

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 607 728**

51 Int. Cl.:

C22C 21/02 (2006.01)

C22C 21/04 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.10.2012 PCT/US2012/062250**

87 Fecha y número de publicación internacional: **02.05.2013 WO2013063488**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.10.2012 E 12787267 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.09.2016 EP 2771493**

54 Título: **Aleación para fundición AlSiMgCu de alto rendimiento**

30 Prioridad:
28.10.2011 US 201161628321 P

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
03.04.2017

73 Titular/es:
**ALCOA USA CORP. (100.0%)
201 Isabella Street
Pittsburgh PA 15212-5858, US**

72 Inventor/es:
**YAN, XINYAN y
LIN, JEN C.**

74 Agente/Representante:
DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 607 728 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

Aleación para fundición AlSiMgCu de alto rendimiento

Campo

5 La presente invención se refiere a aleaciones de aluminio y, más particularmente, a aleaciones de aluminio utilizadas para hacer productos por moldeo en estado fundido.

Antecedentes

10 Las aleaciones de aluminio se usan ampliamente, por ejemplo en las industrias automovilística y aeroespacial, debido a su alta relación de rendimiento a peso, a su favorable resistencia a la corrosión y a otros factores. En el pasado se han propuesto diversas aleaciones de aluminio que tienen combinaciones características de propiedades, en términos de peso, resistencia, capacidad de moldeo, resistencia a la corrosión, coste, etc. Siguen siendo deseables mejoras en las aleaciones para que presenten combinaciones de propiedades mejoradas, por ejemplo, que las hagan más adecuadas para una o más aplicaciones.

15 El artículo "Rapid Heat Treatment of Aluminum High-Pressure Diecastings" (Tratamiento rápido mediante calor para coladas de aluminio a alta presión), de R. N. Lumley et al., Metallurgical and Materials Transactions A, Springer-Verlag, New-York, vol. 40, número 7, 2 de mayo de 2009, páginas 1716 – 1726, se refiere al tratamiento térmico de una serie de aleaciones comunes de aluminio para colada a altas presiones. Describe una aleación que tiene 9,3 % en peso de Si, 0,73 % en peso de Cu, 0,41 % en peso de Mg, 0,31 % en peso de Zn, 0,79 % en peso de Fe, 0,21 % en peso de Mn, menos de 0,2 % en peso de otros elementos y el resto de aluminio.

Compendio

20 La materia del asunto descrita se refiere a aleaciones para moldeo de aluminio mejoradas (conocidas también como aleaciones de fundición) y a métodos para producir las mismas. Más específicamente, la presente solicitud se refiere a una aleación para fundición de aluminio que tiene una composición según se define en la reivindicación 1.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio incluye de 1,35 a 2,0 % en peso de cobre y de 0,27 a 0,445 % en peso de magnesio.

25 En una realización, la aleación para fundición de aluminio incluye de 0,5 a 0,75 % en peso de cobre y de 0,395 a 0,53 % en peso de magnesio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio incluye de 0,75 a 1,35 % en peso de cobre y de 0,335 a 0,505 % en peso de magnesio.

30 En una realización, la aleación para fundición de aluminio incluye cobre y magnesio en cantidades tales que se cumple la relación $5,0 \leq (\text{Cu} + 10\text{Mg}) \leq 5,5$.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio incluye cobre y magnesio en cantidades tales que se cumple la relación $5,1 \leq (\text{Cu} + 10\text{Mg}) \leq 5,4$.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene menos de o igual a 0,01 % en peso de plata.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene entre 0,05 y 1,0 % en peso de plata.

35 En una realización, la aleación para fundición de aluminio se somete a un tratamiento de calor en disolución a T_H , seguido de un enfriamiento brusco con agua fría, donde la temperatura T_H se define por la relación T_H (°C) = $570 - 10,48 \cdot \text{Cu} - 71,6 \cdot \text{Mg} - 1,3319 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Mg} - 0,72 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Cu} + 72,95 \cdot \text{Mg} \cdot \text{Mg}$, tomando como base los contenidos de Cu y Mg en % en peso, dentro del intervalo definido por un límite inferior para T_H : $T_Q = 533,6 - 20,98 \cdot \text{Cu} + 88,037 \cdot \text{Mg} + 33,43 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Mg} - 0,7763 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Cu} - 126,267 \cdot \text{Mg} \cdot \text{Mg}$ y un límite superior para T_H : $T_S = 579,2 - 10,48 \cdot \text{Cu} - 71,6 \cdot \text{Mg} - 1,3319 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Mg} - 0,72 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Cu} + 72,95 \cdot \text{Mg} \cdot \text{Mg}$.

40 En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0, a 0,12 % en peso de titanio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,12 a 0,14 % en peso de vanadio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,08 a 0,19 % en peso de zirconio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,14 a 0,3 % en peso de manganeso.

45 En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,15 a 0,57 % en peso de hierro.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,1 a 0,12 % en peso de vanadio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,11 a 0,13 % en peso de zirconio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,27 a 0,3 % en peso de níquel.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,15 a 0,33 % en peso de hierro.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,03 a 0,15 % en peso de manganeso.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,05 a 0,2 % en peso de hafnio.

5 En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,1 a 0,12 % en peso de vanadio.

En una realización, la aleación para fundición de aluminio contiene de 0,012 a 0,04 % en peso de zirconio.

Breve descripción de los dibujos

La figura 1 es un gráfico del equilibrio de fases que involucra Al y líquido en un sistema Al-Cu-Mg-Si.

10 La figura 2 es un gráfico que representa el efecto de las adiciones de Cu sobre la trayectoria de solidificación de una aleación de Al – 9 % de Si – 0,4 % de Mg – 0,1 % de Fe.

La figura 3 es un gráfico que representa el efecto del contenido de Cu sobre las fracciones de fase en aleaciones Al – 9 % - 0,4 % de Mg – 0,1 % de Fe – x % de Cu.

La figura 4 es un gráfico que representa el efecto de los contenidos de Cu y Mg sobre la temperatura de formación de la fase Q en aleaciones Al – 9 % de Si – Mg – Cu.

15 La figura 5 es un gráfico que representa el efecto de los contenidos de Mg y Cu sobre la temperatura de equilibrio solidus de aleaciones Al – 9 % de Si – Mg – Cu.

La figura 6 es un gráfico que representa el efecto de los contenidos de Mg y Cu sobre la temperatura de equilibrio solidus (T_S) y la temperatura de formación de la fase Q (T_Q) de aleaciones Al – 9 % de Si – Mg – Cu.

20 La figura 7 es un gráfico que representa el efecto del zinc y el silicio sobre la fluidez de aleaciones Al – x % de Si – 0,5 % de Mg – y % de Zn.

La figura 8 es una micrografía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés), con un aumento de 200 veces, que muestra partículas de Si esféricas y partículas que contienen Fe no disuelto.

Las figuras 9 a y b son fotografías de partículas que contienen Fe no disuelto en las aleaciones investigadas.

25 Las figuras 10 a-d son gráficos del efecto de la condición de envejecimiento sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación Al – 9 % de Si - 0,5 % de Mg.

Las figuras 11 a-d son gráficos del efecto de la cantidad de Cu sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación Al – 9 % de Si - 0,5 % de Mg.

Las figuras 12 a-d son gráficos del efecto del Cu y del Zn sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación Al – 9 % de Si - 0,5 % de Mg.

30 Las figuras 13 a-d son gráficos del efecto del contenido de Mg sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación Al – 9 % de Si – 1,25 % de Cu - Mg.

Las figuras 14 a-d son gráficos del efecto de la Ag sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación Al – 9 % de Si - 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu.

35 Las figuras 15 a-d son gráficos de las propiedades de extensibilidad bajo tensión para seis aleaciones envejecidas durante tiempos diferentes a una temperatura elevada, como se describe en la parte descriptiva de la memoria.

La figura 16 es un gráfico de la energía de impacto Charpy (CIE, por sus siglas en inglés) frente al límite de elasticidad para cinco aleaciones envejecidas durante tiempos diferentes a una temperatura elevada.

La figura 17 es un gráfico de curvas de fatiga de tipo S-N (diagrama de esfuerzos y ciclos hasta la rotura) de aleaciones seleccionadas envejecidas a 155 °C durante 15 horas. Suavizado, axial; proporción de tensión = -1.

40 La figura 18 es un gráfico de curvas de fatiga de tipo S-N (diagrama de esfuerzos y ciclos hasta la rotura) de aleaciones seleccionadas envejecidas a 155 °C durante 60 horas. Suavizado, axial; proporción de tensión = -1.

Las figuras 19 a-d hasta la 23 a-d son micrografías ópticas de secciones transversales de muestras de cinco aleaciones sin tratamiento posterior del fundido y mecanizadas y envejecidas durante dos períodos diferentes de tiempo a una temperatura elevada después de un ensayo ASTM G110 de 6 horas.

45 La figura 24 es un gráfico de la profundidad de ataque de aleaciones seleccionadas envejecidas durante diferentes

períodos de tiempo sobre las superficies sin tratamiento posterior al fundido y mecanizadas después de un ensayo G110 de 6 horas.

La figura 25 es un gráfico de los contenidos de Mg y de Cu correlacionados con la resistencia y la ductilidad, para aleaciones Al – 9Si – Mg – Cu.

- 5 La figura 26 es un gráfico de las propiedades de extensibilidad bajo tensión de una aleación específica (aleación 9) tras su exposición a altas temperaturas.

Las figuras 28 a-e son una serie de micrografías electrónicas de barrido de una sección transversal de la aleación 9 tras su exposición a temperaturas crecientes correlacionadas con un gráfico de una propiedad de extensibilidad bajo tensión de la aleación 9 y la aleación A356.

- 10 La figura 29 es un gráfico del límite de elasticidad a temperatura ambiente para diversas aleaciones.

La figura 30 es un gráfico del límite de elasticidad después de exposición a 175 °C para diversas aleaciones.

La figura 31 es un gráfico del límite de elasticidad después de exposición a 300 °C para diversas aleaciones.

La figura 32 es un gráfico del límite de elasticidad después de exposición a 300 °C para diversas aleaciones.

La figura 33 es un gráfico del límite de elasticidad después de exposición a 300 °C para diversas aleaciones.

- 15 La figura 34 es un gráfico del límite de elasticidad después de exposición a 300 °C para diversas aleaciones.

Descripción detallada de realizaciones de ejemplo

EJEMPLO 1: Aleaciones para fundición AlSiCuMg de alto rendimiento

1.1. Métodos de desarrollo de aleaciones basados en termodinámica computacional.

- 20 Para mejorar los rendimientos de las aleaciones para fundición de Al-Si-Mg-Cu, se usó un nuevo método de diseño de aleaciones, que se describe como sigue:

En las aleaciones de fundición de Al-Si-Mg-Cu, aumentar el contenido de Cu puede aumentar la resistencia debido a la mayor cantidad de precipitados de θ' -Al₂Cu y Q', pero disminuye la ductilidad, en particular si aumenta la cantidad de la fase Q constituyente no disuelta. La figura 1 muestra el diagrama de fase calculado del sistema cuaternario Al-Cu-Mg-Si, como se muestra en X. Yan, *Thermodynamic and solidification modeling coupled with experimental investigation of the multicomponent aluminum alloys* (es decir, "Modelado termodinámico y de solidificación acoplado con investigación experimental de las aleaciones de aluminio multicomponentes"), Universidad de Wisconsin – Madison, 2001, que se incorpora a esta especificación como referencia en su totalidad. La figura 1 muestra el equilibrio de tres fases en sistemas ternarios y las líneas monovariantes cuaternarias en equilibrios de cuatro fases. Los puntos A, B, C, D, E y F son puntos invariantes de cinco fases en el sistema cuaternario. Los puntos T1 a T6 son los puntos invariantes de cuatro fases en sistemas ternarios y B1, B2 y B3 son los puntos invariantes de tres fases en sistemas binarios. La formación de las partículas constituyentes de la fase Q (AlCuMgSi) durante la solidificación es casi inevitable para una aleación Al-Si-Mg que contiene Cu, ya que la fase Q está involucrada en la reacción eutéctica (reacción invariante B). Si estas partículas de la fase Q que contienen Cu no se pueden disolver durante el tratamiento térmico de la disolución, el efecto reforzador del Cu se reducirá y la ductilidad del fundido se verá también afectada.

Con el fin de minimizar o eliminar la fase Q sin disolver (AlCuMgSi) y maximizar el reforzamiento de la precipitación y disolución sólida, deberían optimizarse la composición de la aleación, el tratamiento térmico de la disolución y la práctica de envejecimiento. De acuerdo con la presente descripción, se usó un cálculo termodinámico mediante ordenador para seleccionar la composición de la aleación (principalmente el contenido de Cu y Mg) y el tratamiento térmico de la disolución para evitar las partículas de la fase Q sin disolver. Para calcular estos datos termodinámicos se usaron el programa de simulación termodinámica Pandat y la base de datos PanAluminum LLC, Computherm, Pandat Software y PanAluminum Database: <http://www.computherm.com>.

Los inventores de la presente descripción se han dado cuenta de que añadir Cu a las aleaciones para fundición de Al-Si-Mg cambiará la secuencia de solidificación. La figura 2 muestra el efecto predicho de 1 % de Cu (todas las composiciones mencionadas en este informe son en porcentaje en peso) sobre la trayectoria de solidificación de la aleación Al – 9 % de Si – 0,4 % de Mg – 0,1 % de Fe. Más particularmente, el intervalo de temperatura de solidificación aumenta significativamente con la adición de 1 % de Cu debido a la formación de fases que contienen Cu a temperaturas más bajas. Para la aleación Al – 9 % de Si – 0,4 % de Mg – 0,1 % de Fe – 1 % de Cu se forma la fase Q-AlCuMgSi a ~538 °C y la fase θ -Al₂Cu a ~510 °C. La fracción en volumen de cada fase constituyente y sus temperaturas de formación también están influidas por el contenido de Cu.

La figura 3 muestra el efecto predicho del contenido de Cu sobre las fracciones de fase en aleaciones Al – 9 % de Si – 0,4 % de Mg – 0,1 % de Fe – x % de Cu. A medida que el contenido de Cu aumenta, la cantidad de θ -Al₂Cu y

de Q-AlCuMgSi aumenta, mientras que la cantidad de Mg₂Si y de π-AlFeMgSi disminuye. En aleaciones con más de 0,7 % de Cu, la fase de Mg₂Si no se formará durante la solidificación. La cantidad de Q-AlCuMgSi está limitada también por el contenido de Mg en la aleación si el contenido de Cu es mayor de 0,7 %.

5 La temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi (T_Q) en aleaciones Al – 9 % de Si – Mg – Cu es una función del contenido de Cu y Mg. La “temperatura de formación” de una fase constituyente se define como la temperatura a la cual la fase constituyente comienza a formarse a partir de la fase líquida. La figura 4 muestra los efectos predichos del contenido de Cu y Mg sobre la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi. La temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi disminuye cuando aumenta el contenido de Cu, pero aumenta cuando aumenta el contenido de Mg.

10 Según la presente memoria, con el fin de disolver completamente todas las partículas de la fase Q-AlCuMgSi tal cual se obtienen del fundido, sin tratamiento posterior, la temperatura de tratamiento por calor de la disolución (T_H) tiene que ser controlada por encima de la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi, es decir, $T_H > T_Q$. El límite superior de la temperatura de tratamiento por calor de la disolución es la temperatura solidus de equilibrio (T_S) con el fin de evitar la re-fusión. Como medida práctica, se controla que la temperatura de tratamiento por calor de la disolución esté al menos de 5 a 10 °C por debajo de la temperatura solidus, con el fin de evitar fusiones localizadas y la creación de defectos metalúrgicos conocidos como rosetas. Por lo tanto, en la práctica, se establece la siguiente relación:

$$T_S - 10\text{ °C} > T_H > T_Q \quad (1)$$

20 De acuerdo con la presente descripción, para conseguir que se cumpla este criterio, la composición de la aleación, principalmente los contenidos de Cu y Mg, deberían escogerse de tal forma que la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi sea más baja que la temperatura solidus. La figura 5 muestra los efectos predichos de la variación del contenido de Cu y Mg sobre la temperatura solidus de aleaciones Al – 9 % de Si – Mg – Cu. Como es de esperar, la temperatura solidus disminuye a medida que aumentan los contenidos de Cu y Mg. Debería notarse que el contenido de Mg aumenta la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi pero disminuye la temperatura solidus, como se indica en la figura 6. La superficie de la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi y la superficie de la temperatura ($T_S - 10\text{ °C}$) (10 °C por debajo de la superficie de la temperatura de solidus) se superponen en la figura 6. Estas dos superficies se intersecan a lo largo de la curva A-B-C. El área que cumple el criterio de la ecuación (1) está al lado derecho de la curva A-B-C, es decir, $T_Q < T_S - 10\text{ °C}$. La proyección de la curva A-B-C sobre el plano de la composición Cu-Mg proporciona la línea central $\text{Cu} + 10\text{Mg} = 5,25$ de la frontera de la composición preferida, como se muestra en la figura 25. El límite inferior, $\text{Cu} + 10\text{Mg} = 4,73$ se definió mediante la intersección de la superficie de la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi y la superficie ($T_S - 15\text{ °C}$) (15 °C por debajo de la superficie de la temperatura de solidus). El límite superior, $\text{Cu} + 10\text{Mg} = 5,78$ se definió mediante la intersección de la superficie de la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi y la superficie ($T_S - 5\text{ °C}$) (5 °C por debajo de la superficie de la temperatura de solidus). Para aleaciones Al – 9 % de Si – 0,1 % de Fe – x % de Cu – y % de Mg, las partículas de la fase Q-AlCuMgSi se pueden disolver completamente durante el tratamiento por calor de la disolución cuando los contenidos de Cu y de Mg se controlan dentro de estos límites.

De acuerdo con la presente memoria, el contenido de Mg y de Cu para maximizar la resistencia y la ductilidad de la aleación se muestra en la figura 25.

La relación preferida entre los contenidos de Cu y Mg se define mediante:

40 $\text{Cu} + 10\text{Mg} = 5,25$ con $0,5 < \text{Cu} < 2,0$.

El límite superior es $\text{Cu} + 10\text{Mg} = 5,8$ y el límite inferior es $\text{Cu} + 10\text{Mg} = 4,7$.

El enfoque precedente permite la selección de la temperatura de formación de una disolución sólida homogénea (i) calculando la temperatura de formación de todas las fases constituyentes que se pueden disolver en una aleación de aluminio; (ii) calculando la temperatura solidus de equilibrio de una aleación de aluminio; (iii) definiendo una región en el espacio Al-Cu-Mg-Si en la que la temperatura de formación de todas las fases constituyentes que se pueden disolver es al menos 10 °C inferior a la temperatura solidus. El espacio Al-Cu-Mg-Si se define por la composición en % correspondiente de cada uno de los elementos Al, Cu, Mg y Si y las temperaturas solidus asociadas para el intervalo de composición correspondiente. Para una clase dada de aleación, por ejemplo una aleación Al-Cu-Mg-Si, el espacio se puede definir por la temperatura solidus asociada con la composición relativa de dos elementos de interés, por ejemplo Cu y Mg, que se consideran respecto de su impacto sobre las propiedades significativas de la aleación, tales como las propiedades de extensibilidad bajo tensión. Además, la temperatura de formación de una disolución sólida homogénea se puede escoger para disminuir la presencia de fases específicas, por ejemplo que tengan un impacto negativo sobre propiedades significativas de la aleación, tales como las propiedades de extensibilidad bajo tensión. La aleación, por ejemplo, tras la fundición, se puede tratar térmicamente calentándola por encima de la temperatura de formación calculada de la fase que necesita ser disuelta completamente después del tratamiento por calor de la disolución, por ejemplo, la fase Q-AlCuMgSi, pero por debajo de la temperatura solidus de equilibrio calculada. La temperatura de formación calculada de la fase que necesita ser disuelta completamente después del tratamiento por calor y la temperatura solidus se pueden determinar mediante

termodinámica computacional, por ejemplo usando el programa Pandat™ y la base de datos PanAluminum™, disponibles en CompuTherm LLC de Madison, Wiconsin, Estados Unidos.

1.2. Selección de composiciones para la fundición de una barra para ensayos de tensión

5 Tomando como base el análisis precedente, se escogieron varias combinaciones de contenidos de Mg y Cu; se dan en la tabla 3. Adicionalmente, estudios realizados por los presentes inventores han indicado que una adición de zinc con una concentración mayor de 3 % en peso a aleaciones Al-Si-Mg-(Cu) pueden aumentar tanto la ductilidad como la resistencia de la aleación. Como se muestra en la figura 7, el zinc puede aumentar también la fluidez de las aleaciones Al-Si-Mg. En consecuencia, se evaluó también la adición de zinc (4 % en peso). Se ha informado (L. A. Angers, *Development of Advanced I/M 2xxx Alloys for High Speed Civil Transport Applications*, (“Desarrollo de aleaciones avanzadas I/M 2xxx para aplicaciones de transporte civil de alta velocidad”), Alloy Technology Division Report No. AK92, 16-04-1990) de que la adición de Ag puede acelerar el endurecimiento por envejecimiento de aleaciones de aluminio con un alto contenido de Cu (>~ 1,5 % en peso) y aumentar la resistencia a la tracción a temperatura ambiente y a temperatura elevada. Se incluyó una adición de Ag (0,5 % en peso) también en aleaciones con el mayor contenido de Cu, tal como 1,75 % en peso. Por lo tanto, se seleccionaron diez composiciones de aleación para su evaluación. Las composiciones objetivo de estas aleaciones se dan en la tabla 3. Debería notarse que la aleación 1 en la tabla 3 es la aleación de referencia, A359.

Tabla 3. Composiciones objetivo

Aleación		Composición objetivo (% en peso)								
		Si	Cu	Mg	Zn	Ag	Fe	Sr*	Ti	B
1	Al-9Si-0,5Mg	9	0	0,5	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
2	Al-9Si-0,35Mg-0,75Cu-4Zn	9	0,75	0,35	4		<0,1	0,0125	0,04	0,003
3	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	9	0,75	0,45	4		<0,1	0,0125	0,04	0,003
4	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	9	0,75	0,45	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
5	Al-9Si-0,5Mg-0,75Cu	9	0,75	0,5	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
6	Al-9Si-0,35Mg-1,25Cu	9	1,25	0,35	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
7	Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	9	1,25	0,45	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
8	Al-9Si-0,55Mg-1,25Cu	9	1,25	0,55	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
9	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	9	1,75	0,35	0		<0,1	0,0125	0,04	0,003
10	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu-0.5Ag	9	1,75	0,35	0	0,5	<0,1	0,0125	0,04	0,003

20 Para la fundición, se usó un molde para barras de ensayos de tensión ASTM modificado. Se usó un pulverizador lubricante para moldes en la sección calibrada, mientras que en la parte restante de la cavidad se usó un pulverizador aislante para moldes. Para cada aleación, se realizaron treinta coladas. El tiempo de ciclo promedio fue de aproximadamente dos minutos. Las composiciones reales investigadas se listan en la tabla 4 que va a continuación.

Tabla 4. Composiciones reales

Aleación		Composición real (% en peso)								
		Si	Cu	Mg	Zn	Ag	Fe	Sr*	Ti	B
1	Al-9Si-0,5Mg	8,87	0,021	0,48	0		0,079	0,0125	0,05	0,003
2	Al-9Si-0,35Mg-0,75Cu-4Zn	9,01	0,75	0,37	4,03		0,077	0,0125	0,031	0,003
3	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	9,09	0,75	0,46	4,02		0,081	0,0125	0,04	0,003
4	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	9,18	0,76	0,45			0,083	0,0125	0,042	0,003
5	Al-9Si-0,5Mg-0,75Cu	9,02	0,77	0,49			0,081	0,0125	0,013	0,003

6	Al-9Si-0,35Mg-1,25Cu	9,02	1,25	0,34			0,088	0,0125	0,03	0,003
7	Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	9,11	1,28	0,44			0,082	0,0125	0,04	0,003
8	Al-9Si-0,55Mg-1,25Cu	8,99	1,27	0,53			0,1	0,0125	0,04	0,003
9	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	9,29	1,83	0,37			0,08	0,0125	0,048	0,003
10	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu-0,5Ag	8,88	1,78	0,35		0,5	0,081	0,0125	0,044	0,003

Las composiciones reales fueron muy parecidas a las composiciones objetivo. El contenido de hidrógeno (ensayo individual) de las coladas se da en la tabla 5.

Tabla 5. Contenido de hidrógeno de las coladas

Aleación		Contenido de H (ppm)
1	Al-9Si-0,5Mg	0,14
2	Al-9Si-0,35Mg-0,75Cu-4Zn	0,11
3	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	0,19
4	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	0,11
5	Al-9Si-0,5Mg-0,75Cu	0,14
6	Al-9Si-0,35Mg-1,25Cu	0,15
7	Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	0,13
8	Al-9Si-0,55Mg-1,25Cu	0,16
9	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	0,13
10	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu-0,5Ag	No medido
Nota: la aleación 3 se desgasificó con lanza porosa; todas las demás aleaciones se desgasificaron utilizando un desgasificador rotativo		

5

1.3. La temperatura de tratamiento térmico de la disolución preferida como función de las cantidades de Cu y de Mg

Para disolver todas las partículas de la fase Q-AlCuMgSi, la temperatura del tratamiento térmico de la disolución debería ser mayor que la temperatura de formación de la fase Q-AlCuMgSi. La tabla 6 lista la temperatura eutéctica final calculada, la temperatura de formación de la fase Q y la temperatura solidus utilizando la composición objetivo de las diez aleaciones investigadas.

10

Tabla 6. Temperatura eutéctica final calculada, temperatura de formación de la fase Q y temperatura solidus para diez aleaciones de fundición investigadas

Aleación		Temperatura eutéctica final, °C	Temperatura de formación de la fase Q, °C	Temperatura solidus, °C
1	Al-9Si-0,5Mg	560	-	563
2	Al-9Si-0,35Mg-0,75Cu-4Zn	470	518	540
3	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	470	518	543
4	Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	510	541	554
5	Al-9Si-0,5Mg-0,75Cu	510	541	553

6	Al-9Si-0,35Mg-1,25Cu	510	533	552
7	Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	510	536	548
8	Al-9Si-0,55Mg-1,25Cu	510	538	545
9	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	510	528	543
10	Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu-0,5Ag	510	526	543

Sobre la base de la información mencionada previamente, se definieron y usaron dos prácticas de tratamiento por calor en disolución. Las aleaciones 2, 3, 9 y 10 tenían temperaturas solidus más bajas y/o temperaturas eutéctica final y de la formación de la fase Q más bajas. Por lo tanto, se empleó (con ellas) una práctica de tratamiento por calor diferente.

5

La práctica I para las aleaciones 2, 3, 9 y 10 fue:

- 1,5 horas de calentamiento hasta 471 °C
- 2 horas manteniendo la temperatura a 471 °C
- 0,5 horas aumentando la temperatura hasta 504 °C
- 4 horas manteniendo la temperatura a 504 °C
- 0,5 horas aumentando la temperatura hasta T_H
- 6 horas manteniendo la temperatura a T_H
- enfriamiento rápido con agua fría

10

y la práctica II para las otras seis aleaciones fue:

- 1,5 horas de calentamiento hasta 491 °C
- 2 horas manteniendo la temperatura a 491 °C
- 0,25 horas aumentando la temperatura hasta 504 °C
- 4 horas manteniendo la temperatura a 504 °C
- 0,5 horas aumentando la temperatura hasta T_H
- 6 horas manteniendo la temperatura a T_H
- enfriamiento rápido con agua fría

15

20

La temperatura de tratamiento por calor de la disolución de la etapa final T_H se determinó a partir de la siguiente ecuación basada en el contenido de Mg y Cu:

$$T_H (\text{°C}) = 570 - 10,48 \cdot \text{Cu} - 71,6 \cdot \text{Mg} - 1,3319 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Mg} - 0,72 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Cu} + 72,95 \cdot \text{Mg} \cdot \text{Mg} \quad (2)$$

25

en la cual Mg y Cu representan los contenidos de magnesio y de cobre, en % en peso.

Se define un límite inferior para T_H mediante:

$$T_Q = 533,6 - 20,98 \cdot \text{Cu} + 88,037 \cdot \text{Mg} + 33,43 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Mg} - 0,7763 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Cu} - 126,267 \cdot \text{Mg} \cdot \text{Mg} \quad (3)$$

Se define un límite superior para T_H mediante:

$$T_S = 579,2 - 10,48 \cdot \text{Cu} - 71,6 \cdot \text{Mg} - 1,3319 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Mg} - 0,72 \cdot \text{Cu} \cdot \text{Cu} + 72,95 \cdot \text{Mg} \cdot \text{Mg} \quad (4)$$

30

La microestructura de las muestras tratadas por calor en disolución se caracterizó usando microscopía óptica y SEM. No se detectaron partículas de la fase Q sin disolver en todas las aleaciones investigadas que contenían Cu. La figura 8 muestra la microestructura de la aleación Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu (aleación número 9) en el templado T6. Todas las partículas de Si estaban bien esferoidizadas. Se identificaron algunas partículas no disueltas de las fases β -AlFeSi, π -AlFeMgSi y $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. La morfología de estas fases no disueltas se muestra en la figura 9 con mayor aumento.

35

1.4. Resultados experimentales

1.4.1. Caracterización de propiedades

5 Se evaluaron las propiedades de extensibilidad bajo tensión según el método del estándar ASTM B557. Se cortaron barras de ensayo a partir de coladas ASTM B108 modificadas y se ensayaron en la máquina de tracción sin ningún mecanizado adicional. Todos los resultados de extensibilidad por tracción son un promedio de cinco muestras. Se evaluó la resistencia de aleaciones escogidas utilizando el ensayo de impacto Charpy sin entalla, ASTM E23-07a. El tamaño de la muestra era de 10 mm x 10 mm x 55 mm, mecanizada a partir de la barra fundida para ensayos de extensibilidad. Para cada aleación se midieron dos muestras.

10 Se llevó a cabo un ensayo de fatiga S-N (tensión – número de ciclos) suave según el método ASTM E606. Se evaluaron tres niveles de tensión: 100 MPa, 150 MPa y 200 MPa. La relación R fue -1 y la frecuencia era de 30 Hz. Para cada condición se ensayaron tres muestras replicadas. El ensayo se finalizó después de aproximadamente 10⁷ ciclos. Se obtuvieron muestras redondeadas mediante fatiga suave mediante mecanizado ligero de la parte calibrada de la barra fundida para ensayo de extensibilidad.

15 La resistencia a la corrosión (tipo de ataque) de condiciones escogidas se evaluó de acuerdo con el método ASTM G110. Se evaluaron el modo de corrosión y la profundidad del ataque tanto en la superficie tal cual resulta del fundido como en superficie mecanizada.

Todos los datos brutos de los ensayos, incluyendo los datos de extensibilidad bajo tensión, impacto Charpy y fatiga S-N se dan en las tablas 7 a 9. Un resumen de los hallazgos encontrados se da en las siguientes secciones.

20 **Tabla 7.** Propiedades mecánicas de diversas aleaciones envejecidas a 155°C durante diferentes períodos de tiempo*

Aleación	Envejecida a 155°C durante 15 horas				Envejecida a 155°C durante 30 horas				Envejecida a 155°C durante 60 horas			
	UTS (MPa)	TYS (MPa)	E (%)	Q (MPa)	UTS (MPa)	TYS (MPa)	E (%)	Q (MPa)	UTS (MPa)	TYS (MPa)	E (%)	Q (MPa)
1. Al-9Si-0,5Mg	405,8	323,3	8,3	543,2	398,5	326,5	6,5	520,4	398,7	340,2	5,3	507,7
2. Al-9Si-0,35Mg-0,75Cu-4Zn	431,5	342,0	5,5	542,6	433,5	358,0	4,5	531,5	446,8	366,0	6,5	568,7
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	460,5	370,5	5,5	571,6	469,0	378,5	7,0	595,8	465,3	390,7	5,0	570,2
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	451,5	339,0	6,5	573,4	450,5	354,8	5,0	555,3	464,0	373,5	6,5	585,9
5. Al-9Si-0,5Mg-0,75Cu	426,0	317,3	8,0	561,5	442,8	348,2	6,7	566,4	442,5	364,5	6,0	559,2
6. Al-9Si-0,35Mg-1,25Cu	411,2	299,2	7,3	540,2	436,3	326,3	7,0	563,1	446,5	342,8	6,5	568,4
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	424,3	328,0	4,8	525,8	453,8	353,0	5,8	567,7	455,3	375,8	4,0	545,6
8. Al-9Si-0,55Mg-1,25Cu	444,8	336,5	6,0	561,6	460,3	365,3	4,8	561,8	475,8	385,0	4,8	577,3
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	465,7	325,0	9,0	608,8	459,5	355,3	5,5	570,6	478,8	386,3	5,0	583,6
10. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu-0,5Ag	463,3	343,0	7,5	594,5	471,7	364,5	6,3	591,9	471,0	389,3	4,5	569,0

* Valor promedio de cinco muestras para extensibilidad bajo tensión.

UTS = Carga de rotura por tracción; YYS = Límite de elasticidad; E = elongación

Índice de calidad, Q = UTS +150 log(E).

ES 2 607 728 T3

Tabla 8. Resultados del test de impacto Charpy para algunas aleaciones seleccionadas

Aleación	Energía en Julios (pies-libras)			
	155 °C / 15 horas		155 °C / 60 horas	
	Muestra 1	Muestra 3	Muestra 7	Muestra 9
1. Al-9Si-0,5Mg	8,13 (6)	36,61 (27)	31,18 (23)	36,61 (27)
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	23,05 (17)	24,41 (18)	13,56 (10)	16,27 (12)
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	43,39 (32)	20,34 (15)	37,96 (28)	17,63 (13)
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	36,61 (27)	16,27 (12)	9,49 (7)	16,27 (12)
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	21,69 (16)	20,34 (15)	10,84 (8)	12,20 (9)

Tabla 9. Resultados de fatiga S-N (tensión – número de ciclos) para algunas aleaciones seleccionadas envejecidas a 155 °C durante 60 horas (Suave, Axial, relación de tensión = -1)

Aleación	Tensión (Mpa)	Ciclos hasta fallo	
		155 °C / 15 horas	155 °C / 60 horas
1. Al-9Si-0,5Mg	100	1680725	1231620
1. Al-9Si-0,5Mg	100	1302419	272832
1. Al-9Si-0,5Mg	100	4321029	1077933
1. Al-9Si-0,5Mg	150	71926	148254
1. Al-9Si-0,5Mg	150	242833	42791
1. Al-9Si-0,5Mg	150	153073	56603
1. Al-9Si-0,5Mg	200	16003	54623
1. Al-9Si-0,5Mg	200	8654	30708
1. Al-9Si-0,5Mg	200	36597	39376
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	100	160572	248032
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	100	298962	131397
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	100	120309	394167
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	150	120212	12183
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	150	70152	42074
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	150	190200	31334
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	200	38369	18744
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	200	29686	14822
3. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn	200	39366	11676
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	100	485035	575446
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	100	4521553	233110
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	100	3287495	940229

4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	150	170004	1411654
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	150	110500	234640
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	150	688783	238478
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	200	108488	22686
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	200	40007	36390
4. Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu	200	51678	20726
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	100	1115772	1650686
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	100	318949	1744140
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	100	468848	484262
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	150	102341	232171
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	150	145766	106741
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	150	63720	226188
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	200	41686	21873
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	200	20709	58819
7. Al-9Si-0,45Mg-1,25Cu	200	52709	4367
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	100	2159782	2288145
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	100	354677	1011473
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	100	4258369	783758
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	150	281867	164554
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	150	135810	188389
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	150	100053	146740
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	200	24014	48506
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	200	30695	8161
9. Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu	200	62211	31032

1.4.2 Propiedades mecánicas a temperatura ambiente

1.4.2.1 Efecto de la temperatura de envejecimiento sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión

5 Se estudió el efecto del envejecimiento artificial con la temperatura sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión utilizando la aleación 1- Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg. Tras un mínimo de 4 horas de envejecimiento natural, las barras moldeadas para ensayos de tensión se envejecieron a 155 °C durante 15, 30 y 60 horas y a 170 °C durante 8, 16 y 24 horas. Para cada condición de envejecimiento se usaron tres muestras replicadas.

10 La figura 10 muestra las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación tomada como referencia A359 (Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg) bajo diversas condiciones de envejecimiento. La temperatura baja de envejecimiento (155 °C) tiende a dar un mayor índice de calidad que la temperatura de envejecimiento alta (170 °C). En consecuencia, se escogió la temperatura baja de envejecimiento de 155 °C, incluso aunque el tiempo de envejecimiento necesario para obtener propiedades mejoradas es mayor.

1.4.2.2 Efectos de los elementos de la aleación sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión

15 La figura 11 compara las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación de referencia, Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg y de la aleación Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg – 0,75 % de Cu. La adición de 0,75 % de Cu a la aleación Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg aumenta el límite de elasticidad aproximadamente 20 MPa y la carga de

rotura por tracción aproximadamente 40 MPa manteniendo la elongación o alargamiento. El índice de calidad promedio de la aleación que contiene Cu es aproximadamente de 560 MPa, que es mucho más alto que el de la aleación de referencia que tiene una media de aproximadamente 520 MPa.

5 La figura 12 compara las propiedades de extensibilidad bajo tensión de cuatro aleaciones para fundición 1, 2, 3 y 4. La aleación 1 es la aleación de referencia. Todas las aleaciones 2 – 4 contienen 0,75 % de Cu con diversas cantidades de Mg y/o de Zn. Las aleaciones 3 y 4 contienen 0,45 % de Mg, mientras que la aleación 2 contiene 0,35 % de Mg y la aleación 1 contiene 0,5 % de Mg. Las aleaciones 2 y 3 tienen también 4 % de Zn. Una evaluación preliminar de estas cuatro aleaciones indica que el Mg y el Zn aumentan la resistencia de la aleación sin sacrificar la ductilidad. Una comparación directa entre las aleaciones 3 y 4 indica que añadiendo 4 % de Zn a la aleación Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 0,75 % de Cu, se incrementan tanto el límite de elasticidad como la carga de rotura por tracción mientras se mantiene la elongación. La adición de 4 % de Zn aumenta también la cinética de envejecimiento, como se indica en la figura 12. Cuando se envejece a 155 °C durante 15 horas, se puede conseguir un límite de elasticidad de aproximadamente 370 MPa para la aleación Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 0,75 % de Cu – 4 % de Zn, valor que es un valor aproximadamente 30 MPa más alto que el de la aleación sin Zn.

15 La figura 13 muestra el efecto del contenido de Mg (0,35 – 0,55 % en peso) sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de las aleaciones Al – 9 % de Si – 1,25 % de Cu – Mg (aleaciones 6-8). Para comparación, se incluyen también las propiedades de la aleación de referencia, Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg. El contenido de magnesio mostró una influencia significativa sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión. A medida que aumenta el contenido de Mg, tanto el límite de elasticidad como la carga de rotura por tracción aumentaron, pero la elongación disminuyó. La disminución de la elongación cuando aumenta el contenido de magnesio podría relacionarse con la mayor cantidad de partículas de la fase π -AlFeMgSi incluso si se disolvían todas las partículas de la fase α -AlCuMgSi. Se encontró que el impacto del contenido de Mg sobre los índices de calidad de las aleaciones Al – 9 % de Si – 1,25 % de Cu – Mg era globalmente insignificante.

20 La figura 14 muestra el efecto de la Ag (0,5 % en peso) sobre las propiedades de extensibilidad bajo tensión de la aleación Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu. Una adición de 0,5 % en peso de Ag tenía un impacto muy limitado sobre la resistencia, la elongación y el índice de calidad de la aleación Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu. Debería notarse que el índice de calidad de la aleación Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu (sin plata) es aproximadamente 60 MPa más alto que el de la aleación de referencia A 359 (aleación 1).

25 Las figuras 15a – 15d muestran las propiedades de extensibilidad bajo tensión de cinco aleaciones prometedoras según la presente memoria junto con las de la aleación de referencia Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg (aleación 1). Estas cinco aleaciones alcanzan las propiedades de extensibilidad bajo tensión objetivo, es decir, aumentos de 10 – 15 % en las propiedades de extensibilidad y mantienen la misma elongación que la aleación A356/A357. Las aleaciones son: Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 0,75 % de Cu (aleación 4), Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 0,75 % de Cu – 4 % de Zn (aleación 3), Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 1,25 % de Cu (aleación 7), Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu (aleación 9) y Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu – 0,5 % de Ag (aleación 10).

30 Tomando como base los datos, se cree que se pueden obtener las siguientes propiedades de extensibilidad bajo tensión con aleaciones envejecidas a 155 °C durante períodos de tiempo que varían de 15 a 60 horas:

	Carga de rotura por tracción:	450 – 470 MPa
	Límite de elasticidad.	360 – 390 MPa
40	Elongación:	5 – 7 %
	Índice de calidad:	560 – 590 MPa

45 Estas propiedades tienen valores mucho más altos que los de la aleación A359 (aleación 1) y son muy similares a los de la aleación de fundición A201 (A14,6Cu0,35Mg0,7Ag) (carga de rotura 450 MPa, límite de elasticidad 380 Mpa, elongación 8 % e índice de calidad 585 MPa) ASM Handbook, volumen 15, Fundición, ASM International, diciembre 2008. Por otra parte, la colabilidad o capacidad de fundición de estas aleaciones Al – 9 % de Si – Mg – Cu es mucho mejor que la de la aleación A201. La aleación A201 tiene una pobre colabilidad debido a su alta tendencia a la aparición de grietas en caliente y a la macro-segregación del Cu. Adicionalmente, el coste de material de la aleación A201 con 0,7 % de Ag es también mucho más alto que el de las realizaciones según la presente memoria, que no llevan Ag.

50 Tomando como base los resultados de las propiedades de extensibilidad bajo tensión, se escogieron para investigación adicional cuatro aleaciones sin Ag (las aleaciones 3, 4, 7 y 9), con propiedades de extensibilidad bajo tensión prometedoras, junto con la aleación de referencia, A359 (aleación 1). Se llevaron a cabo ensayos de impacto Charpy, ensayos de fatiga tensión – número de ciclos (S-N) y ensayos de corrosión general sobre estas cinco aleaciones, envejecidas a 155 °C durante 15 horas y 60 horas.

55

1.4.4 Ensayos de impacto Charpy

La figura 16 muestra los resultados de los ensayos individuales representando la energía de impacto Charpy frente al límite de elasticidad. Los símbolos rellenos son para las muestras envejecidas a 155 °C durante 15 horas y los símbolos sin rellenar representan las muestras envejecidas a 155 °C durante 60 horas. El límite de elasticidad aumenta a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento, mientras que la energía de impacto Charpy disminuye cuando aumenta el tiempo de envejecimiento. Los resultados indican que la mayoría de las aleaciones y de las condiciones de envejecimiento siguen la relación esperada resistencia a la deformación / tenacidad. Sin embargo, de hecho los resultados muestran una ligera degradación de la relación resistencia / tenacidad con los contenidos de Cu más altos, tales como 1,25 y 1,75 % en peso.

1.4.5. Ensayos de fatiga S-N (tensión – número de ciclos)

Las coladas de aluminio se usan con frecuencia en componentes de ingeniería sometidos a ciclos de tensión aplicada. A lo largo de toda su vida comercial, pueden producirse millones de ciclos de tensión, de modo que es importante caracterizar su resistencia a la fatiga. Esto es especialmente cierto para aplicaciones críticas de seguridad, tales como de la suspensión en automóviles.

Las figuras 17 y 18 muestran los resultados de ensayos de fatiga S-N (tensión – número de ciclos) de cinco aleaciones seleccionadas, envejecidas a 155 °C durante 15 y 60 horas, respectivamente. Durante estas pruebas, se aplicó a las muestras de ensayo una tensión de amplitud constante ($R = -1$). Se aplicaron tres diferentes niveles de tensión: 100 MPa, 150 MPa y 200 MPa. Se registro el número total de ciclos hasta rotura.

Cuando se envejecieron a 155 °C durante 15 horas, todas las aleaciones que contenían Cu mostraron un mejor rendimiento frente a la fatiga (más número de ciclos hasta la rotura) que la aleación de referencia A359 a los niveles de tensión más altos (>150 MPa). A niveles de tensión más bajos (<125 MPa), las longevidades frente a la fatiga de las aleaciones Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu y Al-9Si-0,35Mg-1,75Cu son muy similares a la de la aleación A359, mientras que la longevidad frente a la fatiga de la aleación Al-9Si-0,45Mg-0,75Cu-4Zn (aleación 3) era más baja que la de la aleación A359. La longevidad frente a la fatiga más baja de esta aleación podría ser resultado del mayor contenido de hidrógeno de la colada, según se ha establecido previamente.

El aumento del tiempo de envejecimiento (mayor resistencia a la tensión) tendía a disminuir el número de ciclos hasta rotura. Por ejemplo, cuando el tiempo de envejecimiento se aumentaba de 15 a 60 horas, el número de ciclos promedio hasta la rotura a un nivel de tensión de 150 MPa disminuía de aproximadamente 323.000 a aproximadamente 205.000 para la aleación Al- 9 % de Si - 0,45 % de Mg - 0,75 % de Cu y de aproximadamente 155.900 a aproximadamente 82.500 para la aleación A359. El resultado podría ser una tendencia general de la relación resistencia / tenacidad para las aleaciones de fundición Al-Si-Mg-(Cu). De nuevo, la aleación 3 mostró un peor rendimiento frente a la fatiga que las otras.

1.4.6. Ensayos de corrosión – ASTM G110

Las figuras 19 a 23 muestran micrografías ópticas de vistas de secciones transversales después de ensayos de 6 horas ASTM G110 para cinco aleaciones seleccionadas de superficies sin tratar, tal cual coladas y de superficies mecanizadas. El modo del ataque de corrosión fue predominantemente corrosión interdendrítica. Generalmente, el número de sitios de corrosión era mayor en las cuatro composiciones que contenían Cu que en la aleación de referencia sin Cu.

Más concretamente, las figuras 19 a-d muestran micrografías ópticas de secciones transversales de Al – 9 % de Si – 0,5 % de Mg después de un ensayo de 6 horas ASTM G110: a) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 15 horas a 155 °C; b) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 60 horas a 155 °C; c) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 15 horas a 155 °C y d) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 60 horas a 155 °C.

Las figuras 20 a-d muestran micrografías ópticas de secciones transversales de Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 0,75 % de Cu – 4 % de Zn después de un ensayo de 6 horas ASTM G110: a) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 15 horas a 155 °C; b) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 60 horas a 155 °C; c) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 15 horas a 155 °C y d) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 60 horas a 155 °C.

Las figuras 21 a-d muestran micrografías ópticas de secciones transversales de Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 0,75 % de Cu después de un ensayo de 6 horas ASTM G110: a) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 15 horas a 155 °C; b) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 60 horas a 155 °C; c) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 15 horas a 155 °C y d) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 60 horas a 155 °C.

Las figuras 22 a-d muestran micrografías ópticas de secciones transversales de Al – 9 % de Si – 0,45 % de Mg – 1,25 % de Cu después de un ensayo de 6 horas ASTM G110: a) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 15 horas a 155 °C; b) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 60 horas a 155 °C; c) de la aleación con

una superficie mecanizada y envejecida 15 horas a 155 °C y d) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 60 horas a 155 °C.

5 Las figuras 23 a-d muestran micrografías ópticas de secciones transversales de Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu – 4 % de Zn después de un ensayo de 6 horas ASTM G110: a) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 15 horas a 155 °C; b) de la aleación tal cual colada sin tratar y envejecida 60 horas a 155 °C; c) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 15 horas a 155 °C y d) de la aleación con una superficie mecanizada y envejecida 60 horas a 155 °C.

10 La figura 24 muestra la profundidad del ataque después de un ensayo de 6 horas ASTM G110. No hay una clara diferencia o tendencia entre las aleaciones. Tampoco el tiempo de envejecimiento presenta un impacto obvio sobre la profundidad del ataque, mientras que se encontraron algunas diferencias entre las superficies tal cual coladas, sin tratar y las superficies mecanizadas. En general, el ataque por corrosión fue ligeramente más profundo en la superficie mecanizada de una muestra que en la superficie colada tal cual, sin tratar, de la misma.

15 De manera global, las adiciones de Cu o de Cu + Zn no cambian el modo de corrosión ni aumentan la profundidad del ataque de las aleaciones. Se cree que todas las aleaciones evaluadas tienen una resistencia a la corrosión similar a la de la aleación de referencia, A359.

20 La presente memoria ha descrito aleaciones Al-Si-Cu-Mg que pueden obtener una alta resistencia sin sacrificar la ductilidad. Se obtuvieron sus propiedades de extensibilidad frente a la tensión, incluyendo la carga de rotura por tracción con valores de 450 – 470 MPa, el límite de elasticidad, de 360 – 390 Mpa, la elongación de 5 – 7 % y el índice de calidad con valores de 560 – 590 Mpa. Estas propiedades superan las de las aleaciones 3xx convencionales y son muy similares a las de la aleación A201 (2xx + Ag), mientras que las colabilidades de las nuevas aleaciones Al-9Si-MgCu son mucho mejores que las de la aleación A201. Las nuevas aleaciones mostraron una resistencia a la fatiga S-N (tensión – número de ciclos) mejor que la de las aleaciones A359 (Al-9Si-0,5Mg). Las aleaciones según la presente memoria tienen adecuadas tenacidad frente a la fractura y resistencia a la corrosión general.

25 **EJEMPLO 2: Aleaciones para fundición para aplicaciones a temperaturas elevadas**

Debido a que las aleaciones tales como las descritas en la presente memoria se pueden utilizar en aplicaciones en las que se exponen a altas temperaturas, tales como en motores, en forma de bloques de motor, cabezales, pistones, etc, resulta de interés evaluar cómo se comportan tales aleaciones cuando se exponen a altas temperaturas. La figura 26 muestra un gráfico de propiedades de extensibilidad bajo tensión de una aleación según la presente memoria, a saber la aleación Al – 9 % de Si – 0,35 % de Mg – 1,75 % de Cu (denominada previamente aleación 9, por ejemplo en la figura 15), tras su exposición a diversas temperaturas. Como se observa, para cada ensayo que genera datos del gráfico, el tiempo de exposición de las aleaciones a la temperatura indicada fue de 500 horas. Las muestras se ensayaron también a la temperatura indicada. Como se muestra en el gráfico, el límite de elasticidad de la aleación disminuye de forma significativa a temperaturas por encima de 150 °C. Según la presente memoria, el metal se analizó para determinar características asociadas con la pérdida de resistencia debida a la exposición de temperaturas aumentadas.

40 Las figuras 27a y 27b muestran micrografías de microscopía electrónica de barrido (SEM) de una sección transversal de una muestra de la aleación 9 antes de su exposición a altas temperaturas, siendo la figura 27b una vista aumentada de la parte de la micrografía de 31a indicada como "Al". Como se muestra en la figura 27a, son visibles las fronteras de grano, así como las partículas de Si y de AlFeSi. La zona predominantemente de Al mostrada en la figura 27b no muestra precipitado visible a un aumento de 20.000 veces.

45 Las figuras 28 a-e muestran una serie de micrografías de microscopía electrónica de barrido (SEM) de una sección transversal de la aleación C00 (denominada previamente aleación 9, por ejemplo en la figura 15) de la misma escala que la micrografía mostrada en la figura 27b tras exposición a temperaturas crecientes como se muestra por la correlación de las micrografías con los puntos de datos en la gráfica G de la propiedad de extensibilidad bajo tensión de la aleación 9. Las características de extensibilidad bajo tensión de la aleación A356 en el intervalo dado de temperaturas se muestran también en el gráfico G para comparación. Como puede apreciarse en la secuencia de micrografías, la exposición de la aleación 9 a temperaturas crecientes da como resultado una prominencia que aumenta continuamente de las partículas de precipitado, las cuales son más grandes y que muestran geometrías divergentes.

50 Los inventores de la presente memoria admiten que ciertos elementos que se pueden alear, como Ti, V, Zr, Mn, Ni, Hf y Fe se podrían introducir en la aleación C00 (denominada previamente aleación 9, por ejemplo en la figura 15) de la presente memoria en pequeñas cantidades para producir una aleación que resiste la degradación de su resistencia a temperaturas elevadas.

55 La tabla siguiente (tabla 10) muestra 18 aleaciones que utilizan elementos aditivos en pequeñas cantidades a la aleación C00 (denominada previamente aleación 9, por ejemplo en la figura 15) con el objetivo de desarrollar una resistencia mejorada a temperaturas elevadas.

Tabla 10. Composiciones de las aleaciones

Aleación	Composición real (% en peso)											
	Fe	Si	Mn	Cu	Mg	Sr	Ti	B	V	Zr	Ni	Hf
C00	0,08	9,29	0	1,83	0,37	0,0125	0,05		0	0	0	0
C01	0,15	9,3	0,002	1,82	0,002	0,008	0,11	0,0047	0,012	0,002	0	0
C02	0,15	9,35	0,002	1,82	0,39	0,008	0,11	0,0043	0,012	0,002	0	0
C03	0,15	9,05	0,002	1,77	0,37	0,007	0,11	0,0051	0,13	0,002	0	0
C04	0,16	8,95	0,002	1,77	0,36	0,006	0,1	0,0026	0,1	0,091	0	0
C05	0,16	8,86	0,002	1,76	0,36	0,005	0,1	0,0016	0,13	0,15	0	0
C06	0,16	8,54	0,002	1,72	0,35	0,004	0,1	0,005	0,13	0,18	0	0
C07	0,16	9,31	0,15	1,8	0,34	0,004	0,11	0,0044	0,025	0,016	0	0
C08	0,16	9,32	0,16	1,84	0,34	0,004	0,11	0,0051	0,025	0,017	0	0
C09	0,17	9,1	0,28	1,8	0,33	0,003	0,11	0,005	0,025	0,016	0	0
C10	0,32	9,26	0,3	1,83	0,34	0,003	0,11	0,0045	0,024	0,017	0	0
C11	0,49	8,96	0,3	1,78	0,32	0,003	0,12	0,0055	0,11	0,016	0	0
C12	0,56	8,97	0,3	1,79	0,32	0,002	0,1	0,0039	0,11	0,12	0	0
C13	0,15	9,28	0,003	1,82	0,33	0,0125	0,1	0,005	0,0012	0,002	0,28	0
C14	0,2	9,28	0,004	1,81	0,33	0,004	0,1	0,0026	0,012	0,002	0,28	0
C15	0,31	9,27	0,03	1,82	0,33	0,004	0,1	0,0032	0,012	0,002	0,28	0
C16	0,32	9,14	0,1	1,79	0,32	0,003	0,1	0,0032	0,012	0,003	0,27	0,1
C17	0,32	8,88	0,12	1,75	0,3	0,003	0,1	0,0031	0,11	0,013	0,26	0,1
C18	0,32	8,89	0,14	1,76	0,3	0,003	0,1	0,003	0,11	0,036	0,27	0,1

La tabla 11 muestra las propiedades mecánicas de las aleaciones precedentes, es decir la carga de rotura por tracción (UTS, por sus siglas en inglés), el límite de elasticidad (TYS) y el % de elongación, a 300 °C, 175 °C y a temperatura ambiente.

5

Tabla 11. Propiedades mecánicas a diversas temperaturas

Aleación	300 °C								
	UTS, MPa (ksi)			TYS, MPa (ksi)			Elongación (%)		
C00	56,5 (8,2)	57,9 (8,4)	57,2 (8,3)	41,4 (6)	43,4 (6,3)	41,4 (6)	49	54	29,5
C01	64,1 (9,3)	65,5 (9,59)	66,2 (9,6)	44,8 (6,5)	44,1 (6,4)	46,2 (6,7)	63	54,5	49,5
C02	69,0 (10)	71,0 (10,3)	62,1 (9)	47,6 (6,9)	49,6 (7,2)	44,8 (6,5)	51,5	40,5	40,5
C03	60,7 (8,8)	70,3 (10,2)	73,1 (10,6)	46,9 (6,8)	49,6 (7,2)	51,7 (7,5)	52	43,5	56,5
C04	71,7 (10,4)	71,0 (10,3)	80,7 (11,7)	54,5 (7,9)	51,0 (7,4)	55,2 (8)	47,5	47	41,5
C05	74,5 (10,8)	73,8 (10,7)	76,5 (11,1)	58,6 (8,5)	55,2 (8)	56,5 (8,2)	47	41,5	36,5
C06	75,8 (11)	64,1 (9,3)	77,2 (11,2)	53,1 (7,7)	49,0 (7,1)	58,6 (8,5)	35	36	42,5

ES 2 607 728 T3

C07	72,4 (10,5)	73,1 (10,6)	71,0 (10,3)	55,8 (8,1)	55,2 (8)	53,1 (7,7)	53	40	43,5
C08	69,0 (10)	66,9 (9,7)	73,1 (10,6)	51,7 (7,5)	46,2 (6,7)	54,5 (7,9)	39	40,5	36,5
C09	71,0 (10,3)	74,5 (10,8)	80,7 (11,7)	51,7 (7,5)	53,8 (7,8)	59,3 (8,6)	35	35	36
C10	73,8 (10,7)	73,8 (10,7)	77,9 (11,3)	55,8 (8,1)	55,2(8)	57,2 (8,3)	37	40	33
C11	75,8 (11)	77,9 (11,3)	72,4 (10,5)	54,5 (7,9)	55,8 (8,1)	53,1 (7,7)	27,5	30,5	34,5
C12	80,7 (11,7)	74,5 (10,8)	78,6 (11,4)	56,5 (8,2)	54,5 (7,9)	56,5 (8,2)	33	28,5	34,5
C13	70,3 (10,2)	62,1 (9)	64,8 (9,4)	51,7 (7,5)	47,6 (6,9)	48,3 (7)	45,5	53	40
C14	64,1 (9,3)	63,4 (9,2)	68,3 (9,9)	45,5 (6,6)	45,5 (6,6)	47,6 (6,9)	56	44	42,5
C15	69,0 (10)	67,6 (9,8)	69,0 (10)	49,6 (7,2)	49,6 (7,2)	49,6 (7,2)	46,5	32	31,5
C16	71,0 (10,3)	71,0 (10,3)	69,6 (10,1)	53,1 (7,7)	51,7 (7,5)	51,7 (7,5)	44,5	36,5	34,5
C17	72,4 (10,5)	64,8 (9,4)	69,0 (10)	51,7 (7,5)	49,6 (7,2)	49,6 (7,2)	46,5	42,5	29,5
C18	69,6 (10,1)	78,6 (11,4)	77,9 (11,3)	51,7 (7,5)	59,3 (8,6)	56,5 (8,2)	29	28,5	25,5

Aleación	175 °C									Temperatura ambiente					
	UTS, MPa (ksi)			UTS, MPa (ksi)			UTS, MPa (ksi)			UTS, MPa (ksi)		TYS, MPa (ksi)		Elongación (%)	
C00	240,0 (34,8)	232,4 (33,7)	255,8 (37,1)	198,6 (28,8)	191,7 (27,8)	213,8 (31)	8,5	10,5	10,5	402,7 (58,4)	389,6 (56,5)	328,9 (47,7)	361,2 (52,4)	4	4
C01	193,7 (28,1)	213,8 (31)	202,7 (29,4)	147,6 (21,4)	163,4 (23,7)	150,3 (21,8)	16,6	24	14,9	259,9 (37,7)	264,8 (38,4)	138,6 (20,1)	144,1 (20,9)	9	12
C02	300,6 (43,6)	318,5 (46,2)	317,9 (46,1)	262,0 (38)	273,0 (39,6)	277,2 (40,2)	6,9	5,1	5,1	415,1 (60,2)	390,9 (56,7)		318,5 (46,2)	3	3
C03	309,6 (44,9)	297,2 (43,1)	313,0 (45,4)	279,9 (40,6)	257,9 (37,4)	274,4 (39,8)	0,6	7,4	4	348,2 (50,5)	412,3 (59,8)	335,8 (48,7)	346,8 (50,3)	3	5,5
C04	320,6 (46,5)	320,6 (46,5)	333,7 (48,3)	279,9 (40,6)	282,7 (41)	295,1 (42,8)	6,9	9,1	4,6	404,7 (58,7)	396,5 (57,5)	342,7 (49,7)	331,7 (48,1)	3	1
C05	275,8 (40)	326,8 (47,4)	324,1 (47)	244,1 (35,4)	280,6 (40,7)	275,1 (39,9)	2,9	5,1	5,1	361,3 (52,4)	401,3 (58,2)	352,3 (51,1)	328,9 (47,7)	1	3
C06	305,4 (44,3)	300,6 (43,6)	321,3 (46,6)	264,8 (38,4)	257,9 (37,4)	282,9 (40,9)	5,7	8	3,4	399,2 (57,9)	407,5 (59,1)	332,3 (48,2)	336,5 (48,8)	3	4

ES 2 607 728 T3

C07	333,0 (48,3)	322,0 (46,7)	296,5 (43)	286,8 (41,6)	281,3 (40,8)	262,0 (38)	6,3	2,3	6,9	393,0 (57)	402,0 (58,3)	331,7 (48,1)		3,5	3,5
C08	339,9 (49,3)	288,2 (41,8)	293,7 (42,6)	284,1 (41,2)	252,7 (36,5)	252,4 (36,6)	6,3	2,3	6,9	404,0 (58,6)	358,5 (52)	318,5 (46,2)	332,3 (48,2)	3,5	3
C09	268,9 (39)	311,7 (45,2)	302,7 (43,9)	232,4 (33,7)	270,3 (39,2)	266,1 (38,6)	3,4	3,4	2,3	358,5 (52)	400,6 (58,1)	330,3 (47,9)	334,4 (48,5)	3	3
C10	246,2 (35,7)	300,6 (43,6)	335,1 (48,6)	213,1 (30,9)	257,2 (37,3)	288,9 (41,9)	2,3	3,4	23	379,2 (55)	383,4 (55,6)	328,9 (47,7)	342,0 (49,6)	3	3
C11	292,3 (42,4)	293,0 (42,5)	328,2 (47,6)	252,7 (36,5)	246,8 (35,8)	283,4 (41,1)	1,1	2,3	2,3	373,0 (54,1)	362,7 (52,6)	339,9 (49,3)	338,5 (49,1)	3	3
C12	261,3 (37,9)	257,2 (37,3)	257,2 (37,3)	243,4 (35,3)	218,6 (31,7)	215,1 (31,2)	1,1	1,7	4	346,1 (50,2)	363,4 (52,7)	334,4 (48,5)	348,9 (50,6)	1	1,5
C13	312,3 (45,3)	311,7 (45,2)	284,8 (41,3)	270,3 (39,2)	263,4 (38,2)	241,3 (35)	2,9	6,3	8	388,2 (56,3)	403,4 (58,5)	331,7 (48,1)	316,5 (45,9)	2,5	8
C14	236,5 (34,3)	266,1 (38,6)	315,1 (45,7)	222,7 (32,3)	223,4 (32,4)	268,9 (39)	0,6	9,1	5,1	422,7 (61,3)	393,7 (57,1)	304,4 (44,3)	306,8 (44,5)	8	4
C15	276,5 (40,1)	311,7 (45,2)	308,2 (44,7)	235,8 (34,2)	265,5 (38,5)	259,3 (37,6)	2,9	5,1	3,4	390,9 (56,7)	384,7 (55,8)	316,5 (45,9)	324,8 (47,1)	4	4
C16	291,7 (42,3)	286,8 (41,6)	287,5 (41,7)	244,1 (35,4)	242,7 (35,2)	247,5 (35,9)	4	5,1	2,3	395,8 (57,4)	370,3 (53,7)	319,9 (46,4)	317,2 (46)	4	3
C17	293,7 (42,6)	264,8 (38,4)	272,4 (39,5)	150,3 (21,8)	262,0 (38)	235,8 (34,2)	14,9	6,9	2,3	394,4 (57,2)	386,8 (56,1)	324,8 (47,1)	323,4 (46,9)	3	3
C18	256,5 (37,2)	285,5 (41,4)	286,1 (41,5)	242,0 (35,1)	238,6 (34,6)	239,3 (34,7)	1,1	5,1	3,4	334,4 (48,5)	348,9 (50,6)	311,0 (45,1)	323,4 (46,9)	2	2

Nota 1 ksi = 6,895 MPa (1ksi = 1000 libras por pulgada cuadrada)

5 La figura 29 muestra un gráfico del límite de elasticidad a temperatura ambiente de las aleaciones precedentes. Se muestra también la aleación A356 para comparación. Además, se muestra para comparación un objetivo publicado por el Departamento de Energía de Estados Unidos (DOE, por sus siglas en inglés) para la mejora de la resistencia (Modelo predictivo para el desarrollo de aplicaciones ligeras en automoción y aleaciones avanzadas para motores de automoción y de uso intensivo, emitido por el Departmente of Energy, Estados Unidos, con fecha 22 de marzo de 2012). Como puede apreciarse, la aleación C00 es comparable en resistencia a temperatura ambiente a las aleaciones C02 – C18, todas las cuales superan sustancialmente la resistencia de la aleación A356 y las propiedades objetivo del DOE. La aleación C01, que no tiene cantidades sustanciales de Mg, tiene un límite de elasticidad mucho más bajo.

10 La figura 30 es un gráfico del límite de elasticidad tras exponer las aleaciones precedentes a 175 °C durante 500 horas. Se muestran para comparación los resultados para las aleaciones C00 y A356. Como se puede apreciar, la aleación C00 supera sustancialmente la resistencia de la aleación A356. Todas las aleaciones C02 – C18 muestran señaladas mejoras respecto tanto de la aleación A356 como de la C00.

15 La figura 31 es un gráfico del límite de elasticidad tras exponer las aleaciones precedentes a 300 °C durante 500 horas. La figura 32 muestra un gráfico del límite de elasticidad tras exposición a 300 °C de diversas aleaciones. Más concretamente, en aleaciones adyacentes en el gráfico (yendo en el sentido de las flechas) se muestra el resultado de añadir un elemento o de aumentar la cantidad de un elemento. El resultado más alto en el gráfico de la figura 32 es para la aleación C00 + 0,1Ti + 0,16Fe + 0,13V + 0,15Zr. La adición de más Zr (hasta 0,18 %) a esta combinación da como resultado un rendimiento peor.

20 La figura 33 es un gráfico del límite de elasticidad tras exposición a 300 °C de diversas aleaciones durante 500 horas. Los gráficos muestran mejoras debidas a la adición de Ti, Fe y Mn a la composición C00; el máximo rendimiento se ha observado para la composición C00 + 0,11Ti + 0,32Fe + 0,3Mn. La adición de V a las anteriores disminuye el rendimiento y la adición posterior de 0,12 % en peso de Zr lleva el rendimiento casi de nuevo hasta el nivel más alto.

25 La figura 34 es un gráfico del límite de elasticidad tras exposición a 300 °C de diversas aleaciones, esto es, debido a la adición de elementos a la composición C00. El rendimiento óptimo se observa para la combinación C00 + 0,1Ti + 0,28Ni + 0,32Fe + 0,14Mn + 0,1Hf + 0,11V + 0,04Zr.

REIVINDICACIONES

1. Una aleación de fundición de aluminio constituida por:
 8,5 – 9,5 % en peso de silicio;
 0,5 - 2,0 % de cobre (Cu);
- 5 de modo que la aleación comprende:
 - i. de 1,35 a 2,0 % en peso de cobre y de 0,27 a 0,445 % en peso de magnesio; o
 - ii. de 0,5 a 0,75 % en peso de cobre y de 0,395 a 0,53 % en peso de magnesio; o
 - iii. de 0,75 a 1,35 % en peso de cobre y de 0,335 a 0,505 % en peso de magnesio;
 0,27 – 0,53 % en peso de magnesio (Mg);
- 10 de modo que la aleación de fundición de aluminio incluye cobre y magnesio de tal forma que $4,7 \leq (\text{Cu} + 10\text{Mg}) \leq 5,8$;
 hasta 0,25 % en peso de zinc;
 hasta 1,0 % en peso de plata;
 hasta 1,0 % en peso de níquel;
- 15 hasta 1,0 % en peso de hafnio;
 hasta 1,0 % en peso de manganeso;
 hasta 1,0 % en peso de hierro;
 hasta 0,30 % en peso de titanio;
 hasta 0,30 % en peso de zirconio;
- 20 hasta 0,30 % en peso de vanadio;
 hasta 0,10 % en peso de uno o más de los elementos: estroncio, sodio y antimonio;
 estando otros elementos en cantidades $\leq 0,04$ % en peso cada uno de ellos y $\leq 0,12$ % en peso en total;
 siendo el resto aluminio.
- 25 2. La aleación de fundición de aluminio de la reivindicación 1, en la cual la aleación de fundición de aluminio incluye cobre y magnesio de tal forma que $5,0 \leq (\text{Cu} + 10\text{Mg}) \leq 5,5$.
3. La aleación de fundición de aluminio de la reivindicación 1, en la cual la aleación de fundición de aluminio incluye cobre y magnesio de tal forma que $5,1 \leq (\text{Cu} + 10\text{Mg}) \leq 5,4$.
4. La aleación de fundición de aluminio de la reivindicación 1, que contiene una cantidad $\leq 0,01$ % en peso de plata.
- 30 5. La aleación de fundición de aluminio de la reivindicación 1, que contiene una cantidad de 0,05 a 1,0 % en peso de plata.
6. La aleación de fundición de la reivindicación 1, que incluye de 0,1 a 0,12 % en peso de titanio.
7. La aleación de fundición de la reivindicación 6, que incluye de 0,12 a 0,14 % en peso de vanadio.
8. La aleación de fundición de la reivindicación 7, que incluye de 0,08 a 0,19 % en peso de zirconio.
- 35 9. La aleación de fundición de la reivindicación 6, que incluye de 0,14 a 0,3 % en peso de manganeso, o que incluye de 0,14 a 0,3 % en peso de manganeso y de 0,15 a 0,57 % en peso de hierro, o que incluye de 0,14 a 0,3 % en peso de manganeso, de 0,15 a 0,57 % en peso de hierro y de 0,1 a 0,12 % en peso de vanadio, o que incluye de 0,14 a 0,3 % en peso de manganeso, de 0,15 a 0,57 % en peso de hierro, de 0,1 a 0,12 % en peso de vanadio y de 0,11 a 0,13 % de zirconio.
- 40 10. La aleación de fundición de la reivindicación 6, que incluye de 0,27 a 0,3 % en peso de níquel, o que incluye de 0,27 a 0,3 % en peso de níquel y de 0,15 a 0,33 % en peso de hierro, o que incluye de 0,27 a 0,3 % en peso de

5 níquel, de 0,15 a 0,33 % en peso de hierro y de 0,03 a 0,15 % en peso de manganeso, o que incluye de 0,27 a 0,3 % en peso de níquel, de 0,15 a 0,33 % en peso de hierro, de 0,03 a 0,15 % en peso de manganeso y de 0,05 a 0,2 % en peso de hafnio, o que incluye de 0,27 a 0,3 % en peso de níquel, de 0,15 a 0,33 % en peso de hierro, de 0,03 a 0,15 % en peso de manganeso y de 0,1 a 0,12 % en peso de vanadio, o que incluye de 0,27 a 0,3 % en peso de níquel, de 0,15 a 0,33 % en peso de hierro, de 0,03 a 0,15 % en peso de manganeso, de 0,1 a 0,12 % en peso de vanadio y de 0,012 a 0,04 % en peso de zirconio.

10 11. La aleación de fundición de aluminio de una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10, que se somete a un tratamiento térmico en disolución a T_H seguido por un enfriamiento brusco (templado) con agua fría, donde la T_H preferida (en °C) = $570 - 10,48 \cdot Cu - 71,6 \cdot Mg - 1,3319 \cdot Cu \cdot Mg - 0,72 \cdot Cu \cdot Cu + 72,95 \cdot Mg \cdot Mg$, tomando como base los contenidos de Cu y Mg en % en peso, dentro del intervalo definido por un límite inferior para T_H : $T_Q = 533,6 - 20,98 \cdot Cu + 88,037 \cdot Mg + 33,43 \cdot Cu \cdot Mg - 0,7763 \cdot Cu \cdot Cu - 126,267 \cdot Mg \cdot Mg$ y un límite superior para T_H : $T_S = 579,2 - 10,48 \cdot Cu - 71,6 \cdot Mg - 1,3319 \cdot Cu \cdot Mg - 0,72 \cdot Cu \cdot Cu + 72,95 \cdot Mg \cdot Mg$.

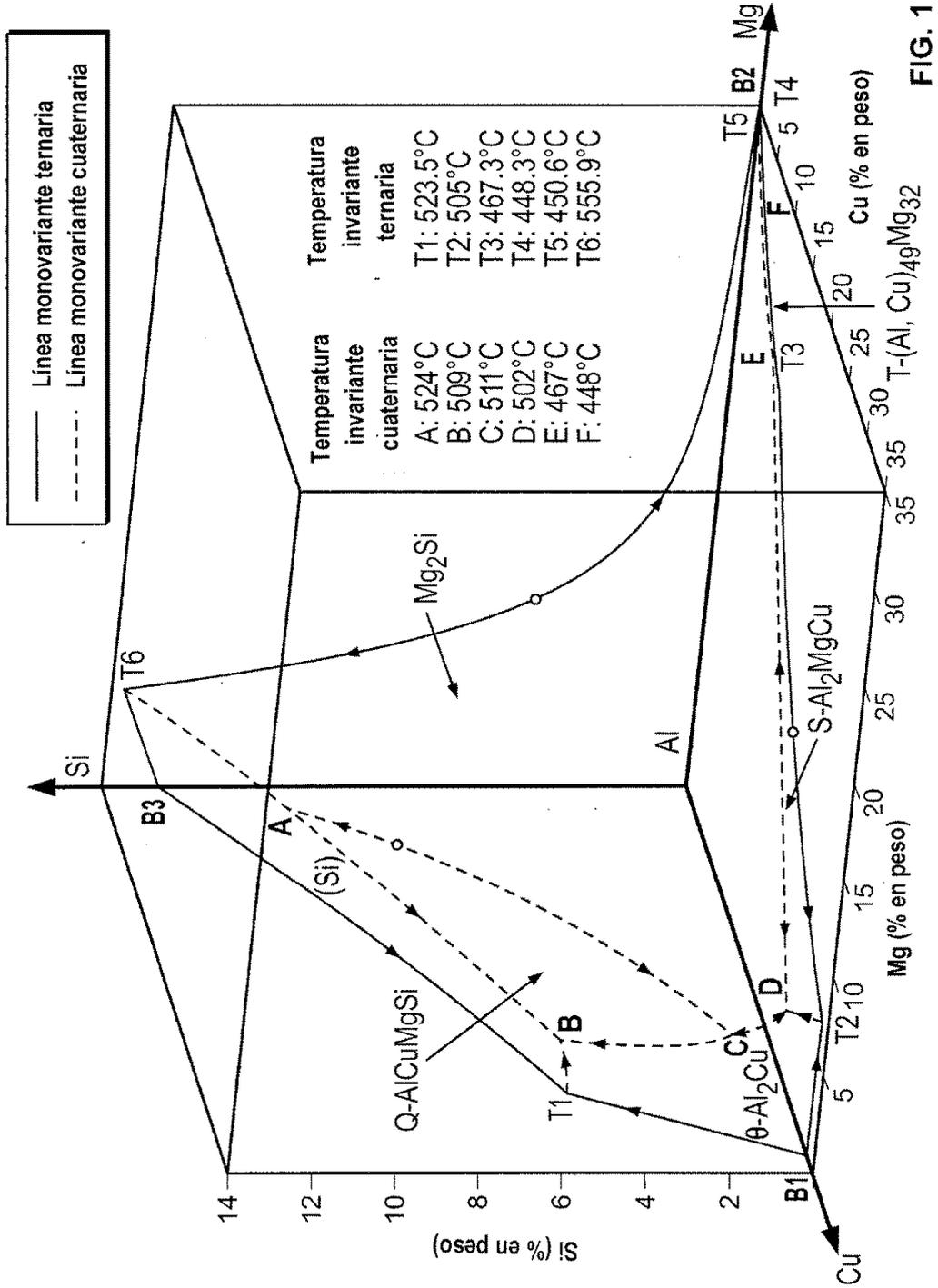


FIG. 1

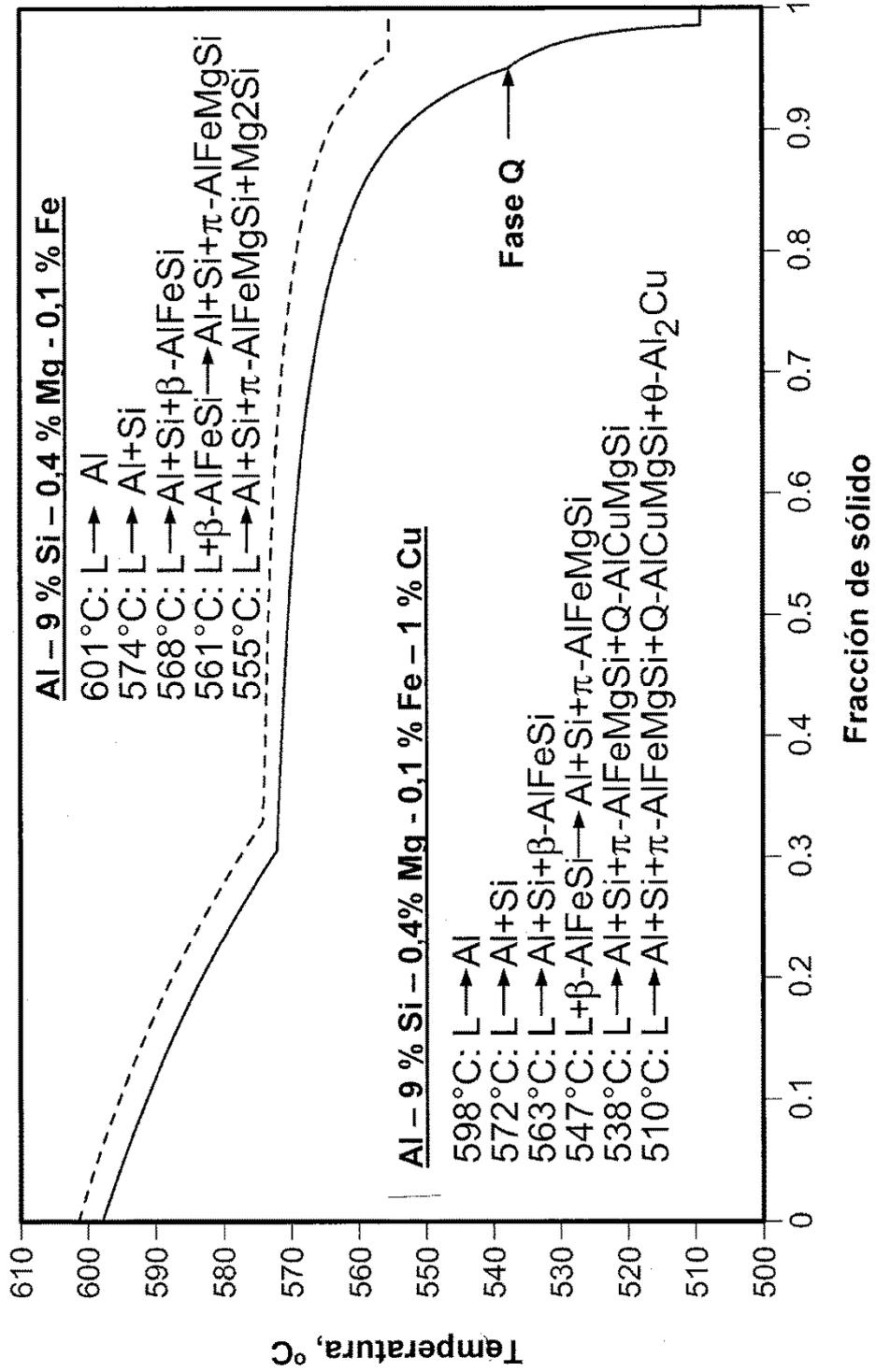


FIG. 2

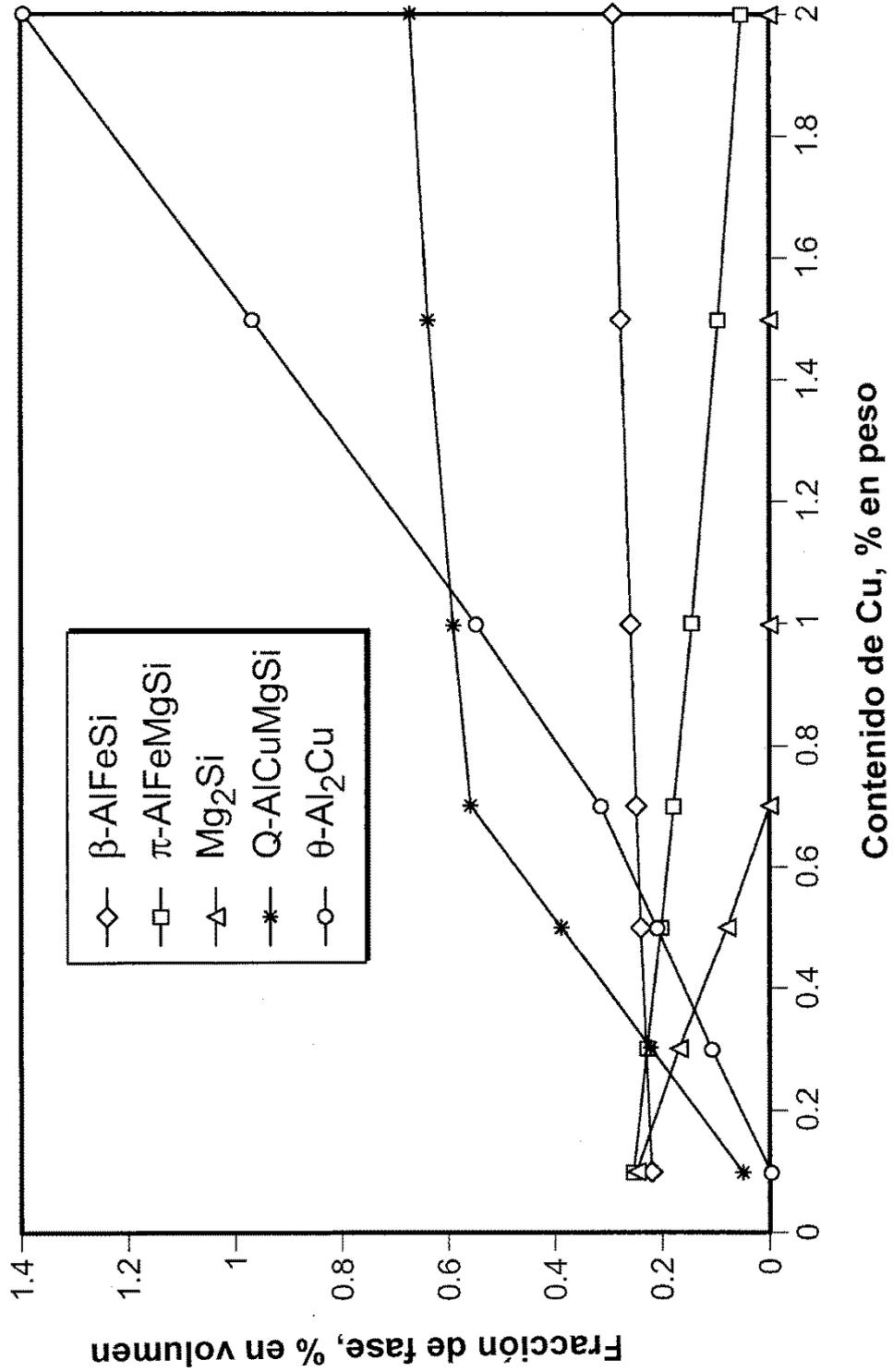


FIG. 3

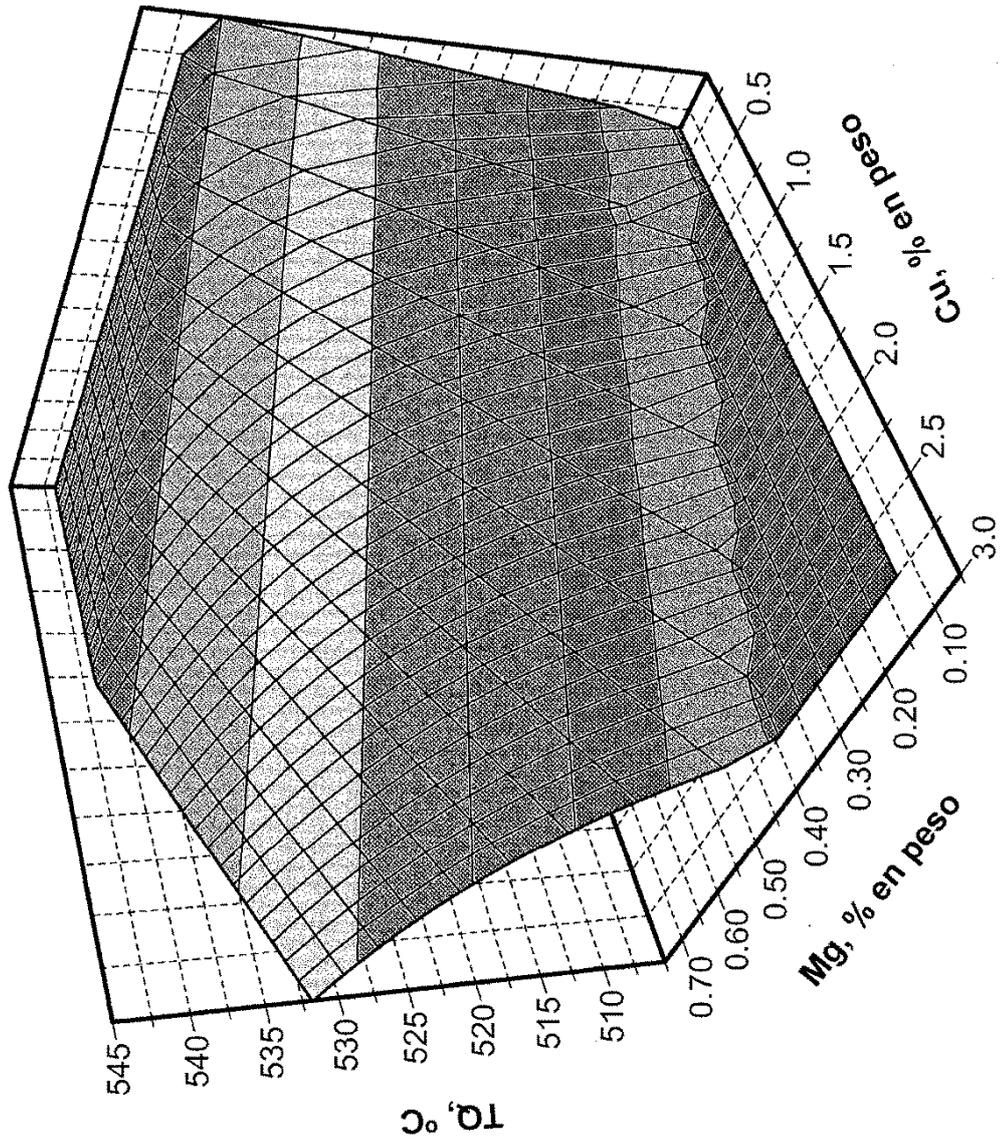


FIG. 4

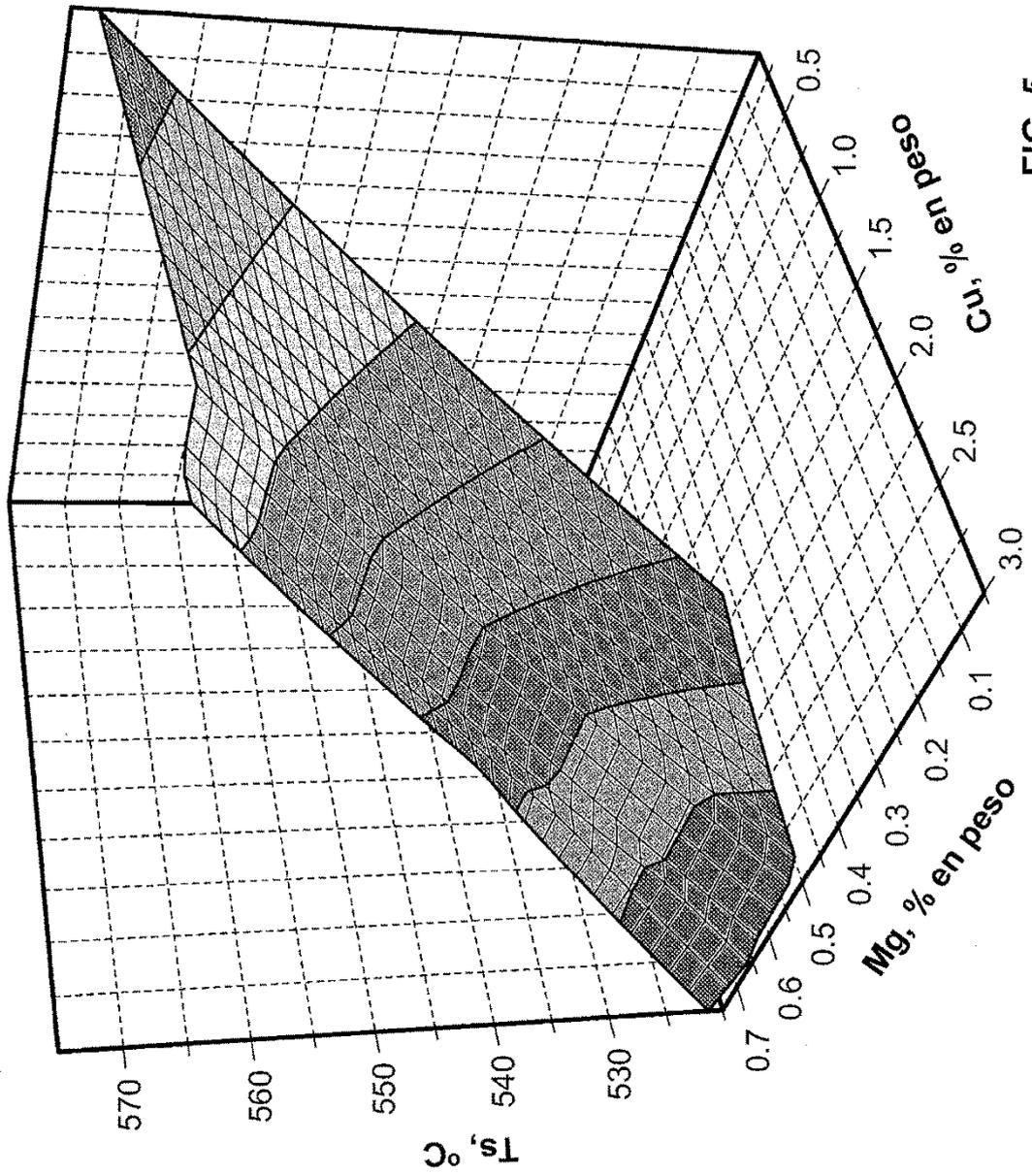


FIG. 5

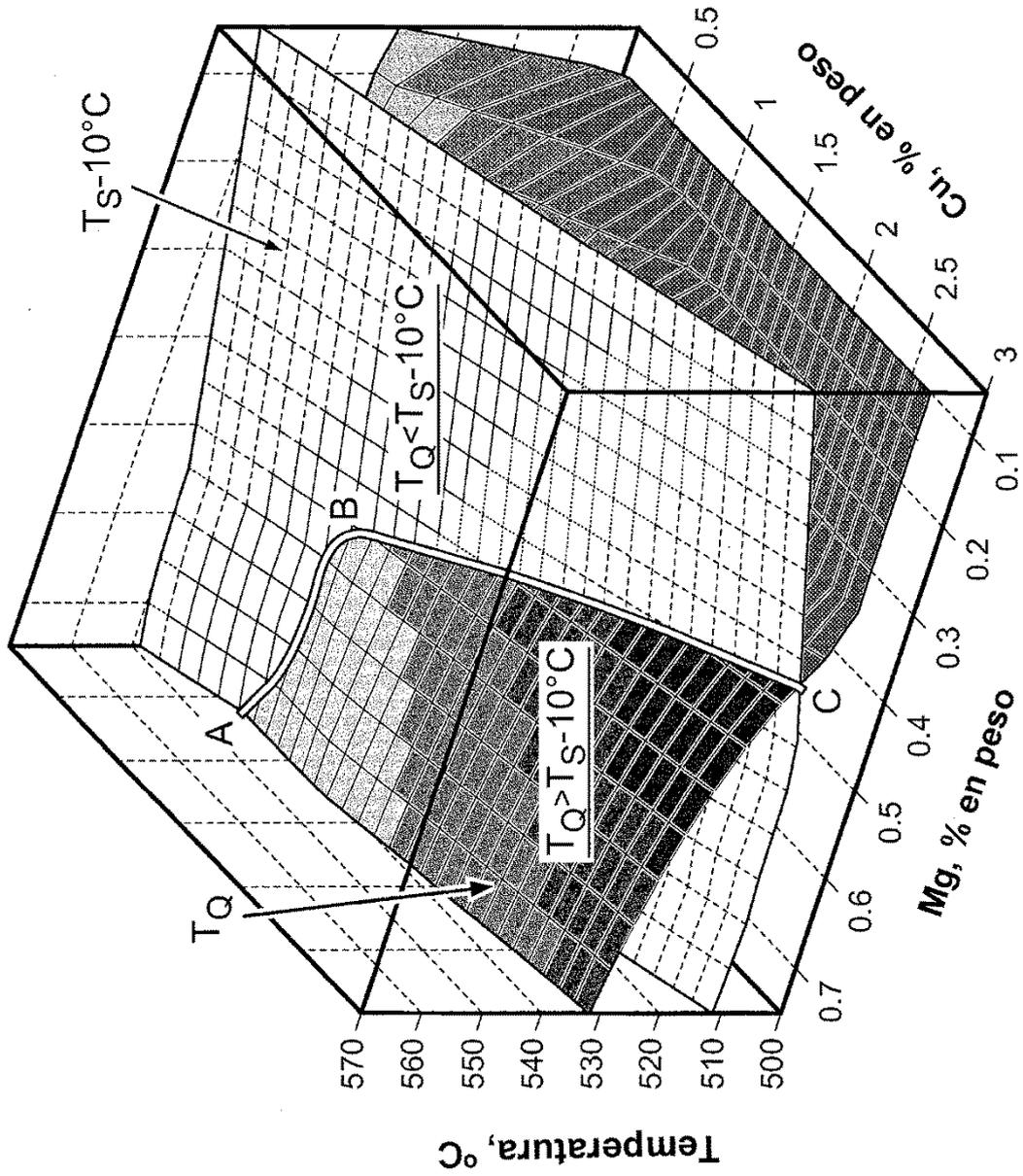


FIG. 6

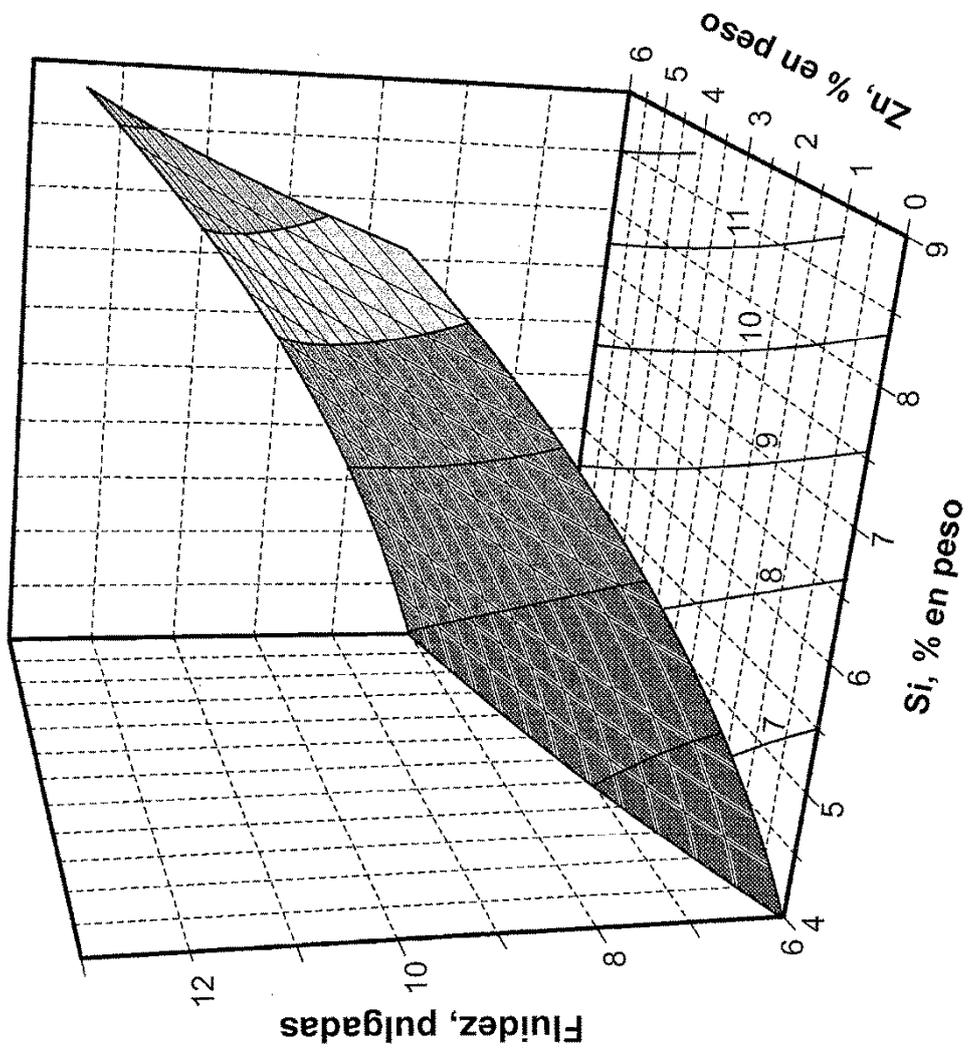


FIG. 7

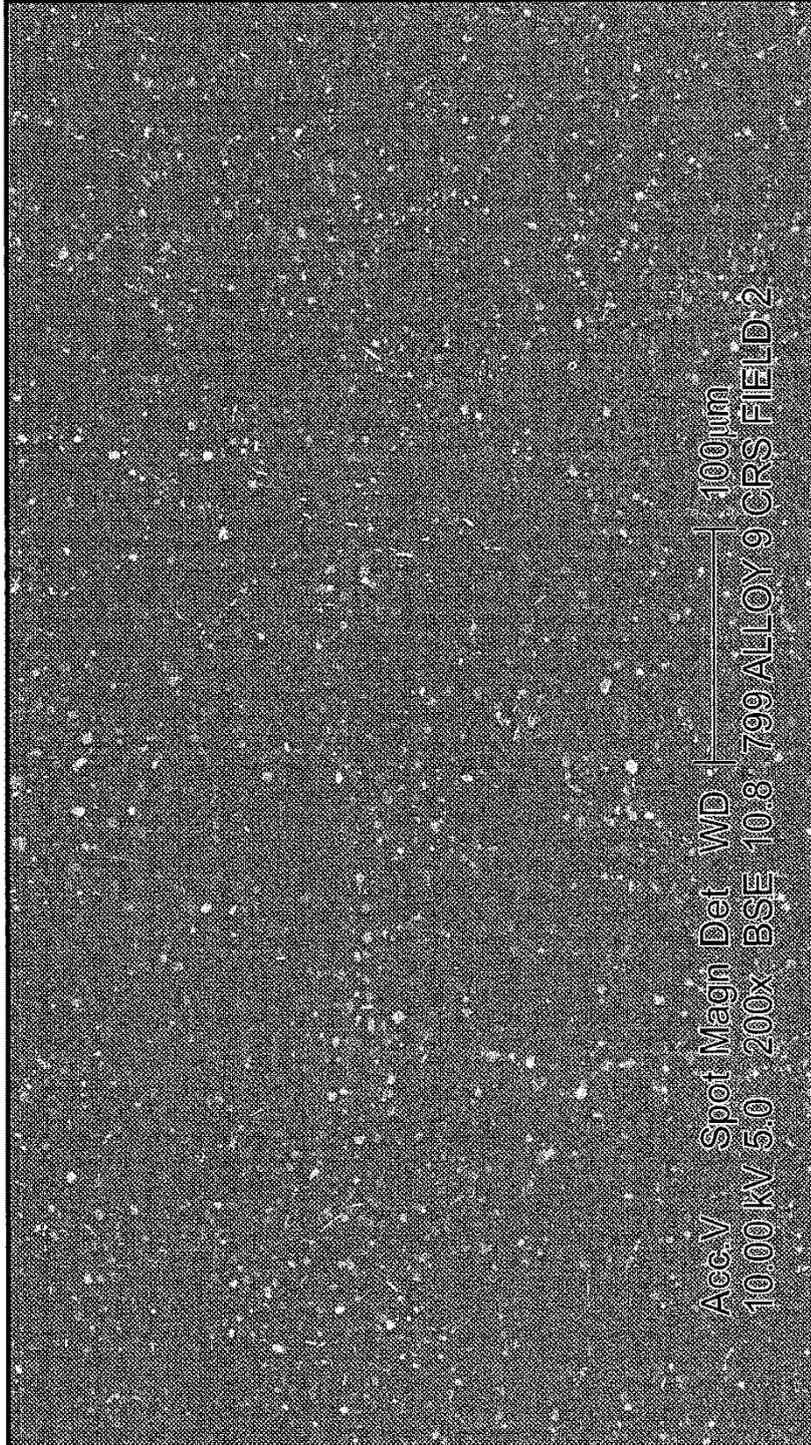


FIG. 8

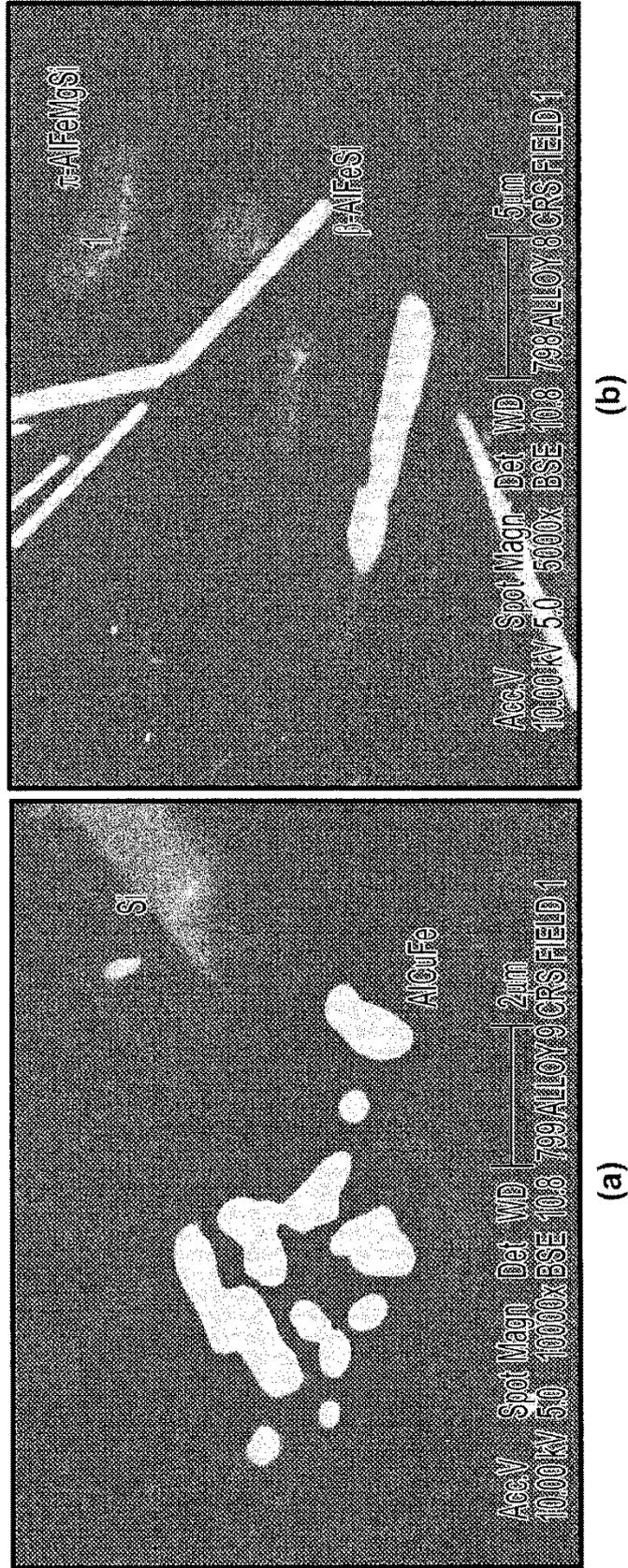


FIG. 9

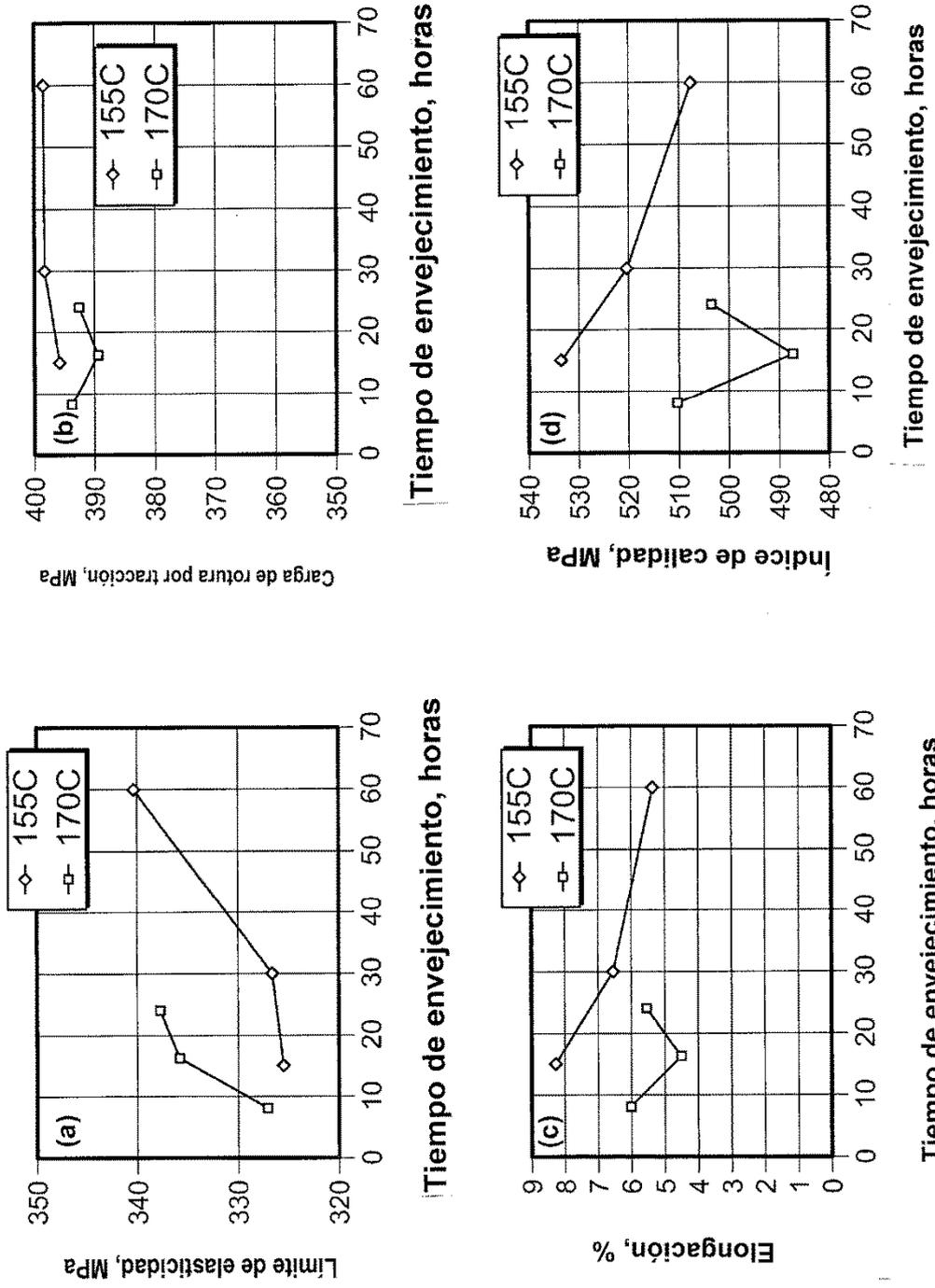


FIG. 10

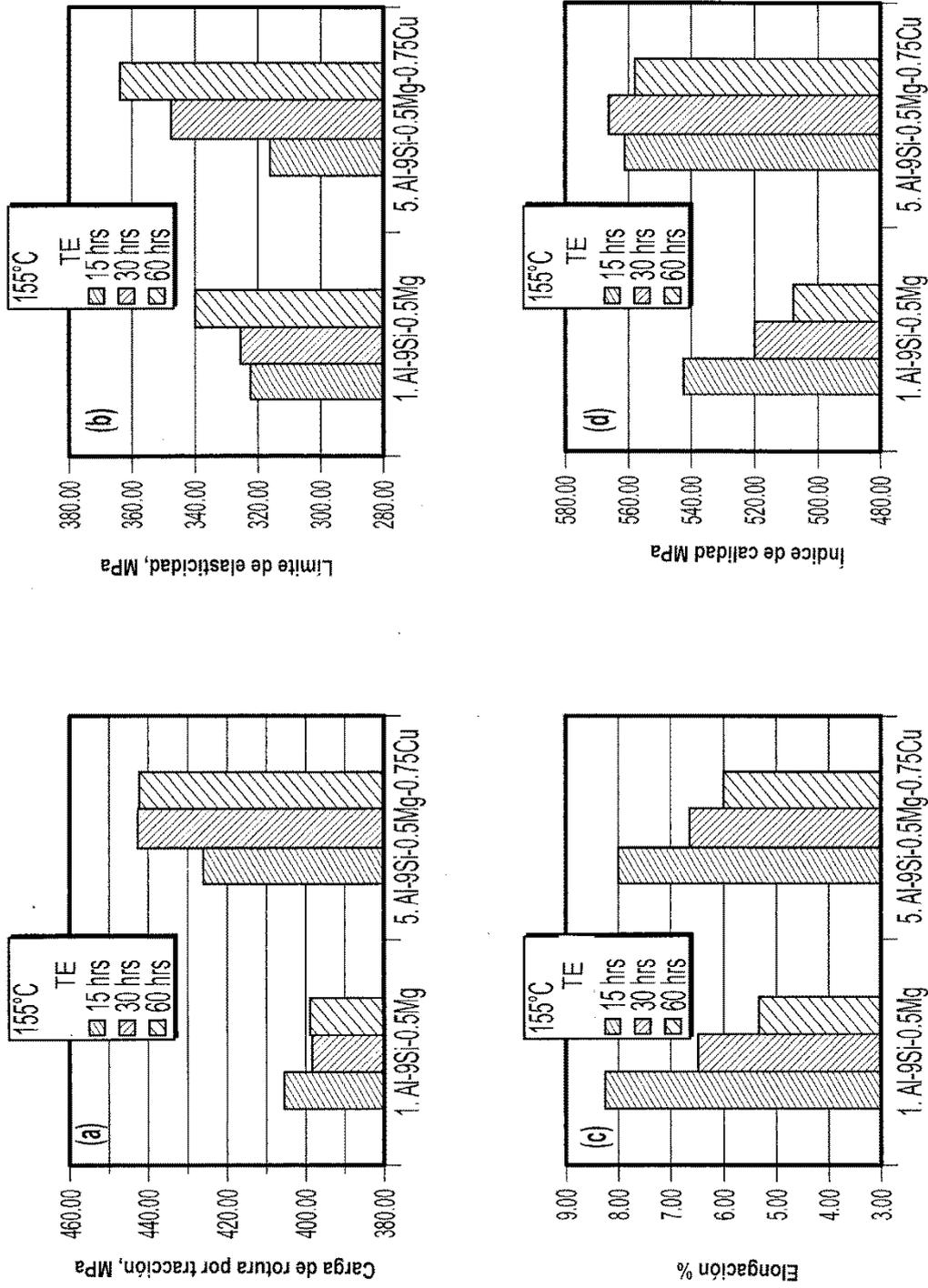
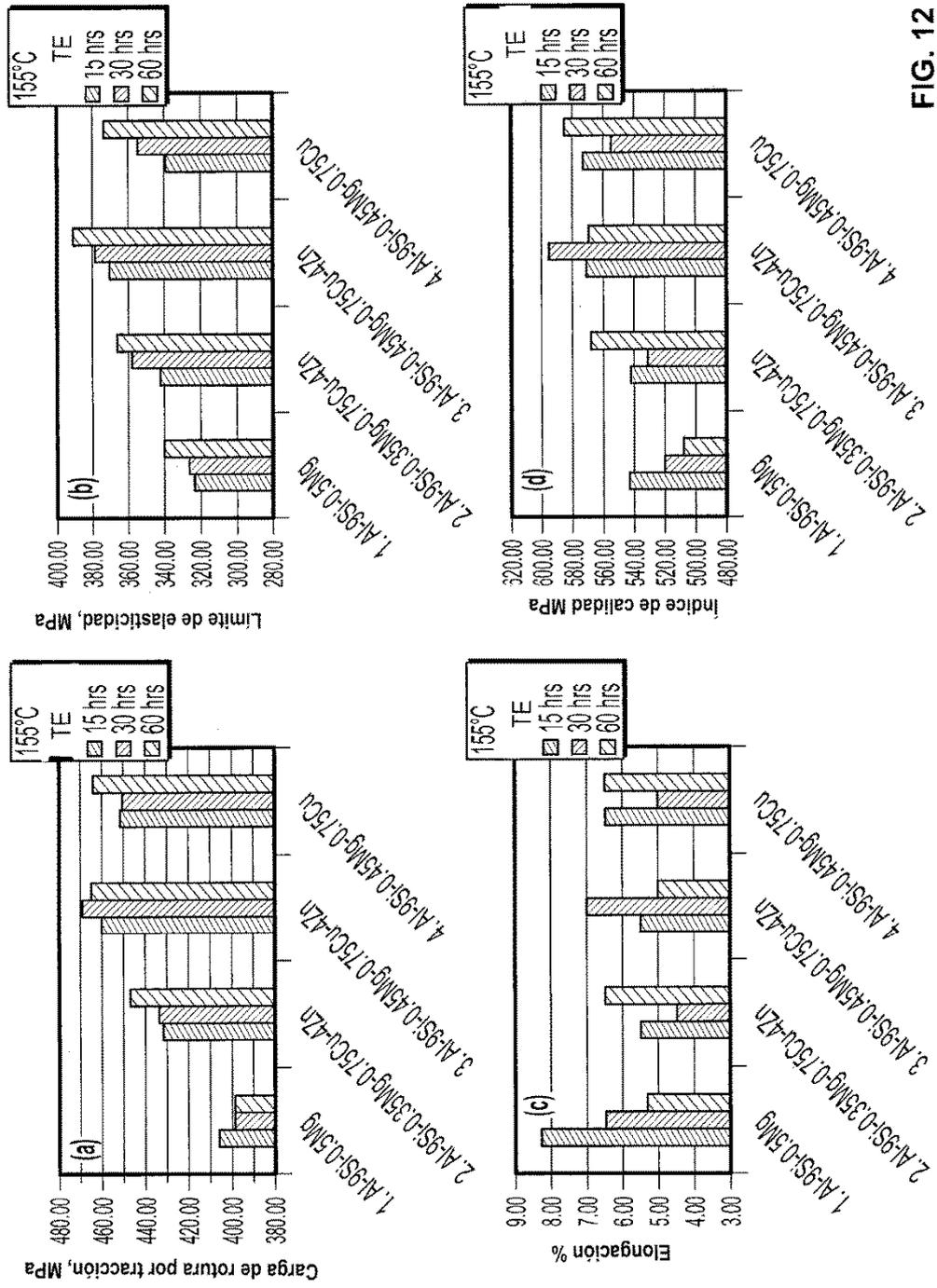


FIG. 11

TE = tiempo de envejecimiento



TE = tiempo de envejecimiento

FIG. 12

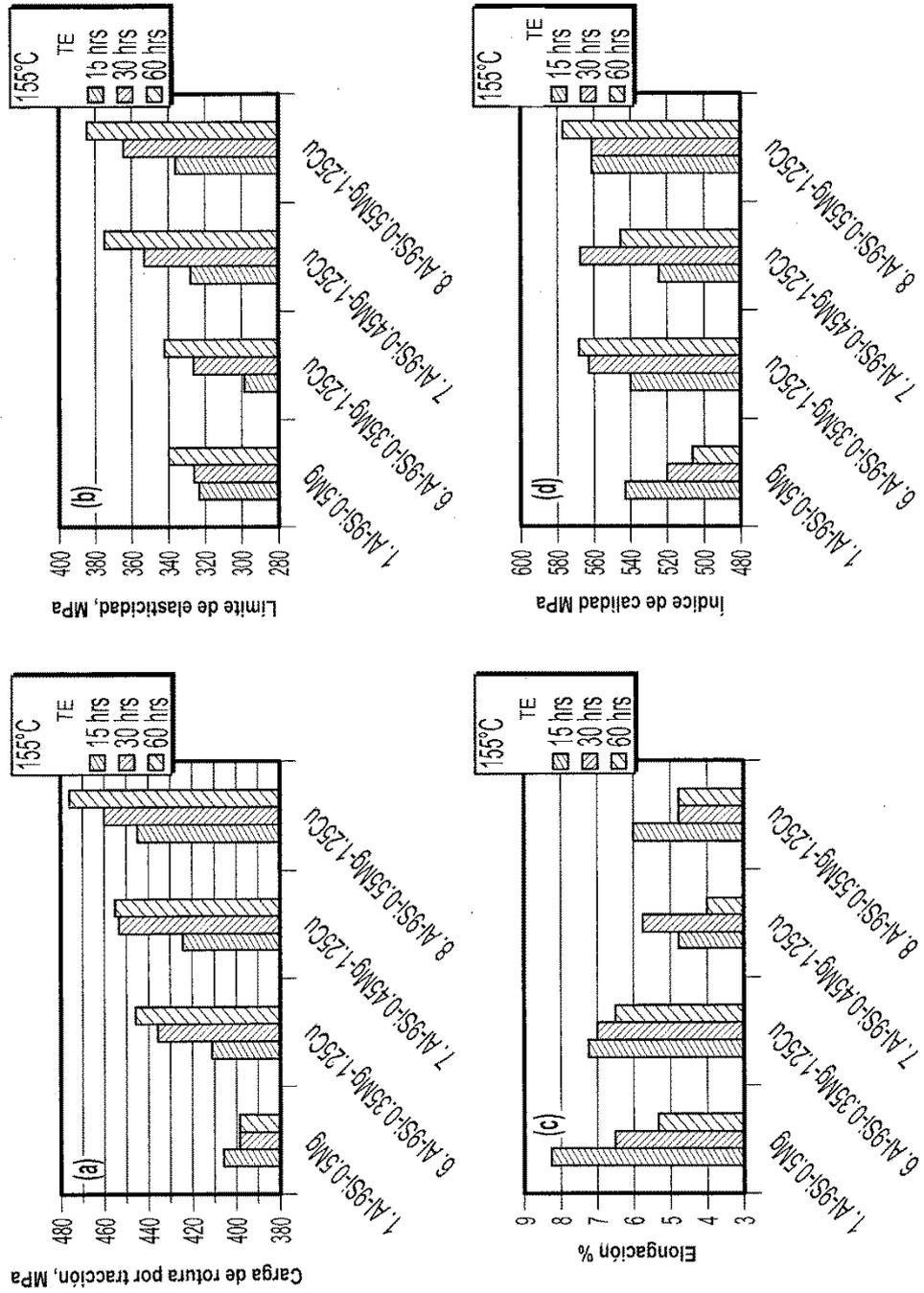


FIG. 13

TE = tiempo de envejecimiento

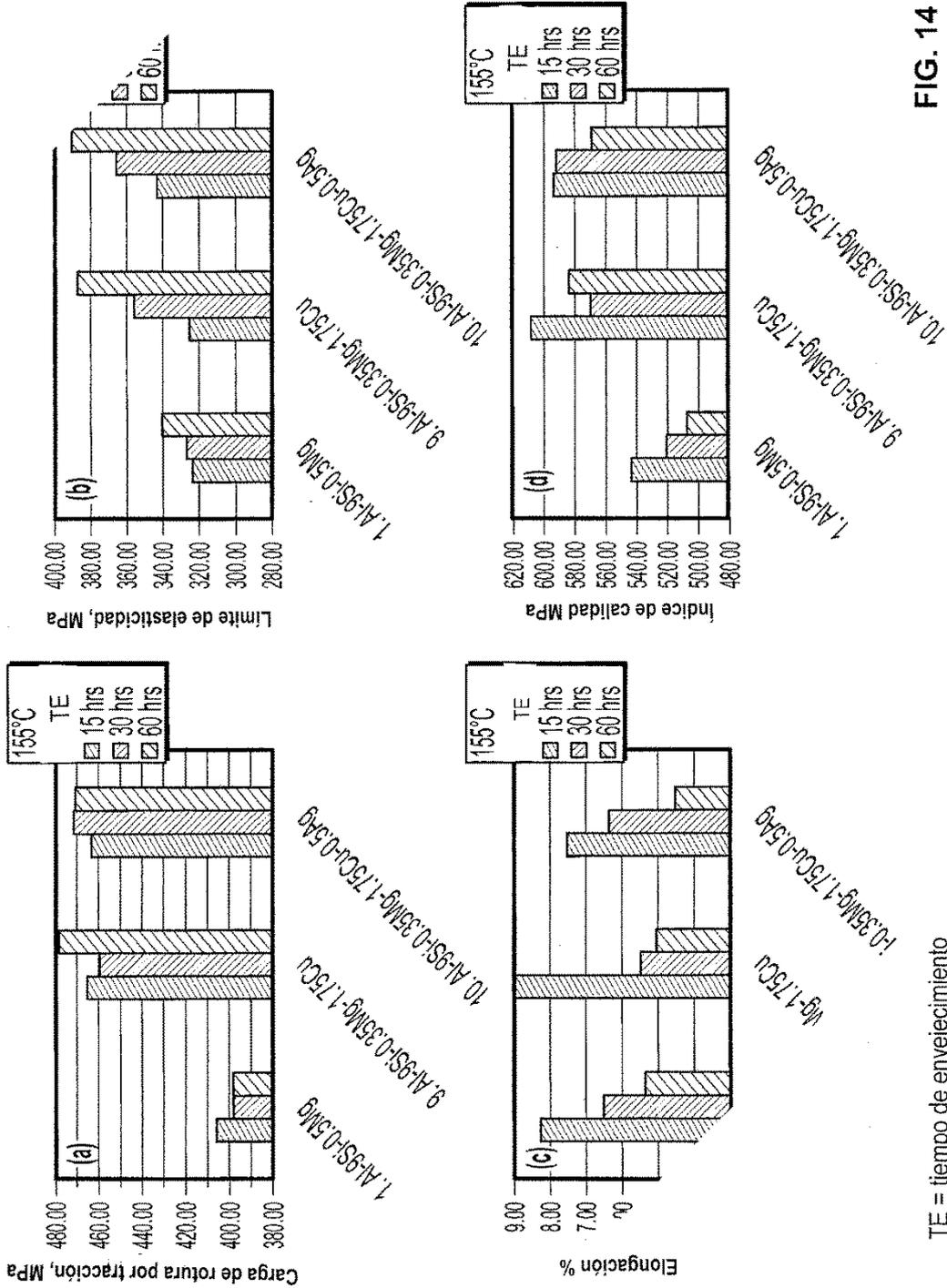


FIG. 14

TE = tiempo de envejecimiento

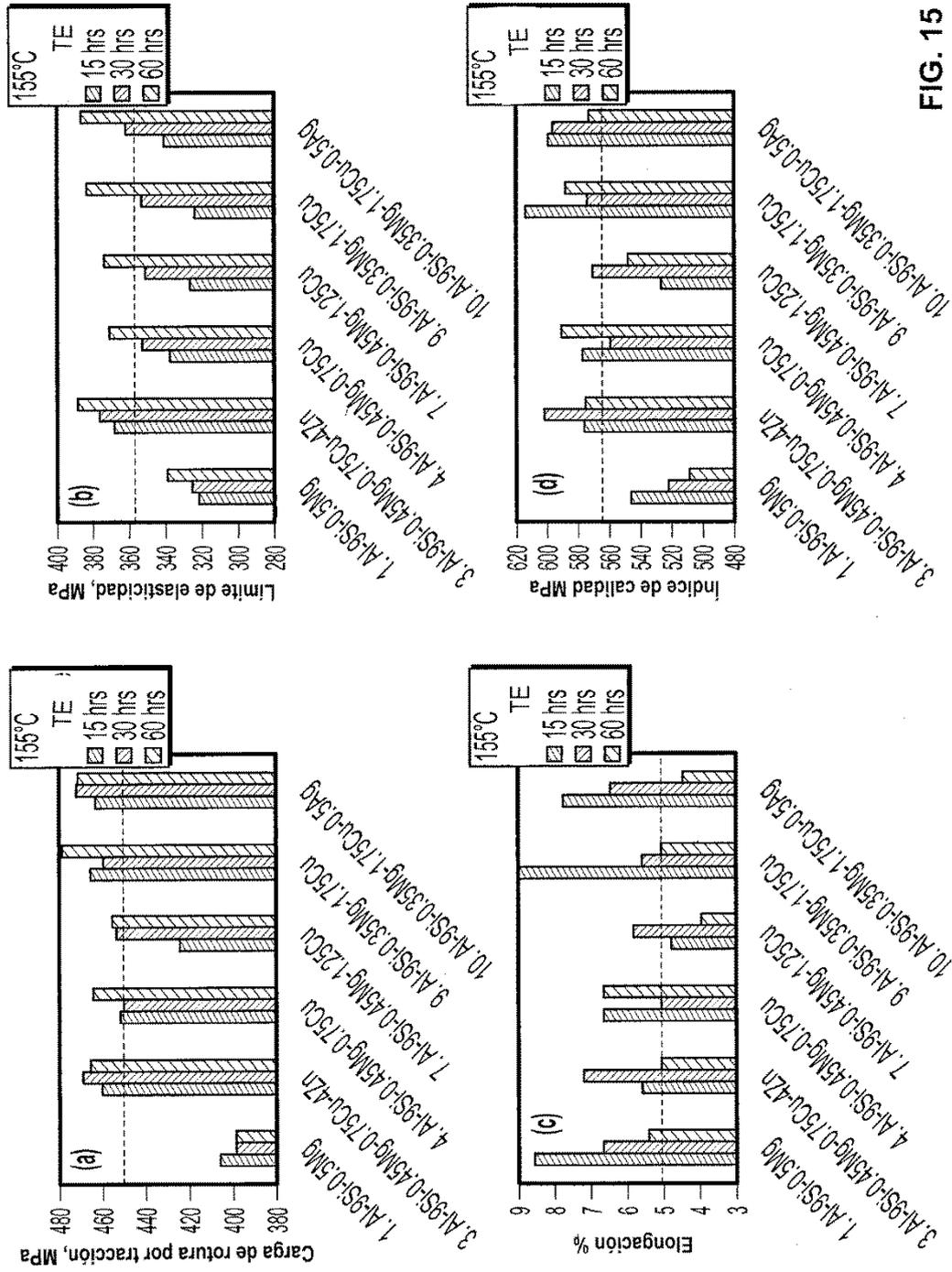


FIG. 15

TE = tiempo de envejecimiento

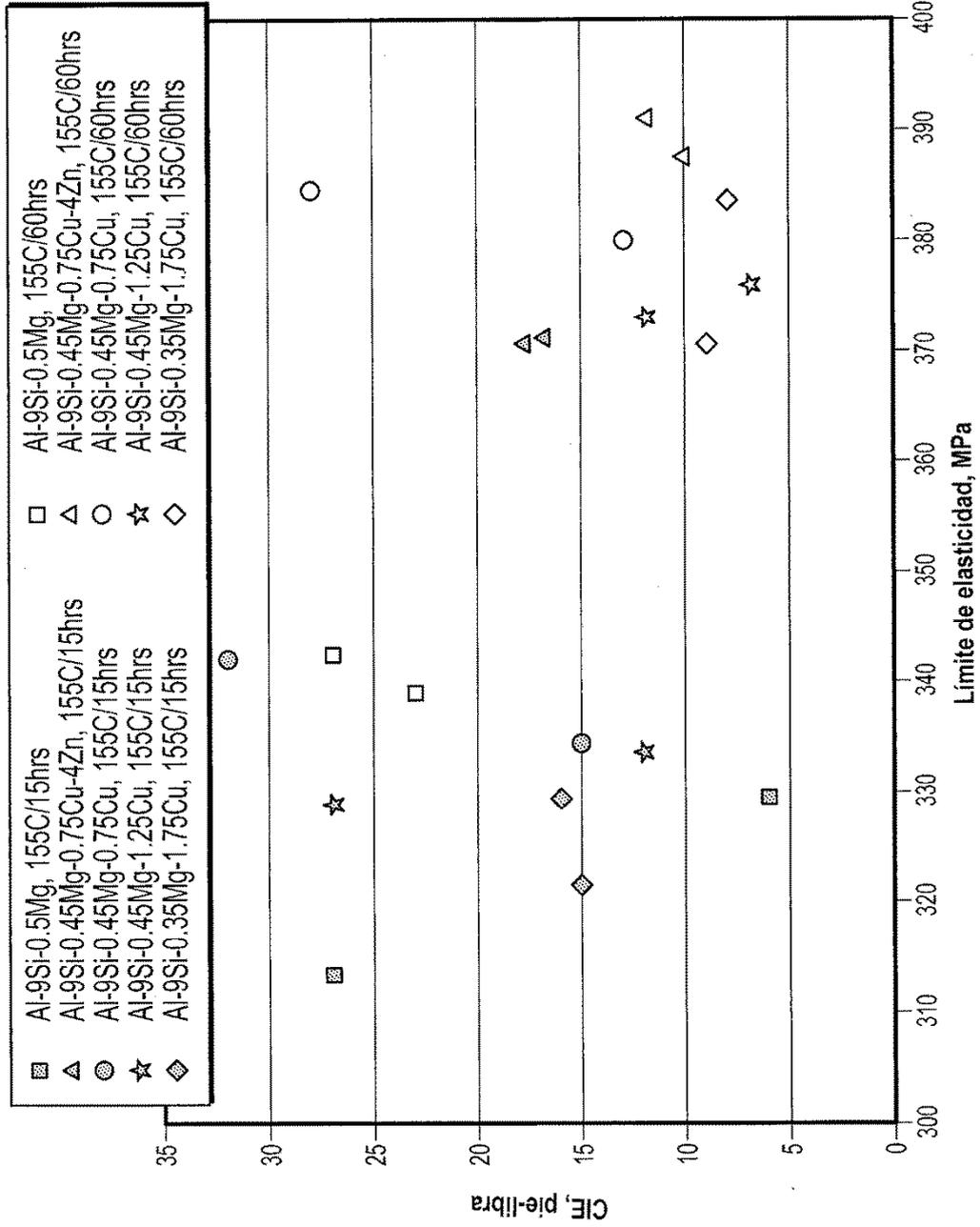


FIG. 16

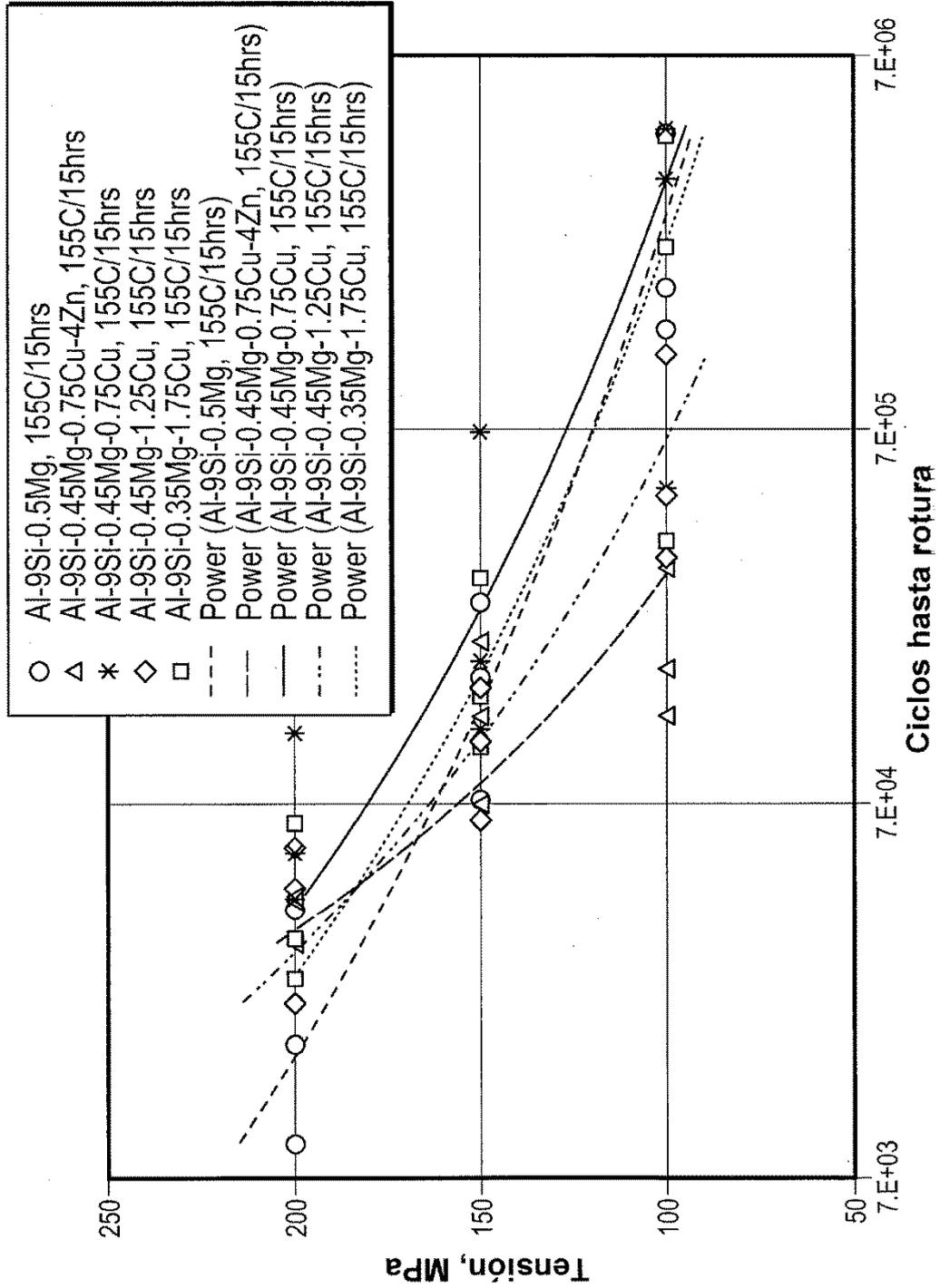
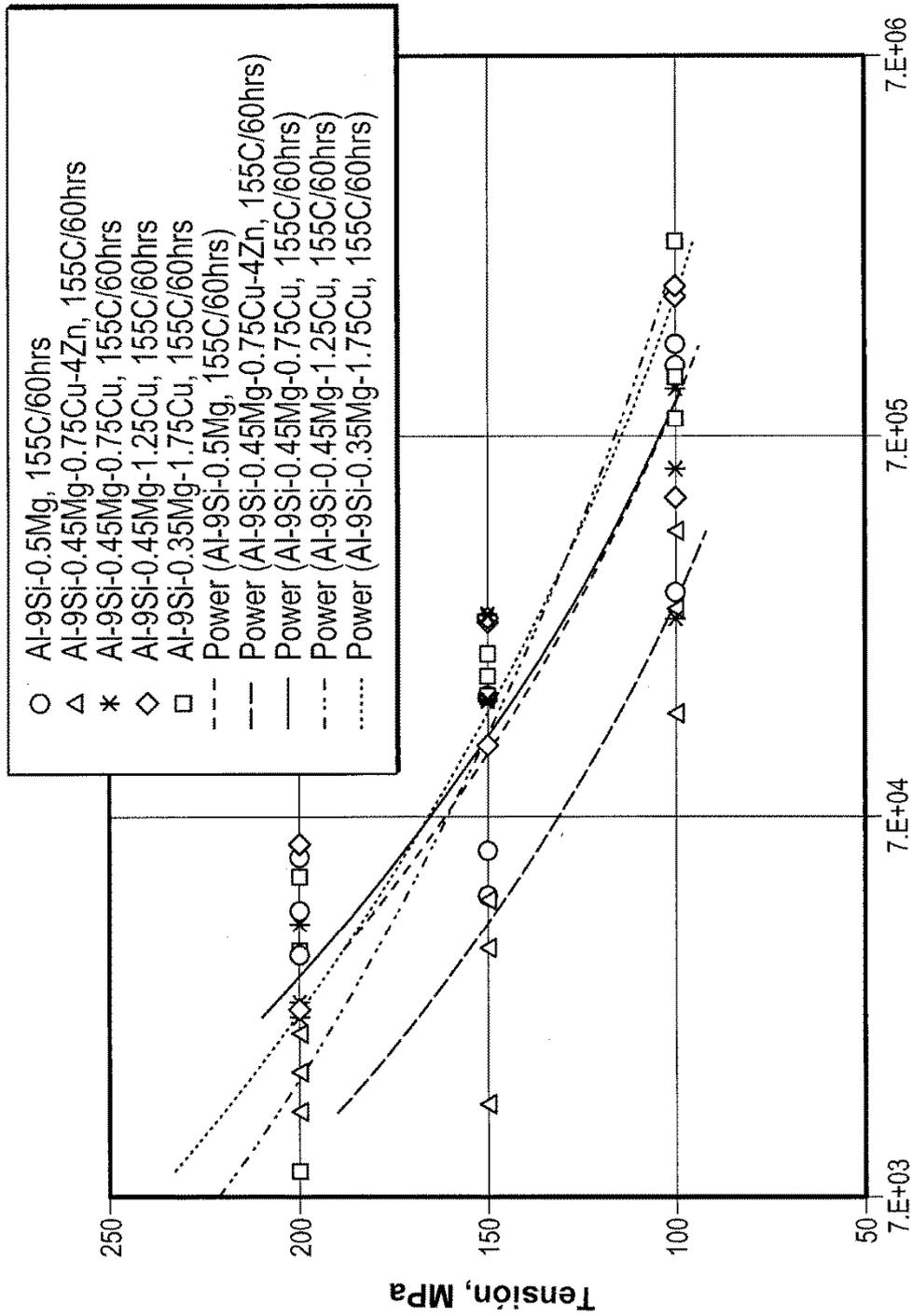


FIG. 17



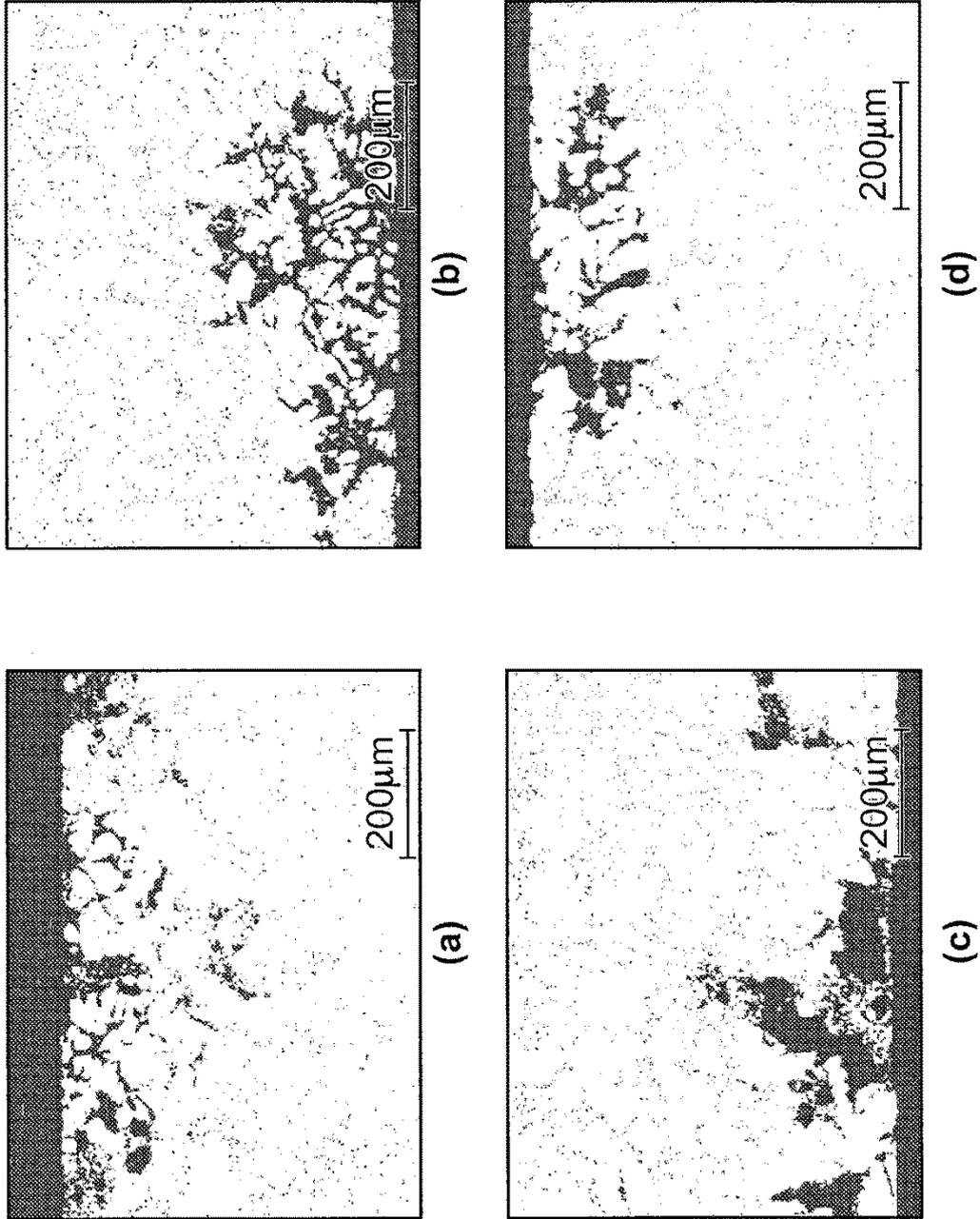


FIG. 19

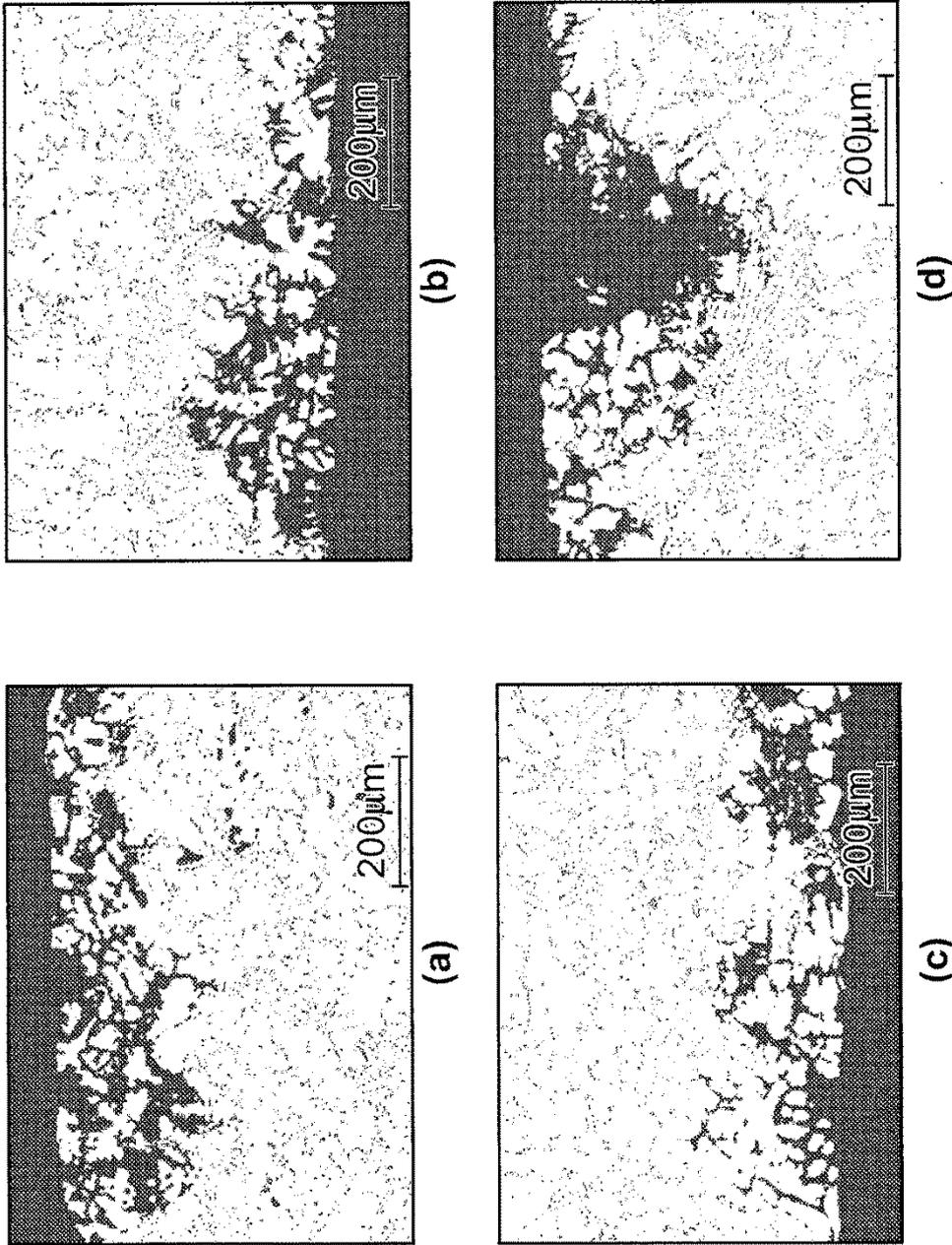


FIG. 20

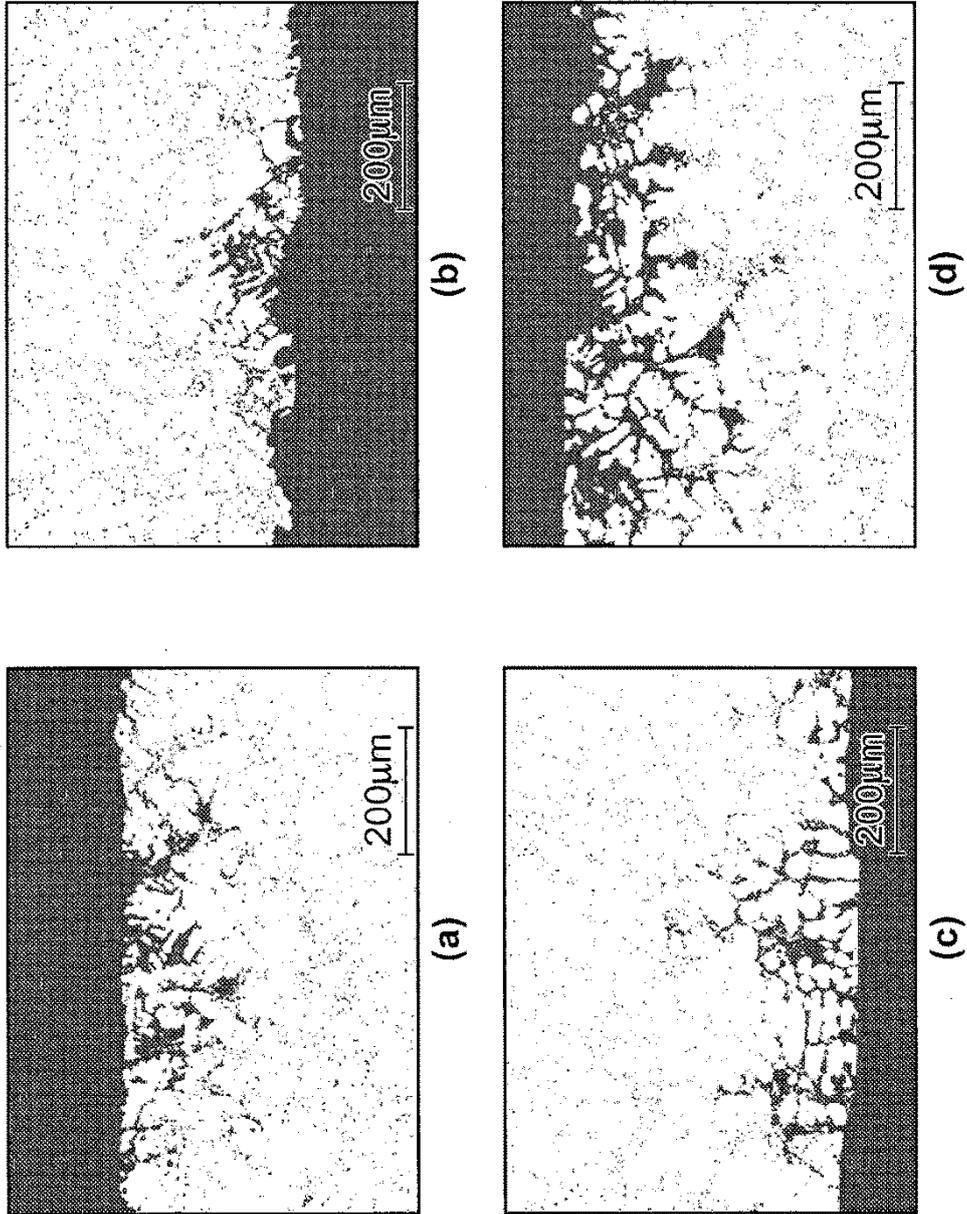


FIG. 21

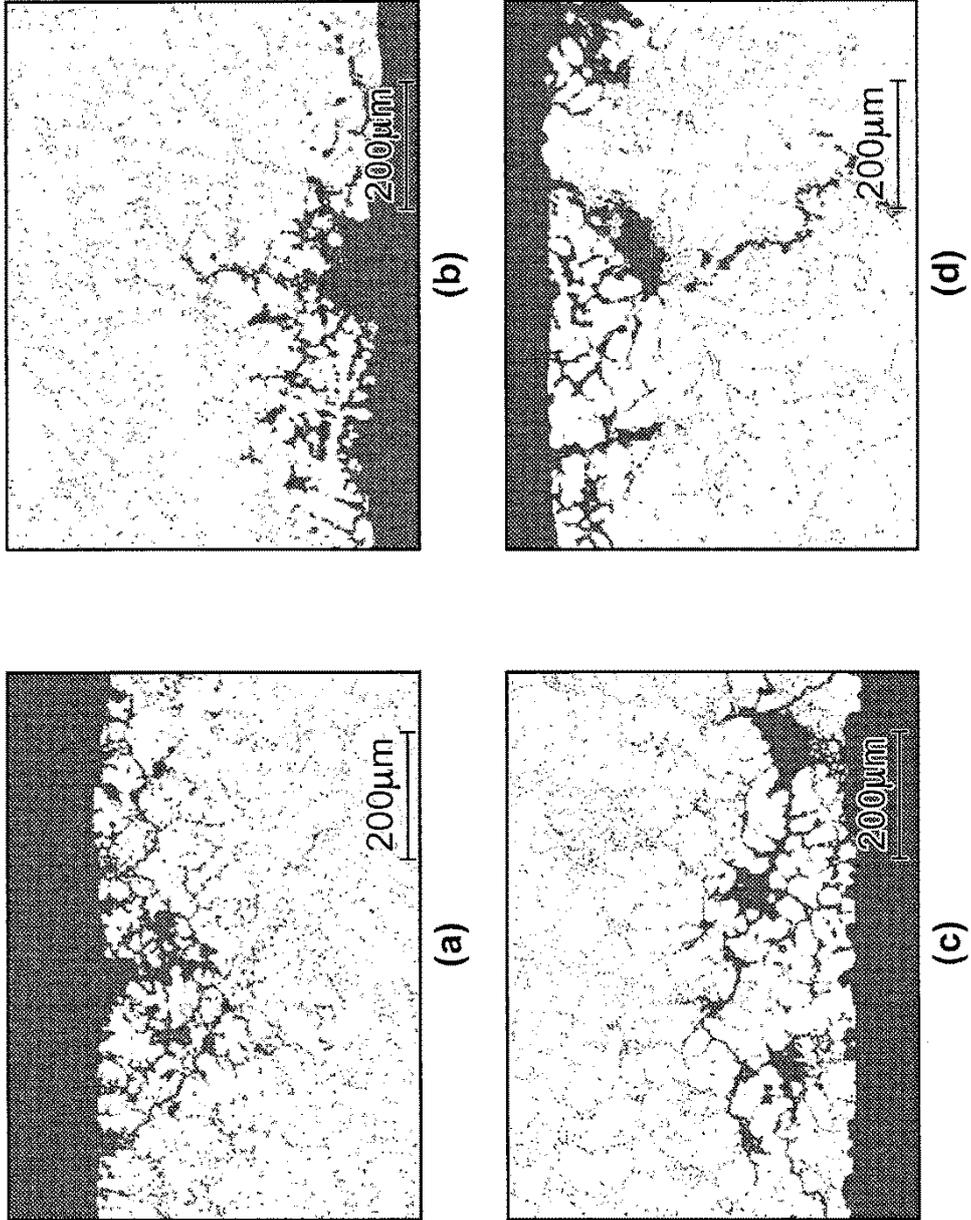


FIG. 22

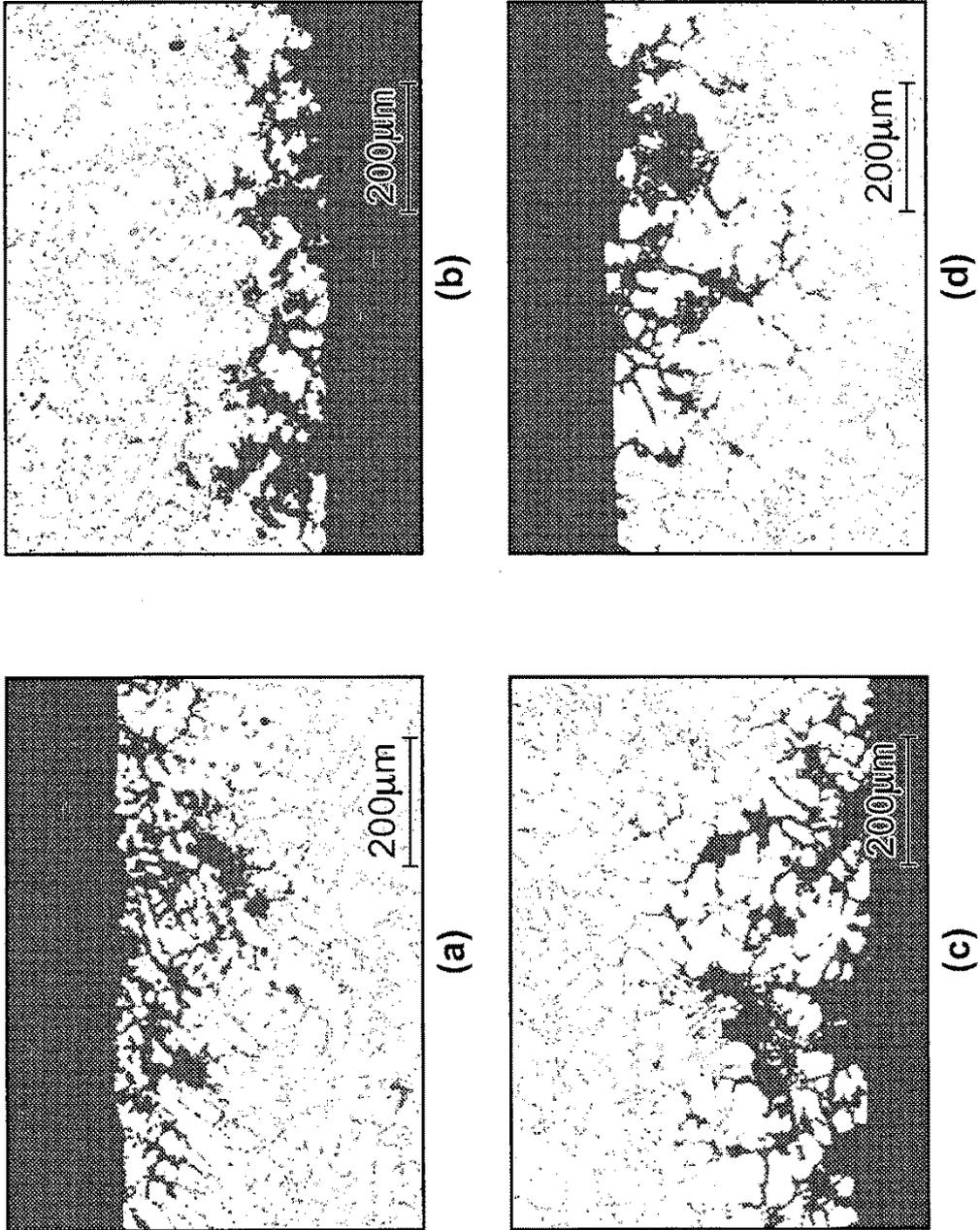


FIG. 23

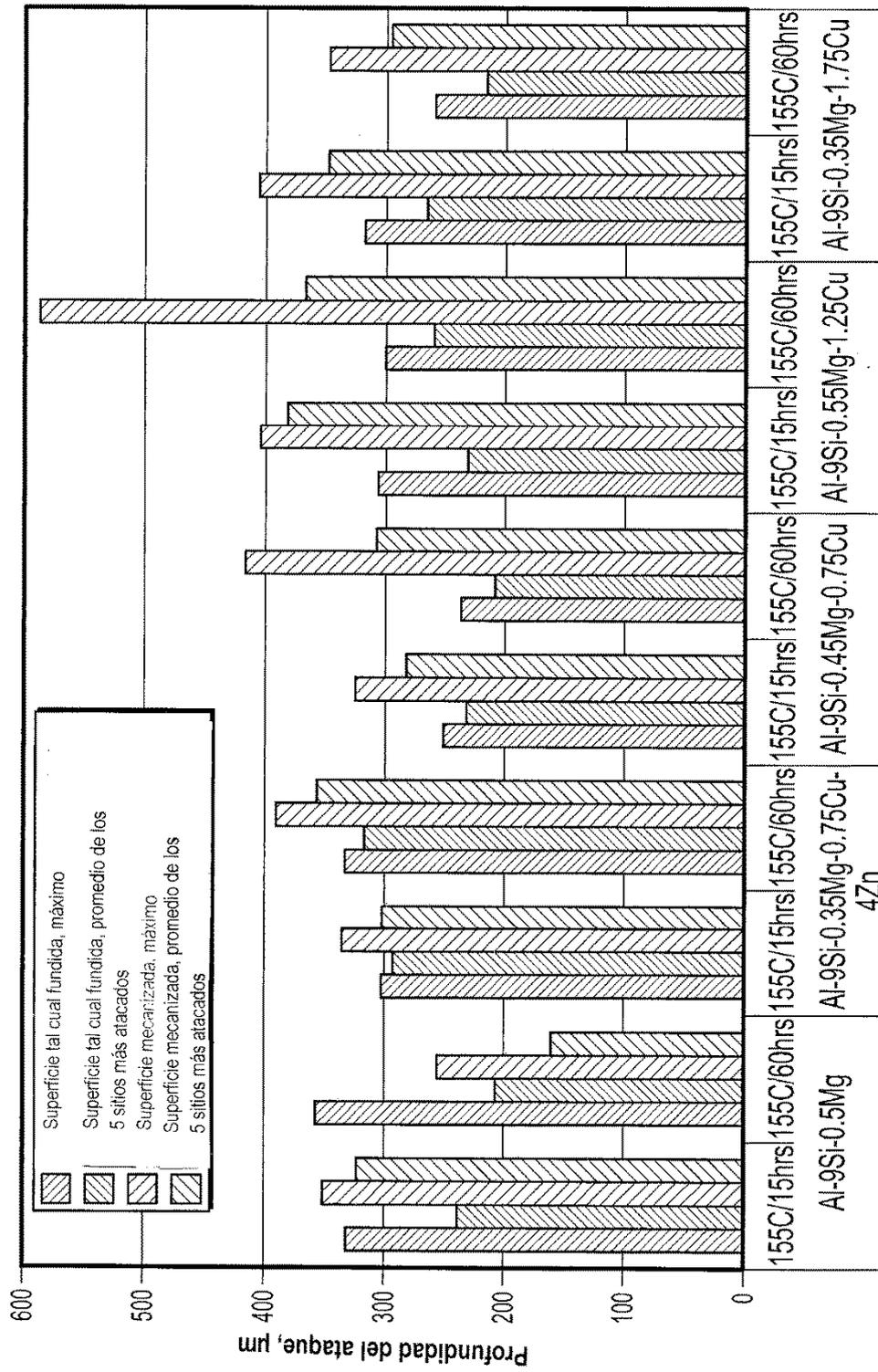


FIG. 24

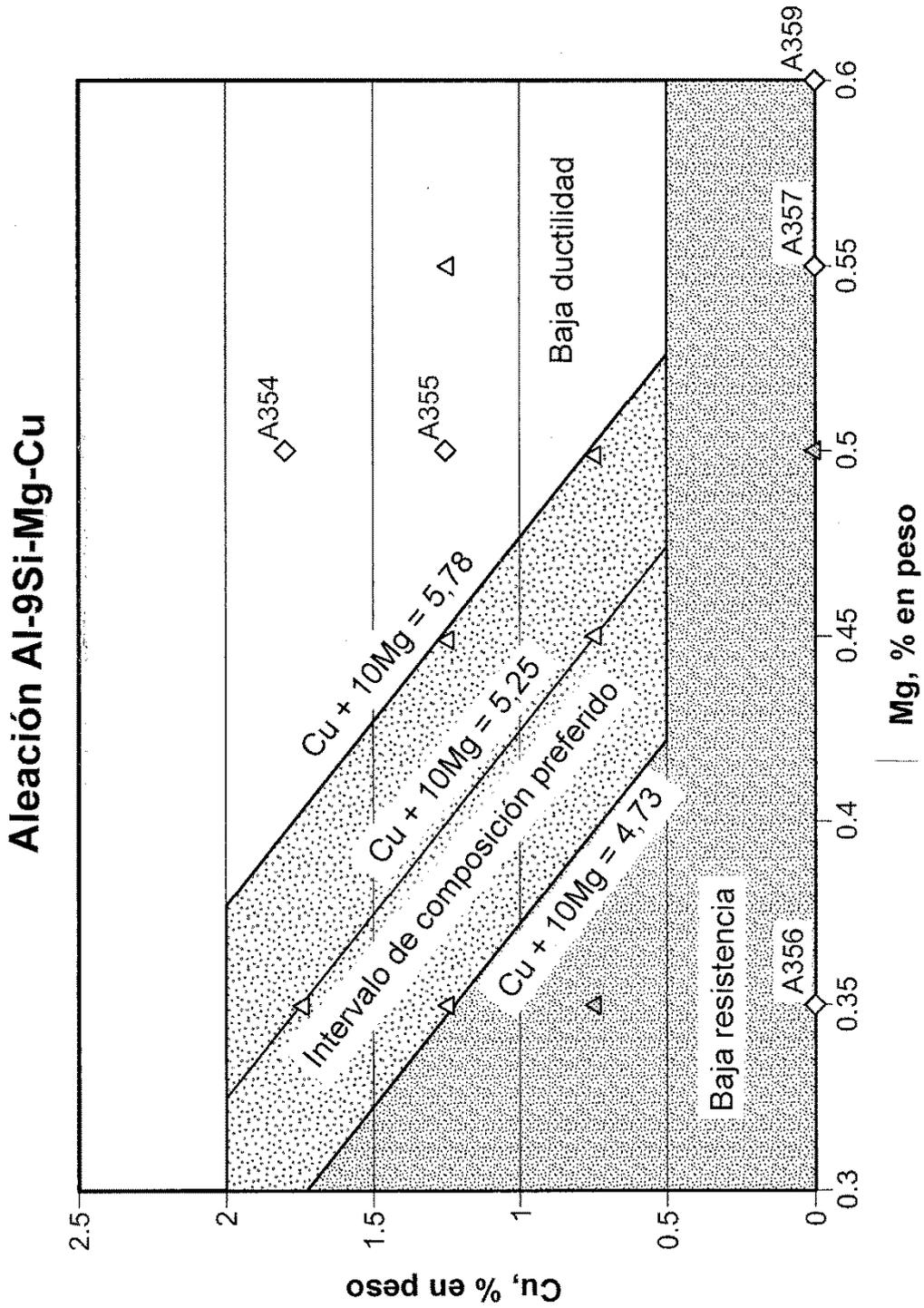


FIG. 25

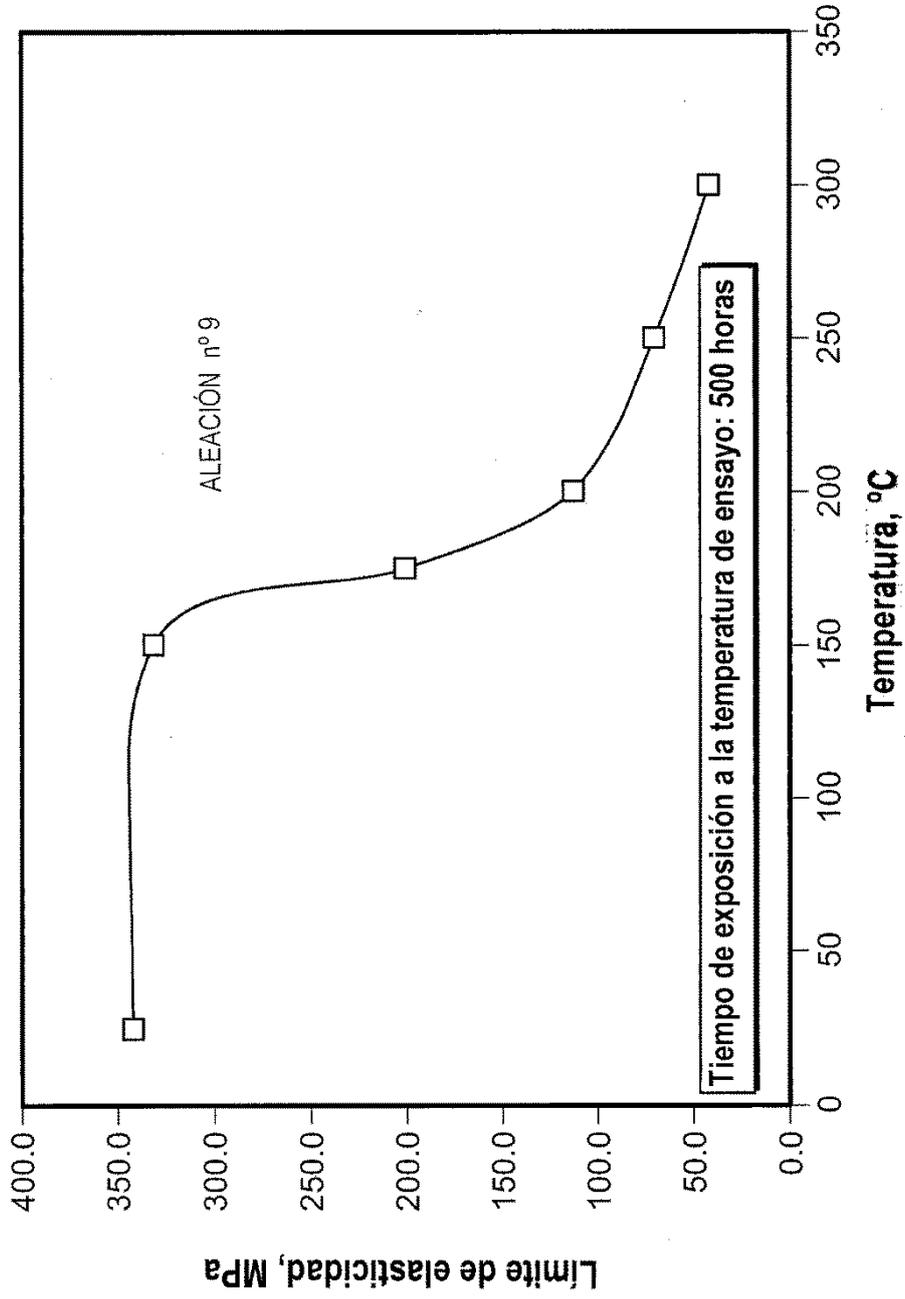


FIG. 26

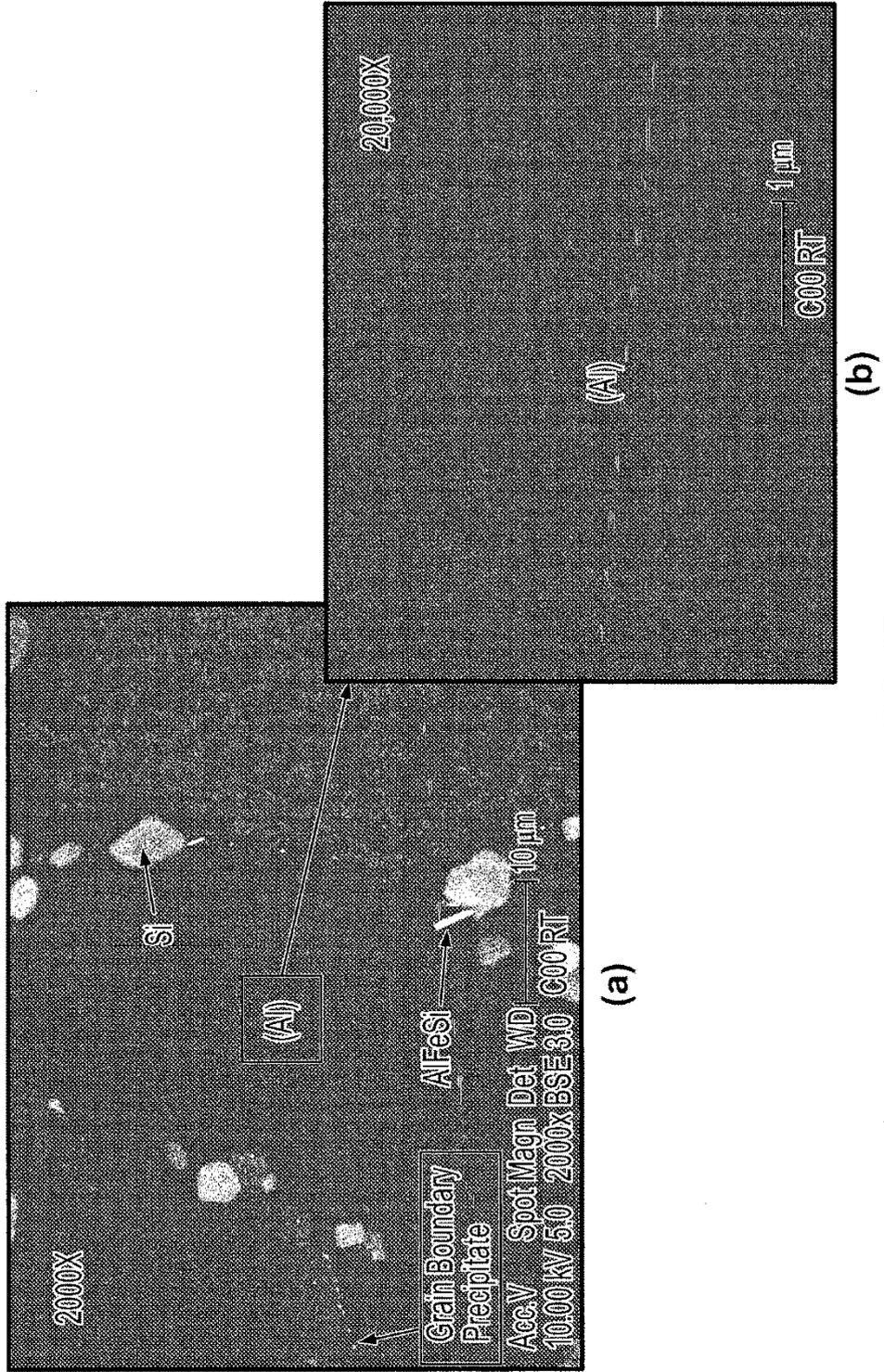


FIG. 27

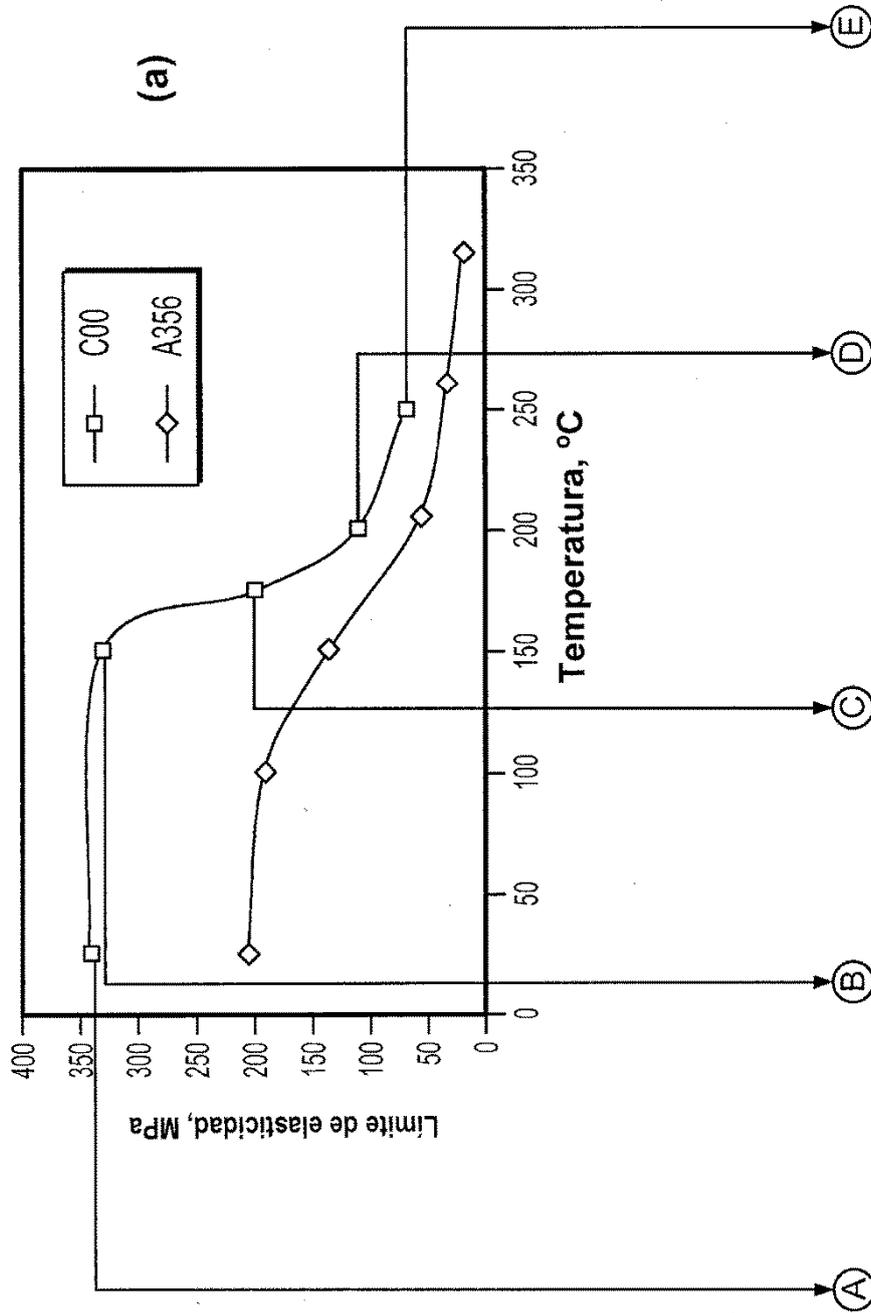


FIG. 28

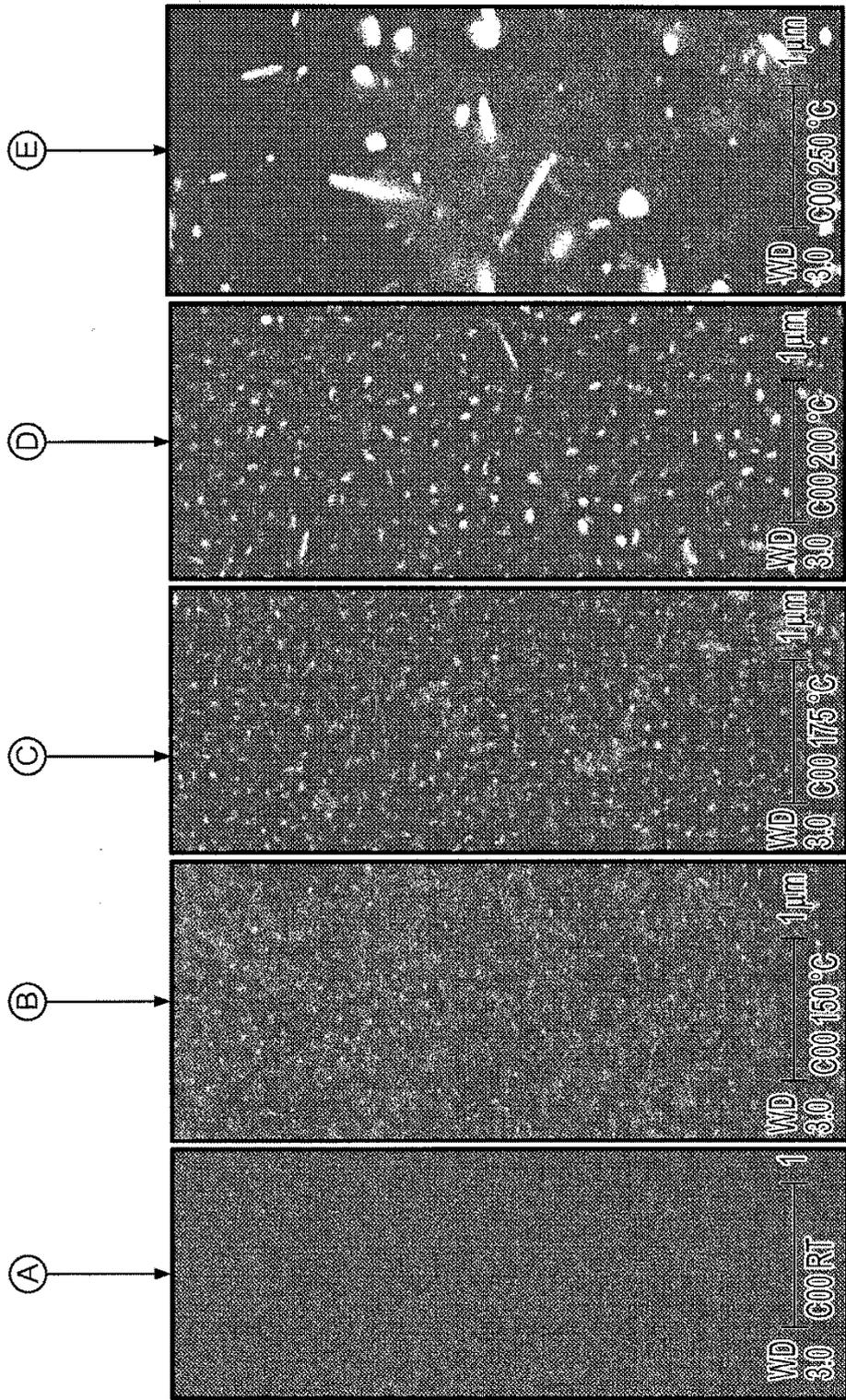


FIG. 28 (Cont.)

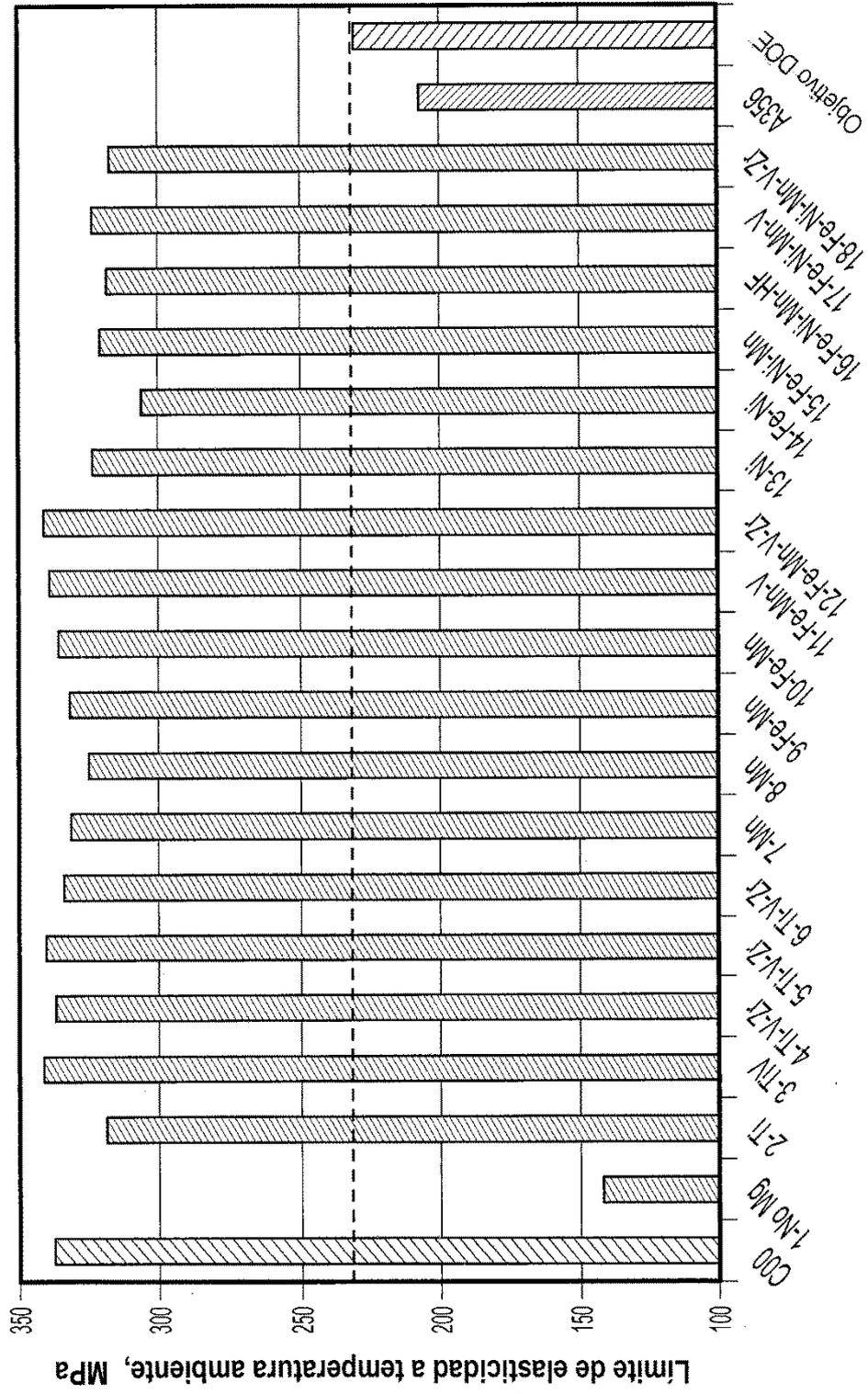


FIG. 29

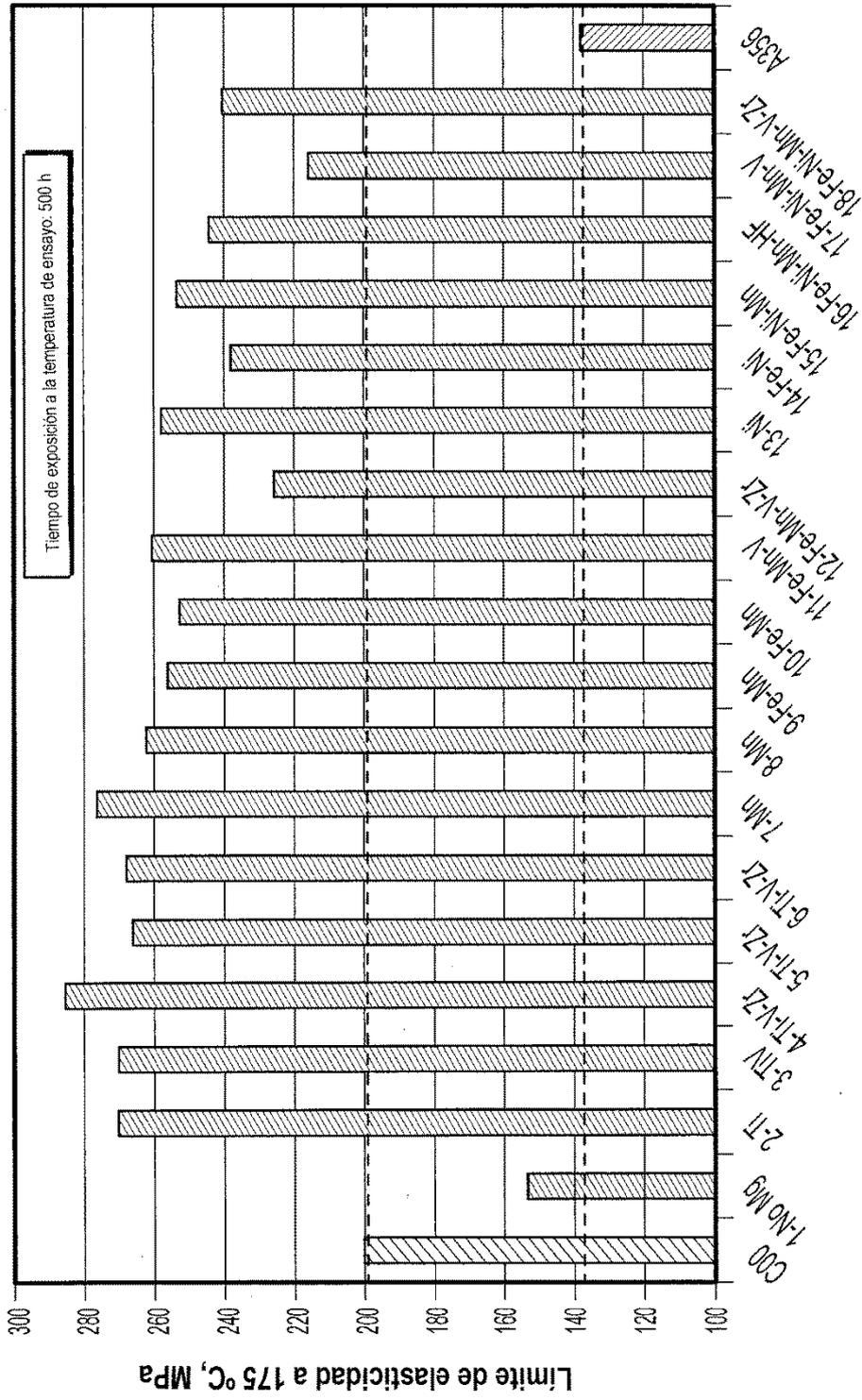


FIG. 30

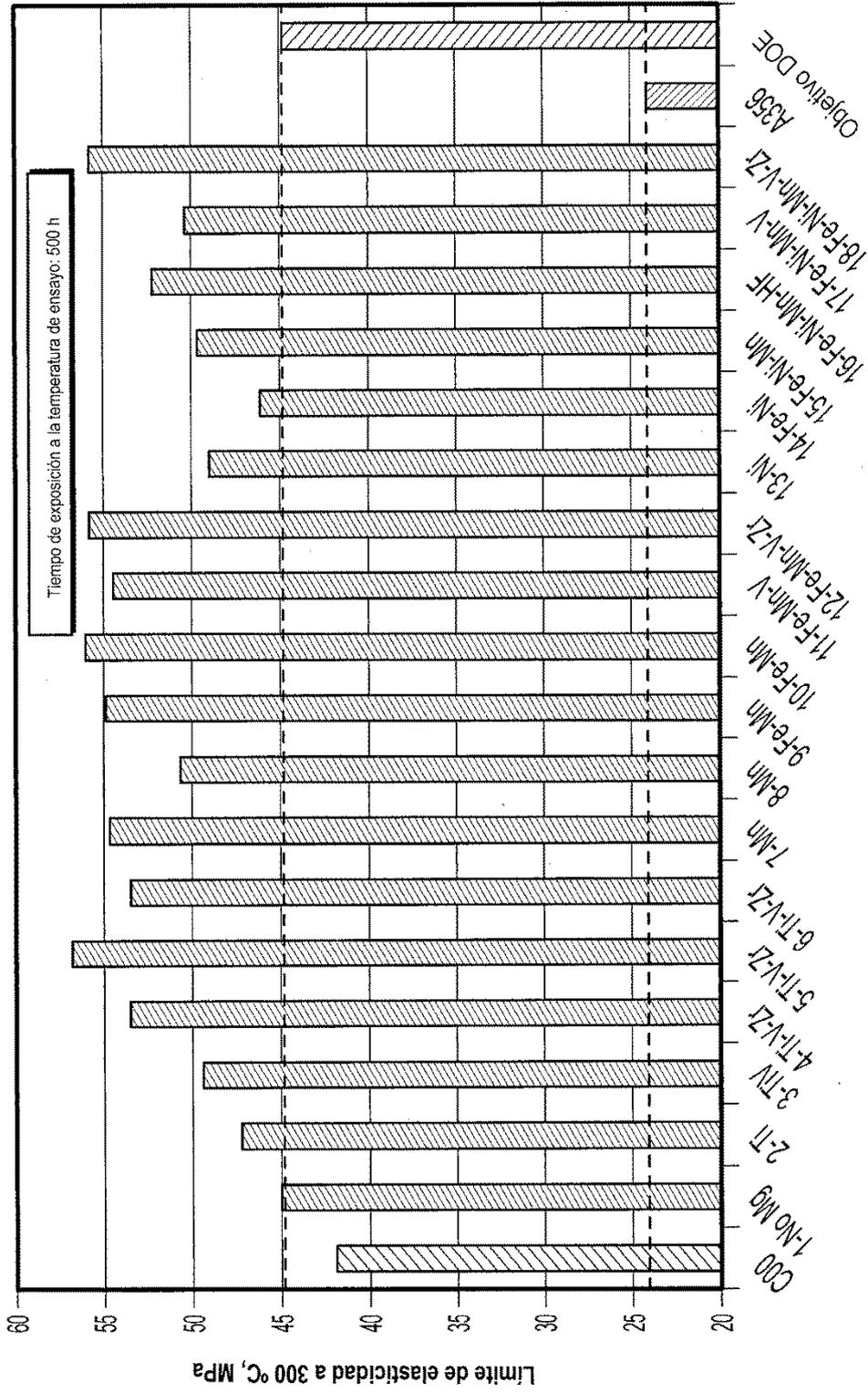


FIG. 31

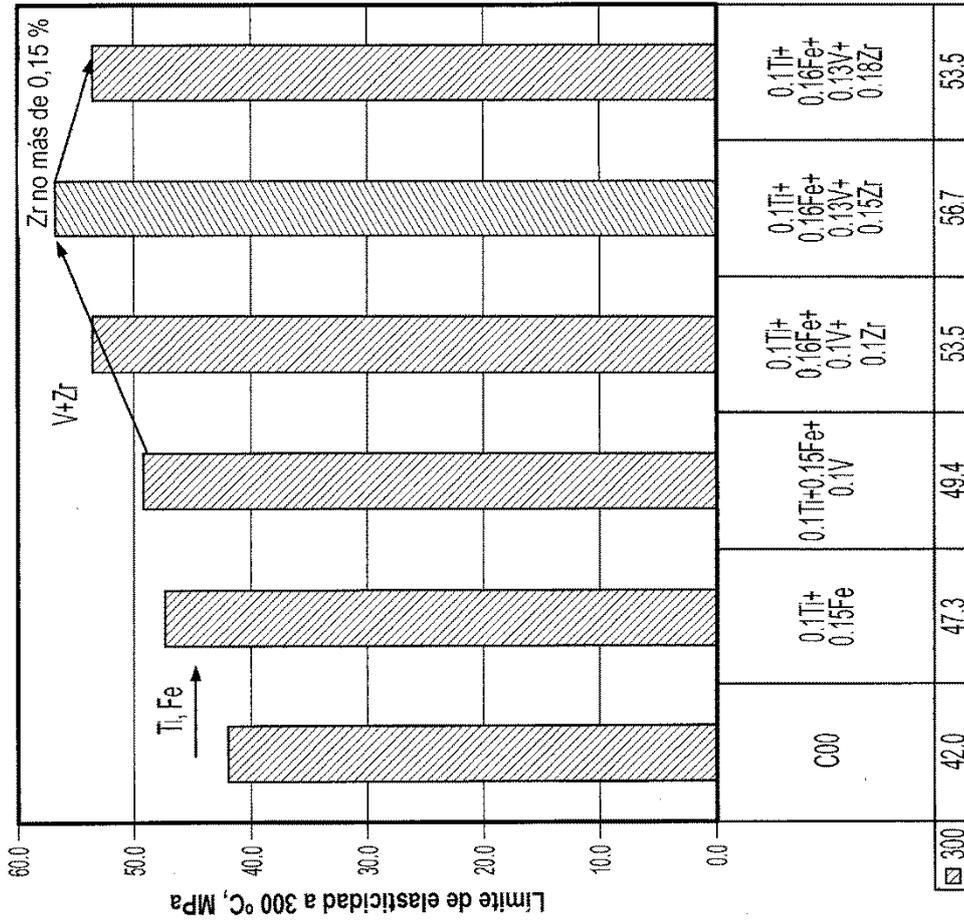


FIG. 32

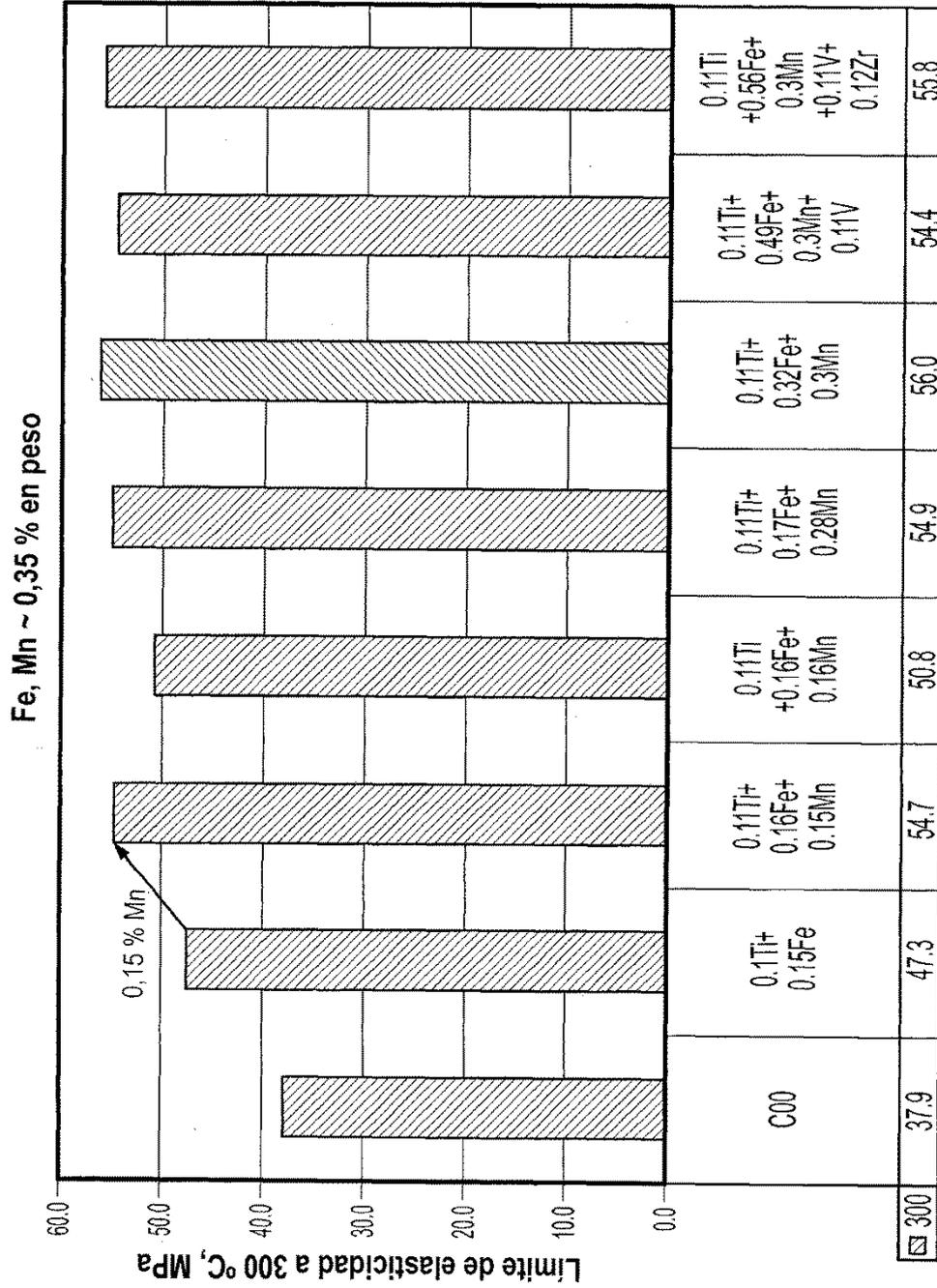


FIG. 33

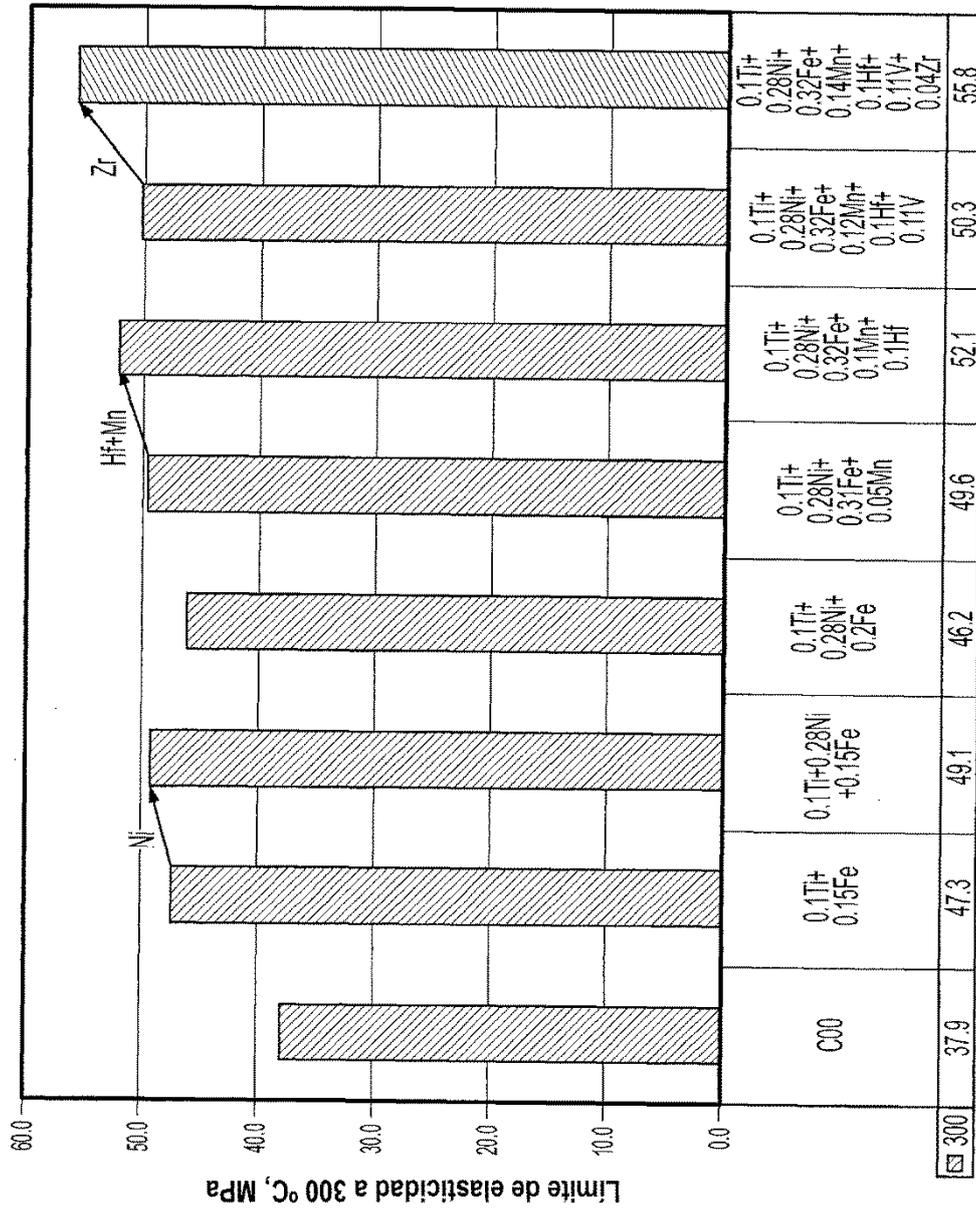


FIG. 34