

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 731 472**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)  
**C22C 38/04** (2006.01)  
**C22C 38/58** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)  
**C22C 38/06** (2006.01)  
**C22C 38/12** (2006.01)  
**C22C 38/14** (2006.01)  
**C21D 6/00** (2006.01)

12

## TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.11.2012** **PCT/US2012/066895**

87 Fecha y número de publicación internacional: **06.06.2013** **WO13082188**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.11.2012** **E 12852964 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.04.2019** **EP 2785888**

54 Título: **Aceros martensíticos con resistencia a la tracción 1700-2200 MPa**

30 Prioridad:

**28.11.2011 US 201161629762 P**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**15.11.2019**

73 Titular/es:

**ARCELORMITTAL (100.0%)**  
**24-26 Boulevard d'Avranches**  
**1160 Luxembourg, LU**

72 Inventor/es:

**SONG, RONGJIE y**  
**POTTORE, NARAYAN S.**

74 Agente/Representante:

**SALVÀ FERRER, Joan**

ES 2 731 472 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**

Aceros martensíticos con resistencia a la tracción 1700-2200 MPa

**5 Campo de la invención**

**[0001]** La presente invención se refiere a composiciones de acero martensítico y procedimientos de producción de las mismas. Más específicamente, los aceros martensíticos tienen resistencias a la tracción que varían de 1700 a 2200 MPa. Más específicamente, la invención se refiere a acero de ultra alta resistencia y calibre fino (espesor  $\leq 1$  mm) con una resistencia a la rotura por tracción de 1700-2200 MPa y procedimientos de producción del mismo.

**Antecedentes de la invención**

**[0002]** Los aceros de bajo contenido de carbono con microestructura martensítica constituyen una clase de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) con las resistencias más altas posibles en láminas de acero. Variando el contenido de carbono en el acero, ArcelorMittal ha estado produciendo aceros martensíticos con resistencia a la tracción que varía de 900 a 1500 MPa durante dos décadas. Los aceros martensíticos se usan cada vez más en aplicaciones que requieren alta resistencia para la protección de vehículos frente a colisión lateral y vuelco, y se han usado desde hace tiempo para aplicaciones tales como parachoques que se pueden laminar fácilmente.

**[0003]** Actualmente, se demanda acero de ultra alta resistencia y calibre fino (espesor de  $\leq 1$  mm) con resistencia a la rotura por tracción de 1700-2200 MPa con buena laminabilidad, soldabilidad, perforabilidad y resistencia a la fractura retardada para la fabricación de piezas de automóvil no integrales resistentes tales como barras de parachoques. Se requieren aceros de alta resistencia y calibre ligero para eludir los desafíos competitivos de materiales alternativos, tales como la serie 7xxx de aleaciones de aluminio ligeras. El contenido de carbono ha sido el factor más importante para determinar la resistencia a la rotura por tracción de los aceros martensíticos. El acero debe tener la suficiente templabilidad para transformarse completamente a martensita cuando se temple desde una temperatura de recocido supercrítica.

**[0004]** KR20090124263 describe un acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 1800 MPa.

**[0005]** WO 20111118459 describe un acero martensítico.

**[0006]** EP 2 468 911 describe un miembro de lámina de acero prensada en caliente que tiene una resistencia a la tracción de 980 a 2130 MPa.

**Resumen de la invención**

**[0007]** La presente invención comprende una aleación de acero martensítico según la reivindicación 1.

**[0008]** Preferentemente, la aleación puede tener una resistencia a la rotura por tracción de al menos 1800 MPa, al menos 1900 MPa, al menos 2000 MPa o incluso al menos 2100 MPa. La aleación de acero martensítico puede tener una resistencia a la rotura por tracción entre 1700 y 2200 MPa. La aleación de acero martensítico puede tener un alargamiento total de al menos 3,5 % y más preferentemente al menos 5 %.

**[0009]** La aleación de acero martensítico puede estar en forma de una lámina, banda o bobina laminada en frío y puede tener un espesor menor o igual a 1 mm.

**[0010]** La aleación de acero martensítico contiene entre 0,22 y 0,36 % en peso de carbono. Más específicamente, la aleación puede contener entre 0,22 y 0,28 % en peso de carbono o, como alternativa, la aleación puede contener entre 0,28 y 0,36 % de carbono.

**Breve descripción de los dibujos**

**[0011]**

Las figuras 1a y 1b son ilustraciones esquemáticas de procedimientos de recocido útiles para producir las aleaciones de la presente invención;

las figuras 2a, 2b y 2c son micrografías de MEB de láminas experimentales con 2,0 % de Mn - 0,2 % de Si y diversos contenidos de carbono (2a tiene 0,22 % de C; 2b tiene 0,25 % de C y 2c tiene 0,28 % de C) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C; la figura 3 es una representación gráfica de las propiedades mecánicas a tracción a temperatura ambiente de bandas calientes de acero experimentales útiles para producir aleaciones de la presente invención;

las figuras 4a-4b son micrografías de MEB de aceros experimentales con 0,22 % de C - 0,2 % de Si - 0,02 % de Nb y dos contenidos de Mn diferentes (4a tiene 1,48 % y 4b tiene 2,0 %) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C;

5

la figura 5 es una representación gráfica de las propiedades mecánicas a tracción a temperatura ambiente de otras bandas calientes de acero experimentales útiles para producir aleaciones de la presente invención;

las figuras 6a-6b son micrografías de MEB de aceros experimentales con 0,22 % de C - 2,0 % de Mn - 0,2 % de Si y diferentes contenidos de Nb (6a tiene 0 % y 6b tiene 0,018 %) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C;

10

la figura 7 es una representación gráfica de las propiedades mecánicas a tracción a temperatura ambiente de otras bandas calientes de acero experimentales útiles para producir aleaciones de la presente invención;

15

las figuras 8a-8f ilustran los efectos de la temperatura de empapado (830, 850 y 870 °C) y la composición del acero (las figuras 8a y 8b muestran diversos C, 8c y 8d muestran diversos Mn y 8e y 8f muestran diversos Nb) sobre las propiedades mecánicas a tracción de aceros de la presente invención;

20

las figuras 9a-9f muestran los efectos de la temperatura de temple (780, 810 y 840 °C) y la composición del acero (las figuras 9a y 9b muestran diversos C, 9c y 9d muestran diversos Mn y 9e y 9f presentan diversos Nb) sobre las propiedades mecánicas a tracción de aceros adicionales de la presente invención;

las figuras 10a y 10b son representaciones esquemáticas de los ciclos de recocido adicionales útiles para producir aleaciones de la presente invención;

25

las figuras 11a y 11b representan gráficamente las propiedades mecánicas a tracción a temperatura ambiente de bandas calientes útiles para producir aceros de la presente invención, después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C;

30

las figuras 12a-12d son micrografías de MEB a 1000x de la microestructura de bandas calientes después de laminado en caliente y bobinado simulado a 660 °C;

las figuras 13a-13b representan gráficamente las propiedades mecánicas a tracción de bandas de acero calientes experimentales a temperatura ambiente;

35

las figuras 14a-14d representan los efectos de la temperatura de empapado (830 °C, 850 °C y 870 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (adiciones de Ti, B y Nb al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido;

40

las figuras 15a-15d muestran los efectos de la temperatura de temple (780 °C, 810 °C y 840 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (adiciones de Ti, B y Nb al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido;

45

las figuras 16a y 16c son representaciones incluso más esquemáticas de ciclos de recocido útiles para producir las aleaciones de la presente invención;

las figuras 17a a 17e son micrografías de MEB a 1000X de aceros laminados en caliente (0,28 a 0,36 % de C) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C;

50

las figuras 18a y 18b representan gráficamente las propiedades mecánicas a tracción correspondientes de los aceros laminados en caliente de las figuras 17a-17e, a temperatura ambiente (después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C);

55

las figuras 19a-19e son micrografías de MEB a 1000X de aceros laminados en caliente (0,28 a 0,36 % de C) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 660 °C;

las figuras 20a y 20b representan gráficamente las propiedades mecánicas a tracción correspondientes de los aceros laminados en caliente de las figuras 19a-19e, a temperatura ambiente (después de laminado en caliente y bobinado simulado a 660 °C);

60

las figuras 21a-21d representan los efectos de la temperatura de empapado (830 °C, 850 °C y 870 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (contenido de C y adición de B al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido;

65

las figuras 22a-22d muestran los efectos de la temperatura de temple (780 °C, 810 °C y 840 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (contenido de C y adición de B al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido;

- 5 las figuras 23a-23d ilustran el efecto de la composición y el ciclo de recocido sobre la resistencia a la tracción (23a-23b) y la ductilidad (23c-23d);

las figuras 24a-24l son micrografías de cuatro aleaciones que se recocieron usando diversas parejas de temperatura de empapado/temple; y

10

Las figuras 25a-25d muestran las propiedades mecánicas a tracción de los aceros con 0,5 % a 2,0 % de Mn después de bobinado a 580 °C, laminado en frío (reducción de laminado en frío de 50 % para el acero con 0,5 y 1,0 % de Mn y reducción de laminado en frío de 75 % para el acero con 2,0 % de Mn) y diversos ciclos de recocido.

## 15 Descripción detallada de la invención

**[0012]** La presente invención es una familia de aceros martensíticos con resistencia a la tracción que varía de 1700 a 2200 MPa. El acero puede ser lámina de acero de calibre fino (espesor menor o igual a 1 mm). La presente invención también incluye el procedimiento para producir los aceros martensíticos de muy alta resistencia a la tracción.

- 20 Los ejemplos y las realizaciones de la presente invención se presentan a continuación. Los aceros de las tablas 1-3 son ejemplos comparativos.

### EJEMPLO 1

#### 25 Materiales y procedimientos experimentales

**[0013]** La tabla 1 muestra las composiciones químicas de algunos aceros comprendidos en la presente invención, que incluye un intervalo de contenido de carbono de 0,22 a 0,28 % en peso (aceros 2, 4 y 5), contenido de manganeso de 1,5 a 2,0 % en peso (aceros 1 y 3) y contenido de niobio de 0 a 0,02 % en peso (aleaciones 2 y 3). El

- 30 resto de la composición del acero es hierro e impurezas inevitables.

Tabla 1

ID	Acero	C	Mn	Si	Nb	Al	N	S	P
1	0,22C-1,5 Mn-0,018 Nb	0,22	1,48	0,198	0,019	0,036	0,0043	0,002	0,006
2	0,22C-2,0 Mn	0,22	2,00	0,199	-	0,027	0,0049	0,002	0,006
3	0,22C-2,0 Mn-0,018 Nb	0,22	2,00	0,197	0,018	0,033	0,0045	0,002	0,006
4	0,25C-2,0 Mn	0,25	1,99	0,201	-	0,025	0,005	0,003	0,009
5	0,28C-2,0 Mn	0,28	2,01	0,202	-	0,032	0,0045	0,003	0,007

- [0014]** Se moldearon cinco secciones de 45 kg en el laboratorio. Después de recalentamiento y austenitización a 1230 °C durante 3 horas, las secciones se laminaron en caliente de 63 mm a 20 mm de espesor en un molino de laboratorio. La temperatura de acabado fue aproximadamente 900 °C. Las planchas se enfriaron al aire después del laminado en caliente.

- [0015]** Después de cizallar y recalentar las planchas prelamadas de 20 mm de espesor a 1230 °C durante 2 horas, las planchas se laminaron en caliente de un espesor de 20 mm a 3,5 mm. La temperatura de laminado final fue aproximadamente 900 °C. Después de enfriamiento controlado a una velocidad de enfriamiento promedio de aproximadamente 45 °C/s, las bandas calientes de cada composición se mantuvieron en un horno a 580 °C durante 1 hora, seguido de un enfriamiento en horno durante 24 horas para simular el procedimiento de bobinado industrial.

- [0016]** Se prepararon tres probetas según la norma JIS-T de cada banda caliente para ensayo de tracción a temperatura ambiente. La caracterización de la microestructura de bandas calientes se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en la posición de un cuarto del espesor de las secciones eficaces longitudinales.

- [0017]** Ambas superficies de las bandas laminadas en caliente se rectificaron para eliminar cualquier capa decarburizada. A continuación, se sometieron a laminado en frío de 75 % en laboratorio para obtener aceros de dureza total con espesor final de 0,6 mm para simulaciones de recocido adicionales.

- [0018]** La simulación de recocido se realizó usando dos crisoles con sal y un baño de aceite. Los efectos de las temperaturas de empapado y temple se analizaron para todos los aceros. En las figuras 1(a) y 1(b) se muestra una



ilustración esquemática del tratamiento térmico. La figura 1(a) ilustra los procedimientos de recocido con diferentes temperaturas de empapado de 830 °C a 870 °C. La figura 1(b) ilustra los procedimientos de recocido con diferentes temperaturas de temple de 780 °C a 840 °C.

5 **[0019]** Para estudiar el efecto de la temperatura de empapado, el procedimiento de recocido incluyó recalentar los flejes laminados en frío (0,6 mm de espesor) a 870 °C, 850 °C y 830 °C, respectivamente, seguido de mantenimiento isoterma durante 60 segundos. Las muestras se transfirieron inmediatamente al segundo crisol con sal a una temperatura de 810 °C y se mantuvieron isotérmicamente durante 25 s. Esto fue seguido de temple en agua. Las muestras se recalentaron a continuación a 200 °C durante 60 s en un baño de aceite, seguido de enfriamiento al aire a temperatura ambiente para simular un tratamiento de sobreenviejecimiento. Los tiempos de mantenimiento a las temperaturas de empapado, temple y sobreenviejecimiento se eligieron para que se aproximaran estrechamente a las condiciones industriales para este calibre.

15 **[0020]** Para estudiar el efecto de la temperatura de temple, el análisis incluye el recalentamiento de flejes laminados en frío a 870 °C durante 60 segundos, seguido de enfriamiento inmediato a 840 °C, 810 °C y 780 °C. Después de un mantenimiento isoterma durante 25 segundos a la temperatura de temple, las probetas se templaron en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 60 segundos seguido de enfriamiento al aire para simular el tratamiento de sobreenviejecimiento. Se prepararon tres probetas según la norma ASTM-T de cada blanco recocido para ensayos de tracción a temperatura ambiente.

20 **[0021]** Las muestras procesadas a una temperatura de empapado de 870 °C y templadas desde 810 °C se seleccionaron para ensayos de doblado. Se empleó un doblado en V libre de 90° con el eje de doblado en la dirección de laminado para la caracterización de la plegabilidad. Para este ensayo se utilizó un sistema de ensayo mecánico Instron especializado con bloque de matriz de 90° y punzones. Una serie de punzones intercambiables con diferentes radios de matriz facilitó la determinación del radio de matriz mínimo al que las muestras se podían doblar sin microfisuras. El ensayo se realizó a una carrera constante de 15 mm/s hasta que la muestra se dobló 90°. Se utilizó una fuerza de 80 kN y un tiempo de permanencia de 5 segundos al ángulo de doblado máximo, después del cual se liberó la carga y se permitió que la probeta se recuperara. En el presente ensayo, el intervalo de radios de matriz varió de 1,75 a 2,75 mm con incremento gradual de 0,25 mm. La superficie de la muestra después del ensayo de doblado se observó con una magnificación de 10X. Una longitud de grieta sobre la superficie de doblado de la muestra que sea menor de 0,5 mm se considera que es una «microfisura», y todas las que sean mayores de 0,5 mm se reconocen como una grieta y el ensayo se marcó como un fallo. Las muestras sin grietas visibles se identificaron como «ensayo superado».

### 35 Microestructura y propiedades mecánicas a tracción de bandas laminadas en caliente

#### Efecto de la composición sobre la microestructura y las propiedades mecánicas a tracción de aceros laminados en caliente

40 **[0022]** Las figuras 2a, 2b y 2c son micrografías de MEB de aceros experimentales con 2,0 % de Mn - 0,2 % de Si y diferentes contenidos de carbono (2a tiene 0,22 % de C, 2b tiene 0,25 % de C y 2c tiene 0,28 % de C) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C.

45 **[0023]** El aumento en el contenido de carbono dio como resultado un aumento en la fracción en volumen y el tamaño de colonia de perlita.

Las propiedades mecánicas a tracción correspondientes a temperatura ambiente de los aceros experimentales se representan gráficamente en la figura 3, donde la resistencia en MPa (mitad superior de la gráfica) y la ductilidad en porcentaje (mitad inferior de la gráfica) se representan gráficamente frente al contenido de carbono. En la figura 3 y en el presente documento, UTS significa resistencia a la rotura por tracción; YS significa límite elástico, TE significa alargamiento total, UE significa alargamiento uniforme. Como se muestra, el aumento en el contenido de carbono de 0,22 a 0,28 % condujo a un ligero aumento en la resistencia a la rotura por tracción de 609 a 632 MPa, a una ligera reducción en el límite elástico de 440 a 426 MPa, pero a un cambio pequeño en la ductilidad (el TE y UE promedio son aproximadamente 16 % y 11 %, respectivamente).

55 **[0024]** Las figuras 4a-4b son micrografías de MEB de aceros experimentales con 0,22 % de C - 0,2 % de Si - 0,02 % de Nb y dos contenidos de Mn diferentes (4a tiene 1,48 % y 4b tiene 2,0 %) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C. Un aumento en el contenido de Mn dio como resultado un aumento en la fracción en volumen y el tamaño de colonia de perlita. El mayor tamaño de grano en el acero con contenido superior de Mn se puede atribuir al engrosamiento del grano durante el laminado final y posterior enfriamiento. La temperatura final de laminado en caliente fue aproximadamente 900 °C, que está en la región de la austenita para ambos aceros experimentales, pero es mucho más alta que la temperatura  $A_{r3}$  para el acero con contenido más alto de Mn. Por tanto, durante y después del laminado final, la austenita en el acero con contenido superior de Mn tuvo mayor oportunidad de engrosarse, lo que dio como resultado una microestructura de ferrita-perlita más gruesa después de la transformación de fase.

**[0025]** Las propiedades mecánicas a tracción correspondientes de los aceros experimentales con 0,22 % de C - 2,0 % de Mn a temperatura ambiente se representan gráficamente en la figura 5, donde la resistencia en MPa (mitad superior de la gráfica) y la ductilidad en porcentaje (mitad inferior de la gráfica) se representan gráficamente frente al contenido de manganeso. Como se muestra, un aumento en el contenido de Mn de 1,48 a 2,0 % condujo a un aumento pequeño en la resistencia a la rotura por tracción de 655 a 680 MPa, una reducción marcada en el límite elástico de 540 a 416 MPa y una reducción ligera en la ductilidad de 22 a 18 % para TE y de 12 a 11 % para UE. La relación de límite elástico esperado a mínimo (YR) correspondiente cayó de 0,8 a 0,6 y el alargamiento en el punto de fluencia (YPE) se redujo de 3,1 a 0,3 % con el aumento en el contenido de Mn. La enorme reducción en YS, YR e YPE, a pesar del refuerzo de la solución sólida, por el Mn se puede atribuir a la formación de martensita en el acero con contenido superior de Mn. Una pequeña cantidad de martensita (incluso inferior a 5 %) puede crear dislocaciones libres que rodean a la ferrita para facilitar la deformación plástica inicial, como se sabe bien para los aceros DP. Además, la templabilidad superior del acero con contenido superior de Mn también puede dar como resultado un tamaño de grano de austenita más grueso.

**[0026]** Las figuras 6a-6b son micrografías de MEB de aceros experimentales con 0,22 % de C - 2,0 % de Mn - 0,2 % de Si y diferentes contenidos de Nb (6a tiene 0 % y 6b tiene 0,018 %) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C. Un aumento en el contenido de Nb dio como resultado un aumento en la fracción en volumen y el tamaño de colonia de perlita, que se puede explicar por la templabilidad superior del acero con Nb y la temperatura inferior de formación de perlita.

**[0027]** Las propiedades mecánicas a tracción correspondientes de los aceros comparados con 0,22 % de C - 2,0 % de Mn se ilustran en la figura 7, donde la resistencia en MPa (mitad superior de la gráfica) y la ductilidad en porcentaje (mitad inferior de la gráfica) se representan gráficamente frente al contenido de niobio. Como se muestra, la adición de 0,018 % de Nb condujo a un aumento en la resistencia a la rotura por tracción (UTS) de 609 a 680 MPa, una pequeña reducción en el límite elástico (YS) de 440 a 416 MPa y un ligero aumento en el TE promedio de 16,8 a 18,0 %, con el UE reduciéndose de 11,8 a 10,8 %. La relación de límite elástico esperado a mínimo (YR) correspondiente cayó de 0,72 a 0,61 y el alargamiento en el punto de fluencia (YPE) se redujo de 2,3 a 0,3 % con el aumento en el contenido de Nb.

#### Propiedades mecánicas a tracción de los aceros investigados después de laminado en frío y simulación de recocido

**[0028]** Las figuras 8a-8f ilustran los efectos de la temperatura de empapado (830, 850 y 870 °C) y la composición del acero (las figuras 8a y 8b muestran diversos C, 8c y 8d muestran diversos Mn y 8e y 8f presentan diversos Nb) sobre las propiedades mecánicas a tracción de aceros. La reducción en la temperatura de empapado de 870 a 850 °C dio como resultado un aumento de 28-76 MPa en el límite elástico (YS) y de 30-103 MPa en la resistencia a la rotura por tracción (UTS), que se puede atribuir al menor tamaño de grano a una temperatura de empapado inferior. Una reducción adicional en la temperatura de empapado de 850 a 830 °C no condujo a un cambio significativo en UTS. No hay efecto de la temperatura de empapado sobre la ductilidad y el alargamiento uniforme/total varía de 3 a 4,75 % en todos los aceros experimentales. Cabe destacar que se consiguieron UTS que superaban 2000 MPa y alargamiento uniforme/total de ~3,5-4,5 % en el acero con 0,28 % de C - 2,0 % de Mn - 0,2 % de Si (véanse las figuras 8a-8b).

**[0029]** Las figuras 9a-9f muestran los efectos de la temperatura de temple (780, 810 y 840 °C) y la composición del acero (las figuras 9a y 9b muestran diversos C, 9c y 9d muestran diversos Mn y 9e y 9f muestran diversos Nb) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros investigados. No hay un efecto significativo de la temperatura de temple sobre la resistencia y ductilidad cuando se obtiene 100 % martensita. El alargamiento uniforme/total varía de 2,75 a 5,5 % en todos los aceros experimentales. Los datos sugieren que es factible una amplia ventana de procedimiento durante el recocido.

**[0030]** Las figuras 8a, 8b, 9a y 9b muestran que un aumento en el contenido de C dio como resultado un aumento significativo en la resistencia a la tracción, pero tuvo poco efecto sobre la ductilidad. Tomando el ciclo de recocido de 830 °C (temperatura de empapado) - 810 °C (temperatura de temple) como ejemplo, el aumento en YS y UTS es 163 y 233 MPa, respectivamente, cuando el contenido de C se aumenta de 0,22 a 0,28 % en peso. El aumento en el contenido de Mn de 1,5 a 2,0 % en peso apenas tiene efecto sobre la resistencia y la ductilidad (véanse las figuras 8c, 8d, 9c y 9d). La adición de Nb (aproximadamente 0,02 % en peso) condujo a un aumento en YS hasta 94 MPa sin prácticamente efecto sobre UTS, pero a una reducción en el alargamiento total de 2,4 % (véanse las figuras 8e, 8f, 9e y 9f).

#### Plegabilidad de los aceros investigados

**[0031]** La tabla 2 resume los efectos de C, Mn, y Nb sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros experimentales después de laminado en frío de 75 % y recocido. El ciclo de recocido incluyó: calentar las bandas laminadas en frío (aproximadamente 0,6 mm de espesor) a 870 °C, mantenimiento isoterma durante 60 segundos a la temperatura de empapado, enfriamiento inmediato a 810 °C, mantenimiento isoterma durante 25 segundos a esa

temperatura, seguido de temple rápido en agua. Los paneles se recalentaron a continuación a 200 °C en un baño de aceite y se mantuvieron durante 60 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobreenvejecimiento. Los datos muestran que el carbono tiene el efecto más fuerte sobre la resistencia y un ligero efecto sobre la plegabilidad. La adición de Nb aumenta la resistencia a la tracción y mejora la plegabilidad. La mejora de la plegabilidad se consigue a pesar de un alargamiento ligeramente inferior. Un aumento en el contenido de Mn de 1,5 a 2,0 % en el acero que lleva Nb no tiene un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas a tracción, pero da como resultado un gran aumento en la plegabilidad.

Tabla 2

Acero	T <sub>empapado</sub> °C	T <sub>G,c</sub> °C	T <sub>0</sub> °C	Calibre mm	YS MPa	TS MPa	YS/TS	UE %	TE %	YPE %	Plegabilidad aceptable	Plegabilidad microfisura < 0,5 mm
0,22C-1,5 Mn-0,018 Nb	870	810	200	0,69	1518	1737	0,87	3,6	4	0	4,0 t	2,9 t
0,22C-2,0 Mn-0,018 Nb	870	810	200	0,69	1518	1766	0,86	3,8	3,7	0	2,9 t	2,5 t
0,22C-2,0 Mn	870	810	200	0,66	1465	1760	0,83	4,1	4,2	0	3,7 t	2,2 t
0,25C-2,0 Mn	870	810	200	0,68	1533	1858	0,83	4	4,8	0	3,7 t	2,6 t
0,28C-2,0 Mn	870	810	200	0,68	1581	1927	0,82	4,3	4,2	0	4,0 t	3,2 t

**EJEMPLO 2**

**[0032]** Con el fin de reducir el carbono equivalente, por tanto, para mejorar la soldabilidad de los aceros del Ejemplo 1, se produjeron aceros que contenían 0,28 % de carbono junto con reducido contenido de manganeso (aproximadamente 1,0 % en peso frente a 2,0 % en peso del Ejemplo 1). Las aleaciones se moldearon en secciones, se laminaron en caliente, se laminaron en frío, se recocieron (simulado) y se trataron para sobreenviejecimiento.

- 5 Además, se describe de forma detallada el efecto del contenido de Mn (1,0 y 2,0 % de Mn) sobre las propiedades de bandas laminadas en caliente y productos recocidos.

#### Preparación térmica

- 10 **[0033]** La tabla 3 muestra las composiciones químicas de aceros investigados. El diseño de la aleación analizó los efectos del Ti (aceros 1 y 2), B (aceros 2 y 3) y Nb (aceros 3 y 4) incorporados.

**Tabla 3**

ID	Acero	C	Mn	Si	S	P	N	Al	Ti	B	Nb
1	Base	0,28	0,98	0,204	0,003	0,007	0,0049	0,035			
2	Base-Ti	0,28	0,98	0,198	0,003	0,005	0,0047	0,04	0,024		
3	Base-Ti-B	0,28	0,98	0,204	0,003	0,005	0,0047	0,04	0,024	0,0018	
4	Base-Ti-B- Nb	0,28	0,97	0,202	0,003	0,006	0,0048	0,037	0,024	0,0017	0,029

- 15 **[0034]** Se moldearon cuatro secciones de 45 kg (una de cada aleación) en el laboratorio. Después de recalentamiento y austenitización a 1230 °C durante 3 horas, las secciones se laminaron en caliente de 63 mm a 20 mm de espesor en un molino de laboratorio. La temperatura de acabado fue aproximadamente 900 °C. Las planchas se enfriaron al aire después del laminado en caliente.

#### 20 Laminado en caliente y microestructura/Investigación de las propiedades mecánicas a tracción

**[0035]** Después de cizallar y recalentar las planchas prelamadas de 20 mm de espesor a 1230 °C durante 2 horas, las planchas se laminaron en caliente de un espesor de 20 mm a 3,5 mm. La temperatura de laminado final fue aproximadamente 900 °C. Después de enfriamiento controlado a una velocidad de enfriamiento promedio de aproximadamente 45 °C/s, las bandas calientes de cada composición se mantuvieron en un horno a 580 °C y 660 °C, respectivamente, durante 1 hora, seguido de un enfriamiento en horno durante 24 horas para simular el procedimiento de bobinado industrial. El uso de dos temperaturas de bobinado diferentes se diseñó para entender la ventana de procedimiento disponible durante el laminado en caliente para la fabricación de este producto.

- 30 **[0036]** Se realizó una nueva comprobación de las composiciones de las bandas calientes mediante plasma acoplado inductivamente (ICP). En comparación con los datos derivados de lingotes, generalmente se observó una pérdida de carbono en las bandas calientes. Se prepararon tres probetas según la norma JIS-T de cada banda caliente para ensayos de tracción a temperatura ambiente. La caracterización de la microestructura de bandas calientes se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en la posición de un cuarto del espesor de las secciones eficaces longitudinales.

#### Laminado en frío

- 40 **[0037]** Después de rectificar ambas superficies de las bandas laminadas en caliente para retirar cualquier capa descarbonizada, los aceros se laminaron en frío en el laboratorio al 50 % para obtener aceros de dureza total con espesor final de 1,0 mm para simulaciones de recocido adicionales.

#### Simulación de recocido

- 45 **[0038]** Los efectos de las temperaturas de empapado y temple durante el recocido sobre las propiedades mecánicas de los aceros se investigaron para todos los aceros experimentales. Un esquema de los ciclos de recocido se muestra en las figuras 10a y 10b. La figura 10a ilustra los procedimientos de recocido con diferentes temperaturas de empapado de 830 °C a 870 °C. La figura 10b ilustra los procedimientos de recocido con diferentes temperaturas de temple de 780 °C a 840 °C.

50

**[0039]** El procedimiento de recocido incluye recalentar la banda fría (aproximadamente 1,0 mm de espesor) a 870 °C, 850 °C y 830 °C durante 100 s, respectivamente, para investigar el efecto de la temperatura de empapado sobre las propiedades finales. Después de enfriamiento inmediato a 810 °C y mantenimiento isoterma durante 40 s, se aplicó temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 s, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobreenviejecimiento.

55

**[0040]** El procedimiento de recocido incluye recalentar la banda fría a 870 °C durante 100 s y enfriamiento inmediato a 840 °C, 810 °C y 780 °C, respectivamente, para investigar el efecto de la temperatura de temple sobre las propiedades mecánicas de los aceros. El temple en agua se empleó después de 40 s de mantenimiento isoterma a la temperatura de temple. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular el tratamiento de sobreenviejecimiento.

#### Propiedades mecánicas a tracción y plegabilidad de aceros recocidos

**[0041]** Se prepararon tres probetas según la norma ASTM-T de cada banda recocida para ensayo de tracción a temperatura ambiente. Las muestras procesadas mediante un ciclo de recocido se seleccionaron para ensayos de doblado. Este ciclo de recocido implicó el calentamiento de la banda fría (aproximadamente 1,0 mm de espesor) a 850 °C durante 100 s, enfriamiento inmediato a 810 °C, mantenimiento isoterma durante 40 s a la temperatura de temple, seguido de temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular el tratamiento de sobreenviejecimiento. Se empleó un ensayo de doblado en V libre de 90° a lo largo de la dirección de laminado para la caracterización de la plegabilidad. En el presente estudio, el intervalo de radios de matriz varió de 2,75 a 4,00 mm con incrementos de 0,25 mm. La superficie de la muestra después del ensayo de doblado se observó con una magnificación de 10X. Cuando la longitud de grieta sobre la muestra en la superficie exterior de doblado es menor de 0,5 mm, la grieta se considera una «microfisura». Una grieta mayor de 0,5 mm se reconoce como un fallo. Las muestras sin grietas visibles se identifican como «ensayo superado».

#### Análisis químico de las bandas calientes

**[0042]** La tabla 4 muestra las composiciones químicas de los aceros con diferentes contenidos de Ti, B y Nb después de laminado en caliente. En comparación con las composiciones de lingotes (tabla 3), hubo una pérdida de aproximadamente 0,03 % de carbono y 0,001 % de B después del laminado en caliente.

**Tabla 4**

ID	Acero	C	Mn	Si	S	P	N	Al	Ti	B	Nb
1	Base (0,25C-1,0 Mn-0,2 Si)	0,249	0,985	0,204	0,003	0,007	0,0047	0,034			
2	Base-0,025Ti	0,247	0,981	0,197	0,003	0,005	0,005	0,038	0,024		
3	Base-0,025Ti-0,001B	0,254	0,996	0,201	0,003	0,005	0,0044	0,039	0,024	0,001	
4	Base-0,025 Ti-0,001 B-0,03 Nb	0,251	0,988	0,201	0,003	0,005	0,0044	0,038	0,024	0,001	0,02

#### Microestructura y propiedades mecánicas a tracción de bandas calientes

**[0043]** Las figuras 11a y 11b muestran las propiedades mecánicas a tracción (norma JIS-T) de aceros experimentales (de la tabla 4) a temperatura ambiente, después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C. La composición base consiste en 0,28 % de C - 1,0 % de Mn - 0,2 % de Si. La figura 11a representa gráficamente la resistencia de las cuatro aleaciones, mientras que la figura 11b representa gráficamente su ductilidad. Se puede observar que la adición de Ti, B y Nb condujo a aumentos significativos en la resistencia a la rotura por tracción de 571 a 688 MPa, en el límite elástico de 375 a 544 MPa y a una reducción en los alargamientos total y uniforme /TE: de 32 a 13 %; UE: de 17 a 11 %). La adición de Nb al acero Ti-B dio como resultado una caída pronunciada en el alargamiento total de 28 a 13 %.

**[0044]** Como se muestra en las figuras 12a-12d, la microestructura de los aceros después de laminado en caliente y bobinado simulado a 660 °C consiste en ferrita y perlita para cada acero experimental procesado en laboratorio. Las figuras 12a-12d son micrografías de MEB a 1000x de la aleación base, aleación base + Ti, aleación base + Ti y B y aleación base + Ti, B y Nb, respectivamente. La adición de B parece dar como resultado islas de perlita de tamaño ligeramente mayor (figura 12c). La microestructura de ferrita-perlita está alargada a lo largo de la dirección de laminado en el acero con Nb añadido (figura 12d), lo que se puede atribuir a la adición de Nb que retarda la recrystalización de austenita durante el laminado en caliente. Por tanto, el laminado final se produjo en la región de ausencia de recrystalización de austenita, y la microestructura de ferrita-perlita alargada se transformó directamente a partir de la austenita deformada.

**[0045]** Las propiedades mecánicas a tracción correspondientes de los aceros experimentales a temperatura ambiente se muestran en las figuras 13a-13b. La figura 13a representa gráficamente la resistencia de las cuatro aleaciones, mientras que la figura 13b representa gráficamente su ductilidad. Se puede observar que la adición de Nb (0,03 %) condujo a aumentos significativos en la resistencia a la rotura por tracción de 535 a 588 MPa y en el límite elástico de 383 a 452 MPa, y a ligeras reducciones en el alargamiento total de 31,3 a 29,0 % y el alargamiento uniforme de 17,8 a 16,4 %.

Efecto de la temperatura de bobinado sobre las propiedades mecánicas a tracción

**[0046]** Comparando las propiedades mecánicas a tracción de las figuras 11 y 13, el aumento en la temperatura de bobinado de 580 °C a 660 °C condujo a una reducción en la resistencia y un aumento en la ductilidad, atributos favorables para mayor posibilidad de reducción en frío y mejor capacidad de calibre-anchura. Las adiciones de Ti, B y Nb al acero base tienen menos efecto sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros a la temperatura de bobinado superior de 660 °C en comparación con 580 °C. La finalidad de estudiar el efecto del bobinado a 660 °C en el laboratorio fue entender el efecto de la temperatura de bobinado sobre la resistencia de las bandas calientes y la resistencia de los aceros martensíticos laminados en frío y recocidos.

Propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido

**[0047]** Las figuras 14a-14d representan los efectos de la temperatura de empapado (830 °C, 850 °C y 870 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (adiciones de Ti, B y Nb al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido. Las figuras 14a y 14b representan gráficamente las resistencias de las cuatro aleaciones a diferentes temperaturas de empapado y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Las figuras 14a y 14d representan gráficamente las ductilidades de las cuatro aleaciones a diferentes temperaturas de empapado y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Se puede observar que una reducción en la temperatura de empapado de 870 °C a 830 °C dio como resultado aumentos en la tensión en el límite elástico de 41 MPa y la resistencia a la rotura por tracción de 56 MPa para el acero Ti-B después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C (figura 14a). Para el acero Ti-B- Nb, después de bobinado simulado a la misma temperatura (figura 14a), se representó la resistencia máxima a la temperatura de empapado de 850 °C (YS: 1702 MPa y UTS: 1981 MPa). El aumento o la reducción adicional de temperatura de empapado no mejorará la resistencia del acero Ti-B- Nb. La temperatura de empapado no tuvo un efecto obvio sobre la resistencia para los aceros Ti-B o Ti-B- Nb después de bobinado simulado a 660 °C. Tampoco tuvo un efecto significativo sobre la resistencia para los aceros base y Ti a ambas temperaturas de bobinado, y no tuvo efecto sobre la ductilidad para todos los aceros experimentales.

**[0048]** Las figuras 15a-15d muestran los efectos de la temperatura de temple (780 °C, 810 °C y 840 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (adiciones de Ti, B y Nb al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido. Las figuras 15a y 15b representan gráficamente las resistencias de las cuatro aleaciones a diferentes temperaturas de temple y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Las figuras 15c y 15d representan gráficamente las ductilidades de las cuatro aleaciones a diferentes temperaturas de temple y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Una reducción en la temperatura de temple de 840 °C a 780 °C dio como resultado aumentos en el límite elástico y la resistencia a rotura por tracción de aproximadamente 50-60 MPa en los aceros base y Ti después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C (figura 15a). La temperatura de temple no tuvo un efecto obvio sobre la resistencia de los aceros base y Ti después de bobinado simulado a 660 °C. Tampoco tuvo un efecto significativo sobre la resistencia de los aceros Ti-B y Ti-B-Nb a ambas temperaturas de bobinado ni sobre la ductilidad para todos los aceros experimentales.

Efecto de la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C)

**[0049]** Comparando las figuras 14a y 15a con las figuras 14b y 15b, el aumento en la temperatura de bobinado de 580 °C a 660 °C no condujo a un cambio significativo en la resistencia a la tracción, pero dio como resultado una ligera reducción en el límite elástico de aproximadamente 50 MPa en promedio para todos los aceros experimentales en diversas condiciones de recocido. El aumento de la temperatura de bobinado no tuvo un efecto medible sobre la ductilidad en los aceros Ti y Ti-B, pero redujo ligeramente, en aproximadamente 0,5 %, la ductilidad de los aceros base y Ti-B- Nb. Estos pequeños cambios, sin embargo, se encuentran dentro del intervalo de desviación del ensayo y, por lo tanto, no son muy significativos.

Efecto de la composición (Ti, B y Nb)

**[0050]** Como se muestra en las figuras 14a-14d y 15a-15d, la adición de Ti y B en el acero con 0,28 % de C - 1,0 % de Mn - 0,2 % de Si no tuvo un efecto significativo sobre la resistencia a ambas temperaturas de recocido de 580 °C y 660 °C. La adición de Nb dio como resultado aumentos en el límite elástico de 45-103 MPa y en la resistencia a la tracción de 26-85 MPa a una temperatura de bobinado de 580 °C (figura 14a), pero no para 660 °C (figura 14b). Excepto el acero con Ti añadido, que presentó una ductilidad ligeramente mejor a la temperatura de bobinado de 660 °C (figura 14d y 15 d), las adiciones a la aleación generalmente condujeron a una ligera reducción en la ductilidad (< 1 %).

Plegabilidad de los aceros después de simulación de recocido

**[0051]** La tabla 5 resume el efecto del Ti, B y Nb sobre las propiedades mecánicas a tracción y la plegabilidad

de los aceros después de laminado en frío de 50 % y recocido después de bobinado simulado a 580 °C. El procedimiento de recocido consistió en recalentar la banda fría (aproximadamente 1,0 mm de espesor) a 850 °C durante 100 segundos, enfriamiento inmediato a 810 °C, mantenimiento isoterma durante 40 segundos a la temperatura de «temple», seguido de temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 5 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobreenviejecimiento (SE). Como se muestra, fue posible producir aceros con resistencia a la rotura por tracción entre 1850 y 2000 MPa variando la composición de la aleación. El acero con solo C, Mn y Si presentó la mejor plegabilidad. La adición de Nb aumentó la resistencia con un ligero deterioro de la plegabilidad. Plegabilidad aceptable definida como «longitud de microfisura menor de 0,5 mm a una magnificación de 10X».



Tabla 5

ID	Acero	T <sub>empapado</sub> °C	T <sub>temple</sub> °C	T <sub>SE</sub> °C	Calibre mm	YPE %	YS MPa	UTS MPa	YS/UTS	UE %	TE %	Plegabilidad aceptable
1	Base (0,28C-1,0 Mn-0,2 Si)	850	810	200	1,03	0	1599	1896	0,84	4,3	5,7	3,5 t
2	Base-0,025Ti	850	810	200	0,99	0	1597	1901	0,84	4	4,8	> 4,0 t
3	Base-0,025Ti-0,001B	850	810	200	1	0	1578	1886	0,84	3,5	4,9	3,75 t
4	Base-0,025Ti-0,001 B-0,03 Nb	850	810	200	0,99	0	1702	1981	0,86	3,4	4,4	> 4,0 t

Comparación con el Ejemplo 1 - Efecto del manganeso

**[0052]** El acero con 0,28 % de C - 2,0 % de Mn - 0,2 % de Si se presentó anteriormente en el Ejemplo 1. Podemos comparar su comportamiento con el acero del Ejemplo 2 que contiene 0,28 % de C - 1,0 % de Mn - 0,2 % de Si para investigar el efecto del Mn (1,0 y 2,0 %) sobre las propiedades mecánicas a tracción. Las composiciones químicas detalladas de ambos aceros se muestran en la tabla 6.

5

**Tabla 6**

Acero	C	Mn	Si	S	P	N	Al
Ejemplo 1 (0,28C-1,0 Mn-0,2 Si)	0,249	0,985	0,204	0,003	0,007	0,0047	0,034
Ejemplo 2 (0,28C-2,0 Mn-0,2 Si)	0,25	2,01	0,202	0,003	0,007	0,0045	0,032

Propiedades mecánicas a tracción de bandas laminadas en caliente con 1,0 y 2,0 % de Mn

10 **[0053]** La tabla 7 muestra las propiedades mecánicas a tracción de los aceros con 1,0 % y 2,0 % de Mn, respectivamente, después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C. Para las propiedades mecánicas a tracción de bandas laminadas en caliente, el acero con el contenido de Mn inferior presentó una resistencia inferior al acero con el contenido de Mn superior (YS 51 MPa más bajo y UTS 61 MPa más baja). Esto puede facilitar un grado superior de laminado en frío para el acero con bajo contenido de Mn.

15

**Tabla 7**

Acero	Calibre, mm	YPE, %	YS, MPa	UTS, MPa	YS/UTS	UE, %	TE, %
0,28C-1,0 Mn-0,2 Si	3,44	1,68	375	571	0,66	17,6	32,2
0,28C-2,0 Mn-0,2 Si	3,67	1,82	426	632	0,67	11,3	15,8

**[0054]** La tabla 8 muestra las propiedades mecánicas a tracción de los aceros con 1,0% a 2,0% de Mn, respectivamente, después de laminado en frío (reducción de laminado en frío de 50 % para el acero con 1,0 % de Mn y reducción de laminado en frío de 75 % para el acero con 2,0 % de Mn) y diversos ciclos de recocido. Se puede observar que, con el mismo tratamiento de recocido de 870 °C (empapado), 840 °C (temple) y 200 °C (sobreenvejecimiento), el contenido de Mn no tuvo un efecto significativo sobre la resistencia. A la misma temperatura de temple de 810 °C, la reducción en la temperatura de empapado de 870 a 830 °C no afectó a la resistencia del acero con 1,0 % de Mn, pero aumentó significativamente la resistencia del acero con 2,0 % de Mn en aproximadamente 90 MPa. Esto indica que el acero con 1,0 % de Mn es bastante estable en cuanto a resistencia independientemente de la temperatura de empapado (870 a 830 °C), y el acero con 2,0 % de Mn es más sensible a la temperatura de empapado, quizás debido al engrosamiento del grano a temperaturas de recocido superiores. El acero con 1,0 % de Mn será relativamente más fácil de procesar durante la fabricación debido a la ventana de procedimiento más amplia.

30

**Tabla 8**

Acero	Calibre mm	T <sub>Empapado</sub> °C		T <sub>Temple</sub> °C		T <sub>SE</sub> °C		YPE %	YS MPa	TS MPa	YS/UTS	UE %	TE %
		100 s	60 s	40 s	25 s	100 s	60 s						
0,28 C 1,0 Mn 0,2 Si	1,03	870		840		200		0	1593	1888	0,84	4,2	6
	1,03	870		810		200		0	1597	1882	0,85	4,1	5,5
	0,95	870		780		200		0	1652	1945	0,85	4	5,5
	1,03	850		810		200		0	1599	1896	0,84	4,3	5,7
	1,03	830		810		200		0	1606	1896	0,85	4,3	5,5
0,28 C 2,0 Mn 0,2 Si	0,68		870		840		200	0	1589	1891	0,84	3,8	3,8
	0,68		870		810		200	0	1581	1927	0,82	4,3	4,3
	0,68		870		780		200	0	1558	1907	0,82	4,5	5,4
	0,69		850		810		200	0	1657	2023	0,82	3,6	3,6
	0,69		830		810		200	0	1656	2019	0,82	3,4	4,4

Plegabilidad de aceros recocidos con 1,0 y 2,0 % de Mn

**[0055]** La tabla 9 enumera las propiedades mecánicas a tracción y la plegabilidad de los aceros con 1,0 % y 2,0 % de Mn después de simulación de recocido. El acero con 1,0 % de Mn presentó una plegabilidad mejor (3,5 t en comparación con 4,0 t) a un nivel de resistencia comparable. Plegabilidad aceptable se define como «longitud de microfisura menor de 0,5 mm a una magnificación de 10X».

5

**Tabla 9**

Acero	Calibre mm	T <sub>Empapado</sub> °C	T <sub>GJC</sub> °C	T <sub>se</sub> °C	YPE %	YS MPa	TS MPa	YS/UT S	UE %	TE %	Plegabilidad aceptable
0,28C-1,0 Mn-0,2 Si	1,03	850	810	200	0	1599	1896	0,84	4,3	5,7	3,5 t
0,28C-2,0 Mn-0,2 Si	0,68	870	810	200	0	1581	1927	0,82	4,3	4,3	4,0 t

**EJEMPLO 3**

- 10 **[0056]** Para garantizar la buena soldabilidad de los aceros, el carbono equivalente (C<sub>eq</sub>) debe ser inferior a 0,44. El carbono equivalente para los presentes aceros se define como:

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15.$$

- 15 Por tanto, a un contenido de C de 0,28 % en peso y un contenido de Mn de 1 o 2 % en peso, se determina que la integridad de la soldadura es inaceptable. Los presentes ejemplos están diseñados para reducir el C<sub>eq</sub> y seguir satisfaciendo las necesidades de resistencia y ductilidad. Un contenido de carbono alto es beneficioso para aumentar la resistencia, pero deteriora la soldabilidad. Según la fórmula del carbono equivalente, el Mn es otro elemento que deteriora la soldabilidad. Por tanto, la motivación es mantener una cierta cantidad de contenido de carbono (al menos
- 20 0,28 %) para conseguir una resistencia ultra alta suficiente y estudiar el efecto del contenido de Mn sobre la UTS. Los inventores buscan reducir el contenido de Mn para mejorar la soldabilidad, pero manteniendo un nivel de resistencia ultra alto.

Preparación térmica

25

**[0057]** La tabla 10 muestra las composiciones químicas de aceros investigados en el Ejemplo 3. El diseño de la aleación incorporó el conocimiento del efecto del contenido de C y la adición de B sobre las propiedades mecánicas a tracción de los productos recocidos finales.

30

**Tabla 10**

N.º	ID	C	Mn	Si	Ti	B	Al	N	S	P	C <sub>eq</sub>
1	28C	0,282	0,577	0,199	0,021		0,02	0,004	0,005	0,004	0,38
2	28C-2B	0,281	0,58	0,197	0,022	0,0016	0,022	0,0042	0,004	0,004	0,38
3	32C	0,321	0,578	0,195	0,021		0,021	0,0044	0,004	0,004	0,42
4	32C-2B	0,323	0,578	0,196	0,022	0,0017	0,032	0,0053	0,004	0,005	0,42
5	36C	0,363	0,58	0,196	0,022		0,025	0,0044	0,004	0,004	0,46

- [0058]** Se moldearon cinco secciones de 45 kg (una de cada aleación) en el laboratorio. Después de recalentamiento y austenitización a 1230 °C durante 3 horas, las secciones se laminaron en caliente de 63 mm a 20 mm de espesor en un molino de laboratorio. La temperatura de acabado fue aproximadamente 900 °C. Las planchas
- 35 se enfriaron al aire después del laminado en caliente.

Laminado en caliente y microestructura/Investigación de las propiedades mecánicas a tracción

- [0059]** Después de cizallar y recalentar las planchas prelamadas de 20 mm de espesor a 1230 °C durante 2
- 40 horas, las planchas se laminaron en caliente de un espesor de 20 mm a 3,5 mm. La temperatura de laminado final fue aproximadamente 900 °C. Después de enfriamiento controlado a una velocidad de enfriamiento promedio de aproximadamente 45 °C/s, las bandas calientes de cada composición se mantuvieron en un horno a 580 °C y 660 °C,

respectivamente, durante 1 hora, seguido de un enfriamiento en horno durante 24 horas para simular el procedimiento de bobinado industrial. El uso de dos temperaturas de bobinado diferentes se diseñó para entender la ventana de procedimiento disponible durante el laminado en caliente para la fabricación de este producto.

- 5 **[0060]** Se prepararon tres probetas según la norma JIS-T de cada acero laminado en caliente (también conocido como «banda caliente») para ensayos de tracción a temperatura ambiente. La caracterización de la microestructura de bandas calientes se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en la posición de un cuarto del espesor de las secciones eficaces longitudinales.

#### 10 Laminado en frío y simulación de recocido

**[0061]** Después de rectificar ambas superficies de las bandas laminadas en caliente para retirar cualquier capa descarbonizada, los aceros se laminaron en frío en el laboratorio al 50 % para obtener aceros de dureza total con espesor final de 1,0 mm para simulaciones de recocido adicionales.

15

**[0062]** Los efectos de las temperaturas de empapado y temple y una comparación de combinaciones diferentes de temperaturas de empapado y temple durante el recocido sobre las propiedades mecánicas de los aceros se investigaron para todos los aceros experimentales. Un esquema de los ciclos de recocido se muestra en las figuras 16a-16c. La figura 16a representa el ciclo de recocido con temperatura de empapado variable de 830 °C a 870 °C. La figura 16b representa el ciclo de recocido con diversas temperaturas de temple de 780 °C a 840 °C. La figura 16c representa el ciclo de recocido con diversas combinaciones de temperaturas de empapado y temple.

20

#### Efecto de la temperatura de empapado

- 25 **[0063]** El procedimiento de recocido incluye recalentar la banda fría (aproximadamente 1,0 mm de espesor) a 870 °C, 850 °C y 830 °C durante 100 segundos, respectivamente, para investigar el efecto de la temperatura de empapado sobre las propiedades finales. Después de enfriamiento inmediato a 810 °C y mantenimiento isoterma durante 40 segundos, se aplicó temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobre-envejecimiento.

30

#### Efecto de la temperatura de temple

- [0064]** El procedimiento de recocido incluye recalentar la banda fría a 870 °C durante 100 segundos y enfriamiento inmediato a 840 °C, 810 °C y 780 °C, respectivamente, para investigar el efecto de la temperatura de temple sobre las propiedades mecánicas de los aceros. El temple en agua se empleó después de 40 segundos de mantenimiento isoterma a la temperatura de temple. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobre-envejecimiento.

35

#### Efecto de la diferente combinación del ciclo de recocido

40

**[0065]** El ciclo de recocido incluye recalentar los aceros laminados en frío a 790 °C, 810 °C y 830 °C durante 100 segundos, respectivamente, enfriamiento inmediato a diversas temperaturas de temple (770 °C, 790 °C y 810 °C, respectivamente), mantenimiento isoterma durante 40 segundos, seguido de temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobre-envejecimiento.

45

#### Propiedades mecánicas a tracción y plegabilidad de aceros recocidos

- [0066]** Se prepararon probetas para tracción según la norma ASTM-T de cada banda recocida para ensayo de tracción a temperatura ambiente. Las muestras procesadas mediante un ciclo de recocido se seleccionaron para ensayos de doblado. Este ciclo de recocido implicó el recalentamiento de la banda fría (aproximadamente 1,0 mm de espesor) a 850 °C durante 100 segundos, enfriamiento inmediato a 810 °C, mantenimiento isoterma durante 40 s a la temperatura de temple, seguido de temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobre-envejecimiento. Se empleó un ensayo de doblado en V libre de 90° a lo largo de la dirección de laminado para la caracterización de la plegabilidad. En el presente estudio, el intervalo de radios de matriz varió de 2,75 a 4,00 mm con incrementos de 0,25 mm. La superficie de la muestra después del ensayo de doblado se observó con una magnificación de 10X. Una longitud de grieta sobre la muestra, en la superficie exterior de doblado que es menor de 0,5 mm se considera que es una «microfisura», y una grieta mayor de 0,5 mm se reconoce como un fallo. Una muestra sin ninguna longitud de grieta visible se identifica como «ensayo superado».

55

60

#### Microestructura y propiedades mecánicas a tracción de bandas calientes

- [0067]** Las figuras 17a a 17e son micrografías de MEB a 1000X de aceros laminados en caliente (0,28 a 0,36 % de C) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C. El aumento en el contenido de carbono y la

65

adición de boro condujeron a un aumento en la fracción en volumen de martensita, que se puede atribuir al papel del C y B en el aumento de la templabilidad. La figura 17a es una MEB del acero con 0,28C. La figura 17b es una MEB del acero con 0,28C-0,002B. La figura 17c es una MEB del acero con 0,32C. La figura 17d es una MEB del acero con 0,32C-0,002B. La figura 17e es una MEB del acero con 0,36C.

5

**[0068]** Las propiedades mecánicas a tracción correspondientes de los aceros experimentales a temperatura ambiente (después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C) se muestran en las figuras 18a y 18b. La figura 18a representa gráficamente la resistencia de las aleaciones frente al contenido de carbono, con y sin boro. La figura 18b representa gráficamente la ductilidad de las aleaciones frente al contenido de carbono, con y sin boro. El aumento en el contenido de carbono de 0,28 % a 0,36 % condujo a un aumento en la resistencia a la rotura por tracción de 529 a 615 MPa y el límite elástico de 374 a 417 MPa. Los alargamientos total y uniforme permanecieron similares a 29 % y 15 %, respectivamente. La adición de 0,002 % de boro en aceros con 0,28 y 0,32 % de C dio como resultado un aumento en la UTS de aproximadamente 40 MPa.

10

**[0069]** Las figuras 19a-19e son micrografías de MEB a 1000X de aceros laminados en caliente (0,28 a 0,36 % de C) después de laminado en caliente y bobinado simulado a 660 °C. La figura 19a es una MEB del acero con 0,28C. La figura 19b es una MEB del acero con 0,28C-0,002B. La figura 19c es una MEB del acero con 0,32C. La figura 19d es una MEB del acero con 0,32C-0,002B. La figura 19e es una MEB del acero con 0,36C. La adición de boro condujo a un ligero engrosamiento del grano, que se puede atribuir al B que retarda la transformación de fase durante el enfriamiento. Por tanto, el laminado final se produjo en la región de austenita con tamaño de grano de austenita relativamente grueso para los aceros con B añadido, y la austenita gruesa se transformó directamente a una microestructura de ferrita-perlita.

20

**[0070]** Las propiedades mecánicas a tracción correspondientes a temperatura ambiente (después de laminado en caliente y bobinado simulado a 660 °C) se representan en las figuras 20a y 20b. La figura 20a representa gráficamente la resistencia de las aleaciones frente al contenido de carbono, con y sin boro. La figura 20b representa gráficamente la ductilidad de las aleaciones frente al contenido de carbono, con y sin boro. El aumento en el contenido de carbono de 0,28 % a 0,36 % no afectó significativamente a las propiedades mecánicas a tracción. La adición de 0,002 % de boro en aceros con 0,28 y 0,32 % de C dio como resultado una ligera reducción en la resistencia que puede deberse al engrosamiento del grano. En base a los niveles de resistencia observados, los aceros se deben poder laminar fácilmente en frío a calibres ligeros sin ninguna dificultad.

25

30

#### Efecto de la temperatura de bobinado sobre las propiedades mecánicas a tracción

**[0071]** Comparando las propiedades mecánicas a tracción de las figuras 18a-18b y las figuras 20a-20b, el aumento en la temperatura de bobinado de 580 °C a 660 °C condujo a una reducción en la resistencia y un aumento en la ductilidad, atributos que favorecen la posibilidad de mayor reducción en frío y mejor capacidad de calibre-anchura. El aumento en el contenido de C de 0,28 % a 0,36 % y la adición de B al acero base tienen menos efecto sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros a la temperatura de bobinado superior de 660 °C, en comparación con 580 °C. La finalidad de estudiar el efecto del bobinado a 660 °C en el laboratorio fue entender el efecto de la temperatura de bobinado sobre la resistencia de las bandas calientes y la resistencia de los aceros martensíticos laminados en frío y recocidos.

40

#### Propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido

45

##### Efecto de la temperatura de empapado (830 °C, 850 °C y 870 °C)

**[0072]** Las figuras 21a-21d representan los efectos de la temperatura de empapado (830 °C, 850 °C y 870 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (contenido de C y adición de B al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido. Las figuras 21a y 21b representan gráficamente las resistencias de las cinco aleaciones a diferentes temperaturas de empapado y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Las figuras 21c y 21d representan gráficamente las ductilidades de las cinco aleaciones a diferentes temperaturas de empapado y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Se puede observar que los aceros martensíticos con nivel de UTS de 2000 a mayor de 2100 MPa y TE de 3,5-5,0 % se pueden obtener en el laboratorio usando las composiciones de acero con 0,32 y 0,36 % de C a temperaturas de empapado de 830 y 850 °C. Una reducción en la temperatura de empapado de 870 °C a 850 °C dio como resultado un ligero aumento en la resistencia para la mayoría de los aceros. El aumento en la temperatura de bobinado no tuvo un efecto significativo sobre la resistencia, pero mejoró ligeramente la ductilidad en la mayoría de los casos. El aumento en el contenido de C de 0,28 a 0,36 % dio como resultado un aumento en la UTS de aproximadamente 200 MPa. La adición de 0,002 % de B al acero base condujo a una reducción en la resistencia para la temperatura de bobinado inferior de 580 °C, pero no para la temperatura de bobinado de 660 °C. No hubo un efecto significativo de la adición de B sobre la ductilidad, independientemente de la temperatura de bobinado.

50

55

60

##### Efecto de la temperatura de temple (780 °C, 810 °C y 840 °C)

65

**[0073]** Las figuras 22a-22d muestran los efectos de la temperatura de temple (780 °C, 810 °C y 840 °C), la temperatura de bobinado (580 °C y 660 °C) y la composición de la aleación (contenido de C y adición de B al acero base) sobre las propiedades mecánicas a tracción de los aceros después de simulación de recocido. Las figuras 22a y 22b representan gráficamente las resistencias de las cinco aleaciones a diferentes temperaturas de temple y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Las figuras 22c y 22d representan gráficamente las ductilidades de las cinco aleaciones a diferentes temperaturas de temple y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Se puede observar que los aceros martensíticos con una UTS próxima a, o que supere, 2100 MPa y un TE de 3,5-5,0 % se pueden obtener en el laboratorio usando el acero con 0,36 % de C a la temperatura de empapado de 870 °C y diversas temperaturas de temple. En comparación con los resultados de las figuras 21a y 21b, los aceros con, no solo 0,36 % de C, sino también 0,32 % de C, pueden tratarse térmicamente para obtener un nivel de UTS de 2000-2100 MPa y un TE de 3,5-5,0 % a temperaturas de empapado de 830 y 850 °C.

Por tanto, una temperatura de empapado de aproximadamente 850 °C puede ayudar a conseguir propiedades mecánicas óptimas. Una reducción en la temperatura de temple de 840 °C a 780 °C no tuvo un efecto importante sobre las propiedades mecánicas a tracción para los aceros con 0,32 y 0,36 % de C, independientemente de la adición de B y la temperatura de bobinado. Sin embargo, una reducción en la temperatura de recocido de 840 °C a 780 °C para los aceros con 0,28 % de C (temperatura de bobinado de 580 °C) condujo a una reducción en la resistencia de 100 MPa cuando no hubo adición de B, y este efecto se hizo menos obvio cuando hubo adición de B, es decir, aumento de solo 40 MPa. Esto demuestra que la adición de B es beneficiosa para la estabilización de las propiedades mecánicas a tracción, especialmente para los aceros con un contenido de C relativamente bajo. El aumento en el contenido de C de 0,28 a 0,36 % dio como resultado un aumento en la UTS de aproximadamente 200-300 MPa sin cambio obvio en la ductilidad, especialmente para la temperatura de bobinado superior de 660 °C. En general, en comparación con los aceros después de bobinado a 580 °C, las propiedades mecánicas a tracción de los aceros bobinados a 660 °C presentaron menos sensibilidad a las temperaturas de temple.

**[0074]** Las figuras 23a-23d ilustran el efecto de la composición y el ciclo de recocido sobre la resistencia a la tracción (23a-23b) y la ductilidad (23c-23d). Las figuras 22a y 22b representan gráficamente las resistencias de las cinco aleaciones a tres parejas de temperaturas de empapado/temple diferentes (790 °C/770 °C, 810 °C/790 °C y 830 °C/810 °C) y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Las figuras 22c y 22d representan gráficamente las ductilidades de las cinco aleaciones a tres parejas de temperaturas de empapado/temple diferentes y a temperaturas de bobinado de 580 °C y 660 °C, respectivamente. Los aceros procesados a una temperatura de empapado de 790 °C y una temperatura de temple de 770 °C presentaron la resistencia más baja, lo que se puede atribuir a la austenización incompleta a la temperatura de empapado de 790 °C. Las figuras 24a-24d son micrografías de cuatro de las cinco aleaciones que se bobinaron a 660 °C, se laminaron en frío y se recocieron usando la pareja de temperatura de empapado/temple 790 °C/770 °C. Como se puede observar, se formó ferrita después del ciclo de recocido para las cuatro composiciones de acero. De forma similar, las figuras 24e-24h son micrografías de cuatro de las cinco aleaciones que se recocieron usando la pareja de temperatura de empapado/temple 810 °C/790 °C. Todavía se puede observar formación de ferrita para los aceros con 0,28 % de C y 0,32 % de C. El aumento en el contenido de C dio como resultado un aumento en la templabilidad, por lo que se formó menos ferrita en el mismo ciclo de recocido. Por último, las figuras 24i-24l son micrografías de cuatro de las cinco aleaciones que se recocieron usando la pareja de temperatura de empapado/temple 830 °C/810 °C. La mayoría de los aceros presentaron la resistencia más alta después del recocido a estas temperaturas, lo que puede deberse a la microestructura casi totalmente martensítica obtenida.

#### 45 Plegabilidad de los aceros después de simulación de recocido

**[0075]** La tabla 11 resume los efectos del C y B sobre las propiedades mecánicas a tracción y la plegabilidad de los aceros después de laminado en frío de 50 % y recocido después de bobinado simulado a 580 °C. El procedimiento de recocido consistió en recalentar la banda fría (aproximadamente 1,0 mm de espesor) a 850 °C durante 100 segundos, enfriamiento inmediato a 810 °C, mantenimiento isoterma durante 40 segundos a la temperatura de «temple», seguido de temple en agua. Los aceros se recalentaron a continuación a 200 °C durante 100 segundos, seguido de enfriamiento al aire para simular un tratamiento de sobreenviejecimiento (SE). Como se muestra en la tabla 11, fue posible producir aceros con resistencia a la rotura por tracción entre 1830 y 2080 MPa variando la composición de la aleación.

**Tabla 11**

ID	Acero	T <sub>Empapado</sub> °C	T <sub>Temple</sub> °C	T <sub>SE</sub> °C	Calibre mm	YPE %	YS MPa	UTS MPa	YS/UTS	UE %	TE %	Plegabilidad aceptable
1	28C	850	810	200	0,93	0	1593	1908	0,83	3,5	4	3,5 t
2	28C-B	850	810	200	1,06	0	1540	1838	0,84	3,2	3,2	3,75 t
3	32C	850	810	200	0,99	0	1644	2005	0,82	4,1	4,5	4,0 t
4	32C-2B	850	810	200	0,99	0	1569	1922	0,82	4	4,9	3,5 t
5	36C	850	810	200	0,97	0	1688	2080	0,81	3,5	3,5	4,0 t

Comparación con los Ejemplos 1 y 2 - Efecto del manganeso para los aceros con 0,28 % de C

- 5 **[0076]** Los aceros con 0,28 % de C y 1,0 %/2,0 % de Mn se presentaron anteriormente en los Ejemplos 1 y 2.

Comparamos ahora esos aceros con el acero que contiene 0,28 % de C y 0,5 % de Mn para investigar el efecto del Mn (0,5 % a 2,0 %) sobre las propiedades mecánicas a tracción. Las composiciones químicas detalladas de los aceros se muestran en la tabla 12.

5

Tabla 12

N.º	ID	C	Mn	Si	Ti	B	Al	N	S	P	Ceq
1	28C-0,5 Mn-Ti	0,282	0,577	0,199	0,021		0,02	0,004	0,005	0,004	0,38
2	28C-0,5 Mn-Ti-B	0,281	0,58	0,197	0,022	0,0016	0,022	0,0042	0,004	0,004	0,38
3	28C-1,0 Mn-Ti	0,28	0,98	0,198	0,024		0,04	0,0047	0,003	0,005	0,44
4	28C-1,0 Mn-Ti-B	0,29	0,98	0,204	0,024	0,0018	0,04	0,0047	0,003	0,005	0,45
5	28C-1,0 Mn	0,29	0,98	0,204			0,035	0,0049	0,003	0,007	0,45
6	28C-2,0 Mn	0,28	2,01	0,201			0,034	0,005	0,003	0,006	0,62

[0077]

La tabla 13 muestra las propiedades mecánicas a tracción de los aceros con 0,5 % a 2,0 % de Mn y las adiciones de Ti y B después de laminado en caliente y bobinado simulado a 580 °C. Para los aceros con adición de Ti, el aumento en el contenido de Mn de 0,5 % a 1,0 % condujo a un aumento en el límite elástico, la resistencia a la tracción y en la relación de límite elástico esperado a mínimo, pero no tuvo un efecto significativo sobre la ductilidad. La adición de B en aceros con Ti añadido con 0,5 % a 1,0 % de Mn dio como resultado un aumento en la resistencia. En comparación con el acero «28C-1,0 Mn», la adición de Ti fue beneficiosa para aumentar la relación entre resistencia a la tracción y límite elástico esperados a mínimos, lo que se puede atribuir al efecto de endurecimiento por precipitación de Ti. Los aceros con el contenido de Mn inferior presentaron una resistencia inferior que el acero con el contenido de Mn superior. Esto puede facilitar un grado superior de laminado en frío para el acero con bajo contenido de Mn.

Tabla 13

Acero	Calibre, mm	YPE, %	YS, MPa	UTS, MPa	YS/UTS	UE, %	TE, %
28C-0,5 Mn-Ti	3,89	2,15	374	529	0,71	16,4	29,3
28C-0,5 Mn-Ti-B	3,77	1,7	390	567	0,69	15,3	32
28C-1,0 Mn-Ti	3,49	3,86	448	612	0,73	15,5	29,6
28C-1,0 Mn-Ti-B	3,61	3,93	491	655	0,75	13,7	27,5
28C-1,0 Mn	3,44	1,68	375	571	0,66	17,6	32,2
28C-2,0 Mn	3,64	1,82	426	632	0,67	11,3	15,8

20 [0078]

Las figuras 25a-25d muestran las propiedades mecánicas a tracción de los aceros con 0,5 % a 2,0 % de Mn después de bobinado a 580 °C, laminado en frío (reducción de laminado en frío de 50 % para el acero con 0,5 y 1,0 % de Mn y reducción de laminado en frío de 75 % para el acero con 2,0 % de Mn) y diversos ciclos de recocido. El eje X de las figuras 25a-25d indica temperatura de empapado y temple, es decir, 870/840 significa empapado a 870 °C y temple a 840 °C. Se puede observar que, en el mismo tratamiento de recocido de 850 °C-810 °C (temperatura de empapado-temple) y 200 °C (sobreenvejecimiento), el aumento en el contenido de Mn de 0,5 % a 1,0 % no tuvo un efecto significativo sobre la resistencia para el acero con Ti, pero dio como resultado un aumento en la resistencia para el acero con adiciones de Ti y B y un aumento en la ductilidad. El aumento adicional en el contenido de Mn a 2,0 % condujo a un aumento pronunciado en la UTS de más de 100 MPa, el YS de más de 50 MPa y a una reducción en la ductilidad. Este efecto no fue aplicable para la temperatura de empapado alta de 870 °C, a la que los aceros con 2,0 % de Mn no presentaron un aumento en la resistencia. Esto indica que el acero con 2,0 % de Mn es más sensible a la temperatura de empapado, lo que puede deberse al engrosamiento del grano a temperaturas de recocido superiores. A la temperatura de recocido de 870 °C, el aumento en Mn de 0,5 % a 1,0 % dio como resultado aumentos en la resistencia y ductilidad para temperaturas de temple de 810 °C y 780 °C. El acero con 0,5 a 1,0 % de Mn será relativamente más fácil de procesar durante la fabricación debido a la ventana de procedimiento más amplia.

35

Plegabilidad de aceros recocidos con 0,5 a 2,0 % de Mn (0,28 % de C)

[0079]

La tabla 14 enumera las propiedades mecánicas a tracción y la plegabilidad de los aceros con 0,5 % a 2,0 % de Mn después de simulación de recocido, que se bobinaron previamente a 580 °C. El acero «28C-0,5 Mn-Ti» demostró una mejor plegabilidad que el acero «28C-1,0 Mn-Ti» (3,5 t en comparación con 4,0 t) a un nivel de UTS comparable de 1900 MPa.

40



Tabla 14

Acero	T <sub>Empapado</sub> °C	T <sub>Temple</sub> °C	T <sub>se</sub> °C	Calibre mm	YPE %	YS MPa	UTS MPa	YS/UTS	UE %	TE %	Plegabilidad aceptable
28C-0,5 Mn-Ti	850	810	200	0,93	0	1593	1908	0,83	3,5	4	3,5 t
28C-0,5 Mn-Ti-B	850	810	200	1,06	0	1540	1838	0,84	3,2	3,2	3,75 t
28C-1,0 Mn-Ti	850	810	200	0,99	0	1597	1901	0,84	4	4,8	> 4,0t
28C-1,0 Mn-Ti-B	850	810	200	1	0	1578	1886	0,84	3,5	4,9	3,75 t
28C-1,0 Mn	850	810	200	1,03	0	1599	1896	0,84	4,3	5,7	3,5 t
28C-2,0 Mn	0,68	870	810	200	0	1581	1927	0,82	4,3	4,3	4,0 t

**[0080]** Se debe entender que la descripción expuesta en el presente documento se presenta en forma de realizaciones detalladas descritas con la finalidad de hacer una descripción integral y completa de la presente invención, y que tales detalles no se deben interpretar como que limitan el verdadero alcance de esta invención como se expone y define en las reivindicaciones adjuntas.

# REIVINDICACIONES

1. Una aleación de acero martensítico, teniendo dicha aleación una resistencia a la rotura por tracción de al menos 1700 MPa, conteniendo dicha aleación entre 0,22 y 0,36 % en peso de carbono, entre 0,5 y 2,0 % en peso de manganeso, aproximadamente 0,2 % en peso de silicio, y uno o más de Nb, Ti, B, Al, consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables,

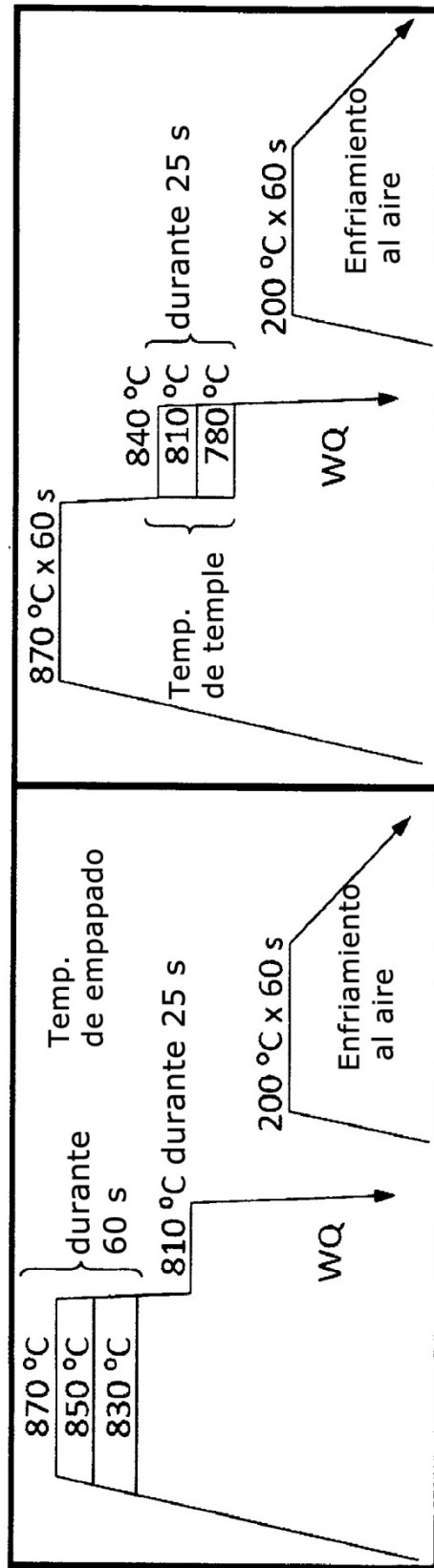
teniendo dicha aleación un carbono equivalente inferior a 0,44 usando la fórmula:

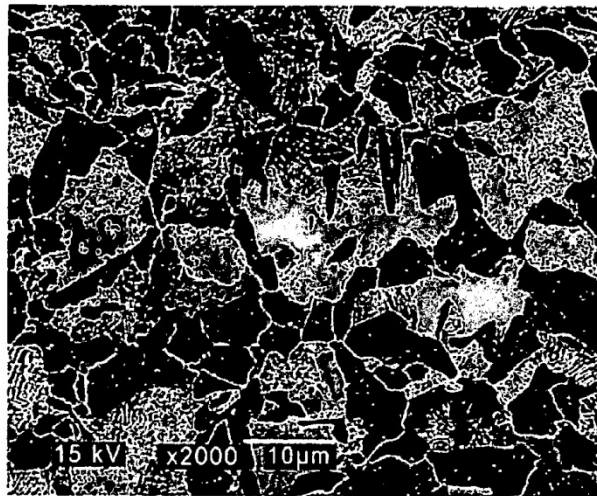
$$Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$$

donde Ceq es el carbono equivalente,

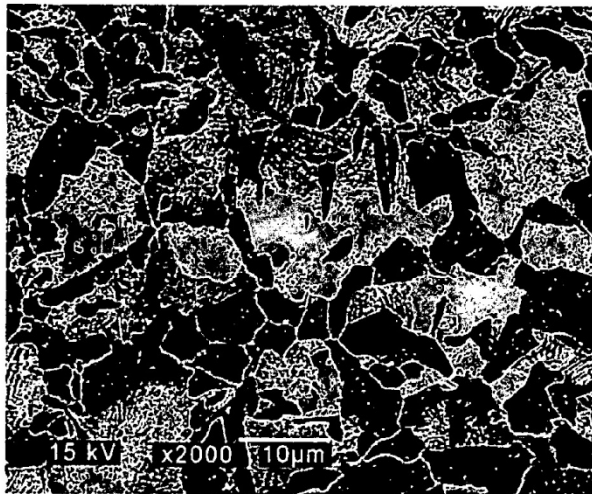
C, Mn, Cr, Mo, V, Ni y Cu son % en peso de los elementos de la aleación, y teniendo dicha aleación un alargamiento total de al menos 3,5 %.

2. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 1, en la que dicha aleación tiene una resistencia a la rotura por tracción de al menos 1800 MPa.
3. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 2, en la que dicha aleación tiene una resistencia a la rotura por tracción de al menos 1900 MPa.
4. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 3, en la que dicha aleación tiene una resistencia a la rotura por tracción de al menos 2000 MPa.
5. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 4, en la que dicha aleación tiene una resistencia a la rotura por tracción de al menos 2100 MPa.
6. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 1, en la que dicha aleación tiene una resistencia a la rotura por tracción entre 1700 y 2200 MPa.
7. La aleación de acero martensítico de una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en la que dicha aleación tiene un alargamiento total de al menos 5 %.
8. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 1, en la que dicha aleación está en forma de una lámina, banda o bobina laminada en frío.
9. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 8, en la que dicha una lámina, banda o bobina laminada en frío tiene un espesor menor o igual a 1 mm.
10. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 1, en la que dicha aleación contiene entre 0,22 y 0,28 % en peso de carbono.
11. La aleación de acero martensítico de la reivindicación 1, en la que dicha aleación contiene entre 0,28 y 0,36 % en peso de carbono.

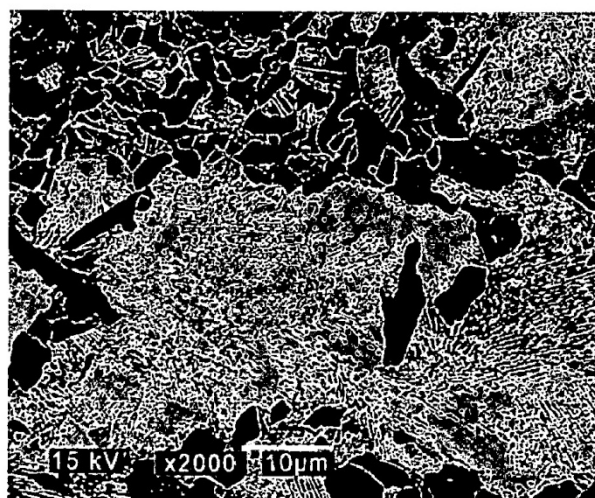




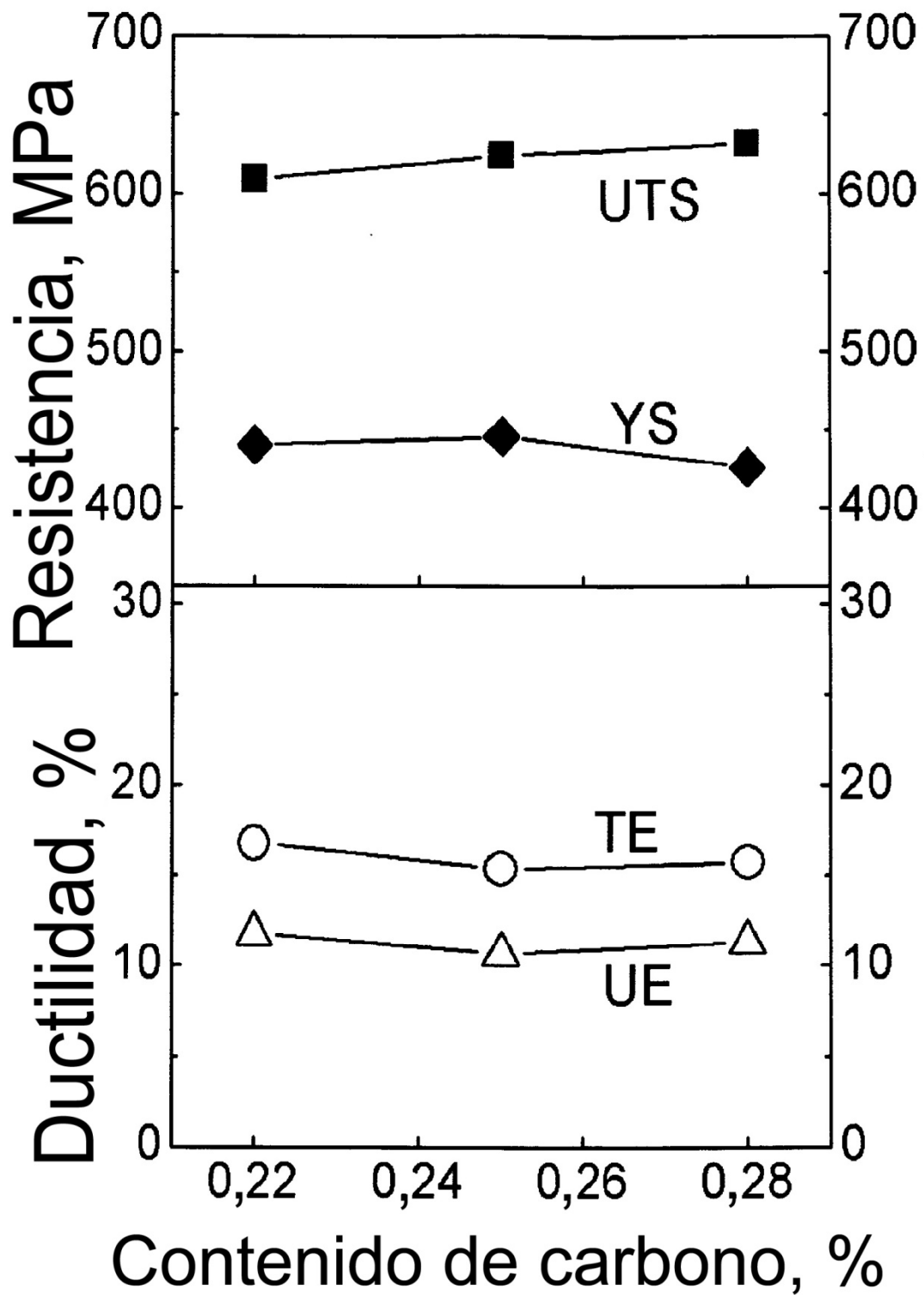
**Figura 2a**

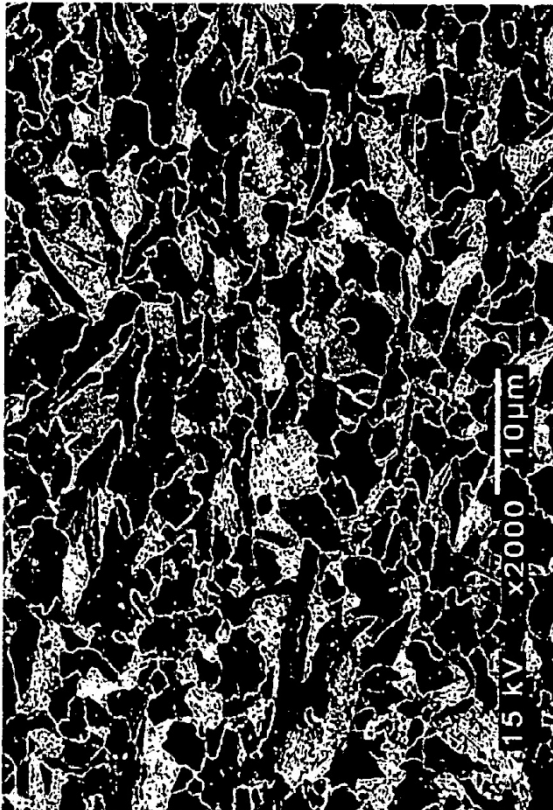


**Figura 2b**

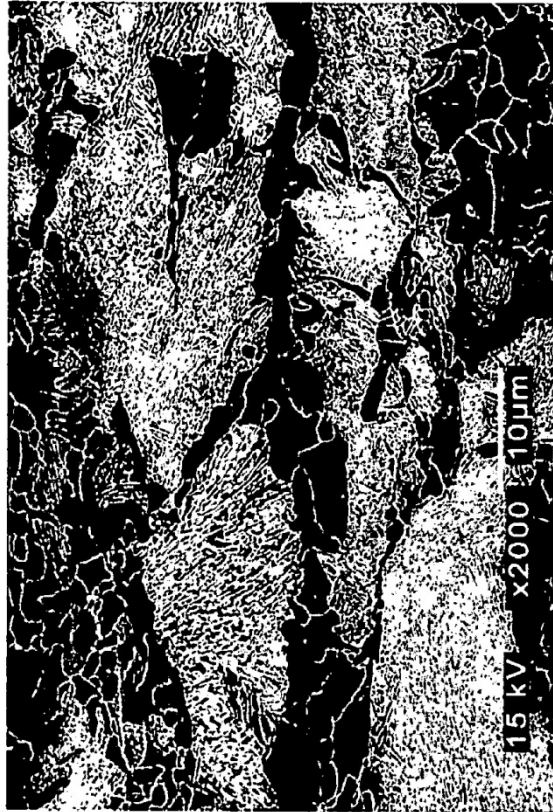


**Figura 2c**

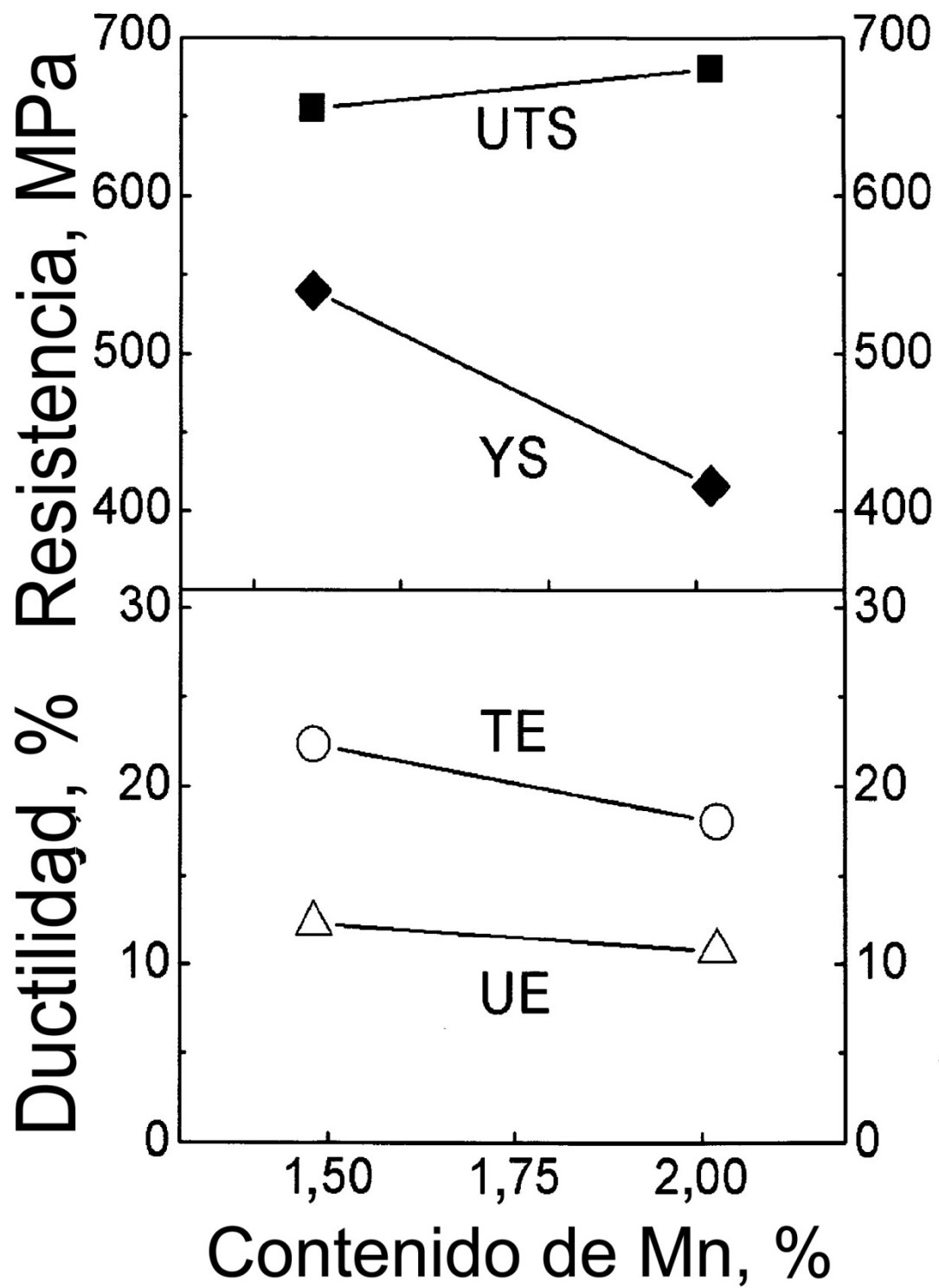
**Figura 3**

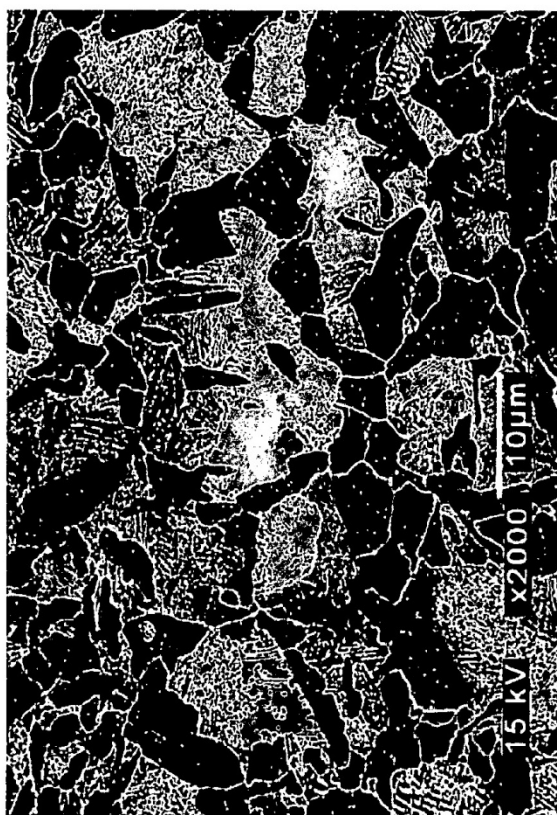


**Figura 4a**

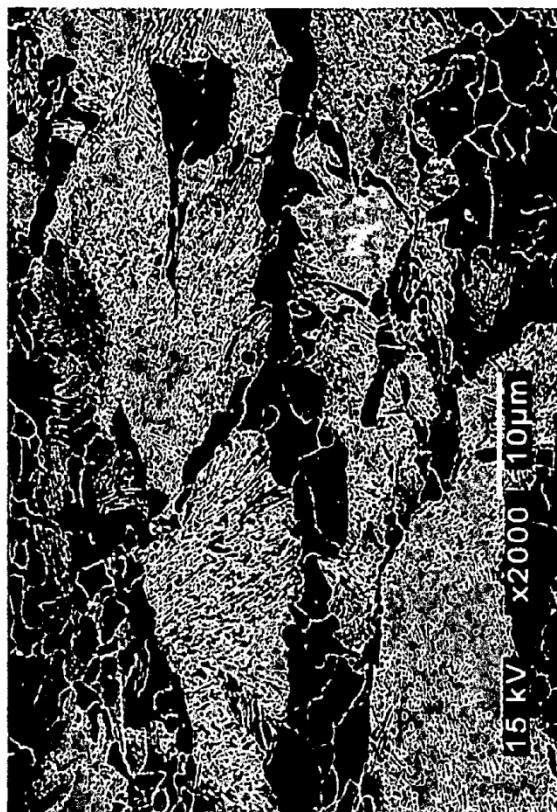


**Figura 4b**

**Figura 5**

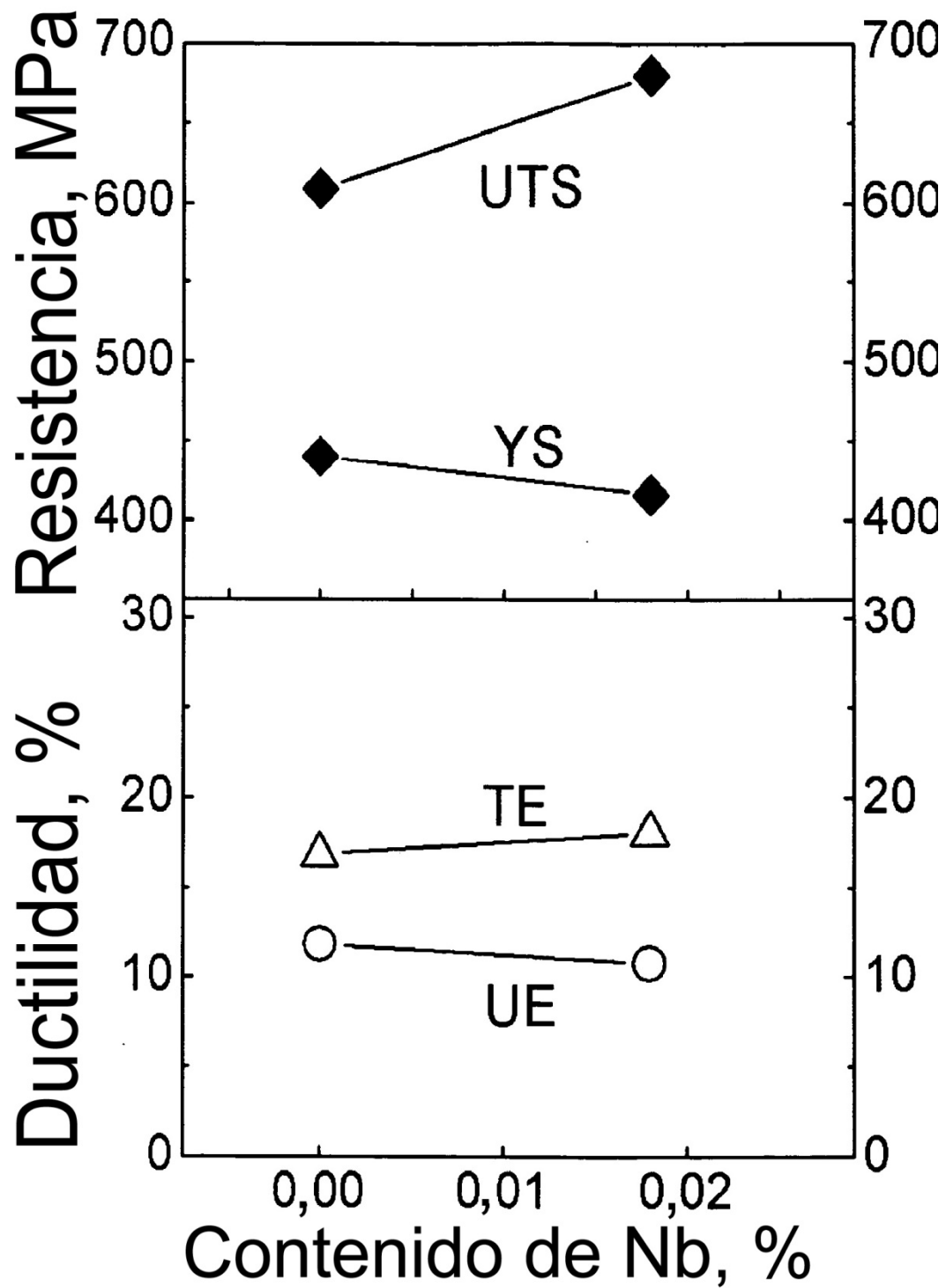


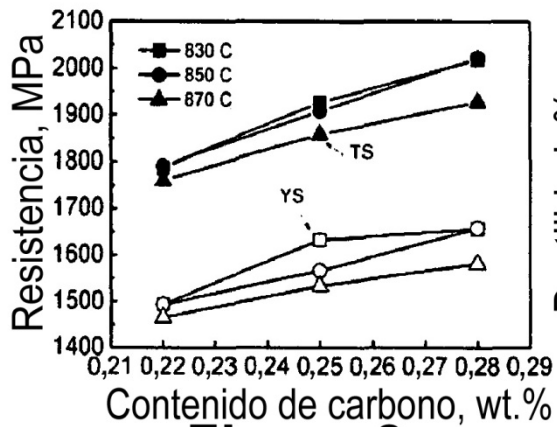
**Figura 6a**



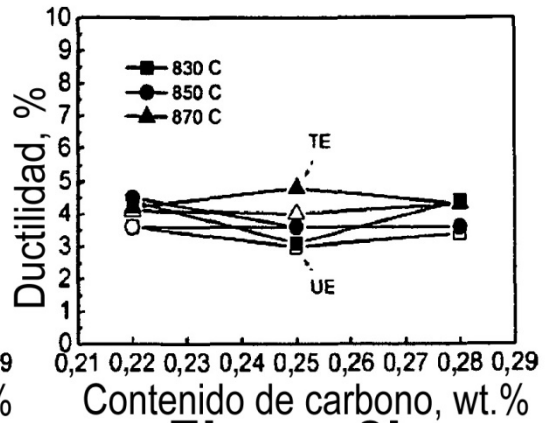
**Figura 6b**



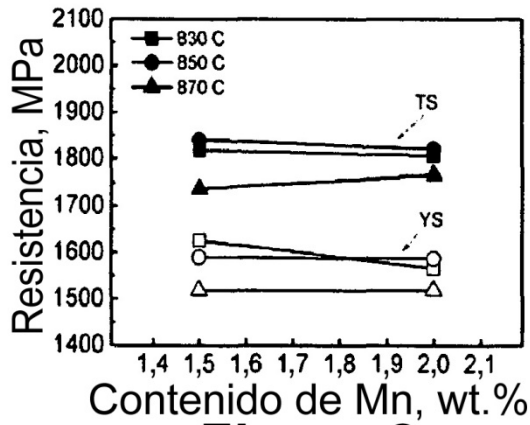
**Figura 7**



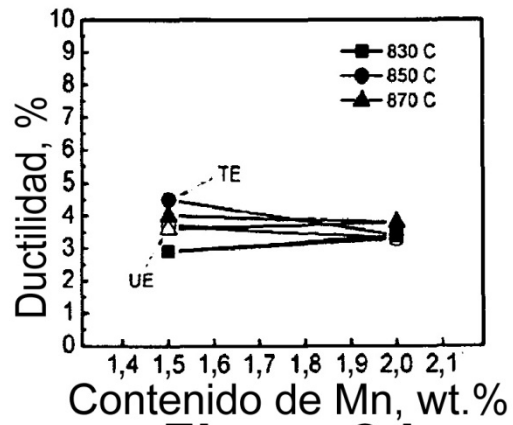
**Figura 8a**



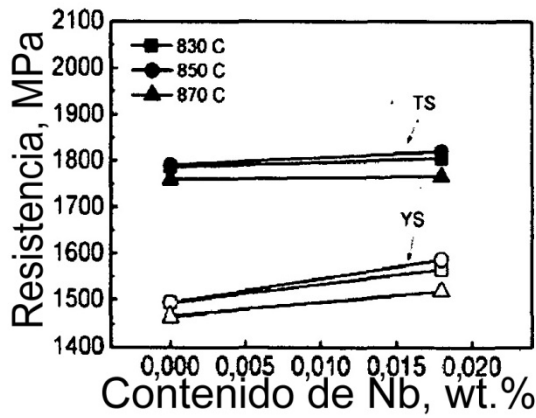
**Figura 8b**



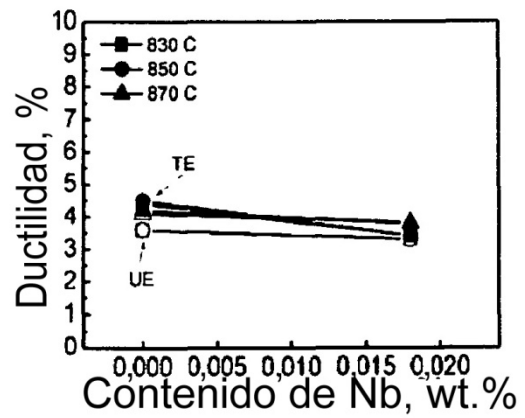
**Figura 8c**



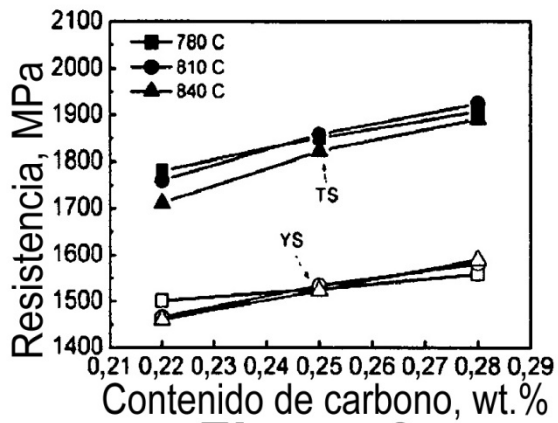
**Figura 8d**



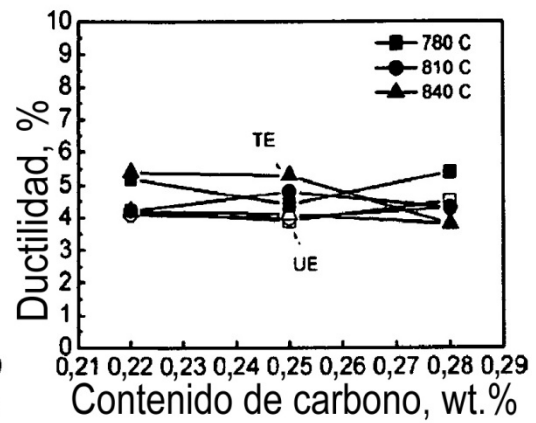
**Figura 8e**



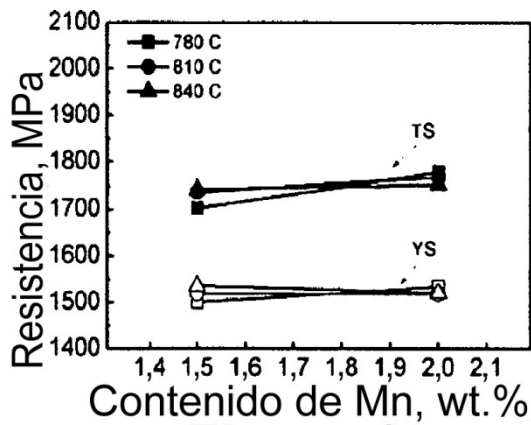
**Figura 8f**



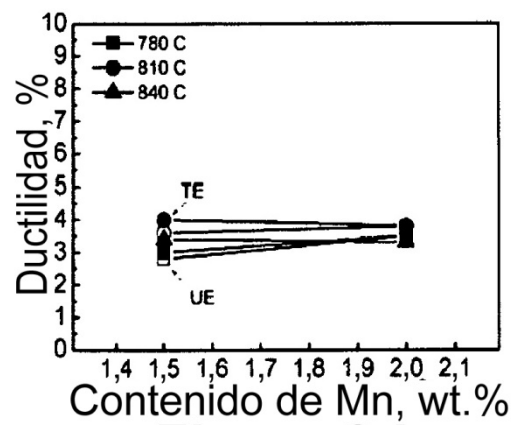
**Figura 9a**



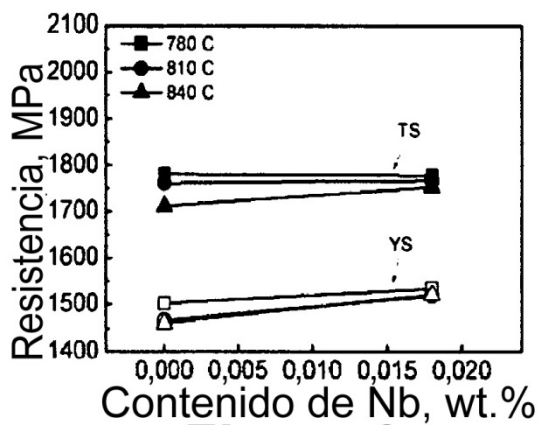
**Figura 9b**



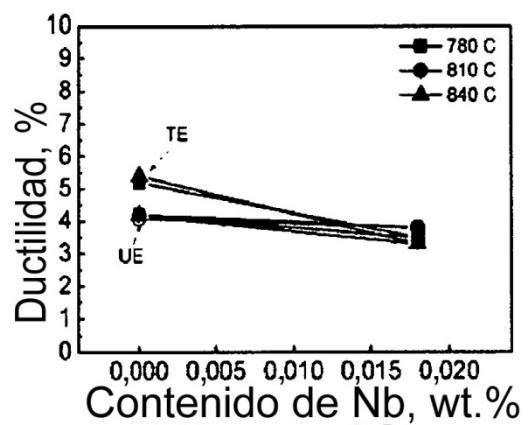
**Figura 9c**



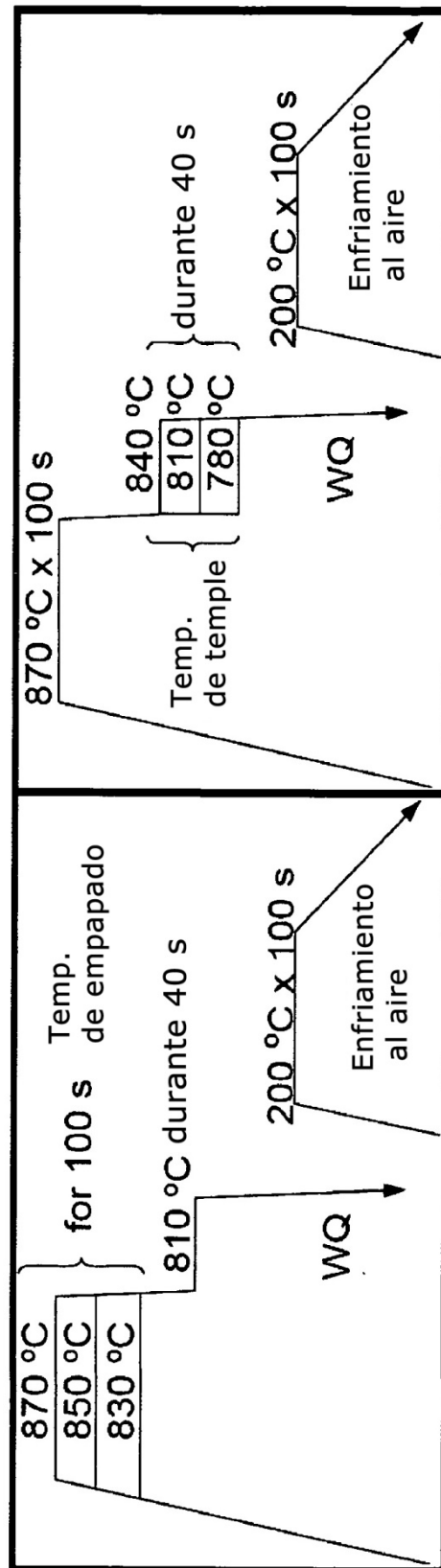
**Figura 9d**

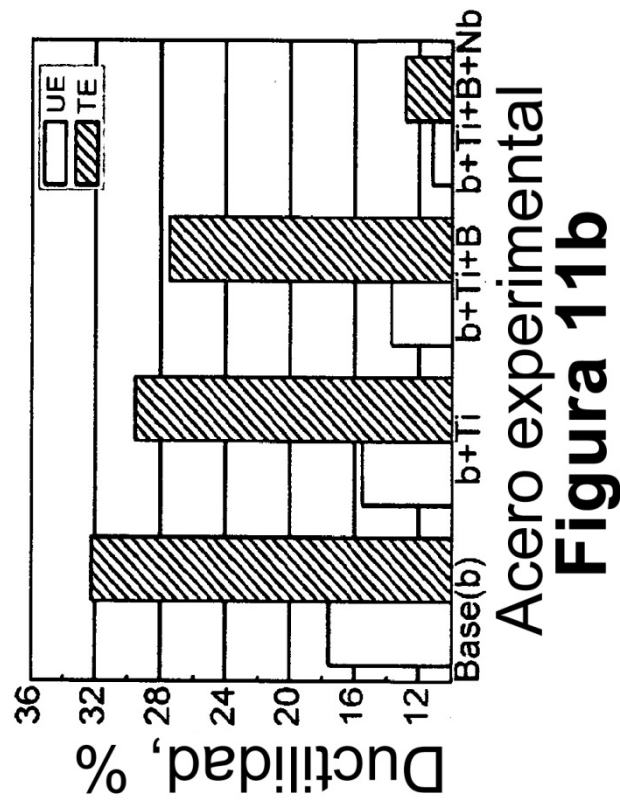
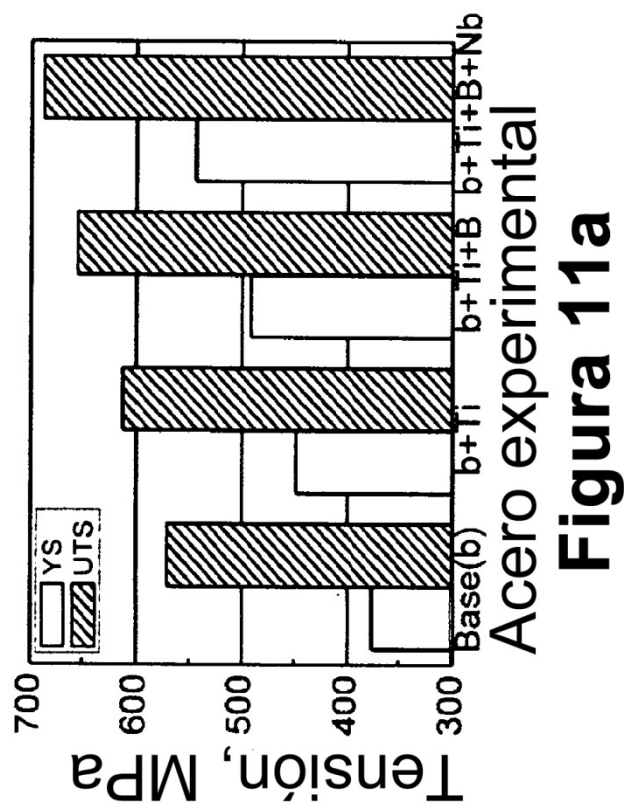


**Figura 9e**



**Figura 9f**





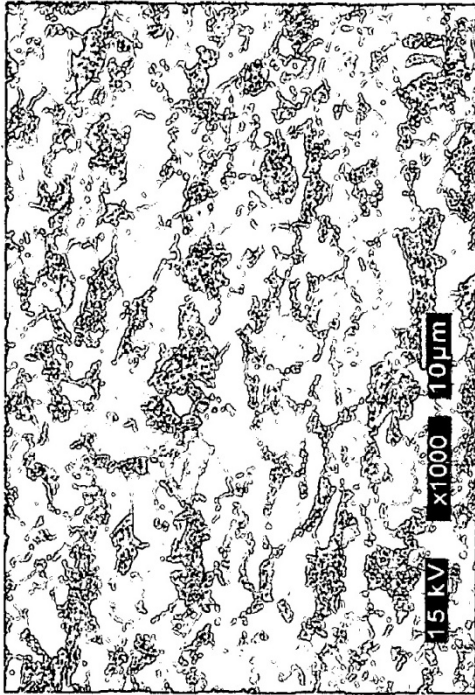


Figura 12b

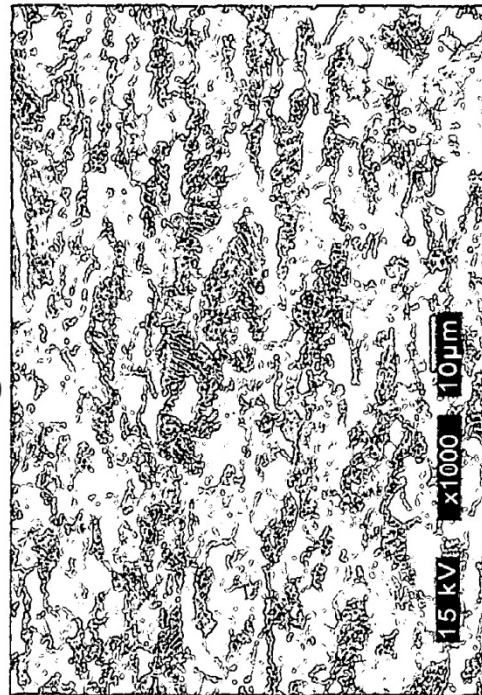


Figura 12d

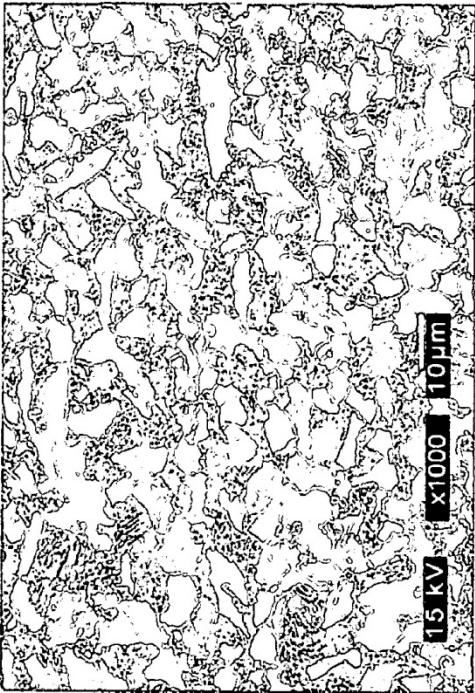


Figura 12a

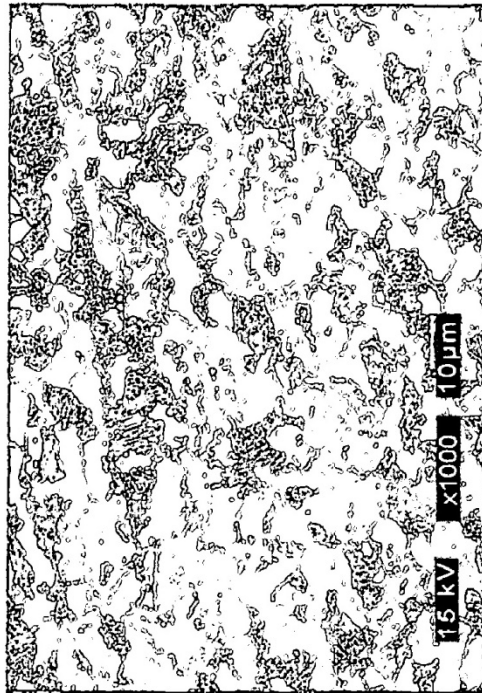
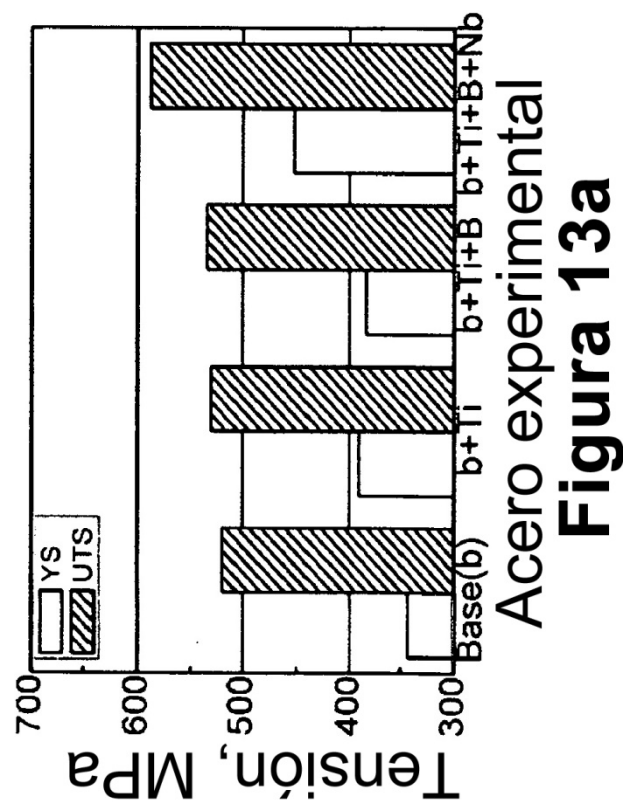
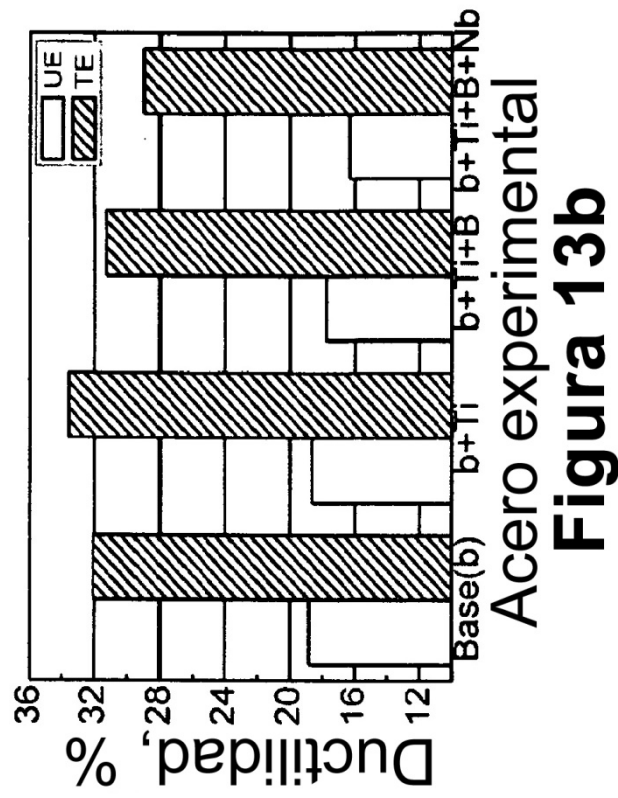


Figura 12c



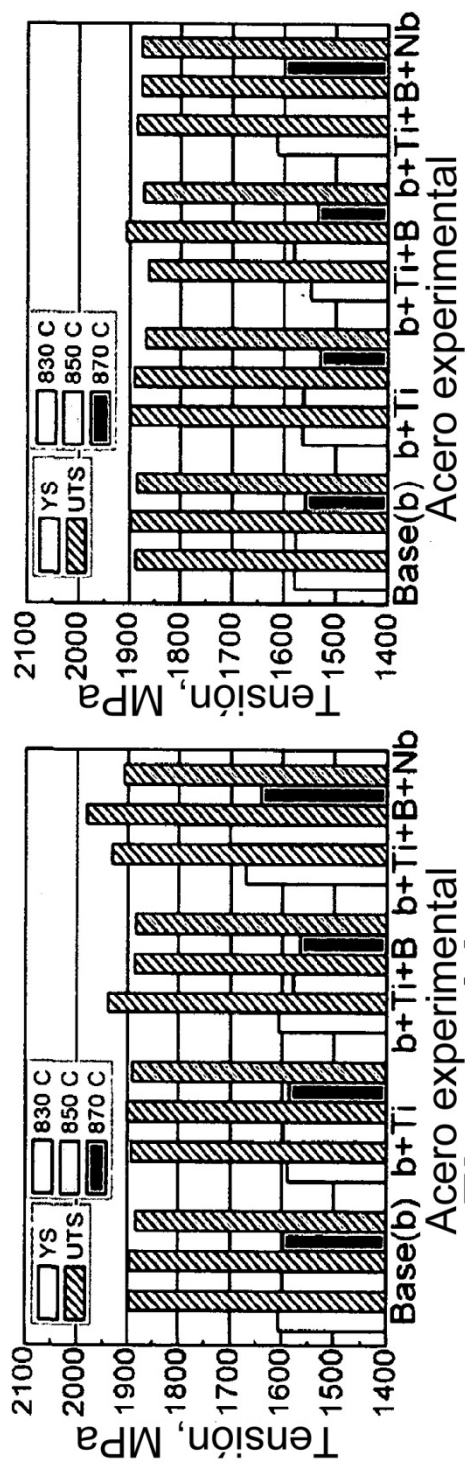
Acero experimental

**Figura 13a**

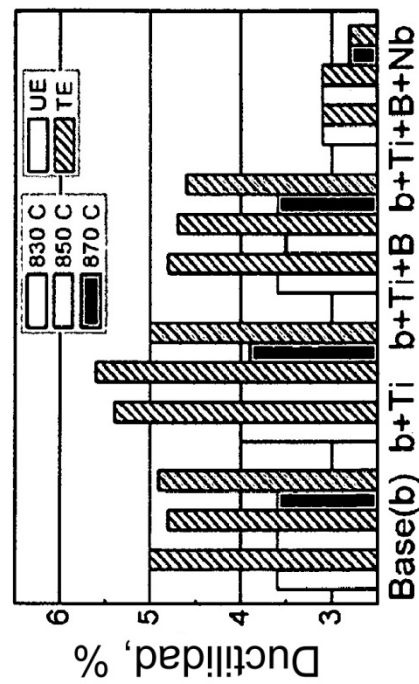


Acero experimental

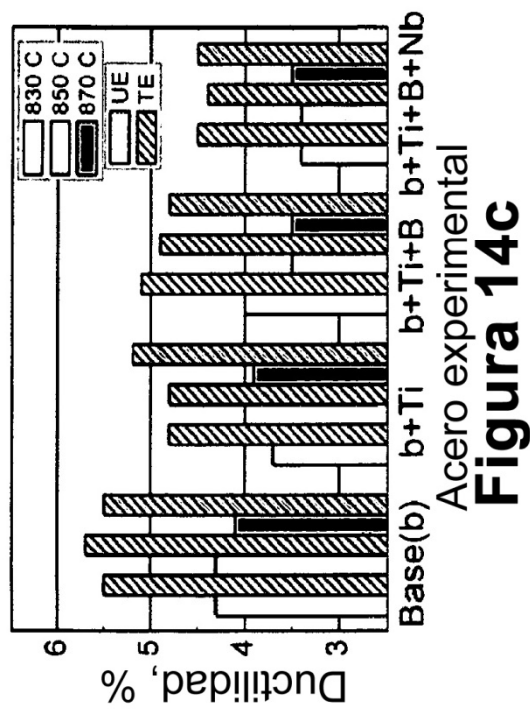
**Figura 13b**



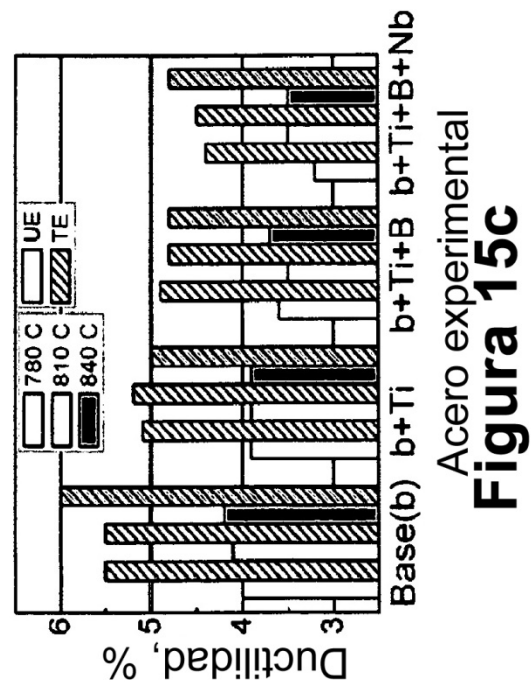
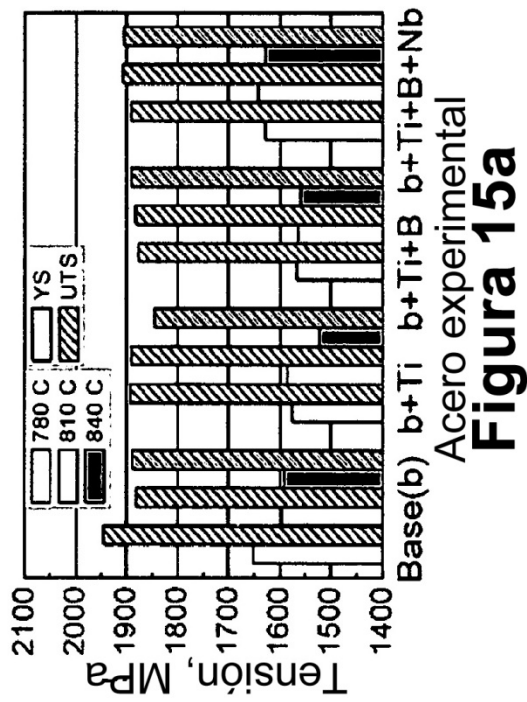
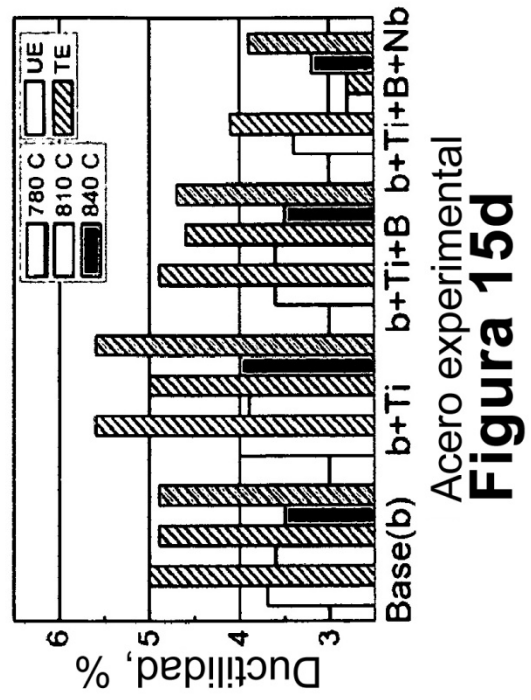
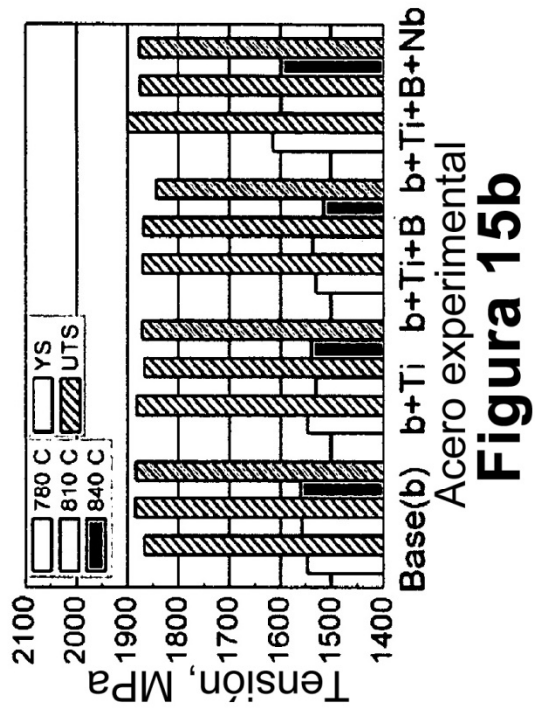
**Figura 14b**



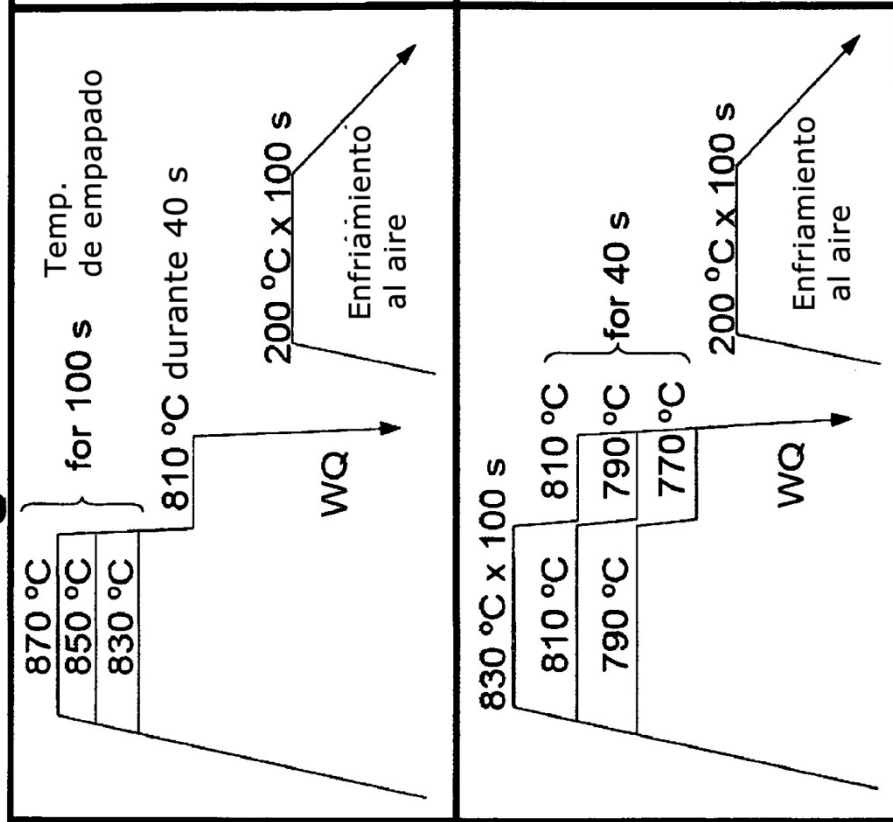
**Figura 14d**



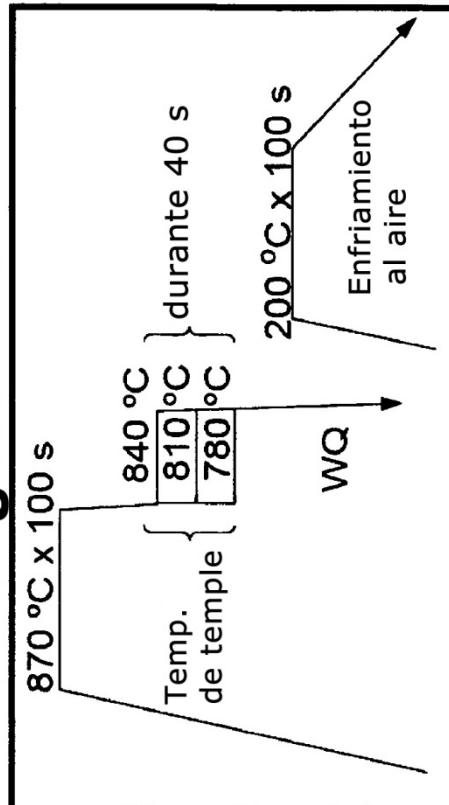




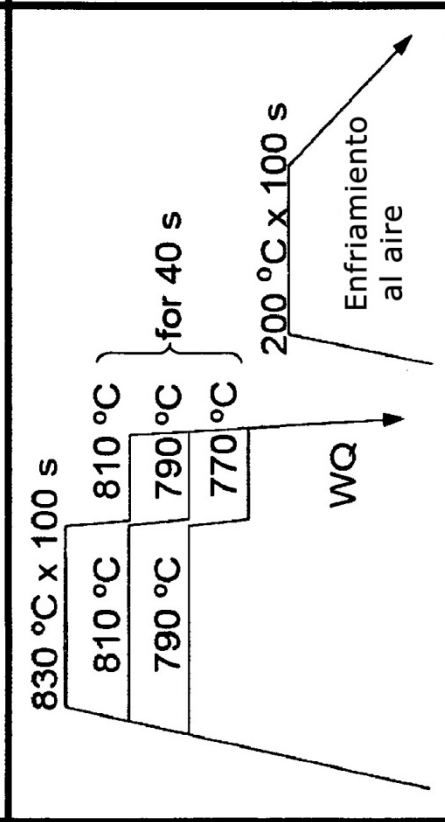
**Figura 16a**

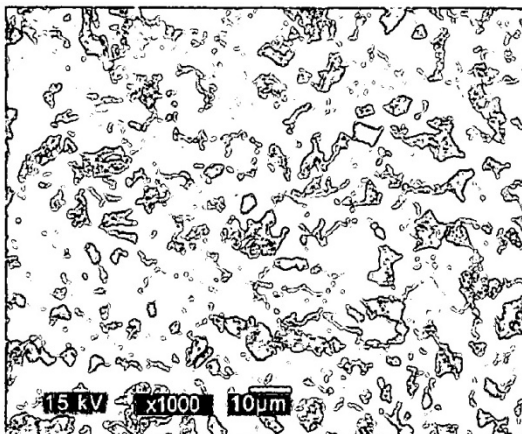


**Figura 16b**

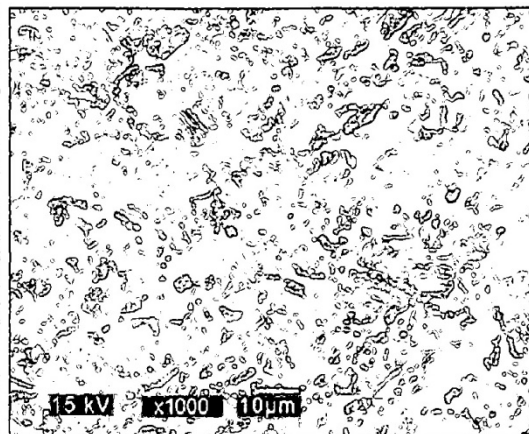


**Figura 16c**

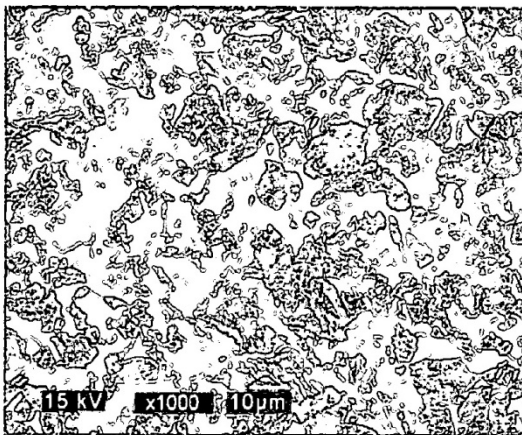




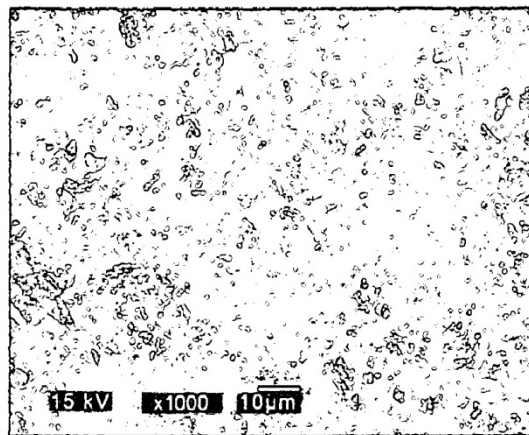
**Figura 17a**



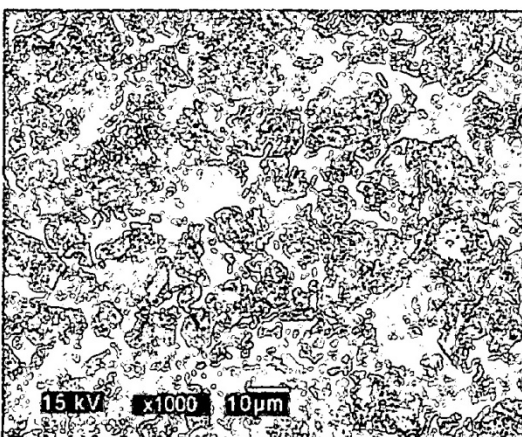
**Figura 17b**



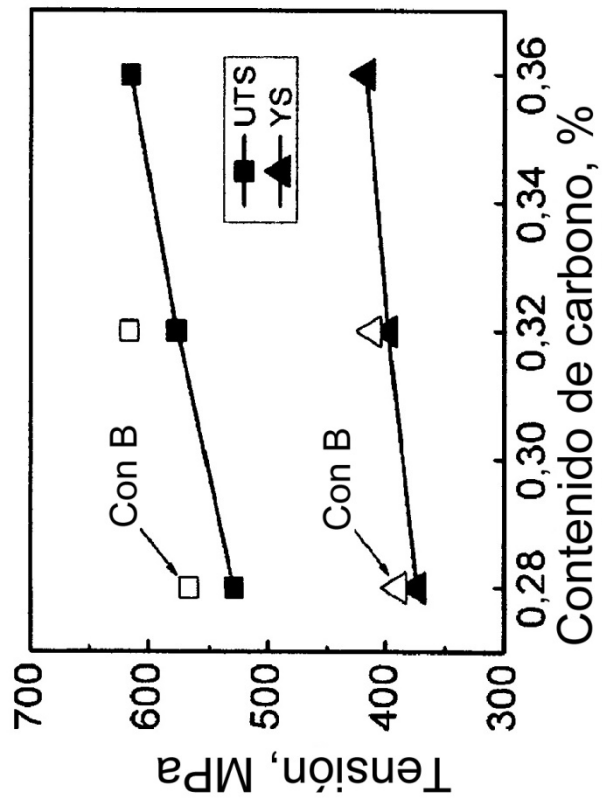
**Figura 17c**



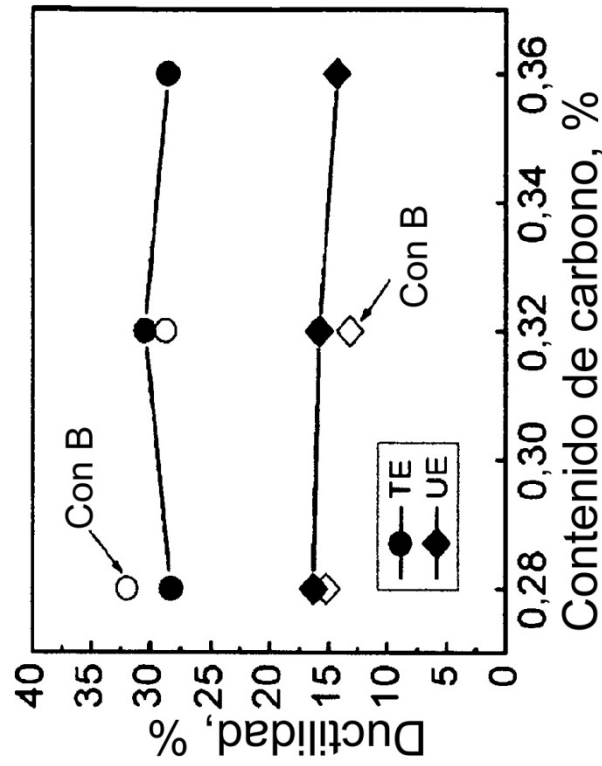
**Figura 17d**



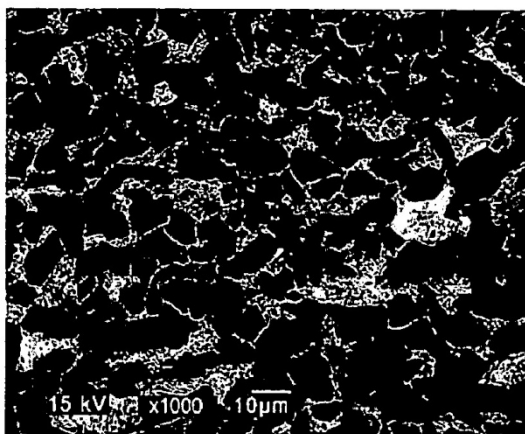
**Figura 17e**



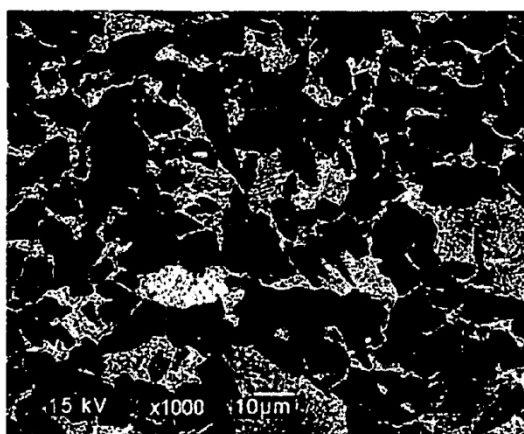
**Figura 18a**



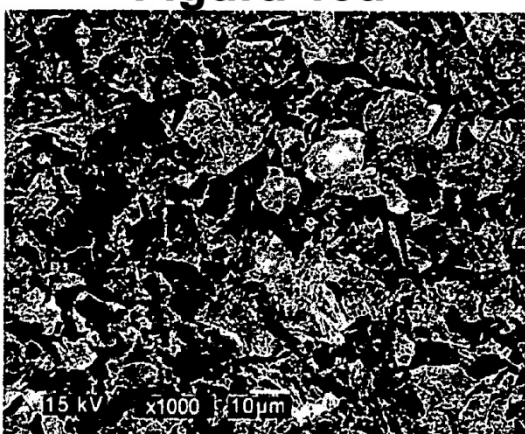
**Figura 18b**



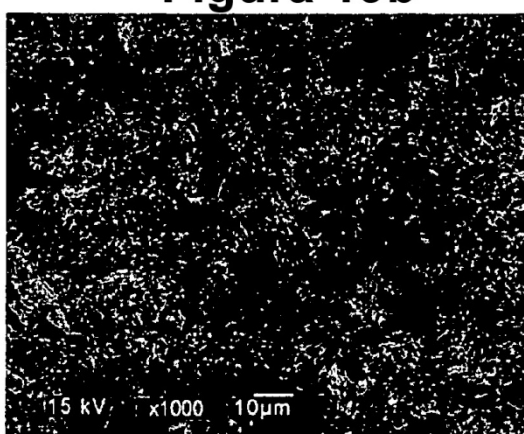
**Figura 19a**



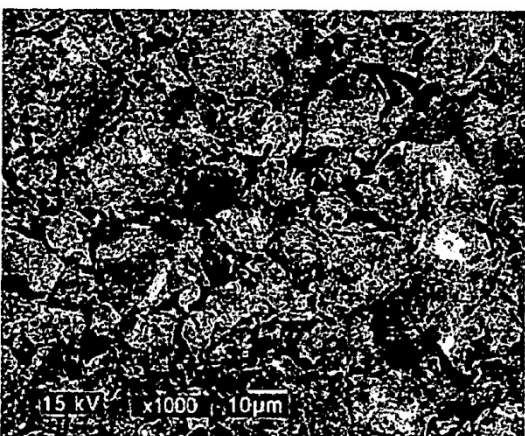
**Figura 19b**



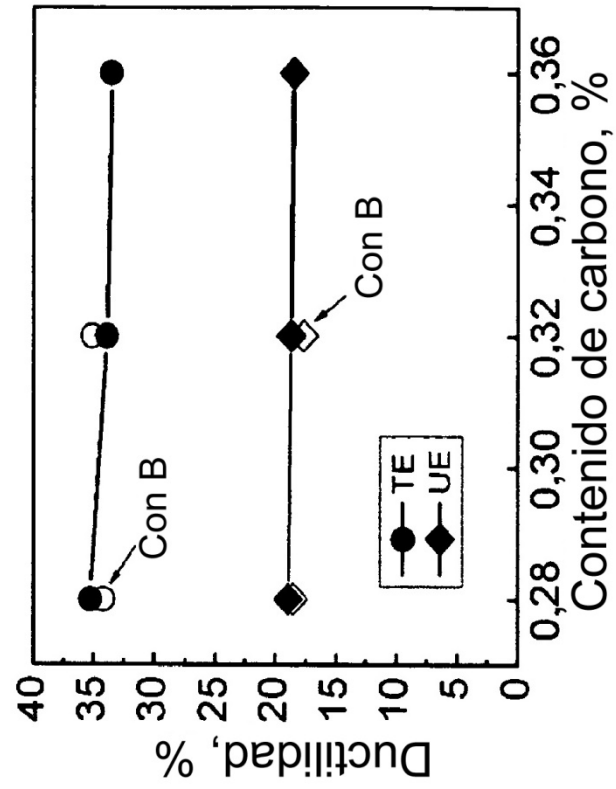
**Figura 19c**



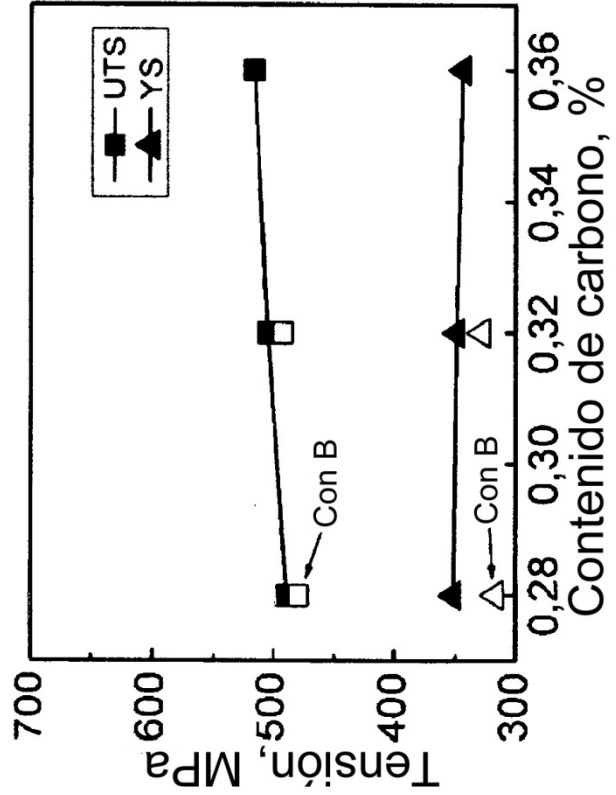
**Figura 19d**



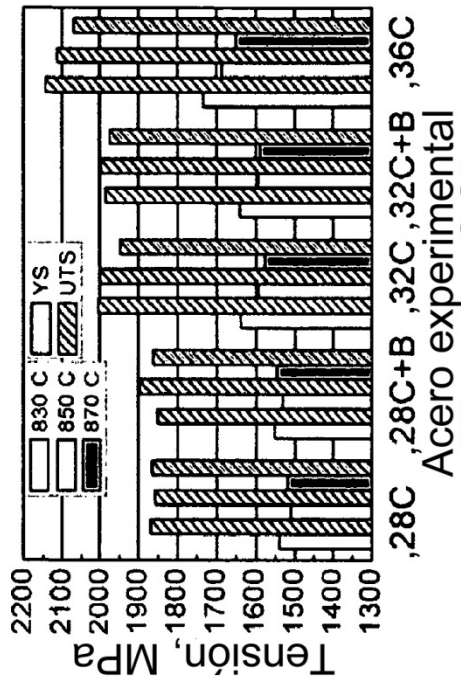
**Figura 19e**



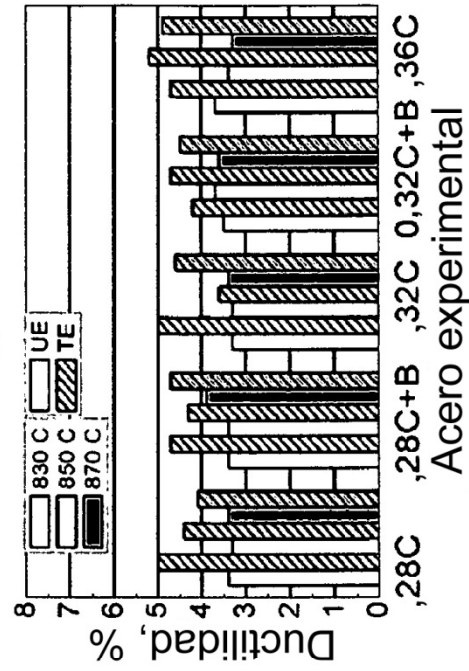
**Figura 20b**



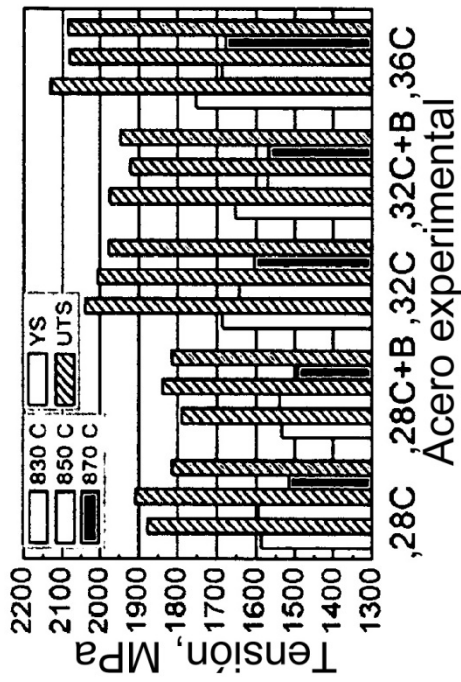
**Figura 20a**



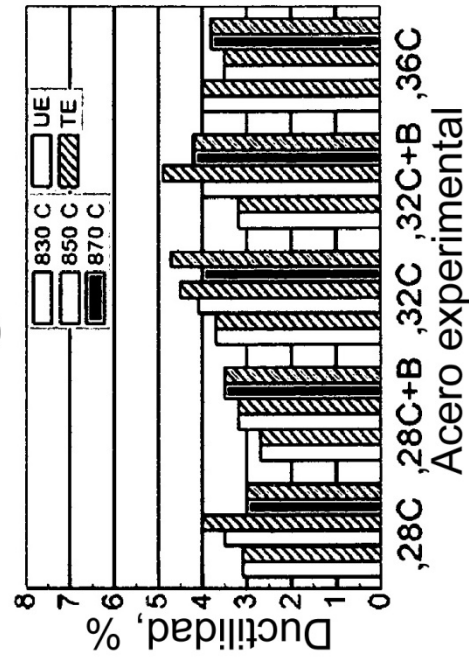
**Figura 21b**



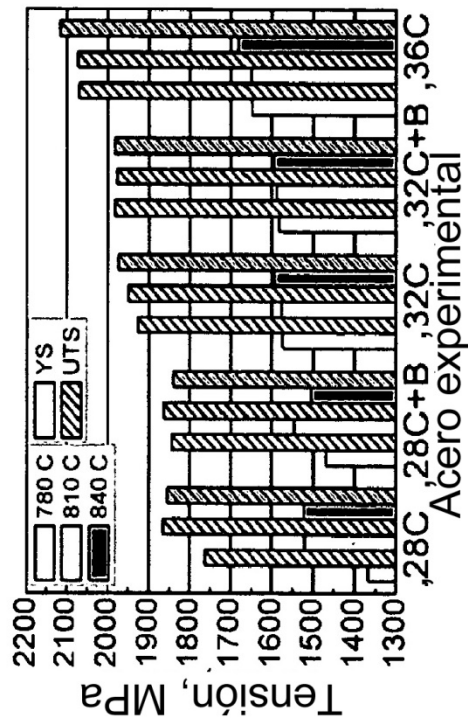
**Figura 21d**



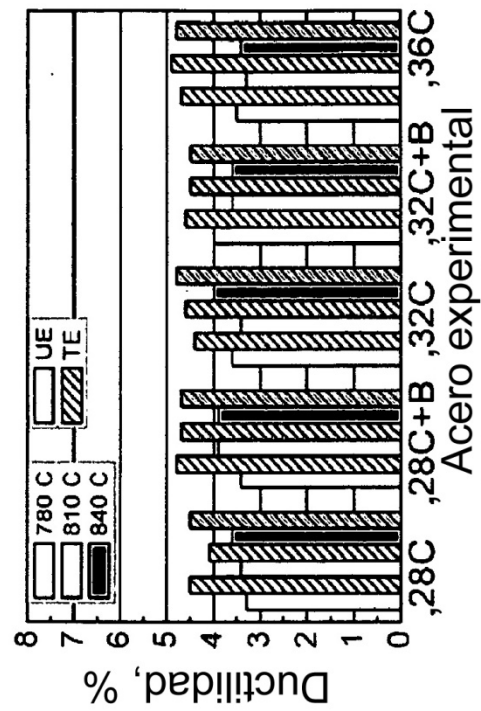
**Figura 21a**



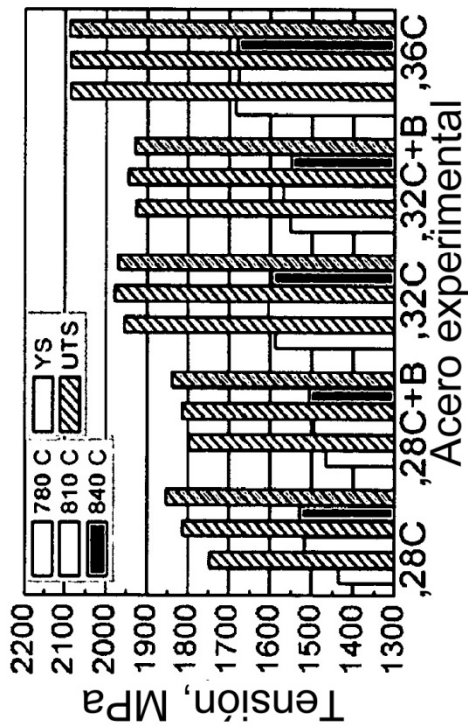
**Figura 21c**



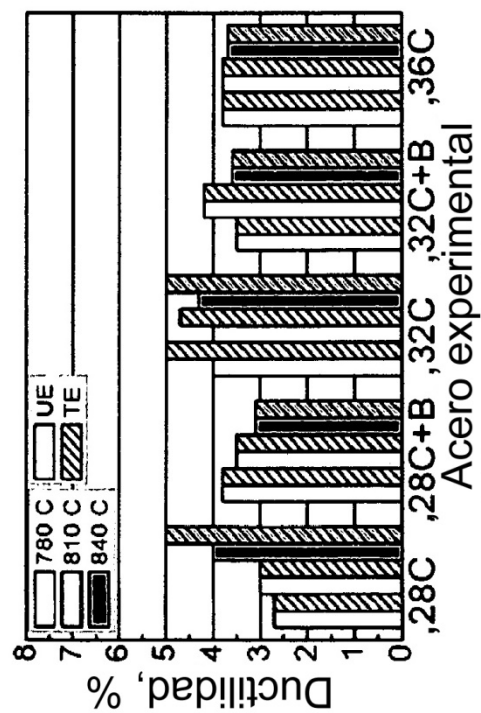
**Figura 22b**



**Figura 22d**

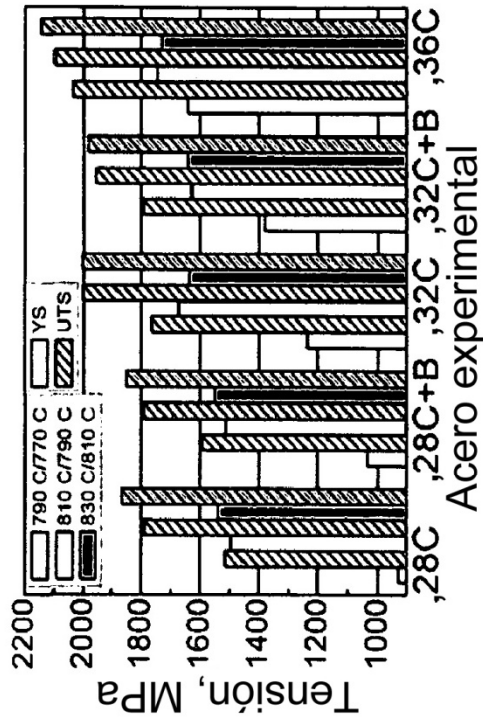


**Figura 22a**

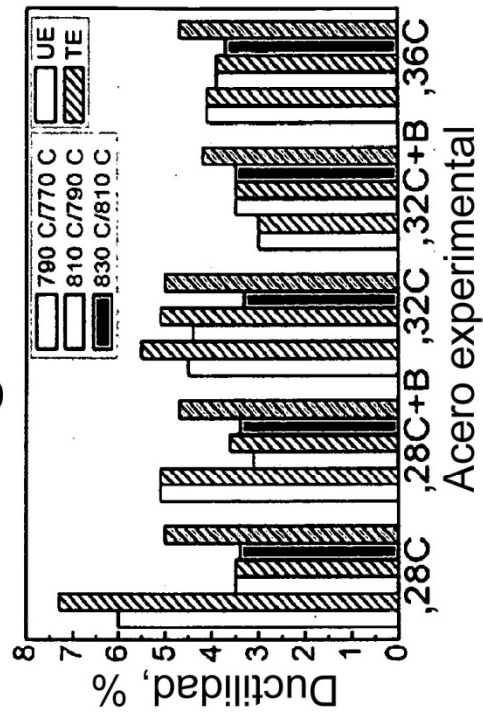


**Figura 22c**

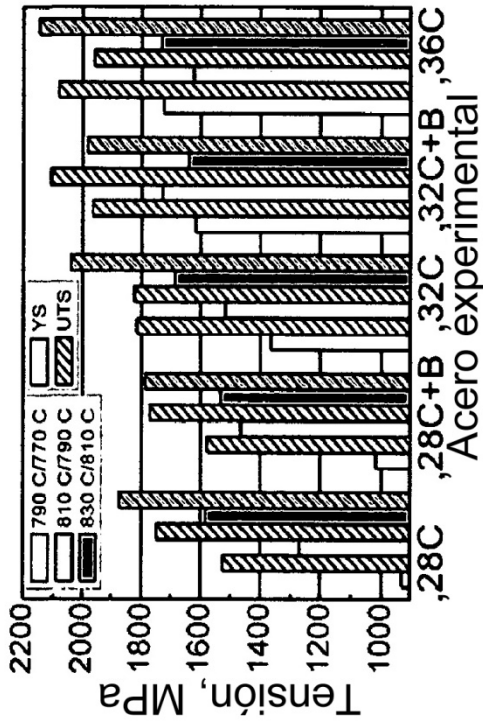




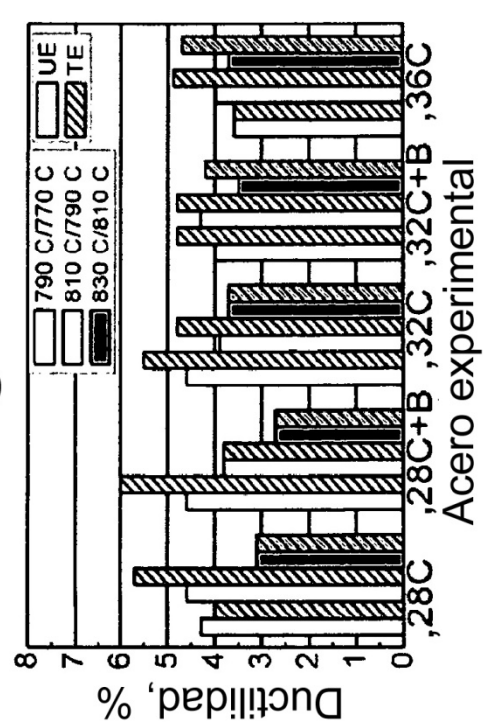
**Figura 23b**



**Figura 23d**



**Figura 22a**



**Figura 23c**



**Figura 24a**



**Figura 24b**



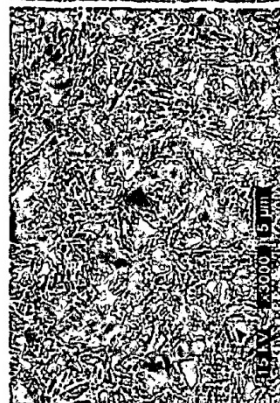
**Figura 24c**



**Figura 24d**



**Figura 24e**



**Figura 24f**



**Figura 24g**



**Figura 24h**



**Figura 24i**



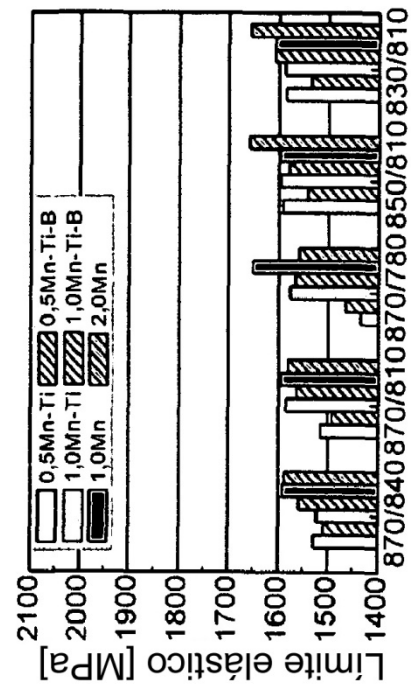
**Figura 24j**



**Figura 24k**

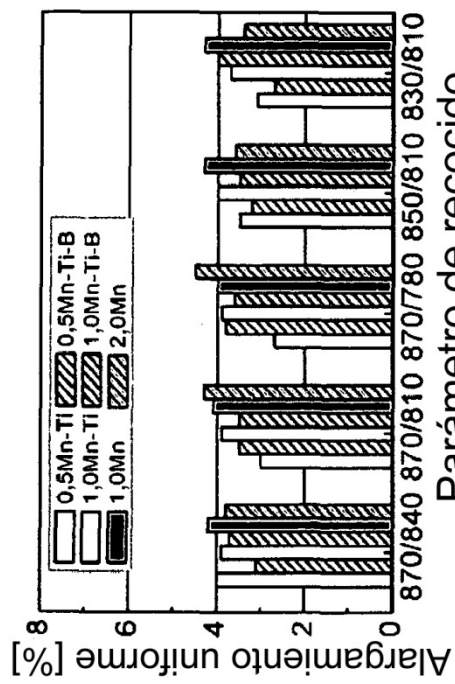


**Figura 24l**



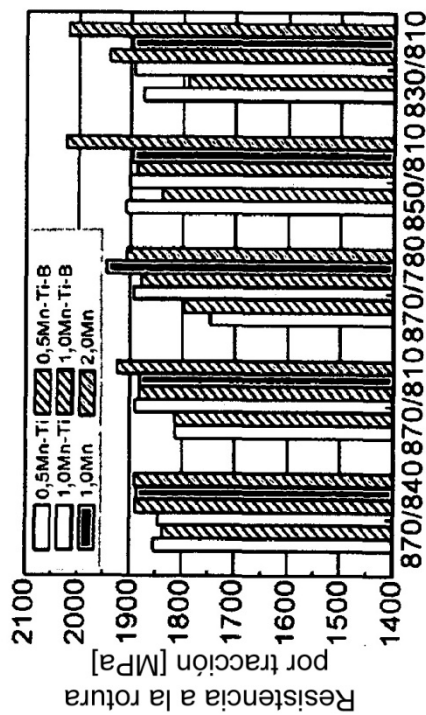
Parámetro de recocido

**Figura 25b**



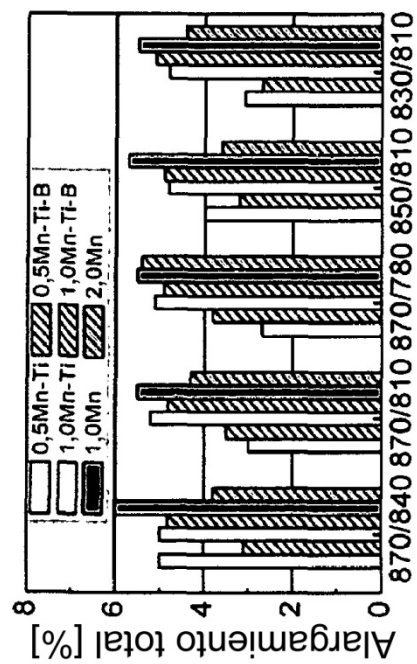
Parámetro de recocido

**Figura 25d**



Parámetro de recocido

**Figura 25a**



Parámetro de recocido

**Figura 25c**