

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 616 320**

51 Int. Cl.:

B23K 35/28 (2006.01)
B23K 35/02 (2006.01)
B32B 15/01 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01)
C22C 21/00 (2006.01)
C22F 1/04 (2006.01)
F28F 21/08 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **10.10.2007 E 07118217 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.12.2016 EP 1918394**

54 Título: **Material de aleta de alta resistencia y resistente al pandeo**

30 Prioridad:

13.10.2006 SE 0602165

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

12.06.2017

73 Titular/es:

**GRÄNGES SWEDEN AB (100.0%)
612 81 Finspång, SE**

72 Inventor/es:

**OSKARSSON, ANDERS;
EKSTRÖM, HANS-ERIK;
WESTERGÅRD, RICHARD y
TANGEN, STIAN**

74 Agente/Representante:

VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro

ES 2 616 320 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

Material de aleta de alta resistencia y resistente al pandeo

5 **Antecedentes**

La presente invención se refiere a un método para producir tiras o láminas de aleta para la producción de componentes mediante cobresoldadura, así como a los productos obtenidos por dicho método. En particular este método está relacionado con materiales de aletas usadas en intercambiadores de calor. Las aletas se pueden suministrar con o sin un revestimiento de cobresoldadura de acuerdo con la aplicación.

Un desafío en la actualidad es la fabricación de componentes ligeros para el mercado del automóvil. Por tanto, una gran parte de la investigación está dirigida a reducir el peso de los intercambiadores de calor mediante el uso de tiras más delgadas, sin sacrificar otras propiedades del producto y de la fabricación, sino más bien a menudo mejorando las mismas. Para poder hacer esto, es necesario crear nuevos materiales con una mayor resistencia posterior a la cobresoldadura, en comparación con las aleaciones usadas actualmente, pero que mantengan unas propiedades de corrosión adecuadas. En el caso de las aletas esto significa que normalmente deberán ser sacrificiales en comparación con otras piezas del intercambiador de calor, al presentar un potencial de corrosión más bajo que éstas. El aumento de la resistencia de las aletas deberá lograrse en hornos modernos de tipo CAB, lo que limita el uso de ciertos elementos de aleación como el Mg, usados previamente en tiras de soldadura al vacío. Las aletas deberán ser fáciles de manejar por el fabricante y siempre deformarse ligeramente antes de la cobresoldadura, lo que supone algunos requisitos en la capacidad de conformación en el estado de suministro. Las tiras de aleta siempre se suministran como tiras delgadas, recortadas estrechas, de 50-200 μm , por lo que son muy difíciles de manejar si se recuecen totalmente. Por lo tanto, las tiras se suministran normalmente en un estado semirrígido con una capacidad de conformación limitada.

Alcanzar los niveles de resistencia superiores, posteriores a la cobresoldadura, resulta bastante complicado sin poner en peligro el rendimiento de la cobresoldadura, tal como la resistencia al pandeo y la resistencia a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura, o la necesaria capacidad de conformación cuando se forman las aletas a partir de la tira. Sólo cuando los nuevos materiales cumplan estos requisitos de manera consistente, permitirán el uso de aletas más delgadas con una alta resistencia posterior a la cobresoldadura, reduciendo por lo tanto el peso en comparación con los productos utilizados en la actualidad.

35 **Técnica anterior**

En un método anterior, conocido a partir del documento SE-C2-510 272, se utiliza una aleación que comprende

$\leq 0,7\%$ de Fe, 1,4-2,0 % de Mn, 0,5-1,5 % de Si, $\leq 0,5\%$ de Mg, $\leq 0,1\%$ de Cu, Zn $\leq 2,5\%$, 0,05-0,3 % de Zr, y el resto aluminio excepto por los elementos de impurezas inevitables. Los lingotes colados se precalientan a no más de 550 °C durante menos de 12 horas, antes de una laminación en caliente seguida de una laminación en frío, un recocido intermedio y una laminación en frío final para un temple final H14. Después de la cobresoldadura, el material tiene una resistencia de sólo 50 MPa. La resistencia al pandeo durante la cobresoldadura para una tira con un espesor de 0,1 mm es de 14 mm, y esto se considera bastante bueno para el método utilizado. Sin embargo, la tira suministrada presenta un alargamiento, $A_{50\text{mm}}$, de sólo el 1,5 %, y no se tiene en cuenta la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura.

A partir del documento US-A-6.743.396 se conoce un método para producir tiras o láminas para intercambiadores de calor, en el que se describe una aleación que contiene $\leq 0,5\%$ de Fe, entre 1,0 y 1,8 % de Mn, entre 0,3 y 1,2 % de Si, $\leq 0,3\%$ de Mg, $\leq 0,1\%$ de Cu, $\leq 0,1\%$ de Zn, $\leq 0,1\%$ de Ti, 0,05-0,4 % de Cr + Zr, $\leq 0,15\%$ de Sn, el resto aluminio e impurezas inevitables, siendo la relación entre el % de Sn y el % de Si $\geq 0,03$. Se cuecen lingotes, que se precalientan posteriormente a una temperatura inicial de laminación inferior a 520 °C durante un máximo de 12 horas, y se laminan en caliente a un espesor de entre 2 y 10 mm con una temperatura de laminación en caliente final no inferior a 250 °C. La posterior laminación en frío al espesor final de entre 50 mm y 500 mm se efectúa sin recocido intermedio. Se lleva a cabo un recocido final a una temperatura de al menos 300 °C, lo que significa que el material vuelve a cristalizarse total o sustancialmente. Tras la cobresoldadura, se obtiene un valor para un límite elástico a 0,2 % de al menos 60 MPa. En este documento no se menciona nada acerca del pandeo o la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura, ni de la capacidad de conformación al espesor final. La patente sólo se centra en la resistencia posterior a la cobresoldadura y en la resistencia a la corrosión de la aleta. La alta temperatura de recocido final normalmente ofrecerá una estructura parcial o totalmente recristalizada de acuerdo con la descripción de patente de los inventores.

A partir del documento US-A-4235628 se conoce una aleación de Al-Mn con una "alta" resistencia, pero el valor para un límite elástico a 0,2 % posterior a la cobresoldadura es sólo 50 MPa. La composición de la aleación es 0,8-2 % de Mn, entre 1,4 y 3 % de Si, entre 0,2 y 1 % de Fe, entre 0 y 0,2 % de Cu, entre 0 y 0,2 % de Mg y el resto Al con hasta un 0,2 % de impurezas. Finalmente, se recuece el material a una temperatura superior a 450 °C. No se hace mención alguna acerca de la resistencia al pandeo o a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura.

Sin duda, el alto contenido de silicio producirá una aleación sensible a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura.

En el documento JP08246117 se desvela una aleación que comprende entre 0,6 y 1,6 % de Mn, entre 0,05 y 0,8 % de Si, 0,1-1,0 % de Cu, entre 0,05 y 0,5 % de Mg y Cr, hasta 0,3 % de Ti o Zr. Se menciona un intervalo de densidad numérica de partículas pequeñas, con un tamaño de entre 0,02 y 0,2 μm , para el material que se procesa por colada de lingotes, calefacción se precalienta por debajo de 500 °C antes de una laminación en caliente, seguida de una laminación en frío, recocido y una laminación en frío final con una relación de un 20-80 %. El material está destinado a un tubo con una capa superficial sacrificial, y por lo tanto resulta irrelevante para los requisitos y aplicaciones de aletas.

En el documento JP03287738 se obtiene un material resistente al pandeo utilizando una composición específica de aluminio y un proceso que conduce a un temple H14 o H24, y mediante el uso de un recocido intermedio durante el procesamiento. El material se utiliza en cobresoldadura al vacío y contiene altas cantidades de Mg, 0,3 a 1,5 %, que no son aceptables para la cobresoldadura en hornos de tipo CAB. Sin el alto contenido de Mg este material no proporcionará la microestructura deseada requerida para la alta resistencia posterior a la cobresoldadura. Un material con un contenido tan alto de Mg no presentará la baja susceptibilidad a la penetración del núcleo líquido requerida en la actualidad por los fabricantes de intercambiadores de calor. No se menciona nada acerca de la sensibilidad a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura, o de la capacidad de conformación al espesor final. Además, el contenido de Mn es demasiado bajo para lograr las mayores resistencias requeridas, cuando se disminuye el espesor a un material más delgado.

En los intercambiadores cobresoldados normalmente es necesario elegir diferentes aleaciones en diferentes partes de aletas, tubos, placas y cabezales para evitar la corrosión a la perforación de los tubos y las placas, sacrificando las aletas. Esto se suele hacer aleando las aletas con Zn para reducir su potencial de corrosión a un nivel adecuado, en comparación con otras partes. En consecuencia, los materiales utilizados en los tubos y las placas normalmente tendrán adiciones de Mn y Cu, con el objetivo de aumentar su potencial de corrosión. Esta es una de las razones por las que la composición óptima y el procesamiento de aletas es muy diferente al procesamiento de tubos o placas.

En el ensayo práctico del material producido de acuerdo con los métodos previamente conocidos, se ha demostrado que las propiedades de la tira de aluminio son insuficientes para ciertas aplicaciones cuando los fabricantes necesitan disminuir el espesor. Esto es especialmente válido para una alta resistencia posterior a la cobresoldadura, en combinación con una buena resistencia al pandeo y una baja susceptibilidad a la penetración del núcleo líquido del material, junto con los requisitos de capacidad de conformación para producir las aletas a partir de la tira.

Se ha observado que, mediante un control muy preciso de la fuerza impulsora neta para la recristalización del material durante la cobresoldadura, se obtiene una combinación de una excepcional resistencia posterior a la cobresoldadura junto a una buena resistencia al pandeo y una baja susceptibilidad a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura. La fuerza impulsora neta para la recristalización es la fuerza impulsora creada por la deformación de laminación almacenada menos la presión de retardo, determinada por la densidad numérica de partículas.

El material obtenido tiene una alta resistencia posterior a la cobresoldadura en una combinación única con un buen rendimiento de cobresoldadura, tal como una alta resistencia al pandeo y una baja susceptibilidad a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura, y una buena capacidad de conformación en el temple final. El material de aleta tiene un potencial de corrosión que se puede ajustar a otras partes del intercambiador de calor, como los tubos, de manera que pueden protegerse los tubos con un material sacrificial de aleta. El material puede utilizarse para fabricar productos mediante cualquier método de cobresoldadura, en particular el método de cobresoldadura en atmósfera controlada (CAB).

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1a muestra un banco de ensayo con muestras montadas que se utiliza para ensayos de pandeo de una tira revestida, que utiliza un brazo en voladizo con una longitud de 50 mm.

La Figura 1b muestra un banco con muestras montadas utilizadas para ensayos de pandeo de una tira sin revestimiento, que utiliza un brazo en voladizo con una longitud de 60mm.

La Figura 2a muestra la microestructura del material C después de la cobresoldadura de temple H24 (izquierda) y temple O (derecha), tras un estiramiento previo del 1 % antes de la cobresoldadura.

La Figura 2b muestra la microestructura del material C después de la cobresoldadura de temple H24 (izquierda) y temple O (derecha), tras un estiramiento previo del 3 % de antes de la cobresoldadura.

Descripción detallada de la invención

El objeto de la presente invención es un método para producir tiras de aluminio, que tras la cobresoldadura tengan una resistencia relativamente muy alta combinada con un rendimiento muy bueno de la cobresoldadura, tal como una alta resistencia al pandeo y una muy baja susceptibilidad a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura, así como unas propiedades de formación razonablemente buenas en el estado final de las tiras. Las láminas están destinadas a aplicaciones de aleta en intercambiadores de calor producidos por cobresoldadura CAB, pero también pueden producirse por soldadura al vacío.

Esto se consigue mediante el método de acuerdo con la presente invención, para la producción de láminas para aleta en el que se produce un desbaste de laminación a partir de una masa fundida que contiene (en peso, en porcentaje) 0,3-1,5 % de Si, $\leq 0,5$ % de Fe, $\leq 0,3$ % de Cu, 1,0-2,0 % de Mn, $\leq 0,5$ % de Mg, $\leq 4,0$ % de Zn, $\leq 0,3$ % de cada uno de los elementos de los grupos IVb, Vb, o VIb, siendo la suma de estos elementos $\leq 0,5$ %, y elementos de impurezas inevitables, cuyas cantidades individuales sea como mucho 0,05 % y cuya suma sea como máximo 0,15 %, siendo el resto aluminio, en el que antes de la laminación en caliente se calienta previamente el desbaste de laminación a una temperatura de precalentamiento inferior a 550 °C, preferiblemente a entre 400 y 520 °C, más preferiblemente a entre 450 y 520 °C, especialmente a más de 470 y hasta 520 °C, para controlar el número y tamaño de las partículas dispersoides (partículas precipitadas a partir de una solución sólida sobresaturada), tras lo cual se lamina en caliente el desbaste precalentado para conformar una tira caliente. Todas las cantidades de elementos de aleación presentadas en los sucesivos son en porcentaje en peso. La reducción normal de la altura total de la laminación en caliente del espesor de la tira es >95 %. El calibre final de las tiras calientes está en el intervalo de 2 a 10 mm. La tira puede recocerse después de la laminación en caliente o con un espesor de laminación en frío por encima de 0,5 mm. A continuación, puede laminarse en frío la tira para formar una tira con una reducción total de al menos el 90 %, preferiblemente por encima del 95 %, más preferiblemente por encima del 97,5 %, y la tira laminada en frío se trata térmicamente para obtener un valor de límite elástico que sea el 50-90 % de su valor de límite elástico en el estado laminado en frío (estado de recocido no completamente blando) a un límite elástico del 0,2 % en el intervalo de entre 100 y 200 MPa, más preferiblemente en el intervalo de entre 120 y 180 MPa, más preferiblemente entre 140 y 180 MPa. La tira de material presenta entonces una microestructura que comprende una densidad numérica de partículas en el intervalo de entre 1 y 20×10^6 , preferiblemente entre 1,3 y 10×10^6 , más preferiblemente entre 1,4 y 7×10^6 partículas/mm², teniendo las partículas un diámetro equivalente en el intervalo de 50-400 nm. La mayoría de estas partículas finas se crean durante el precalentamiento previo a la laminación en caliente. En el ejemplo 1 se describe una descripción de cómo se mide la densidad de las partículas.

Alternativamente, puede colarse en continuo una composición de aleación para formar una tira, por ejemplo mediante colada con rodillos gemelos tal como se describe en el documento EP1250468. La tira así colada se lamina adicionalmente para formar un artículo de calibre intermedio, que luego se recuece, y se lamina en frío nuevamente con una reducción de laminación de al menos el 60 %, preferiblemente por encima del 75 %, a fin de obtener un material de chapa para aletas de calibre final, que tiene un primer valor de límite elástico. El material de chapa para aletas se trata térmicamente para el temple final con el fin de ablandar el material mediante templado sin recristalización de la aleación de tira, de tal manera que se obtenga una tira que tenga un segundo valor de límite elástico que sea un 10-50 % más bajo, preferiblemente un 15-40 % más bajo, que el obtenido directamente después de la segunda laminación en frío, por lo que el límite elástico al 0,2 % resultante se encuentra en el intervalo de 100-200 MPa, preferiblemente de 120-180 MPa, más preferiblemente de 120-160 MPa. El material de tira tiene entonces una microestructura que comprende partículas con un diámetro en el intervalo de 50-400 nm, con una densidad numérica de partículas en el intervalo entre $1 \cdot 10^6$ y $20 \cdot 10^6$, $1,3 \cdot 10^6$ y $10 \cdot 10^6$, preferiblemente entre $1,4 \cdot 10^6$ y $7 \cdot 10^6$ partículas/mm². La mayoría de las partículas se crean durante el recocido intermedio.

El espesor típico de la tira laminada en frío acabada es inferior a 0,2 mm, preferiblemente inferior a 0,15 mm, más preferiblemente menor a 0,10 mm. El material sólo tiene las propiedades deseadas para el estado templado, por ejemplo en el estado H22, H24, o en el estado H26 (endurecido por deformación en frío, recocido a una dureza de 1/4, 1/2 y 3/4, respectivamente). El tratamiento de recocido se lleva a cabo como recocido doble en el serpentín o en un horno de recocido continuo usando una temperatura a ajustar en consecuencia.

La presente invención se basa en una composición de la masa fundida que se utiliza para adaptar el desarrollo de la microestructura durante el procesamiento completo, para otorgar las propiedades deseadas posteriores a la cobresoldadura y el rendimiento deseado durante la cobresoldadura, en combinación con unas propiedades finales adecuadas de la tira. En particular, el foco de la presente invención es la alta resistencia posterior a la cobresoldadura combinada con una buena resistencia al pandeo y una baja susceptibilidad a la penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura, así como una capacidad de conformación relativamente buena en el estado final previo a la formación de la aleta. El valor de límite elástico, posterior a la cobresoldadura, al 0,2 % es de al menos 60 MPa, y normalmente alrededor de 70 MPa. La resistencia al pandeo del material es ≤ 35 mm, más preferiblemente ≤ 30 mm, más preferiblemente ≤ 25 mm, cuando se mide de acuerdo con lo definido en el ejemplo 1 en una tira con un espesor inferior a 0,1 mm. Durante la cobresoldadura no se produce una penetración del núcleo líquido grave. La capacidad de conformación medida como alargamiento de rotura, A_{50mm} , normalmente está por encima del 3 %. Dado que el serpentín siempre se corta en tiras más bien estrechas antes del final, todas las propiedades mecánicas se miden y se definen en la dirección de laminación.

Un alto grado de deformación aumenta la fuerza impulsora, mientras que un elevado número de pequeñas partículas retarda la presión impulsora para la recristalización. La fuerza impulsora aumenta con el aumento de la reducción de laminación, especialmente la reducción en frío, pero disminuirá por la recuperación durante el recocido de temple final. La resistencia en el estado final para este tipo de aleación y de procesamiento es proporcional a la fuerza impulsora. El número de pequeñas partículas deberá controlarse mediante el precalentamiento a menos de 550 °C, preferiblemente entre 400 y 520 °C, más preferiblemente entre 450 y 520 °C, y especialmente entre 470 y 520 °C antes de la laminación en caliente, en combinación principalmente con la composición química. La densidad numérica de partículas es proporcional a la presión retardante que obstaculiza la recristalización. Es de máxima importancia controlar cuantitativamente la fuerza impulsora y la presión retardante para lograr unas buenas propiedades del material en las diferentes etapas anteriormente mencionadas. El control del proceso dentro de los intervalos reivindicados en la presente invención genera una alta reproducibilidad de las propiedades del material.

El Mn en partículas dispersoides y en solución sólida aumenta la resistencia posterior a la cobresoldadura. Adicionalmente, el Mn en un número controlado de partículas es beneficioso para controlar la resistencia al pandeo y la sensibilidad a la penetración del núcleo líquido, ya que estas partículas controlan el proceso de recristalización durante el calentamiento de cobresoldadura, lo que conduce a la formación de grandes granos recristalizados. El contenido de la masa fundida proporcionado de acuerdo con la presente invención, de al menos 1,0 a como máximo 2,0 %, soporta la resistencia de la tira de acuerdo con la presente invención. Se pueden conseguir propiedades optimizadas de forma fiable si el contenido de Mn es al menos un 1,3 % y como máximo un 1,8 %, incluso más preferiblemente si el contenido de Mn es de entre un 1,4 y un 1,7 %.

El Fe tiene un efecto principalmente adverso, ya que aumenta el riesgo de formación de grandes partículas constituyentes intermetálicas, formadas durante la solidificación. De este modo limita la cantidad y el uso de Mn en el material. Por lo tanto, se limita a un 0,5 %, preferiblemente a un 0,3 %.

El Si disminuye la solubilidad del Mn y crea una alta densidad de partículas dispersoides combinadas con el Mn. Esto promueve una alta resistencia y una buena resistencia al pandeo. Determinado Si también está en solución sólida. Tanto en solución sólida como en partículas dispersoides, el Si añade resistencia. Un nivel demasiado alto de Si aumenta el riesgo de penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura. El contenido de Si del núcleo debe ser de entre un 0,3 y un 1,5 %, preferiblemente entre un 0,5 y un 1,1 %, más preferiblemente entre un 0,65 y un 0,95 %. Para un material que vaya a revestirse con cobresoldadura, el contenido de Si deberá estar entre un 0,3 y un 1,5 %, preferiblemente entre un 0,4 y un 1,1 %, más preferiblemente entre un 0,45 y un 0,9 %, siendo los contenidos del resto de componentes los mismos para un material no revestido.

La dureza y la resistencia al pandeo pueden mejorarse adicionalmente añadiendo a la aleación de acuerdo con la presente invención elementos del grupo IVb, Vb, o VIB, o combinaciones de estos elementos, ya que algunos de estos elementos sumarán a la densidad numérica de partículas dispersoides finas. El contenido individual de estos elementos de formación de dispersoides debe ser inferior a un 0,3 %, y la suma de estos elementos $\leq 0,5$ %, para evitar la formación de partículas constituyentes gruesas durante la solidificación. Tales partículas tienen una influencia negativa en la capacidad de conformación y en la resistencia de la tira producida de acuerdo con la presente invención. El contenido de elementos del grupo IVb, Vb, o VLB debe estar preferiblemente en el intervalo de entre un 0,05 y un 0,2 %. Preferiblemente se utiliza $\leq 0,3$ % de Zr como el elemento de formación de dispersoides de estos grupos, preferiblemente en el intervalo de entre un 0,05 y un 0,2 %, más preferiblemente entre un 0,1 y un 0,2 %. Adicionalmente, en combinación con el Mn y el Fe, el Cr puede conducir a partículas constituyentes muy gruesas. Por lo tanto, en la aleación utilizada de acuerdo con la presente invención, si se añade Cr deberá reducirse el contenido de Mn.

El contenido de Cu en la aleación utilizada de acuerdo con la presente invención se limita a un máximo de un 0,3 %, preferiblemente por debajo de un 0,1 %. El Cu aumenta la resistencia, pero que también conduce a un potencial de corrosión positivo que no es deseable en los materiales para aleta. Un potencial de corrosión positivo restringe las posibilidades de combinación con otros materiales de un intercambiador de calor cobresoldado. Adicionalmente, el comportamiento a la corrosión, en particular en lo que se refiere a la corrosión intercrystalina, empeora con el aumento del contenido de Cu.

Pueden añadirse pequeñas cantidades de Mg a una aleación usada de acuerdo con la presente invención a modo de elemento de aumento de la resistencia. Sin embargo, puesto que el Mg tiene una fuerte influencia negativa sobre la cobresoldabilidad de tipo CAB, el contenido de magnesio está restringido a un máximo de un 0,5 %, preferiblemente por debajo de un 0,3 %, más preferiblemente por debajo de un 0,1 %. Adicionalmente, aumenta el riesgo de fusión incipiente del material a la temperatura de cobresoldadura.

Se puede añadir Zn para disminuir el potencial de corrosión del material para aleta, y proporcionar así a los tubos una protección catódica mediante el sacrificio de las aletas. Mediante el uso de un contenido ajustable de Zn en la aleta, puede elegirse un nivel adecuado para cada aplicación de la diferencia de potencial de corrosión entre los tubos y las aletas. El contenido de Zn utilizado normalmente se limita a un 4,0 %, y más preferiblemente está entre un 0,5 y un 2,8 %.

La cantidad de Sn debe mantenerse preferiblemente por debajo de un 0,009 %, para evitar problemas en la laminación.

5 Para la cobresoldadura de la tira producida de acuerdo con la presente invención, puede ser favorable para la resistencia mecánica que la tira esté revestida en uno o ambos lados, con unos espesores de la capa de revestimiento de entre un 3 % y un 20 % del espesor total de la tira a cada lado. Las aleaciones en cuestión pueden ser, por ejemplo, aleaciones habituales de cobresoldadura a base de Al-Si (7-13 % de Si), tales como AA4343, AA4045 o AA4047, así como revestimientos de protección habituales a base de aleaciones de Al comercialmente puras (AA1XXX, 0-0,5 % de Si), así como las modificaciones de estas aleaciones (0,5-7 % de Si o 0,6-6,5 % de Si),
 10 tales como aleaciones de Al que tengan un contenido de Si del 1, 2, 3, 4, 5 o 6 % de Si. En este caso, el revestimiento se aplica preferiblemente por revestimiento de laminación.

Ejemplos

15 Ejemplo 1

Se colaron en continuo dos lingotes de material A1 y A2 con una composición de un 0,8-0,9 % de Si, un 0,2 % de Fe, un 1,6 % de Mn, un 0,11-0,12 % de Zr, un 1,5-1,6 % de Zn, y otros elementos ninguno superior al 0,05 %, precalentados por debajo de 550 °C y laminados en caliente, con una reducción en caliente total del 99 % antes de la laminación en frío. El material A1 se laminó en frío directamente a un calibre final, y se recoció a diferentes temperaturas. Parte del material se sometió a un recocido blando completo, dándole temple O, parte se sometió a un recocido de regeneración, dándole un temple H24 y parte no sometió a recocido alguno, dándole un temple H18. El material A2 se sometió a un recocido de recristalización antes de la laminación en frío final, dándole un temple H14. Todas las muestras fueron expuestas a un tratamiento térmico para simular la cobresoldadura a 600 °C.

25 Las propiedades se muestran en la Tabla 1.

La resistencia al pandeo se midió de acuerdo con el siguiente método: Se montó el material en un banco especial como se muestra en la Figura 1. Se cortaron muestras de 15 mm de ancho a través de la dirección de laminación, y al menos 90 mm a lo largo de la dirección de laminación. Se montaron cuatro muestras montadas en el banco. La longitud del brazo en voladizo era 60 mm, y el extremo libre del voladizo estaba 54 mm por encima de la superficie de la mesa de medición.

35 Se colocaron los bancos en el horno y se elevó la temperatura de acuerdo con el siguiente ciclo:

20 °C -> 400 °C/25 min + 400 °C/5 min + 400 °C -> 600 °C/13 min + 600 °C/10 min.

Se retiraron las muestras inmediatamente tras su mantenimiento a la última temperatura a 600 °C.

40 Tabla 1. Propiedades de los materiales A1 y A2. La resistencia al pandeo se midió utilizando un brazo en voladizo con una longitud de 60 mm.

Material	Temple	Reducción en frío final [%]	Propiedades mecánicas					Distancia de Pandeo (mm)
			Previas a Cobresoldadura	Previas a Cobresoldadura	Posteriores a Cobresoldadura			
			A _{50mm} [%]	R _{p0,2} [MPa]	Calibre [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	
A1	H18	~ 98	1,2	240	0,10	62	143	41
A1	H24		1,3	193	0,10	63	150	32
A1	O		5,4	64	0,10	66	150	14
A2	H14	46	2,2	188	0,10	49	127	26

45 Los resultados muestran que se obtiene una resistencia posterior a la cobresoldadura mucho más alta con los temples O, H24 y H18 no interrecocidos, en comparación con el temple final H14.

Ejemplo 2

50 Se precalentaron temperaturas diferentes tres lingotes exactamente con la misma carga, con una composición de un 0,8 % de Si, un 0,2 % de Fe, un 1,6 % de Mn, un 0,12 % de Zr, un 1,6 % de Zn, y otros elementos cada uno menor al 0,05 %, antes de la laminación en caliente, para mejorar la capacidad de conformación final y la resistencia al pandeo durante la cobresoldadura. Las temperaturas finales y los tiempos totales de calentamiento para los diferentes lingotes fueron, para B1 - 457 °C/11 horas, para B2 - 490 °C/15 horas, para B3 - 540 °C/21 horas. Los materiales se laminaron en caliente, se laminaron en frío y se sometieron a un recocido de regeneración, dándoles un temple H24. En la Tabla 2 se presentan las propiedades de la tira final de 0,1 mm.

55

Tabla 2. Se midieron las propiedades para el material B. La resistencia al pandeo se midió utilizando un brazo en voladizo con una longitud de 60 mm.

Material	Temperatura Precalentamiento/tiempo total	R _{p0,2} final [MPa]	A _{50mm} final [%]	Distancia de pandeo (mm)
B1	457 °C/11 horas	184	3,8	22
B2	490 °C/11 horas	175	6,8	18
B3	540 °C/11 horas	197	4,4	30

5 Los resultados muestran que existen una temperatura y un tiempo óptimos para el precalentamiento antes de la laminación en caliente, para lograr la mejor combinación de capacidad de conformación en el temple final y en la resistencia al pandeo durante la cobresoldadura. Una disminución del límite elástico final al 0,2 % de 197 MPa a 175 MPa mejora significativamente la resistencia al pandeo durante la cobresoldadura.

10 Ejemplo 3

Se investigó el efecto del temple final en la tira de revestimiento de cobresoldadura de un material con C, con la siguiente composición:

15 Núcleo Mn = 1,6 %, Si = 0,8 %, Fe = 0,2 %, Zn = 1,5 %, Zr = 0,11 %, otros elementos cada uno inferior a un 0,05 %. Revestimiento de cobresoldadura Si = 7,7 %, Fe = 0,1 %, otros elementos cada uno inferior a un 0,05 %. El material se reviste en un 10 % a cada lado. El revestimiento se llevó a cabo durante la laminación en caliente.

20 El material se coló en continuo, tras lo cual se precalentó por debajo de 550 °C, se laminó en caliente a 4 mm y se laminó en frío a un espesor final de 0,10 mm. El material en estado H14 se sometió a un recocido blando total a un calibre intermedio de 0,17 mm. En el presente ejemplo, todas las muestras se han tomado de un mismo serpentín madre idéntico. Las diferentes muestras pudieron tomarse al dividir el serpentín en diferentes partes.

25 Para medir la densidad de las partículas del material, se cortaron secciones en sentido plano longitudinal, ND-RD, de la tira. En la última etapa de preparación se pulieron mecánicamente las secciones, usando una suspensión Struers OP-S que contenía 0,04 µm de sílice coloidal. Se midieron las secciones transversales de área de las partículas en un microscopio FEG-SEM, Philips XL30S, utilizando un sistema de análisis de imágenes de Oxford Instruments, IMQuantX.

30 Las imágenes de las mediciones se grabaron en el modo de retrodifusión, utilizando el detector "dentro de la lente" del microscopio. Las mediciones se realizaron con un aumento de × 40000 veces (en relación con la pantalla SEM). Con el fin de minimizar la profundidad de la información y de obtener una buena resolución espacial de la imagen de retrodifusión, se utilizó un voltaje de aceleración bajo, 3 kV. Se usó un umbral común de niveles de gris para detectar las partículas. Con el fin de obtener un resultado representativo del número y la distribución de las partículas de la muestra, se esparcieron los cuadros de imagen sobre la sección transversal. Se tomaron mediciones al menos en siete posiciones distribuidas igualmente sobre la dirección de espesor (ND) de la muestra de tira. La distancia entre cada cuadro de imagen en la dirección longitudinal era de al menos 15 µm. Se midieron más de 1.000 partículas. Se midió el área A de cada partícula y se calculó un diámetro de partícula equivalente como $\sqrt{(4A/\pi)}$.

40 Antes de la cobresoldadura, las muestras tenían una densidad numérica de partículas, con un tamaño dentro de un intervalo de entre 50 y 400 nm, de $2,3 \times 10^6$ partículas por mm². En la Tabla 3 se muestran los valores de límite elástico y de elongación antes de la cobresoldadura, la resistencia al pandeo y el riesgo de penetración del núcleo líquido, así como la resistencia posterior a la cobresoldadura, para las diferentes condiciones. La resistencia posterior a la cobresoldadura es considerablemente menor para el estado final H14 (recocido intermedio y laminación en frío final) que para los otros. Los estados de recocido, H24 y O, mejoran la resistencia posterior a la cobresoldadura en comparación con el estado H18 simplemente laminado en frío. El recocido mejora significativamente la resistencia al pandeo, y mejora adicionalmente la capacidad de conformación final, A_{50mm}, así como disminuye el riesgo de penetración del núcleo líquido.

50 El estado final H24 presentó una capacidad de conformación significativamente mejorada y una mejor resistencia al pandeo, en comparación con el temple final H14. El estado H24 presentó una resistencia al pandeo mucho mejor, una mejor resistencia a la penetración del núcleo líquido, y una capacidad de conformación final y una resistencia al pandeo posteriores a la cobresoldadura claramente mejores en comparación con el estado H18. El estado de temple O presentó una capacidad de conformación final y una resistencia al pandeo mejores que el estado H24, pero no resulta atractivo debido a los problemas de manipulación del material muy blando y delgado antes de la cobresoldadura, así como al riesgo de penetración del núcleo líquido después de la formación, como se describe en el Ejemplo 4.

Tabla 3. Propiedades medidas para el material C. La resistencia al pandeo se midió utilizando un brazo en voladizo con una longitud de 50 mm.

Temple Final	R _{p0,2} final [MPa]	A _{50mm} final [%]	Distancia de pandeo [mm]	Penetración del núcleo líquido	Resistencia posterior a cobresoldadura [MPa]
H18	208	2,5	45 (máximo)	Cierta	70
H24	163	5,3	16	No	77
O	61	10,4	11	No	78
H14	184	1,5	23	No	57

Ejemplo 4

5 El estado de temple O no es un temple final adecuado, dado que tal tira blanda y delgada provoca graves problemas de manejo, tanto para los productores como para los fabricantes de tiras de intercambiadores de calor cobresoldados. Uno de los problemas es que la tira siempre se estira ligeramente antes de la cobresoldadura. Esto puede causar un mal rendimiento de la cobresoldadura, dado que el núcleo se vuelve entonces extremadamente susceptible a la penetración del núcleo líquido si se finaliza con temple O en lugar de temple H24. Para ilustrar esto, se usó un material D con la siguiente composición:

15 Núcleo Mn = 1,6 %, Si = 0,8 %, Fe = 0,2 %, Zn = 1,5 %, Zr = 0,12 %, otros elementos cada uno inferior a un 0,05 %.

15 Revestimiento de cobresoldadura Si = 7,7 %, Fe = 0,2 %, otros elementos cada uno inferior a un 0,05 %.

20 El material se revistió a ambos lados, con un 10 % de revestimiento de cobresoldadura a cada lado. El revestimiento se llevó a cabo durante la laminación en caliente.

25 El material se produjo industrialmente de acuerdo con la invención descrita, con un espesor final de 0,07 mm. Parte del material se templó por recocido al estado H24, R_{p0,2}=164 MPa, y parte al estado O completamente blando, R_{p0,2}=60MPa. A continuación, se aplicaron a las muestras diferentes grados de estiramiento del 0 %, 1 %, 3 % y 5 %, antes de la cobresoldadura.

30 Las fotografías de la figura 2 muestran que se ha producido una grave penetración del núcleo líquido durante la cobresoldadura para el temple O, pero no para el temple H24, cuando se sometieron las muestras a un pre-estiramiento del 3 %. Se obtuvieron resultados similares para un pre-estiramiento del 5 %. Ninguno de los temples finales es sensible a la penetración del núcleo líquido si el pre-estiramiento es del 1 % o menos. Como es probable que antes de la cobresoldadura se produzca un pre-estiramiento de más del 1 %, el estado de temple O no resulta adecuado.

Ejemplo 5

35 Se coló en continuo con rodillos gemelos una aleación consistente en un 1 % de Mn, un 1 % de Si, un 0,5 % de Fe, un 0,09 % de Cu, un 1 % de Zn, formando una tira con un espesor de 5 mm, se laminó en frío a 1 mm, se recoció a un estado blando, se laminó a un espesor de 0,10 mm y, finalmente, se recoció durante dos horas a 260 °C. El valor de límite elástico al 0,2 %, R_{p0,2}, fue de 130 MPa y el alargamiento, A_{50mm}, fue del 4,4 %. La resistencia posterior a la cobresoldadura, R_{p0,2}, fue de 70 MPa y la resistencia a la rotura, R_m, 165 MPa. El pandeo fue solamente de 9 mm, cuando se midió como se describe en el ejemplo 1.

REIVINDICACIONES

1. Una tira resistente al pandeo, producida mediante

5 a) colada de una masa fundida, que comprende:

0,3 a 1,5 % de Si,

≤ 0,5 % de Fe,

≤ 0,3 % Cu

10 1,0 a 2,0 % de Mn,

≤ 0,5 % de Mg, más preferiblemente ≤ 0,3 %,

≤ 4,0 % de Zn,

≤ 0,5 % de Ni

15 ≤ 0,3 % de cada uno de unos elementos de formación de dispersoides de los grupos IVb, Vb o VIb, y elementos de impureza inevitables, el 0,05 % como máximo de cada uno, en una cantidad total como máximo del 0,15 %, el resto aluminio, para obtener así un lingote,

b) precalentamiento del lingote a una temperatura inferior a 550 °C, preferiblemente de entre 400 y 520 °C, más preferiblemente de entre 450 y 520 °C, especialmente más de 470 hasta 520 °C, para formar partículas dispersoides,

20 c) laminación en caliente para obtener una tira,

d) laminación en frío de la tira obtenida en la etapa c) con una reducción total de al menos el 90 %, preferiblemente de > 95 %, dando como resultado una tira que tiene un primer valor de límite elástico,

25 e) seguido de un tratamiento térmico al temple final con el fin de ablandar el material a un segundo valor de límite elástico, mediante un templado sin recristalización alguna de la aleación de tira, siendo dicho segundo valor de límite elástico un 10-50 % más bajo que el primer valor de límite elástico obtenido directamente después de la laminación en frío en la etapa d), preferiblemente un 15-40 % menor, y que está en el intervalo de límite elástico al 0,2 % de 100-200 MPa, más preferiblemente de 120-180 MPa, lo más preferiblemente de 140-180 MPa,

30 en donde la tira resistente al pandeo tiene una resistencia al pandeo de ≤35 mm cuando se mide en una tira con un espesor de 0,10 mm y un valor de límite elástico al 0,2 % de al menos 60 MPa tras la cobresoldadura.

2. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con la reivindicación 1, producida mediante una reducción de laminación en frío de al menos el 97,5 %.

35 3. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, producida sin recocido intermedio que genera recristalización del material cuando el espesor del material se ha reducido más del 90 %, durante la laminación en frío en la etapa d).

40 4. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, producida a partir de una masa fundida que comprende:

0,5-1,1 % de Si, preferiblemente un 0,65-0,95 % de Si,

≤0,3 % de Fe,

45 <0,1 % de Cu,

1,3-1,8 % de Mn, preferiblemente un 1,4-1,7 %,

<0,1 % de Mg,

0,05-0,2 % de Zr, preferiblemente entre un 0,1 y un 0,2 % de Zr.

50 5. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, producida a partir de una masa fundida que comprende: entre un 0,5 y un 2,8 % de Zn.

6. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, producida a partir de una masa fundida que comprende: <0,009 % de Sn.

55 7. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que en el temple final tiene una densidad de partículas de dispersoides en el intervalo de 1 y 20x10⁶, preferiblemente entre 1,3 y 10x10⁶, más preferiblemente entre 1,4 y 7x10⁶ partículas/mm² de partículas con un diámetro en el intervalo de 50-400 nm.

60 8. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que tiene un espesor final de la tira inferior a 0,2 mm, preferiblemente inferior a 0,15 mm, más preferiblemente inferior a 0,10 mm.

9. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, estando revestida la tira con al menos una capa adicional.

65

10. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con la reivindicación 9, en donde la al menos una capa adicional consiste en una aleación de cobresoldadura.
- 5 11. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con la reivindicación 9, en la que la al menos una capa adicional consiste en una aleación de aluminio comercial puro.
12. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con la reivindicación 9, en la que la al menos una capa adicional consiste en una aleación de aluminio que comprende un 0,6-6,5 % de Si.
- 10 13. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que tras la cobresoldadura tiene un valor de límite elástico al 0,2 % de al menos 70 MPa.
14. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que tiene una resistencia al pandeo de ≤ 30 mm, preferiblemente de ≤ 25 mm, cuando se mide en una tira con un espesor de 0,10 mm.
- 15 15. Un método para producir una tira resistente al pandeo, que comprende
- 20 a) colar una masa fundida que contiene:
- 0,3-1,5 % de Si,
 $\leq 0,5$ % de Fe,
 $\leq 0,3$ % Cu
 1,0-2,0 % de Mn,
 25 0,5 % de Mg, más preferiblemente $\leq 0,3$ %,
 $\leq 4,0$ % de Zn,
 $\leq 0,3$ % de cada uno de unos elementos de formación de dispersoides del grupo IVb, Vb, o VIb, y elementos de impureza inevitables, el 0,05 % como máximo de cada uno, en una cantidad total como máximo del 0,15 %, el resto aluminio, para obtener un lingote
- 30 b) precalentar el lingote resultante a una temperatura inferior a 550 °C, preferiblemente de entre 400 y 520 °C, más preferiblemente de entre 450 y 520 °C, especialmente más de 470 hasta 520 °C, para formar partículas dispersoides,
- 35 c) laminar en caliente para obtener una tira,
- d) laminar en frío la tira obtenida en la etapa c) con una reducción total de al menos el 90 %, preferiblemente de > 95 %, dando como resultado una tira que tiene un primer valor de límite elástico,
- 40 e) seguido de un tratamiento térmico al temple final con el fin de ablandar el material a un segundo valor de límite elástico, mediante un templado sin recristalización alguna de la aleación de tira, siendo dicho segundo valor de límite elástico un 10-50 % más bajo que el primer valor de límite elástico obtenido directamente después de la laminación en frío en la etapa d), preferiblemente un 15-40 % menor, y que está en el intervalo de límite elástico de 100-200 MPa, más preferiblemente de 120-180 MPa, lo más preferiblemente de 140-180 MPa.
- 45 16. Un método de acuerdo con la reivindicación 15, que comprende la laminación en frío a una reducción de al menos el 97,5 %.
17. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15 o 16, producido sin recocido intermedio que genera recristalización del material cuando el espesor del material se ha reducido más del 90 %, durante la laminación en frío en la etapa d).
- 50 18. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-17, conteniendo la masa fundida:
- 0,5-1,1 % de Si,
 $\leq 0,3$ % de Fe,
 $< 0,1$ % de Cu,
 55 1,3-1,8 % de Mn, preferiblemente un 1,4-1,7 % de Mn,
 $< 0,1$ % de Mg,
 0,05-0,2 % de Zr, preferiblemente entre un 0,1 y un 0,2 % de Zr.
19. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-18, conteniendo la masa fundida entre un 0,5 y un 2,8 % de Zn.
- 60 20. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-19, conteniendo la masa fundida: $< 0,009$ % de Sn.
- 65 21. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-20, que comprende controlar la etapa de precalentamiento de manera se produzca una tira que, en el temple final, tenga una densidad de partículas de

ES 2 616 320 T3

dispersoides en el intervalo de $1 \cdot 10^6$ y $20 \cdot 10^6$, y $1,3 \cdot 10^6$ y $10 \cdot 10^6$, preferiblemente entre $1,4 \cdot 10^6$ y $7 \cdot 10^6$ partículas/mm² de partículas con un diámetro en el intervalo de 50-400 nm.

5 22. Una tira resistente al pandeo de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-21, que tiene un espesor final de la tira inferior a 0,2 mm, preferiblemente inferior a 0,15 mm, más preferiblemente inferior a 0,10 mm.

10 23. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-22, que comprende controlar los parámetros del proceso de modo que se produzca una tira que tras la cobresoldadura tenga un valor de límite elástico al 0,2 % de al menos 60 MPa, preferiblemente al menos 70 MPa.

24. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-23, con una resistencia al pandeo de ≤ 35 mm, más preferiblemente de ≤ 30 mm, más preferiblemente de ≤ 25 mm, cuando se mide en una tira con un espesor de 0,10 mm.

15 25. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 15-24, con una resistencia al pandeo de ≤ 20 mm, más preferiblemente de ≤ 15 mm, cuando se mide en una tira con un espesor de 0,10 mm.

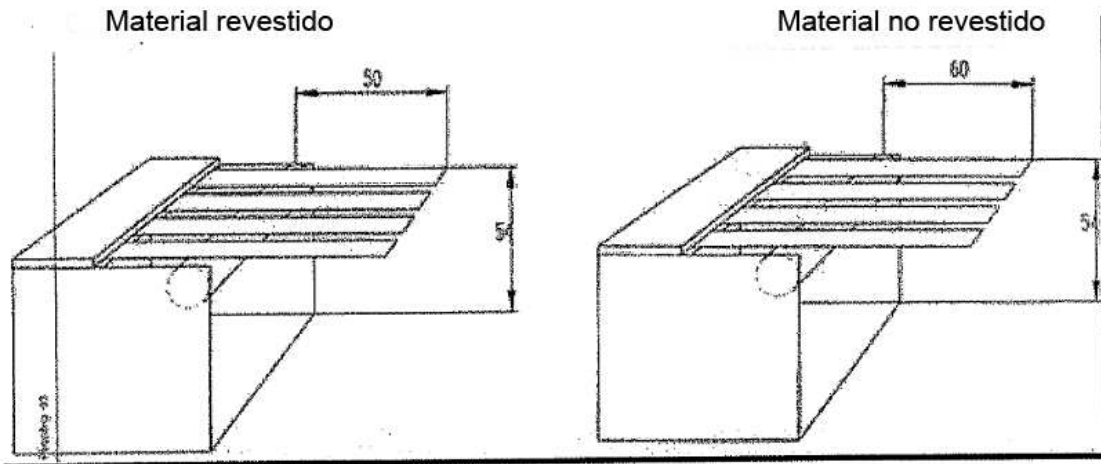


Figura 1 a) y b)

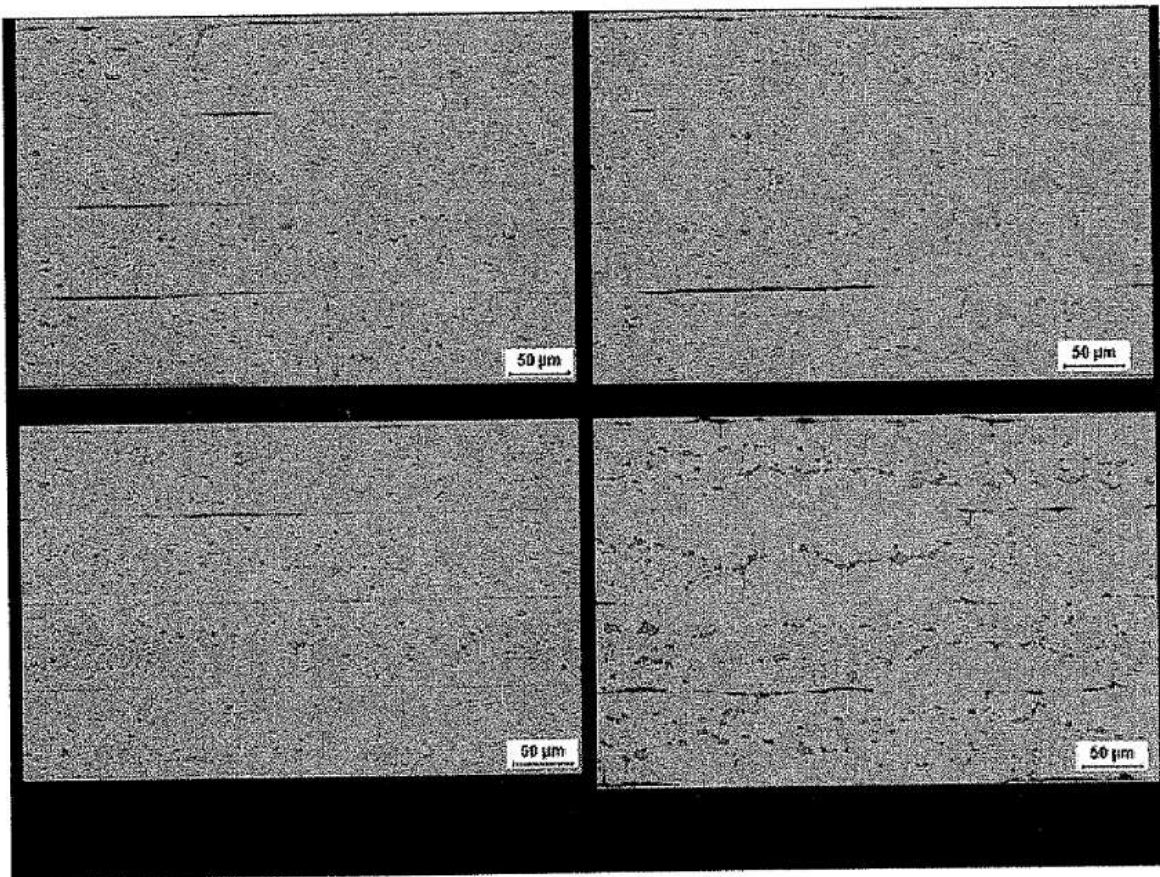


Figura 2 a) y b)