

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 613 590**

51 Int. Cl.:

**F28F 1/12** (2006.01)

**F28F 1/02** (2006.01)

**F28F 21/08** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **01.10.2012 PCT/JP2012/075404**

87 Fecha y número de publicación internacional: **06.06.2013 WO2013080650**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.10.2012 E 12853959 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **07.12.2016 EP 2787094**

54 Título: **Material de aleación de aluminio y estructura de aleación de aluminio y proceso de producción de los mismos**

30 Prioridad:

**02.12.2011 JP 2011264845**

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

**24.05.2017**

73 Titular/es:

**UACJ CORPORATION (100.0%)  
1-7-2, Otemachi Chiyoda-ku  
Tokyo 100-0004, JP**

72 Inventor/es:

**NIKURA AKIO;  
FUJITA KAZUKO;  
MURASE TAKASHI;  
OYA YOSHIYUKI y  
KUROSAKI TOMOHITO**

74 Agente/Representante:

**VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro**

ES 2 613 590 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 aleación de aluminio y estructura de aleación de aluminio y proceso de producción de los mismos

### 5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a un material de aleación de aluminio, y más particularmente a un material de aleación de aluminio que puede unirse a otro elemento por su propia acción sin utilizar un material de unión, tal como un metal de relleno de soldadura o un metal de relleno. La presente invención se refiere además a una estructura, que emplea el material de aleación de aluminio, que está unido de manera eficiente, y que está sustancialmente libre de cambio de tamaño o forma entre antes y después de la unión, así como a un método de fabricación de la estructura.

### 15 **Técnica antecedente**

Cuando se fabrica una estructura, tal como un intercambiador de calor, que emplea un material de aleación de aluminio como elemento constituyente, es necesario unir los materiales de aleación de aluminio entre sí o el material de aleación de aluminio a otro tipo diferente de material. Se conocen diversos métodos como métodos de unión para el material de aleación de aluminio. Entre los diversos métodos, se usa en muchos casos un método de soldadura (método de soldadura fuerte). El método de soldadura se utiliza en muchos casos en consideración, por ejemplo, de una ventaja de que se puede obtener una unión fuerte en un corto tiempo sin fundir un material base. Como métodos para fabricar un intercambiador de calor, etc. empleando métodos de unión del material de aleación de aluminio con la soldadura, se conocen, por ejemplo, un método de utilización de una lámina de soldadura sobre la cual un metal de relleno de soldadura de una aleación de Al-Si está revestido, un método de uso de un elemento extruido revestido con un metal de relleno de soldadura en polvo, y un método para ensamblar diversos elementos y después aplicar adicionalmente un metal de relleno de soldadura a las porciones que se van a unir (Documentos de Patente 1 a 3). Además, "Capítulo 3.2 Brazing Alloys and Brazing Sheets" en el Documento no perteneciente a Patente 1 explica en detalle la lámina de soldadura revestida y el metal de relleno de soldadura en polvo.

30 Hasta la fecha, se han desarrollado diversos métodos de soldadura en el campo de la fabricación de una estructura usando un material de aleación de aluminio. En relación con los intercambiadores de calor vehiculares, por ejemplo, cuando se utiliza un elemento de aleta en una sola capa, se ha utilizado un método de utilización de una lámina de soldadura hecha de una lámina de material de tubo sobre la cual está revestido un metal de relleno de soldadura, y un método de revestimiento adicional de polvo de Si o un metal de soldadura que contiene Si sobre la lámina de material de tubo. Por otra parte, cuando se utiliza el elemento de tubo en una única capa, se ha utilizado un método de uso de una lámina de soldadura hecha de una lámina de material de aleta sobre la cual está revestido un metal de relleno de soldadura.

40 El Documento de Patente 4 describe un elemento de aleta monocapa para un intercambiador de calor de acuerdo con el preámbulo de la reivindicación 1 y un método para emplear una lámina de soldadura monocapa en lugar de la lámina de soldadura revestida que se ha mencionado anteriormente. Ese método propone el uso de la lámina de soldadura monocapa para un intercambiador de calor como un elemento de aleta y un elemento de depósito del intercambiador de calor.

### 45 **Documentos de la técnica anterior**

#### **Documentos de patente**

50 Documento de Patente 1: JP 2008-303405 A  
Documento de Patente 2: JP 2009-161835 A  
Documento de Patente 3: JP 2008-308760 A  
Documento de Patente 4: JP 2010-168613 A

#### **Documento diferente de patente.**

55 Documento no perteneciente a Patente 1: "Aluminum Brazing Handbook (revised edition)", Japan Light Metal Welding & Construction Association, 2003

### **Sumario de la invención**

#### **60 Problemas a resolver por la invención**

La fabricación de una hoja revestida, tal como una hoja de soldadura, requiere etapas de fabricación de capas individuales por separado, y la unión de las capas individuales entre sí después de colocarlas en un estado estratificado. Por lo tanto, el uso de la hoja de soldadura es contradictorio con una demanda de reducción de costes del intercambiador de calor, etc. El recubrimiento del metal de relleno de soldadura en polvo también aumenta el

coste del producto correspondiente al coste del metal de relleno de soldadura.

Mientras tanto, se propone además, como se ha descrito anteriormente, emplear la lámina de soldadura monocapa en lugar de la lámina de soldadura en forma de la lámina revestida. Sin embargo, cuando se usa la lámina de soldadura monocapa, tal cual, como elemento de tubo en la fabricación del intercambiador de calor, por ejemplo, existe el problema de que el elemento de tubo está muy deformado debido al calentamiento en la fabricación del intercambiador de calor. Además, cuando se usa la lámina de soldadura monocapa como un elemento de aleta que tiene un espesor de lámina pequeño, existe el problema de que una aleta es fácilmente susceptible a deformación de pandeo.

Por lo tanto, se puede decir que los materiales monocapa están preferiblemente unidos entre sí sin usar el metal de relleno de soldadura desde el punto de vista de la reducción del coste de la estructura de aleación de aluminio tal como el intercambiador de calor. Sin embargo, si se emplea simplemente la lámina de soldadura monocapa, sería difícil evitar el problema de deformación de un elemento. La presente invención se ha hecho en vista de los antecedentes que se han descrito anteriormente y un objetivo de la presente invención es proporcionar un método que, al fabricar diversos cuerpos estructurales de aleación de aluminio, no cause el problema de la deformación durante la unión, evitando al mismo tiempo un aumento de costes atribuible a la utilización de un elemento multicapa.

### Medios para resolver los problemas

Como resultado de la realización de intensivos estudios, los inventores han encontrado un nuevo método de unión, que mejora el método de unión de un material de aleación de aluminio con el uso del conocido método de soldadura, y que utiliza una capacidad de unión desarrollada por el propio material para unirse sin usar un metal de relleno de soldadura. El nuevo método de unión se caracteriza por que los miembros están unidos y ensamblados bajo condiciones particulares empleando un material de aleación de aluminio descrito más adelante, por que los miembros pueden estar unidos entre sí sin usar un material de unión, tal como un metal de relleno de soldadura, y por que la deformación entre antes y después de la unión se puede mantener muy pequeña.

Por lo tanto, la presente invención proporciona un elemento de aleta monocapa de acuerdo con la reivindicación 1 y un método de fabricación para una estructura de aluminio en la que dos o más elementos están unidos entre sí de acuerdo con la reivindicación 7.

La presente invención se describirá en detalle a continuación. La presente invención se caracteriza básicamente por que se utiliza una fase líquida generada al calentar el material de aleación de aluminio que tiene la composición que se ha mencionado anteriormente para la unión. En vista de tal característica básica, se describirá en primer lugar el mecanismo en la generación de esa fase líquida.

La figura 1 ilustra un diagrama de fases de una aleación a base de Al-Si que es una aleación eutéctica de fase binaria típica. Cuando se calienta un material de aleación de aluminio con una composición de Si de  $c_1$ , una fase líquida comienza a generarse a una temperatura  $T_1$  cercana pero superior a una temperatura eutéctica (temperatura de solidificación)  $T_e$ . A la temperatura eutéctica  $T_e$  o inferior, como se ilustra en la figura 2 (a), los dispersoides se distribuyen en una matriz dividida por los límites de grano. Cuando la fase líquida comienza a generarse en tal estado, como se ilustra en la figura 2 (b), los límites de grano donde se distribuyen los dispersoides en mayor cantidad debido a la segregación se funden y se convierten en fases líquidas. Entonces, como se ilustra en la figura 2 (c), el entorno de los granos de dispersoide y los compuestos intermetálicos de Si, que es un componente del elemento aditivo principal dispersado en la matriz del material de aleación de aluminio, se funden en formas esféricas y se convierten en fases líquidas. Además, como se ilustra en la figura 2 (d), las fases líquidas esféricas generadas en la matriz se disuelven de nuevo en la matriz en estado sólido debido a la energía de la interfaz con el lapso de tiempo o un aumento de la temperatura, y se mueven a los límites o superficies de grano a través de la difusión en la fase sólida. A continuación, cuando la temperatura sube a  $T_2$  como se ilustra en la figura 1, la cantidad de las fases líquidas aumenta según se observa en el diagrama de fases.

Cuando, en la figura 1, la composición de Si del material de aleación de aluminio es  $c_2$ , que es menor que una composición de límite de solubilidad de sólido máxima, una fase líquida comienza a generarse a una temperatura cercana pero superior a una temperatura de solidificación  $T_{s2}$ . Sin embargo, a diferencia del caso de  $c_1$ , en una estructura inmediatamente antes de la fusión, los depósitos cristalizados y precipitados no siempre existen en la matriz, como se ilustra en la figura 3 (a). En ese caso, los límites de grano se funden en primer lugar y se convierten en fases líquidas como se ilustra en la figura 3 (b). Posteriormente, como se ilustra en la figura 3 (c), una fase líquida comienza a generarse a partir de un lugar en el que una composición de elemento de soluto es localmente alta en la matriz. Como en el caso de  $c_1$ , las fases líquidas esféricas generadas en la matriz se disuelven de nuevo en la matriz en estado sólido debido a la energía de la interfaz con el lapso de tiempo o un aumento de temperatura, y se mueven a los límites o superficies de grano a través de difusión en la fase sólida, como se ilustra en la figura 3 (d). Con la temperatura aumentando a  $T_3$ , la cantidad de las fases líquidas aumenta más de lo que se muestra en el diagrama de fases.

Un método de unión que usa el material de aleación de aluminio, de acuerdo con la presente invención, utiliza la fase líquida generada con la fusión local que se ha descrito anteriormente en el interior del material de aleación de aluminio. Al mantener la masa de la fase líquida en un intervalo preferible con el ajuste de una temperatura de calentamiento, se puede realizar tanto la unión como el mantenimiento de la forma de la aleta. Por ejemplo, cuando se fabrican cuerpos estructurales, tales como un tubo, una aleta y una placa, mediante la conformación del material de aleación de aluminio de la presente invención y se someten a tratamiento térmico a una temperatura de aproximadamente 600 °C, se genera parcialmente una fase líquida en el material de aleación de aluminio y se derrama a la superficie de material, permitiendo de este modo que el material de aleación de aluminio se una. Como resultado, se puede fabricar un intercambiador de calor sin usar un material de unión, tal como un metal de relleno de soldadura.

En el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, la matriz no fundida (es decir, una parte del material de aluminio excepto los compuestos intermetálicos) y los compuestos intermetálicos que no contribuyen a la generación de la fase líquida desarrollan principalmente la resistencia del material. Por lo tanto, aunque el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención llega a un estado parcialmente fundido durante la unión, puede mantener la resistencia suficiente para mantener la forma. Por consiguiente, la estructura fabricada de acuerdo con la presente invención se caracteriza por que apenas se producen cambios de tamaño y forma debidos a la reducción de la resistencia durante la unión. Con tal característica, el material de aleación de aluminio de la presente invención se puede usar preferiblemente como un material fino para una aleta, etc., que son de otro modo adecuados para deformarse durante la unión.

Como se ha descrito anteriormente, la presente invención utiliza la fase líquida en el material de aleación de aluminio. De acuerdo con un primer aspecto, la presente invención se caracteriza por que el material de aleación de aluminio está fabricado, como una composición básica, a partir de una aleación a base de Al-Si-Fe que contiene Si en un contenido del 1,0 % en masa al 5,0 % en masa y Fe: del 0,01 % en masa al 2,0 % en masa, y por que, en una estructura metálica del material de aleación de aluminio, las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si y partículas de compuestos intermetálicos a base de Al están presentes en los intervalos predeterminados de densidad superficial en la sección transversal del material de aleación de aluminio. Estas características se describen a continuación. Debe observarse que, en la siguiente descripción, "% en masa" se representa simplemente por "%".

En cuanto a la composición de Si, Si es un elemento que genera una fase líquida a base de Al-Si y contribuye a la unión. Sin embargo, si la composición de Si es menor del 1,0 %, la fase líquida no podrá generarse en una cantidad suficiente, y el derrame de la fase líquida se reducirá, haciendo así la unión imperfecta. Por otro lado, si la composición de Si es superior al 5,0 %, la cantidad de la fase líquida generada en el material de aleación de aluminio se aumentará, y la resistencia del material durante el calentamiento se reducirá extremadamente, provocando así una dificultad en el manteniendo la forma de la estructura. Por esta razón, se especifica que la composición de Si es del 1,0 % al 5,0 %. La composición de Si es preferiblemente del 1,5 % al 3,5 % y más preferiblemente del 2,0 % al 3,0 %. Cuanto más gruesa sea una placa y más alta sea una temperatura de calentamiento, mayor será la cantidad de derrame de la fase líquida. Por lo tanto, se desea que la cantidad de la fase líquida a derramar durante el calentamiento se ajusta ajustando la cantidad de Si y la temperatura de calentamiento para la unión, que se requieren dependiendo de la estructura de la estructura a fabricar.

En cuanto a la composición de Fe, el Fe es eficaz no sólo para aumentar la resistencia disolviéndose ligeramente en la matriz en estado sólido, sino también para evitar la reducción de la resistencia a altas temperaturas, particularmente, dispersándose como depósitos cristalizados. Si la cantidad de Fe añadida es inferior al 0,01 %, se reducirán los efectos que se han mencionado anteriormente, y se tendrá que utilizar un lingote de mayor pureza, aumentando así el coste. Si la cantidad de Fe añadida es superior al 2,0 %, se generarán compuestos intermetálicos gruesos durante la colada, y la facilidad de fabricación será problemática. Además, cuando el cuerpo unido está expuesto a un ambiente corrosivo (particularmente, un entorno corrosivo que incluye el flujo de un líquido), se reducirá la resistencia a la corrosión del cuerpo unido. Además, debido a que el tamaño de los granos de cristal recristalizados debido al calentamiento durante la unión se reduce y la densidad de los límites de grano aumenta, el cambio de tamaño entre antes y después de la unión se aumentará. Por esta razón, se especifica que la cantidad de Fe añadida es del 0,01 % al 2,0 %. Una cantidad preferible de Fe añadida es del 0,2 % al 1,0 %.

A continuación se describirán las características de una estructura metálica en el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención. El material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención se caracteriza por que de 250 piezas/mm<sup>2</sup> o más a 7 x 10<sup>5</sup> piezas/mm<sup>2</sup> o menos de partículas de compuestos intermetálicos a base de Si que tienen diámetros de círculo equivalentes de 0,5 a 5 µm están presentes en una sección transversal del material de aleación de aluminio. Aquí, la expresión "compuesto intermetálico a base de Si" implica (1) un compuesto intermetálico de Si en solitario, y (2) compuestos intermetálicos de Si y otros elementos, tales como Ca y P, que están parcialmente contenidos en Si. Es un compuesto intermetálico que contribuye a la generación de la fase líquida en el proceso de generación de fase ligera que se ha descrito anteriormente. La expresión "sección transversal" implica una sección transversal arbitraria del material de aleación de aluminio, y puede ser, por ejemplo, una sección transversal tomada a lo largo de la dirección del espesor, o una sección transversal tomada en paralelo a la superficie de la placa. Desde el punto de vista de la sencillez en la evaluación

del material, se emplea preferiblemente la sección transversal tomada a lo largo de la dirección del espesor.

Como se ha analizado anteriormente, las partículas del compuesto intermetálico, por ejemplo, partículas de Si, que están dispersadas en el material de aleación de aluminio, reaccionan con la matriz circundante y generan una fase líquida durante la unión. Por lo tanto, cuanto más finas sean las partículas dispersas de los compuestos intermetálicos, mayor será un área en la que las partículas y la matriz entran en contacto entre sí. Por lo tanto, a medida que las partículas dispersadas de los compuestos intermetálicos son más finas, la fase líquida tiende a generarse más rápidamente durante el calentamiento para la unión y se obtienen resultados de unión satisfactorios. Estos efectos son más significativos cuando la temperatura de unión está más cerca de la línea de solidificación o cuando la velocidad de subida de la temperatura es más alta. Por lo tanto, en la presente invención se requiere que se especifiquen partículas de compuestos intermetálicos a base de Si preferibles que tengan diámetros de círculo equivalentes de 0,5 a 5  $\mu\text{m}$ , y se especifique una velocidad de presencia de las mismas que sea de 250 piezas/ $\text{mm}^2$  o más a 7 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o menos en la sección transversal del material de aleación de aluminio. Si el número de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si es menor de 250 piezas/ $\text{mm}^2$ , la fase líquida generada se segregará y no se obtendrá una unión satisfactoria. Si el número de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si es de más de 7 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$ , el área de reacción de las partículas y la matriz será demasiado grande y la cantidad de la fase líquida se aumentará abruptamente, causando así que se produzca con más probabilidad una deformación. Por esta razón, la velocidad de presencia de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si se especifica como de 250 piezas/ $\text{mm}^2$  o más a 7 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o menos. La velocidad de presencia es preferiblemente de 1 x 10<sup>3</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o más a 1 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o menos.

En el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, los compuestos intermetálicos a base de Al también están presentes como partículas dispersas además de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si que se generan con la composición básica (aleación a base de Al-Si). Los compuestos intermetálicos basados en Al son aquellos compuestos intermetálicos generados a partir de Al y uno o más elementos aditivos e incluyendo compuestos a base de Al-Fe, a base de Al-Fe-Si, a base de Al-Mn-Si, a base de Al-Fe-Mn, y a base de Al-Fe-Mn-Si. Estos compuestos intermetálicos a base de Al no contribuyen en gran medida a la generación de la fase líquida a diferencia de los compuestos intermetálicos a base de Si, sino que son partículas dispersas que desarrollan la resistencia del material junto con la matriz. Se requiere que estén presentes de 100 piezas/ $\text{mm}^2$  o más a 7 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o menos de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al que tienen diámetros de círculo equivalentes de 0,5 a 5  $\mu\text{m}$  en la sección transversal del material de aleación de aluminio. Si el número de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al es menor de 100 piezas/ $\text{mm}^2$ , la resistencia se reducirá y se producirá una deformación. Por otro lado, si el número de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al es superior a 7 x 10<sup>5</sup> pcs/ $\text{mm}^2$ , la cantidad de núcleos para la recristalización se aumentará y los granos de cristal serán demasiado finos, causando así una deformación. Por esta razón, se especifica que la velocidad de presencia de las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al es de 100 piezas/ $\text{mm}^2$  o más a 7 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o menos. La velocidad de presencia es preferiblemente de 1 x 10<sup>3</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o más a 1 x 10<sup>5</sup> piezas/ $\text{mm}^2$  o menos.

Los diámetros de círculo equivalentes de las partículas dispersadas pueden determinarse con la observación de SEM (es decir, la observación de una imagen de electrones reflejada por el microscopio electrónico de barrido) de la sección transversal. Aquí, la expresión "diámetro de círculo equivalente" implica un diámetro nominal. Preferiblemente, los diámetros de círculo equivalentes de las partículas dispersadas antes de la unión se determinan realizando un análisis de imagen de una fotografía SEM. Las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si y las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al pueden discriminarse entre sí basándose en la diferencia de contraste con la observación por la SEM de una imagen de electrones reflejada. Además, las especies metálicas de las partículas dispersadas pueden especificarse con mayor precisión empleando, por ejemplo, un EPMA (microanalizador de sonda de electrones (rayos X)).

El material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención que tiene las características en los intervalos de composición de Si y Fe y en la estructura metálica, puede realizar la unión con su propio rendimiento de unión y puede utilizarse como componentes de diversos elementos estructurales de aleación de aluminio.

Como se ha analizado anteriormente, en el material de aleación de aluminio de la presente invención de acuerdo con una primera realización, Si y Fe son elementos esenciales y su contenido se especifica para cumplir la función básica de desarrollar el rendimiento de unión. Con el fin de no sólo cumplir la función básica de desarrollar el rendimiento de unión, sino también aumentar aún más la resistencia, al material de aleación de aluminio de la presente invención de acuerdo con una segunda realización, se le añaden adicionalmente Mn, Mg y Cu como elementos esenciales en cantidades predeterminadas además de Si y Fe que se añaden en las cantidades que se han especificado anteriormente de acuerdo con la primera realización. Debe observarse que, de acuerdo con la segunda realización, las densidades superficiales respectivas de los compuestos intermetálicos a base de Si y los compuestos intermetálicos a base de Al en la sección transversal se especifican en los mismos intervalos que aquellos de acuerdo con la primera realización.

Mn es un elemento aditivo importante, que forma compuestos intermetálicos a base de Al-Mn-Si junto con Si, y que aumenta la resistencia desarrollando la acción de reforzar la dispersión, o disolviéndose en la fase precursora de aluminio en un estado sólido y desarrollando la acción del fortalecimiento de la solución sólida. Si la cantidad de Mn

añadida es superior al 2,0 %, los compuestos intermetálicos gruesos se formarán fácilmente y la resistencia a la corrosión se reducirá. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de Mn añadida es del 2,0 % o menos. Una cantidad preferible de Mn añadida es del 0,05 % al 2,0 %. En la presente invención, tanto para Mn como para otros componentes de aleación, cuando se menciona que la cantidad de elemento añadido es un porcentaje predeterminado o menos, la cantidad incluye el 0 %.

Mg forma  $Mg_2Si$  y desarrolla endurecimiento después del calentamiento para la unión, aumentando así la resistencia con el endurecimiento. Por lo tanto, Mg es un elemento aditivo para desarrollar el efecto de aumentar la fuerza. Si la cantidad de Mg añadida es superior al 2,0 %, Mg reaccionará con el flujo y formará un compuesto de alto punto de fusión, degradando de esta manera significativamente el rendimiento de unión. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de Mg añadida es del 2,0 % o menos. Una cantidad preferible de Mg añadida es del 0,05 % al 2,0 %.

Cu es un elemento aditivo que se disuelve en la matriz en estado sólido y aumenta la resistencia. Si la cantidad de Cu añadida es superior al 1,5 %, se reducirá la resistencia a la corrosión. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de Cu añadida es del 1,5 % o menos. Una cantidad preferible de Cu añadida es del 0,05 % al 1,5 %.

En la presente invención, como elementos distintos de los elementos esenciales que se han mencionado anteriormente, uno o más de Ti, V, Cr, Ni y Zr pueden añadirse selectivamente para aumentar adicionalmente la resistencia y la resistencia a la corrosión. A continuación se describen aquellos elementos aditivos selectivos.

Ti y V tienen los efectos de no sólo aumentar la resistencia al ser disueltos en la matriz en estado sólido, sino también impedir el avance de la corrosión en la dirección del espesor de la placa, distribuyéndose en un patrón en capas. Si la cantidad de cada uno de Ti y V añadida es superior al 0,3 %, se generarán depósitos de cristales gigantes, degradando así la formabilidad y la resistencia a la corrosión. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de cada uno de Ti y V añadida es preferiblemente del 0,3 % o menos y más preferiblemente del 0,05 % al 0,3%.

El Cr aumenta la resistencia con el refuerzo de la solución sólida y actúa para engrosar los granos cristalinos después del calentamiento con precipitación de compuestos intermetálicos a base de Al-Cr. Si la cantidad de Cr añadida es superior al 0,3 %, los compuestos intermetálicos gruesos se formarán fácilmente y la trabajabilidad plástica se degradará. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de Cr añadida es preferiblemente del 0,3 % o menos y más preferiblemente del 0,05 % al 0,3 %.

El Ni se cristaliza o precipita como un compuesto intermetálico y desarrolla el efecto de aumentar la resistencia después de la unión con el refuerzo de la dispersión. La cantidad de Ni añadida se especifica preferiblemente en el intervalo del 2,0 % o menos y más preferiblemente en el intervalo del 0,05 % al 2,0 %. Si el contenido de Ni es superior al 2,0 %, los compuestos intermetálicos gruesos se formarán fácilmente, degradando así la trabajabilidad y la resistencia a la autocorrosión.

Zr precipita como compuestos intermetálicos a base de Al-Zr y desarrolla el efecto de aumentar la resistencia después de la unión con el refuerzo de la dispersión. Además, los compuestos intermetálicos a base de Al-Zr actúan para engrosar los granos de cristales durante el calentamiento. Si la cantidad de Zr añadida es superior al 0,3 %, los compuestos intermetálicos gruesos se formarán fácilmente y la trabajabilidad plástica se degradará. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de Zr añadida es preferiblemente del 0,3 % o menos y más preferiblemente del 0,05 % al 0,3%.

Además de los elementos aditivos selectivos que se han mencionado anteriormente, principalmente para aumentar la resistencia, también se pueden añadir otros elementos aditivos selectivos que tienen el objetivo de aumentar la resistencia a la corrosión. Los elementos aditivos selectivos que tienen el objeto de aumentar la resistencia a la corrosión son, por ejemplo, Zn, In y Sn.

La adición de Zn es eficaz para aumentar la resistencia a la corrosión con la acción anticorrosión sacrificial. Zn se disuelve sustancialmente uniformemente en la matriz en estado sólido. Sin embargo, cuando se genera una fase líquida, Zn se disuelve en la fase líquida para aumentar la composición de Zn en la fase líquida. Tras derramar la fase líquida en la superficie, la composición de Zn en una región derramada de la fase líquida aumenta, aumentando de este modo la resistencia a la corrosión debido a la acción del ánodo de sacrificio. Además, cuando el material de aleación de aluminio de la presente invención se aplica a intercambiadores de calor, se puede desarrollar la acción anticorrosiva sacrificial para proteger los tubos, etc. contra la corrosión, empleando el material de aleación de aluminio de la presente invención en forma de aletas. Si la cantidad de Zn añadida es más del 6,0 %, se aumentará la velocidad de corrosión y se reducirá la resistencia a la autocorrosión. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de Zn añadida es preferiblemente del 6,0 % o menos y más preferiblemente del 0,05 % al 6,0 %.

Sn e In tienen el efecto de desarrollar la acción del ánodo de sacrificio. Si la cantidad de cada uno de Sn e In añadida es superior al 0,3 %, se aumentará la velocidad de corrosión y se reducirá la resistencia a la autocorrosión. Por consiguiente, se especifica que la cantidad de cada uno de Sn e In añadida es preferiblemente del 0,3 % o menos y más preferiblemente del 0,05 % al 0,3%.

En el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, también pueden añadirse elementos selectivos para mejorar las características de la fase líquida y aumentar adicionalmente el rendimiento de unión. Estos elementos son preferiblemente Be: 0,1 % o menos, Sr: 0,1 % o menos, Bi: 0,1 % o menos, Na: 0,1 % o menos, y Ca: 0,05 % o menos. Uno o dos de estos elementos se añaden según sea necesario. Los intervalos más preferibles de estos elementos son Be: 0,0001 % al 0,1 %, Sr: 0,0001 % al 0,1 %, Bi: 0,0001 % al 0,1 %, Na: 0,0001 % al 0,1 %, y Ca: 0,0001 % al 0,05 %. Estos elementos traza pueden mejorar el rendimiento de unión, por ejemplo, provocando una dispersión fina de las partículas de Si y aumentando la fluidez de la fase líquida. Si la cantidad de cada elemento traza es menor que el intervalo específico más preferido que se ha mencionado anteriormente, los efectos de causar una dispersión fina de partículas de Si y aumentar la fluidez de la fase líquida serán insuficientes en algunos casos. Si la cantidad de cada elemento traza es mayor que el intervalo específico más preferido que se ha mencionado anteriormente, en algunos casos se producirá un inconveniente tal como la reducción de la resistencia a la corrosión. Independientemente de si se añade uno cualquiera de Be, Sr, Bi, Na y Ca o se añaden dos cualesquiera o más de estos elementos, cada elemento se añade en el intervalo de composición preferible o más preferible que se ha mencionado anteriormente.

Fe y Mn forman compuestos intermetálicos a base de Al-Fe-Mn-Si junto con Si. Puesto que el Si que ha formado los compuestos intermetálicos a base de Al-Fe-Mn-Si es menos eficaz para contribuir a la generación de la fase líquida, el rendimiento de unión se reduce. Por consiguiente, cuando Fe y Mn se añaden al material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, es preferible controlar las cantidades respectivas añadidas de Si, Fe y Mn. Más específicamente, dado que el contenido (% en masa) de Si, Fe y Mn se representa por S, F y M, respectivamente, se satisface preferiblemente una expresión relacional de  $1,2 \leq S - 0,3(F + M) \leq 3,5$ . Si  $S - 0,3(F + M)$  es menor de 1,2, la unión será insuficiente. Por otro lado, si  $S - 0,3(F + M)$  es más de 3,5, la forma será más adecuada para cambiar entre antes y después de la unión.

En el material de aleación de aluminio que genera la fase líquida, de acuerdo con la presente invención, una diferencia entre la temperatura de solidificación y la temperatura líquida es preferiblemente 10 °C o más. La generación de la fase líquida se inicia a una temperatura que excede la temperatura de solidificación. Sin embargo, si la diferencia entre la temperatura de solidificación y la temperatura líquida es pequeña, un intervalo de temperatura en el que un sólido y un líquido coexisten es estrecho, provocando así una dificultad en el control de la cantidad de fase líquida generada. Por consiguiente, esta diferencia es preferiblemente de 10 °C o más. Las aleaciones binarias que tienen composiciones para satisfacer la condición que se ha mencionado anteriormente son, por ejemplo, una aleación a base de Al-Si, una aleación a base de Al-Si-Mg, una aleación a base de Al-Si-Cu, una aleación a base de Al-Si-Zn, y una aleación a base de Al-Si-Cu-Mg. A medida que aumenta la diferencia entre la temperatura de solidificación y la temperatura líquida, es más fácil hacer el control para obtener la cantidad adecuada de la fase líquida. Por consiguiente, un límite superior de la diferencia entre la temperatura de solidificación y la temperatura líquida no se especifica a una particular.

Además, con el fin de aumentar aún más la resistencia a la corrosión del material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, una capa que contiene Zn como componente principal se puede formar sobre una superficie del material de aleación de aluminio. El Zn existente en la capa formada sobre la superficie del material de aleación de aluminio se disuelve y se dispersa en la aleación en estado sólido durante el calentamiento para la unión, formando así una distribución de composición ya que la composición de Zn disminuye hacia el interior desde la superficie. Tal distribución de la composición de Zn incluye niveles tanto superiores como inferiores en relación con el potencial de picadura y puede suprimir en gran medida el avance de la corrosión en el material de aleación de aluminio debido a la acción anticorrosión sacrificial.

Un método para formar la capa que contiene Zn como componente principal en la superficie del material de aleación de aluminio puede ser, por ejemplo, pulverización de Zn usando Zn puro o una aleación de Al-Zn, aplicando flujo sustituido por Zn, recubrimiento de polvo de Zn, o chapado de Zn. Independientemente del tipo de método, si la cantidad de Zn aplicada es demasiado pequeña, la acción anticorrosión sacrificial será insuficiente, y si la cantidad de Zn aplicada es demasiado grande, la velocidad de corrosión se aumentará y la resistencia a la autocorrosión se reducirá. Por consiguiente, la cantidad de Zn aplicada es preferiblemente de 1 a 30 g/m<sup>2</sup> y más preferiblemente de 5 a 20 g/m<sup>2</sup>.

A continuación se describirá un método de fabricación para el material de aleación de aluminio de la presente invención. El material de aleación de aluminio de la presente invención se puede fabricar mediante un método de colada continua, un método de colada DC (enfriamiento directo), o un método de extrusión. El método de colada continua no se limita a uno particular en la medida en que el método puede fundir continuamente un elemento de placa como un método de fundición continua y laminación de doble rollo o un método de colada continua de doble correa, por ejemplo. El método colada continua y laminado de doble rodillo es un método para suministrar aluminio fundido a un espacio entre un par de rodillos refrigerados por agua de una boquilla de metal fundido hecha de un material refractario, fundiendo continuamente y laminando de esta manera una placa delgada. El proceso Hunter, el proceso 3C, etc. se conocen como ejemplos del método de colada continua y laminado de doble rodillo. El método de colada continua de doble correa es un método de colada continua para suministrar un metal fundido a un espacio entre las correas rotativas refrigeradas por agua, las cuales están colocadas en un estado verticalmente opuesto, haciendo así que el metal fundido se solidifique en una plancha con el enfriamiento de las superficies de correa,

retirando continuamente la plancha desde el lado opuesto de las correas al lado de suministro de metal fundido, y enrollando la plancha en forma bobinada.

5 En el método de colada continua y laminado de doble rodillo, la velocidad de enfriamiento durante la colada es tan alta como varias veces hasta varios cientos de veces que en el método de colada DC. Por ejemplo, la velocidad de enfriamiento en el método de colada DC es de 0,5 a 20 °C/s, mientras que la velocidad de enfriamiento en el método de colada continua y laminado de doble rodillo es de 100 a 1000 °C/s. Por lo tanto, el método de colada continua y laminado de doble rodillo se caracteriza por que las partículas dispersadas generadas durante la colada se distribuyen más finamente con mayor densidad que en el método de colada DC. Esas partículas dispersadas  
10 distribuidas con mayor densidad pueden generar más fácilmente una gran cantidad de fase líquida mediante reacción con la matriz alrededor de las partículas dispersadas durante la unión. Como resultado, se puede obtener un rendimiento de unión satisfactorio.

15 En el caso de la colada usando el método de colada continua y laminado de doble rodillo, la velocidad de una placa laminada es preferiblemente de 0,5 m/min o más y de 3 m/min o menos. La velocidad de colada afecta a la velocidad de enfriamiento. Si la velocidad de colada es inferior a 0,5 m/min, no se obtendrá una velocidad de enfriamiento suficiente y los compuestos se harán más gruesos. Si la velocidad de colada es superior a 3 m/min, el material de aluminio no estará suficientemente solidificado entre los rodillos durante la colada, y no se podría obtener un lingote en forma de placa normal.

20 Una temperatura del metal fundido en el caso de la colada usando el método de colada continua y laminación de doble rodillos está preferiblemente en el intervalo de 650 a 800 °C. La temperatura del metal fundido implica una temperatura de una caja de entrada dispuesta inmediatamente antes de la boquilla de metal fundido. Si la temperatura del metal fundido es inferior a 650 °C, se generarán partículas dispersas de compuestos intermetálicos gigantes en la boquilla de metal fundido y se mezclarán en el lingote, provocando así la desconexión de una placa durante la laminación en frío. Si la temperatura del metal fundido es superior a 800 °C, el material de aluminio no estará suficientemente solidificado entre los cilindros durante la colada, y no se podrá obtener un lingote en forma de placa normal. Una temperatura más preferible del metal fundido es de 680 a 750 °C.

30 Además, un espesor de la placa fundida es preferiblemente de 2 mm a 10 mm. En tal intervalo de espesores, una velocidad de solidificación es alta incluso en una parte central de la placa en la dirección del espesor, y una estructura homogénea puede obtenerse más fácilmente. Si el espesor de la placa colada es inferior a 2 mm, la cantidad de aluminio que pasa a través de una máquina de colada por unidad de tiempo será demasiado pequeña, dificultando así un suministro de forma estable del metal fundido en la dirección de la anchura de la placa. Por otra parte, si el espesor de la placa de colada es superior a 10 mm, será difícil enrollar la placa fundida con un rodillo. Un espesor más preferible de la placa fundida es de 4 mm a 8 mm.

40 Durante un proceso de laminación de la placa fundida obtenida en una placa que tiene un espesor final, el recocido puede llevarse a cabo una o más veces. En cuanto al refinado, el refinado adecuado se selecciona dependiendo del uso. El refinamiento H1n o H2n se realiza generalmente para evitar la erosión, pero puede usarse una placa recocida, tal cual, dependiendo de la forma y el uso.

45 Cuando el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención se fabrica mediante el método de colada DC, es preferible controlar la velocidad de colada de una plancha o de un lingote durante la colada. Dado que la velocidad de colada afecta a la velocidad de enfriamiento, la velocidad de colada es preferiblemente 20 mm/min o más y 100 m/min o menos. Si la velocidad de colada es menor de 20 mm/min, no se obtendrá una velocidad de enfriamiento suficiente y los compuestos se harán más gruesos. Por otra parte, si la velocidad de colada es superior a 100 m/min, el material de aluminio no solidificará suficientemente durante la colada, y no se podrá obtener un lingote normal. Una velocidad de colada más preferible es 30 mm/min o más y 80 mm/min o menos

50 Un espesor de la plancha en el caso de emplear el método de colada DC es preferiblemente de 600 mm o menos. Si el grosor de la plancha es superior a 600 mm, no se obtendrá una velocidad de enfriamiento suficiente y los compuestos intermetálicos se harán más gruesos. Un espesor de plancha más preferible es de 500 mm o menos.

55 Después de fabricar una plancha por el método de colada DC, la plancha puede someterse, según se requiera, a un proceso de homogeneización, laminación en caliente, laminación en frío y recocido. El refinado también se realiza dependiendo del uso. El refinado de H1n o H2n se realiza normalmente para evitar la erosión, pero puede usarse una placa blanda, tal cual, dependiendo de la forma y el uso.

60 Cuando el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención se fabrica por el método de extrusión, se fabrica un lingote por el método de colada DC, y se somete a continuación, según se requiera, a un proceso de homogeneización y extrusión en caliente. El refinado también se realiza dependiendo del uso. El lingote se puede fundir mediante el método de colada caliente o el método de colada GDC.

65 El material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención se proporciona en cualquiera de las formas de una placa expandida, una placa forjada, una colada, etc., pero la forma de una placa expandida es óptima desde



el punto de vista del rendimiento de unión y la mantenibilidad de la forma. Debido a que la placa expandida experimenta una velocidad de procesamiento mayor que la placa forjada o la colada durante la fabricación, es más probable que se produzca un estado de compuestos intermetálicos que están finamente desconectados entre sí. Por lo tanto, la placa expandida es ventajosa ya que se pueden aumentar las respectivas densidades de los compuestos intermetálicos a base de Si y los compuestos intermetálicos a base de Al, y ya que se puede lograr más fácilmente un rendimiento de unión satisfactoria y la mantenibilidad de la forma como se ha analizado anteriormente.

A continuación se describirá un método de unión para el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, es decir, un método de fabricación para la estructura de aleación de aluminio. En esta descripción, la expresión "estructura de aleación de aluminio" implica una estructura en la que dos o más elementos están unidos entre sí y al menos uno de los elementos que constituyen la estructura está hecho del material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención. El método de fabricación para la estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención incluye las etapas de combinar el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, que sirve como al menos un elemento unido de los dos o más elementos, con uno o más elementos unidos diferentes, y unir estos elementos unidos entre sí con tratamiento térmico. En el tratamiento térmico, los elementos unidos se calientan durante un tiempo necesario para la unión a una temperatura que está en un intervalo no inferior a una temperatura de solidificación y no superior a una temperatura líquida donde se genera una fase líquida en el interior de al menos un elemento de unión de los dos o más elementos, y que no es superior a una temperatura a la que se reduce la resistencia y no se puede mantener la forma.

La condición de calentamiento entre las condiciones de unión que se han descrito anteriormente para el método de unión es particularmente importante. Como la condición de calentamiento, la unión requiere que se realice a una temperatura a la que una relación (en lo sucesivo en el presente documento denominada como "relación de fase líquida") de una masa de una fase líquida generada en el material de aleación de aluminio usado como al menos un elemento unido de los dos o más elementos con respecto a una masa total del material de aleación de aluminio relevante es más del 0 % y el 35 % o menos. Debido a que la unión no puede realizarse a menos que se genere la fase líquida, la relación de fase líquida debe ser mayor del 0 %. Sin embargo, si la cantidad de la fase líquida es pequeña, la unión es difícil de realizar. Por esta razón, la relación de fase líquida es preferiblemente del 5 % más. Si la relación de fase líquida es superior al 35 %, la cantidad de la fase líquida generada será demasiado grande, y el material de aleación de aluminio se deformará durante el calentamiento para la unión a una extensión tan grande que no mantenga la forma. Por lo tanto, una proporción de fase líquida preferible es del 5 al 30 % como se ha mencionado anteriormente. Una proporción de fase líquida más preferible es del 10 al 20 %.

Con el fin de asegurar que la fase líquida se carga suficientemente en una porción de unión, también es preferible tener en cuenta un tiempo requerido para el llenado. Desde este punto de vista, preferiblemente se especifica que un tiempo durante el cual la relación de fase líquida es del 5 % o más que es de 30 s o más y 3600 s o menos. Más preferiblemente, el tiempo durante el cual la relación de fase líquida es del 5 % o más es 60 s o más y 1800 s o más corto. Con esta condición, se asegura un llenado más suficiente de la fase líquida, y se realiza una unión más fiable. Si el tiempo durante el cual la relación de fase líquida es del 5 % o más es más corto de 30 s, la fase líquida no estará suficientemente cargada en la porción de unión en algunos casos. Por otra parte, si es mayor de 3600 s, la deformación del material de aluminio avanzará en algunos casos. Debe observarse que, en el método de unión de acuerdo con la presente invención, puesto que la fase líquida se mueve sólo en la proximidad muy próxima de la porción de unión, el tiempo requerido para el llenado no depende del tamaño de la porción de unión.

Como un ejemplo práctico de las condiciones de unión deseadas, la temperatura de unión se establece entre 580 °C a 620 °C, y el tiempo de retención a la temperatura de unión se establece entre aproximadamente 0 min a 10 min. Aquí, 0 min implica que el enfriamiento se inicia inmediatamente después de que una temperatura del miembro haya alcanzado la temperatura de unión predeterminada. Además, para que la estructura metálica de la porción de unión llegue a un estado adecuado descrito más adelante, la condición de calentamiento puede ajustarse dependiendo de la composición. El tiempo de retención es más preferiblemente de 30 s a 5 min.

Es muy difícil medir la relación de fase líquida real durante el calentamiento. Por lo tanto, la relación de fase líquida especificada en la presente invención se determina usualmente basándose en la regla de la palanca a partir de una composición de aleación y una temperatura máxima alcanzable utilizando un diagrama de equilibrio. En un sistema de aleación para el cual ya se ha aclarado un diagrama de equilibrio, la relación de fase líquida puede determinarse basándose en la regla de la palanca utilizando dicho diagrama de equilibrio. Por otro lado, con respecto a un sistema de aleación para el cual no se da a conocer un diagrama de equilibrio, la relación de fase líquida puede determinarse empleando un programa de cálculo de diagrama de fase de equilibrio. Un método para determinar la relación de fase líquida basado en la regla de la palanca empleando una composición de aleación y una temperatura se incorpora en el software de cálculo de diagrama de fase de equilibrio. Un ejemplo del software de cálculo de diagrama de fase de equilibrio es Thermo-Calc elaborado por Thermo-Calc Software AB. Incluso para el sistema de aleación para el que se aclara el diagrama de equilibrio, el software de cálculo de diagrama de fase de equilibrio también puede utilizarse para la simplificación porque el resultado obtenido calculando la relación de fase líquida con el software de cálculo de diagrama de fase de equilibrio es el mismo que el obtenido determinando la relación de fase líquida basado en la regla de la palanca utilizando el diagrama de equilibrio.

Una atmósfera de calentamiento en el tratamiento térmico es preferiblemente una atmósfera no oxidante en la que el aire se reemplaza por nitrógeno o argón, por ejemplo. Se puede obtener un rendimiento de unión más satisfactorio empleando flujo no corrosivo. Además, la unión se puede realizar con calentamiento al vacío o presión reducida.

5 El flujo no corrosivo que se ha mencionado anteriormente se puede aplicar, por ejemplo, mediante un método para, después del ensamblaje de los elementos unidos, la aspersion de polvo de flujo sobre ellos, o un método para suspender el polvo de flujo en agua y pulverizar la solución en suspensión. En el caso del revestimiento del flujo no corrosivo sobre una placa de material con antelación, la adhesión de un revestimiento puede aumentarse mezclando un aglutinante, por ejemplo, una resina acrílica, al polvo de flujo, y después revistiendo la mezcla. Los ejemplos del  
10 flujo no corrosivo, que se usa para obtener la función ordinaria del flujo, incluyen flujos a base de flúor, tales como  $\text{KAlF}_4$ ,  $\text{K}_2\text{AlF}_5$ ,  $\text{K}_2\text{AlF}_5 \cdot \text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{K}_3\text{AlF}_6$ ,  $\text{AlF}_3$ ,  $\text{KZnF}_3$ , y  $\text{K}_2\text{SiF}_6$ , flujos a base de cesio, tales como  $\text{Cs}_3\text{AlF}_6$ ,  $\text{CsAlF}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , y  $\text{Cs}_2\text{AlF}_5 \cdot \text{H}_2\text{O}$ , y flujos a base de cloro.

15 Las características de unión requeridas pueden obtenerse con el control que se ha descrito anteriormente del tratamiento térmico y la atmósfera de calentamiento. Sin embargo, al formar una estructura comparativamente frágil que incluye una porción hueca, por ejemplo, si la tensión generada en el interior de la estructura es demasiado alta, la forma de la estructura puede no mantenerse en algunos casos. En particular, cuando la relación de fase líquida se aumenta durante la unión, la forma puede mantenerse satisfactoriamente manteniendo la tensión generada en el interior de la estructura para que sea comparativamente pequeña. Cuando se desea tener en cuenta la tensión en el  
20 interior de la estructura como en el caso que se ha mencionado anteriormente, se puede obtener una unión muy estable satisfaciendo una condición de  $P \leq 460 - 12V$  donde  $P$  (kPa) es un valor máximo de las tensiones generadas en el interior del elemento unido, en el que la fase líquida se genera, de los dos o más elementos, y  $V$  (%) es la relación de fase líquida. Un valor indicado por el lado derecho ( $460 - 12V$ ) de la expresión anterior representa una tensión umbral. Si una tensión en exceso de la tensión umbral se ejerce sobre el material de aleación de aluminio en el que se genera la fase líquida, existe la posibilidad de que se produzca una gran deformación. Cuando el elemento de unión, en el que la fase líquida se genera, existe en un número plural entre los dos o más elementos, la unión se realiza preferiblemente de tal manera que  $P \leq 460 - 12V$  se calcula usando la tensión  $P$  y la relación de fase líquida  $V$  para cada uno de la pluralidad de elementos unidos, y todos de la pluralidad de los elementos unidos satisfacen la expresión que se ha mencionado anteriormente al mismo tiempo. Las tensiones generadas en diversas posiciones  
25 en cada uno de los elementos unidos se pueden determinar a partir de la forma y la carga. Por ejemplo, estas tensiones se pueden calcular empleando, por ejemplo, un programa de cálculo estructural.

Una forma superficial de la porción de unión también afecta al rendimiento de unión como con la presión en la porción de unión en algunos casos, y se puede obtener una unión más estable siendo ambas superficies que se unirán lisas. En la presente invención, en el caso de la unión de dos elementos unidos, se puede obtener una unión más satisfactoria cuando la suma de la ondulación media aritmética  $Wa_1$  y  $Wa_2$ , que se determinan a partir de irregularidades superficiales de las respectivas superficies unidas de ambos elementos unidos antes de la unión, satisfacen  $Wa_1 + Wa_2 \leq 10$  ( $\mu\text{m}$ ). La ondulación media aritmética  $Wa_1$  y  $Wa_2$  se especifican en JISB0633, y se determinan ajustando un valor de corte de tal forma que la irregularidad se produce a longitudes de onda de 25 a  
35 2500  $\mu\text{m}$ , y empleando una curva de ondulación medida con un microscopio láser o un microscopio confocal.

Con el fin de aumentar adicionalmente la resistencia a la corrosión de la estructura de acuerdo con la presente invención, la estructura puede formarse por pulverización de Zn o recubriendo el flujo reemplazado por Zn sobre la superficie del material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención. La resistencia a la corrosión  
40 puede aumentarse adicionalmente realizando un tratamiento superficial, tal como tratamiento con cromato o tratamiento sin cromato, sobre la estructura después del tratamiento térmico.

La estructura de aleación de aluminio fabricada por el método de fabricación que se ha descrito anteriormente para la estructura de aleación de aluminio tiene una ventaja de que el tamaño y la forma de la estructura apenas se cambian entre antes y después de la unión. La razón es que, aunque la fase líquida se genera desde el interior del material de aleación de aluminio, que constituye el elemento unido, de acuerdo con el mecanismo que se ha analizado anteriormente, la cantidad de la fase líquida generada se controla en el intervalo apropiado y, por lo tanto, es difícil que se produzca la deformación de deslizamiento a lo largo de los límites de grano, etc. durante la unión. Otro factor para proporcionar la ventaja que se ha mencionado anteriormente reside en el efecto de que la forma del elemento unido puede mantenerse durante el calentamiento no sólo por la matriz, sino también por los compuestos intermetálicos que no contribuyen a la generación de la fase líquida.  
50

La estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención tiene una buena característica en la estructura de metal cerca de la porción de unión de al menos uno de los elementos unidos. En más detalle, el material de aleación de aluminio unido por el método de acuerdo con la presente invención tiene una estructura que muchas partículas de compuestos intermetálicos, etc. existen en los límites de grano. Como se observa a partir del mecanismo de generación de fase líquida que se ilustra en la figura 2, también, en un proceso donde la fase líquida genera y fluye hacia fuera, los límites de grano sirven como una de las trayectorias de salida de la fase líquida. Por lo tanto, las fases líquidas existen en los límites de grano durante el calentamiento para la unión. Por consiguiente, con enfriamiento posterior, las fases líquidas se solidifican, por lo que las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si y las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al se generan en los límites de grano. Como  
60

5 resultado de la realización de estudios, los inventores han descubierto que, en el elemento unido en el que tanto el rendimiento de unión como la resistencia del material durante la unión están equilibrados satisfactoriamente, el número de puntos triples de los límites de grano donde las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si y las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al, ambas con diámetros de círculo equivalentes de 1  $\mu\text{m}$  o más, existen es del 50 % o más del número de puntos triples de todos los límites de grano. Aquí, la expresión "punto triple de límites de grano" implica un punto (punto triple) en el que al menos tres o más límites de grano en la matriz se cruzan, al observar una sección transversal de la estructura de aleación de aluminio material.

10 Las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si y las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al (en lo sucesivo en el presente documento denominadas colectivamente como las "partículas de compuestos intermetálicos") que existen en los puntos triples de los límites de grano funcionan como partículas dispersas de segunda fase que tienen la acción de refuerzo de la dispersión, y desarrollan la función de refuerzo del elemento que constituye la estructura. Además, los compuestos intermetálicos muestran el efecto de suprimir el crecimiento de granos de cristal durante el enfriamiento después del calentamiento para la unión del elemento. Además, cuando la estructura unida se recalienta, los compuestos intermetálicos muestran el efecto de suprimir el engrosamiento de los granos cristalinos en el elemento que constituye la estructura. Estos efectos serán insuficientes si la tasa del número de puntos triples de los límites de grano donde los compuestos intermetálicos existen es de menos del 50 %. Por este motivo, se especifica que el número de puntos triples de los límites de grano donde existen las partículas del compuesto intermetálicos que tienen los diámetros de círculo equivalentes de 1  $\mu\text{m}$  o más, es del 50 % o más del número de puntos triples de todos los límites de grano. Esa velocidad es preferiblemente del 80 % o más. Un valor límite superior de esa tasa es del 100 %.

25 Los compuestos intermetálicos existentes en los puntos triples de los límites de grano incluyen partículas de compuestos intermetálicos a base de Al y partículas de compuestos intermetálicos a base de Si. Las partículas de compuestos intermetálicos a base de Si son aquellas en las que Fe, Mn, etc. se disuelven en Si en estado sólido. Las partículas de compuestos intermetálicos a base de Al son aquellas hechas de Al y uno o más elementos aditivos, tales como compuestos a base de Al-Fe, a base de Al-Fe-Si, a base de Al-Mn-Si, a base de Al-Fe-Mn, y a base de Al-Fe-Mn-Si.

30 La presencia de los compuestos intermetálicos existentes en los puntos triples de los límites de grano puede identificarse por varios métodos. Con un método que utiliza un microscopio óptico, una sección transversal del elemento que constituye la estructura de la presente invención en primer lugar se tritura mecánicamente y se ataca químicamente usando el reactivo de Keller, por ejemplo. Después, se identifican las posiciones de los compuestos intermetálicos. Además, los límites de grano en la sección transversal relevante se aclaran mediante el método de oxidación anódica, y se identifican las posiciones de los puntos triples de los límites de grano. Comparando tanto los resultados de identificación, se determina una tasa del número de puntos triples de los límites de grano donde se encuentran las partículas de los compuestos intermetálicos que tienen los diámetros de círculo equivalentes de 1  $\mu\text{m}$  o más, con respecto al número de puntos triples de todos los límites de grano.

40 Cuando la fase líquida existente en los límites de grano se solidifica y se transforma en una estructura eutéctica, existe la posibilidad de que los compuestos intermetálicos se formen discontinuamente en los límites de grano, o que se forme una estructura eutéctica en la que una fase de Al y una fase de los compuestos intermetálicos se disponen alternativamente. En tal caso, dado que los límites del grano no son claros, los límites del grano se observan a menudo como líneas discontinuas, y las posiciones de los puntos triples de los límites del grano no son claras. En ese caso, los compuestos intermetálicos y la estructura eutéctica se consideran como parte de los límites de grano, y los puntos triples de los límites de grano se determinan dibujando líneas imaginarias continuas a lo largo de los límites de grano. Cuando una fase de Si (no ilustrada) y la estructura eutéctica son grandes y el punto triple de los límites de grano no está claro como se ilustra en la figura 6, se considera que toda la zona de tal porción representa los límites de grano como se ilustra en la figura 7. Como se representa mediante una línea discontinua en la figura 7, una región donde tres límites de grano se cruzan de forma imaginaria se considera como el punto triple. El punto triple en el caso que se ha mencionado anteriormente se da como un área resultante de la combinación de las porciones de límite de grano de cristal respectivas en una región donde se cruzan los tres límites de grano. Sólo se requiere que los compuestos intermetálicos se formen incluso en una parte de la zona del punto triple que se ha mencionado anteriormente.

55 La presencia de los compuestos intermetálicos existentes en los puntos triples de los límites de grano también puede identificarse por un método usando un EPMA (microanalizador de sonda de electrones (rayos X)). Este método es analizar los componentes superficiales de elementos, tales como Si y Fe, en una sección transversal del elemento que constituye la estructura empleando el EPMA. Dado que la composición de Si se reduce cerca de los límites de grano, los límites de grano pueden identificarse. Los compuestos intermetálicos pueden identificarse a partir de porciones donde la composición de los elementos, tales como Si y Fe, es alta. Las posiciones respectivas de los límites de grano y los compuestos intermetálicos también pueden identificarse con observación de SEM (es decir, la observación de una imagen de electrones reflejada por el microscopio electrónico de barrido) de la sección transversal.

65

La estructura de aleación de aluminio formada de acuerdo con la presente invención tiene una característica deseable en la estructura de metal cerca de la unión de enlace de al menos uno de los elementos unidos. En más detalle, la unión de enlace del material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención tiene una estructura de metal que, a través del mecanismo de generación de la fase líquida que se ha descrito anteriormente, el entorno de las partículas de Si se funde en forma de una esfera mientras que permanece en la matriz en cierta medida, y que muchas estructuras eutécticas, ilustradas en la figura 2, se dispersan dentro de los granos de cristal de la matriz (en lo sucesivo en el presente documento denominado simplemente como "dentro de los granos"). Los inventores han encontrado que, en la estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención en la que tanto el rendimiento de unión como la resistencia del material durante la unión están equilibrados satisfactoriamente, es preferible tener de 10 a 3000 piezas/mm<sup>2</sup> de estructuras eutécticas que tienen una longitud de 3 μm o más dentro de los granos después de la unión en cuando a la densidad superficial en una sección transversal de la estructura de aleación de aluminio. Con respecto a la condición preferible que se ha mencionado anteriormente de la estructura de metal, si la densidad superficial de las estructuras eutécticas dentro de los granos es menor de 10/mm<sup>2</sup>, la cantidad de la fase líquida que participa en la unión será demasiado grande, aumentando así una dificultad para mantener la resistencia durante el calentamiento para la unión en algunos casos. Por otro lado, si la densidad superficial de las estructuras eutécticas dentro de los granos es superior a 3000/mm<sup>2</sup>, la cantidad de fase líquida que participa en la unión será demasiado pequeña, reduciendo así el rendimiento de unión en algunos casos.

Cada una de las estructuras eutécticas que se han mencionado anteriormente dentro de los granos toma a menudo la forma cercana a una esfera ya que la estructura eutéctica se forma a partir de la fase líquida que se generó durante el calentamiento desde el entorno fundido de partículas de Si en forma de una esfera y se solidificó durante el enfriamiento. Por lo tanto, como se ilustra en la figura 2, las estructuras eutécticas se observan como estructuras eutécticas circulares cuando se observan en una sección transversal de las mismas. Además, cuando la fase líquida se genera con los compuestos intermetálicos a base de Al que sirven como sitios de generación de núcleos y permanece dentro de los granos, a veces se pueden formar estructuras eutécticas que tienen las formas que siguen a los compuestos intermetálicos a base de Al.

La densidad superficial en la sección transversal de las estructuras eutécticas dentro de los granos se puede medir por varios métodos. Con un método que utiliza un microscopio óptico, una sección transversal del miembro que constituye la estructura de la presente invención se tritura mecánicamente y se ataca químicamente usando el reactivo de Keller, por ejemplo. Posteriormente, se identifican las posiciones de las estructuras eutécticas. Las estructuras eutécticas pueden discriminarse porque la fase de los compuestos intermetálicos a base de Si y la fase Al se disponen finamente como alternativa en las estructuras eutécticas. Además, las posiciones de los límites de grano en la sección transversal relevante se identifican con la ayuda del método de oxidación anódica. Mediante la comparación de ambos resultados de identificación, el número de la estructura eutéctica que existe dentro de los granos de cristal y que tiene longitudes de 3 μm o más se mide y se convierte en la densidad superficial.

La densidad superficial también puede medirse mediante un método que utiliza EPMA. Este método consiste en analizar componentes superficiales de elementos, tales como Si y Fe, en una sección transversal del elemento que constituye la estructura empleando EPMA. Las estructuras eutécticas pueden identificarse porque una porción donde la composición de Si es alta y otra porción donde es baja se disponen finamente de forma alternativa en las estructuras eutécticas. Además, los límites de grano pueden identificarse porque la composición de Si se reduce cerca de los límites de grano. Las estructuras eutécticas también pueden identificarse con la observación SEM de la sección transversal. En ese caso, los límites de grano se identifican por el método SEM/EBSB.

La estructura de aleación de aluminio que tiene la estructura de metal que se ha descrito anteriormente se fabrica con el ajuste del tamaño y la composición del material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, y con el ajuste de la condición de calentamiento en consideración de la composición. Por ejemplo, cuando el grosor del material de aleación de aluminio que constituye el elemento unido es grande, o cuando el material de aleación de aluminio se dispone en una porción donde la temperatura durante la unión tiende a ser alta, la fase líquida se puede generar en una cantidad suficiente incluso con el uso del material de aleación de aluminio en el que la cantidad de Si añadida es relativamente baja. Más específicamente, en el caso de un elemento de aleta que tiene un espesor de placa de 30 μm a 100 μm, es preferible que la cantidad de Si añadida sea de aproximadamente el 1,5 % al 3,5 % y la temperatura de calentamiento es de aproximadamente 580 °C a 620 °C. En ese caso, el número de las estructuras eutécticas dentro de los granos es de 20 a 500/mm<sup>2</sup>. Por lo tanto, la cantidad de Si añadida en el material de aleación de aluminio que constituye el elemento unido se ajusta previamente en el intervalo del 1,5 % al 5,0 % de tal forma que la densidad superficial de las estructuras eutécticas dentro de los granos en la sección transversal está dentro del intervalo de 10 a 3000/mm<sup>2</sup> con la observación de la estructura después de la unión. Como resultado, se puede obtener un cuerpo unido con un rendimiento de unión satisfactorio. Además, la adición del 0,3 % o más de Mn es eficaz en la reducción de las estructuras eutécticas dentro de los granos.

Como se ha descrito anteriormente, la estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención es una estructura constituida por dos o más elementos, y al menos uno de los dos o más elementos está hecho del material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención. Los ejemplos preferibles de la estructura de aleación de aluminio son diversos tipos de intercambiadores de calor. Los intercambiadores de calor se constituyen

combinando apropiadamente diversos elementos, por ejemplo, un elemento de aleta, un elemento de tubo, un elemento de placa, y un elemento de depósito, entre sí dependiendo del uso pretendido y las condiciones de uso. El material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención puede emplearse para constituir los diversos elementos de los intercambiadores de calor.

Por ejemplo, un elemento de tubo y un elemento de depósito se fabrican usando el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, y se combinan con un elemento de aleta monocapa (elemento de aleta expuesta). Un conjunto combinado se somete al tratamiento térmico predeterminado. Como resultado, se puede fabricar un intercambiador de calor en el que todos los elementos están constituidos por elementos monocapa. También se puede fabricar un intercambiador de calor fabricando un elemento de aleta y un elemento de placa usando el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, combinándolos con un elemento de tubo (elemento extruido o elemento de tubo expuesto soldado eléctricamente) que no incluye un metal de relleno de soldadura, y realizando el tratamiento térmico predeterminado. Además, puede fabricarse un intercambiador de calor de tipo laminado mediante elementos de placa de moldeo por presión y laminándolos.

Además, el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención también se puede aplicar a disipadores de calor, enfriadores de aceite que tienen estructuras laminadas, etc. Existe la posibilidad de que la rigidez de la estructura que se ha mencionado anteriormente que usa los elementos monocapa proporcionados sin metales de relleno de soldadura se puede reducir a alta temperatura en comparación con la de la estructura usando elementos de la técnica relacionada. En vista de tal punto, se puede obtener una estructura con mayor precisión dimensional estableciendo la estructura con la ayuda de una plantilla, que está hecha de un material, por ejemplo, hierro, soportable contra la alta temperatura, cuando el tratamiento térmico se realiza en la estructura.

Un intercambiador de calor también se puede fabricar simplemente fabricando por separado un elemento extruido que tiene la forma de peine y un elemento extruido que tiene una porción hueca, y uniendo estos dos elementos extruidos entre sí. Además, los dos elementos extruidos pueden laminarse para fabricar productos, por ejemplo, un enfriador de aceite y un disipador de calor, que tiene los tamaños requeridos.

#### **Efectos ventajosos de la invención**

El material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención está unido por un método de unión diferente del método de unión conocido, por ejemplo, el método de soldadura, y puede unirse en un estado monocapa a diversos tipos de elementos unidos. El material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención apenas provoca cambios de tamaño o forma entre antes y después de la unión. El método de unión usando el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención permite que los elementos unidos se unan entre sí sin usar un material de unión, tal como un metal de relleno de soldadura. Además, la estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención es capaz de satisfacer la demanda de reducción de costes debido a que tiene las ventajas que se han descrito anteriormente.

#### **Breve descripción de la invención**

[Figura 1] La figura 1 ilustra un diagrama de fase de una aleación de Al-Si que es una aleación eutéctica binaria.

[Figura 2] La figura 2 es una vista explicativa para explicar un mecanismo de generación de fase líquida en un material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, que se desarrolla con un método de unión usando el material de aleación de aluminio.

[Figura 3] La figura 3 es una vista explicativa para explicar un mecanismo de generación de fase líquida en el material de aleación de aluminio de acuerdo con la presente invención, que se desarrolla con el método de unión usando el material de aleación de aluminio.

[Figura 4] La figura 4 es una vista en perspectiva de una pieza de prueba laminada de tres fases (mini-núcleo) usada de la primera a la tercera realización.

[Figura 5] La figura 5 es una vista en perspectiva que ilustra una parte de la forma de un tubo extruido usado en una pieza de prueba en la tercera realización.

[Figura 6] La figura 6 es un diagrama que ilustra límites de grano y un punto triple de los mismos.

[Figura 7] La figura 7 es una vista explicativa que ilustra un método para discriminar el punto triple de los límites de grano.

#### **Modo para realizar la invención**

La presente invención se describirá en detalle a continuación en relación con los Ejemplos y los Ejemplos Comparativos de la invención.

##### Primera realización:

Las placas de prueba hechas de materiales de aleación de aluminio B1 a B59 y B77-B98 en las Tablas 3 a 5 se fabricaron en primer lugar usando aleaciones de aluminio que tienen las composiciones enumeradas en las Tablas 1 y 2. En las composiciones de aleación de la Tabla 1, "-" representa que el contenido no es superior a un límite de

detección, y el "equilibrio" incluye impurezas inevitables.

Las placas de prueba de B1 a B48, B52 a B57 y B84 se fundieron cada una por el método de colada continua y laminado de doble rodillo. La temperatura de un metal fundido durante la colada con el método de colada continua y laminado de doble rodillo era de 650 a 800 °C, y el espesor de cada placa colada era de 7 mm. La velocidad de colada se cambió de forma variada como se indica en las Tablas 3 a 5. El lingote en forma de placa obtenido se laminó en frío hasta un espesor de 0,70 mm y, después de un recocido intermedio de 420 °C x 2 Hr, se laminó en frío posteriormente hasta grosor de 0,050 mm, por lo que se obtuvo una placa de muestra. La ondulación media aritmética  $W_a$  de la placa de muestra era de aproximadamente 0,5  $\mu\text{m}$ .

Las placas de prueba de B49-B51, B58-B59, B77-B83 y B85-B98 se fundieron cada una en un tamaño de 100 mm x 300 mm mediante el método de colada DC. La velocidad de colada se cambió de forma variada como se indica en las Tablas 4 y 5. Después de enfrentarse a cada una de las planchas coladas, la plancha se calentó y se laminó en caliente hasta un espesor de 3 mm. A continuación, la chapa laminada en caliente se laminó en frío hasta un espesor de 0,070 mm y, después de un recocido intermedio de 380 °C x 2 Hr, se laminó en frío adicionalmente hasta un espesor de 0,050 mm, por lo que se obtuvo una placa de muestra. La ondulación media aritmética  $W_a$  de la placa de muestra era de aproximadamente 0,5  $\mu\text{m}$ .

Las placas de prueba que se han mencionado anteriormente se evaluaron para determinar la capacidad de fabricación en el proceso de fabricación. La facilidad de fabricación se evaluó mediante un método de clasificación, en la fabricación de cada placa o plancha, de la placa de prueba como O cuando se obtuvo la placa o la plancha sonora sin causar ningún problema durante el proceso de fabricación, y la calificación de la placa de prueba será X cuando se produjo cualquier problema durante el proceso de fabricación, tal como la aparición de grietas durante la colada, o una dificultad para continuar la laminación debido a la generación de compuestos intermetálicos gigantes durante la colada.

La densidad superficial de los compuestos intermetálicos en la placa fabricada (placa de material) se midió con observación de SEM (observación de una imagen de electrones reflejada) de una sección transversal de la placa tomada en la dirección del espesor de la placa. Los compuestos intermetálicos a base de Si y los compuestos intermetálicos a base de Al (compuestos intermetálicos a base de Al-Fe, y etc.) se discriminaron basándose en la diferencia en el contraste con la observación de SEM. La observación SEM se realizó en cinco campos de visualización para cada muestra, y la densidad de las partículas dispersas que tenían los diámetros de círculo equivalentes de 0,5  $\mu\text{m}$  a 5  $\mu\text{m}$  en la muestra se midió a través de un análisis de imagen de una fotografía SEM en cada campo visual.

Las Tablas 3 a 5 muestran los resultados de la evaluación de la facilidad de fabricación y la medición de las partículas dispersadas. Como se indica en las Tablas 3 a 5, la facilidad de fabricación era buena cuando las composiciones de los materiales de aleación de aluminio estaban dentro de los intervalos especificados en la presente invención. En el caso de la composición de aleación A68, debido a que el Fe excedió la cantidad especificada, se generaron compuestos intermetálicos gigantes durante la colada, y la laminación no se pudo continuar hasta alcanzar el espesor final de la placa. Por lo tanto, se produjo un problema en la fabricación. En el caso de la composición de aleación A70, debido a que Ni superó la cantidad especificada, se generaron compuestos intermetálicos gigantes durante la colada, y se produjo un problema en la fabricación. En el caso de la composición de aleación A71, debido a que Ti superó la cantidad especificada, se generaron compuestos intermetálicos gigantes durante la colada, y la laminación no pudo continuar hasta alcanzar el espesor final de la placa. Por lo tanto, se produjo un problema en la fabricabilidad. En los casos de las composiciones de aleación A89-92, debido a que Mn, V, Cr y Zr superaron las respectivas cantidades especificadas, se generaron compuestos intermetálicos gigantes durante la colada, y la laminación no pudo continuar hasta alcanzar el grosor final de la placa. Por lo tanto, se produjo un problema en la fabricabilidad.

A continuación, como se ilustra en la figura 4, cada placa de prueba se formó en un elemento de aleta que tenía una anchura de 16 mm, una altura de cresta de 7 mm, y un paso de 2,5 mm. Además, se formó una placa de material que tenía la composición b1 (Tabla 2) en un elemento de tubo soldado eléctricamente que tenía una ondulación media aritmética  $W_a$  de 0,3  $\mu\text{m}$  y un grosor de placa de 0,4 mm. Una pieza de prueba estratificada de tres fases (mini-núcleo), ilustrada en la figura 4, se fabricó combinando la aleta obtenida y el elemento de tubos entre sí, y ensamblándolos con la ayuda de una plantilla inoxidable. Las piezas de prueba (mini-núcleos) fabricadas utilizando la aleta y los elementos de tubos, que están hechas de cada una de las placas de prueba (B1-B59 y B77-B98), se enumeran respectivamente como C1-C59 y C77-C98 en las Tablas 3 A 5

A continuación, los mini-núcleos que se han mencionado anteriormente se sumergieron cada uno en una solución en suspensión que contenía un 10 % de flujo a base de flúor no corrosivo. Después del secado, el mini-núcleo se calentó durante 3 minutos de 580 a 600 °C en una atmósfera de nitrógeno, uniéndose de esta manera la aleta y el elemento de tubos entre sí. En el caso del mini-núcleo obtenido de esta manera, debido a la diferencia en el coeficiente de dilatación térmica entre la plantilla de acero inoxidable y el material de aluminio, se generó una carga de compresión de aproximadamente 4 N entre la plantilla inoxidable y el mini-núcleo durante el calentamiento para la unión. Esto implica que, con un cálculo basado en un área de unión, se genera una tensión de aproximadamente

10 kPa en la interfaz de unión entre la aleta y el tubo.

- 5 Después de unir la aleta y el elemento de tubos entre sí, se retiró la aleta del tubo, y se examinó un estado de unión en 40 porciones de unión entre el tubo y la aleta, determinando de este modo una tasa (tasa de unión) de las porciones unidas completamente. También se examinó un estado de pandeo de la aleta. Se determinó que el pandeo de las aletas era ☉ cuando una tasa de cambio en la altura de la aleta entre antes y después de la unión con respecto a la altura de la aleta antes de la unión era del 5 % o menos, ○ cuando era más del 5 % y el 10 % o menos, Δ cuando era más del 10 % y el 15 % o menos, y x cuando era superior al 15 %.
- 10 Además, el mini-núcleo después de la unión se incrustó en una resina. Después de la molienda, se midió la densidad superficial de las estructuras eutécticas dentro de los granos, con longitudes de 3 μm o más, observando la estructura en una sección transversal del elemento con un microscopio óptico. Además, la sección transversal del mini-núcleo después de la unión se molió y atacó químicamente usando el reactivo de Keller, por ejemplo, y las posiciones de los compuestos intermetálicos se identificaron. Además, los límites de grano en la sección transversal relevante quedaron claros por el método de oxidación anódica, y se identificaron las posiciones de los puntos triples de los límites de grano. Mediante la comparación de las posiciones de los compuestos intermetálicos y las posiciones de los puntos triples de los límites de grano, se determinó una tasa de los puntos triples de los límites de grano donde existían los compuestos intermetálicos.
- 15
- 20 Los resultados de evaluación de la prueba de unión de mini-núcleo que se ha descrito anteriormente se enumeran en las Tablas 3 a 5. Las Tablas 3 a 5 enumeran adicionalmente una velocidad de fase líquida de equilibrio a la temperatura de calentamiento para cada muestra. La tasa de fase líquida de equilibrio es un valor calculado obtenido empleando el software de cálculo de diagrama de fase de equilibrio.
- 25 [Tabla 1]

Tabla 1

Composición n.º	Composición de la Aleación (% en masa)																	
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	V	Cr	Zr	Be	Sr	Bi	Na	Ca	Al	
A3	2,1	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A5	3,4	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A7	2,5	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A8	2,5	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A9	2,5	0,23	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A10	2,5	0,90	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A11	2,5	1,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A25	2,1	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A26	3,4	1,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A27	4,8	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A28	2,5	0,25	-	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A29	2,5	0,25	-	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A30	2,5	0,25	-	0,32	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A31	2,5	0,25	-	1,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A32	2,5	0,25	-	1,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A33	2,5	0,25	-	1,90	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A34	2,5	0,25	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A35	2,5	0,25	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A36	2,5	0,25	0,22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A37	2,5	0,25	0,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A38	2,5	0,25	1,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A39	2,5	0,25	-	-	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A40	2,5	0,25	-	-	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A41	2,5	0,25	-	-	0,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A42	2,5	0,25	-	-	0,70	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A43	2,5	0,25	-	-	-	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A44	2,5	0,25	-	-	-	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A45	2,5	0,25	-	1,10	-	0,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A46	2,5	0,25	-	1,10	-	1,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A47	2,5	0,25	-	1,10	-	2,00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A48	2,5	0,25	-	1,10	-	5,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio

[Tabla 2]

Tabla 2  
Composición de la Aleación (% en masa)

Composición n.º	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	V	Cr	Zr	Be	Sr	Bi	Na	Ca	Al
A50	2,5	0,25	-	-	-	-	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A51	2,5	0,25	-	-	-	-	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A52	2,5	0,25	-	-	-	-	0,23	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A53	2,5	0,25	-	-	-	-	0,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A54	2,5	0,25	-	-	-	-	1,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A56	2,5	0,75	-	-	-	1,00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A57	1,5	0,25	0,30	0,60	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A58	2,5	0,25	0,12	0,13	0,50	-	-	0,07	0,07	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A59	2,5	0,25	1,48	-	-	0,50	-	0,28	0,28	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A60	2,5	0,25	-	1,80	-	2,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A61	2,5	0,25	-	-	-	-	1,80	-	-	0,05	-	-	0,01	-	-	-	equilibrio
A62	2,5	0,25	-	-	-	5,00	-	0,30	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A63	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	0,30	-	0,01	0,01	0,01	-	-	equilibrio
A64	2,5	0,25	-	1,10	-	-	-	-	-	-	-	0,10	0,10	0,10	0,02	0,01	equilibrio
A65	2,5	0,25	-	-	1,80	-	0,10	-	-	-	-	-	-	-	0,001	0,001	equilibrio
A74	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	0,05	-	-	-	-	-	equilibrio
A75	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	0,07	-	-	-	-	-	equilibrio
A76	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	0,10	-	-	-	-	-	equilibrio
A77	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	0,18	-	-	-	-	-	equilibrio
A78	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	0,25	-	-	-	-	-	equilibrio
A79	2,5	0,25	-	1,10	-	-	-	-	-	-	0,15	-	-	-	-	-	equilibrio
A80	1,9	0,80	-	0,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A81	2,5	0,25	-	-	0,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A82	2,5	0,25	-	-	-	-	-	0,10	0,10	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A83	2,5	0,25	-	-	-	-	-	0,15	0,15	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A84	2,5	0,25	-	-	-	-	-	0,18	0,18	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A85	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	0,10	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A86	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	0,15	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A87	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	0,18	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A66	0,9	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A67	5,3	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A68	2,5	2,50	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A69	2,5	0,25	-	-	2,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A70	2,5	0,25	-	-	-	-	2,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A71	2,5	0,25	-	-	-	-	-	0,32	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A72	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,15	0,15	0,15	-	-	equilibrio
A73	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,15	0,06	equilibrio
A88	2,5	0,005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A89	2,5	0,25	-	2,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A90	2,5	0,25	-	-	-	-	-	0,33	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio



A91	2,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
A92	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,33	-	-	equilibrio
b1	0,5	0,30	0,15	1,0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio

[Tabla 3]

Tabla 3

Muestra n.º	Material N.º	Composición n.º	Método de Colada	Velocidad de Colada (m/min)	(c)	(d)	(e)	Condiciones de Unión		(g)	(h)	Velocidad de Unión (%)	Pandeo de Aletas
								Temp. (°C)	(f)				
C1	B1	A3	(b)	1,0	o	1,3E+04	4,8E+03	600	12	2,9E+03	70	92,1	o
C2	B2	A5	(b)	1,0	o	1,7E+04	4,8E+03	600	27	1,3E+03	86	100,0	o
C3	B3	A7	(b)	1,0	o	1,4E+04	6,0E+03	600	17	2,0E+03	76	95,6	o
C4	B4	A8	(b)	1,1	o	1,5E+04	7,6E+03	600	17	1,8E+03	76	95,8	o
C5	B5	A9	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	18	1,3E+03	77	96,0	o
C6	B6	A10	(b)	1,0	o	1,3E+04	2,0E+04	600	14	3,7E+02	73	93,8	o
C7	B7	A11	(b)	1,0	o	1,2E+04	2,7E+04	600	9	7,6E+01	65	88,9	o
C8	B8	A25	(b)	1,0	o	1,3E+04	7,3E+03	600	12	2,6E+03	71	92,5	o
C9	B9	A26	(b)	1,5	o	2,0E+04	3,3E+04	600	27	2,4E+01	87	100,0	o
C10	B10	A27	(b)	1,0	o	2,2E+04	7,3E+03	580	31	9,9E+02	91	100,0	Δ
C11	B11	A28	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,2E+04	600	18	1,1E+03	76	95,5	o
C12	B12	A29	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,3E+04	600	18	1,0E+03	76	95,5	o
C13	B13	A30	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,6E+04	600	16	6,7E+02	75	94,9	o
C14	B14	A31	(b)	1,0	o	1,3E+04	2,4E+04	600	14	1,3E+02	72	93,1	o
C15	B15	A32	(b)	1,0	o	1,2E+04	2,6E+04	600	13	7,1E+01	71	92,5	o
C16	B16	A33	(b)	1,0	o	1,2E+04	3,0E+04	600	11	2,6E+01	70	91,7	o
C17	B17	A34	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	77	96,0	o
C18	B18	A35	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	77	96,0	o
C19	B19	A36	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	78	96,5	o
C20	B20	A37	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	23	1,0E+03	80	98,0	o
C21	B21	A38	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	26	8,9E+02	83	99,5	o
C22	B22	A39	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	77	96,0	o
C23	B23	A40	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	78	96,5	o
C24	B24	A41	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	21	1,1E+03	78	97,0	o
C25	B25	A42	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	23	1,0E+03	80	98,0	o
C26	B26	A43	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	18	1,3E+03	77	96,0	o
C27	B27	A44	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	18	1,3E+03	77	96,0	o
C28	B28	A45	(b)	1,0	o	1,3E+04	2,4E+04	600	15	1,2E+02	73	93,6	o
C29	B29	A46	(b)	1,0	o	1,3E+04	2,4E+04	600	16	1,1E+02	74	94,1	o
C30	B30	A47	(b)	1,0	o	1,3E+04	2,4E+04	600	17	1,0E+02	75	95,1	o
C31	B31	A48	(b)	1,0	o	1,3E+04	2,4E+04	600	26	7,2E+01	82	99,1	o

(a)

<p>(a) Ejemplo de Invención (b) Colada continua (c) Manufacturabilidad                  (d) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Si (número/mm<sup>2</sup>)                  (e) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Al (número/mm<sup>2</sup>)                  (f) Tasa de fase líquida de equilibrio (%)                  (g) Densidad superficial de estructuras eutécticas (número/mm<sup>2</sup>)                  (h) Tasa de puntos triples de límites de grano donde existen los compuestos intermetálicos (%)                  E+ en la Tabla indica una notación exponencial. Por ejemplo, 1,3E+04 implica <math>1,3 \times 10^4</math>.</p>
--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

[Tabla 4]

Tabla 4

Muestra n.º	Material N.º	Composición n.º	Método de Colada	Velocidad de Colada (m/min)	(c)	(d)	(e)	Condiciones de Unión		(g)	(h)	Velocidad de Unión (%)	Pandeo de Aletas
								Temp. (°C)	(f)				
C33	B33	A50	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	77	96,0	o
C34	B34	A51	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	19	1,2E+03	77	96,0	o
C35	B35	A52	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	20	1,2E+03	78	96,5	o
C36	B36	A53	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	23	1,0E+03	80	98,0	o
C37	B37	A54	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	27	8,7E+02	83	100,0	o
C39	B39	A56	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,8E+04	600	17	4,3E+02	75	94,8	o
C40	B40	A57	(b)	0,8	o	8,0E+03	1,7E+04	600	18	3,2E+02	72	93,0	o
C41	B41	A58	(b)	0,8	o	1,2E+04	1,1E+04	600	21	8,0E+02	78	96,8	o
C42	B42	A59	(b)	0,8	o	1,2E+04	9,4E+03	600	27	8,4E+02	83	99,9	o
C43	B43	A60	(b)	0,8	o	1,0E+04	2,6E+04	600	16	2,3E+01	72	93,2	o
C44	B44	A61	(b)	1,2	o	1,6E+04	1,1E+04	600	27	8,7E+02	84	100,0	o
C45	B45	A62	(b)	0,6	o	1,0E+04	8,1E+03	600	29	8,0E+02	83	99,6	o
C46	B46	A63	(b)	0,6	o	1,0E+04	8,1E+03	600	17	1,4E+03	73	93,6	o
C47	B47	A64	(b)	0,6	o	9,3E+03	1,9E+04	600	14	1,3E+02	70	91,7	o
C48	B48	A65	(b)	0,6	o	1,0E+04	8,1E+03	600	30	7,7E+02	84	100,0	o
C49	B49	A25	Colocada DC	0,03	o	1,3E+03	1,3E+03	600	12	2,6E+03	55	82,8	o
C50	B50	A60	Colocada DC	0,04	o	1,5E+03	6,1E+03	600	16	2,3E+01	58	84,8	o
C51	B51	A64	Colocada DC	0,03	o	1,4E+03	4,3E+03	600	14	1,3E+02	56	83,3	o
C77	B77	A74	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C78	B78	A75	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C79	B79	A76	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	16	1,4E+03	59	85,2	o
C80	B80	A77	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C81	B81	A78	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	16	1,4E+03	59	85,2	o
C82	B82	A79	Colocada DC	0,03	o	1,4E+03	4,3E+03	600	17	1,1E+02	59	85,3	o
C83	B83	A80	Colocada DC	0,05	o	1,5E+03	6,7E+03	610	10	4,1E+01	54	82,2	o
C84	B84	A80	(b)	1	o	1,0E+04	2,9E+04	610	10	4,1E+01	68	90,5	o

(a)

C85	B85	A81	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	19	1,2E+03	61	86,7	o
C86	B86	A82	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C87	B87	A83	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C88	B88	A84	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C89	B89	A85	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C90	B90	A86	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o
C91	B91	A87	Colocada DC	0,03	o	1,5E+03	1,9E+03	600	17	1,4E+03	60	85,7	o

(a) Ejemplo de invención  
 (b) Colada continua  
 (c) Manufacturabilidad  
 (d) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Si (número/mm<sup>2</sup>)  
 (e) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Al (número/mm<sup>2</sup>)  
 (f) Tasa de fase líquida de equilibrio (%)  
 (g) Densidad superficial de estructuras eutécticas (número/mm<sup>2</sup>)  
 (h) Tasa de puntos triples de límites de grano donde existen los compuestos intermetálicos (%)  
 E+ en la Tabla indica una notación exponencial. Por ejemplo, 1,3E+04 implica 1,3 x 10<sup>4</sup>.

[Tabla 5]

Tabla 5

Muestra n.º	Material N.º	Composición n.º	Método de Colada	Velocidad de Colada (m/min)	(c)	(d)	(e)	Condiciones de Unión		(g)	(h)	Velocidad de Unión (%)	Pandeo de Aletas
								Temp. (°C)	(f)				
C52	B52	A66	(b)	1,0	o	7,1E+03	1,0E+04	620	4	5,8E+03	48	73,4	-
C53	B53	A67	(b)	1,0	o	2,3E+04	1,0E+04	580	36	6,3E+02	95	100,0	x
C54	B54	A68	(b)	1,0	x	8,5E+03	4,4E+04	-	-	-	-	-	-
C55	B55	A69	(b)	1,0	o	1,4E+04	1,0E+04	600	32	7,3E+02	88	30,0	Δ
C56	B56	A70	(b)	1,0	x	1,4E+04	1,0E+04	-	-	-	-	-	-
C57	B57	A71	(b)	0,2	x	5,0E+03	4,8E+03	-	-	-	-	-	-
C58	B58	A72	Colada DC	0,3	o	6,5E+03	5,8E+03	600	18	1,3E+03	71	58,5	⊗
C59	B59	A73	Colada DC	0,3	o	6,5E+03	5,8E+03	600	18	1,3E+03	71	57,7	⊗
C93	B93	A88	Colada DC	0,003	o	3,5E+02	9,0E+01	600	17	2,4E+03	49	79,4	x
C94	B94	A80	Colada DC	0,003	o	2,4E+02	1,7E+03	610	10	4,1E+01	41	74,4	⊗
C95	B95	A89	Colada DC	1,0	x	2,6E+03	1,0E+04	-	-	-	-	-	-
C96	B96	A90	Colada DC	1,0	x	3,2E+03	3,4E+03	-	-	-	-	-	-
C97	B97	A91	Colada DC	1,0	x	3,2E+03	3,4E+03	-	-	-	-	-	-
C98	B98	A92	Colada DC	1,0	x	3,2E+03	3,4E+03	-	-	-	-	-	-

(i) Ejemplo Comparativo (b) Colada continua (c) Manufacturabilidad  
 (d) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Si (número/mm<sup>2</sup>)  
 (e) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Al (número/mm<sup>2</sup>) (f) Tasa de fase líquida de equilibrio (%)  
 (g) Densidad superficial de estructuras eutécticas (número/mm<sup>2</sup>)  
 (h) Tasa de puntos triples de límites de grano donde existen los compuestos intermetálicos (%)  
 E+ en la Tabla indica una notación exponencial. Por ejemplo, 1,3E+04 implica 1,3 x 10<sup>4</sup>.

5 Como se observa a partir de la comparación de los resultados de evaluación de las muestras individuales de mini-núcleo, enumeradas en las Tablas 3 a 5, con las composiciones (Tablas 1 y 2) de los materiales de aleación de aluminio de los miembros de aleta, la tasa de unión y el pandeo de las aletas fueron ambas aceptables en las muestras (C1-C51 y C77-C98), que cumplieron las condiciones especificadas en la presente invención con respecto a la composición del material de aleación de aluminio y la condición de calentamiento.

10 Por otra parte, en el Ejemplo Comparativo C52 (composición de aleación A66), debido a que el componente de Si no alcanzó la cantidad especificada, la tasa de fase líquida (velocidad de fase líquida de equilibrio) fue tan baja como menos del 5 %, y la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde existían los compuestos intermetálicos era también baja. Como resultado, la tasa de unión se redujo, y no se pudo medir el pandeo de las aletas.

En el Ejemplo Comparativo C53 (composición de aleación A67), dado que el componente Si excedió la cantidad especificada, la tasa de fase líquida fue alta durante la unión, y la aleta se colapsó y pandeó.

15 En el Ejemplo Comparativo C54 (composición de aleación A68), como se ha descrito anteriormente, dado que el componente de Fe excedió la cantidad especificada, se generaron compuestos intermetálicos gigantes, y la laminación no pudo continuarse hasta alcanzar el espesor de placa final. Por lo tanto, se produjo un problema en la fabricabilidad.

20 En el Ejemplo Comparativo C55 (composición de aleación A69), debido a que el Mg excedió la cantidad especificada, la tasa de unión fue tan baja como del 30 %, y la unión no se completó.

25 En el Ejemplo Comparativo C56 (composición de aleación A70), como se ha descrito anteriormente, se produjo un problema con la fabricabilidad. En el Ejemplo Comparativo C57 (composición de aleación A71), como se ha descrito anteriormente, se generaron compuestos intermetálicos gigantes durante la colada, y la laminación no pudo continuarse hasta alcanzar el espesor de capa final. Por lo tanto, se produjo un problema en la fabricabilidad.

30 En el Ejemplo Comparativo C58 (composición de aleación A72), dado que el Be, Sr y Bi excedieron las cantidades especificadas respectivas, una película de óxido sobre la superficie se engrosó, y la tasa de unión se redujo.

En el Ejemplo Comparativo C59 (composición de aleación A73), dado que Na y Ca excedieron las cantidades especificadas respectivas, una película de óxido sobre la superficie se engrosó, y la tasa de unión se redujo.

35 En el Ejemplo Comparativo C93 (composición de aleación A88), debido a que el componente de Fe era menor que la cantidad especificada, se redujo la densidad superficial de los compuestos intermetálicos a base de Al en la aleación, y la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde existían los compuestos intermetálicos también eran bajos. Como resultado, se redujo la tasa de unión, y se produjo el pandeo de las aletas.

40 En el ejemplo comparativo C94 (composición de aleación A80), aunque la composición de aleación estaba dentro del intervalo especificado, se redujo la densidad superficial de los compuestos intermetálicos a base de Si, y la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde los compuestos intermetálicos existían también eran bajos. Como resultado, se redujo la tasa de unión.

45 En los Ejemplos Comparativos C95-98 (composiciones de aleación A89-92), como se ha descrito anteriormente, se generaron compuestos intermetálicos gigantes durante la colada, y la laminación no pudo continuar hasta alcanzar el espesor final de la placa. Por lo tanto, se produjo un problema en la fabricación.

#### Segunda realización:

50 En una segunda realización, se examinaron las influencias de la temperatura de calentamiento como una de las condiciones de unión. Las placas de material fabricadas en la primera realización se seleccionaron opcionalmente como se enumera en la Tabla 6 y se formaron en elementos de aleta similares a los de la primera realización. Además, como en la primera realización, se fabricaron piezas de prueba laminadas de tres fases (mini-núcleos) (figura 4). Los mini-núcleos se sumergieron cada uno en una solución en suspensión que contenía un 10 % de flujo a base de flúor no corrosivo. Después del secado, los mini-núcleos se calentaron y se mantuvieron durante tiempos predeterminados a diversas temperaturas de calentamiento, enumerados en la Tabla 6, en una atmósfera de nitrógeno, uniéndose así la aleta y el elemento de tubos entre sí.

60 Para cada uno de los mini-núcleos unidos de este modo, la tasa de unión se midió y se evaluó de la misma manera que en la primera realización. Además, la altura de la aleta del mini-núcleo después de la unión se midió, y se determinó una tasa de cambio del tamaño después de la unión con respecto a la de antes de que se determinara la unión como una tasa de deformación. Se determinó que el resultado de la evaluación era  $\odot$  cuando la tasa de deformación fue del 3 % o menos,  $\circ$  cuando fue más del 3 % y 5 % o menos,  $\Delta$  cuando fue más del 5 % y 8 % o menos, y  $\times$  cuando fue más del 8 %. Además, como en la primera realización, la estructura en una sección transversal de cada miembro se observó para determinar la densidad superficial de los compuestos intermetálicos, la densidad superficial de las estructuras eutécticas con longitudes de 3  $\mu\text{m}$  o más dentro de los granos, y la tasa de

los puntos triples de los límites de grano donde existían los compuestos intermetálicos que tenían los diámetros de círculo equivalentes de 1  $\mu\text{m}$  o más con respecto a los puntos triples de todos los límites de grano. Los resultados de la evaluación se enumeran en la Tabla 6.

5 [Tabla 6]



Tabla 6

Muestra n.º	Material N.º	Composición n.º	(d)	(e)	Temp. (°C)	Condiciones de Unión				(h)	Tasa de Unión (%)	Tasa de Deformación	
						(f)	Tiempo de Retención (T)	(j)	(k)				
C61	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	580	18	180	577	200	2,0E+03	78	97	⊙
C62	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	600	27	180	577	330	1,4E+03	86	100	○
C63	B7	A11	1,2E+04	2,7E+04	600	9	180	590	245	7,2E+01	68	91	⊙
C64	B7	A11	1,2E+04	2,7E+04	620	30	180	590	375	2,2E+01	86	100	○
C65	B30	A47	1,3E+04	2,4E+04	580	9	180	572	232	2,0E+02	69	91	⊙
C66	B30	A47	1,3E+04	2,4E+04	600	17	180	572	362	1,1E+02	75	95	⊙
C67	B51	A64	9,3E+03	1,9E+04	580	8	180	576	206	4,6E+01	63	81	⊙
C68	B51	A64	9,3E+03	1,9E+04	600	16	180	576	336	2,3E+01	72	93	⊙
C69	B51	A64	9,3E+03	1,9E+04	620	34	180	576	466	1,1E+01	87	100	Δ
C70	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	580	18	20	577	40	2,8E+03	57	84	⊙
C71	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	600	27	3300	577	3450	4,0E+02	100	100	Δ
C72	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	580	18	5	577	25	3,2E+03	52	81	⊙
C73	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	600	27	3600	577	3750	2,0E+02	100	100	Δ
C74	B2	A5	1,7E+04	4,8E+03	620	46	180	577	460	8,0E+02	100	100	x
C75	B7	A11	1,2E+04	2,7E+04	580	3	180	590	115	2,2E+02	27	66	⊙
C76	B30	A47	1,3E+04	2,4E+04	620	36	180	572	492	5,1E+01	91	100	x

(a) Ejemplo de Invención (i) Ejemplo Comparativo  
 (d) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Si (número/mm<sup>2</sup>)  
 (e) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Al (número/mm<sup>2</sup>)  
 (f) Tasa de fase líquida de equilibrio (%)  
 (j) Temperatura a la que la tasa de fase líquida es del 5% (k) Tiempo durante el cual la tasa de fase líquida es del 5 % o más  
 (g) Densidad superficial de estructuras eutécticas (número/mm<sup>2</sup>)  
 (h) Tasa de puntos triples de límites de grano donde existen los compuestos intermetálicos (%)  
 E+ en la Tabla indica una notación exponencial. Por ejemplo, 1,3E+04 implica 1,3 x 10<sup>4</sup>.

Como se observa en la Tabla 6, en cualquiera de los Ejemplos de Invención C61-73, se cumplieron todas las condiciones especificadas en la presente invención, y la tasa de unión y la tasa de deformación fueron ambas aceptables.

5 Por otra parte, en los Ejemplos Comparativos C74 y C76, debido a que la tasa de fase líquida era demasiado alta, la forma no pudo mantenerse y la velocidad de deformación se aumentó. En el Ejemplo Comparativo C75, la tasa de fase líquida era demasiado baja. Además, la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde existían los compuestos intermetálicos que tenían los diámetros de círculo equivalentes de 1  $\mu\text{m}$  o más también era baja. Como resultado, la tasa de unión se redujo.

10

#### Tercera realización:

15 En una tercera realización, se examinó el efecto de la capa que contenía Zn como componente principal, con el objetivo de mejorar la formabilidad por extrusión y la resistencia a la corrosión. En primer lugar, los materiales con composiciones (n.º E1-E24, E25 y E26), enumerados en la Tabla 7, se sometieron a colada DC, y se obtuvieron las palanquillas que tenían  $\phi$  150 mm. En las composiciones de aleación de la Tabla 7, "-" representa que el contenido no es superior a un límite de detección, y el "equilibrio" incluye impurezas inevitables.

20 Las palanquillas que se han mencionado anteriormente se laminaron en caliente como materiales de muestra por extrusión directa, y se fabricaron tubos extruidos que tenían una forma aplanada como las muestras n.º D1-D24, D43 y D44 enumeradas en la Tabla 8. La figura 5 es una vista en perspectiva que ilustra una parte del tubo extruido que tiene la forma aplanada. La ondulación media aritmética  $W_a$  del material de muestra era de aproximadamente 1  $\mu\text{m}$ . Se evaluó la capacidad de extrusión del material de muestra en la extrusión en caliente. Se evaluó que la capacidad de extrusión era  $\circ$  cuando el elemento extruido sonoro se obtuvo en una longitud de 10 m o más por laminación en caliente,  $\Delta$  cuando el miembro extruido sonoro se obtuvo en una longitud de más de 0 m y menos de 10 m, y x cuando el elemento extruido sonoro no se obtuvo debido, por ejemplo, a la aparición de compuestos intermetálicos gruesos durante la colada (incluyendo el caso en el que la longitud del elemento extruido sonoro obtenido era 0 m).

30 En las muestras n.º D25-D39 enumeradas en la Tabla 9, se formó la capa que contenía Zn como componente principal en la superficie del tubo extruido. Las muestras n.º D40-D42 enumeradas en la Tabla 9 representan Ejemplos de Referencia en los que la capa que contenía Zn como componente principal no se formó. La capa de Zn se formó por cualquiera de los métodos de pulverización de Zn, aplicación de Zn reemplazado por Zn, revestimiento de polvo de Zn y chapado de Zn.

35 A continuación, se procesó un material (ondulación media aritmética  $W_a$  de 0,3  $\mu\text{m}$  y espesor de placa de 0,07 mm) con una composición F1 (JISA3003 + 1,5 Zn) en la Tabla 7 en un elemento de aleta. El elemento de aleta se formó en una forma ondulada que tenía una altura de 7 mm.

40 La pieza de prueba laminada de tres fases (mini-núcleo), ilustrada en la figura 4, se fabricó combinando los tubos extrusionados aplanados correspondientes a cada una de las muestras n.º D1-D42, D43 y D44 con los elementos de aleta que se han mencionado anteriormente, y ensamblándolos con la ayuda de la plantilla inoxidable. En el caso del mini-núcleo obtenido de este modo, debido a la diferencia de coeficiente de dilatación térmica entre la plantilla inoxidable y el material de aluminio, se generó una carga de compresión de aproximadamente 4 N entre la plantilla inoxidable y el mini-núcleo durante el calentamiento para el enlace. Esto implica que, con el cálculo basado en un área de unión, se genera una tensión de aproximadamente 10 kPa en la interfaz de unión entre la aleta y el tubo.

45 El mini-núcleo fabricado como se ha descrito anteriormente se sumergió en una solución en suspensión que contenía un 10 % de flujo a base de flúor no corrosivo. Después del secado, el mini-núcleo se calentó durante 3 minutos de 580 a 600 °C en una atmósfera de nitrógeno, uniéndose así la aleta y los elementos de tubo entre sí. En las muestras n.º D13, D14 y D22, la aleta y los elementos de tubo se unieron al vacío sin aplicar el flujo. En la muestra n.º D12, se usó un flujo a base de flúor que contenía cesio. En la muestra n.º D26, se aplicó el flujo reemplazado con Zn y se realizó entonces el calentamiento.

50 Para las muestras n.º D1-D24, D43 y D44, la tasa de unión entre la aleta y el tubo se determinó y se evaluó de la misma manera que en la primera realización. También se confirmó la aparición del colapso del tubo. Además, para la evaluación de la resistencia a la corrosión, se llevó a cabo la prueba CASS durante 1000 h, y se confirmó la aparición de corrosión que penetró a través del tubo. El resultado de la evaluación se determinó como  $\circ$  cuando no ocurrió la corrosión, y x cuando ocurrió la corrosión.

55 Además, como en la primera realización, la estructura en una sección transversal de cada miembro se observó para determinar la densidad superficial de las estructuras eutécticas que tenían longitudes de 3  $\mu\text{m}$  o más dentro de los granos, y la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde los compuestos intermetálicos que tenían los diámetros de círculo equivalentes de 1  $\mu\text{m}$  o más existían con respecto a los puntos triples de todos los límites de grano. Además, como en la primera realización, en la muestra se midió la densidad superficial de las partículas dispersas de los compuestos intermetálicos a base de Si y los compuestos intermetálicos a base de Al, que tenían diámetros de círculo equivalentes de 0,5  $\mu\text{m}$  a 5  $\mu\text{m}$ . Los resultados de la medición se enumeran en la Tabla 8.

65

## ES 2 613 590 T3

Para las muestras n.º D25-D42, el tubo extrudido se despegó de la aleta, y se midió la profundidad de la corrosión se produjo en el tubo extruido, incluyendo en su superficie la capa que contenía Zn como componente principal, por el método de profundidad focal. Los resultados de la medición se enumeran en la Tabla 9.

5 [Tabla 7]

Tabla 7

Composición n.º	Si	Fe	Mn	Zn	Sb	In	Mg	Cu	Cr	Ti	V	Al
E1	1,3	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E2	2,0	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E3	2,5	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E4	3,5	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E5	5,0	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E6	3,5	1,00	-	0,3	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E7	2,5	0,10	0,5	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E8	2,0	0,60	1,0	-	-	-	-	-	0,10	-	-	equilibrio
E9	2,5	0,05	1,8	-	-	-	-	0,3	-	-	-	equilibrio
E10	1,5	0,25	-	0,1	-	-	0,1	0,3	-	-	-	equilibrio
E11	2,5	0,25	-	-	-	-	0,5	0,1	-	-	-	equilibrio
E12	2,5	0,25	-	0,1	-	-	-	0,8	-	-	-	equilibrio
E13	2,5	0,25	-	-	-	-	1,0	-	-	0,10	-	equilibrio
E14	2,0	0,10	-	-	-	-	2,0	-	-	-	-	equilibrio
E15	2,5	0,25	0,3	0,8	-	-	-	-	-	-	0,1 0	equilibrio
E16	0,8	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E17	5,2	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E18	0,8	0,60	-	-	-	-	0,3	-	-	-	-	equilibrio
E19	5,2	0,25	0,5	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E20	2,5	2,10	-	-	-	-	-	1,6	-	-	-	equilibrio
E21	3,5	0,05	2,2	-	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E22	2,5	0,25	-	7,0	-	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E23	2,5	0,25	0,5	-	-	-	2,1	-	-	-	-	equilibrio
E24	2,5	0,25	-	-	-	-	-	-	0,33	0,33	0,3 3	equilibrio
E25	2,5	0,25	-	-	0,15	-	-	-	-	-	-	equilibrio
E26	2,5	0,25	-	-	-	0,15	-	-	-	-	-	equilibrio
F1	0,5	0,30	1,0	1,50	-	-	-	0,15	-	-	-	equilibrio

[Tabla 8]

10

Tabla 8

N.º	(d)	Capacidad de extrusión	(d)	(e)	Temp. de Unión (°C)	(g)	(h)	Velocidad de Unión (%)	Colapso del Tubo	Resistencia a la Corrosión CASS
D1	E1	o	9,4E+03	4,8E+03	600	1,1E+04	50	79,7	no	o
D2	E2	o	1,2E+04	4,8E+03	600	3,3E+03	71	92,4	no	o
D3	E3	o	1,4E+04	4,8E+03	600	2,2E+03	77	96,1	no	o
D4	E4	o	1,8E+04	4,8E+03	600	1,3E+03	89	100,0	no	o
D5	E5	Δ	2,2E+04	4,8E+03	580	1,1E+03	94	100,0	no	o
D6	E6	o	1,7E+04	2,1E+04	600	1,4E+02	88	100,0	no	o
D7	E7	o	1,4E+04	1,6E+04	600	6,5E+02	76	95,4	no	o
D8	E8	o	8,1E+03	2,8E+04	600	1,5E+02	64	88,2	no	o
D9	E9	Δ	1,2E+04	2,8E+04	600	4,3E+01	72	93,4	no	o
D10	E10	o	1,0E+04	1,0E+04	600	3,3E+03	63	88,0	no	o
D11	E11	o	1,4E+04	1,0E+04	600	1,1E+03	81	98,5	no	o
D12	E12	o	1,4E+04	1,0E+04	600	1,1E+03	81	98,5	no	o
D13	E13	o	1,4E+04	1,0E+04	600	9,6E+02	83	99,5	no	o
D14	E14	Δ	1,2E+04	6,7E+03	600	1,4E+03	81	98,4	no	o
D15	E15	o	1,4E+04	1,5E+04	600	6,4E+02	77	96,4	no	o
D43	E25	o	1,4E+04	1,0E+04	600	1,4E+03	76	97,4	no	o
D44	E26	o	1,4E+04	1,0E+04	600	1,4E+03	76	98,5	no	o
D16	E16	o	6,9E+03	4,8E+03	620	1,2E+04	47	78,4	no	o
D17	E17	Δ	2,3E+04	4,8E+03	580	1,0E+03	95	100,0	si	o
D18	E18	o	5,9E+03	1,6E+04	620	3,4E+03	46	77,7	no	o
D19	E19	x	2,2E+04	1,8E+04	580	2,2E+02	94	100,0	si	o
D20	E20	Δ	1,2E+04	3,0E+04	600	1,7E+01	77	96,3	no	x
D21	E21	Δ	1,6E+04	3,1E+04	600	1,1E+01	82	98,9	no	x
D22	E22	o	1,4E+04	1,0E+04	600	7,0E+02	90	100,0	no	x
D23	E23	Δ	1,4E+04	1,8E+04	600	2,5E+02	87	100,0	no	x
D24	E24	Δ	1,4E+04	1,0E+04	600	1,4E+03	76	95,5	no	x

(a)

(i)

(a) Ejemplo de Invención (i) Ejemplo Comparativo  
(d) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Si (número/mm<sup>2</sup>)  
(e) Densidad superficial de compuestos intermetálicos a base de Al (número/mm<sup>2</sup>)  
(g) Densidad superficial de estructuras eutécticas (número/mm<sup>2</sup>)  
(h) Tasa de puntos triples de límites de grano donde existen los compuestos intermetálicos (%)  
E+ en la Tabla indica una notación exponencial. Por ejemplo, 1,3E+04 implica 1,3 x 10<sup>4</sup>.

[Tabla 9]

Tabla 9

	Muestra n.º	Composición n.º	Capa que contiene Zn como componente principal		Aleta	Temperatura de unión (°C)	Profundidad de la Corrosión (mm)
			Método de Formación	Cantidad de Zn depositado (g/m <sup>2</sup> )			
(a)	D25	E1	Pulverización de Zn	8	F1	600	0,04
	D26	E2	(l)	8	F1	600	0,04
	D27	E3	Revestimiento de polvo de Zn	8	F1	600	0,04
	D28	E4	Chapado de Zn	8	F1	600	0,04
	D29	E5	Pulverización de Zn	1	F1	580	0,35
	D30	E6	Pulverización de Zn	30	F1	600	0,26
	D31	E7	Pulverización de Zn	5	F1	600	0,08
	D32	E8	Pulverización de Zn	20	F1	600	0,11
	D33	E9	Pulverización de Zn	15	F1	600	0,06
	D34	E10	Pulverización de Zn	10	F1	600	0,05
	D35	E11	Pulverización de Zn	11	F1	600	0,05
	D36	E12	Pulverización de Zn	25	F1	600	0,18
	D37	E13	Pulverización de Zn	0,5	F1	600	0,56
	D38	E14	Pulverización de Zn	35	F1	600	0,51
	D39	E15	Pulverización de Zn	8	ninguno	600	0,12
(i)	D40	E3	ninguno	-	F1	600	1,21
	D41	E7	ninguno	-	F1	600	0,97
	D42	E12	ninguno	-	F1	600	1,65

(l) Aplicar flujo reemplazado por Zn      (i) Ejemplo Comparativo      (a) Ejemplo de Invención

5 Como se observa a partir de la Tabla 8, en cualquiera de los Ejemplos de Invención D1-D15, D43 y D44, la capacidad de extrusión, la tasa de unión, el colapso del tubo, y la resistencia a la corrosión fueron todos aceptables.

10 Por otro lado, en el Ejemplo Comparativo D16 (composición de aleación E16), dado que el componente de Si no alcanzó el valor especificado, la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde los compuestos intermetálicos que tienen los diámetros de círculo equivalentes de 1 µm o más existió con respecto a los puntos triples de todos los límites de grano era baja. La tasa de unión también fue baja.

15 En el Ejemplo Comparativo D17 (composición de aleación E17), debido a que el componente de Si excedió el valor especificado y la tasa de fase líquida era demasiado alta, el tubo extruido se colapsó durante la unión.

En el Ejemplo Comparativo D18 (composición de aleación E18), debido a que el componente de Si no alcanzó el valor especificado, la tasa de los puntos triples de los límites de grano donde existían los compuestos intermetálicos que tenían los diámetros de círculo equivalentes de 1 µm o más era baja. La tasa de unión también se redujo.

20 En el Ejemplo Comparativo D19 (composición de aleación E19), debido a que el componente de Si excedió el valor especificado, el tubo extruido se colapsó durante la unión.

25 En los Ejemplos Comparativos D20-D24, los orificios de penetración se generaron en los resultados de las pruebas CASS, y la resistencia a la corrosión fue inferior. Estos resultados fueron atribuibles a las composiciones de aleación. Más específicamente, en los Ejemplos Comparativos D20-D24, los componentes de Fe y Cu (composición de aleación E20), el componente de Mn (composición de aleación E21), el componente de Zn (composición de aleación E22), el componente de Mg (composición de aleación E23), y los componentes de Cr, Ti y V (composición de aleación E24) excedieron los valores especificados respectivos.

Con respecto al efecto de la capa que contiene Zn como componente principal, como se desprende de la Tabla 9, en los Ejemplos de invención D25-D39, se desarrolló el efecto anticorrosión sacrificial con la capa de Zn formada sobre la superficie, y la profundidad de corrosión fue tan pequeña como de 0,60 mm o menos.

- 5 Por otra parte, en los Ejemplos de Referencia D40-D42, debido a que Zn no se aplicó a la superficie, la profundidad de corrosión era tan grande como en exceso de 0,90 mm aunque no penetrante. Por lo tanto, se confirmó el efecto obtenido formando la capa que contiene Zn como componente principal para mejorar la resistencia a la corrosión.

#### **Aplicabilidad industrial**

- 10 De acuerdo con la presente invención, dado que el material de aleación de aluminio puede unirse sin usar un material de unión, tal como un metal de relleno de soldadura o un metal de relleno, se puede fabricar de manera eficiente una estructura que utiliza el material de aleación de aluminio. Además, en la presente invención, el cambio de tamaño o forma apenas ocurre entre antes y después de la unión de elementos unidos. Por lo tanto, el material de aleación de aluminio, la estructura que utiliza el material de aleación de aluminio, y el método de fabricación para el material de aleación de aluminio, de acuerdo con la presente invención, son notablemente eficaces desde el punto de vista industrial.

#### **Lista de caracteres de referencia**

- 20
- |     |                               |
|-----|-------------------------------|
| c   | Composición de Si             |
| c1  | composición de Si             |
| c2  | composición de Si             |
| T   | temperatura                   |
| T1  | temperatura superior a Te     |
| T2  | temperatura superior a Ts2    |
| Te  | temperatura de solidificación |
| Ts2 | temperatura de solidificación |

## REIVINDICACIONES

1. Un elemento de aleta monocapa para un intercambiador de calor, teniendo el elemento de aleta monocapa una capacidad de unión bajo un tratamiento térmico y comprendiendo un material de aleación de aluminio que contiene Si: del 1,0 % en masa al 5,0 % en masa y Fe: del 0,01 % en masa al 2,0 % en masa, siendo el resto Al e impurezas inevitables, **caracterizado por que** de 250 piezas/mm<sup>2</sup> o más a  $7 \times 10^5$  piezas/mm<sup>2</sup> o menos de partículas de compuestos intermetálicos a base de Si que tienen diámetros de círculo equivalentes de 0,5 a 5 µm y que se seleccionan de entre Si en solitario y Si que contiene parcialmente Ca y P, están presentes en una sección transversal del material de aleación de aluminio y en donde de 100 piezas/mm<sup>2</sup> o más a  $7 \times 10^5$  piezas/mm<sup>2</sup> o menos de partículas dispersas de compuestos intermetálicos a base de Al que tienen diámetros de círculo equivalentes de 0,5 a 5 µm y que se generan a partir de Al y uno o más elementos aditivos seleccionados de entre compuestos a base de Al-Fe, a base de Al-Fe-Si, a base de Al-Mn-Si, a base de Al-Fe-Mn y a base de Al-Fe-Mn-Si están presentes en una sección transversal del material de aleación de aluminio.
2. El elemento de aleta monocapa de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el material de aleación de aluminio contiene adicionalmente uno o dos o más seleccionados de entre Mg: 2,0 % en masa o menos, Cu: 1,5 % en masa o menos y Mn: 2,0 % en masa o menos.
3. El elemento de aleta monocapa de acuerdo con las reivindicaciones 1 o 2, en el que el material de aleación de aluminio contiene adicionalmente uno o más seleccionados de entre Zn: 6,0 % en masa o menos, In: 0,3 % en masa o menos y Sn: 0,3 % en masa o menos.
4. El elemento de aleta monocapa de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en el que el material de aleación de aluminio contiene adicionalmente uno o dos o más seleccionados de entre Ti: 0,3 % en masa o menos, V: 0,3 % en masa o menos, Cr: 0,3 % en masa o menos, Ni: 2,0 % en masa o menos y Zr: 0,3 % en masa o menos.
5. El elemento de aleta monocapa de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en el que el material de aleación de aluminio contiene adicionalmente uno o dos o más seleccionados de entre Be: 0,1 % en masa o menos, Sr: 0,1 % en masa o menos, Bi: 0,1 % en masa o menos, Na: 0,1 % en masa o menos y Ca: 0,05 % en masa o menos.
6. El elemento de aleta monocapa de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en el que una capa que contiene Zn está formada sobre una superficie del material de aleación de aluminio.
7. Un método de fabricación para una estructura de aleación de aluminio en la que dos o más elementos están unidos entre sí, en el que el elemento de aleta monocapa de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6 se usa como al menos uno de los dos o más elementos y el elemento de aleta monocapa y el uno o más elementos se unen al vacío o en una atmósfera no oxidante a una temperatura a la que una relación de una masa de una fase líquida generada en el elemento de aleta monocapa usado como al menos uno de los dos o más elementos con respecto a una masa total del material de aleación de aluminio relevante es del 5 % o más y del 35 % o menos.
8. El método de fabricación para la estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la reivindicación 7, en el que el elemento de aleta monocapa y el uno o más elementos se unen en un tiempo de 30 s o más a 3600 s o menos durante el cual la relación de masa de la fase líquida generada en el elemento de aleta monocapa usado como al menos uno de los dos o más elementos con respecto a la masa total del material de aleación de aluminio relevante es del 5 % o más.
9. Una estructura de aleación de aluminio en la que el elemento de aleta monocapa de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6 y uno o más elementos que se fabrican del material de aleación de aluminio se unen entre sí, en la que, en una estructura metálica en una sección transversal de al menos uno del elemento de aleta monocapa y uno o más elementos unidos en al menos una porción de unión, el número de puntos triples de límites de grano donde existen compuestos intermetálicos a base de Si y compuestos intermetálicos a base de Al, que tienen diámetros de círculo equivalentes de 1 µm o más, es del 50 % o más del número de puntos triples de todos los límites de grano.
10. La estructura de aleación de aluminio de acuerdo con la reivindicación 9, en la que, en al menos una sección transversal del elemento de aleta monocapa unido y el uno o más elementos unidos, de 10 a 3000 piezas/mm<sup>2</sup> de estructuras eutécticas que tienen una longitud de 3 µm o más están presentes dentro de los granos de cristal de matriz.
11. La estructura de aleación de aluminio de acuerdo con las reivindicaciones 9 o 10, en la que al menos uno del elemento de aleta monocapa unido y el uno o más elementos unidos tienen una capa que contiene Zn sobre una superficie del mismo.

12. La estructura de aleación de aluminio de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 9 a 11, en la que la estructura de aleación de aluminio constituye un intercambiador de calor en el que el elemento de aleta monocapa y el uno o más elementos seleccionados de entre un elemento de tubo, un elemento de placa y un elemento de depósito están unidos entre sí.

5



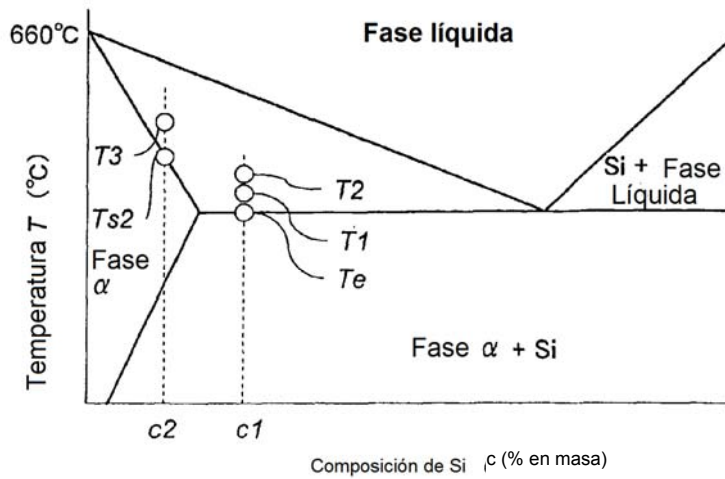


FIG. 1

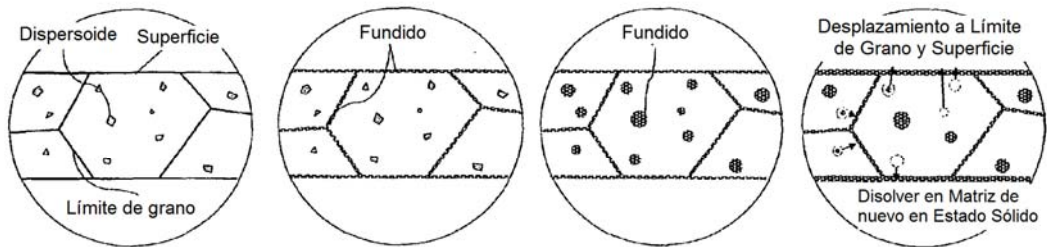


FIG. 2 ( a )

FIG. 2 ( b )

FIG. 2 ( c )

FIG. 2 ( d )

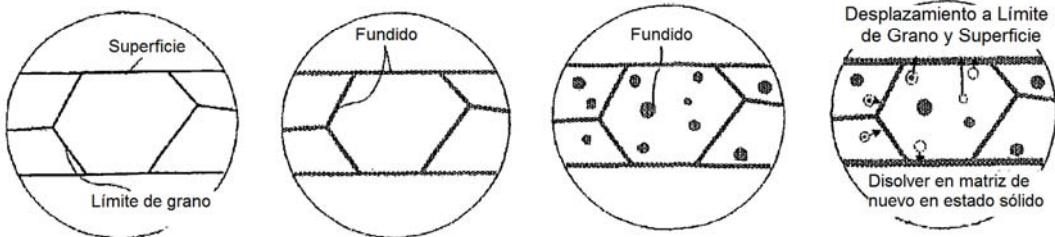


FIG. 3 ( a )

FIG.3 ( b )

FIG.3 ( c )

FIG.3 ( d )

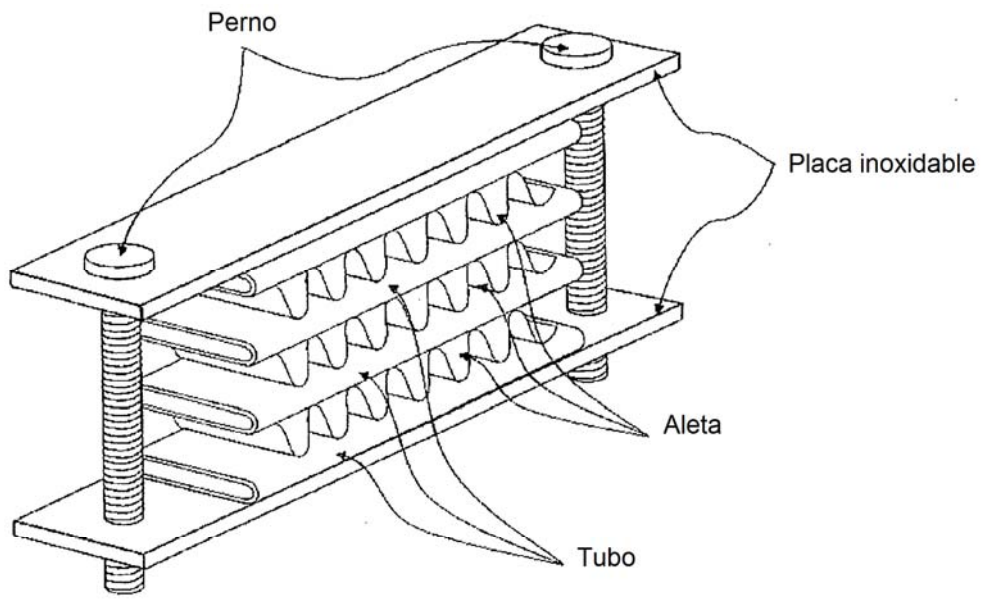


FIG. 4

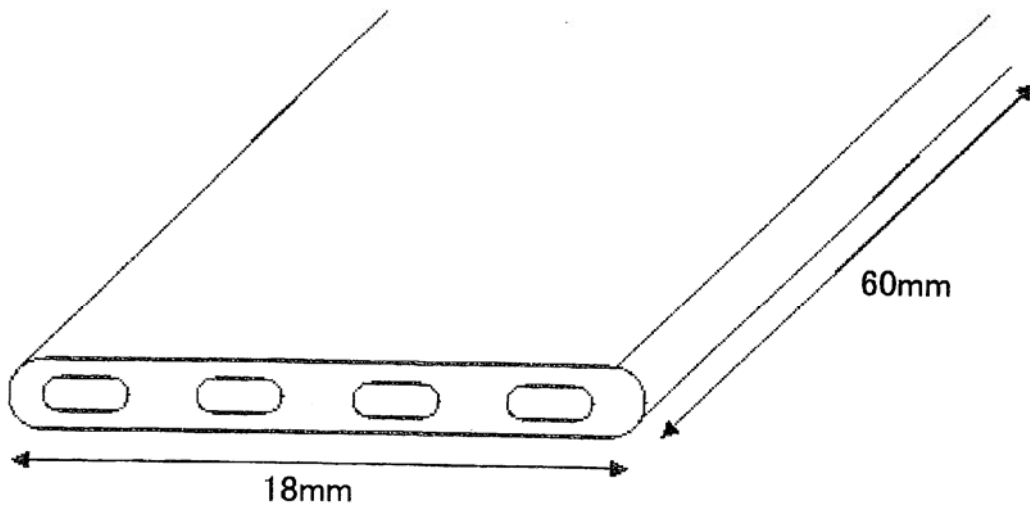


FIG. 5

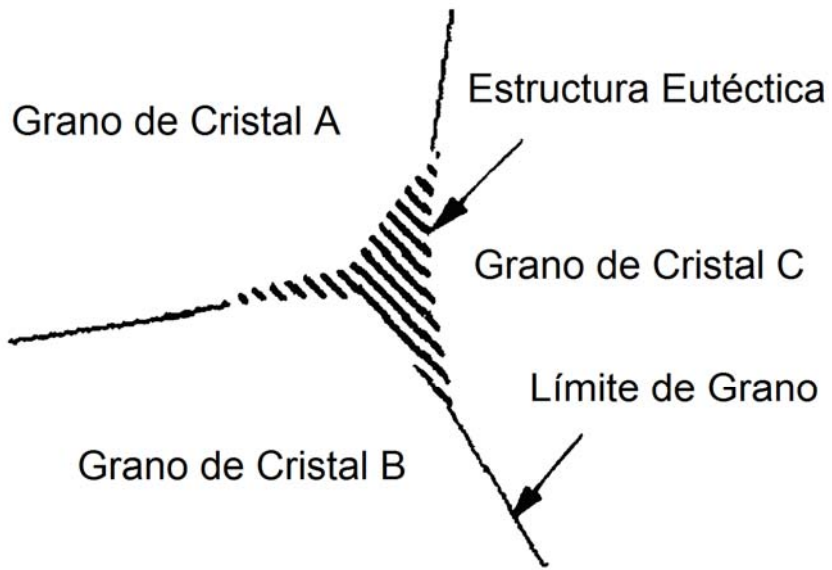


FIG. 6

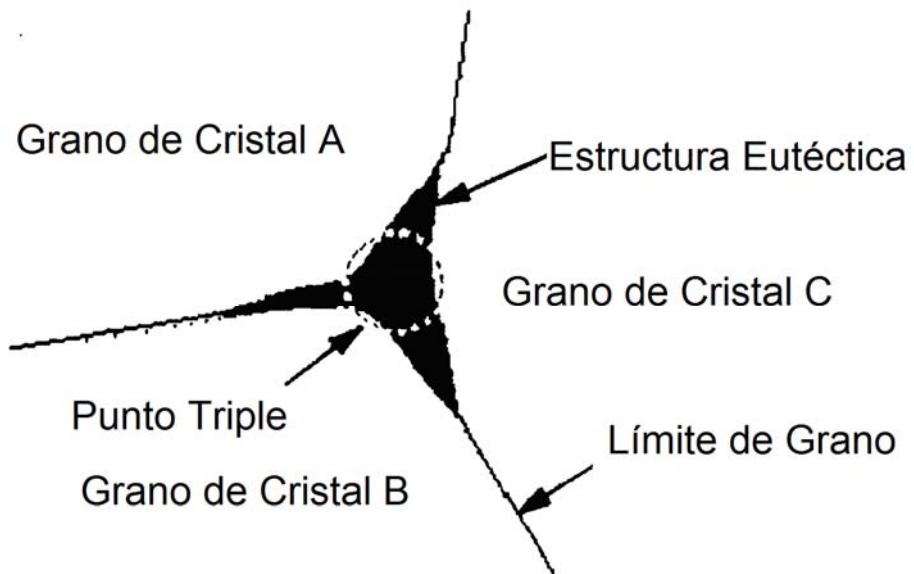


FIG. 7