

## **Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías**

Tomás H. Fernández-Columbié  
Isnel Rodríguez-González  
Dayanis Alcántara-Borges  
Ariel Salazar-Preval  
Alexis Abad-Brocard

### **Resumen**

Se analizó el comportamiento microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L empleado en la fabricación de tuberías, las cuales se ven afectadas por agrietamiento en el cordón de soldadura. Se emplearon electrodos revestidos de acero inoxidable de los tipos E 309-16; 310-16 y E 316L-16, según norma de la AWS, los que fueron evaluados por su depósito en uniones a tope preparadas con biseles en V, soldadas por un solo lado del material de la tubería, así como la selección y preparación de muestra en zonas donde la tubería presenta daños mecánicos, fisuras y corrosión severa con pérdida del espesor de pared crítica para soportar las presiones de trabajo. Se caracterizó la microestructura de la zona fundida y la zona de influencia térmica de cada cordón luego de realizado el proceso de soldadura. Se concluye que la soldadura con electrodos del tipo E 309-16 y del tipo E 316-16 no son recomendables debido a que se obtiene una microestructura sensible al agrietamiento.

**Palabras clave:** Tuberías; corrosión; microestructura; agrietamiento; acero AISI 316L.

## Microstructural characterization of AISI 316L steel welded unions in pipe lines

### Abstract

The investigation deals with the microstructural analysis of AISI 316 L steel welded joints in pipelines, which have been failing due to cracking in welded beads. Stainless steel coated electrodes E 309 – 16, 310 – 16 and E 316L – 16 types were used in compliance with the AWS standard. These electrodes were analyzed according to the deposition in butt welds prepared with V bevels. Welding was completed one side of the piping material. Also the selection and preparation of the samples in the areas where the pipeline shows mechanical damage, cracks and severe corrosion resulting from operating stress were analyzed. The microstructure of the welded area and the thermal exposure area for each bead were characterized after the welding was performed. The results indicates that E 309 – 16 and E 316L – 16 electrodes are not suitable for welding given that the resulting microstructure is prone to cracking.

**Keywords:** Pipelines; corrosion; microstructure; cracking; AISI 316L steel.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los cordones de soldadura de líneas de tuberías constituyen una de las zonas críticas más susceptibles donde podría iniciarse la corrosión, esto es debido a la presencia de entallas, defectos superficiales, inclusiones y heterogeneidades estructurales que lleva consigo la unión soldada (Puchi-Cabrera 2003).

Al encontrarse iones cloruros presentes en el fluido, el ácido sulfhídrico y la alta presión de operación se tienen las condiciones ideales para que se desarrolle el mecanismo de corrosión y agrietamiento. En la utilización adecuada del acero inoxidable se debe tener en cuenta el entorno de aplicación, la línea y el proceso de fabricación de este material (laminado o fundido), el acabado superficial y el mantenimiento de la estructura.

También deberían considerarse posibles futuros desarrollos o cambios en su estructura, la condición superficial, la temperatura del acero y el estado tensional previsto, ya que cuando están sometidos por algún tiempo a las temperaturas entre 450 °C y 850 °C los aceros inoxidables austeníticos están sujetos a la precipitación de carburos de cromo en sus contornos de granos, lo que los torna sensibilizados. Esta precipitación abundante de carburos, la sensibilización, resulta en la disminución del tenor de cromo en las regiones vecinas a los bordes, regiones que tienen así su resistencia a la corrosión drásticamente comprometida y hace que el material sea susceptible a la corrosión intergranular en ciertos medios.

Las zonas térmicamente afectadas por operaciones de soldadura son particularmente sensibles a esta forma de corrosión, ya que durante el ciclo térmico parte del material es mantenido en la faja crítica de temperaturas (Auerkari, Holmström & Veivo 2007). El empleo del acero inoxidable está justificado por su bajo contenido de carbono, lo que le otorga mayor resistencia a la corrosión intergranular.

Los aceros inoxidables austeníticos, según plantean Baltušnikas, Levinskas y Lukosiata (2008), se caracterizan normalmente por su excelente resistencia a la corrosión, pero cuando están expuestos a ambientes agresivos y al ser unidos por medio de la soldadura, esta puede reducir esa resistencia, ya que durante el proceso el calor que se genera produce un gradiente elevado de temperatura en el material base; también puede inducir tensiones residuales en el baño de la pileta, lo cual puede conducir a roturas por corrosión bajo tensión.

Sin embargo, algunos autores (Ferriere *et al.* 2006; Lo, Shek & Lai 2009) consideran que, a pesar de que son utilizados en áreas de la industria (alimenticia y química), su actuación frente a la corrosión debe ser alta,

sin embargo la resistencia frente al desgaste de estos aceros es pobre, por lo que generalmente se realizan tratamientos superficiales para mejorar esta propiedad. Aun cuando su resistencia a la corrosión es favorable son afectados al emplearse en líneas de tuberías que transportan fluidos trifásicos, como la cola lateríticas y la pulpa lixiviada caliente.

Autores como Madhusudan y Srinivasa (2009) consideran que el mecanismo de fisuración parece ser el resultado de la ruptura de una película intergranular líquida, de bajo punto de fusión (1 100–1 200 °C), durante la contracción que tiene lugar cuando la estructura, totalmente austenítica, se enfría desde su temperatura de fusión (1 420–1 450 °C), desde los 250–300 °C de diferencia; producen tensiones de tracción-compresión cuando hay restricción a la contracción.

En las uniones soldadas metálicas hay tres zonas perfectamente diferenciadas: el material base, la zona de influencia térmica y el cordón de soldadura. Estas zonas se caracterizan por su diferente microestructura que influye en su dureza y, por lo tanto, en su comportamiento al desgaste (Fricke, Keim & Schmidt 2001). De estas tres zonas Gavard y Montheillet (2000) plantean que la zona de influencia térmica es la región del metal base que sufre ciclos de calentamiento y enfriamiento debido al aporte térmico de la soldadura, por lo que se debe hacer énfasis en las propiedades metalúrgicas y mecánicas de la ZIT, por estar directamente vinculadas con los parámetros de soldadura y los tratamientos térmicos postsoldadura.

El presente trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural del acero inoxidable austenítico AISI 316L empleado en la fabricación de una línea de tubería y sometido a proceso de soldadura con electrodos del tipo E 309L-16, E 310-16 y E 316-16.

## **2. MATERIALES Y MÉTODOS**

### **2.1. Técnica experimental**

Para el desarrollo del diseño experimental se prepararon probetas de acero AISI 316L, las cuales fueron seleccionadas del material de la tubería retirada de servicio, se soldaron con diferentes electrodos. El diseño experimental aparece en la Tabla 1.

Tabla 1. Matriz del experimento

Probeta	Electrodo	Diám	Energía		Veloc (kg/h)
			Amp	Volt	
P1-1	E 316L-16	3,2	84	23	1,12
P2-1	E 316L-16	3,2	84	23	1,12
P3-1	E 316L-16	3,2	84	23	1,12
P4-2	E 309-16	3,2	84	23	1,12
P5-2	E 309-16	3,2	84	23	1,12
P6-2	E 309-16	3,2	84	23	1,12
P7-3	E 310-16	3,2	84	23	1,12
P8-3	E 310-16	3,2	84	23	1,12
P8-3	E 310-16	3,2	84	23	1,12

Los electrodos seleccionados son clasificados bajo la norma AWS, diseñados para aplicarse en la unión del acero AISI 316L, dentro de las características más sobresalientes que poseen es que presentan alta resistencia a la oxidación y a la corrosión, están recomendados especialmente para soldar acero inoxidable de la misma composición y en aleaciones disímiles (Gavard & Montheillet 2000).

## 2.2. Preparación para la observación metalográfica

En la preparación de las muestras para la observación metalográfica, con longitud de 15 X 15 (según norma ASTM E-92), se tuvo en cuenta un conjunto de operaciones, las cuales se resumen en el orden siguiente: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Las probetas fueron cortadas y preparadas de la sección longitudinal de la tubería, con una longitud de 100 mm y un ancho de 50 mm. El espesor de la plancha fue de 16 mm, por lo que se realizó la preparación de los bordes en V, luego fueron soldadas con electrodos E 309-16; 310-16 y E 316L-16. Para el desbaste se emplearon lijas desde la No. 320 hasta la No. 400 y para el pulido la lija No. 800, antes del ataque químico, donde se empleó como reactivo químico el ácido oxálico; se utilizó acetona para el desengrasado y lavado.

## 2.3. Microestructura de la muestra patrón

Se obtuvo la microestructura de una muestra patrón del material de la tubería para establecer el comportamiento microestructural de las

muestras después del proceso de soldadura. La Figura 1 corresponde a la microestructura del material base (acero AISI 316L), donde se observa una estructura completamente austenítica.

El contorno de los granos es rectilíneo y cuando se exponen a temperaturas entre 450 °C y 850 °C, temperaturas que se presentan en las proximidades de las zonas soldadas, donde se forman carburos de cromo en los límites de los cristales de austenita, se empobrece la zona adyacente de este elemento (cromo) y quedan de esta forma, expuesto a la corrosión.



Figura 1. Microestructura del AISI 316L.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Análisis de la soldadura con electrodo E 316L-16

Fueron observadas las diferentes probetas en la zona fundida (ZF) y la zona de influencia térmica (ZIT) con un aumento de 100 X. La microestructura de la ZF y la ZIT se muestra en las Figuras 2, 4 y 6, mientras que las Figuras 3, 5 y 7 exhiben la microestructura del cordón de soldadura de las probetas P1-1, P2-1 y P3-1, soldadas con electrodo E 316L-16.

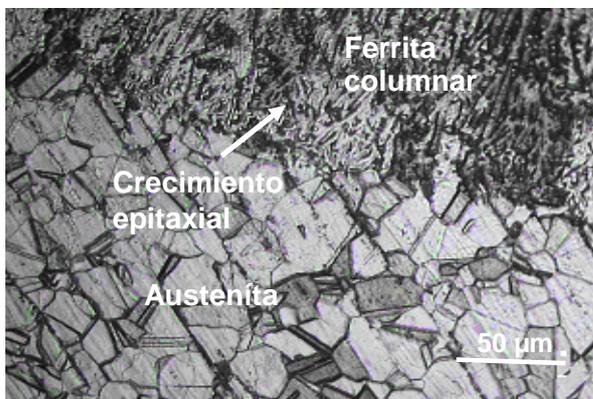


Figura 2. ZF y ZIT de la probeta P1-1

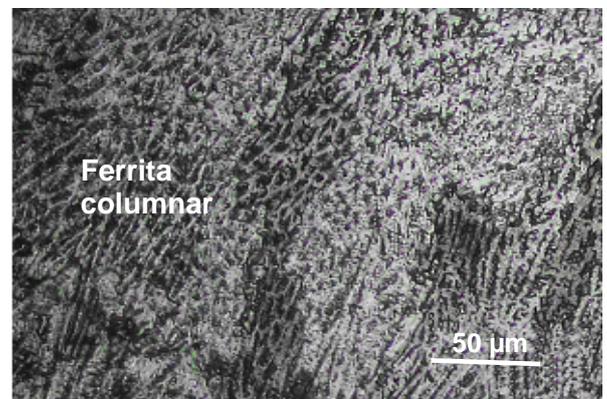


Figura 3. Cordón de la probeta P1-1.

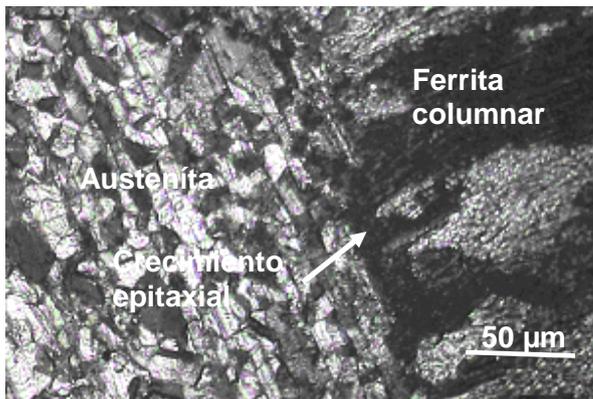


Figura 4. ZF y ZIT de la probeta P2-1

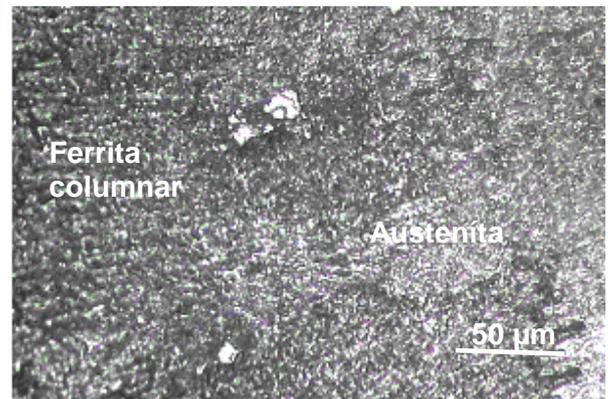


Figura 5. Cordón de la probeta P2-1.

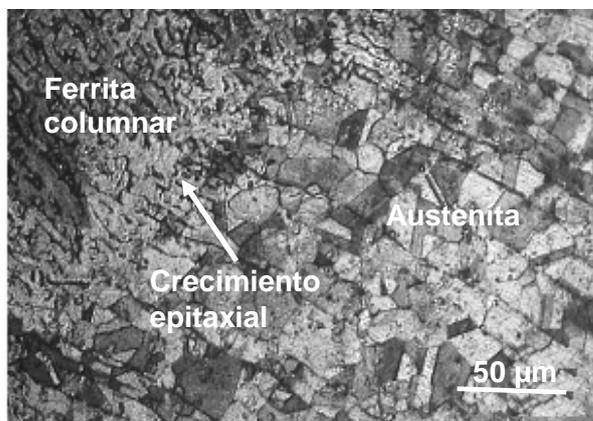


Figura 6. ZF y ZIT de la probeta P3-1

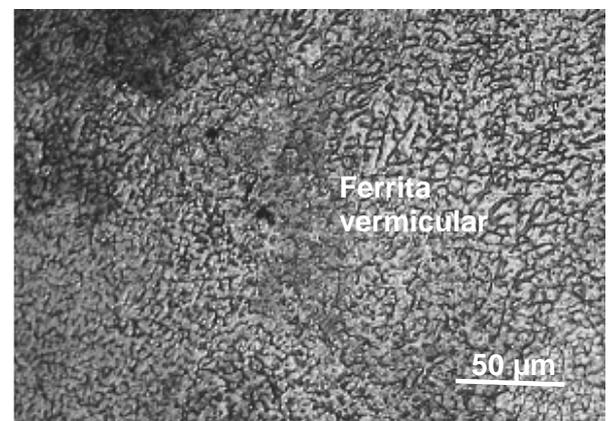


Figura 7. Cordón de la probeta P3-1

Las diferentes microestructuras revelan una estructura transitoria ferrita + austenita. En las Figuras 2, 4 y 6, que se corresponden con la ZF y la ZIT, se aprecia que en las zonas fundidas se ha obtenido una estructura de ferrita columnar, modo de solidificación que ocurre a altas temperaturas, desde el metal base hacia la línea de centro de la soldadura y en la zona de influencia térmica se observa el fenómeno de crecimiento epitaxial con granos columnares y alargados, donde los granos crecen en dirección del flujo de calor.

En los cordones de soldadura representados en las muestras de las Figuras 3 y 5 se han obtenido estructuras de ferrita columnar en una matriz austenítica y en el cordón de la Figura 7 la estructura es del tipo ferrita vermicular, la cual se presenta como resultado de una transformación difusional a muy altas temperaturas (1 173–1 373 °C), bajo condiciones normales de soldadura por arco.

En estos casos la estructura austenítica del material base no afectado térmicamente no se ve afectada significativamente por las altas temperaturas que se alcanzan en la zona de influencia térmica (ZIT). De forma general, durante la unión con el electrodo E 316–16 se aprecia una

matriz ferrítica, rodeada de células dendritas. El núcleo de las dendritas está formado por una fase austenítica, mientras que alrededor se encuentra la ferrita que ha sido la última fase en solidificar, con características tipo interdendrítica o intercelular.

### **3.2. Análisis de la soldadura con electrodo E 309-16**

Las Figuras 8, 10 y 12 muestran la zona fundida y la zona de influencia térmica obtenida luego del proceso de soldeo. Las Figuras 9, 11 y 13, del cordón de soldadura, corresponden a las probetas P4-2, P5-2 y P6-2.

En los resultados obtenidos en las microestructuras para las tres muestras se observa que presentan dos tipos de estructuras: una acicular y la otra de forma equiaxial (austenita). Se han obtenidos microestructuras del tipo ferrita acicular en las zonas afectadas térmicamente, de igual manera se observa el fenómeno de crecimiento epitaxial, orientados en la dirección del máximo gradiente de temperatura, estructura dendrítica, herencia de la solidificación.

En la Figura 8, donde se ha obtenido una matriz de austenita con residuos de ferrita, también hay presencia de ferrita acicular en la ZIT, presumiblemente originado por la elevada velocidad de enfriamiento, a través del intervalo de transformación. En la Figura 9 se puede observar ferrita en una matriz austenítica, así como presencia de carburos (negro) dispersos cerca de la línea de la fusión.

En la Figura 10 se muestra un engrosamiento de los granos próximos a la línea de fusión, una zona con precipitados delgados y continuos en los límites de granos y carburos dispersos (negro) cerca de la línea de fusión. Se ha obtenido un tipo de solidificación con morfología de ferrita acicular y tipo ferrita eutéctica con matriz austenítica.

En la zona soldada afectada térmicamente, en el rango de temperaturas que va de 425 °C a 900 °C, el carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos. El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo (Lo, Shek & Lai 2009).

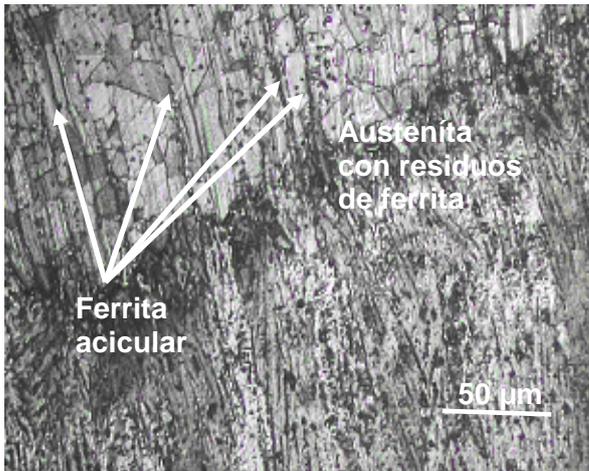


Figura 8. ZF y ZIT de la probeta P4-2

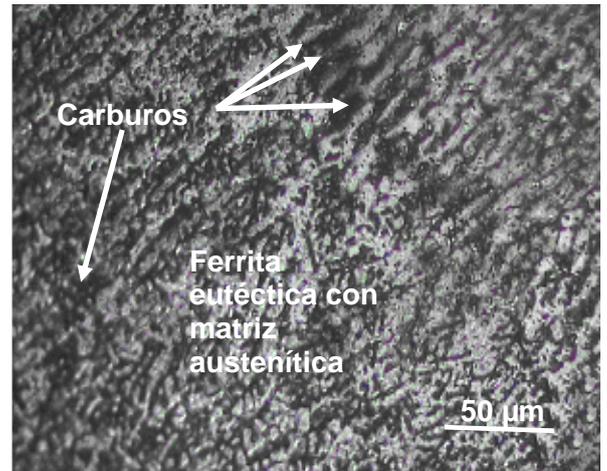


Figura 9. Cordón de la probeta P4-2

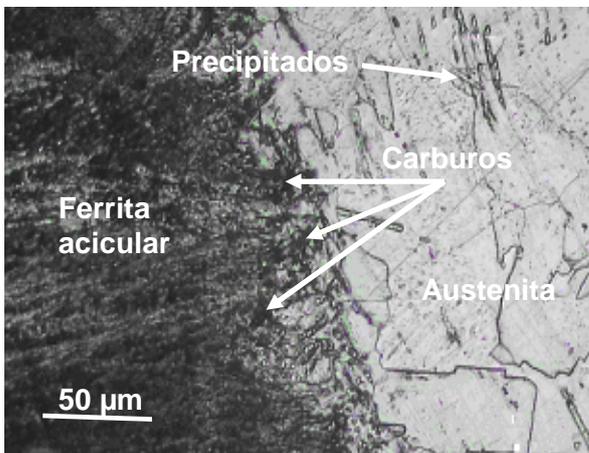


Figura 10. ZF y ZIT de la probeta P5-2

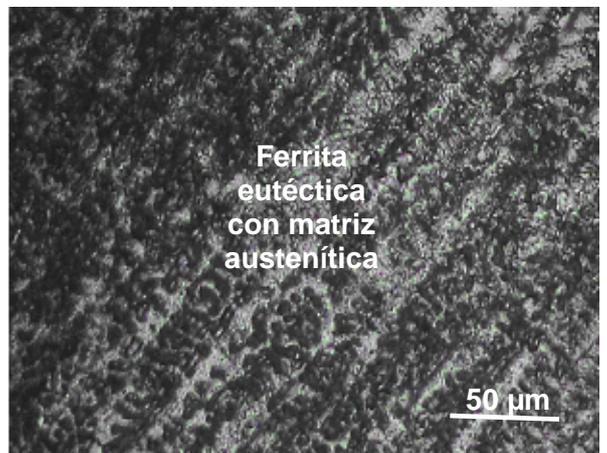


Figura 11. Cordón de la probeta P5-2

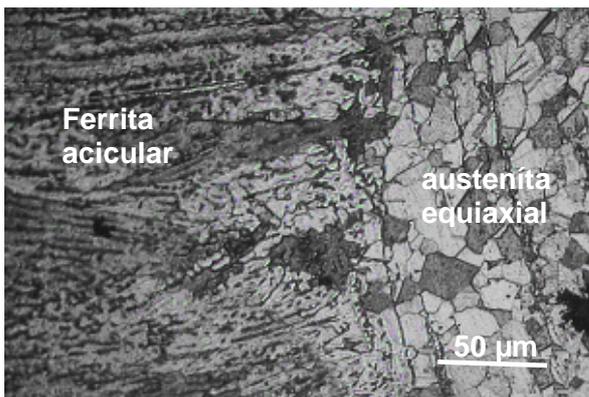


Figura 12. ZF y ZIT de la probeta P6-2



Figura 13. Cordón de la probeta P6-2.

Cuando la red de carburos es continua la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente, resultando en corrosión intergranular. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base. En este caso la unión soldada queda sensibilizada, es decir, producto de la soldadura en las uniones existen áreas

empobrecidas en cromo que puedan ser atacadas en ambientes corrosivos.

El grado de sensibilización, o sea, la cantidad de carburos de cromo formados en los límites de grano, está influenciado por la cantidad de carbono, la temperatura y el tiempo de exposición.

### **3.3. Soldadura con electrodo E 310-16**

Las muestras 14, 16 y 18 se corresponden con la zona fundida y la zona de influencia térmica y las Figuras 15, 17 y 19 con el depósito del cordón de soldadura de las probetas P7-3, P8-3 y P9-3.

Las estructuras obtenidas con este electrodo son del tipo interdendrítica. La segregación del carburo producida, en ese tipo de estructura, es muy persistente y no se puede eliminar con tanta facilidad como el carburo intergranular; además, presenta una estructura columnar de dendritas gruesas, con un crecimiento epitaxial típico de los procesos de rápida solidificación a partir del material del sustrato.

La orientación y formas estructurales se deben a las distintas velocidades de solidificación, en la cual no alcanza a solubilizar en la fase totalmente austenítica, originándose distintos arreglos intermedios.

En las micrografías de las Figuras 14 y 19 se tiene una estructura de mayor tamaño, con forma laminar y una estructura equiaxial mucho más pequeña que en la Figura 16. Se destacan nítidamente las líneas de estructura laminar y equiaxial, además presentan una morfología columnar dendrítica de austenita con ramificaciones Widmstätten en una matriz austenítica en toda la zona de fusión. Se aprecia que las dendritas se encuentran orientadas hacia la superficie en dirección del máximo gradiente de temperatura.

Los conjuntos laminar se diferencian por el tamaño y orientación de las láminas. Al centro de las micrografías de las Figuras 15 y 17 existe una estructura de forma laminar y en los extremos una estructura equiaxial. Los bordes de los granos corresponden a elementos insolubles en la matriz.

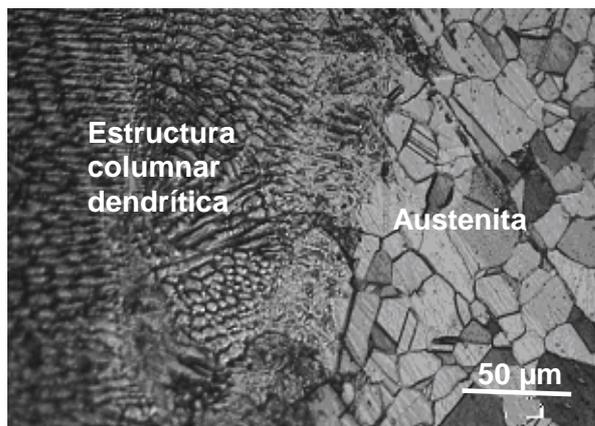


Figura 14. ZF y ZIT de la probeta P7-3



Figura 15. Cordón de la probeta P7-3



Figura 16. ZF y ZIT de la probeta P8-3

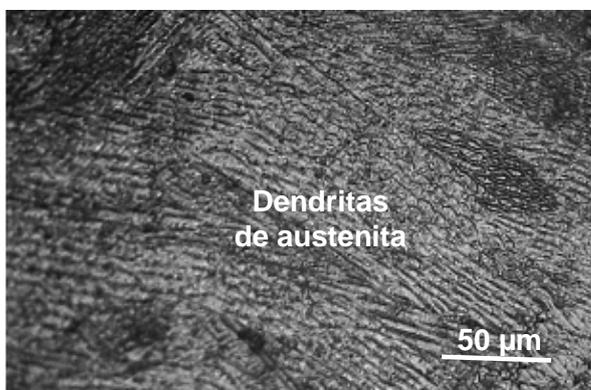


Figura 17. Cordón de la probeta P8-3

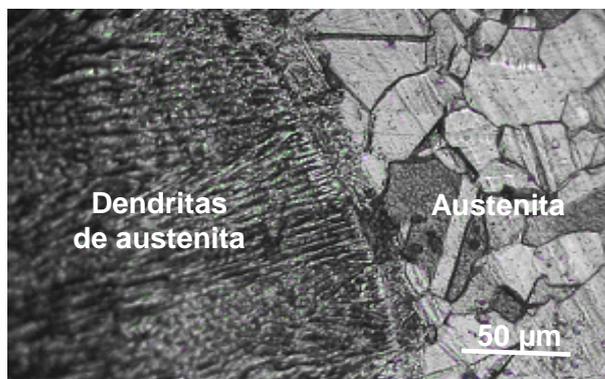


Figura 18. ZF y ZIT de la probeta P9-3

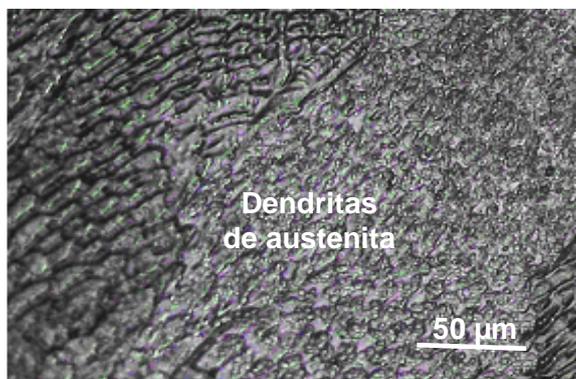


Figura 19. Cordón de la probeta P9-3

En la zona de fusión la microestructura es columnar con ramificaciones del tipo Widmastätten. En todas las soldaduras se encontró que, en las cercanías a la superficie de los cordones, la morfología se asemeja a una red dendrítica de austenita con una pequeña cantidad de austenita retenida entre los brazos, lo cual le otorga a este sector una morfología característica de los aceros inoxidable austeníticos.

### 3.4. Composición química del depósito

La composición química de cada uno de los cordones se realizó en un espectrómetro de masa ESPECTROLAB 230, con electrodo de tungsteno bajo arco sumergido en atmósfera de argón. En la Tabla 2 se muestra la composición de los depósitos obtenidos con los electrodos E 316L-16, E 309-16 y E 310-16.

Tabla 2. Composición química del depósito de los diferentes electrodos

<b>Probeta P1-1 (E 316L-16)</b>				<b>Probeta P4-2 (E 309-16)</b>				<b>Probeta P7-3 (E 310-16)</b>			
C	Si	Mn	Cu	C	Si	Mn	Cu	C	Si	Mn	Cu
0,04	0,31	1,06	0,25	0,11	0,63	0,85	0,2	0,09	0,41	1,26	0,18
Cr	Mo	Ni	Co	Cr	Mo	Ni	Co	Cr	Mo	Ni	Co
18,0	2,34	11,55	0,16	22,1	0,38	12,63	0,16	24,8	0,35	18,9	0,08
<b>Probeta P2-1 (E 316L-16)</b>				<b>Probeta P5-2 (E 309-16)</b>				<b>Probeta P8-3 (E 310 - 16)</b>			
C	Si	Mn	Cu	C	Si	Mn	Cu	C	Si	Mn	Cu
0,03	0,28	0,95	0,26	0,05	0,60	0,86	0,18	0,11	0,38	1,22	0,15
Cr	Mo	Ni	Co	Cr	Mo	Ni	Co	Cr	Mo	Ni	Co
18,1	2,34	11,55	0,17	22,2	0,32	12,69	0,16	24,8	0,32	19,1	0,08
<b>Probeta P3-1 (E 316L-16)</b>				<b>Probeta P6-2 (E 309-16)</b>				<b>Probeta P9-3 (E 310-16)</b>			
C	Si	Mn	Cu	C	Si	Mn	Cu	C	Si	Mn	Cu
0,05	0,28	0,99	0,13	0,05	0,60	0,87	0,21	0,10	0,42	1,29	0,15
Cr	Mo	Ni	Co	Cr	Mo	Ni	Co	Cr	Mo	Ni	Co
17,7	2,53	11,24	0,06	22,34	0,39	12,55	0,16	25,1	0,27	19,5	0,07

### 3.5. Evaluación de la composición química del depósito en los cordones

En los resultados obtenidos de las diferentes composiciones químicas con los diferentes electrodos, para el E 309-16 y el E 310-16, los contenidos de carbono en el depósito son de 0,11 % y 0,09 %; lo cual, con estos contenidos, la aleación quedaría sensibilizada luego del ciclo térmico de soldadura. Por otro lado, con el depósito del E 316L-16, con un contenido de 0,04 % de carbono, existe menor posibilidad de ocurrencia de este fenómeno.

En los aceros inoxidable austeníticos la aleación que contenga tal redícula es susceptible de corrosión intergranular. El aspecto exterior del acero que sufre la corrosión intergranular es, en los primeros momentos, normal. Con el tiempo los granos poco a poco van perdiendo cohesión, llegando luego, cuando el ataque es muy pronunciado, a agrietarse completamente y a perder incluso su carácter metálico característico. Al

ser plegado un material en el que ha empezado a desarrollarse la corrosión intergranular aparecen numerosas grietas y fisuras en las zonas más débiles, lo que ha sido planteado por Ferriere *et al.* (2006).

Los procedimientos normales de soldadura introducen en la aleación la susceptibilidad a la precipitación de los carburos, aspecto reflejado por Baltušnikas, Levinskas y Lukosiata (2008); aun cuando el acero sea susceptible de corrosión intergranular ello no significa, necesariamente, que será atacado por ella. En servicio, el resultado puede ser satisfactorio, pero la posibilidad de corrosión intergranular deberá ser tenida en cuenta siempre.

### 3.5.1. Análisis por el diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler muestra las distintas fases que se pueden presentar en los metales soldados de acuerdo a su composición. Se localizarán los diferentes depósitos con los electrodos del tipo E 316L-16, E 309-16 y E 310-16 al ser depositados en el acero austenítico 316L, con la finalidad de predecir los posibles cambios microestructurales. Para su ubicación se emplearán las fórmulas del cromo y níquel equivalente. En la Tabla 3 aparecen los resultados del Cr y Ni presentes en las mismas. Usando la composición química de la soldadura el contenido de ferrita se calculó a partir del método establecido por Seferian.

Tabla 3. Contenido de Cr y el Ni en las probetas

Probeta	Electrodo	Cr	Ni	FN
P1-1	E 316 L 16	20,8	13,2	5,4
P2-1	E 316 L 16	20,8	12,9	6,3
P3-1	E 316 L 16	20,6	13,2	4,8
P4-2	E 309-16	23,4	16,3	4,6
P5-2	E 309-16	23,4	14,6	9,3
P6-2	E 309-16	23,6	14,4	10,5
P7-3	E 310-16	25,7	22,2	0
P8-3	E 310-16	25,6	24,2	0
P9-3	E 310-16	26,0	23,1	0

Los resultados obtenidos del Cr y Ni (Tabla 3) fueron representados en el diagrama de Schaeffler (Figura 20); el punto correspondiente del metal depositado y la interrelación con la línea de la ferrita permitió obtener el porcentaje de ferrita en el cordón de soldadura.

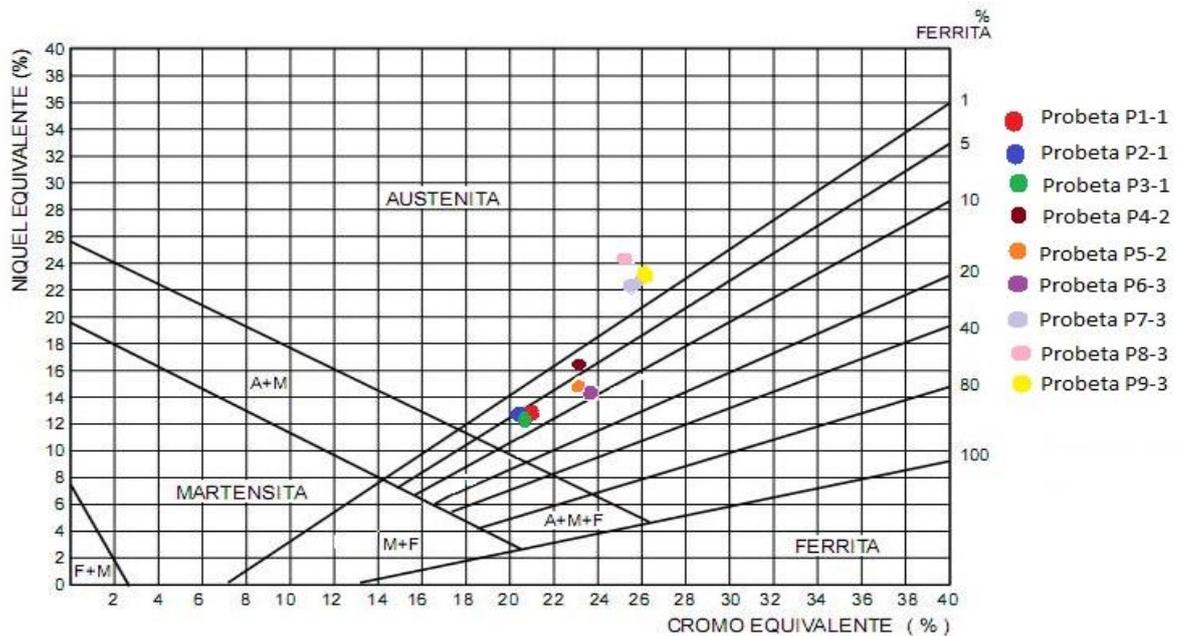


Figura 20. Ubicación de las probetas en el diagrama.

Cierta cantidad de ferrita tiene efectos muy positivos para evitar el agrietamiento en caliente, además, supone una mejora en las propiedades mecánicas del metal de soldadura. Sin embargo, supone una menor resistencia a la corrosión en medios ácidos oxidantes en caliente y puede permitir la aparición de la fase sigma. Por lo tanto, el control del contenido en ferrita resulta básico. Cuando no sea necesario un cordón austenítico puro es conveniente un porcentaje en ferrita entre el 5 % y el 10 % y esto se puede conseguir mediante el control del material y del proceso de soldeo.

#### 4. CONCLUSIONES

- Al caracterizar microestructuralmente el acero AISI 316L sometido a proceso de soldadura se obtienen estructuras de austenita con ferrita columnar con electrodo E 316L-16, estructura de ferrita acicular en una matriz austenítica, así como presencia de carburos, con precipitados delgados y continuos en los límites de granos para el electrodo E 309-16; para el electrodo E 310-16 se ha obtenido una estructura austenítica del tipo columnar dendrítica, lo que permite plantear que con estos materiales de aporte el más recomendable es el E 316L-16.
- La presencia de ferrita delta en la microestructura se debe a las condiciones de no-equilibrio propias de la soldadura impuesta por el ciclo térmico, propiedades que pueden ser afectadas por las

condiciones del proceso como son el calor de aporte, la tasa de enfriamiento y el metal de aporte.

- Las morfologías obtenidas con el depósito del electrodo E 316L-6, sobre el acero AISI 316L, fundamentalmente la de ferrita vermicular, es particular de un modo de solidificación ferrítico primario (FA), lo cual es esencial para reducir el riesgo al agrietamiento en los aceros inoxidable

## 5. AGRADECIMIENTOS

A Juan Ramón Castillo Matos, técnico del Laboratorio de Ciencias de los Materiales del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa.

## 6. REFERENCIAS

ASTM E92-82 2003, Standard test method for vickers hardness of metallic materials, ASTM International, West Conshohocken, PA.

AUERKARI, P.; HOLMSTRÖM, S. & VEIVO, J. 2007: Creep damage and expected creep life for welded 9–11 % Cr steels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 84(1–2): 69–74.

BALTUŠNIKAS, A.; LEVINSKAS, R. & LUKOSIATA, I. 2008: Analysis of heat resistant steel state by changes of lattices parameters of carbides phases. *Material Science* 14(3): 210–214.

FERRIERE, A.; SÁNCHEZ, G.; RODRÍGUEZ, A. & VÁZQUEZ, J. 2006: Corrosion resistance of stainless steel coatings elaborated by solar cladding process. *Solar Energy* 80(10): 1 338–1 343.

FRICKE, S.; KEIM, E. & SCHMIDT, J. 2001: Numerical Weld Modeling a Method for Calculating Weld -Induced Residual Stresses. *Nuclear Engineering and Design* 206(12): 139–150.

GAVARD, L. & MONTHEILLET, F. 2000: Dynamic recrystallization and grain refinement in a high purity 304l type austenitic stainless steel. *Matériaux & Techniques* 5(6): 65–68.

LO, K.; SHEK, C. & LAI, J. 2009: Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R* 65(20): 39–104.

MADHUSUDAN, G. & SRINIVASA, R. 2009: Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds. *International Journal of advance manufacturing technology* 45(5): 875–888.

PUCHI-CABRERA, E. 2003: Comportamiento mecánico del acero inoxidable 316L bajo condiciones de trabajo en tibio. *Revista de la Facultad de Ingeniería de la U.C.V* 18(2): 63–72.

**Tomás Fernández Columbié** [tfernandez@ismm.edu.cu](mailto:tfernandez@ismm.edu.cu)

Máster en Ciencias. Profesor Asistente. Departamento de Mecánica.  
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

**Isnel Rodríguez González**, [irgonzales@ismm.edu.cu](mailto:irgonzales@ismm.edu.cu)

Doctor en Ciencias Técnicas. Profesor Auxiliar Departamento de  
Mecánica. Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

**Dayanis Alcántara Borges** [dalcantara@ismm.edu.cu](mailto:dalcantara@ismm.edu.cu)

Ingeniera mecánica. Profesora Asistente. Departamento de Mecánica.  
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

**Ariel Salazar-Preval**

Ingeniero mecánico. Profesor Instructor Adjunto. Departamento de Mecánica.  
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

**Alexis Abad-Brocard**, [abrocard@ismm.edu.cu](mailto:abrocard@ismm.edu.cu)

Ingeniero mecánico. Profesor Asistente. Departamento de Mecánica.  
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.