## 15 REVELACIÓN DE LA PRESENTE INVENCION

### Tarea que debe resolver la presente invención

20 En relación con la resistencia a la oxidación la literatura de patente nº 1 antes citada revela concretamente un índice de resistencia térmica que concierne al hierro de fundición austenítico: a mayor contenido de Si menor incremento de peso de material oxidado por unidad de superficie (véase la fig. 6 de la literatura de patente nº 1). No obstante, según estudios de los presentes inventores, cuando el contenido de Si es excesivo disminuye la elongación del hierro de fundición austenítico y empeora su mecanizado. Por tanto, teniendo en cuenta la fiabilidad y la capacidad de producción en masa de piezas termorresistentes constituidas por hierros de fundición austeníticos y similares, no es efectivo aumentar la resistencia a la oxidación a un nivel suficiente para el uso práctico, ajustando solamente el contenido de Si.

25 La presente invención se ha hecho en vista de tales circunstancias. Un objeto concreto de la misma es proporcionar un hierro de fundición austenítico de bajo coste cuyo contenido de Ni sea menor y que sea excelente, no solo en cuanto a resistencia a la fatiga térmica y similar, sino también en cuanto a resistencia a la oxidación. Asimismo, otro objeto de la presente invención es proporcionar productos de fundición austenítica formados por hierro de fundición austenítico y un proceso para fabricarlos, y también piezas componentes de sistemas de descarga de gases, o sea algunos de estos productos de fundición austenítica.

### 35 Medios para resolver la tarea

La presente invención se refiere a un hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, a un proceso según la reivindicación 12 o 13, a un producto de fundición austenítica según la reivindicación 14 y a una pieza componente según la reivindicación 15. En las reivindicaciones dependientes se describen otros desarrollos ventajosos.

40 Los presentes inventores estudiaron seriamente para resolver esta tarea; como resultado de repetidas pruebas y errores lograron obtener un hierro de fundición austenítico que posee características favorables, incluso con menor cantidad de níquel (Ni), ajustando los contenidos de carbono (C), silicio (Si), cromo (Cr), níquel (Ni), manganeso (Mn) y cobre (Cu). En particular se pudo obtener un hierro de fundición austenítico que tenía buena resistencia a la oxidación, ajustando el contenido de Cr y/o de Cu sin aumentar excesivamente el contenido de Si, aun reduciendo el contenido de Ni. Desarrollando estos logros los presentes inventores llegaron a completar diversas invenciones, que luego se describen más adelante.

(Hierro de fundición austenítico)

50 (1) Específicamente, un hierro de fundición austenítico según la presente invención se caracteriza porque: contiene:

elementos básicos, incluyendo carbono (C), silicio (Si), cromo (Cr), níquel (Ni), manganeso (Mn) y cobre (Cu); y

55 el resto comprende hierro (Fe), impurezas inevitables y/o trazas de un elemento modificador; es un hierro de fundición austenítico que como hierro colado está estructurado por una base de aleación de Fe cuya fase principal en la región de temperatura ordinaria es austenita;

60 donde dichos elementos básicos están comprendidos dentro de intervalos de composición que cumplen las siguientes condiciones, tomando la totalidad de dicho hierro colado como 100% en masa (de aquí en adelante expresado simplemente como "%"):

C: de 1 hasta 5%;  
Si: de 3 hasta 5%;  
Ni: de 7 hasta 15%;  
Mn: de 0,1 hasta 8%;  
Cu: 2,5% o menos;

65

Cr: 0,5 hasta 4%; y  
Cr + Cu: 0,5% o más.

(2) Ante todo, el contenido de Ni supone una cantidad considerablemente pequeña respecto a todo el hierro colado, en el hierro de fundición austenítico según la presente invención. Teniendo en cuenta el sentido común técnico corriente, parece que no puede obtenerse una base en que la fase austenítica – que está estabilizada en un intervalo de temperatura ordinaria – sea la fase principal. Sin embargo en la presente invención se logró una fase austenítica – incluso con la premisa de un bajo contenido de Ni – ajustando los respectivos contenidos de los demás elementos de la aleación, es decir C (especialmente  $C_s$ , un contenido de carbono soluble), Si, Cr, Mn y Cu a los intervalos apropiados que satisfacen las condiciones antes citadas.

Concretamente, en el hierro de fundición austenítico según la presente invención, la resistencia a la oxidación, que está indexada por una disminución del peso de material oxidado, y similar mejora con el contenido de una cantidad adecuada de Cr o Cu, incluso al suprimir el límite superior de contenido de Si.

En este caso se cree que el Cr forma un film pasivo de óxidos de cromo, tanto densos como finos, que es adyacente a la superficie del hierro de fundición austenítico y mejora su resistencia a la oxidación. Además el Cr se combina con carbono en la base de hierro colado, precipitando ahí los carburos, y por lo tanto es capaz de mejorar el límite elástico del hierro colado a temperatura alta, mediante el endurecimiento de la base por precipitación. Sin embargo es preferible que el contenido de Cr no sea excesivo, porque el aumento de los carburos reduce la tenacidad y la capacidad de mecanizado, caracterizadas por el valor del impacto Charpy, etc. Por consiguiente, en el hierro de fundición austenítico según la presente invención el contenido de Cr es de 0,5 hasta 4%.

Asimismo, el contenido de Cr produce un efecto estabilizador de la estructura, de manera que es menos probable que emerjan carburos de forma laminar o acicular, como puede deducirse también de la tabla de energías libres de Gibbs.

Además el Cu hace la estructura fcc más estable porque tiene una estructura de este tipo, es decir una estructura cristalina similar a la de la austenita a temperatura ordinaria, que es densa y por tanto es menos probable que deje pasar oxígeno en comparación con la ferrita, que tiene una estructura bcc. No todo el Cu entra en el film oxidado y por consiguiente se acumula en la interfase entre el film oxidado y el metal; consecuentemente el Cu adquiere una estructura fcc que tiene la red cristalina constante a diferencia de la fase original; por tanto el Cu muestra un efecto de capa barrera que inhibe la acción intersticial de los átomos de oxígeno con nivel energético suficiente para poder penetrar en la base original y por ello se cree que mejora su resistencia a la oxidación.

Asimismo, además de estabilizar una estructura austenítica disolviéndose en la base del mismo modo que el Ni, el Cu es un elemento eficaz para refinar partículas cristalinas en la estructura de la base y por tanto para mejorar límite elástico a temperatura elevada. Igualmente, como resultado de haber sido estudiado seriamente por los presentes inventores, se entendió que el Cu también produce el efecto de disminuir la dureza y por ello se puede pensar en mejorar la capacidad de mecanización del hierro colado austenítico.

No obstante, cuando el contenido de Cu resulta excesivo aparece la estructura peritética de Cu, impidiendo la esferoidización del grafito - y por lo tanto disminuye la resistencia y otras propiedades similares del hierro colado - o bien empeorando su elongación a temperaturas elevadas. Por consiguiente el límite superior de Cu se puede fijar en 2,5%, por ejemplo.

Como uno de los objetivos de la presente invención es mejorar la resistencia a la oxidación, es preferible que la suma de los contenidos de Cu y Cr – que contribuyen a esta mejora – sea de un 0,5% o más. Se prefiere que el límite inferior de la suma Cu + Cr sea del 1% o hasta del 2%.

Además conviene fijar el contenido de Ni en un 8 hasta 14% para obtener a bajo coste un hierro colado austenítico que tenga un buen balance de solidez, resistencia térmica (incluyendo la resistencia a la oxidación), elongación, ductilidad, dureza, capacidad de mecanización y similar, según la presente invención.

(Producto de hierro colado austenítico y proceso para elaborarlo)

(1) La presente invención no se refiere solamente a un hierro de fundición austenítico como el descrito arriba, sino también a un hierro colado austenítico que lo comprende. Como ejemplos de productos de hierro colado austenítico según la presente invención pueden mencionarse piezas como los componentes de un sistema de descarga de gases, que están expuestas en ambientes de alta temperatura.

(2) La presente invención también se refiere a un proceso de fabricación de este producto de hierro colado austenítico.

En particular también es posible que la presente invención sea un proceso de producción hierro de fundición austenítico, caracterizado por constar de:

una etapa de preparación de metal fundido con el intervalo de composición antes citado;  
una etapa de vaciado del metal fundido en un molde de colada; y  
una etapa de solidificación, enfriando el metal fundido vaciado en el molde de colada;  
con el cual puede obtenerse un producto de colada que comprende el hierro de fundición austenítico según la presente invención.

(3) Por cierto, al ampliar las aplicaciones del hierro de fundición austenítico (o del producto de hierro colado)

según la presente invención es frecuente tener que añadir varios elementos modificadores durante el vaciado. Por ejemplo, se suele añadir un agente auxiliar para aumentar el número de partículas de grafito que cristalizan en las estructuras de la base o para esferoidizar sus configuraciones.

5 Por consiguiente el proceso de fabricación de hierro de fundición austenítico según la presente invención también puede ser uno caracterizado por comprender:

una etapa de preparación de metal fundido exento de modificadores, que comprende un metal fundido con el intervalo de composición establecido en cualquiera de las reivindicaciones 1 hasta 15;

10 una etapa de adición de un agente auxiliar que incluye al menos una sustancia seleccionada del grupo formado por agentes inoculantes que hacen cristalizar o precipitar los núcleos de grafito y agentes esferoidizantes que facilitan la esferoidización del grafito, los cuales se incorporan directa o indirectamente al metal fundido exento de modificadores;

15 una etapa de vaciado de un metal fundido en un molde de colada tras la adición del agente auxiliar o durante la etapa de adición del mismo; y

una etapa de solidificación por enfriamiento del metal fundido que ha sido vaciado en el molde de colada; con lo cual se puede obtener un producto de colada del hierro de fundición austenítico antedicho, en el cual el grafito sustancialmente esferoidal cristaliza o precipita dentro de la base resultante.

20 (Constitución adicional)

La presente invención permite que el hierro de fundición austenítico (incluyendo el producto de colada austenítico) o su proceso de producción según la misma tenga contenidos como los descritos más adelante. También permite añadir una o dos constituciones más, escogidas arbitrariamente entre las abajo relacionadas, a la presente invención antes mencionada.

25 Debe advertirse que las constituciones escogidas entre las abajo relacionadas se pueden incorporar de manera superpuesta y arbitraria a diversas invenciones. Asimismo es posible combinar apropiadamente cualquiera de las constituciones abajo relacionadas entre sí, más allá de las categorías. Por ejemplo, no hace falta decir que una constitución dirigida directamente a una composición del hierro de colada austenítico también puede ser relevante como proceso de producción del mismo. Además, aunque a primera vista parece una constitución dirigida a un "proceso", puede convertirse en una constitución dirigida a un "producto" del mismo caracterizado por el proceso.

30 Otro hierro de fundición austenítico según la presente invención se caracteriza porque:

contiene elementos básicos, incluyendo C, Si, Cr, Ni, Mn y Cu; y

35 el resto comprende hierro Fe, impurezas inevitables y/o trazas de un elemento modificador eficaz para mejorar propiedades;

es un hierro de fundición austenítico estructurado por una base que comprende una aleación de Fe cuya fase principal en el intervalo ordinario de temperatura es de austenita;

40 donde un equivalente de carbono (expresado de aquí en adelante simplemente como "C<sub>eq</sub>") según una de las siguientes expresiones, determinado por los respectivos contenidos de C y Si, satisface una primera condición según dichas expresiones, y al mismo tiempo los contenidos de Ni y de Cu satisfacen respectivamente una segunda y una tercera condición de las mismas, tomando la totalidad de dicho hierro colado como 100% en masa (de aquí en adelante expresado simplemente como "%"); y

45 un equivalente de níquel (expresado de aquí en adelante simplemente como "Ni<sub>eq</sub>") según otra de las siguientes expresiones, determinado por los respectivos contenidos de Ni, Mn y Cu y un contenido de carbono soluto (C<sub>s</sub>), es decir un contenido de C que se disuelve en Fe, y un equivalente de cromo (expresado de aquí en adelante simplemente como "Cr<sub>eq</sub>") según otra de las siguientes expresiones, determinado por los respectivos contenidos de Cr y Si, están comprendidos en los intervalos de composición que satisfacen la cuarta y la quinta condición según las siguientes expresiones, tomando la totalidad de dicha base como 100%:

primera condición:  $2 \leq C_{eq} \leq 5$  (%);

segunda condición:  $7 \leq Ni \leq 15$  (%);

tercera condición:  $0 \leq Cu \leq 2,5$  (%);

cuarta condición:  $A_1 \cdot Cr_{eq} + B_1 \leq Ni_{eq} \leq 30$ , siendo "A<sub>1</sub>" = - 0,8, y "B<sub>1</sub>" = 21,6;

50 quinta condición:  $C_{eq} \leq 13,5$ ;

equivalente de Carbono:  $C_{eq} = C + Si/3$ ;

equivalente de níquel:  $Ni_{eq} = Ni + 30 \cdot C_s + 0,5 \cdot Mn + Cu$ ; y

equivalente de cromo:  $Cr_{eq} = Cr + 1,5 Si$

60 (2) En este hierro de fundición austenítico según la presente invención el contenido de Ni se ajusta a una cantidad considerablemente pequeña respecto al total de hierro colado, tal como está especificado en la segunda condición. Por tanto, teniendo en cuenta el sentido común técnico corriente, parece que no puede obtenerse ninguna base con una fase austenítica estabilizada en un intervalo de temperatura ordinario.

65 Sin embargo en la presente invención se obtuvo con éxito una fase austenítica ajustando los respectivos contenidos de los otros elementos de la aleación, es decir C (especialmente C<sub>s</sub>), Si, Cr, Mn y Cu, a intervalos más apropiados que satisfacen las condiciones antes citadas y empleando dicha baja proporción de Ni. A continuación se explican

las condiciones que prescribe la presente invención.

En primer lugar el equivalente de carbono ( $C_{eq}$ ) se prescribe como primera condición, porque la presente invención es en cualquier caso un hierro colado de solidificación peritéctica.

5 Luego se prescribe como segunda condición el contenido de Ni, porque la presente invención es un hierro colado bajo en Ni. Aun teniendo en cuenta la segunda condición relativa a la composición de todo el hierro colado, con la premisa de la primera condición el hierro de fundición austenítico según la presente invención es distinguible de muchos otros hierros de fundición austenítica convencionales.

10 Además en la presente invención se prescribe como tercera condición el contenido de Cu para obtener un hierro de fundición austenítico que tenga un comportamiento de elongación excelente a temperaturas altas. Como resultado de los experimentos efectuados por los presentes inventores se encontró que hay Cu peritéctico en los hierros de fundición austenítica que incluyen abundantemente Cu en las composiciones analizadas. Se especula con que el Cu peritéctico resultante empeora el comportamiento de elongación de los hierros de fundición austenítica a elevadas  
15 temperaturas.

Además la presente invención centra la atención en bases que comprenden aleaciones de Fe con estos contenidos de Ni y  $C_{eq}$ . Es decir, se introdujeron índices como el equivalente de níquel ( $Ni_{eq}$ ) y el equivalente de cromo ( $Cr_{eq}$ ) encontrados a partir de los elementos básicos y luego se determinó una composición de toda la base, que constituye el núcleo estructural del hierro colado, mediante la cuarta y quinta condiciones.  
20

Como resultado de los ensayos, esta vez se encontró que los hierros de fundición austenítica que satisfacen dichas condiciones cuarta y quinta no tienen ninguna estructura laminar en la austenita, incluso reduciendo el Cu hasta el intervalo antedicho. Y se especula con que hay materiales resistentes a la fatiga térmica por no haber ninguna estructura laminar en la austenita.  
25

Las condiciones cuarta y quinta están basadas en el diagrama estructural de Schaeffler. Como es evidente según muchas referencias de famosas literaturas técnicas, el diagrama estructural de Schaeffler especifica originalmente la relación entre la composición y la estructura de la soldadura que es relevante para la sección soldada o la relación entre la composición y la estructura que es relevante para el acero inoxidable austenítico o análogo. Es decir, el diagrama estructural de Schaeffler no se usa necesariamente para estructuras de hierro colado con gran contenido de carbono. Este asunto también se puede entender por el hecho de que el contenido de carbono disuelto se usa en la conversión de  $Ni_{eq}$ .  
30

35 Considerando tales circunstancias, aunque a primera vista parezca que las condiciones cuarta y quinta antedichas equivalen al diagrama estructural de Schaeffler, puede decirse que son fórmulas condicionales totalmente nuevas que se han obtenido de varios experimentos sinceros realizados por los presentes inventores en el campo del hierro colado, el cual difiere de los que el diagrama estructural de Schaeffler considera esenciales. Por tanto el hierro de fundición austenítico cuyos elementos básicos satisfacen las condiciones primera hasta quinta antedichas es un hierro colado que hace época y no es una ampliación del sentido común técnico convencional.  
40 Nótese que es natural que el hierro de fundición austenítico según la presente invención posea unas propiedades excelentes diferentes del hierro colado austenítico, debido a su estructura y composición.

(3) Especificando el contenido de Ni conforme a dicha segunda condición, la composición del hierro de fundición austenítico según la presente invención se puede determinar fijando los respectivos elementos básicos de aleación, bien individualmente o combinándolos de manera variada mediante diversos métodos, es decir de modo distinto o igual a los métodos prescritos y descritos anteriormente.  
45 Por ejemplo, también es posible ajustar el límite inferior del  $C_{eq}$  al 2,1% o incluso al 2,5% y su límite superior al 4,5% o incluso al 4,3% o similar. Asimismo también es posible ajustar el límite inferior de C al 2,1% o incluso al 2,5% y su límite superior al 4,5% o incluso al 4,3%. Además también es posible ajustar el límite inferior de Si al 3% y su límite superior al 5% o incluso al 4,5%, etc.  
50

Igualmente es posible ajustar el límite inferior de Cr al 0,5%, al 1% o al 1,2% y su límite superior al 4%, al 3% o al 2% o similar.

55 También se puede ajustar el límite inferior de Cu a 0%, al 0,1%, al 0,2%, al 0,3%, al 0,5%, al 0,7% o al 1% y su límite superior al 2%, al 1,7%, al 1,5% o al 1,3% o similar. Nótese que cuando el límite inferior de Cu se refiere a 0% en la especificación de la presente invención, no solo significa  $Cu \geq 0\%$ , sino también  $Cu > 0\%$ . También se puede ajustar el límite inferior de Mn al 3%, al 4% o al 5%; y su límite superior al 8% o al 7%. Los detalles de las acciones y de las composiciones de cada uno de estos elementos se describen más adelante.  
60

Obsérvese que estos límites superiores e inferiores se pueden utilizar independientemente o combinar de manera arbitraria y que es posible establecer intervalos en que los límites superiores constituyan límites inferiores o incluso intervalos en que los límites inferiores constituyan límites superiores. Además, siempre que se puedan identificar las composiciones de los elementos básicos es posible combinarlas para usar arbitrariamente los respectivos elementos de aleación. Estas notas son cuestiones comunes en la presente descripción.  
65

Basándose en lo anterior se describe tal como sigue un ejemplo en que el hierro de fundición austenítico conforme a la presente invención está prescrito por una composición de todo el hierro colado. En concreto la presente invención puede ser un hierro de fundición austenítico que contenga los elementos básicos C, Si, Cr, Ni, Mn y Cu, siendo el resto Fe, impurezas inevitables y/o trazas de un elemento modificador eficaz para mejorar características, y que está constituido por una base de aleación de Fe cuya fase principal en el intervalo ordinario de temperatura es austenita, el cual puede estar caracterizado porque:

dichos elementos básicos se establecen de manera que no solo un equivalente de carbono (expresado de aquí en adelante simplemente como "C<sub>eq</sub>") según la siguiente expresión, determinado por los respectivos contenidos de C y Si, sino también el Ni, Cu y Si estén comprendidos en el intervalo de composición abajo especificado, cuando la totalidad de dicho hierro colado se toma como 100% en masa (expresado simplemente como "%" de aquí en adelante):

$$\begin{aligned} 2 &\leq C_{eq} \leq 5 (\%); \\ 7 &\leq Ni \leq 15 (\%); \\ 0 &\leq Cu \leq 2,5 (\%); \text{ y} \\ 3 &\leq Si \leq 5 (\%) \end{aligned}$$

Asimismo, basándose en lo anterior se describe tal como sigue otro ejemplo en que el hierro de fundición austenítico conforme a la presente invención está prescrito por una composición de todo el hierro colado. Concretamente la presente invención puede ser un hierro de fundición austenítico que contenga los elementos básicos C, Si, Cr, Ni, Mn y Cu, siendo el resto Fe, impurezas inevitables y/o trazas de un elemento modificador eficaz para mejorar características, y que está constituido por una base de aleación de Fe cuya fase principal en el intervalo ordinario de temperatura es austenita, el cual puede estar caracterizado porque:

dichos elementos básicos se establecen de manera que no solo un equivalente de carbono (expresado de aquí en adelante simplemente como "C<sub>eq</sub>") según la siguiente expresión, determinado por los respectivos contenidos de C y Si, sino también el Ni, Cu y Cr estén comprendidos en el intervalo de composición abajo especificado, cuando la totalidad de dicho hierro colado se toma como 100% en masa (expresado simplemente como "%" de aquí en adelante):

$$\begin{aligned} 2 &\leq C_{eq} \leq 5 (\%); \\ 7 &\leq Ni \leq 15 (\%); \\ 0 &\leq Cu \leq 2,5 (\%); \text{ y} \\ 0,5 &\leq Cr \leq 4 (\%) \end{aligned}$$

(4) Por cierto no es preciso que la "fase de austenita" citada en la presente invención sea una fase única. Es decir, la frase "la fase austenítica constituye una fase principal" significa que es posible lo siguiente: naturalmente no solo dicho caso en que hay una fase única austenítica que evidencia un 100% de austenita por análisis de rayos X y no incluye ninguna estructura laminar de martensita y perlita en la austenita, sino también el caso en que hay una ligera fase de martensita.

Decididamente manifestado, es admisible que pueda haber más del 50% en volumen, 60% en volumen o más, 70% en volumen o más, 80% en volumen o más, 90% en volumen o más o incluso 95% en volumen o más de una fase única austenítica.

Que la estructura de la base sea o no una fase austenítica está prescrito principalmente por la cuarta condición arriba descrita. Es decir, la estructura metálica que debe obtenerse se puede restringir a una fase única austenítica fijando a 21,6 la intersección de una línea que marca el límite inferior del Ni<sub>eq</sub> en la cuarta condición antes citada. Téngase en cuenta que la indexación de B<sub>x</sub>, - que designa la intersección de la línea limítrofe indicada en la presente invención - se hace por conveniencia.

En la presente invención el límite superior del Ni<sub>eq</sub> respecto a toda la base no está particularmente restringido, en tanto que el Ni es una pequeña cantidad respecto a todo el hierro colado, tal como especifica la segunda condición, pues uno de los objetivos es la obtención de un hierro colado cuya base sea una fase austenítica en el intervalo de temperatura ordinario, pese a reducir el contenido de Ni que debe emplearse.

Por otra parte, los otros elementos distintos del Ni también están limitados en cuanto al contenido disuelto en Fe. Además es preferible que no aumente el contenido de estos elementos, no solo porque subirían los costes a pesar de la reducción del contenido de Ni, sino también porque habría menos posibilidad de obtener las estructuras de hierro colado deseadas. Por lo tanto en la presente invención, a pesar de fijar el límite superior del Ni<sub>eq</sub> en 30%, es preferible que los límites superior e inferior del Ni<sub>eq</sub> puedan ser del 11%, 12%, 13%, 14%, 15%, 16%, 17%, 18%, 19% o incluso del 20%. Como al Cr<sub>eq</sub> también se le aplican números similares, en la presente invención el límite superior del Cr<sub>eq</sub> se fija al 13,5%, considerando las circunstancias generadoras de carburos, que según se cree son la causa de la disminución de la resistencia a la fatiga.

No obstante, es preferible que los límites superior e inferior del Cr<sub>eq</sub> sean del 12%, 11%, 10%, 9%, 8%, 7%, 6%, 5% o del 4%.

En particular se prefiere el caso en que el Cr<sub>eq</sub> sea del 5 al 8% y el Ni<sub>eq</sub> 18% o más, o con mayor preferencia que el Cr<sub>eq</sub> sea del 7 al 9% y el Ni<sub>eq</sub> 13% o más, porque no ocurre o se suprime la precipitación de los carburos laminares

(incluyendo los carburos aciculares).

“Trazas de elemento modificador” se refiere en la presente invención a un elemento contenido en muy pequeñas proporciones, que es eficaz para mejorar características. Por ejemplo, puede ser un elemento que contribuya a la estructura metálica, tal como el grafito esferoidizante que cristaliza, precipita o incrementa el número de partículas, haciendo la fase de austenita más fina o estable. Asimismo también puede ser un elemento que contribuya a una característica mecánica tal como resistencia a temperatura ambiente o elevada, durabilidad a temperatura elevada (es decir, resistencia a la fluencia y similar), dureza y elongación. Además también puede ser un elemento que contribuya a la resistencia a la oxidación, capacidad de expansión térmica, conductividad térmica, capacidad de mecanización, etc. También puede ser un elemento que contribuya a la moldeabilidad, tal como la fluidez durante el vaciado, y a eliminar defectos de moldeo como grietas, contracciones o poros.

“Impurezas inevitables” se refiere a las siguientes: las incluidas en las materias primas, las resultantes de mezclas o similares durante el vaciado, etc. Son elementos difíciles de eliminar debido al coste o por razones técnicas. Como ejemplo de impurezas inevitables cabe mencionar el fósforo (P) y análogos.

En las composiciones de la presente invención las trazas de elemento modificador y las impurezas inevitables no están particularmente limitadas, porque lo importante son las composiciones de los elementos básicos. Por ejemplo, aunque se trate de un hierro de fundición austenítico sin ninguna traza de elementos modificadores, aparte de las impurezas inevitables, está comprendido en la presente invención. Debe señalarse que un elemento modificador presente en trazas también se puede tratar como una impureza inevitable, dependiendo de la proporción en que está contenido, o como una aplicación del hierro colado resultante y similar

En la presente descripción “de ‘x’ a ‘y’” incluye el límite inferior “x” y el límite superior “y”, a no ser que se indique lo contrario. Además los símbolos o índices elementales (p.ej.  $Ni_{eq}$ ,  $Cr_{eq}$ ,  $C_{eq}$ ,  $C_s$  y similares) utilizados en las fórmulas condicionales o matemáticas de la presente descripción indican las proporciones de estos elementos (% en masa), a no ser que se indique lo contrario. El signo “·, ” que aparece en estas fórmulas condicionales o matemáticas significa multiplicación (o producto).

Asimismo, para las composiciones empleadas como componentes en la presente invención se indica lo siguiente: un intervalo de composición relativo a todo un hierro colado y otro intervalo de composición relativo a toda una base, es decir una parte constituyente de este hierro colado. No obstante el intervalo de composición relativo a toda la base es una porción relevante para el  $Ni_{eq}$  y el  $C_{eq}$ , que afecta fundamentalmente a la estructura de la base. Por tanto las composiciones prescritas por la presente invención relativas a porciones distintas de la relevante para el  $Ni_{eq}$  y el  $C_{eq}$  se refieren a las composiciones totales de los hierros colados, a no ser que se indique lo contrario.

### DESCRIPCIÓN BREVE DE LAS FIGURAS

Fig. 1 es un diagrama XRD de varios hierros colados de distintas composiciones.

Fig. 2 es un diagrama de correlación  $Cr_{eq}-Ni_{eq}$  para varios hierros colados de distintas composiciones.

Fig. 3 es un diagrama XRD de un hierro colado (p.ej. probeta n° 2-2) con placas de grosor distinto entre sí.

Fig. 4A son microfotografías de estructuras metálicas en posiciones superficiales e internas, respectivamente, de una muestra de un producto de fundición (p.ej. probeta n° 3-1).

Fig. 4B son microfotografías de estructuras metálicas en posiciones superficiales e internas, respectivamente, de una muestra de un producto de fundición (p.ej. probeta n° 3-2).

Fig. 5 son microfotografías de estructuras metálicas de varios hierros colados, incluyendo un material básico (FCDA-NiMn137 según JIS) y un material con Cu incorporado a este material básico, junto con el diagrama estructural de Schaeffler sobre el cual están marcadas sus posiciones.

Fig. 6 son microfotografías de estructuras metálicas de muestras de productos de fundición (p.ej. probetas n° 6-1 hasta 6-12).

Fig. 7 es una gráfica que ilustra la relación entre la cantidad de Cu añadida y la elongación en el cuarto ensayo.

Fig. 8 es una gráfica que ilustra la relación entre la cantidad de Cr añadida y el límite elástico en el cuarto ensayo.

Fig. 9 es un diagrama XRD de hierros colados de distintas composiciones.

Fig. 10 son diagramas de correlaciones entre las temperaturas de varios hierros colados y los coeficientes de expansión lineal; el diagrama de correlación (a) corresponde a la probeta n° 5-5, el diagrama de correlación (b) a la probeta n° 4-3, el diagrama de correlación (c) a la probeta n° R4; el diagrama de correlación (d) a la probeta n° R3 y el diagrama de correlación (e) a la probeta n° R6.

Fig. 11 es un diagrama de barras que representa la disminución del peso de material oxidado de varias probetas.

Fig. 12 son diagramas que ilustran correlaciones entre las disminuciones de peso de material oxidado y las cantidades de elementos contenidos que son relevantes para varias probetas; el diagrama (a) es importante para los contenidos de Cr y el diagrama (b) para los contenidos de Ni.

Fig. 13 son diagramas que ilustran correlaciones entre las disminuciones de peso de material oxidado y las cantidades de elementos contenidos que son relevantes para varias probetas; el diagrama (a) es importante para los contenidos de Mn y el diagrama (b) para los contenidos de Cu.

Fig. 14 es un diagrama de barras que representa los valores de impacto de varias probetas.

Fig. 15 es un diagrama que ilustra una correlación entre los valores de impacto Charpy y las cantidades contenidas de Cr que son relevantes para varias probetas.

Fig. 16 es un diagrama de barras y dispersión que representa los límites elásticos del 0,2% y las elongaciones a la rotura de varias probetas a 800°C.

Fig. 17 son diagramas que ilustran las correlaciones entre las elongaciones a la rotura y las cantidades de elementos contenidos que son relevantes para varias probetas; el diagrama (a) es importante para los contenidos de Cr y el diagrama (b) para los contenidos de Cu.

Fig. 18 es un diagrama de barras que representa las durezas de varias probetas.

Fig. 19 es una fotografía que muestra defectos de llenado incompleto, como índice de valoración de varias probetas.

Fig. 20 es un diagrama de barras para evaluar relativamente las propiedades de colada del metal fundido de varias probetas e ilustrarlas respecto a la probeta nº 7-1 tomada como "1".

Fig. 21 es un diagrama de barras que ilustra las vidas de fatiga térmica de varias probetas.

Fig. 22 es un diagrama de barras que ilustra las vidas de fatiga térmica de varias probetas.

Fig. 23 es una gráfica que ilustra correlaciones entre el aumento de los valores de dureza y los grosores de placa de una probeta al añadir varios elementos en una proporción del 1%.

Fig. 24 son fotografías para explicar un método de cuantificación de magnitudes de contracción en varias probetas.

Fig. 25 es un diagrama de barras para evaluar relativamente magnitudes de contracción de varias probetas e ilustrarlas respecto a las de la probeta nº R3 tomada como "1".

Fig. 26 es una gráfica que ilustra correlaciones entre los coeficientes de expansión lineal de varias probetas y las amplitudes de las temperaturas de calentamiento.

Fig. 27 es un diagrama de barras que ilustra los coeficientes de expansión lineal medios de varias probetas.

Fig. 28 es un diagrama de barras que ilustra las conductividades térmicas de varias probetas.

Fig. 29 es un diagrama de barras que representa las disminuciones de peso de material oxidado de varias probetas a sus respectivas temperaturas de calentamiento.

Fig. 30 es un diagrama de barras que representa los límites elásticos de varias probetas a sus respectivas temperaturas.

Fig. 31 es un diagrama de barras que representa las resistencias a la tracción de varias probetas a sus respectivas temperaturas.

Fig. 32 es un diagrama de barras que representa las elongaciones a la rotura de varias probetas a sus respectivas temperaturas.

Fig. 33 es un diagrama de barras que representa las vidas de fatiga térmica de varias probetas a cada temperatura.

#### MEJOR MÉTODO PARA LLEVAR A CABO LA PRESENTE INVENCION

La presente invención se explica con mayor detalle, indicando formas de ejecución. Obsérvese que, aunque la presente invención se explica principalmente basándose en hierros de fundición austeníticos, sus contenidos se pueden aplicar debidamente no solo al producto de fundición austenítica (incluyendo la pieza componente para el sistema de descarga de gases) según la presente invención, sino también al proceso para elaborarlo. Además, que una de las formas de ejecución se considere mejor o no, es materia de discusión y depende del rendimiento exigido, etc.

#### (Composición)

##### (1) Elementos básicos

Un hierro de fundición austenítico según la presente invención comprende elementos básicos y Fe, es decir el resto. Los elementos básicos incluyen seis tipos de ellos, C, Si, Cr, Ni, Mn y Cu. Sin embargo, en caso de que el hierro de fundición austenítico no lleve sustancialmente Cu los elementos básicos son cinco, es decir C, Si, Cr, Ni y Mn. A continuación se explican las prestaciones o funciones de cada uno de estos elementos, así como sus composiciones apropiadas.

##### (i) C y Si

(a) El C rebaja la temperatura de fusión del Fe y aumenta la fluidez del metal fundido (incluyendo el metal fundido exento de modificadores). Por consiguiente es un elemento indispensable para la fundición de hierro. Como en las aleaciones de Fe-C el C supera el límite máximo de solubilidad de sólidos, de manera que los hierros colados tienen una solidificación eutéctica, el límite inferior de C puede ser fundamentalmente del 1%, 1,7%, 1,8%, 1,9%, 2% o 2,1% y su límite superior del 5% o incluso del 4,3%. Debe señalarse que el C excedente del límite de solubilidad de sólidos cristaliza en forma de grafito.

Cuando hay poco C es preferible no realizar la fundición porque la fluidez del metal fundido es menor. Cuando hay demasiado C disminuye la estructura de la base resultante y por lo tanto decaen las características mecánicas y similares del hierro colado resultante. Asimismo es más probable que durante el vaciado aparezcan defectos de fundición tales como cavidades de contracción. Así es preferible que el límite inferior de C sea del 2% o 2,5% y el

límite superior del 5% o 3,5%.

(b) Nótese que el contenido de carbono disuelto ( $C_s$ ) - necesario para calcular el  $Ni_{eq}$  mencionado en la presente invención – se puede hallar básicamente analizando la composición de la estructura de la base de Fe o restando de todo el C mezclado la cantidad total de C consumido en la precipitación de grafito y en la formación de carburos como la cementita ( $Fe_3C$ ).

Sin embargo, como este  $C_s$  son trazas resulta difícil analizarlo con exactitud. Además se ha visto empíricamente que este  $C_s$  se encuentra dentro de un intervalo virtualmente constante. Por tanto, incluso asumiendo que  $C_s = 0,03\%$ , al calcular el  $Ni_{eq}$  para encontrarlo se ve realmente que los posibles errores del  $Ni_{eq}$  resultante son tan pequeños que en la práctica pueden despreciarse. Por consiguiente en la presente invención se ha calculado el  $Ni_{eq}$  suponiendo que  $C_s = 0,03\%$ .

Obsérvese que 0,03% es el límite de solubilidad de C sólido en la fase  $\alpha$  (ferrita) del diagrama de fases del sistema binario Fe-C. Como se supone viendo el diagrama de fases que el contenido de soluto en la fase  $\gamma$  (austenita) puede ser éste o más, se asume que el valor de  $C_s$  es del 0,03%, como valor mínimo del contenido de soluto.

(c) El Si rebaja la temperatura eutéctica del sistema metaestable, facilita la cristalización eutéctica del Fe-grafito y luego contribuye a cristalización del grafito. Además el Si forma filmes pasivos que contienen óxido de silicio en la proximidad de la superficie del grafito que cristaliza y por tanto incrementa la resistencia a la oxidación del hierro colado. Si hay poco Si estos efectos no pueden obtenerse suficientemente y no es deseable que haya demasiado Si, porque reduce la elongación y empeora la capacidad de mecanizado. Por tanto el límite inferior de Si es del 3% o incluso del 3,5%. Se prefiere que el límite superior de Si sea del 5% o incluso del 4,5%.

(d) El Si por cierto actúa desplazando el contenido de carbono eutéctico del sistema Fe-C hacia el lado de menor concentración y por ello se usa como índice un equivalente de carbono ( $C_{eq} = C + Si/3$ ) en el cual hay un contenido de Si incluido en un contenido de C. Así es más preferible establecer el límite inferior del  $C_{eq}$  a 2,1%, 2,5% o incluso a 3%. Es más preferible fijar el límite superior al 5% o incluso al 4,3%, es decir el punto eutéctico en el diagrama de fases del sistema Fe-C o incluso al 3,5%.

#### (ii) Cr

El Cr se une al carbono en la base de hierro colado precipitando los carburos que contiene y además mejora el límite elástico a temperatura elevada del hierro colado mediante la precipitación, reforzando la base resultante. Además facilita la mejora de la resistencia a la oxidación, porque forma filmes pasivos que contienen óxidos de cromo densos y finos en la proximidad de la superficie de hierro colado resultante.

Por otra parte es preferible que no haya mucho Cr, porque aumenta los carburos y por tanto disminuye la dureza y la capacidad de mecanización. Así es preferible que el límite inferior de Cr sea del 0,5%, 0,7%, 1%, 1,2% o incluso del 1,5%. Se prefiere que el límite superior de Cr sea del 4%, 3%, 2,5% o incluso del 2%.

Incidentalmente, cuando los presentes inventores analizaron hierros colados cuyo contenido de Cr era del 9 al 15% respecto a su totalidad, se vio que cristalizan o precipitan muchos carburos del sistema Cr-Mn, de manera que los hierros colados resultantes se enfrían (o carburizan) en conjunto.

#### (iii) Ni

El Ni es un elemento eficaz para austenizar la estructura de la base. Si hay poco Ni es difícil conseguir una fase austenítica estable. Por otra parte, si hay demasiado Ni no es factible elaborar un hierro de fundición austenítico económico mediante la reducción del contenido de Ni, lo cual es precisamente uno de los objetivos de la presente invención. Por lo tanto es preferible que el límite inferior de Ni sea del 12%, 11%, 10%, 9%, 8% o incluso del 7%. Asimismo es preferible que el límite superior de Ni sea del 15%, 14%, 13%, 12%, 11%, 10% o incluso del 9%.

#### (iv) Cu y Mn

(a) El Cu y el Mn son elementos eficaces para austenizar la estructura de la base, al igual que el Ni. Aquí hay que tener en cuenta que la ecuación para el cálculo del  $Ni_{eq}$  conforme a la presente invención se puede transformar en  $0,5 Mn + Cu = Ni_{eq} - Ni - 30 C_s$ .

Y el límite superior de Ni según la presente invención no es superior al 15%. Además, independientemente del contenido total de C, el  $C_s$  está comprendido dentro de un intervalo virtualmente constante (p.ej. de 0 hasta 0,8%). El contenido de  $C_s$  cae dentro de este intervalo, porque la cantidad de C disuelto en Fe y disminuye de 2,1%, es decir el máximo, hasta 0,8% aproximadamente, al disminuir la temperatura en el diagrama de fases del sistema binario Fe-C.

A propósito, aunque "0,5", es decir el coeficiente del Mn, está especificado en el diagrama estructural de Schaeffler, "1", es decir el coeficiente del Cu, ha sido puesto en conocimiento por los presentes inventores de modo totalmente nuevo, como resultado de sus estudios principales, mediante una serie de ensayos y similares. Los antecedentes de este tema se describen detalladamente como sigue.

Se prepararon probetas de hierro colado constituido respectivamente por: un material básico (Fe - 3% C - 2,3% Si -

13% Ni - 7% Mn, equivalente a FCDA- NiMn137 según la norma JIS, esto es, equivalente a la probeta n° R2 descrita luego en la tabla 1A) y un material de Cu añadido en una proporción del 6,5% a dicho material básico (equivalente a la probeta n° 1-1 descrita luego en la tabla 1A). En la fig. 5 se muestra todo junto lo siguiente: fotografías estructurales donde se observan estas muestras y sus posiciones, que pudieron encontrarse a partir de sus composiciones respectivas en el diagrama estructural de Schaeffler.

En el caso del material básico  $Ni_{eq} = 18,2$  y  $Cr_{eq} = 4,1$  se pueden deducir de su propia composición. Al representarlos gráficamente en el diagrama estructural de Schaeffler es de esperar que el material básico tenga casi una estructura de austenita "A" + "M". Este hecho fue ratificado por la fotografía estructural del material básico, es decir, se confirmó que el material básico comprendía una fase de austenita (o fase  $\gamma$ ) y carburos laminares formados por 2 fases, es decir capas de carburo que parecían precipitar a partir de la fase  $\gamma$  durante el proceso de vaciado y enfriamiento, y una fase  $\alpha$ .

Cabe señalar que, en comparación con esta estructura de martensita – como la de FCD4500 según JIS, observada en el hierro colado ferrítico corriente – aumentó el grosor de las capas de carburo en el material básico y se hicieron más amplios los intervalos entre ellas, según se cree debido al hecho de que el material básico contenía Mn, que es más propenso a generar carburos (es decir, que su energía libre es menor) que el Fe.

En particular, al analizar la composición del material básico con Cu añadido se hallaron las siguientes proporciones de los elementos principales: 2,3% de Si; 10,4% de Ni; 6,5% de Mn y 7,2% de Cu. Al aplicar estas composiciones al diagrama estructural de Schaeffler corriente resulta  $Ni_{eq} (= Ni + 30 \cdot C_s + 0,5 \cdot Mn) = 14,7$ , y  $Cr_{eq} (= Cr + 1,5 \cdot Si) = 3,5$ . Al representarlos en el diagrama estructural de Schaeffler la posición resultante cae en la región de la martensita (o región "M").

Sin embargo en las fotografías de la estructura real del material con Cu añadido no se vio ninguna estructura laminar como las del material básico. Es decir, se cree que la base se transformó en una fase única de austenita mediante la adición de Cu. Esto se supone por lo siguiente: los carburos laminares desaparecen al añadir el Cu, con lo cual se estabiliza la fase  $\gamma$ .

De acuerdo con este resultado la base de material con Cu añadido debería llegar a posicionarse esencialmente en la región de la fase única austenítica (es decir la región "A"), por así decirlo, en el diagrama estructural de Schaeffler. Cuando  $Cr_{eq} = 3,5$ , siendo  $Ni_{eq} 22,5$  o más, la región "A" entra en el diagrama estructural de Schaeffler usual.

Si es así, en el caso del material con Cu añadido anteriormente mencionado surge una discrepancia, al menos de  $\Delta Ni_{eq} = 22,5 - 14,7 = 7,8$ , entre el  $Ni_{eq}$  calculado a partir de las composiciones analizadas y el  $Ni_{eq}$  resultante de la observación de la estructura real. Es obvio que la causa de esta discrepancia es el resultado de la adición de Cu a partir del origen arriba descrito. Por consiguiente se cree que el Cu añadido facilita la austenización de la base del material con Cu incorporado y estabiliza una fase austenítica. En otras palabras, puede decirse que el Cu actúa aumentando el  $Ni_{eq}$  y una proporción que influye en el  $Ni_{eq}$  mediante el Cu ( $\Delta Ni_{eq}$ /contenido de Cu analizado) es igual a  $7,8/7,2 = 1,08$ , y aproximadamente igual a "1" según una estimación ajustada. Partiendo del origen, la estructura metálica cambia de "A" + "M" a "A" mediante la adición de Cu y es difícilmente creíble que la proporción que influye en el  $Ni_{eq}$  mediante el Cu sea mayor de "1". Por tanto en la presente invención el coeficiente de Cu se fija en "1" al calcular el  $Ni_{eq}$ .

(b) Tal como está descrito arriba, además de disolverse en la base y estabilizar la estructura austenítica, el Cu, al igual que el Ni, refina el grano cristalino en la estructura de la base, mejorando el límite elástico a temperatura alta. Además es un elemento eficaz para mejorar la resistencia a la oxidación y también a la corrosión.

Sin embargo cuando el contenido de Cu resulta excesivo aparece la estructura peritéctica del Cu, que dificulta la esferoidización del grafito y reduce la resistencia y propiedades análogas del hierro colado. Tampoco es deseable que el Cu sea excesivo, porque la aparición de la estructura peritéctica del Cu empeora el comportamiento de la elongación a temperaturas elevadas. Por tanto es preferible que el límite inferior de Cu sea del 0%, 0,1%, 0,3%, 0,5%, 0,7%, 1% o incluso del 1,2%. El límite superior de Cu es del 2,5%, preferiblemente del 2%, 1,8% o incluso del 1,8%. Obsérvese que, tal como se ha descrito arriba, cuando un hierro de fundición austenítico según la presente invención contiene Cu como elemento esencial, el límite inferior de Cu indicado como 0% significa que  $Cu > 0\%$  Por otra parte, si el Cu no es un elemento esencial, el límite inferior de Cu indicado como 0% significa que  $Cu \geq 0\%$ .

(c) Además de ser eficaz para estabilizar la estructura austenítica, el Mn también es un elemento que sirve para eliminar el S, que empeora la fluidez y causa fragilidad, y para fines similares.

Cuando hay poco Mn no se logran suficientemente estos efectos. Si hay demasiado Mn aumentan los carburos de Mn, provocando la disminución de la dureza, etc., del hierro colado o de su resistencia térmica. Esto tampoco es deseable porque puede ser que aparezcan defectos causados por gases, tales como oquedades. Por consiguiente es preferible que el límite inferior de Mn sea del 0,1%, 0,5%, 1%, 2%, 2,5%, 3%, 4% o incluso del 5%. Se prefiere que el límite superior de Mn sea del 8%, mejor del 7% o incluso del 6%.

## (2) Trazas de elemento modificador

(a) Es preferible incluir trazas de un elemento que mejore varias características, tales como la estructura metálica del hierro de fundición austenítica (o hierro colado), la resistencia a la oxidación, la resistencia a la corrosión, la solidez a temperatura ordinaria o elevada, propiedades mecánicas como tenacidad o dureza y propiedades eléctricas. Los hierros de fundición austenítica que incluyen tal elemento modificador también están comprendidos naturalmente en

los límites de la presente invención, pues los elementos básicos caen dentro de los intervalos arriba citados.

Las trazas de elemento modificador pueden ser de: magnesio (Mg), tierras raras (TR), aluminio (Al), calcio (Ca), bario (Ba), bismuto (Bi), antimonio (Sb), estaño (Sn), titanio (Ti), zirconio (Zr), molibdeno (Mo), vanadio (V), tungsteno (W), niobio (Nb) o nitrógeno (N).

El contenido de cada uno de estos elementos se puede ajustar apropiadamente dependiendo de las características requeridas para los hierros de fundición austenítica. No obstante, teniendo en cuenta las influencias y similares en los costes y las composiciones de los elementos básicos, las trazas de los elementos modificadores son del 1% o menos, preferiblemente del 0,8% o incluso del 0,6% o menos respecto a la cantidad total.

Un elemento modificador añadido en trazas puede desaparecer o disiparse durante el vaciado, porque su punto de fusión es inferior al del Fe. Por lo tanto el contenido del respectivo elemento no coincide necesariamente con la cantidad total añadida del mismo. Consecuentemente, para que sea eficaz de cara a la mejora, etc., de la estructura de la fundición, el elemento modificador añadido en trazas puede tener un contenido mínimo que sea detectable.

(b) Un elemento modificador añadido en trazas que sea representativo es cada uno de los elementos incluidos en un agente inoculante que facilita la cristalización del grafito en una base de Fe o un agente que facilita la esferoidización del grafito cristalizado resultante. Un agente auxiliar, tal como un agente inoculante o esferoidizante, se incorpora a la mezcla durante la preparación del metal fundido o se añade adecuadamente durante el vaciado. Sin embargo los elementos que contiene y sus proporciones no son fijas, sino que pueden variar mucho. Es decir, en la situación real se buscan por prueba y error, a fin de obtener las estructuras de fundición deseadas (p.ej. las configuraciones del grafito cristalizado o especialmente su número de partículas) y similares. Por tanto es difícil identificar claramente el tipo de elemento modificador añadido en trazas y sus contenidos. La adhesión a tipos de elementos modificadores añadidos en trazas y a sus contenidos va contra el verdadero objeto de la presente invención.

No obstante el Mg y las TR (p.ej. cerio (Ce) especialmente) son conocidos en general como agentes esferoidizantes del grafito cristalizado. Por tanto en el caso del hierro de fundición austenítico según la presente invención también es preferible incluir Mg en una proporción de 0,01 hasta 0,1% y/o Ce en una proporción de 0,005 hasta 0,05%, referidas respectivamente a la totalidad del hierro colado como 100%.

En este caso, como es probable que el Mg desaparezca del interior de los metales fundidos, se prefiere ajustar la cantidad añadida a tal nivel que su límite inferior llegue a 0,02% o incluso a 0,03% respecto a la totalidad del hierro colado como 100%. Aunque no hay límite superior para el contenido de Mg, al no afectar a las composiciones de los elementos básicos, en la práctica puede ser del 0,07% o incluso del 0,06% respecto a la totalidad del hierro colado como 100%.

Como el Ce, que es una TR, no es caro y además el efecto esferoidizante se puede lograr incluyéndolo en pequeña cantidad, es preferible que su límite superior sea del 0,03% o incluso del 0,01% respecto a la totalidad del hierro colado como 100%. Aunque en particular no hay límite inferior para el Ce, pues se encuentra en un intervalo que permite obtener el efecto esferoidizante, dicho límite inferior puede ser en la práctica del 0,07% o incluso del 0,08% respecto a la totalidad del hierro colado como 100%.

### (3) Impurezas inevitables

Como ejemplo de impurezas inevitables se indica el fósforo (P) y el azufre (S). El P es nocivo para la esferoidización del grafito y además precipita junto a los granos cristalinos, reduciendo la resistencia a la oxidación y la elongación a temperatura ambiente. El S también es nocivo para la esferoidización del grafito. Por consiguiente es preferible que el contenido de cada una de estas impurezas inevitables se pueda ajustar al 0,02% o menos o incluso al 0,01% o menos.

#### (Proceso de producción)

(1) Como la presente invención es un proceso de elaboración de hierro de fundición austenítico consta de una etapa de preparación de metal fundido, una etapa de vaciado y una etapa de solidificación, que son como las que se han descrito arriba. No obstante en el caso de piezas de fabricación con hierro colado, tales como los componentes de automoción que requieren una gran fiabilidad, es preciso que el hierro de fundición austenítico según la presente invención sea un hierro colado con grafito esferoidal. Por consiguiente se desea cristalizar una gran cantidad de grafito esferoidal de forma fina y diminuta dentro de la base que contiene la fase austenítica y por lo tanto mezclar o añadir un agente auxiliar inoculante o esferoidizante.

Estos agentes auxiliares se mezclan, por ejemplo, antes de la etapa de preparación de metal fundido. Sin embargo, para evitar la desaparición de estos agentes auxiliares y el deterioro que reduce sus efectos al cabo del tiempo, y para que dichos agentes funcionen eficazmente, es mejor preparar previamente el metal fundido que contiene los elementos básicos (es decir, una etapa de preparación de metal fundido exento de modificadores) y luego realizar una etapa de adición de agentes auxiliares por combinación o incorporación o indirecta a dicho metal fundido exento de modificadores.

Aquí la adición "directa" de un agente auxiliar se refiere a su incorporación al metal fundido exento de modificadores, antes de verterlo en un molde y similar. La adición, o similar, "indirecta" de un agente auxiliar se refiere a cargarlo con antelación en una cavidad del molde de colada, etc. Por ejemplo, en el caso de la inoculación se puede efectuar de cualquiera de las formas siguientes: inoculación en cuchara, inoculación dentro del molde de colada, inoculación con varilla, etc. En el caso de la esferoidización el tratamiento es el mismo.

Después de todo, como los productos ordinarios de colada se moldean inyectando el metal fundido (o el metal fundido exento de modificadores) en una cuchara desde un horno de fusión o retención y vertiéndolo luego en un molde de colada, la adición de un agente auxiliar también se puede llevar a cabo en cualquiera de estas etapas. Además el agente auxiliar puede tener forma de polvo, de granulado, de varilla o similar. Obsérvese que, aunque el agente auxiliar esté ejemplificado por agentes inoculantes o esferoidizantes, también puede ser un aditivo de otro tipo.

(2) Considerando la composición elemental, es preferible que el agente inoculante contenga uno o más elementos entre Si, Ca, Bi, Ba, Al, Sn, Cu o TR, por ejemplo. Para ser concretos, se dispone de los siguientes agentes inoculantes: sistemas de Si-Ca-Bi-Ba-Al, de Si-Ca-Bi-Al-TR, de Si-Ca-Al-Ba, de Si-Sn-Cu y análogos. La cantidad añadida o mezclada de agente inoculante se determina teniendo en cuenta la desaparición, el deterioro, etc. Por tanto se prefiere que la cantidad total añadida sea del 0,05 al 1%, por ejemplo, respecto a la totalidad de metal fundido exento de modificadores tomada como 100%.

Considerando la composición elemental, es preferible que el agente esferoidizante del grafito comprenda uno o más elementos entre Mg y TR, por ejemplo. Para ser concretos, se dispone de los siguientes agentes esferoidizantes: sistemas de Mg-TR, Mg como sustancia simple, TR como sustancias simples - tales como metal mixto (o Mm), sistemas de Ni-Mg, de Fe-Si-Mg y análogos. La cantidad añadida o mezclada de agente esferoidizante se determina teniendo en cuenta la desaparición, el deterioro, etc. Por ejemplo, se prefiere añadir un agente esferoidizante de manera que el contenido residual de Mg (es decir el contenido de Mg que queda en un hierro colado preparado) sea del 0,01 al 0,1%, con mayor preferencia de 0,03 al 0,08%, tomando como 100% la totalidad de metal fundido exento de modificadores. Debe señalarse que, mientras la configuración o el número de partículas de grafito cristalizado caiga dentro del intervalo deseado, la cantidad de agentes inoculantes o esferoidizantes añadidos es opcional.

(Producto de fundición austenítica)

(1) Si el producto de fundición austenítica según la presente invención son piezas de configuración deseable que comprenden el hierro de fundición austenítico conforme a la presente invención, no hace falta decir que sus formas, grosores de pared, etc. no importan en absoluto.

En tal caso, aunque se pueda pensar que el grosor, la forma, el tamaño, los diseños de los moldes y similares del producto colado influyen en la estructura, defectos de moldeo, etc. del hierro de fundición austenítico, en el caso del producto de fundición austenítica según la presente invención se ha comprobado que la base es una fase estable de austenita. Además, incluso en el caso de que el grosor del producto colado sea tan delgado que el metal fundido se enfríe y solidifique parcialmente con rapidez, los presentes inventores ya han comprobado que se pueden obtener los hierros colados con grafito esferoidal, ajustando adecuadamente el método y el tiempo de adición de un agente auxiliar.

(2) La estructura del hierro de fundición austenítico se divide grosso modo en una estructura base y una estructura eutéctica. Una estructura base según la presente invención comprende una fase austenítica de Fe. Una estructura eutéctica según la presente invención es el grafito.

En términos generales, aunque los hierros colados se clasifican variadamente dependiendo de las formas del grafito cristalizado, se prefieren los hierros colados con grafito esferoidal, porque tienen buenas características en cuanto a propiedades mecánicas, en comparación con las de otros hierros colados. Por consiguiente es apropiado que el hierro de fundición austenítico según la presente invención también pueda comprender un hierro colado con grafito esferoidal.

La estructura del hierro colado con grafito esferoidal se indexa mediante una proporción de grafito esferoidal y el número de partículas de grafito en general. En primer lugar, los productos reales de fundición austenítica tienen buenas características, tales como una proporción de grafito esferoidal que cristaliza o precipita en la base de 70% o más, 75% o más, 80% o más, o incluso 85% o más. Luego es preferible que el número de partículas de grafito cristalizadas o precipitadas sea mayor. Por ejemplo, en una sección donde el grosor de pared del producto colado sea de 5 mm o menos, es adecuado que el número de partículas de grafito cuyo diámetro es de 10  $\mu\text{m}$  o superior pueda ser de 50 piezas/ $\text{mm}^2$  o más, de 75 piezas/ $\text{mm}^2$  o más, o incluso de 100 piezas/ $\text{mm}^2$  o más. Obsérvese que es preferible que el grafito esferoidal se pueda dispersar muy finamente en la base. Asimismo, en una sección donde el espesor del producto colado sea de 5  $\mu\text{m}$  o menos, es apropiado que el número de partículas de grafito cuyo diámetro es de 5 mm o superior pueda ser de 150 piezas/ $\text{mm}^2$  o más, de 200 piezas/ $\text{mm}^2$  o más, de 250 piezas/ $\text{mm}^2$  o más, o incluso de 300 piezas/ $\text{mm}^2$  o más. Obsérvese que es preferible que el grafito esferoidal se pueda dispersar muy finamente en la base.

Cabe señalar que la proporción de grafito esferoidal se puede medir mediante "G5502 10.7.4" según la norma JIS o mediante el método de ensayo para dictaminar la proporción de grafito esferoidal según la norma vieja JIS "5502" (o método NIK). Además la cantidad de partículas de grafito también se puede medir contando su número por unidad de área.

(3) El hierro de fundición austenítico según la presente invención no solo es excelente en cuanto a resistencia, dureza, capacidad de mecanización y similares en el intervalo de temperatura ordinaria, sino también en cuanto a resistencia térmica, muy resistente a la oxidación, y al límite elástico a temperatura elevada. Por lo tanto el producto de fundición austenítica según la presente invención que comprende este hierro colado es adecuado para piezas componentes de sistemas de descarga de gases, etc. Concretamente carcasas de turbocompresores, colectores de tubos de escape, cajas de catalizadores, etc., no solo porque estos componentes siempre se hallan en entornos de temperatura elevada debido a los gases de escape, sino también porque están expuestos a los óxidos de azufre, de nitrógeno, etc. que llevan estos gases.

El uso del producto de fundición austenítica según la presente invención no está limitado a piezas expuestas a tales intervalos de temperatura elevada. Es natural que también pueda usarse en piezas que se emplean en intervalos de temperatura ordinaria o caliente. En concreto, como el producto de fundición austenítica según la presente invención se puede fabricar a menor coste que los convencionales, su campo de aplicación también puede ser más amplio. Además su campo de aplicación no se limita al sector de automoción y motores; el producto de fundición austenítica según la presente invención también se puede para diversos tipos de piezas.

(EJEMPLOS)

La presente invención se explica más concretamente mediante ejemplos.

(Primer ensayo)

(1) Método de elaboración de probetas

Las materias primas, incluyendo al menos uno o más elementos entre C, Si, Cr, Ni, Mn y Cu (es decir elementos básicos) y el resto Fe, se combinaron y mezclaron de manera variada, y se fundieron al aire con un horno de alta frecuencia, obteniéndose 47-kg de metales fundidos (es decir, una etapa de preparación de metal fundido). Cada uno de estos metales fundidos se vertió en un molde de colada (p.ej. un molde de arena) preparado de antemano (es decir, una etapa de vaciado). En esta ocasión se sangraron a unos 1.550°C y se vertieron a unos 1.450°C. Luego, tras el vaciado, los metales fundidos se solidificaron por enfriamiento natural (es decir, una etapa de moldeo), obteniéndose probetas (o productos de fundición) con la citada configuración (es decir, una etapa de solidificación).

Debe señalarse que la adición de un agente auxiliar, tal como los agentes inoculantes y esferoidizantes, también se efectuó al fundir las respectivas probetas. Como agente inoculante se añadió "CALBALLOY" (que lleva Si-Ca-Al-Ba), producido por OSAKA SPECIAL ALLOY Co., Ltd., en una proporción del 0,2% en masa respecto a los metales fundidos exentos de modificadores tomados como 100%. Como esferoidizantes se añadieron a los metales fundidos exentos de modificadores los siguientes agentes: una sustancia simple de Mg en una proporción del 4% en masa; TR (p.ej. metal mixto) en una proporción del 1,8% en masa y una sustancia simple de Sb en una proporción del 0,005% en masa, respecto a los metales fundidos exentos de modificadores tomados como 100%. Nótese que la proporción de Mg fue grande porque se tuvo en cuenta la disipación y otros fenómenos análogos.

El molde empleado fue uno de arena de 50 mm de ancho x 180 mm de longitud total, con el cual se podía obtener un producto de fundición en forma de una placa escalonada cuya altura (o grosor) variaba en cinco grados según el orden siguiente: (i) 50 mm (50 mm de longitud) → (ii) 25 mm (45 mm de longitud) → (iii) 12 mm (40 mm de longitud) → (iv) 5 mm (25 mm de longitud) → 3 mm (20 mm de longitud).

Además, para medir el límite elástico y la resistencia a la tracción se prepararon bloques en forma de "B", "Y" según norma JIS, por fundición en molde, y luego se prepararon probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  6 a partir de la sección vertical rectangular de los bloques resultantes en forma de "Y".

(2) Medición de las probetas

Se prepararon cinco tipos de probetas (p.ej. n° 1-1 hasta 1-5) con mezclas de distintas composiciones mediante el proceso anteriormente mencionado. Cada muestra, recogida respectivamente de una sección de 5 mm de grosor, se sometió a los análisis siguientes.

(i) Se analizó la composición de cada muestra mediante un microanalizador de rayos X (o EPMA) y se obtuvieron las composiciones íntegras de los hierros colados y las composiciones de las bases de Fe. En la tabla 1A se muestran las composiciones de los elementos básicos así obtenidas.

Debe señalarse que la indicación "-" en la tabla 1A se refiere a no mezclado, no analizado o no medido, o bien

imposible de analizar o medir. Esto es aplicable análogamente a otras tablas de la presente descripción, es decir a las tablas 1B hasta 4B.

5 (ii) Además la fig. 1 ilustra un diagrama de análisis (o XRD) con cada muestra analizada por difracción de rayos X. La fig. 1 también incluye diagramas XRD de hierros colados de referencia reconocidos como hierros de fundición austenítica (p.ej. los ejemplos de referencia R1 y R2). En la tabla 1A también se muestran conjuntamente todas las proporciones de austenita encontradas por medio de estos diagramas XRD.

10 (iii) Además, el  $Ni_{eq}$  y el  $Cr_{eq}$  citados en la presente invención se calcularon partiendo de la composición de la base de Fe de cada muestra y luego se incluyeron en la tabla 1A. Cada uno de estos  $Ni_{eq}$  y  $Cr_{eq}$  se representaron en el diagrama de correlación ilustrado en la fig. 2. Las probetas n° 1-1 hasta 1-5 están marcadas con ●. Los hierros colados representativos de tipo convencional (p.ej. R3: D-5S, y R4: D-2) se marcaron con ○. En este caso el  $Ni_{eq}$  se halló suponiendo  $C_s = 0,03\%$ , porque es difícil analizar el  $C_s$  directamente.

15 Obsérvese que para analizar si los hierros colados obtenidos son austeníticos o no, tomando como base el diagrama de correlación  $Ni_{eq}-Cr_{eq}$  representado en la fig. 2, es decir, hablando estrictamente, para analizar las proporciones de austenita en las base de Fe, es necesario analizar las composiciones de las bases de Fe, de las cuales se eliminan los carburos y el grafito. Por tanto el  $Ni_{eq}$  y el  $Cr_{eq}$  de las probetas n° 1-1 hasta 1-5 se calcularon desde este punto de vista y luego se incluyeron en la tabla 1A.

20 Sin embargo, aunque en general se diga que se trata un hierro de fundición austenítico, son muy pocos de ellos los que tienen una base con 100% de fase austenítica tal como se ha descrito arriba. Y exceptuando el C, la mayor parte del cual cristaliza o precipita como grafito, hay una correlación entre las composiciones analizadas de las bases de Fe y las composiciones analizadas de los hierros colados íntegros, ya que caen dentro de los intervalos de composición prescritos en la presente invención y no hay gran discrepancia entre ambas.

25 Por consiguiente, de los ejemplos n° R1 hasta R6 en la tabla 1A y de las probetas distintas de las n° 1-1 hasta 1-5 incluidas en ella, se indica por conveniencia el  $Ni_{eq}$  y el  $Cr_{eq}$  calculado a partir de las composiciones de los hierros colados íntegros tomadas por referencia en lugar de las composiciones analizadas de las bases de Fe.

30 (iv) En las mediciones del límite elástico y de la resistencia a la tracción los ensayos se realizaron a 150°C y a 800°C de conformidad con la norma JIS "G0567". Todos los resultados del límite elástico y de la resistencia a la tracción se muestran en la tabla 1A y en la tabla 1B.

### (3) Evaluación

35 (i) A partir de la tabla 1A y de la fig. 1 se entiende que en cualquiera de los casos de las probetas n° 1-1 hasta 1-5 - en las cuales se redujo el contenido de Ni - aparecieron fases austeníticas (o fases  $\gamma$ ) del mismo modo que en R1 y R2, es decir hierros de fundición austenítica convencionales.

40 En particular, en los casos de las probetas n° 1-1 hasta 1-3, se entiende que la estructura de la base se transformó en la práctica en una fase única de austenita cuando el contenido de Ni era como máximo de un 10% aproximadamente.

45 (ii) Asimismo, a partir de las composiciones analizadas de las bases de Fe en la tabla 1A se entendió que el Si se disuelve en Fe, como mínimo en una proporción de hasta un 5,1%, que el Cu se disuelve en él, como mínimo en una proporción de hasta un 7,2% y que el Mn se disuelve en él, como mínimo en una proporción de hasta un 14,5%. Además, haciendo referencia al diagrama de fases del sistema binario Fe-Ni, puede decirse que el Ni que cae dentro del intervalo conforme a la presente invención se disuelve totalmente en Fe.

(Segundo ensayo)

#### 50 (1) Método de elaboración de probetas

Las materias primas, incluyendo al menos uno o más elementos entre C, Si, Cr, Ni, Mn y Cu (es decir elementos básicos) y el resto Fe, se combinaron y mezclaron de manera variada, y se fundieron al aire con un horno de alta frecuencia, obteniéndose 47-kg de reserva metales fundidos (es decir, una etapa de preparación de metal fundido exento de modificadores). Cada uno de estos metales fundidos se vertió en un molde de colada (p.ej. un molde de arena) preparado de antemano (es decir, una etapa de vaciado). En este ensayo se había cargado previamente un agente inoculante y agentes esferoidizantes que comprendían una variedad de composiciones (es decir, una etapa de adición de agentes auxiliares). Las otras etapas fueron las mismas que en el caso del primer ensayo.

#### 60 (2) Medición de las probetas

Se prepararon trece probetas, n° 2-1 hasta 2-13, con mezclas de distinta composición, empleando el proceso anteriormente mencionado. Las muestras, recogidas de una sección de 12 mm de grosor de las respectivas probetas, se sometieron a los análisis siguientes.

65 (i) Al igual que en el caso del primer ensayo, se halló la composición analizada y la proporción de austenita de cada

muestra. Los resultados están indicados en la tabla 2A y en la tabla 2B.

(ii) De cada muestra se realizó una observación estructural por fotografía al microscopio óptico, examinando la forma cristalizada del grafito eutéctico. La proporción de grafito esferoidizado se halló mediante el método de valoración "G5502 (o método NIK)" según la norma vieja JIS.

El número de partículas de grafito se encontró contando aquellas cuyo diámetro era de 10  $\mu\text{m}$  o más en un área de 4,8  $\text{mm}^2$ .

También se midió una dureza (Hv a 20 kgf), haciendo un índice de la resistencia del producto de fundición y similar. Todos estos resultados se indican en la tabla 2B.

(iii) Además, al igual que en el primer ensayo, el  $\text{Ni}_{\text{eq}}$  y el  $\text{Cr}_{\text{eq}}$  se calcularon a partir de la composición analizada de cada una de las muestras íntegras y luego se incluyeron en la tabla 2B. Cada  $\text{Ni}_{\text{eq}}$  y  $\text{Cr}_{\text{eq}}$  se representaron con marcas "+" en el diagrama estructural de la fig. 2 de manera superpuesta. El  $\text{C}_s$  se trató del mismo modo que en el caso del primer ensayo.

(iv) Del mismo modo que en el caso del primer ensayo se halló la resistencia térmica de cada muestra y luego se incluyeron todos los resultados en la tabla 2B.

### (3) Evaluación

(i) Como puede verse examinando atentamente la tabla 2B se entiende que en la práctica es posible obtener bases con fases de austenita, incluso cuando el contenido de Ni es bajo.

Por cierto, según las investigaciones de los presentes inventores, se confirmó que la estructura de las bases no afecta al grosor de las probetas. Dicho de otra manera, se puede afirmar que el hierro colado según la presente invención no se ve afectado por la velocidad de solidificación y similar, y por consiguiente se forman fases austeníticas estables. En la fig. 3 se muestra un XRD que lo demuestra. El XRD de la fig. 3 se obtuvo sometiendo la sección de 5 mm de grosor y la sección de 12 mm de grosor de la probeta nº 2-2 a difracción de rayos X.

(ii) Sin embargo, como puede verse examinando atentamente la tabla 2B, los hierros de fundición austenítica no se transforman necesariamente en hierros colados con grafito esferoidal y hubo casos en que las proporciones y la cantidad de partículas de grafito esferoidal fueron bajas.

Por tanto, no solo para transformar la estructura de la base del hierro colado en una fase austenítica, sino también para lograr una estructura eutéctica donde el grafito cristalice adecuadamente, además de ajustar las composiciones de los elementos básicos en un metal fundido, exento o no de modificadores, a los intervalos según la presente invención, hay que tomar medidas individuales en conformidad con la configuración de los productos de fundición, con la composición de los metales fundidos, etc. Por ejemplo, se desea seleccionar los tipos de agente auxiliar, las cantidades añadidas, etc. apropiadamente en conformidad con la configuración de los productos de fundición, con la composición de los metales fundidos, etc. Por tanto en el tercer ensayo descrito más adelante se dan ejemplos en que los presentes inventores optimizaron individualmente las estructuras eutécticas.

(iii) Como se deduce de la tabla 2B, cualquiera de las probetas conforme a la presente invención dieron una solidez (o dureza) y una resistencia térmica equivalentes a uno o más de los hierros de fundición austenítica convencionales (p.ej. ejemplos de referencia R3 y R4). En particular las probetas conforme a la presente invención dieron límites elásticos más amplios a 800°C, lo cual desde el punto de vista práctico es más importante en comparación con los hierros de fundición austenítica convencionales. Como resultado se pudo confirmar que el hierro de fundición austenítica según la presente invención tiene una elevada resistencia térmica, equivalente a la de uno o más de los convencionales.

### (Tercer ensayo)

#### (1) Método de elaboración de probetas

Aunque se cambiaron las composiciones de los elementos básicos y los tipos y cantidades de los agentes auxiliares añadidos, lo demás se estableció del mismo modo que en el segundo ensayo y se prepararon dos tipos de probetas, la nº 3-1 y la nº 3-2.

A la probeta nº 3-1 se le incorporó el agente inoculante "TOYOBARON BIL", es decir 74,18 Si-1,23 Ca-0,55 Ba-0,72 Bi-0,51 Al-Fe, producido por TOYO DENKA Co., Ltd., en una proporción del 0,2% en masa respecto al metal fundido exento de modificadores.

Además como agentes esferoidizantes se emplearon los siguientes: una sustancia simple de Mg en una proporción del 4% en masa, TR (p.ej. metal mixto) en una proporción del 1,8% en masa y una sustancia simple de Sb en una proporción del 0,005% en masa, y se incorporaron en estas proporciones respectivo a los metales fundidos exentos de modificadores. Obsérvese que la proporción de Mg fue grande porque se tuvo en cuenta la disipación y otros fenómenos análogos.

En la probeta nº 3-2 se usó el agente inoculante denominado "TOYOBARON BIL", el cual se añadió en una

proporción del 0,4% en masa respecto al metal fundido exento de modificadores. Como agentes esferoidizantes se añadieron los siguientes al metal fundido exento de modificadores: Mg en una proporción del 4% en masa; TR (p.ej. metal mixto) en una proporción del 1,8% en masa y Sb en una proporción del 0,0005% en masa. En este caso la cantidad añadida de Sb difiere de la empleada en la probeta nº 3-1.

5 (2) Medición de las probetas

(i) Al igual que en el caso del segundo ensayo se halló la composición analizada y la proporción de austenita de cada una de las muestras. Estos resultados se muestran en las tablas 3A y 3B.

10 (ii) Se recogieron muestras de cada sección respectiva de las probetas antes citadas, cuyos grosores eran de 25 mm, 12 mm, 5 mm y 3 mm, y luego se midieron para determinar la proporción de grafito esferoidal, el número de partículas de grafito y la dureza (Hv a 20 kgf), del mismo modo que en el segundo ensayo.

15 (iii) En las figs. 4A y 4B se presentan las fotografías al microscopio óptico de cada muestra. En los diagramas, #1 hasta #5 indica que en las fotografías estructurales se ven las secciones de las muestras preparadas por división de las mismas en cinco partes iguales desde la cara superior del molde de arena hasta su cara inferior. Por ejemplo, #1 se refiere a la estructura próxima a la cara más superior y #5 a la estructura próxima a la cara más inferior. Nótese que las fotografías estructurales se tomaron después de tratar las caras de las muestras con nital al 3%.

20 (iv) Al igual que en el caso del primer ensayo se halló la resistencia térmica de cada muestra y luego se incluyeron todos los resultados en la tabla 3B.

25 (3) Evaluación

(i) En primer lugar, a partir de las proporciones de austenita en la tabla 3B se deduce que la estructura de las bases se transformó en una fase austenítica en cualquiera de las muestras.

30 (ii) A continuación, como puede verse en las figs. 4A y 4B, se entiende que el grafito cristalizó de forma esferoidal y prácticamente uniforme.

En particular, en el caso de la probeta nº 3- 2 la proporción esferoidizada superó el 70%, aunque es una muestra de 3 mm de grosor en la cual el metal probablemente solidificó con rapidez. Asimismo, incluso teniendo cualquiera de los grosores, el número de partículas de grafito superó las 200 piezas/mm<sup>2</sup>, y además la dureza se pudo mantener en un intervalo de 200 Hv a 300 Hv aproximadamente, con independencia de su localización. De ahí se puede decir que el hierro de fundición austenítico (o hierro colado) según la presente invención sobresale en cuanto a características mecánicas y también por su capacidad de mecanización tras el moldeo, gracias a la dureza moderada.

40 (iii) Evidentemente no hace falta decir que cualquiera de estas probetas dio una solidez (o dureza) y resistencia térmica equivalente a la de uno o más hierros de fundición austenítica convencionales (p.ej. los ejemplos de referencia R3 y R4), como puede deducirse de la tabla 3B, del mismo modo que en el caso de las probetas arriba descritas, aunque los contenidos de Ni son bajos.

45 Por tanto, al usar un hierro colado como la probeta nº 3-2, se aprecia que pueden obtenerse productos de fundición con características estables, hierros colados poco afectados por las configuraciones, no solo en cuanto a resistencia térmica, sino también en otras características.

(Cuarto ensayo)

50 (1) Método de elaboración de probetas

Aunque se cambiaron las composiciones de los elementos básicos y los tipos y cantidades añadidas de agentes auxiliares, lo demás se estableció del mismo modo que en el segundo ensayo y luego se prepararon doce tipos de probetas (es decir las muestras nº 4-1 hasta 4-12).

55 Nótese que también se agregaron agentes auxiliares como inoculantes y esferoidizantes. Como agente inoculante se añadió "TOYOBARON BIL", es decir 74,18 Si-1,23 Ca-0,55 Ba-0,72 Bi-0,51 A1-Fe, producido por TOYO DENKA Co., Ltd., en una proporción del 0,4% en masa respecto a los metales fundidos exentos de modificadores. Como agentes esferoidizantes se añadieron los siguientes a los metales fundidos exentos de modificadores: una sustancia simple de Mg en una proporción del 4% en masa, TR (p.ej. metal mixto) en una proporción del 1,8% en masa y una sustancia simple de Sb en una proporción del 0,0005% en masa, tomando como 100% el metal fundido exento de modificadores.

60 Además, para las mediciones del límite elástico, de la resistencia a la tracción, de la elongación, de la reducción de área y del módulo de Young, se prepararon bloques en forma de "A" "Y" según norma JIS, por fundición en molde, y después se prepararon probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  6 a partir de la sección vertical rectangular de los bloques resultantes en forma de "Y".

## (2) Medición de las probetas

Mediante el proceso anteriormente citado se prepararon doce tipos de probetas, nº 4-1 hasta 4-12, con mezclas de distintas composiciones y luego se sometieron a los análisis siguientes.

(i) Al igual que en el caso del primer ensayo se halló la composición analizada y la proporción de austenita de cada muestra. Estos resultados se presentan en las tablas 4A y 4B.

(ii) Se recogieron muestras de cada sección respectiva de las probetas antes citadas, cuyos grosores eran de 25 mm, 12 mm, 5 mm y 3 mm, y luego se midieron para determinar la proporción de grafito esferoidal, el número de partículas de grafito y la dureza (Hv a 20 kgf), del mismo modo que en el segundo ensayo.

(iii) Se recogieron muestras de una sección de las respectivas probetas antes citadas, cuyo grosor era de 25 mm, y las fotografías al microscopio óptico de cada muestra se exponen en la fig. 6. Nótese que las fotografías estructurales se tomaron después de tratar las caras de las muestras con nital al 3%.

(iv) Asimismo, al igual que en el primer ensayo, se calculó el  $Ni_{eq}$  y  $Cr_{eq}$  a partir de la composición analizada de cada muestra íntegra y luego se incluyeron en la tabla 4B. Cada  $Ni_{eq}$  y  $Cr_{eq}$  se representaron con marcas "■" en el diagrama estructural de la fig. 2 de manera superpuesta. El  $C_s$  se trató del mismo modo que en el caso del primer ensayo.

(v) Las mediciones del límite elástico, de la resistencia a la tracción, de la elongación, de la reducción de área y del módulo de Young se llevaron a cabo a 800°C según la norma JIS "G0567" y luego se incluyeron todos los resultados en la tabla 4B. Además los datos obtenidos de la medición de los hierros colados convencionales se presentan todos juntos en la tabla 4B como ejemplos de referencia nº R3 hasta R6.

(vi) La resistencia a la fatiga térmica y la vida de fatiga térmica se midieron empleando probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  5 mm obtenidas de bloques en forma de "A" "Y" según norma JIS vaciados en molde, y probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  8 mm obtenidas de bloques en forma de "B", "Y" según norma JIS vaciados en molde. En este ensayo se examinaron las probetas para medir las siguientes características, variando repetidamente su temperatura a una velocidad 100% restringida entre 800°C y 150°C: el número de ciclos necesario para reducir un 10% la tensión, el número de ciclos necesario para reducir un 25% la tensión y el número de ciclos necesario para la rotura. Estos resultados están representados en la fig. 21 (p.ej. los resultados con las probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  5 mm) y en la fig. 22 (p.ej. los resultados con las probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  8 mm). La "reducción del 10% de tensión" y la "reducción del 25% de tensión" significan respectivamente el número de ciclos al disminuir la tensión máxima del lado de tracción un 10% respecto a la tensión máxima cuando el número de ciclos = 2 y el número de ciclos cuando esta disminución es del 25%.

## (3) Evaluación

(i) En primer lugar, para cualquiera de las probetas se deduce de los resultados del análisis por rayos X que la proporción de austenita fue del 100%, tal como se indica en la tabla 4A, y en la fig. 6 no se vieron estructuras laminares en las bases de Fe. No obstante cabe destacar que en algunas probetas parecía como si hubiera unas estructuras semejantes a las de tipo laminar. Sin embargo en estas estructuras no se vieron patrones rayados; al observarlas de manera ampliada al microscopio no había sustancias estructuradas en forma de barras largas y delgadas como en las estructuras laminares, sino solamente sustancias estructurales aisladas que no son la causa de aparición de grietas en la austenita cuando ésta se expande a temperaturas altas. Además en cualquiera de las probetas nº 4-1 hasta 4-12 no hubo reacción de un imán con sus secciones de 25 mm y 12 mm de grosor, lo cual confirmó que no tenían magnetismo. La ausencia de magnetismo significa que no hay ferrita, es decir una sustancia magnética, y por lo tanto se puede conjeturar que contenían una fase única de austenita. Respecto a las secciones de 3 mm y 5 mm de grosor debe señalarse que algunas de las probetas reaccionaron con el imán. Sin embargo, como no puede pensarse que haya casos en que exista o no ferrita en la misma probeta según el grosor, se supone que el magnetismo manifestado en las secciones de menor grosor no es debido a la existencia de ferrita, sino al aumento de carburos durante el vaciado, al disminuir el grosor. Asimismo se deduce de la tabla 4B y de la fig. 2 que la fórmula matemática  $Ni_{eq} \geq Al \cdot Cr_{eq} + B1$  se cumplía en cualquiera de las probetas nº 4-1 hasta 4-12 que no presentaban estructuras laminares en sus bases de Fe (es decir, la probeta nº 4-9 se encontraba en una línea recta con la menor intersección, expresada por  $Ni_{eq} = Al \cdot Cr_{eq} + 22,9$ ).

En cambio se comprobó que el Niresist (FCDA-NiMn137 según la norma JIS) tenía magnetismo, porque el imán reaccionó con todas las secciones de 25-mm, 12-mm, 5-mm y 3-mm de las probetas empleadas en el primer ensayo. Es decir, como presenta magnetismo se supone la existencia de ferrita, una sustancia magnética. Además, como resultado del cálculo con el " $Ni_{eq}$ " y el " $Cr_{eq}$ " de la probeta nº R2 expuesto en la tabla 1A, se verificó que  $Ni_{eq} < Al \cdot Cr_{eq} + B1$  (es decir, la probeta nº R2 se encuentra en una línea recta expresada por  $Ni_{eq} = Al \cdot Cr_{eq} + 21,5$ ).

Por consiguiente se entiende que, definiendo el " $Ni_{eq}$ " y el " $Cr_{eq}$ " como en la presente descripción y considerando la posibilidad de adaptar las condiciones cuarta y quinta basadas en ellos, es posible determinar exactamente si la estructura de una base es o no un hierro de fundición austenítico (o un producto de hierro colado) constituido por

una fase única de austenita.

(ii) Luego, como puede deducirse de las tablas 4A, 4B y de la fig. 7, se aprecia que las probetas nº 4-3, 4-4, 4-7, 4-8, 4-11 y 4-12, a las cuales se añadió comparativamente menos cantidad de Cu, dieron configuraciones estructurales y resistencias a temperatura elevada apenas inferiores a las de los hierros de fundición austenítica convencionales (p.ej. los ejemplos de referencia nº R3 y R4). Además, al observar estas muestras al microscopio óptico no se vio ninguna estructura peritética de Cu.

En cambio se entiende que en las probetas nº 4-1, 4-2, 4-5, 4-6, 4-9 y 4-10, a las que comparativamente se les añadió más cantidad de Cu, empeoró la elongación y la reducción de área a temperatura elevada. Al observar estas muestras al microscopio óptico se vieron estructuras peritéticas de Cu. Por lo tanto se deduce que la causa del empeoramiento de la elongación y de la reducción de área a temperatura elevada son las estructuras peritéticas de Cu resultantes.

Por consiguiente, considerando la posibilidad de ajustar el Cu como en la presente invención, es posible determinar exactamente si un hierro de fundición austenítico (o un producto de hierro colado) es bueno o no en cuanto a la elongación y la reducción de área.

(iii) Asimismo, como puede verse en la fig. 8, se deduce que a mayor cantidad de Cr añadido, mayor límite elástico (MPa).

(iv) Por lo tanto se ve que pueden obtenerse productos de fundición estables - no solo en cuanto a la resistencia térmica, sino también a las otras características - utilizando hierros colados como los de las probetas nº 4-3, 4-4, 4-7, 4-8, 4-11 y 4-12. Además, como el hierro colado según la probeta nº 4-3 no solo contenía menos Ni, sino también tenía buen límite elástico, se puede decir que fue el mejor entre dichas probetas.

(v) Además, como puede verse en las figs. 21 y 22, las probetas nº 4-3, 4-4, 4-7, 4-8, 4-11 y 4-12, o sea los presentes hierros de fundición austeníticos, tuvieron una vida de fatiga térmica superior a la de las probetas nº R5 y R6 y a la de los hierros de fundición ferríticos. Por otra parte, aunque sus vidas de fatiga térmica se compararon con las de hierros de fundición austeníticos generales, los anteriores fueron equivalentes a uno o más de los últimos. Asimismo, como se comprobó con las figs. 21 y 22, este mayor contenido de Cr también prolongó la vida de fatiga térmica de cualquiera de los hierros de fundición austeníticos. Análogamente se comprobó mediante la fig. 21 que el aumento del contenido de Cu también prolongaba la vida de fatiga térmica de cualquiera de ellos, incluso cuando su contenido de Cr era idéntico.

(Quinto ensayo)

(1) Método de elaboración de probetas

Aunque se cambiaron las composiciones de los elementos básicos y los tipos y cantidades añadidas de agentes auxiliares, lo demás se estableció del mismo modo que en el cuarto ensayo y luego se prepararon doce tipos de probetas: nº 5-1 hasta 5-12.

Nótese que también se agregaron agentes auxiliares como inoculantes y esferoidizantes. Como agente inoculante se añadió "TOYOBARON BIL", es decir 74,18 Si-1,23 Ca-0,55 Ba-0,72 Bi-0,51 Al-Fe, producido por TOYO DENKA Co., Ltd., en una proporción del 0,4% en masa respecto a los metales fundidos exentos de modificadores. Como agentes esferoidizantes se añadieron los siguientes: 4% en masa de una sustancia simple de Mg y 1,8% en masa de TR (p.ej. metal mixto); la adición se efectuó a los metales fundidos exentos de modificadores, de manera que la cantidad residual de Mg fue del 0,04 hasta el 0,05% en masa, tomando como 100% el metal fundido exento de modificadores, y la cantidad residual de sustancia simple de Sb fue del 0,0005% en masa respecto al mismo.

(2) Medición de las probetas

Mediante el proceso anteriormente citado se prepararon doce tipos de probetas, nº 5-1 hasta 5-12, con mezclas de distintas composiciones y luego se sometieron a los análisis siguientes.

(i) Al igual que en el caso del primer ensayo se halló la composición analizada y la proporción de austenita de cada muestra. Estos resultados se presentan en las tablas 5A y 5B. Obsérvese que las composiciones analizadas en la presente descripción están basadas en análisis en húmedo.

La fig. 9 ilustra un diagrama de análisis (o XRD) de muestras tomadas de la sección de 25 mm de grosor de algunas probetas que se sometieron al análisis de difracción de rayos X. Además la fig. 10 ilustra correlaciones entre coeficientes de expansión lineal y temperaturas de algunas de las probetas.

(ii) Se recogieron muestras de cada sección respectiva de las probetas antes citadas, cuyos grosores eran de 25 mm, 12 mm, 5 mm y 3 mm, y luego se midieron para determinar la proporción de grafito esferoidal, el número de partículas de grafito y la dureza (Hv a 20 kgf), al igual que en el segundo ensayo. Sin embargo la proporción de grafito esferoidal y el número de partículas de grafito se refieren a las de diámetro igual o superior a 5 µm.

(iii) Utilizando probetas con adición de 1% en masa de Cr, Mn, Ni y Cu respectivamente y con un grosor de 25 mm, 12 mm, 5 mm y 3 mm, respectivamente, se estudiaron sus correlaciones entre los valores de incremento de dureza y

los grosores de placa cuando dichos elementos se incorporaron independientemente. Estos resultados están representados en la fig. 23. Obsérvese que la composición de una probeta en la cual se basa la comparación (es decir del dato de la dureza) era Fe-3% de C-4% de Si.

5 (iv) Además, del mismo modo que en el primer ensayo, se calculó el  $Ni_{eq}$  y  $Cr_{eq}$  a partir de la composición analizada de cada muestra íntegra y luego se incluyeron en la tabla 4B. Cada  $Ni_{eq}$  y  $Cr_{eq}$  se representaron con marcas “♦” en el diagrama estructural de la fig. 2 de manera superpuesta. El  $C_s$  se trató del mismo modo que en el caso del primer ensayo.

10 (v) La resistencia a la oxidación se evaluó midiendo la disminución o el incremento del peso de material oxidado según la norma JIS “Z 2282”. En concreto se preparó una serie de probetas de  $\phi$  20 x 20 mm tomadas de bloques en forma de “B” y “D” “Y” según norma JIS, por fundición en molde, las cuales se retuvieron primero en un atmósfera de aire a 800°C durante 100 horas. Tras este tratamiento se proyectaron sobre las probetas perdigones de hierro de 0,4 mm de diámetro hasta la desaparición de las capas de óxido de sus superficies. Por lo tanto el incremento o  
15 disminución del peso de material oxidado fue el aumento o reducción de masa por unidad de superficie de cada una de las muestras. El incremento del peso de material oxidado se obtuvo deduciendo la masa de cada probeta antes del tratamiento térmico, de la masa de la muestra tras dicho tratamiento (o antes de la proyección). La disminución del peso de material oxidado se obtuvo deduciendo la masa de cada probeta tras la proyección, de la masa de la muestra inmediatamente después de dicho tratamiento térmico (o antes de la proyección).

20 Los incrementos y disminuciones del peso de material oxidado así obtenidos se indican en la tabla 5B. Además la fig. 11 representa las disminuciones del peso de material oxidado de las respectivas probetas mediante un diagrama de barras. Obsérvese que en la fig. 11 también están representadas todas las disminuciones del peso de material oxidado de algunas probetas que figuran en las tablas 4A y 4B junto con las disminuciones del peso de material oxidado de las muestras que figuran en las tablas 5A y 5B.

25 Además en las figs. 12 (a) y (b) y 13 (a) y (b) se representan los resultados de las correlaciones averiguadas entre las cantidades contenidas (o añadidas) de Ni, Mn, Cr y Cu (es decir, de los elementos básicos para el hierro de fundición austenítico según la presente invención) y las disminuciones del peso de material oxidado de Fe-3% de C-4% de Si-“a” % de Ni-“b” % de Mn-“c” % de Cr-“d” % de Cu (% en masa).

30 (vi) La dureza se evaluó realizando un ensayo basado en la norma JIS “Z 2242” y midiendo luego los valores de impacto Charpy de las respectivas probetas. En concreto los valores de impacto Charpy de cada probeta se midieron a temperatura ambiente usando probetas de 10 x 10 x 50 mm tomadas de bloques en forma de “B” y “D” “Y” según norma JIS.

35 Los valores de impacto Charpy resultantes se indican en la tabla 5B. Además la fig. 14 ilustra los valores de impacto Charpy de las respectivas probetas mediante un gráfico de barras. Obsérvese que en la fig. 14 también están representados todos los valores de impacto Charpy de algunas probetas que figuran en las tablas 4A y 4B junto con los valores de impacto Charpy de las muestras que figuran en las tablas 5A y 5B.

40 Asimismo la fig. 15 ilustra las correlaciones entre los valores de impacto Charpy de las respectivas probetas indicadas en la fig. 14 y las cantidades de Cr contenidas en ellas.

45 (vii) El límite elástico, la resistencia a la tracción, la elongación, la reducción de área y el módulo de Young se midieron a 800°C según la norma JIS “G0567” y todos los resultados están indicados en la tabla 5B. Asimismo, todos los resultados de las mediciones con hierros colados convencionales se indican en la tabla 5B como ejemplos de referencia (p.ej. n° R3 hasta R6).

50 Nótese que para las mediciones de límite elástico, resistencia a la tracción, elongación, reducción de área y módulo de Young se usaron probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  6 mm tomadas de bloques en forma de “A” “Y”, según norma JIS, preparados por fundición en molde.

55 La fig. 16 ilustra mediante un gráfico de barras el límite elástico del 0,2% y el alargamiento a la rotura de cada probeta. También en este caso, los de las probetas que figuran en las tablas 4A y 4B están representados junto con los de las probetas que figuran en las tablas 5A y 5B. Además la fig. 17 ilustra correlaciones entre los respectivos alargamientos a la rotura de las muestras y su contenido de Cr o de Cu.

60 Nótese que aparte de Cr, las probetas que están representadas en la fig. 17 (b) tenían las composiciones siguientes: una con Cu = 0% tenía Ni = 14,5% y Mn = 5,5%; otra con Cu = 1,5% tenía Ni = 13% y Mn = 5,5%; otra con Cu = 3% tenía Ni = 11,5% y Mn = 5,5%; y otra con Cu = 4,5% tenía Ni = 10,0% y Mn = 5,5%. Además en la fig. 18 se representa mediante un gráfico de barras la dureza (Hv a 20 kgf) de cada una de las probetas arriba descritas con un grosor de placa de 5 mm.

65 (viii) Al moldear cada una de las probetas también se investigó la colada del metal fundido. En concreto, para una probeta en forma de placa ilustrada en la fig. 19 se halló una porción de llenado de metal fundido sustrayendo una porción de superficie de metal fundido defectuoso de la superficie total de una probeta obtenida cuando el metal fundido fluyó completamente. La colada del metal fundido de las respectivas probetas se evaluó basándose en el llenado de metal fundido resultante.

La fig. 20 ilustra los resultados de la evaluación relativa del llenado del metal fundido con un gráfico de barras. En la evaluación relativa, la superficie de la porción colada de metal fundido mostrada por las probetas nº 5-1, 5-9 y 4-3, es decir por las probetas consideradas como las que habían fluido más satisfactoriamente, se tomó como "1" y las porciones de llenado de metal fundido de las demás probetas se evaluaron respecto a las primeras.

(ix) Al moldear cada una de las probetas también se investigaron las contracciones. En concreto, tal como muestra la fig. 24, una porción de contracción interna o externa formada en una probeta se llenó con perdigones de  $\varnothing$  0,5 mm y luego se midió el peso total de dichos perdigones para valorar la magnitud de la contracción. La fig. 25 ilustra los resultados de evaluar comparativamente las magnitudes de contracción de las respectivas probetas, tomando como "1" la contracción de la probeta nº R3.

(x) En primer lugar se examinaron las correlaciones entre intervalos de temperatura de calentamiento y coeficientes de expansión lineal. El coeficiente de expansión lineal se midió variando la temperatura de la probeta a razón de 3°C/min dentro de un intervalo especificado. Esta medición se realizó en una atmósfera de nitrógeno con 0,05 MPa. Las probetas empleadas tenían forma de columna cuadrada de 3 mm x 3 mm de base y 15 mm de longitud, y se habían templado previamente calentándolas en aire a 950°C o más. La medición se efectuó dos veces para cada probeta y luego se calcularon sus promedios. En la fig. 26 están representados los resultados. Obsérvese que en la fig. 26 la designación "E-06" significa  $10^{-6}$  (es decir partes por millón).

Luego el intervalo de temperatura de calentamiento se limitó de 150 hasta 800°C y se determinó un coeficiente de expansión lineal promedio de cada probeta. En la fig. 27 se representan los resultados.

(xi) La conductividad térmica de cada probeta se midió a temperatura ambiente. Los resultados están representados en la fig. 27.

### (3) Evaluación

(i) En primer lugar, de los resultados del análisis por rayos X se deduce para cada probeta que la proporción de austenita llegó al 100%, tal como indica la tabla 5A. Además este punto se puede corroborar comparando las formas gráficas de la probeta nº R3, conocida en general como un hierro de fundición austenítico, o las de la probeta nº R6, conocida en general como un hierro de fundición ferrítico, con las de la probeta nº 5-5 y análogas en el diagrama XRD de la fig. 9 y en el diagrama de correlación entre las temperaturas y los coeficientes de expansión lineal de la fig. 10. Es decir, en fig. 9 se ve que los diagramas XRD de las probetas nº 5-1, 5-5 y 5-9 tienen la misma forma que la otra probeta nº R3 constituida por una fase austenítica, pero distinta de la probeta nº R6 constituida por una fase ferrítica.

En la fig. 10 también se puede distinguir lo siguiente: El diagrama de correlación de la probeta nº 5-5 entre las temperaturas y los coeficientes de expansión lineal mostró una forma suave, similar a la de las otras probetas nº 4-3, R3 y R4 constituidas por una fase de austenita, hasta al menos unos 910°C; y el coeficiente de expansión lineal no cambió bruscamente, al contrario que el coeficiente de expansión lineal de la probeta nº R6 constituida por una fase de ferrita que sí lo hizo en una zona de temperatura específica (p.ej. alrededor de 750°C). A partir de estos hechos se confirmó igualmente que los hierros colados correspondientes a las probetas nº 5-1 hasta 5-12 son hierros de fundición austenítica que comprenden virtualmente una fase única de austenita.

Por otra parte, como puede verse en la fig. 2, estas probetas nº 5-1 hasta 5-12 se posicionan básicamente en la fase mixta de austenita (A) y martensita (M) del diagrama estructural de Schaeffler. No obstante, con independencia de las composiciones de este posicionamiento, el hierro de fundición austenítico de la presente invención se convirtió en una fase única de austenita, ajustando adecuadamente un intervalo global de composición.

También se puede suponer que las probetas se convirtieron en una fase única de austenita - incluso cuando los equivalentes de Ni eran bajos en un intervalo en que los equivalentes de Cr estaban comprendidos entre 7 y 9 - debido a los siguientes hechos: el NiMn137 no es una fase única de austenita a temperatura ordinaria y todas las probetas (p.ej. las probetas que se hallan por debajo de la línea de trazos en la fig. 2) se convirtieron en una fase austenítica; se supuso que era menos probable que estas probetas se transformaran en una fase única de austenita, en comparación con el NiMn137 en el diagrama estructural de Schaeffler.

Se conjeturó que el Cu y el Ni eran equivalentes respecto a un equivalente de Ni en el diagrama estructural de Schaeffler; por consiguiente se puede suponer que la probeta nº 5-12 sigue siendo una fase única de austenita, incluso cuando el contenido de Cu se incrementa de "0" a "1,5" y el contenido de Ni se reduce de "8,5" a "7", por ejemplo, porque no hay ningún cambio en el equivalente de Ni. Por tanto al hacerlo también es posible reducir el contenido de Ni.

Además el Mn y el Ni están en una relación 0,5: 1 respecto a un equivalente de Ni en el diagrama estructural de Schaeffler; por consiguiente se puede suponer que la probeta nº 5-12 sigue siendo una fase única de austenita, incluso cuando el contenido de Mn reduce de "7,5" a "0,1" y el contenido de Ni se incrementa de "8,5" a "12,2", por ejemplo, porque no hay ningún cambio en el equivalente de Ni. Obsérvese que, al no incrementar solo el contenido

de Ni, se puede aumentar tanto el de Ni como el de Cu. De este modo, si puede rebajar el contenido de Mn - que es un factor incrementador de la dureza - se puede reducir la dureza del hierro de fundición austenítico.

(ii) Luego, en la fig. 11 se aprecia que las probetas nº 5-1 hasta 5-12 dieron buen resultado en cuanto a la resistencia a la oxidación, porque la disminución de peso del material oxidado fue de 100 mg/cm<sup>2</sup> o menos en cualquiera de ellas. En particular, como puede verse en las figs. 12 y 13, la disminución de peso del material oxidado es afectada en gran medida por los tipos de elementos contenidos y sus proporciones, y su poder de influencia responde al siguiente orden: Cr > Ni > Cu > Mn. En los hierros de fundición austenítica como los de la presente invención, en que el contenido de Ni es considerablemente inferior al de los convencionales, se comprobó que si contienen Cr o Cu (sobre todo Cr) mejora eficazmente su resistencia a la oxidación.

(iii) Por otra parte en las figs. 14 y 15 se ve que la dureza de hierros de fundición austenítica disminuía al aumentar los contenidos de Cr. No obstante se comprobó que aquellos cuyo contenido de Cr era aproximadamente del 2,5% en masa tenían una dureza equivalente a la de uno o más hierros de fundición austeníticos convencionales (es decir, la probeta nº R5) y a la de uno o más hierros de fundición ferríticos (es decir, la probeta nº R6). En la fig. 15 también se distingue la tendencia a aumentar la dureza (o el valor de impacto Charpy) de los hierros de fundición austeníticos al disminuir el contenido de Mn.

A partir de las figs. 12 y 15 se puede decir que es más preferible que el contenido de Cr sea del 0,5 al 2% en masa o incluso del 0,5 al 1,5% en masa, aproximadamente, a fin de asegurar que la resistencia a la oxidación y la dureza sean equivalentes a las de uno o más hierros de fundición austeníticos corrientes (es decir, las probetas nº R3 y R4).

(iv) En la fig. 16 se ve que cualquiera de los hierros colados según las probetas nº 5-1 hasta 5-12 dieron elevadas resistencias térmicas (p.ej. límite elástico del 0,2% y alargamiento a la rotura a 800°C), al igual o más que las de los hierros de fundición austeníticos corrientes (p.ej. la probeta nº R6).

Además en la fig. 17 (a) se ve que, a pesar de incrementar el alargamiento a la rotura a temperatura elevada de los hierros de fundición austeníticos convencionales mediante el aumento del contenido de Cr, se llegó a un estado de saturación virtual cuando dicho contenido fue del 2,5% en masa aproximadamente. Por otra parte en la fig. 17 (b) se aprecia que el alargamiento a la rotura a temperatura elevada de los hierros de fundición austeníticos disminuyó con rapidez al aumentar el contenido de Cu. Por tanto se puede decir que el límite superior del contenido de Cr puede ser del 3% en masa, o incluso del 2,5% en masa, y se prefiere que el límite superior del contenido de Cu sea del 2% en masa aproximadamente.

(v) En la fig. 18 parece que las probetas nº 5-1 hasta 5-12 (es decir, sus secciones con 5 mm de grosor de placa) también eran fácilmente mecanizables por corte y similar, porque la dureza de cualquiera de ellas fue de 250 Hv, aproximadamente.

Cabe señalar que, como puede verse en la fig. 23, la dureza de la probeta es afectada por los elementos añadidos y por el grosor de placa. Es decir, hay una tendencia a que la dureza de la probeta aumente al agregar Cr o Mn. En cambio hay una tendencia contraria por la cual la dureza de la probeta baja al agregar Ni o Cu. De estos hechos se deduce que puede obtenerse un hierro de fundición austenítico con la dureza deseada seleccionando los elementos añadidos y sus proporciones.

Sin embargo la dureza resultante también se ve afectada por el grosor de la probeta (o del producto de fundición). Aunque la influencia de los elementos añadidos es grande en secciones de menor grosor de placa, se vio que al aumentar estos grosores disminuye la influencia de cualquiera de los elementos añadidos y que la dureza muestra una tendencia a converger con la de una probeta con una composición de referencia.

(vi) De la evaluación relativa del llenado de metal fundido representada en la fig. 20 se ve que cualquiera de las probetas nº 5-1 hasta 5-12 fue superior a un hierro de fundición austenítico convencional (p.ej. la probeta nº R5) en cuanto a fluidez del metal fundido. En particular se comprobó también que los hierros de fundición austeníticos conforme a la presente invención fueron superiores a otro hierro de fundición austenítico convencional (p.ej. la probeta nº R3) en cuanto a fluidez del metal fundido, porque el llenado de metal fundido fue muy favorable, es decir casi igual a 1 en todas ellas, excepto en la probeta 5-11, independientemente de su evaluación relativa.

(vii) En la evaluación relativa de la magnitud de contracción ilustrada en la fig. 25 se vio que en cualquiera de estas probetas había menos contracción que en un hierro de fundición austenítico representativo (p.ej. la probeta nº R3). Concretamente el 70 hasta el 85% aproximadamente de las probetas mostraron la mayor contracción y el 35 hasta el 50% de las probetas mostraron la menor contracción; por consiguiente las magnitudes de contracción se podían aproximar a la magnitud de contracción de un hierro de fundición ferrítico (p.ej. la probeta nº R5).

(viii) En la fig. 26 se vio que, independientemente de las zonas de temperatura de calentamiento, los coeficientes de expansión lineal medios de los hierros de fundición austeníticos según las probetas nº 4-3 y 5-5 fueron iguales prácticamente al coeficiente de expansión lineal promedio de un hierro de fundición austenítico existente (p.ej. la probeta nº R4).

Además, según la fig. 27, no solo los coeficientes de expansión lineal medios de las probetas nº 5-1 hasta 5-12, sino también los de las probetas nº 4-3, 4-4, 4-11 y 4-12, fueron seguramente más elevados que los de los hierros de fundición ferríticos existentes (p.ej. las probetas nº R5 y R6), pero también en general un poco superiores a los de

los hierros de fundición austeníticos existentes (p.ej. las probetas nº R3 y R4).

(ix) Según la fig. 28, aunque las conductividades térmicas de las probetas nº 5-1 hasta 5-12, así como las de las probetas nº 4-3, 4-4, 4-11 y 4-12, fueron inferiores a las de hierros colados existentes (p.ej. las probetas nº R5 y R6), eran prácticamente iguales a la de un hierro de fundición austenítico existente (p.ej. la probeta nº R3).

(x) Se puede decir que las probetas nº 5-5 and 5-6 eran materiales excelentes, porque dieron una dureza moderada y una buena resistencia a la oxidación, a pesar de su menor contenido de Ni.

(Sexto ensayo)

(1) Método de elaboración de probetas

Aunque se cambiaron las composiciones de los elementos básicos y los tipos y cantidades añadidas de agentes auxiliares, lo demás se estableció del mismo modo que en el segundo ensayo y luego se prepararon seis tipos de probetas: nº 6-1 hasta 6-6. Hay que señalar que también se incorporaron agentes auxiliares como un inoculante y un esferoidizante al moldear las respectivas probetas.

Como agente inoculante se incorporó "TOYOBARON BIL", es decir 74,18 Si-1,23 Ca-0,55 Ba-0,72 Bi-0,51 Al-Fe, producido por TOYO DENKA Co., Ltd., en una proporción del 0,4% en masa respecto a los metales fundidos exentos de modificadores.

Como agentes esferoidizante se usó uno que contenía una sustancia simple de Mg y TR (p.ej. metal mixto) en una proporción del 4% en masa y 1,8% en masa respectivamente de TR (p.ej. metal mixto); la adición se efectuó a los metales fundidos de partida, de manera que la cantidad residual de Mg fue del 0,04 al 0,06% en masa y la cantidad residual de sustancia simple de Sb fue del 0,0005% en masa respecto a 100% de dichos metales fundidos.

(2) Medición de las probetas

Mediante el proceso anteriormente citado se prepararon seis tipos de probetas, nº 6-1 hasta 6-6, con mezclas de distintas composiciones y luego se sometieron a los análisis siguientes.

(i) Del mismo modo que en el caso del primer ensayo se determinó respectivamente lo siguiente: la composición analizada de cada muestra, el  $C_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$  y  $Cr_{eq}$  basándose en la composición analizada y la proporción de austenita. Estos resultados están indicados en la tabla 6A. Nótese que, aunque el análisis de los elementos principales de las respectivas probetas se realizó en húmedo, también se realizó un análisis de gas de las respectivas probetas junto con el análisis anterior. En este método analítico los gases se generaron por combustión a frecuencia elevada y se cuantificaron por espectrofotometría infrarroja empleando un aparato analizador de la firma LECO Corporation; el N se cuantificó por un método de conductividad térmica.

(ii) Se recogieron muestras de cada sección respectiva de las probetas antes citadas, cuyos grosores eran de 25 mm, 12 mm, 5 mm y 3 mm, y luego se midieron para determinar la proporción de grafito esferoidal, el número de partículas de grafito y la dureza (Hv a 20 kgf), al igual que en el segundo ensayo. Sin embargo la proporción de grafito esferoidal y el número de partículas de grafito se refieren a las de diámetro igual o superior a 5  $\mu$ m. Estos resultados están indicados en la tabla 6B.

(iii) La resistencia a la oxidación de cada probeta se evaluó midiendo la disminución o el incremento del peso de material oxidado según la norma JIS "Z 2282". En concreto se preparó una serie de probetas de  $\phi$  20 x 20 x 5 mm tomadas de bloques en forma de "B" y "D" "Y" según norma JIS, por fundición en molde, las cuales se retuvieron primero en un atmósfera de aire a 750°C, 800°C y 850°C, respectivamente, durante 100 horas. Tras este tratamiento térmico se proyectaron sobre las probetas perdigones de hierro de 0,4 mm de diámetro hasta la desaparición de las capas de óxido de sus superficies. Por lo tanto el incremento o disminución del peso de material oxidado fue el aumento o reducción de masa por unidad de superficie de cada una de las muestras. El incremento del peso de material oxidado se obtuvo deduciendo la masa de cada probeta antes del tratamiento térmico, de la masa de la muestra tras dicho tratamiento (o antes de la proyección). La disminución del peso de material oxidado fue el valor resultante de deducir la masa de cada probeta después de la proyección, de la masa de la muestra inmediatamente después de dicho tratamiento térmico (o antes de la proyección) y dividirlo por la superficie de la probeta. Estos resultados de disminución e incremento del peso de material oxidado están indicados en la tabla 6B.

También se consideraron aquellos casos en que la temperatura de la atmósfera de aire a la cual se calentaron y retuvieron las respectivas probetas se graduó a 750°C y a 850°C en lugar de a 800°C. De cada probeta se midió la disminución y el incremento del peso de material oxidado. No solo se muestran los resultados en la tabla 6C, sino que además las disminuciones del peso de material oxidado de las respectivas probetas se representan en la fig. 29 mediante un gráfico de barras. Obsérvese que las disminuciones del peso de material oxidado de las probetas nº R3, R4, R5 y R7 constituidas por hierros colados convencionales también se muestran conjuntamente con fines comparativos en las tablas 6A, 6B y en la fig. 29, además de las correspondientes a las probetas nº 6-1 hasta 6-6 de la presente invención. Por cierto, las disminuciones del peso de material oxidado indicadas en las tablas 6A, 6B y en

la fig. 29 son valores promediados de su doble medición y los incrementos del peso de material oxidado son valores promediados de su triple medición.

5 (iv) Se midió el límite elástico (p.ej. límite elástico del 0,2%), la resistencia a la tracción y la elongación de aquellas probetas cuya temperatura era de 800°C, conforme a la norma JIS "G0567". Para estas mediciones se emplearon probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  6- mm tomadas de unos bloques en forma de "B" "Y", según norma JIS, preparados por fundición en molde. Todos estos resultados se muestran en la tabla 6B.

10 Considerando también aquellos casos en que la temperatura de las respectivas probetas se graduó a la temperatura ambiente (o TA), a 750°C y a 850°C además de a 800°C, se midió análogamente el límite elástico, la resistencia a la tracción y la elongación de cada una de ellas. No solo se muestran los resultados en la tabla 6C, sino que además los límites elásticos, las resistencias a la tracción y las elongaciones de cada probeta están representadas en las figs. 30 hasta 32, respectivamente, mediante un gráfico de barras. También en estos casos, los límites elásticos, las resistencias a la tracción y las elongaciones de las probetas nº R3, R4, R5 y R7 constituidas por hierros colados convencionales se muestran conjuntamente con fines comparativos, además de las correspondientes a las probetas nº 6-1 hasta 6-6 según la presente invención. Por cierto, los límites elásticos, las resistencias a la tracción y las elongaciones que figuran en las tablas 6A, 6B y en las figs. 30 hasta 32 son valores promediados de sus mediciones triples.

20 (v) La vida de fatiga térmica de cada probeta se midió de la manera siguiente. Se prepararon probetas en forma de varillas redondas de  $\phi$  8- mm tomadas de unos bloques en forma de "B" "Y", según norma JIS, que tenían distintas composiciones.

25 Estableciendo una relación restringida de cada una de las probetas al 100%, su temperatura se varió repetidamente entre 800°C y 200°C para determinar lo siguiente: el número de ciclos necesario para reducir un 10% su tensión, el número de ciclos necesario para reducir un 25% su tensión, el número de ciclos necesario para reducir un 50% su tensión y el número de ciclos necesario para la rotura. Además, aparte del caso en que se estableció una relación restringida al 100% para cada una de las probetas, también se consideraron los casos en que la relación restringida se fijó al 50% y al 30% y se determinó análogamente lo siguiente: el número de ciclos necesario para reducir la tensión de las probetas un 10%, un 25% y un 50% y el número de ciclos necesario para su rotura.

30 Nótese que este ensayo de fatiga térmica se llevó a cabo con una máquina de tipo urna y que la relación restringida  $\eta$  significa una proporción de una magnitud restringida "B" respecto a una magnitud de expansión libre "A" (es decir,  $\eta = "B"/"A" \times 100$  (%)). Además, reducción del 10% de tensión, reducción del 25% de tensión o reducción del 50% de tensión significa lo siguiente: el número de ciclos al cual la tensión máxima del lado de tracción disminuye un 10%, el número de ciclos al cual la tensión máxima del lado de tracción disminuye un 25% y el número de ciclos al cual la tensión máxima del lado de tracción disminuye un 50%, respectivamente, tomando como base la tensión máxima cuando el número de ciclos = 2.

40 Además del ensayo de fatiga térmica antedicho, la temperatura de cada probeta se hizo variar repetidamente entre 150°C y 800°C, manteniendo la relación restringida de estas probetas al 100% y examinando el número de ciclos a los cuales la tensión aplicada a las probetas descendió un 10%, el número de ciclos a los cuales la tensión aplicada a las probetas descendió un 25% y el número de ciclos a los cuales se rompieron las probetas, respectivamente.

45 No solo se muestran estos resultados conjuntamente en la tabla 6C, sino que además las vidas de fatiga térmica de las probetas se representan en la fig. 33 mediante un gráfico de barras. Nótese que se representan conjuntamente con fines comparativos las vidas de fatiga térmica de las probetas nº R3, R4, R5 y R7 correspondientes a hierros colados convencionales y las vidas de fatiga térmica de las probetas nº 6-1 hasta 6-6 correspondientes a la presente invención.

50 (vi) Se determinó un coeficiente de expansión lineal de cada probeta. Este coeficiente de expansión lineal se calculó midiendo la variación de longitud de las probetas al calentarlas de 40°C hasta 900°C a un incremento constante de temperatura de 3°C/min en presencia de una atmósfera de nitrógeno (p.ej. de 0,05 MPa). Las probetas empleadas para esta medición tenían forma de columna cuadrada de 3 mm x 3 mm de base y 15 mm de longitud, y se habían templado previamente calentándolas en aire a 950°C o más. Estos resultados figuran en la tabla 6C.

55 Debe señalarse que en la tabla 6C "coeficiente medio de expansión lineal" se refiere al promedio de los coeficientes de expansión lineal desde 40°C hasta 900°C y son valores obtenidos al promediar mediciones dobles (coeficientes promedio de expansión lineal) de cada probeta.

### 60 (3) Evaluación

65 (i) En primer lugar, la proporción de austenita según los resultados del análisis por rayos X fue prácticamente del 100% en cualquiera de las probetas nº 6-1 hasta 6-6 de la tabla 6A. Esto puede entenderse por el hecho de que estos coeficientes de expansión lineal de las probetas nº 6-1 hasta 6-6 eran equivalentes a los de la probeta nº R3, correspondiente a un hierro de fundición austenítico generalmente conocido.

5 (ii) Luego, como se deduce de la tabla 6B, las proporciones de esferoidización de las respectivas probetas fueron elevadas, independientemente de su grosor de placa, y el número de partículas de grafito fue suficiente, incluso en las probetas de mayor grosor de placa. Es decir, se entiende que el grafito cristalizó de forma prácticamente esférica y uniforme en cualquiera de las probetas nº 6-1 hasta 6-6, con independencia del grosor de placa. Por tanto, al tener las mismas composiciones que estas probetas, se pueden elaborar productos de fundición en cuyas estructuras metálicas el grafito está cristalizado prácticamente en formas esféricas uniformes, no solo en sus superficies, sino también en su interior.

10 Además, respecto a cualquier grosor de placa de la probeta puede decirse que los hierros de fundición austeníticos (o los productos colados) conforme al presente ejemplo eran buenos, no solo en cuanto a características mecánicas, sino también en cuanto a su capacidad de mecanización, porque la dureza se estabilizó entre 200 Hv y 300 Hv aproximadamente.

15 (iii) Como se deduce de las tablas 6B, 6C y de la fig. 29, la disminución del peso de material oxidado en cualquiera de las probetas nº 6-1 a 6-6 fue de 30 mg/cm<sup>2</sup> o menos, aproximadamente, cuando la temperatura de calentamiento fue de 750°C y tan baja como 50 mg/cm<sup>2</sup> o menos, aproximadamente, cuando la temperatura de calentamiento fue de 800°C. Se comprende que los hierros de fundición austeníticos según la presente invención tienen una buena resistencia a la oxidación, porque cualquiera de las disminuciones del peso de material oxidado fue de 100 mg/cm<sup>2</sup> o  
20 menos, aproximadamente, incluso cuando la temperatura de calentamiento fue de 850°C.

No obstante se comprende que el contenido de Cr o de Ni influye mucho en la disminución del peso de material oxidado, es decir en la mejora de la resistencia a la oxidación, al comparar la probeta nº 6-1 con la probeta 6-5 o la probeta 6-5 con la probeta 6-6, por ejemplo. En el caso particular de la probeta nº 6-3, cuyo contenido de Cr y de Ni era elevado, se comprobó que la disminución del peso de material oxidado era tan notable que estaba al mismo nivel que en la probeta nº R7.  
25

(iv) Como puede verse en las tablas 6B, 6C y en las figs. 30 hasta 32, el límite elástico, la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura de las probetas nº 6-1 hasta 6-6 fueron equivalentes al nivel de la probeta nº R3 o de la probeta nº R4, es decir las de los hierros de fundición austeníticos convencionales. Sobre todo, en la probeta nº 6-2, que no incluía en absoluto Cu, el límite elástico y la resistencia a la tracción apenas disminuyeron y la elongación mejoró notablemente, manifestando una gran ductilidad.  
30 En particular, la resistencia a la oxidación de la probeta nº 6-6 mejoró considerablemente porque contenía Cr. Además mostró tan buenas características, que la dureza resultó comparativamente baja, pues el contenido de Cr era del 1,5% en la probeta nº 6-6 y menor del 2,5% en la probeta nº 6-3.  
35

(v) Como puede apreciarse en la tabla 6C y en la fig. 33, cualquiera de las vidas de fatiga térmica de las probetas nº 6-1 hasta 6-6 fueron equivalentes a una o más de las de la probeta nº R3 o de la probeta R4, es decir de los hierros de fundición austeníticos convencionales. Sin embargo, considerando globalmente la vida de fatiga térmica, cuanto mayor fue el contenido de Ni y menor el contenido de Cr mayor fue la vida de fatiga térmica de las probetas. Además las probetas que contenían una proporción adecuada de Cu tuvieron una vida de fatiga térmica más larga que las otras.  
40

(TABLA 1A)

Prueba nº	Hierro colado íntegro														C <sub>eq</sub>
	Mezclado (u objetivo)				Composición (%en masa)				Composición analizada (% en masa)						
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu (Mo)	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu			
1-1	3	2.3	0	13	6.5	6.5	3.28	2.11	0.034	13.6	6.51	6.49	4.0		
1-2	3	4	0	13	6.5	6.5	2.88	4.38	0.009	13.53	6.79	6.4	4.3		
1-3	3	4	2	13	6.5	6.5	3.09	4.31	1.98	13.75	6.71	6.43	4.5		
1-4	3	4	2	9	6.5	13	2.89	4.17	2.07	9.71	6.76	11.91	4.3		
1-5	3	4	2	6	13	13	3.15	4.42	2.10	6.30	13.35	10.61	4.6		
R1	3	2.25	2	15	-	6.5	3.1	2.0	3.5	16.04	1.10	6.77	3.7		
R2	3	2.25	-	13	7	-	3.0	2.4	0.5	13.52	7.35	0.022	3.8		
R3	2.0	5.0	2	35	0.6	-	2.0	4.7	2.0	35.03	0.56	-	3.5		
R4	2.8	2.8	2	20.5	0.8	-	2.3	2.8	2.0	21.22	1.21	-	3.3		
R5	3.8	2.6	-	-	0.8 o menos	-	3.5	2.7	-	-	0.44	-	4.4		
R6	3.1	4.2	-	-	0.6 o menos	Mo 0.5	2.8	4.4	-	-	0.40	-	4.2		

(TABLA 1A (continuación))

	Base de Fe										A.P. (%) *1	C <sub>req</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Observaciones
	Composición analizada (% en masa)													
	C <sub>s</sub>	Si	Cr	Ni	Mn	Cu								
1-1	No analizable	2.3	0.1	10.4	6.5	7.2					3.6	21.9	100	
1-2	No analizable	4.6	0	9.4	5.8	7.1					6.9	20.4	100	
1-3	No analizable	4.5	1.5	10.1	5.6	6.7					8.3	20.6	100	
1-4	No analizable	5.1	1.6	7.5	7	6.6					9.3	18.6	50	
1-5	No analizable	4.5	1.6	4.2	14.5	5.3					8.4	17.8	30	
R1	No analizada										24.4	6.4	100	+2
R2	No analizada										18.2	4.1	100	JIS: FCDA-NiMn137
R3	No analizada										36.3	8.9	100	JIS: FCDA-NiSiCr3522 (o- ASTM: D-5S)
R4	No analizada										22.8	6.1	100	JIS: FCDA-NiCr202 (o- ASTM: D-2)
R5	No analizada										1.2	4.1	0	JIS: FCDA 450
R6	No analizada										1.2	6.7	0	HiSiMo FCD

(Nota) \*1: "A.P." significa proporción de austenita.

\*2: JIS: FCA-NiCuCr1562 (uno con grafito esferoideizado mediante un tratamiento de esferoideización)

ES 2 441 598 T3

(TABLA 1B)

Probeta nº	Resistencia térmica (MPa)				Observaciones
	150 °C		800 °C		
	Límite elástico	Resist. a tracción	Límite elástico	Resist. a tracción	
1-1	No medida				
1-2	No medida				
1-3	No medida				
1-4	No medida				
1-5	No medida				
R1	No medida				JIS: FCA-NiCuCr1562 (uno con grafito esferoidizado mediante un tratamiento de esferoidización)
R2	No medida				JIS: FCDA-NiMn137
R3	181	419	73	116	JIS: FCDA-NiSiMn3522 (c ASTM: D-5S)
R4	219	446	87	134	JIS: FCDA-NiCr202 (c : ASTM: D-2)
R5	403	503	27	48	JIS: FCD 450
R6	459	610	28	43	HiSiMoFCD <sup>o</sup> TS: FCDA4)

(TABLA 2A)

Probeta n°	Composición de la mezcla de elementos básicos (% en masa)										Composición analizada del hierro colado íntegro (% en masa)									
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	Mg	Ce	S	P				
2-1	3.0	4.0	1.5	10.0	5.5	6.0	2.95	3.90	1.41	10.10	5.52	6.18	0.04	0.01	0.005	0.03				
2-2	3.0	4.0	1.5	10.0	5.5	6.5	3.04	3.75	1.41	9.90	5.47	7.39	0.04	0.01	0.007	0.03				
2-3	3.0	4.0	1.5	6.0	14.5	6.0	3.01	4.04	1.52	6.26	14.50	6.09	0.03	0.01	0.001	0.04				
2-4	3.0	4.0	1.5	10.0	5.5	5.5	3.05	3.95	1.54	10.00	5.42	5.53	0.04	0.01	0.008	0.03				
2-5	3.0	4.0	1.5	7.5	14.5	6.0	3.06	4.19	1.48	7.75	14.5	6.05	0.04	0.01	0.002	0.04				
2-6	3.0	4.0	1.5	7.5	7.5	6.0	3.04	3.81	1.51	7.42	7.52	6.03	0.03	0.01	0.006	0.03				
2-7	3.0	4.0	1.5	7.5	10.0	6.0	3.04	3.98	1.50	7.64	10.10	5.93	0.03	0.01	0.005	0.03				
2-8	3.0	4.0	1.5	6.0	10.0	6.0	3.02	4.00	1.52	6.06	10.20	5.91	0.03	0.01	0.004	0.03				
2-9	3.0	4.0	1.5	5.0	14.5	8.0	3.04	3.97	1.48	5.22	14.90	8.48	0.04	0.01	0.001	0.03				
2-10	3.0	4.0	1.5	7.5	7.5	8.0	2.95	3.85	1.47	7.56	7.67	7.91	0.03	0.01	0.005	0.03				
2-11	3.0	4.0	1.5	7.5	5.5	8.0	3.00	2.96	1.52	7.66	5.74	8.28	0.01	-	0.005	0.03				
2-12	3.0	4.0	1.5	6.0	10.0	8.0	3.04	3.94	1.49	6.10	9.84	7.61	0.03	0.01	0.003	0.03				
2-13	3.0	4.0	1.5	6.0	7.5	8.0	3.01	3.87	1.51	6.31	7.73	7.86	0.03	0.01	0.003	0.03				

(TABLA 2B)

Probeta n°	Equivalente (%)			Estructura de la fundición				Resistencia térmica (MPa)			
	C <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>	Proporción de austenita (%)	Proporción esferoidizada (%)	Nº de partículas (piezas/mm <sup>2</sup> )	Dureza Hv (20 kgf)	150 °C		800 °C	
								Límite elástico	Resistencia a la tracción	Límite elástico	Resistencia a la tracción
2-1	4.25	19.9	7.3	100	80	226	217	240	412	91	93
2-2	4.29	20.9	7.0	100	75	108	231	244	374	87	88
2-3	4.36	20.5	7.6	100	74	51	459	-	-	-	-
2-4	4.37	19.1	7.5	100	71	244	209	239	417	95	97
2-5	4.46	22.0	7.8	100	66	71	487	-	-	-	-
2-6	4.31	18.1	7.2	100	50	183	269	241	301	84	87
2-7	4.37	19.5	7.5	-	48	180	266	-	-	-	-
2-8	4.35	18.0	7.5	100	41	174	332	260	320	93	113
2-9	4.36	22.1	7.4	-	Templado	Sin grafito	538	-	-	-	-
2-10	4.23	20.2	7.2	-	Templado	Sin grafito	467	-	-	-	-
2-11	3.99	19.7	6.0	-	Templado	Sin grafito	363	-	-	-	-
2-12	4.35	19.5	7.4	-	Templado	Sin grafito	546	-	-	-	-
2-13	4.30	18.9	7.3	-	Templado	Sin grafito	490	-	-	-	-

(TABLA 3A)

Probeta nº	Composición mezcla de elementos básicos (% en masa)						Composición analizada (% en masa)												
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	Mg	Ce	Ba	Al	Ca	S	P
3-1	3	4	1.5	10	5.6	6.7	2.95	4.24	1.45	9.77	5.37	6.48	0.03	0.01	0.0011	0.01	0.01	0.004	0
3-2	3	4	1.5	10	5.5	5.5	3.11	3.67	1.5	10.4	5.65	5.67	0.03	0.01	0.002	0.002	0	0.007	0.04



(TABLA 4A)

Probeta n°	Composición de la mezcla de elementos básicos (% en masa)						Composición analizada del producto de fundición íntegro (% en masa)												Equivalente (%)			A. P. (%) *1	Observaciones
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu (Mo)	P	Mg	Ce	S	C <sub>eq</sub>	Ni <sub>e q</sub>	Cr <sub>eq</sub>				
4-1	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	4.5	2.95	3.88	1.58	5.79	4.54	0.018	0.038	0.005	0.006	0.000	4.18	7.4	7.4	100			
4-2	3.0	4.0	1.5	5.5	11.5	3.0	3.01	3.91	1.76	5.8	3.09	0.021	0.039	0.006	0.005	0.000	4.18	7.7	7.5	100			
4-3	3.0	4.0	1.5	5.5	13.0	1.5	2.96	3.87	1.94	5.98	1.56	0.022	0.034	0.005	0.004	0.000	4.18	7.4	7.4	100			
4-4	3.0	4.0	1.5	5.5	14.5	0.0	3.04	3.95	1.11	6.02	0.01	0.021	0.039	0.007	0.005	0.000	4.18	7.0	7.5	100			
4-5	3.0	4.0	0.5	5.5	10.0	4.5	3.01	3.95	0.55	5.85	4.63	0.021	0.043	0.007	0.005	0.000	4.18	3.3	6.5	100			
4-6	3.0	4.0	0.5	5.5	11.5	3.0	2.97	4.0	0.61	5.5	3.12	0.019	0.041	0.007	0.006	0.000	4.18	3.4	6.6	100			
4-7	3.0	4.0	0.5	5.5	13.0	1.5	2.93	3.9	0.55	11.95	1.57	0.023	0.041	0.008	0.005	0.000	4.18	2.6	6.4	100			
4-8	3.0	4.0	0.5	5.5	14.5	0.0	2.99	4.08	0.55	6.03	0	0.022	0.042	0.009	0.006	0.000	4.18	4.5	6.7	100			
4-9	3.0	4.0	0.0	5.5	10.0	4.5	2.92	3.89	0.17	5.4	4.56	0.024	0.049	0.002	0.005	0.000	4.18	3.3	5.8	100			
4-10	3.0	4.0	0.0	5.5	11.5	3.0	2.92	3.85	0.17	7.73	3.1	0.024	0.04	0.008	0.004	0.000	4.18	2.6	8.8	100			
4-11	3.0	4.0	0.0	5.5	13.0	1.5	2.96	3.85	0.17	8.84	1.54	0.024	0.039	0.008	0.005	0.000	4.18	2.6	8.8	100			
4-12	3.0	4.0	0.0	5.5	14.5	0.0	2.99	3.88	0.17	9.98	0	0.022	0.04	0.019	0.006	0.000	4.18	3.5	8.8	100			

(continuación)

Probeta n°	Composición de la mezcla de elementos básicos (% en masa)						Composición analizada del producto de fundición íntegro (% en masa)											Equivalente (%)			A. P. (%) *1	Observaciones
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu (Mo)	P	Mg	Ce	S	C <sub>eq</sub>	Ni <sub>e</sub> <sub>q</sub>	Cr <sub>eq</sub>			
R3	2.0	5.0	2.0	0.6	35.0	-	2.0	4.7	2.0	35.0	0.6	-	0.0	0.0	-	0.0	3.5	36.3	8.9	100	JIS: FCDA-NiCr3522 (o ASTM: D-5S)	
R4	2.8	2.8	2.0	0.8	20.5	-	2.3	2.8	2.0	21.0	0.8	-	0.0	0.0	-	0.0	3.3	22.8	6.1	100	JIS: FCDA-NiCr202 (o ASTM: D-2)	
R5	3.8	2.8	-	0.8 or less	-	-	3.5	2.7	-	-	0.4	-	0.0	0.0	-	0.0	4.4	1.2	4.1	0	JIS: FCD450	
R6	3.1	4.2	-	0.6 or less	-	Mo 0.5	2.8	4.4	-	0.4	Mo 0.47	0.0	0.0	-	0.0	0.0	4.2	1.2	6.7	0	HISiMo FCD (o TSFCDA4)	

(Nota) \*1: "A.P." significa proporción de austenita

(TABLA 4B)

Probeta nº	Estructura de la fundición														Resistencia térmica (800 °C)				Observaciones		
	Proporción esferoidizada (%) (diámetro mínimo de partícula de grafito 10 µm)		Número de partículas (piezas/mm <sup>2</sup> ) (diámetro mínimo de partícula de grafito 10 µm)		Dureza Hv (20 kgf)										Límite elástico	Resist. a la tracción	Elongación	Reducción de área		Módulo de Young	
	Grosor de la probeta en la sección muestreada (mm)																				
	25	12	5	3	25	12	5	3	25	12	5	3	25	12	5	3	MPa	MPa	%	%	GPa
4-1	84	78	79	63	158	315	328	177	221	219	244	274	97	100	2	0	84				
4-2	89	87	90	82	228	320	462	257	203	206	230	257	87	120	3	1	75				
4-3	82	90	88	79	104	265	457	360	192	192	211	239	75	121	19	17	82				
4-4	80	87	86	83	205	294	372	385	188	190	214	248	78	126	31	29	77				
4-5	73	71	63	59	150	417	180	112	201	194	205	215	-	79	0	0	78				
4-6	88	85	87	87	124	240	416	553	189	181	192	207	79	82	2	1	71				
4-7	81	88	83	82	197	256	276	245	179	167	177	198	71	110	13	13	83				
4-8	79	82	90	86	191	204	481	417	180	167	180	205	73	114	29	29	81				
4-9	86	77	74	63	142	256	152	152	189	190	201	209	-	57	0	0	74				
4-10	69	86	85	80	146	273	298	241	185	178	185	200	73	75	1	0	71				
4-11	77	83	81	85	274	286	322	409	178	163	170	193	68	105	12	9	78				
4-12	77	85	78	82	226	221	243	320	165	163	172	191	71	111	29	26	80				
R3	No medida														73	116	31	32	101	JIS: FCDA-NiSiCr3552 (o ASTM: D-5S)	
R4	No medida														87	134	25	23	90	JIS: FCDA-NiCr202 (o ASTM: D2)	
R5	No medida														27	48	35	35	41	JIS: FCD450	

(continuación)

	25	12	5	3	3	25	12	5	3	3	25	12	5	3	3	MPa	MPa	%	%	GPa	HiSIMo FCD (o. TSFCDA4)
R6																28	43	72	68	65	
	No medida																				

(TABLA 5A

Probeta nº	Composición de la mezcla de elementos básicos (% en masa)							Composición analizada del producto de fundición íntegro (% en masa)											Equivalente (%)			A. P. (%) *1	Observaciones
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	P	Mg	Ce	S	C <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>				
5-1	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	1.5	2.94	4.01	1.58	10.3	5.57	1.47	0.025	0.038	0.022	0.005	4.3	15.5	7.6	100			
5-2	3.0	4.0	1.5	5.5	11.5	1.5	3.04	3.96	1.57	11.7	5.66	1.44	0.021	0.047	0.023	0.005	4.4	16.9	7.5	100			
5-3	3.0	4.0	1.5	7.5	10.0	1.5	2.98	3.95	1.55	10.2	7.57	1.45	0.03	0.040	0.023	0.005	4.3	16.3	7.5	100			
5-4	3.0	4.0	1.5	7.5	11.5	1.5	3.01	3.95	1.56	11.8	7.52	1.45	0.028	0.048	0.024	0.006	4.3	17.9	7.5	100			
5-5	3.0	4.0	2.5	5.5	10.0	1.5	3.01	3.94	2.66	10.3	5.62	1.48	0.024	0.042	0.021	0.005	4.3	15.5	8.6	100			
5-6	3.0	4.0	2.5	5.5	11.5	1.5	2.95	4.04	2.63	11.8	5.57	1.47	0.025	0.050	0.022	0.005	4.3	17.0	8.7	100			
5-7	3.0	4.0	2.5	7.5	10.0	1.5	3.03	3.97	2.65	10.0	7.49	1.46	0.026	0.041	0.020	0.005	4.4	16.1	8.6	100			
5-8	3.0	4.0	2.5	7.5	11.5	1.5	3.03	3.99	2.61	11.1	7.46	1.42	0.025	0.046	0.022	0.004	4.4	17.2	8.6	100			
5-9	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	0.0	2.91	3.93	1.59	9.9	5.63	0.036	0.023	0.042	0.021	0.005	4.2	13.7	7.5	100			
5-10	3.0	4.0	1.5	5.5	11.5	0.0	2.92	3.92	1.58	11.4	5.58	0.017	0.024	0.043	0.021	0.005	4.2	15.1	7.5	100			
5-11	3.0	4.0	1.5	7.5	8.5	1.5	3.00	3.92	1.58	8.4	7.47	1.43	0.022	0.046	0.022	0.005	4.3	14.5	7.5	100			
5-12	3.0	4.0	1.5	7.5	8.5	0.0	3.01	3.94	1.6	8.4	7.63	0.036	0.029	0.044	0.022	0.005	4.3	13.2	7.5	100			
R3	2.0	5.0	2.0	0.6	35.0	-	2.0	4.7	2.0	35.0	0.6	-	0.017	0.066	-	0.010	3.5	36.3	8.9	100	JIS: FCDA-NiCr3522 (o ASTM: D-SS)		
R4	2.8	2.8	2.0	0.8	20.5	-	2.3	2.8	2.0	21.2	1.2	-	0.022	0.052	-	0.018	3.3	22.8	6.1	100	JIS: FCDA-NiCr202 (o ASTM: D-2)		
R5	3.8	2.8	-	0.8 or less	-	-	3.5	2.7	-	-	0.4	-	0.040	0.028	-	0.010	4.4	1.2	4.1	0	JIS: FCD450		

(continuación)

Probeta nº	Composición de la mezcla de elementos básicos (% en masa)							Composición analizada del producto de fundición íntegro (% en masa)										Equivalente (%)			A. P. (%) *1	Observaciones
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)		C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	P	Mg	Ce	S	C <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>		
R6	3.1	4.2	-	0.6 or less	-	Mo 0.5		2.8	4.4	-	-	0.4	Mo 0.47	0.038	0.036	-	0.009	4.2	1.2	6.7	0	HiSiMo FCD

(Nota) \*1: "A.P." significa proporción de austenita

(TABLA 5B)

Probeta n°	Estructura de la fundición										Resistencia térmica (800 °C)					O.R. Test*1 (800 °C × 100 hr.)		Valor de impacto Charpy a TA con entalla en V	Observaciones
	Proporción esferoidizada (%) (diámetro mín. de partícula de grafito: 5 µm)		Número de partículas (piezas/mm <sup>2</sup> ) (diámetro mín. de partícula de grafito: 5 µm)		Dureza Hv (20 kgf)		Límite elástico	Resist. a la tracción	Elongación	Reducción de área	Módulo de Young	O. W.I. *2	O. W. R. *3						
	1	2	3	4	5	6								7	8	9	10	1	2
	Grosor de la probeta en las secciones muestreadas (mm)																		
	2	1	5	3	2	5	2	1	5	3		MPa	%	%	MPa	%	MPa	mg/cm <sup>2</sup>	J/cm <sup>2</sup>
5-1	8	7	8	8	20	27	50	664	1	2	2	73	16	14	122	67	40	69	10.2
	1	8	4	5	0	3	8		1	7	0								
5-2	8	8	8	8	17	27	73	102	1	1	2	72	16	16	117	66	38	58	9.9
	4	1	5	0	6	9	5	6	8	9	2								
5-3	7	8	8	8	15	26	43	636	2	2	2	78	16	16	132	65	41	62	4.8
	8	6	9	6	7	9	0		1	1	3								
5-4	7	8	8	8	26	32	63	997	1	2	2	77	15	14	128	68	38	56	6.5
	9	3	8	6	9	9	5		9	1	3								
5-5	8	8	8	8	23	26	39	494	2	2	3	76	18	16	136	73	39	49	4.4
	1	0	6	7	6	5	9		1	2	6								
5-6	7	8	8	8	16	26	42	623	2	2	3	75	19	17	133	76	35	46	4.6
	7	4	9	5	8	5	4		2	2	4								
	0	2	2	0	2	7	2		0	2	2								

(continuación)

	2	1	5	3	25	12	5	3	2	1	5	3	2	1	2	5	3	MPa	MPa	%	%	GPa	mg/cm <sup>2</sup>	mg/cm <sup>2</sup>	J/cm <sup>2</sup>						
5-7	7 7 7	8 0 5	8 5 7	8 8 7	15 3 3	19 3 0	30 0	230	2 3 9	2 5 0	3 1 0	4 3 3	79	145	15	13	67	36	48	2.8											
5-8	7 5 7	7 6 1	8 1 2	8 8 2	14 6 6	24 5 3	34 3	366	2 2 6	2 3 3	2 6 9	3 4 3	77	140	18	16	65	33	41	3											
5-9	7 4 4	8 1 4	8 7 7	7 7 5	16 5 5	27 5 1	48 1	253	2 0 1	2 2 1	2 5 6	3 3 6	77	131	29	26	63	48	76	7.7											
5-10	7 6 6	8 5 5	8 1 1	8 8 6	21 6 0	26 0 9	48 9	670	1 9 2	2 0 3	2 7 2	3 0 2	75	128	29	27	67	41	65	9.5											
5-11	7 7 7	8 3 8	8 4 4	8 8 1	20 1 0	36 0 1	44 1	396	2 1 9	2 3 3	2 5 3	4 0 3	76	130	16	14	63	42	81	5.3											
5-12	7 4 4	8 9 6	8 7 7	8 8 2	17 2 2	26 6 9	19 9	145	2 2 8	2 6 7	4 4 8	79	144	26	23	68	50	94	3.8												
R3	8 7	9 0	7 5 6	8 6 6	17 7	45 4 9	85 9	118 1	1 5 9	1 5 8	1 5 7	1 6 4	73	116	31	32	101	13	22	11.5					JIS: FCDA-NiSiCr355 2 (o ASTM: D-5S)						
R4	No medida																		87	134	25	23	90	45	66	24					JIS: FCDA-NiCr202 (o ASTM: D2)
R5	No medida																		27	48	35	35	91	2	83	2.9					JIS: FCD450

(continuación)

	2	1	5	3	25	12	5	3	2	1	5	3	MPa	MPa	%	%	GA	mg/cm <sub>2</sub>	mg/cm <sub>2</sub>	J/cm <sup>2</sup>		
R6	8	8	8	8	15	26	43	603	2	2	2	2	28	43	72	68	65	5	37	1.2	HiSiMo FCD (o TSFCDA4)	
	0	1	5	5	4	6	4		3	3	4	9										

(Nota) \*1: "O.R. Test" significa ensayo de resistencia a la oxidación.

\*2: "O.W.I." significa incremento del peso de material oxidado.

\*3: "O.W.R." significa disminución de peso de material oxidado.

(TABLA 6A)

Pro-beta nº	Composición de la mezcla de elementos básicos (%)						Composición analizada del producto de fundición íntegro (% en masa)													A. P. +1 (%)	Observaciones							
	C	S	C	Mn	Ni	Cu (Mo)	C	S	C	N	C	Mn	Ni	Cu	P	Mg	Ce	S	O			ppm				C eq	Ni <sub>eq</sub>	Cr eq
																						n=1	n=2	n=1	n=2			
6-1	3	4	2	5.5	10	1.5	3	3	2	10	5	1.50	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	8	5	66	65	4.	15	8.	100		
	.	.	.	.	.0		.	.	.	.0	.								1				3	.1	4			
	0	0	5				3	0	0	0	0																	
6-2	3	4	2	5.5	10	0.0	2	4	2	10	5	0.02	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	2	5	81	80	4.	13	8.	100		
	.	.	.	.	.0		.	.	.	.0	.								1				3	.6	5			
	0	0	5				9	0	5	0	4																	
6-3	3	4	2	5.5	13	1.5	2	3	2	13	5	1.40	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	2	2	79	79	4.	18	8.	100		
	.	.	.	.	.0		.	.	.	.0	.								1				3	.0	4			
	0	0	5				9	9	5	0	4																	
							7	0	0	0	0																	
6-4	3	4	2	5.5	8.	1.5	2	4	2	8.	5	1.50	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	3	4	98	98	4.	13	8.	100		
	.	.	.	.	0		.	.	.	10	.								1				3	.3	6			
	0	0	5				9	0	6	0	0																	
6-5	3	4	1	5.5	10	1.5	2	4	1	9.	5	1.50	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	4	2	60	59	4.	15	7.	100		
	.	.	.	.	.0		.	.	.	90	.								1				3	.1	5			
	0	0	5				9	0	5	0	0																	
6-6	3	4	1	5.5	13	1.5	3	4	1	13	5	1.50	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	4	3	52	52	4.	18	7.	100		
	.	.	.	.	.0		.	.	.	.1	.								3				3	.2	5			
	0	0	5				0	0	5	0	4																	



(TABLA 6B)

Pro-beta nº	Estructura de la fundición												Resistencia a la oxidación (800 °C × 100 hr.)		Resistencia térmica (800 °C)			Observaciones
	Proporción esferoidizada (%) (diámetro mín. de partícula de grafito: 5 µm)		Número de partículas (piezas/mm <sup>2</sup> ) (diámetro mín. de partícula de grafito: 5 µm)		Dureza Hv (20 kgf)						Incremento del peso de material oxidado (mg/cm <sup>2</sup> )	Disminución del peso de material oxidado (mg/cm <sup>2</sup> )	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Elongación (%)			
	Grosor de la probeta a los niveles muestreados (mm)																	
	25	12	5	3	25	12	5	3	25	12	5	3	(MPa)	(MPa)	(%)			
6-1	84	84	86	87	135	212	375	464	226	238	253	303	73	129	16			
6-2	70	75	83	84	109	157	184	191	235	267	270	387	77	140	25			
6-3	81	82	83	81	160	209	329	695	205	220	232	252	74	128	18			
6-4	81	82	85	83	110	179	164	65	250	280	350	523	77	132	20			
6-5	78	81	85	86	212	225	404	762	205	223	231	252	70	117	18			
6-6	84	85	88	88	167	293	455	950	184	205	208	224	70	115	17			
R3	87	90	75	66	177	454	859	1181	159	158	157	164	73	116	31	JIS: FCDA-NiSiCr3552 (o ASTM: D-5S)		
R4	No medida												45	66	87	134	25	JIS: FCDA-NiCr202 (o ASTM: D2)
R5	No medida												2	83	27	48	35	JIS: FCD450
R6	80	81	85	85	154	266	434	603	237	231	242	297	28	43	72	HiSiMo FCD (o TSFCDA4)		

(TABLA 6C)

Probeta nº	Ensayo de resistencia a oxidación (en aire durante 100 horas)												Resistencia a la tracción																	
	Aumento peso oxido. (mg/cm <sup>2</sup> )						Reducción peso oxido. (mg/cm <sup>2</sup> )						Limite elástico del 0,2% (MPa)						Resistencia a la tracción (MPa)						Elongación (%)					
	750 °C	800 °C	850 °C	750 °C	800 °C	850 °C	R.T.	750 °C	800 °C	850 °C	R.T.	750 °C	800 °C	850 °C	R.T.	750 °C	800 °C	850 °C	R. T.	750 °C	800 °C	850 °C	R. T.	750 °C	800 °C	850 °C				
6-1	28	27	24	22	39	82	316	100	73	55	477	174	129	96	7	12	16	17												
6-2	32	77	25	27	46	104	326	100	77	59	460	179	140	104	4	26	25	31												
6-3	16	20	26	20	32	40	292	100	74	55	454	171	128	96	10	16	18	17												
6-4	15	23	24	25	49	102	334	106	77	54	479	177	132	98	4	11	20	18												
6-5	21	29	25	33	55	123	286	96	70	53	475	156	117	89	13	15	18	16												
6-6	18	22	30	29	44	87	265	93	70	52	463	152	115	86	17	19	17	19												
R3	8	6	6	12	14	12	257	-	73	-	463	-	116	-	26	-	31	-												
R4	17	27	45	35	54	90	223	94	72	60	415	147	113	92	12	25	29	23												
R5	17	27	45	104	171	309	416	-	27	-	546	-	48	-	7	-	35	-												
R6	6	5	1	13	14	39	578	-	28	-	656	-	43	-	6	-	72	-												

(TABLA 6C (continuación))

Probeta nº	Ensayo de fatiga térmica												Coeficiente de expansión lineal (x 10 <sup>-6</sup> /K) (40-900°C)			
	200 °C <---> 800 °C				150 °C <---> 800 °C				Rotura	10% menos de tensión	50% menos de tensión	Rotura		10% menos de tensión	25% menos de tensión	Rotura
	Relación restringida al 100%		Relación restringida al 50%		Relación restringida al 30%		Relación restringida al 100%									
10% menos de tensión	50% menos de tensión	Rotura	10% menos de tensión	25% menos de tensión	50% menos de tensión	Rotura	10% menos de tensión	25% menos de tensión	50% menos de tensión	Rotura	10% menos de tensión	25% menos de tensión	50% menos de tensión	Rotura		
6-1	77	-	77	259	-	259	802	830	863	933	-	-	-	-	21	
6-2	-	-	58	245	257	274	318	-	-	-	-	-	-	-	-	
6-3	55	57	64	-	-	367	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
6-4	-	-	31	-	-	-	221	-	-	-	-	-	-	-	-	
6-5	-	-	80	364	371	-	372	1146	1163	1211	-	-	-	-	20	
6-6	-	-	99	251	255	-	256	1042	1059	1087	108	110	116	117	17	
R3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	107	
R4	188	191	193	398	441	508	565	1346	1373	1402	1508	105	38	48	58	
R5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	16	
R6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	76	16	

## REIVINDICACIONES

- 5 1. Hierro de fundición austenítico cuya fase principal en el intervalo de temperatura ordinaria es de austenita, caracterizado porque:
- comprende los elementos básicos  
 C: de 1 hasta 5% en masa;  
 Si: de 3 hasta 5% en masa;  
 Ni: de 7 hasta 15% en masa;  
 10 Mn: de 0,1 hasta 8% en masa;  
 Cu: 2,5% en masa o menos; y  
 Cr: 0,5 hasta 4% en masa;  
 y opcionalmente trazas de elementos modificadores seleccionados del grupo formado por Mg, tierras raras, Al, Ca, Ba, Bi, Sb, Sn, Ti, Zr, Mo, V, W, Nb, y N, en una proporción del 1% en masa o menos;  
 15 siendo el resto hierro (Fe) e impurezas inevitables.
2. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, en que dicho Ni va del 8 hasta el 12%.
3. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, en que dicho Mn va del 5 hasta el 8%.
- 20 4. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, en que dicho Cr va del 1 hasta el 2%.
5. Hierro de fundición austenítico según una de las reivindicaciones 1 a 4, en que dicho Cu es 0,1% o más.
- 25 6. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 5, en que dicho Cu es 0,5% o más.
7. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 6, en que dicho Cu va del 1 hasta el 2%.
8. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, en que  
 30 un valor,  $Cr_{eq}$  (es decir,  $Cr_{eq} = Cr + 1,5 Si$ ) es además del 5 hasta el 8%; y  
 otro valor,  $Ni_{eq}$  (es decir,  $Ni_{eq} = Ni + 30 C_s + 0,5 Mn + Cu$ , donde  $C_s$ : contenido de carbono disuelto) es  
 además del 18% o más, o donde  
 dicho valor de  $Cr_{eq}$  va del 7 hasta el 9%; y  
 dicho valor de  $Ni_{eq}$  es del 13% o más.
- 35 9. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, en que dichos elementos básicos también están comprendidos en los intervalos de composición que satisfacen las siguientes condiciones:  
 C: de 2,5 hasta 3,5%;  
 Si: de 3,5 hasta 5%;  
 40 Ni: de 9 hasta 14%;  
 Mn: de 1 hasta 6%;  
 Cr: de 1 hasta 2%; y  
 Cu: de 1 hasta 2%.
- 45 10. Hierro de fundición austenítico según la reivindicación 1, en que dichos elementos básicos también están comprendidos en los intervalos de composición que satisfacen las siguientes condiciones:  
 C: de 2,5 hasta 3,5%;  
 Si: de 3,5 hasta 4,5%;  
 Ni: de 12 hasta 14%;  
 50 Mn: de 5 hasta 6%;  
 Cr: de 1 hasta 2%; y  
 Cu: de 1 hasta 2%.
11. Hierro de fundición austenítico según una de las reivindicaciones 1 a 10, en que la proporción esferoidizada de dicho grafito que cristaliza o precipita en dicha base es del 70% o más, y/o en que dicho grafito que cristaliza o precipita tiene partículas en una cantidad de 100 piezas/mm<sup>2</sup>, partículas cuyo diámetro es de 5 µm o más y que se encuentran en una sección del producto de fundición cuyo grosor de pared es de 5 mm o menos; y/o en que dicha base comprende una fase única de austenita.
- 60 12. Un proceso de elaboración de productos de fundición austenítica caracterizado porque comprende:  
 una etapa de preparación de metal fundido con el intervalo de composición antes citado en una de las reivindicaciones 1 a 10;  
 una etapa de vaciado del metal fundido en un molde de colada; y  
 una etapa de solidificación, enfriando el metal fundido vaciado en el molde de colada;  
 65 con el cual puede obtenerse un producto de colada que comprende el hierro de fundición austenítico según la reivindicación 11.

13. Un proceso de elaboración de productos de fundición austenítica caracterizado porque comprende:  
una etapa de preparación de metal fundido exento de modificadores, que comprende un metal fundido con el  
intervalo de composición establecido en cualquiera de las reivindicaciones 1 hasta 10;  
5 una etapa de adición de un agente auxiliar que incluye al menos una sustancia seleccionada del grupo  
constituido por agentes inoculantes que nuclean el grafito y por agentes esferoidizantes que facilitan la  
esferoidización del grafito, los cuales se incorporan directa o indirectamente al metal fundido exento de  
modificadores;  
una etapa de vaciado de un metal fundido en un molde de colada tras la adición del agente auxiliar o durante  
10 la etapa de adición del mismo; y  
una etapa de solidificación por enfriamiento del metal fundido que ha sido vaciado en el molde de colada;  
con lo cual se puede obtener un producto de colada del hierro de fundición austenítico según la reivindicación  
11, en el cual el grafito sustancialmente esferoidal cristaliza o precipita dentro de la base resultante.
- 15 14. Hierro de fundición austenítico, caracterizado porque el producto de fundición austenítica se puede obtener  
mediante el proceso de elaboración expuesto en la reivindicación 12 o 13.
- 20 15. Pieza componente de un sistema de descarga de gases, caracterizada porque se puede obtener mediante el  
proceso de elaboración expuesto en la reivindicación 12 o 13.

Fig.1

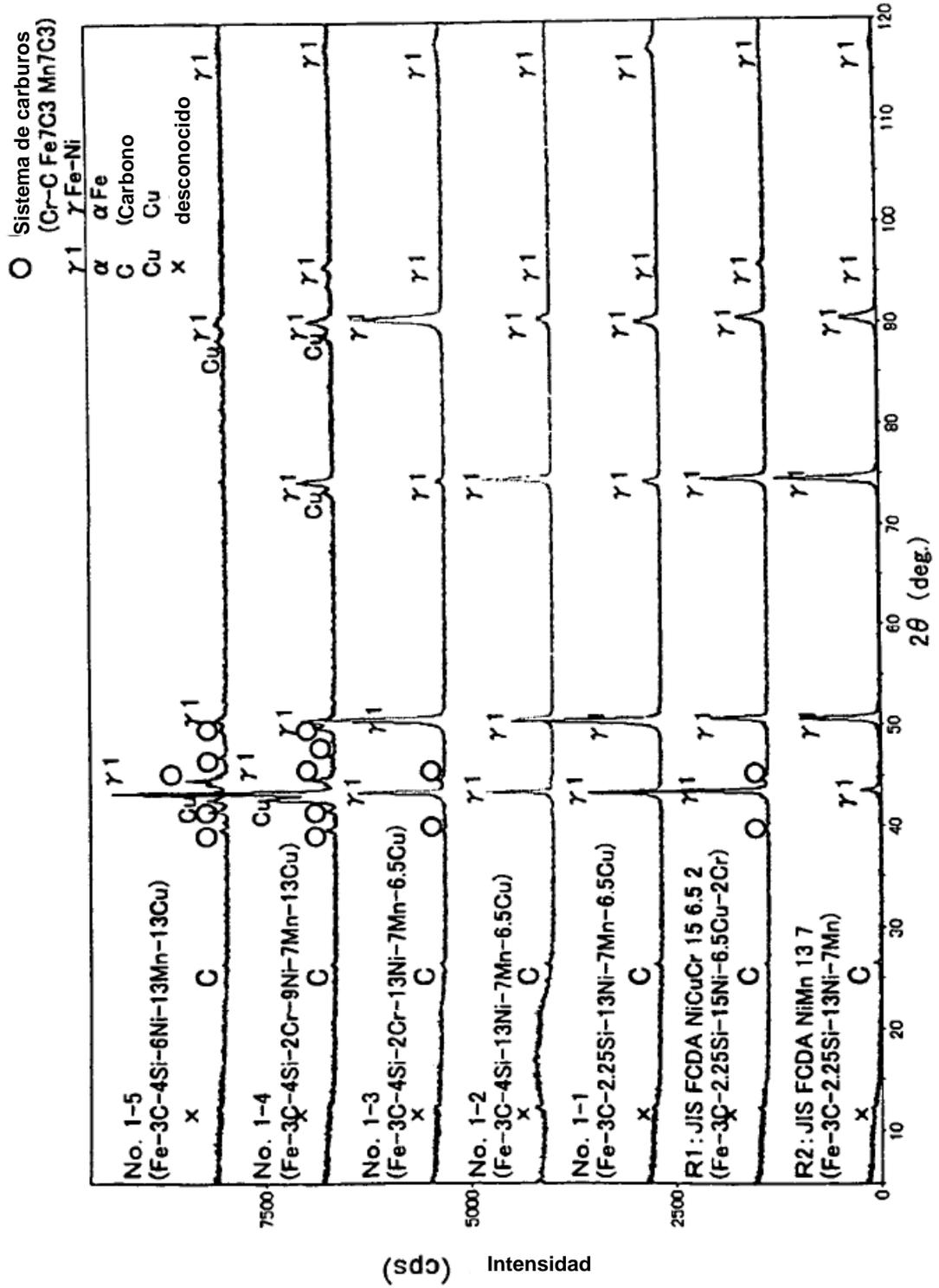


Fig.2

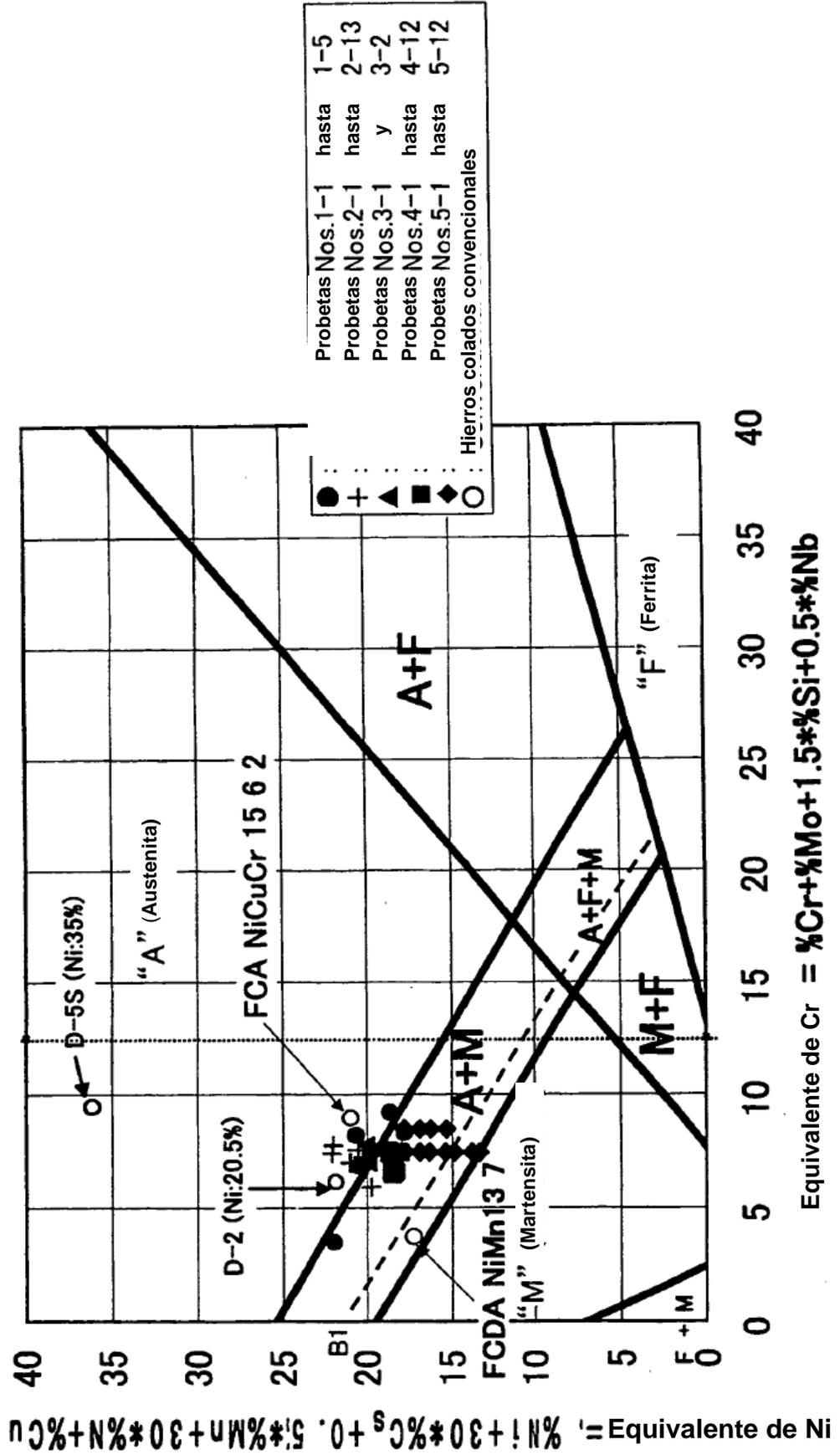


Fig.3

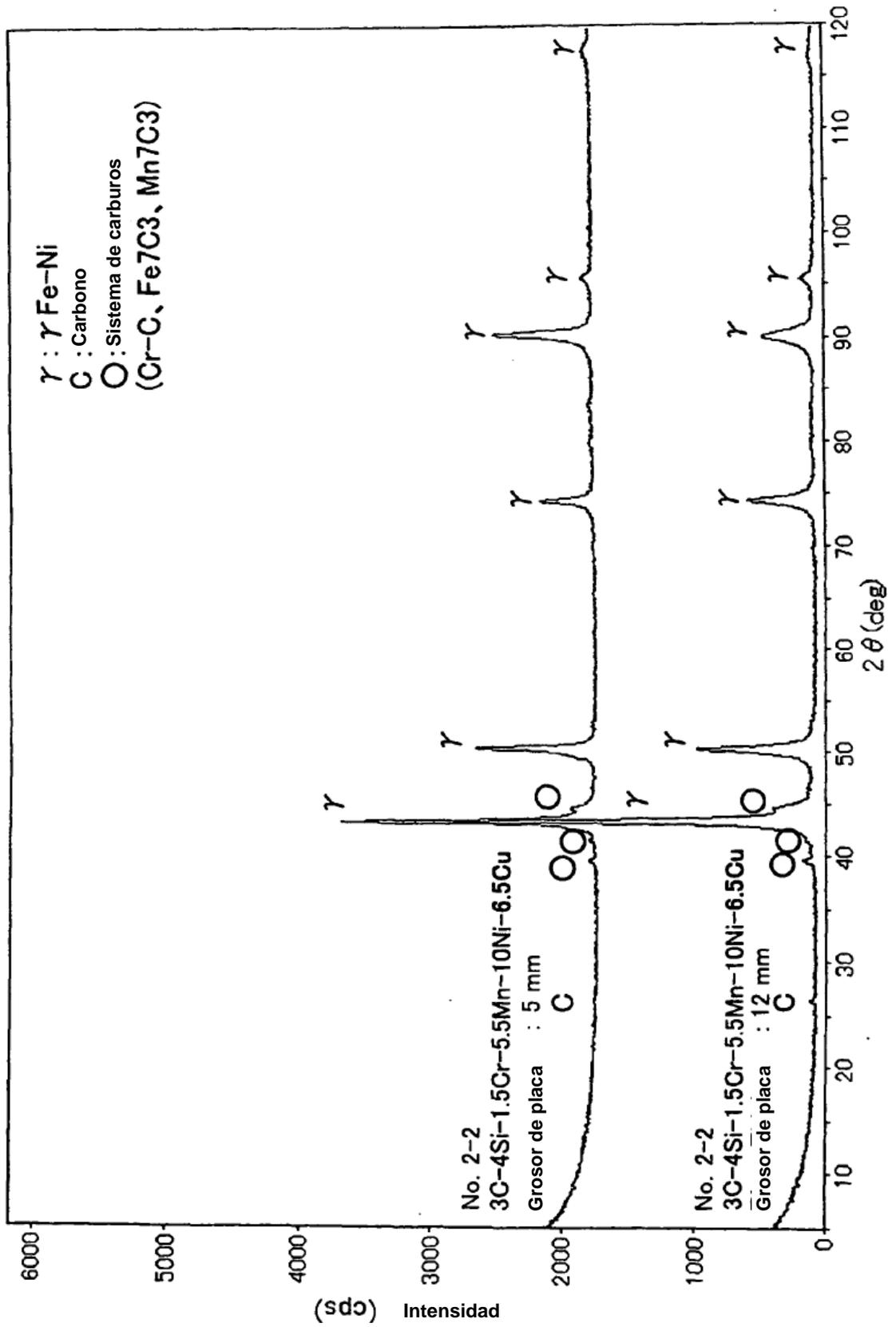
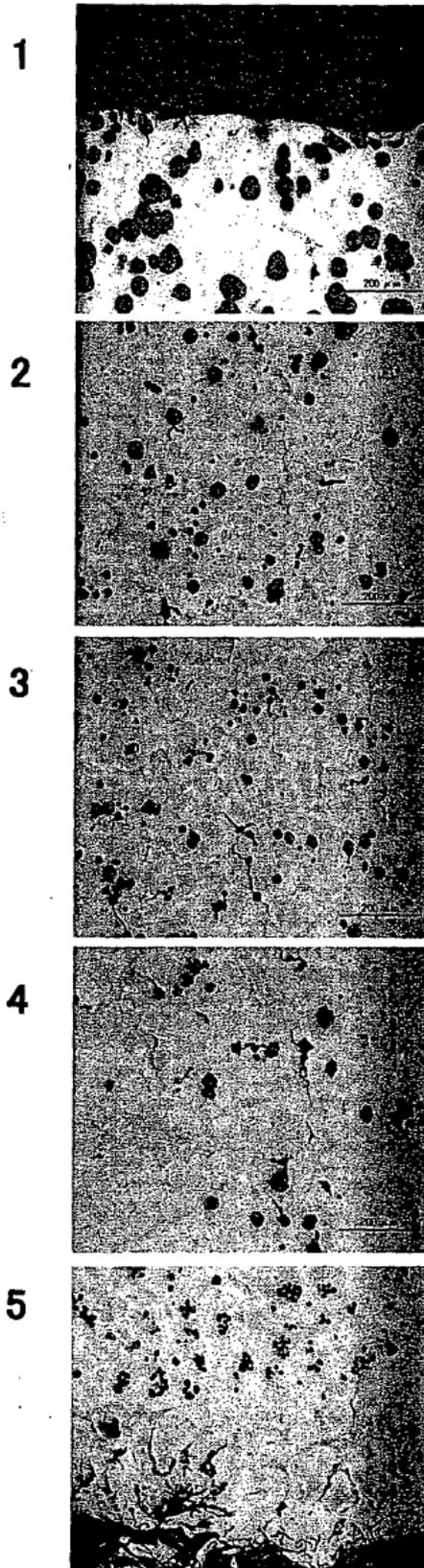
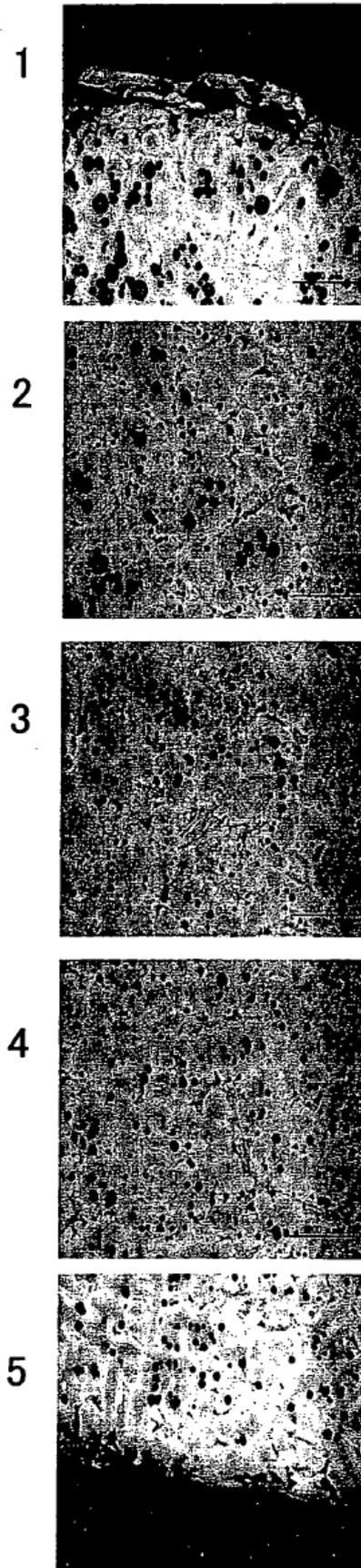


Fig.4A



No. 3-1  
(Situación a 25 mm)

Fig.4B



**No.3-2**  
(Situación a 25 mm)

Fig.5

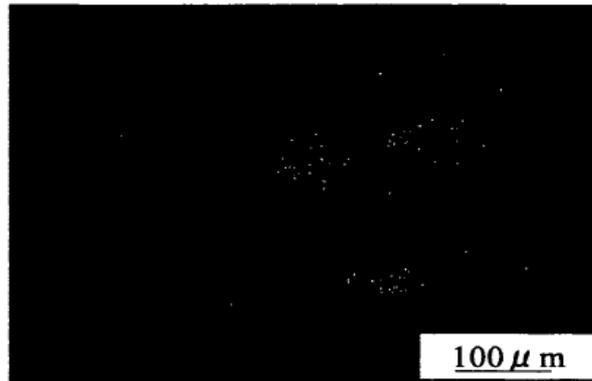
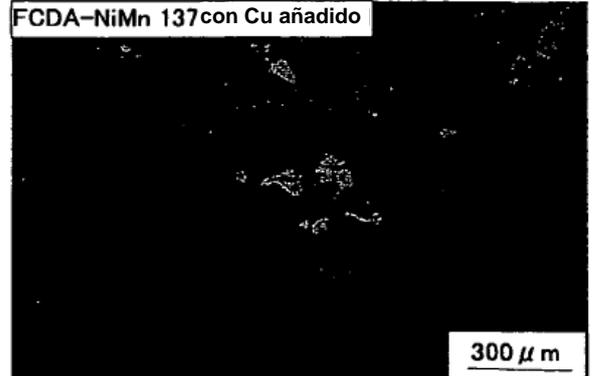
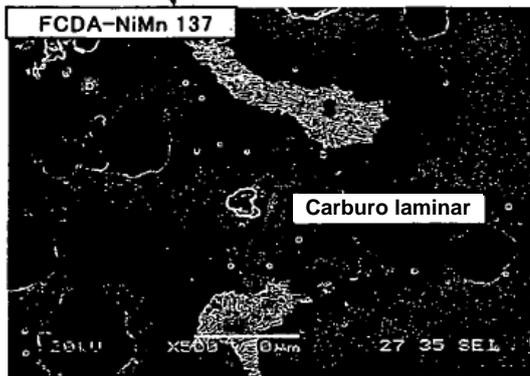
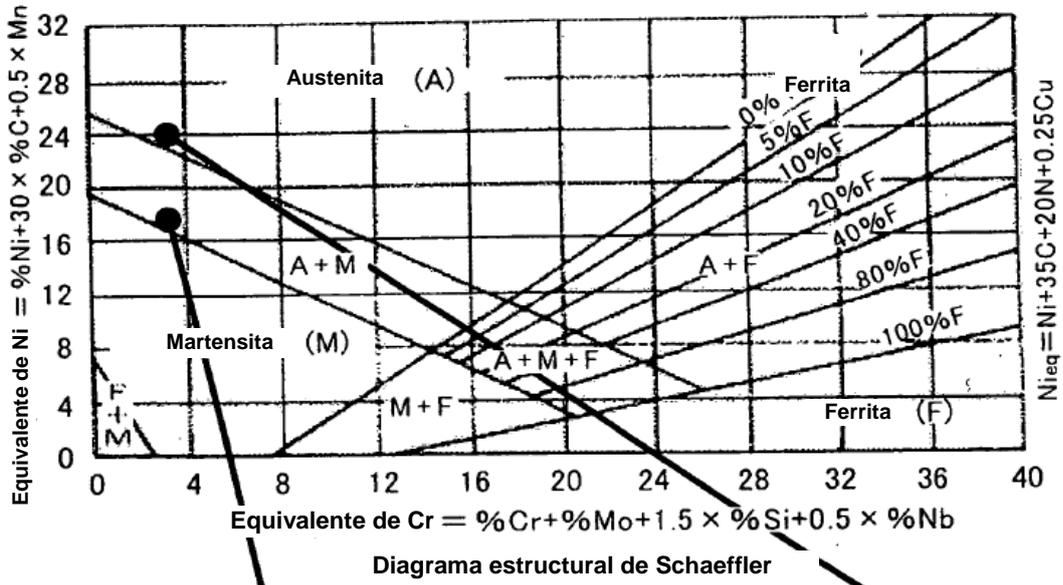


Fig.6

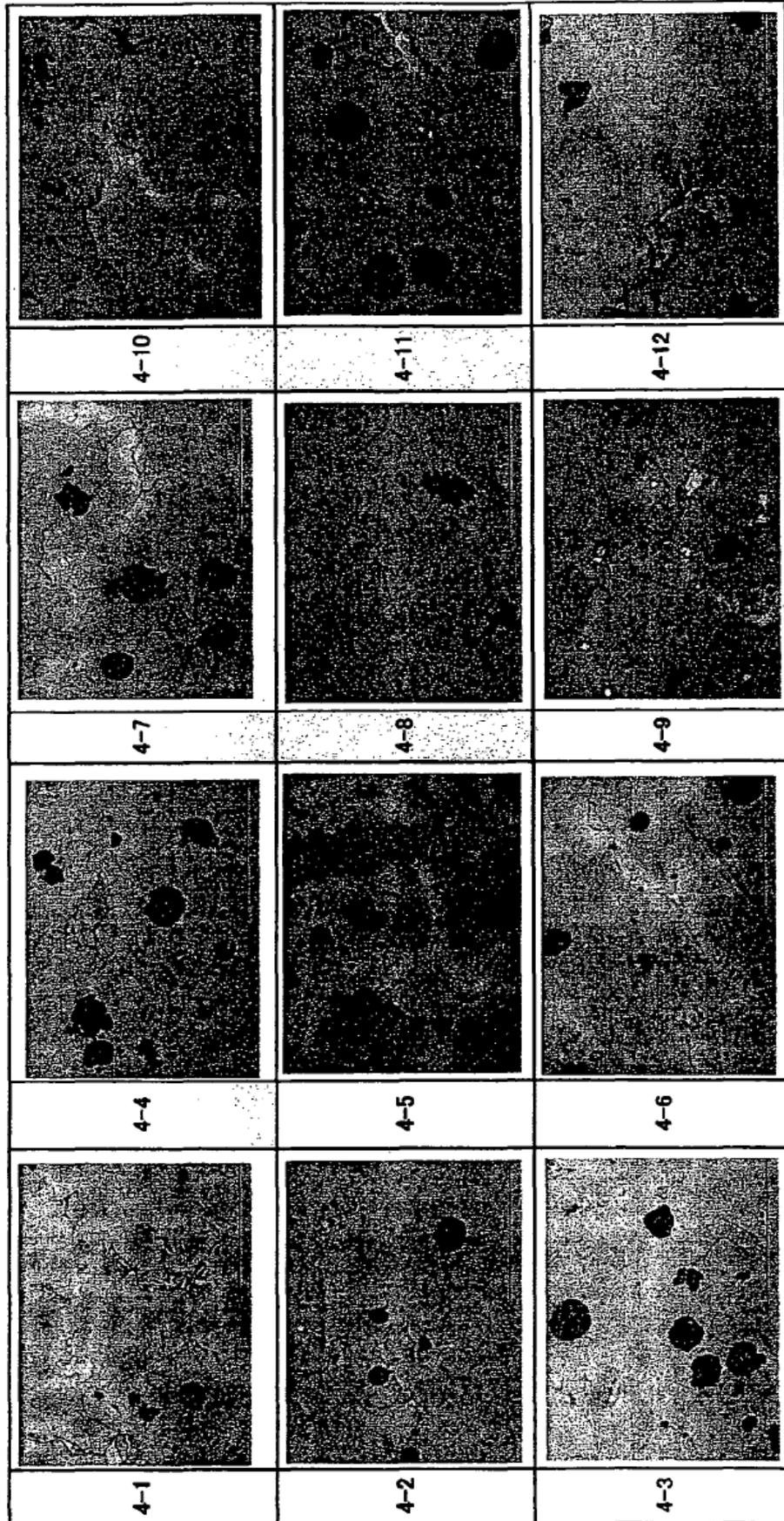


Fig.7

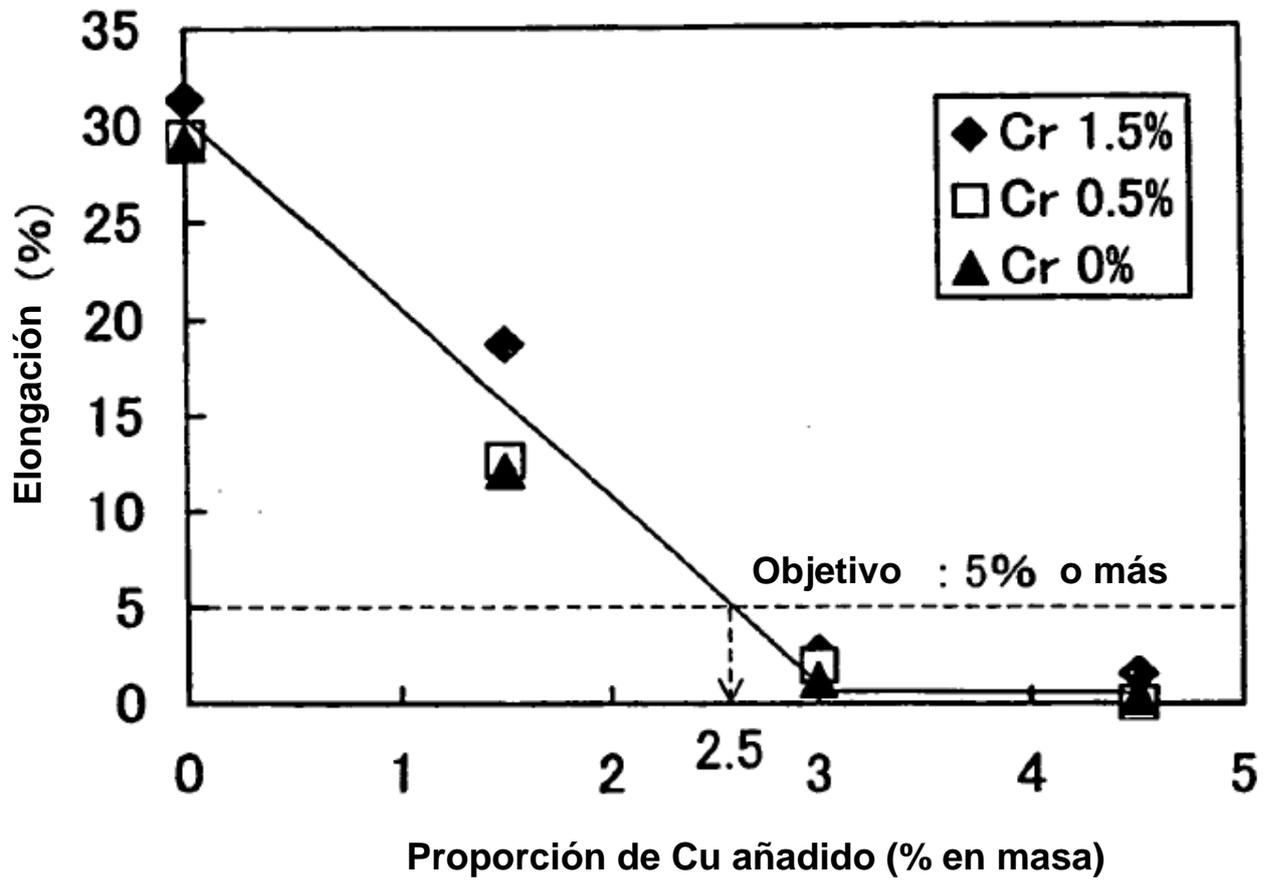


Fig.8

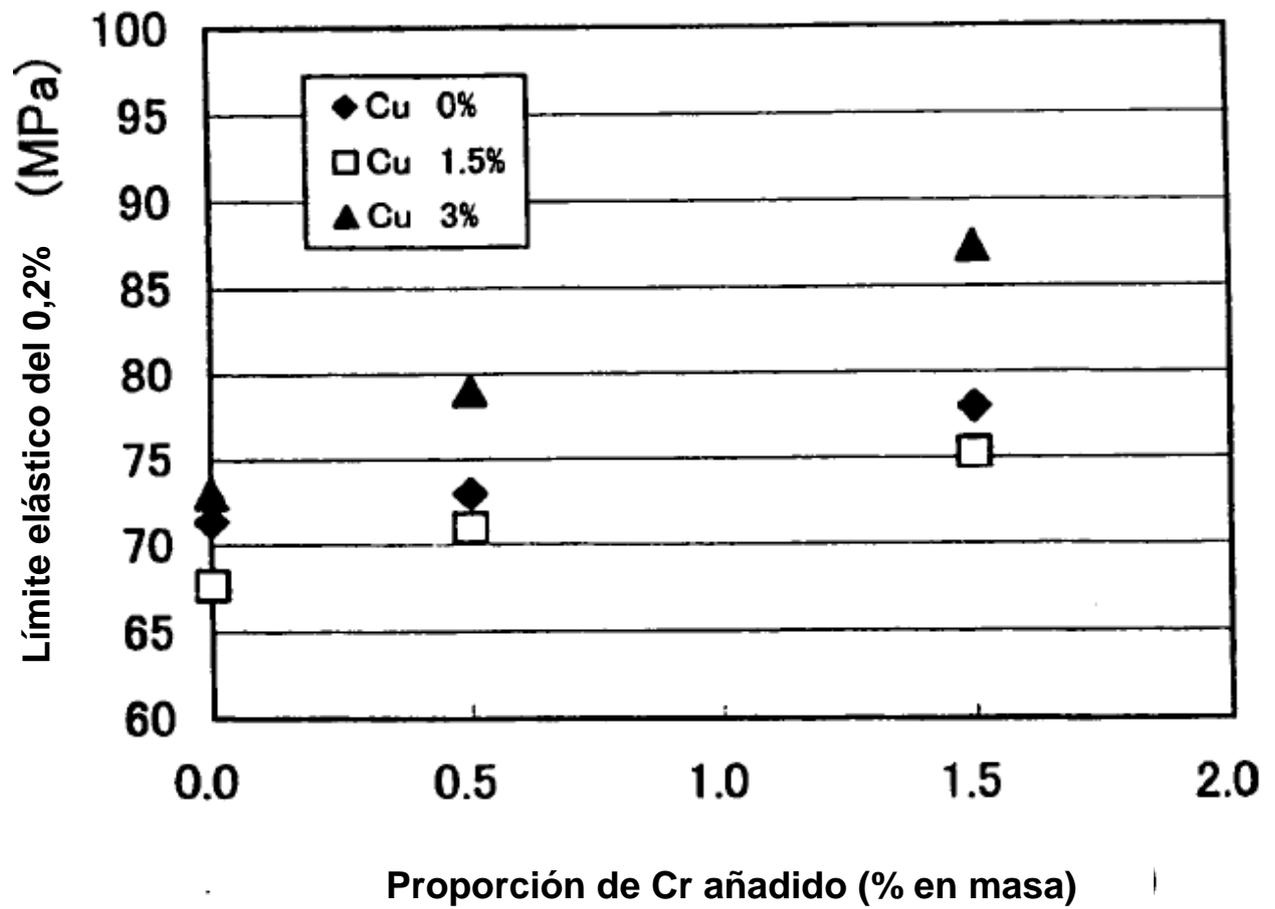


Fig.9

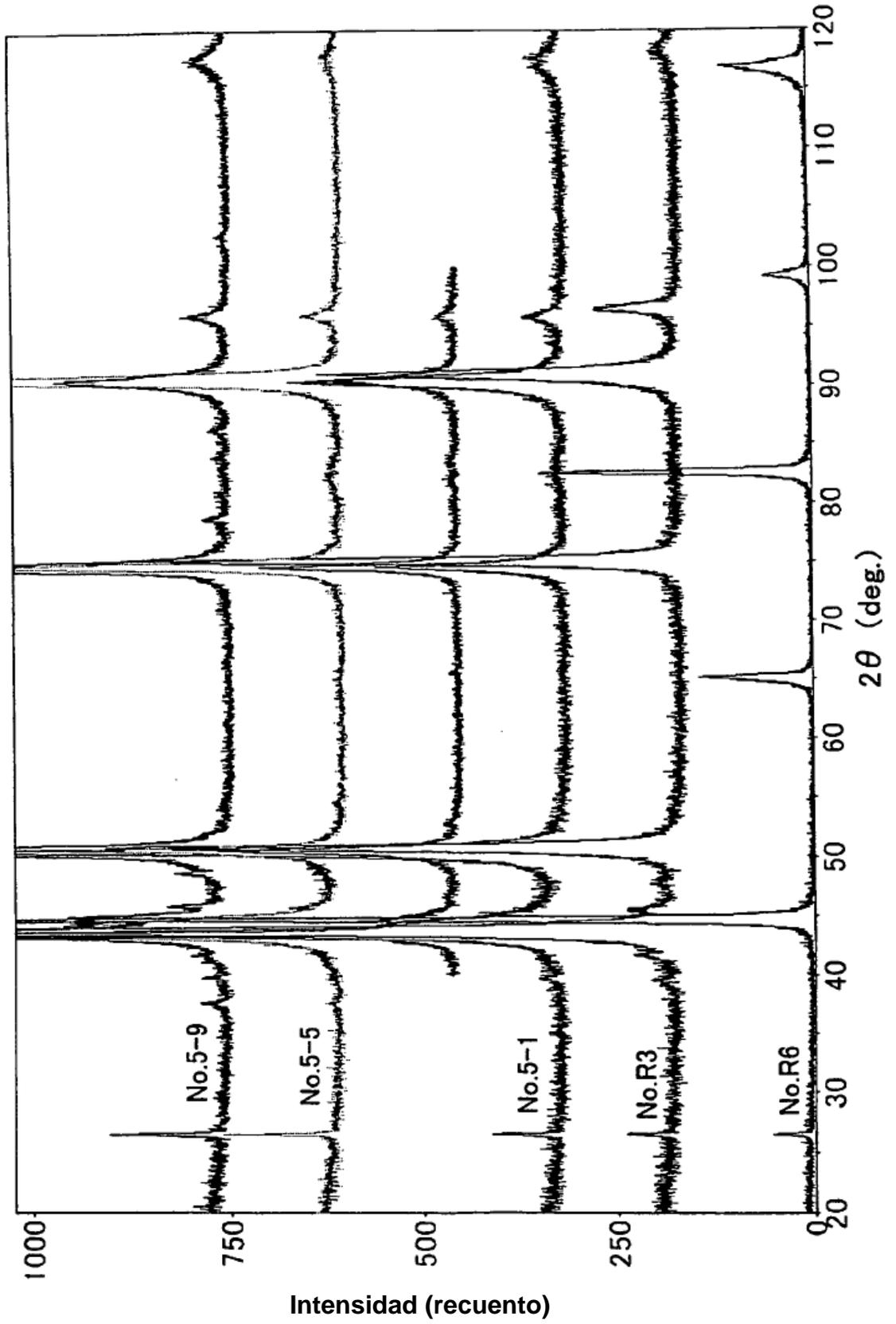


Fig.10

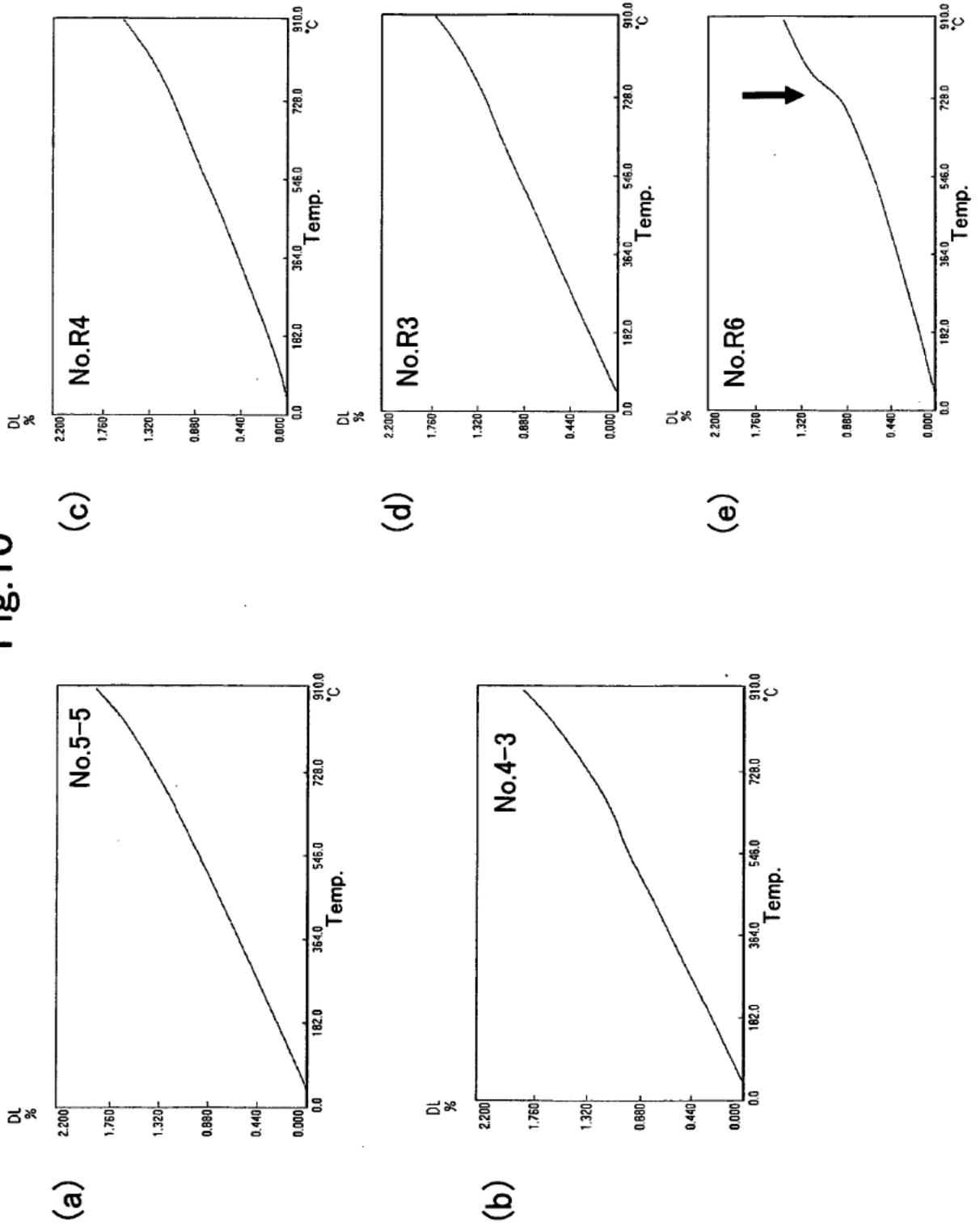


Fig.11

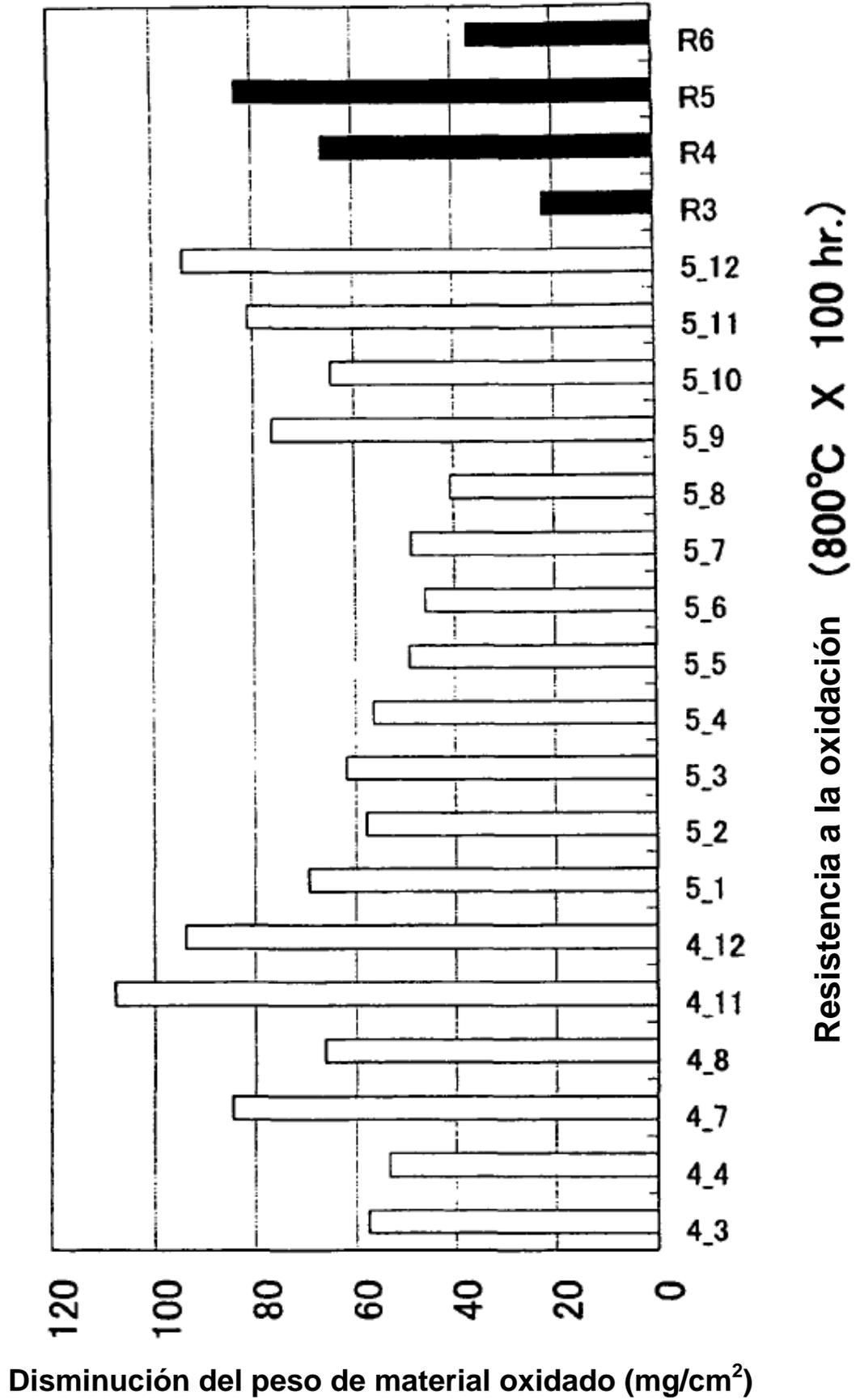


Fig.12

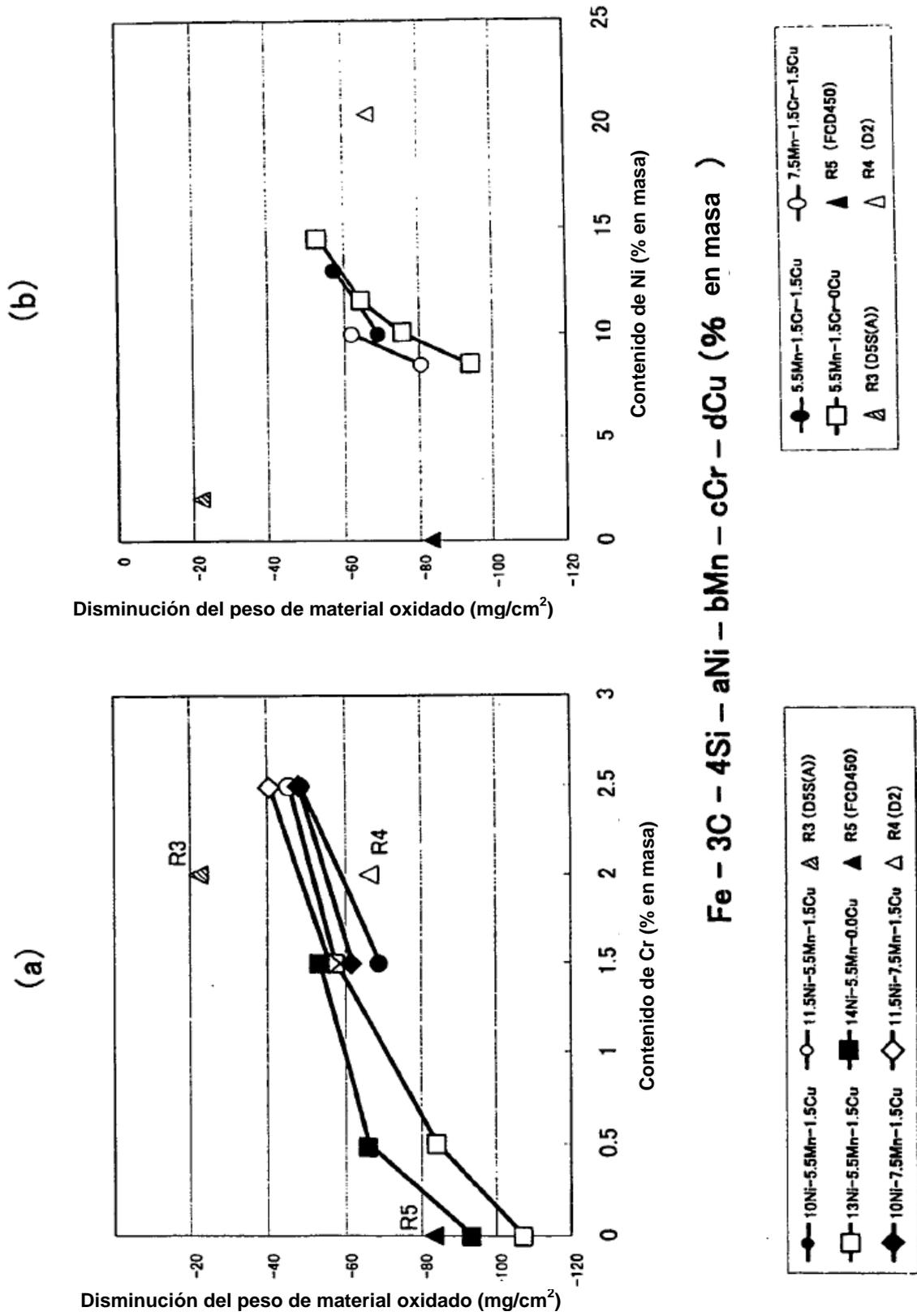


Fig.13

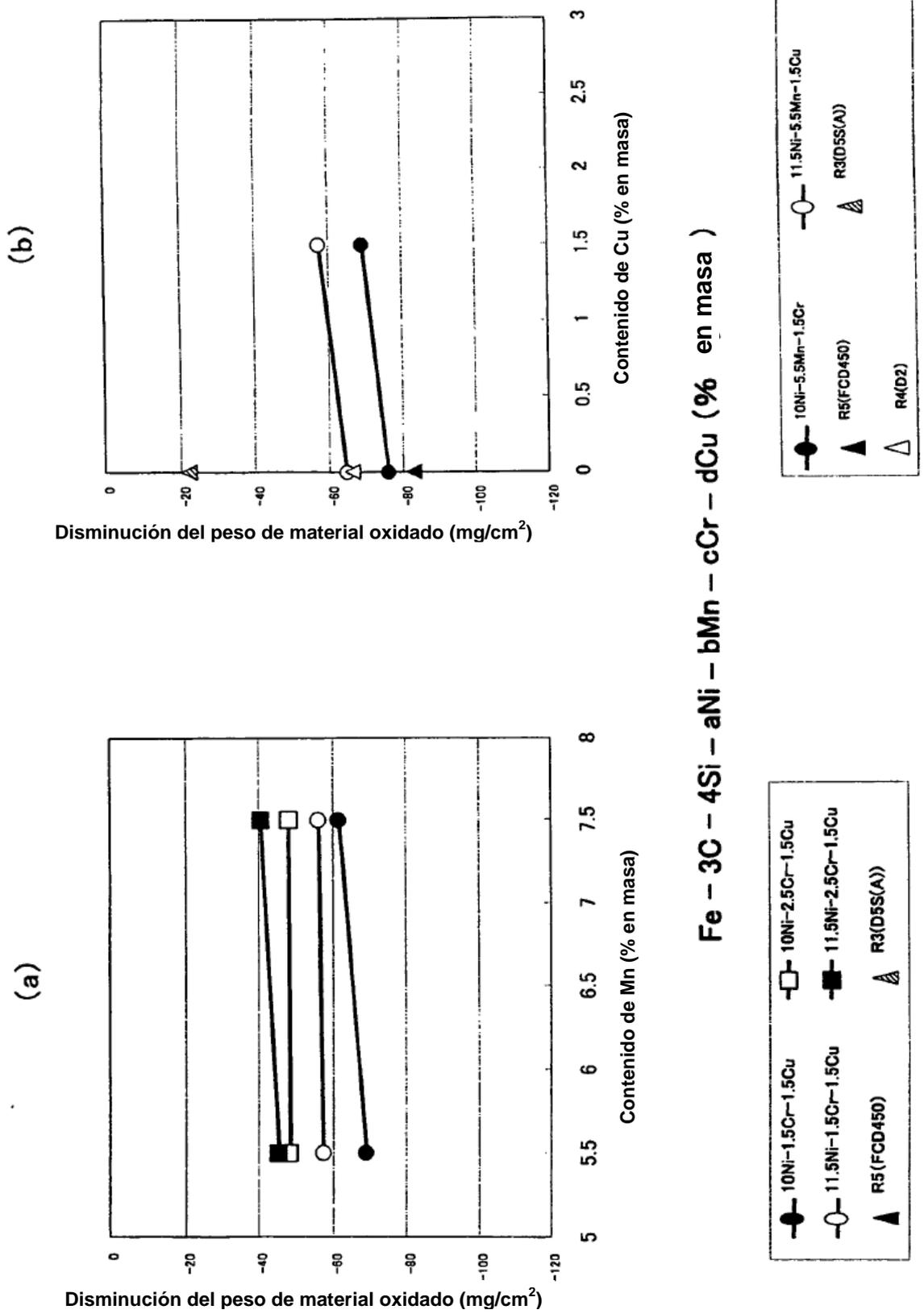


Fig.14

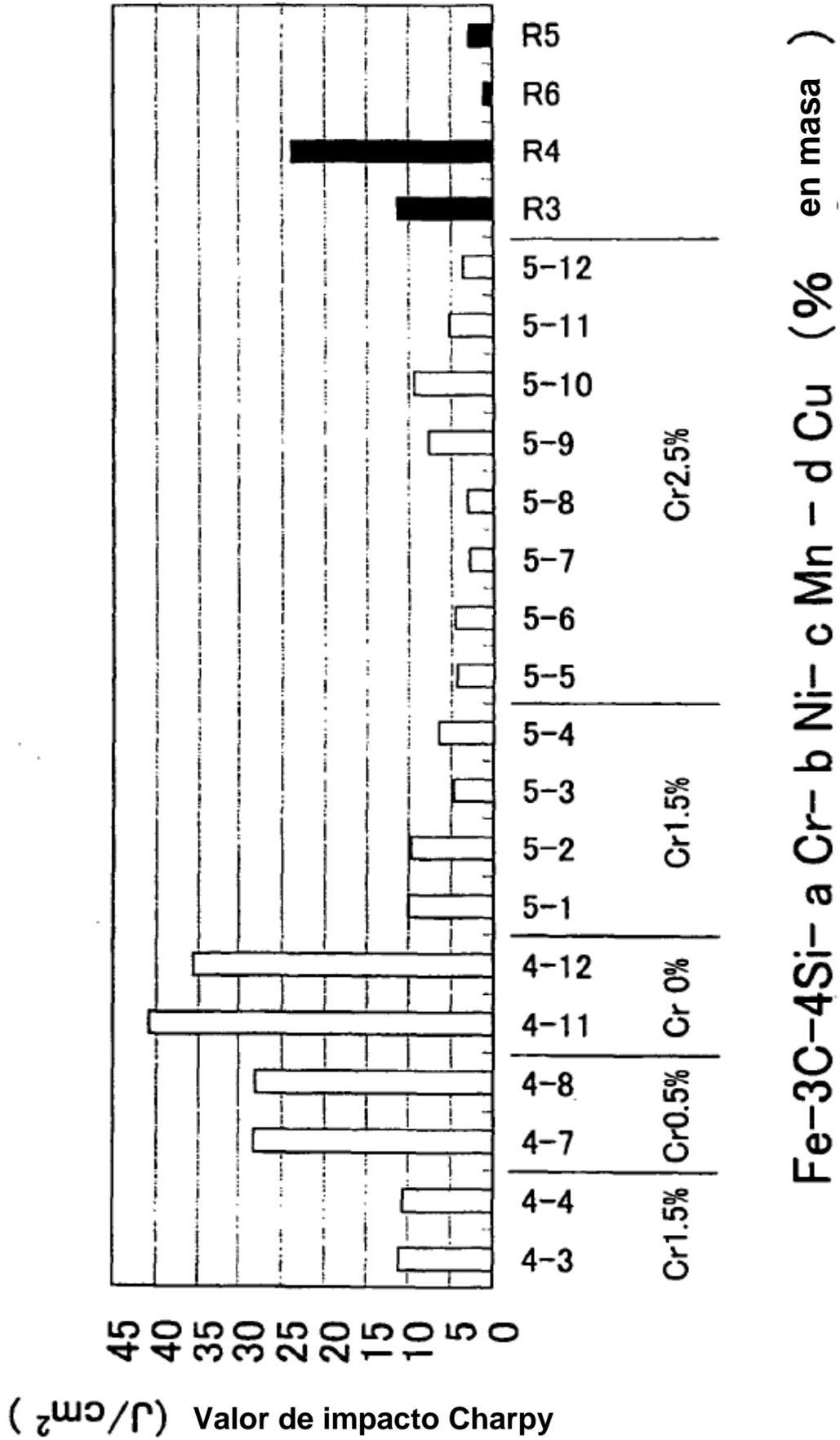


Fig.15

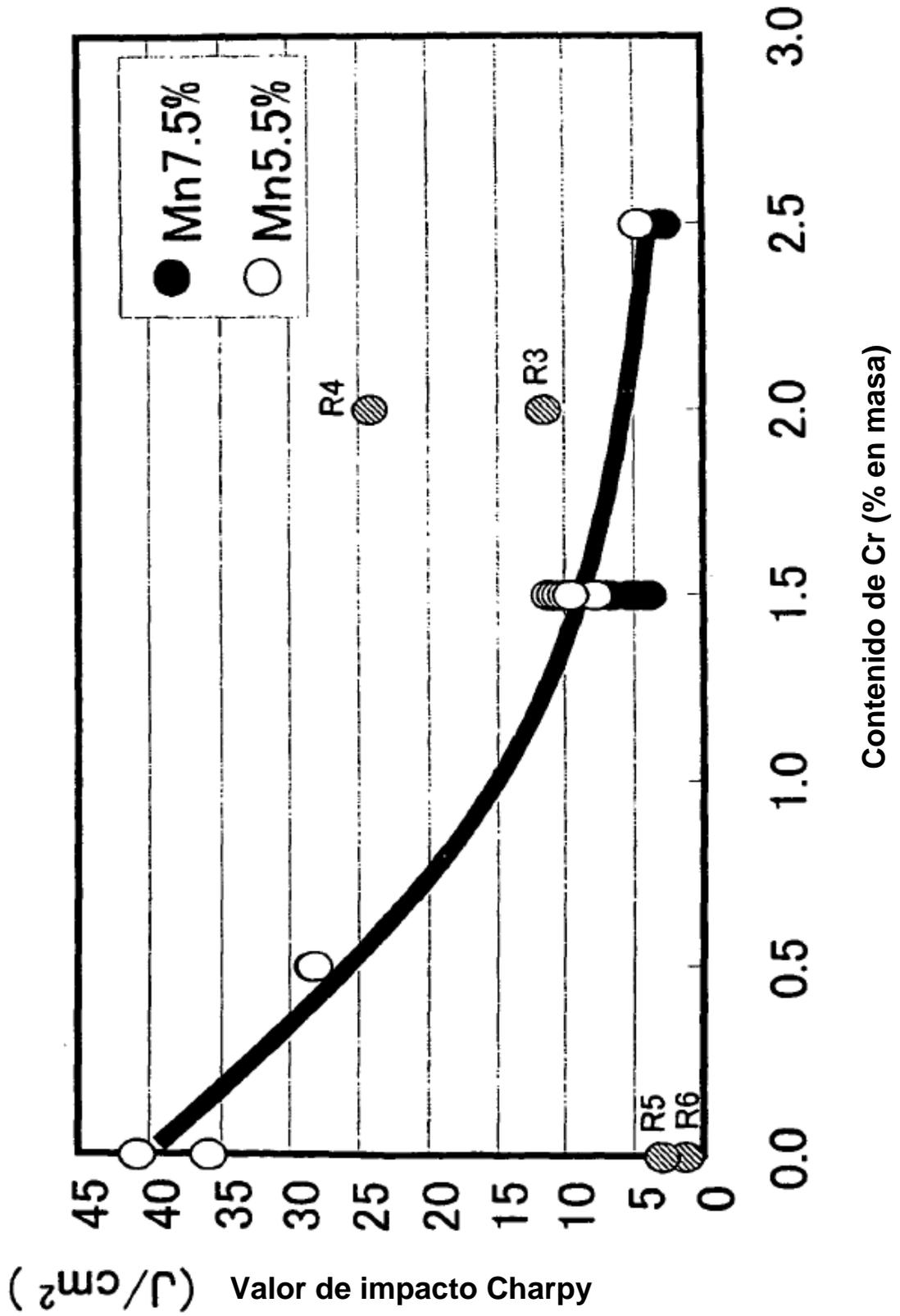


Fig.16

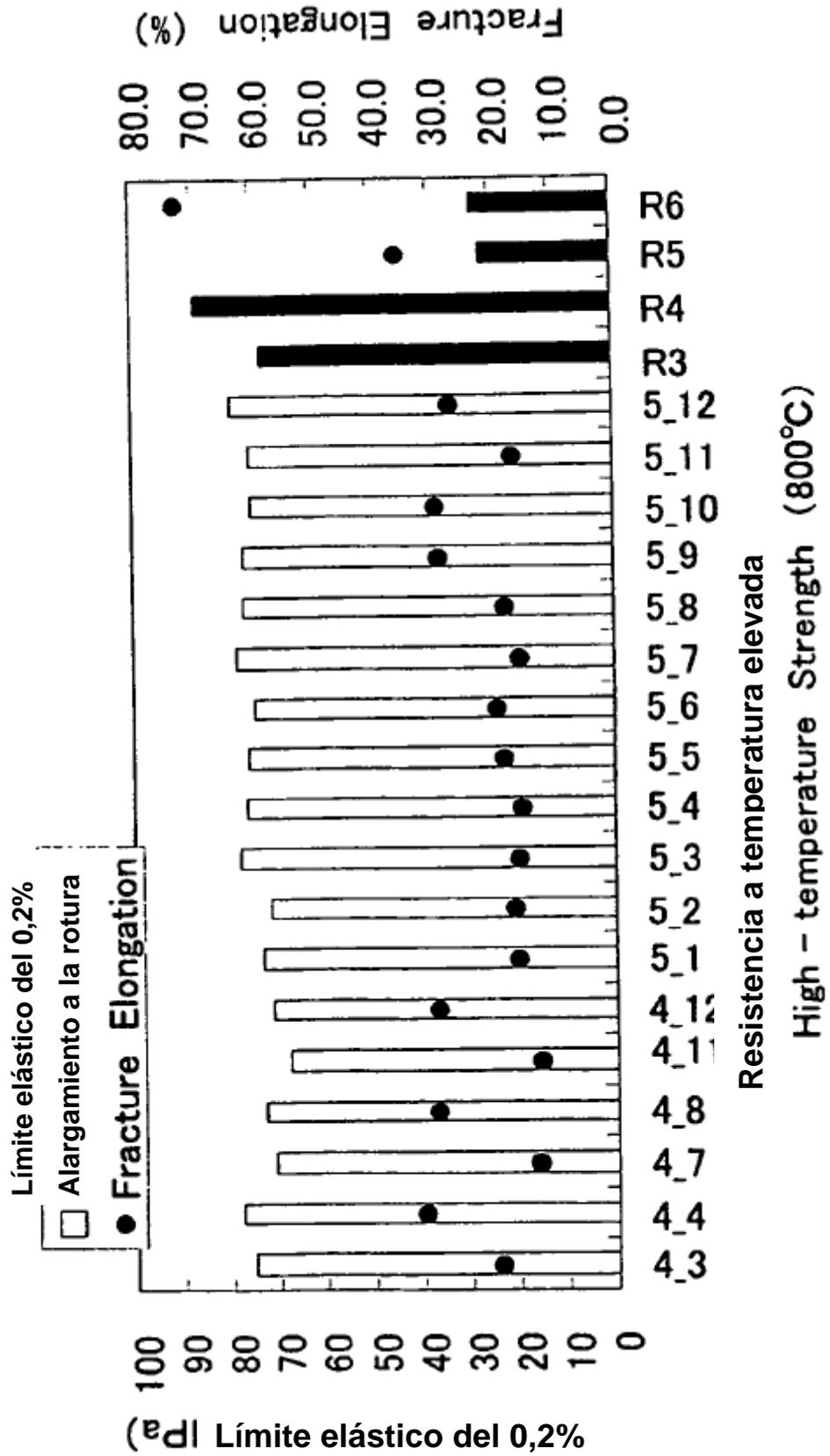
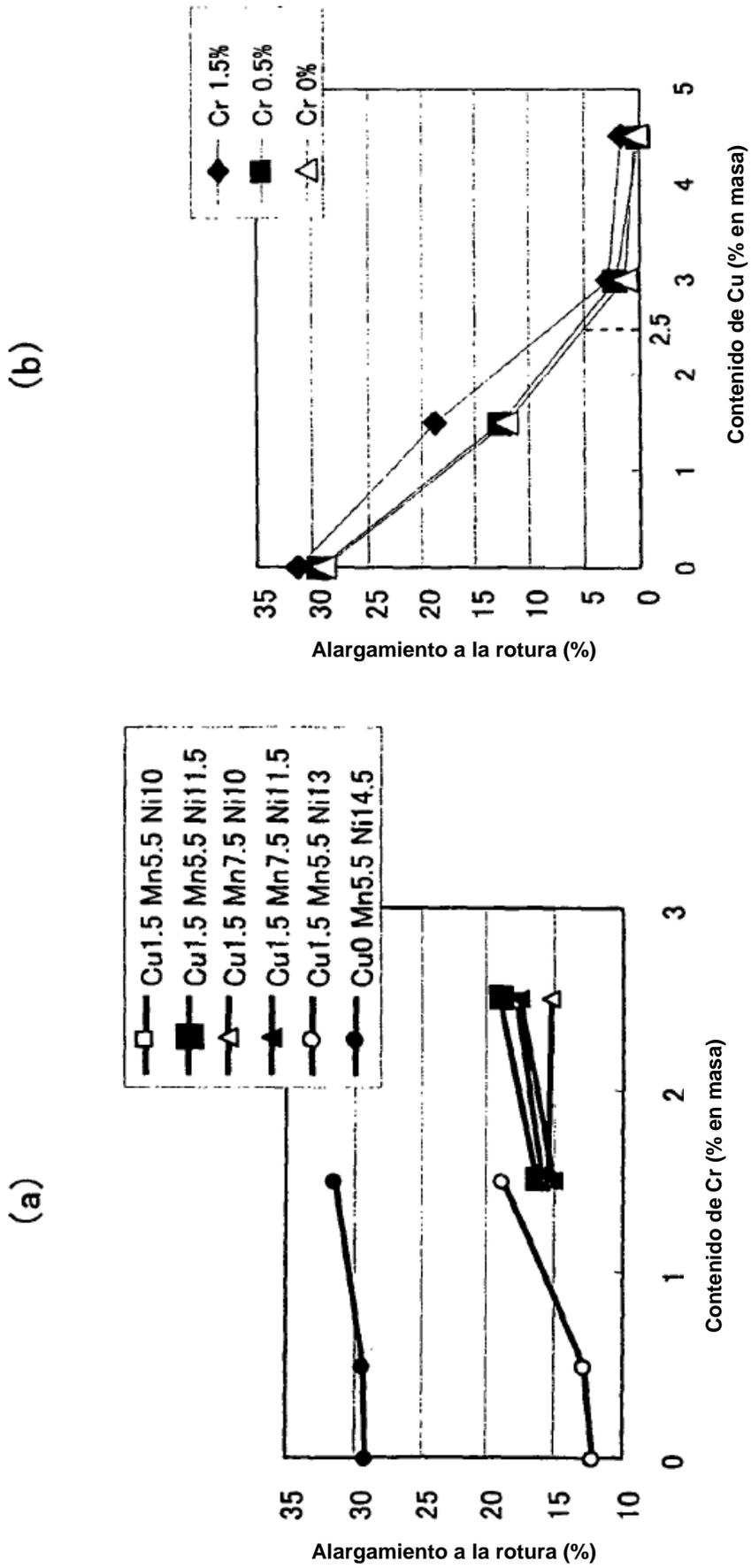


Fig.17



Fe-3C-4Si-aCr-bNi-cMn-dCu ( % en masa )

Fig.18

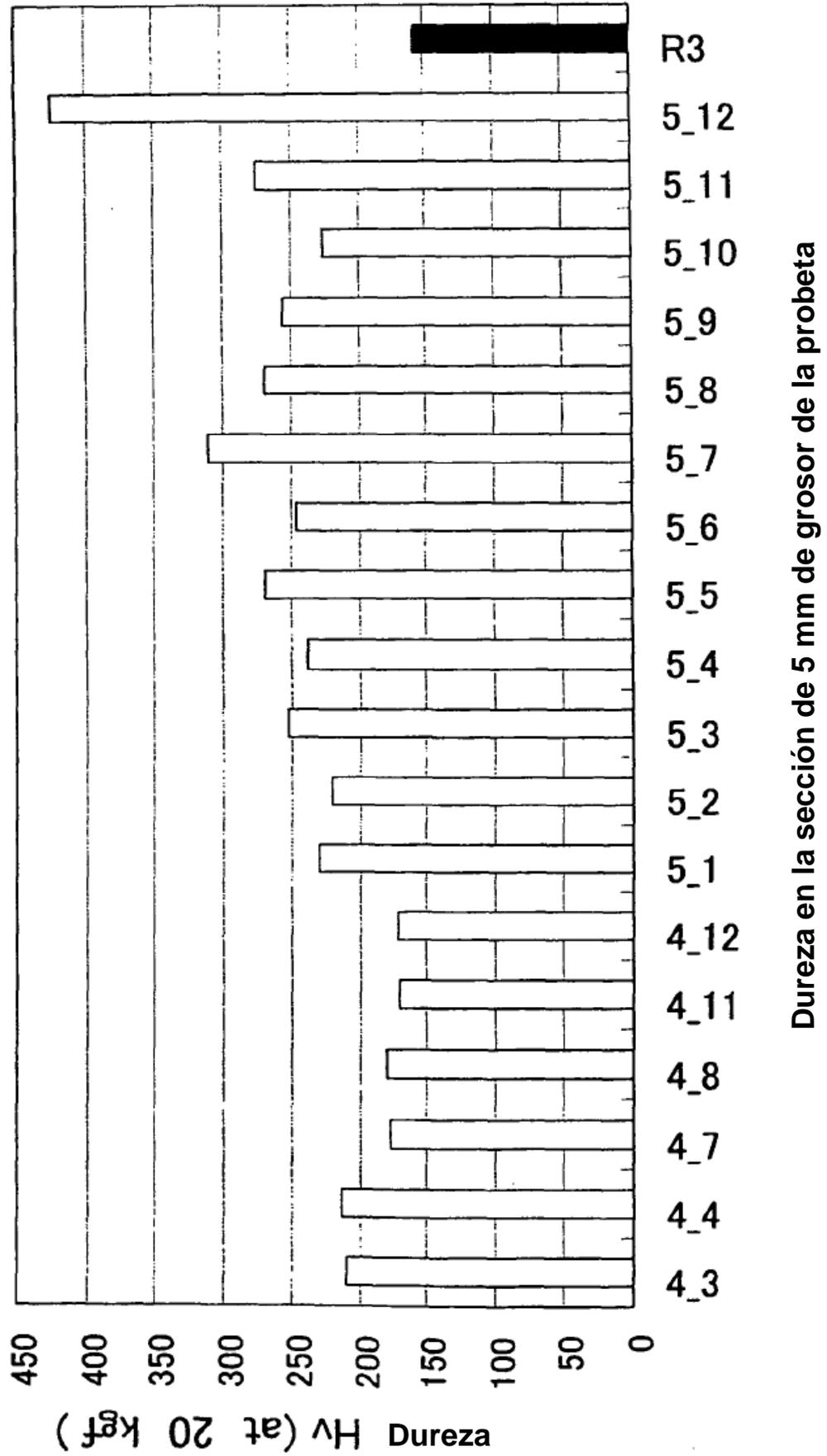
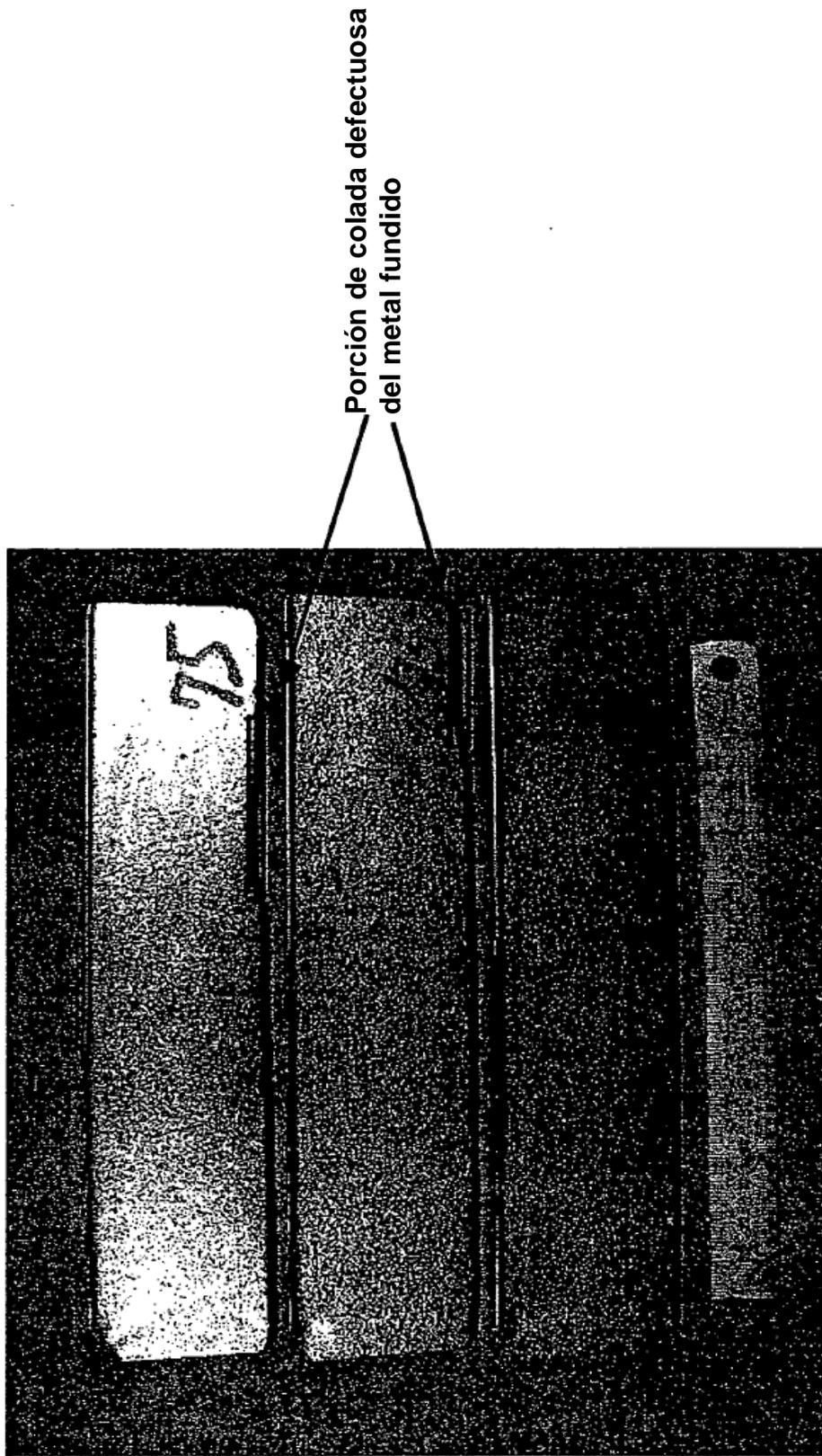
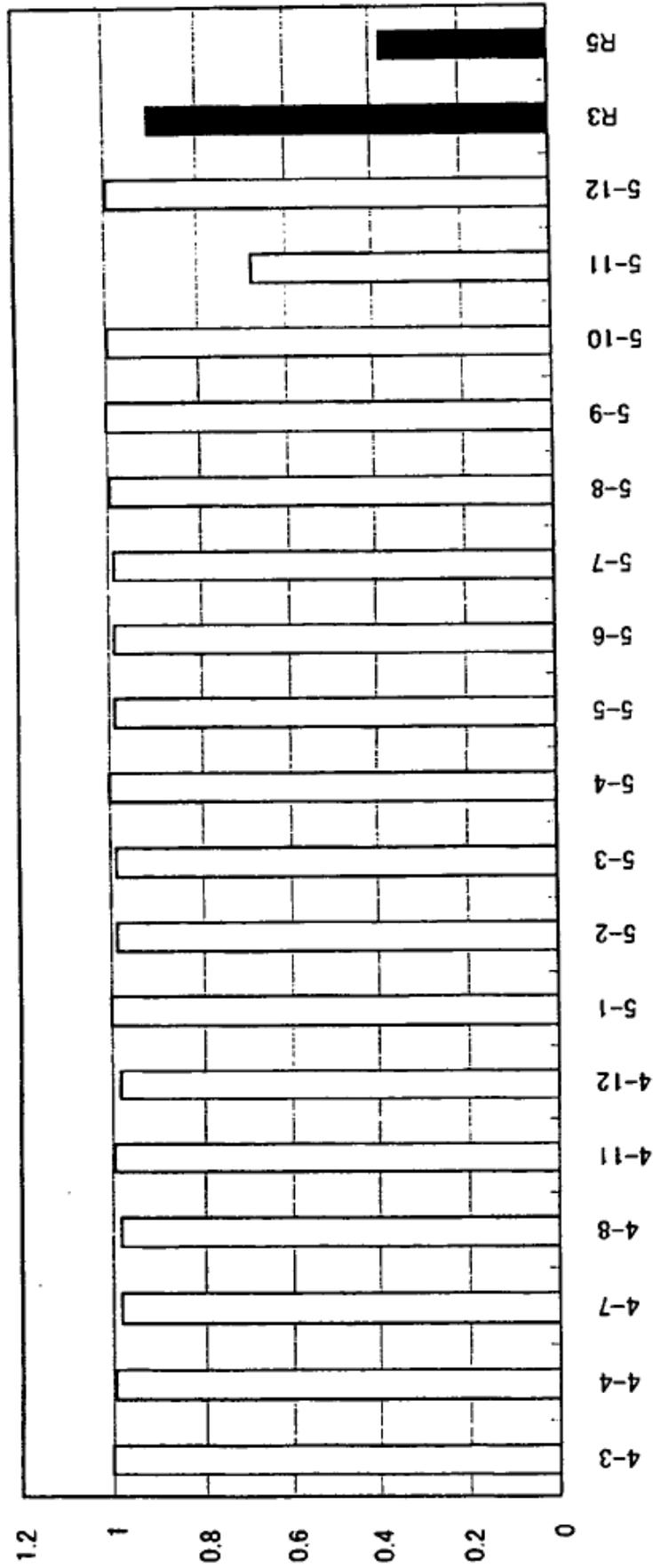


Fig.19



Probetas para la evaluación de la colada del metal fundido

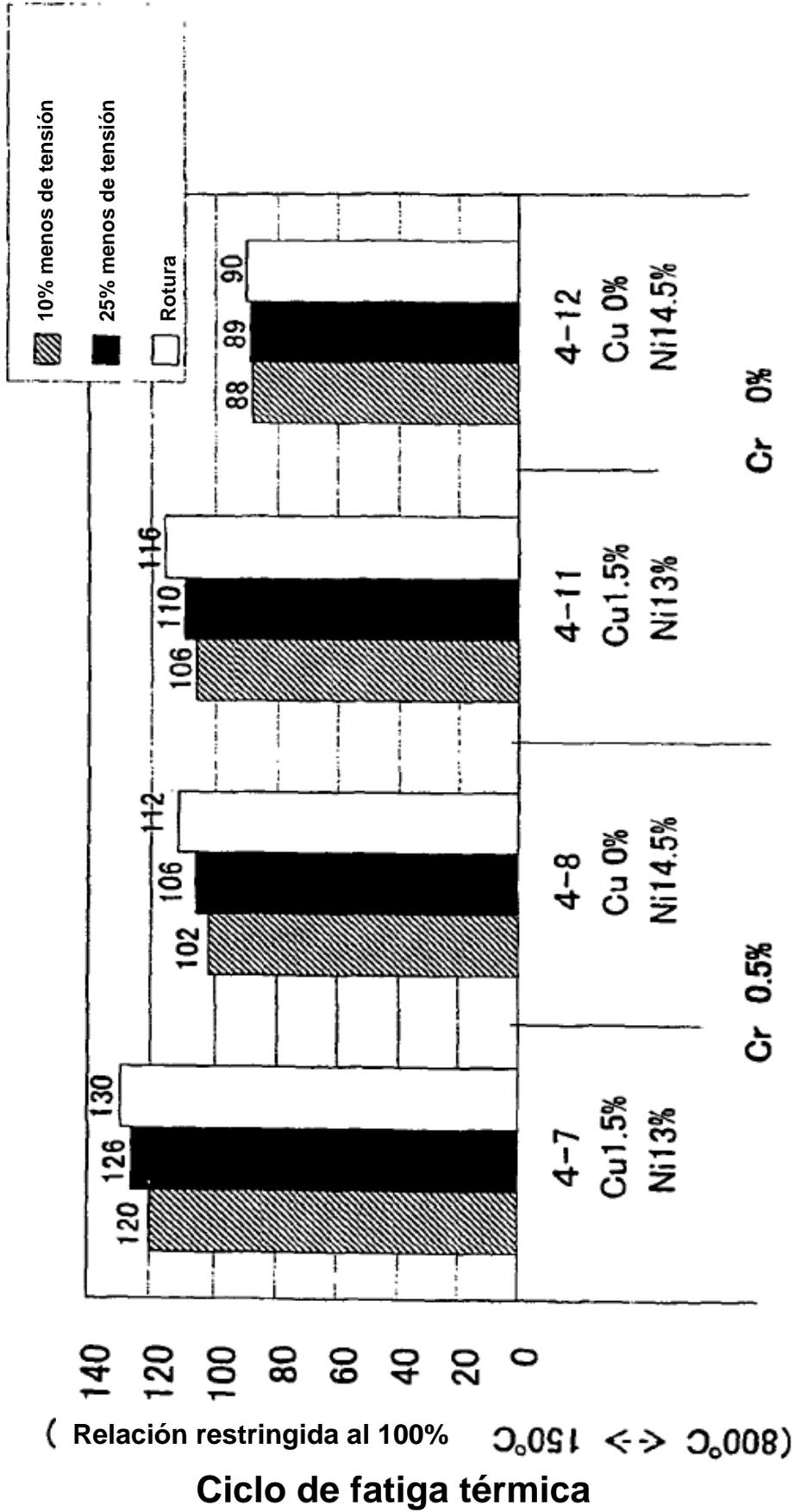
Fig.20



Evaluación de la colada de metal fundido

(Tomando la evaluación de las probetas Nos. 4-3, 5-1 & 5-9 como "1")

Fig.21



Fe-3C-4Si-5.5Mn-xNi-yCu-zCr ( % en masa )

Fig.22

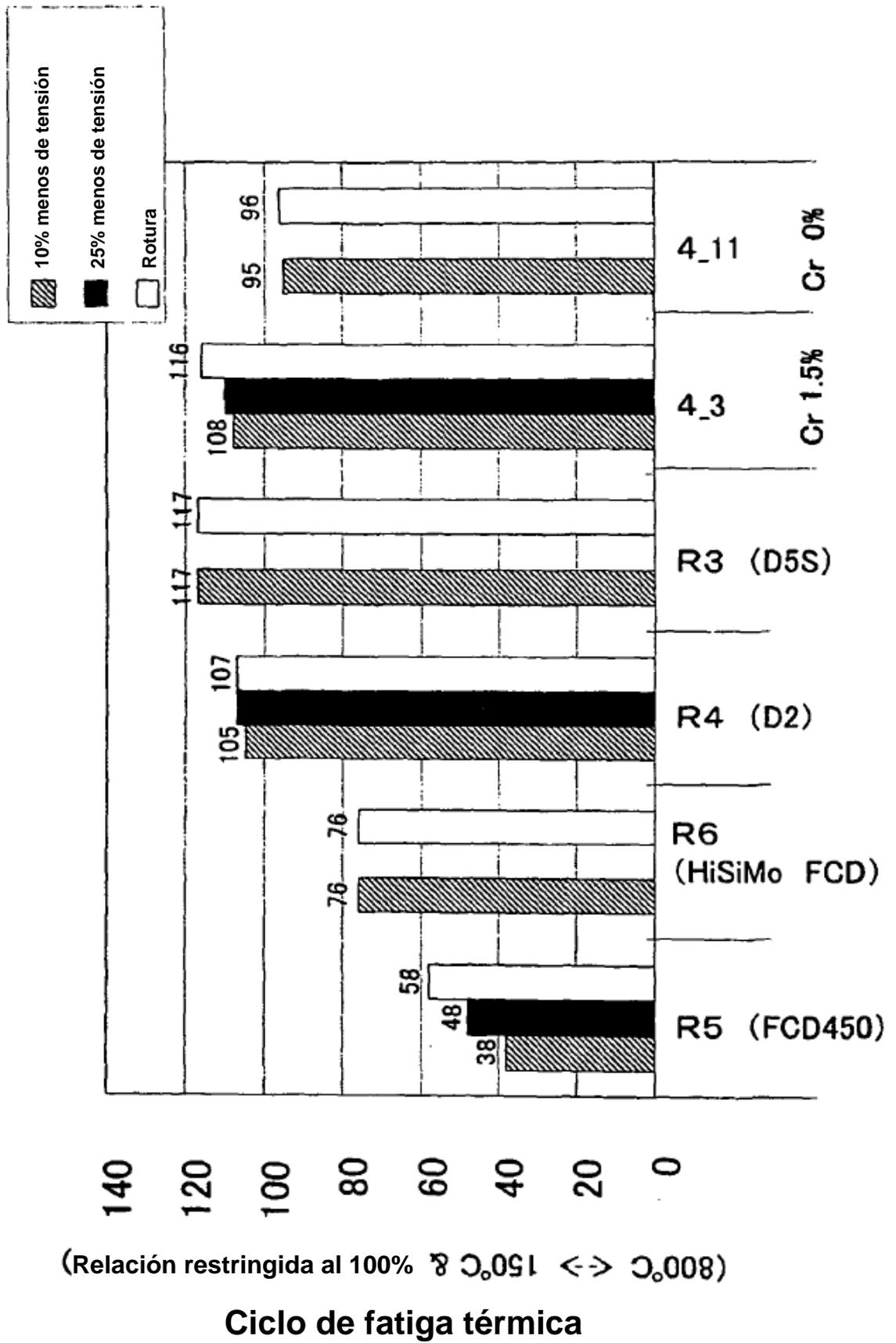


Fig.23

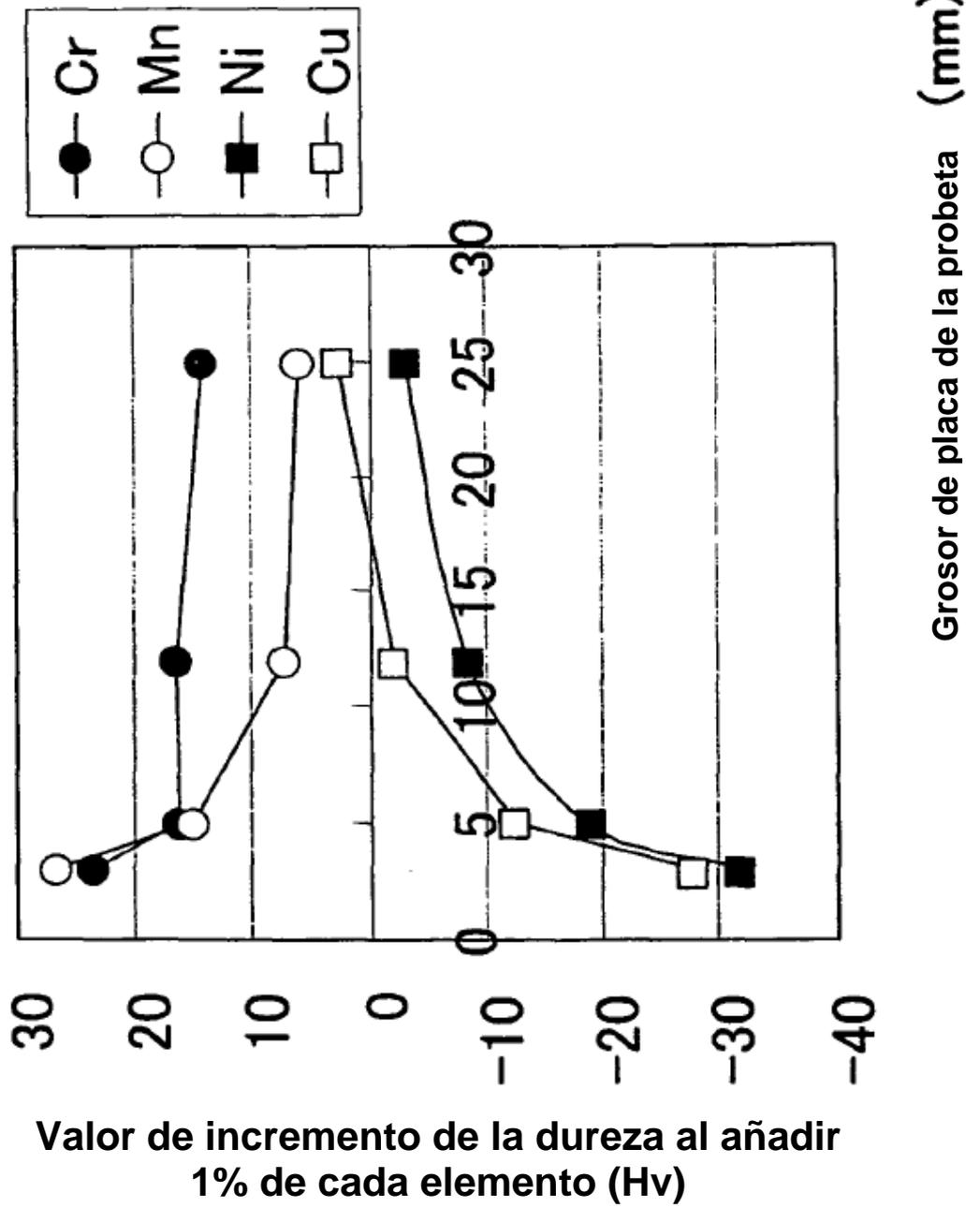
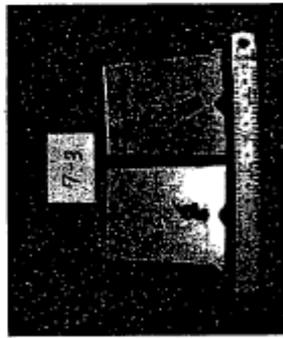


Fig.24



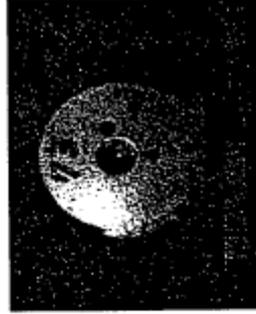
Evaluación de la  
contracción interna.  
Llenado con perdigones



Evaluación de la  
contracción externa.  
Llenado con perdigones



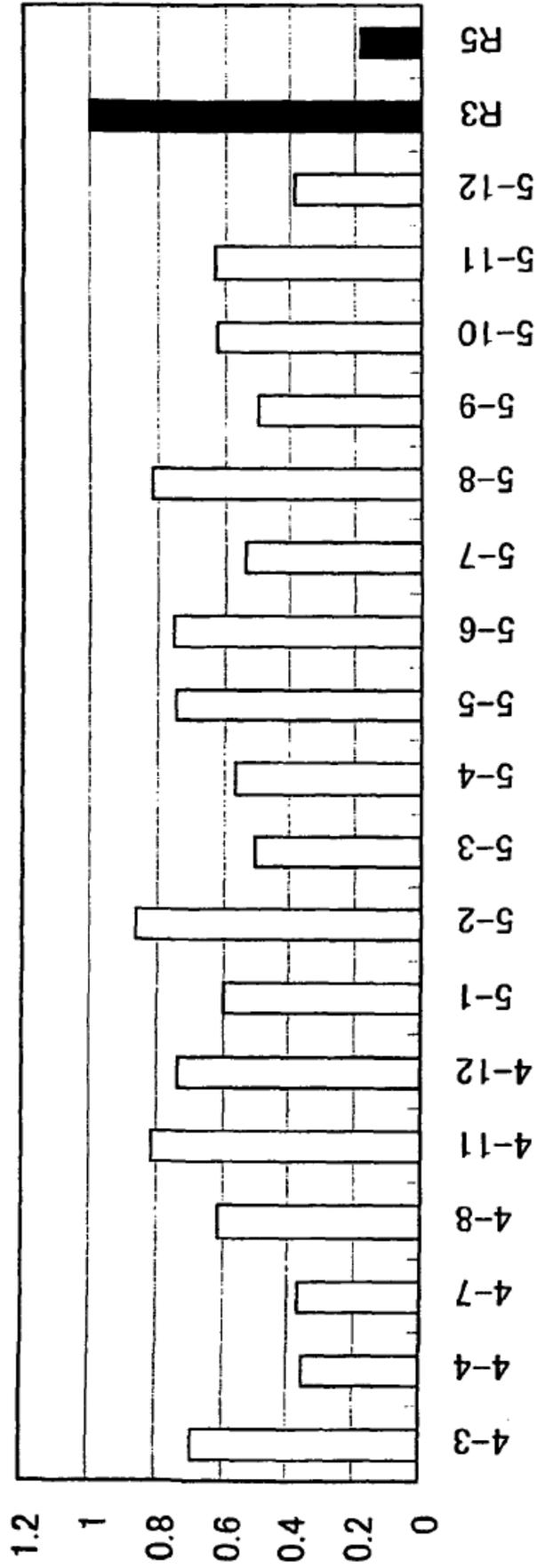
No hay cavidades de contracción en el corte de la parte central,  
al evaluar continuamente este sitio desde el exterior hacia el  
interior, como magnitud de contracción temporal



Probeta con la mínima  
cantidad de perdigones para  
contracción externa igual a 0

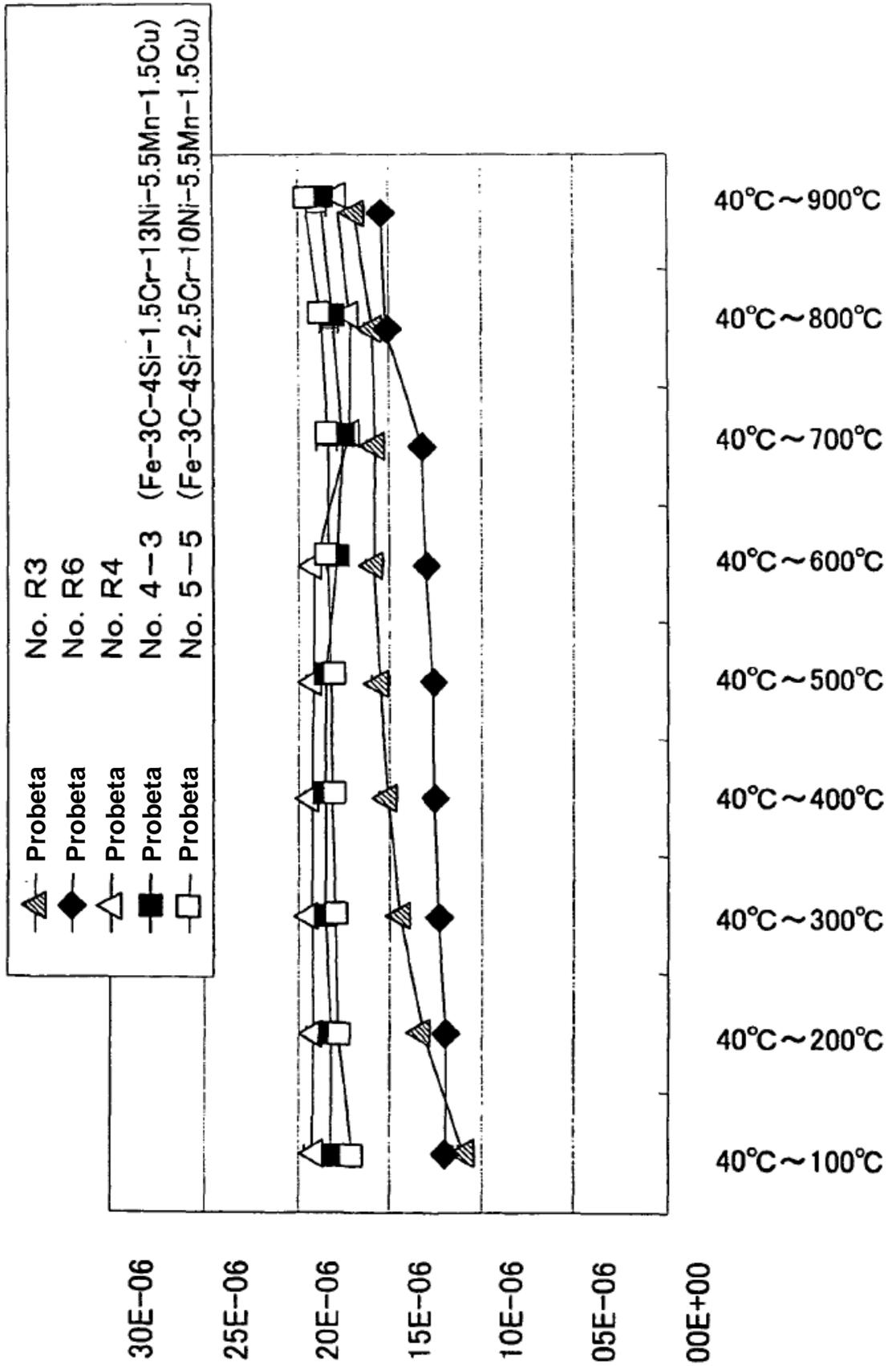
### Método de cuantificación de la magnitud de contracción

Fig.25



**Evaluación relativa de la magnitud de contracción**  
(tomando como "1" la magnitud de contracción de la probeta nº R3)

Fig.26



(Coef) Coeficiente medio de expansión lineal

Fig.27

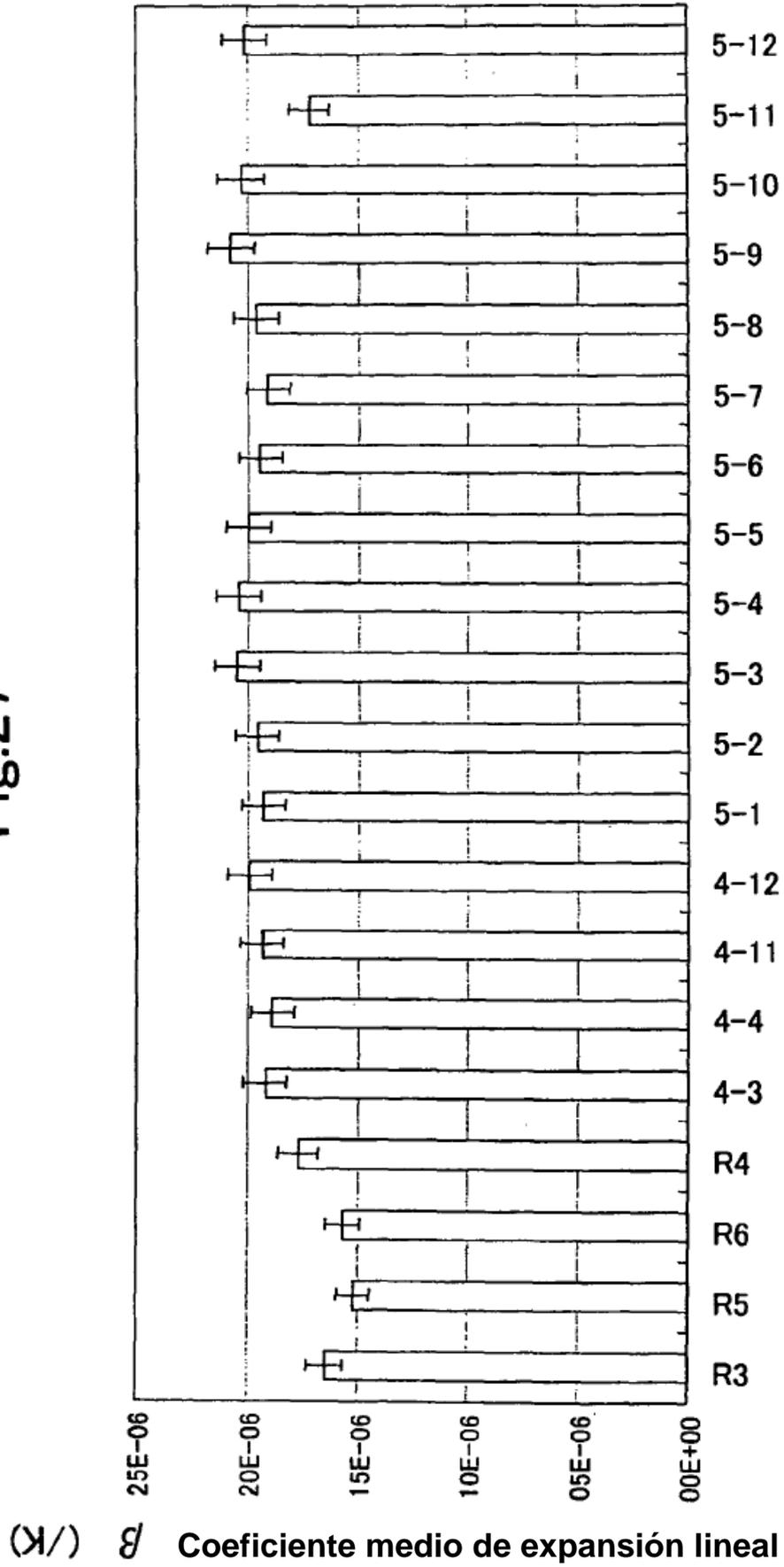


Fig.28

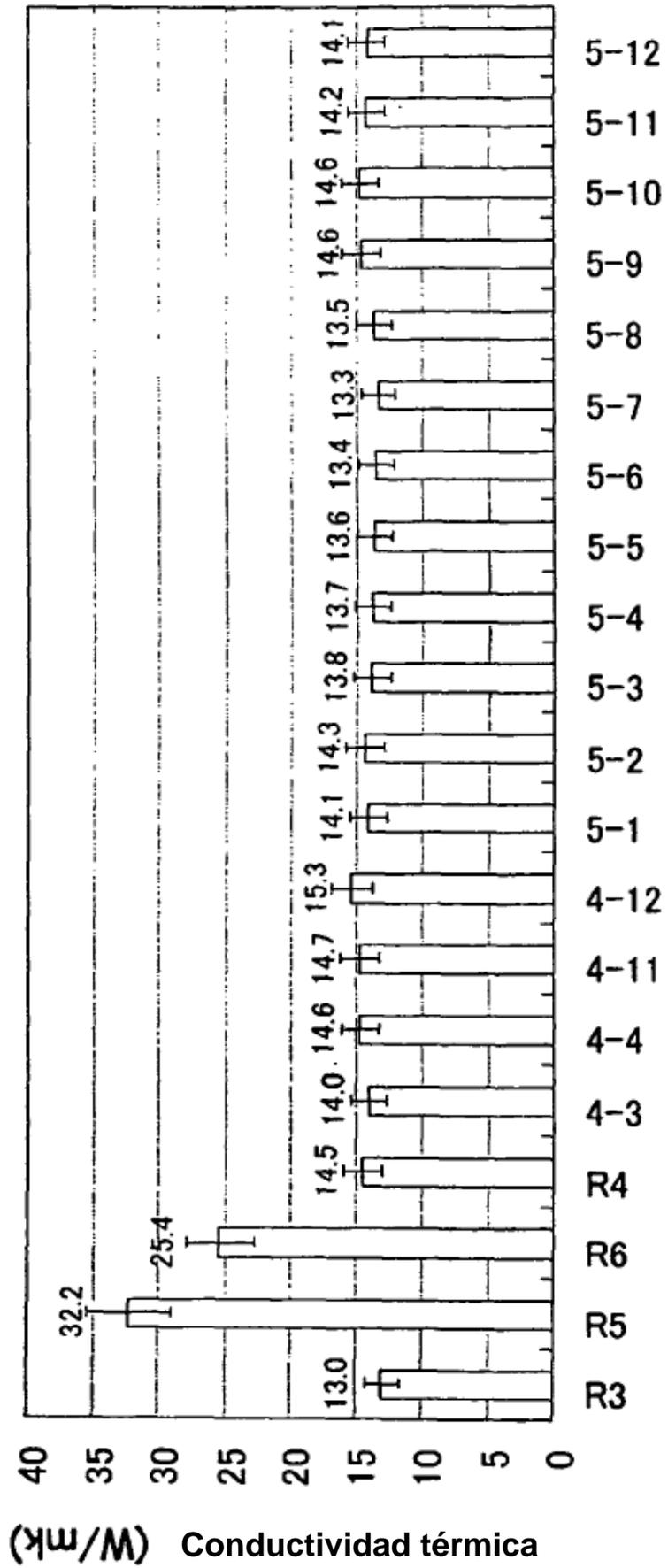


Fig.29

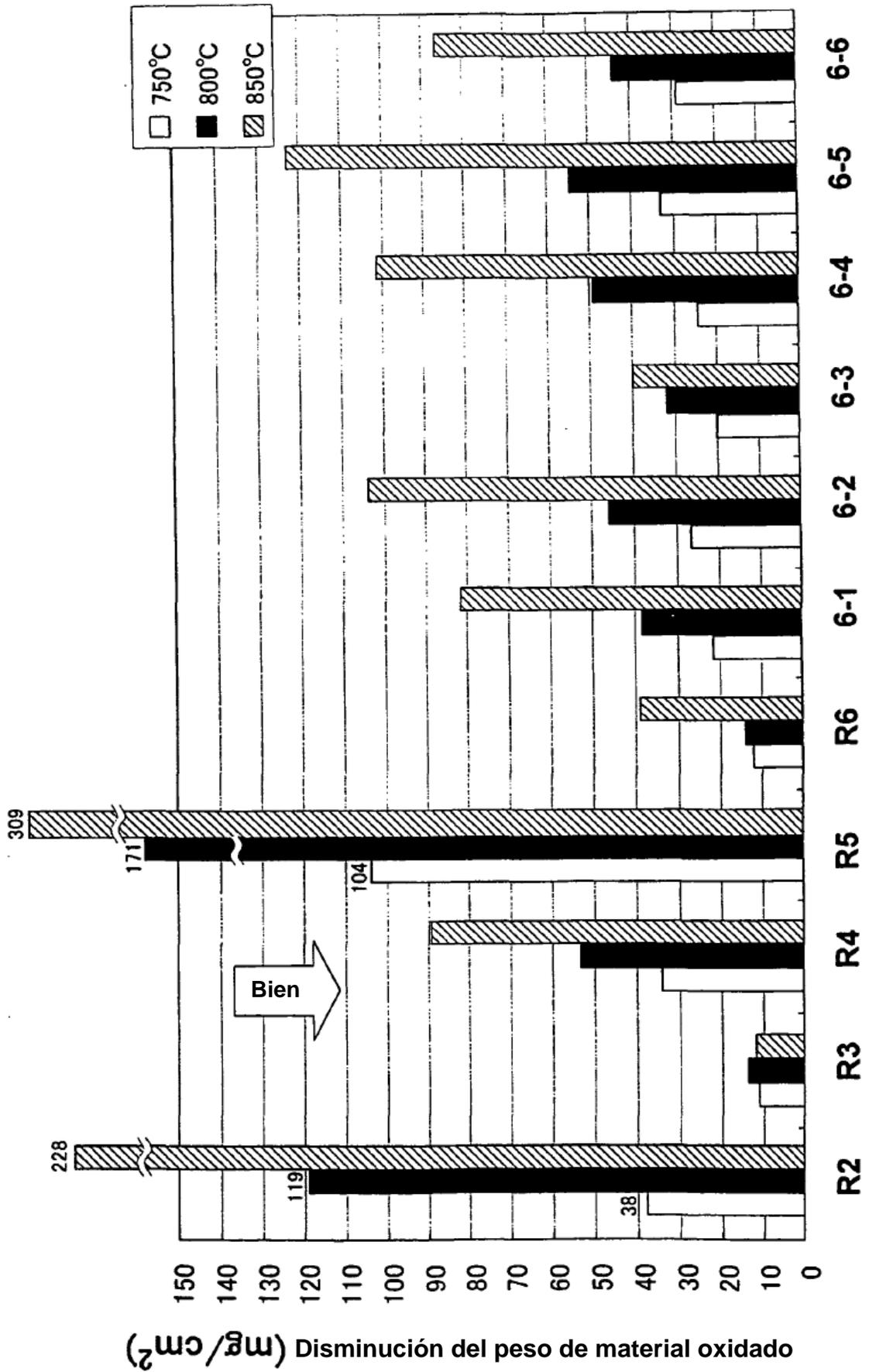


Fig.30

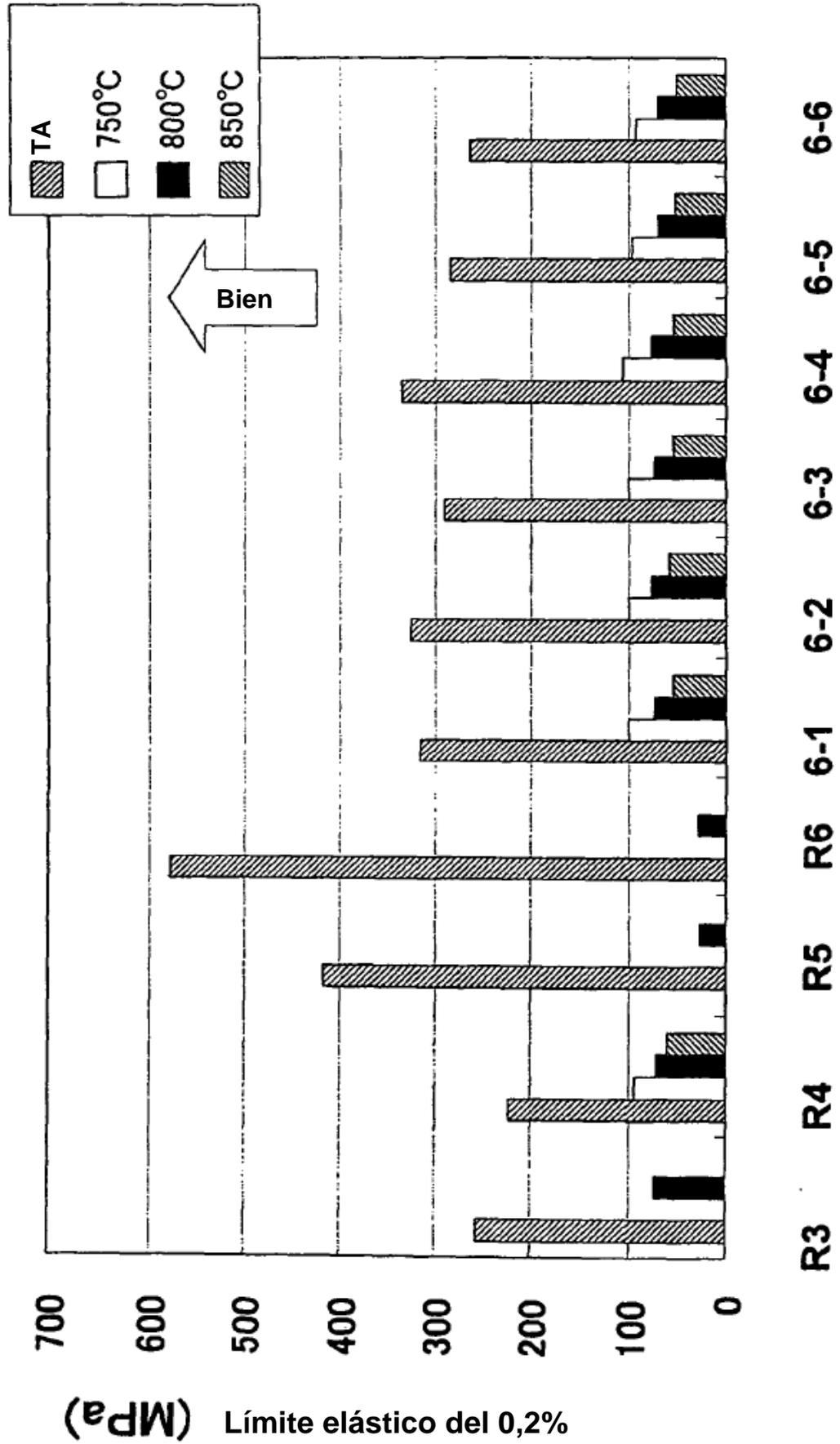


Fig.31

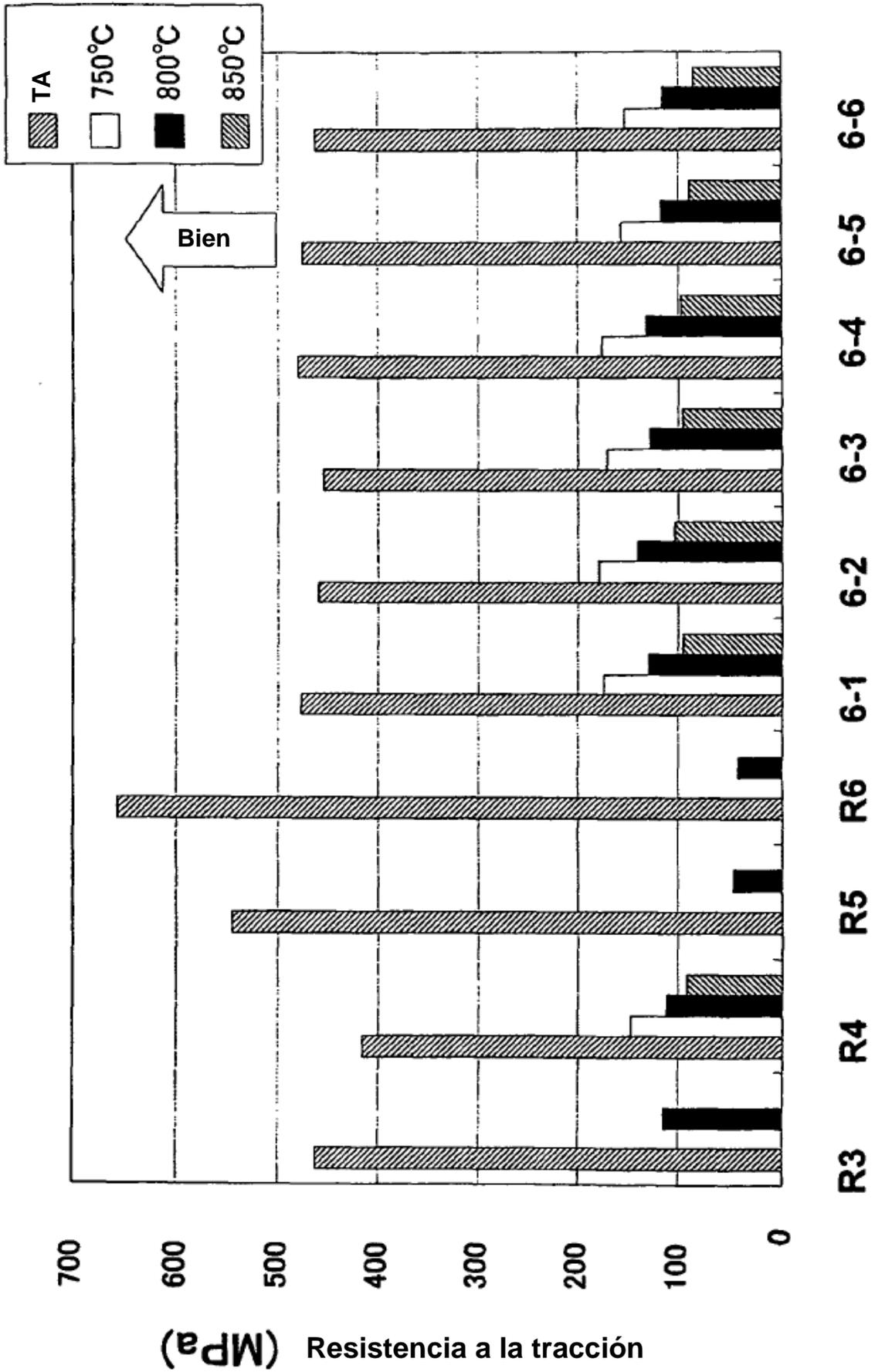


Fig.32

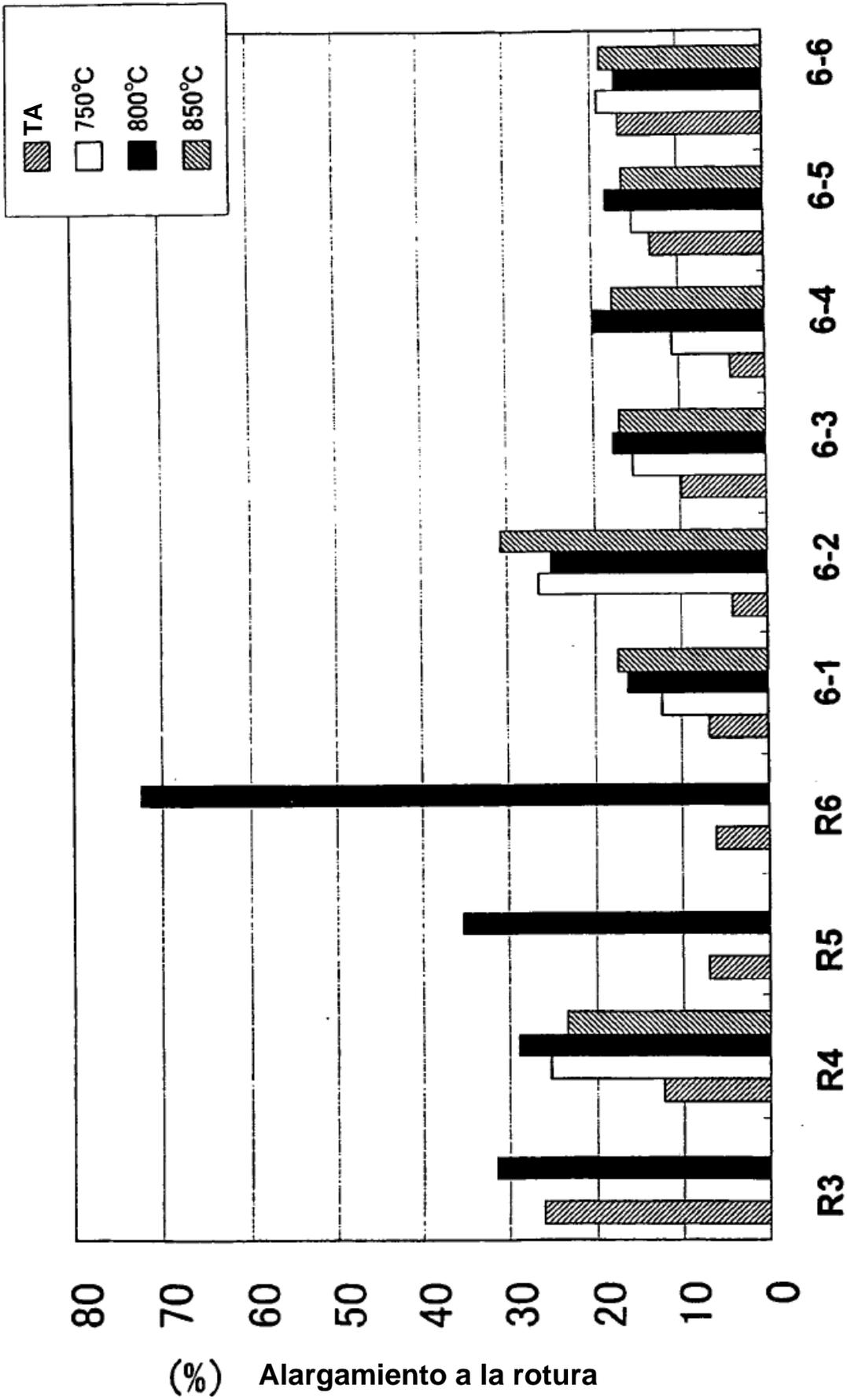


Fig.33

