

# **EFFECTO DE LA CORROSIÓN EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA Y BAJA ALEACIÓN**



**AUTORES:**

**ÁLVARO MANUEL DÍAZ ÁVILA**

**RUBÉN DARÍO HINCAPIÉ CARVAJAL**

**UNIVERSIDAD DE CÓRDOBA**

**FACULTAD DE INGENIERÍAS**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**

**MONTERÍA – CÓRDOBA**

**2020**

**EFFECTO DE LA CORROSIÓN EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE  
JUNTAS SOLDADAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA Y BAJA ALEACIÓN**

**AUTORES:**

**ÁLVARO MANUEL DÍAZ ÁVILA**

**RUBÉN DARÍO HINCAPIÉ CARVAJAL**

**Trabajo de grado presentado en la modalidad monografía como parte de los  
requisitos para optar al Título de Ingeniero Mecánico**

**DIRECTOR:**

**ING. JIMY UNFRIED SILGADO, PhD**

**UNIVERSIDAD DE CÓRDOBA**

**FACULTAD DE INGENIERÍAS**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**

**MONTERÍA – CÓRDOBA**

**2020**

**La responsabilidad ética, legal y científica de las ideas, conceptos y resultados del  
proyecto, serán responsabilidad de los autores.**

**Artículo 61, acuerdo N° 093 del 26 de noviembre de 2002 del consejo superior.**

**Nota de aceptación**

---

---

---

---

---

**Firma del jurado**

---

**Firma del jurado**

## **AGRADECIMIENTOS**

Primeramente agradecemos a Dios por habernos guiado por el buen camino del estudio, por nuestra salud, por brindarnos familiares que han estado velando por nuestro crecimiento continuo y por un futuro en el cual nos sintamos orgullosos.

Le agradecemos a la Universidad de Córdoba por facilitarnos espacios y el personal necesario para alcanzar nuestra meta de ser egresados del programa de Ingeniería Mecánica. A todos los profesores que fueron pacientes y dedicados a nuestro aprendizaje. Agradecemos especialmente a nuestro director de Monografía, al Ingeniero Jimmy, por el tiempo, el esfuerzo y todas las asesorías que nos brindó para que pudiéramos culminar nuestro trabajo.

Y para finalizar, agradecemos a todos los que fueron nuestros compañeros durante estos años de clases. Gracias porque fueron un gran apoyo moral, por animarnos en momentos difíciles y por ayudarnos a ser perseverantes.

## TABLA DE CONTENIDO

<b>1. INTRODUCCIÓN .....</b>	<b>7</b>
<b>2. OBJETIVOS .....</b>	<b>14</b>
<b>2.1 Objetivo general.....</b>	<b>14</b>
<b>2.2 Objetivos específicos.....</b>	<b>14</b>
<b>3. DESARROLLO DEL TEMA .....</b>	<b>15</b>
<b>3.1 Cambios en las propiedades mecánicas de los aceros HSLA debido a la soldadura .....</b>	<b>15</b>
<b>3.2 Efectos del proceso de soldadura sobre la resistencia a la corrosión de los aceros HSLA. ....</b>	<b>32</b>
<b>3.3 Relación entre los efectos de la corrosión y las propiedades mecánicas de los aceros HSLA debido a los procesos de soldadura al arco. ....</b>	<b>42</b>
<b>4. CONCLUSIONES .....</b>	<b>59</b>
<b>5. BIBLIOGRAFÍA .....</b>	<b>60</b>

## LISTADO DE TABLAS

<b>Tabla 1.</b> Composición química del acero de baja aleación y alta resistencia (% en peso)..	16
<b>Tabla 2.</b> Composición química (% en peso) del metal base. ....	21
<b>Tabla 3.</b> Condiciones y parámetros de soldadura FSW. ....	22
<b>Tabla 4.</b> Condiciones y parámetros de soldadura SMAW y GMAW. ....	23
<b>Tabla 5.</b> Propiedades mecánicas del metal base y uniones soldadas. ....	24
<b>Tabla 6.</b> Composición química y propiedades mecánicas del acero HSLA-80 / Composición química del electrodo E11018G. ....	27
<b>Tabla 7.</b> Condiciones de tratamientos térmicos. ....	27
<b>Tabla 8.</b> Resultados ensayos de tracción. ....	30
<b>Tabla 9.</b> Composición química del acero HSLA experimental. ....	32
<b>Tabla 10.</b> Composición de metal base y metal de aporte. ....	34
<b>Tabla 11.</b> Composición química de los materiales base y de aporte (% en peso) ....	39
<b>Tabla 12.</b> Propiedades mecánicas de los materiales base y de aporte. ....	39
<b>Tabla 13.</b> Parámetros de soldadura del proceso MAG. ....	39
<b>Tabla 14.</b> Resultados de la variación de la masa en las probetas sin tratamientos térmicos (ST), expuestas 18 días. ....	44
<b>Tabla 15.</b> Resultados de la variación de masa en las probetas con recocido (TA), expuestas 18 días. ....	45
<b>Tabla 16.</b> Resultados de la variación de masa en las probetas con tratamiento térmico para aliviar tensiones residuales (TR), expuestas 18 días. ....	46
<b>Tabla 17.</b> Durezas de la probeta sin tratamiento térmico (ST). ....	47
<b>Tabla 18.</b> Durezas de la probeta con tratamiento de recocido (TA). ....	47
<b>Tabla 19.</b> Durezas de la probeta con tratamiento térmico para aliviar tensiones residuales (TR). ....	48
<b>Tabla 20.</b> Intervalos de tiempo para los parámetros del ciclo de simulación termomecánica. .....	50
<b>Tabla 21.</b> Propiedades mecánicas del acero ASTM A572. ....	54

## LISTADO DE FIGURAS

<b>Figura 1.</b> Configuración de junta a tope con (a) sin separación de raíz y (b) con separación de raíz de 2 mm. ....	16
<b>Figura 2.</b> Diferentes zonas en las juntas soldadas 1. Zona de fusión; 2. ZAC; 3. Material Base. ....	17
<b>Figura 3.</b> Curva tensión-deformación del material recibido y del material soldado. ....	18
<b>Figura 4.</b> Microestructura del material base. ....	19
<b>Figura 5.</b> Micrografías ópticas de uniones soldadas en muestras con separación entre junta y junta de 0 mm (a) Zona de fusión y (b) ZAC, y separación de 2 mm (c) Zona de fusión y (d) ZAC.....	20
<b>Figura 6.</b> Detalles experimentales (unidades: mm) (a) Configuración de la junta para realizar el proceso de soldadura FSW; (b) Configuración de la junta para realizar el proceso de soldadura SMAW y GMAW. ....	21
<b>Figura 7.</b> Micrografías de metal base. (a) Micrografía óptica; (b) Micrografía, Microscopia Electrónica de Barrido (SEM) .....	22
<b>Figura 8.</b> Curvas de carga vs desplazamiento de MB y uniones soldadas. ....	24
<b>Figura 9.</b> Perfil de microdureza en la sección transversal de las juntas soldadas. (LHDR: región de distribución de dureza más baja) .....	25
<b>Figura 10.</b> Geometría del bisel doble en “V” utilizado en la soldadura. ....	28
<b>Figura 11.</b> Puntos de medición de microdureza de Vickers .....	28
<b>Figura 12.</b> Distribución de la microdureza a través de la junta soldada para las diferentes condiciones de la Tabla 6. (a) SPR / CPO; (b) CPR / SPO; (c) CPR / CPO; y (d) SPR / SPO.....	29
<b>Figura 13.</b> Ilustración esquemática de las juntas soldadas por medio de: (a) VEGW y (b) SAW. ....	34
<b>Figura 14.</b> Macro-imágenes de sección transversal de ambas tecnologías de soldadura (a) Junta VEGW (b) Junta SAW.....	35
<b>Figura 15.</b> Micrografías ópticas de diferentes zonas para uniones soldadas que utilizan VEGW (a) metal base (b) zona afectada por el calor (c) metal soldado .....	36
<b>Figura 16.</b> Micrografías ópticas de diferentes zonas para uniones soldadas utilizando SAW (a) metal base (b) zona afectada por el calor (c) metal soldado. ....	37

<b>Figura 17.</b> Muestra de sección de soldadura para análisis de microestructura y pruebas de corrosión. ....	39
<b>Figura 18.</b> Disposición del cordón de soldadura. ....	42
<b>Figura 19.</b> Protección de áreas sin contacto. ....	43
<b>Figura 20.</b> Diseño y distribución en las cámaras. ....	43
<b>Figura 21.</b> Inspección visual del avance del proceso de corrosión. ....	44
<b>Figura 22.</b> Esquema del ensayo de dureza aplicado en el corte transversal. ....	47
<b>Figura 23.</b> Carácter de distribución de la dureza (a) Junta VEGW (b) Junta SAW. ....	49
<b>Figura 24.</b> Diagrama óptico y ciclos térmicos experimentados por diferentes regiones en la ZAT simulada del acero X80. ....	51
<b>Figura 25.</b> Perfil de microdureza de la ZAC de soldadura simulada sobre acero X80. ....	52
<b>Figura 26.</b> Curvas de polarización potenciodinámica de diferentes regiones, (A) - (E), en la ZAC simulada de acero X80 en la solución ácida. ....	53
<b>Figura 27.</b> Diseño final de las probetas para ensayo de tracción a) del metal base ASTM A572 (b) juntas soldadas "A" y "B" de acero ASTM A572. ....	54
<b>Figura 28.</b> Esquema de medición de microdureza realizado en muestras soldadas con MSA y MSB de acero ASTM A572. ....	55
<b>Figura 29.</b> Perfil de microdureza para el metal base (MB) sometido al proceso de soldadura con consumibles de soldadura tipo "A" y tipo "B". ....	56
<b>Figura 30.</b> Curva de polarización potenciodinámica experimental para las muestras evaluadas: Potencial vs. Tiempo. ....	57

## RESUMEN

La corrosión surgida en los cordones de soldadura y material base cercano a estos se da por el cambio o transformación de la microestructura del material base, obteniendo fases más reactivas a la corrosión o fases que interactúan entre ellas provocando que la degradación del material se acelere. En la presente monografía se estudió el efecto de la corrosión en las propiedades mecánicas de juntas soldadas de acero de alta resistencia y baja aleación.

Se recolectaron datos de diferentes investigaciones en las cuales se evidencio que la soldadura al arco de los aceros de baja aleación y alta resistencia (ARBA) provoca cambios en las propiedades mecánicas de estos. De igual manera se recolecto información de autores que estudiaron la correlación entre el proceso de soldadura y la corrosión en las juntas expuestas a ciclos térmicos y determinaron que existían cambios en las propiedades mecánicas tanto de material base, de la zona afectada por el calor y el material de aporte. Existe una relación estrecha entre la soldadura, el cambio en la microestructura del material debido a este proceso, la corrosión debido a la aparición de nuevas fases o disminución de estas, el cambio en el tamaño de grano de la región cercana al cordón de soldadura y la disminución de las propiedades mecánicas del material base.

**Palabras clave:** Acero de baja aleación y alta resistencia (ARBA), propiedades mecánicas, corrosión, microestructura, fases, microaleantes, zona afectada por el calor (ZAC).

## ABSTRACT

Corrosion arising in the weld seams and base material close to these is given by the change or transformation of the microstructure of the base material, obtaining more reactive phases to corrosion or phases that interact between them causing the degradation of the material is accelerated. In this monograph, the effect of corrosion on the mechanical properties of welded joints in high strength and low alloy steel was studied.

Data were collected from different investigations in which it was evidenced that arc welding of low alloy and high strength steels (HSLA) causes changes in the mechanical properties of these. In the same way, it was collected information from authors who studied the correlation between the welding process and the corrosion in the joints exposed to thermal cycles and determined that there were changes in the mechanical properties of the base material, of the zone affected by heat and the contribution material. There is a close relationship between welding, the change in the microstructure of the material due to this process, the corrosion due to the appearance of new phases or decrease of these, the change in the grain size of the region near the welding bead and the decrease of the mechanical properties of the base material.

**Keywords:** Low alloy and high resistance steel (HSLA), mechanical properties, corrosion, microstructure, phases, microalloys, heat affected zone (HAZ).

## 1. INTRODUCCIÓN

La aleación metálica más usada a nivel industrial en el mundo es el acero, pues a un bajo precio, este combina resistencia mecánica y la posibilidad de ser trabajado mediante variedad de métodos, lo que ofrece un amplio espectro de posibilidades para la manufacturación de piezas. En función de requerimientos específicos, sus propiedades pueden ser modificadas mediante diferentes procesos de conformado, tratamientos térmicos y/o modificaciones en la composición química (Artigas, y otros, 2015).

Los aceros ARBA se denominan aceros microaleados porque están aleados en concentraciones bajas en comparación con otros tipos de aceros (hasta 5% en peso incluido el Carbono). El límite elástico de los aceros HSLA está entre 250 y 600 MPa y se utilizan en automóviles, camiones y puentes, entre otras aplicaciones (Mouritz, 2012). Los aceros microaleados de alta resistencia han reemplazado a los aceros al carbono tradicionales en aplicaciones de la industria automotriz y de la construcción por sus ventajas en cuanto a propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad. Estos aceros logran sus propiedades mecánicas, especialmente los altos niveles de resistencia, mediante el agregado de microaleantes y procesos termomecánicamente controlados. Este proceso permite controlar la recristalización de la Austenita, el crecimiento de grano y la transformación de Austenita a Ferrita mediante un enfriamiento programado y la adición de pequeñas cantidades de elementos microaleantes (Marconi, Castillo, Boccanera, & Ramini, 2015).

La composición química de los aceros ARBA podría variar para cumplir con requisitos particulares de propiedades mecánicas. Los aceros ARBA tienen un contenido de manganeso (Mn) de hasta 2,0% en peso, en combinación con un contenido de carbono muy bajo (<0.10% en peso de C) y también fracciones menores de niobio (Nb), vanadio (V), titanio (Ti), y

molibdeno (Mo). El carbono tiene un efecto de fortalecimiento de la matriz por precipitación. El manganeso muestra un efecto de fortalecimiento sustitutivo y disminuye la temperatura de transición dúctil frágil esencial para formar una microestructura de ferrita acicular de grano fino. Los elementos de microaleación como Nb, Ti y V tienden a formar nitruros y carbonitruros que retardan la recristalización e inhiben el crecimiento de granos de Austenita. El Niobio reduce el rango de temperatura en el que se produce la recristalización entre las pasadas de laminación. El titanio y el vanadio pueden mejorar las propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción y la tenacidad mediante el refinamiento del grano. El aumento de la resistencia del acero está directamente relacionado con un aumento en el contenido de molibdeno (Mo), silicio (Si) y níquel (Ni). Por tanto, la función principal de los elementos de aleación es el fortalecimiento de la ferrita a través de los siguientes mecanismos: refinamiento del grano, solución sólida y endurecimiento por precipitación. El refinamiento del grano depende de la composición química, en términos de la formación de precipitados y los parámetros del tratamiento térmico. Por lo tanto, cada elemento junto con la velocidad de enfriamiento determinará el tipo y la fracción de volumen de las fases que se formarán en una aleación de alta resistencia dada (Saoudi, y otros, 2020).

La necesidad de unir piezas ha significado para la industria metalmeccánica el desarrollo de tecnologías de unión, siendo la soldadura el proceso con mayor importancia, esto, por su criticidad y los efectos que tiene sobre la zona soldada y cercana al cordón de soldadura. De igual manera se ha establecido que existe una relación entre la corrosión de las juntas soldadas y la disminución de las propiedades mecánicas de las piezas unidas debido al proceso mencionado (Lebozec, Legac, & Thierry, 2012)

El hecho de que los aceros ARBA tengan elementos de microaleación, el comportamiento, específicamente el nivel de resistencia para el que se realiza la microaleación, puede cambiar significativamente durante el calentamiento asociado con la soldadura y algunos otros procesos de fabricación. Para que la resistencia de las estructuras soldadas no se vea afectada se hace importante que se desarrolle un procedimiento de soldadura cuidadosamente considerado (Singh, 2016).

Dentro de los procesos alternos de manufactura, la soldadura es uno de los métodos más rápidos, eficaces y económicos para la unión entre metales, y a nivel industrial tiene una importancia enorme, especialmente en sectores como la industria metalmecánica, de autopartes y construcción (Delgado, Méndez, & Ramírez, 2018). La soldadura por arco es un proceso de fusión en el que la unión de materiales se logra mediante la aplicación de potencial eléctrico a un electrodo, creando un arco entre el electrodo y la pieza de trabajo. El arco eléctrico sirve como camino conductor para el flujo de corriente a través del electrodo. El electrodo consumible conduce la corriente mientras se funde para proporcionar material de aporte para la junta. Si el electrodo es de un tipo no consumible, simplemente conduce la corriente entre el electrodo y la pieza de trabajo y se usa un material de aporte por separado (Vendan, y otros, 2019).

Debido a los ciclos térmicos que se desarrollan durante un proceso de soldadura, se producen cambios microestructurales en el material soldado. Dependiendo de estos cambios, la zona de la soldadura suele dividirse en tres zonas: zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAC) y material base (MB). Por los cambios que se experimentan, los componentes soldados son un ejemplo donde las propiedades mecánicas son fuertemente influenciadas por la microestructura. Entre las propiedades mecánicas de un acero, el esfuerzo de fluencia es

la más importante en el diseño de procesos de conformado mecánico, y el parámetro más importante en el diseño de prevención de fallas. Esta propiedad es determinada por medio del ensayo de tracción o de compresión. La prueba de tracción es una de las pruebas mecánicas más comunes. Se utiliza en la selección de materiales y en la determinación de propiedades mecánicas importantes para aplicaciones de ingeniería (Davis, 2019). Generalmente, no se determinan las propiedades mecánicas de la soldadura, si no lo que se hace es realizar el ensayo de tracción en la zona de la soldadura, y si la falla no ocurre en esta zona, se dice que se cumple con los requerimientos, es decir, la soldadura es más resistente que el metal base (López Martínez, Vázquez Gómez, & Campillo Illanes, 2014).

Los aceros ARBA pueden ser considerados como soldables condicionalmente, por lo que esta condicionalidad se refiere a la aplicación de medidas que permitan la unión exitosa por soldadura. En el proceso de soldadura, estos aceros degradan sus propiedades mecánicas debido a cambios de su estado microestructural. Esos cambios son especialmente significativos en la zona afectada por el calor (ZAC) de las uniones soldadas, tales como aumento de rigidez, disminución de tenacidad, aumento de fragilidad debido a la temperatura de transición dúctil, así como aparición de diferentes tipos de discontinuidades del material. La aparición de fisuras y las fases quebradizas está relacionada con el rápido enfriamiento de la soldadura (Miletic, y otros, 2020).

La corrosión en las uniones soldadas, que se denomina corrosión de la soldadura, es una de las principales causas de falla en los sistemas de tuberías y demás estructuras unidas por medio de este proceso. Hay muchos factores que contribuyen a la corrosión de la soldadura, como la secuencia del cordón de soldadura, la película de óxido generada en el proceso, la porosidad en los cordones de soldadura realizados, entre otros. Las consecuencias causadas

por los ciclos de calentamiento y enfriamiento durante el proceso de soldadura forman una microestructura diferente a la del material base y alteran la composición en la soldadura debido a la microsegregación, precipitación de fases secundarias, recristalización y crecimiento de grano en la zona afectada por el calor de la soldadura (ZAC). En resumen, debido a la alta energía de calentamiento y al enfriamiento rápido durante los procesos de soldadura, la microestructura y composición son diferentes del metal base, con ella las propiedades mecánicas, en esta zona las propiedades son completamente diferentes en el resto de la estructura soldada (Kim & Kim, 2019).

La corrosión es la destrucción espontánea de metales y aleaciones causada por la interacción química, bioquímica y electroquímica entre metales y aleaciones y el medio ambiente. Durante la corrosión, los metales tienden a convertirse en compuestos termodinámicamente estables, como óxidos, hidróxidos, sales o carbonatos. Tratan de regresar a su estado original (minerales y menas) de los metales por corrosión espontánea como resultado de una disminución de la energía libre. La corrosión compromete la seguridad de la estructura y es un factor principal en las fallas catastróficas en puentes, instalaciones nucleares, componentes de aviones y equipos utilizados en las industrias química, petroquímica, de transporte y de construcción. La corrosión es un fenómeno espontáneo que progresa lentamente. La tasa se rige principalmente por el medio ambiente, metal composición y propiedades metalúrgicas, químicas y electroquímicas (Popov, 2015).

Las estructuras de acero ubicadas en el ambiente exterior están expuestas a factores de corrosión atmosférica, provocando la formación de productos de corrosión en la superficie del metal y consecuentemente una disminución en el espesor del material. Entre los principales factores de la corrosión atmosférica se encuentran principalmente la humedad, la

temperatura, los estimulantes agresivos presentes en la atmósfera, partículas sólidas, entre otros (Krivy, Kubzova, Kreislova, & Urban, 2017).

Una forma común de clasificar los tipos de corrosión, es mediante las siguientes cuatro categorías: corrosión generalizada, corrosión localizada, corrosión combinada con un fenómeno físico, y otros tipos. La corrosión generalizada, ocurre sobre toda la superficie del material de forma homogénea, deteriorándolo completamente. Este tipo de corrosión es el que mayor pérdida de material provoca, pero es relativamente fácil de predecir y controlar, por lo que un accidente producido por este es de rara ocurrencia. La corrosión localizada, al contrario de la corrosión uniforme, representa un mayor riesgo potencial, debido a su difícil detección ya que se manifiesta en zonas específicas en el material, determinadas tanto por la naturaleza del material, la geometría de este, y las condiciones del medio al que se somete. Los procesos de corrosión localizada de mayor ocurrencia son galvánica, por fisura, por picaduras, por cavitación y microbiológica (Salazar, 2015).

Un estudio global presentado en Vancouver Canadá en el 2016 reveló que la puesta en marcha de mejores prácticas en prevención de la corrosión podría implicar en ahorros globales entre el 15 y el 35% del costo de los daños, o lo que es equivalente a un ahorro de entre US\$375 mil y US\$875 mil millones (Instituto técnico de preparación y tratamiento de superficies, 2016).

Las fallas de las uniones soldadas son causadas frecuentemente por procesos de soldadura inapropiados, o aún por un estado elevado de tensión. Sin embargo, también se pueden generar grietas de soldadura en relación con el diseño del acero. Para evitarlos, es necesario tener en cuenta la metalurgia física del proceso ya que, como consecuencia del calor aportado durante el proceso de soldadura, la junta soldada (incluido el metal base) sufre distintos ciclos

térmicos. Otro mecanismo generador de grietas es la corrosión, en sus diversas formas. La corrosión asistida por hidrógeno, promovida por la presencia de H<sub>2</sub>S (SCC, agrietamiento por corrosión bajo tensión o HIC, agrietamiento inducido por hidrógeno). Es necesario el desarrollo de aceros resistentes a este tipo de corrosión, así como el análisis de su soldabilidad (Zalazar, Ramini, Surian, Bruna, & Baralla, 2010).

La importancia de este trabajo reside en recolectar información y discutir sobre la afectación en las propiedades mecánicas del material base y el cordón de soldadura después de que las uniones soldadas sean atacadas por el fenómeno de corrosión. De esta manera, se pretende determinar cómo interviene el aporte de calor durante el proceso de soldadura y la exposición de las juntas a corrosión en las propiedades mecánicas y microestructurales de las uniones soldadas de los aceros de baja aleación y alta resistencia.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo general**

Desarrollar un análisis de los efectos de la corrosión en las propiedades mecánicas de juntas soldadas de aceros de alta resistencia y baja aleación.

### **2.2 Objetivos específicos**

- 1.** Analizar los cambios en las propiedades mecánicas de los aceros ARBA debido a la soldadura.
- 2.** Estudiar los efectos que el proceso de soldadura de los aceros ARBA realizan sobre la resistencia a la corrosión.
- 3.** Desarrollar un análisis correlacional entre los efectos sobre la corrosión y las propiedades mecánicas de los aceros ARBA debido a los procesos de soldadura al arco.

### **3. DESARROLLO DEL TEMA**

#### **3.1 Cambios en las propiedades mecánicas de los aceros ARBA debido a la soldadura**

Los aceros de alta resistencia y baja aleación están diseñados para proporcionar combinaciones específicas deseables de propiedades, como resistencia, tenacidad, formabilidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión. Estas características los hacen ideales para aplicaciones críticas en condiciones de servicio severas y en entornos agresivos, a saber, vehículos ferroviarios y de carretera, componentes de automóviles, maquinaria de construcción, equipos industriales, estructuras off-Shore, gasoductos y puentes, entre otros (Branco & Berto, 2018). La formación de estructuras frágiles y la inicialización de grietas debido a la soldadura están relacionadas con la alta velocidad de enfriamiento de la zona de soldadura. El proceso de soldadura común se basa en el calentamiento localizado y el enfriamiento lo que conlleva a campos de temperatura no homogéneos en las zonas afectadas por el calor. Los procesos de la tecnología de soldadura actual traen por su naturaleza numerosas consecuencias, como falta de homogeneidad del material, alteración de la composición química, transformaciones microestructurales, disminución de tenacidad, diferentes discontinuidades de material, etc. (Ilic, Ivanovic, Lazic, & Josifovic, 2019).

Ullah, Rajput, Gupta, Verma y Soota (2019), investigaron el efecto de la soldadura en la microestructura y las propiedades mecánicas del acero de baja aleación y alta resistencia soldado mediante el proceso GMAW. Para evaluar las propiedades mecánicas de los metales soldados, se realizaron pruebas de tracción y pruebas de dureza Vickers.

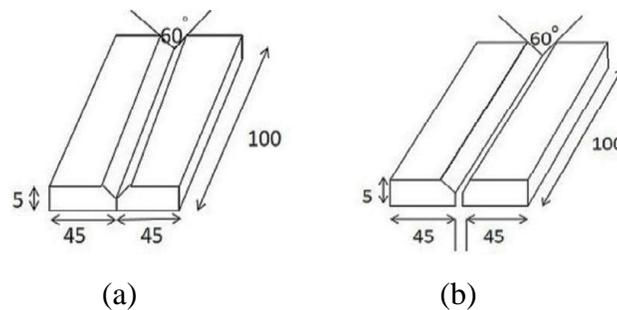
Para la experimentación se tomaron placas planas largas de 5 mm de espesor, estas se cortaron con dimensiones de 45 mm x 100 mm. La representación esquemática de las uniones

soldadas se muestra en la Figura 1. Para unir las juntas se empleó el proceso de soldadura GMAW y como gas de protección se utilizó CO<sub>2</sub>.

**Tabla 1.** Composición química del acero de baja aleación y alta resistencia (% en peso).

Elemento	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr
% En peso	0,084	0,211	1,12	0,009	0,023	0,031	0,038

**Fuente:** (Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota, 2019)

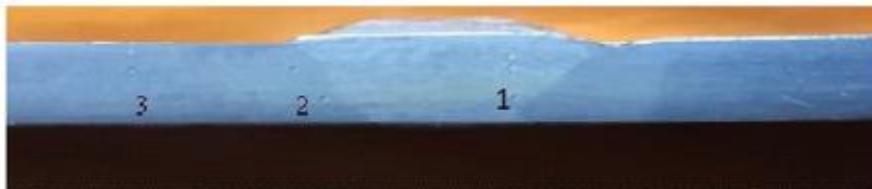


**Figura 1.** Configuración de junta a tope con (a) sin separación de raíz y (b) con separación de raíz de 2 mm.

**Fuente:** (Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota, 2019)

Se utilizó una máquina de ensayos Vickers (VM-50) para medir la dureza en el material recibido y la junta soldada. Se siguió la norma ASTM E8 para preparar la muestra de ensayo de tracción. La prueba de tracción se realizó en una máquina universal de 100 kN. Las muestras se cortaron en sección transversal a los cordones de soldadura y tal como se recibieron para observar los cambios microestructurales. Se pulieron utilizando diferentes grados de papeles y paños de pulido, seguido de ataque con Nital al 2%. Se utilizó un microscopio óptico de luz (Leica DMIL M LED) para observar la microestructura del material soldado y en estado de entrega.

El valor medio de dureza del material recibido fue de 188 VHN. Los valores promedio de dureza de la muestra soldada sin espaciamento de raíz en la zona de fusión, en la ZAC y el material base fueron 219 VHN, 202 VHN y 188 VHN, respectivamente; mientras que el de la muestra con separación de raíz de 2 mm fue 225 VHN, 208 VHN y 188 VHN, respectivamente. En la Figura 2 se muestran las diferentes zonas del proceso de soldadura. El valor de dureza disminuye desde la zona de fusión hasta el material base. De esta manera, el valor promedio de dureza en la zona de fusión es mayor en comparación con la ZAC y el material base. Los autores creen probable que esto se debe a la formación de martensita junto con Austenita retenida y ferrita acicular, durante el enfriamiento en la zona de fusión. Las juntas con separación de raíz de 2 mm muestran una dureza promedio mayor en comparación con la de separación de raíz de 0 mm debido al uso de una mayor entrada de calor para generar un mayor aporte.

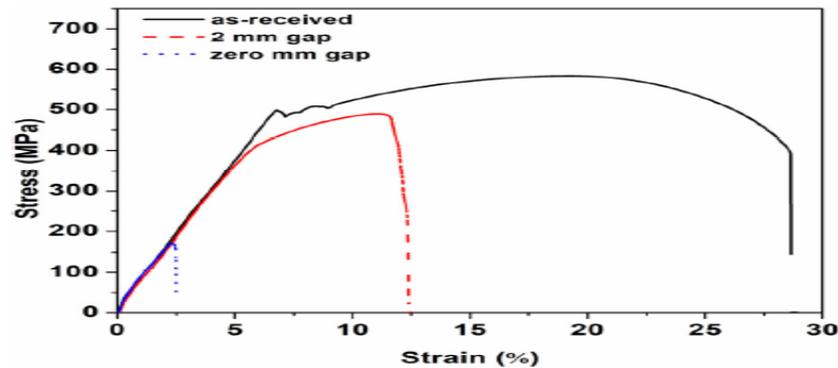


**Figura 2.** Diferentes zonas en las juntas soldadas 1. Zona de fusión; 2. ZAC; 3. Material Base.

**Fuente:** (Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota, 2019)

La Figura 3 muestra la curva de tensión vs deformación de las muestras soldadas (con separación de raíz de 0 mm y de 2 mm), y en estado de entrega. El límite elástico y la resistencia a la tracción del material en estado de entrega fueron de 502 MPa y 583 MPa, respectivamente. El límite elástico y la resistencia a la tracción en la probeta soldada con separación de raíz de 0 mm fueron de 163 MPa y 184 MPa, respectivamente, mientras que la

de la probeta soldada con separación de 2 mm fueron de 425 MPa y 507 MPa, respectivamente.



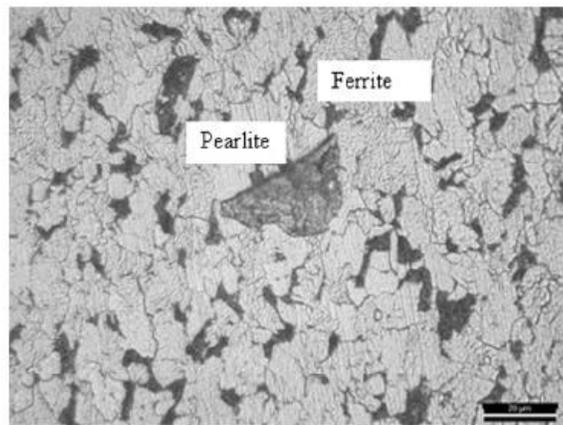
**Figura 3.** Curva tensión-deformación del material recibido y del material soldado.

**Fuente:** (Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota, 2019)

Según los autores, el rendimiento y la resistencia a la tracción del material base es más alto entre todas las muestras soldadas porque posee una microestructura uniforme y sufre deformación, estrechamiento y fracturas uniformes cuando se aplica una carga externa. Las probetas soldadas (especialmente en la zona de fusión y la ZAC) tienen microestructuras no homogéneas que dan como resultado valores más bajos de fluencia y resistencia a la tracción. El metal soldado con separación de raíz de 2 mm tiene mayor resistencia en comparación con el metal soldado con separación de raíz de 0 mm, porque la resistencia aumenta con el espacio en la soldadura a tope. Dado que el metal soldado con separación de 2 mm tiene más metal de relleno, la velocidad de enfriamiento lenta da como resultado una microestructura uniforme en la zona de fusión, por lo tanto, genera mayor resistencia. Al comparar la resistencia de las juntas soldadas con separación de raíz de 2 mm y 0 mm, se observó que una mayor adición de calor y de metal de aporte provocan un enfriamiento lento, mezclado mejor entre el material base con el metal de aporte y se forman más estructuras columnares

que contienen ferrita acicular con martensita / Austenita retenida. Debido a esta formación, se observó mucho incremento en la resistencia de la junta soldada con separación de raíz de 2 mm en comparación con la de la junta soldada con separación de raíz de 0 mm.

La microestructura del acero ARBA en estado de entrega consiste en ferrita (color blanco) y colonias de perlita (color oscuro), como se muestra en la Figura 4. Las zonas perlíticas se forman debido a la difusión de carbono durante el vaciado del material.

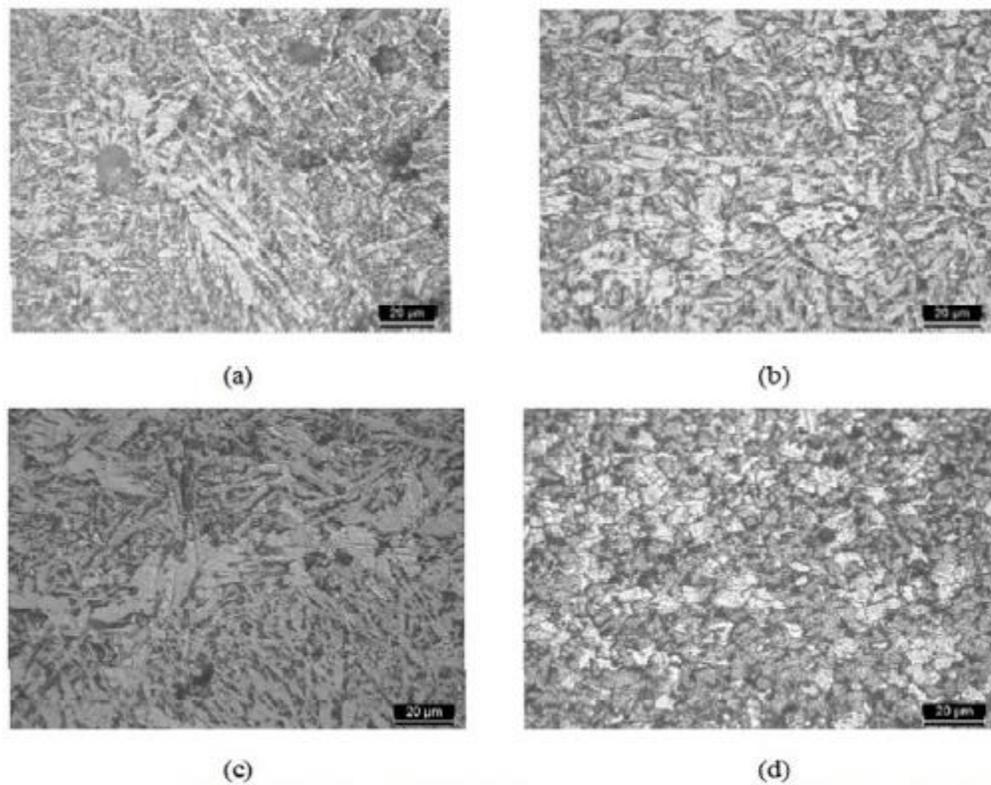


**Figura 4.** Microestructura del material base.

**Fuente:** (Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota, 2019)

Las Figuras 5 (a-c) muestran las micrografías ópticas de varias regiones de uniones soldadas con separación de raíz de 0 mm y 2 mm. La zona de fusión consta de estructuras de grano columnar (ferrita acicular), la cual se forma cuando los granos tienen tiempo suficiente para alargarse debido a la velocidad de enfriamiento lenta en la zona de fusión. En la ZAC, los granos son más finos debido a la velocidad de enfriamiento más rápida. La microestructura de la zona de fusión de la junta soldada con separación de raíz de 2 mm tiene mayor grosor en comparación con la del metal soldado con separación de raíz de 0 mm porque tiene más material de aporte que da como resultado un enfriamiento más lento. La entrada de calor y

metal de aporte juegan un factor intrínseco en la microestructura del metal de soldadura. Un mayor aporte de calor provoca una velocidad de enfriamiento más lenta que provoca una estructura de grano grueso. Un menor aporte de calor provoca un enfriamiento rápido y produce una microestructura más fina en el metal de soldadura, como se muestra en la Figura 5 (a-d).



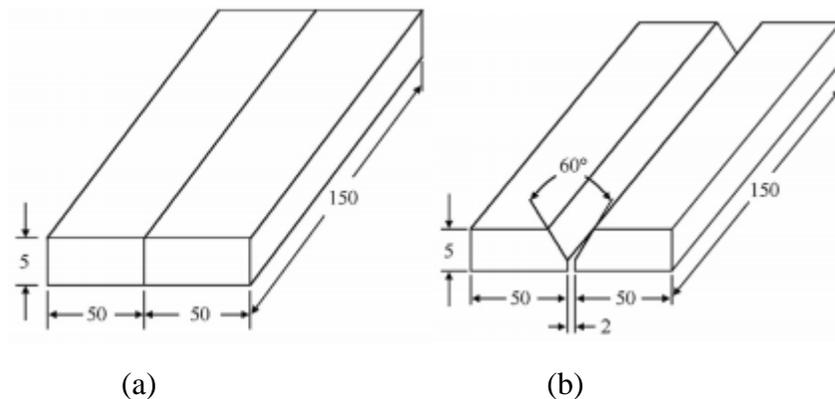
**Figura 5.** Micrografías ópticas de uniones soldadas en muestras con separación entre junta y junta de 0 mm (a) Zona de fusión y (b) ZAC, y separación de 2 mm (c) Zona de fusión y (d) ZAC.

**Fuente:** (Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota, 2019)

Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi y Rao (2015), realizaron una investigación comparativa de las propiedades mecánicas (tracción, impacto, dureza) y características microestructurales de uniones soldadas de acero HSLA de grado naval empleando tres tipos de procesos de

soldadura: soldadura manual por arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW), soldadura por arco metálico y protección gaseosa (GMAW) y soldadura por fricción y agitación (FSW).

En el experimento se emplearon láminas de acero HSLA de grado naval con un espesor de 5 mm y con dimensiones de 100 mm x 150 mm para preparar las configuraciones de las juntas, como se muestran en la Figura. 6 (a) y (b). La composición química del metal base se presenta en la Tabla 2. Mientras que la microestructura del metal base se muestra en las Figura. 7 (a) y (b). La microestructura de este acero está compuesta de ferrita con una pequeña cantidad de colonias de perlita.



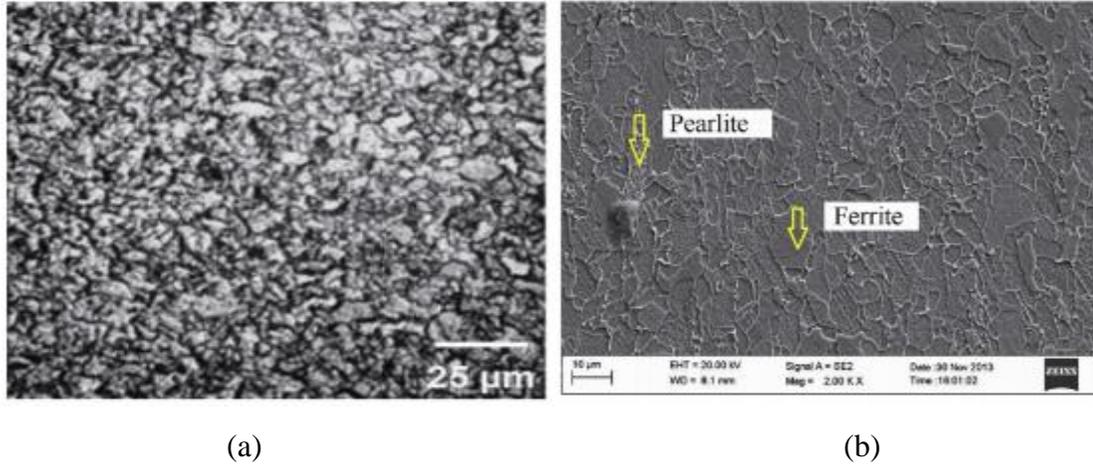
**Figura 6.** Detalles experimentales (unidades: mm) (a) Configuración de la junta para realizar el proceso de soldadura FSW; (b) Configuración de la junta para realizar el proceso de soldadura SMAW y GMAW.

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)

**Tabla 2.** Composición química (% en peso) del metal base.

Elemento	C	Mn	N	Si	Mo	Ti	V	Nb	Ni	Cu	Al	W
% En peso	0,08	1,42	0,015	0,19	0,02	0,016	0,032	0,035	0,69	0,126	0,032	0,04

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)



**Figura 7.** Micrografías de metal base. (a) Micrografía óptica; (b) Micrografía, Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)

Para la soldadura realizada mediante el proceso FSW se empleó una herramienta giratoria no consumible fabricada en aleación de tungsteno. Se utilizó la familia de aportes E 8018-C1 con una composición nominal de 0,06% C, 1,8% Mn y 2,5% Ni para para soldar los aceros de grado naval, tanto para el proceso SMAW y el alambre de relleno para el proceso GMAW. Las condiciones de soldadura y los parámetros utilizados para fabricar las juntas libres de defectos se presentan en las Tablas 3 y 4.

**Tabla 3.** Condiciones y parámetros de soldadura FSW.

Parámetros del proceso	Valor
Velocidad de rotación / rpm	600
Velocidad de soldadura / ( $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )	30
Fuerza axial / kN	15
Relación D / T de la herramienta	5
Diámetro del hombro de la herramienta / mm	25
Longitud del pasador / mm	4
Ángulo de inclinación de la herramienta / ( $^{\circ}$ )	0
Entrada de calor / ( $\text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ )	1,056

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)

**Tabla 4.** Condiciones y parámetros de soldadura SMAW y GMAW.

<b>Parámetros</b>	<b>SMAW</b>	<b>GMAW</b>
Metal de aporte (electrodo)	E 8018-C1 según SFA 5.5	
Diámetro de relleno / mm	4	1,2
Corriente / A	152	255
Voltaje / V	25	30
Velocidad de soldadura / (mm · min <sup>-1</sup> )	153	300
CO <sub>2</sub> caudal / (L · min <sup>-1</sup> )	-	12
Entrada de calor / (kJ · mm <sup>-1</sup> )	1,489	1,53

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)

Los autores siguieron las pautas de la norma ASTM E8M-04 para preparar las muestras de prueba para los ensayos de tracción. Evaluaron las propiedades de tracción utilizando una máquina de ensayo universal. En cada condición, probaron tres muestras y presentaron el valor promedio. Prepararon muestras de impacto Charpy-V para evaluar la tenacidad al impacto del metal de soldadura y, por lo tanto, ubicaron la muesca en el metal de soldadura (centro de soldadura), la prueba de impacto la realizaron a temperatura ambiente. Realizaron el ensayo Vickers para medir la distribución de dureza en las probetas obtenidas. Muestras para metalografía fueron cortadas tomando parte del metal de soldadura, la ZAC y regiones de metal base. Realizaron un pulido con diferentes grados de papel de lija. El pulido final lo realizaron utilizando pasta de diamante (tamaño de partícula de 1 mm).

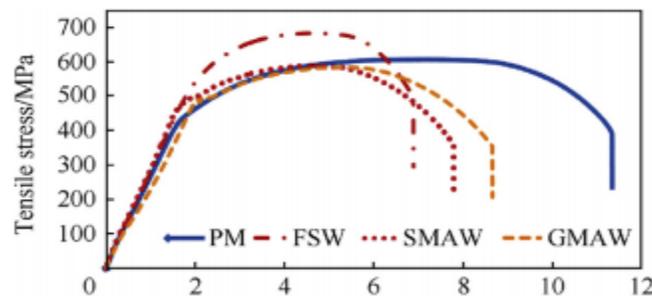
Las muestras fueron sometidas a ataque con Nital al 2% para revelar la microestructura de las juntas utilizando un microscopio óptico. También se utilizó microscopía electrónica de barrido por emisión de campo para caracterizar la microestructura del metal de soldadura. Los valores obtenidos por los autores en los ensayos de tracción realizados en el metal base y las uniones soldadas se presentan en la Tabla 4. De las tres uniones soldadas, las uniones por FSW exhibieron valores de resistencia más altos. Las uniones soldadas por fusión

(SMAW y GMAW) exhibieron mayor límite elástico, menor resistencia a la tracción, menor alargamiento y menor tenacidad. Los resultados de impacto Charpy se presentan en la Tabla 5. De los tres tipos de juntas soldadas, las juntas fabricadas por GMAW exhibieron valores de ductilidad más altos en comparación con las juntas FSW y SMAW. Las curvas de esfuerzo vs desplazamiento del metal base y las uniones soldadas se muestran en la Figura 8.

**Tabla 5.** Propiedades mecánicas del metal base y uniones soldadas.

	Esfuerzo de fluencia/MPa	Esfuerzo de tensión/MPa	% Elongación	Resistencia al impacto @RT/J	Dureza HV	Ubicación de la fractura
<b>MB</b>	438	610	29	78	270	Centro
<b>FSW</b>	502	664	19	48	410	ASHAZ
<b>SMAW</b>	473	578	19	62	315	Material base
<b>GMAW</b>	485	580	22	69	304	Material base

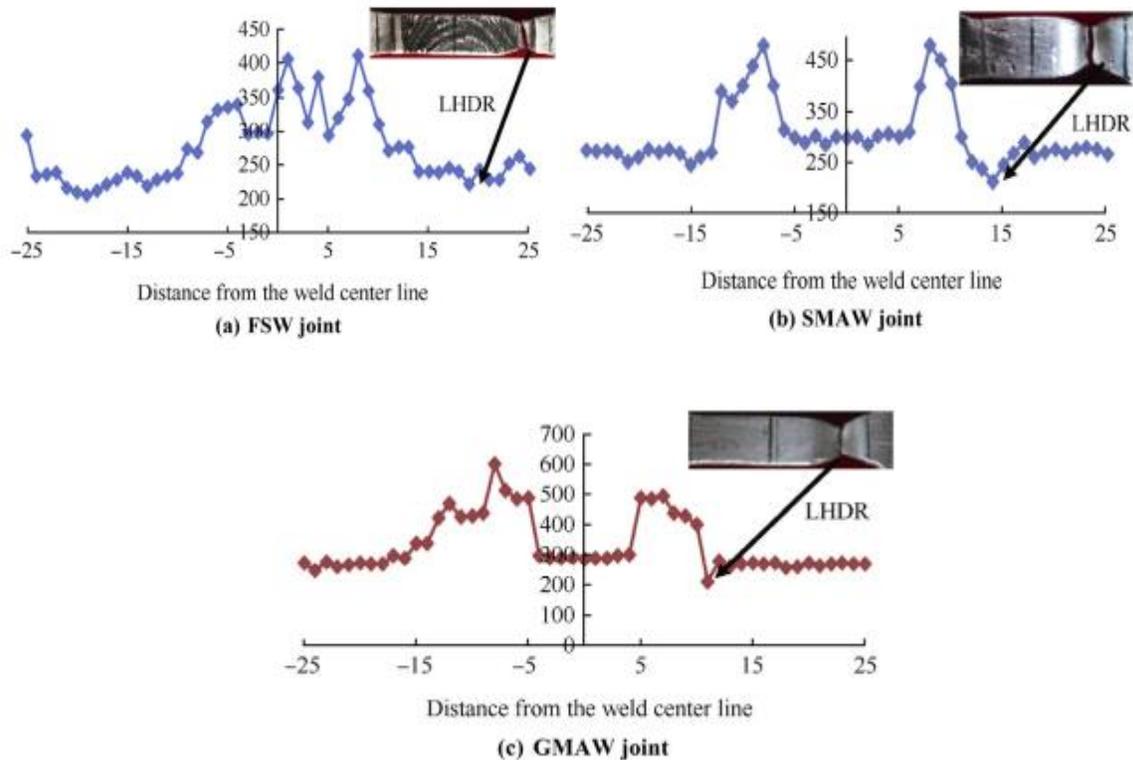
**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)



**Figura 8.** Curvas de carga vs desplazamiento de MB y uniones soldadas.

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)

La Figura 9 muestra las variaciones de dureza a lo largo de la soldadura. La ubicación de la falla de las uniones soldadas es consistente con el perfil de distribución de dureza. La falla ocurrió en todas las juntas a lo largo de la región de distribución de dureza más baja.



**Figura 9.** Perfil de microdureza en la sección transversal de las juntas soldadas. (LHDR: región de distribución de dureza más baja)

**Fuente:** (Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao, 2015)

De esta investigación se derivan las siguientes conclusiones:

- 1) De las tres uniones soldadas, la unión fabricada por el proceso FSW exhibió valores de resistencia más altos, y la mejora en el valor de resistencia es aproximadamente del 13% debido al refinamiento del grano en SZ, la composición única del metal de soldadura sin ningún tipo de aporte y la deformación inducida por deformación durante FSW.
- 2) De las tres juntas, la junta fabricada con GMAW exhibió 28% y 10% más de resistencia al impacto, en comparación con las juntas fabricadas con los procesos FSW y SMAW, respectivamente. La presencia de componentes de martensita-Austenita (M-A) y los listones

de ferrita en la matriz bainítica en la microestructura de la zona de soldadura son las razones clave para la mejora de las propiedades de tenacidad.

3) La dureza de la junta FSW (410 HV) es mayor en la zona de agitación en comparación con las regiones ZAC y BM de las juntas SMAW (315 HV) y las juntas GMAW (304 HV). Esto se debe a la severa deformación plástica, a la recristalización dinámica continua ocurrida en la zona de agitación, al calentamiento localizado y la velocidad de enfriamiento rápido del proceso FSW.

Jorge y otros (2018), realizaron un estudio cuyo objetivo fue comparar el efecto de diferentes condiciones de tratamientos térmicos en asociación con la soldadura de un acero HSLA-80. En esta investigación realizaron una soldadura con múltiples cordones utilizando el proceso de electrodo revestido (electrodo E11018G) en diferentes condiciones de tratamiento térmico, con o sin calentamiento previo o posterior a la soldadura, con el fin de comparar los efectos sobre las propiedades mecánicas para cada condición. Una vez realizada la soldadura, se llevaron a cabo procedimientos para caracterizar el comportamiento mecánico de cada unión soldada.

Para este estudio, se utilizaron placas de acero HSLA-80 con dimensiones de 3000 mm × 250 mm × 30 mm. Se fabricaron tres conjuntos de muestras con dimensiones de 500 mm x 250 mm x 30 mm, uno para cada ruta de tratamiento térmico diferente. La Tabla 6 muestra las condiciones de tratamiento térmico aplicadas al acero HSLA-80. Como se indica en esta tabla, CPR significa tratamiento de precalentamiento (70/110 °C durante 2h); CPO significa tratamiento de postcalentamiento (170 °C durante 5h); SPR significa sin precalentamiento; y SPO significa sin postcalentamiento. Todo el experimento se centró en las regiones de fusión

(ZF) y en la zona afectada por el calor (ZAC), buscando análisis mecánicos y microestructurales.

**Tabla 6.** Composición química y propiedades mecánicas del acero HSLA-80/ Composición química del electrodo E11018G

<b>Composición química (% en peso) del metal base, HSLA-80</b>									
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	Cu
0,07	0,54	0,022	0,024	0,37	0,83	0,78	0,19	0,03	1,25
<b>Propiedades mecánicas del acero HSLA-80</b>									
Esfuerzo de fluencia (Mpa)		Esfuerzo último (Mpa)		Modulo elástico (Gpa)			Elongación (%)		
450 ± 32		778 ± 17		203 ± 5			21 ± 2		
<b>Composición química (% en peso) del electrodo E11018G</b>									
C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo				
0,06	1,62	0,25	1,83	0,35	0,44				

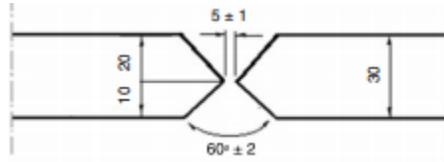
**Fuente:** (Jorge, y otros, 2018)

**Tabla 7.** Condiciones de tratamientos térmicos

<b>Condición</b>	<b>Pre calentamiento</b>	<b>Post calentamiento</b>
CPR/SPO	Si	No
CPR/CPO	Si	Si
SPR/CPO	No	Si
SPR/SPO	No	No

**Fuente:** (Jorge, y otros, 2018)

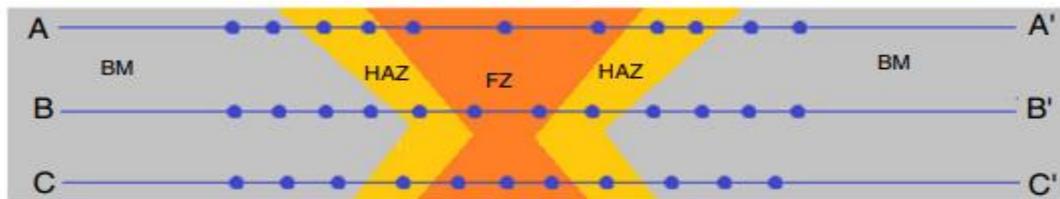
Los conjuntos a soldar se prepararon con perfil de bisel doble en “V”, ángulo de 60°, como se muestra en la Figura 10. La soldadura se realizó mediante el proceso SMAW, en posición plana (1G), con material de adición de electrodo tipo básico AWS / ASME E 11018-G de alta resistencia mecánica y alta tenacidad a bajas temperaturas (760–820 MPa).



**Figura 10.** Geometría del bisel doble en “V” utilizado en la soldadura.

**Fuente:** (Jorge, y otros, 2018)

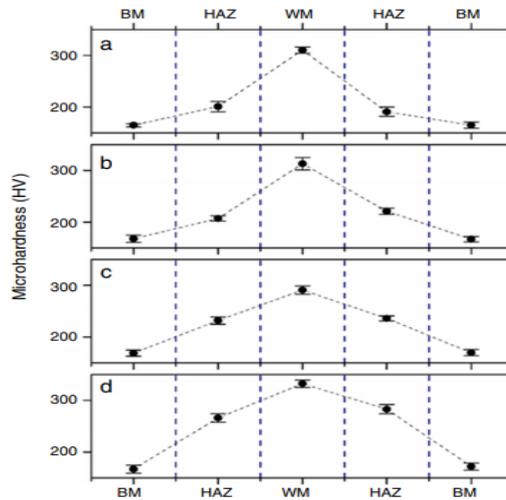
Para la determinación de la microdureza se aplicó una carga utilizando 18 mediciones en el metal base (BM), 8 mediciones en la zona afectada por el calor (HAZ) y 8 en la zona de fusión del metal de soldadura (FZ) como se muestra en la Figura 11.



**Figura 11.** Puntos de medición de microdureza de Vickers

**Fuente:** (Jorge, y otros, 2018)

Las mediciones de microdureza revelan solo pequeñas diferencias debido al efecto del tratamiento térmico en la junta soldada. La condición SPR / SPO, sin pre o postcalentamiento (Tabla 6) exhibió el promedio de dureza en el metal de soldadura más alto de 332 HV. Un nivel de dureza superior obtenido por esta condición probablemente esté asociado con la ausencia de precalentamiento, lo que resulta en una mayor velocidad de enfriamiento. Por tanto, se induce la formación efectiva de ferrita acicular en comparación con las condiciones relacionadas con el tratamiento de precalentamiento y postcalentamiento.



**Figura 12.** Distribución de la microdureza a través de la junta soldada para las diferentes condiciones de la Tabla 6. (a) SPR / CPO; (b) CPR / SPO; (c) CPR / CPO; y (d) SPR / SPO.

**Fuente:** (Jorge, y otros, 2018)

Las pruebas de tracción se realizaron en muestras rectangulares y cilíndricas para evaluaciones de soldadura transversal y cordón de soldadura, respectivamente. Se sometió a prueba de tracción un total de 5 muestras para cada condición. Las muestras de impacto Charpy-V tenían la muesca mecanizada en la ZAC o en el metal de soldadura. Se probaron un total de 5 muestras para cada condición.

En todos los ensayos de tracción, las probetas tuvieron un comportamiento dentro del rango deseable, ocurriendo la fractura en el material base. Además, los valores de resistencia a la fluencia y rotura, 415 y 502 MPa, respectivamente, estuvieron dentro de los esperados para este material. La Tabla 8 muestra los resultados obtenidos por los ensayos de tracción tanto para probetas planas transversales como cilíndricas longitudinales (CL) en relación al cordón de soldadura. Todas las probetas rotas de tracción exhibieron el aspecto de copa y cono que caracteriza a la junta soldada como dúctil.

**Tabla 8.** Resultados ensayos de tracción.

<b>Muestra</b>	<b>Esfuerzo de fluencia</b>	<b>Esfuerzo último</b>	<b>% Elongación</b>
<b>Planas transversales</b>	415 ± 5	502 ± 3	17 ± 2
<b>CL= SPR/CPO</b>	825 ± 3	884 ± 4	19 ± 2
<b>CL= CPR/SPO</b>	856 ± 9	913 ± 11	21 ± 1
<b>CL= CPR/CPO</b>	854 ± 5	903 ± 8	27 ± 1
<b>CL= SPR/SPO</b>	862 ± 6	918 ± 7	24 ± 3

**Fuente:** (Jorge, y otros, 2018)

Con respecto a la prueba de impacto Charpy-V, los resultados mostraron que la interacción de la soldadura y el tratamiento CPO fueron capaces de promover un aumento de la energía absorbida en la ZAC y el efecto inverso para el metal de soldadura. Las muestras Charpy con la muesca en la ZAC muestran una absorción de energía de impacto más alta que las del metal de soldadura, excepto por la condición sin tratamiento térmico, SPR / SPO. Este efecto del tratamiento térmico sobre la energía absorbida podría ser consecuencia de la microestructura heterogénea desarrollada en la junta soldada.

Los autores llegaron a la conclusión de que las mediciones de microdureza revelaron valores significativamente más altos en el metal de soldadura, particularmente para la condición correspondiente a la ausencia de precalentamiento o postcalentamiento.

La energía absorbida por impacto fue mayor en la ZAC que en el metal de soldadura para las condiciones de tratamiento térmico. Sin embargo, esta medida fue mayor para la condición sin tratamiento térmico previo o posterior. Los valores de resistencia a la tracción también indicaron valores ligeramente más altos para el metal de soldadura en la condición sin precalentamiento o postcalentamiento.

Con base en estos resultados, se concluye que los tratamientos térmicos generalmente recomendados para el acero HSLA-80, en la práctica, no deberían afectar significativamente ni el comportamiento mecánico ni la microestructura de las uniones soldadas.

Ullah, Rajput, Gupta, Verma, y Soota, (2019), Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi y Rao (2015) y Jorge y otros (2018) utilizaron aceros de baja aleación y alta resistencia, donde buscaban demostrar los cambios en las propiedades mecánicas de las juntas soldadas por distintos procesos. Realizaron estudios metalográficos y observaron como la entrada de calor suministrada por el proceso de soldadura alteraba la estructura cristalina del material base. En el estudio realizado por Jorge y otros, (2018) se logró evidenciar que las juntas sometidas a un precalentamiento y las que no fueron sometidas a estas poseían diferencias en las propiedades estudiadas. En la dureza tomada de ambos casos se logró observar que la ausencia de un precalentamiento llevo a la pieza soldada a poseer una dureza mayor que las otras piezas que fueron sometidas a un tipo de pre o postcalentamiento. Los autores explican ese fenómeno debido a que al no haber un precalentamiento la tasa de enfriamiento es mucho menor por lo que se consiguen granos gruesos en la zona de fusión, de igual manera, esto da paso a la formación efectiva de ferrita acicular, microestructura que induce dureza al material. Ullah, Rajput, Gupta, Verma y Soota, (2019) al igual que los autores anteriores, encontraron que la dureza disminuía desde la zona de fusión de la soldadura hasta el material base y de igual manera explican esto debido a la aparición de martensita, austenita retenida y ferrita acicular durante el enfriamiento. De otro lado, en la investigación realizada por Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi y Rao, (2015) se observó que la zona de mayor dureza no fue la zona de fusión si no la ZAC de las juntas empleadas tanto para el proceso SMAW como el GMAW. Aunque, ambos autores coinciden en que un mayor aporte de calor conduce a una

velocidad de enfriamiento más lenta, dando como resultado granos gruesos en el metal de soldadura y que una menor entrada de calor conduce a una velocidad de enfriamiento más rápida que da como resultado una microestructura fina. Todos los investigadores encuentran en las microestructuras estudiadas ferrita acicular, martensita (debido a la alta tasa de pérdida de calor de las juntas, común de aparecer en el proceso de soldadura), perlita y austenita.

### **3.2 Efectos del proceso de soldadura sobre la resistencia a la corrosión de los aceros ARBA.**

Los aceros de alta resistencia y baja aleación son materiales estructurales importantes que contienen pequeñas cantidades de elementos de aleación como niobio, titanio, vanadio y aluminio, que mejoran la resistencia de los aceros mediante la formación de carburos, nitruros y carbonitruros estables y proporcionan una mayor resistencia a la corrosión atmosférica que los aceros al carbono convencionales (Kingkam, Zhao, Li, Zhang, & Li, 2018).

Guo y otrora (2015), investigaron el efecto de la variación de la microestructura sobre el comportamiento a la corrosión de un acero de baja aleación y alta resistencia. De igual manera, observaron el comportamiento de las propiedades protectoras de la capa producto de la corrosión. Los resultados experimentales revelan que el tipo de microestructura tiene un efecto significativo sobre la resistencia a la corrosión del acero HSLA.

**Tabla 9.** Composición química del acero HSLA experimental

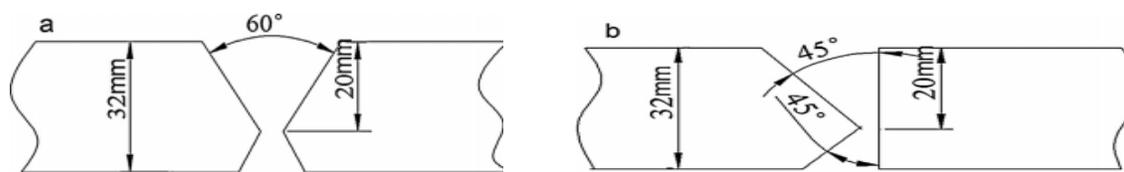
<b>Elemento</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cu</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>N</b>
<b>%</b>														
<b>En peso</b>	0,09	1,29	0,29	0,15	0,06	0,18	0,009	0,002	0,13	0,05	0,034	0,03	0,001	0,006

**Fuente:** (Guo, y otros, 2015)

Los autores emplearon estudios de medición de la pérdida de peso, de las curvas de polarización potenciodinámica y la espectroscopia de impedancia electroquímica los cuales

indicaron que el acero con microestructura de ferrita acicular exhibe la tasa de corrosión más baja. La martensita presenta una resistencia a la corrosión reducida en comparación con la ferrita poligonal. Se encuentra que la superficie de la muestra de ferrita acicular cubierta uniformemente por productos de corrosión es aparentemente más densa y más compacta que las de las otras dos microestructuras, y puede proporcionar cierta cantidad de protección al acero; por tanto, la resistencia de transferencia de carga y los valores del módulo de la muestra de ferrita acicular son los más grandes. Lograron determinar que los productos de corrosión en martensita y ferrita poligonal son generalmente sueltos, porosos y defectuosos, y pueden proporcionar una protección menor.

Liu y otros (2017), realizaron una investigación para determinar el comportamiento de un acero ARBA frente a la corrosión en la zona de soldadura. Las composiciones químicas del acero y el metal de aporte se muestran en la Tabla 10. Este acero en específico se emplea para la fabricación de tanques de almacenamiento de petróleo crudo (LCOST), los cuales a menudo son soldados mediante soldadura vertical de electro-gas (VEGW) y soldadura por arco sumergido (SAW). Los autores soldaron muestras por el proceso VEGW (con una sola pasada con alto aporte de calor, 100 kJ / cm), y el proceso SAW (con múltiples pasadas con baja entrada de calor, aproximadamente 30 kJ / cm), en la Figura 13 se observa la disposición de las juntas para llevar a cabo los procesos de unión, tanto SMAW y VEGW.



**Figura 13.** Ilustración esquemática de las juntas soldadas por medio de: (a) VEGW y (b) SAW.

**Fuente:** (Liu, y otros, 2017)

Se cortaron muestras de las juntas soldadas que contenía metal de soldadura, ZAC y metal base (BM). Para la unión por medio de VEGW se establecieron los siguientes parámetros de soldadura, corriente de 450 A, voltaje de 45 V, velocidad de soldadura de 12 cm / min, entrada de calor de 100 kJ/cm. La junta SAW se produjo mediante soldadura de múltiples pasadas y parámetros de soldadura usando corriente de 500A, voltaje de 30V, velocidad de soldadura de 40 cm/min, entrada de calor de 30 kJ / cm y caudal de gas argón de 15 L/min.

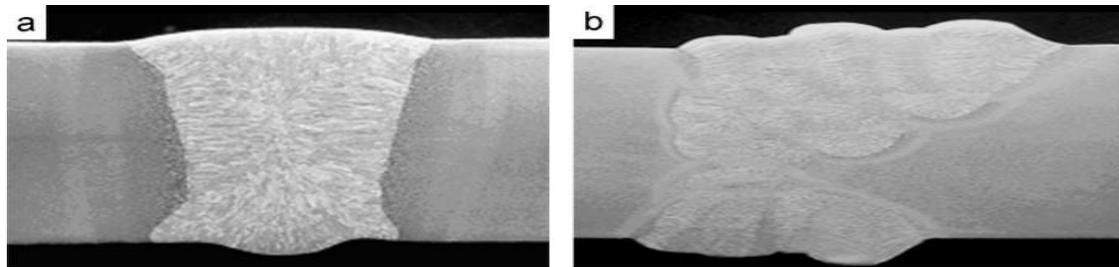
**Tabla 10.** Composición de metal base y metal de aporte.

Material	C	Mn	Si	Al	Mo	Cr	Cu	Nb	Ni	S	P
<b>Material Base</b>	0,09	1,44	0,185	0,029	0,1	0,03	0,01	0,014	0,21	0,0015	0,0043
<b>Material de aporte SAW</b>	0,090	1,32	0,1	0,012	0,8	0,02	0,15	0,01	0,35	0,001	0,004
<b>Material de aporte VEGW</b>	0,1	1,26	0,6	0,023	0,9	0,26	0,12	0,01	0,28	0,001	0,003

**Fuente:** (Liu, y otros, 2017)

En la Figura 14 se muestran micrografías de la sección transversal de ambos procesos de soldadura, mostrando que ambas uniones fueron de buena calidad. Obtuvieron muestras para realizar el estudio de corrosión electroquímica con medidas de 10 mm x 10 mm x 10 mm. Las muestras se montaron en una resina epoxi excepto la superficie en estudio, que se lijo secuencialmente con papeles de grano 400, 600 y 800. La muestra se limpió con agua

destilada y se desengrasó en acetona. Finalmente, las muestras se sometieron durante 5 min a lavado ultrasónico con acetona y se secaron en aire caliente antes de cada experimento.



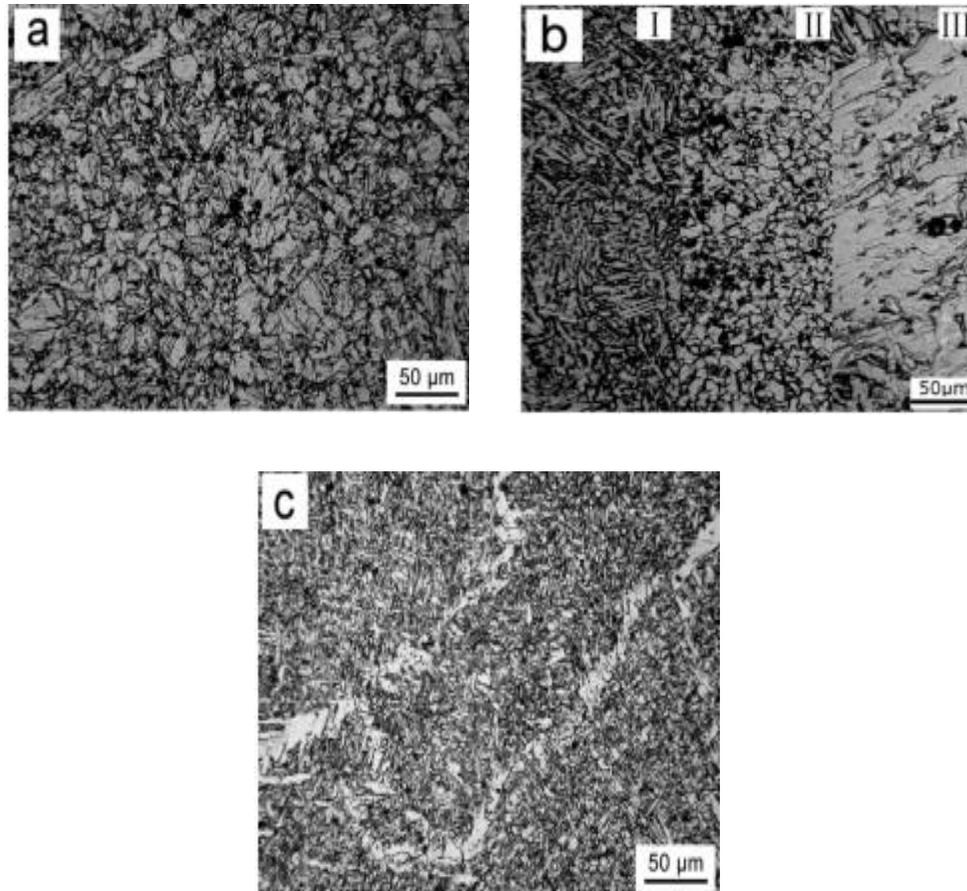
**Figura 14.** Macro-imágenes de sección transversal de ambas tecnologías de soldadura (a) Junta VEGW (b) Junta SAW.

**Fuente:** (Liu, y otros, 2017)

La curva de polarización y EIS se obtuvieron mediante ensayo de corrosión electroquímica en una celda VMP3 a temperatura ambiente en solución de NaCl al 3,5%. Se utilizó microscopía electrónica de barrido (SEM) para investigar la morfología de los productos de corrosión producidos en la junta SAW y la junta VEGW después de 144 h de inmersión en una solución de NaCl al 3,5%.

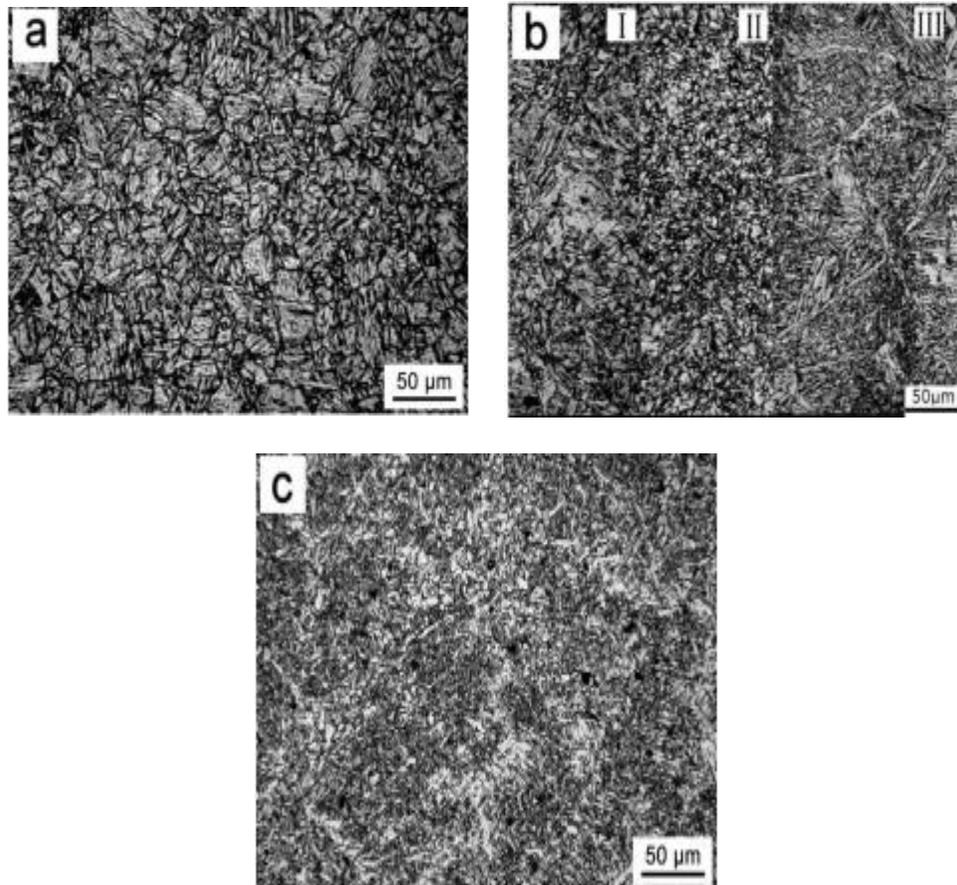
La Figura 15 muestra las micrografías de las muestras obtenidas por VEGW del metal de soldadura, ZAC y BM, respectivamente. Se observan varias fases en diferentes zonas. En el BM hay presencia de bainita y ferrita acicular. El metal de soldadura presenta ferrita alotriomórfica, ferrita acicular y bainita templada. La ZAT contiene la zona afectada por el calor intercrítica (ICHAZ), la zona afectada por el calor de grano fino (FGHAZ) y la zona afectada por el calor de grano grueso (CGHAZ), como se muestra en la Figura 16 b (I), b (II) y b (III), respectivamente. El CGHAZ adyacente a la línea de fusión podría ser el resultado de una disolución casi completa de la austenita por calentamiento y el subsiguiente crecimiento de granos de ferrita. La microestructura de CGHAZ es ferrita poligonal y perlita.

Las fases de la FGHAZ son ferrita poligonal fina, perlita y ferrita acicular, mientras que la microestructura de la ICHAZ se presenta con ferrita acicular y bainita granular.



**Figura 15.** Micrografías ópticas de diferentes zonas para uniones soldadas que utilizan VEGW (a) metal base (b) zona afectada por el calor (c) metal soldado

**Fuente:** (Liu, y otros, 2017)



**Figura 16.** Micrografías ópticas de diferentes zonas para uniones soldadas utilizando SAW  
 (a) metal base (b) zona afectada por el calor (c) metal soldado.

**Fuente:** (Liu, y otros, 2017)

La Figura 16 muestra micrografías ópticas de la sección transversal de las diferentes regiones de soldadura (BM, ZAC y el metal de soldadura) de la junta SAW. Las diferentes zonas de la ZAC se muestran en la Figura. 16b, que contiene ICHAZ (Figura 16b (I)), FGHAZ (Figura 16b (II)) y CGHAZ (Figura 16b (III)), respectivamente. La microestructura de la región ICHAZ se presenta con ferrita acicular y bainita granular. La microestructura del metal de soldadura consta de perlita y ferrita poligonal. En comparación con la junta VEGW, la junta SAW muestra una microestructura fina en la zona de soldadura, que se relaciona con el alto aporte de calor de la tecnología VEGW.

Las juntas soldadas por ambos procesos fueron sumergidas en una solución de NaCl al 3,5% durante 144 horas. La junta soldada por VEGW exhibe una corrosión local en la zona de soldadura y una corrosión leve en toda la junta de soldadura, lo cual está relacionado con las características de microestructura de las muestras. La junta soldada por SAW presenta un fuerte ataque de corrosión uniforme. Los investigadores observaron fluctuación de dureza en la zona soldada, lo que revela que la microestructura es no homogénea en esa junta.

Garcia, Mantovani, Vasant, Kumar, y Antunes (2017), investigaron el comportamiento a la corrosión de uniones soldadas por medio de soldadura GMAW, de un acero de alta resistencia con límite elástico de 900 MPa. Las uniones soldadas se obtuvieron utilizando dos aportes de calor diferentes. El comportamiento a la corrosión se estudió en una solución acuosa de NaCl al 3,5% en peso usando espectroscopia de impedancia electroquímica y pruebas de polarización potenciodinámica. Los autores buscaron comprender la correlación entre la entrada de calor y el comportamiento frente a la corrosión de una junta soldada en un acero ARBA.

El metal base era una lámina de acero HSLA (S900MC) con 4 mm de espesor. El metal de aporte era un alambre de acero de 1,2 mm de diámetro. La composición química y las propiedades mecánicas del metal base y del metal de aporte se muestran en las Tablas 11 y 12, respectivamente. Los parámetros de soldadura se enumeran en la Tabla 13. El gas de protección era una mezcla que contenía 20% de CO<sub>2</sub> y 80% de Ar. La Figura 18 muestra la preparación de la muestra para caracterización microestructural y de corrosión.

**Tabla 11.** Composición química de los materiales base y de aporte (% en peso)

	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	Al	Mo	Ti	Nb	V	P	Sn	S	B	Co
HSLA 900	0,047	1,223	0,194	0,01	0,284	0,006	0,034	0,392	0,013	0,016	0,04	0,01	0,001	0,002	0,0028	0,002
Material de aporte	0,092	1,526	0,85	0,141	0,029	0,017	0,001	0,003	...	...	0,001	0,03	...	0,013	...	...

**Referencia:** (Garcia, Mantovani, Vasant, Kumar, & Antunes, 2017)

**Tabla 12.** Propiedades mecánicas de los materiales base y de aporte

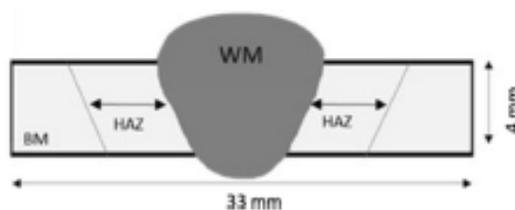
	Fuerza de tensión, MPa	Fuerza de fluencia, MPa	% elongación
HSLA 900	950	900	10
Material de aporte	650	500	26

**Fuente:** (Garcia, Mantovani, Vasant, Kumar, & Antunes, 2017)

**Tabla 13.** Parámetros de soldadura del proceso MAG

Nomenclatura	Corriente, A	Voltaje, V	Velocidad de soldadura, mm/s	Entrada de calor (H), kJ/mm
Muestra A	14,6	150	6	0,31
Muestra B	14,6	150	4	0,47

**Fuente:** (Garcia, Mantovani, Vasant, Kumar, & Antunes, 2017)



**Figura 17.** Muestra de sección de soldadura para análisis de microestructura y pruebas de corrosión.

**Fuente:** (Garcia, Mantovani, Vasant, Kumar, & Antunes, 2017)

La microestructura de la junta soldada se examinó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM). Las secciones transversales de la soldadura se prepararon siguiendo un procedimiento metalográfico estándar.

Todas las mediciones electroquímicas se tomaron en una celda estándar de tres electrodos. Las pruebas se llevaron a cabo en una solución de NaCl al 3,5% en peso a temperatura ambiente. En primer lugar, se controló el potencial de circuito abierto durante 1 hora y se anotó la condición de estado estable. A continuación, se tomaron medidas de espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS). Después de las pruebas de EIS, se obtuvieron curvas de polarización potenciodinámica. Se probaron cuatro muestras diferentes para cada una de las condiciones de soldadura. Después de las pruebas electroquímicas, el producto de corrosión se eliminó utilizando una solución de 100 mL de agua y 100 mL de HCl (60%) durante unos segundos hasta que el producto de corrosión fue desprendido de la superficie. A continuación, las muestras se analizaron mediante microscopía de barrido láser confocal (Olympus LEXT OLS4100).

El mayor aporte de calor cambió principalmente la microestructura y la composición química en la ZAT. La junta soldada con el mayor aporte de calor mostró una mejor resistencia a la corrosión. Las pruebas de polarización potenciodinámica mostraron que todas las muestras exponen un comportamiento de corrosión activa. Existe un efecto galvánico entre el metal de soldadura y la zona afectada por el calor. El metal de soldadura, cuya microestructura se caracteriza principalmente por la presencia de ferrita acicular, actuó como región catódica. La ZAC, cuya microestructura es una mezcla de martensita y bainita, actuó como región anódica. Las uniones soldadas mostraron un mejor comportamiento a la corrosión que el metal base. La entrada de calor tuvo un efecto menor en el mecanismo de corrosión general

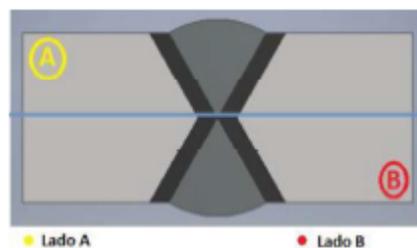
del acero HSLA 900. Además, el comportamiento anódico de la ZAC se puede asociar con la gran cantidad de carburos ricos en Mn y Cr en el metal base, los cuales actuaron como sitios activos que aceleran el proceso de corrosión.

Kingkam, Zhao, Li, Zhang, y Li (2018), sugieren que los microaleantes de los aceros HSLA proporcionan una mayor resistencia a la corrosión y que al igual que los otros autores de esta sección hacen importante el estudio de estos aceros, al presentar ventajas con respecto a aceros estructurales comunes. Guo y otros (2015) y Liu y otros (2017), coinciden en que la entrada de calor y la variación en las microestructuras presentes en el material base, la ZAC y la zona de fusión juegan un papel fundamental en los procesos de corrosión de los componentes soldados. Los primeros por su parte realizaron estudios donde pudieron demostrar lo anteriormente dicho, observando que la ferrita acicular producía una capa corrosiva más densa y compacta que la de otras microestructuras presentes; mientras que la martensita producto de la alta tasa de calor suministrada por el proceso de soldadura presentaba una capa corrosiva porosa y defectuosa, con una menor protección ante un continuo proceso corrosivo. Los segundos experimentaron con dos tipos de procesos de soldadura, donde la entrada de calor también jugó un papel muy importante en los procesos corrosivos a los que fueron expuestos los materiales. Emplearon soldadura VEGW y SAW, procesos que tienen aportes de calor diferentes. Igualmente, pudieron constatar que el número de pasadas que se emplea en estos procesos impactan a la microestructura que pueda surgir al finalizar el proceso de soldadura. Microestructuras no homogéneas puede llevar al material a sufrir una corrosión más agresiva, debido a la aparición de zonas anódicas y catódicas que hacen que el proceso de corrosión se acelere e impacte en mayor medida a regiones del material donde la microestructura es homogénea.

### 3.3 Relación entre los efectos de la corrosión y las propiedades mecánicas de los aceros HSLA debido a los procesos de soldadura al arco.

Barragán y Llive (2019), llevaron a cabo una investigación donde se estudió y caracterizó la sensibilidad a la corrosión por picadura del acero ASTM A572 grado 50 soldado y tratado térmicamente. En este trabajo se realizó soldadura en placas con 40 mm de espesor (una con tratamientos térmicos post-soldadura para aliviar tensiones residuales, otra recocida y una última sin tratamiento térmico) mediante el proceso mixto de soldadura, conformado por un pase de raíz con proceso SMAW y material de aporte E8010, los posteriores pases con el proceso FCAW y material de aporte E71T-1. Se obtuvieron ocho probetas de cada placa.

Cada probeta se sumergió en cloruro férrico con una concentración de 5% en peso. Aprovechando que se seleccionó un diseño de junta en X, para evitar la deformación en espesores grandes se dividió el cordón de soldadura en dos lados A (superior) y B (inferior).



**Figura 18.** Disposición del cordón de soldadura.

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

Para este ensayo se tomó en cuenta parámetros como: tiempo de corrosión, composición química y concentración de la solución, temperatura y volumen. Para este trabajo experimental el tiempo de ensayo de corrosión tuvo una duración total de 432 horas (18 días) para lo cual se destinó 216 horas (9 días) para el lado A y las 216 horas restantes para el lado B, con un periodo de revisión de cada 72 horas (3 días). La composición química de la

solución estuvo constituida por 5 partes en peso de cloruro férrico disuelta en 95 partes de agua destilada. Aprovechando que el diseño de la junta se presta para la división de dos lados, para lo cual se sumerge primero el lado A, y después de transcurrido el tiempo de estudio se cambia de lado. Se debe evitar el contacto de los especímenes y la porta probetas, para ello, durante el montaje se coloca material aislante en las partes que no tendrán contacto con la solución como se muestra en la Figura 21.



**Figura 19.** Protección de áreas sin contacto.

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)



**Figura 20.** Diseño y distribución en las cámaras

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

Durante los tiempos establecidos se extraen las muestras de las cámaras para verificar la variación de masa, la cual se tabuló y agrupó según el tratamiento térmico post soldadura aplicado, los valores se presentan en las Tablas 14, 15 y 16, respectivamente.



**Figura 21.** Inspección visual del avance del proceso de corrosión

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

**Tabla 14.** Resultados de la variación de la masa en las probetas sin tratamientos térmicos (ST), expuestas 18 días.

	Probeta	ST1	ST2	ST3	ST4
	<b>LADO A</b>	<b>Masa [g]</b>			
<b>INICIO</b>		665,90	647,20	645,30	649,40
<b>3 días</b>		662,20	643,40	641,70	646,10
<b>6 días</b>		659,80	641,00	639,20	643,20
<b>9 días</b>		657,20	638,30	636,50	640,70
<b>Δ masa</b>		<b>8,70</b>	<b>8,90</b>	<b>8,80</b>	<b>8,70</b>
<b>Desviación Estándar</b>		<b>3,70</b>	<b>3,78</b>	<b>3,74</b>	<b>3,75</b>
	Probeta	ST1	ST2	ST3	ST4
	<b>Masa [g]</b>				
<b>LADO B</b>	<b>INICIO</b>	657,20	638,30	636,50	640,70
	<b>3 días</b>	653,80	634,50	633,00	637,10
	<b>6 días</b>	651,50	632,20	630,90	634,90
	<b>9 días</b>	648,90	629,60	628,20	632,40
	<b>Δ masa</b>	<b>8,30</b>	<b>8,7</b>	<b>8,3</b>	<b>8,3</b>
	<b>Desviación Estándar</b>	<b>3,52</b>	<b>3,69</b>	<b>3,50</b>	<b>3,52</b>

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

Durante los 18 días exposición de las probetas del grupo sin ningún tratamiento (ST) obtuvieron como pérdida de masa promedio 8,58 g, siendo la probeta ST2 la que presenta mayor variación de su masa dando valores de 8,9 g para el lado A y 8.7 g para el lado B.

**Tabla 15.** Resultados de la variación de masa en las probetas con recocido (TA), expuestas 18 días.

		<b>Probeta</b>	<b>TA1</b>	<b>TA2</b>	<b>TA3</b>	<b>TA4</b>
<b>LADO A</b>		<b>Masa [g]</b>				
	<b>INICIO</b>	583,00	622,80	618,40	636,50	
	<b>3 días</b>	580,10	620,80	616,10	634,00	
	<b>6 días</b>	577,40	618,00	613,40	631,30	
	<b>9 días</b>	574,30	615,00	610,30	628,50	
	<b>Δ masa</b>	<b>8,7</b>	<b>7,8</b>	<b>8,1</b>	<b>8</b>	
	<b>Desviación Estándar</b>	<b>3,72</b>	<b>3,40</b>	<b>3,49</b>	<b>3,45</b>	
		<b>Probeta</b>	<b>TA1</b>	<b>TA2</b>	<b>TA3</b>	<b>TA4</b>
<b>LADO B</b>		<b>Masa [g]</b>				
	<b>INICIO</b>	574,30	615,00	610,30	628,50	
	<b>3 días</b>	571,30	612,10	607,10	624,60	
	<b>6 días</b>	568,50	609,00	604,40	623,30	
	<b>9 días</b>	565,80	606,40	600,90	620,00	
	<b>Δ masa</b>	<b>8,5</b>	<b>8,6</b>	<b>9,4</b>	<b>8,5</b>	
	<b>Desviación Estándar</b>	<b>3,65</b>	<b>3,73</b>	<b>3,99</b>	<b>3,51</b>	

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

Para las probetas que fueron aplicadas el tratamiento térmico de recocido TA la pérdida de masa promedio es de 8,45 g, siendo la probeta TA1 la de mayor pérdida de masa en el lado A con 8,7 g, y para el lado B la probeta TA3 con 9,4 g de pérdida de masa.

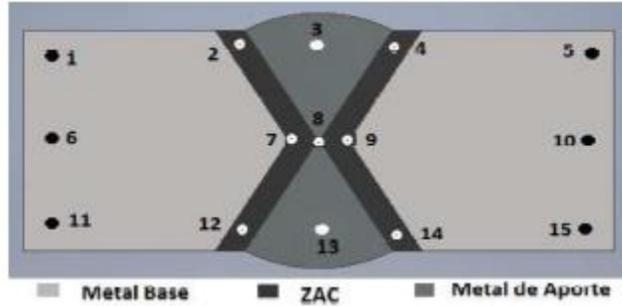
**Tabla 16.** Resultados de la variación de masa en las probetas con tratamiento térmico para aliviar tensiones residuales (TR), expuestas 18 días.

		<b>Probeta</b>	<b>TR1</b>	<b>TR2</b>	<b>TR3</b>	<b>TR4</b>
<b>LADO A</b>		<b>Masa [g]</b>				
	<b>INICIO</b>	718,20	645,90	646,00	648,50	
	<b>3 días</b>	715,20	643,40	643,20	645,70	
	<b>6 días</b>	712,80	640,70	640,60	643,20	
	<b>9 días</b>	709,70	637,70	637,60	639,70	
	<b>Δ masa</b>	<b>8,5</b>	<b>8,2</b>	<b>8,4</b>	<b>8,8</b>	
	<b>Desviación Estándar</b>	<b>3,61</b>	<b>3,53</b>	<b>3,59</b>	<b>3,74</b>	
		<b>Probeta</b>	<b>TR1</b>	<b>TR2</b>	<b>TR3</b>	<b>TR4</b>
<b>LADO B</b>		<b>Masa [g]</b>				
	<b>INICIO</b>	709,70	637,70	637,60	639,70	
	<b>3 días</b>	707,10	634,80	634,30	636,30	
	<b>6 días</b>	704,70	631,70	631,10	633,40	
	<b>9 días</b>	701,40	629,00	629,00	630,30	
	<b>Δ masa</b>	<b>8,3</b>	<b>8,7</b>	<b>8,6</b>	<b>9,4</b>	
	<b>Desviación Estándar</b>	<b>3,53</b>	<b>3,77</b>	<b>3,76</b>	<b>4,02</b>	

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

Y para el caso del último grupo, que fue aplicado el tratamiento térmico para aliviar tensiones residuales, existe una variación de masa promedio de 8,61 g, la probeta TR4 presenta mayor pérdida de masa para los dos lados siendo 8,4 g y 9,4 g respectivamente.

Para la medición de la dureza se tomaron las zonas de estudio mostradas en la Figura 22. Los resultados se presentan en las tablas 17, 18 y 19; donde se detallan los valores que se obtuvieron después de realizado el ensayo de corrosión en las probetas.



**Figura 22.** Esquema del ensayo de dureza aplicado en el corte transversal

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

**Tabla 17.** Durezas de la probeta sin tratamiento térmico (ST).

ZONA	ESCALA	MB	ZAC	MA	ZAC	MB
SUPERIOR	HRB	79	-	77,5	-	79
	HRC	-	16	-	15	-
	HB	147	204	142,5	199	147
CENTRAL	HRB	82	-	-	-	83
	HRC	-	22	20	21	-
	HB	156	236	225	231	159
INFERIOR	HRB	82	-	79	-	82
	HRC	-	14	-	13	-
	HB	156	194	147	189	156

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

**Tabla 18.** Durezas de la probeta con tratamiento de recocido (TA).

ZONA	ESCALA	MB	ZAC	MA	ZAC	MB
SUPERIOR	HRB	77	81	74	82	77
	HRC	-	-	-	-	-
	HB	141	147	130	144	141
CENTRAL	HRB	78	88	-	89	80
	HRC	-	-	10	-	-
	HB	144	176	173	180	150
INFERIOR	HRB	76	82	73	83	79
	HRC	-	-	-	-	-
	HB	139	156	132	159	14

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

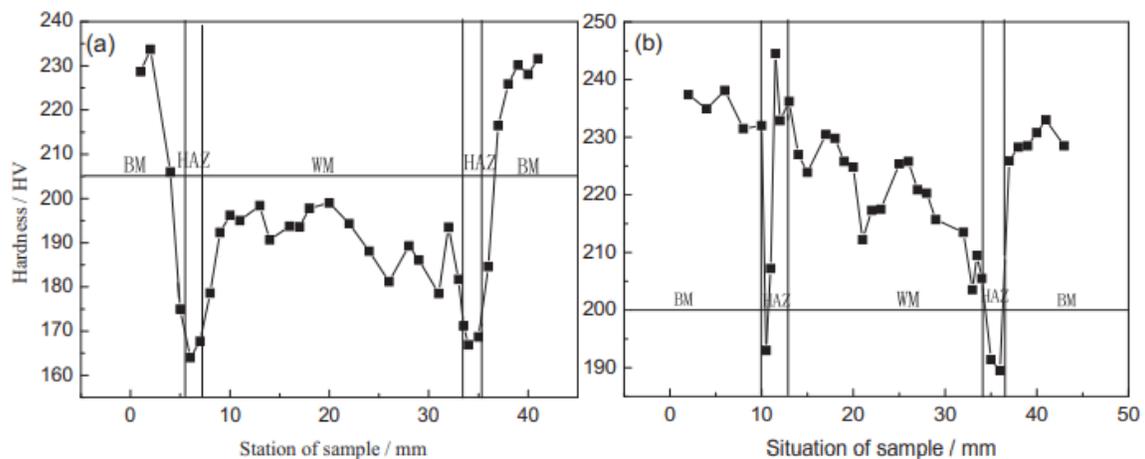
**Tabla 19.** Durezas de la probeta con tratamiento térmico para aliviar tensiones residuales (TR).

ZONA	ESCALA	MB	ZAC	MA	ZAC	MB
SUPERIOR	HRB	80	83	72	82	78
	HRC	-	-	-	-	-
	HB	150	159	130	156	144
CENTRAL	HRB	79	-	-	-	-
	HRC	-	17	15	16	-
	HB	147	209	199	204	150
INFERIOR	HRB	78	83	75	83	81
	HRC	-	-	-	-	-
	HB	144	159	137	159	153

**Fuente:** (Barragán & Llive, 2019)

(Liu, y otros, 2017) Realizaron ensayos de microdureza a través de un dispositivo de medición de nanoindentación (TI900 Tribo-Indenter, Hysteron) en las juntas soldadas de un acero ARBA empleado en la fabricación de tanques de almacenamiento de petróleo crudo (LCOST) por medio de los procesos VEGW y SAW, después de haber sido sometidas a una solución de NaCl al 3,5%. En modo de fuerza controlada, la punta del penetrador (pirámide triangular tipo Berovich) se usó una carga máxima de 3000 N a una velocidad de 50 N/s. Los perfiles de microdureza típicos de las muestras de soldadura se muestran en la Figura 23. Se puede observar los valores de dureza de la junta VEGW y la junta SAW. Para la junta VEGW la microdureza del BM es de 230 HV. El metal de soldadura y ZAC muestran valores de microdureza un poco más bajos, 190 HV y 165-185 HV, respectivamente. Se concluye que la junta VEGW muestra fluctuaciones relativamente uniformes de microdureza en la zona de soldadura. Generalmente, los perfiles de microdureza de la junta SAW revelan que los valores de microdureza disminuyen gradualmente a lo largo de la dirección de soldadura, lo que está relacionado con soldaduras de múltiples pasadas. Los valores de microdureza de la junta SAW son 205–235 HV para el metal de soldadura y 195–245 HV para la ZAC,

confirmando que la junta SAW exhibe una fluctuación de microdureza más obvia en la zona de soldadura que la junta VEGW. Lo anterior se debe a las múltiples pasadas para la junta SAW que hace que la zona de soldadura sufra muchas veces recalentamientos y empeore la uniformidad de la microestructura. Por tanto, la homogeneidad de la microestructura de VEGW es mejor que la de SAW.



**Figura 23.** Carácter de distribución de la dureza (a) Junta VEGW (b) Junta SAW

**Fuente:** (Liu, y otros, 2017)

Wang y otros (2014), realizaron un estudio que tenía como base comprender el efecto de la entrada de calor de la soldadura y los ciclos térmicos en las microestructuras de acero para tuberías API X80 y la relación entre las microestructuras y la corrosión mediante la investigación del comportamiento de corrosión en la ZAC de la soldadura simulada en un entorno de suelo ácido. La composición química del acero es (% en peso): 0,036% C, 0,197% Si, 1,771% Mn, 0,012% P, 0,002% S, 0,223% Cr, 0,278% Ni, 0,220% Cu, 0,021% Al, 0,019% Ti, 0,184% Mo, 0,001% V, 0,110% Nb, 0,005% N. Los parámetros de calentamiento y enfriamiento proporcionados en la Tabla 20, los cuales se seleccionaron para simular posibles microestructuras en la ZAC ocurridas en la producción de soldadura real. La muestra experimental se calentó hasta 1250 °C a una velocidad de 160 C/s y luego se enfrió a

temperatura ambiente. Después de los ciclos térmicos, se cortó una sección de 15 mm x 10 mm de la parte media de la muestra simulada termomecánica y luego se pulió para la caracterización de la microestructura y las pruebas electroquímicas.

**Tabla 20.** Intervalos de tiempo para los parámetros del ciclo de simulación termomecánica.

Temperatura Pico	Velocidad de calentamiento	Tiempo de mantenimiento a temperatura máxima	Tiempo de enfriamiento			
			Tmax a 800°C	800-500°C	500-300°C	300°C a temperatura ambiente
1250 °C	160°C/s	0 s	5 s	8 s	15 s	89 s

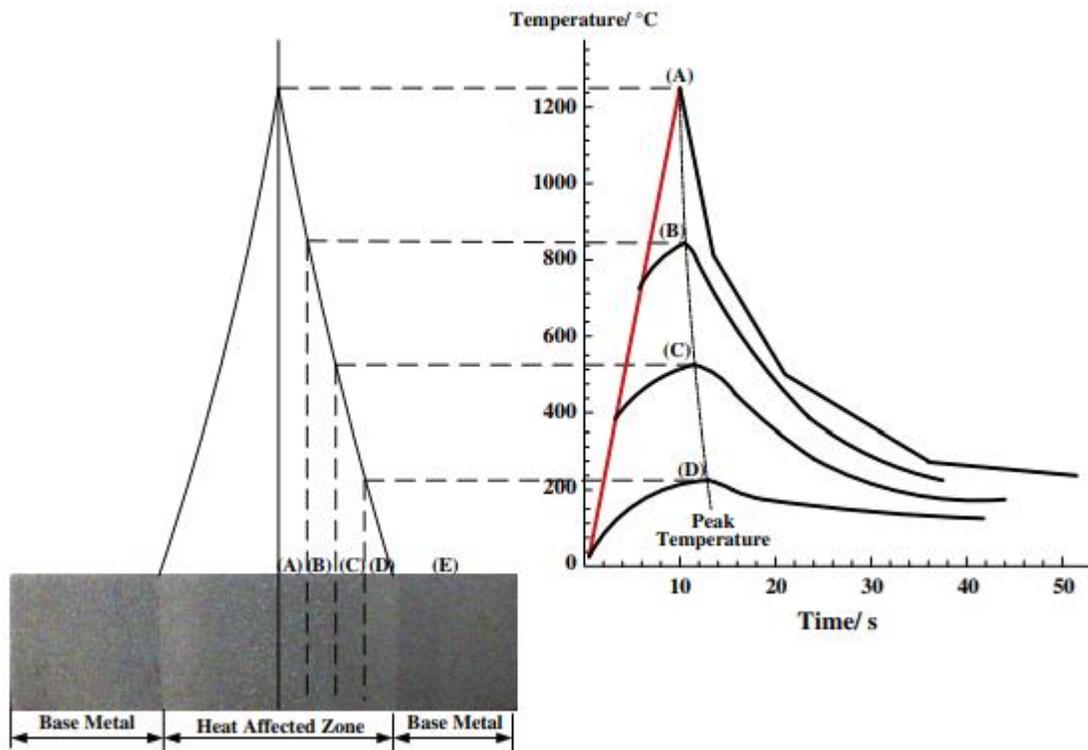
**Fuente:** (Wang, y otros, 2014)

La observación de la microestructura se realizó mediante SEM. Se realizaron pruebas de microdureza Vickers con una carga de 0,49 N. Cada experimento se repitió tres veces para asegurar la precisión y reproducibilidad de los resultados.

El acero X80 tal como en estado de entrega tiene tamaño de grano fino y estructura de ferrita acicular. En la matriz de ferrita acicular del acero existen islas de martensita y Austenita retenida, las llamadas islas M/A, como segunda fase. El constituyente de ferrita acicular consiste en láminas o placas de ferrita finas, con densidad de dislocaciones relativamente alta en ambos casos.

La Figura 30 muestra un arreglo de imágenes de microscopia óptica y los ciclos térmicos experimentados por diferentes regiones de la muestra simulada termomecánicamente. La temperatura máxima experimentada por la muestra disminuyó de 1250 °C (ciclo A) a aproximadamente 200 °C (ciclo D). Las temperaturas en las que la microestructura del acero X80 comienza y finaliza la transformación completa en Austenita son 707 °C y 865 °C, respectivamente. Como se ilustra en la Figura 24, las microestructuras en las regiones A y B se transformaron completamente en Austenita durante el proceso de calentamiento, mientras

que las de C y D solo experimentaron recristalización de ferrita y crecimiento de granos. En el centro, se obtuvo bainita granular con bordes de grano de Austenita primaria gruesa. El tamaño de grano de Austenita primaria disminuyó en comparación con el del centro de calentamiento.

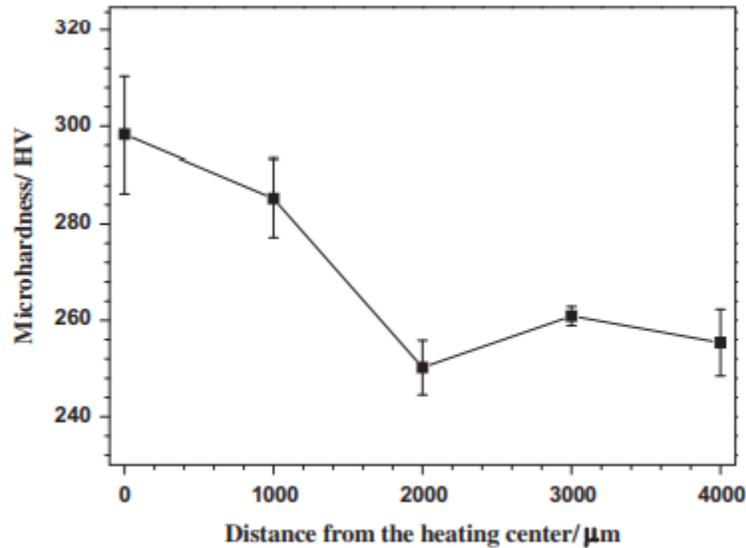


**Figura 24.** Diagrama óptico y ciclos térmicos experimentados por diferentes regiones en la ZAT simulada del acero X80.

**Fuente:** (Wang, y otros, 2014)

El perfil de microdureza en la Figura 25 indica que la región A con mayor velocidad de enfriamiento exhibe mayor microdureza que la región B, la disminución de la dureza se asocia con un menor contenido de bainita. No ocurrió ninguna transformación de fase en las regiones C y D. La microestructura en la región D es casi la misma que la del metal base de acero X80, que tiene un tamaño de grano de ferrita más fino en comparación con el de la

región C. Con el aumento del tamaño de grano de ferrita de la región D a la región C, la microdureza del acero disminuye levemente.

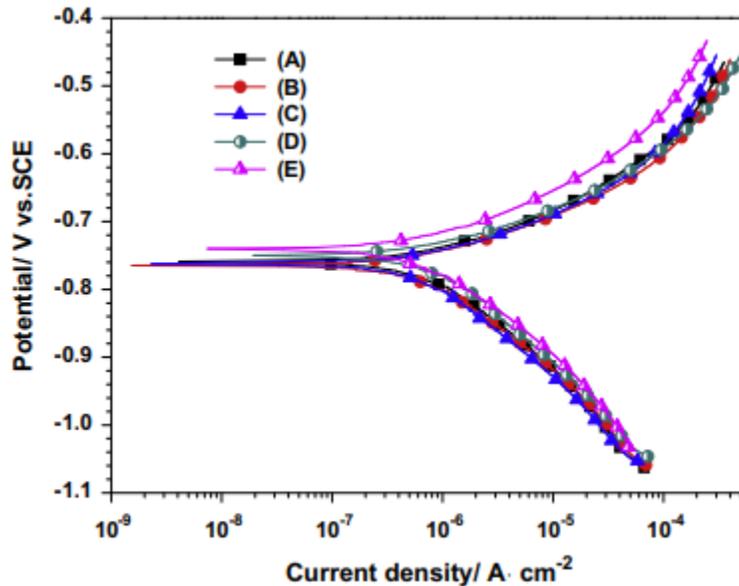


**Figura 25.** Perfil de microdureza de la ZAC de soldadura simulada sobre acero X80.

**Fuente:** (Wang, y otros, 2014)

La Figura 26 muestra las curvas de polarización potenciodinámica de la ZAC simulada del acero X80 en la solución ácida. La solución de prueba electroquímica fue la solución de simulación de un suelo ácido, con los siguientes contenidos: 0,0111 g/L  $\text{CaCl}_2$ , 0,0468 g/L NaCl, 0,0142 g/L  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ , 0,0197 g/L  $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ , 0,0293 g/L  $\text{KNO}_3$ , 0,0151 g/L  $\text{NaHCO}_3$ . El resultado sugiere que, tanto los procesos anódicos como catódicos de diferentes regiones están controlados por procesos de activación (o transferencia de carga). El potencial de corrosión ( $E_{\text{corr}}$ ) y la densidad de corriente de corrosión ( $i_{\text{corr}}$ ) de diferentes regiones se simulan a partir de las curvas de polarización potenciodinámica utilizando el método de ajuste de la curva de Tafel, el metal base del acero, región E, y la región adyacente al metal base, región D, tienen un valor de potencial de corrosión más positivo que las otras regiones en la ZAC. Se puede concluir que, en la solución de simulación de suelo ácida, el metal base

tiene la capacidad de actuar como cátodo en relación con la zona afectada por el calor. No hay una diferencia significativa en el potencial de corrosión entre las regiones de microestructura en el centro de la ZAC simulada.



**Figura 26.** Curvas de polarización potenciodinámica de diferentes regiones, (A) - (E), en la ZAC simulada de acero X80 en la solución ácida.

**Fuente:** (Wang, y otros, 2014)

Vidal y Goncalves (2019), realizaron experimentos que tuvieron como objetivo evaluar la estructura, las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión electroquímica en una solución de ácido sulfúrico del acero microaleado ASTM A572 Grado 50 antes y después de los procesos de soldadura GMAW - MAG (ER 70S-6, consumible A) y FCAW - MIG (hilo 81 T1-A1 consumible B). Para el análisis de la macroestructura y microestructura se utilizaron técnicas de estereoscopía y microscopía óptica, respectivamente. La evaluación de las propiedades mecánicas se realizó mediante ensayos de microdureza y tracción. Los resultados de la prueba de corrosión electroquímica mostraron que la soldadura GMAW - MAG dio como resultado un metal de soldadura con mayor resistencia a la corrosión que el

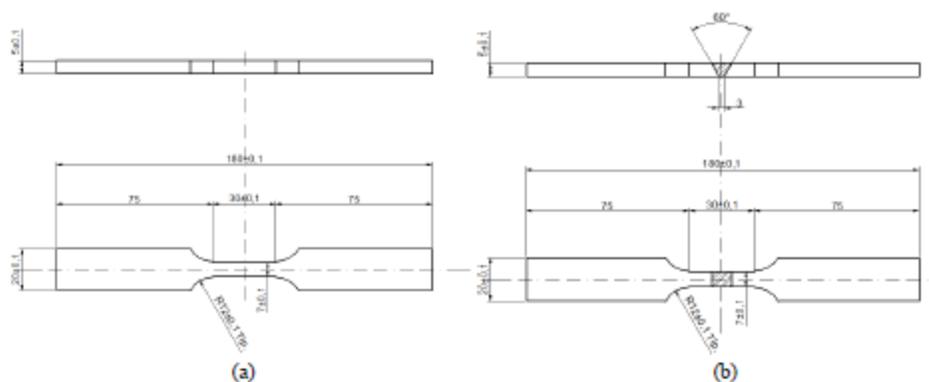
metal base, lo que demuestra que la elección del proceso de soldadura y el metal de aporte es importante no solo para establecer propiedades mecánicas sino también para la resistencia a la corrosión electroquímica.

**Tabla 21.** Propiedades mecánicas del acero ASTM A572

Designación	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{RT}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)
ASTM A572-15-50-1 USI-CIVI-350	453	609	21

**Fuente:** (Vidal & Goncalves, 2019)

Las probetas para soldar se achaflanaron en una fresadora. Se llevaron a cabo los procesos de soldadura semiautomáticos MAG - GMAW & MIG - FCAW, los cuales siguen los procedimientos y especificaciones de soldadura. Una pieza fue soldada con alambre "A" y otra con alambre "B". Después de soldar, las probetas fueron mecanizadas con las dimensiones finales mostradas en la Figura 27. La posición de soldadura era plana horizontal. El gas de protección usado para el proceso GMAW fue 75% Ar y 25% CO<sub>2</sub> y para el proceso de soldadura FCAW fue 99,99% CO<sub>2</sub>.

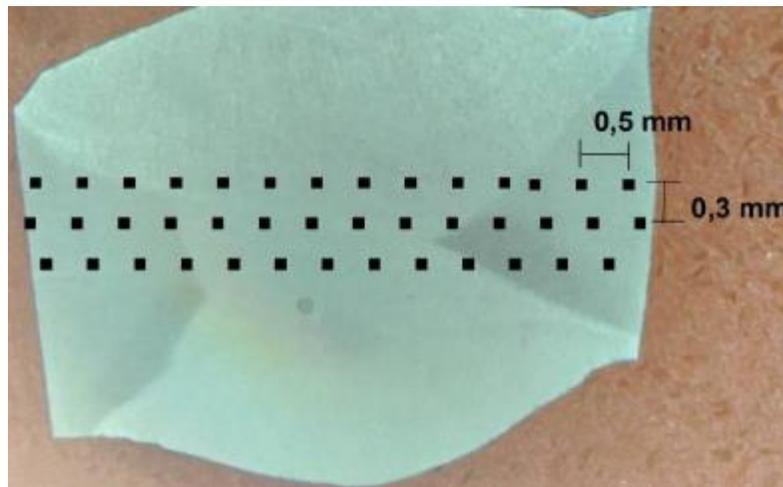


**Figura 27.** Diseño final de las probetas para ensayo de tracción a) del metal base ASTM A572 (b) juntas soldadas "A" y "B" de acero ASTM A572

**Fuente:** (Vidal & Goncalves, 2019)

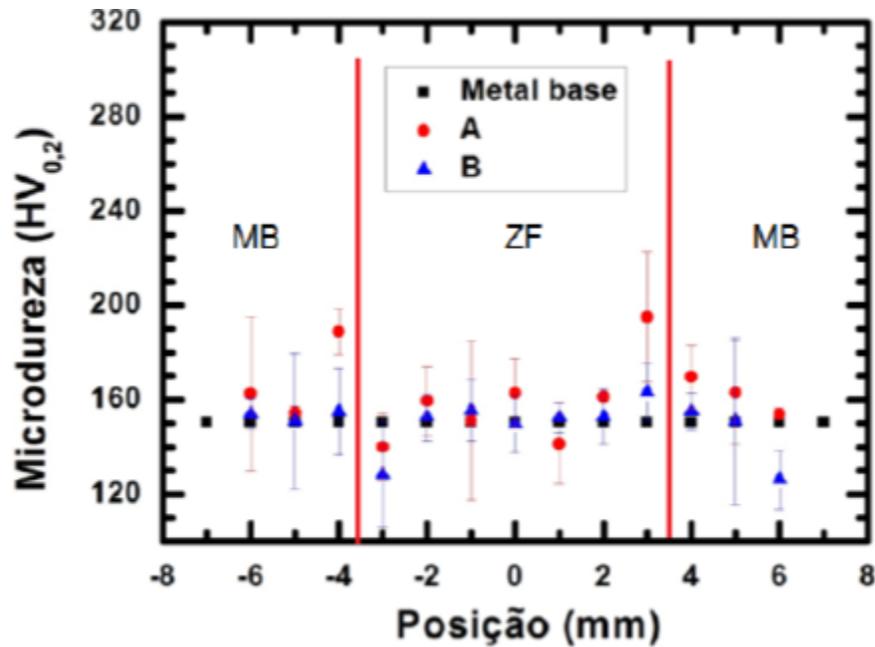
Las muestras para metalografía se cortaron en una sierra de cinta, muestras de metal base (MB), metal de soldadura tipo “A” (MSA) y del tipo “B” (MSB) y posteriormente, preparadas para metalografía con papeles de granulometría 180, 220, 320, 400, 500, 600 y 1000. A continuación, se realizó el pulido de acabado con pasta de diamante de 9, 3 y 1  $\mu\text{m}$ . El reactivo químico utilizado para revelar la macro y microestructura fue Nital 2%.

Perfiles de microdureza Vickers se realizaron en muestras del metal base (MB), metal de soldadura tipo “A” (MSA) y metal de soldadura tipo “B” (MSB), usando un microdurómetro con una carga de 0,2 kgf. Se tomaron tres medidas en cada una de las posiciones analizadas en el cordón, con las distancias indicadas en la Figura 28 de 0,5 mm entre la misma línea y 0,3 mm entre las líneas. Los resultados obtenidos fueron graficados como se muestran en la Figura 29.



**Figura 28.** Esquema de medición de microdureza realizado en muestras soldadas con MSA y MSB de acero ASTM A572

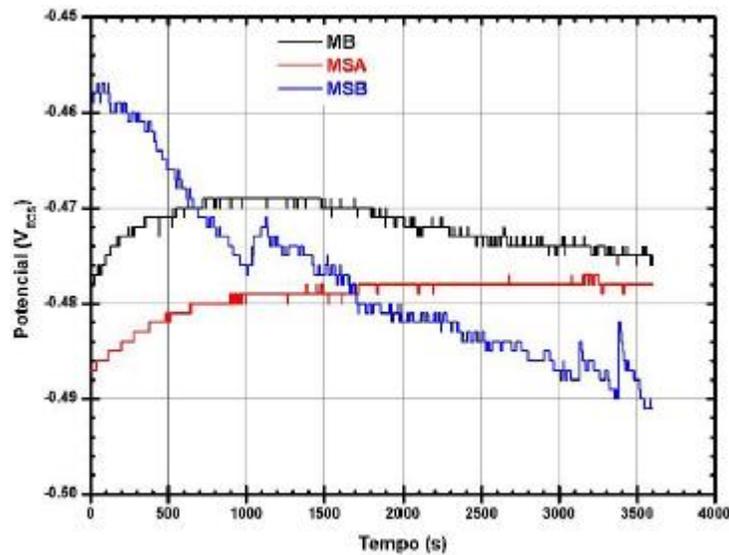
**Fuente:** (Vidal & Goncalves, 2019)



**Figura 29.** Perfil de microdureza para el metal base (MB) sometido al proceso de soldadura con consumibles de soldadura tipo “A” y tipo “B”.

**Fuente:** (Vidal & Goncalves, 2019)

Para la realización de las pruebas electroquímicas los autores usaron una solución de ácido sulfúrico 0,5 mol/L. El equipo utilizado para realizar las pruebas de corrosión electroquímica fue un Potenciostato modelo IviumStat, de Ivium Technologies BV. Los resultados fueron graficados como se muestra en la Figura 30. Todas las pruebas se realizaron a temperatura ambiente y 40% de humedad relativa. Durante un período de 1 hora. Los autores observaron que la muestra sometida al proceso de soldadura con metal A tiene mayor resistencia a la corrosión. Se observó mediante el análisis de las curvas de polarización potenciodinámica obtenidas que el tipo de fundente utilizado en el proceso de soldadura altera el comportamiento electroquímico del metal base, comprobando que la resistencia a la corrosión electroquímica del MSA es mayor que la del MB, que a su vez es mayor que la del MSB.



**Figura 30.** Curva de polarización potenciodinámica experimental para las muestras evaluadas: Potencial vs. Tiempo

**Fuente:** (Vidal & Goncalves, 2019)

En los estudios realizados por Barragán y Llive (2019) y Liu, y otros (2017) se puede observar que la corrosión influye en la disminución de la dureza de los materiales después de someterlos a estos procesos de degradación. Los autores también definen la no homogeneidad en las microestructuras presentes en la soldadura como la principal causa del aumento de la corrosión del material, la aparición de zonas anódicas y catódicas a lo largo del cordón de soldadura y el metal base. Los primeros, llegan a la conclusión que la ferrita presente en el cordón de soldadura actúa como ánodo y la cementita como cátodo, dando paso a corrosión continua y mayor que la que puede ser efectuada en el material base antes de someterlo a ciclos térmicos. Los segundos recalcan que la ferrita acicular presente en el material base presenta el potencial de corrosión más positivo y que la bainita granular presente en el centro de calentamiento posee el potencial de corrosión más negativo. De otro lado, Vidal y Goncalves (2019), muestran que la elección del proceso de soldadura y metal de aporte no

solo debe hacerse con base en las propiedades mecánicas, sino también tener en cuenta como estos afectan la resistencia a la corrosión de las estructuras a construir. Los procesos de soldadura juegan un papel importante al momento de suministrar calor, que a su vez influye en la obtención de ciertas microestructuras que pueden ser más susceptibles a corrosión, las cuales pueden actuar como cátodos y ánodos, pueden reaccionar con el medio donde se encuentre y formar capas corrosivas porosas y débiles que pueden llevar a las estructuras a sufrir colapsos o al mal funcionamiento maquinas o herramientas.

#### 4. CONCLUSIONES

- Los ciclos térmicos de la soldadura de los aceros ARBA producen cambios en el crecimiento, distribución, composición, variación en las fases y tamaño de grano del material. También produce transformaciones microestructurales, tensiones residuales y modificaciones en las propiedades mecánicas. La heterogeneidad de los ciclos térmicos en la ZAC inducen la transformación de la estructura ferrítica/perlítica del metal base a cambios heterogeneos.
- Las distintas fases producto de los ciclos térmicos de la soldadura poseen resistencia a la corrosión disimiles entre ellas. La soldadura puede llevar a obtener microestructuras heterogeneas y sufrir corrosión más agresiva, debido a la aparición de zonas anódicas y catódicas que hacen que el proceso de corrosión se acelere e impacte en mayor medida a estas regiones. Estas regiones hacen parte de la ZAC.
- Los ciclos térmicos causados por el proceso de soldadura conllevan al cambio en la microestructura del material base, las fases surgidas en el proceso presentan diferentes potenciales eléctricos, por ende el proceso de corrosión se acelera. Allí hay pérdida de masa, generación de concentradores de esfuerzo y disminución del área efectiva. Al haber pérdida de masa los esfuerzos necesarios para que el material falle serán menores que los que originalmente la estructura o herramienta pueda soportar. Por ende, el efecto sinérgico de la soldadura (ciclos térmicos, material de aporte, tiempo de enfriamiento) y la corrosión es afectar de manera directa las propiedades mecánicas de juntas soldadas.

## 5. BIBLIOGRAFÍA

- Artigas, A., Bustos, O., Sipos, K., Garza, N., Monsalve, A., Mena, J., & Seco, R. (2015). Comportamiento a la corrosión atmosférica marina de aceros autopatinables con estructura ferrítico perlítica y ferrítico martensítica. *Revista Materia*, 659-667.
- Barragán, & Llive. (2019). Estudio y caracterización de la sensibilidad a la corrosión por picadura del acero A-572 soldado y tratado térmicamente. Quito: Escuela Politécnica Nacional.
- Branco, & Berto. (2018). Mechanical Behavior of High-Strength, Low-Alloy Steels. *metals*, 610.
- Davis. (2019). Obtenido de [Http://www.asminternational.org/Template.cfm?Section=NewProducts&template=Ecommerce/FileDisplay.cfm&file=5106\\_ch01.pdf](Http://www.asminternational.org/Template.cfm?Section=NewProducts&template=Ecommerce/FileDisplay.cfm&file=5106_ch01.pdf).
- Delgado, J., Méndez, P., & Ramírez, M. (2018). Efecto de la corriente y longitud de arco en soldadura por arco eléctrico en CO<sub>2</sub> mediante simulación numérica. *Prisma Tecnológico*, 26-30.
- Garcia, Mantovani, Vasant, Kumar, & Antunes. (2017). Corrosion Behavior of Metal Active Gas Welded Joints of a High-Strength Steel for Automotive Application. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 4718-4731.
- Guo, Li, Liu, Yu, Ma, Liu, & Li. (2015). Effect of microstructure variation on the corrosion behavior of high-strength low-alloy steel in 3.5wt% NaCl solution. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 604-612.
- Ilic, Ivanovic, Lasic, & Josifovic. (2019). Welding method as influential factor of mechanical properties at high-strength low-alloyed steels. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*.
- Instituto técnico de preparación y tratamiento de superficies. (2016). Obtenido de <http://www.inpralatina.com/201606146395/noticias/empresas/revelan-el-costo-global-de-la-corrosion.html>
- Jorge, Scarpini, Rios, Garcia, Camposo, Santos, & Neves. (2018). Mechanical properties and microstructure of SMAW welded and thermally treated HSLA-80steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 598-605.
- Kim, Y. S., & Kim, J. G. (2019). Investigation of Weld Corrosion Effects on the Stress Behavior of a Welded Joint Pipe Using Numerical Simulations. *Metals and Materials International* volume 25, 918–929.

- Kingkam, Zhao, Li, Zhang, & Li. (2018). Hot Deformation and Corrosion Resistance of High-Strength Low-Alloy Steel. *Acta Metallurgica Sinica*.
- Krivy, Kubzova, Kreislova, & Urban. (2017). Characterization of Corrosion Products on Weathering Steel Bridges Influenced by Chloride Deposition. *Metals* , 336.
- Lebozec, Legac, & Thierry. (2012). Corrosion performance and mechanical properties of joined automotive materials. 19-21.
- Liu, Pan, Li, Lv, Wu, Cao, & Zhu. (2017). Corrosion behavior of the high strength low alloy steel joined by vertical electro-gas welding and submerged arc welding methods. *Journal of Manufacturing Processes* , 418-425.
- López Martínez, E., Vázquez Gómez, O., & Campillo Illanes, B. (2014). Estimación del Esfuerzo de Fluencia de Soldaduras de Aceros Microaleados. *Ingeniería mecánica, tecnología y desarrollo*, 273-279.
- Marconi, C., Castillo, M. J., Boccanera, L., & Ramini, M. (2015). Influencia del Calor Aportado y Metal de Aporte Sobre las Propiedades Mecánicas y la Microestructura de Juntas Soldadas por FCAW de Acero Microaleado de Alta Resistencia. *Soldagem & Inspeção*, 148-159.
- Miletic, I., Ilic, A., Nikolic, R., Ulewicz, R., Ivanovic, L., & Sczygiol, N. (2020). Analysis of Selected Properties of Welded Joints of the HSLA Steels. *Materials*.
- Mouritz, A. (2012). *Introduction to Aerospace Materials*. Cambridge: Woodhead.
- Popov, B. (2015). *Corrosion Engineering*. Amsterdam: Elsevier.
- Ragu, Balasubramanian, Malarvizhi, & Rao. (2015). Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. *Defence Technology*, 308-317.
- Riba Romeva, C. (2010). *Selección de materiales en el diseño de máquinas*. Barcelona: Edicions UPC.
- Salazar, J. A. (2015). Introducción al fenómeno de corrosión: tipos, factores que influyen y control para la protección de materiales (Nota técnica). *Tecnología en Marcha*, 127-136.
- Saoudi, Fellah, Hezil, Lerari, Khamouli, Atoui, . . . Samad. (2020). Prediction of mechanical properties of welded steel X70 pipeline using neural network modelling. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*.
- Singh, R. (2016). *Applied Welding Engineering*. Butterworth-Heinemann.

- Ullah, Rajput, Gupta, Verma, & Soota. (2019). To study mechanical properties and microstructures of MIG welded high strength low alloy steel. *Materials Today: Proceedings* 18, 2550-2555.
- Vendan, S., Gao, L., Garg, A., Kavitha, P., Dhivyasri, G., & SG, R. (2019). *Interdisciplinary Treatment to Arc Welding Power Sources*. Singapore: Springer .
- Vidal, & Goncalves. (2019). Avaliação das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão eletroquímica do aço ASTM A572 e de juntas soldadas. *Perspectivas Online: Exatas & Engenharia*, 20-48.
- Wang, Liu, Cui, Du, Wang, & Li. (2014). In situ corrosion characterization of simulated weld heat affected zone on API X80 pipeline steel. *Corrosion Science*, 401-410.
- Zalazar, Ramini, Surian, Bruna, & Baralla. (2010). Effect of welding procedure on the properties of microalloyed steel-welded joints for metal piping. *Welding International*, 602-610.