

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **3 030 136**

51 Int. Cl.:

C22C 38/40	(2006.01) C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/42	(2006.01) C22C 38/44	(2006.01)
C22C 38/46	(2006.01) C22C 38/52	(2006.01)
C22C 38/48	(2006.01)	
C22C 38/50	(2006.01)	
B22F 1/052	(2012.01)	
B33Y 70/00	(2010.01)	
B33Y 80/00	(2015.01)	
C22C 33/02	(2006.01)	
C22C 38/02	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **04.11.2021** **PCT/SE2021/051102**

87 Fecha y número de publicación internacional: **12.05.2022** **WO22098285**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **04.11.2021** **E 21889716 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.03.2025** **EP 4240883**

54 Título: **Acero maraging**

30 Prioridad:

05.11.2020 SE 2051286

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

26.06.2025

73 Titular/es:

UDDEHOLMS AB (100.00%)
683 85 Hagfors, SE

72 Inventor/es:

EJNERMARK, SEBASTIAN

74 Agente/Representante:

ANGOLOTI BENAVIDES, Joaquín

ES 3 030 136 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

Acero maraging

Campo técnico

La presente invención se refiere a un nuevo tipo de acero maraging con propiedades adecuadas para su uso en herramientas tales como herramientas de trabajo en caliente y herramientas para el moldeo de plástico, y cuya composición también es adecuada para su uso en un método de fabricación aditiva.

Antecedentes

El término "herramientas de trabajo en caliente" se aplica a un gran número de tipos diferentes de herramientas utilizadas para procesar o conformar metales a temperaturas relativamente altas, por ejemplo, herramientas para fundición a presión, prensado en caliente y moldes para conformar plásticos, así como otros tipos de herramientas destinadas a utilizarse en trabajos a altas temperaturas. Los aceros convencionales para herramientas de trabajo en caliente se han desarrollado para ofrecer resistencia y dureza durante la exposición prolongada a temperaturas elevadas y, por lo general, utilizan una cantidad sustancial de aleaciones formadoras de carburos.

Para aplicaciones de trabajo en caliente, se han utilizado habitualmente diferentes tipos de aceros para herramientas de trabajo en caliente, en particular aceros con un 5 % de Cr, como el H11 y el H13. Uddeholm DIEVAR® es un acero de alta calidad para herramientas de trabajos en caliente de este tipo. Se trata de un acero de alto rendimiento aleado al cromo-molibdeno-vanadio producido mediante el proceso ESR de refundición bajo escoria. Tiene un contenido equilibrado de carbono y vanadio, como se describe en el documento WO9950468 A1. Los aceros de este tipo utilizan el refuerzo de partículas mediante la precipitación de carburos de tamaño nanométrico para impedir los movimientos de dislocación, los llamados aceros de endurecimiento secundario.

También se conoce el uso de aceros maraging para aplicaciones de trabajo en caliente. Los aceros maraging no se endurecen por el carbono, sino por la precipitación de fases intermetálicas en una matriz altamente aleada de martensita con bajo contenido de carbono. Los aceros maraging comerciales suelen contener un 18 % de Ni y cantidades significativas de Mo, Co, Ti y Al. Uno de los aceros con 18 % de Ni más populares es el acero maraging de grado 300, también denominado 1.2709. Una clase diferente de aceros maraging es la inoxidable, que abarca los aceros 17-7PH, 17-4PH, 15-5PH, PH 15-7Mo, PH 14-8Mo y PH 13-8Mo.

Si bien los aceros maraging combinan una resistencia y ductilidad ultraaltas, una desventaja es que contienen altas cantidades de elementos de aleación costosos. Otra desventaja de muchos aceros maraging es la reversión parcial de martensita a austenita que tiene lugar durante el tratamiento de envejecimiento. Este tipo de austenita se conoce como austenita revertida y debe distinguirse de la austenita retenida, que también puede estar presente en los aceros maraging después del endurecimiento y el envejecimiento. Los cambios microestructurales que se producen durante el tratamiento térmico y el uso dan lugar a tensiones de transformación y distorsión debido a que la austenita y la martensita tienen densidades diferentes. La transformación de austenita en martensita provoca un aumento de volumen y la transformación de austenita en martensita da como resultado una contracción del acero para herramientas. Por consiguiente, estas transformaciones no deseadas pueden provocar cambios dimensionales perjudiciales, lo que supone un problema complejo en moldes, herramientas y matrices de alta precisión.

Además, la presencia de elementos altamente reactivos puede afectar a la capacidad de pulido debido a la formación de inclusiones duras como Al_2O_3 , TiN y VN.

Los polvos metálicos de los aceros maraging se ha utilizado cada vez más en la fabricación aditiva (AM, por sus siglas en inglés), ya que su bajo contenido de carbono ayuda a prevenir el agrietamiento durante el enfriamiento. Debido a los altos costes de los polvos utilizados en la fabricación aditiva (AM), su reciclaje ha despertado un gran interés. Sin embargo, los polvos para AM estarán sujetos a la absorción de oxígeno durante el procesamiento, ya que el contenido de oxígeno en una cámara de fusión selectiva por láser (SLM, por sus siglas en inglés) generalmente es del orden de 1000 ppm. Por consiguiente, el calentamiento repetido de los polvos durante su reutilización puede provocar una absorción considerable de oxígeno, en particular si el acero contiene una gran cantidad de elementos activos de oxígeno como Al y Ti.

El documento DE2141026 se refiere a una pieza forjada de acero de gran tamaño, de alta resistencia, ductilidad y capacidad de mecanizado. El acero contiene un máximo de 0,1 % de C, un máximo de 0,5 % de Si, un máximo de 0,7 % de Mn, un 5 - 13 % de Cr, un 2 - 10 % de Ni, un 1,5 - 5 % de Mo y/o W y un 3 - 8 % de Co.

El documento EP3467128 se refiere a una matriz de extrusión hecha de acero para la fabricación de una herramienta de trabajo en caliente. El acero está compuesto por (en % en peso): 0,01 - 0,08 de C, 0,05 - 0,6 de Si, 0,1 - 0,8 de Mn, 3,9 - 6,1 de Cr, 1,0 - 3,0 de Ni, 7,0 - 9,0 de Mo, 9,0 - 12,5 de Co, 0,2 - 6,5 de Cu, 0,01 - 0,15 de N.

Sumario de la invención

ES 3 030 136 T3

La presente invención tiene como objetivo subsanar las desventajas mencionadas de los materiales conocidos anteriormente.

5 El objetivo general de la presente invención es proporcionar un nuevo tipo de acero maraging, universal y económicamente viable, con propiedades mejoradas para herramientas de trabajo en caliente y de moldeo de plástico.

10 En particular, la presente invención se refiere a un acero que tiene una alta resistencia al revenido en combinación con una alta tenacidad, así como una alta estabilidad dimensional. La resistencia al revenido es la capacidad del acero para mantener su dureza a una temperatura elevada durante un tiempo prolongado. La tenacidad es la capacidad del acero para absorber energía y deformarse plásticamente sin fracturarse

Otro objetivo es proporcionar un acero maraging que tenga una buena capacidad de pulido, así como una buena estabilidad dimensional.

15 Otro objetivo adicional es proporcionar un acero maraging que tenga un bajo contenido de elementos reactivos, de modo que la atomización por fusión del acero pueda realizarse mediante el uso de gas nitrógeno y que el polvo tenga propiedades mejoradas para la recirculación en la fabricación aditiva (AM) basada en láser.

La invención se define en las reivindicaciones.

20

Descripción detallada

25 A continuación se explica brevemente la importancia de los elementos individuales y su interacción entre sí, así como las limitaciones de los componentes químicos de la aleación reivindicada. Todos los porcentajes de la composición química del acero se expresan en % en peso (% p/p) a lo largo de la descripción. La cantidad de las fases se expresa en % en volumen (% vol.). Los límites superior e inferior de los elementos individuales pueden combinarse libremente dentro de los límites establecidos en las reivindicaciones.

30 A continuación se explica brevemente la importancia de los elementos individuales y su interacción entre sí, así como las limitaciones de los componentes químicos de la aleación reivindicada. Todos los porcentajes de la composición química del acero se expresan en % en peso (% p/p) a lo largo de la descripción. Los límites superior e inferior de los elementos individuales pueden combinarse libremente dentro de los límites establecidos en las reivindicaciones. La precisión aritmética de los valores numéricos puede incrementarse en uno o dos dígitos para todos los valores proporcionados en la presente solicitud. Por lo tanto, un valor indicado como, por ejemplo, 0,1 % también puede expresarse como 0,10 o 35 0,100 %. Las cantidades de los componentes microestructurales se expresan en % en volumen (% vol.).

Carbono ($\leq 0,08$ %)

40 El carbono es una impureza no deseada en los aceros maraging. El límite superior del carbono es 0,08 %. El límite superior puede establecerse en 0,07 %, 0,06 %, 0,05 %, 0,04 %, 0,03 o 0,02 %.

Silicio (0,1 - 0,9 %)

45 El silicio se utiliza para la desoxidación. El Si también es un potente formador de ferrita. Por lo tanto, el Si está limitado al 0,9 %. El límite superior puede ser 0,8 %, 0,7 %, 0,6 %, 0,5 o 0,4 %. El límite inferior es 0,1 %, 0,2 o 0,3 %.

Manganeso (≤ 2 %)

50 El manganeso contribuye a mejorar la desoxidación y la templabilidad del acero. El contenido de Mn no es crítico, pero está limitado al 2 %. El límite superior puede establecerse en 1,5 %, 1,0 %, 0,6 %, 0,5 o 0,4 %.

Cromo (4,0 - 6,5%)

55 El cromo debe estar presente en un contenido de al menos 4,0 % para proporcionar una buena templabilidad y resistencia a la corrosión. Un contenido de cromo demasiado alto puede conducir a la formación de fases no deseadas, como la ferrita delta. Por lo tanto, el límite superior es 6,5 %. El límite superior puede establecerse en 6,0 % o 5,5 %. El límite inferior es 4,0 % o puede establecerse en 4,1 %, 4,2 %, 4,3 %, 4,4 o 4,5 %.

Níquel (2,0 - 4,5 %)

60

El níquel es un estabilizador de austenita que inhibe la formación de ferrita delta. El níquel confiere al acero buena templabilidad y tenacidad. El Ni promueve la precipitación de Mo como fase μ . El límite inferior puede ser 2,0 %, 2,5 % o 3 %. El límite superior es 4,5 %, o puede ser 4,3 %, 4,1 % o 4,0 %.

65 **Molibdeno (4,0 - 6,5 %)**

Se sabe que el Mo en solución sólida tiene un efecto muy favorable en la templabilidad. En la presente invención, el Mo es necesario para el endurecimiento por precipitación durante el envejecimiento. Parece que el Mo forma la fase μ

ES 3 030 136 T3

intermetálica (Fe,Ni,Co)₇Mo₆ durante el envejecimiento. Por esta razón, la cantidad de Mo es de 4,0 % a 6,5 %. El límite inferior puede ser 4,1 %, 4,2 %, 4,3 %, 4,4 % o 4,5 %. El límite superior puede ser 6,4 %, 6,3 %, 6,2 %, 6,2 %, 6,0 %, 5,9 %, 5,8 %, 5,7 %, 5,6 % o 5,5 %.

5 Cobalto (2,0 - 5,5 %)

El cobalto se disuelve en la matriz del acero maraging y reduce la solubilidad del molibdeno, por lo que el Co promueve la precipitación de Mo como fase μ .

10 Además, el Co aumenta la temperatura M_s y la temperatura A_{c1} , lo que reduce el riesgo de formación de austenita revertida.

Cobre (≤ 4 %)

15 El Cu puede añadirse opcionalmente para aumentar la resistencia del acero mediante la precipitación de Cu- ϵ . El límite superior es 4 % y puede establecerse en 3,5, 3,0, 2,5 o 2,0 %.

20 El V, el Nb, el Ti V, el Nb y el Ti son fuertes formadores de carburos, nitruros y/u óxidos. Por lo tanto, el contenido de estos elementos debe limitarse para evitar la formación de carburos y nitruros no deseados. La cantidad máxima de cada uno de estos elementos es, por lo tanto, del 0,1 %. Preferiblemente, estos elementos se limitan a 0,05, 0,03, 0,02, 0,01 o 0,005. En particular, se prefiere restringir el contenido de Nb y Ti a niveles de impurezas.

Elementos de impurezas

25 El P y el S son las principales impurezas que pueden tener un efecto negativo en las propiedades mecánicas del acero. Por lo tanto, el P se limita a 0,1 % y puede limitarse a 0,05 %, 0,04 %, 0,03 %, 0,02 % o 0,01 %. Si no se añade azufre deliberadamente, el contenido de impurezas de S se limita a 0,05 %, o puede limitarse a 0,04 %, 0,003 %, 0,001 %, 0,0008 %, 0,0005 o incluso 0,0001 %. Sin embargo, en un ejemplo que no forma parte de la presente invención, se puede añadir deliberadamente S en una cantidad de hasta 0,35 % para mejorar la capacidad de mecanizado del acero. El límite superior de S puede reducirse a 0,30 %, 0,25 %, 0,15 % o 0,10 %.

La composición del acero de la invención consiste en % en peso (% p/p):

	C	$\leq 0,08$
35	Si	0,1 - 0,9
	Mn	≤ 2
	Cr	4,0 - 6,5
	Ni	2,0 - 4,5
	Mo	4,0 - 6,5
40	Co	2,0 - 5,5
	Cu	$\leq 4,0$
	Nb	$\leq 0,1$
	V	$\leq 0,1$
	Ti	$\leq 0,1$
45	El resto Fe	e impurezas.

El acero de la presente invención es extraordinariamente estable frente a la formación de austenita revertida durante el calentamiento. La temperatura de transformación de martensita a austenita (A_{c1}) del acero de la invención debe ser preferiblemente superior a 680 °C, que es una temperatura típica para la fundición a presión de aluminio. La A_{c1} puede determinarse fácilmente con un dilatómetro y se considera la temperatura a la que se produce la primera desviación de la expansión térmica lineal. Preferiblemente, la temperatura A_{c1} es de al menos 690 °C, preferiblemente ≥ 700 °C, más preferiblemente ≥ 710 °C y, aún más preferiblemente, ≥ 720 °C.

El acero satisface preferiblemente al menos uno de los siguientes requisitos:

55	C	$\leq 0,07$
	Si	0,2 - 0,8
	Mn	< 1
	Cr	4,1 - 6,0
60	Ni	2,5 - 4,5
	Mo	4,0 - 6,0
	Co	2,5 - 5,0
	Cu	$\leq 3,0$
	V	$\leq 0,05$
65	Nb	$\leq 0,05$
	Ti	$\leq 0,05$

ES 3 030 136 T3

y/o en donde el acero se encuentra en estado envejecido y comprende precipitados intermetálicos, en donde al menos el 50 % en volumen de los precipitados es del tipo (Fe, Ni, Co)₇Mo₆.

5 El acero satisface preferiblemente al menos uno de los siguientes requisitos de composición:

C	≤ 0,06
Si	0,2 - 0,7
Mn	≤ 0,6
Cr	4,3 - 5,7
Ni	2,7 - 4,3
Mo	4,2 - 5,8
Co	2,7 - 4,7
Cu	≤ 2,5
V	≤ 0,03
Nb	≤ 0,03
Ti	≤ 0,03

20 y/o en donde el acero se encuentra en estado envejecido y comprende precipitados intermetálicos, en donde al menos el 70 % en volumen de los precipitados es del tipo (Fe, Ni, Co)₇Mo₆.

y/o en donde la limpieza satisface los siguientes requisitos máximos con respecto a las microeskorias de acuerdo con la norma ASTM E45-97, Método A:

A	A	B	B	C	C	D	D
T	H	T	H	T	H	T	H
1,0	0	1,5	1,0	0	0	1,5	1,0

25 Según otra realización preferida, el acero satisface los siguientes requisitos:

C	≤ 0,06
Si	0,3 - 0,6
Mn	≤ 0,4
Cr	4,5 - 5,5
Ni	3,0 - 4,0
Mo	4,5 - 5,5
Co	3,0 - 4,5
V	≤ 0,05
Nb	≤ 0,05
Ti	≤ 0,05
Al	≤ 0,01

40 Según otra realización preferida, el acero satisface los siguientes requisitos:

C	≤ 0,06
Si	0,2 - 0,7
Mn	≤ 0,6
Cr	4,3 - 5,7
Ni	2,7 - 4,3
Mo	4,2 - 5,8
Co	2,7 - 4,7
V	≤ 0,03
Ti	≤ 0,03
Al	≤ 0,01

La aleación de la invención puede presentarse en forma de polvo prealeado producido por atomización en estado fundido, en donde el polvo tiene la composición descrita anteriormente.

55 El polvo prealeado puede producirse por atomización con gas, en donde al menos el 80 % de las partículas de polvo tienen un tamaño en el intervalo de 5 a 150 µm y en donde el polvo satisface al menos uno de los siguientes requisitos:

Distribución del tamaño del polvo (en µm):	5 ≤	D10	≤ 35
	20 ≤	D50	≤ 55
		D90	≤ 80
Esfericidad media, SPHT	≥ 0,85		
Relación de aspecto media, b/l	≥ 0,85		

5 en donde la distribución del tamaño del polvo se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 4497, en donde $SPHT = 4\pi A/P^2$, donde A es el área medida cubierta por una proyección de partículas y P es el perímetro/circunferencia medido de una proyección de partículas, y la esfericidad (SPHT) se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 9276-6, y en donde b es el ancho más corto de la proyección de partículas y 1 es el diámetro más largo.

10 Las partículas de polvo prealeado presentan preferiblemente una distribución de tamaño en donde al menos el 90 % de las partículas de polvo tienen un tamaño en el intervalo de 10 a 100 μm y el polvo satisface al menos uno de los siguientes requisitos:

Distribución del tamaño del polvo (en μm):	10 $\leq$	D10	$\leq$ 30
	25 $\leq$	D50	$\leq$ 45
		D90	$\leq$ 70
Esfericidad media, SPHT	$\geq$ 0,90		
Relación de aspecto media, b/1	$\geq$ 0,88		

15 en donde la distribución del tamaño del polvo se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 4497, en donde $SPHT = 4\pi A/P^2$, donde A es el área medida cubierta por una proyección de partículas y P es el perímetro/circunferencia medido de una proyección de partículas, y la esfericidad (SPHT) se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 9276-6, y en donde b es el ancho más corto de la proyección de partículas y 1 es el diámetro más largo.

La invención también abarca artículos formados por métodos de fabricación aditiva, en donde los artículos comprenden la aleación de la invención.

20 La aleación de la invención puede utilizarse para la producción de herramientas de trabajo en caliente, herramientas de moldeo de plástico, matrices pequeñas y cualquier otra herramienta. Estos productos pueden producirse mediante cualquier método adecuado. Un método de producción preferido es la PM con HIP o AM. En particular, el polvo de acero es adecuado para la fusión selectiva por láser que implica la recirculación del polvo, debido a la baja reactividad del polvo de aleación con el oxígeno y el nitrógeno.

25 Las aleaciones de la presente invención pueden producirse mediante pulvimetalurgia (PM).

Los polvos de PM pueden producirse mediante atomización convencional de acero prealeado con gas o agua.

30 Si el polvo se utiliza para la fabricación aditiva (AM), la atomización con gas es el método de atomización preferido, ya que es importante utilizar una técnica que produzca partículas de polvo con un alto grado de redondez y una baja cantidad de satélites. En particular, el método de atomización con gas de acoplamiento cerrado puede utilizarse para este propósito.

35 El tamaño máximo de las partículas de polvo para la AM es de 150 μm , y el intervalo de tamaño preferido es de 10 a 100 μm , con un tamaño medio de aproximadamente 25 a 45 μm .

40 Los métodos de fabricación aditiva (AM) de mayor interés son la deposición de metal líquido (LMD, por sus siglas en inglés), la fusión selectiva por láser (SLM, por sus siglas en inglés) y la fusión por haz de electrones (EB, por sus siglas en inglés). Las características del polvo también son importantes para la AM. La distribución del tamaño del polvo, medida con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 4497, debe satisfacer los siguientes requisitos (en μm):

$$5 \leq D10 \leq 35$$

$$20 \leq D50 \leq 55$$

$$D90 \leq 80$$

45 Preferiblemente, el polvo debe satisfacer los siguientes requisitos de tamaño (en μm):

$$10 \leq D10 \leq 30$$

$$25 \leq D50 \leq 45$$

$$D90 \leq 70$$

Aún más preferiblemente, la fracción granulométrica gruesa D90 está limitada a $\leq 60 \mu m$ o incluso $\leq 55 \mu m$.

50 La esfericidad del polvo debe ser alta. La esfericidad (SPHT) puede medirse con un Camsizer y se define en la norma ISO 9276-6. $SPHT = 4\pi A/P^2$, donde A es el área medida cubierta por una proyección de partículas y P es el

ES 3 030 136 T3

perímetro/circunferencia medido de la proyección de partículas. La SPHT media debe ser al menos 0,80 y, preferiblemente, puede ser al menos 0,85, 0,90, 0,91, 0,92, 0,93, 0,94 o incluso 0,95. Además, no más del 5 % de las partículas debe tener una SPHT $\leq 0,70$. Preferiblemente, dicho valor debe ser inferior a 0,70, 0,65, 0,55 o incluso 0,50. Además de la SPHT, la relación de aspecto puede utilizarse en la clasificación de las partículas de polvo. La relación de aspecto se define como b/l , donde b es el ancho más corto de la proyección de la partícula y l es el diámetro más largo. La relación de aspecto media debe ser preferiblemente de al menos 0,85 o, preferiblemente, de 0,86, 0,87, 0,88, 0,89 o 0,90.

EJEMPLO 1

En este ejemplo, se compara una aleación de la invención con el acero de alta calidad Uddeholm Dievar®.

Las aleaciones tenían las siguientes composiciones nominales (en % en peso):

	Invención	Uddeholm Dievar®
C	0,03	0,36
Si	0,43	0,20
Mn	0,03	0,5
Cr	5,25	5
Ni	3,43	-
Mo	5,51	2,3
V	0,07	0,55
Co	3,82	-
Cu	0,04	-

el resto hierro e impurezas.

El acero de la invención se forma mediante atomización con gas y prensado isostático en caliente (HIP). Después de enfriarse a temperatura ambiente durante 600 s en un intervalo de temperatura de 800 a 500 °C ($t_{8/5} = 600$ s), el acero se sometió a dos templados de tres horas a 605 °C, lo que dio como resultado una dureza de 45 HRC.

El acero de comparación se fabricó convencionalmente mediante fundición en lingotes seguida de ESR. El acero refundido se sometió a austenización a 1020 °C en un horno de vacío, seguido de temple con gas durante 600 s en un intervalo de 800 a 500 °C ($t_{8/5} = 600$ s). Después de enfriarse a temperatura ambiente, el acero de comparación se sometió a dos templados de dos horas (2x2) a 615 °C para obtener una dureza de 45 HRC. Posteriormente, se examinó la resistencia al templado de las aleaciones a una temperatura de 600 °C. Los resultados se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Resistencia al templado a 600 °C. Dureza (HRC) en función del tiempo

Tiempo (h)	Acero de la invención	Uddeholm Dievar®
0	45	45
100	42	32

Además, se examinó la tenacidad de los aceros después del templado y se descubrió que el acero de la invención tenía una tenacidad Charpy-V de 25 J, mientras que el acero de comparación tenía una tenacidad Charpy-V de 22 J. Por consiguiente, puede verse que el acero de la invención tiene una resistencia al templado mucho mayor que el acero de comparación.

Se examinó la microestructura de los aceros después del envejecimiento y se descubrió que el precipitado responsable del endurecimiento en el acero de la invención es $(\text{Fe, Ni, Co})_7\text{Mo}_6$, es decir, la fase μ intermetálica. Se utilizó el módulo de precipitación (TC-Prisma, Thermo Calc versión 2021b) como herramienta computacional para simular el proceso de precipitación en el acero de la invención. El resultado del cálculo de precipitación para el acero de la invención utilizado en este ejemplo indicó que el tamaño de la fase μ intermetálica sería de aproximadamente 20 nm después de 10 horas y que la cantidad de la fase μ sería ligeramente inferior al 5 % en volumen.

EJEMPLO 2

En este ejemplo, se compara la aleación de la invención con el acero maraging de grado 300 (1.2709).

Las aleaciones tenían las siguientes composiciones nominales (en % en peso):

ES 3 030 136 T3

	Invención	1.2709
	C	0,03
	Si	0,43
	Mn	0,03
5	Cr	5,25
	Ni	3,43
	Mo	5,51
	V	0,07
	Co	3,82
10	Cu	0,04
	Ti	-
		0,95

el resto hierro e impurezas.

15 Los polvos atomizados con gas de estas aleaciones se sometieron a fusión selectiva por láser (SLM) en un sistema EOS M290.

20 Se constató que el acero de la invención no contenía austenita retenida (<2 % vol.) en el estado de fabricación, mientras que el acero de comparación contenía un 11 % en volumen de austenita retenida. La cantidad de austenita retenida se determinó mediante difracción de rayos X de acuerdo con la norma ASTM E975-13.

25 Se examinó la propensión a formar austenita revertida durante el envejecimiento manteniendo los aceros a una temperatura de envejecimiento de 540 °C durante 1 hora. El examen reveló que el acero de la invención no formó ninguna austenita revertida, mientras que la cantidad de austenita aumentó hasta el 17 % en volumen en el acero de comparación. Por consiguiente, el envejecimiento se realizó por encima de la temperatura de transformación de martensita a austenita (Ac1) para el acero de comparación 1.2709. Por lo tanto, la expansión térmica del acero 1.2709 se verá afectada por la transformación de martensita a austenita durante el recalentamiento.

30 La ausencia de transformación de martensita a austenita en el acero de la invención parece estar causada por una temperatura de inicio de la transformación de austenita superior a la temperatura de envejecimiento. Esto se verificó mediante un examen con un dilatómetro, que reveló una temperatura Ac1 de 730 °C y una temperatura Ac3 de 925 °C para el acero de la invención. Por consiguiente, no se formará austenita revertida durante el recalentamiento hasta la temperatura Ac1. De ello se deduce que el acero de la invención puede utilizarse para la fundición a presión de aluminio, que generalmente se realiza con una temperatura de fusión de aproximadamente 680 °C.

35 Se examinó la microestructura de los aceros después del envejecimiento y se observó que el precipitado responsable del endurecimiento en el acero de la invención es $(Fe,Ni,Co)_7Mo_6$, es decir, la fase μ intermetálica.

40 Como se esperaba, el precipitado responsable del endurecimiento en el acero de comparación 1.2709 era $(Fe,Ni,Co)_3(Ti,Mo)$, y solo se detectó una pequeña cantidad de fase μ .

EJEMPLO 3

45 Se examinó cualitativamente la sensibilidad a la formación de inclusiones no metálicas cuando se somete a una atmósfera que contiene oxígeno. El acero de la invención, con la misma composición que en el ejemplo 2, se comparó con el acero Uddeholm CORRAX®. La composición nominal del acero de comparación es 0,03 % de C, 0,3 % de Si, 0,3 % de Mn, 12,0 % de Cr, 9,2 % de Ni, 1,4 % de Mo y 1,6 % de Al.

50 Ambos aceros se sometieron a fusión bajo atmósfera protectora de argón en un horno de alta frecuencia (HF), y a y continuación se vertieron las masas fundidas en una tolva de cobre inclinada al aire libre.

Se tomaron muestras idénticas y se examinaron en un microscopio óptico de luz (LOM) con un aumento de 200x. Los resultados del examen se muestran en la Fig. 1 y la Fig. 2, y la comparación revela que el acero de la invención es mucho menos sensible al oxígeno que el acero de comparación.

55 Aplicabilidad industrial

60 La aleación de la presente invención es útil en una amplia gama de aplicaciones. En particular, la aleación es útil en herramientas y matrices para trabajo en caliente y moldeo de plástico, así como para aplicaciones de fabricación aditiva (AM).

ES 3 030 136 T3

REIVINDICACIONES

1. Un acero adecuado para herramientas de trabajo en caliente compuesto, en porcentaje en peso (% p/p), por:

5	C	≤ 0,08
	Si	0,1 - 0,9
	Mn	≤ 2
	Cr	4,0 - 6,5
	Ni	2,0 - 4,5
10	Mo	4,0 - 6,5
	Co	2,0 - 5,5
	Cu	≤ 4,0
	Nb	≤ 0,1
	V	≤ 0,1
15	Ti	≤ 0,1

el resto Fe e impurezas, en donde P y S son las principales impurezas, estando P limitado al 0,1 % y S al 0,05 %.

2. Un acero según la reivindicación 1, que satisface al menos uno de los siguientes requisitos:

20	C	≤ 0,07
	Si	0,2 - 0,8
	Mn	≤ 1
	Cr	4,1 - 6,0
25	Ni	2,5 - 4,5
	Mo	4,0 - 6,0
	Co	2,5 - 5,0
	Cu	≤ 3,0
	V	≤ 0,05
30	Nb	≤ 0,05
	Ti	≤ 0,05

y/o en donde la temperatura de transformación de martensita a austenita, Ac1, es superior a 680 °C,

35 y/o en donde el acero se encuentra en estado envejecido y comprende precipitados intermetálicos, en donde al menos el 50 % en volumen de los precipitados es del tipo (Fe, Ni, Co)₇Mo₆.

3. Un acero según la reivindicación 1 o 2, que satisface al menos uno de los siguientes requisitos de composición:

40	C	≤ 0,06
	Si	0,2 - 0,7
	Mn	≤ 0,6
	Cr	4,3 - 5,7
	Ni	2,7 - 4,3
	Mo	4,2 - 5,8
45	Co	2,7 - 4,7
	Cu	≤ 2,5
	V	≤ 0,03
	Nb	≤ 0,03
50	Ti	≤ 0,03

y/o en donde la temperatura de transformación de martensita a austenita, Ac1, es superior a 700 °C,

y/o en donde el acero se encuentra en estado envejecido y comprende precipitados intermetálicos, en donde al menos el 70 % en volumen de los precipitados es del tipo (Fe, Ni, Co)₇Mo₆,

55 y/o en donde la limpieza satisface los siguientes requisitos máximos con respecto a las microeskorias de acuerdo con la norma ASTM E45-97, Método A:

A	A	B	B	C	C	D	D
T	H	T	H	T	H	T	H
1,0	0	1,5	1,0	0	0	1,5	1,0

4. Un acero según la reivindicación 1 o 2, que satisface los siguientes requisitos:

ES 3 030 136 T3

	C	≤ 0,06
	Si	0,3 - 0,6
	Mn	≤ 0,4
5	Cr	4,5 - 5,5
	Ni	3,0 - 4,0
	Mo	4,5 - 5,5
	Co	3,0 - 4,5
	V	≤ 0,05
	Nb	≤ 0,05
10	Ti	≤ 0,05
	Al	≤ 0,01

y, opcionalmente, en donde la temperatura de transformación de martensita a austenita, Ac1, es superior a 710 °C.

15 5. Un acero según la reivindicación 1 o 2, que satisface los siguientes requisitos:

	C	≤ 0,06
	Si	0,2 - 0,7
20	Mn	≤ 0,6
	Cr	4,3 - 5,7
	Ni	2,7 - 4,3
	Mo	4,2 - 5,8
	Co	2,7 - 4,7
25	V	≤ 0,03
	Ti	≤ 0,03
	Al	≤ 0,01

30 y, opcionalmente, en donde la temperatura de transformación de martensita a austenita, Ac1, es superior a 720 °C.

6. Un polvo prealeado producido por atomización en estado fundido, en donde el polvo tiene una composición como se define en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5.

35 7. Un polvo prealeado según la reivindicación 6, en donde el polvo se produce mediante atomización con gas, al menos el 80 % de las partículas de polvo tienen un tamaño en el intervalo de 5 a 150 µm y en donde el polvo satisface al menos uno de los siguientes requisitos:

Distribución del tamaño del polvo (en µm):	5 ≤	D10	≤ 35
	20 ≤	D50	≤ 55
		D90	≤ 80
Esfericidad media, SPHT	≥ 0,85		
Relación de aspecto media, b/l	≥ 0,85		

40 en donde la distribución del tamaño del polvo se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 4497, en donde $SPHT = 4\pi A/P^2$, donde A es el área medida cubierta por una proyección de partículas y P es el perímetro/circunferencia medido de una proyección de partículas, y la esfericidad (SPHT) se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 9276-6, y en donde b es el ancho más corto de la proyección de partículas y l es el diámetro más largo.

45 8. Un polvo prealeado según se define en la reivindicación 6, en donde al menos el 90 % de las partículas de polvo tienen un tamaño en el intervalo de 10 a 100 µm y en donde el polvo satisface al menos uno de los siguientes requisitos:

Distribución del tamaño del polvo (en µm):	10 ≤	D10	≤ 30
	25 ≤	D50	≤ 45
		D90	≤ 70
Esfericidad media, SPHT	≥ 0,90		
Relación de aspecto media, b/l	≥ 0,88		

50 en donde la distribución del tamaño del polvo se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 4497, en donde $SPHT = 4\pi A/P^2$, donde A es el área medida cubierta por una proyección de partículas y P es el perímetro/circunferencia medido de una proyección de partículas, y la esfericidad (SPHT) se mide con un Camsizer de acuerdo con la norma ISO 9276-6, y en donde b es el ancho más corto de la proyección de partículas y l es el diámetro más largo.

55

9. Un artículo formado por deposición de metal líquido, fusión selectiva por láser o fusión por haz de electrones, que comprende una aleación como se define en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5.
- 5 10. Uso de una aleación como se define en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5 para la producción de herramientas y matrices para trabajo en caliente y moldeo de plástico.

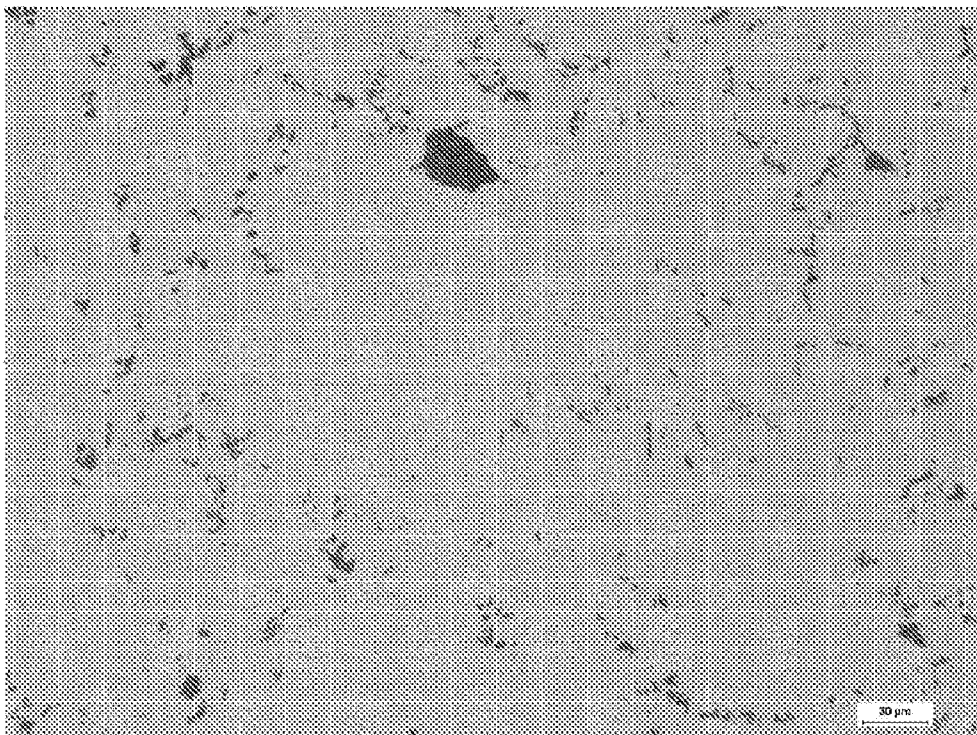


Fig. 1 Acero de comparación, 200x en LOM. Contiene nitruros y óxidos de Al.

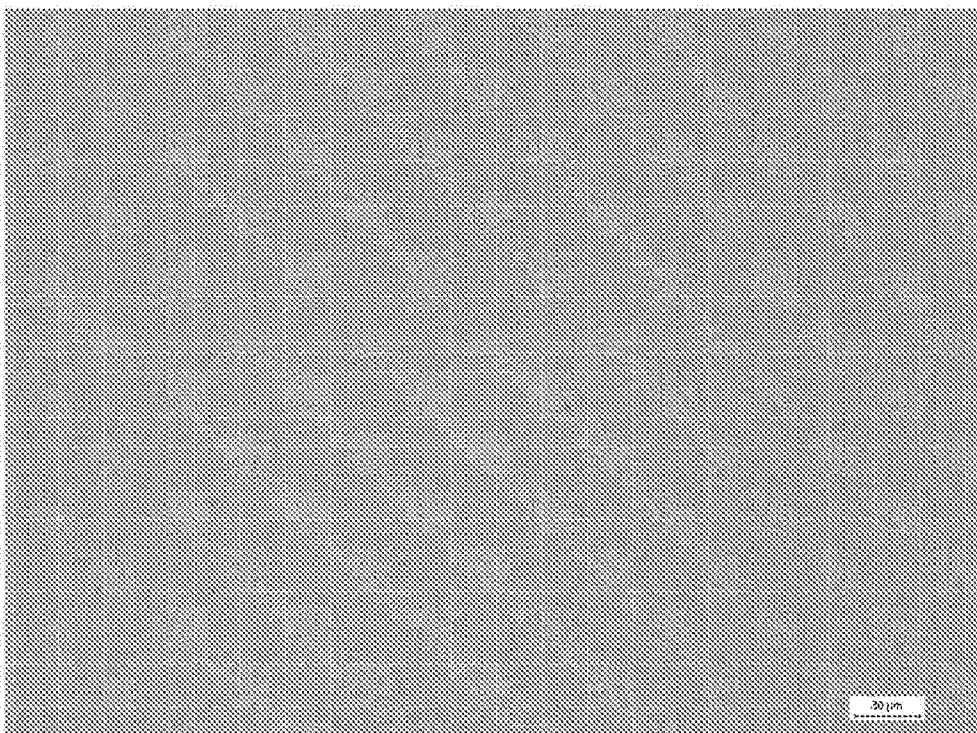


Fig. 2 Acero de la invención, 200x en LOM