

Microestructura de una aleación níquel-cromo-molibdeno soldada con electrodos revestidos

Fernández-Columbié, Tomás; Rodríguez-González, Isnel; Cobas-Suárez, Miguel Ángel; Aldana-Cruz, Maite; Utría-Jiménez, Marjoris; Medina-Arce, Marcos

Microestructura de una aleación níquel-cromo-molibdeno soldada con electrodos revestidos

Minería y Geología, vol. 35, núm. 2, 2019

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa 'Dr Antonio Nuñez Jiménez', Cuba

Disponible en: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=223558779007>



Esta obra está bajo una Licencia Creative Commons Atribución-NoComercial 4.0 Internacional.

Microestructura de una aleación níquel-cromo-molibdeno soldada con electrodos revestidos

Microstructure of a nickel-chromium-molybdenum alloy welded with coated electrodes

Tomás Fernández-Columbié
Universidad de Moa, Cuba
tfernandez@ismm.edu.cu

Redalyc: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=223558779007>

Isnel Rodríguez-González
Universidad de Moa, Cuba

Miguel Ángel Cobas-Suárez
Empresa Puerto Moa "Comandante Raúl Díaz Argüelles",
Cuba

Maite Aldana-Cruz
Empresa Termoeléctrica de Felton, Cuba

Marjoris Utria-Jiménez
Universidad de Moa, Cuba

Marcos Medina-Arce
Universidad de Moa, Cuba

Recepción: 09 Octubre 2017

Aprobación: 12 Julio 2018

RESUMEN:

Las aleaciones de níquel-cromo-molibdeno fundamentalmente se usan en la fabricación de componentes para el sector aeronáutico y la industria petroquímica. Este artículo se enfocó en determinar el comportamiento microestructural de una aleación de este tipo, soldada con electrodo E NiCrFe-3 de 3,25 mm de diámetro. La unión se obtuvo a tope con preparación de los bordes a 60°. Las variaciones microestructurales se evaluaron mediante la microscopía óptica y se realizó el análisis de la dureza en las zonas afectadas por el ciclo térmico de soldadura. Para la determinación del cromo y el níquel equivalente se utilizó el diagrama de Schaeffler, lo que posibilitó obtener la composición química resultante del depósito. Se determinó que la estructura de esta aleación en la unión es austenítica, con transformaciones estructurales consistentes en ferrita de morfología tipo esqueleto, alineadas en dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Se evidencia la formación de fases de austenita primaria, austenita Widmanstätten y la precipitación de austenita secundaria al interior de la ferrita, donde la estructura de austenita Widmanstätten es la más frágil.

PALABRAS CLAVE: comportamiento microestructural, aleación, ferrita, austenita Widmanstätten.

ABSTRACT:

Nickel-chromium-molybdenum alloys are especially used in manufacturing components for the aeronautical and the petrochemical industries. This article focused on determining the microstructural performance of this kind of alloy, welded with E NiCrFe-3 of 3,25 mm diameter electrode. The butt welding was obtained by preparing the edges at 60°. The microstructural variations were evaluated by optical microscopy, and the hardness analysis was carried out in the affected areas by the thermal welding cycle. To determine chromium and nickel equivalent, the Schaeffler diagram was used, which allowed obtaining the chemical composition resulting from the deposit. The structure of this alloy in the joint is austenitic, and it was determined by structural transformations consisting of skeleton type ferrite morphology, aligned the heating source of the electric arc. It was also proved the formation phases of primary austenite, austenite Widmanstätten, and the precipitation of secondary austenite to the interior of the ferrite, where structure of austenite Widmanstätten is the most fragile.

KEYWORDS: microstructural performance, Ni-Cr-Mo alloy, ferrite, austenite Widmanstätten.

1. INTRODUCCIÓN

El empleo de las aleaciones base níquel hace que en la mayoría de los casos se requiera que estas sean fácilmente soldables. Las operaciones de soldeo adquieren verdadera importancia, especialmente en la fabricación de componentes de altas prestaciones para el sector aeronáutico y la industria petroquímica (Rodríguez, García y Damborenea 1998). Dentro de las diferentes tecnologías de unión que se emplean habitualmente en la soldadura de estas aleaciones, se encuentra el proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos, tecnología empleada en diferentes sectores industriales.

Henderson y otros investigadores (2004) consideran que la aleación C-276 es una superaleación de níquel-molibdeno-cromo-hierro-tungsteno, que se ubica dentro de las aleaciones más resistentes a la corrosión. El alto contenido de molibdeno imparte resistencia a la corrosión localizada, picaduras. El bajo contenido de carbono minimiza la precipitación de carburos durante la soldadura y logra mantener la resistencia al ataque intergranular en las zonas afectadas por el calor.

Plantean Plaza y demás colaboradores (2007) que un grupo importante de aleaciones para el servicio de corrosión y alta temperatura está basado en el elemento níquel. Uno de los atributos más importantes de este elemento, con respecto a la formación de aleaciones resistentes a la corrosión, es su compatibilidad metalúrgica con otros metales tales como el cobre, el cromo, el molibdeno y el hierro. Las aleaciones de níquel son, en general, austeníticas; sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación intermetálica y a la formación de fases de carburo al someterse al ciclo térmico de soldadura.

Se debe considerar por sus excelentes propiedades: alta resistencia mecánica, que supera a la que poseen otras superaleaciones, a temperaturas de hasta 700 °C; buena ductilidad, elevada resistencia frente a la oxidación y la corrosión, alta tenacidad, dentro de lo que se puede entender por este término en superaleaciones, favorable capacidad de conformado y buen comportamiento a temperaturas criogénicas.

Sin embargo, de todas estas importantes propiedades, la que destaca sobre ellas es su soldabilidad y que puede operar satisfactoriamente en servicio (Huang, Chaturvedi y Richards 1996). Esta buena soldabilidad se debe a la ausencia del denominado agrietamiento por deformación por envejecimiento (strain-age), que se produce en el curso del tratamiento térmico post-soldadura o en servicio, a consecuencia de la precipitación y endurecimiento de la aleación durante el ciclo térmico y la transferencia de las deformaciones de solidificación a las juntas de grano (Dye et al. 2001).

En el caso específico de los procesos de soldadura, los esfuerzos residuales son consecuencia de la interacción de procesos separados: a) expansión impedida y contracción resultante de una distribución de temperatura no homogénea (Villanueva et al. 2006); b) efectos de enfriamiento rápido, temple (Sánchez et al. 2006); c) transformaciones de fase (Guirao et al. 2010).

Lo, Shek y Lai (2009) plantean que los aceros austeníticos tienen generalmente baja conductividad térmica, alta temperatura de expansión y alta resistencia eléctrica, donde los elementos de aleación tienen un efecto muy importante en estas propiedades. Por ejemplo, níquel (Ni), cobre (Cu) y cromo (Cr) bajan la conductividad térmica; Ni y Cu disminuye a expansión térmica.

Por otro lado, en estudios realizados (Ricaurte, Aguirre y Parra 2007; Fernández-Columbié et al. 2014) se considera que las aleaciones base níquel tienen características que las diferencian de los demás aceros durante el proceso de soldadura, los cuales sufren cambios morfológicos cuando se le aplica el ciclo térmico de soldadura; estos cambios son notables por la predicción de la microestructura, por las características de la zona afectada por el calor (ZAC) y por evolución de la microestructura en la zona de fusión (ZF).

Según Fernández-Columbié, Rodríguez-González y Alcántara-Borges (2016) los cambios microestructurales en el metal de soldadura suceden durante el enfriamiento, los cuales son los mismos a los que se realizan los tratamientos térmicos. Sin embargo, las microestructuras resultantes del proceso de soldadura difieren del proceso antes mencionado debido al comportamiento no isotérmico de los procesos de soldadura.

El objetivo del presente trabajo fue establecer el comportamiento microestructural y la dureza de una aleación de níquel-cromo-molibdeno con proceso de soldadura manual por arco eléctrico y electrodo del tipo E NiCrFe-3 (UTP 7015).

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Composición química del metal base

La composición química del metal base se determinó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. El resultado se muestra en la Tabla 1.

TABLA 1.
Composición química de la aleación C-276, en porcentaje de masa

Ni	Mo	Cr	Fe	W	Mn	V	Co	C
50	15,0	16,5	6,0	3,5	0,95	0,35	2,5	0,01

La composición química está en correspondencia con la establecida para una superaleación del tipo Hastelloy C-276, la cual se diseña para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos.

2.2. Plan experimental

Se prepararon las muestras de la superaleación C-276, extraídas del cuerpo de una bomba centrífuga, con dimensiones de 12 mm de espesor, 50 mm de ancho y 100 mm de longitud; la preparación de bordes se realizó a 60° y el depósito de los cordones para la junta se realizó en posición plana.

Seguidamente se embridaron las planchas y se le colocaron placas de los mismos materiales en los extremos. El diámetro del electrodo empleado fue de 3,25 mm. La intensidad de soldadura fue de 120 A, con una velocidad de 0,007 m/s. Se realizó dos pasadas en la unión soldada.

La selección del electrodo se realizó según recomendaciones: GRINI 207 y las normas AWS/ASME: SFA-5.11 E NiCrFe-3. La Tabla 2 muestra la composición química del electrodo.

TABLA 2.
Composición química del electrodo, en porcentaje de masa

C	Mn	Si	Cr	Fe	Nb	Ni
0,04	6,0	0,50	17,0	7,0	2,5	56

Se seleccionó este material de aporte que se aplicó junto con aleaciones NiCrFe-3 tipos Inconel 600, 601 y 625 entre sí o con aceros inoxidable o aceros al carbono, en la soldadura de níquel 200/201/205 y aleaciones carbono del tipo HK 40 nuevos o envejecidos entre sí o con otros aceros inoxidable o al carbono con temperaturas de servicio hasta 900 °C.

Para el análisis del cordón resultante en la unión se empleó el diagrama de Schaeffler, el cual permitió predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material.

2.3. Preparación para la observación metalográfica

En la preparación de las muestras para la observación metalográfica, con longitud de 15 X 15 se consideró un conjunto de operaciones, las cuales se resumen en el orden siguiente: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico. Para el desbaste se emplearon lijas desde la No. 320 hasta la No. 400 y para el desbaste fino, la No. 800. El pulido se realizó con paño de fieltro y pasta abrasiva GOI, antes del ataque químico, donde se empleó como reactivo el ácido fluorhídrico en una proporción del 48 % en un tiempo de 15 s.

Con el empleo de un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM-100 se obtuvo la microestructura del metal base de la superaleación C-276, como se muestra en la Figura 1.

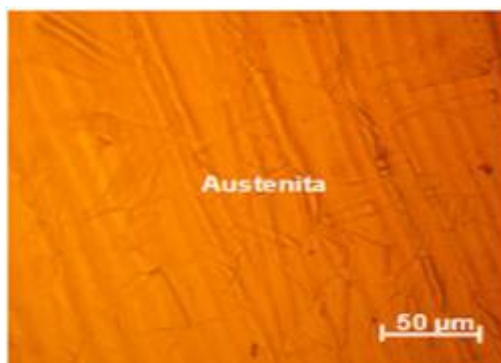


FIGURA 1.
Microestructura de la aleación C-276.

La microestructura de la Figura 1 es del tipo austenítica, cuyo contorno de los granos es rectilíneo; esta estructura es estable por encima de la temperatura crítica A_{c1} . Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 MPa a 885 MPa (Agarwal 2000).

La microdureza (HVN) se determinó para una carga de 20 g, donde se midieron las diagonales de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de quince segundos. Las medidas se tomaron para cinco puntos de prueba, seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Microestructura en la zona fundida

La estructura de la Figura 2 se corresponde con la estructura de la zona fundida para el depósito del primer cordón.

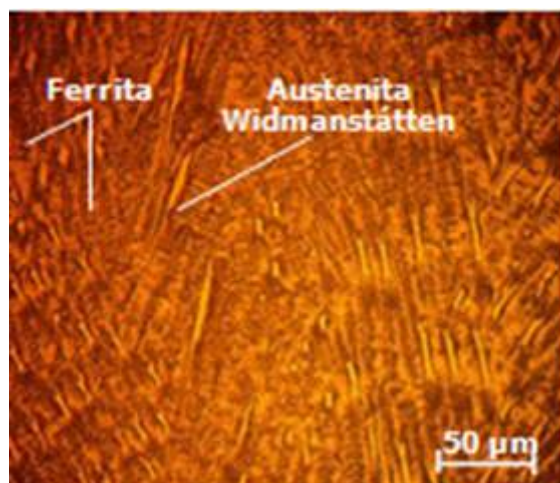


FIGURA 2.
Microestructura de la zona fundida.

La morfología de esqueleto muestra un patrón de solidificación dendrítico. La ferrita esqueleto se presenta en el cordón de soldadura, cerca de la interfase surge el crecimiento epitaxial, siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor, del arco eléctrico. Se puede apreciar, además, lo que pudiera ser la formación de austenita Widmanstätten, lo cual provoca alta dureza y fragilidad en la unión soldada.

La formación de estas dos estructuras está en correspondencia con los contenidos de los elementos de aleación. El hastelloy C-276, con 0,01 % de carbono, experimenta variaciones de dureza y resiliencia muy pequeñas, pero da formación a la ferrita; por otro lado, la relación Cr/Ni (16,5/50) da formación a la austenita que va a crecer dentro de la fase ferrita delta, provocando una disminución de la fracción en volumen de ferrita.

En la Figura 3 se muestra el comportamiento microestructural en la zona fundida para el segundo cordón de soldadura.

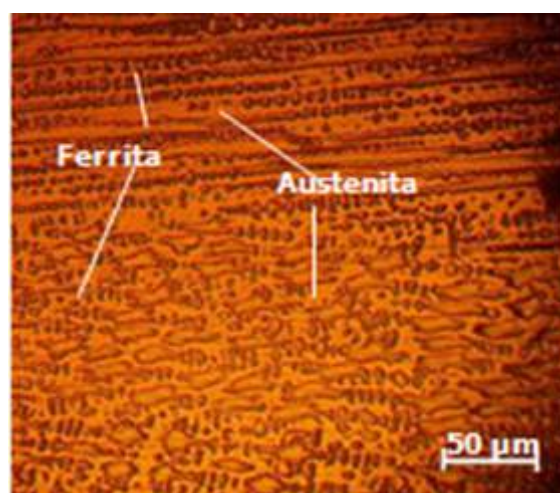


FIGURA 3.
Microestructura de la zona fundida.

En el cordón de soldadura, la unión de la aleación hastelloy C-276, en el depósito del segundo cordón de soldadura, presenta una microestructura consistente de una matriz austenítica con ferrita de morfología tipo

esqueleto y listoncillo alineada en dirección a la fuente de calor, el arco eléctrico. Presenta una solidificación del tipo FA, debido a que la velocidad de enfriamiento es moderada.

En la solidificación FA el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y desprovisto de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no-equilibrio.

3.2. Análisis microestructural en la ZAC

Los cambios microestructurales que en esta región se producen son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen, fundamentalmente, de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. La Figura 4 se corresponde con la microestructura de la ZAC.

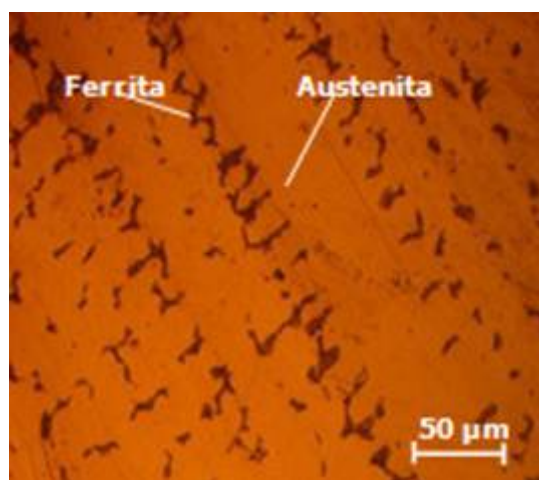


FIGURA 4.
Microestructura de la ZAC.

En esta zona se presentan principalmente cambios del tipo de formación de ferrita (morfología de ferrita esquelética), la cual es de mayor tamaño cerca de la interfase y disminuye su tamaño conforme se aleja de esta; se genera la precipitación carburos, estructuras muy duras y frágiles. La fase austenita se encuentra distribuida en toda la matriz de la estructura, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor.

3.3. Análisis microestructural en la interfase

La interfase en la soldadura es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con el cordón de soldadura; los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta película, la cual contiene un refinamiento de grano, debido al choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura. En la Figura 5 se puede observar el comportamiento microestructural de la unión soldada en la interfase del cordón.

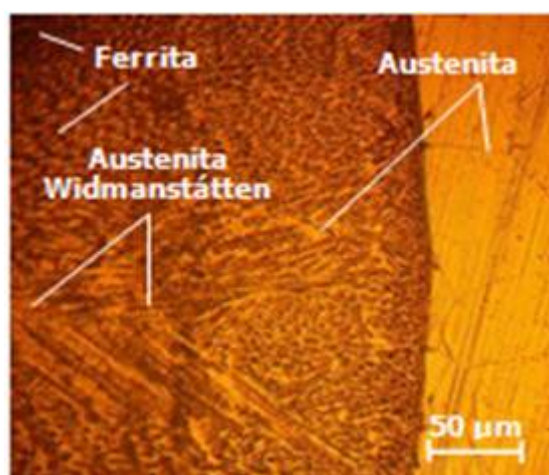


FIGURA 5.
Microestructura en la interfase.

En el análisis microestructural en la interfase se percibe la estructura austenítica del material base y la estructura del material de aporte. En la zona aledaña se reveló una microestructura con contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmanstätten y precipitación de austenita secundaria al interior de la ferrita.

Se aprecia, en la zona correspondiente al material de aporte, brazos secundarios de austenita con morfologías tipo Widmanstätten y partículas aisladas menos pronunciadas. En esta zona se experimentaron temperaturas cercanas a la recrystalización, lo cual propicia que la ferrita en esta zona se regenere y la austenita quede en forma más grande, dado que así la ferrita origina mayor dureza y mayor fragilidad en esta zona.

La formación de estructura del tipo ferrita en la soldadura de la superaleación hastelloy C-276 también es por la presencia del contenido de hierro (6,0 %) determinado en su composición química. En los aceros inoxidables, durante el proceso de soldeo, este elemento provoca la precipitación de agregados de carbono, dando origen a estructuras de este tipo.

3.4. Análisis por el diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler muestra las distintas fases que se pueden presentar en los metales soldados de acuerdo con su composición. Se ubicó el depósito del electrodo E NiCrFe-3, con la finalidad de predecir los posibles cambios microestructurales. Para su ubicación se emplearon las fórmulas del cromo y níquel equivalente. En la Tabla 3 se muestran los resultados del Cr y Ni presentes.

TABLA 3.
Contenido de Cr y el Ni, en porcentaje de masa

Material	Cre _q (%)	Nie _q (%)
Hastelloy C-276	32,3	56
Electrodo	21,5	57,5

Resultados obtenidos para Cr y Ni equivalente se muestran en la Figura 6.

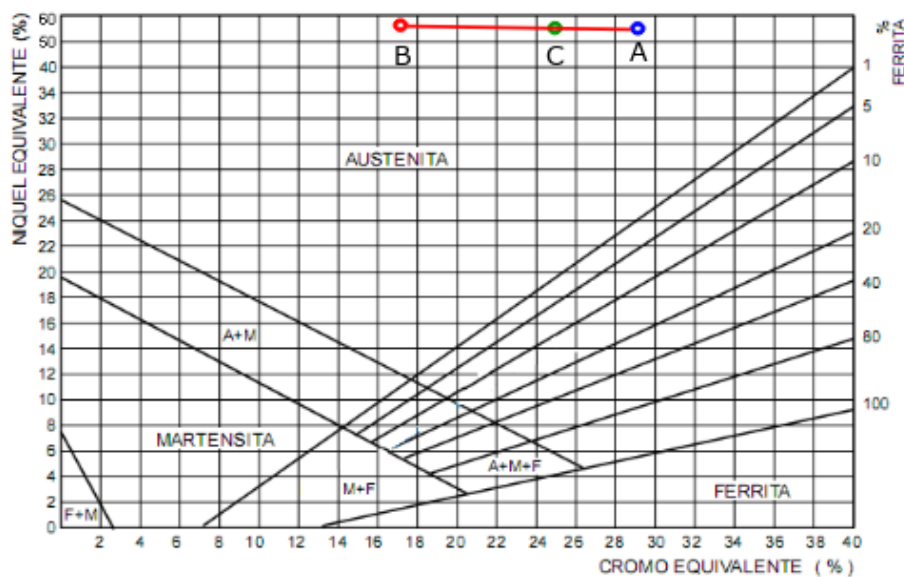


FIGURA 6.
Ubicación del cordón resultante.

El punto A se corresponde con la aleación hastelloy C-276, el B es el del electrodo E NiCrFe-3 y el punto C se obtiene como consecuencia del cordón resultante, ya que se ha considerado un 30 % de dilución. Por tanto, es posible esta soldadura con peligro de fisuración en caliente por encima de 1 250 °C.

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, estima 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.

3.5. Determinación de perfiles de microdureza

Este tipo de ensayo se correlaciona con la microestructura. En la Tabla 4 se muestran los perfiles de microdureza obtenidos en las diferentes zonas analizadas.

TABLA 4.
Análisis de microdureza

Medición	Zona	Distancia (mm)	Dureza (HV)
1	ZF	0	190
2	ZF	0	195
3	ZF	0	188
4	ZAT	2	189
5	ZAT	2,5	190
6	ZAT	3	189
7	MB	3,5	155
8	MB	4	156
9	MB	4,5	155

ZF – Zona Fundida; ZAT – Zona Afectada Térmicamente; MB – Material Base.

Al determinar los perfiles de dureza en cada zona se observó que no se alcanza la misma propiedad en todos los puntos de la unión soldada. Se presentó variación en los valores en las diferentes zonas seleccionadas, perteneciendo a la zona fundida, donde se generó la mayor transformación, ya que aquí se produce una concentración de compuestos intermetálicos de elevada dureza.

Debido a su rápida nucleación y crecimiento, esta zona contiene una densidad de dislocaciones más alta comparada con los granos de austenita en el estado no deformado, además que tiene un tamaño de grano equivalente menor. El menor tamaño de grano y la mayor densidad de dislocaciones hacen entonces que la fase Widmanstätten tenga una dureza mayor (Plaza et al. 2007).

4. CONCLUSIONES

El régimen de soldadura, impuesto a la aleación hastelloy C-276, provoca cambios microestructurales en las diferentes zonas de la unión, lo cual está en correspondencia con la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base y el de aporte.

Las micrografías muestran que existe formación de fase de austenita primaria, austenita Widmanstätten y precipitación de austenita secundaria, al interior de la ferrita, en la que la estructura de austenita Widmanstätten es la más frágil.

Los perfiles de microdureza determinados en cada zona de la unión soldada evidencian un incremento desde 156 HV en el material base, hasta 190 HV en la zona fundida, debido a la concentración de compuestos intermetálicos de elevada dureza.

5. REFERENCIAS

- Agarwal, D. 2000: Nickel and nickel alloys. In: Uhlig's corrosion Handbook. R. Winston Revie (ed.). New York: John Wiley & Sons, Inc., p. 831-851.
- Dye, D.; Hunkinzer, O.; Roberts, S. y Reed, R. 2001: Modelling of the mechanical effects induced by Tungsten Inert Gas Welding of IN718 superalloy. Metallurgical and Materials Transactions A, 32(7): 1713-1725.

- Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D. 2016: Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología*, 32(1): 60-75.
- Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Correa-Suárez, R. E. y Alcántara-Borges, D. 2014: Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*, 17(2): 98-107.
- Guirao, J.; Rodríguez, E.; Bayón, A.; Bouyer, F.; Pistono, J. y Jones, L. 2010: Determination through the distortions analysis of the best welding sequencing longitudinal welds VATS electron beam welding FE simulation. *Fusion Engineering and Design*, 85(11): 766-779.
- Henderson, M.; Arrell, D.; Heobel, M.; Larsson, R. y Marchant, G. 2004: Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. *Science and technology of welding and joining*, 9(1): 13-21.
- Huang, X.; Chaturvedi, M. y Richards, N. 1996: Effect of homogenisation heat treatment on the microstructure and heat affected zone microfissuring in welded cast alloy IN718. *Metallurgical and materials Transactions A*, 27(3): 785-790.
- Lo, K.; Shek, C. y Lai, J. 2009: Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering*, 65(4): 39-40.
- Plaza, L.; Eizaguirre, I.; Barreda, J.; Azpiroz, L.; Jiménez, C. y Irisarri, A. 2007: Predicción del riesgo de agrietamiento de las uniones soldadas de las aleaciones base níquel. *Anales de la Mecánica de Fractura*, 1: 51-56.
- Ricaurte, O.; Aguirre, H. y Parra, H. 2007: Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disímiles. *Scientia et Technica*, 13(2): 273-278.
- Rodríguez, G.; García, I. y Damborenea, J. 1998: Aleación superficial de superaleaciones base níquel mediante laser. *Revista de metalurgia*, 34(2): 175-179.
- Sánchez, V.; Ramírez, C.; Rubio, C. y Chaparro, J. 2006: Susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno de soldadura de placa Clad de acero inoxidable 12% Cr. *Información Tecnológica*, 17(2): 53-62.
- Villanueva, D.; Junio, F.; Plaut, R. y Padilha, A. 2006: Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. *Materials Science and Technology*, 22(9): 1098-1104.

ENLACE ALTERNATIVO

https://revista.ismm.edu.cu/index.php/revistamg/article/view/art7_No2_2019/1416 (pdf)