

## Caracterización microestructural de una unión disímil (Dúplex 2202-Austenítico 201LN) realizada por el proceso de soldadura GMAW

### Microstructural characterization of a dissimilar joint (Duplex 2202-Austenitic 201LN) by the GMAW process

César Mendoza-Gómora <sup>a</sup>, Carlos Ernesto Borja-Soto <sup>b</sup>, Jorge Zuno-Silva <sup>c</sup>, Martín Ortiz-Domínguez <sup>d</sup>, Cristian Javier Carpio-López <sup>e</sup>

#### Abstract:

Welding efficiency in joints is influenced by internal defects that could be present in the welding bead or by the phases present due to the chemical composition of the materials to be welded. In this sense, the present phases in the weld bead are analysed by means of optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive X-ray spectroscopy. The results showed that  $\chi$  and  $\sigma$  precipitated as well as the segregation of elements during the welding process, caused hot cracking, the responsible of.

#### Keywords:

Welding, Stainless Steel, Hot Cracking,  $\chi$  phase,  $\sigma$  phase

#### Resumen:

La eficiencia de las uniones realizadas por procesos de soldadura está influenciada por defectos internos que puedan estar presentes en el cordón de soldadura, o bien por las fases presentes generadas por la composición química de los materiales a soldar. En este sentido, el presente trabajo analiza las fases presentes en el cordón de soldadura mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y análisis elemental. Los resultados mostraron que las fases  $\chi$  y  $\sigma$  que se precipitaron durante el proceso de soldadura, junto con la segregación de elementos, causaron agrietamiento en caliente.

#### Palabras Clave:

Soldadura, Aceros Inoxidables, Fractura en Caliente, Fase  $\chi$ , Fase  $\sigma$

### Introducción

Los aceros inoxidables son aleaciones de Hierro-Cromo-Níquel (Fe-Cr-Ni), los cuales contienen un mínimo del 10.5% en peso de Cr. La característica de "inoxidable" se debe a una película impermeable, adhesiva y auto regenerativa de óxido de cromo (Lo, Shek, & Lai, 2014;

Varol, Lippold, & Baeslack-III, 1992), que impide el ataque de agentes oxidantes en medios acuosos poco agresivos. También se añaden otros elementos metálicos y no-metálicos para reforzar la película pasiva, a fin de mejorar ciertas propiedades o bien, como estabilizadores de fases cuyas propiedades mecánicas y físicas son deseables

<sup>a</sup> Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo, Escuela Superior Ciudad Sahagún, Hidalgo, México. Email: cesar\_mendoza@uaeh.edu.mx

<sup>b</sup> Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo, Escuela Superior Ciudad Sahagún, Hidalgo, México. Email: carlos\_borja@uaeh.edu.mx

<sup>c</sup> Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo, Escuela Superior Ciudad Sahagún, Hidalgo, México. Email: jorge\_zuno@uaeh.edu.mx

<sup>d</sup> Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo, Escuela Superior Ciudad Sahagún, Hidalgo, México. Email: martin\_ortiz@uaeh.edu.mx

<sup>e</sup> Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo, Escuela Superior Ciudad Sahagún, Hidalgo, México. Estudiante de la Licenciatura en Ingeniería Mecánica. Email: lopezxavier106@gmail.com

Fecha de recepción: 21/03/2021, Fecha de aceptación: 03/05/2021, Fecha de publicación: 05/07/2021



para el tipo de servicio al que estará destinado el componente final.

Los aceros inoxidable pueden dividirse en diferentes categorías (Beddoes & Parr, 1999; Lula, 1986): aceros inoxidable ferríticos, aceros inoxidable austeníticos, aceros inoxidable martensíticos, aceros inoxidable dúplex, aceros inoxidable endurecidos por precipitación y aceros inoxidable austeníticos al Mn-N.

Los aceros inoxidable dúplex (ferrita-austenita) presentan una buena combinación entre resistencia a la tensión y resistencia a la corrosión. Estos aceros solidifican primeramente como aleaciones ferríticas y transforman parcialmente a baja temperatura en estado sólido con austenita. Una relación de fases 50-50 % es requerida para mantener el balance óptimo entre ductilidad y fragilidad de estos aceros para la cual son requeridos tratamientos térmicos controlados.

El uso de este material en elementos complejos, como lo pueden ser estructuras metálicas, plataformas, recipientes a presión, bridas, etc. requiere de la unión de una serie de piezas para su funcionamiento. Para soldar de este material son empleados diferentes métodos entre los cuales se encuentra el proceso de soldadura por arco eléctrico con gas inerte y electrodo continuo consumible (GMAW) (García, 2015). Sin embargo, este procedimiento implica gradientes de calentamiento y enfriamiento no controlados que generan diferentes cambios microestructurales, que deterioran las propiedades de resistencia a la corrosión y a la tensión para la cual fueron diseñados (Kitsunai, Tanaka, & Yoshihisa, 1998).

Durante el proceso de soldadura, la mayor parte del cordón es ferrítico y durante el enfriamiento suceden las reacciones antes mencionadas. Sin embargo, entre 600 y 1000 °C existen transformaciones de precipitados ricos en molibdeno y cromo como lo son la fase  $\chi$  (Escriba, Materna-Morris, Plaut, & Padilha, 2009) y la fase  $\sigma$ , que debido a su composición fragilizan al material. Estas fases precipitan debido a la composición química de la fase ferrítica (Michalska & Sozańska, 2006; Voronenko, 1997; Zhou, Ma, Wu, Chai, & Lei, 2018). La primer parte de la precipitación de la parte ferrítica es rica en Cr, Mo y Si, mientras que la última parte ya no es tan rica en esos elementos y a partir de ahí precipita la fase austenita secundaria (en los límites de grano) en estado sólido.

Estas fases presentes junto con segregaciones de elementos aleantes y los carburos y nitruros que se pueden formar durante el proceso de soldadura son causantes de que los aceros inoxidable pierdan tenacidad tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente. Por esta razón, es indispensable la identificación de estos componentes mediante estudios de microscopía.

En el presente trabajo se analiza un caso de estudio de una soldadura disímil (fracturada) proporcionada por una

empresa, la cual indicó que durante la unión de este tipo de materiales se genera el agrietamiento de la soldadura. Al ser una muestra proporcionada, no se cuenta con su historial, es decir, se desconocen las variables operativas utilizadas, como lo es la corriente y el voltaje que son las variables principales que determinan el calor de aporte que influye en los cambios microestructurales.

## Material y métodos

De acuerdo con la empresa la soldadura fue realizada por el proceso de soldadura GMAW. Los materiales unidos fueron placas de acero inoxidable dúplex 2202 y acero inoxidable austenítico 201 LN. El electrodo que se utilizó fue un ER-2209. La Tabla 1 muestra la composición química de los aceros utilizados, así como del material de aporte.

Tabla 1. Composición química de los materiales empleados (% en peso).

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	N	C
201 LN	16.02	4.41	-	6.72	0.53	0.309	0.208	0.028
UR 2202	22.87	1.22	0.26	1.14	0.47	-	0.237	0.028
ER-2209	23.01	8.6	3.1	1.6	0.8	<0.1	0.15	0.01

De la unión proporcionada se obtuvieron diversas muestras de la zona de fractura; 1) sección transversal al cordón de soldadura, 2) sección longitudinal al cordón de soldadura. La Figura 1 muestra las secciones analizadas. Ambas muestras fueron preparadas metalográficamente, es decir se realizó un desbaste con papel de carburo de silicio para su posterior pulido con alumina. El ataque químico se realizó con diferentes reactivos para revelar la microestructura (agua regia y vilella) dando un ligero calentamiento a la pieza.

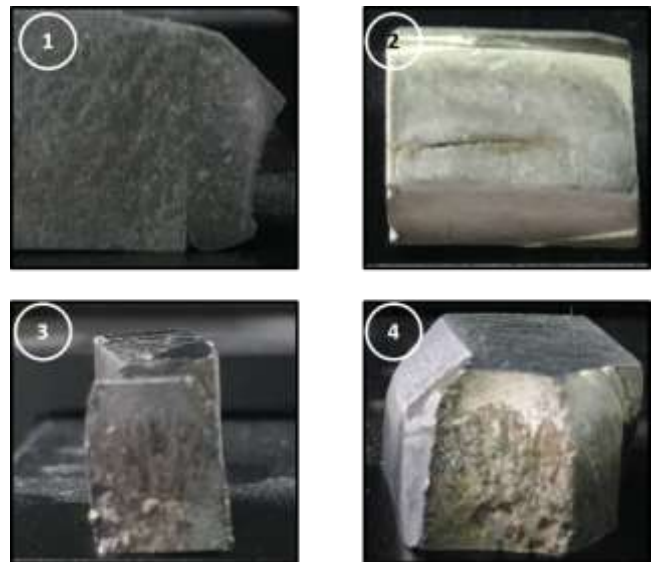


Figura 1. Diferentes probetas analizadas, 1) sección transversal del cordón de soldadura; 2) sección longitudinal del cordón de soldadura; 3) y 4) fractografía del cordón de soldadura.

Fuente: Elaboración propia

## Análisis y discusión de resultados

### 1. Muestra 1 (Sección transversal al cordón de soldadura)

#### -Microscopía óptica

En la Figura 2a y 2b se muestran los resultados obtenidos con el ataque del reactivo Vilella. Como se puede observar, la microestructura no se reveló de la mejor manera, no obstante, el reactivo fue útil para identificar una segregación de fases intermetálicas y/o elementos aleantes junto a la zona de la grieta.

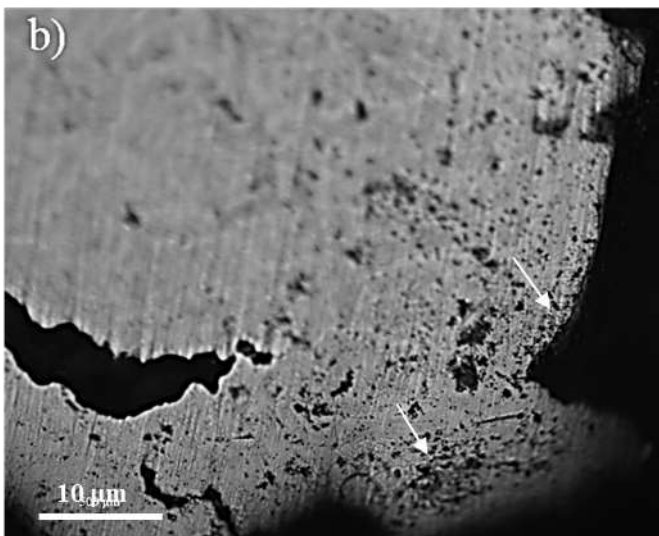
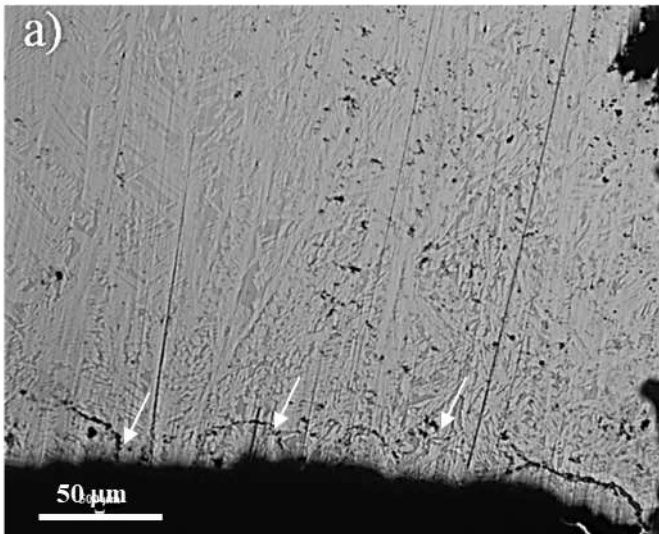


Figura 2. Presencia de segregación de fases intermetálicas, y/o elementos aleantes.

Fuente: Elaboración propia

La Figura 3a y 3b muestra la microestructura del cordón de soldadura junto a la zona de fractura utilizando el reactivo agua regia. Como se puede notar, con este ataque no se logra visualizar la misma cantidad de segregación, sin embargo, junto con las micrografías mostradas anteriormente se complementa el estudio. La microestructura está conformada por ferrita y austenita aciculares dentro de los granos previos de ferrita formados durante la solidificación, así como de austenita que se transformó en los límites de grano de la ferrita en estado sólido. La austenita se forma inicialmente en los límites de grano ferrítico, luego el frente de transformación rompe formando agujas de austenita dentro de la ferrita, produciendo una estructura acicular generando listones de ferrita y austenita con composición similar. De igual manera se tiene la presencia de ferrita globular, la cual se genera por inestabilidades térmicas de los otros tipos de ferrita, principalmente la acicular y se caracteriza por ferrita delta en forma de glóbulos distribuidos aleatoriamente en una matriz de austenita. En la Figura 4 se muestra la existencia de brazos dendríticos que se formaron durante la solidificación. La solidificación dendrítica se produce en condiciones fuera de equilibrio por lo que estructuras segregadas de elementos aleantes pueden quedar atrapados dentro de los brazos dendríticos, lo que repercute en la pérdida de propiedades mecánicas, principalmente la tenacidad. Por tal motivo, es preferible evitar una solidificación dendrítica en lo posible.

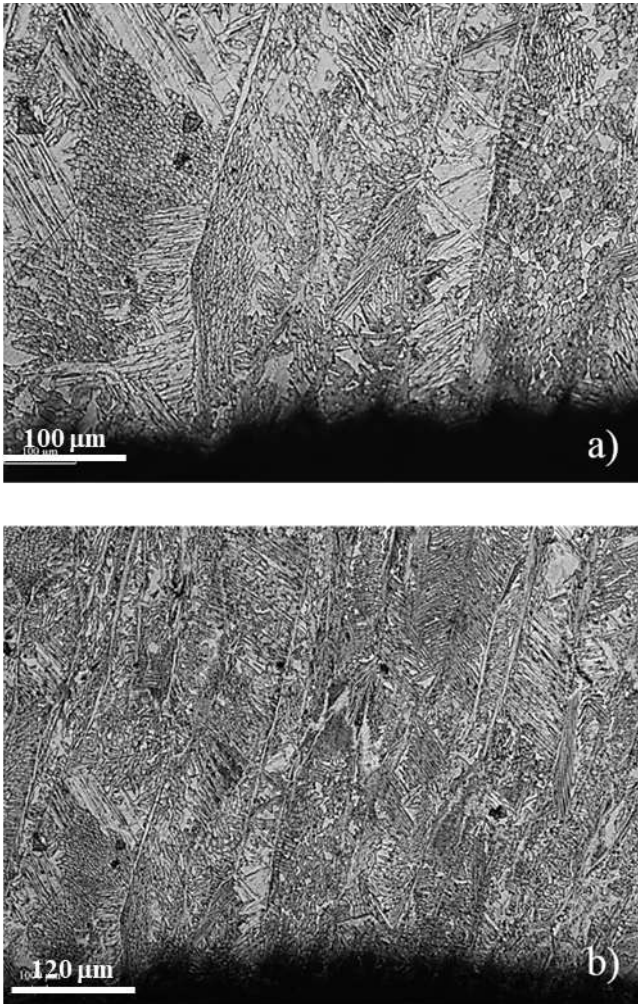


Figura 3. Microestructura del cordón de soldadura cerca de la zona de fractura.  
Fuente: Elaboración propia

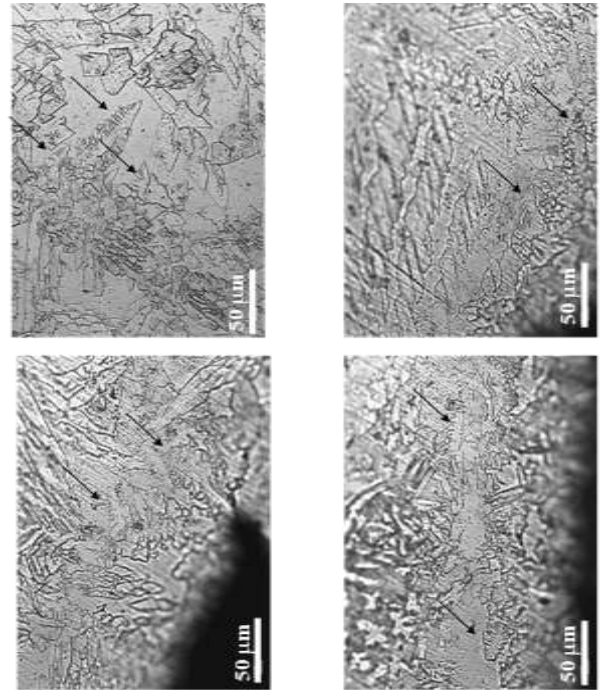


Figura 4. Presencia de dendritas en el cordón de soldadura cerca de la fractura.  
Fuente: Elaboración propia

*-Microscopía electrónica de barrido*

La Figura 5 no evidencia la microestructura de la soldadura, sin embargo muestra la segregación revelada con el reactivo Vilella. Se puede notar que existe segregación de partículas con diferente composición química.

La Figura 6 muestra la microestructura del cordón de soldadura revelada con el reactivo agua regia. Se muestran las dos fases características de la aleación, ferrita y austenita, ambas con una composición química similar. Con excepción del elemento carbono presente en la ferrita.

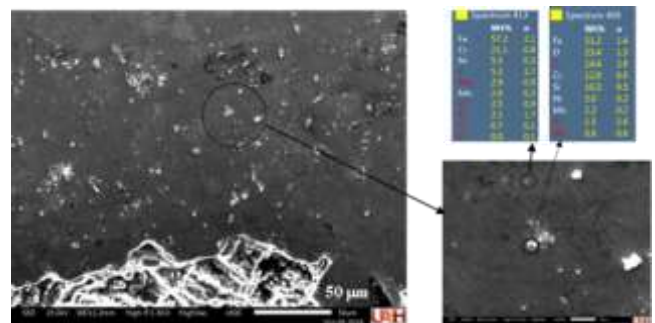


Figura 5. Zona de fractura mostrando la segregación sobre el área transversal del cordón de soldadura.  
Fuente: Elaboración propia

La Figura 7 muestra un análisis químico del límite de grano ferrita-ferrita localizado prácticamente en la zona de ruptura y se puede observar que es una zona rica en carbono, lo que propicia la precipitación de carburos de cromo, lo anterior repercute en pérdida de tenacidad y resistencia a la corrosión (Pohl, Storz, & Glogowski, 2007).

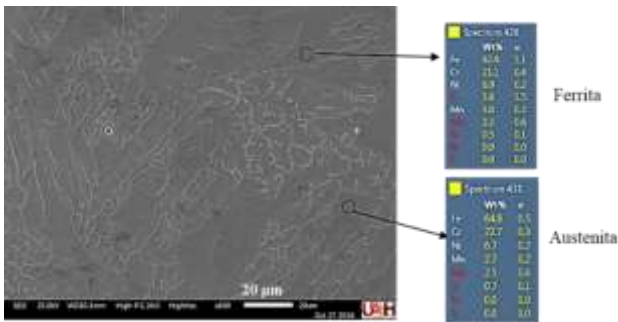


Figura 6. Microestructura del cordón de soldadura.  
Fuente: Elaboración propia

Un análisis en una fisura (ver Figura 9) muestra la presencia de una fase rica en molibdeno, que es atribuida a la presencia de la fase  $\chi$  y que como ya se mencionó esta fase es frágil y precipita en los límites de grano, generando pérdida tenacidad.

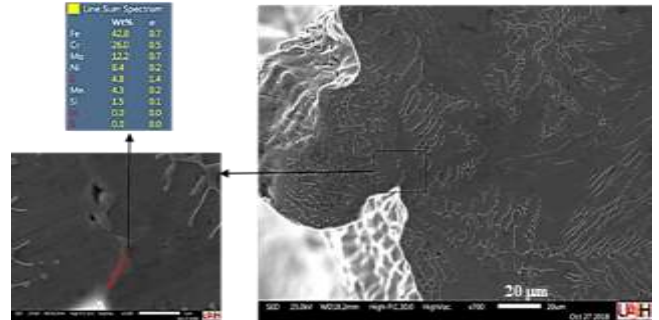


Figura 9. Presencia de la fase  $\chi$  en la zona de fractura.  
Fuente: Elaboración propia

## 2. Muestra 2 (Sección longitudinal al cordón de soldadura)

### -Microscopía óptica

La Figura 10 muestra la microestructura en la zona de fractura (fin de la fractura) revelada con el reactivo agua regia. Sobre el borde de la grieta mostrada en la Figura 11 se visualiza cierto grado de segregación, la cual ya se había observado en las primeras imágenes (Figura 2).

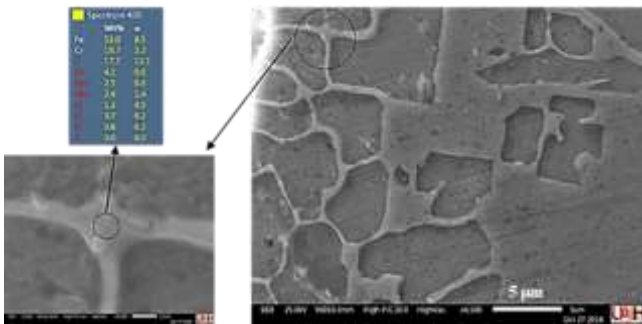


Figura 7. Límite de grano ferrita-ferrita sobre la zona de fractura.  
Fuente: Elaboración propia

Por otro lado, la Figura 8 muestra nuevamente la presencia de las dendritas que ya fue discutido con anterioridad.

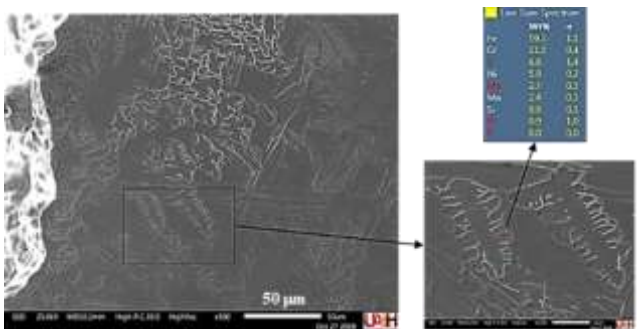


Figura 8. Presencia de dendritas no deseables en el cordón de soldadura.  
Fuente: Elaboración propia

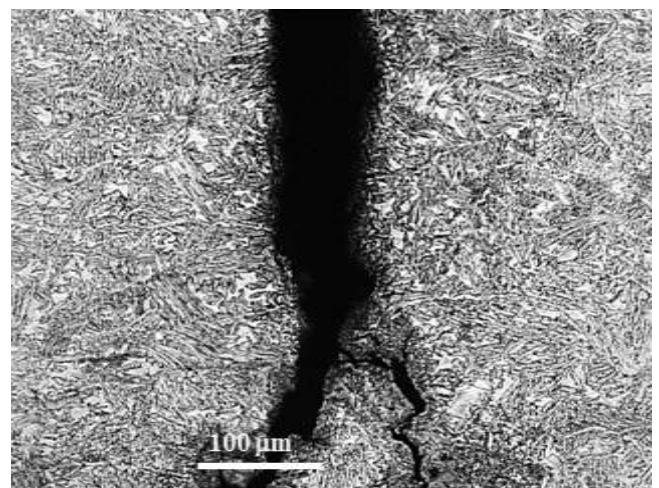


Figura 10. Microestructura del cordón de soldadura.  
Fuente: Elaboración propia

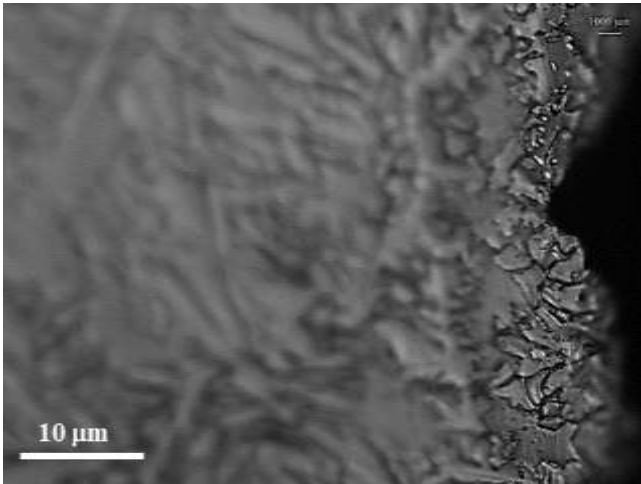


Figura 11. Segregación sobre el borde de la fractura.  
Fuente: Elaboración propia

En las Figuras 12-14 se muestra el inicio de grietas al final de la grieta mayor y pueden verse las posibles trayectorias de continuación de las grietas. Estas trayectorias se muestran de un color brillante (con este enfoque) y sobre ellas logran verse presencia de ligeras segregaciones, sin embargo, la presencia de estas trayectorias se atribuye a la precipitación de la fase frágil  $\sigma$ . Pohl et al. (2007) reportaron que grietas pueden correr en largas distancias a través de partículas de fase  $\sigma$  precipitadas a baja temperatura. Cabe señalar que estas trayectorias se pudieron observar solamente con microscopía óptica y no con microscopía electrónica de barrido debido a la difracción de la luz que genera un contraste visible con las partículas.

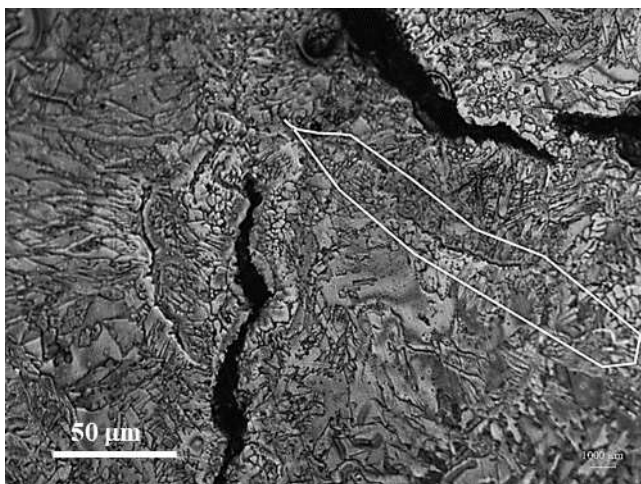


Figura 12. Fisura y posible continuación de la misma.  
Fuente: Elaboración propia

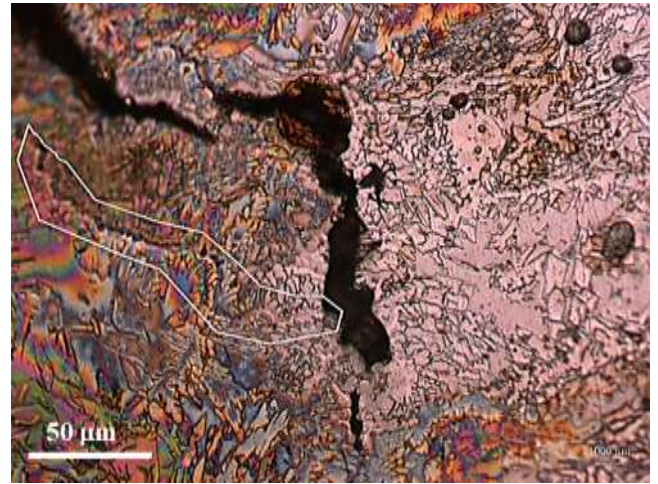


Figura 13. Posible propagación de grieta menor que desemboca en grieta mayor, así como presencia de macrosegregación.  
Fuente: Elaboración propia

La Figura 15 muestra la zona central del cordón de soldadura donde no existe grieta, sin embargo puede verse que aumentó la densidad de segregados así como su tamaño.



Figura 14. Diferentes trayectorias de posible propagación de grietas sobre el centro del cordón de soldadura. Aumento en la densidad de segregados.  
Fuente: Elaboración propia

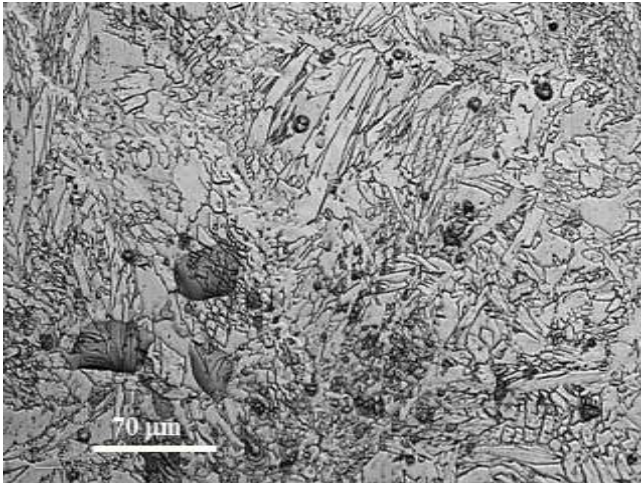


Figura 15. Mayor densidad de segregados en el centro del cordón de soldadura.  
Fuente: Elaboración propia

Sobre el centro del cordón de soldadura donde no ocurrió fractura puede observarse sobre el límite de grano ferrita-austenita (Figura 16) una delgada línea de color rosa brillante (que compete a la parte brillante en las posibles trayectorias de fractura en las imágenes anteriores) que se atribuye a la presencia de la fase  $\sigma$ . Cabe señalar que en escala de grises no se notan estos detalles.

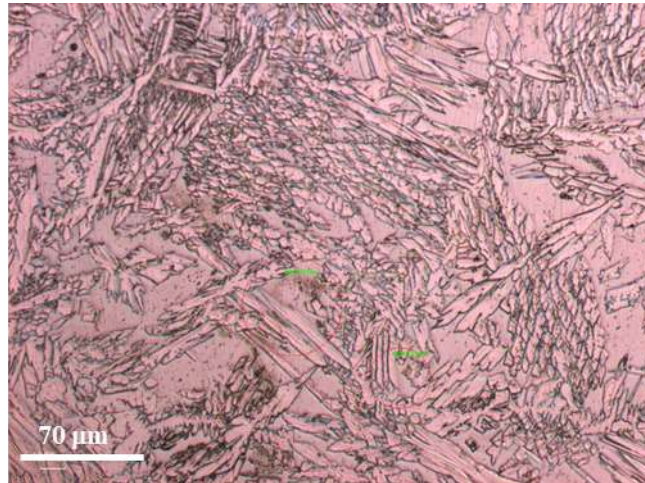


Figura 16. Presencia de la fase  $\sigma$  en el límite de grano ferrita-austenita.  
Fuente: Elaboración propia

### -Microscopía electrónica de barrido

La Figura 17 muestra la presencia de la fase  $\sigma$  sobre el límite de grano y la fractura de los mismos.

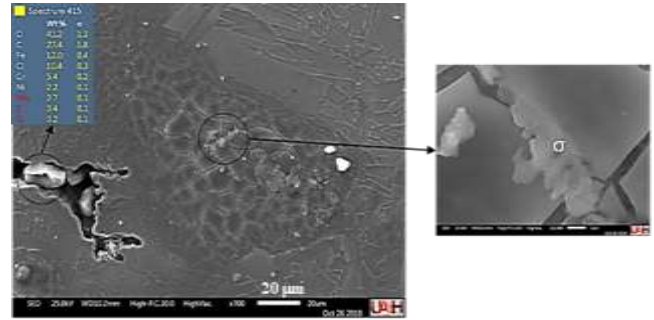


Figura 17. Presencia de la fase  $\sigma$  sobre el cordón de soldadura.  
Fuente: Elaboración propia

La Figura 18 muestra presencia de óxidos dentro de la grieta que se logra ver también en la Figura 17. La Figura 19 muestra un análisis en una grieta más pequeña y de igual manera existe la presencia de óxidos.

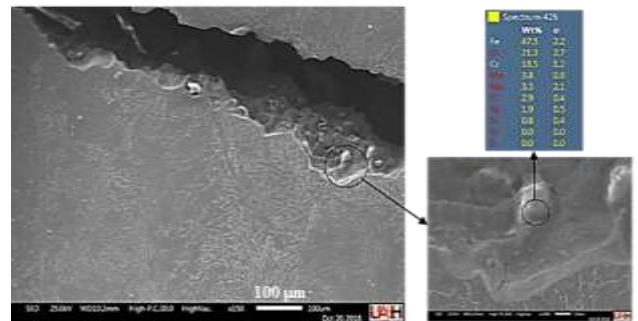


Figura 18. Presencia de óxidos dentro de la fractura.  
Fuente: Elaboración propia

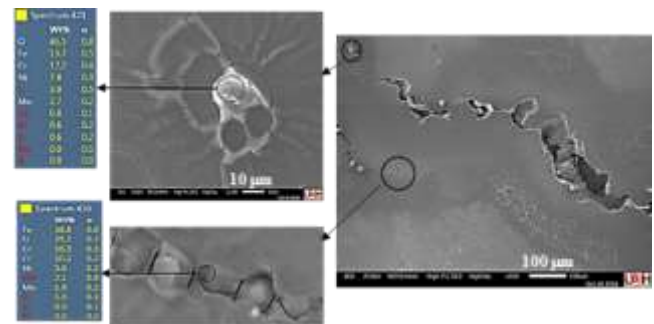


Figura 19. Presencia de óxidos en una fractura pequeña y sobre la estructura ferrítica globular.  
Fuente: Elaboración propia

### 3. Fractografías

En la práctica es común aplicar puntos de soldadura que sirven de sujeción entre las piezas a unir para poder aplicar posteriormente el cordón de soldadura, sin embargo, comúnmente se desconocen los efectos que se pueden generar por la aplicación parcial de calor en la zona donde se aplican los puntos de sujeción. El efecto

será diferente en función de la composición química de los materiales empleados.

La Figura 20 muestra la fractografía de la zona donde fue aplicado el punto de soldadura para la sujeción de las placas a soldar (muestra 3, Figura 1) y que fue una zona de agrietamiento. Puede verse una gran cantidad de protuberancias dendríticas, que como ya se mencionó esto contribuye en la pérdida de propiedades mecánicas. Aunado a lo anterior, se puede ver la presencia de óxidos, los cuales son considerados como imperfecciones en la microestructura que interrumpen la continuidad de la misma, lo anterior genera que éstos funjan como concentradores de esfuerzos siendo un sitio preferencial para el inicio de la fractura.

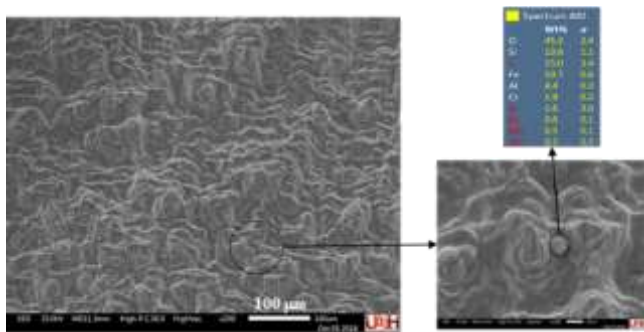


Figura 20. Fractografía del cordón de soldadura en el punto de sujeción.

Fuente: Elaboración propia

En otra zona de la misma muestra y con otra perspectiva, se observa la presencia de óxidos de silicio, así como de sulfuros (ver Figura 21) que de igual manera disminuyen las propiedades mecánicas.

Sobre la muestra 4 (Figura 1) también se realizaron estudios de fractografía. La Figura 22 muestra fragmentos de ferrita globular enriquecidos en cromo, lo que contribuye a su fragmentación, previamente ilustrado en las Figuras 17 y 19. Las estructuras que brindan mejores propiedades mecánicas son las de forma acicular, sin embargo, las de forma globular se generan debido a la inestabilidad térmica de las primeras. Además, durante la solidificación, en la superficie del metal fundido se fragmentan las puntas de las dendritas y éstas viajan hacia el centro por las fuerzas magnéticas producidas por el arco de soldadura y finalmente sirven como nucleantes para la formación de ferrita globular.

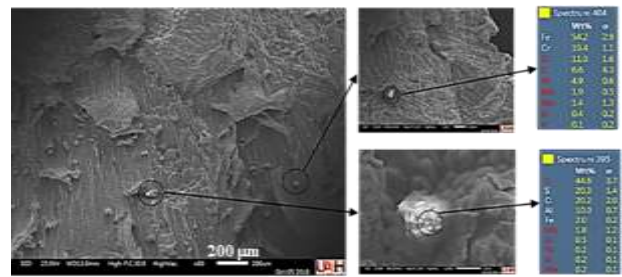


Figura 21. Presencia de óxidos y sulfuros.

Fuente: Elaboración propia

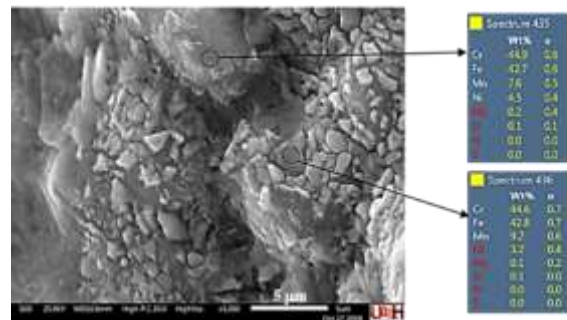


Figura 22. Fragmentos de ferrita globular enriquecida en cromo y manganeso.

Fuente: Elaboración propia

La Figura 23 muestra la presencia de brazos dendríticos, en menor presencia que en la muestra donde se aplicó el punto de sujeción. Un análisis químico sobre uno de estos brazos muestra la segregación de elementos aleantes lo que repercute en la disminución de la tenacidad. De la misma manera la Figura 24 muestra la segregación de elementos de aleación sobre un brazo dendrítico. En esta Figura existe una fase rica en molibdeno lo que sugiere que se estaba llevando a cabo la precipitación de la fase  $\chi$ .

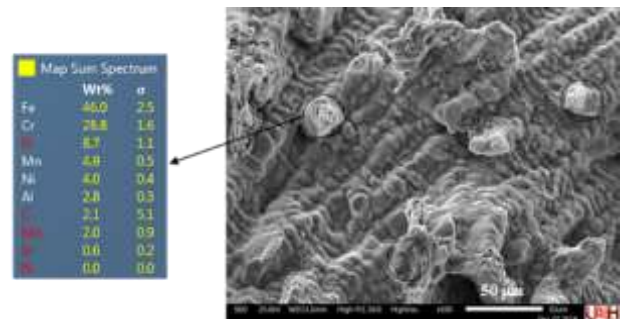


Figura 23. Presencia de brazos dendríticos en el cordón de soldadura.

Fuente: Elaboración propia



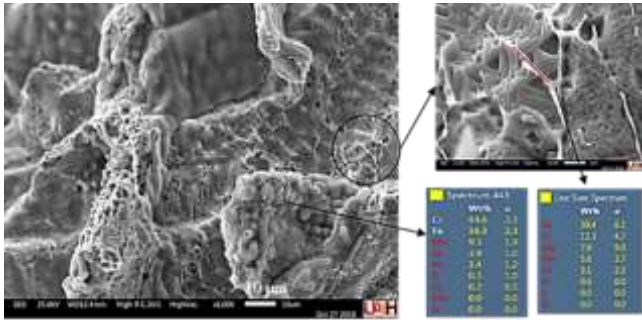


Figura 24. Análisis químico de un brazo dendrítico y la precipitación de la fase  $\chi$ .

Fuente: Elaboración propia

Michalska, J., & Sozańska, M. (2006). Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 56, 355–362.

Pohl, M., Storz, O., & Glogowski, T. (2007). Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 58, 65-71.

Varol, I., Lippold, J. C., & Baeslack-III, W. A. (1992). Welding of duplex stainless steels. *Key Engineering Materials*, 69-70, 217–252.

Voronenko, B. I. (1997). Austenitic-ferritic stainless steels: A state of art review. *Metal Science and Heat Treatment*, 39, 428-437.

Zhou, S., Ma, G., Wu, D., Chai, D., & Lei, M. (2018). Ultrasonic vibration assisted laser welding of nickel-based alloy and Austenite stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 31, 759-767.

### Conclusiones

Los estudios de microscopía mostraron presencia de las fases frágiles  $\chi$  y  $\sigma$  que precipitan entre temperaturas de 600 y 1000°C. Estas fases intermetálicas precipitan principalmente por el enriquecimiento de soluto en la fase ferrita. Por otro lado, se constató que la fractura ocurrió durante el proceso de solidificación a lo que se denomina fractura en caliente. Este tipo de fractura ocurre principalmente por segregación de elementos de aleación. Las fracturas en caliente en soldaduras usualmente son asociadas con películas líquidas de bajo punto de fusión que fueron atrapadas dentro de los brazos dendríticos y que al solidificar generan grandes esfuerzos residuales a causa de la gran contracción generada por la diferencia de temperaturas de fusión entre la película y el resto del material. Este tipo de fractura generalmente exhibe finas protuberancias asociadas a brazos celulares-dendríticos primarios y secundarios que se pudieron observar mediante microscopía.

### Referencias

Beddoes, J., & Parr, J. G. (1999). *Introduction to Stainless Steels* (3rd Ed.): ASM International.

Escriba, D. M., Materna-Morris, E., Plaut, R. L., & Padilha, A. F. (2009). Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 60, 1214-1219.

García, M. (2015). *Efectos de la interacción electromagnética durante la soldadura del acero inoxidable dúplex 2205*. (Tesis Doctoral), Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales-UMSNH.

Kitsunai, Y., Tanaka, M., & Yoshihisa, E. (1998). Influence of residual stresses and loading frequencies on corrosion fatigue crack growth behavior of weldments. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29, 1289–1298.

Lo, K. H., Shek, C. H., & Lai, J. K. L. (2014). Recent developments in stainless steels *Materials Science and Engineering*, 64, 39–104.

Lula, R. A. (1986). *Stainless Steels*: Ed. American Society for Metals.