

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 895 456**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02 (2006.01)

C22C 38/12 (2006.01)

C22C 38/14 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **11.12.2018** **E 18211616 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **18.08.2021** **EP 3666911**

54 Título: **Producto de acero de alta resistencia y método de fabricación del mismo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
21.02.2022

73 Titular/es:

SSAB TECHNOLOGY AB (100.0%)
P.O. Box 70
101 21 Stockholm, SE

72 Inventor/es:

TAST, JOUNI;
PIKKARAINEN, TEPPU;
LIIMATAINEN, TOMMI y
RYTINKI, KATI

74 Agente/Representante:

VIDAL GONZÁLEZ, Maria Ester

ES 2 895 456 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

Producto de acero de alta resistencia y método de fabricación del mismo

5 Campo de invención

La presente invención se refiere a un producto de acero con ultrabajo contenido de carbono de alta resistencia que puede usarse para fabricar recipientes a presión, tuberías de transmisión de gas y materiales de construcción. La presente invención se refiere además a un método para fabricar el producto de acero con ultrabajo contenido de carbono de alta resistencia.

Antecedentes

Una tendencia general en el desarrollo del acero es hacia una mayor resistencia y tenacidad al impacto a baja temperatura combinada con una buena soldabilidad. Los aceros para recipientes a presión de chapa pesada convencionales y estándar, por ejemplo, ASTM A537 CL2, se han producido tradicionalmente con un nivel de carbono de 0,1 a 0,2 por ciento en peso (% en peso) para obtener un nivel de resistencia suficiente. Debido al alto contenido de carbono, estos aceros tienen una soldabilidad deteriorada, poca tenacidad y baja resistencia al agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC). Por lo tanto, es necesario reducir el contenido de carbono del acero en demanda para una buena conformabilidad, bajo contenido de carbono equivalente (CE), temperatura de transición de bajo impacto, buenas propiedades de desplazamiento de apertura de la punta de la grieta (CTOD) y alta resistencia al tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT).

Se han desarrollado aceros con bajo contenido de carbono (C) en los que el C no es la principal fuente de resistencia, ya que altas concentraciones de C pueden provocar una mala soldabilidad y tenacidad de la soldadura. Además, las altas concentraciones de C pueden afectar la tenacidad al impacto del acero. Una de las primeras investigaciones con aceros con muy bajo contenido de carbono fue la de McEvily y otros de Ford Motor Company en 1967. Demostraron que 0,04C-3,0Ni-3,0Mo-0,05Nb daría un límite elástico de alrededor de 700 MPa junto con una temperatura de transición de aproximadamente -75 °C. Sin embargo, esta composición estaba altamente aleada y se buscaron elementos de aleación más económicos que dieran propiedades equivalentes.

Para compensar la pérdida de resistencia debido al bajo contenido de C, la filosofía de diseño de la aleación se ha basado en el uso avanzado de elementos de microaleación rentables, como niobio (Nb), titanio (Ti), vanadio (V) y boro (B) junto con niveles moderados de otros elementos de aleación, tales como manganeso (Mn), silicio (Si), cromo (Cr), molibdeno (Mo) y cobre (Cu) para mejorar la templabilidad de la austenita. El uso sofisticado de las combinaciones mencionadas anteriormente de los elementos de (micro)aleación junto con un bajo contenido de C puede conducir a aceros con un límite elástico que varía de 500 MPa a 900 MPa. Estos elementos de (micro)aleación contribuyen al aumento de la resistencia a través del refinamiento microestructural, el endurecimiento por precipitación y el fortalecimiento de la solución sólida, así como también el fortalecimiento a través de la modificación microestructural.

Generalmente, los aceros microaleados con bajo contenido de carbono se procesan mediante un procesamiento controlado termomecánicamente (TMCP), que clásicamente consta de tres etapas. Durante la primera etapa de laminación en bruto, el tamaño del grano de austenita se refina debido a los ciclos repetidos del proceso de recristalización. En la segunda etapa de laminación controlada, la austenita se deforma en el régimen de temperatura de no recristalización, lo que aporta un refinamiento significativo a la microestructura final de la ferrita. En la última etapa, puede aplicarse un enfriamiento acelerado para refinar aún más el tamaño del grano de ferrita resultante mientras se suprime la formación de ferrita poligonal y se facilita la formación de productos de transformación a temperaturas más bajas, tales como diferentes tipos de bainita. Por lo tanto, estos aceros microaleados con bajo contenido de carbono con alta resistencia a menudo se denominan aceros bainíticos con bajo contenido de carbono (LCB). La combinación de un tamaño de grano de ferrita ultrafino y bajo contenido de carbono proporciona una buena combinación de resistencia y tenacidad, así como también una buena soldabilidad debido al bajo contenido de carbono y aleación.

Las combinaciones de TMCP y la aplicación de (micro)aleaciones tienen impactos en el desarrollo microestructural que está relacionado con las propiedades mecánicas. En los aceros microaleados con bajo contenido de carbono refrigerados continuamente, el principal producto de descomposición de la austenita es la ferrita. Sin embargo, también es posible que una parte de la austenita original no se transforme y pueda retenerse a temperatura ambiente o transformarse parcialmente para producir microcomponentes martensita-austenita (MA). A velocidades de enfriamiento muy altas, incluso los aceros con muy bajo contenido de carbono con suficiente templabilidad pueden transformarse en martensita.

Las microestructuras de los aceros LCB son a menudo complejas y consisten en mezclas de diferentes morfologías de ferrita que van desde ferrita poligonal hasta martensita en forma de listón. El sistema de clasificación y la terminología propuestos por el Comité de Bainita del Instituto del Hierro y el Acero de Japón (ISIJ) es útil para

caracterizar todas las posibles morfologías de ferrita formadas en aceros con bajo contenido de C. Las descripciones breves de las seis morfologías de ferrita son las siguientes.

1. La ferrita poligonal (PF) exhibe granos aproximadamente equiaxiales con límites suaves.

2. La ferrita cuasi poligonal (QF) exhibe granos con límites ondulados, que pueden cruzar los límites de la austenita anteriores que contienen una subestructura de dislocación y microconstituyentes MA ocasionales. Esto también se conoce como ferrita masiva.

3. La ferrita de Widmanstätten (WF) exhibe cristales alargados de ferrita con una subestructura de dislocación mínima.

4. La bainita granular (GB) exhibe haces de cristales de ferrita alargados (formas granulares o equiaxiales) con bajas desorientaciones y una alta densidad de dislocaciones, que contienen islas aproximadamente equiaxiales de componentes MA.

5. La ferrita bainítica (BF), también conocida como ferrita acicular (AF), exhibe paquetes de listones o placas de ferrita paralelos separados por límites de ángulo bajo y que contienen densidades de dislocación muy altas. Los componentes MA retenidos entre los cristales de ferrita tienen una morfología acicular.

6. La martensita cúbica dislocada exhibe una morfología similar a un listón muy dislocado, conservando los límites austeníticos anteriores.

El documento núm. EP 2484792 A1 se refiere a los aceros con bajo contenido de carbono que tienen una microestructura trifásica que consiste de 5 % a 70 % de bainita, de 3 % a 20 % de componente MA y el resto es ferrita cuasi poligonal. Los aceros con bajo contenido de carbono tienen un bajo coeficiente de rendimiento, alta resistencia, alta tenacidad y una excelente resistencia al envejecimiento por deformación. Los aceros con bajo contenido de carbono se producen mediante un método que comprende las etapas de calentamiento a una temperatura en el intervalo de 1000 °C a 1300 °C; laminación en caliente con una temperatura de laminación final no inferior a la temperatura de transformación Ar₃, en donde la reducción de laminación acumulativa en el intervalo de temperatura de no recristalización de la austenita es del 50 % o más; enfriamiento acelerado hasta una temperatura de parada de 500 °C a 680 °C; y recalentamiento hasta una temperatura de 550 °C a 750 °C.

El documento núm. EP 2380997 A1 describe los aceros con bajo contenido de carbono para la construcción de soldaduras que tienen una excelente resistencia a altas temperaturas y tenacidad a bajas temperaturas, y un parámetro de agrietamiento de la soldadura suprimido. La resistencia a altas temperaturas está asegurada por una adición conjunta de Cr y Nb que contribuye al fortalecimiento de la transformación y al fortalecimiento de la precipitación. Los aceros con bajo contenido de carbono que comprenden las estructuras bainíticas se producen mediante un método que comprende las etapas de calentamiento hasta una temperatura en el intervalo de 1000 °C a 1300 °C, preferentemente de 1050 °C a 1250 °C; laminación en caliente con una temperatura de laminación final de 800 °C o más, preferentemente 800 °C o más; y enfriamiento acelerado hasta una temperatura de parada de 550 °C o menos, preferentemente de 520 °C a 300 °C.

El documento núm. JP 2007119861 (A) o JP 2007277679 (A) también se refiere a los aceros con bajo contenido de carbono para las estructuras de soldadura que tienen una excelente resistencia a altas temperaturas y tenacidad a bajas temperaturas, y un parámetro de agrietamiento de la soldadura suprimido. Los aceros con bajo contenido de carbono que comprenden una fase mixta de martensita-austenita (es decir, componentes MA) se producen mediante un método que comprende las etapas de calentamiento hasta una temperatura en el intervalo de 1000 °C a 1300 °C; laminación en caliente con una temperatura de laminación final de 750 °C o más, en donde la reducción de laminación acumulativa en el intervalo de temperatura de no recristalización de la austenita es de 30 % o más; y enfriamiento acelerado hasta una temperatura de parada de 350 °C o menos. Se notó en la descripción que cuando se detuvo el enfriamiento acelerado a una temperatura de 230 °C, la diferencia de dureza entre la superficie y el centro de una placa de acero con un espesor de 50 mm se volvió extremadamente grande, de modo que la plegabilidad y la capacidad de expansión del orificio se verían afectadas negativamente.

El documento núm. KR 20030054424 (A) se refiere a los aceros con bajo contenido de carbono sin tratamiento térmico con alta soldabilidad, alta tenacidad y alta resistencia a la tracción superior a 600 MPa. Se descubrió que es necesario evitar la formación de ferrita poligonal en el límite del grano de austenita para asegurar la resistencia. Para conseguir una tenacidad excelente es necesario regular la reducción de laminación acumulativa dentro del intervalo del 30 % al 60 % en la zona de temperatura de no recristalización de la austenita. Si la reducción de laminación acumulativa en el intervalo de temperatura de no recristalización de la austenita es inferior al 30 %, no es eficaz para aumentar la tenacidad a baja temperatura. Si la reducción de laminación acumulativa en el intervalo de la temperatura de no recristalización de la austenita aumenta excesivamente y excede el 60 %, el efecto de reducir la temperatura de transición se satura mientras que la anisotropía aumenta de manera que se producirían problemas de distorsión de la placa durante el uso.

La presente invención tiene como objetivo desarrollar aún más el acero con bajo contenido de carbono de alta resistencia y el método de fabricación de este de manera que pueda lograrse un nuevo producto de acero con propiedades mecánicas sin concesiones, así como también ventajas económicas.

5 Resumen de la invención

En vista del estado de la técnica, el objetivo de la presente invención es resolver el problema de proporcionar aceros de alta resistencia y bajo contenido de carbono con excelente tenacidad al impacto a baja temperatura, plegabilidad/conformabilidad y soldabilidad que se requieren en las aplicaciones de, por ejemplo, recipientes y estructuras a presión soldados por fusión. El problema se resuelve mediante la combinación de diseños de (micro)aleaciones rentables con procedimientos de TMCP rentables que producen una microestructura metalográfica que comprende principalmente ferrita cuasi poligonal.

En un primer aspecto, la presente invención proporciona un producto de acero de alta resistencia que comprende una composición que consiste en, términos de porcentajes en peso (% en peso):

	C	0,02 – 0,05, preferentemente 0,03 - 0,045
	Si	0,1 - 0,6, preferentemente 0,2 - 0,6, con mayor preferencia 0,3 - 0,5
20	Mn	1,1 - 2,0, preferentemente 1,35 - 1,8
	Al	0,01 - 0,15, preferentemente 0,02 - 0,06
	Nb	0,01 – 0,08, preferentemente 0,025 - 0,05
	Cu	≤ 0,5, preferentemente 0,15 - 0,35
	Cr	≤ 0,5, preferentemente 0,1 - 0,25
25	Ni	≤ 0,7, preferentemente 0,1 - 0,25
	Ti	≤ 0,03, preferentemente 0,005 - 0,03
	Mo	≤ 0,1
	V	≤ 0,1, preferentemente ≤ 0,05
	B	≤ 0,0005
30	P	≤ 0,015, preferentemente ≤ 0,012
	S	≤ 0,005

resto Fe e impurezas inevitables.

El producto de acero es de baja aleación con elementos de aleación rentables como C, Si, Mn, Al y Nb. Otros elementos tales como Cu, Cr, Ni, Ti, Mo, V y B pueden estar presentes como contenidos residuales que no se añaden intencionalmente. La diferencia entre los contenidos residuales y las impurezas inevitables es que los contenidos residuales son cantidades controladas de elementos de aleación, que no se consideran impurezas. Un contenido residual normalmente controlado por un proceso industrial no tiene un efecto esencial sobre la aleación.

Preferentemente, el producto de acero comprende inclusiones no metálicas que tienen un tamaño de inclusión promedio en el intervalo de 1 µm a 4 µm de diámetro, y en donde el 95 % de las inclusiones tienen menos de 4 µm de diámetro.

En un segundo aspecto, la presente invención proporciona un método para fabricar el producto de acero de alta resistencia que comprende las siguientes etapas de

- calentar una plancha de acero con la composición de acuerdo con la reivindicación 1 a una temperatura en el intervalo de 950 °C a 1350 °C;
- 50 - laminar en caliente la plancha de acero calentada en una pluralidad de pasadas de laminación en caliente, en donde
 - i. la plancha de acero se somete a una primera pluralidad de pasadas de laminación a una temperatura superior a la temperatura de no recrystalización de la austenita,
 - 55 ii. la plancha de acero de la etapa (i) se enfría hasta una temperatura por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita,
 - iii. la plancha de acero de la etapa (ii) se somete a una segunda pluralidad de pasadas de laminación controlada a una temperatura por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita, en donde la relación de reducción de las pasadas de laminación controlada es al menos 1,5, preferentemente 2,0, con mayor preferencia 2,5, y en donde la temperatura de laminación final está en el intervalo de 800 °C a 880 °C;
 - 60
- enfriar de forma continua y acelerada hasta una temperatura por debajo de 230 °C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5 °C/s.

Las pasadas de laminación controlada a una temperatura por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita T_{nr} provoca una acumulación de deformación de la austenita que da como resultado la formación de

granos alargados y bandas de deformación. Los límites del grano y las bandas de deformación pueden actuar como sitios de nucleación para la transformación de austenita a ferrita (γ - α). Los límites del grano también se están acercando entre sí debido al alargamiento del grano de la austenita, lo que aumenta la densidad de nucleación. En combinación con la alta tasa de nucleación provocada por el enfriamiento continuo acelerado, el proceso finalmente conduce a un tamaño del grano de ferrita ultrafino.

Después del enfriamiento continuo acelerado, es opcional realizar una etapa adicional de templado a una temperatura en el intervalo de 580 °C a 650 °C durante 0,5 horas a 1 hora. La etapa adicional de templado puede ser opcionalmente templado por inducción a una temperatura típicamente en el intervalo de 580 °C a 700 °C durante 1 minuto a 60 minutos.

Preferentemente, la relación de reducción acumulativa de la laminación en caliente está en el intervalo de 4,0 a 35.

Los parámetros de procesamiento deben controlarse estrictamente para mejorar las propiedades mecánicas y, en particular, la tenacidad, donde los principales parámetros involucrados son la temperatura de calentamiento, la relación de reducción acumulativa de las pasadas de laminación controlada por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita, la temperatura de laminación final y la temperatura de parada de enfriamiento continuo acelerado.

El producto de acero es una tira o placa que tiene un espesor de 6 a 65 mm, preferentemente de 10 a 45 mm.

El producto de acero obtenido tiene una microestructura que consiste en, términos de porcentajes en volumen (% en volumen):

ferrita cuasi poligonal	40 - 80
perlita y martensita	≤ 20 , preferentemente ≤ 5 , con mayor preferencia ≤ 2

La microestructura comprende ferrita poligonal en una cantidad de 20 % en volumen a 40 % en volumen.

La microestructura comprende la bainita en una cantidad de 20 % en volumen o menos.

Una buena combinación de resistencia y tenacidad se asoció con la microestructura basada en ferrita cuasi poligonal. El producto de acero tiene las siguientes propiedades mecánicas: un límite elástico de al menos 400 MPa, preferentemente al menos 415 MPa, con mayor preferencia en el intervalo de 415 MPa a 650 MPa; una resistencia máxima a la tracción de al menos 500 MPa, preferentemente en el intervalo de 500 MPa a 690 MPa, con mayor preferencia en el intervalo de 550 MPa a 690 MPa; una tenacidad al impacto Charpy-V de al menos 34 J/cm², preferentemente al menos 150 J/cm², con mayor preferencia al menos 300 J/cm² a una temperatura en el intervalo de -50 °C a -100 °C.

El producto de acero presenta una excelente plegabilidad o conformabilidad. El producto de acero tiene un radio mínimo de curvatura de 5,0 t o menos, preferentemente 3,0 t o menos, con mayor preferencia 0,5 t en la dirección longitudinal o transversal, y en donde t es el espesor de una tira o placa de acero.

En consecuencia, puede lograrse una mejora en las propiedades tales como la tenacidad al impacto a baja temperatura, la plegabilidad/conformabilidad y soldabilidad, así como también la resistencia a HIC y PWHT. Un tratamiento térmico posterior a la soldadura a una temperatura en el intervalo de 500 °C a 680 °C durante 1 hora a 8 horas, o a una temperatura en el intervalo de 600 °C a 640 °C durante 4 horas a 8 horas, tiene poco o ningún efecto negativo sobre el producto de acero.

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un gráfico que muestra el límite elástico (YS) de un lote producido de 2000 toneladas de placas.

La Figura 2 es un gráfico que muestra la resistencia máxima a la tracción (UTS) de un lote producido de 2000 toneladas de placas.

La Figura 3 es un gráfico que muestra el alargamiento total (TEL) de un lote producido de 2000 toneladas de placas.

La Figura 4 es un gráfico que muestra los valores de tenacidad al impacto a -45 °C (KV) de un lote producido de 2000 toneladas de placas.

La Figura 5 es un gráfico que muestra la tenacidad al impacto Charpy-V de placas con diferentes espesores.

- La Figura 6 es un gráfico que muestra los resultados de la prueba NACE TM 0284 HIC de placas con diferentes espesores.
- 5 La Figura 7 es un gráfico que muestra las propiedades mecánicas (YS, UTS, TEL) de placas con diferentes espesores en la condición de entrega o PWHT.
- La Figura 8 es un gráfico que muestra los resultados de la prueba de tracción a través del espesor de placas con espesores de 12 mm, 25 mm y 41 mm.
- 10 La Figura 9 es un gráfico que muestra el nivel de tenacidad al impacto de placas con diferentes espesores.
- La Figura 10 es un gráfico que muestra el efecto de los parámetros de la laminación sobre la tenacidad al impacto Charpy-V longitudinal en placas con un espesor de 25 mm.
- 15 La Figura 11 es un gráfico que muestra el efecto de los parámetros de la laminación sobre la tenacidad al impacto Charpy-V longitudinal en placas con un espesor de 41 mm.
- La Figura 12 ilustra las microestructuras de las muestras analizadas.
- 20 Descripción detallada de la invención
- El término "acero" se define como una aleación de hierro que contiene carbono (C).
- El término "elementos de (micro)aleación" se usa para referirse a
- 25
- los elementos de microaleación (MAE), tales como niobio (Nb), titanio (Ti), vanadio (V) y boro (B); y/o
 - los elementos de aleación en niveles moderados, tales como manganeso (Mn), silicio (Si), cromo (Cr), molibdeno (Mo) y cobre (Cu).
- 30 El término "inclusiones no metálicas" se refiere al producto de las reacciones químicas, los efectos físicos y la contaminación que se produce durante el proceso de fabricación. Las inclusiones no metálicas incluyen óxidos, sulfuros, nitruros, silicatos y fosfuros.
- El término "temperatura de no recristalización de la austenita" (T_{nr}) se define como la temperatura por debajo de la cual no se produce una recristalización estática completa de la austenita entre las pasadas de laminación.
- 35 El término "laminación controlada (CR)" se refiere a la laminación en caliente a temperaturas por debajo de la temperatura de no recristalización de la austenita (T_{nr}).
- El término "relación de reducción" se refiere a la relación de reducción del espesor obtenida mediante un proceso de laminación. Una relación de reducción se calcula al dividir el espesor antes del proceso de laminación con el espesor después del proceso de laminación. Una relación de reducción de 2,5 corresponde al 60 % de reducción del espesor.
- 40 El término "relación de laminación controlada" se refiere a la relación de reducción obtenida mediante la laminación controlada a temperaturas por debajo de T_{nr} .
- El término "relación de reducción acumulativa" se refiere a la relación de reducción total obtenida por la laminación en caliente a temperaturas por encima y por debajo de T_{nr} .
- 50 El término "enfriamiento continuo acelerado (ACC)" se refiere a un proceso de enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento hasta una temperatura sin interrupción.
- El término "enfriamiento acelerado interrumpido (IAC)" se refiere a un proceso de enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento dentro de un intervalo de temperatura seguido de un enfriamiento por aire hasta una temperatura por debajo del intervalo de temperatura.
- 55 El término "temperatura de transición de dúctil a frágil (DBTT)" se define como la temperatura mínima a la que el acero tiene la capacidad de absorber una cantidad específica de energía sin fracturarse. A temperaturas superiores a la DBTT, el acero puede doblarse o deformarse como plástico con el impacto; mientras que a temperaturas por debajo de la DBTT, el acero tiene una tendencia mucho mayor a fracturarse o romperse con el impacto.
- 60 El término "resistencia máxima a la tracción (UTS, Rm)" se refiere al límite en el que el acero se fractura bajo tensión, por lo tanto, la tensión máxima de tracción.
- 65

El término "límite elástico (YS, Rp_{0,2})" se refiere al límite elástico compensado al 0,2 % definido como la cantidad de tensión que dará como resultado una deformación plástica del 0,2 %.

5 El término "alargamiento total (TEL)" se refiere al porcentaje por el cual el material puede estirarse antes de romperse; un indicador aproximado de conformabilidad, generalmente expresado como un porcentaje sobre una longitud de calibre fija del extensómetro de medición. Dos longitudes de calibre habituales son 50 mm (A₅₀) y 80 mm (A₈₀).

10 El término "radio mínimo de curvatura (Ri)" se usa para referirse al radio mínimo de curvatura que puede aplicarse a una hoja de prueba sin que se produzcan grietas.

El término "plegabilidad" se refiere a la relación de Ri y el espesor de la hoja (t).

15 El símbolo "KV" se refiere a la energía absorbida requerida para romper una pieza de prueba con muesca V de forma y dimensiones definidas cuando se prueba con una máquina de prueba de impacto de péndulo.

El contenido de aleación del acero junto con los parámetros de procesamiento determina la microestructura que a su vez determina las propiedades mecánicas del acero.

20 El diseño de aleaciones es uno de los primeros aspectos a considerar al desarrollar un producto de acero con propiedades mecánicas específicas. Generalmente, puede afirmarse que cuanto menor es el contenido de C y mayor el nivel de resistencia objetivo, mayor es la cantidad de elementos de (micro)aleación de sustitución que se requieren para obtener niveles de resistencia equivalentes.

25 A continuación, se describe la composición química con más detalle, en donde el % de cada componente se refiere al porcentaje en peso.

El carbono C se usa en el intervalo de 0,02 % a 0,05 %.

30 La aleación de C aumenta la resistencia del acero mediante el fortalecimiento de la solución sólida y, por lo tanto, el contenido de C determina el nivel de resistencia. Un contenido de C inferior al 0,02 % puede provocar una resistencia insuficiente. Sin embargo, C tiene efectos perjudiciales sobre la soldabilidad, la tenacidad de la soldadura y la tenacidad al impacto del acero. C también genera DBTT. Por lo tanto, el contenido de C se establece en no más del 0,05 %.

35 Preferentemente, C se usa en el intervalo de 0,03 % a 0,045 %.

El silicio Si se usa en el intervalo de 0,1 % a 0,6 %.

40 El Si es eficaz como agente desoxidante o destructor que puede eliminar el oxígeno de la masa fundida durante un proceso de fabricación de acero. La aleación de Si mejora la resistencia mediante el fortalecimiento de la solución sólida y mejora la dureza al aumentar la templabilidad de la austenita. Además, la presencia de Si puede estabilizar la austenita residual. Sin embargo, un contenido de silicio superior al 0,6 % puede aumentar innecesariamente el valor de carbono equivalente (CE), lo que debilita de este modo la soldabilidad. Además, la calidad de la superficie puede deteriorarse si hay un exceso de Si.

Preferentemente, el Si se usa en el intervalo del 0,2 % al 0,6 % y con mayor preferencia del 0,3 % al 0,5 %.

50 El manganeso Mn se usa en el intervalo de 1,1 % a 2,0 %.

55 El Mn es un elemento esencial que mejora el equilibrio entre la resistencia y la tenacidad a baja temperatura. Parece haber una relación aproximada entre un mayor contenido de Mn y un mayor nivel de resistencia. La aleación de Mn mejora la resistencia mediante el fortalecimiento de la solución sólida y mejora la dureza al aumentar la templabilidad de la austenita. Sin embargo, la aleación con Mn más del 2,0 % aumenta innecesariamente el valor de CE lo que debilita de este modo la soldabilidad. Si el contenido de Mn es demasiado alto, la templabilidad del acero aumenta de tal manera que no solo se deteriora la tenacidad de la zona de efecto térmico (ZAT), sino que también se promueve la segregación de la línea central de la placa de acero y, en consecuencia, la tenacidad a baja temperatura del centro de la placa de acero está deteriorada.

60 Preferentemente, el Mn se usa en el intervalo de 1,35 % a 1,8 %.

El aluminio Al se usa en el intervalo de 0,01 % a 0,15 %.

65 El Al es eficaz como agente desoxidante o destructor que puede eliminar el oxígeno de la masa fundida durante un proceso de fabricación del acero. El Al también elimina el N mediante la formación de partículas AlN estables y proporciona un refinamiento del grano, cuyos efectos promueven una alta tenacidad, especialmente a bajas

temperaturas. También el Al estabiliza la austenita residual. Sin embargo, el exceso de Al puede aumentar las inclusiones no metálicas, lo que deteriora de este modo la limpieza.

Preferentemente, el Al se usa en el intervalo de 0,02 % a 0,06 %.

El niobio Nb se usa en el intervalo de 0,01 % a 0,08 %.

El Nb forma carburos NbC y carbonitruros Nb(C,N). El Nb se considera un elemento importante en el refinado del grano. El Nb contribuye al fortalecimiento y el endurecimiento de los aceros de cuatro formas:

- i. refinar la estructura del grano de austenita debido al efecto de fijación del Nb(C,N) durante la etapa de recalentamiento y remojo a altas temperaturas mediante la introducción de precipitados finos de Nb(C,N);
- ii. retardar la cinética de recristalización debido al efecto de arrastre de soluto de Nb a altas temperaturas (>1000 °C) y prevenir la ocurrencia de recristalización debido a la precipitación inducida por deformación a temperaturas más bajas y contribuir de este modo al refinamiento microestructural;
- iii. fortalecimiento de la precipitación durante y/o después de la transformación γ - α (o tratamiento térmico posterior); y
- iv. retardar la transformación de fase hasta temperaturas más bajas lo que da lugar al endurecimiento por transformación.

El Nb es un elemento de aleación preferido en estos aceros, ya que promueve la formación de microestructura de ferrita cuasi poligonal/bainita granular en lugar de la formación de ferrita poligonal. Sin embargo, la adición de Nb debe limitarse al 0,08 %, ya que un aumento adicional en el contenido de Nb no tiene un efecto pronunciado sobre el aumento adicional de la resistencia y la tenacidad. El Nb puede ser perjudicial para la tenacidad HAZ, ya que el Nb puede promover la formación de una estructura de bainita superior gruesa al formar precipitados de TiNbN o TiNb(C,N) relativamente inestables.

Preferentemente, el Nb se usa en el intervalo de 0,025 % a 0,05 %.

El cobre Cu se usa en el intervalo de 0,5 % o menos.

El Cu puede promover estructuras bainíticas con bajo contenido de carbono, provocar el fortalecimiento de la solución sólida y contribuir al fortalecimiento de la precipitación. El Cu también tiene efectos beneficiosos contra el HIC y el agrietamiento por corrosión bajo tensión por sulfuro (SSCC). Cuando se añade en cantidades excesivas, el Cu deteriora la soldabilidad en el campo y la tenacidad HAZ. Por lo tanto, su límite superior se establece en 0,5 %.

Preferentemente, el Cu se usa en el intervalo de 0,15 % a 0,35 %.

El cromo Cr se usa en el intervalo de 0,5 % o menos.

Como elemento formador de carburo de resistencia media, Cr aumenta la resistencia tanto del acero base como de la soldadura con un gasto marginal de tenacidad al impacto. La aleación de Cr mejora la resistencia y la dureza al aumentar la templabilidad de la austenita. Sin embargo, si se usa Cr en un contenido superior al 0,5 %, la tenacidad HAZ y la soldabilidad en el campo pueden verse afectadas negativamente.

Preferentemente, se usa Cr en el intervalo de 0,1 % a 0,25 %.

El níquel Ni se usa en el intervalo de 0,7 % o menos.

El Ni es un elemento de aleación que mejora la templabilidad de la austenita lo que aumenta de este modo la resistencia sin pérdida de la tenacidad y/o la tenacidad HAZ. Sin embargo, un contenido de níquel por encima del 0,7 % aumentaría demasiado los costes de aleación sin una mejora técnica significativa. El exceso de Ni puede producir escamas de óxido de hierro de alta viscosidad que deterioran la calidad de la superficie del producto de acero. Un contenido más alto de Ni también tiene impactos negativos en la soldabilidad debido al mayor valor de CE y al coeficiente de sensibilidad al agrietamiento.

Preferentemente, el Ni se usa en el intervalo de 0,1 % a 0,25 %.

El titanio Ti se usa en el intervalo de 0,03 % o menos.

Se añade Ti para unir N libre que es dañino para la tenacidad al formar TiN estable junto con NbC que puede prevenir eficientemente el crecimiento de granos de austenita en la etapa de recalentamiento a altas temperaturas. Los precipitados de TiN pueden prevenir aún más el engrosamiento del grano en HAZ durante la soldadura, lo que mejora de este modo la tenacidad. La formación de TiN suprime la formación de Fe₂₃C₆, lo que estimula de este modo la nucleación de ferrita poligonal. La formación de TiN también suprime la precipitación de BN, lo que deja de este modo B libre para contribuir a la templabilidad. Para ello, la relación Ti/N es de al menos 3,4. Sin embargo, si el

contenido de Ti es demasiado alto, se desarrolla un endurecimiento de TiN y un endurecimiento por precipitación debido al TiC y la tenacidad a baja temperatura puede deteriorarse. Por tanto, es necesario restringir el titanio de modo que sea inferior al 0,03 %, preferentemente inferior al 0,02 %.

- 5 Preferentemente, el Ti se usa en el intervalo de 0,005 % a 0,03 %.

El molibdeno Mo se usa en un contenido de 0,1 % o menos.

- 10 El Mo tiene el efecto de promover la estructura bainítica con bajo contenido de carbono al tiempo que suprime la formación de ferrita poligonal. La aleación de Mo mejora la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al templado. La presencia de Mo también mejora la resistencia y la dureza al aumentar la templabilidad de la austenita. En el caso de la aleación B, generalmente se requiere Mo para asegurar la eficacia de B. Sin embargo, el Mo no es un elemento de aleación económicamente aceptable. Si se usa Mo en un contenido superior al 0,1 %, la tenacidad puede deteriorarse, lo que aumenta de este modo el riesgo de fragilidad. Una cantidad excesiva de Mo también puede reducir el efecto de B.

El vanadio V se usa en un contenido de 0,1 % o menos.

- 20 El V tiene sustancialmente los mismos efectos, pero menores, que Nb. El V es un formador de carburo y nitruro fuerte, pero también se puede formar V(C,N) y su solubilidad en austenita es mayor que la de Nb o Ti. Por lo tanto, la aleación de V tiene potencial para el fortalecimiento de la dispersión y la precipitación, porque grandes cantidades de V se disuelven y están disponibles para la precipitación en la ferrita. Sin embargo, la adición de V más del 0,1 % tiene efectos negativos sobre la soldabilidad y la templabilidad debido a la formación de ferrita poligonal en lugar de bainita.

- 25 Preferentemente, el V se usa en un contenido de 0,05 % o menos.

El boro B se usa en un contenido de 0,0005 % o menos.

- 30 El B es un elemento de microaleación bien establecido para suprimir la formación de productos de transformación por difusión como la ferrita poligonal, lo que promueve de este modo la formación de estructuras bainíticas con bajo contenido de carbono. Una aleación de B eficaz requeriría la presencia de Ti para evitar la formación de BN. En presencia de B, el contenido de Ti puede reducirse a menos del 0,02 %, lo que es muy beneficioso para la tenacidad a baja temperatura. Sin embargo, la tenacidad a baja temperatura y la tenacidad HAZ se deterioran rápidamente cuando el contenido de B supera el 0,0005 %.

- 40 Las impurezas inevitables pueden ser fósforo P en un contenido de 0,015 % o menos, preferentemente 0,012 % o menos; y azufre S en un contenido de 0,005 % o menos. Otras impurezas inevitables pueden ser nitrógeno N, hidrógeno H, oxígeno O y metales de tierras raras (REM) o similares. Su contenido es limitado para asegurar excelentes propiedades mecánicas, tales como la tenacidad al impacto.

- 45 Se aplica una práctica de fabricación de acero limpio para minimizar las impurezas inevitables que pueden aparecer como inclusiones no metálicas. Las inclusiones no metálicas alteran la homogeneidad de la estructura, por lo que su influencia en las propiedades mecánicas y de otro tipo puede ser considerable. Durante la deformación provocada por aplastamiento, forjado y/o estampado, las inclusiones no metálicas pueden provocar grietas y fallas por fatiga en el acero. Por tanto, el tamaño de inclusión promedio se limita típicamente a 1 μm a 4 μm , en donde el 95 % de las inclusiones tienen menos de 4 μm de diámetro.

- 50 El producto de acero de alta resistencia puede ser una tira o placa con un espesor típico de 6 a 65 mm, preferentemente de 10 mm a 45 mm.

Los parámetros de TMCP están regulados para lograr la microestructura óptima con la composición química.

- 55 En la etapa de calentamiento, las planchas se calientan a una temperatura de descarga en el intervalo de 950 °C a 1350 °C, típicamente 1140 °C, que es importante para controlar el crecimiento del grano de austenita. Un aumento en la temperatura de calentamiento puede provocar la disolución y el engrosamiento de los precipitados de microaleaciones, lo que puede resultar en un crecimiento anormal del grano.

- 60 En la etapa de laminación en caliente, la plancha se lamina en caliente con un programa de pasadas típico de 16-18 pasadas de laminación en caliente, que depende del espesor de la plancha y del producto final. Preferentemente, la relación de reducción acumulativa está en el intervalo de 4,0 a 35 al final de la etapa de laminación en caliente.

- 65 El primer proceso de laminación en caliente se lleva a cabo por encima de la temperatura de no recristalización de la austenita (T_{nr}) y luego la plancha se enfría por debajo de T_{nr} antes de que se realicen pasadas de laminación controlada por debajo de T_{nr} .

La laminación controlada a una temperatura por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita hace que los granos de austenita se alarguen y genera sitios de iniciación para los granos de ferrita. Los granos de austenita aplanados se forman mediante la acumulación de este modo de una deformación (es decir, dislocación) en los granos de austenita que pueden promover el refinamiento del grano de ferrita al actuar como un sitio de nucleación para la transformación de austenita en ferrita. La relación de laminación controlada de al menos 1,5, preferentemente 2,0 y con mayor preferencia 2,5 asegura que los granos de austenita se deformen suficientemente. La reducción de laminación controlada de 2,5 se logra con 4 a 10 pasadas de laminación, en donde la reducción por pasada es aproximadamente del 10,25 %. La consecuencia más destacada de la deformación en la región de no recrystalización de austenita es la mejora de las propiedades de tenacidad. Sorprendentemente, los inventores encontraron que elevar la relación de reducción de laminación controlada de 1,8 a 2,5 o más puede reducir significativamente la temperatura de transición lo que aumenta de este modo la tenacidad al impacto a baja temperatura.

La temperatura de laminación final está típicamente en el intervalo de 800 °C a 880 °C, lo que contribuye al refinamiento de la microestructura.

El producto laminado en caliente se enfría aceleradamente hasta una temperatura por debajo de 230 °C, preferentemente temperatura ambiente, a una velocidad de enfriamiento de al menos 5 °C/s. El refinamiento del grano de ferrita se promueve durante el enfriamiento rápido acelerado desde una temperatura por encima del A_{r3} hasta la temperatura de parada de enfriamiento. Las microestructuras de transformación a baja temperatura, como la bainita, también se forman durante la etapa de enfriamiento acelerado.

Opcionalmente, se realiza una etapa posterior de tratamiento térmico, como templado o recocido, para ajustar la microestructura. Preferentemente, el templado se realiza a una temperatura en el intervalo de 580 °C a 650 °C durante 0,5 horas a 1 hora. La etapa adicional de templado puede ser opcionalmente templado por inducción a una temperatura típicamente en el intervalo de 580 °C a 700 °C durante 1 minuto a 60 minutos.

Durante el enfriamiento continuo acelerado tiene lugar primero la transformación de ferrita poligonal, seguida de la transformación de ferrita cuasi poligonal, la transformación de bainita y la transformación de martensita consecutivamente a temperaturas decrecientes. El producto de acero final tiene una microestructura mixta basada en ferrita cuasi poligonal. La microestructura comprende, en términos de porcentajes de volumen, de un 40 % a un 80 % de ferrita cuasi poligonal; y el resto 20 % o menos, preferentemente 5 % o menos, con mayor preferencia 2 % o menos siendo perlita y martensita. La microestructura también comprende, en términos de porcentajes de volumen, de 20 % a 40 % de ferrita poligonal. La microestructura también comprende, en términos de porcentajes de volumen, 20 % o menos de bainita.

Ocasionalmente, pueden detectarse islas de componentes MA en la microestructura.

La buena tenacidad de los aceros y la DBTT especialmente baja se asocia a menudo con una alta densidad de límites de alto ángulo que generalmente están presentes en la microestructura y son beneficiosos, porque estos límites actúan como obstáculos para la propagación de grietas por escisión. Las microestructuras dominadas por ferrita cuasi poligonal favorecen la formación de límites de alto ángulo entre las interfaces de ferrita cuasi poligonal y ferrita bainítica granular, mientras que la formación de ferrita cuasi poligonal elimina los límites del grano de la austenita previos en la microestructura.

Las microestructuras dominadas por ferrita cuasi poligonal también reducen el tamaño y la fracción de los microcomponentes MA, que se consideran sitios de nucleación favorables para la fractura frágil. La distribución de los componentes MA se limita a la parte de ferrita bainítica granular de la microestructura.

Si la microgrieta de escisión se inicia en la vecindad de los microcomponentes MA, la propagación de esta microgrieta se embota fácilmente y se detiene temporalmente debido al límite de ángulo alto adyacente. Para que una microgrieta alcance la longitud crítica, más allá de la cual la microgrieta puede propagarse de manera inestable, se requiere más energía para conectar y unir las microgrietas vecinas, por ejemplo, mediante la rotación de las microgrietas cortas en un modo de cizallamiento. Por lo tanto, los aceros con microestructuras dominadas por ferrita cuasi poligonal exhiben una tenacidad al impacto mejorada y una DBTT especialmente baja.

El producto de acero tiene un límite elástico de al menos 400 MPa, preferentemente al menos 415 MPa, con mayor preferencia en el intervalo de 415 MPa a 650 MPa; y una resistencia máxima a la tracción de al menos 500 MPa, preferentemente en el intervalo de 500 MPa a 690 MPa, con mayor preferencia en el intervalo de 550 MPa a 690 MPa. El producto de acero tiene una tenacidad al impacto Charpy-V de al menos 34 J/cm², preferentemente al menos 150 J/cm², con mayor preferencia al menos 300 J/cm² a una temperatura en el intervalo de -50 °C a -100 °C. El producto de acero tiene un radio mínimo de curvatura de 5,0 t o menos, preferentemente 3,0 t o menos, con mayor preferencia 0,5 t en la dirección longitudinal o transversal, y en donde t es el espesor de una tira o placa de acero.

Las propiedades mecánicas mejoradas pueden mantenerse incluso después de que el producto de acero se ha sometido a un tratamiento térmico posterior a la soldadura a una temperatura en el intervalo de 500 °C a 680 °C durante 1 hora a 8 horas, preferentemente a una temperatura en el intervalo de 600 °C a 640 °C durante 4 horas a 8 horas.

Los siguientes ejemplos describen y demuestran además las modalidades dentro del alcance de la presente invención. Los ejemplos se dan únicamente con fines ilustrativos y no deben interpretarse como limitaciones de la presente invención, ya que son posibles muchas variaciones de estos sin apartarse del alcance de la invención.

Ejemplo 1

La composición química usada para producir la placa probada se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química (% en peso) del Ejemplo 1.

	C	Si	Mn	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Ti	Mo	V
Objetivo	0,035	0,4	1,55	0,03	0,03	0,25	0,2	0,15	0,015	0	0
Min.	0,025	0,3	1,48	0,02	0,025	0,15	0,1	0,1	0,005		
Max.	0,05	0,5	1,6	0,06	0,05	0,35	0,25	0,25	0,03	0,07	0,03

La placa probada se prepara mediante un proceso que comprende las etapas de

- calentamiento hasta una temperatura de 1140 °C;
- laminación en caliente, en donde la relación de reducción de laminación controlada es 2,5, la temperatura de laminación final está en el intervalo de 840 °C a 880 °C;
- enfriamiento continuo acelerado hasta aproximadamente 100 °C; y
- templado a aproximadamente 640 °C.

Microestructura

La microestructura puede caracterizarse a partir de micrografías SEM y la fracción de volumen puede determinarse mediante el uso del método de recuento de puntos o análisis de imágenes. La microestructura de la placa probada comprende del 40 % al 80 % de ferrita cuasi poligonal, del 20 % al 40 % de ferrita poligonal, del 20 % o menos de bainita, y el resto es perlita y martensita.

Límite elástico

El límite elástico se determinó de acuerdo con la norma ASTM E8 mediante el uso de muestras transversales de un lote producido de 2000 toneladas de placas. El valor medio del límite elástico ($R_{p0,2}$) en la dirección transversal es 508±12 MPa (Figura 1).

Resistencia a la tracción

La resistencia a la tracción se determinó de acuerdo con la norma ASTM E8 mediante el uso de muestras transversales de un lote producido de 2000 toneladas de placas. El valor medio de la resistencia máxima a la tracción (R_m) en la dirección transversal es 590±1 MPa (Figura 2).

Alargamiento

El alargamiento se determinó de acuerdo con la norma ASTM E8 mediante el uso de muestras transversales de un lote producido de 2000 toneladas de placas. El valor medio del alargamiento total (A_{50}) en la dirección transversal es 30±1,4 % (Figura 3).

Plegabilidad

La prueba de plegado consiste en someter una pieza de prueba a una deformación plástica mediante plegado en tres puntos, con un solo golpe, hasta alcanzar un ángulo especificado de 90° del plegado después de la descarga. La inspección y la evaluación de las curvas es un proceso continuo durante toda la serie de pruebas. Esto es para poder decidir si el radio de perforación (R) debe aumentarse, mantenerse o disminuirse. El límite de plegabilidad (R/t) de un material puede identificarse en una serie de pruebas si se cumple una longitud de flexión mínima de 3 m, sin defectos, con el mismo radio de perforación (R) tanto longitudinal como transversalmente. Se registran como defectos las grietas, las marcas de formación de cuellos en la superficie y las curvas planas (estrechamiento significativo).

De acuerdo con las pruebas de curvatura, la placa tiene un radio mínimo de curvatura (R_i) de 0,5 veces el espesor de la placa (t), es decir, $R_i = 0,5 t$, tanto en dirección longitudinal como transversal.

Resistencia PWHT

Las excelentes propiedades de tracción, tales como el límite elástico de al menos 415 MPa y la resistencia máxima a la tracción de al menos 550 MPa, se mantienen incluso después de tratamientos PWHT severos a 620 °C durante 8 horas.

Tenacidad al impacto Charpy-V

Los valores de tenacidad al impacto a -45 °C se obtuvieron mediante pruebas de muesca Charpy-V de acuerdo con las normas ASME (Sociedad Estadounidense de Ingenieros Mecánicos).

La Figura 4 muestra que el valor medio de la tenacidad al impacto es 274 J medido mediante el uso de muestras transversales de 6,7 mm x 10 mm de un lote producido de 2000 toneladas de placas.

La Figura 5 muestra los resultados de la tenacidad al impacto Charpy-V de placas con diferentes espesores en direcciones longitudinal y transversal. Los resultados de la tenacidad al impacto Charpy-V de placas con diferentes espesores en la dirección transversal se resumen en la Tabla 1-1.

Tabla 1-1. Tenacidad al impacto Charpy-V de placas con diferentes espesores

Espesor (mm)	KV (J/cm ²)	Temp. (°C)	Dirección
10	338	-100	Transversal
20	587	-80	Transversal
30	583	-60	Transversal
41	573	-60	Transversal

En la dirección transversal, la placa de prueba con un espesor de 10 mm tiene una tenacidad al impacto de 338 J/cm² a una temperatura de -100 °C; la placa de prueba con un espesor de 20 mm tiene una tenacidad al impacto de 587 J/cm² a una temperatura de -80 °C; la placa de prueba con un espesor de 30 mm tiene una tenacidad al impacto de 583 J/cm² a una temperatura de -60 °C; la placa de prueba con un espesor de 41 mm tiene una tenacidad al impacto de 573 J/cm² a una temperatura de -60 °C.

Soldabilidad

La prueba de soldabilidad se realizó en una placa de 41 mm de espesor. La prueba de soldabilidad se realizó al soldar tres uniones a tope mediante el uso de piezas de prueba de 41 mm x 200 mm x 1000 mm de tamaño. Las piezas de prueba se cortaron de la placa a lo largo de la dirección principal de laminación de modo que las soldaduras a tope de 1000 mm de longitud fueran paralelas a la dirección de la laminación. Las uniones se soldaron con el proceso de soldadura por arco con núcleo de fundente FCAW núm. 136 mediante el uso de un aporte de calor de 0,8 kJ/mm y el proceso de soldadura por arco sumergido de un solo hilo núm. 121 mediante el uso de un aporte de calor de 3,5 kJ/mm. La temperatura de precalentamiento antes de soldar la placa estaba en el intervalo de 125 °C y 130 °C, y la temperatura entre pasadas estaba en el intervalo de 125 °C y 200 °C. Las uniones a tope se soldaron mediante el uso de una preparación de media ranura en V con un ángulo de ranura de 25°. El consumible de soldadura seleccionado para el proceso FCAW fue Esab Filarc PZ6138 con clasificaciones EN/AWS T50-6-1NiP-M21-1-H5/E81T1-M21A8-Ni1-H4. Los consumibles de soldadura seleccionados para el proceso SAW fueron alambre Esab OK Autrod 13.27 junto con Esab OK Flux 10.62 con clasificaciones EN/AWS S-46-7-FB-S2Ni2/F7A10-ENi2-Ni2. La soldadura que fue soldada con un aporte de calor de 3,5 kJ/mm se probó tanto en condiciones de soldadura como de PWHT. El PWHT aplicado se realizó a una temperatura de 600 °C dentro de un tiempo de mantenimiento de 4 horas.

La Tabla 1-2 presenta un resumen de los siguientes resultados de pruebas mecánicas de uniones soldadas:

- dos pruebas de tracción transversal con muestras rectangulares;
- Prueba Charpy-V del lado biselado a -40 °C y -50 °C con tres muestras de 10 mm x 10 mm de ubicaciones: línea de fusión +1 mm (FL+1) y línea de fusión +5 mm (FL+5); y
- Perfiles de dureza de soldadura cruzada de dureza Vickers HV10.

Los resultados de las pruebas mecánicas demuestran que la muestra de acero tiene una excelente soldabilidad y una excelente tenacidad HAZ a bajas temperaturas.

Resistencia HIC

Las pruebas HIC se realizaron de acuerdo con NACE (Asociación Nacional de Ingenieros de Corrosión) TM 0284. La Figura 6 muestra los resultados de la prueba HIC NACE TM 0284 de placas con diferentes espesores. Todas las placas probadas exhiben una relación de longitud de la grieta (CLR) promedio (prom.) por debajo del 15 %, lo que indica un excelente desempeño del acero en un ambiente de gas ácido. El símbolo "CSR" se refiere a la relación de sensibilidad al agrietamiento. El símbolo "CTR" se refiere a la relación de espesor de la grieta.

Ejemplo 2

Las composiciones químicas usadas para producir las placas probadas se presentan en la Tabla 2. La plancha número C002 es el ejemplo comparativo.

La placa probada se prepara mediante un proceso como se describe en el Ejemplo 1.

La temperatura de laminación final (FRT) y la relación de reducción acumulativa de las pasadas de laminación controlada (CR) por debajo de la temperatura de no recristalización de la austenita son los principales parámetros que determinan la microestructura y las propiedades mecánicas. En la Tabla 2-1 se presenta un resumen de la relación de reducción de espesor, FRT y CR de las placas probadas. Los números de planchas C002-1 y C002-2 son ejemplos comparativos.

Tabla 1-2. Resultados de la soldabilidad de una placa de 41 mm de espesor

Energía de soldadura		Prueba de tracción			Tenacidad al impacto con muesca Charpy-V, promedio				HAZ máx
					Posición de la muesca, temperatura de prueba				dureza
E [kJ/mm]	PWHT	YS [MPa]	UTS [MPa]	Tel en 80 mm [%]	FL+1, -40 C	FL+5, -40 C	FL+1, -50 C	FL+5, -50 C	HV 10
1,0	no	525	604	37	177	273	140	281	228
3,5	no	471	588	33	255	296	222	280	218
3,5	600 C/4 h	460	571	34	220	236	225	242	207

Tabla 2. Composición química (% en peso) de las placas probadas

Plancha núm.	B	C	H	N	P	S	V	Al	Ca	Cr	Cu	Mn	Mo	Nb	Ni	Si	Ti
E002	0,0002	0,04	1,9	0,0044	0,007	0,0005	0,008	0,029	0,0022	0,216	0,256	1,54	0,014	0,031	0,155	0,406	0,015
C002	0,0001	0,037	1,9	0,0042	0,007	0,0002	0,008	0,031	0,0023	0,215	0,256	1,54	0,014	0,031	0,154	0,403	0,015

Tabla 2-1. Resumen de la relación de reducción de espesor, FRT y CR de las placas probadas

Plancha núm.	Espesor (mm)	FRT (°C)	Relación de reducción de CR
55106261	25	820	1,8
55106262	25	820	1,8
55106331	25	800	3,0
55106031	41	820	1,8
55106032	41	820	1,8
55106012	41	800	2,5
55106049	41	850	3,0
E002-1	41	838	3,0
C002-1	41	798	1,8
C002-2	41	777	2,5

Propiedades de tracción

Las propiedades de tracción se determinaron de acuerdo con ASTM E8 mediante el uso de muestras transversales de 40 mm de ancho y de forma rectangular. La Figura 7 muestra que todas las placas probadas con espesores de 10 mm a 41 mm tienen un límite elástico por encima de 480 MPa y una resistencia máxima a la tracción por encima de 550 MPa en la condición de entrega (cond. ent.). La condición de entrega se define como la condición TMCP-ACC-T sin ningún tratamiento adicional después de las etapas de enfriamiento continuo acelerado (ACC) y templado (T) en el procesamiento controlado termomecánicamente (TMCP) para producir las placas de prueba del Ejemplo 2. El tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT) a 600 °C durante 4 horas tiene muy pocos efectos sobre las propiedades de tracción (Figura 7).

La prueba de tracción a través del espesor se realizó en placas con un espesor de 12 mm, 25 mm o 41 mm. Una mayor reducción porcentual en la sección transversal antes de la falla refleja una mayor ductilidad del acero en la dirección Z. La Figura 8 muestra que las reducciones porcentuales en el área de la sección transversal son del 77,6 % al 81,8 %, que son mucho mayores que el 35 % como se requiere para el grado estándar ASTM A537 CL2.

Tenacidad al impacto Charpy-V

La tenacidad al impacto se determinó de acuerdo con ASTM E23 mediante el uso de placas longitudinales de 7,5 mm x 10 mm con un espesor de 10 mm y placas longitudinales de 10 mm x 10 mm con un espesor de 15 mm, 20 mm, 25 mm o 41 mm. La tenacidad al impacto Charpy-V varía para placas de diferentes espesores, como se muestra en la Figura 9. Los resultados de la tenacidad al impacto Charpy-V de placas con diferentes espesores en la dirección longitudinal se resumen en la Tabla 2-2.

Tabla 2-2. Tenacidad al impacto Charpy-V de placas con diferentes espesores

Espesor (mm)	KV (J/cm2)	Temp. (°C)	Dirección
10	> 300	-68	Longitudinal
15	375	-68	Longitudinal
20	300	-60	Longitudinal
25	375	-60	Longitudinal
41	320	-52	Longitudinal

Los niveles de tenacidad al impacto de las placas de 10 mm y 15 mm de espesor se encuentran en el estante superior por encima de 300 J/cm² a -68 °C con una energía de 375 J/cm² para las placas de 15 mm de espesor en condición de entrega. Los niveles de tenacidad al impacto de las placas de 20 mm y 25 mm de espesor en la condición de entrega o PWHT son 300 J/cm² y 375 J/cm² respectivamente a -60 °C. El nivel de tenacidad al impacto de 41 mm es de 320 J a -52 °C.

El efecto de la reducción de laminación controlada sobre la tenacidad al impacto en placas de 25 mm y 41 mm de espesor (Tabla 2-1) se muestra en la Figura 10 y la Figura 11, respectivamente. La Figura 10 muestra que el aumento de la relación de reducción de laminación controlada de 1,8 a 3 en placas de 25 mm de espesor reduce la temperatura de transición de -52 °C a -60 °C. En las placas de 41 mm de espesor, al aumentar la relación de reducción de laminación controlada de 1,8 a 2,5 se reduce la temperatura de transición de -40 °C a -60 °C (Figura 11). Los mejores resultados pueden lograrse cuando la relación de reducción de laminación controlada es 3,0 (Figuras 10 y 11).

Resistencia PWHT

El tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT) a 600 °C durante 4 horas tiene muy pocos efectos sobre las propiedades de tracción, tales como el límite elástico, la resistencia máxima a la tracción y el alargamiento (Figura 7) o los resultados de la tenacidad al impacto Charpy-V (Figuras 9 a 11).

5 Plegabilidad

La plegabilidad se midió mediante el uso de un método como se describe en el Ejemplo 1. La placa de 41 mm de espesor tiene un radio mínimo de curvatura de 0,49 veces el espesor de la placa ($R_i = 0,49 t$) tanto en dirección longitudinal como transversal.

10

Microestructura

La microestructura se caracterizó mediante el uso de un método como se describe en el Ejemplo 1. La microestructura del acero con un espesor de 41 mm (Tabla 2-1) comprende ferrita cuasi poligonal, ferrita poligonal y bainita como se visualiza en la Figura 12.

15

El nivel de reducción de laminación controlada (CR) y la temperatura de laminación final (FRT) influyen en el tamaño del grano. La microestructura deseada de E002-1 como se muestra en la Figura 9(a) se obtiene mediante una combinación de una relación de reducción de laminación controlada de 3,0 y una temperatura de laminación final de 838 °C. Una relación de reducción de laminación controlada más alta genera más sitios de iniciación para los granos de ferrita, lo que reduce el tamaño del grano. Cuando la temperatura de laminación final aplicada es inferior a 800 °C, como 798 °C en el caso de C002-1 [Figura 9(b)] o 777 °C en el caso de C002-2 [Figura 9(c)], el tamaño del grano es mayor que cuando la temperatura de laminación final aplicada es superior a 800 °C [Figura 9(a)].

20

25 Ejemplo 3

Las composiciones químicas usadas para producir las placas probadas se presentan en la Tabla 3. La plancha número C003 es el ejemplo comparativo.

30 La placa probada se prepara mediante un proceso como se describe en el Ejemplo 1.

En la Tabla 3-1 se presenta un resumen de los parámetros de enfriamiento de las placas probadas. La temperatura de parada de enfriamiento continuo acelerado tiene poco o ningún efecto sobre las propiedades mecánicas (Tabla 3-2). Sin embargo, la temperatura de parada del enfriamiento continuo acelerado es un parámetro importante que determina la tenacidad a baja temperatura (Tabla 3-3).

35

Se realizaron pruebas de laminación con enfriamiento acelerado interrumpido en las placas de 41 mm de espesor, que demuestran que el enfriamiento continuo acelerado hasta una temperatura por debajo de 230 °C es importante para la tenacidad a baja temperatura. Cuando se interrumpió el enfriamiento acelerado a una temperatura en el intervalo de 250 °C y 290 °C (Tabla 3-1), la tenacidad al impacto Charpy-V se deterioró drásticamente a la temperatura de -60 °C (Tabla 3-3).

40

Tabla 3. Composición química (% en peso) de las placas probadas

Plancha núm.	B	C	H	N	P	S	V	Al	Ca	Cr	Cu	Mn	Mo	Nb	Ni	Si	Ti
E003	0,0002	0,036	2,2	0,005	0,007	0,0004	0,01	0,036	0,0024	0,203	0,224	1,560	0,009	0,032	0,146	0,400	0,016
C003	0,0001	0,036	1,9	0,0040	0,005	0,0000	0,008	0,033	0,0020	0,213	0,224	1,540	0,022	0,032	0,144	0,408	0,016

Tabla 3-1. Parámetros de enfriamiento de las placas probadas

Plancha núm.	Espesor (mm)	Temp. de inicio de enfriamiento (°C)	Temp. final de enfriamiento (°C)
E003	41	790	50
C003	41	850	250-290

Tabla 3-2. Propiedades mecánicas de las placas probadas

Plancha núm.	Prueba núm.	Espesor (mm)	Código de prueba K2	YS, Rp _{0,2}	UTS, Rm	TEL, A ₅₀
E003	1	41	A3 (cabezal de placa, muestra redonda de 12,5 mm, transversal)	514	593	31
E003	2	41	E3 (cola de placa, muestra redonda de 12,5 mm, transversal)	512	593	32
C003	3	41	A3 (cabezal de placa, muestra redonda de 12,5 mm, transversal)	517	596	30
C003	4	41	E3 (cola de placa, muestra redonda de 12,5 mm, transversal)	509	591	31

Tabla 3-3. Propiedades de tenacidad al impacto de las placas probadas

Plancha núm.	Prueba núm.	Espesor (mm)	Código de prueba K3	Temp. (°C)	KV (J)
E003	1	41	VA2 (cabezal de placa, 1/4 de espesor, transversal)	-60	455
E003	2	41	VB2 (cola de placa, 1/4 de espesor, transversal)	-60	319
E003	3	41	JA2 (cabezal de placa, 1/4 de espesor, transversal, PWHT 600 °C, 4 h)	-60	476
E003	4	41	JB2 (cola de placa, 1/4 de espesor, transversal, PWHT 600 °C, 4 h)	-60	369
C003	5	41	VA2 (cabezal de placa, 1/4 de espesor, transversal), enfriamiento interrumpido hasta 300 °C	-60	23
C003	6	41	VA2 (cabezal de placa, 1/4 de espesor, transversal), enfriamiento interrumpido hasta 300 °C	-60	96
C003	7	41	VB2 (cola de placa, 1/4 de espesor, transversal), enfriamiento interrumpido hasta 300 °C	-60	13
C003	8	41	VB2 (cola de placa, 1/4 de espesor, transversal), enfriamiento interrumpido hasta 300 °C	-60	15
C003	9	41	JA2 (cabezal de placa, 1/4 de espesor, transversal, PWHT 600 °C, 4 h), enfriamiento interrumpido hasta 300 °C	-60	172
C003	10	41	JB2 (cola de placa, 1/4 de espesor, transversal, PWHT 600 °C, 4 h), enfriamiento interrumpido hasta 300 °C	-60	15

REIVINDICACIONES

1. Un producto de acero de alta resistencia que comprende una composición que consiste en, términos de porcentajes en peso (% en peso):

C	0,02 - 0,05, preferentemente 0,03 - 0,045
Si	0,1 - 0,6, preferentemente 0,2 - 0,6, con mayor preferencia 0,3 - 0,5
Mn	1,1 - 2,0, preferentemente 1,35 - 1,8
Al	0,01 - 0,15, preferentemente 0,02 - 0,06
Nb	0,01 - 0,08, preferentemente 0,025 - 0,05
Cu	≤ 0,5, preferentemente 0,15 - 0,35
Cr	≤ 0,5, preferentemente 0,1 - 0,25
Ni	≤ 0,7, preferentemente 0,1 - 0,25
Ti	≤ 0,03, preferentemente 0,005 - 0,03
Mo	≤ 0,1
V	≤ 0,1, preferentemente ≤ 0,05
B	≤ 0,0005
P	≤ 0,015, preferentemente ≤ 0,012
S	≤ 0,005

resto Fe e impurezas inevitables, en donde el producto de acero tiene una microestructura que consiste en, en términos de porcentajes en volumen (% en volumen):

ferrita cuasi poligonal	40 - 80
ferrita poligonal	20-40
bainita	≤ 20
perlita y martensita	≤ 20, preferentemente ≤ 5, con mayor preferencia ≤ 2

y las siguientes propiedades mecánicas:

un límite elástico de al menos 400 MPa,

una resistencia máxima a la tracción de al menos 500 MPa,

una tenacidad al impacto Charpy-V de al menos 34 J/cm², preferentemente al menos 150 J/cm², con mayor preferencia al menos 300 J/cm² a una temperatura en el intervalo de -50 °C a -100 °C.

2. El producto de acero de acuerdo con la reivindicación 1, en donde el producto de acero comprende inclusiones no metálicas que tienen un tamaño de inclusión promedio en el intervalo de 1 μm a 4 μm de diámetro, y en donde el 95 % de las inclusiones tienen un diámetro inferior a 4 μm.

3. El producto de acero de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en donde el producto de acero es una tira o placa que tiene un espesor en el intervalo de 6 mm a 65 mm, preferentemente de 10 mm a 45 mm.

4. El producto de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el producto de acero tiene un límite elástico de al menos 415 MPa, preferentemente un límite elástico en el intervalo de 415 MPa a 650 MPa.

5. El producto de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el producto de acero tiene una resistencia máxima a la tracción en el intervalo de 500 MPa a 690 MPa, preferentemente de 550 MPa a 690 MPa.

6. El producto de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el producto de acero tiene un radio mínimo de curvatura de 5,0 t o menos, preferentemente de 3,0 t o menos, con mayor preferencia de 0,5 t en la dirección longitudinal o transversal, y en donde t es el espesor de una tira o placa de acero.

7. El producto de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el producto de acero se ha sometido a un tratamiento térmico posterior a la soldadura a una temperatura en el intervalo de 500 °C a 680 °C durante 1 hora a 8 horas, preferentemente a una temperatura en el intervalo de 600 °C a 640 °C durante 4 horas a 8 horas.

8. Un método para fabricar el producto de acero de alta resistencia de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores que comprende las siguientes etapas de

- calentar una plancha de acero con la composición de acuerdo con la reivindicación 1 hasta una temperatura en el intervalo de 950 °C a 1350 °C;

- laminar en caliente la plancha de acero calentada en una pluralidad de pasadas de laminación en caliente, en donde
 - i. la plancha de acero se somete a una primera pluralidad de pasadas de laminación a una temperatura superior a la temperatura de no recrystalización de la austenita,
 - ii. la plancha de acero de la etapa (i) se enfría hasta una temperatura por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita,
 - iii. la plancha de acero de la etapa (ii) se somete a una segunda pluralidad de pasadas de laminación controladas a una temperatura por debajo de la temperatura de no recrystalización de la austenita, en donde la relación de reducción de las pasadas de laminación controladas es al menos 1,5, preferentemente 2,0, con mayor preferencia 2,5, y en donde la temperatura de laminación final está en el intervalo de 800 °C a 880 °C;
 - enfriar de forma continua y acelerada hasta una temperatura por debajo de 230 °C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5 °C/s; y
 - opcionalmente, temprar a una temperatura en el intervalo de 580 °C a 650 °C durante 0,5 horas a 1 hora.
9. El método de acuerdo con la reivindicación 8, en donde la relación de reducción acumulativa del laminado en caliente está en el intervalo de 4,0 a 35.

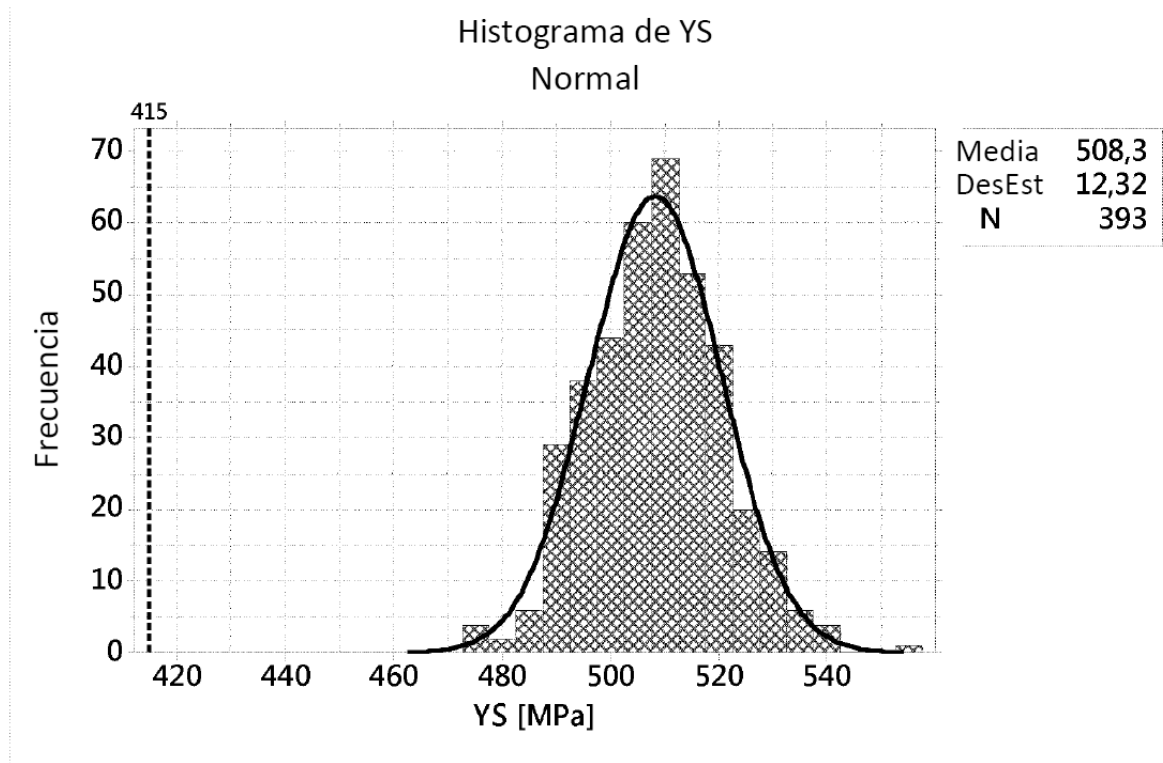


Figura 1

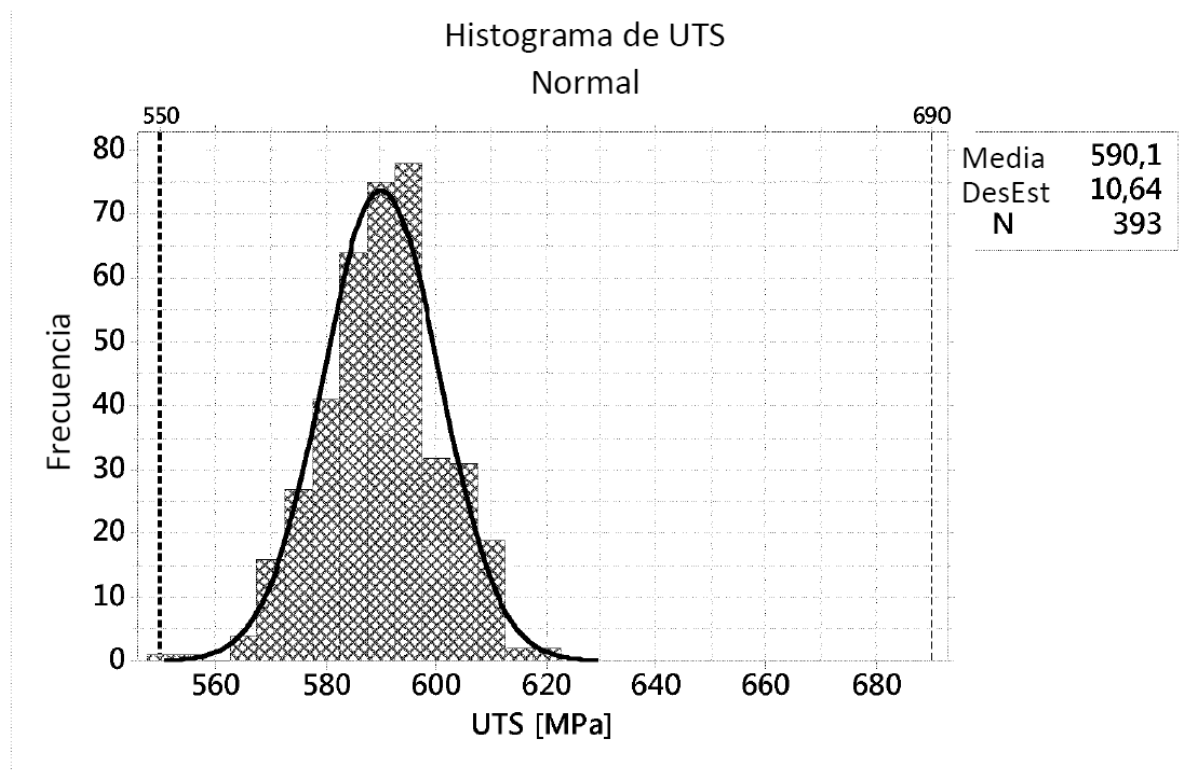


Figura 2

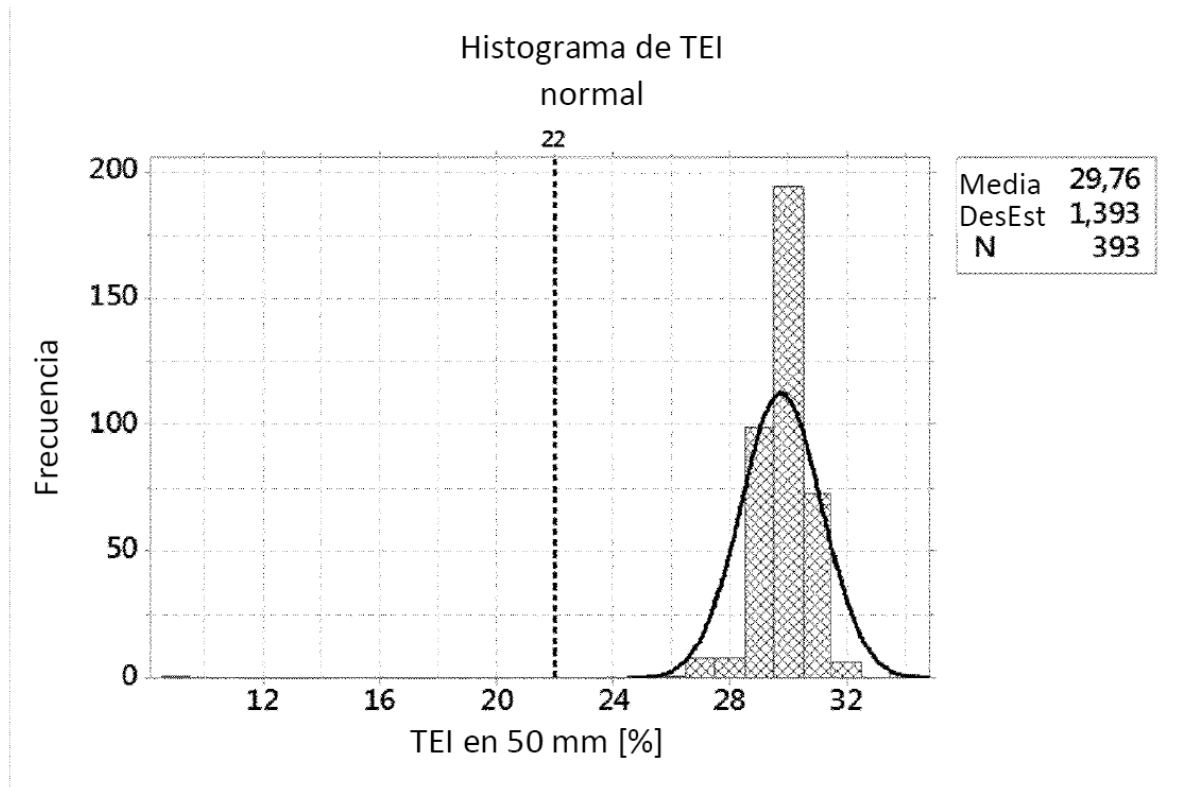


Figura 3

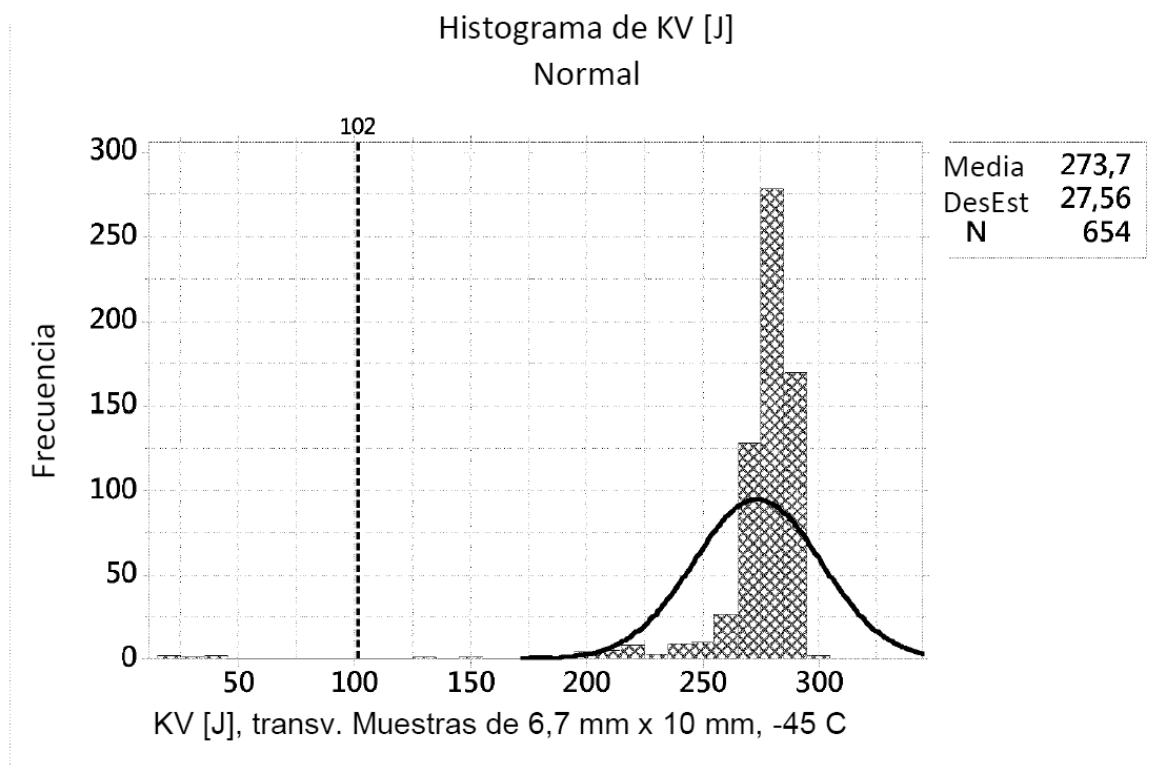


Figura 4

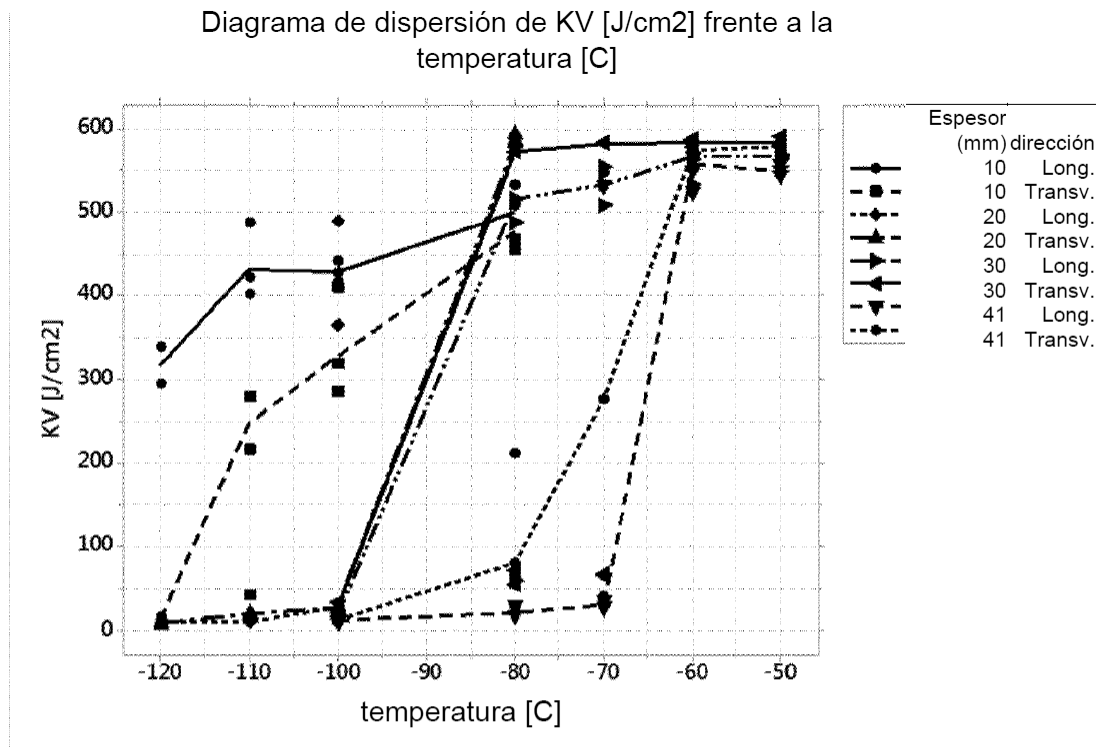


Figura 5

Resultados de HIC, solución A (pH 3),
promedio de 3 secciones

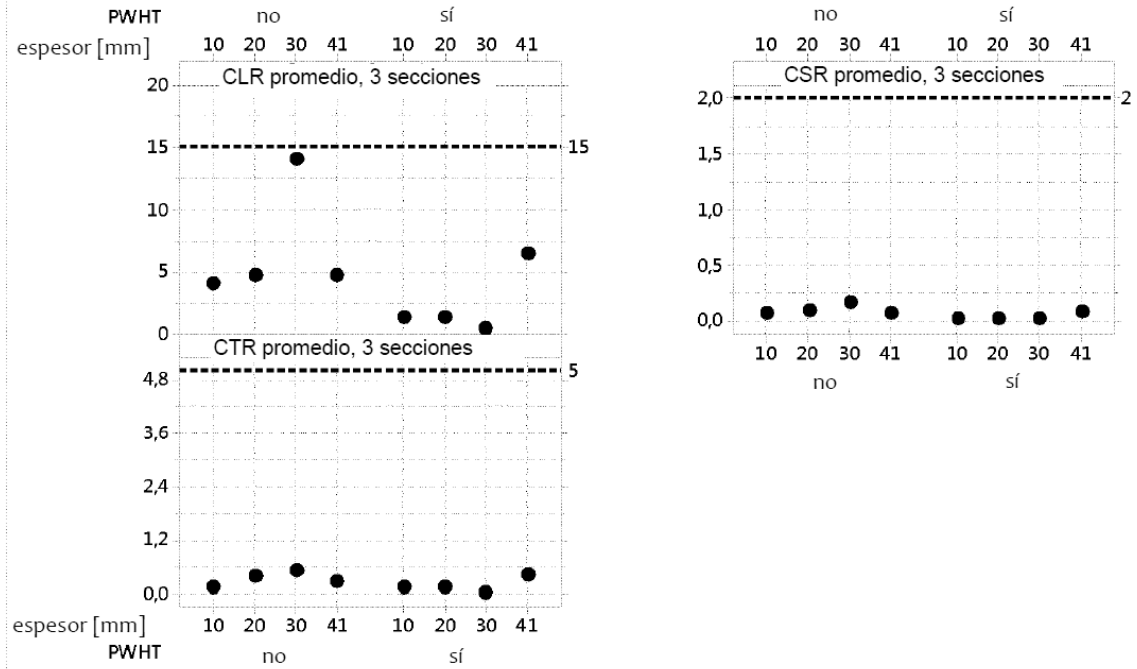


Figura 6

Gráfico de valor individual de YS; UTS; TEI

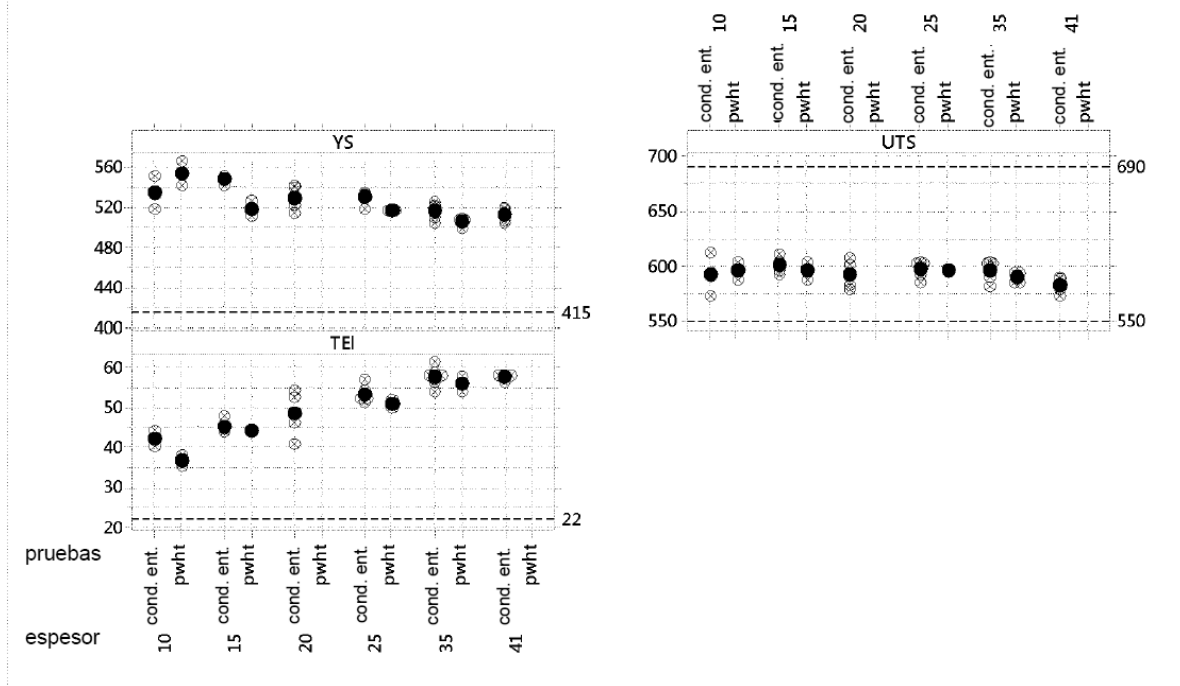


Figura 7

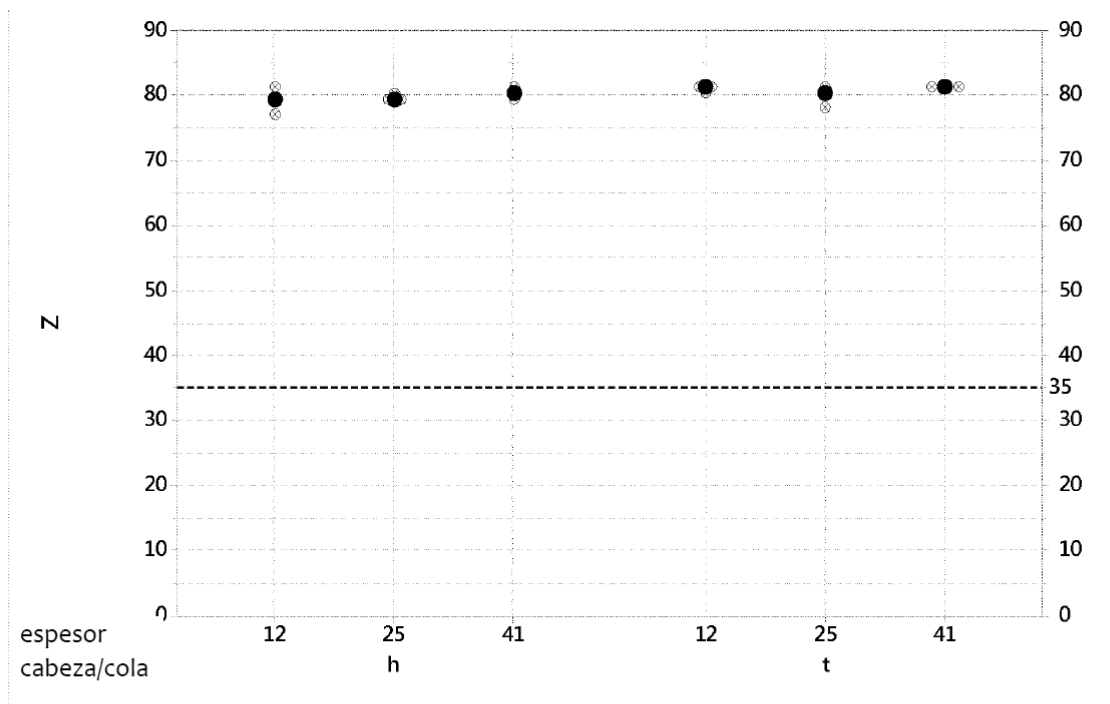


Figura 8

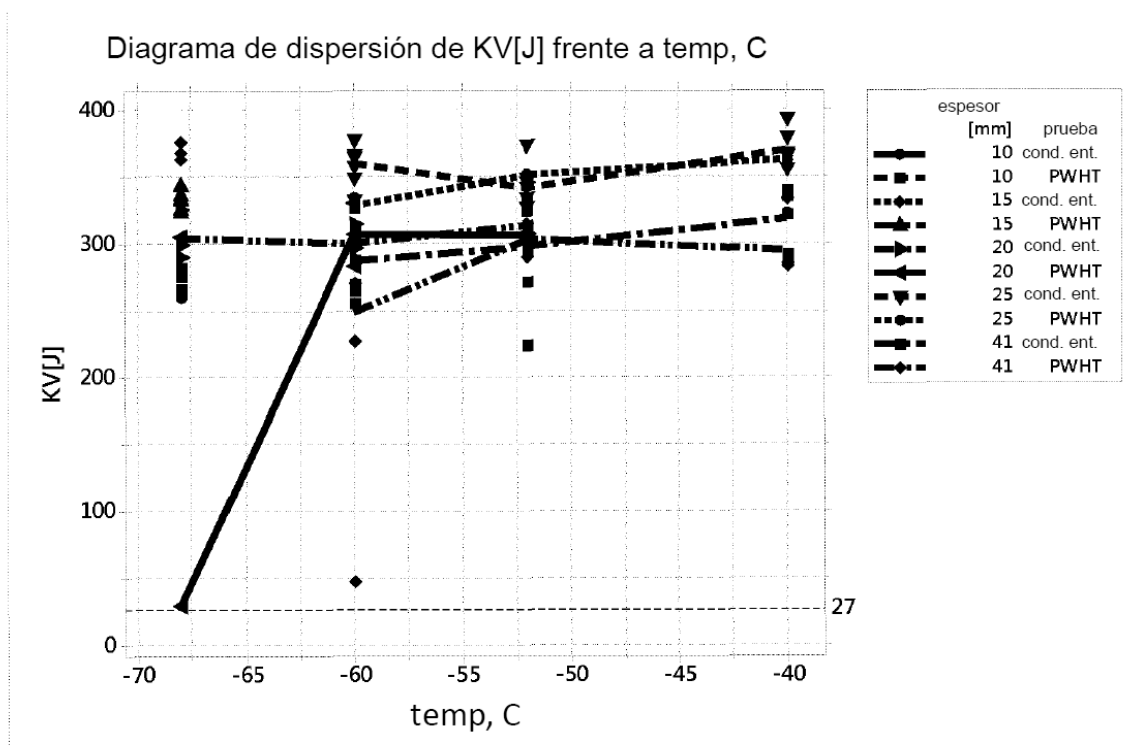


Figura 9

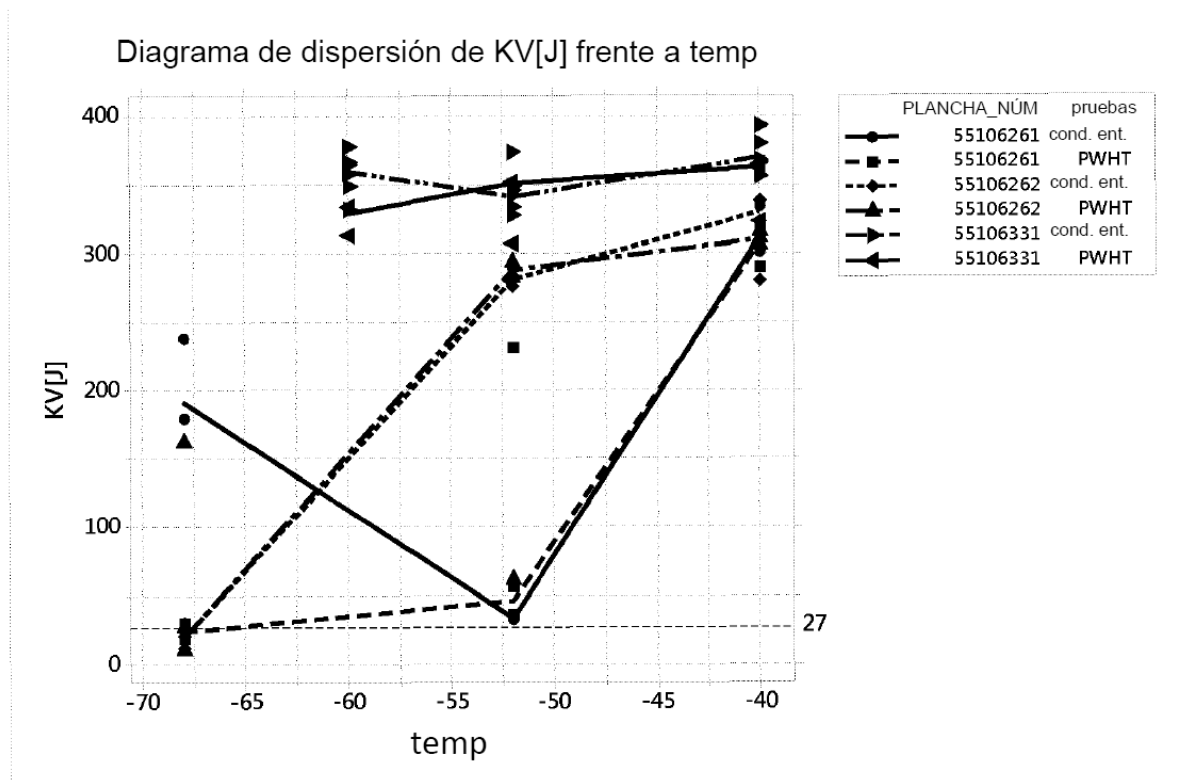


Figura 10

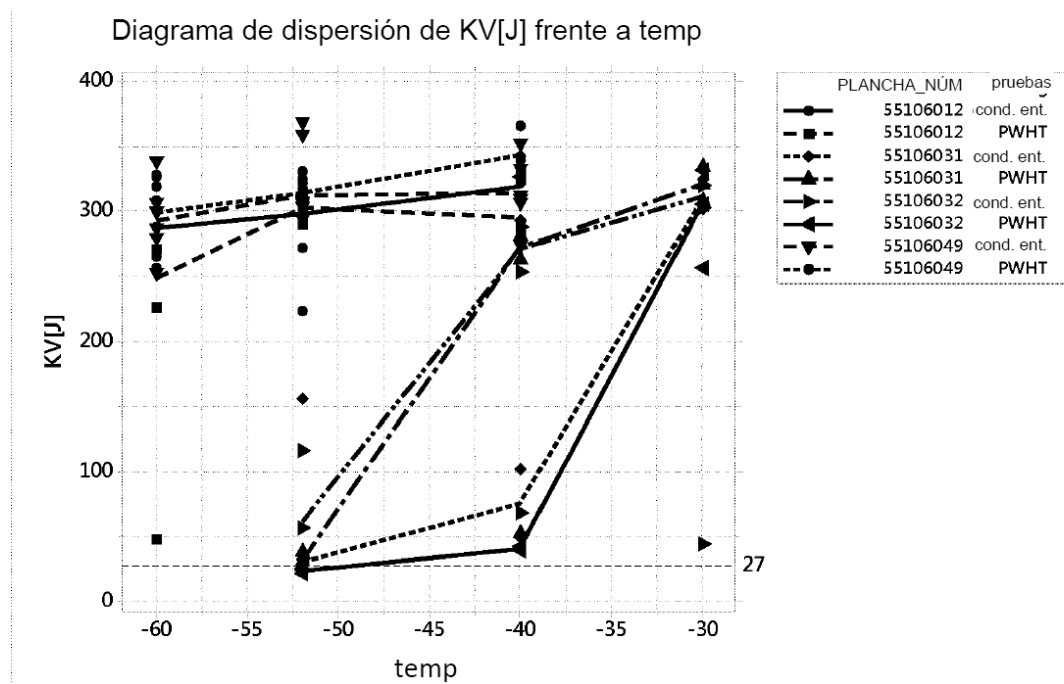
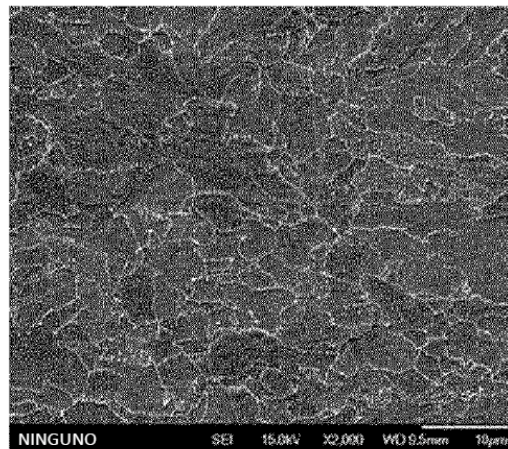
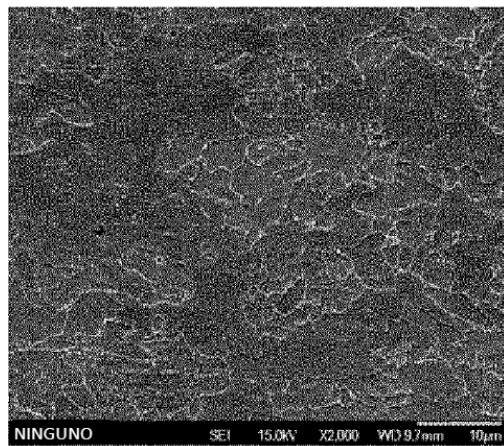


Figura 11

(a) E002-1



(b) C002-1



(c) C002-2

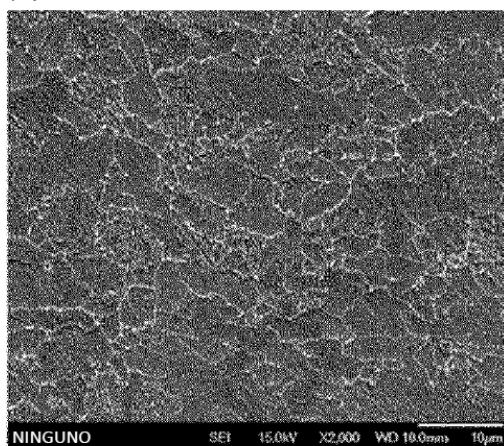


Figura 12