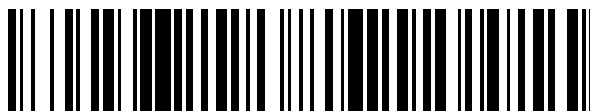


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 778 046**

51 Int. Cl.:

C22F 1/05 (2006.01)

C21D 9/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.08.2014 PCT/NO2014/000040**

87 Fecha y número de publicación internacional: **05.03.2015 WO15030598**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.08.2014 E 14839214 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **22.01.2020 EP 3039166**

54 Título: **Método para la fabricación de aleaciones de extrusión de Al-Mg-Si y Al-Mg-Si-Cu**

30 Prioridad:

30.08.2013 NO 20131162

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

07.08.2020

73 Titular/es:

**NORSK HYDRO ASA (100.0%)
P.O.Box 980 Skøyen
0240 Oslo, NO**

72 Inventor/es:

**TUNDAL, ULF;
RØYSET, JOSTEIN;
REISO, ODDVIN y
BAUGER, ØYSTEIN**

74 Agente/Representante:

DIÉGUEZ GARBAYO, Pedro

ES 2 778 046 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Método para la fabricación de aleaciones de extrusión de Al-Mg-Si y Al-Mg-Si-Cu

5 La presente invención se refiere a un método para la fabricación de aleaciones de extrusión de Al-Mg-Si y Al-Mg-Si-Cu. Por comodidad, a estos dos sistemas de aleación se les da la denominación común Al-Mg-Si(-Cu) en la siguiente descripción.

10 Las aleaciones que pertenecen al tipo Al-Mg-Si(-Cu) se usan ampliamente para fines de extrusión. La popularidad de estas aleaciones es debido a su combinación favorable de capacidad de extrusión, resistencia y otras propiedades, tales como capacidad de moldeo, soldabilidad y respuesta al tratamiento superficial.

Elementos de endurecimiento

15 La resistencia de las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) se logra principalmente mediante endurecimiento por precipitación. Tras el apropiado tratamiento térmico, se forma una fina dispersión de partícula de precipitado de refuerzo, y estos precipitados impiden el movimiento de dislocaciones y así aumentan la resistencia de la aleación. Se puede formar una amplia variedad de tipos de precipitado (R Holmestad et al., Proc. 12th Int. Conf. on Aluminium Alloys, Sept. 5-9 2010, Yokohama, Japan pp 30-39), y el tipo de precipitados que en realidad se forma depende de
20 la composición de la aleación y el procesamiento termomecánico. Todos los tipos conocidos de precipitados de refuerzo en aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) tienen la característica común de que consisten principalmente en dos o más de los elementos Al, Mg, Si y Cu. En términos de la presente descripción de la invención, es conveniente referirse a los elementos de aleación Mg, Si y Cu como "elementos de endurecimiento".

25 Dentro del límite de solubilidad de las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu), la adición de más de los elementos de endurecimiento Mg, Si y Cu a una aleación conduce en general a un mayor potencial de resistencia de la aleación. Los elementos de endurecimiento también tienen, sin embargo, un efecto notablemente negativo sobre la capacidad de extrusión de la aleación. Por tanto, una aleación para un requisito de resistencia particular normalmente tiene una cantidad de elementos de endurecimiento que se ajusta para cumplir el requisito de resistencia, y así minimizar el
30 efecto adverso de los elementos de endurecimiento sobre la productividad.

Elementos no de endurecimiento

35 Las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) también contienen otros elementos, o añadidos a propósito o presentes como una impureza. Para la presente descripción, es conveniente referirse a todos los elementos de aleación, excepto Mg, Si o Cu como "elementos no de endurecimiento". Se da a continuación una descripción adicional de algunos de los elementos no de endurecimiento más comunes.

40 El Fe es una impureza inevitable en la producción de aluminio comercial, y en aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) se encuentra normalmente un contenido de Fe dentro del intervalo 0,05 - 0,5 % en peso. La mayoría de las aleaciones comunes tienen un contenido de Fe dentro del intervalo 0,07 - 0,3 % en peso. El contenido de Fe es importante para controlar la estructura de grano durante la homogeneización, y también es importante para la respuesta de anodizado del perfil extruido. Se pueden desear diferentes contenidos de Fe para diferentes productos.

45 El Mn se añade frecuentemente a aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu). Dependiendo del tipo de aleación, el fin puede ser o controlar el tipo de partículas basadas en AlFeSi no de endurecimiento en la aleación, para mejorar la tenacidad de la aleación, o controlar la estructura de grano de la aleación.

50 Se añade Cr y/o Zr a algunas aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu), normalmente o para mejorar la tenacidad de la aleación o para controlar la estructura de grano.

55 El Ti es otro elemento comúnmente encontrado en las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu). La principal fuente de Ti es mediante las adiciones de afinadores de grano que contienen Ti. El Ti será inmovilizado en partículas que son los núcleos para la formación de granos en el fundido, pero en algunos casos un cierto nivel de Ti estará en disolución sólida en la aleación.

En algunas aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu), se añade V con el fin de mejorar el rendimiento de trituración de la aleación.

60 Homogeneización

Después de la colada, las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) se someten normalmente a un tratamiento térmico de homogeneización. Una práctica común de homogeneización es calentar la aleación hasta una temperatura en el intervalo 560-590 °C y mantenerla a esa temperatura entre 1-5 horas. Para algunas aleaciones puede ser útil aplicar
65 temperaturas y tiempos fuera del intervalo indicado anteriormente. Después del segmento de mantenimiento, las aleaciones se enfrían con aire forzado hasta temperatura ambiente, velocidades de enfriamiento promedio típicas

desde 500 °C hasta 250 °C están en el intervalo 250 °C/h – 500 °C/h.

El fin primario de la homogeneización es nivelar las microsegregaciones de los elementos de endurecimiento. Esto se logra dentro de un corto tiempo a las temperaturas de homogeneización comunes indicadas anteriormente. Además, la homogeneización conduce a cambios en la distribución del tipo, tamaño y forma de las partículas basadas en AlFeSi no de endurecimiento que se encuentran en la aleación. Es una percepción común que es beneficioso lograr un alto grado de transformación del tipo de partículas de β -AlFeSi a α -AlFeSi, y tener un alto grado de esferoidización de las partículas de AlFeSi. Es beneficiosa una alta temperatura de homogeneización para tanto la transformación de partículas como para el grado de esferoidización.

En algunas aleaciones que contienen uno o más de los elementos Mn, Cr y Zr, también es un fin adicional de la homogeneización formar partículas de dispersoide. Durante la homogeneización, el Mn, Cr y Zr forman partículas con diámetro promedio normalmente dentro del intervalo 10-300 nm. Estas partículas se denominan comúnmente dispersoides. Los dispersoides desempeñan una función en mejorar la tenacidad y controlar la estructura de grano del perfil extruido. En algunas aleaciones, tales como algunas aleaciones del tipo Al-Mn, los dispersoides son uno de los principales contribuyentes de la resistencia de la aleación. En aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu), sin embargo, los dispersoides tienen por sí mismos solo un efecto menor sobre la resistencia del perfil extruido y endurecido por precipitación. Pueden tener, sin embargo, un efecto considerable sobre la capacidad de extrusión de la aleación. El aumento en el número de dispersoides conduce en general a una menor capacidad de extrusión.

Dispersoides frente a disolución sólida, y capacidad de extrusión.

En la extrusión de aleaciones endurecibles no por envejecimiento, en particular las del tipo Al-Mn, se puede lograr una optimización de la resistencia y la capacidad de extrusión usando un enfriamiento no convencional después de la homogeneización. Se desea un nivel controlado de dispersoides para la resistencia y el control de la microestructura en estas aleaciones, y la temperatura de homogeneización elegida para dichas aleaciones está frecuentemente estrechamente correlacionada con la cantidad de dispersoides que se desea en la aleación. La cantidad de Mn en la disolución sólida tiene, sin embargo, en general un efecto más débil sobre la resistencia y el control de la microestructura que el Mn en los dispersoides. Aún, el Mn en la disolución sólida tiene una marcada influencia sobre la capacidad de extrusión de las aleaciones. La solubilidad del Mn disminuye al disminuir la temperatura. Por tanto, algunas veces se emplea una práctica de enfriamiento después de la homogeneización, donde la temperatura se lleva lentamente desde la temperatura de mantenimiento hasta una temperatura donde la solubilidad del Mn es significativamente más baja, permitiendo así que más Mn pase de la disolución sólida y a los dispersoides. Dichas prácticas de homogeneización se describen para varias solicitudes de patente para aleaciones de tipo Al-Mn (G.J. Marshal: Patente WO 97/06284, N.C. Parson, A. Maltai: Patente WO 2009/149542). Se puede lograr un efecto similar empleando un procedimiento de homogeneización de dos etapas, donde la temperatura de la segunda etapa es inferior a la temperatura de la primera etapa (G. Marchand: patente noruega 118817). Se describen procedimientos similares con principios de trabajo similares para otras aleaciones endurecibles no por envejecimiento (T. Yoichiri, S. Satoru, O. Tsutomu, N. Kozo: Patente japonesa JP63004049)

Para las aleaciones endurecibles por envejecimiento, sin embargo, el efecto del Fe, Mn y otros elementos no de endurecimiento en la disolución sólida sobre la capacidad de extrusión ha sido ampliamente ignorado en la bibliografía técnica. Para las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu), el principal efecto de la constitución de la aleación sobre la capacidad de extrusión vendrá dictado por la cantidad de elementos de endurecimiento en la aleación, si los elementos de endurecimiento están en la disolución sólida o no, y la distribución del tipo y tamaño de partículas formadas por los elementos de endurecimiento. Para las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) que contienen cantidades significativas de uno o más de los elementos formadores de dispersoides Mn, Cr y Zr, se describe en la bibliografía un efecto de la densidad numérica y la fracción en volumen de dispersoides sobre la capacidad de extrusión. No se ha considerado que el efecto del nivel de disolución sólida de estos elementos, o de Fe, sea de importancia. Así, los esquemas de homogeneización para mejorar la capacidad de extrusión han tenido un foco completamente diferente. Un ejemplo bien conocido es el principio de enfriamiento interrumpido, donde el material homogeneizado se enfría rápidamente hasta una temperatura donde los elementos de endurecimiento pueden empezar a precipitar, a partir de aquí se enfrían a una tasa más lenta para permitir que precipite una fracción controlada de los elementos de endurecimiento en una distribución de partículas de tamaño controlado, donde después se emplea un enfriamiento más rápido hasta temperatura ambiente. Dicho procedimiento se describe en una solicitud de patente (A.J. Bryant, D.J. Field, E.P. Butler: Patente de EE. UU. 4 861 389). El principio de trabajo es retirar una fracción de los elementos de endurecimiento de la disolución sólida, reduciéndose así la resistencia a la deformación durante la extrusión. La enseñanza de esta patente es para enfriar rápidamente hasta una temperatura donde la precipitación de los elementos de endurecimiento tiene lugar, especificada a una temperatura de 425 °C o inferior.

Se conoce bien de los diagramas de base binarios de Al-Fe, Al-Mn, Al-Cr, etc., que la solubilidad de Fe, Mn, Cr, etc., disminuye al disminuir la temperatura por debajo de las temperaturas eutécticas o peritécticas de dichos diagramas de fase. Existen, sin embargo, datos experimentales limitados sobre el efecto de la temperatura sobre la solubilidad de elementos no de endurecimiento en las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu), y los inventores de la presente invención no han encontrado ninguna evidencia experimental informada de la influencia del nivel de soluto de dichos elementos no de endurecimiento sobre la capacidad de extrusión de aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu). En las investigaciones del

efecto de la temperatura de homogeneización sobre la microestructura de la palanquilla de una aleación 6061 (M. J. Couper et al.: in: P.R. Whiteley: Aluminium Cast House Technology, TMS, 2001) y una aleación 6063 (M.J. Couper et al., Proc. ET 2000 p. 51) se han hecho intentos por medir el soluto Fe y Mn, pero estas mediciones no indican ningún efecto de la temperatura de homogeneización sobre los niveles de soluto de Fe y Mn. No se informó de datos sobre la capacidad de extrusión para la aleación 6061, mientras que para la aleación 6063 no se observó influencia particular de la temperatura de homogeneización sobre la presión de rotura.

Además, la publicación de solicitud de patente de EE.UU. US3379583A desvela un método de deformación de un cuerpo de aleación de aluminio calentado del tipo AlMgSi, que comprende las etapas de recocer dicho cuerpo de aleación de aluminio a una temperatura entre 500 °C, y 590 °C; enfriar lentamente el cuerpo de aleación de aluminio así recocido a una velocidad lenta que no supera 50 °C por hora hasta una temperatura que no supera 450 °C; después enfriar el cuerpo de aleación de aluminio recocido así lentamente enfriado a una velocidad más rápida que dicha velocidad lenta; calentar el cuerpo de aleación de aluminio recocido enfriado así primero a una velocidad más lenta y luego más rápida hasta una temperatura elevada entre 350 °C y 530 °C; y someter el cuerpo de aleación de aluminio así recalentado hasta la deformación en caliente a dicha elevada temperatura. La patente de EE. UU. US 3.379.583 desvela un proceso de tratamiento térmico para las aleaciones de tipo Al-Mg-Si. El tratamiento térmico desvelado incluye una etapa de homogeneización a 500-590 °C seguido por o enfriamiento lento a no más de 50 °C/h hasta 250-450 °C. En este momento, el enfriamiento lento puede continuar hasta una temperatura de 250 °C o inferior, o a una temperatura de entre 300-450 °C puede ser rápidamente enfriada a más de 150 °C/h hasta 200 °C o inferior.

Es posible estimar la solubilidad de los elementos no de endurecimiento en las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) usando cálculos termodinámicos, tales como, por ejemplo, por el software Thermocalc. Un cálculo realizado en una tesis doctoral (N. Kuijpers; Tesis doctoral, T.U. Delft, 2004 p. 111) indica una clara tendencia hacia menor solubilidad con menor temperatura. No se considera en esta publicación si esto puede tener alguna influencia sobre la capacidad de extrusión. Con la presente invención se ha encontrado que es posible lograr mejoras considerables en la capacidad de extrusión de las aleaciones de extrusión de Al-Mg-Si(-Cu) aplicando un método que implica poner las aleaciones homogeneizadas en un modo controlado desde la temperatura de homogeneización y hasta una temperatura más baja como se define en la reivindicación independiente 1 de la presente solicitud.

Las realizaciones preferidas de la invención se definen además en las reivindicaciones dependientes.

La invención se describirá adicionalmente a continuación a modo de ejemplos y con referencia a los dibujos y figuras donde:

la Fig. 1 es una ilustración de cómo la invención se refiere a las líneas de solvus de elementos de endurecimiento (Mg, Si) y de no endurecimiento (Fe, Mn)

la Fig. 2 muestra la presión de extrusión en diferentes posiciones de ariete para dos ciclos de homogeneización H1 y H2 según la invención

la Fig. 3 es un boceto que muestra un ejemplo de una disposición de un horno de homogeneización continuo convencional

la Fig. 4 es un boceto que muestra un ejemplo de una distribución de un horno de homogeneización continuo mejorado según la invención

la Fig. 5 es otro boceto de un diagrama temperatura-tiempo para el segmento de enfriamiento intermedio de homogeneización según la invención.

la Fig. 6 es un conjunto de micrografías de la zona de segregación inversa de las palanquillas de colada por LPC y las palanquillas de colada por amortiguación de gas convencional de una aleación 6060 después de la homogeneización a las temperaturas indicadas.

La práctica de homogeneización normal para las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) es calentar el material hasta la temperatura de mantenimiento deseada, mantenerla a la temperatura de mantenimiento durante una cierta duración de tiempo, y luego enfriar con aire forzado hasta la temperatura ambiente. Con la presente invención se ha encontrado por los inventores que es posible lograr mejoras considerables en la capacidad de extrusión aplicando un método que implica llevar el material homogeneizado desde la temperatura de homogeneización T_1 hasta una temperatura T_2 más baja antes del enfriamiento con aire forzado, siendo T_2 al menos 10 °C más bajo que T_1 , con el fin de sacar los elementos no de endurecimiento fuera de la disolución sólida. En muchos casos, puede ser óptima la elección de T_2 próxima a la temperatura de solvus con respecto a los elementos de endurecimiento. El método pueden ser un lento enfriamiento hasta la temperatura T_2 donde empieza el enfriamiento con aire forzado, o un segundo segmento de calentamiento a la temperatura T_2 más baja, o incluso enfriamiento hasta una temperatura T_3 inferior a T_2 , luego recalentamiento hasta T_2 antes de la aparición de enfriamiento por aire forzado. Cualquiera de estos métodos se denomina "segmento de enfriamiento intermedio".

El principio del método se describe además con referencia a la Figura 1, que se refiere a una aleación arbitraria de Al-Mg-Si con cierto contenido de Fe y Mn. El lado izquierdo de la figura ilustra las líneas de solvus y solidus de Mg+Si en la aleación, mientras que el lado derecho de la figura ilustra las líneas de solvus de Mn y Fe en la aleación. Normalmente será conveniente homogeneizar a una alta temperatura T_1 , sin embargo seguramente por debajo de la línea de solidus para Mg y Si. A esta alta temperatura, se minimiza el tiempo que se necesita para lograr la transformación y esferoidización deseadas de las partículas de AlFeSi. A esta temperatura, una cierta porción del Fe y Mn se inmoviliza en las partículas, como se ilustra por la doble flecha a la temperatura T_1 en el lado derecho de la figura, el lado derecho de la figura.

Para usar el principio de la invención se puede reducir la temperatura desde T_1 hasta T_2 , donde T_2 puede estar en o por encima de la línea de solvus para Mg+Si, pero al menos 10 °C por debajo de T_1 y dado que el tiempo usado para reducir la temperatura, y/o el tiempo aplicado en T_2 , es suficientemente largo, es posible una reducción considerable en el contenido en soluto de Mn y Fe. El Fe y Mn que sale de la disolución sólida va a partículas, o pre-existentes o formando nuevas, y es posible medir un aumento de la fracción en volumen de partículas en las aleaciones en T_2 en comparación con T_1 , como se ilustra a la derecha de la Figura 1. El contenido mínimo que puede lograrse de Mn y Fe en la disolución sólida a la temperatura T_2 se da en el eje horizontal a la derecha de la Figura 1. No es necesario para la aplicabilidad de la invención que se alcance el contenido mínimo en soluto de Fe y Mn en T_2 , es suficiente que tenga lugar una reducción parcial en el contenido en soluto. Después de que haya tenido lugar una reducción satisfactoria de Fe y Mn de la disolución sólida, se aplica enfriamiento rápido desde la temperatura T_2 .

Puede ser conveniente elegir la temperatura T_2 para que sea igual o ligeramente superior a la temperatura de solvus, como en la descripción anterior. De esta forma, nunca se arriesgará la formación de partículas de Mg_2Si antes de la aparición de enfriamiento rápido. A temperaturas solo ligeramente por debajo de la temperatura de solvus, sin embargo, se necesita mucho tiempo antes de que tenga lugar la precipitación de Mg_2Si . Esto se conoce de la bibliografía (por ejemplo, B. Milkereit et al., Mater. Sci. Eng. A vol. 550 (2012) pp 87-96). Así, es posible diseñar una práctica de enfriamiento donde T_2 pueda ser más baja que la temperatura de solvus, y así lograr una reducción adicional del contenido de disolución sólida de Fe, Mn y otros elementos no de endurecimiento.

También es posible enfriar el metal desde la temperatura T_1 hasta una temperatura T_3 más baja que la temperatura de solvus de Mg_2Si , permitir que ciertas partículas de Mg_2Si se formen mientras que llevan simultáneamente más elementos no de endurecimiento fuera de la disolución sólida, y entonces recalentar el material hasta una temperatura T_2 superior a la temperatura de solvus de Mg_2Si durante tiempo suficiente para disolver las partículas de Mg_2Si antes de la aparición del enfriamiento rápido. Los siguientes ejemplos muestran el beneficio de uso de un segmento de enfriamiento intermedio:

Ejemplo 1

Se sometió la aleación 1 de la Tabla 1 a dos tratamientos de homogeneización diferentes:

- H1 – Calentamiento rápido hasta 575 °C, mantenimiento a esta temperatura durante 2 h y 15 min, y luego se enfrió rápidamente desde esta temperatura con aire forzado a una velocidad promedio de aprox. 400 °C/h en el intervalo de temperatura 500 °C-250 °C.
- H2 – Calentamiento rápido hasta 585 °C, mantenimiento a esta temperatura durante 15 min, enfriamiento hasta 505 °C a una velocidad de 40 °C/h, luego enfriamiento rápido con aire forzado a una velocidad promedio de aprox. 400 °C/h en el intervalo de temperatura 500 °C-250 °C.

Se extruyeron las palanquillas de extrusión para las aleaciones en una prensa de extrusión de laboratorio, y se midió la presión de extrusión en diferentes posiciones de ariete y se muestra en la Figura 2. Se observa que el ciclo de homogeneización H2 conduce a una reducción en la presión de extrusión en comparación con el ciclo H1.

La reducción en la presión puede parecer moderada, pero incluso pequeñas diferencias en la presión de extrusión pueden dar un aumento considerable en la productividad de extrusión. Para las aleaciones de baja extrusión como aquella en este ejemplo, la reducción lograda en la presión de extrusión puede conducir a un aumento de 5-10 % en la velocidad de extrusión crítica antes de que tenga lugar el rasgado. Esta mejora es particularmente útil para la extrusión de formas complejas.

Ejemplo 2

La aleación 2 de la Tabla 1 se sometió a dos tratamientos de homogeneización diferentes:

- H3: Calentamiento rápido hasta 580 °C, mantenimiento a esta temperatura durante 2 h 30 min, enfriamiento a 60 °C/h hasta 520 °C y luego enfriamiento rápido con aire forzado a una velocidad promedio de aprox. 300 °C/h en el intervalo de temperatura 500 °C-250 °C.
- H4: Calentamiento rápido hasta 580 °C, mantenimiento a esta temperatura durante 2 h 30 min, enfriamiento a 12 °C/h hasta 520 °C y luego enfriamiento rápido con aire forzado a una velocidad promedio de aprox. 300 °C/h

en el intervalo de temperatura 500 °C-250 °C.

La aleación se usa para formas huecas complejas que son sensibles a cambios en la presión de extrusión de la aleación. El ensayo de extrusión a escala completa indicó que hubo un aumento de aprox. 30 % en la productividad de la práctica de homogeneización H4 con respecto a la práctica H3.

Ejemplo 3

La aleación 3 de la Tabla 1 se sometió a 2 tratamientos de homogeneización diferentes:

H1 como se describe en el Ejemplo 1

H5: calentamiento rápido hasta 585 °C, mantenimiento a esta temperatura durante 10 h, enfriamiento a 10 °C/h hasta 535 °C y luego enfriamiento rápido con aire forzado a una velocidad promedio de aprox. 400 °C/h en el intervalo de temperatura 500 °C-250 °C.

Se extruyeron las palanquillas de extrusión para las aleaciones en una prensa de extrusión de laboratorio, y se midió que la presión de extrusión era aprox. 3 % inferior para material homogeneizado mediante el procedimiento H5 en comparación con el procedimiento H1.

Nuevamente, una reducción del 3 % en la presión puede parecer moderada, pero para las aleaciones de alta aleación como en este ejemplo el tiempo de aceleración de la prensa de extrusión puede ser un problema. El tiempo de aceleración depende fuertemente de la presión de extrusión. Para perfiles críticos, una reducción de 3 % en la presión de extrusión puede dar un aumento en la productividad de 10 % o más.

Se cree que las mejoras en la presión de extrusión y la capacidad de extrusión lograda en los ejemplos anteriores están relacionadas con un menor nivel de solutos de elementos no de endurecimiento por los nuevos procedimientos. La medición del nivel de soluto de las aleaciones de Al-Mg-Si(-Cu) es una tarea difícil. Una forma indirecta de hacer dichas mediciones es medir la fracción en volumen de partículas formadas por los elementos no de endurecimiento.

Ejemplo 4

La aleación 1 de la Tabla 1 se homogeneizó a 595 °C y 575 °C durante una longitud de tiempo fija, y entonces se templó con agua a partir de esta temperatura. Los análisis automáticos de imágenes de la microestructura resultante de microscopio óptico de luz indica que la fracción en volumen de las partículas no de endurecimiento aumenta desde aprox. 0,65 % después de la homogeneización a 595 °C hasta aprox. 0,80 % después de la homogeneización a 575 °C, que indica una reducción considerable de elementos no de endurecimiento en disolución después de la homogeneización a la temperatura más baja.

Tabla 1 - Aleaciones usadas en los ejemplos. Las composiciones son en % en peso.

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti
1	0,45	0,20	-	0,05	0,37	-	0,01
2	0,70	0,20	0,10	0,24	0,45	0,09	0,02
3	1,01	0,23	-	0,40	0,66	-	0,03

Conductividad eléctrica y térmica

Un efecto secundario interesante de retirar los elementos no de endurecimiento de la disolución sólida por los métodos descritos anteriormente es un aumento en la conductividad eléctrica de las aleaciones. Esto es particularmente útil para las aleaciones usadas para conductores eléctricos, tales como embarrados. La conductividad térmica también está afectada por el contenido de elementos no de endurecimiento en disolución sólida, y el presente método es útil para optimizar la conductividad térmica para productos tales como sumideros de calor.

Formas prácticas de implementar el método en la sala de colada

Las palanquillas de extrusión del tipo Al-Mg-Si(-Cu) se homogeneizan normalmente en la sala de colada antes del transporte a la planta de extrusión. Existen dos tipos comunes de hornos de homogeneización; hornos de homogeneización discontinuos y hornos de homogeneización continuos.

Horno de homogeneización discontinuo

En el tipo discontinuo de hornos de homogeneización, el procedimiento común para la homogeneización es insertar una carga de palanquillas en una cámara de horno, luego calentar las palanquillas hasta la temperatura de homogeneización deseada y mantener las palanquillas a esta temperatura en la cámara del horno durante una duración de tiempo deseada. Después del tiempo de mantenimiento, la carga de palanquillas del horno se saca de la

cámara del horno y se enfría. El enfriamiento se hace normalmente en una cámara de enfriamiento donde la carga de enfriamiento se enfría rápidamente en aire forzado.

5 Las salas de colada grandes pueden tener varias cámaras de horno y cámaras de enfriamiento. Puesto que el segmento de calentamiento y mantenimiento en la cámara del horno necesita más tiempo que el enfriamiento en la cámara de enfriamiento, el número de cámaras del horno en una gran sala de colada puede ser más grande que el número de cámaras de enfriamiento.

10 Para la presente invención, las disposiciones de homogeneización discontinuas, es decir, la operación de las cámaras de horno y las cámaras de enfriamiento, se pueden aplicar en varias formas prácticas, pero no se limitan a los ejemplos dados a continuación:

15 1 – Enfriamiento desde la temperatura T_1 hasta una temperatura T_2 en la cámara del horno, luego mover la carga del horno a la cámara de enfriamiento

2 – Sacar la carga del horno desde la cámara del horno a T_1 , enfriar hasta una temperatura T_2 fuera de las cámaras, luego mover la carga del horno a la cámara de enfriamiento.

20 3 – Mover la carga del horno desde la cámara del horno a T_1 hasta la cámara de enfriamiento, enfriar a una velocidad lenta hasta una temperatura T_2 en la cámara de enfriamiento, luego aumentar la velocidad de enfriamiento en la cámara de enfriamiento.

25 4 – Mover la carga del horno desde la cámara del horno a T_1 hasta una segunda cámara de horno a la temperatura T_2 , mantener la carga en la segunda cámara de horno durante la longitud de tiempo deseada y luego mover la carga del horno a la cámara de enfriamiento

30 5 – Enfriar la carga del horno desde la temperatura T_1 hasta una temperatura T_3 inferior a T_2 por cualquier método, luego recalentar hasta la temperatura T_2 en una cámara de horno y finalmente mover la carga del horno a la cámara de enfriamiento.

Horno de homogeneización continua

35 Un horno de homogeneización continua se divide normalmente en tres partes, una zona de calentamiento, una zona de mantenimiento y una zona de enfriamiento. Los leños individuales de lingotes de extrusión se mueven a través de las zonas del horno. La Figura 3 es un boceto de un horno de homogeneización continuo. Una disposición normal es tener la zona de calentamiento y la zona de mantenimiento en la misma cámara, con amplia capacidad de calentamiento en la zona de calentamiento y calentadores suficientes para mantener la temperatura del metal a la temperatura deseada en la zona de mantenimiento. La zona de enfriamiento está normalmente en una cámara separada, los leños se transfieren desde la zona de mantenimiento hasta la zona de enfriamiento cuando han alcanzado el final de la zona de mantenimiento.

45 Existen al menos dos enfoques prácticos de cómo operar el horno de homogeneización continuo para hacer uso de la presente invención. Los métodos pueden requerir modificaciones del horno de homogeneización, dependiendo del diseño de horno existente.

50 1 – Enfriamiento inicial lento en la zona de enfriamiento. La mayoría de las cámaras de enfriamiento se diseñan para enfriar por aire rápidamente los leños de extrusión. Un enfriamiento inicial lento requerirá modificación de la zona de enfriamiento, con poco o ningún flujo de aire en la primera parte de la zona de enfriamiento y un alto flujo de aire en la última parte de la zona de enfriamiento. Esto requerirá la instalación de una válvula para separar el flujo de aire entre las dos partes de la zona de enfriamiento. El inconveniente principal de dicha disolución es que debido a la acortada longitud de la zona de enfriamiento rápido, conducirá a una lenta producción de leños de extrusión en el horno de homogeneización. Esto se puede vencer instalando un dispositivo de enfriamiento adicional, por ejemplo un dispositivo de temple con agua, al final de la zona de enfriamiento convencional.

55 2 – En lugar de transferir los leños de extrusión a la zona de enfriamiento, puede ser práctico transferir los leños a una estación de mantenimiento construida para tal fin. En su diseño más simple, esto puede ser solo un almacenamiento abierto al aire donde se deja que las palanquillas se enfríen lentamente hasta la temperatura deseada antes de la siguiente transferencia a la zona de enfriamiento. Puesto que la velocidad de enfriamiento en el aire depende del diámetro de las palanquillas, un almacenamiento abierto al aire será más útil para mayores diámetros de palanquilla, y menos útil para pequeños diámetros de palanquilla. Un diseño más sofisticado puede consistir en una cámara de mantenimiento separada con opciones para el enfriamiento controlado y posiblemente también opciones para calentar. El inconveniente principal para una solución de la estación de mantenimiento es el coste de diseño, la construcción e instalación de dicha estación, así como el espacio adicional que ocupará una estación de mantenimiento en la sala de colada.

60

65

3 – Es posible usar la zona de mantenimiento para el lento enfriamiento de los leños de extrusión. Los leños de extrusión se llevan a la temperatura T_1 en la zona de calentamiento, mientras que la temperatura en la zona de mantenimiento se establece a una temperatura T_2 más baja. Los leños de extrusión se acercarán entonces gradualmente a la temperatura T_2 , mientras se mueven a través de la zona de mantenimiento. Normalmente hay un cierto flujo de aire entre la zona de calentamiento y la zona de mantenimiento. Puede conducir a dificultades en alcanzar la temperatura deseada T_2 en la zona de mantenimiento si existe un flujo de aire más caliente desde la zona de calentamiento. Por tanto, puede ser necesario instalar una válvula o algún otro obstáculo para el flujo de aire entre la zona de calentamiento y la zona de mantenimiento. La necesidad de dicha modificación viene impuesta por el diseño del horno de homogeneización continuo en cuestión, la diferencia de temperatura entre T_1 y T_2 , y el diámetro de la palanquilla.

Si la diferencia de temperatura entre T_1 y T_2 es grande y/o si el diámetro de la palanquilla es grande, puede ser necesario mejorar la capacidad de enfriamiento en la zona de mantenimiento. La capacidad de enfriamiento se puede aumentar o aumentando el caudal de aire a la temperatura T_2 en la zona de mantenimiento, o para instalar ventiladores que enfrien con aire ambiente en el comienzo de la zona de mantenimiento. Con el enfriamiento del aire ambiente es posible enfriar los leños de extrusión rápidamente hasta la temperatura T_2 , y el perfil temperatura-tiempo del leño de extrusión individual en la zona de mantenimiento tendrá entonces el carácter de una etapa de mantenimiento en T_2 en vez de una etapa de enfriamiento desde T_1 hasta T_2 . El enfriamiento del aire ambiente también permite un enfriamiento de los leños hasta una temperatura T_3 inferior a T_2 , y luego recalentar hasta T_2 antes de llegar al extremo de la zona de mantenimiento.

El principal inconveniente de uso de la zona de mantenimiento para enfriar los leños de extrusión hasta la temperatura T_2 es que el tiempo a la temperatura T_1 será muy corto. Dos de los fines del método de homogeneización son cambiar el tipo y las partículas basadas en Fe primarias del tipo β -AlFeSi al tipo α -AlFeSi, y lograr un alto grado de esferoidización de las partículas de α -AlFeSi. Ambos de estos procesos se facilitan por las mayores temperaturas de homogeneización y los tiempos de homogeneización más largos. Simplemente calentando los leños de extrusión hasta la temperatura T_1 en la zona de calentamiento y luego enfriándolos hasta T_2 puede conducir a un grado insatisfactoriamente bajo de la transformación de partículas de β -AlFeSi a α -AlFeSi, así como un grado de esferoidización insatisfactoriamente bajo. Esto se puede compensar estableciendo la temperatura T_1 a un valor más alto que lo que es común en la industria. Para muchas aleaciones, en la industria se usa comúnmente una temperatura T_1 en el intervalo 570 °C-585 °C. Los experimentos han mostrado que el grado de transformación de partículas β -AlFeSi a α -AlFeSi, así como el grado de esferoidización después de 15 minutos a 595 °C, es comparable al de después de 2 ¼ horas a 575 °C. Así, con dicho punto de referencia de temperatura para T_1 el grado de esferoidización estará en el intervalo normal, aunque los leños de extrusión se enfríen hasta una temperatura T_2 más baja en la zona de mantenimiento.

Para el encargo de nuevos hornos de homogeneización continuos, la presente invención puede requerir un diseño distinto de configuración de la zona de calentamiento tradicional, zona de mantenimiento, zona de enfriamiento. La Figura 4 muestra un simple boceto de un diseño aplicable que sigue la descripción en el punto 3 anterior. La zona de calentamiento conduce a la zona de mantenimiento del mismo modo que en el diseño convencional, la transición se marca con una línea discontinua. Al final de la zona de calentamiento, existe una barrera térmica, marcada con una línea continua, antes de la transferencia a la zona de enfriamiento intermedio. La zona de enfriamiento intermedio puede contener tanto ventiladores de aire ambiente como calentadores para regular la temperatura dentro de los límites deseados. En el extremo de la zona de enfriamiento intermedio, donde las palanquillas de extrusión tienen la temperatura T_2 , se transfieren a la cámara de enfriamiento de un modo convencional, para el rápido enfriamiento con aire forzado.

Durante la colada de lingotes de extrusión, se forma una zona enriquecida en soluto próxima a la superficie de la palanquilla. Esta zona se denomina comúnmente zona de segregación inversa, o ISZ, y el espesor promedio de la zona normalmente está en el intervalo 50-200 μm , pero puede ser incluso más estrecha o incluso más ancha, dependiendo de factores tales como la tecnología de colada, composición de la aleación y diámetro de la palanquilla. El enriquecimiento de soluto en esta zona conduce a un menor punto de fusión, o más precisamente una menor temperatura solidus, en la ISZ que en el resto del lingote de extrusión. Esto impone una limitación práctica al máximo establecimiento de la temperatura T_1 en el horno de homogeneización, puesto que la fusión parcial de la ISZ puede conducir a defectos no deseados en la superficie de la palanquilla y a cambios microestructurales no deseados en la ISZ. Para explotar la ventaja de uso completa de la zona de mantenimiento para el lento enfriamiento usando una configuración alta para T_1 en la zona de calentamiento en el horno de homogeneización continua, por tanto, es deseable usar lingotes de extrusión producidos de tal manera que se minimice el enriquecimiento de soluto en la ISZ. Se ha desarrollado recientemente una tecnología de colada para producir lingotes de extrusión con dichas características (B.A. Heggset et al: solicitud de patente de EE. UU. 2006/0219378). Con esta tecnología de colada, conocida como colada por LPC, se ha demostrado que es posible usar una temperatura de homogeneización T_1 de al menos 610 °C para aleaciones de baja aleación de Al-Mg-Si sin reacciones de fusión parcial teniendo lugar en la ISZ como se demuestra en la Figura 6.

Según la invención, la palanquilla se puede enfriar monótonicamente desde la temperatura T_1 hasta la temperatura T_2 .

Según la invención, se puede aplicar un tiempo de mantenimiento de hasta 20 horas a la temperatura T2.

5 Un equipo para facilitar el método según la invención, en donde el equipo es del tipo lote, que incluye una cámara de calentamiento y cámara de enfriamiento, se puede caracterizar por que el horno para calentar y mantener está provisto de medios para enfriar las palanquillas hasta temperatura T2 o temperatura T3 y luego recalentar hasta la temperatura T2.

10 Un equipo para facilitar el método según la invención, en donde el equipo puede ser del tipo lote que incluye una cámara de calentamiento y cámara de enfriamiento, se puede caracterizar por que el equipo está provisto de una estación de enfriamiento intermedio para enfriar desde la temperatura T1 hasta T2.

15 Un equipo para facilitar el método según la invención, en donde el equipo es del tipo continuo que incluye una cámara o zona de calentamiento, una zona de mantenimiento y zona de enfriamiento, se puede caracterizar por que está limitado o bloqueado el flujo de aire entre la zona de calentamiento y la zona de mantenimiento.

20 Un equipo para facilitar el método según la invención, en donde el equipo es del tipo continuo que incluye una cámara o zona de calentamiento, una zona de mantenimiento y zona de enfriamiento, se puede caracterizar por que el equipo está provisto de medios para soplar aire ambiente en la zona de mantenimiento para enfriar las palanquillas desde la temperatura T1 hasta una temperatura T2

25 Un equipo para facilitar el método según la invención, en donde el equipo es del tipo continuo según la Fig. 4, se puede caracterizar por que el equipo consiste en una zona de calentamiento, una zona de mantenimiento, una zona de enfriamiento intermedio y una zona de enfriamiento.

REIVINDICACIONES

1. Método para la fabricación de una aleación de extrusión de Al-Mg-Si(-Cu), siendo la aleación inicialmente colada en palanquilla(s) de extrusión, que contiene en % en peso

- 5 Si: 0,20 - 1,50
- Mg: 0,25 - 1,50
- Fe: 0,05 - 0,50
- 10 Cu: 0,00 - 1,00
- Mn: 0,00 - 1,00
- Cr: 0,00 - 0,50
- Zn: 0,00 - 0,50
- Ti: 0,00 - 0,20, y

que incluye impurezas relacionadas y el resto Al,

15 en donde la palanquilla, dependiendo de su composición de aleación y aplicación, se calienta hasta la temperatura de mantenimiento de homogeneización deseada T_1 entre 520 °C y 620 °C y se mantiene a dicha temperatura durante un tiempo requerido, en donde a partir de aquí la palanquilla se somete a enfriamiento desde la temperatura de homogeneización T_1 hasta una temperatura T_2 , o se enfría hasta una temperatura T_3 inferior a T_2 y luego se recalienta hasta T_2 , antes de la aparición de enfriamiento a una tasa de 150 °C/h o más rápida en donde la temperatura T_2 es al menos 10 °C más baja que la temperatura T_1 y a o por encima de la línea de solvus para Mg+Si, y en donde el tiempo entre la temperatura T_1 y la aparición del enfriamiento a una tasa de 150 °C/h o más rápida empezando en la temperatura T_2 es mínimo 30 minutos y máximo 20 horas.

25 2. Método según la reivindicación 1, caracterizado por que la velocidad de enfriamiento intermedio promedio entre las temperaturas T_1 y la aparición de enfriamiento rápido después de T_2 : es < 150 °C por hora pero > 4 °C por hora.

30 3. Método según las reivindicaciones 1-2, caracterizado por que la composición de las aleaciones medidas en % en peso se encuentra dentro de

- 35 Si: 0,30 - 0,6.
- Fe: 0,10 - 0,30
- Mg: 0,35 - 0,6

y con los siguientes niveles máximos (% en peso) de los siguientes elementos

- 40 Cu: 0,10
- Mn: 0,10
- Cr: 0,05
- Zn: 0,15
- 45 Ti: 0,10.

4. Método según las reivindicaciones 1-3, caracterizado por que la composición de las aleaciones medida en % en peso se encuentra dentro de

- 50 Si: 0,20 - 0,6
- Mg: 0,45 - 0,9

y con los siguientes niveles máximos (% en peso) de los siguientes elementos

- 55 Fe: 0,35
- Cu: 0,10
- Mn: 0,10
- Cr: 0,10
- 60 Zn: 0,10
- Ti: 0,10.

5. Método según las reivindicaciones 1-3, caracterizado por que la composición de las aleaciones medida en % en peso se encuentra dentro de

ES 2 778 046 T3

Si: 0,50 - 0,9
Mg: 0,40 - 0,7

y con los siguientes niveles máximos (% en peso) de los siguientes elementos

5
Fe: 0,35
Cu: 0,30
Mn: 0,50
Cr: 0,30
10 Zn: 0,20
Ti: 0,10.

6. Método según las reivindicaciones 1-3,
caracterizado por que

15 la composición de las aleaciones medida en % en peso se encuentra dentro de

Si: 0,40 - 0,8
Cu: 0,15 - 0,40
20 Mg: 0,8 - 1,2
Cr: 0,04 - 0,35

y con los siguientes niveles máximos (% en peso) de los siguientes elementos

25 Fe: 0,7
Mn: 0,15
Zn: 0,25
Ti: 0,15.

7. Método según las reivindicaciones 1-3,
caracterizado por que

30 la composición de las aleaciones medida en % en peso se encuentra dentro de

Si: 0,7 - 1,3
Mn: 0,40-1,0
35 Mg: 0,6 - 1,2

y con los siguientes niveles máximos (% en peso) de los siguientes elementos

40 Fe: 0,50
Cu: 0,10
Cr: 0,25
Zn: 0,20
Ti: 0,10.

Fig. 1

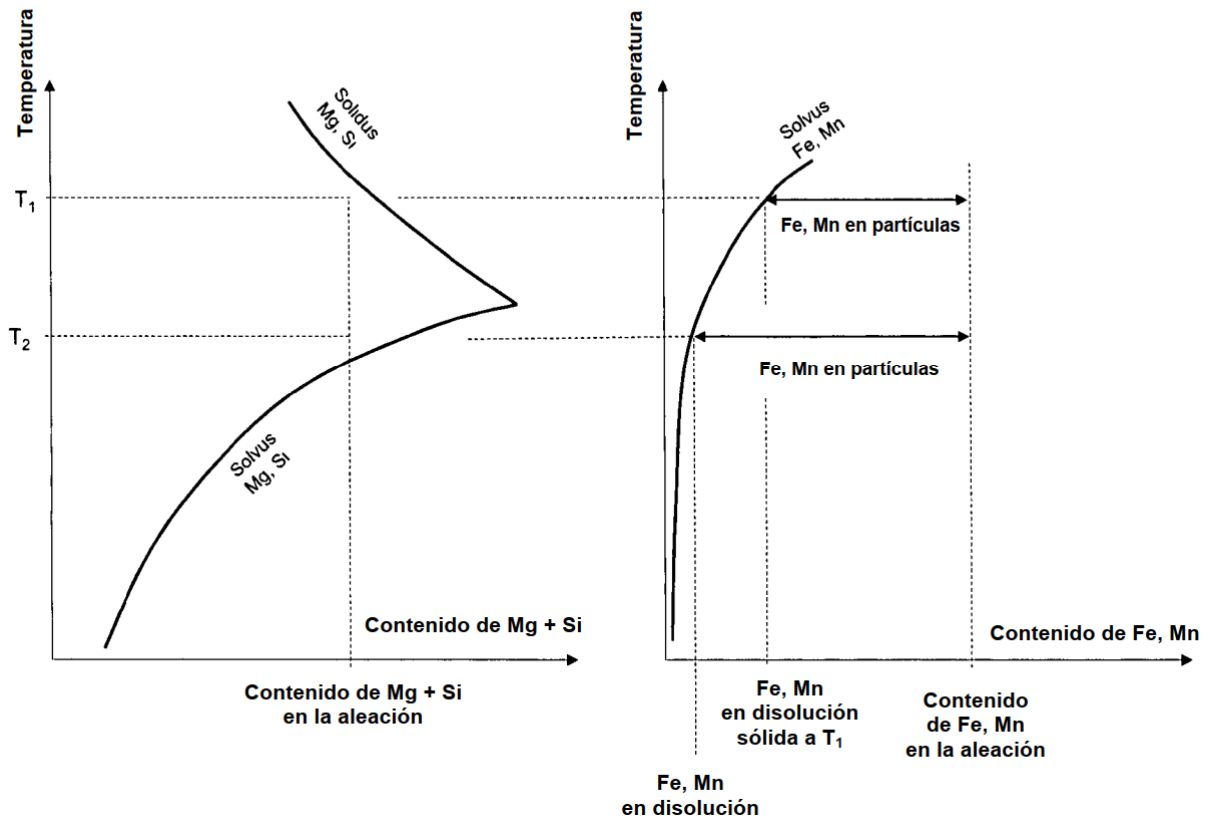
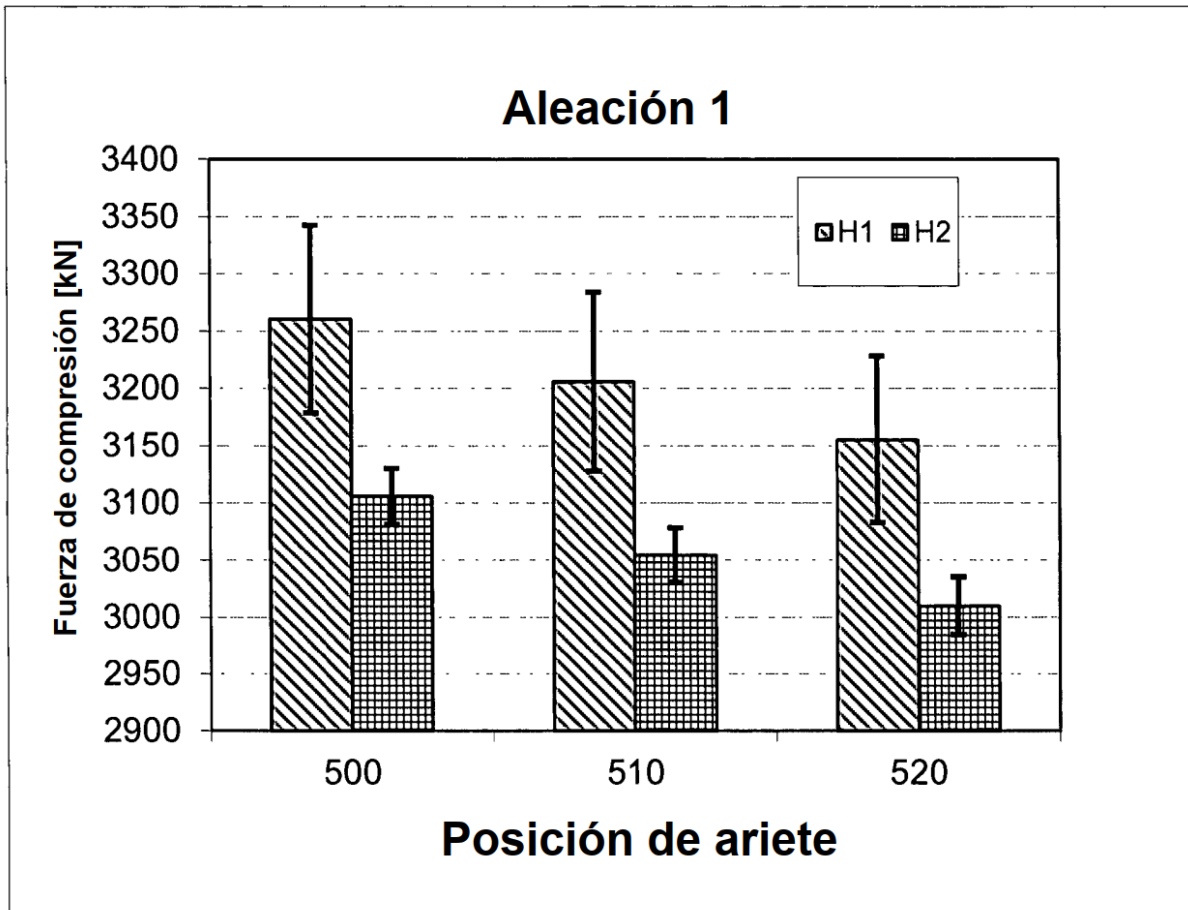
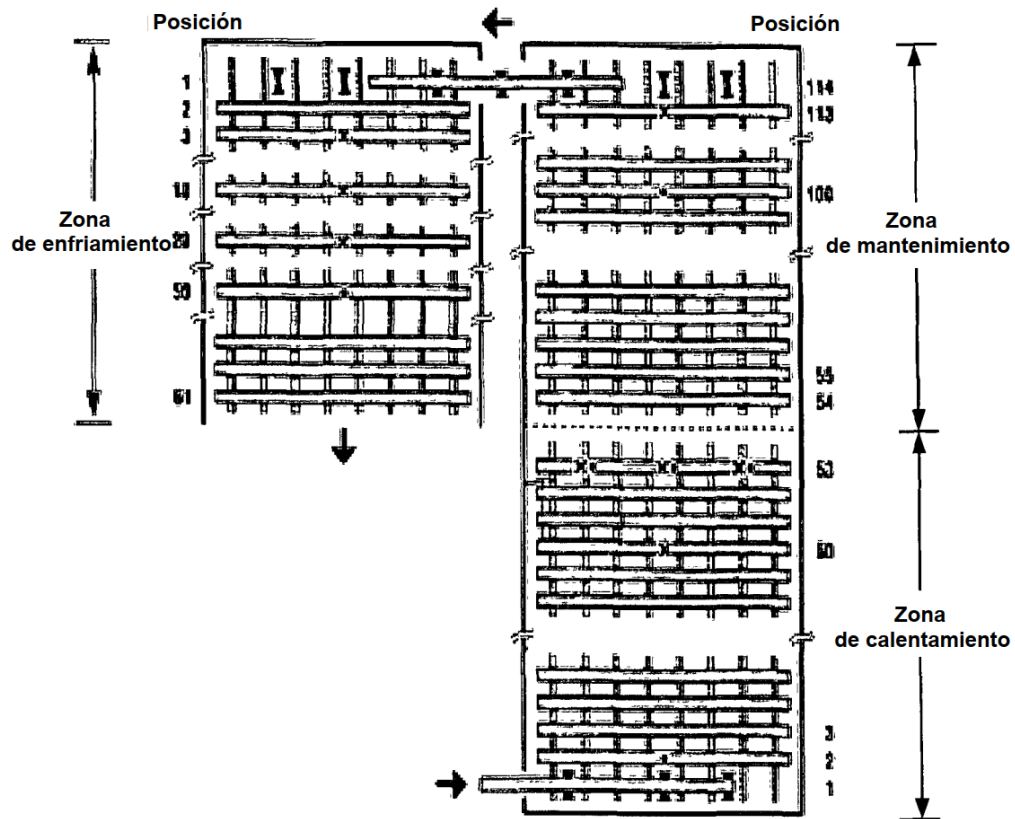


Fig. 2



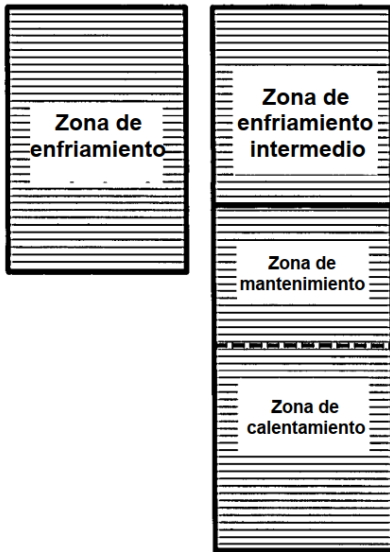
Presión de extrusión en diferentes posiciones de ariete para los dos ciclos de homogeneización H1 y H2

Fig. 3



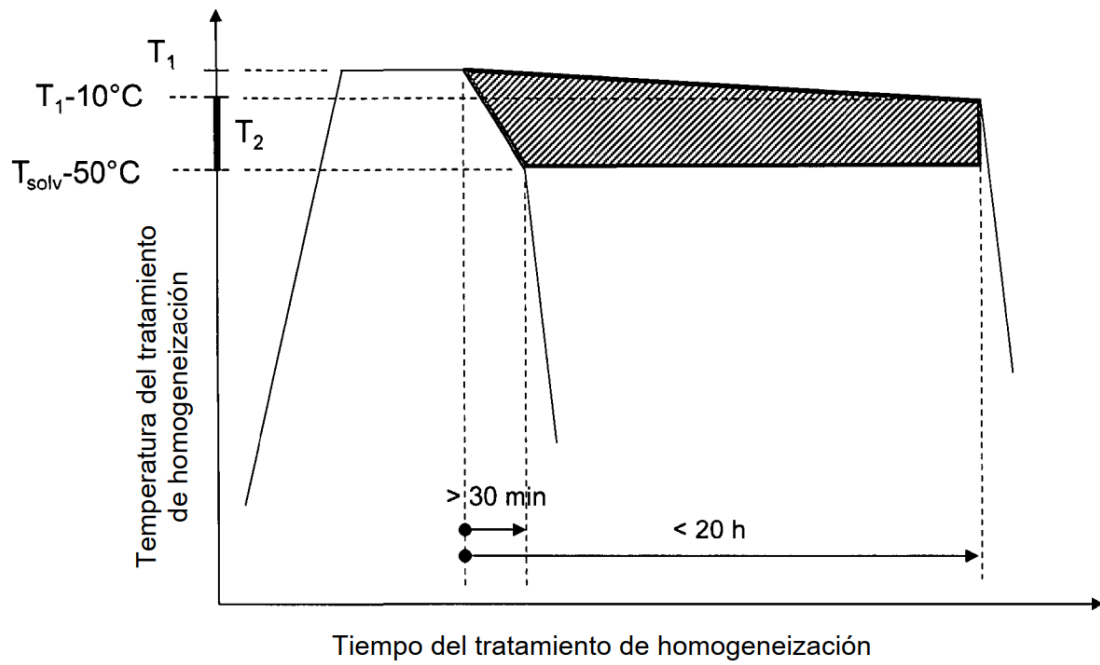
Boceto que muestra un ejemplo de una disposición de un horno de homogeneización continuo convencional.

Fig. 4



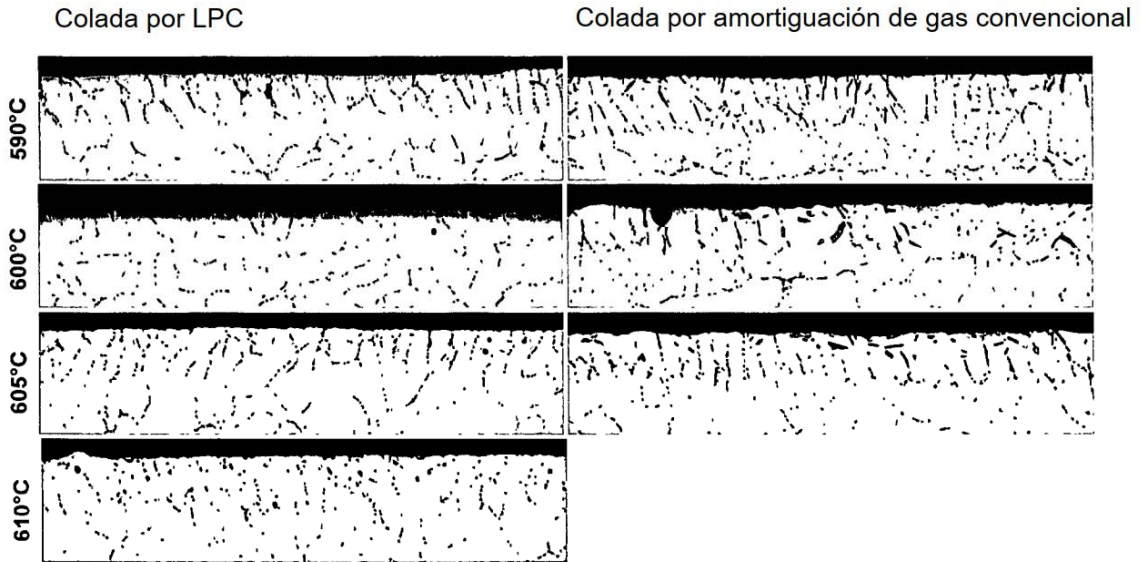
Boceto que muestra un ejemplo de una distribución de un horno de homogeneización continuo mejorado

Fig.5



Boceto de un diagrama temperatura-tiempo para la homogeneización donde el área sombreada indica la ventana temperatura-tiempo englobada por la invención como se define en las reivindicaciones.

Fig.6



Zona de segregación inversa de palanquillas coladas por LPC y palanquillas coladas por amortiguación de gas convencional de una aleación 6060 después de la homogeneización a las temperaturas indicadas. Las partículas inactivas de Al-Fe-Si observadas para las palanquillas convencionales después de la homogeneización a 600 °C y 605 °C son claras indicaciones de la fusión parcial en la ISZ.