

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 893 207**

51 Int. Cl.:

C21D 8/06 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **21.12.2018 PCT/EP2018/086661**

87 Fecha y número de publicación internacional: **27.06.2019 WO19122362**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.12.2018 E 18836368 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.08.2021 EP 3728657**

54 Título: **Procedimiento para la producción de componentes metálicos con propiedades ajustadas de componente**

30 Prioridad:

22.12.2017 DE 102017131247

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

08.02.2022

73 Titular/es:

**VOESTALPINE STAHL GMBH (100.0%)
voestalpine-Straße 3
4020 Linz, AT**

72 Inventor/es:

**PICHLER, ANDREAS;
KURZ, THOMAS y
REHRL, JOHANNES**

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 893 207 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

Procedimiento para la producción de componentes metálicos con propiedades ajustadas de componente

La invención se refiere a un procedimiento para la producción de componentes metálicos de acuerdo con el concepto genérico de la reivindicación 1. En particular, la invención se refiere a un procedimiento para la fabricación de chapas metálicas y componentes de acero de ellas.

Por motivos de ahorro de energía, en el pasado ha surgido la necesidad de desarrollar automotores, y en particular carrocerías de automotores, más livianos. Sin embargo, además ha surgido el requerimiento todavía adicional de hacer carrocerías de automóviles más estables y en particular proteger de manera eficaz el espacio interior en el caso de un accidente. De manera correspondiente, en el pasado se ha concretado el desarrollo de las carrocerías de automóviles, por lo menos parcialmente, de aceros muy altamente endurecibles (aceros CMnB). Estos aceros altamente endurecibles son suministrados en la forma de chapas, a continuación son moldeadas y a continuación los componentes moldeados son sometidos a calentamiento muy alto, hasta que están completamente austenitizados, luego transferidos a una prensa fría y son enfriados en esta prensa fría mediante contacto por todos lados con superficies de contacto de la herramienta o moldes fríos, con una velocidad por encima de la velocidad crítica de endurecimiento, de modo que el componente completamente austenitizado está presente al menos predominantemente en la fase martensítica, lo cual hace posibles durezas hasta por encima de 1500 MPa. Este procedimiento, en el cual es primero moldeado y después endurecido y enfriado mediante la colocación del molde, es denominado también procedimiento indirecto o endurecimiento en molde con enfriamiento.

Para los denominados endurecimientos en caliente, la placa del acero altamente endurecible es calentada a una temperatura por encima de la temperatura de austenitización y es austenitizada tan completamente como es posible. A continuación, esta placa presente en el estado de austenita es transferida a una herramienta de moldeo y con un recorrido de prensa o varios recorridos de prensa, es tanto moldeada como también endurecida por la gran descarga de calor de la placa en la herramienta de moldeo. Este procedimiento es denominado también como procedimiento directo o procedimiento multiforme.

Mediante estos dos procedimientos fue y es básicamente posible desarrollar una carrocería para automóvil con partes muy duras, y fabricar el resto de la carrocería de modo correspondiente también de modo escalonado con partes de otras ductilidades y durezas.

Con ello, una carrocería moderna de automóvil consiste en un número de componentes que llevan carga, de alta tenacidad, y también en elementos blandos con capacidad de deformación, para la absorción de energía.

Pero no sólo los aceros CMnB altamente endurecibles son moldeados con calor, sino también otros bienes de acero, en particular para aprovechar el mejor comportamiento de deformación por calor, para dar forma final a complejas geometrías de componente.

Como también para las chapas mencionadas anteriormente, puede ocurrir para chapas metálicas, que debido a la temperatura se cambie la estructura.

Si ahora se coloca una chapa de acero caliente así en un molde frío, se ha mostrado que en particular para la colocación de la chapa pero también durante el tiempo desde el retiro del horno hasta la colocación en el molde, pueden prevalecer diferentes condiciones de enfriamiento y también pueden prevalecer en el molde diferentes condiciones de enfriamiento. Esto puede hacer difícil satisfacer las tolerancias.

Es objetivo de la invención crear un procedimiento en el cual, de manera simple y conveniente en costes, se creen componentes de chapa moldeados en caliente, con propiedades constantes y parámetros mecánicos estables.

El objetivo es logrado con un procedimiento con los rasgos de la reivindicación 1.

Es otro objetivo, crear un material que asegure parámetros mecánicos estables, independientemente de la situación de enfriamiento e independientemente del curso de enfriamiento.

El objetivo es logrado con un material con los rasgos de la reivindicación 12.

Los perfeccionamientos ventajosos son caracterizados en las reivindicaciones subordinadas dependientes de ella.

De acuerdo con la invención, el material es producido de un acero con una estructura binaria de fases (acero DP). La estructura de fase dual de acuerdo con la invención consiste en una matriz ferrítica con inclusiones acumuladas de martensita. Por el enorme poder de solidificación para la misma resistencia, esto permite una aptitud para el moldeo claramente mejor, en el sentido de elongación de ruptura y con ello absorción más elevada de energía, comparada con estructura perlítica-ferrítica, como se conocen en el estado de la técnica. Por ello, son muy bien adecuados estos aceros con una estructura dual de fases de acuerdo con la invención.

Por ejemplo, a partir del documento EP 2 896 715 B1, en el cual se describe un acero de fase binaria con curado con precipitación de titanio, se conocen aceros de fase binaria.

A partir del documento EP 2 290 111 B1 se conoce un acero de fase binaria con estructura ferrítica para automóviles.

A partir del documento JP 2009/132981 A se conoce un acero ferrítico laminado en frío, con elevada aptitud para el moldeo.

A partir del documento WO2017/144419 A1 se conoce un acero endurecido a presión con estructura de fase binaria.

5 A partir del documento US 2010/0221572 A1 se conoce un acero endurecido a presión, con una estructura de ferrita y bainita y martensita a.

A partir del documento DE 10 2014 11 21 26 A1 se conoce un acero microaleado con un número dado de ratas de enfriamiento.

10 A partir del documento EP 2 896 715 B1 se conoce un acero de fase binaria con endurecimiento por precipitación de titanio.

De acuerdo con la invención se determinó que para alcanzar una estructura de fase binaria de ferrita-martensita en el moldeo en caliente o en el endurecimiento en caliente, tienen que retardarse la formación de perlita y bainita, de modo que estas fases estructurales no ocurran con las ratas usuales de enfriamiento.

15 De acuerdo con la invención, para retardar la formación de perlita y bainita, pueden adicionarse por aleación manganeso, cromo, boro y molibdeno. Sin embargo, se ha enfatizado que mediante ello se retarda también la formación de ferrita después de la calcinación completa en el horno, lo cual es crítico para cortos tiempos de transferencia entre el horno y la prensa, elevadas temperaturas de colocación y elevadas ratas de enfriamiento en la prensa.

20 Mediante ello puede formarse una estructura, que consiste en una matriz martensítica recocida con poca ferrita que, para elevadas resistencias, exhibe sólo bajas elongaciones. Justo con bajas ratas de enfriamiento en la prensa, se ajustan en la prensa parámetros mecánicos estables, independientemente de la temperatura de colocación.

25 De acuerdo con la invención, para asegurar una cantidad suficiente de ferrita y con ello una matriz ferrítica en la estructura, se calcina el material en el horno de modo que, aparte de austenita, está presente también ferrita. Con ello, se calcina de acuerdo con la invención de modo intercrítico en el horno. La calcinación intercrítica significa que el material es calcinado entre su temperatura Ac1 y Ac3.

30 La cantidad necesaria de ferrita para presentar una matriz ferrítica, es alcanzada durante el enfriamiento entre el horno y la prensa, aparte de la formación de núcleo de ferrita con subsiguiente crecimiento de ferrita, también mediante el crecimiento continuo de la ferrita presente de la calcinación intercrítica. Por ello, de acuerdo con la invención tiene que mantenerse elevada la temperatura Ac3 para el acero, de modo que sea posible de cualquier modo una calcinación intercrítica. De acuerdo con la invención, el valor Ac3 es elevado mediante aluminio.

Por ello, de acuerdo con la invención el acero de fase binaria es formado con un elevado contenido de aluminio. Con ello se impide un estado calcinado completamente austenítico condicionado por la aleación. Al respecto, la temperatura de calcinación es determinada en aproximadamente > 800 °C, de modo que este valor de calcinación tiene que ser asumido como dado para la calcinación intercrítica.

35 Con ello, básicamente el concepto de la invención es enfático alrededor de un concepto de aleación C-Si-Mn-Cr-Al-Nb/Ti.

El carbono presente sirve para el ajuste del nivel de resistencia, en donde un elevado contenido de carbono disminuye el valor Ac3, eleva la resistencia y así mismo eleva el límite de estiramiento. No obstante, disminuye la elongación, retarda la formación de ferrita, perlita y bainita y eleva la cantidad de martensita a en la estructura.

40 El objetivo del manganeso es el ajuste del nivel de resistencia. Más manganeso baja el valor Ac3, además eleva la resistencia y el límite de estiramiento. Para un elevado contenido de manganeso, disminuye la elongación y retarda la formación de ferrita, perlita y bainita y eleva la cantidad de martensita a en la estructura.

45 Como ya se explicó, para el concepto de acuerdo con la invención se usa aluminio, entonces más aluminio eleva el valor Ac3, mediante lo cual disminuye la sensibilidad a la temperatura de colocación en la prensa. Además, se alcanzan mejoramientos en la elongación, se disminuye la cantidad de martensita en la estructura y se eleva la cantidad de ferrita.

Para la aleación de acuerdo con la invención, el silicio eleva el nivel de resistencia, eleva el valor Ac3 y retarda la formación de perlita y bainita.

50 En la Tabla 1 se citan los valores típicos de temperaturas Ae1 o de temperaturas Ae3 para los aceros DP de acuerdo con la invención, como también para aleaciones no de acuerdo con la invención. Estos valores calculados corresponden esencialmente a las temperaturas Ac1 o temperaturas Ac3.

Para los ejemplos de realización no de acuerdo con la invención, mediante la composición de aleación elegida en cada caso se logra una temperatura Ae1 o temperatura Ae3 muy baja y/o no se alcanzan los parámetros mecánicos deseados (por ejemplo por proporción muy baja de silicio).

5 Mediante el cromo se retrasan sobre todo la formación de perlita y bainita y se asegura la formación de martensita, de modo que el cromo tiene una gran influencia sobre el aseguramiento del carácter de fase binaria.

Niobio y titanio fuerzan la formación de ferrita y tienen una influencia en la formación de grano más fino.

10 Con ello, de acuerdo con la invención se logra poner a disposición un material de acero en forma de un acero de fase binaria el cual, independientemente de la situación de enfriamiento, entrega valores mecánicos estables y con ello conduce a Placas Soldadas a la Medida diseñadas y producidas de modo confiable, en los procedimientos de endurecimiento en caliente o endurecimiento en molde con enfriamiento.

Mediante un dibujo, se ilustra a modo de ejemplo la invención al respecto. se muestra:

Figura 1: la elongación y la resistencia de estructuras de fase binaria y estructuras ferríticas perlíticas, de acuerdo con el estado de la técnica;

15 Figura 2: el comportamiento de aceros de fase binaria calcinados de modo completamente austenítico, para elevadas ratas de enfriamiento en la prensa, que muestra una vez la resistencia, en función de la temperatura de colocación y la elongación, dependiendo de la temperatura de colocación, así como la estructura alcanzable;

Figura 3: el comportamiento de aceros de fase binaria calcinados de modo completamente austenítico, para ratas de enfriamiento elevadas y bajas, y la prensa;

Figura 4: la influencia del carbono en los parámetros mecánicos, en función de la temperatura de colocación;

20 Figura 5: fotografías de estructura de aceros de fase binaria con diferentes contenidos de carbono;

Figura 6: la influencia del manganeso en los parámetros mecánicos;

Figura 7: las imágenes de estructura para diferentes contenidos de manganeso;

Figura 8: la influencia del aluminio en los parámetros mecánicos;

Figura 9: las fotografías de estructura para diferentes contenidos de aluminio;

25 Figura 10: influencia del concepto de acero de fase binaria de acuerdo con la invención aleado con aluminio calcinado de modo intercrítico, en comparación con aleaciones de carbono-manganeso calcinadas de modo completamente austenítico.

30 El procedimiento de acuerdo con la invención prevé, en el procedimiento de endurecimiento en caliente o de endurecimiento en molde con enfriamiento, la producción de un componente de chapa a partir de una parte de chapa plana de un acero de fase binaria.

De acuerdo con ello, una parte de chapa plana así del acero DP de acuerdo con la invención puede ser calentada suficientemente y después moldeada, o moldeada, después calentada y sometida a enfriamiento repentino.

35 De acuerdo con la invención, se usa un acero de fase binaria, que posee un contenido comparativamente alto de aluminio. De acuerdo con la invención, se ha encontrado que el aluminio disminuye la sensibilidad de los parámetros mecánicos frente a la temperatura de colocación y disminuye fuertemente la sensibilidad frente a la rata de enfriamiento en la prensa.

Las aleaciones simples de carbono-manganeso, que son calcinadas de modo completamente austenítico en el horno exhiben, para elevadas ratas de enfriamiento en la prensa, una fuerte dependencia frente a la temperatura de colocación.

40 Una composición de acuerdo con la invención del acero de fase binaria es como sigue, en donde todos los datos de porcentaje están indicados en porcentaje en masa:

C	0,02 - 0,12 %, preferiblemente 0,04 - 0,10 %
Si	0,5 - 2,0 %, preferiblemente 0,55 - 1,50 %
Mn	0,5 - 2,0 %, preferiblemente 0,6 - 1,50 %
Cr	0,3 - 1,0 %, preferiblemente 0,45 - 0,80 %
Al	0,5 - 1,5 %, preferiblemente 0,60 - 1,20 %
Nb	< 0,20 %, preferiblemente 0,01 - 0,10 %

Ti < 0,20 %, preferiblemente 0,01 - 0,10 %

El resto son hierro y contaminantes inevitables determinados por la fusión.

Para un tiempo de retención en el horno de hasta 600 segundos, en particular hasta 300 segundos se alcanza, respecto al acero de fase binaria, solamente una austenitización parcial, a temperaturas de calcinación de alrededor de 840 °C.

El grado de austenitización, que es ajustado en el acero de fase binaria, está entre 50 y 90 % en volumen, en donde la estructura objetivo es un acero fino de fase binaria con matriz ferrítica y 5 a 20 % en volumen de martensita y dado el caso tal vez bainita.

La estructura objetivo es ajustada cuando se satisface el siguiente curso de enfriamiento y de acuerdo con ello para la manipulación del componente o la placa en la prensa fría, por consiguiente durante la manipulación, se respeta una tasa de enfriamiento de 5 a 550 Kelvin/seg y la temperatura de colocación en la prensa fría es de 400 a 850 °C, preferiblemente 450 a 750 °C. En el proceso de endurecimiento en molde con enfriamiento, es decir, un proceso en el cual primero se realiza moldeado en frío y a continuación se calienta el componente moldeado en frío, y se enfría rápidamente y se mantiene en una herramienta de endurecimiento en molde con enfriamiento, preferiblemente la temperatura de colocación está en 700 °C a 850 °C. En un proceso de endurecimiento en caliente, por consiguiente un proceso en el cual se calienta una placa plana y a continuación se moldea y enfría en una herramienta de endurecimiento en caliente, preferiblemente la temperatura de colocación está en 400 °C a 650 °C, más preferiblemente en 440 °C a 600°C y de modo particular preferiblemente en 450 °C a 520 °C.

Un efecto particular para el proceso de endurecimiento en caliente, por consiguiente el procedimiento directo, es que se ajusta de modo óptimo la estructura en particular a una temperatura de colocación de 450 °C a 520 °C, de modo que se tiene como resultado un sistema de tasas de enfriamiento particularmente robusto.

La tasa de enfriamiento en la prensa debería ser de ≥ 10 Kelvin/seg.

Para ello puede realizarse un enfriamiento con aire (tasa de enfriamiento de aproximadamente 5 Kelvin/seg a 70 Kelvin/seg) o por ejemplo un enfriamiento con placa (pueden alcanzarse sin problema tasas de enfriamiento de más de 80 Kelvin/seg).

Las propiedades mecánicas que pueden ser alcanzadas están de acuerdo con la invención en:

$R_{p0,2}$	250 a 500 MPa
R_m	400 a 900 MPa
A	≥ 10 %.

En la Figura 1 se reconoce la diferencia respecto al comportamiento de la elongación frente a la tensión R_m de ruptura, para una estructura ferrítica-perlítica (gris) y una estructura de fase binaria (negro). Se reconoce que una estructura de fase binaria es muy bien adecuada para el propósito de acuerdo con la invención.

Para el ajuste de la aleación, sin embargo de acuerdo con el estado de la técnica se presentan los siguientes problemas:

Los aceros de fase binaria calcinados de modo completamente austenítico exhiben, para elevadas tasas de enfriamiento en la prensa fría, propiedades inconvenientes. En la Figura 2, se reconoce que para dos aceros diferentes, es decir, una vez un acero con 0,06 % de carbono y 1,2 % de manganeso, y otro acero de fase binaria con 0,08 % de carbono y 1,6 % de manganeso, dependiendo de la temperatura de colocación, existe un muy amplio intervalo respecto a la tensión R_m de ruptura, que para el acero con menos carbono y menos manganeso llega a aproximadamente 550 MPa a 880 MPa.

También para el acero con mayor contenido de carbono y mayor contenido de manganeso, la tensión de ruptura alcanzable es de aproximadamente 660 MPa a aproximadamente 920 MPa. Sin embargo, esto significa también que para las temperaturas variables de colocación y para las fluctuaciones usuales del proceso en la temperatura de colocación, con los aceros de fase binaria conocidos, difícilmente se producen valores reproducibles de tensión de ruptura dentro de las tolerancias deseadas. De la misma manera se comporta con el valor $R_{p0,2}$, el cual fluctúa de manera comparable, de modo que estos dos parámetros importantes son eliminados ampliamente de allí, para poder respetar de manera segura ventanas usuales de proceso en un intervalo razonable.

Si se considera la elongación, en ambos aceros se comporta de manera similar, que los valores de elongación fluctúan tan fuertemente que, para las ventanas conocidas de proceso, los aceros convencionales de fase binaria no alcanzan valores objetivo confiables. La estructura del acero con aleación más baja de las dos gráficas, es representada a temperatura de colocación de 750 ° y una tasa de enfriamiento, que fue alcanzada mediante enfriamiento con agua.

En la Figura 3 se reconoce además que los parámetros mostrados en particular en el enfriamiento con agua, dependen fuertemente de la temperatura de colocación y la tasa de enfriamiento en la prensa, en donde también la estructura se diferencia claramente de la estructura de acuerdo con la Figura 2, puesto que en la Figura 2 está presente una tasa de enfriamiento claramente superior.

5 En la Figura 4 se reconoce, para los mismos contenidos de manganeso y los mismos contenidos de aluminio, la influencia del carbono en los parámetros mencionados anteriormente, en función de la temperatura de colocación. Se reconoce que con el contenido creciente de carbono, se elevan la resistencia y el límite de estiramiento. En la Figura 5 se reconoce que la cantidad de ferrita en el acero indicado, en función del contenido de carbono, disminuye para contenido creciente de carbono.

10 Para contenidos iguales de carbono y contenidos iguales de aluminio, en la Figura 6 y en la Figura 8 se reconoce la influencia del manganeso. Para contenido creciente en manganeso, así mismo aumentan la resistencia y el límite de estiramiento, mientras, como es claramente visible en la Figura 7, en la estructura se eleva la cantidad de martensita y disminuye la cantidad de ferrita.

15 Es decisivo para la invención que un contenido creciente de aluminio (Figuras 8, 9) disminuye la sensibilidad frente a la temperatura de colocación en la prensa. En la Figura 8 se reconoce muy claramente que la tensión de ruptura es poco dependiente de la temperatura de colocación, para un contenido elevado de aluminio, comparado con 0,5 % de aluminio. Este efecto se muestra aún más fuertemente para el valor $R_{p0.2}$.

20 También, en cuanto se refiere a la elongación, en este caso puede alcanzarse una homogenización. En la magnificación de la sección referente a la resistencia, dependiendo de la temperatura de colocación, se reconoce una vez más muy claramente que el contenido creciente de aluminio conduce a una clara homogenización.

25 En la Figura 9 se reconoce que mediante el contenido creciente de aluminio, se eleva claramente la cantidad de ferrita. En la Figura 10 se reconoce que para aleaciones de carbono-manganeso calcinadas de modo completamente austenítico, la resistencia para elevadas temperaturas de colocación depende masivamente de la tasa de enfriamiento en la prensa, en donde para conceptos de fase binaria aleados con aluminio calcinado de modo intercrítico, se reduce claramente la dependencia de las propiedades mecánicas frente a la temperatura de colocación, como también frente a la tasa de enfriamiento de la prensa, como se ve en ambos diagramas de la Figura 10, en donde a la izquierda se usa un acero no aleado con aluminio y a la derecha un acero de fase binaria aleado con aluminio.

30 Por ello, para asegurar una cantidad suficiente de ferrita y con ello una matriz ferrítica en la estructura de fase binaria, de acuerdo con la invención es válido calcar de modo intercrítico en el horno, de modo que, aparte de austenita, esté presente también ferrita. La temperatura Ac_3 para el material asociado más blando, por consiguiente el acero de fase binaria, tiene que ser mantenida alta de modo que es posible en cualquier caso la calcinación intercrítica. Este valor Ac_3 es aumentado de acuerdo con la invención, mediante aluminio.

Con ello, para la invención es ventajoso que las buenas propiedades del acero de fase binaria puedan ser transferidas a un procedimiento para endurecimiento en caliente o endurecimiento en molde con enfriamiento.

35

REIVINDICACIONES

1. Procedimiento para la fabricación de un componente de chapa de acero por medio de un procedimiento de endurecimiento en caliente o endurecimiento en molde con enfriamiento, en donde el componente de chapa de acero es generado mediante el moldeo en frío de una placa de un acero de fase binaria, subsiguiente calentamiento y enfriamiento repentino en una prensa de enfriamiento, o calentamiento de una placa de un acero de fase binaria a una temperatura por encima de la temperatura de austenitización del material de acero altamente endurecible, y a continuación moldeo en una prensa de moldeo o de enfriamiento con un recorrido o varios recorridos hasta dar el componente de chapa de acero,

caracterizado porque

10 se usa un acero de fase binaria, cuyo valor Ac3 es elevado tanto que, a las temperaturas de calcinación requeridas, ocurre sólo una austenitización parcial del acero de fase binaria, de modo que cuando se coloca el acero de fase binaria en la prensa de enfriamiento, posee una matriz ferrítica, está presente aparte de la austenita, en donde

el material posee la siguiente composición en % en masa:

C	0,02 - 0,12 %,
Si	0,5 - 2,0%,
Mn	0,5 - 2,0%,
Cr	0,3 - 1,0%,
Al	0,5 - 1,5%,
Nb	< 0,10 %,
Ti	< 0,10 %

15

el resto son hierro e impurezas inevitables condicionadas por la fusión.

2. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1,

caracterizado porque

20 las temperaturas de calcinación son > 800 °C, preferiblemente 840 °C, en particular > 870 °C aunque menores que la Ac3 del acero de fase binaria.

3. Procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 1 o 2,

caracterizado porque

el tiempo de retención en el horno no está entre 0 y 600 segundos preferiblemente 5 y 300 segundos.

4. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes,

25 caracterizado porque

el valor Ac3 del acero de fase binaria es tan alto que el grado de austenitización que va a ser ajustado para el tiempo de retención y la temperatura, está entre 50 % en volumen y 90 % en volumen.

5. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes,

caracterizado porque

30 la rata de enfriamiento durante la transferencia de los componentes moldeados o de la placa desde el horno a la prensa de enfriamiento y/o de moldeo está entre 5 Kelvin/seg y 500 Kelvin/seg, en particular 5 Kelvin/seg y 100 Kelvin/seg, de modo particular preferiblemente entre 10 Kelvin/seg y 70 Kelvin/seg.

6. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes,

caracterizado porque

35 la temperatura de colocación en la prensa está entre 450 y 850 °C preferiblemente entre 450 y 750 °C.

7. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 6,

caracterizado porque

la temperatura de colocación en el proceso de endurecimiento en molde con enfriamiento está en 700 °C a 850 °C.

8. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 6,
caracterizado porque

5 la temperatura de colocación en el proceso de endurecimiento en caliente está en 400 °C a 650 °C, preferiblemente 440 °C a 600 °C y de modo particular preferiblemente en 450 °C a 520 °C.

9. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes,
caracterizado porque

la rata de enfriamiento en la prensa está en ≥ 10 Kelvin/seg.

10. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes,
10 caracterizado porque

como acero de fase binaria se usa un acero que contiene 0,5 a 1,5 % preferiblemente 0,6 a 1,3 % de aluminio.

11. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes,
caracterizado porque

15 la temperatura de calcinación es ajustada de modo que el acero de fase binaria es calcinado de modo intercrítico, por consiguiente entre sus temperaturas Ac1 y Ac3.

12. Material de acero de fase binaria para el uso en el procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones precedentes

caracterizado porque

el material posee la siguiente composición en % en masa:

C	0,02 - 0,12 %,
Si	0,5 - 2,0%,
Mn	0,5 - 2,0%,
Cr	0,3 - 1,0%,
Al	0,5 - 1,5%,
Nb	< 0,10 %,
Ti	< 0,10 %

20

el resto es hierro e impurezas inevitables, condicionadas por la fusión.

13. Material de acuerdo con la reivindicación 12,

en donde

C= 0,04 - 0,10 % en masa, en particular 0,05 - 0,08 % en masa.

25 14. Material de acuerdo con las reivindicaciones 12 o 13,

en donde

Si= 0,5 - 1,50 % en masa, en particular 0,5 - 1,25 % en masa.

15. Material de acuerdo con una de las reivindicaciones 12 a 14,

en donde

30 Mn= 0,60 - 1,50 % en masa, en particular 0,70 - 1,25 % en masa.

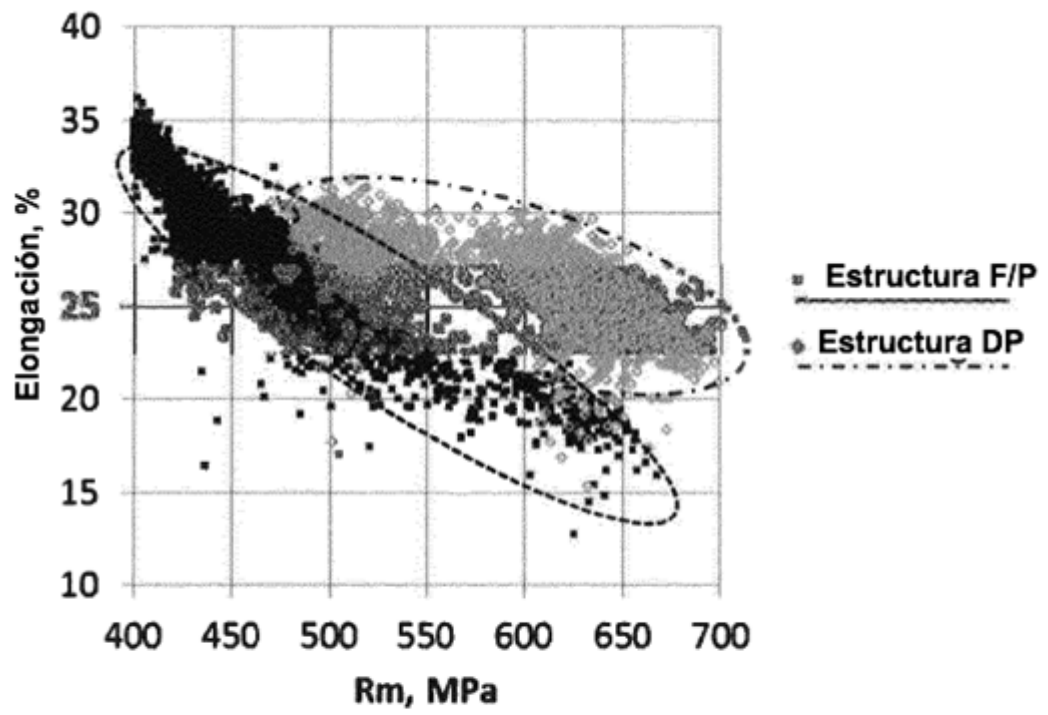
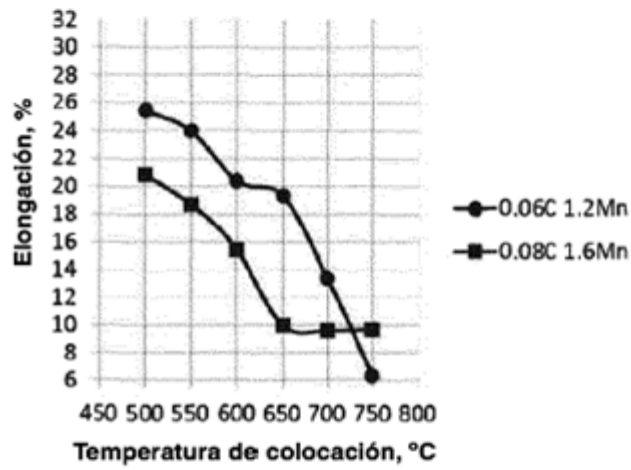
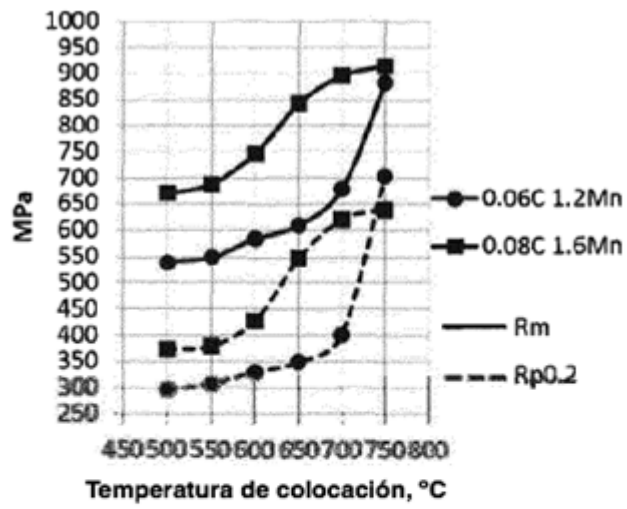


Fig. 1



0.06C 1.2Mn: Estructura a 750°C, KR=WQ

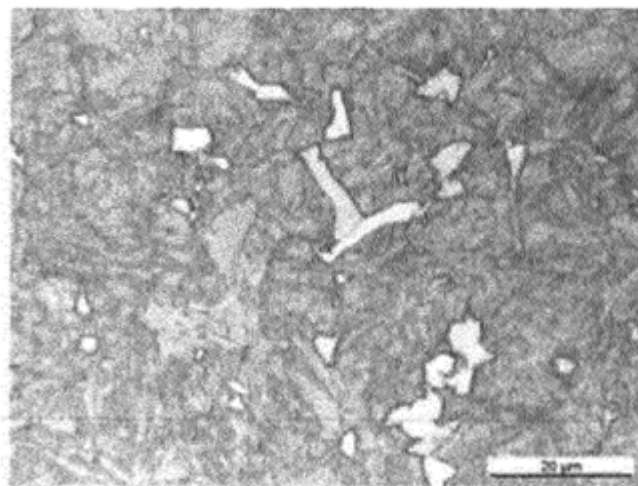
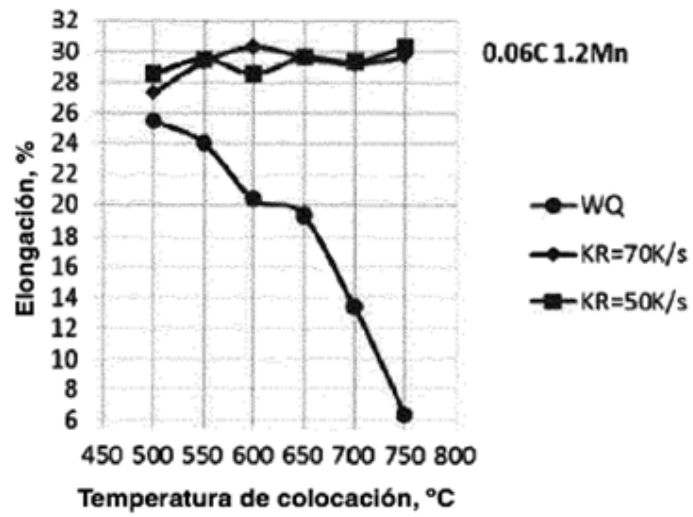
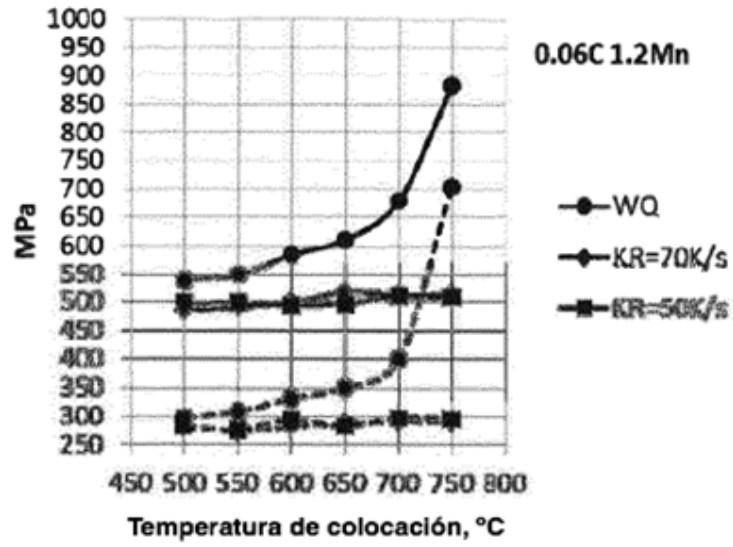


Fig. 2



0.06C 1.2Mn: Estructura a 750°C, KR=70K/s

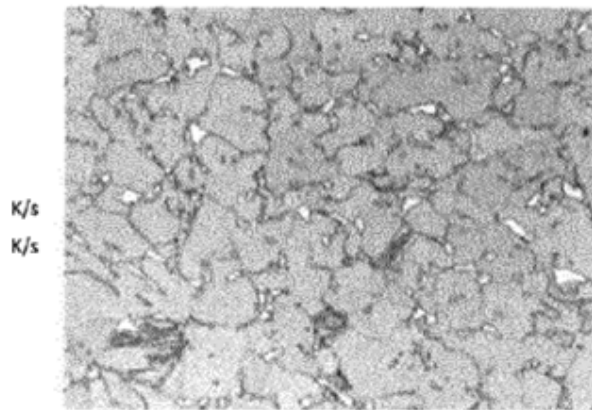


Fig. 3

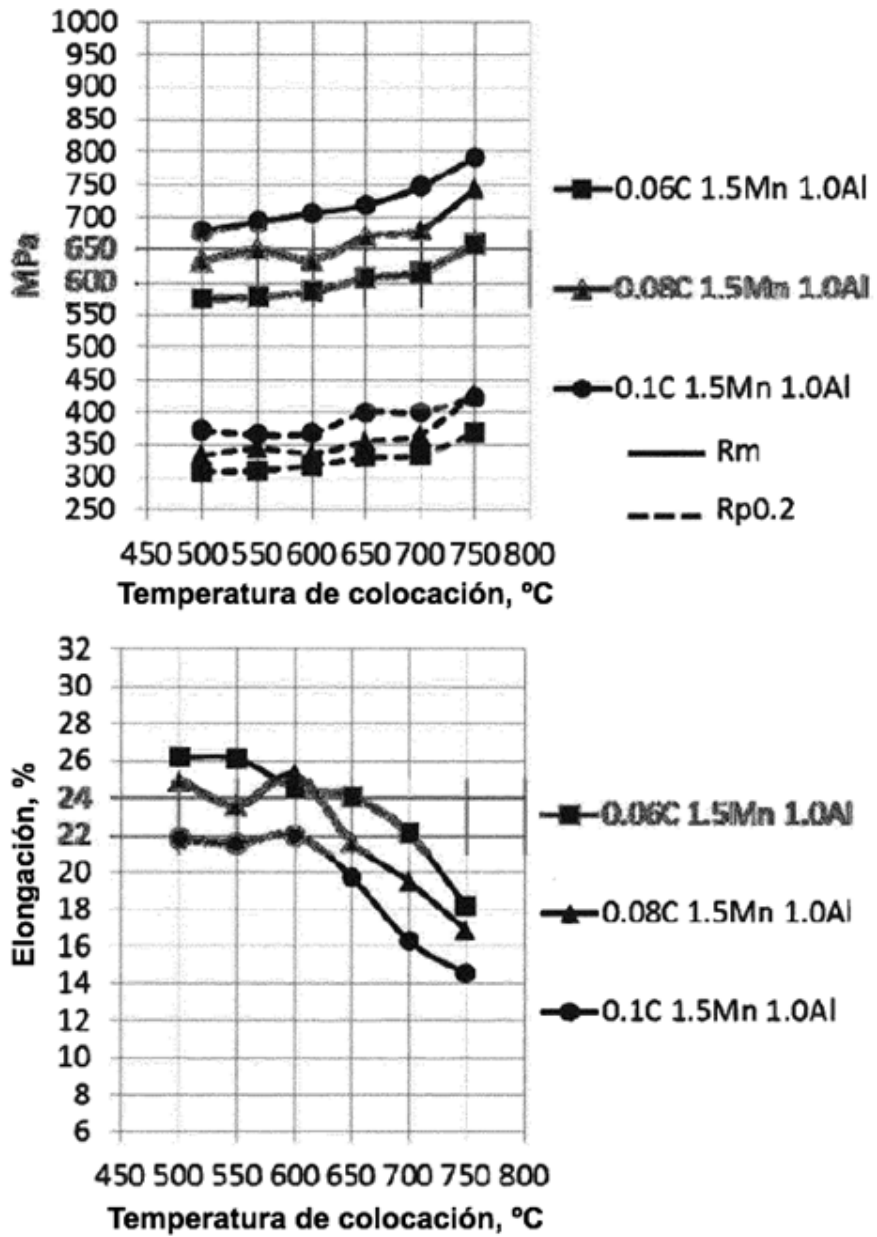
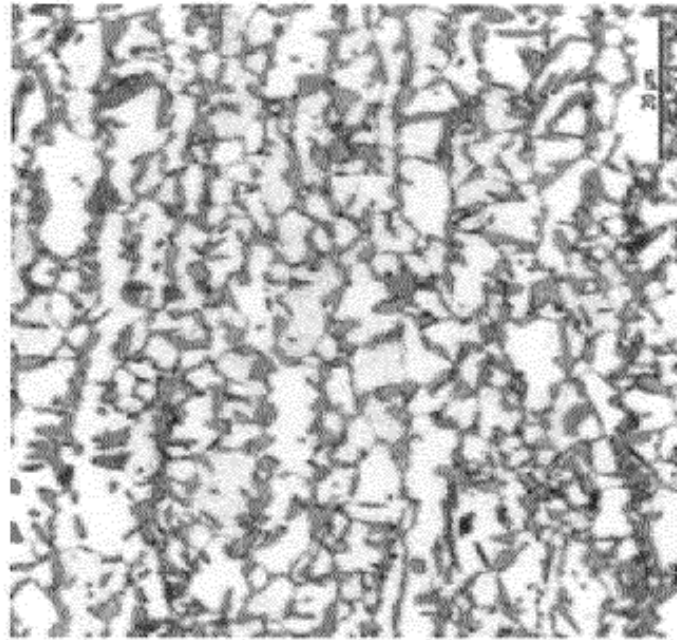
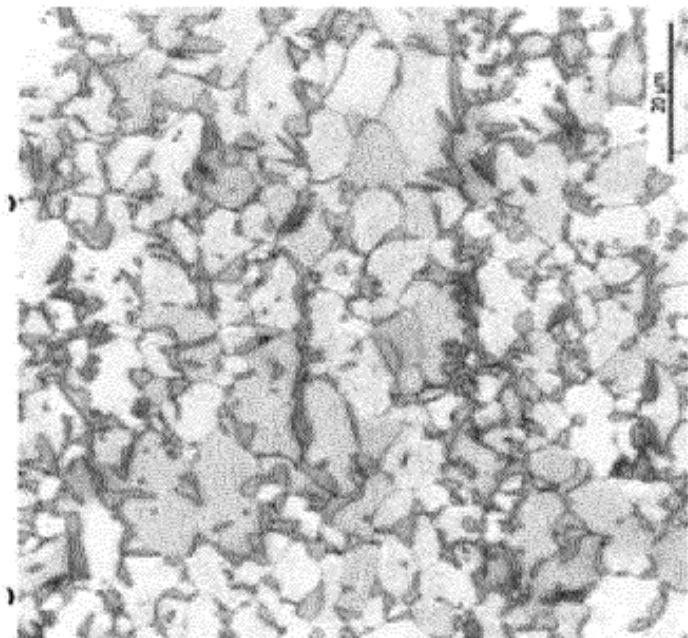


Fig. 4



0.1C 1.5Mn 1.0Al



0.06C 1.5Mn 1.0Al

Fig. 5

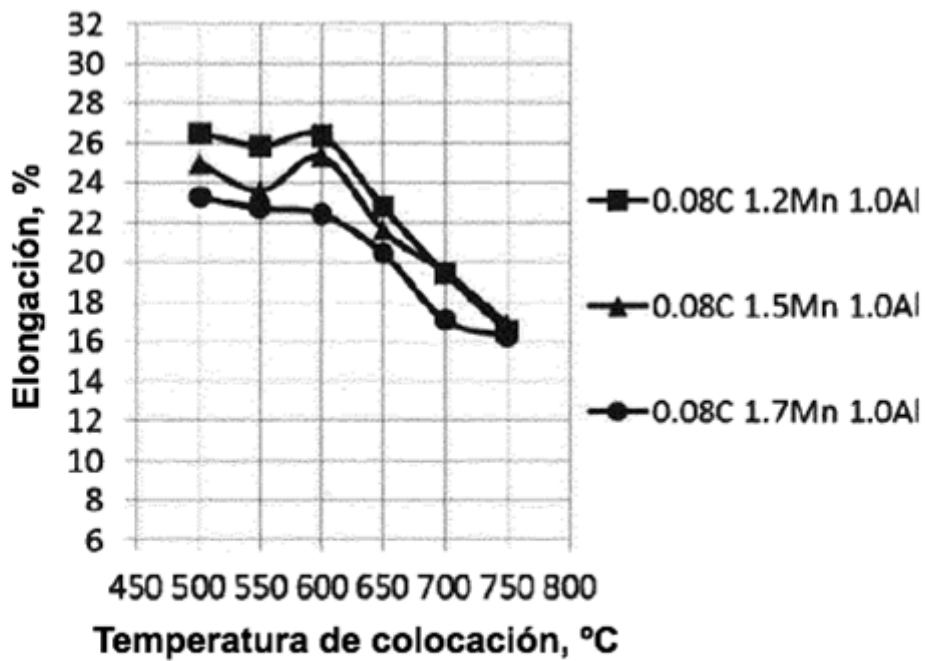
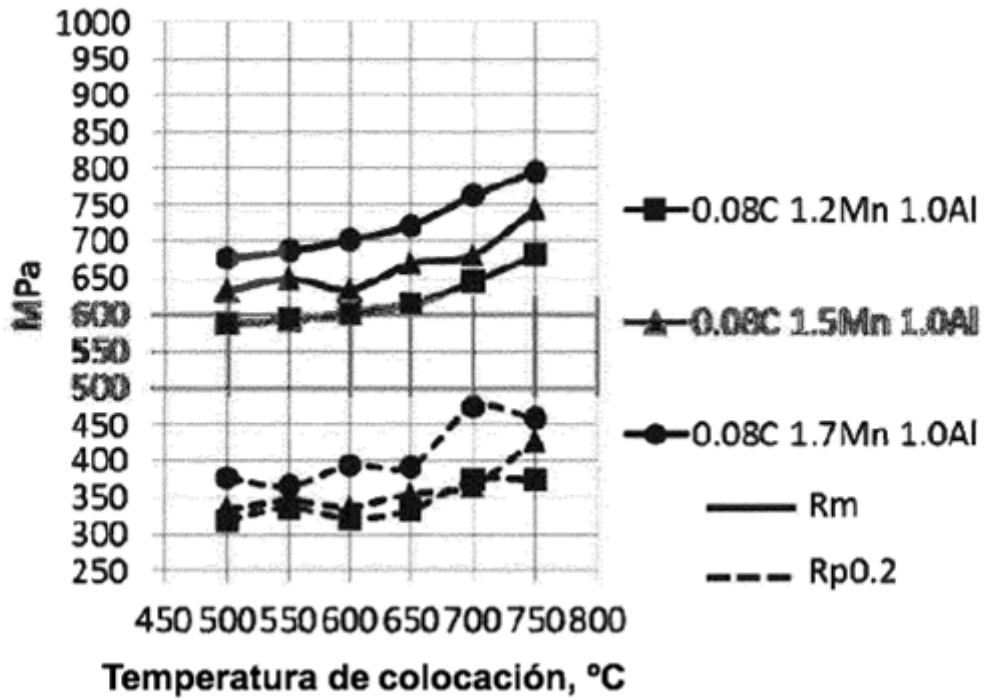


Fig. 6

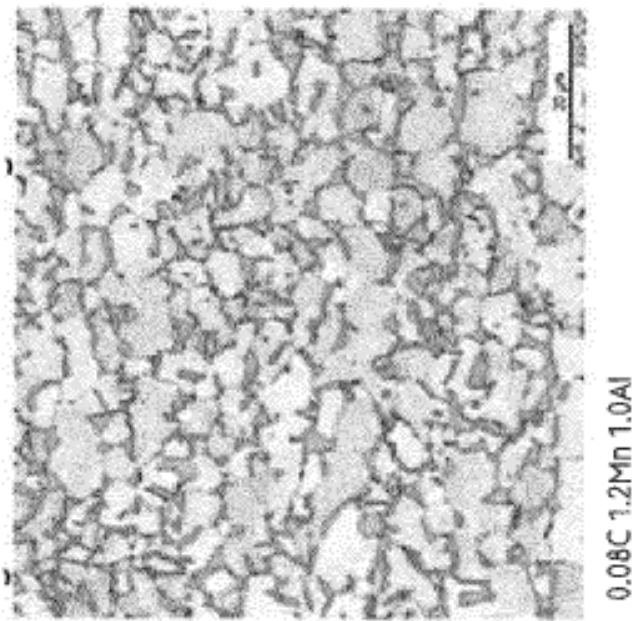
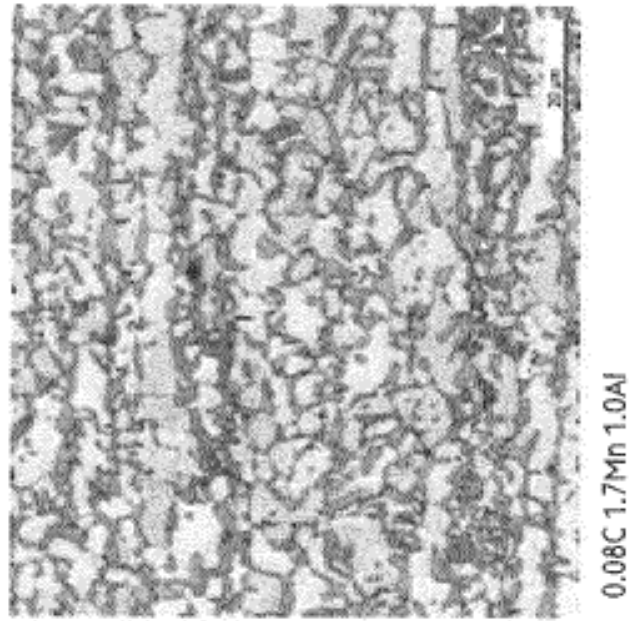


Fig. 7

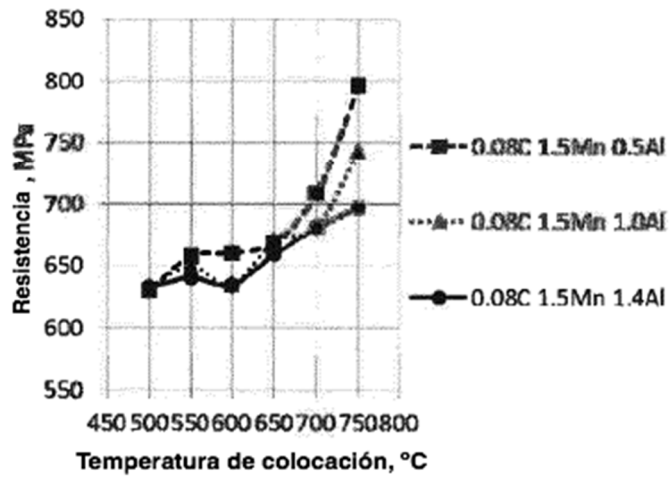
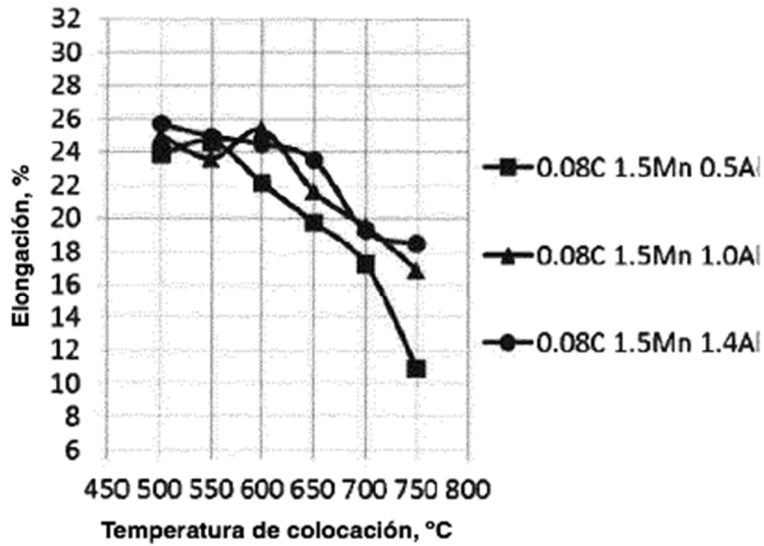
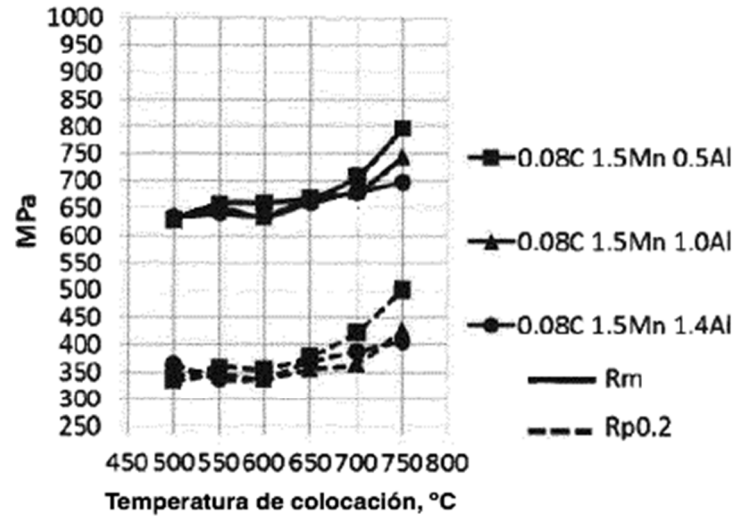
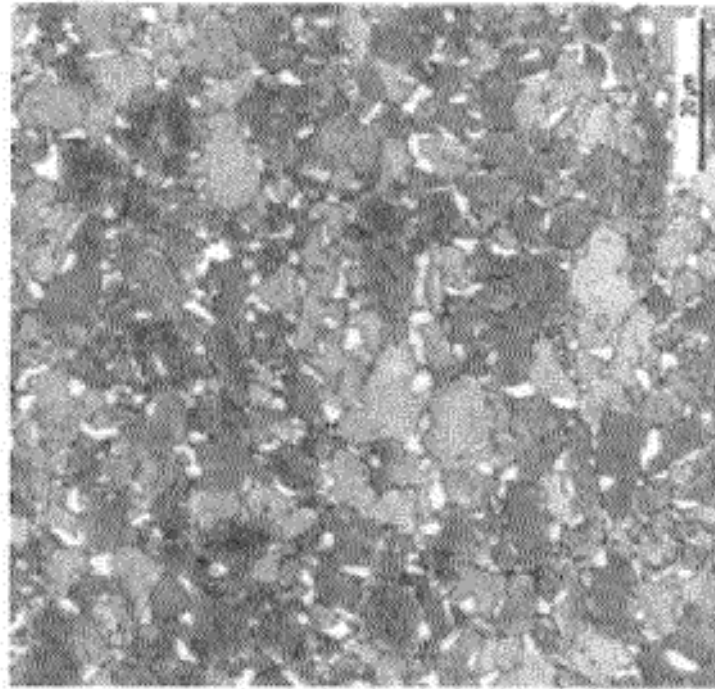
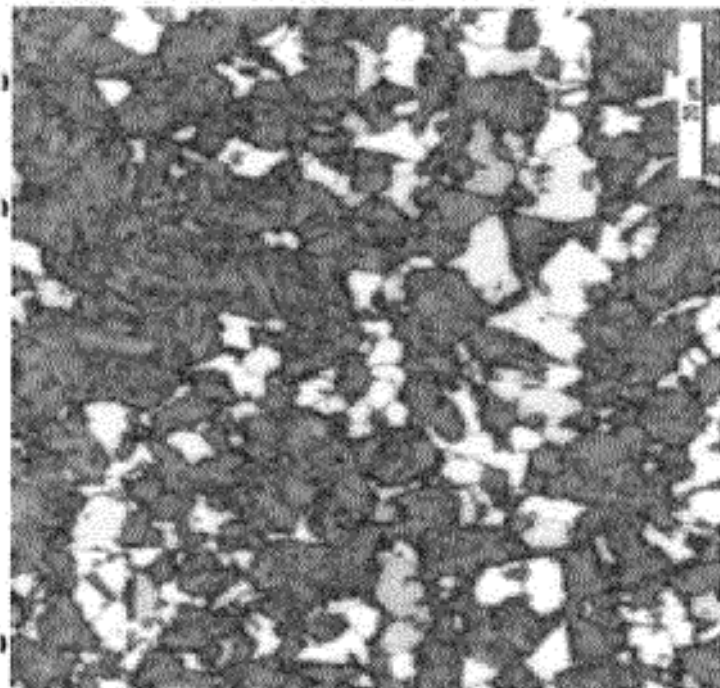


Fig. 8



0.08C 1.5Mn 1.4Al



0.08C 1.5Mn 0.5Al

Fig. 9

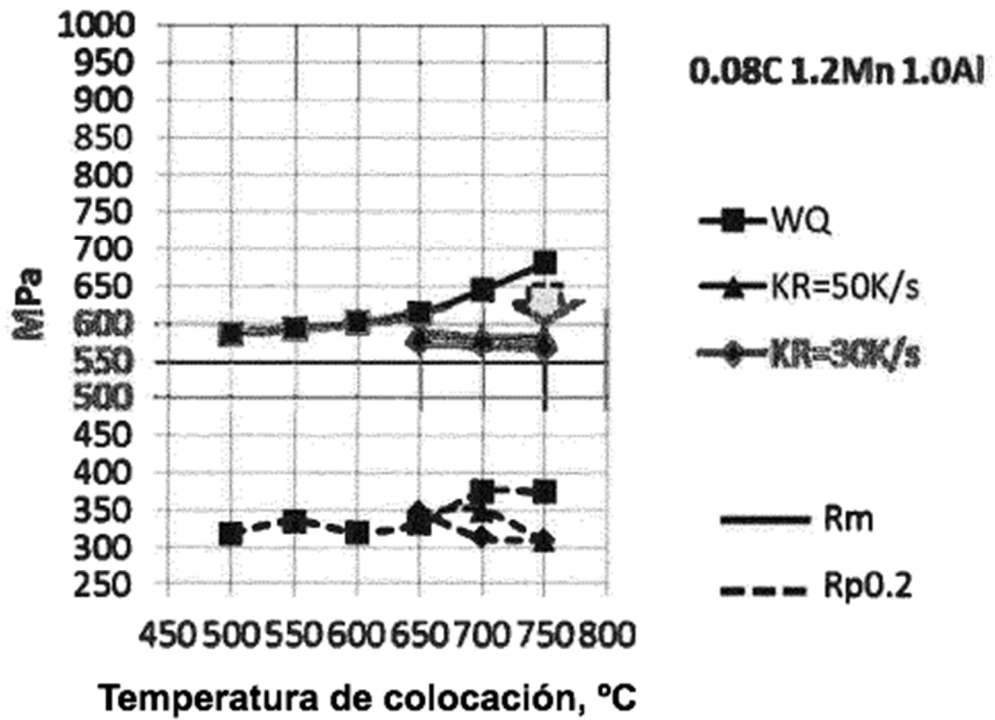
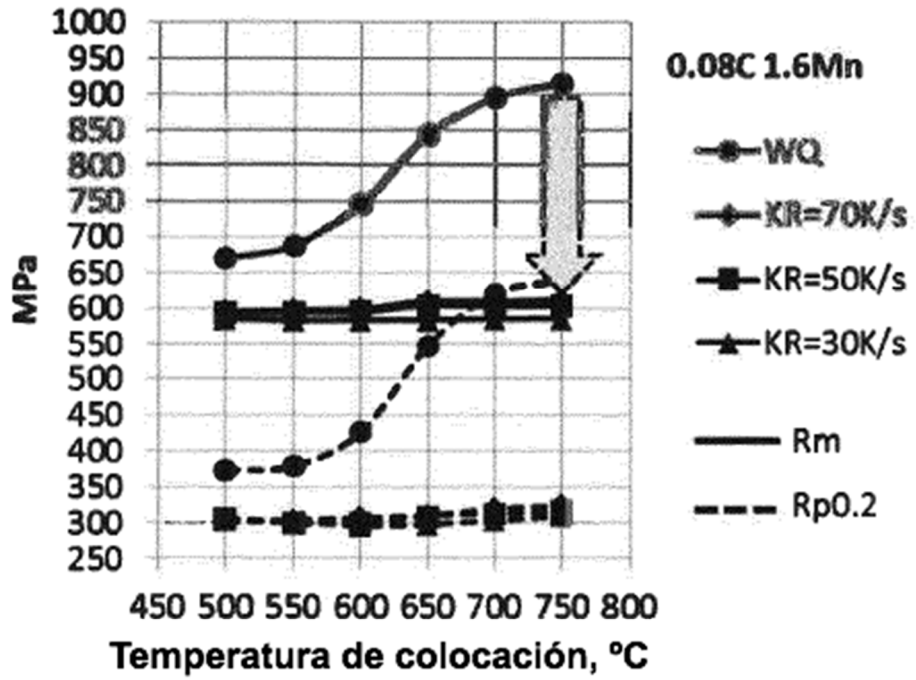


Fig. 10

Aleación	C, % en peso	Si, % en peso	Mn, % en peso	Al, % en peso	Cr, % en peso	Nb+Ti, % en peso	A ₅₀ , °C	A ₅₀ , °C	de acuerdo con la invención
Aleación A	0,06	0,2	1,5	1,0	0,5	0,03	719	1000	no
Aleación B	0,08	0,2	1,5	1,0	0,5	0,03	718	981	no
Aleación C	0,10	0,2	1,5	1,0	0,5	0,03	718	968	no
Aleación D	0,08	0,2	1,2	1,0	0,5	0,03	729	1001	no
Aleación E	0,08	0,2	1,7	1,0	0,5	0,03	710	975	no
Aleación F	0,08	0,2	1,5	0,5	0,5	0,03	704	904	no
Aleación G	0,08	0,2	1,5	1,4	0,5	0,03	730	1074	no
Aleación H	0,30	0,3	2,2	<0,05	<0,05	<0,05	669	767	no
Aleación I	0,26	0,3	1,8	0,3	<0,05	<0,05	658	818	no
Aleación J	0,05	0,6	0,7	0,7	0,35	<0,05	739	1028	si
Aleación K	0,08	0,8	1,3	0,9	0,5	<0,05	734	1020	si
Aleación L	0,10	1,3	1,8	1,3	0,7	<0,05	741	1087	si
Aleación M	0,11	1,8	1,9	1,1	0,6	<0,05	738	1063	si

Fig. 11