

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 796 902**

51 Int. Cl.:

C22F 1/10 (2006.01)

C22C 19/05 (2006.01)

C22F 1/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **18.03.2015 PCT/JP2015/057991**

87 Fecha y número de publicación internacional: **08.10.2015 WO15151808**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **18.03.2015 E 15774234 (7)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **27.05.2020 EP 3128037**

54 Título: **Método para producir aleación súper resistente al calor con base en Fe-Ni**

30 Prioridad:

31.03.2014 JP 2014071422
30.09.2014 WO PCT/JP2014/076054

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
30.11.2020

73 Titular/es:

HITACHI METALS, LTD. (100.0%)
2-70, Konan 1-chome, Minato-ku
Tokyo 1088224, JP

72 Inventor/es:

AOKI, CHUYA y
OHNO, TAKEHIRO

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 796 902 T3

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

DESCRIPCIÓN

Método para producir aleación súper resistente al calor con base en Fe-Ni

Campo técnico

5 La presente invención se relaciona con un método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni.

Antecedentes de la técnica

10 Se ha utilizado ampliamente la aleación 718, que es una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni utilizada en partes de turbinas de gas para aeronaves y generación de energía, por sus excelentes propiedades mecánicas. En particular, se requiere una alta resistencia a la fatiga para partes giratorias grandes en motores a reacción y turbinas de gas. En consecuencia, se requiere que la Aleación 718 utilizada para tales partes tenga una mayor resistencia a la fatiga al micronizar los granos de manera uniforme. Para los granos de micronización uniforme, a menudo se prepara un tocho a partir de un lingote de Aleación 718 y luego se somete a trabajo en caliente en un intervalo de temperatura de 930 a 1010 °C haciendo uso del efecto de fijación de la fase delta para formar una estructura fina recristalizada, y después se somete el tocho a un tratamiento en solución (tratamiento térmico en solución sólida) y al envejecimiento, o directamente al envejecimiento.

15 Sin embargo, cuando se lleva a cabo un trabajo en caliente bajo condiciones de baja tensión, por ejemplo, forjando con troquel cerrado o laminado de anillos, puede producirse un crecimiento anormal del grano (en lo sucesivo denominado AGG) y los granos se vuelven gruesos rápidamente más allá de la fijación de la fase delta durante el trabajo en caliente, enfriando después del trabajo en caliente o tratamiento en solución después del trabajo en caliente. Cuando tal AGG ocurre como se muestra en la FIG. 2, se rompe una estructura fina uniforme y, por lo tanto, se deteriora la característica de fatiga. De acuerdo con el Documento de Patente 1, se identifica un factor influyente para prevenir el AGG y se aplica una tensión de 0.125 o superior en la totalidad de la parte para evitar el AGG.

Lista de citas

Documento de Patente

25 Documento de Patente 1: JP 2001-123257 A

Documento de Patente 2: US2012/037280 A1

Documento de Patente3: JP H10 265878 A

Resumen de la invención

Problemas técnicos para resolver

30 Cuando se usa la aleación 718 para partes en las que la resistencia a la fatiga es importante, es necesario regular la estructura de la aleación para tener una estructura de grano de cristal muy fina y uniforme que tenga un tamaño de grano de cristal ASTM de 9 o más. La tecnología descrita en el Documento de Patente 1 es excelente en términos de hacer posible evitar la aparición de AGG durante el tratamiento en solución posterior cuando se proporciona la totalidad de la parte de la Aleación 718 con una tensión de 0.125 o superior bajo condiciones de baja tensión durante el paso de forjado en caliente. El trabajo en caliente incluye, por ejemplo, forjado de troquel cerrado y laminado de anillos, y la Aleación 718 está provista con tensión a diversas ratas de tensión en tales procesos de trabajo. Por ejemplo, cuando se proporciona la Aleación 718 con una tensión de aproximadamente 0.125 bajo la condición de baja rata de tensión, se puede someter a menudo la Aleación 718 a trabajo en caliente en un área en la que todavía ocurre AGG, y no se puede obtener una estructura de grano de cristal fino. Este problema se vuelve particularmente marcado cuando se usa la Aleación 718 para artículos forjados de gran tamaño y artículos laminados en anillo que están sujetos a la forja de troquel cerrado o la laminación en anillo.

Un objeto de la presente invención es proporcionar un método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni en la que se inhibe el AGG y en el que se proporciona una estructura de grano de cristal fino que tiene un número de tamaño de grano de cristal ASTM de 9 o superior. Medios para resolver el problema

45 Se ha realizado la presente invención a la luz del problema descrito anteriormente. La presente invención se relaciona con un método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni que tiene una composición que comprende 0.08 % en masa o menos de C, 0.35 % en masa o menos de Si, 0.35 % en masa o menos de Mn, 0.015 % en masa o menos de P, 0.015 % en masa o menos de S, 50.0 a 55.0 % en masa de Ni, 17.0 a 21.0 % en masa de Cr, 2.8 a 3.3 % en masa de Mo, 1.0 % en masa o menos de Co, 0.30 % en masa o menos de Cu, 0.20 a 0.80 % en masa de Al, 0.65 a 15 % en masa de Ti, 4.75 a 5.50 % en masa de Nb + Ta, 0.006 % en masa o menos de B, y el equilibrio de Fe e impurezas inevitables, donde el método de producción comprende al menos un paso de trabajo en caliente en la que se somete un material que tiene la composición descrita anteriormente a trabajo en caliente, en el que el paso de trabajo en caliente descrito anteriormente comprende al menos un paso en el que se somete el

material anterior de 930 a 1010 °C a trabajo en caliente de modo que se cumple una relación de (tensión efectiva) $\geq 0.139 \times (\text{rata de tensión efectiva } (/ \text{seg}))^{-0.30}$ en la totalidad del material.

5 Además, el método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la presente invención comprende un paso de tratamiento en solución en la que el material se somete al tratamiento en solución durante 0.5 a 10 horas en un intervalo de 950 a 1000 °C.

Además, el método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la presente invención comprende un paso de tratamiento térmico en la que el material se somete a tratamiento térmico durante 5 a 60 horas en un intervalo de 600 a 930 °C después del paso de trabajo en caliente y antes del paso de tratamiento en solución.

10 El método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la presente invención puede comprender también un primer paso de tratamiento de envejecimiento en el que el material se somete al primer tratamiento de envejecimiento durante 2 a 20 horas en un intervalo de 700 a 750 °C después del paso de tratamiento en solución.

15 Además, el método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la presente invención puede comprender un segundo paso de tratamiento de envejecimiento en el que el material se somete al segundo tratamiento de envejecimiento durante 2 a 20 horas en un intervalo de 600 a 650 °C después del primer paso de tratamiento de envejecimiento.

Ventajas

20 De acuerdo con la presente invención, puede evitarse el AGG de una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni, y puede obtenerse una estructura de grano de cristal fino y uniforme que tiene un número de tamaño de grano de cristal ASTM de 9 o más. Los elementos del motor a reacción y de la turbina de gas y similares preparados mediante el uso de la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni anterior pueden mejorar la fiabilidad de una propiedad de fatiga.

Breve descripción de los dibujos

25 La FIG. 1 es un dibujo que muestra una relación de estructuras metálicas influenciadas por una relación de tensión efectiva y una rata de tensión efectiva.

La FIG. 2 es una fotografía de estructura metálica de crecimiento anormal de grano.

La FIG. 3 es un dibujo esquemático lateral de una pequeña pieza de prueba de compresión.

Descripción de las realizaciones

30 Se discutirá en detalle el método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la presente invención a continuación. La presente invención, sin embargo, de ninguna manera está limitada por los ejemplos explicados a continuación.

35 La presente invención comprende al menos un paso de trabajo en caliente en el que se somete el material de la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni que tiene una composición de aleación prescrita a trabajo en caliente. En el paso de trabajo en caliente, tal como forjado en caliente y similares, se evita el crecimiento anormal del grano mediante la optimización de las condiciones de trabajo en caliente frente a diversas ratas de tensión en forjado de troquel cerrado, laminado de anillos y similares. Se explicarán a continuación los ejemplos específicos del paso de trabajo en caliente.

40 Se conoce la composición de aleación de la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni prescrita en la presente invención como la de una aleación NCF718 (superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni) de acuerdo con el documento JIS-G4901 y, por lo tanto, se omiten explicaciones detalladas en la composición. A este respecto, el término "4.75 a 5.50% en masa de Nb + Ta" indica que Nb y Ta están presentes de 4.75 a 5.50% en masa en total en la composición de la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni.

Paso de trabajo en caliente

45 Para obtener la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni que tiene una estructura de grano de cristal fino, se somete el material de la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni a trabajo en caliente en un intervalo de temperatura de 930 a 1010 °C. El uso del material en el intervalo de temperatura anterior hace posible acelerar la recristalización durante el trabajo en caliente, tal como forjado en caliente y similares. Si la temperatura del material descrito anteriormente antes del trabajo en caliente es inferior a 930 °C, el material apenas se recristaliza durante el trabajo en caliente. Por otro lado, si la temperatura del material antes del trabajo en caliente excede los 1010 °C, la recristalización del material se acelera durante el trabajo en caliente, pero los granos recristalizados resultantes aumentan de tamaño, por lo que se hace difícil obtener granos finos. Se puede acelerar la recristalización de cristales finos controlando la temperatura del material antes del trabajo en caliente de 930 a 1010 °C, preferiblemente de 950

a 1000 °C. Se puede calentar la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni a una temperatura de 930 a 1010 °C, por ejemplo, antes del trabajo en caliente.

De acuerdo con la presente invención, la condición del trabajo en caliente es satisfacer la relación de (tensión efectiva) $\geq 0.139 \times (\text{rata de tensión efectiva } (/seg))^{-0.30}$ en la totalidad del material anterior de la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni en un intervalo de temperatura de 930 a 1010 °C. Se aplica la ecuación relacional anterior a una tensión efectiva de 5 o menos y una rata de tensión efectiva de 0.0001 a 10/segundo que se supone en el trabajo en caliente, como fresado en anillo además de forjado en caliente, incluyendo el forjado de troquel cerrado, el forjado de troquel en caliente y el forjado isotérmico. El límite superior de la tensión efectiva es preferiblemente 4, más preferiblemente 3.5. El límite inferior de la rata de tensión efectiva es preferiblemente 0.001/segundo, más preferiblemente 0.005/segundo. El límite superior de la rata de tensión efectiva es preferiblemente 5/segundo, más preferiblemente 1/segundo. La tensión efectiva y la rata de tensión efectiva respectivamente representan una tensión y una rata de tensión obtenidas convirtiendo deformaciones verticales y cortantes de elementos de seis ejes en un solo eje.

El crecimiento anormal de grano (AGG) ocurre cuando un tamaño de grano de cristal antes del trabajo en caliente es de aproximadamente 8 o más en términos del número de tamaño de grano determinado de acuerdo con ASTM, y si los granos iniciales son más finos, la sensibilidad tiende a incrementar. De acuerdo con las investigaciones de los presentes inventores, si la rata de tensión es menor, el intervalo (B) en el que ocurre el AGG tiende a expandirse como se muestra en la FIG. 1. Esta tendencia es atribuible al hecho de que la tensión se acumula nuevamente en la recristalización dinámica que se produce, por ejemplo, durante el forjado de troquel cerrado bajo una condición de baja rata de tensión, de modo que un límite de grano de cristal cambia durante el tratamiento de la solución utilizando energía almacenada del límite del grano como fuerza impulsora. Por otro lado, en la región de baja tensión (C) que satisface la siguiente ecuación, generalmente se puede prevenir el AGG.

[Ecuación 1]

$$(\text{tensión efectiva}) \leq 0.017 \times (\text{rata de tensión efectiva } (/seg))^{-0.34}$$

Esta región (C), sin embargo, corresponde a una zona muerta durante el trabajo en caliente, y por lo tanto no se espera que los granos se refinen o se hagan más finos por recristalización. Por otro lado, en la región (A), los granos se pueden refinar por recristalización, y también se puede prevenir el AGG. Si las regiones (A) y (C) están presentes de manera mixta durante el trabajo en caliente, también está presente la región (B), en la que ocurriría AGG. Se muestra a continuación la ecuación relacional de la región (B).

[Ecuación 2]

$$0.017 \times (\text{rata de tensión efectiva } (/seg))^{-0.34} < (\text{tensión efectiva}) < 0.139 \times (\text{rata de tensión efectiva } (/seg))^{-0.30}$$

De acuerdo con la presente invención, se aplica una tensión adecuada a la totalidad del material durante el trabajo en caliente en la región (A) bajo la condición de que se satisfaga la siguiente ecuación relacional para evitar la aparición de AGG.

[Ecuación 3]

$$(\text{tensión efectiva}) \geq 0.139 \times (\text{rata de tensión efectiva } (/seg))^{-0.30}$$

Se han obtenido las ecuaciones relacionales que muestran las regiones (A) a (C) observando las estructuras y calculando las relaciones entre las deformaciones efectivas y las ratas de tensión efectivas en las que ocurre AGG usando análisis de regresión lineal múltiple.

En el método de producción para la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la presente invención, se puede llevar a cabo el tratamiento en solución después del paso de trabajo en caliente descrito anteriormente. Además, antes del tratamiento en solución, se puede llevar a cabo un paso de tratamiento térmico en el que la aleación descrita anteriormente se calienta para un calentamiento preliminar. Luego, se puede realizar un primer tratamiento de envejecimiento después del tratamiento en solución. Además, se puede llevar a cabo un segundo tratamiento de envejecimiento después del primer tratamiento de envejecimiento. Se describirán a continuación los ejemplos específicos de los tratamientos anteriores.

Paso de tratamiento térmico

Es un paso en el que se somete la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni enfriada por aire o similares después del paso de trabajo en caliente descrita anteriormente a tratamiento térmico durante 5 a 60 horas en un intervalo de temperatura de 600 a 930 °C para precalentamiento antes de ser sometido al tratamiento en solución.

Este paso de tratamiento térmico permite reducir aún más el riesgo de tener AGG durante el tratamiento de la solución realizado posteriormente de 950 a 1000 °C.

5 Para prevenir la aparición de AGG, es útil permitir que permanezca acumulada poca energía de tensión en los límites de grano al momento de terminar el forjado en caliente. Si la rata de tensión es menor, la energía de tensión tiende a acumularse en los límites del grano de cristal y, por lo tanto, es difícil eliminar completamente la energía de tensión acumulada. En consecuencia, se somete la superaleación preferiblemente al paso de tratamiento térmico como un tratamiento de calentamiento preliminar antes del tratamiento en solución para eliminar la energía de tensión acumulada tanto como sea posible.

10 Se elimina la energía de tensión acumulada durante el tratamiento de precalentamiento precipitando deposiciones de forma proactiva. Es decir, se precipitan las fases gamma doble prima (γ'') y gamma prima (γ') que contribuyen a mejorar la resistencia en un intervalo de temperatura de 600 a 800 °C, y se precipita una fase delta en un intervalo de temperatura de 800 a 930 °C. Se puede llevar a cabo el tratamiento de precalentamiento anterior en dos etapas en las que se lleva a cabo un tratamiento de precalentamiento del primer paso manteniendo la aleación a una temperatura específica durante un período de tiempo fijo para precipitar gamma doble prima y gamma prima, y luego se lleva a cabo un tratamiento de precalentamiento de segunda etapa calentando la aleación hasta una temperatura específica y manteniéndola durante un período de tiempo fijo para precipitar la fase delta. Además, se puede llevar a cabo el tratamiento térmico calentando la aleación, por ejemplo, desde 600 °C gradualmente hasta 930 °C sin mantenerla a temperaturas específicas durante un período de tiempo fijo. Sin embargo, si la temperatura de tratamiento de precalentamiento es inferior a 600 °C, no se espera que precipiten la fase gamma doble prima y la fase gamma prima. 15 Por otro lado, si la temperatura de tratamiento de precalentamiento supera los 930 °C, es probable que los granos crezcan antes de eliminar la energía de tensión acumulada. Además, si el tiempo para el tratamiento de precalentamiento es inferior a 5 horas, pueden ser insatisfactorios en ciertos casos la eliminación de la energía de tensión acumulada descrita anteriormente y el efecto de precipitar las deposiciones. Por otro lado, si el tiempo para el tratamiento de precalentamiento excede las 60 horas, los efectos pueden no aumentar adicionalmente. En consecuencia, las condiciones para el tratamiento de precalentamiento antes del tratamiento en solución son un intervalo de temperatura de 600 a 930 °C y un período de tiempo de 5 a 60 horas. El límite inferior de la temperatura de tratamiento de precalentamiento es preferiblemente 650 °C, y más preferiblemente 700 °C. El límite superior de la temperatura de tratamiento de precalentamiento es preferiblemente 920 °C, más preferiblemente 910 °C. Además, el límite inferior del tiempo de tratamiento de precalentamiento es preferiblemente 7 horas, más preferiblemente 10 horas. 20 El límite superior del tiempo de tratamiento de precalentamiento es preferiblemente 50 horas, más preferiblemente 40 horas.

Paso de tratamiento en solución

35 La temperatura de calentamiento durante el tratamiento de la solución es importante para mantener la estructura fina recristalizada obtenida en el paso de trabajo en caliente. Si la temperatura de calentamiento en el tratamiento de la solución es inferior a 950 °C, la fase delta se deposita en exceso durante el tratamiento de la solución y, por lo tanto, la cantidad de la fase gamma doble prima depositada en el tratamiento de envejecimiento posterior disminuye y produce una reducción general en la resistencia. Por otro lado, si la temperatura de tratamiento de la solución excede los 1000 °C, se reduce el efecto de fijación de la fase delta y, como resultado, los granos crecen para reducir la resistencia a la tracción y la fatiga. En consecuencia, se establece la temperatura de tratamiento en solución entre 950 y 1000 °C. Es preferiblemente de 950 a 990 °C. 40

Además, se establece el tiempo de mantenimiento para el tratamiento en solución en 0.5 a 10 horas. Si es más corto que 0.5 horas, los compuestos depositados durante el enfriamiento después de terminar el trabajo en caliente pueden reducir los efectos de la solución sólida. Por otro lado, el tratamiento realizado durante un tiempo superior a 10 horas no es económico y es probable que produzca el crecimiento de los granos finos. Es preferiblemente de 1 a 3 horas.

45 Paso de tratamiento de envejecimiento

Se puede llevar a cabo un primer tratamiento de envejecimiento manteniendo la superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni, que ha sido sometida al tratamiento en solución, a 700 a 750 °C durante 2 a 20 horas y luego enfriada a 600 650 °C, y luego se puede llevar a cabo un segundo tratamiento de envejecimiento manteniendo la superaleación a una temperatura de 600 a 650 °C durante 2 a 20 horas.

50 Un objeto del tratamiento de envejecimiento es precipitar finamente la fase gamma prima y la fase gamma doble prima que son fases de fortalecimiento de precipitación para obtener una alta resistencia a altas temperaturas. En ciertos casos, lleva demasiado tiempo precipitar las fases de fortalecimiento de la precipitación solo mediante el segundo tratamiento de envejecimiento que se lleva a cabo a una temperatura más baja y, por lo tanto, se lleva a cabo el tratamiento de envejecimiento a una temperatura más alta como el primer tratamiento de envejecimiento que permite 55 acelerar la precipitación de las fases gamma prima y gamma doble prima.

Cuando la temperatura de tratamiento del primer tratamiento de envejecimiento es inferior a 700°C, la aceleración de la precipitación es insuficiente y, por lo tanto, se reduce el efecto de aumentar la precipitación. Por otro lado, si la temperatura de tratamiento del primer tratamiento de envejecimiento excede los 750 °C, la precipitación se acelera

aún más, pero no solo los granos precipitados aumentan de tamaño para reducir el efecto de mejorar la precipitación, sino también se puede transformar la fase gamma doble prima en la fase delta que no muestra capacidad de mejora de precipitación en algunos casos. En consecuencia, se establece la temperatura de tratamiento del primer tratamiento de envejecimiento en un intervalo de temperatura de 700 a 750 °C. Puede ser preferiblemente de 710 a 730 °C.

5 Además, si el tiempo de mantenimiento de la temperatura de tratamiento durante el primer tratamiento de envejecimiento es inferior a 2 horas, la precipitación de las fases gamma prima y gamma doble prima puede ser insuficiente. Por otro lado, si el tiempo de mantenimiento anterior del primer tratamiento de envejecimiento excede las 20 horas, la precipitación de las fases gamma prima y gamma doble prima puede estar saturada y, por lo tanto, puede no ser económica. En consecuencia, se establece el tiempo de mantenimiento anterior del primer tratamiento de envejecimiento en un intervalo de 2 a 20 horas. Puede ser preferiblemente de 4 a 15 horas.

10 Se lleva a cabo el segundo tratamiento de envejecimiento después del primer tratamiento de envejecimiento descrito anteriormente. Si la temperatura de tratamiento del segundo tratamiento de envejecimiento es inferior a 600 °C, en ciertos casos tarda demasiado en precipitar las fases gamma prima y gamma doble prima, y, por lo tanto, no es eficiente. Además, si la temperatura de tratamiento del segundo tratamiento de envejecimiento supera los 650 °C, la diferencia de temperatura con respecto al primer tratamiento de envejecimiento es pequeña y, por lo tanto, la fuerza de accionamiento de la precipitación puede ser insuficiente para reducir la cantidad de precipitación. Por consiguiente, se establece la temperatura de tratamiento del segundo tratamiento de envejecimiento en un intervalo de temperatura de 600 a 650 °C. Puede ser preferiblemente de 610 a 630 °C. El tiempo de mantenimiento de la temperatura de tratamiento durante el segundo tratamiento de envejecimiento se establece en 2 a 20 horas por las mismas razones descritas anteriormente para el primer tratamiento de envejecimiento. Puede ser preferiblemente de 4 a 15 horas.

Ejemplos

La presente invención se explicará a continuación más específicamente con referencia a ejemplos, pero la presente invención no se limitará en modo alguno a los siguientes ejemplos.

Ejemplo 1

25 Se usó un tocho que tenía una composición química mostrada en la Tabla 1 que correspondía a la de una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni (Aleación 718) y se sometió a forjado volcado en un intervalo de temperatura de 950 a 1000 °C, y luego se sometió a laminado en anillo en un intervalo de temperatura de 950 a 1000 °C. A continuación, se mantuvo la aleación caliente descrita anteriormente a 980 °C durante 1 hora con el fin de eliminar la tensión que quedaba en la aleación, y luego se enfrió a temperatura ambiente por aire para preparar una pequeña pieza de prueba de compresión mostrada en la FIG. 3 y se sometió a una prueba de trabajo en caliente. Se utilizó esta pequeña pieza de prueba de compresión como material de muestra y se sometió a la prueba de trabajo en caliente para investigar los factores que afectan la aparición de AGG. El material de muestra tenía un tamaño de grano de cristal de 10 en términos de un número de tamaño de grano de cristal promedio definido en ASTM-E112.

Tabla 1

C	0.023
Si	0.07
Mn	0.11
P	0.004
S	0.0002
Ni	54.9
Cr	17.97
Mo	2.98
Co	0.17
Cu	0.04
Al	0.48
Ti	0.95
Nb+Ta	5.44

ES 2 796 902 T3

B	0.0029
Balance	Fe e impurezas inevitables
(% en masa)	

En lo que respecta a un factor que causa AGG, se investigaron las influencias de una tensión y una tasa de tensión.

5 Se llevó a cabo la prueba de compresión a la temperatura de calentamiento de 980 °C, con una reducción de laminado de 10 a 50%, la tasa de tensión nominal de 0.005 a 0.5/segundo, que se calculó a partir de la tasa de compresión de la altura de la pieza de prueba antes de la compresión, y la tasa de enfriamiento de 540 °C/minuto después de la compresión.

10 Luego, la pieza de prueba se sometió a un tratamiento en solución a 980 °C durante 1 hora, y se observó la estructura de una sección transversal vertical de la misma bajo un microscopio óptico. Se determinaron la tensión efectiva y la tasa de tensión efectiva en una parte donde se observó la estructura reproduciendo la prueba de trabajo en caliente usando un software comercial de análisis de forjado DEFORM. Se consideró que el AGG se produjo cuando el número de tamaño de grano de cristal después del tratamiento con la solución fue inferior a 9. Se muestran las condiciones de la prueba de compresión, el número de tamaño de grano de cristal (ASTM) y los resultados de evaluación de AGG en la Tabla 2.

Tabla 2

Reducción de laminado	Tasa de tensión nominal	Tensión efectiva	Tasa de tensión efectiva	ASTM#	Juicio de AGG
10%	0.005/seg	0.13	0.0052/seg	#5	AGG
30%	0.005/seg	0.15	0.0045/seg	#5	AGG
30%	0.005/seg	0.23	0.0068/seg	#7.5	AGG
50%	0.005/seg	0.18	0.0038/seg	#5	AGG
50%	0.005/seg	0.27	0.0056/seg	#7	AGG
50%	0.005/seg	0.52	0.010/seg	#8	AGG
10%	0.05/seg	0.091	0.073/seg	#5.5	AGG
30%	0.05/seg	0.11	0.031/seg	#6	AGG
30%	0.05/seg	0.24	0.069/seg	#8.5	AGG
10%	0.5/seg	0.044	0.35/seg	#5.5	AGG
10%	0.5/seg	0.095	0.69/seg	#8	AGG
30%	0.5/seg	0.10	0.28/seg	#7	AGG
50%	0.5/seg	0.17	0.36/seg	#8.5	AGG
30%	0.005/seg	0.57	0.017/seg	#9	Sin AGG
50%	0.005/seg	1.26	0.014/seg	#9	Sin AGG
30%	0.05/seg	0.30	0.084/seg	#9.5	Sin AGG
30%	0.05/seg	0.40	0.11/seg	#10	Sin AGG
30%	0.05/seg	0.56	0.16/seg	#10.5	Sin AGG
30%	0.5/seg	0.22	0.57/seg	#9.5	Sin AGG
30%	0.5/seg	0.58	1.9/seg	#11	Sin AGG
50%	0.5/seg	0.31	0.63/seg	#10.5	Sin AGG

50%	0.5/seg	1.4	1.7/seg	#11.5	Sin AGG
-----	---------	-----	---------	-------	---------

5 A partir de los resultados mostrados en la Tabla 2 anterior, se aclaró la relación entre las estructuras metálicas que está influenciada por la relación entre la tensión efectiva y la tasa de tensión efectiva mostrada en la FIG. 1. En la FIG. 1, AGG no ocurrió en las regiones (A) y (C), y AGG ocurrió en la región (B). En la región (A), los granos pueden micronizarse por recristalización, y también podría evitarse el AGG. La región (C) corresponde a una zona muerta durante el trabajo en caliente, y no se puede esperar que los granos sean micronizados por recristalización en la región (C).

10 Como se muestra en la FIG. 1, se encontró que, si la tensión efectiva es menor, la región (B) aumenta de ancho, de modo que aumenta el intervalo de la tensión efectiva con la que se produjo el AGG. Se obtuvo la siguiente ecuación relacional entre la tensión efectiva y la tasa de tensión efectiva para la cual se puede evitar el AGG de los resultados mostrados en la FIG. 1. Se cumple la siguiente ecuación relacional en la región (A) mostrada en la FIG. 1, y se confirmó que se puede prevenir la aparición de AGG llevando a cabo el trabajo en caliente en la región (A).

[Ecuación 4]

$$(tensión\ efectiva) \geq 0.139 \times (tasa\ de\ tensión\ efectiva\ (/seg))^{-0.30}$$

Ejemplo 2

15 Se usó una cantidad de 800 kg de material para trabajo en caliente que comprende una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni (Aleación 718) que tiene la composición química mostrada en la Tabla 1 y se sometió a forjado en caliente. Se sometió el material de trabajo caliente a forjado en caliente en un intervalo de temperatura de 980 a 1000 °C, de modo que la tensión efectiva satisface la relación de la siguiente ecuación en la totalidad del material de trabajo caliente.

20 Después del forjado en caliente, se sometió el material a precalentamiento y tratamiento en solución para las seis condiciones diferentes de (a) a (f) mostradas en la Tabla 3 con el fin de inhibir el crecimiento de granos durante el tratamiento en solución tanto como sea posible, y luego se sometió al primer tratamiento de envejecimiento a 718 °C durante 8 horas y al segundo tratamiento de envejecimiento a 621 °C durante 8 horas.

[Ecuación 5]

$$(tensión\ efectiva) \geq 0.139 \times (tasa\ de\ tensión\ efectiva\ (/seg))^{-0.30}$$

25

Tabla 3

	Precalentamiento	Tratamiento en solución	Observaciones
(a)	-	982°CX1horasde Enfriamiento por aire	La presente invención (tratamiento en solución ordinaria)
(b)	720°CX8horas→ 900°CX4horas	982°CX1horasde Enfriamiento por aire	La presente invención
(c)	720°CX8horas→ 900X8horas	982°CX1horasde Enfriamiento por aire	La presente invención
(d)	720°CX8horas→ 900X24horas	982°CX1horasde Enfriamiento por aire	La presente invención
(e)	900°CX24horas	982°CX1horasde Enfriamiento por aire	La presente invención
(f)	900°CX48horas	982°CX1horasde Enfriamiento por aire	La presente invención

5 En la Tabla 4 se muestran los resultados obtenidos midiendo los tamaños de grano de cristal de una muestra sometida a forjado en caliente sin someterse al tratamiento en solución y muestras sometidas al tratamiento de la solución. Incluso cuando una muestra se sometió al tratamiento en solución ordinaria sin ser sometida al precalentamiento, se le proporcionó un tamaño de grano de cristal de 9 o mayor (condición (a)). Se descubrió que se inhibía el crecimiento de granos fuertemente para las condiciones de tratamiento térmico (b) a (f) incluyendo el precalentamiento en comparación con la condición de tratamiento en solución ordinaria (a). Además, las condiciones (b), (c) y (d) bajo las cuales el material se sometió a calentamiento en dos etapas a 720 °C y 900 °C fueron más efectivas entre las condiciones (b) a (f) que implican precalentamiento.

Tabla 4

Condición de tratamiento térmico	ASTM#	Determinación de AGG
Forjado en solitario	#10.5-11	Sin AGG
(a)	#9-9.5	Sin AGG
(b)	#10.5	Sin AGG
(c)	#10.5	Sin AGG
(d)	#10.5	Sin AGG
(e)	#9.5-10	Sin AGG
(f)	#9.5-10	Sin AGG

10

Como se explicó anteriormente, se descubrió que, al aplicar el método de producción de la presente invención, el AGG se inhibe en una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni y se obtiene una estructura de grano de cristal fino que tiene un número de tamaño de grano de cristal ASTM de 9 o mayor. Se puede mejorar la fiabilidad de las características de fatiga de las partes para motores a reacción y turbinas de gas y similares.

15

REIVINDICACIONES

- 5 1. Un método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni que tiene una composición que comprende 0.08 % en masa o menos de C, 0.35 % en masa o menos de Si, 0.35 % en masa o menos de Mn, 0.015 % en masa o menos de P, 0.015 % en masa o menos de S, 50.0 a 55.0 % en masa de Ni, 17.0 a 21.0 % en masa de Cr, 2.8 a 3.3 % en masa de Mo, 1.0 % en masa o menos de Co, 0.30 % en masa o menos de Cu, 0.20 a 0.80 % en masa de Al, 0.65 a 1.15 % en masa de Ti, 4.75 a 5.50 % en masa de Nb + Ta, 0.006 % en masa o menos de B, y el balance de Fe e impurezas inevitables y que tengan un tamaño de grano de cristal ASTM de 9 o más,
- 10 en el que el método de producción comprende al menos un paso de trabajo en caliente en el que se somete un material que tiene la composición descrita anteriormente a trabajo en caliente, en el que el paso de trabajo en caliente comprende al menos someter el material anterior a un trabajo en caliente a 930 a 1010 °C de modo que se cumple la relación de (tensión efectiva) $\geq 0.139 \times$ (la tasa de tensión efectiva (/seg))-0.30 en la totalidad del material anterior;
- 15 en el que el método comprende además un paso de tratamiento en solución en la cual se somete el material a tratamiento en solución durante 0.5 a 10 horas en un intervalo de 950 a 1000 °C después del paso de trabajo en caliente; y
- 20 en el que el método comprende además un paso de tratamiento térmico en la que el material se somete a tratamiento térmico durante 5 a 60 horas en un intervalo de 600 a 930 °C después del paso de trabajo en caliente y antes del paso de tratamiento con solución.
2. El método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende además un primer paso de tratamiento de envejecimiento en el que se somete el material a un primer tratamiento de envejecimiento durante 2 a 20 horas en un intervalo de 700 a 750 °C después del paso de tratamiento en solución.
- 25 3. El método de producción para una superaleación resistente al calor con base en Fe-Ni de acuerdo con la reivindicación 2, que comprende además un segundo paso de tratamiento de envejecimiento en la que el se somete el material a un segundo tratamiento de envejecimiento durante 2 a 20 horas en un intervalo de 600 a 650 °C después del primer paso de tratamiento de envejecimiento.

FIG.1

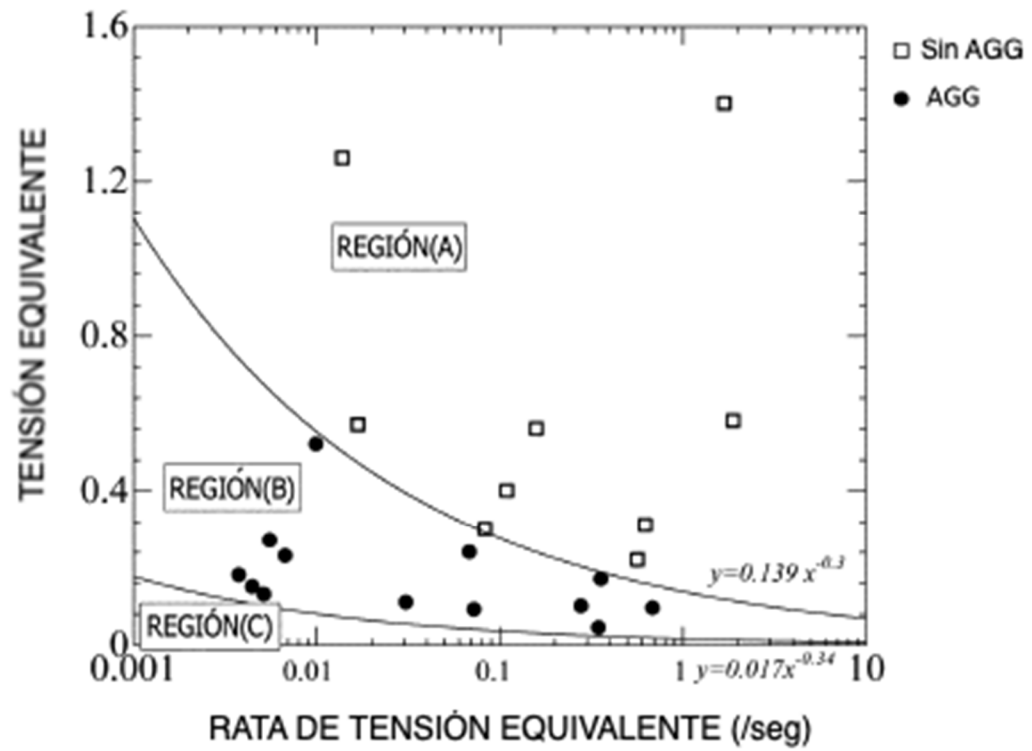
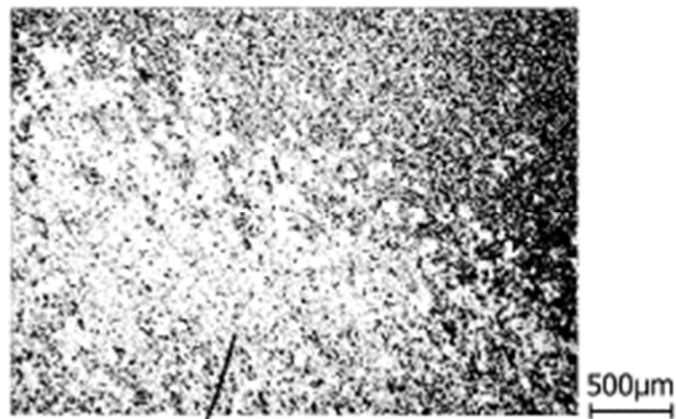


FIG.2



CRECIMINETO DE GRANO ANORMAL

FIG.3

