

Determinación del fenómeno de agrietamiento en una unión soldada de acero inoxidable

Claudia Hernández Labañino

chernandez@ecg.moa.minem.cu

Empresa Productora de Níquel Ernesto Che Guevara

Tomás Fernández Columbié

tfernandez@ismm.edu.cu

Aliet Lamorú Reyes

alamoru@ismm.edu.cu

Ledennis Suárez Torres

lstorres@ismm.edu.cu

Universidad de Moa.

Resumen: Se determinó el fenómeno de agrietamiento en una unión soldada de acero inoxidable austenítico 304, con espesor de 5 mm y soldado con electrodo E 308L-16 de 4 mm de diámetro. Se realizó corte de la plancha del área afectada, donde se analizó mediante microscopía óptica y de dureza las zonas del cordón de soldadura, generadas por el ciclo térmico de soldadura. Se determinó que, el fenómeno de agrietamiento en el material está asociado a la precipitación de la fase sigma, la cual ocurre a través de los límites de granos a temperaturas entre 500 y 850 °C y la formación de carburos del tipo $M_{23}C_6$. Las zonas de la unión estuvieron precedidas por la formación estructura de austenítica con dendritas esqueléticas y con un 6 % de ferrita- δ , lo cual predice que bajo estas condiciones no debe existir el fenómeno del agrietamiento. La dureza incrementó desde 201,7 HV en el metal base, hasta 262,5 HV en la zona afectada por el calor y hasta 284,5 HV en la fundida.

Palabras claves: agrietamiento; fase sigma; ferrita- δ ; cordón de soldadura; carburos.

Determination of the cracking phenomenon in a stainless steel welded joint

Abstract: The phenomenon of cracking was determined in a welded joint of austenitic stainless steel 304, with a thickness of 5 mm and welded with an electrode E 308L-16 of 4 mm in diameter. The plate was cut from the affected area, where the areas of the welding bead, generated by the thermal welding cycle, were analyzed by means of optical and hardness microscopy. It was determined that the cracking phenomenon in the material is associated with the precipitation of the sigma phase, which occurs through the grain boundaries at temperatures between 500 and 850 °C and the formation of carbides of the M₂₃C₆ type. The joint zones were preceded by the formation of austenitic structure with skeletal dendrites and with 6% δ -ferrite, which predicts that under these conditions the cracking phenomenon should not exist. Hardness increased from 201.7 HV in the base metal, to 262.5 HV in the heat-affected zone, and to 284.5 HV in the cast.

Keywords: cracking; sigma phase; δ -ferrite; Weld; carbides.

Introducción

Uno de los métodos más eficaces para la unión de estructuras de acero es mediante el proceso de soldadura. Aunque tiene ventajas, también posee desventajas como son las deformaciones, las tensiones residuales y los defectos propios del método. Los defectos son imperfecciones o discontinuidades producidas fundamentalmente por la existencia de fallas metalúrgicas o discontinuidades geométricas tales como inclusiones de escoria, porosidades, grietas de solidificación, socavaciones, falta de penetración, fusión incompleta, contracciones y grietas inducidas en frío o en caliente por esfuerzos residuales. Estos son producto a los regímenes de temperatura usados en el momento de su deposición.

Los cambios metalúrgicos, geométricos y superficiales, sucedidos en la soldadura, son producto de diversas causas como es el aumento de la velocidad de depósito en la geometría del charco, la polaridad de la corriente, la extensión y diámetro del electrodo. Además, los factores anteriormente mencionados modifican la tasa de fusión, el tamaño de grano y la penetración (Chandel *et al.*, 1997; Fernández-Columbié *et al.*, 2016).

El mayor inconveniente que presenta la soldadura de los aceros austeníticos es la precipitación de carburos que pueden producirse en las zonas cercanas al cordón, donde quedan sensibilizados a la corrosión intergranular. Para evitar esta precipitación se deben soldar las piezas sin precalentamiento y con el menor aporte de calor posible. Otra posibilidad es emplear aceros austeníticos con porcentaje de carbono menor a 0,03 % o aceros austeníticos estabilizados con titanio, niobio o tántalo (Li *et al.*, 2013).

Plantean Parvathavarthini *et al.* (2012) que se debe utilizar los tipos con el 0,03 % como máximo de carbono, 304L, 316L y 317L, para reparar recipientes, de los tipos 304, 316 y 317 siempre que se desee reducir localmente las tensiones después de realizada la reparación. Únicamente el acero con el 0,03 % de carbono como máximo deberá ser calentado a más de 426 °C siempre que exista el riesgo de que se produzca corrosión intergranular.

Camacho y Serna (2013), realizaron un análisis sobre la ferrita delta formada en la zona de fusión de aceros inoxidable austeníticos, la cual fue caracterizada por que

representa interés en el tema de la soldadura de los mismos por su influencia en las propiedades mecánicas de la unión soldada y la prevención de fenómenos que se presentan en la solidificación, tal, como es la fisuración en caliente. Exponen la influencia que tiene la entrada de calor en la formación de ferrita delta en el depósito. En el estudio se utilizó como material base chapas de acero AISI 316L de 6 mm de espesor y tamaño de 100 x 100 mm con preparación de bisel en V, como material de aporte el electrodo E316L-16. La soldadura se realizó mediante el proceso SMAW.

Lázaro (2012) expuso que, los principales precipitados según que surgen en la soldadura del acero inoxidable austenítico son: ferrita- δ , fase " σ ", y carburos $M_{23}C_6$ y M_6C . La fase " σ " se usa para describir una gama de precipitados de cromo y molibdeno, que pueden precipitar directamente en el depósito. La ferrita- δ se transforma en fases intermetálicas, como " σ " y " χ " a temperaturas entre 500 y 850 °C para la σ y de 650 a 950 °C para la " χ ". La proporción de precipitación de estas fases aumenta con el contenido de cromo y molibdeno, y reducen considerablemente la tenacidad, ductilidad y resistencia a corrosión.

Los aceros austeníticos, los que no contienen ferrita, son susceptibles al agrietamiento durante la soldadura según expresan Aguilar y Soria (2012). Este fenómeno en la solidificación ocurre por la segregación de solutos, que forman fases de bajo punto de fusión, las cuales, bajo la acción de los esfuerzos de contracción, propios de la solidificación durante la soldadura, lo provocan.

El trabajo tiene como objetivo determinar el fenómeno del agrietamiento en un acero inoxidable del tipo AIS 304 soldado con electrodo revestido mediante soldadura manual por arco eléctrico.

Desarrollo experimental

Composición química del acero inoxidable

En la tabla 1 se muestra la composición química del acero AISI 304. Se obtuvo en un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón.

Tabla 1. Composición química del acero AISI 304, % en masa

Grado	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	S	W	Nb	V	Ti	Fe
AISI 304	0,07	18,5	1,19	8,6	0,19	0,32	0,03	0,013	0,01	0,045	0,008	Resto

En esta composición, el efecto combinado del carbono y el cromo pueden provocar el fenómeno de la sensibilización que se presenta en la zona afectada por el calor (ZAC) y se produce, al emigrar el cromo hacia los bordes de grano en forma de carburos precipitados como los de hierro y del tipo $M_{23}C_6Cr$ o M_7C_3 . Estas precipitaciones crean zonas con bajo contenido de cromo y por consiguiente sensibles a la corrosión. El carbono que difunde del exterior, más el contenido ya existente en el acero, al mantenerse a una temperatura elevada, forman carburos complejos, estos pueden llegar a rodear un subgrano aislándolo completamente del material, siendo muy frágiles, con niveles de esfuerzos tensiles relativamente bajos, y pueden originar el desprendimiento del subgrano, si se encuentra en la superficie.

El níquel es un promotor de la formación de austenita, expande el campo de fase austenítico y, es un elemento austenizante. Cantidades significativas de níquel y manganeso que estabilicen la austenita retardan la formación de fase σ , según lo reportan Vasudevan *et al.* (2004).

Caracterización del área afectada por el fenómeno del agrietamiento

Los cambios de temperatura que ocurren durante el proceso de soldadura son rápidos, localizados y heterogéneos. Las diferentes partes de las juntas soldadas se calientan y enfrían a temperaturas y velocidades diferentes y cada región se expande y contrae a su propia velocidad. Debido a esta falta de uniformidad, se generan esfuerzos residuales, estos pueden ser lo suficientemente severos para producir deformaciones y grietas en el metal de soldadura fundido y en la ZAC. La figura 1 muestra la zona agrietada.



Figura 1. Zona donde se muestra el fenómeno de agrietamiento.

Como se observa, en la unión entre ambas planchas, existe la presencia de una grieta en el área de soldadura, la cual puede estar provocada por falta de fusión después de realizado el proceso, selección incorrecta del electrodo, también puede ser por efecto del material que se transporta en el equipo y está expuesto al fenómeno del desgaste y la corrosión, causada por los agentes característicos del sólido que se transporte. Puede estar asociada al efecto de la tensión, como resultado de los esfuerzos residuales durante el enfriamiento de estructuras rígidas, que pueden ocurrir en cualquier zona del cordón.

Para determinar el fenómeno del agrietamiento en el acero AISI 304 se consideró el electrodo que se empleó en la soldadura, que según la norma ANSI/AWS A5.4, fue el E 308L-16; de 4 mm de diámetro, en un espesor de plancha de 3 mm. Fuentes-Guilarte *et al.* (2016) establecen que, este debe satisfacer las demandas del proceso en cuanto a estabilidad del arco, comportamiento de transferencia de metal y características de solidificación. También debe producir un depósito compatible con las características del metal base (composición química, resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad) y proporcionar una unión libre de discontinuidades.

En el corte, las dimensiones de la superficie a examinar se cortaron en secciones de 15x15x3 mm, de forma tal que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico. Luego de esta operación, las muestras se encapsularon para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el manejo de las mismas. En el ataque químico se empleó 3 partes de ácido clorhídrico + 1 parte de ácido nítrico.

Comportamiento microestructural

Para determinar el comportamiento microestructural de las muestras, se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, dotado de una cámara instalada el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe. Para observar las mismas, se nivelaron en un dispositivo con plastilina. Como el ciclo térmico produce afectaciones en las zonas del cordón, la muestra patrón del AISI 304 como se observa en la figura 2 fue obtenida lo más alejado donde tuvo incidencia el ciclo térmico, para que la misma no presentara afectaciones que distorsionaran los resultados.

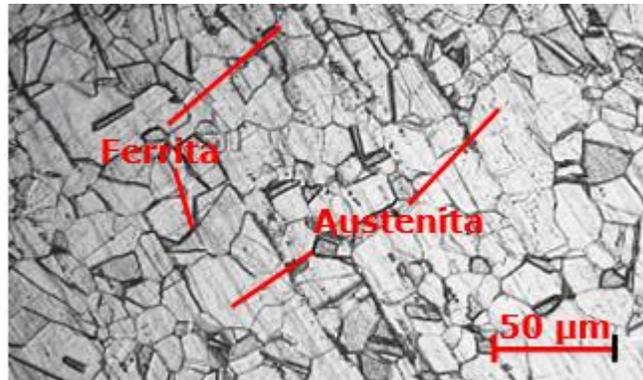


Figura 2. Microestructura del AISI 304.

La microestructura está compuesta por una estructura de matriz austenítica con ferrita en bordes de granos, se observa que, el contorno de los granos es rectilíneo. Estas características garantizan buenas propiedades mecánicas a este metal base, y según Briones (2014), los aceros austeníticos deben sus propiedades de ductilidad y dureza a su estructura cristalina FCC.

Para determinar la composición química del cordón resultante se empleó el diagrama de Schaeffler. Los elementos característicos de los aceros inoxidable son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos permiten la coexistencia de la ferrita y la austenita en el seno del acero. Siendo el cromo (Cr) y el níquel (Ni) los dos de mayor efecto, sobre las familias de los aceros inoxidable (Kotecki y Siewert, 1992).

Para determinar la composición química se emplean las ecuaciones propuestas por Kotecki y Siewert (1992).

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn$$

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb$$

En los aceros inoxidable austeníticos el níquel equivalente es superior a 8, mientras que el cromo equivalente es superior a 18, el material aportado puede presentar estructuras: austenítica, con pequeñas cantidades de martensita, austenítico - ferrítica, con algún contenido de martensita y austenítico-ferrítica.

Para determinar la dureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó con una carga de 50g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos. Se realizó en una zona de 6 y 3 cm a cada lado, se

consideró el centro de la soldadura para obtener valores en las de estudio, cordón de soldadura, zona afectada por el calor y el material base, se realizó dureza en 7 puntos con una separación entre ellos de 1 cm, realizándose en la zona superior e inferior del cordón de soldadura. En la tabla 2 se muestra el procedimiento empleado para cada una de las zonas de acuerdo a la norma ASTM E-18.

Tabla 2. Zonas consideradas para la medición de dureza

Zona	Dureza HV							HVProm
MB	HV1	HV2	HV3	HV4	HV5	HV6	HV7	HV
ZF	HV1	HV2	HV3	HV4	HV5	HV6	HV7	HV
ZAC	HV1	HV2	HV3	HV4	HV5	HV6	HV7	HV

*MB-Metal Base, ZF-Zona Fundida, ZAC-Zona afectada por el calor.

El análisis de dureza debe mostrar el cambio de la microestructura del material en unión del ensayo metalográfico, además permite determinar el cambio metalúrgico que se ha originado en el material por cada tratamiento térmico que se ha aplicado. Se midió la resistencia a la penetración sobre la superficie del material a través de una pirámide de diamante de 136°.

Resultados y discusión

Composición química del cordón de soldadura

La determinación predictiva de ferrita-δ se efectuó con la utilización del diagrama constitucional de Schaeffler, como se muestra en la figura 3. Los datos de entrada del diagrama corresponden a las relaciones de composición química definidas como C_{req} y N_{ieq} . Las ecuaciones 1 y 2 se emplearon para el cálculo.

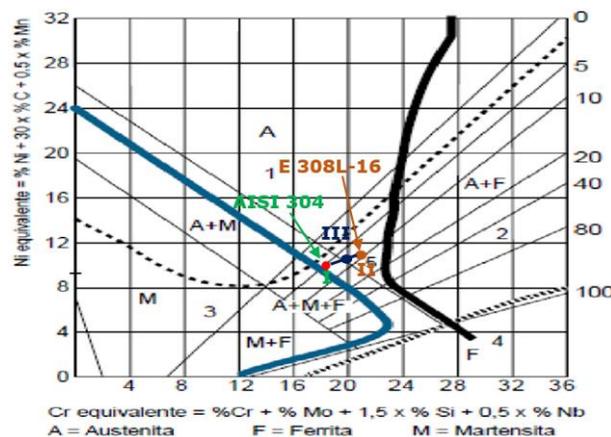


Figura 3. Predicción de la estructura de la unión soldada en el diagrama de Schaeffler.

En el caso del metal base AISI 304 (punto I) el $[Cr]$ es de 19,47 % y el $[Ni]$ de 10,7 %; para el metal de aporte del tipo E 308L-16 (punto II), el $[Cr]$ es de 19,75 % y el $[Ni]$ de 11,25 %, ambos metales participan por igual en la soldadura y la dilución es de 30 % (punto III), de acuerdo con el proceso empleado (SMAW). La estructura resultante en el cordón de soldadura (zona de fusión) será ferrita + austenita. El contenido de ferrita es 6 %, de tal manera que la unión soldada no tiene riesgo de fisuras. Tanto el metal base como el de aporte, se encuentran ubicados en la zona central del diagrama.

Teniendo en cuenta la planteado por Ares *et al.*, (2005); Fernández-Columbié *et al.* (2019) sobre el tipo de solidificación en relación C_{req}/N_{req} , la obtenida en el diagrama de Schaeffler es de 1,8; por lo tanto, se cumple la condición $1,48 < C_{req}/N_{req} < 1,95$ justifica que, en la soldadura del AISI 304 soldado con el electrodo E 308L-16, la solidificación es del tipo ferrita-austenita (FA).

De acuerdo con la composición química del electrodo E 308L-16 utilizado, la relación C_{req}/N_{req} es 1,7; indicando que el modo de solidificación en la zona fundida es del tipo F-A, que también representa buena resistencia al agrietamiento en caliente y, además, su evolución estructural juega un papel importante. Frecuentemente se ha referido que la reacción es del tipo peritética/eutética según lo reportado por Asta *et al.* (2018).

Análisis del comportamiento microestructural

Fueron observadas las diferentes soldaduras, en la zona fundida (ZF), la afectada por el calor (ZAC) y en la interfase del cordón. En la figura 4 se muestra el comportamiento microestructural obtenido en la zona fundida.

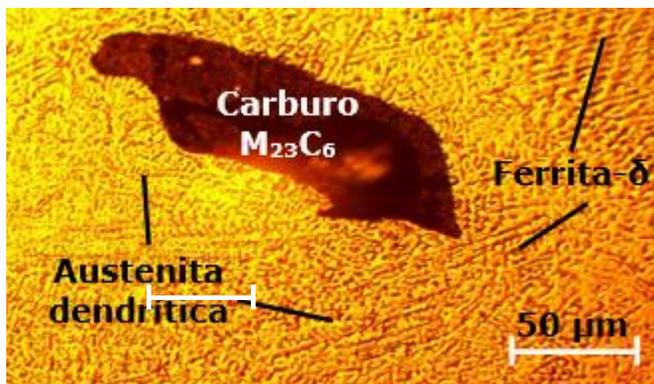


Figura 4. Microestructura de la zona fundida.

En la zona fundida (ZF) se observa una solidificación ferrita-austenita (FA), en una matriz austenítica con dendritas esqueléticas y en listones oscuros de ferrita- δ , lo cual ha sido expuesto por Yamada *et al.* (2013). Esta solidificación inicia con la precipitación de ferrita primaria seguida de la formación de austenita en la celda ferrítica y el límite de la dendrita, al avanzar el enfriamiento, la ferrita se hace más inestable y la austenita consume a la ferrita por medio de una reacción de difusión controlada, reportado por Lippold y Kotecki (2005).

Se observa además la presencia de la fase sigma (σ), este comportamiento presumiblemente esté asociado a que, en los aceros austeníticos sometidos a procesos de deformación en frío la formación de esta, depende de la cantidad que presenta y sus efectos en la recristalización. Si la cantidad es suficiente para producir la recristalización a la temperatura de servicio, la formación de la fase σ aumenta, reportado por Coreño *et al.* (2004). En el caso de la pieza, el área donde ocurre el agrietamiento está sometida a este proceso antes de realizar la soldadura.

Análisis en la interfase de la soldadura

En la soldadura del AISI 304, se presentan formaciones irregulares justo en la interfase del metal base y el metal de aporte conocidas como zonas de disolución parcial (PMZ), las cuales responden y se propagan directamente en función de la energía utilizada para ejecutar la unión termoquímica de los dos materiales, influyendo notoriamente en la calidad mecánica y en la durabilidad del ensamble. La figura 5 se corresponde con la interfase del material.

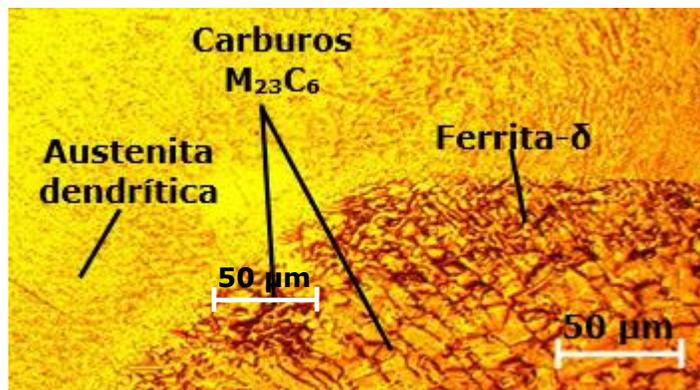


Figura 5. Microestructura de la interfase de la soldadura.

En la interfase se observa una línea a todo lo largo del cordón, la misma es la presencia de la ferrita- δ en bordes, fase que inhibe el efecto del agrietamiento en la soldadura. Esta ferrita- δ se mantiene en los contornos de los granos alineados en la dirección en que se aplicó la carga, con un refinamiento de los mismos. Este refinamiento impacta en un aumento de la resistencia a la tensión, debido al incremento de la densidad de fronteras de grano en la microestructura y esto puede atenuar como una barrera en la migración de las dislocaciones, criterio que ha sido expuesto por Armstrong (2014).

En el centro y debajo de esta línea central existe una precipitación del carburo $M_{23}C_6$, en los límites intergranulares, lo cual está asociado con corrosión del tipo intergranular, que generalmente precipita después de muy cortos tiempos de permanencia (30 min a 750 °C). Esta fase sigma se forma preferentemente en las interfases ferrita/austenita y se desarrolla hacia el interior de los granos de ferrita, debido principalmente a dos motivos: los granos ferríticos tienen una menor compacidad y como consecuencia la difusión de los átomos es más fácil y, además, la ferrita es más rica en elementos sigmágenos como son el cromo y el molibdeno, criterio expuesto por Fargas y Mateo (2002).

Comportamiento en zona afectada por el calor

Se realizó el análisis microestructural en esta zona, la figura 6 es la estructura obtenida.

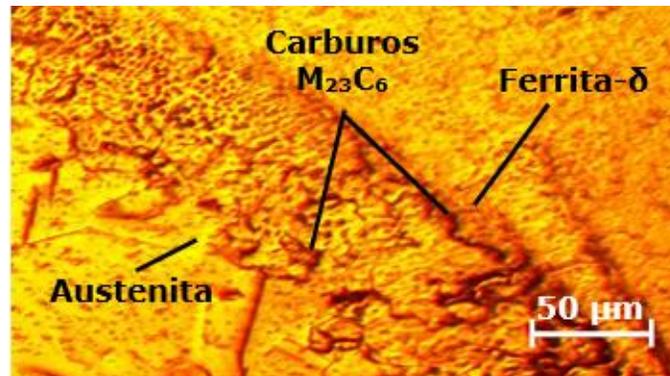


Figura 6. Microestructura de la zona afectada por el calor.

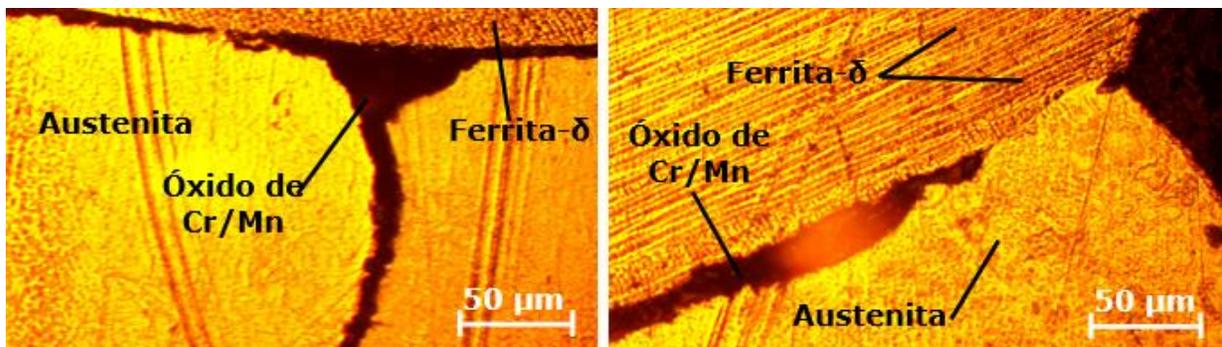
En la ZAC del acero AISI 304, en la línea de refinamiento del grano, se observa una línea de ferrita- δ en todo lo largo del cordón, así como una diferencia en tamaño de grano, lo cual está influenciado a que, por el efecto del calentamiento, el ciclo térmico del proceso de soldadura tiene influencia inmediata, este aumenta el tamaño de grano de la zona afectada térmicamente y el de la zona fundida. Se determinó la precipitación de carburos que podrían ser del tipo $M_{23}C_6$ en los límites de grano, también reportado por Easterling (1983), además no se presentó crecimiento de grano del lado del MB. Se aprecia en el límite de fusión con el MB una zona parcialmente fundida con la presencia de granos equiaxiales de austenita con dendritas de ferrita- δ en los límites de grano austenítico, coincidente con Fernández-Columbié *et al.* (2020).

La ZAC presentó una microestructura de una unión soldadas en materiales deformados plásticamente, donde, adyacente al límite de fusión se encuentra una zona de granos gruesos seguida de una de granos recristalizados. En esta última, la temperatura alcanzada promueve el proceso de recristalización en el cual se forman nuevos granos por el movimiento y aniquilación de las dislocaciones presentes en los previamente deformados del metal base. La zona de granos gruesos se forma debido a que, por la mayor cercanía a la zona de fusión, se alcanza una temperatura lo suficientemente alta para promover la migración de los límites de grano y así el crecimiento de los recristalizados, coincidente con Fernández-Columbié *et al.* (2021).

Defectos de la unión soldada

En la figura 7 se muestra las microestructuras obtenidas a través de microscopía, realizado en la línea central de la soldadura del AISI 304. Se determinó la presencia de

óxido, tanto en la sección transversal como longitudinal, los cuales invalidan la unión soldada.



Figuras 7 a) Sección longitudinal. b) Sección transversal,

Se observan microgrietas dentro de la fase sigma, resultado de la fragilidad de esta fase. También es común que la precipitación de esta fase ocurra a través de los límites de grano ya que son zonas de alta energía que favorecen el crecimiento de la misma. Es posible que, la fase sigma haya precipitado en forma de plaquetas a grados medio y alto, presentándose como plaquetas paralelas y a medida que el grado de precipitación aumenta estas plaquetas han coalescido y formados agregados de fase sigma.

La difusión de carbono a altas temperaturas por debajo de la superficie de los elementos estructurales en equipos industriales, tales como partes de hornos, pueden disminuir sus propiedades mecánicas. La transformación de carburos tipo $M_{23}C_6$ a una fase frágil, tal como la sigma, produce un efecto dañino en las propiedades mecánicas. En el caso del acero austenítico, al ser expuestos a temperaturas comprendidas entre los 482-899 °C, se puede formar varias fases intermetálicas, donde la más frecuente y predominante en cantidad es la sigma, según lo reportado por Coreño (2004).

A pesar de que la tenacidad de los aceros inoxidable es reducida cerca del 35 % por la presencia de fase sigma, ellos tendrán un buen rendimiento siempre y cuando la cantidad de la formación de esta fase no sea severa. El avance del proceso de la oxidación puede ser observado como manchas de óxidos avanzando hacia el interior del acero. Disminución en el contenido de Si y Cr pueden provocar este defecto en estas áreas, reportado por Kotecki y Zhang (2013).

Análisis del ensayo de dureza

Se realizó el análisis de microdureza desde el metal base hasta la zona fundida, así como en el área donde se observó la precipitación de carburos intergranulares. En la tabla 3 se muestran los resultados obtenidos.

Tabla 3. Durezas obtenidas en las zonas consideradas

Zona	Dureza HV							HVProm
MB	202	201	202	202	202	201	202	201,7
ZF	284	284	285	285	285	285	284	284,5
ZAC	262	263	262	262	262	262	263	262,5

Se observa que, desde una dureza inicial de 202 HV en el acero AISI 304, existe un incremento hasta 262,5 HV en la zona afectada térmicamente y luego asciende hasta 285 HV en la zona fundida, lo cual está asociado a la influencia del ciclo térmico, que ha provocado una disminución del tamaño del grano en esta área del cordón de soldadura. La zona donde hay presencia de precipitación es de 285 HV. Los resultados indican que la fase que ha precipitado es una fase dura, específicamente carburos del tipo $M_{23}C_6$, que ocasiona una pérdida de la resistencia del material, además de ser susceptible a la corrosión del tipo intergranular.

Al aumento en la dureza también se le asocia un incremento en la fragilidad del material, que facilita su degradación, se considera que, el AISI 304 es el más susceptible a la sensitización en la familia de los aceros inoxidable, también se favorece por la precipitación de carburos presente dentro de la microestructura debido al mayor contenido de carbono, que a su vez incrementa el de ferrita, criterio referido por Yamada *et al.* (2013).

Conclusiones

Al determinar la composición química del cordón resultante del acero austenítico AISI 304 por el diagrama constitutivo de Schaeffler, se comprobó a través del mismo que, durante el proceso de soldadura no es propenso al agrietamiento en correspondencia con los elementos químicos que presenta el material base y el de aporte.

Por efecto del ciclo térmico con electrodo E 308L-16 se generó en la zona fundida estructura de austenítica con dendritas esqueléticas y con un 6 % de ferrita- δ , lo cual predice que bajo estas condiciones no debe existir el fenómeno del agrietamiento en el

acero AISI 304, tampoco influye el incremento de la dureza desde 201,7 HV hasta 284,5 HV.

Se determinó que el agrietamiento por la presencia de la fase sigma (σ), esté asociado al proceso de deformación en frío y de la cantidad presente en el AISI 304 y sus efectos en la recristalización, lo cual, al ser suficiente para producirla a la temperatura de servicio, esta fase sigma (σ) aumenta.

Referencias bibliográficas

AGUILAR, R. & SORIA, E. 2012. Inspección y análisis de falla por corrosión en una tubería de acero inoxidable. *FIUSAC* 1(7): 12-18.

ARES, A; CARAM, R.; JAIME, M.; FERRANDINI, P.; DUTRA, A.; GUEJIMAN, S. & SCHVEZOV, C. 2005. Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico. *Anales AFA* 17(1): 240-249.

ARMSTRONG, R. 2014. Engineering science aspects of the Hall-Petch relation. *Acta Mechanica*. 225(4): 1013-1028.

ASTA, E.; RÍOS, J. & CAMBIASSO, F. 2018. Análisis comparativo en la determinación de ferrita delta para aceros inoxidables austeníticos. *Materia* 23(2): 1-10.

BRIONES, F. 2014. Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/Al-6XN. *Revista Latinoamérica de Metalurgia y Materiales* 34(2): 306-315.

TRUJILLO, R. & SERNA, C. 2013. Influencia de los parámetros de la soldadura para el proceso SMAW en la formación de ferrita delta durante la soldadura de aceros inoxidables austeníticos. *Revista colombiana de Materiales* 2: 1-10.

CHANDEL, R.; SEOW, H. & CHEONG, F. 1997. Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds. *Journal of Materials Processing Technol* 72(7): 124-128.

COREÑO, O.; DUFFUS, A. & ZÁNCHEZ, C. 2004. On the effect of sigma phase formation during metal dusting. *Materials Chemistry and Physics* 84(6): 28-20.

- EASTERLING, K. 1983. Introduction to the physical metallurgy of welding. Butterworths, Oxford.
- FARGAS, M. & MATEO, A. 2002. Influencia de las fases intermetálicas en la conformación de los aceros inoxidable dúplex. En: *VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*. Gandia. p.77-86.
- FERNÁNDEZ, T.; RODRÍGUEZ, I.; ALCÁNTARA, D.; SALAZAR, A. & ABAD, A. 2016. Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología* 32(1): 60-75.
- FERNÁNDEZ, T.; RODRÍGUEZ, I.; COBAS, M.; ALDANA, M.; UTRIA, M. & MEDINA, M. 2019. Microestructura de una aleación níquel-cromo-molibdeno soldada con electrodos revestidos. *Minería y Geología* 35(2): 220-232.
- FERNÁNDEZ, T.; GÓMEZ, M.; LAMORÚ, M.; ROMERO, W. & HERNÁNDEZ, M. 2020. Transformaciones microestructurales por efecto del calor en una unión disímil de acero 17-4 PH y Hastelloy C-276. *Minería y Geología* 36(1): 81-91.
- FERNÁNDEZ, T.; SUÁREZ, L. & RODRÍGUEZ, I. 2021. Influencia de la temperatura en la soldadura de unión disímil mediante proceso de gas y tungsteno. *Revista de Iniciación Científica* 7(1): 24-29.
- FUENTES, R.; FERNÁNDEZ, T.; GÁMEZ, O. & DURÁN, N. 2016. Microestructura de una unión disímil AISI 321 y una aleación A 351 grado HK-40 obtenida mediante soldadura manual por arco eléctrico. *Minería y Geología* 32(2): 112-123.
- KOTECKI, D. & SIEWERT, T. 1992. WRC-1992 constitution diagram for stainless steels weld metals. *Welding Journal* 71(5): 181-191.
- KOTECKI, D. & ZHANG, Z. 2013. Sources of variation in ferrite number predictions vs. measurements. *Welding Journal* 92(6): 175-181.
- LÁZARO, A. 2012. Propiedades y soldabilidad de aceros inoxidable. *Lincoln Elect* 1(1): 1-36.

- LI, S.; HE, Y.; YU, S. & ZHANG, P. 2013. Evaluation of the effect of grain size on chromium carbide precipitation and intergranular corrosion of 316L stainless steel. *Corrosion Science* 66(0): 211-216.
- LIPPOLD, J. & KOTECKI, D. 2005. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Jhon Wiley & Sons, New Jersey.
- PARVATHAVARTHINI, N.; KAMACHI, U.; NENOVA, L.; ANDREEV, C. & RAJ, B. 2012. Sensitization and intergranular corrosion behavior of high nitrogen type 304LN stainless steels for reprocessing and waste management applications. *Metallurgical and Materials Transactions A* 43(6): 2069-2084.
- VASUDEVAN, M.; MURUGANANTH, M.; BHADURI, A.; RAJ, B. & PRASAD, K. 2004. Bayesian neural network analysis in ferrite number in stainless Steel welds. *Sci. and Tech. of Welding and Joining* 9(2): 109-120.
- YAMADA, G.; KOKAWA, H.; YASUDA, Y.; TOKITA, S.; YOKOYAMA, T. & SATO, Y. 2013. Effect of post-GBE strain-sensitization on corrosion resistance of grain boundary engineered 304 austenitic stainless steel. *Philosophical Magazine* 93(10-12): 1443-1453.