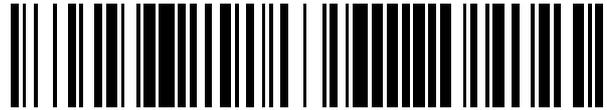


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 463 677**

51 Int. Cl.:

**C22F 1/00** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.11.2001 E 01992800 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **07.05.2014 EP 1337680**

54 Título: **Temple rápido mejorado de grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación**

30 Prioridad:

**03.11.2000 US 706465**

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

**28.05.2014**

73 Titular/es:

**MATERION BRUSH INC. (100.0%)  
6070 Parkland Boulevard  
Cleveland, OH 44124, US**

72 Inventor/es:

**BISHOP, WILLIAM J.;  
BRADY, NOEL M.;  
CRIBB, WALTER R. y  
OFFENGENDEN, ANATOLY A.**

74 Agente/Representante:

**UNGRÍA LÓPEZ, Javier**

**ES 2 463 677 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**

Temple rápido mejorado de grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación

**5 Antecedentes****Campo de la invención**

10 La presente invención se refiere a un método nuevo para el temple rápido de grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación.

**Antecedentes**

15 Una aleación endurecible por precipitación (o "endurecible por envejecimiento") es una aleación que, cuando se calienta a una temperatura inferior a su temperatura de solvus, se nuclea y forma un precipitado de los componentes de la aleación. El endurecimiento por precipitación normalmente causa un aumento considerable de la dureza de la aleación además de una mejora ventajosa de otras características combinadas de la aleación incluyendo, por ejemplo, la resistencia, la ductabilidad y la conductividad eléctrica.

20 Industrialmente, el endurecimiento por precipitación se consigue calentando la aleación a un margen de temperaturas relativamente estrecho, más o menos entre la temperatura de solvus y la temperatura ambiente, durante de 0,5 a 20 horas. Normalmente se evitan aquellas temperaturas de endurecimiento por precipitación cercanas a la temperatura de solvus, ya que resulta difícil controlar los resultados obtenidos a estas temperaturas más elevadas y la naturaleza de los precipitados cambia considerablemente. También se evita el endurecimiento por precipitación a una temperatura de endurecimiento inferior a la mínima necesaria a la que el endurecimiento por precipitación es demasiado lento para que resulte comercialmente viable.

25 El endurecimiento por precipitación normalmente no se producirá a menos que los componentes de la aleación estén distribuidos de manera relativamente uniforme por la masa de la aleación. Por lo tanto, las aleaciones endurecibles por precipitación normalmente se someten a una o más fases de tratamiento térmico y/o procesamiento por forja, antes del endurecimiento por precipitación, para reducir la segregación en bruto y/o microsegregación de los elementos que ocurre inherentemente cuando las aleaciones fundidas se solidifican y para refinar la microestructura. Ejemplos de dichas fases de procesamiento incluyen la homogeneización, recocido por solubilización, labrado en caliente y labrado en frío.

35 Durante la homogeneización, la aleación se calienta a una temperatura inferior pero relativamente cercana a la temperatura de solidus durante un período de tiempo prolongado como de 4 a 12 horas, por ejemplo, y, a continuación, se temple. La homogeneización normalmente se realiza de forma temprana durante el régimen de procesamiento, normalmente como primera fase del procesamiento después de la fusión de la aleación. Como resultado de la homogeneización, los componentes solutos de la aleación tienden a disolverse en la matriz de la aleación, consiguiéndose así una mejor distribución, casi uniforme, de los componentes. El temple tras la homogeneización puede ser rápido o lento y normalmente se realiza mediante enfriamiento por aire.

40 El recocido por solubilización es similar a la homogeneización en cuanto que el lingote también se calienta a una temperatura cercana pero inferior a su temperatura de solidus. No obstante, el recocido por solubilización normalmente presupone que la aleación ya comienza con una distribución relativamente uniforme de los componentes y el calentamiento solo se realiza para disolver los componentes que pudieran haber sido sometidos a la segregación de corto alcance durante el enfriamiento en una fase de labrado en caliente o de calentamiento térmico previo. Además, los tiempos de calentamiento normalmente son considerablemente más cortos que durante la homogeneización convencional, del orden de unos pocos minutos a varias horas más o menos. El tamaño de la sección, es decir, el tamaño de la masa o sección de metal que se está calentando, también influye en los tiempos de calentamiento por las limitaciones de conductividad térmica.

45 El recocido por solubilización también connota que la aleación se temple rápidamente a una temperatura igual o cercana a la ambiental normalmente hasta su estado de menor dureza. Por "temple rápido" se entiende que la temperatura de la aleación se reduce por toda su masa lo más rápido posible en términos comercialmente viables. Normalmente, el temple rápido se realiza mediante la inmersión en agua, si bien pueden utilizarse otras técnicas como el contacto con aceite, gas refrigerante u otro material. El temple rápido "congela" los componentes disueltos en su lugar correspondiente, evitando así la formación de otras fases que pudieran ocurrir si el enfriamiento fuera más lento.

50 Durante el labrado en frío y en caliente, la aleación se somete a la deformación mecánica uniforme significativa para romper mecánicamente los granos de cristal de mayor tamaño en otros más pequeños. El labrado en caliente normalmente se realiza entre la temperatura de solvus y la de solidus de la aleación, permitiendo así la recristalización de los componentes de la aleación en unos granos más pequeños tras el enfriamiento. El labrado en

frío normalmente se realiza a temperatura ambiente y, en cualquier caso, por debajo de las temperaturas de endurecimiento por precipitación. El labrado en frío puede ir seguido de un recocido por solubilización, que también fomenta la recristalización de los componentes de la aleación en granos más pequeños.

5 Las aleaciones endurecibles por precipitación, recocidas por solubilización en forma de grandes secciones son difíciles de producir de manera fiable y sistemática. En este contexto, "sección" significa una masa de la aleación tanto si ha sido labrada previamente como si no para cambiar su tamaño o su forma. En algunos casos, la aleación no es totalmente endurecible tal y como queda reflejado por una resistencia y/o dureza insuficientes cuando la aleación se endurece por precipitación. En otros casos, la masa de la aleación sufre un agrietamiento interno durante el tratamiento térmico o distorsión durante el mecanizado y/o uso posteriores. Dependiendo de la aleación particular de que se trate, estos problemas se observan en secciones cuyo calibre mínimo (dimensión mínima del espesor) es tan pequeño como 37,62 cm (3 pulgadas). En otras aleaciones, estos problemas no se observan hasta que el calibre mínimo de la sección es de 20,32 cm (8 pulgadas) o superior.

15 Así, en el contexto de este caso una sección "grande" de una aleación endurecible por precipitación significa una sección cuyo calibre mínimo es lo suficientemente grande como para que, después del recocido por solubilización convencional usando el templado por inmersión en agua, se observe uno o más de los problemas antedichos.

20 En la Patente Estadounidense 4488913 se presenta un método para el temple interrumpido de aleaciones de aluminio que consiste en un enfriamiento rápido por temple, detención del temple mediante el enfriamiento por aire y reanudación del temple a temperatura ambiente.

25 En la Patente Estadounidense 4420345 se presenta un artículo fundido de aleación de aluminio, producido vertiendo la aleación fundida en un molde. Mientras el cuerpo fundido de la aleación se enfría, tras la solidificación completa pero antes de que la temperatura haya descendido a menos de 450 °C, el artículo se coloca en el horno de recalentamiento que se mantiene a temperaturas de entre 500 y 550 °C, antes del temple.

### Resumen de la invención

30 Según la presente invención, se ha descubierto que pueden producirse grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación, recocidas por solubilización, resistentes al agrietamiento interno y a la distorsión si bien completamente endurecibles si, durante el temple de la aleación, se deja que la temperatura de la sección se establezca justo por encima de la temperatura de solvus antes de templar rápidamente la sección. Preferentemente, se deja que la temperatura de la sección se establezca una segunda vez, al final del temple rápido, antes de que la sección se enfríe a temperatura ambiente.

35 Así, la presente invención proporciona un proceso nuevo para el temple de una aleación endurecible por precipitación según el cual la aleación se enfría de una temperatura de recocido por solubilización a una temperatura de temple final, en donde el proceso consiste en dejar que la temperatura de la aleación se establezca a una primera temperatura de estabilización justo por encima de la temperatura de solvus de la aleación antes de templar rápidamente la aleación. Preferentemente, también se deja que la temperatura de la aleación se establezca una segunda vez a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura de temple final aunque no tan alta como para que ocurra un cambio de fase o de dureza significativo en la aleación, antes de enfriarla a la temperatura de temple final.

40 Además, la presente invención también proporciona, como nuevos productos, grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación que son totalmente endurecibles y aún así tienen una tendencia reducida al agrietamiento interno y a la distorsión, en donde las secciones de la aleación se realizan mediante un proceso de tratamiento térmico según el cual se deja que la temperatura de la sección se establezca justo por encima de la temperatura de solvus de la aleación antes de templarla rápidamente.

### Breve descripción de los dibujos

45 La presente invención puede comprenderse con mayor facilidad haciendo referencia a los dibujos siguientes, en los que:

50 La Figura 1 es una representación esquemática en la que se ilustran las temperaturas superficial e interior de una gran sección de una aleación endurecible por precipitación que está siendo templada rápidamente conforme a un esquema de temple de la presente invención.

60 Las Figuras 2 y 3 son representaciones esquemáticas similares a la de la Figura 1 en las que se ilustran las temperaturas superficial e interior de grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación que están siendo templadas rápidamente conforme a otros esquemas de temple de la presente invención.

65 Conforme a la presente invención, se proporciona un proceso para el temple de una aleación endurecible por

5 precipitación según el cual la aleación se enfría de una temperatura de recocido por solubilización a una temperatura de temple final, en donde el proceso consiste en permitir que la temperatura de la aleación se establezca a una primera temperatura de estabilización que es inferior a la temperatura de recocido por solubilización y 56 °C o menos superior a la temperatura de solvus antes de templar rápidamente la aleación, según el cual se temple una sección de la aleación que tiene un calibre mínimo de 7,6 cm por lo menos.

Preferentemente, la primera temperatura de estabilización es 42 °C o menos superior a la temperatura de solvus.

10 Más preferentemente, la primera temperatura de estabilización es 28 °C o menos superior a la temperatura de solvus.

Y todavía más preferentemente, la primera temperatura de estabilización es 14 °C o menos superior a la temperatura de solvus.

15 Ventajosamente, se deja que la temperatura de la aleación se establezca a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura de temple final aunque no tan alta como para que ocurra algún cambio de fase significativo en la aleación.

20 Convenientemente, el temple rápido ocurre poniendo la aleación en contacto con agua.

Preferentemente, la aleación se endurece posteriormente por precipitación manteniendo la aleación a una temperatura de endurecimiento por precipitación, estando la segunda temperatura de estabilización dentro de los límites de los 65,6 °C (150 °F) de la temperatura de endurecimiento por precipitación.

25 Ventajosamente, la aleación es una aleación de BeCu que contiene del 0,1 al 5 % en peso de Be o una aleación espinoidal de Cu-Ni-Sn que contiene del 8 al 16 % en peso de Ni aproximadamente y del 5 al 8 % en peso de Sn, siendo el equilibrio Cu e impurezas incidentales.

30 Convenientemente, el proceso comprende:

enfriar la aleación en un primer incremento de enfriamiento de su temperatura de recocido por solubilización a una primera temperatura de estabilización dentro de los límites de los 56 °C de la temperatura de solvus de la aleación,

35 dejar que la temperatura de la aleación se establezca a la primera temperatura de estabilización y, a continuación,

enfriar rápidamente la aleación a través de un segundo incremento de enfriamiento a una temperatura menor en la que no ocurre ningún cambio significativo de fase de la aleación.

40 Preferentemente, el proceso también comprende permitir que la temperatura de la aleación se establezca a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura ambiente aunque no tan alta como para que ocurra algún cambio de fase significativo en la aleación.

45 Ventajosamente, la aleación se endurece posteriormente por precipitación manteniendo la aleación a una temperatura de endurecimiento por precipitación, estando la segunda temperatura de estabilización dentro de los límites de los 66,6 °C (150 °F) de la temperatura de endurecimiento por precipitación.

Preferentemente, el proceso también comprende enfriar más la aleación a través de un tercer incremento de enfriamiento.

50 Convenientemente, en el tercer incremento de enfriamiento la aleación se enfría a temperatura ambiente.

Preferentemente, la aleación es una aleación de BeCu que contiene del 0,1 al 5 % en peso de Be o una aleación espinoidal de Cu-Ni-Sn que contiene del 8 al 16 % en peso de Ni aproximadamente y del 5 al 8 % en peso de Sn, siendo el equilibrio Cu e impurezas incidentales.

55 Ventajosamente, la aleación tiene una dimensión mínima del espesor de 20,3 cm (8 pulgadas) por lo menos.

#### **Descripción detallada**

60 La presente invención se refiere a un proceso nuevo para el temple rápido de grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación y a las secciones de aleaciones así realizadas.

#### **Temple rápido**

65 Tal y como se ha indicado anteriormente, el temple rápido de aleaciones endurecibles por precipitación normalmente

se realiza después de un recocido por solubilización para congelar los componentes solutos en su lugar correspondiente. El temple rápido también puede realizarse tras la homogeneización, normalmente cuando no hay ningún recocido por solubilización. El temple rápido también puede realizarse además después de un endurecimiento por precipitación.

En todos los casos, el temple rápido se lleva a cabo conforme a la presente invención de forma modificada donde la temperatura de la aleación se deja que se establezca o equilibre a una temperatura justo por encima de su temperatura de solvus antes de templarla rápidamente a su temperatura de temple final. En una realización preferente, se deja que la temperatura de la aleación se establezca una segunda vez, esta vez a una segunda de estabilización superior a la temperatura de temple final pero igual o inferior a una temperatura de inmovilidad en la que en la práctica no ocurre ningún cambio de fase. Según la presente invención, se ha descubierto que este método minimiza la formación de grietas internas y de distorsiones en el producto recocido por solubilización (u homogeneizado), permitiendo así la realización de secciones de aleaciones endurecibles por precipitación sin grietas ni distorsiones lo más grandes posibles mediante la tecnología de temple convencional.

Aunque no se desea el hecho de vincularse a ninguna teoría, se cree que con la presente invención pueden reducirse el agrietamiento interno y la distorsión ya que la bajada de temperatura a la que se somete la sección de la aleación durante el temple rápido es menor que la de la práctica convencional. En concreto, se cree que el agrietamiento interno de grandes secciones de aleaciones se debe a la diferencia de temperatura entre el interior y la superficie de la sección durante el temple rápido. Dada la moderada conductividad térmica de la mayoría de las aleaciones endurecibles por precipitación, durante el temple rápido el interior de la sección se mantiene más caliente que su superficie. Como resultado, la porción superficial de la sección se encoge más rápido que su interior. Esto, a su vez, provoca unos esfuerzos internos en la sección que hacen que la porción superficial de la sección quede bajo tensión y el interior quede bajo compresión. El efecto neto es que la sección es propensa al agrietamiento y/o distorsión como medio para mitigar estos esfuerzos.

Según la presente invención, estos esfuerzos internos se reducen porque se deja que la temperatura de la aleación se establezca a una temperatura igual o cercana a su temperatura de solvus antes de su temple rápido. Por lo tanto, la bajada de temperatura a la que se somete la sección durante el temple rápido es menor que la que sería en otras circunstancias. Por ejemplo, si el temple rápido de la Aleación C72700 (Cu9Ni-6Sn) se inicia a una temperatura ligeramente superior a su temperatura de solvus (740 °C/1364 °F) en lugar de a una temperatura igual a o superior 815 °C (1500 °F) según la práctica habitual, se eliminan unos 78 °C (140 °F) de la diferencia de presión que se encuentra la sección durante el temple rápido convencional y, por lo tanto, de un 7 a un 8 % aproximadamente del esfuerzo interno al que se ve sometida durante la operación de temple. El efecto neto es que se reduce la tendencia de la sección a agrietarse o distorsionarse de cualquier otro modo.

En la realización preferente, se deja que la temperatura de la sección de la aleación se establezca o equilibre una segunda vez, esta vez a una segunda de estabilización superior a la temperatura de temple final pero igual o inferior a una "temperatura de inmovilidad" en la que en la práctica no ocurre ningún cambio de fase ni de dureza. Normalmente, la segunda temperatura de estabilización se encontrará dentro de los límites de los 93,3 °C (200 °F) de temperatura aproximadamente, más corrientemente de los 65,6 °C (150 °F) de temperatura aproximadamente, e incluso de los 37,8 °C (100 °F) de temperatura, por debajo de la temperatura a la que ocurre el endurecimiento por precipitación de la aleación en la práctica comercial. Las velocidades de difusión de los componentes de la aleación disminuyen notablemente al descender la temperatura. De hecho, una regla metalúrgica general es que las velocidades de difusión disminuyen aproximadamente la mitad por cada 10 °C de descenso de la temperatura. Por lo tanto, el tiempo efectivo necesario para alcanzar cualquier reacción se duplica cada 10 °C de descenso de la temperatura. Esto significa que, durante la segunda fase de estabilización, no ocurrirá fundamentalmente ningún cambio de fase adverso, incluso si esta se lleva a cabo a unas temperaturas tan bajas como 37,8 °C (100 °F) por debajo de la temperatura de endurecimiento por precipitación comercial, ya que el tiempo necesario para esta estabilización sigue siendo corto en comparación. Por supuesto, la segunda fase de estabilización puede llevarse a cabo a temperaturas menores tales como, por ejemplo, 176,7 °C (350 °F), 148,9 °C (300 °F) e incluso 121,1 °C (250 °F), aunque con este enfoque no se obtendría ninguna ventaja especial.

Como resultado de la estabilización de la temperatura de la aleación a la segunda temperatura de estabilización, se consigue un descenso más de la bajada de temperatura a la que se somete la sección de la aleación durante el temple rápido. Por ejemplo, si el temple rápido de la Aleación C72700 se finaliza a una temperatura de inmovilidad de 357 °C (675 °F) en lugar de a una temperatura de temple final de unos 38 °C (100 °F) según la práctica habitual, se eliminan unos 320 °C (575 °F) de la diferencia de temperatura a la que se ve sometida la sección de la aleación durante un temple rápido convencional. Esto, a su vez, elimina un 30 % adicional del esfuerzo interno potencial resultante del temple. El efecto neto es una reducción total de casi un 40 % del esfuerzo interno potencial resultante del temple que, a su vez, lleva a una disminución significativa de la tendencia de la sección de la aleación a agrietarse y/o distorsionarse durante su fabricación y uso.

En cuanto a la obtención de una aleación totalmente endurecible, el temple rápido todavía se sigue llevando a cabo conforme a la presente invención en casi todo, si no todo, el margen de temperaturas al que pueden formarse fases

no deseadas (la "zona sensible a la temperatura"). Por lo tanto, todavía pueden obtenerse todas las ventajas del temple rápido, que congela los componentes de la aleación en el lugar correspondiente sin permitir que se formen fases no deseadas, por completo o al menos prácticamente por completo.

5 Así, la presente invención se basa en el reconocimiento de que el agrietamiento interno y la distorsión que se producen cuando se recuecen por solubilización grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación se derivan del esfuerzo térmico al que se ve sometida la sección durante el temple rápido convencional. Además, la presente invención también se basa en otro reconocimiento que consiste en que este esfuerzo térmico puede ser considerado como que se deriva de tres componentes: un primer componente atribuible al enfriamiento de la temperatura de recocido por solubilización a la temperatura de solvus, un segundo componente atribuible al enfriamiento de la temperatura de solvus a una temperatura de inmovilidad a la que en la práctica no se produce ningún cambio de fase y un tercer componente atribuible al enfriamiento de la temperatura de inmovilidad a la temperatura de temple final. Para evitar la formación de fases no deseadas de la aleación, la aleación debe templarse rápidamente a través del segundo incremento de enfriamiento (temperatura de solvus a temperatura de inmovilidad), dado que esta es la zona sensible a la temperatura en la que pueden producirse cambios de fase no deseados. No obstante, en la práctica no se producen cambios de fase no deseados fuera de este margen. Por lo tanto, según la presente invención, el temple rápido debe limitarse preferentemente a este margen sensible a la temperatura solamente, tomándose provisiones para permitir que la temperatura del lingote se establezca justo por encima, y preferentemente justo por debajo, de este margen de temperaturas. Como resultado, con la presente invención quedan eliminados de manera efectiva el primer y el tercer componente del esfuerzo térmico asociado a la práctica convencional. El resultado es que pueden producirse secciones de aleaciones totalmente endurecibles por precipitación más grandes sin el agrietamiento interno ni la distorsión característicos de la tecnología anterior.

25 La presente invención puede comprenderse más fácilmente haciendo referencia a la Figura 1 que es una representación esquemática de las temperaturas superficial e interna de una aleación endurecible por precipitación de sección grande que se está templando rápidamente conforme a la presente invención como una función del tiempo. Las líneas continuas de esta figura representan la temperatura superficial mientras que las líneas discontinuas representan la temperatura interna.

30 Tal como se muestra en esta figura, la aleación que se está procesando como el resto de las aleaciones endurecibles por precipitación tiene una temperatura de liquidus única,  $T_{LIQ}$ , por encima de la cual la aleación se funde totalmente y una temperatura de solidus única,  $T_{SOLIDUS}$ , por debajo de la cual la aleación es totalmente sólida. Estas temperaturas juntas definen un intervalo de fusión, MR en la Figura 1, en el que el estado líquido y el sólido se producen a la vez. La aleación también tiene una temperatura de solvus,  $T_{SOVLUS}$ , por encima de la cual los componentes de las aleaciones tienden a disolverse de manera uniforme unos en otros pero por debajo de la cual los componentes tienden a separarse en fases diferentes. La aleación también define un margen de temperaturas relativamente estrecho en el que la aleación puede ser endurecida por precipitación bajo condiciones comercialmente aceptables, estando este margen de temperaturas indicado como PHR en la Figura 1. Además, la aleación también define una temperatura de inmovilidad,  $T_{IMMOBILITY}$ , que es lo suficientemente elevada como para que los cambios de fase no deseados solo ocurran si la aleación se mantiene a esta temperatura durante un período prolongado de tiempo como 10 horas, por ejemplo, pero no tan elevada como para que los cambios de fase ocurran a cualquier grado significativo durante el tiempo que dura la estabilización de la temperatura según la presente invención, normalmente de 1/2 hora a 1 hora más o menos.

45 En la tecnología de recocido por solubilización convencional, la aleación se calienta de la temperatura ambiente a una temperatura de recocido por solubilización que normalmente es ligeramente menor que la temperatura de solidus de la aleación. A continuación, la aleación se mantiene a esta temperatura durante un período de tiempo adecuado, como de 1/2 hora a 1 hora más o menos, lo que permite que cualquier elemento que hubiera podido segregarse durante las fases anteriores del procesamiento se disuelva nuevamente. A continuación, la aleación se temple rápidamente a temperatura ambiente, como por inmersión en agua o similar. Esto se ilustra en la Figura 1 en la que se muestra la aleación que está siendo calentada a lo largo del segmento de línea 12 a un margen de temperaturas de recocido por solubilización SR donde es mantenida durante un período de tiempo adecuado (línea 14) y a continuación es templada rápidamente a temperatura ambiente a lo largo de las líneas 16/18.

55 No obstante, según la presente invención, durante el temple la aleación se enfría de una manera modificada en la que se deja que la temperatura de la aleación se establezca a una primera temperatura de estabilización ligeramente superior a la temperatura de solvus de la aleación y, preferentemente, una vez más a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura de temple final pero igual o inferior a la temperatura de inmovilidad a la que en la práctica no ocurren cambios de fase significativos.

60 En la realización particular ilustrada en la Figura 1, la sección de la aleación se retira del horno de recocido y se introduce inmediatamente en un horno de mantenimiento mantenido a la primera temperatura de estabilización,  $T_{STAB-I}$ , que es ligeramente superior a la temperatura de solvus de la aleación,  $T_{SOVLUS}$ . Como resultado, la temperatura superficial de la sección desciende prácticamente de inmediato a lo largo del segmento de línea 16 a la primera temperatura de estabilización. El interior de la sección, sin embargo, se enfría más lentamente a lo largo del

segmento de línea 22 hasta que también alcanza la primera temperatura de estabilización.

A continuación, la sección se sumerge en un baño de sales licuadas que se mantiene a la temperatura de inmovilidad de la aleación,  $T_{\text{IMMOBILITY}}$ , que, tal y como se muestra en la Figura 1, es algo inferior a la temperatura de endurecimiento por precipitación mínima necesaria, a saber, el límite más bajo del PHR. Como resultado, la superficie de la sección se enfría inmediatamente a lo largo del segmento de línea 24 a la segunda temperatura de estabilización que, en este caso, es igual a la temperatura de inmovilidad. Entretanto, el interior de la sección se enfría más lentamente a lo largo del segmento de línea 26 hasta que también alcanza la segunda temperatura de estabilización. En ese momento, la sección se sumerge en otro medio de enfriamiento, tal como agua, donde se deja hasta que finaliza el temple. Tal y como se muestra en la Figura 1, durante este período, la superficie de la sección se enfría a temperatura ambiente a lo largo del segmento de línea 28, mientras que el interior se enfría a temperatura ambiente a lo largo del segmento de línea 30.

Según la presente invención, se ha descubierto que, si se procede de esta manera, el agrietamiento interno y la deformación plástica de grandes secciones de aleaciones pueden reducirse considerablemente o eliminarse durante la fabricación, además de la distorsión de dichas secciones grandes durante su uso. Se cree que el esfuerzo interno al que se ve sometida una sección que se está enfriando es proporcional a la diferencia entre las temperaturas interna y externa de la sección. Esta diferencia está representada en la Figura 1 a través de la distancia vertical entre la temperatura interna y la externa de la sección. Por ejemplo, esta diferencia está representada por la distancia vertical entre el segmento de línea 22 y el segmento de línea 32 durante la primera fase de enfriamiento de la invención, por la distancia vertical entre el segmento de línea 26 y el 36 durante la segunda fase de enfriamiento de la invención y la distancia vertical entre el segmento de línea 30 y el 39 en la tercera fase de enfriamiento de la invención. No obstante, durante el temple convencional, esta diferencia queda representada por la diferencia vertical entre el segmento de línea 22 y la temperatura ambiente, una distancia mucho mayor. Podrá apreciarse por tanto que, si el temple rápido se lleva a cabo según las fases anteriormente descritas, la sección en su conjunto se ve sometida a un esfuerzo interno mucho menor lo cual se traduce en una reducción concomitante del agrietamiento, del flujo plástico y de la deformación en el producto final.

La Figura 2 ilustra otra realización de la invención en la que la sección está siendo rápidamente templada mediante inmersión en agua. En esta realización, la sección se estabiliza a la primera temperatura de estabilización de la misma manera que en la Figura 1 y, a continuación se sumerge en un baño de agua de temple en el que se mantiene hasta que su temperatura interna alcanza la temperatura de inmovilidad en el punto 40. En ese momento, la sección se saca del baño de agua y se deja reposar al aire a temperatura ambiente, un proceso de enfriamiento relativamente lento enfocado a minimizar el esfuerzo. Como resultado, las temperaturas interna y externa de la sección se combinan a la segunda temperatura de estabilización,  $T_{\text{STAB-2}}$ , que es considerablemente menor que la temperatura de inmovilidad,  $T_{\text{IMMOBILITY}}$ , y después descienden a la ambiente.

La Figura 3 ilustra otra realización de la invención en la que la sección también está siendo rápidamente templada mediante la inmersión en agua. No obstante, en este caso, la sección se retira del baño de temple lo suficientemente pronto como para que las temperaturas interna y externa de la sección se combinen en una segunda temperatura de estabilización,  $T_{\text{STAB-2}}$ , que solo es ligeramente inferior a la temperatura de inmovilidad,  $T_{\text{IMMOBILITY}}$ . En este caso, el enfriamiento del interior de la sección es más lento si bien sigue estando dentro del margen de endurecimiento por precipitación, PHR. Aunque al actuar de esta manera pueden ocurrir fases no deseadas en el interior de la sección, puede que en la práctica esto no tenga importancia.

En cualquier caso, en las dos Figuras 2 y 3, durante la tercera fase del proceso de enfriamiento de la invención, la temperatura superficial de la sección aumenta considerablemente de la temperatura ambiente a la de inmovilidad. Esto reduce una parte significativa del esfuerzo al que se ve sometida la sección durante la tercera parte de la operación de temple, respecto al temple convencional. Esta reducción del esfuerzo, junto con la reducción del esfuerzo alcanzada a través de la primera estabilización de la temperatura, reduce de manera efectiva el agrietamiento, el flujo plástico y la deformación en el producto final obtenido.

### Estabilización de la temperatura

Según la invención, el temple rápido de una aleación endurecible por precipitación se lleva a cabo de modo que la temperatura de la aleación, en su conjunto, se establezca o equilibre a una primera temperatura de estabilización cercana a la temperatura de solvus de la aleación y, preferentemente, una vez más, a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura de temple final si bien a la misma temperatura o a una temperatura inferior a la temperatura de inmovilidad de la aleación. En este contexto, "estabilización" o "equilibrio" significa que la diferencia entre las temperaturas interna y externa de la sección se reduce lo suficiente como para que tenga lugar una reducción considerable de la cantidad de esfuerzo interno impartido a la masa de la aleación respecto al temple utilizando la inmersión en agua como mecanismo de enfriamiento. Normalmente, esto significa que la diferencia entre las temperaturas interna y externa de la sección de la aleación se reducirá a unos 56 °C (100 °F) o menos, preferentemente a unos 28 °C (50 °F) o menos, o incluso a unos 14 °C (25 °F) o menos antes de que finalice la estabilización y se vuelva a iniciar otro enfriamiento. No significa que la temperatura de la sección (ya sea interna,

externa o media) tenga que ser estática durante cualquier período de tiempo finito. De forma similar, en este contexto, estabilización "cercana" a la temperatura de solvus significa una temperatura dentro de los límites de los 56 °C (100 °F), más típicamente dentro de los límites de 42 °C (75 °F) e incluso 28 °C (50 °F), o incluso 14 °C (25 °F) de la temperatura de solvus. Además, la estabilización puede continuar hasta que las temperaturas interna y externa sean iguales, si bien en algunas aplicaciones puede que esto no resulte práctico a nivel comercial.

El alcanzar la estabilización de temperatura en la primera temperatura de estabilización (ligeramente superior a la de solvus) conforme a la presente invención, puede conseguirse de una manera más fácil bajando la temperatura del horno de recocido/homogeneización a esta temperatura y dejando después que la sección de la aleación permanezca a esta temperatura hasta que la diferencia entre las temperaturas interna y superficial de la sección de la aleación se aproxime a cero. Alternativamente, la sección de la aleación puede retirarse e introducirse en un horno de mantenimiento mantenido a la primera temperatura de estabilización, tal y como se ha descrito en relación a las Figuras 1 a 3. En cualquier caso, la temperatura interna de la sección de la aleación puede medirse con un termopar o con cualquier otro dispositivo de medición de la temperatura, preferentemente allí donde exista la posibilidad de que la sección alcance su temperatura más alta durante el enfriamiento. Si se compara esta temperatura interna medida con la temperatura del horno puede obtenerse una buena indicación de la diferencia entre las temperaturas interna y superficial de la sección de la aleación.

Una vez finalizada la estabilización en la primera temperatura de estabilización, la sección de la aleación se temple entonces rápidamente a la temperatura de temple final o, según la realización preferente de la invención, a una segunda temperatura de estabilización elevada a la que en la práctica no se producen cambios de fase no deseados. Según este aspecto de la invención, el temple rápido puede realizarse a través de técnicas conocidas. Por ejemplo, puede utilizarse la inmersión (u otro tipo de contacto) de la sección de la aleación en agua u otro medio de enfriamiento como gas, sal licuada o análogos. Independientemente del enfoque adoptado, debería seguirse, no obstante, con el temple rápido hasta que la temperatura del interior de la sección descienda a una temperatura igual o inferior a la temperatura de inmovilidad, ya que esto evitará que se formen fases no deseadas en esta área. No obstante, tal y como se ilustra en la Figura 3, el temple rápido puede finalizarse antes en caso de que puedan tolerarse las fases no deseadas que pudieran ocurrir en el interior de la sección.

El dejar que la temperatura de la aleación se estabilice a la segunda temperatura de estabilización (a una igual o inferior a la temperatura de inmovilidad) puede hacerse, según la práctica preferente de la presente invención, de la misma manera que la estabilización a la primera temperatura de estabilización, es decir, manteniendo la sección de la aleación en un horno o en otro medio (por ejemplo, un baño de sal licuada) a la segunda temperatura de estabilización hasta que la diferencia entre las temperaturas interna y superficial de la sección se aproxime a cero. Al igual que en el caso de la estabilización a la primera temperatura puede que resulte necesario realizar experimentaciones rutinarias para determinar el alcance al que puede permitirse que esta diferencia de temperatura se aproxime a cero, antes de que comience otra fase de enfriamiento, además de la segunda temperatura de estabilización particular a utilizar.

#### **Aleaciones endurecibles por precipitación**

La presente invención es aplicable a todas las aleaciones endurecibles por precipitación. Entre los sistemas de metales primarios que pueden diseñarse para presentar la endurecibilidad por precipitación cabe incluir, por ejemplo, aleaciones basadas en aluminio, níquel, hierro, cobre, plata, oro, magnesio y titanio.

Una aleación especialmente útil en relación con la presente invención se compone de al menos un 90 % en peso de un metal base que comprende cobre o níquel más hasta un 10 % en peso aproximadamente de berilio, preferentemente hasta un 5 % en peso aproximadamente, y aún más preferentemente hasta un 3 % en peso aproximadamente de Be. La adición de una cantidad tan pequeña como un 0,05 % en peso de Be a estos metales base produce una serie de mejoras impresionantes en el número de propiedades incluyendo la resistencia, resistencia a la oxidación, colabilidad, manejabilidad, conductividad eléctrica y conductividad térmica, lo que la hace perfectamente adecuadas para la fabricación de alguno o de todos los componentes metálicos del motor taladrador de la invención. Las adiciones del orden de al menos un 0,1 % en peso, más típicamente de un 0,2 % en peso son las más normales, siendo las adiciones de Be de al menos un 0,4 % en peso e incluso al menos un 0,5 % en peso especialmente útiles.

Estas aleaciones de Cu-Be y de Ni-Be pueden contener elementos adicionales como, por ejemplo, Co, Si, Sn, W, Zn, Zr, Ti, Al, Nb, Mn, Mg y otros normalmente en cantidades no superiores a un 2 % en peso, preferentemente no superiores a un 1 % en peso, por elemento no superando normalmente el total de tales elementos adicionales un 2 % en peso, y preferentemente un 1 % en peso. Además, cada una de estas aleaciones de metales base pueden contener el otro metal base como ingrediente adicional. Por ejemplo, la aleación Cu-Be puede contener Ni como ingrediente adicional, de nuevo en una cantidad de un 0,1 % en peso o superior pero que no sobrepase un 30 % en peso, y más típicamente aún de un 0,2 a un 15 % en peso. Normalmente dichas aleaciones no tendrán más de un 2 % en peso, e incluso típicamente no tendrán más de un 1 % en peso de este ingrediente adicional.

Estas aleaciones se describen, en líneas generales, en Harkness et al., Beryllium-Copper and Other Beryllium-Containing Alloys, Metals Handbook, Vol. 2, 10ª Edición, t 1993 ASM International, cuya divulgación se incorpora en este documento a modo de referencia.

5 Una clase preferente de este tipo de aleaciones es la serie C81000 y la serie C82000 de aleaciones con un alto contenido de cobre según la designación de la Copper Development Association, Inc. de Nueva York, Nueva York. Otra clase preferente de estas aleaciones son las aleaciones de BeNiCu pobre, resistentes a la relajación de tensiones, de alta conductividad, descritas en la Patente Estadounidense nº. 6.001.196, cuya divulgación también se incorpora en este documento a modo de referencia. Estas últimas aleaciones contienen de un 0,15 a un 0,5 % en peso de Be, de un 0,4 a un 1,25 % en peso de Ni y/o Co, de un 0 a un 0,25 % en peso de Sn y de un 0,06 a un 1,0 % en peso de Zr y/o Ti.

15 Otra clase de aleaciones especialmente útil para la puesta en práctica de la presente invención son las aleaciones espinodales de Cu-Ni-Sn. Estas aleaciones, que contienen de un 8 a un 16 % en peso aproximadamente de Ni y de un 5 a un 8 % en peso de Sn, siendo el equilibrio Cu e impurezas incidentales, se descomponen espinodalmente cuando se endurecen por envejecimiento para proporcionar aleaciones que son tan fuertes como dúctiles además de presentar una buena conductividad eléctrica, resistencia a la corrosión en entornos clorados y resistencia a la erosión por cavitación. Además, son mecanizables, molturables, laminables y presentan unas buenas características antichispas y antiexcoriación. Estas aleaciones se describen en la Solicitud Estadounidense SN 08/552, 582, presentada el 3 de noviembre de 1995 (correspondiente a la Patente Neozelandesa nº. 309290), cuya divulgación también se ha incorporado a modo de referencia. Entre las aleaciones especialmente preferentes de este tipo cabe incluir aquellas cuyas composiciones nominales son 15Ni-8Sn-Cu (15 % en peso de Ni, 8 % en peso de Sn, equilibrio Cu) y 9Ni-6Sn-Cu, que normalmente se conocen como Aleaciones UNS C72700, C72900 y C96900 según el Sistema de Numeración Unificado de la Asociación para el Desarrollo del Cobre. Además de Ni y Sn, estas aleaciones también pueden contener elementos adicionales para mejorar distintas propiedades conforme a la tecnología conocida además de impurezas incidentales. Ejemplos de elementos adicionales son B, Zr, Nb y Fe.

#### Grandes secciones

30 Tal y como se ha indicado anteriormente, la presente invención es especialmente aplicable a la realización de grandes secciones de aleaciones de secciones de aleaciones, a saber, secciones cuya dimensión mínima de espesor regular es lo suficientemente grande como para que el agrietamiento interno y/o la distorsión de la sección se produzca se la sección se temple rápidamente desde su temperatura de recocido de solubilización a la temperatura ambiente de forma convencional mediante una inmersión en agua. Por "dimensión mínima de espesor regular" se entiende la dimensión mínima del artículo, ya sea esta un espesor, un diámetro, el espesor de una pared o similar, normalmente presentado por el artículo a lo largo de una porción considerable de su masa. Por lo tanto, la "dimensión mínima de espesor regular" se diferencia de una dimensión de espesor presentada por el artículo a lo largo de solo una parte insustancial de su cuerpo. Por ejemplo, un bloque rectangular de 25,4 cm (10 pulgadas) de espesor que tiene unas cuantas hendiduras de 7,62 cm (3 pulgadas) debería de tener una dimensión mínima de espesor regular de 25,4 cm (10 pulgadas), no de 17,78 cm (7 pulgadas), ya que el artículo no presenta de forma regular el espesor de 17,78 cm (7 pulgadas) por la parte de estas hendiduras a lo largo de una porción sustancial de su cuerpo.

45 El agrietamiento interno se observa en aleaciones endurecibles por precipitación templadas convencionalmente en secciones que tienen unas dimensiones mínimas de espesor regular de 7,62 cm a 20,32 cm (3 a 8 pulgadas), dependiendo de la aleación particular de que se trate. Por ello, la presente invención contempla la creación de grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación con unas dimensiones mínimas de espesor regular tan pequeñas como 7,62 cm (3 pulgadas) sin grietas ni distorsiones. No obstante, la presente invención también contempla la creación de grandes secciones de aleaciones con unas dimensiones mínimas de espesor regular mayores tales como de 20,32 cm (8 pulgadas) o más, 25,4 cm (10 pulgadas) o más, 38,1 cm (15 pulgadas) o más, 50,8 cm (20 pulgadas) o más e incluso 71,12 cm (28 pulgadas) y más.

La presente invención también es aplicable a la producción de aleaciones forjadas y no forjadas. Es decir, los productos producidos según la presente invención pueden ser bien productos formados, a los que se les ha sometido a una o más fases de labrado en caliente o en frío, o productos forjados. La presente invención se utiliza especialmente en el recocido por solubilización de las grandes secciones de Cu-Ni-Sn coladas de manera continua producidas según la tecnología de la Solicitud Estadounidense SN 08/552.582 (Patente Neozelandesa nº. 309.290), cuya divulgación se incorpora en el presente documento a modo de referencia. Según esta tecnología, la aleación fundida se introduce en la coquilla de colada continua de tal manera que la turbulencia se crea en la interfaz líquido/sólido. Gracias a este procedimiento de "turbocolada", durante la operación de colada puede conseguirse una estructura de grano más fina y casi más uniforme de lo que nunca antes haya sido posible. Como resultado, las secciones así obtenidas pueden endurecerse directamente por precipitación sin un procesamiento por forja primero, a diferencia de lo que ocurría con la tecnología existente en la resultaba necesario un procesamiento por forja para obtener la estructura de grano necesaria. Dado que el procesamiento por forja se ha eliminado, las secciones endurecibles por precipitación pueden hacerse de modo que sean de mayor tamaño y/o tengan formas más

5 complejas de lo que hasta ahora había sido posible. Según esto, siempre que se desee recocer por solubilización una sección turbocolada de una aleación endurecible por precipitación según se ha descrito en esa solicitud, puede utilizarse el recocido por solubilización usando el proceso de temple de la invención que aportará grandes ventajas dado que pueden producirse coladas excepcionalmente grandes sin los esfuerzos atribuibles esencialmente a los procedimientos de recocido por solubilización convencionales.

**Totalmente endurecibles**

10 Con la presente invención pueden producirse grandes secciones de aleaciones endurecibles por precipitación totalmente endurecibles. Por "totalmente endurecibles" se entiende que la dureza y el límite de elasticidad del 0,2 % de la aleación después del endurecimiento por precipitación es de al menos un 90 % de la dureza y un límite de elasticidad del 0,2 % cuando se utiliza una aleación por lo demás idéntica hecha con un espesor de la sección de 1 pulgada se endurece por precipitación bajo las mismas condiciones. En otras palabras, una sección totalmente endurecible es aquella cuya aleación puede endurecerse por precipitación a una resistencia y dureza de al menos el 15 90 % respecto a la obtenida cuando se endurece por precipitación y bajo las mismas condiciones una aleación de referencia con una composición y un método de fabricación idénticos, pero hecha con un espesor de la sección de 1 pulgada.

20 Preferentemente, la dureza y la resistencia de la aleación obtenida conforme a la presente invención es preferentemente de al menos un 95 %, y aún más preferentemente de al menos un 98 %, respecto a las de la aleación de referencia. También se contemplan unos valores de dureza y de resistencia del 100 % por lo menos respecto a los de la aleación de referencia.

25 Aunque arriba solo se han descrito unas pocas realizaciones de la presente invención, debe entenderse que pueden realizarse muchas modificaciones sin alejarse del espíritu y el alcance de la invención. Está previsto que todas esas modificaciones estén incluidas en el ámbito de la presente invención, que solo debe verse limitada por las reivindicaciones siguientes:

## REIVINDICACIONES

- 5 1. Un proceso para el temple de una aleación endurecible por precipitación según el cual la aleación se enfría de una temperatura de recocido por solubilización a una temperatura de temple final, en donde el proceso consiste en permitir que la temperatura de la aleación se estabilice a una primera temperatura de estabilización que es inferior a la temperatura de recocido por solubilización y 56 °C o menos superior a la temperatura de solvus antes de temple rápidamente la aleación, según el cual se temple una sección de la aleación que tiene un calibre mínimo de 7,6 cm por lo menos.
- 10 2. Un proceso conforme a la reivindicación 1, en donde la primera temperatura de estabilización es 42 °C o menos superior a la temperatura de solvus.
- 15 3. Un proceso conforme a la reivindicación 1, en donde la primera temperatura de estabilización es 28 °C o menos superior a la temperatura de solvus.
- 20 4. Un proceso conforme a la reivindicación 1, en donde la primera temperatura de estabilización es 14 °C o menos superior a la temperatura de solvus.
- 25 5. El proceso de cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en donde se deja que la temperatura de la aleación se estabilice a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura de temple final aunque no tan alta como para que ocurra algún cambio de fase significativo en la aleación.
- 30 6. El proceso de cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en donde el temple rápido ocurre poniendo la aleación en contacto con agua.
- 35 7. El proceso de cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en donde la aleación se endurece posteriormente por precipitación manteniendo la aleación a una temperatura de endurecimiento por precipitación, estando la segunda temperatura de estabilización dentro de los límites de los 65,6 °C (150 °F) de temperatura de la temperatura de endurecimiento por precipitación.
- 40 8. El proceso de cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en donde la aleación es una aleación de BeCu que contiene de un 0,1 a un 5 % en peso de Be o una aleación espinodal de Cu-Ni-Sn que contiene de un 8 a un 16 % en peso de Ni aproximadamente y de un 5 a un 8 % en peso de Sn, siendo el equilibrio Cu e impurezas incidentales.
- 45 9. El proceso de cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en donde el proceso comprende enfriar la aleación en un primer incremento de enfriamiento de su temperatura de recocido por solubilización a una primera temperatura de estabilización dentro de los límites de los 56 °C de temperatura de la temperatura de solvus de la aleación,
- 50 40 dejar que la temperatura de la aleación se estabilice a la primera temperatura de estabilización y, a continuación, enfriar rápidamente la aleación a través de un segundo incremento de enfriamiento a una temperatura menor en la que no ocurre ningún cambio de fase significativo en la aleación.
- 55 10. El proceso de la reivindicación 9, que también comprende permitir que la temperatura de la aleación se estabilice a una segunda temperatura de estabilización superior a la temperatura ambiente aunque no tan alta como para que ocurra algún cambio de fase significativo en la aleación.
- 60 11. El proceso de la reivindicación 10, en donde la aleación se endurece posteriormente por precipitación manteniendo la aleación a una temperatura de endurecimiento por precipitación, estando la segunda temperatura de estabilización dentro de los límites de los 66,6 °C (150 °F) de la temperatura de endurecimiento por precipitación.
- 65 12. El proceso de la reivindicación 11, que también comprende enfriar más la aleación a través de un tercer incremento de enfriamiento.
13. El proceso de la reivindicación 12, en donde la aleación se enfría a temperatura ambiente en el tercer incremento de enfriamiento.
14. El proceso de la reivindicación 9, en donde la aleación es una aleación de BeCu que contiene de un 0,1 a un 5 % en peso de Be o una aleación espinodal de Cu-Ni-Sn que contiene de un 8 a un 16 % en peso de Ni aproximadamente y de un 5 a un 8 % en peso de Sn, siendo el equilibrio Cu e impurezas incidentales.
15. El proceso de la reivindicación 9, en donde la aleación tiene una dimensión mínima del espesor de 20,3 cm (8 pulgadas) por lo menos.

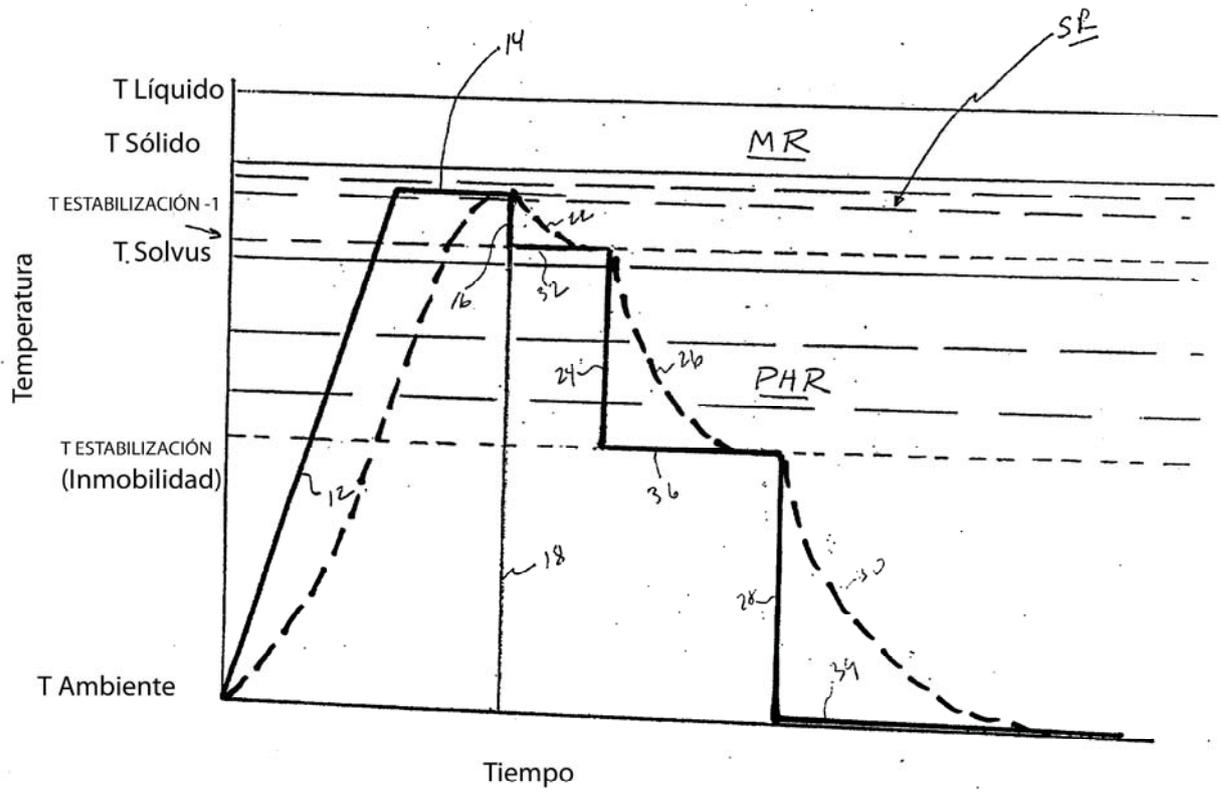


FIG. 1

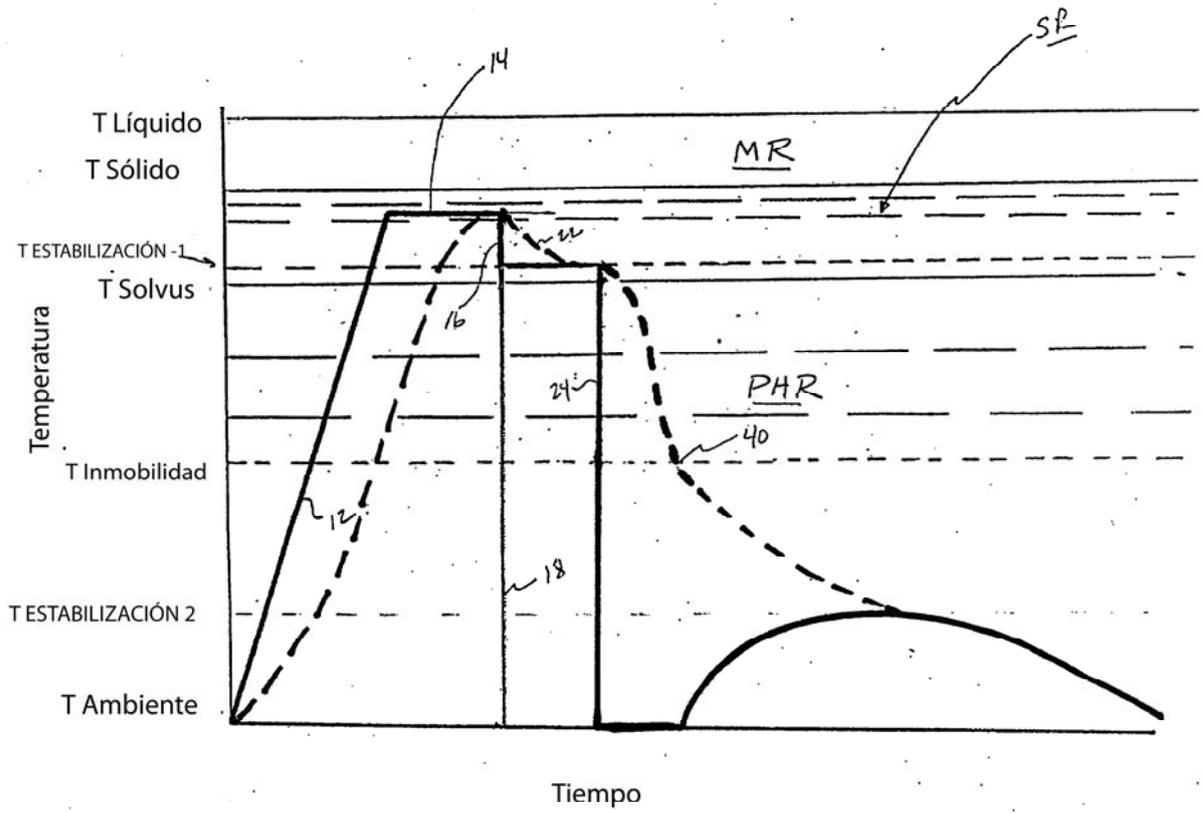


FIG. 2

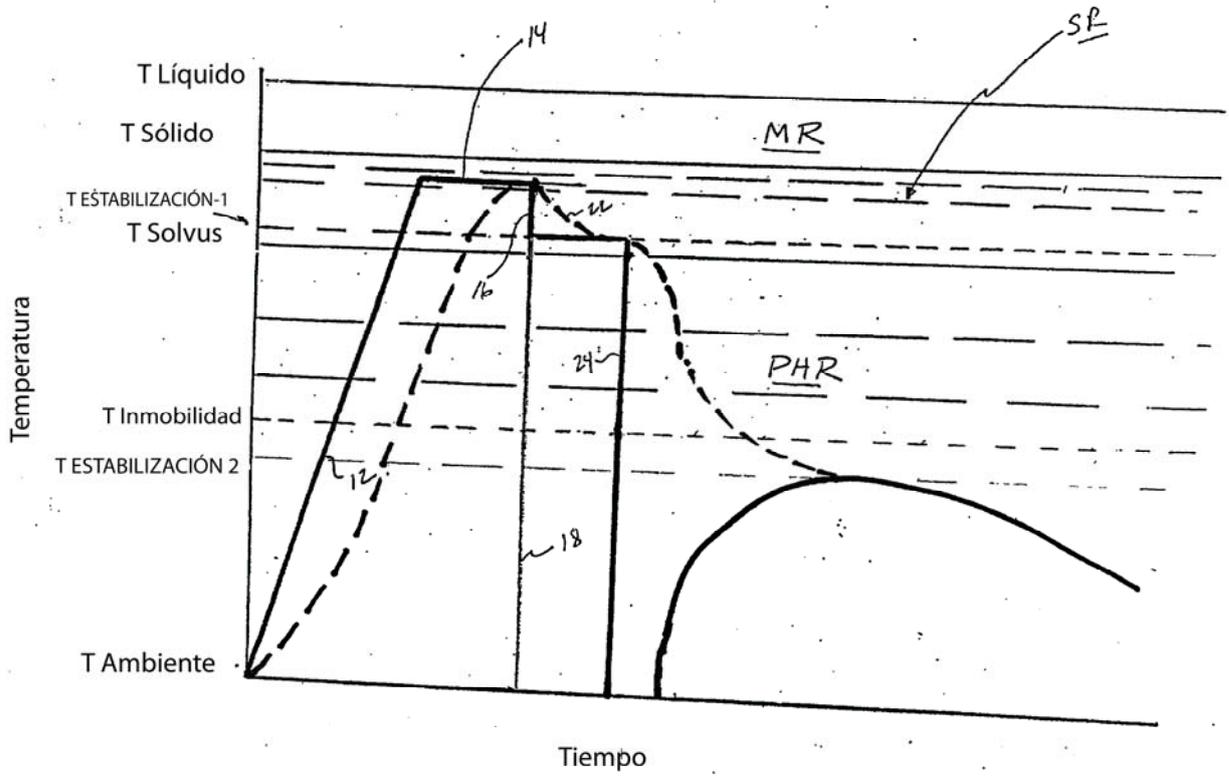


FIG. 3