

**EFFECTOS DE LA ENTRADA DE CALOR DURANTE EL PROCESO DE  
SOLDADURA EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE ACEROS DE ALTA  
RESISTENCIA Y BAJA ALEACIÓN**



**AUTORES:**

**YERLIS PATRICIA DÍAZ CORDERO**

**CARLOS MARIO DÍAZ HERNÁNDEZ**

**UNIVERSIDAD DE CÓRDOBA**

**FACULTAD DE INGENIERÍAS**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**

**MONTERÍA – CÓRDOBA**

**2020**

**EFECTOS DE LA ENTRADA DE CALOR DURANTE EL PROCESO DE  
SOLDADURA EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE ACEROS DE ALTA  
RESISTENCIA Y BAJA ALEACIÓN**

**AUTORES:**

**YERLIS PATRICIA DÍAZ CORDERO**

**CARLOS MARIO DÍAZ HERNÁNDEZ**

**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**

En primera instancia le damos gracias a Dios por brindarnos la oportunidad de seguir adelante y gozar de buena salud, a nuestros padres que con gran sacrificio y orgullo nos han apoyado en todos los momentos de nuestra carrera, cuyos hombros han sido nuestro soporte en momentos difíciles y sus sonrisas la recompensa a cada uno de nuestros logros. Al alma mater Cordobesa por brindarnos sus instalaciones y recursos para nuestra formación como ingenieros, a los docentes por su gran dedicación y su inmenso aporte en nuestra formación profesional, a nuestros amigos y compañeros por todos los momentos compartidos en este arduo camino que con sacrificio y dedicación hemos culminado. De igual manera queremos agradecer a nuestro director de monografía por la labor incansable y el compromiso mostrado por engrandecer el conocimiento en nuestras mentes y reforzar pilares en el ámbito investigativo.

## Tabla de contenido

<b>1. Introducción</b> .....	<b>12</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. Marco conceptual</b> .....	<b>15</b>
<b>3.1. Aceros</b> .....	<b>15</b>
<b>3.2. Microconstituyentes de los aceros</b> .....	<b>15</b>
<b>3.3. Aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA)</b> .....	<b>17</b>
<b>3.4. Soldadura</b> .....	<b>17</b>
<b>3.5. Corrosión</b> .....	<b>18</b>
3.5.1. Corrosión electroquímica .....	19
3.5.2. Pila electroquímica .....	19
3.5.3. Reacción catódica y anódica .....	20
3.5.4. Termodinámica de la corrosión electroquímica .....	21
3.5.5. Fenómeno de polarización .....	22
<b>4. Desarrollo del tema</b> .....	<b>24</b>
<b>4.1. Efecto de la entrada de calor durante el proceso de soldadura al arco en la microestructura de los aceros de alta resistencia y baja aleación</b> .....	<b>24</b>
<b>4.2. Efectos de los cambios microestructurales en la resistencia a la corrosión de aceros de alta resistencia y baja aleación</b> .....	<b>44</b>
<b>5. Conclusiones</b> .....	<b>69</b>
<b>6. Bibliografía</b> .....	<b>70</b>

## Listado de tablas

Tabla 1. Composición del acero S700MC y parámetros de soldadura empleados en el estudio..	25
Tabla 2. Parámetros de soldadura y entrada de calor.....	30
Tabla 3. Composición química del metal base A y B empleado por los autores.....	33
Tabla 4. Tamaño de grano y composición de la microestructura estudiada. ....	36
Tabla 5. Composición del acero estudiado por Wu, Zhiyong, Li, Du, & Cui (2019).....	37
Tabla 6. Composición y parámetros empleados en el laminado del acero estudiado. ....	43
Tabla 7. Resultados de las curvas de polarización para las juntas soldadas y material base.....	45
Tabla 8. Parámetros empleados en los ensayos electroquímicos.....	48
Tabla 9. Resultados obtenidos de las pruebas de polarización potenciodinámica.....	49
Tabla 10. Comparativa de entrada de calor contra tasa de corrosión obtenida por Wanderlind (2018).....	58
Tabla 11. Parámetros de corrosión obtenidos de las curvas de polarización.....	60
Tabla 12. Resistencias a la polarización de las distintas muestras estudiadas.....	63

### Listado de figuras

Figura 1. Diagrama Fe-Fe <sub>3</sub> C. ....	16
Figura 2. Esquema de la pila de Daniell. ....	20
Figura 3. Micrografía característica de la zona fundida (A), ZAT (B), zona de transición (C) y metal base (D y E).....	25
Figura 4. Micrografía de los cordones de soldadura a 2000 W en función de la velocidad de desplazamiento.....	27
Figura 5. Microestructuras obtenidas por los autores. (a), (b) metal base, (c) zona fundida del metal tipo A, (d) zona fundida del metal tipo B, (e) ZAT de las juntas soldadas mediante el proceso GMAW y (f) FCAW. ....	29
Figura 6. Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 3 con metal de aporte ER 70S-6 y entrada de calor de 0,317 kJ/mm. ....	31
Figura 7. Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 5 con metal de aporte ER 70S-6 y entrada de calor de 0,189 kJ/mm. ....	31
Figura 8. Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 9 con metal de aporte ER 80S-G y entrada de calor de 0,317 kJ/mm. ....	32
Figura 9. Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 11 con metal de aporte ER 80S-G y entrada de calor de 0,189 kJ/mm. ....	32
Figura 10. Microestructuras obtenidas de las distintas zonas del acero microaleado estudiado: metal base (a), (b), zona de grano fino (c), (d), zona de grano grueso (e), (f), zona parcialmente fundida (g), (h), zona fundida (i), (j).....	35
Figura 11. Diagrama esquemático de las microestructuras representativas en una soldadura. ....	38
Figura 12. Microestructuras obtenidas por los autores para: (a) 0,1 °C/s; (b) 20 °C/s; (c) 50 °C/s. ....	40
Figura 13. Microscopías obtenidas por los autores para (a) zona fundida y (b) ZAT. ....	41
Figura 14. Comparativa de microestructura del acero ARBA estudiado con (a) adición de niobio y (b) sin niobio. ....	42
Figura 15. Curva de polarización electroquímica obtenida de los ensayos potencioestáticos de las probetas soldadas y sin soldar, utilizando como medio corrosivo una solución de NaCl al 3,5%. ....	46
Figura 16. Las curvas de polarización midieron la muestra en una solución de NaCl al 3,5 %... 47	47
Figura 17. Curvas experimentales de polarización potenciodinámica para las muestras evaluadas: Potencial vs. Densidad de corriente. ....	49
Figura 18. Diagrama de Nyquist para las muestras estudiadas y el metal base. ....	50
Figura 19. Tasa de corrosión en función del tiempo de inmersión para las muestras de acero ASTM A572 Gr 50. ....	51
Figura 20. Mapas de gráficos de superficie derivados de SVET que muestran la distribución de la densidad de corriente normal por encima de una muestra de acero ARBA soldada a una muestra UHSS tratada térmicamente, que se corroe libremente en un electrolito de NaCl (aq) 0,017 M. 52	52
Figura 21. Curvas potenciodinámicas de las diferentes zonas ZAT, MB, SOL, de los procesos MMA y SMAW ..... 54	54
Figura 22. Diagramas de Nyquist para probeta soldada por el proceso SMAW. .... 55	55

Figura 23. Curvas de polarización potenciodinámica del metal base y las uniones soldadas obtenidas en una solución de NaCl al 3,5% en peso a temperatura ambiente. ....	57
Figura 24. Área sometida a los ensayos electroquímicos. ....	59
Figura 25. Gráficos de Nyquist medidos en las tres muestras estudiadas del acero X70 a .potencial de circuito abierto. ....	61
Figura 26. Gráficos de fase y magnitud de Bode que demuestran la dependencia de la frecuencia de la impedancia electroquímica para las muestras estudiadas. ....	61
Figura 27. Curvas de polarización lineal para las muestra soldadas y el metal base. ....	63
Figura 28. Curvas de polarización potenciodinámica para el acero estudiado a una tasa de deformación de $1 \text{ s}^{-1}$ en solución de NaCl $1,0 \text{ mol / L}$ . ....	65
Figura 29. Curvas de Tafel para recubrimientos de (a) cromo (b) cobre (c) níquel (d) zinc y (e) acero sin recubrir. ....	66
Figura 30. Diagramas de Nyquist para recubrimientos de (a) cromo (b) cobre (c) níquel (d) zinc y (e) acero sin recubrir. ....	67

## Resumen

En la presente monografía se estudió el efecto que genera en la microestructura y resistencia a la corrosión la entrada de calor producto del proceso de soldadura al arco en aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA). Se realizó una revisión de artículos e informes científicos donde fueron soldados con diferentes procesos y/o sometidos a tratamientos térmicos distintos aceros ARBA para posteriormente realizar ensayos de metalografía, polarización lineal, espectroscopía de impedancia electroquímica, entre otras técnicas para evaluar el comportamiento electroquímico de las muestras. De acuerdo a los resultados encontrados, se determinó que la resistencia a la corrosión de las juntas soldadas están condicionadas a la heterogeneidad microestructural producida por la entrada de calor durante el proceso de soldadura, infiriéndose que los ataques corrosivos se concentran en microestructuras donde no existe homogeneidad de fases, por lo general la ZAT es la zona que presenta mayor variación en comparación a las otras.

**Palabras clave:** microestructura, resistencia a la corrosión, entrada de calor, aceros ARBA.

### **Abstract**

In this monograph was studied the effect caused in the microstructure and corrosion resistance by the heat input generated in the welding process in high strength and low alloy steels, a review which some samples of HSLA steels were welded or failing that, a heat treatment was applied in those was done in order to perform microscopy, lineal polarization, electrochemical impedance spectroscopy and some others corrosion techniques to study the electrochemical behaviour of the samples. According to results that different author have achieved was concluded that the corrosion resistance of weld joints depend on microstructural heterogeneity product of heat input in the weld process, so in conclusion, the corrosive attacks are highly possible to be concentrated in microstructures which has no homogeneity in its phases, usually the HAZ is zone who present the most microstructural variation in comparison with others.

**Keywords:** microstructure, corrosion resistance, heat input, HSLA steels

## 1. Introducción

En los últimos años se ha dado gran importancia a la problemática que presenta la corrosión en metales, un proceso electroquímico que afecta significativa y frecuentemente sectores de la industria metalmecánica y la construcción, entre estos se distinguen aplicaciones estructurales, edificaciones, puentes, automotores, entre otros. La exposición de superficies metálicas con agentes corrosivos tales como ácidos, la atmósfera, gases o microorganismos debilita y deteriora estructuras, poniendo en riesgo sistemas de producción, generando consigo pérdidas económicas, gastos en reparación y/o mantenimiento de equipos, instalaciones o en el peor de los casos vidas humanas (Pacheco, 2017).

La gran mayoría de los aceros sufren pérdida de sus propiedades con el paso del tiempo como producto de la corrosión atmosférica. De manera general, en aceros al carbono, los óxidos superficiales forman capas discontinuas que se desprenden con facilidad, llevando paulatinamente a la pérdida del material lo que conduce finalmente a la necesidad de reemplazar piezas y reparar equipos (Artigas, y otros, 2015). Dado que la corrosión es una reacción electroquímica, la velocidad a la que ésta tiene lugar, dependerá en cierta medida de la temperatura, la cantidad de iones activos y de las propiedades del metal en cuestión (Gonzales & Fernández, 1989). Los aceros usados para la construcción de estructuras son clasificados en distintas categorías en función de sus propiedades mecánicas, composición química, y procesos de fabricación, entre estos, los aceros al carbono, aceros al carbono tratados térmicamente, los aceros aleados tratados térmicamente y los aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA) o por su acrónimo en inglés HSLA (High Strength Low Alloy). Los aceros ARBA presentan ventajas en términos de esfuerzo, soldabilidad y resistencia a la corrosión atmosférica. El proceso de soldadura debe diseñarse bajo la premisa de evitar pérdida de tenacidad y reducción en la resistencia a la corrosión por un

excesivo crecimiento de grano y/o formación de precipitados (Esteves, Távara. 2016). Un exceso de calor suministrado durante soldadura puede inducir la formación de grietas, fragilidad en las zonas afectadas térmicamente o formación de constituyentes frágiles o de baja resistencia. Por otro lado, un suministro deficiente de calor aportado originará defectos de unión entre el metal de aporte y el metal base (Quivoy, 2004).

Existen numerosos estudios acerca de la soldabilidad de aceros ARBA con distintas técnicas de soldadura por fusión, requiriendo una mejora en la soldabilidad, en la resistencia a la corrosión bajo tensión y al agrietamiento en frío de la zona afectada térmicamente (ZAT). No obstante, el estudio del comportamiento de la corrosión en uniones soldadas es limitado y complejo, sobre todo cuando los procesos de deterioro de este tipo ocurren por variables que no se pueden controlar como por ejemplo, el ambiente durante servicio, lo que hace necesario una discusión para aclarar las sinergia que tienen los cambios microestructurales y la velocidad de corrosión de aceros de alta resistencia y baja aleación y cómo esta conjunción de variables incide en un proceso más, o menos acelerado (González & Palma, 2006).

## **2. Objetivos**

### **2.1.Objetivo General**

Analizar el efecto de la entrada de calor sobre la velocidad de corrosión en soldaduras al arco de aceros de alta resistencia y baja aleación.

### **2.2.Objetivos Específicos**

1. Estudiar el efecto que genera la entrada de calor durante el proceso de soldadura al arco en la microestructura de aceros de alta resistencia y baja aleación.
2. Analizar los valores encontrados por los autores en cuanto a velocidad de corrosión con distintos parámetros de entrada de calor y en distintos medios electrolíticos.
3. Contrastar el efecto que tiene la microestructura en la velocidad de corrosión de aceros de alta resistencia y baja aleación.

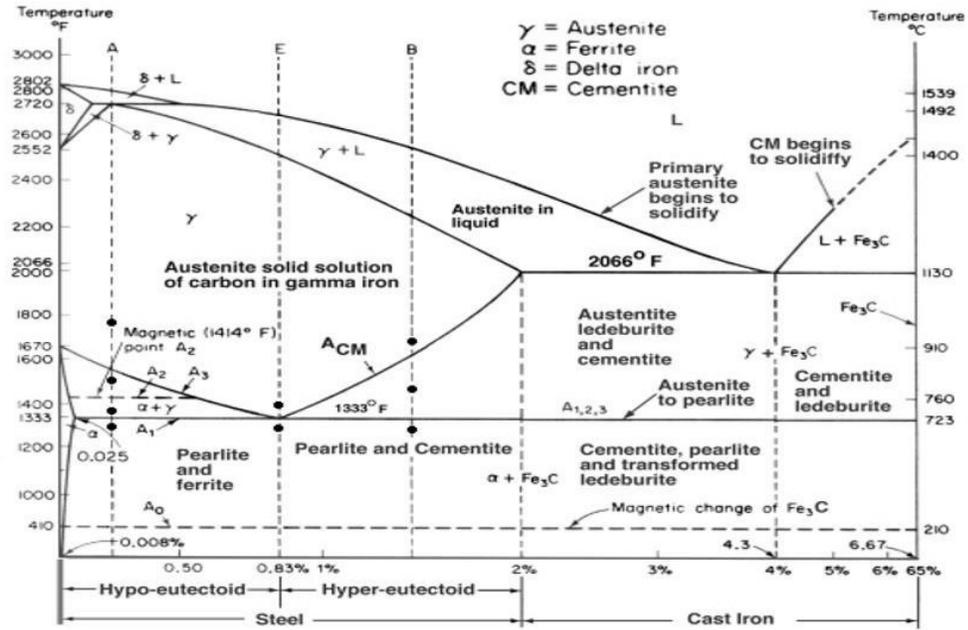
### **3. Marco conceptual**

#### **3.1. Aceros**

Las aleaciones ferrosas pueden categorizarse en dos grandes grupos dependiendo de la cantidad de carbono presente como aceros y fundiciones. Los aceros son aleaciones que poseen como matriz el hierro y porcentajes de carbono comprendidos entre el 0,022% y el 2,0%. Cantidades significativas de elementos de aleación diferentes del carbono pueden adicionarse a los aceros con el fin de mejorar sustancialmente ciertas propiedades como: tenacidad, dureza, resistencia mecánica, mejoría en el comportamiento frente a la corrosión o una combinación de ambos, dando resultado así a los denominados aceros aleados o aceros especiales, no obstante, dichos agregados suponen un aumento considerable en el costo del material (Shackelford, 2005).

#### **3.2. Microconstituyentes de los aceros**

Procesos que involucran calentamiento y enfriamiento del material (como lo son los tratamientos térmicos y el proceso de soldadura), generan transformaciones de fase, para el caso de los aceros la base de transformaciones que involucran velocidades de equilibrio es el diagrama hierro-carburo de hierro (Fe-Fe<sub>3</sub>C), en su defecto, procesos como la soldadura, tratamientos térmicos o bien, laminación controlada, involucran para su estudio diagramas CCT.



**Figura 1.** Diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C.

**Fuente:** (ASTM International, 2000)

En los aceros se distinguen dos tipos de transformaciones desde el punto de vista del mecanismo de transformación, entre difusivas y no difusivas. Las transformaciones difusionales requieren cierto desplazamiento de los átomos a través del reticulado; por su parte, las transformaciones no difusionales se producen rápidamente sin que los átomos tengan suficiente tiempo y movilidad para desplazarse (Pérez, 2018). Los constituyentes que pueden formarse a partir de una transformación difusional son: austenita, ferrita y perlita; transformaciones no difusionales le corresponden fases como: martensita y bainita. La Figura 1 muestra detalladamente el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C con sus microconstituyentes tanto para aceros como para fundiciones de hierro.

### **3.3. Aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA)**

Los aceros ARBA son aceros microaleados, surgieron en respuesta al requisito de reducción de peso de los vehículos. Son aceros con un contenido bajo de carbono, generalmente entre 0,05% y 0,25% en peso, lo cual genera mejoras en la conformabilidad y soldabilidad adecuada. Entre los elementos aleantes principales se distingue el Mn, el cual puede encontrarse hasta en un 2,0% en peso, así también se encuentran pequeñas cantidades Si, Cr, Ni, Mo y cantidades pequeñísimas de Nb, V y Ti; dichos aleantes pueden ser clasificados en dos familias teniendo en cuenta si funcionan como estabilizadores de la austenita, siendo estos los elementos gamágenos, entre estos destacamos Ni, Mn y Co, por otro lado, elementos que estabilizan la ferrita, denominándose así, alfégenos, entre los que podemos encontrar Si, Al, Pb, Ti, V, Mo y Cr. Estos aceros se manufacturan mediante laminación en caliente de forma controlada con la finalidad de obtener una estructura de grano fino, con límites de elasticidad que pueden ir de los 250 MPa a los 590 MPa y una baja temperatura de transición dúctil-frágil (Shackelford, 2005).

### **3.4. Soldadura**

La soldadura es definida por la AWS como la coalescencia localizada de metales o no metales producida mediante el calentamiento de los materiales a las temperaturas de soldadura requeridas, bien sea aplicando o no presión, o aplicando únicamente presión con o sin el uso de material de aporte. (AWS, 2007)

Es decir, la soldadura se produce cuando dos piezas separadas de material que se van a unir se combinan y forman una pieza al ser calentadas a una temperatura lo suficientemente alta, la cual causa ablandamiento o fusión y fluyen juntas.

### 3.5. Corrosión

El término corrosión se utiliza para describir el proceso de deterioro de materiales metálicos, incluyendo tanto metales puros, como aleaciones de estos, mediante reacciones químicas y electroquímicas. Estos materiales metálicos son obtenidos a través del procesamiento de minerales y menas, que constituyen su estado natural, induciéndolos a un estado de mayor energía. El fenómeno de la corrosión ocurre debido a que, con el tiempo, dichos materiales tratan de alcanzar su estado natural, el cual constituye un estado energético de menor potencial. Este proceso no siempre involucra un cambio de peso o un deterioro visible, ya que muchas formas de corrosión se manifiestan por un cambio de las propiedades de los materiales, disminuyendo su resistencia (Salazar, 2015).

Los procesos de corrosión involucran reacciones de óxido-reducción, donde están involucrados tres constituyentes: electrodos, los cuales corresponden a un ánodo y un cátodo, un electrolito que funcione como medio conductor y una conexión eléctrica entre ambos electrodos. Las reacciones básicas tanto para ánodo como para cátodo se muestran en la Ecuación 1 y Ecuación 2



Ambas reacciones ocurren de forma simultánea. El ánodo cede electrones al sistema cuando reacciona, aumentando así su número de oxidación, cambiando de su estado metal base a cationes que se disuelven en el electrolito, siendo así, el material que se corroe. Por su parte el cátodo recibe los electrones, disminuyendo su número de oxidación (ECCA, 2011).

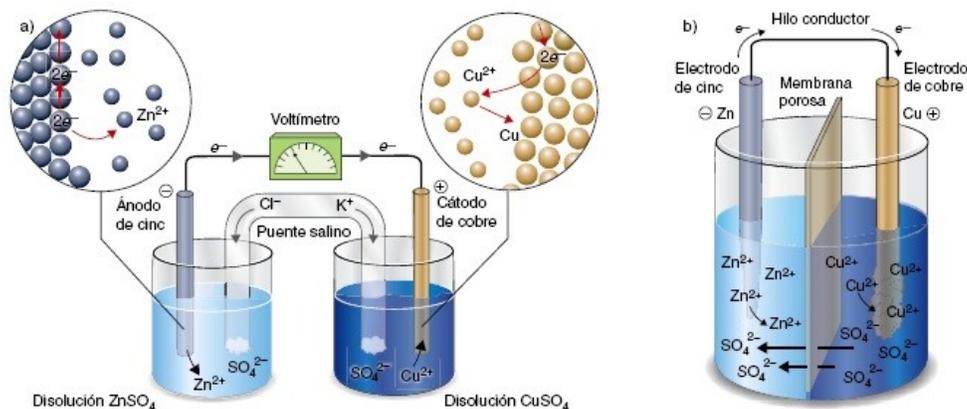
### **3.5.1. Corrosión electroquímica**

La unión eléctrica de dos metales distintos o un mismo metal con regiones con distinto potencial genera una corriente eléctrica cuya energía proviene de cambios químicos. El flujo eléctrico a través del medio se debe al movimiento de aniones y cationes hacia el ánodo y cátodo, respectivamente. El metal anódico es corroído a causa de la disolución de iones positivos al ceder electrones a otros átomos o iones. Por su parte, el metal catódico permanece relativamente inmune (Otero, 2013).

### **3.5.2. Pila electroquímica**

La corrosión metálica, se da por medio de reacciones que implican transferencia de carga en la interface metal – electrolito. Este mecanismo guarda estrecha relación con las pilas electroquímicas (Otero, 2013).

El ejemplo más común es la pila de Daniell mostrado en Figura 2, la cual comprende electrodos secciones de cinc y cobre sumergidos en una solución de sulfato de cinc ( $ZnSO_4$ ) y sulfato de cobre ( $CuSO_4$ ), respectivamente, un puente salino compuesto por una sección tubular con cloruro de potasio (KCl) en su interior y extremos permeables que permiten el flujo de iones sin mezclar los componentes con el exterior.



**Figura 2.** Esquema de la pila de Daniell.

**Fuente:** (Sanchez, 2012)

La tendencia termodinámica hacia la forma reducida del sistema de cobre es mayor, como consecuencia de esto, el ánodo será el cinc mientras que el cátodo será el cobre. Debido a la pérdida de electrones en el cinc, la acumulación de carga negativa en el electrodo disolverá cationes de cinc  $Zn^{2+}$  en la disolución, el exceso de carga positiva se contrarresta con los iones negativos que proporciona el puente salino. De manera análoga, la sección de cobre recibe cationes de  $Cu^{2+}$ , reduciéndolos mediante los electrones ganados, así también, el exceso de carga negativa se contrarresta mediante el puente salino (Otero, 2013).

### 3.5.3. Reacción catódica y anódica

La reacción catódica se define en la teoría como cualquier reacción que presente un potencial electroquímico de reducción más positivo que el que le corresponde a la reacción de disolución del metal. De manera general es una reacción de la forma  $A + ne \rightarrow D$ , donde A tiene la capacidad de aceptar electrones presentes en el electrolito que se encuentra en contacto con el metal que experimenta la corrosión (Otero, 2013).

De esta forma queda caracterizada la reacción anódica como la reacción de corrosión propiamente dicha, la sinergia de estas reacciones es dependiente del medio donde opere el metal (Otero, 2013).

#### 3.5.4. Termodinámica de la corrosión electroquímica

La diferencia de potencial electroquímico da origen al comportamiento tanto anódico como catódico de ciertas regiones. El conocimiento del potencial de electrodo es transcendental para explicar los mecanismos de corrosión electroquímica.

El cambio de energía libre ( $\Delta G$ ) para una reacción electroquímica puede expresarse de manera general en función de dicho cambio bajo condiciones normales ( $\Delta G^0$ ), la constante de los gases  $R$ , la temperatura y la ley isobárica de acción de masas  $K$ . Esto se representa en la Ecuación 3.

$$\Delta G = \Delta G^0 + RT \ln K \quad \text{Ecuación 3}$$

Por otro lado, una reacción electroquímica puede abordarse como un tipo particular de reacción química donde el cambio de energía libre puede ser expresado en función del Faraday  $F$ , la cantidad  $n$  de electrones intercambiados y el potencial alcanzado en el proceso. La expresión que representa lo anteriormente afirmado se muestra en la Ecuación 4.

$$\Delta G = -nFE \quad \text{Ecuación 4}$$

Cuando un átomo metálico pasa a disolución como ion, se genera una diferencia de potencial en la interface metal-electrolito, al aumentar dicho potencial, se opone cada vez con mayor fuerza la entrada en solución de nuevos iones hasta que se alcanza una diferencia de potencial específica para cada sistema en el cual el intercambio entre átomos metálicos y sus iones se realiza a igual velocidad en ambos sentidos, como se muestra en la Ecuación 5.



Igualando y simplificando las ecuaciones 3 y 4 se representa por definición la reacción de corrosión conocida como la expresión de Nernst, mostrada en la Ecuación 6.

$$E = E^0 + (RT/nF) \ln(Me^{n+}) \quad \text{Ecuación 6}$$

### 3.5.5. Fenómeno de polarización

Además de los factores que motivan la formación de las pilas electroquímicas, se hace necesaria la obtención de datos cuantitativos sobre la velocidad de funcionamiento de la pila lo que converge en la intensidad del proceso; dicha intensidad depende de la facilidad de evolución de los procesos anódicos y catódicos, así como de la fuerza impulsora en la reacción (González, y otros, 1984).

La intensidad de funcionamiento de la pila será proporcional al diferencial de potencial anódico y catódico e inverso a la resistencia. La resistencia  $R$  comprende la resistencia electrónica, que por lo general en las áreas anódicas y catódicas son muy pequeñas y la resistencia iónica del electrolito, la cual puede ser enormemente mayor, determinando así a efectos prácticos la magnitud de  $R$  (González, y otros, 1984), mostrada en la Ecuación 7.

$$I = \frac{E_c + E_a}{R_i} \quad \text{Ecuación 7}$$

Inicialmente, antes que la pila comience a funcionar, los valores de  $E_c$  y  $E_a$  corresponden a los potenciales de Nernst, sin embargo, una vez la pila comienza a funcionar los potenciales cambian debido al fenómeno de la polarización. Es así como existe una relación entre los valores de corriente y potencial que se rigen por una función matemática de la forma  $f(E, I) = 0$ . La

representación gráfica de la función mencionada se conoce como curva de polarización (Otero, 2013).

Se conoce como polarización a la variación de potencial por efecto de una densidad de corriente aplicada sobre un electrodo. En los valores de polarización intervienen componentes individuales. Estos son:

- Polarización de concentración ( $\eta_c$ )
- Polarización de activación ( $\eta_a$ )
- Polarización de resistencia ( $\eta_r$ )

## 4. Desarrollo del tema

### 4.1. Efecto de la entrada de calor durante el proceso de soldadura al arco en la microestructura de los aceros de alta resistencia y baja aleación

Los cambios de temperatura que se exhiben durante los procesos de soldadura dan paso a cambios microestructurales tanto en el metal base como en las zonas afectadas, estos ciclos térmicos pueden asociar consigo variaciones en el tamaño de grano, presencia de nuevas fases y de esta forma se pueden ver alteradas propiedades mecánicas y químicas. Una entrada de calor alta acarrea una tasa de enfriamiento más lenta, lo que resulta en granos más gruesos; caso contrario ocurre con entradas de calor bajas, que resultan en granos más finos (Ragu, V, S, & A.G, 2015).

Esto lo validó Sousa (2018) estudiando la alteración que presenta la microestructura y la tasa de corrosión cuando se emplea soldadura laser en un acero de alta resistencia y baja aleación. El acero empleado fue el EN10149/2 S700MC; el proceso de soldadura estuvo regido por dos parámetros, la potencia, la cual tuvo valores de 1500 W y 2000 W y la velocidad de desplazamiento con valores de 750 mm/s a 3000 mm/s, la composición del acero y los parámetros de soldadura se muestran en la Tabla 1.

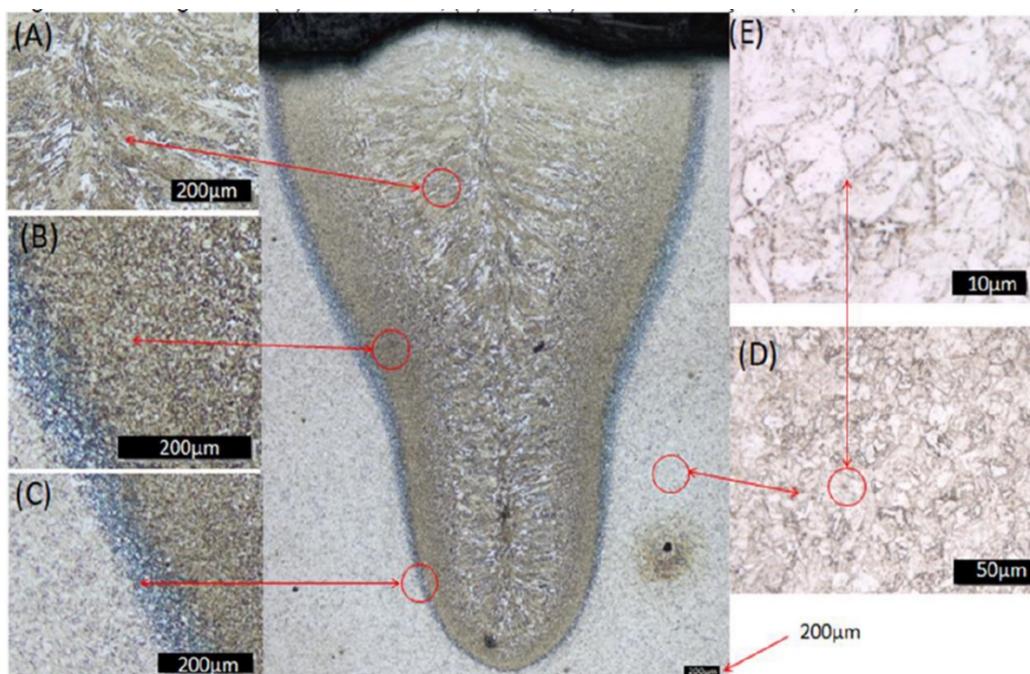
El autor realizó microscopía óptica para estudiar la sección transversal al cordón de soldadura como se muestra en la Figura 3. Durante el proceso de soldadura, el material se calienta y se enfría rápidamente, lo que produce cambios de fases y una microestructura de granos columnar en dirección al centro de la soldadura. La Figura 3, muestra en la zona fundida una tonalidad más clara granos de ferrita acicular, así también, están presentes granos de martensita en tonalidades oscuras, esto debido al rápido enfriamiento. Así también, se observan en dicha zona granos alargados hacia el centro que disminuyen su tamaño de manera progresiva a medida que se alejan

de la zona de influencia directa de la soldadura. La zona de transición por su parte está constituida por ferrita y perlita.

**Tabla 1.** Composición del acero S700MC y parámetros de soldadura empleados en el estudio.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N
0,061	0,02	1,91	0,014	0,002	0,03	0,04	0,1	0,02	0,1	0,1	0,036	0,062	0,0001	0,005
Parámetros	P1	P2	P3	P4	P5	P7	P8	P9						
Potencia (W)	1500	1500	2000	2000	2000	2000	2000	2000						
Velocidad (mm/s)	3000	1000	1000	2000	3000	750	1500	1250						
Aporte térmico (J/mm)	0,50	1,50	2,67	2,00	1,60	1,33	1,00	0,67						

**Fuente:** (Sousa, 2018)



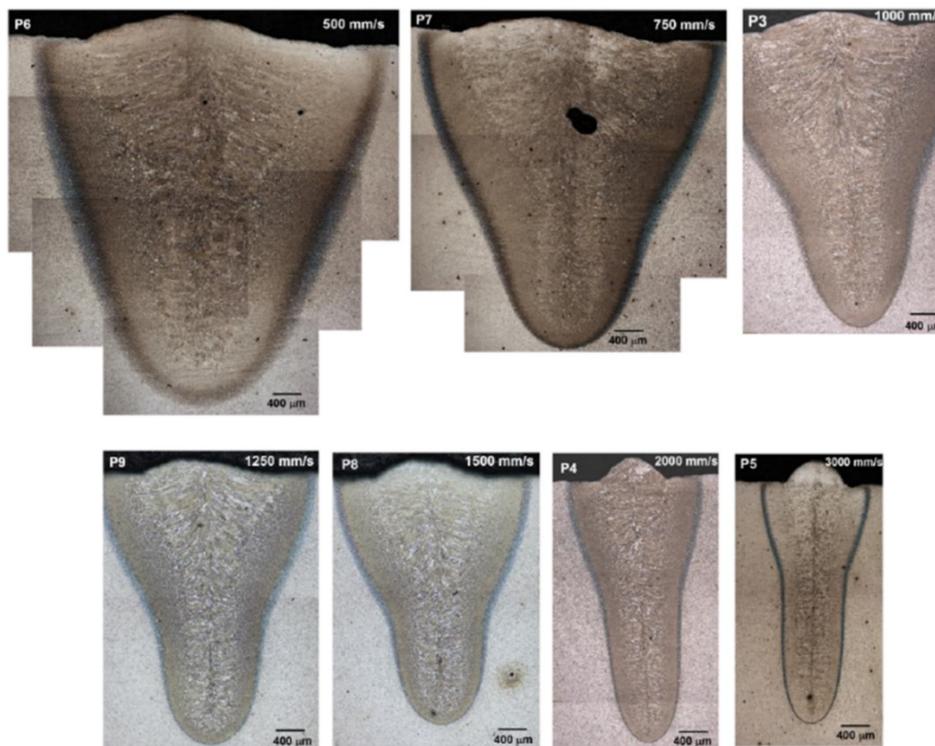
**Figura 3.** Micrografía característica de la zona fundida (A), ZAT (B), zona de transición (C) y metal base (D y E)

**Fuente:** (Sousa, 2018)

Basado en la micrografía de los autores mostrada en la Figura 3, la ZAT en la sección superior muestra una longitud mayor en comparación con la sección inferior, esto producto del mayor volumen de material en la zona inferior, lo que actúa como disipador de calor, haciendo más rápido el enfriamiento en dicha zona. La zona superior, especialmente hacia el centro presenta una mayor formación de perlita dado a la tasa de enfriamiento lo que conlleva en una solidificación más lenta.

Con el objetivo de apreciar el efecto que tiene la entrada de calor en la soldadura, los autores tomaron micrografías de los cordones bajo distintas velocidades de desplazamiento tal como se observa en la Figura 4.

La mayor penetración en el cordón de soldadura se obtuvo con la menor velocidad de barrido; esto es, cuanto más lenta se hace la velocidad de desplazamiento, mayor será el tiempo de interacción, esto también ocasiona que la anchura del cordón aumente de forma considerable. Así mismo, se aprecia una variación de la dimensión de la ZAT conforme aumenta la velocidad, la velocidad de barrido relacionándose estas de forma inversa.



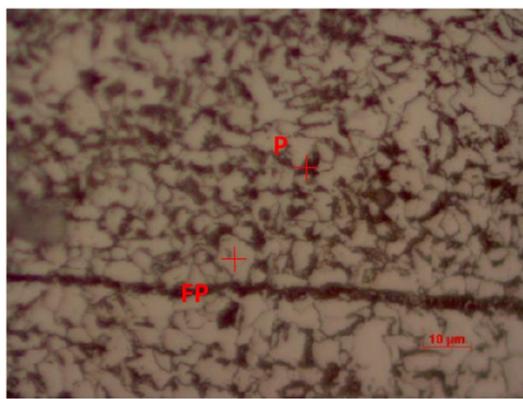
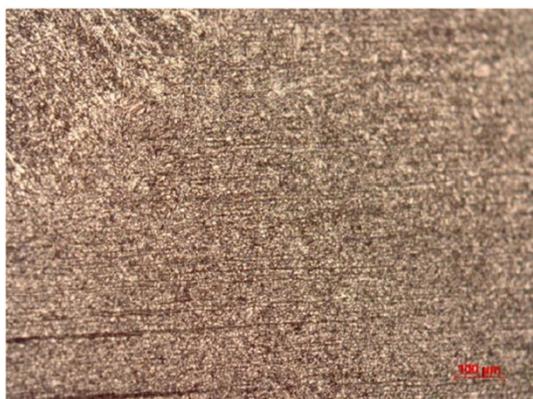
**Figura 4.** Micrografía de los cordones de soldadura a 2000 W en función de la velocidad de desplazamiento.

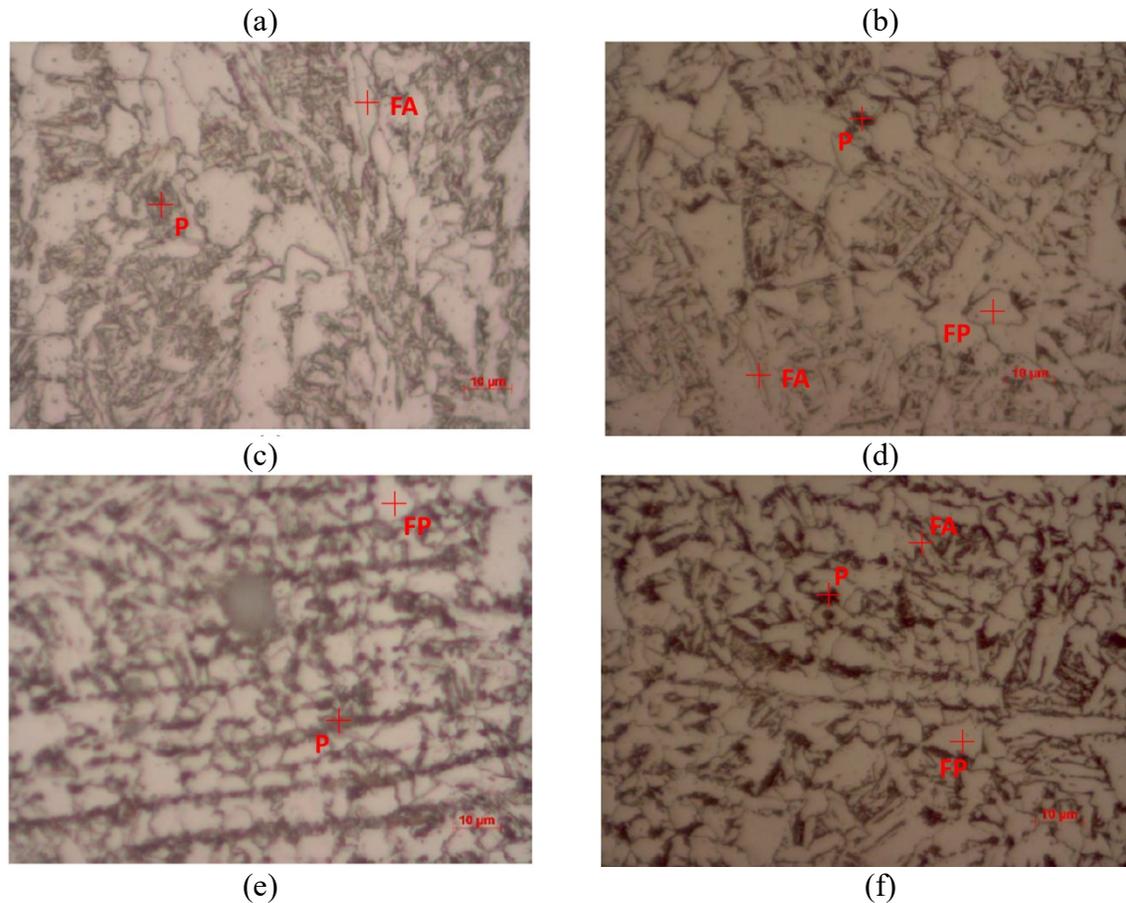
**Fuente:** (Sousa, 2018)

Wanderlind en 2018 estudió el efecto que genera la entrada de calor durante el proceso de soldadura en la microestructura, propiedades mecánicas y químicas de la unión disímil de los aceros ASTM A572 grado 50 y ASTM A36; el autor empleó para la unión de los aceros el proceso de soldadura GMAW con curva controlada variando la entrada de calor con parámetros como la velocidad de alimentación ( $V_a$ ) con valores entre los 3,5 m/min y 5 m/min, la amplitud entre las corrientes de pico y de base, para la cual adaptó una escala cuyo rango comprendía -10,0 y 10,0 y el foco de columna del arco eléctrico con valores establecidos entre 1,0 y 1,5. El autor realizó microscopía óptica en zonas representativas (metal base, ZAT y ZF). El metal base usado fue acero ASTM A36 laminado en caliente, el cual, cuenta con una microestructura compuesta por una matriz ferrítica con presencia discreta de colonias perlita, por su parte el acero ASTM A572 posee

una matriz ferrítica con presencia más marcada de colonias de perlita. El autor determinó que las fases formadas no se diferencian respecto a las distintas entradas de calor para cada área analizada, esto es, estas siguen un patrón de alteración con regiones definidas resultantes de los picos de temperatura y tasas de enfriamiento a lo largo de las placas. La zona fundida está constituida por ferrita Widmanstätten, la zona afectada térmicamente mostró una región perlítica con un tamaño de grano elevado y una zona de transición de grano grueso, a medida que se alejaba de la zona afectada por temperatura se encuentran granos de perlita cada vez más finos.

Resultados similares encontraron Vidal y Gonçalves (2019), los cuales emplearon placas de 200 mm x 300 mm con 6,3 mm de espesor las cuales llevaron a dimensiones finales por medio de fresado, designando probetas tipo A, soldadas a tope mediante el proceso GMAW con alambre ER 70S-6 y gas de protección 75% Ar y 25% CO<sub>2</sub>, y probetas tipo B, las cuales fueron soldadas en V a 60° empleando FCAW con 99,99% CO<sub>2</sub> como gas de protección basando el procedimiento de soldadura en el código AWS D1.1 de 2002. Las microestructuras características de cada zona se muestran en la Figura 5, el metal base estuvo constituido por bandas de ferrita poligonal (mostrado en la figura como FP) y perlita (P) y se apreciaron granos más grandes en la zona del metal fundido respecto a la ZAT para ambos casos con presencia en esta de ferrita poligonal (FP), ferrita acicular y perlita, adicionalmente, no se aprecian microconstituyentes duros o fragilizantes.





**Figura 5.** Microestructuras obtenidas por los autores. (a), (b) metal base, (c) zona fundida del metal tipo A, (d) zona fundida del metal tipo B, (e) ZAT de las juntas soldadas mediante el proceso GMAW y (f) FCAW.

**Fuente:** (Vidal & Gonçalves, 2019)

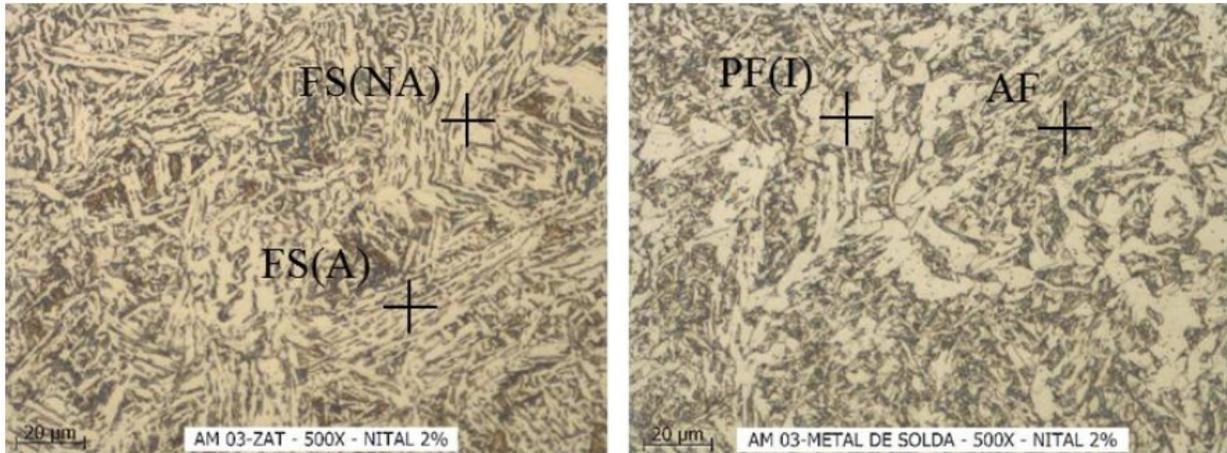
Vidor (2018) por su parte, estudió el efecto que tendría el metal de adición en la microestructura, propiedades mecánicas y químicas sobre el acero ASTM A588 usando dos alambres de aporte (ER 70 S6 y ER 80 S-G) con entradas de calor alta, media y baja en las que modificó factores como velocidad de desplazamiento (700 mm/min y 1000 mm/min), la intensidad de corriente (150, 180 y 200 A) y tensión (17, 17,5 y 18,5 V). Las entradas de calor así como los parámetros y el metal de aporte para cada caso se muestran en la Tabla 2.

**Tabla 2.** Parámetros de soldadura y entrada de calor.

<b>Metal de adición</b>	<b>Caso</b>	<b>Intensidad de corriente (A)</b>	<b>Voltaje (V)</b>	<b>Velocidad de desplazamiento (mm/mín)</b>	<b>Entrada de calor (kJ/mm)</b>
<b>ER 70S-6</b>	1	150	16	700	0,165
	2	180	17,5	700	0,216
	3	200	18,5	700	0,254
	4	150	16	1000	0,115
	5	180	17,5	1000	0,151
	6	200	18,5	1000	0,178
	7	150	16	700	0,165
	8	180	17,5	700	0,216
<b>ER 80S-G</b>	9	200	18,5	700	0,254
	10	150	16	1000	0,115
	11	180	17,5	1000	0,151
	12	200	18,5	1000	0,178

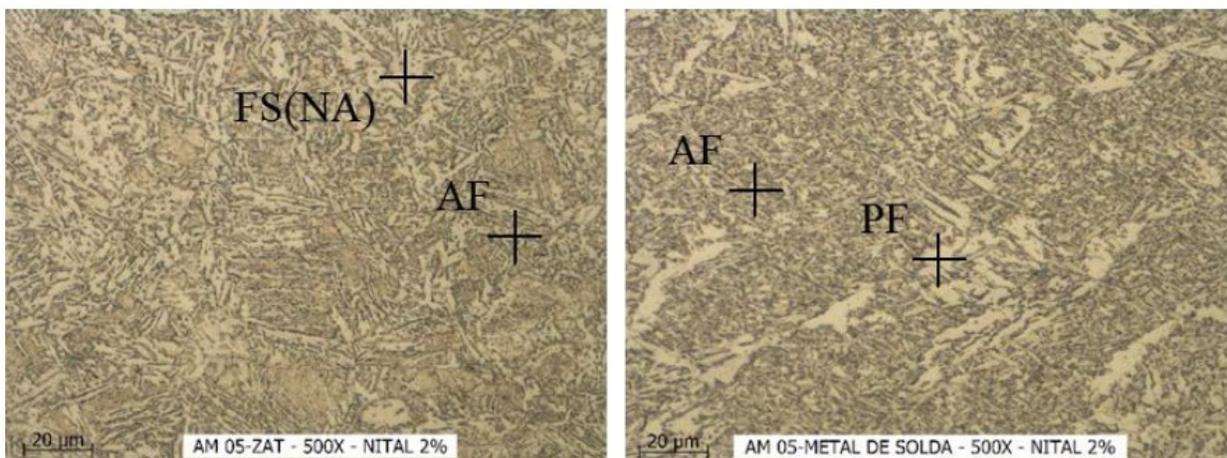
**Fuente:** (Vidor, 2018)

La mayor entrada de calor para el metal de aporte ER 70S-6 se dio en el caso número 3 con 0,317 kJ/mm, la microestructura de este caso se muestra en la Figura 6 mientras que la menor entrada es de 0,189 kJ/mm correspondientes al caso 5 y mostrado en la Figura 7. Por su parte, la mayor y menor entrada de calor para el metal de aporte ER80S-G se da en el caso 9 y 11 con valores de 0,317 kJ/mm y 0,189 kJ/mm y cuyas micrografías corresponden a la Figura 8 y Figura 9, respectivamente



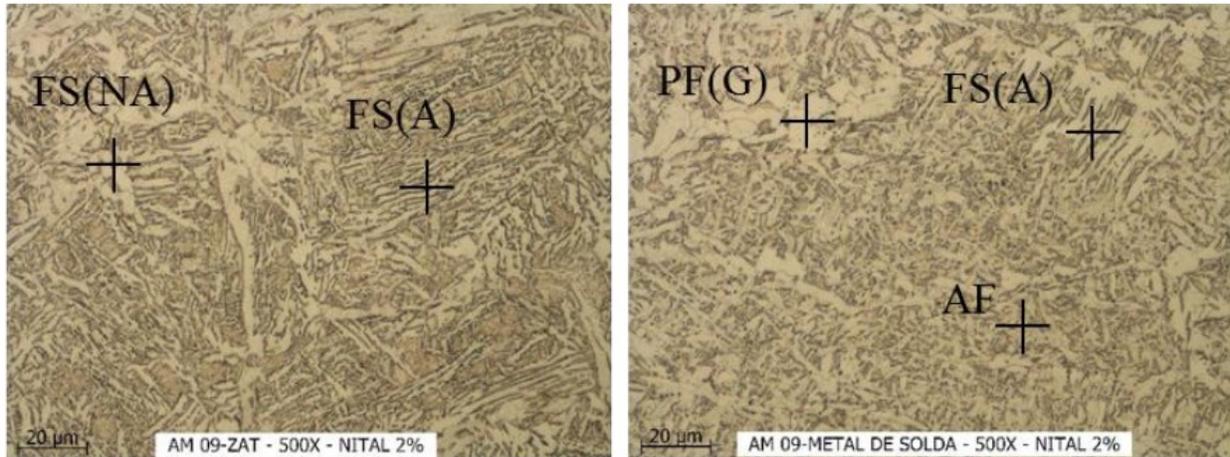
**Figura 6.** Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 3 con metal de aporte ER 70S-6 y entrada de calor de 0,317 kJ/mm.

**Fuente:** Vidor (2018)



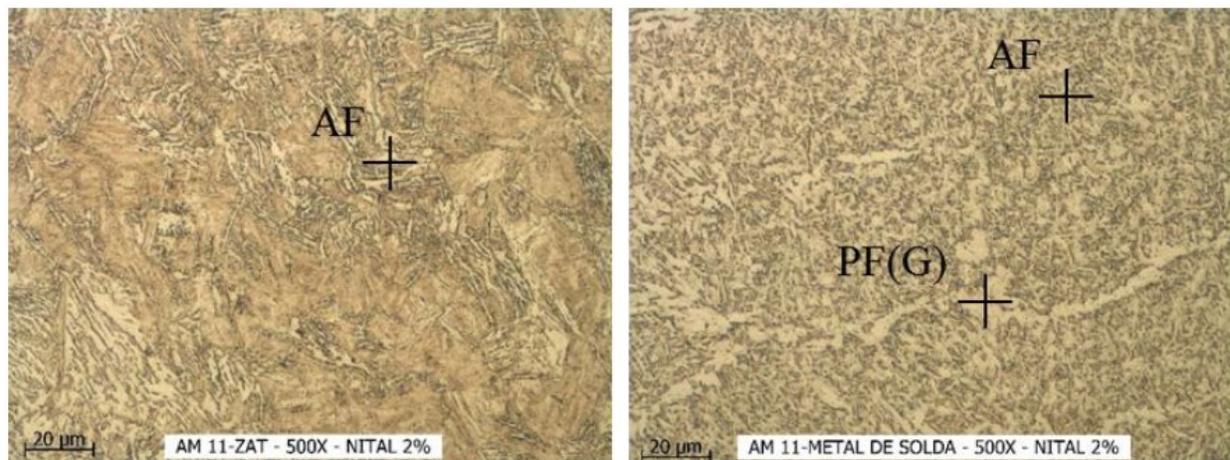
**Figura 7.** Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 5 con metal de aporte ER 70S-6 y entrada de calor de 0,189 kJ/mm.

**Fuente:** Vidor (2018)



**Figura 8.** Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 9 con metal de aporte ER 80S-G y entrada de calor de 0,317 kJ/mm.

**Fuente:** Vidor (2018)



**Figura 9.** Microestructura de la ZAT y ZF para la condición 11 con metal de aporte ER 80S-G y entrada de calor de 0,189 kJ/mm.

**Fuente:** Vidor (2018)

En las Figura 6 y Figura 8, donde hubo entradas de calor más altas se aprecian granos de mayor tamaño en comparación con las micrografías mostradas en la Figura 7 y la Figura 9 que tuvieron la menor entrada de calor de ambos casos. Para ambos metales de aporte el autor obtuvo

como constituyentes principales ferrita acicular, esta se muestra en las micrografías como AF, ferrita primaria, representado como PF, ferrita secundaria alineada (FS (A)), no alineada (FS (NA)) y bainita, también se determinó en la ZAT de la condición el inicio de una fase martensítica, en contraste a estas fases, el metal base estaba compuesto por ferrita y perlita en una proporción 70/30.

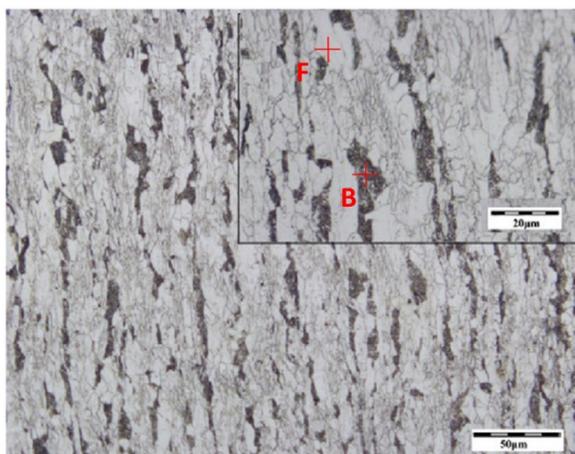
G. Khalaj y M-J. Khalaj (2016) investigaron para las distintas zonas afectadas por la temperatura el fenómeno de corrosión en dos aceros API X-70 PSL tubulares, diferenciados como A y B; de manera similar a los estudios anteriormente mencionados, los autores observaron micrografías de distintas zonas determinando tanto el tamaño de grano como la composición porcentual de las fases presentes en las áreas estudiadas. Para soldar la tubería, los autores emplearon soldadura al arco sumergido con doble bisel en V para el material base, usando una entrada de calor de 3,89 kJ/mm en la cara externa y 4,31 kJ/mm en la cara interna. Posterior a este procedimiento se extrajeron muestras representativas del metal base, zona fundida, zona parcialmente fundida, zona de grano grueso y la zona de grano fino.

La Figura 10 muestra las microestructuras obtenidas de los dos aceros estudiados y las distintas zonas afectadas por el calor, en estas se encontraron como microestructuras típicas ferrita (F), colonias de bainita (B) y pequeñas cantidades de martensita retenida (M). El metal A y el metal B empleado en el estudio difieren ligeramente en cuanto a contenidos carbono, molibdeno, níquel, titanio y cobre como se muestra en la Tabla 3.

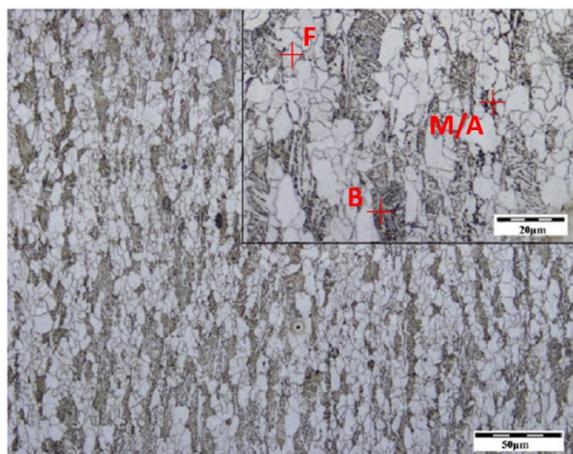
**Tabla 3.** Composición química del metal base A y B empleado por los autores

Elemento (%-peso)	C	Mn	Si	Mo	Ni	Nb	Ti	Al	Cu
<b>Metal base A</b>	0,084	1,64	0,306	0,012	0,044	0,037	0,019	0,034	0,029
<b>Metal base B</b>	0,063	1,533	0,326	0,09	0,15	0,042	0,011	0,029	0,097

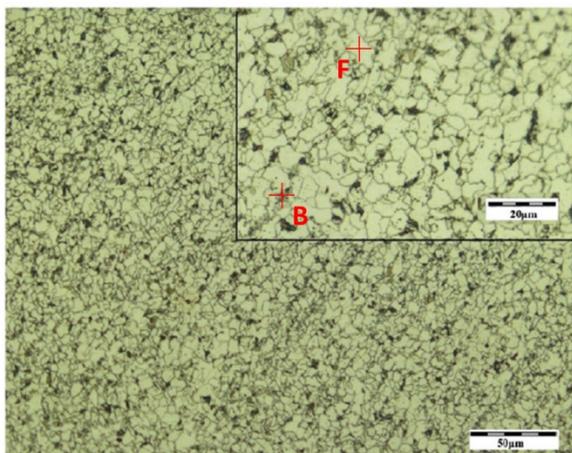
**Tomado y adaptado de:** (Khalaj & Khalaj, 2016)



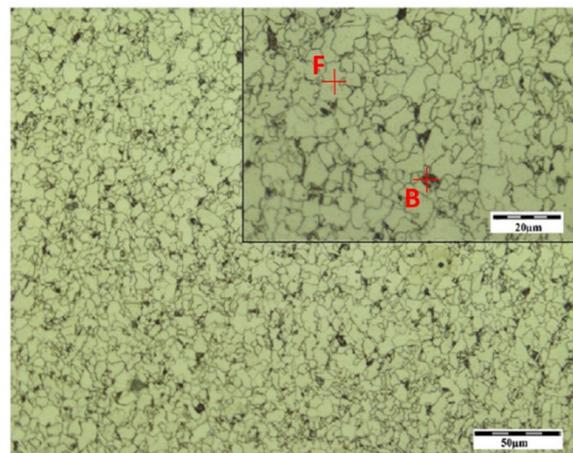
(a)



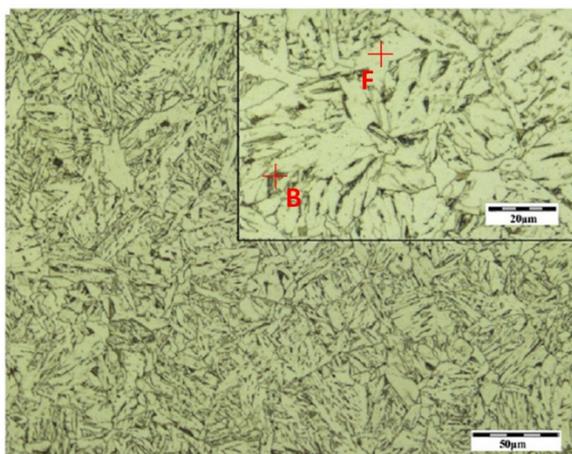
(b)



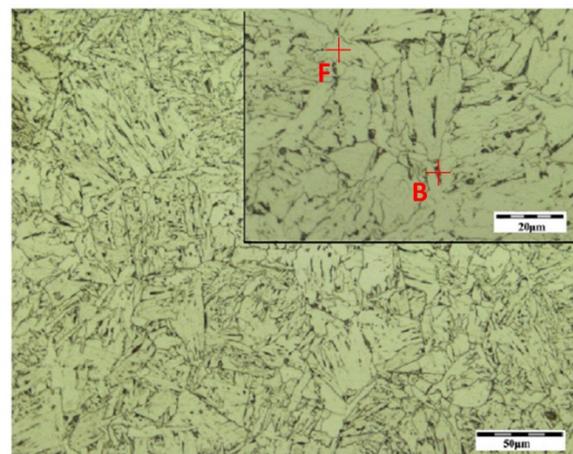
(c)



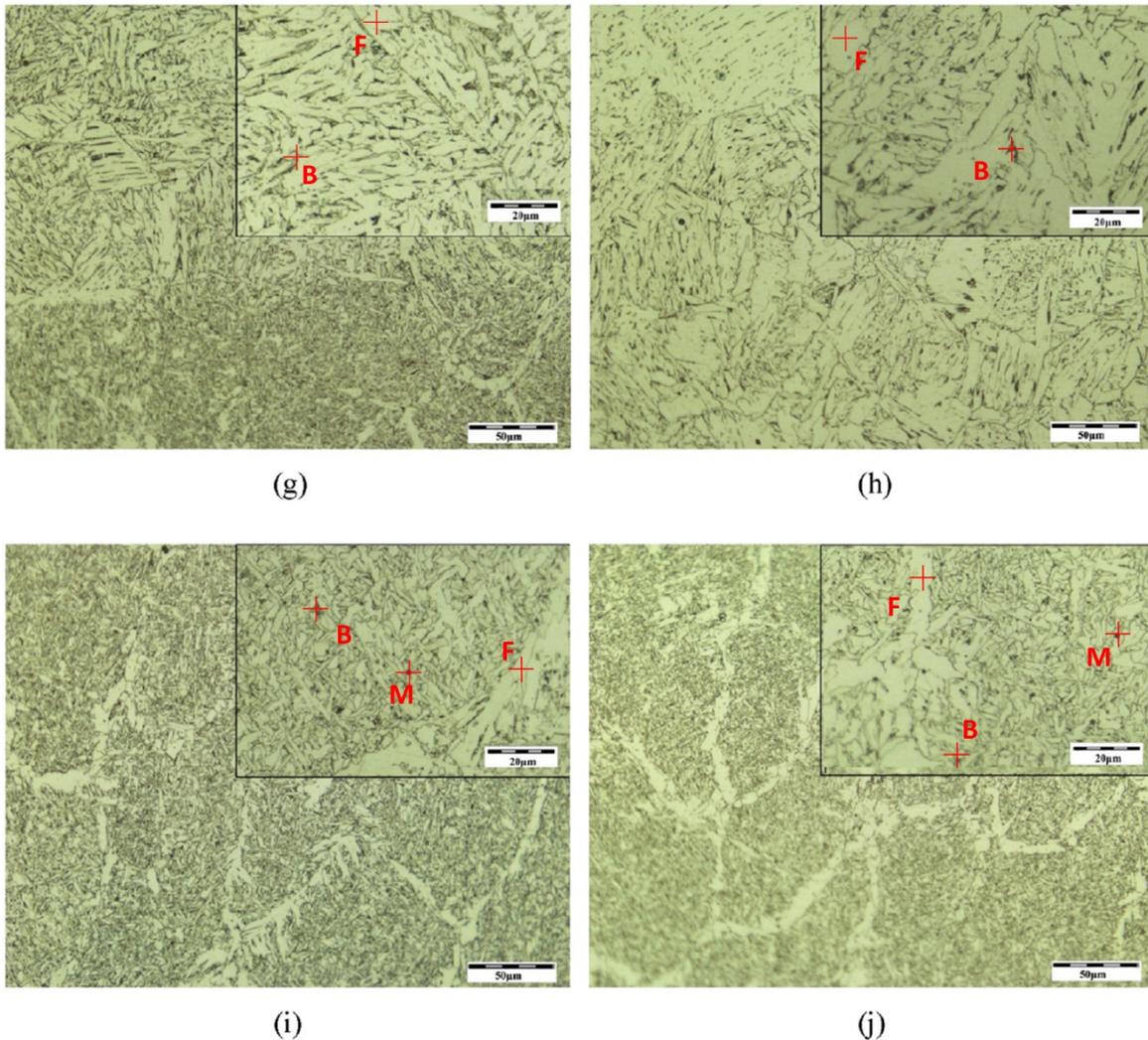
(d)



(e)



(f)



**Figura 10.** Microestructuras obtenidas de las distintas zonas del acero microaleado estudiado: metal base (a), (b), zona de grano fino (c), (d), zona de grano grueso (e), (f), zona parcialmente fundida (g), (h), zona fundida (i), (j).

**Fuente:** (Khalaj & Khalaj, 2016)

El tamaño de grano para cada muestra, así como las proporciones de cada fase se muestran en la Tabla 4. El metal fundido, mostrado en la tabla mencionada como MF, presentó en ambos casos los granos de mayor tamaño con una microestructura compuesta mayormente por ferrita acicular con fracciones pequeñas de bainita; la zona parcialmente fundida (en la tabla como ZPF),

así como la zona afectada por la temperatura de grano grueso (ZAT GG) presentaron mayores cantidades de bainita y ferrita dispersa con un tamaño de grano que va en disminución de manera exponencial a medida que se aleja de la zona de efecto directo de la soldadura; la zona afectada por temperatura de grano fino (ZAT GF) presentó la mayor proporción de ferrita para ambos casos, presentando ferrita poligonal y perlita mientras que el metal base se mostró mayormente ferrítico con grandes fracciones de perlita y bainita.

**Tabla 4.** Tamaño de grano y composición de la microestructura estudiada.

Código	Zona	Tamaño de grano (µm)	Ferrita (%)	Bainita (%)	Martensita retenida /Austenita (%)	Dureza
A1	MF	60	58	33	9	215
A2	ZPF	55	10	88	2	211
A3	ZAT GG	17	15	84	1	205
A4	ZAT GF	3	87	10	3	195
A0	MB	5	85	15	0	192
B1	MF	50	60	30	10	225
B2	ZPF	40	5	94	1	220
B3	ZAT GG	23	10	89	1	215
B4	ZAT GF	3	85	13	2	205
B0	MB	5	77	20	3	200

**Fuente:** (Khalaj & Khalaj, 2016)

Así como Khalaj & Khalaj (2016), Montes y Otros (2016) validaron en un acero API 5L X70 una microestructura constituida por ferrita poligonal, ferrita acicular y perlita. Así mismo, algunos aceros de la serie API presentan microestructuras y fases similares a los determinados por los autores anteriormente mencionados, esto con el fin de aumentar la soldabilidad entre ellos. No obstante, la entrada de calor puede incidir tanto en el tamaño de grano como en el aumento en algunas fases y decrecimiento de otras así como lo determinó Eslami y otros en 2019; los autores emplearon aceros de la serie API 5L X-42 y API 5L grado B soldados mediante el proceso SMAW

con distintos parámetros obteniendo entradas de calor de 0,61 kJ/mm, 0,68 kJ/mm y 0,74 kJ/mm; los autores obtuvieron con el aumento de calor un incremento en el porcentaje de ferrita poligonal y una disminución en ferritas de tipo Widmanstätten y acicular y fases secundarias, la formación de estas fases depende de la difusión que puedan presentar los elementos aleantes como Mn, Ti y Ni y de la presencia de elementos no metálicos en la matriz, una alta entrada de calor implica una tasa de enfriamiento más baja, lo que se ve reflejado en una baja difusión atómica de dichos elementos en la matriz.

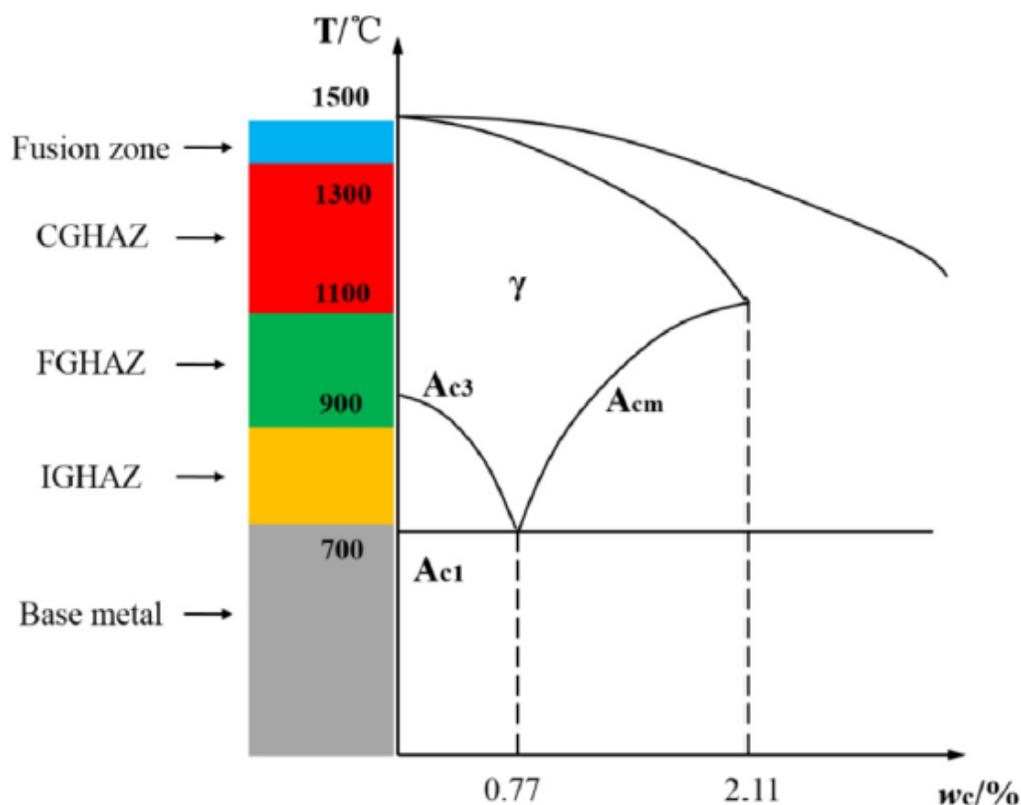
Las microestructuras del metal base en los aceros están condicionadas al proceso fabricación en sus distintos formatos, así como en los procesos de soldadura, por tratamientos térmicos pueden obtenerse modificaciones en la microestructura y tamaños de grano, dichos tratamientos, se pueden realizar con calentamiento, sostenimiento y enfriamiento del acero, este paso a paso puede simular de forma precisa las zonas afectadas por temperatura durante el proceso de soldadura

Wu, Zhiyong, Li, Du, & Cui (2019) realizaron un calentamiento, sostenimiento y enfriamiento en un acero de alta resistencia bainítico cuya composición se muestra en la Tabla 5; los autores calentaron muestras a 750 °C, 850 °C y 1300 °C, manteniendo la temperatura por diez minutos y enfriando en aire para obtener así microestructuras características de las distintas zonas como se muestra en la Figura 11, resultando muestras de la región intercrítica (ICHAZ, por sus siglas en inglés), zona afectada por temperatura de grano fino (FGHAZ, por sus siglas en inglés) y zona de grano grueso (CGHAZ, por sus siglas en inglés).

**Tabla 5.** Composición del acero estudiado por Wu, Zhiyong, Li, Du, & Cui (2019)

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Cu</b>	<b>Al</b>	<b>Nb</b>	<b>V</b>	<b>Ti</b>
0,17	0,20	1,01	0,006	0,006	0,98	1,43	0,01	0,04	0,03	0,03	0,02

Fuente: (Wu, Zhiyong, Li, Du, & Cui, 2019)



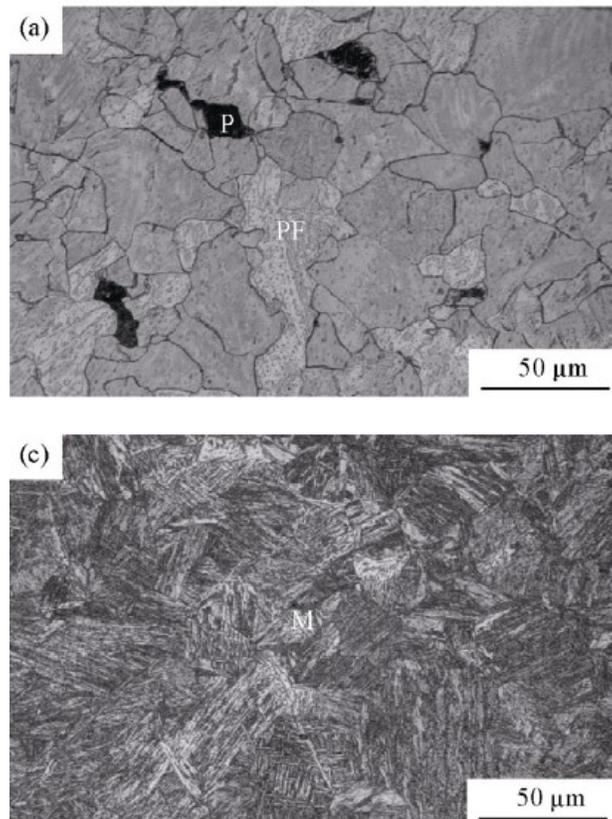
**Figura 11.** Diagrama esquemático de las microestructuras representativas en una soldadura.

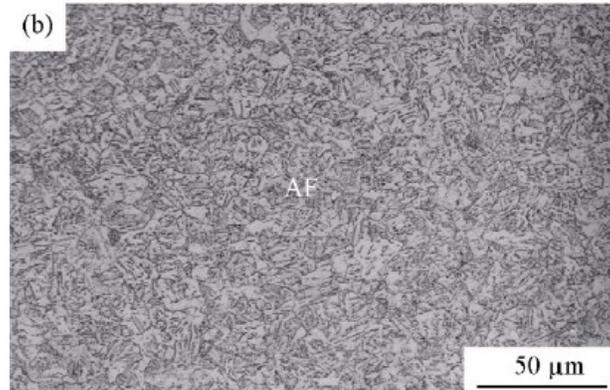
Fuente: (Wu, Zhiyong, Li, Du, & Cui, 2019)

En la ICHAZ se encontró una microestructura compuesta principalmente por bainita, martensita-austenita (M/A) y presencia de austenita retenida. La FGHAZ presentó una microestructura bainítica distribuida de manera aleatoria con una media de tamaño de granos de 7,54  $\mu\text{m}$ , por su parte la CGHAZ presentó un tamaño de granos casi 10 veces mayor, esto es, 72,89  $\mu\text{m}$ , estas zonas no mostraron presencia de austenita retenida, en cambio tuvieron pequeñas islas de M/A.

De forma análoga Guo y otros autores (2015) emplearon un acero con composición química similar al estudiado por Khalaj & Khalaj (2016) llevando este a temperatura superior a la

de austenización, concretamente 1150 °C, manteniendo los especímenes a esta temperatura por cinco minutos y subsecuentemente enfriándolos a distintas tasas (0,1 °C/s, 20 °C/s y 50 °C/s). Los autores reportaron en la Figura 12 microestructuras compuestas principalmente por ferrita poligonal (mostrado en la figura como PF) y pequeñas proporciones de perlita (P) para la tasa de enfriamiento más baja; para una tasa de enfriamiento de 20 °C/s, se encontró una transformación dominante de ferrita acicular (AF) mientras que para 50 °C/s, se observa un arreglo constituido por martensita (M) y precipitados de Fe<sub>3</sub>C.



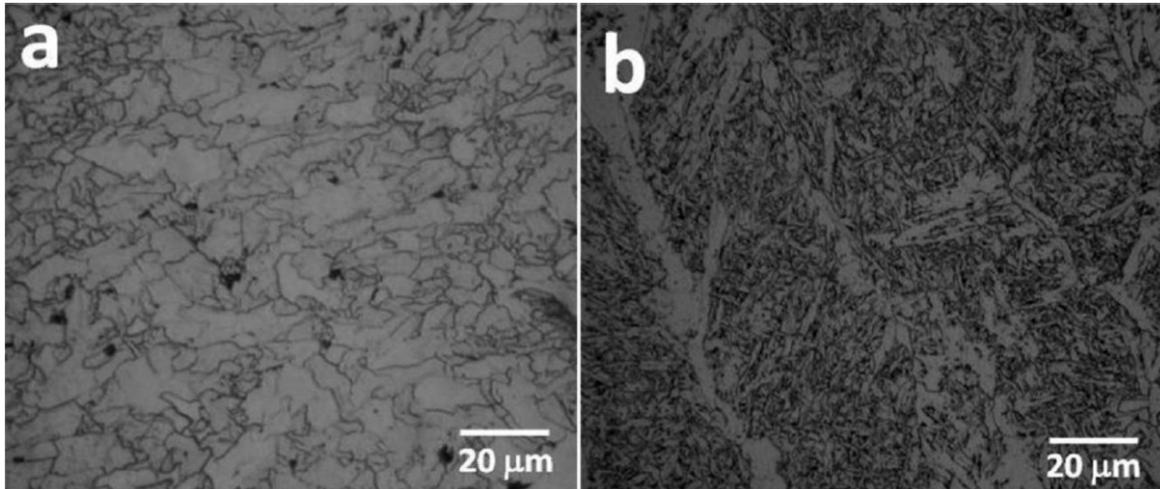


**Figura 12.** Microestructuras obtenidas por los autores para: (a) 0,1 °C/s; (b) 20 °C/s; (c) 50 °C/s.

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

La ferrita acicular se forma producto de la transformación austenítica, debido a un proceso de enfriamiento continuo desde un rango de temperatura ligeramente superior al de la bainita superior, nucleando desde partículas no metálicas en el interior de los granos austeníticos. Dado que la resistencia y tenacidad puede ser mejorada con una microestructura constituida por ferrita acicular, esta se convierte en una de las candidatas más atractivas para microestructuras en tuberías. Además de la mejora en la resistencia y la tenacidad, es significativo poner en claro si este tipo de microestructura tiene un efecto positivo en la resistencia a la corrosión de los aceros estudiados.

Flores, Patiño, Alfonso, Rodriguez y Rosas en 2012 habían encontrado una microestructura constituida por ferrita acicular en la zona afectada por temperatura realizando estudios de corrosión en aceros API X70, los autores estudiaron el efecto corrosivo que tendrían bacterias sulfato reductoras en muestras de metal base y ZAT de dicho metal.



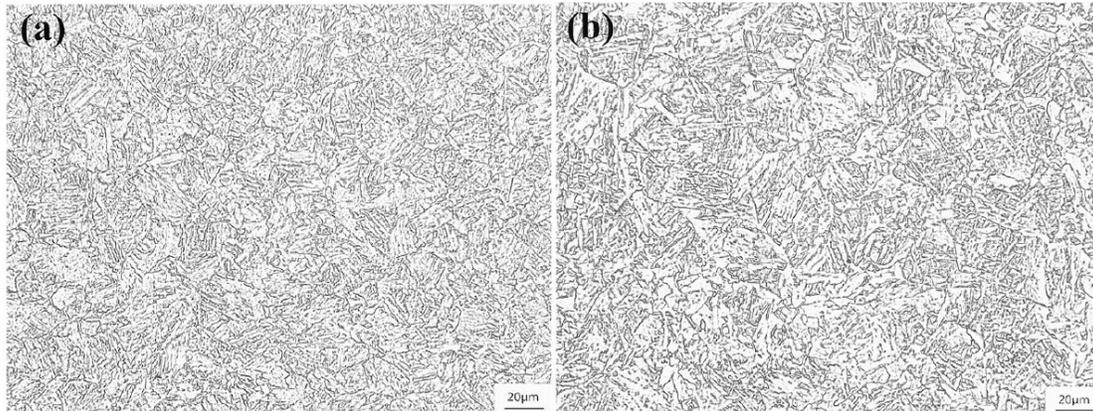
**Figura 13.** Microscopías obtenidas por los autores para (a) zona fundida y (b) ZAT.

**Fuente:** (Flores, Patiño, Alfonso, Rodríguez, & Rosas, 2012)

Los autores encontraron una zona fundida constituida por granos de ferrita poligonal y perlita distribuida en los contornos de grano mientras que en la ZAT se obtuvieron microestructuras mayormente constituidas por ferrita acicular.

Es claro que el tipo de microestructura juega un rol fundamental en las propiedades de los aceros, no obstante, el pilar de este conjunto de aceros en estudio son los elementos aleantes que en baja proporción, proporcionan un incremento significativo en las propiedades, mecánicas y químicas. Así lo validaron Wang, Wu, Li y otros (2017) que evaluaron el efecto de la adición de niobio en las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de un acero similar al estudiado por Khalaj y Khalaj (2016), en su lugar, variaron el porcentaje en peso de niobio considerando valores de 0% y 0,079% para las muestras. De forma similar, estos autores simulaban una ZAT mediante calentamiento a temperaturas de 1300 °C, 950 °C, 780 °C y 500 °C, obteniendo así microestructuras típicas de ZAT de grano grueso, fino e intercrítica y zona templada, respectivamente, sostenimiento durante 15 minutos y enfriamiento en agua.

Como se esperaba, los autores encontraron muestras con tamaños de granos menores para los especímenes con contenidos de niobio en comparación con las muestras libres de dicho elemento como se muestra en la Figura 14.



**Figura 14.** Comparativa de microestructura del acero ARBA estudiado con (a) adición de niobio y (b) sin niobio.

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

En esta investigación el metal base por su parte estaba constituido por bainita granular y ferrita-bainita para la muestra libre de niobio, la muestra comparativa por su parte presentó considerables granos de ferrita. Las zonas de grano fino consisten principalmente en bainita granular y pequeños granos de bainita-ferrita para ambas comparativas, diferencial del metal base en una microestructura más pequeña, densa y homogénea. La zona de grano grueso estuvo compuesta por bainita granular y pequeños granos de bainita con austenita primaria en los contornos de grano, siendo siempre más refinada la microestructura con contenido de niobio.

Por su parte, Qaban, Mohamed, Quazi y Naher (2020) indagaron sobre el efecto combinado que tiene la adición de aluminio y niobio en la microestructura de un acero ARBA bajo el proceso de laminado a distintas tasas de enfriamiento; la composición, los parámetros empleados y los resultados en cuanto a microestructura respectan se muestran en la Tabla 6.

**Tabla 6.** Composición y parámetros empleados en el laminado del acero estudiado.

<b>Muestra</b>	<b>H1</b>	<b>H2</b>	<b>H3</b>	<b>H4</b>	<b>C3</b>
<b>Tipo de laminado</b>	HR	HR	HR	HR	CR
<b>Tasa de enfriamiento (°C/min)</b>	33	33	33	17	33
<b>C (%wt)</b>	0,051	0,06	0,056	0,062	0,056
<b>Nb (%wt)</b>	-	-	0,018	0,018	0,018
<b>Al (%wt)</b>	0,02	0,16	0,16	0,17	0,16
<b>N (%wt)</b>	0,009	0,007	0,006	0,007	0,006
<b>Perlita (%)</b>	4,8	7,9	4,1	4,0	5,0
<b>Tamaño de carburos (µm)</b>	0,25	0,21	0,30	0,32	0,23
<b>Presencia de martensita</b>	No	No	Sí	Sí	No

**Fuente:** (Qaban, Mohmed, Quazi, & Naher, 2020)

Fue encontrado por los autores microestructuras ferrito-perlíticas para las primeras tres muestras (H1, H2 y H3) las cuales se presentaron ligeramente similares. Con el incremento del contenido de aluminio se presencié un aumento en el tamaño de granos promedio, no obstante, la adición de niobio apuntó a de una distribución de granos homogéneos a una distribución heterogénea mezclando granos finos y gruesos. Un punto a destacar fue la aparición de martensita cuando se adicionó Nb en conjunto con Al empleando laminado en caliente. En aceros de alta resistencia y baja aleación, el niobio precipita en la austenita estabilizando los granos de ésta, resultando una microestructura constituida por granos finos de ferrita lo que implica un incremento de la dureza en el acero; de manera general los elementos que disuelven la austenita tienden a disminuir las velocidades de transformación por debajo de la temperatura crítica. La adición de

aluminio, por su parte desplaza la línea  $A_3$  hacia la derecha, promoviendo la formación de la fase ferrita o bien aumentando la temperatura eutectoide.

Li y otros autores en 2017, investigaron el efecto que generaban precipitados de carburo de niobio en el comportamiento a la corrosión y la microestructura de aceros de alta resistencia y baja aleación. Los autores tomaron una muestra de acero cuya composición porcentual en peso fue: 0,06 C, 0,27 Si, 1,84 Mn, 0,25 Mo, 0,26 Ni, 0,26 Cu y 0,055 Nb. El autor codificó como N1 a muestras que fueron calentadas a 1300 °C, con el fin de disolver los precipitados en la matriz, y enfriadas rápidamente con para evitar formación de precipitados, adicionalmente, otras muestras codificadas como N2, N3 y N4, fueron enfriados desde temperaturas de 1000 °C, 920 °C y 850 °C, respectivamente.

Los autores encontraron una microestructura uniforme en todas las muestras debido a la temperatura de austenización. Las microestructuras corresponden a ferrita y bainita. Dentro de la matriz de ferrita, se presentó el crecimiento gradual de granos de bainita desde los contornos de grano hacia el interior de estos.

#### **4.2. Efectos de los cambios microestructurales en la resistencia a la corrosión de aceros de alta resistencia y baja aleación**

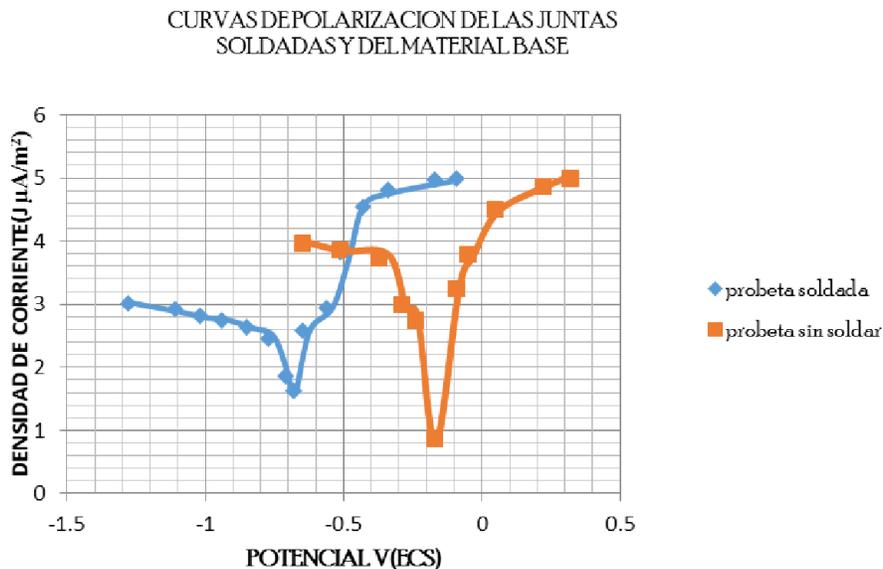
El uso de los aceros estructurales ha crecido conforme avanza la industria civil, metalmeccánica, de transporte y demás, de aquí la importancia de estudios que garanticen su durabilidad y confiabilidad. La corrosión impacta constantemente a los aceros, esta puede estar correlacionada con parámetros de conformación de materiales metálicos, tal como la entrada de calor en el proceso de soldadura, por esto, son necesarios estudios que correlacionen las variables involucradas en el proceso de soldadura con la tasa de corrosión de los metales.

Se sabe que la corrosión en uniones soldadas puede ser causada por muchos factores, uno de esos factores son los excesivos valores de variables del proceso de soldadura. Un estudio realizado por Esteves y Távora en 2016 sobre los mecanismos de corrosión en los cordones de soldadura del acero API 5XL-70 soldado mediante el proceso SMAW con electrodo E7018, revelaron por medio de ensayos de polarización potencioestática en solución de NaCl al 3,5 %, que la junta soldada en esta condición presenta menor comportamiento sobre la resistencia a la corrosión, en comparación al metal base tal como se muestra en la Tabla 7, esto fue causado por la baja penetración en el pase de raíz, lo que produjo un concentrador anódico. Además, se encontró que los mecanismos predominantes son: disolución anódica localizada y ruptura de capa pasiva, atribuido a una mayor densidad y tamaño de inclusiones no metálicas en las probetas soldadas.

**Tabla 7.** Resultados de las curvas de polarización para las juntas soldadas y material base.

<b>Material</b>	<b>Probetas soldadas</b>	<b>Probetas sin soldar</b>
<b>Potencial corrosión</b>	- 0,68 V	- 0,16 V
<b>Densidad corriente</b>	156,94 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	45,12 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$
<b>Velocidad corrosión</b>	1,43g/cm <sup>2</sup> . año	0,41 g/cm <sup>2</sup> . año
<b>Velocidad penetración</b>	1,84 mm/año	0,53 mm/año

**Fuente:** (Esteves & Távora, 2016)



**Figura 15.** Curva de polarización electroquímica obtenida de los ensayos potencioestáticos de las probetas soldadas y sin soldar, utilizando como medio corrosivo una solución de NaCl al 3,5%.

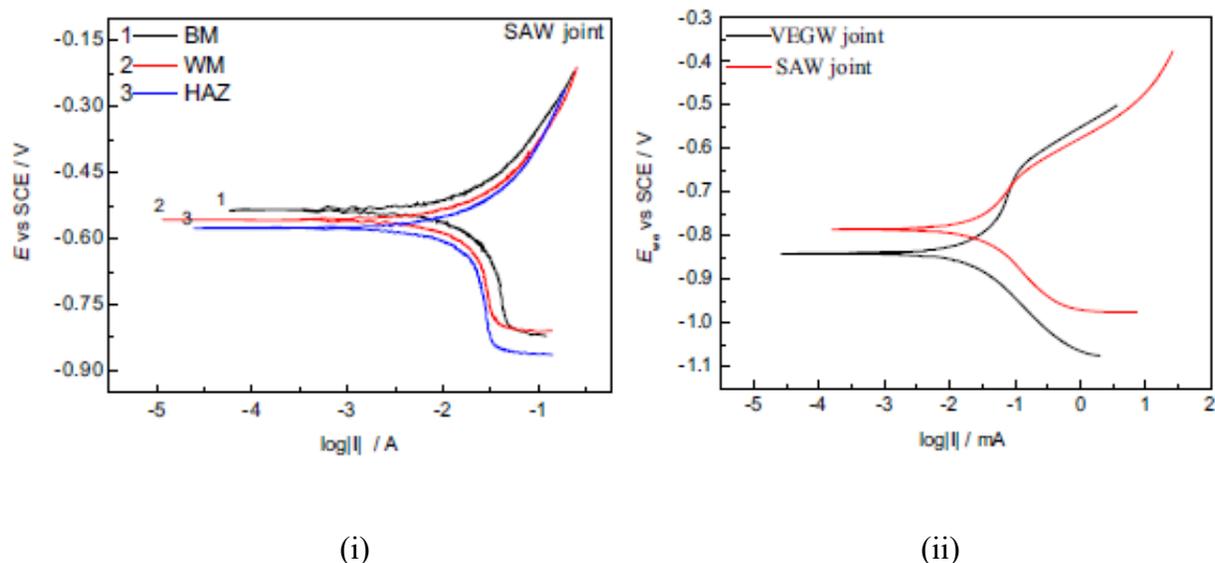
**Fuente:** (Esteves & Távora, 2016)

Por otra parte, Liu en compañía de otros en 2017 tomaron muestras de soldadura vertical por electro-gas (VEGW) de una sola pasada y soldadura por arco sumergido (SAW) de múltiples pasadas, con valores de entrada de calor de 100 kJ/cm y 30 kJ/cm respectivamente, con el fin de determinar el comportamiento a la corrosión en las distintas zonas tratadas como el metal base (BM), el metal de soldadura (WM) y la zona afectada por temperatura (ZAT). Se utilizaron técnicas electroquímicas con una solución de 3,5% de NaCl y métodos de superficie para los distintos procesos de soldadura. Los resultados de la investigación revelaron que la velocidad de corrosión de la junta está asociada a las diferentes modificaciones microestructurales generadas por la entrada de calor producto del número de pasadas durante el proceso de soldadura.

En comparación con la junta SAW, la junta VEGW mostró una microestructura uniforme y de grano grueso, debido al gran aporte de calor asociado a la baja velocidad de enfriamiento.

Además, los resultados de la técnica de barrido de electrodo vibratorio (SVET) demostraron que la corrosión de la junta VEGW se produjo principalmente en la ZAT, mientras que el ataque de la junta SAW se produjo principalmente en la zona de fusión (FZ).

Las curvas de polarización potenciodinámica mostradas en la Figura 16, mostraron que el metal de soldadura (WM) del proceso SAW con microestructura de perlita y ferrita poligonal, exhibió mayor velocidad de corrosión comparado con las demás zonas estudiadas (Liu, y otros, 2017).



**Figura 16.** Las curvas de polarización midieron la muestra en una solución de NaCl al 3,5 %.

(i) Diferentes zonas de la junta de la SAW (ii) uniones soldadas.

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

Gonçalves y Vidal contrastaron la resistencia a la corrosión electroquímica de juntas soldadas mediante los procesos GMAW - MAG y FCAW en el acero ASTM A572 Gr 50. Se utilizaron alambres identificados como "A" para el alambre ER 70S-6 del proceso de soldadura GMAW y "B" para el alambre 81 T1-A1 del proceso de soldadura FCAW. Los ensayos

electroquímicos fueron efectuados a temperatura ambiente en una solución de ácido sulfúrico 0,5 mol/ L y 40% de humedad relativa. Los parámetros usados para la construcción de las curvas de polarización potenciodinámica, así como las condiciones utilizadas para los diagramas de espectroscopia de impedancia electroquímica se enumeran en la Tabla 8.

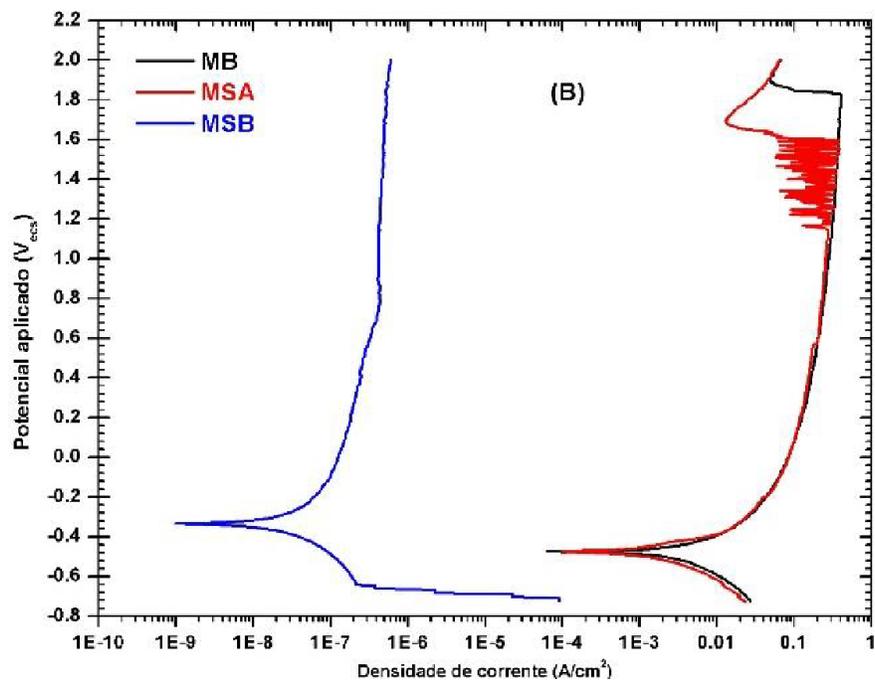
**Tabla 8.** Parámetros empleados en los ensayos electroquímicos.

<b>Parámetros empleados en los ensayos potenciodinámicos</b>	
<b>Condición usada</b>	<b>Valor</b>
Potencial inicial de barrido	-600 mV por debajo del potencial de circuito abierto
Potencial anódico final de barrido	2.000 mV
Velocidad de barrido	0,2 mV/s
<b>Parámetros empleados para pruebas de impedancia electroquímica</b>	
<b>Condición usada</b>	<b>Valor</b>
Rango de frecuencia	15 mHz-10 kHz
Amplitud de voltaje	5 mV
Frecuencia de lectura	5 puntos/década

**Fuente:** (Vidal & Gonçalves, 2019)

Los resultados mostrados por las curvas de polarización en la Figura 17 y la Tabla 9, mostraron que las densidades de corriente para las soldaduras obtenidas mediante el proceso FCAW son menores en comparación a las densidades de corriente para el proceso GMAW y al metal base, mostrando así mayor resistencia a la corrosión en la muestra del proceso GMAW, seguida del metal base y la menor resistencia en la muestra del proceso FCAW, a su vez, los

resultados de los ensayos de impedancia electroquímica plasmados en la Figura 18 exhibieron el mismo orden en cuanto a resistencia a la corrosión.

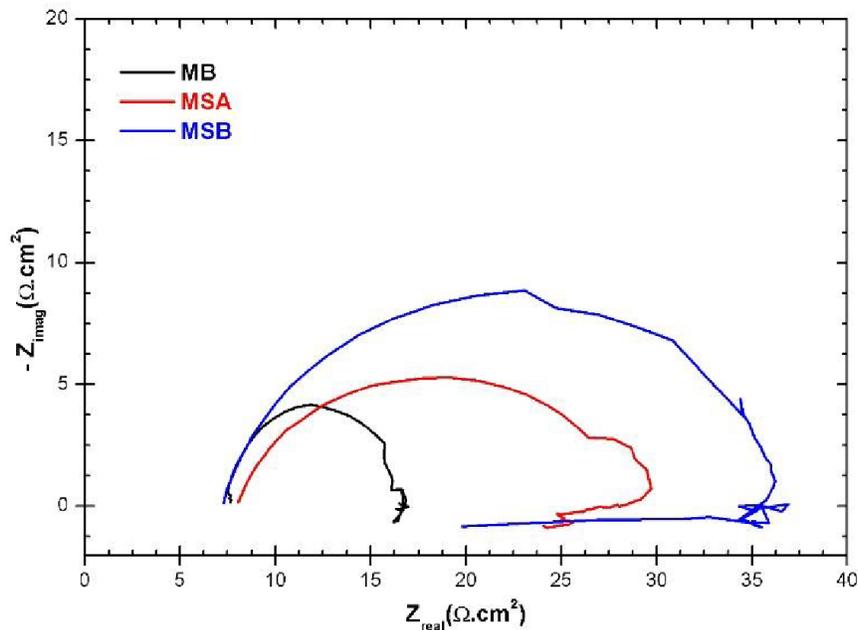


**Figura 17.** Curvas experimentales de polarización potenciodinámica para las muestras evaluadas: Potencial vs. Densidad de corriente.

**Tabla 9.** Resultados obtenidos de las pruebas de polarización potenciodinámica.

Muestra	$E_{corr}$ (mV)	$I_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$\beta_a$ (mV/decada)	$\beta_c$ (mV/decada)	$R_p$ ( $\Omega/cm^2$ )	$R_{corr}$ (mma)
MB	-477,7	389,8	31	25	19,73	0,1151
MSA	-477,1	190,9	29	22	36,63	0,0564
MSB	-500,0	0,0169	500	500	0,5	0,127

**Fuente:** (Vidal & Gonçalves, 2019)



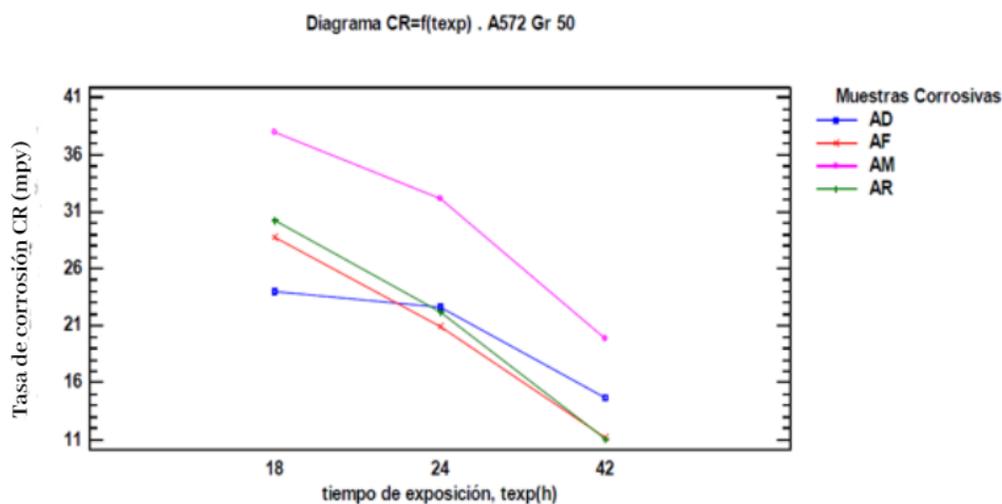
**Figura 18.** Diagrama de Nyquist para las muestras estudiadas y el metal base.

**Fuente:** (Vidal & Gonçalves, 2019)

La curva de la Figura 18, muestra por su parte en el metal base y la muestra A un mecanismo de corrosión cinético seguido de absorción superficial, por su parte, la muestra B muestra un mecanismo puramente cinético de transferencia de carga eléctrica en la interfaz metal-electrolito. Las pruebas de espectroscopia de impedancia electroquímica evidenciaron que el tipo de fundente utilizado en el proceso de soldadura altera el comportamiento electroquímico del metal base.

Por otro lado, Pacheco en 2017 empleó un dispositivo experimental construido bajo la norma NACE 1D196 de tipo Wheel Test, con la finalidad de determinar la velocidad de corrosión en muestras de aceros ASTM A36, ASTM A106 Gr B y ASTM A572 Gr 50, teniendo como medio de inmersión agua de mar, de río, de un tanque de lavado de crudo y agua destilada como patrón de medida. El autor determinó la tasa de corrosión basado en la norma ASTM G1, donde se establece dicha tasa en función de la pérdida de masa del cupón de prueba, arrojando pérdidas de

peso de 0,25%, 0,22% y 0,17% para los aceros A36, A106 Gr B y A572 Gr 50, respectivamente, siendo este último el que presenta menor velocidad de corrosión a medida que aumenta el tiempo de exposición en los distintos medios. Además, se evidenció que en medios agresivos con alto contenido de salinidad (agua de mar), los cupones presentaron una mayor velocidad de corrosión, caso contrario sucede con el agua de tanque elevado de crudo, el cual obtuvo el valor de velocidad de corrosión más bajo.

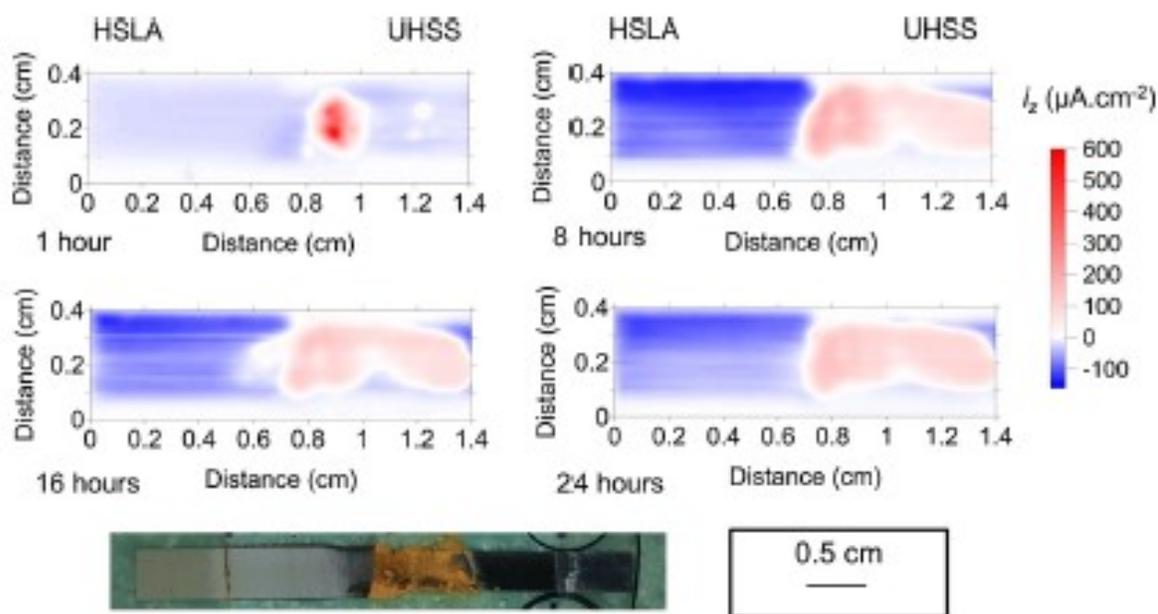


**Figura 19.** Tasa de corrosión en función del tiempo de inmersión para las muestras de acero ASTM A572 Gr 50.

**Fuente:** (Pacheco, 2017)

Asimismo, en aplicaciones automotrices es común la unión de aceros disimiles para la construcción de chasis, no obstante, esto puede conllevar a la corrosión galvánica por la diferencia de material unido, siendo uno de los problemas que comúnmente se presenta en la industria automotriz. Por esta razón Winta, Leunga, y Gaob en 2018 investigaron mediante la técnica de electrodo vibratorio (SVET) y por fotografía de lapso de tiempo, el comportamiento de la corrosión galvánica en el acero de alta resistencia y baja aleación, soldado con láser a un acero

de ultra alta resistencia (UHSS) en estado martensítico tratado térmicamente (HT). Para la toma de muestras se soldaron los aceros de la siguiente manera: ARBA -ARBA, HT UHSS – HT UHSS y ARBA – HT UHSS. Las muestras estuvieron sumergidas en una solución de 0,01 M NaCl, con variaciones de potencial de circuito abierto (OCP). Como resultado en las muestras soldadas de acero del mismo grado, la corrosión se centró en la zona de soldadura, atribuido a cambios microestructurales durante el proceso. En comparación, cuando el acero ARBA es soldado a HT UHSS, la actividad anódica se concentra inicialmente en la soldadura, seguida de la ZAT en el lado UHSS, propagándose rápidamente del lado HT UHSS, comportándose así el acero como cátodo, sin presentar corrosión como se muestra en la Figura 20.

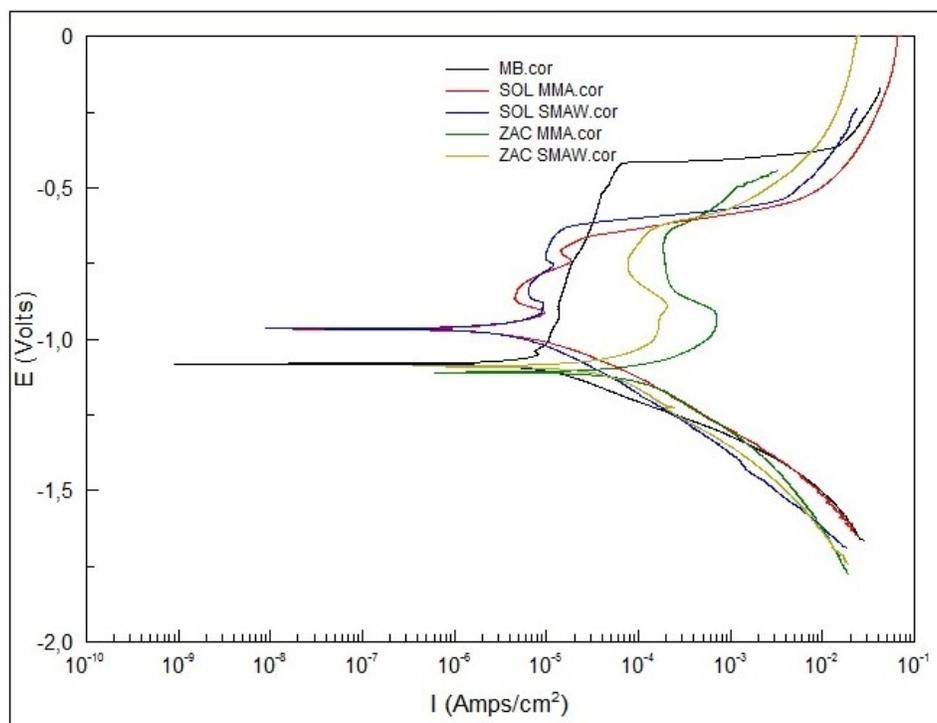


**Figura 20.** Mapas de gráficos de superficie derivados de SVET que muestran la distribución de la densidad de corriente normal por encima de una muestra de acero ARBA soldada a una muestra UHSS tratada térmicamente, que se corroe libremente en un electrolito de NaCl (aq) 0,017 M.

**Fuente:** (Winta, Leunga, Sullivana, Penneya, & Gaob, 2018)

Hoy por hoy, es común realizar reparaciones mediante procesos de soldadura, lo cual trae consigo la formación de esfuerzos residuales inherentes al proceso, causando así fallas en el material. Por esta razón, Castro en 2013 estudió la susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzos de uniones en tuberías de acero API 5L X70 obtenidas por soldadura SMAW en ambiente seco y MMA (Manual Metal Arc) bajo el agua, mediante dos técnicas, SSC (Sulfide Stress Corrosion Cracking) e HIC (Hydrogen Include Cracking), que permiten evaluar la susceptibilidad al agrietamiento inducido por la absorción de hidrogeno en un ambiente corrosivo, las pruebas se llevaron a temperatura ambiente con una solución acuosa corrosiva constituida por 5% en peso de NaCl y 0,5% en peso de  $\text{CH}_3\text{OOH}$  en agua destilada.

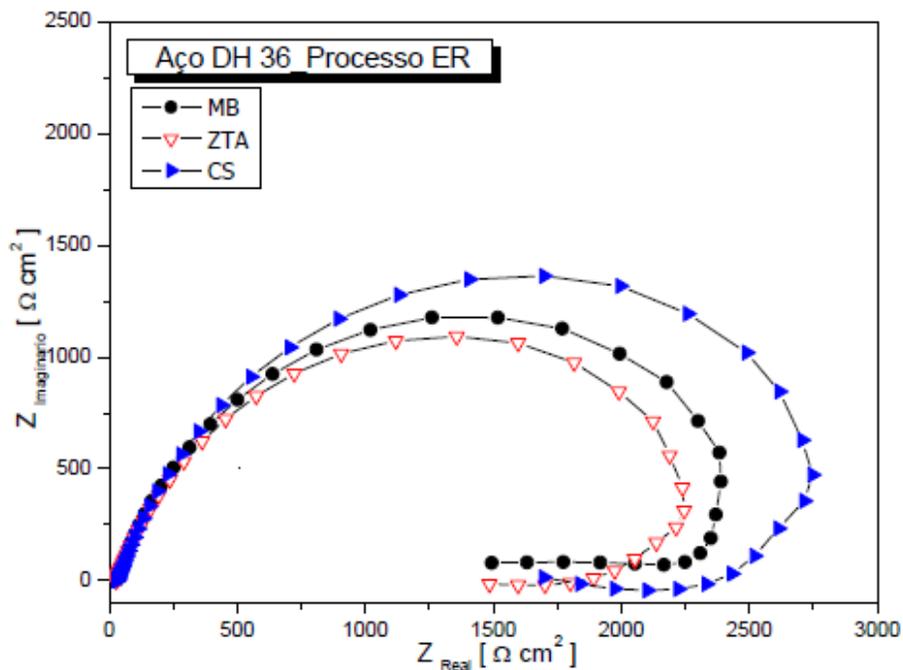
Se encontró que en comparación al proceso SMAW, la soldadura MMA presentó bajas propiedades mecánicas y mayor susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzo debido a las condiciones presentadas en el ambiente húmedo. Siendo los valores más bajos de  $E_{\text{corr}}$  presentados en la ZAT del proceso de soldadura MMA, seguido de la ZAT del proceso SMAW. Además, por medio de curvas potenciodinámicas realizadas en las diferentes zonas de soldadura, se puede observar en la Figura 21 que para los diferentes procesos la ZAT presentó una menor formación de capas pasivas debido a su alta densidad de corriente, generando así una mayor disolución anódica.



**Figura 21.** Curvas potenciodinámicas de las diferentes zonas ZAT, MB, SOL, de los procesos MMA y SMAW

**Fuente:** (Castro, 2013)

Por su parte Yamaguti y Sá Freitas (2019) realizaron la caracterización microestructural y la resistencia a la corrosión de placas de acero ASTM A131 DH 36, soldadas mediante el proceso SMAW. Fueron analizadas las distintas regiones obtenidas del proceso de soldadura a través de microscopía electrónica y fue evaluada la resistencia a la corrosión mediante pruebas de impedancia electroquímica en una solución de NaCl 0,5 M en las regiones de metal base, zona afectada térmicamente y cordón de soldadura.



**Figura 22.** Diagramas de Nyquist para probeta soldada por el proceso SMAW.

**Fuente:** (Yamaguti & Sá Freitas, 2019)

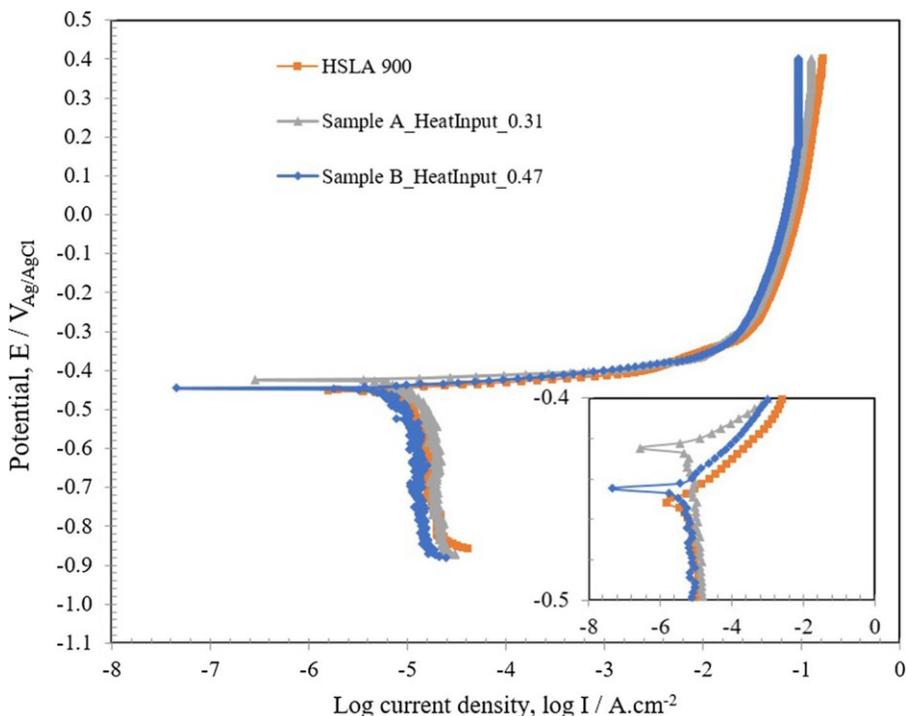
Los resultados de los ensayos de corrosión electroquímica revelaron que la resistencia a la corrosión aumenta de la ZAT a la zona soldada, evidenciando que la ZAT es la zona más susceptible a la corrosión, este resultado está ligado a la heterogeneidad microestructural que presenta la zona en cuestión, en comparación con las demás áreas de estudio. En la ZAT se observó la presencia de granos gruesos de ferrita acicular, ferrita alotrópica en los contornos de grano junto con ferrita intergranular, estos resultados indican que la corrosión en los aceros de alta resistencia y baja aleación está condicionada por el tamaño de grano de las fases expuestas, resultando en mayores resistencias para granos más finos. La ZAT también está expuesta a elevadas tensiones residuales producto de las diferencias de temperatura que tienen lugar durante el proceso de soldadura. Esta zona puede ser considerada anódica en relación con el metal base y la zona fundida, que son las zonas catódicas. Por esto, se hace importante analizar resultados donde

enfrenten distintas entradas de calor para contrastar así los resultados obtenidos en cuanto al comportamiento electroquímico de las muestras.

Los autores, Flores, Patiño, Alfonso, Rodriguez y Rosas mencionados en el ítem anterior encontraron que la ferrita acicular proporciona una buena resistencia a la tensión y rigidez en la soldadura, además de presentar alta resistencia a la propagación de grietas, esto debido a su geometría fina, por su parte, dicho microconstituyente presenta una tendencia a la corrosión mayor. Los autores determinaron que la resistencia a la corrosión del metal constituido por ferrita acicular incrementa con el aumento de la fracción de la fase en cuestión, no obstante, una cantidad elevada de este constituyente puede apuntar a una corrosión acelerada de la soldadura.

En este orden de ideas, Portella y otros autores en 2017 investigaron el comportamiento a la corrosión de uniones soldadas con gas activo metálico (MAG) en aceros ARBA con procesos de templado y revenido. Las uniones soldadas se obtuvieron utilizando dos aportes de calor de 0,31 y 0,47 kJ/mm, tomadas como muestras A y B, respectivamente. Para el comportamiento a la corrosión se utilizó pruebas de polarización potenciodinámica y espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS) en una solución de NaCl al 3,5% en peso. En este estudio se examinaron las zonas afectadas por el calor (ZAT), metal de soldadura (WM) y metal base (BM).

Las pruebas de polarización potenciodinámica mostradas en la Figura 23 exhibieron en todas las muestras un comportamiento de corrosión activa, de lo cual la WM con microestructura de ferrita acicular actuó como región catódica en comparación a la ZAT, que se comportó anódicamente. Además, el comportamiento anódico de la ZAT se puede asociar con la gran cantidad de carburos ricos en Mn y Cr en el metal base, que actuaron como sitios activos que aceleran el proceso de corrosión.



**Figura 23.** Curvas de polarización potenciodinámica del metal base y las uniones soldadas obtenidas en una solución de NaCl al 3,5% en peso a temperatura ambiente.

**Fuente:** (Portella, Mantovani, Kumar, & Altobelli, 2017)

De forma opuesta a las conclusiones de Yamaguti y Sá Freitas (2019), los autores en mención encontraron que la junta soldada con el mayor aporte de calor exhibió una mejor resistencia a la corrosión, correspondiente a la muestra B, seguida de la muestra A y por último el metal base. Los resultados mostraron que la entrada de calor no jugó un papel importante en el comportamiento a la corrosión del acero ARBA. No obstante, dicho resultado puede ser efecto de la similitud que presentaron ambas microestructuras en cuanto a tamaño de precipitados, esto es 100 y 125 nm para las muestras A y B, respectivamente, en el metal soldado se presentaron precipitados constituidos por 1,56 % en peso de manganeso para ambos casos, en la ZAT se encontró 0,22% en peso de manganeso para ambos casos y precipitados de cromo y molibdeno en el orden de los 0,24% y 0,22% en peso para las muestras A y B, respectivamente, por lo que puede

inferirse que los ataques corrosivos pueden concentrarse en microestructuras con donde no exista homogeneidad de fases.

Resultados similares habían encontrado Chen y Zhang en 2012, quienes evaluaron influencia del tamaño de grano en la resistencia a la corrosión por inmersión del acero WDH370. Los autores realizaron inmersión de muestras con distintos tamaños de grano en una solución de NaCl al 10%. Opuesto a la evolución de las propiedades mecánicas, la tendencia a la corrosión mostró una relación directa con el aumento del tamaño de grano, para tamaños de grano inferiores a 10  $\mu\text{m}$  el acero exhibió una tasa de corrosión de 1,0 mm/año; dicha tasa decayó considerablemente con el aumento del tamaño de grano de 10  $\mu\text{m}$  a 50  $\mu\text{m}$ , la tasa de corrosión estuvo cerca de los 0,8 mm/año.

No obstante, Wanderlind (2018) en su estudio no encontró relaciones estadísticamente significativas entre estos, en la Tabla 10 se muestra el contraste de valores obtenidos para las entradas de calor y los ensayos electroquímicos en cada caso estudiado.

**Tabla 10.** Comparativa de entrada de calor contra tasa de corrosión obtenida por Wanderlind (2018)

<b>Caso</b>	<b>Entrada de calor (kJ/mm)</b>	<b>Tasa de corrosión (mpy)</b>
2	814,37	11,925
4	729,29	18,141
5	772,79	11,208
6	986,85	8,556
7	713,89	5,950
8	903,11	7,823
9	779,30	9,224

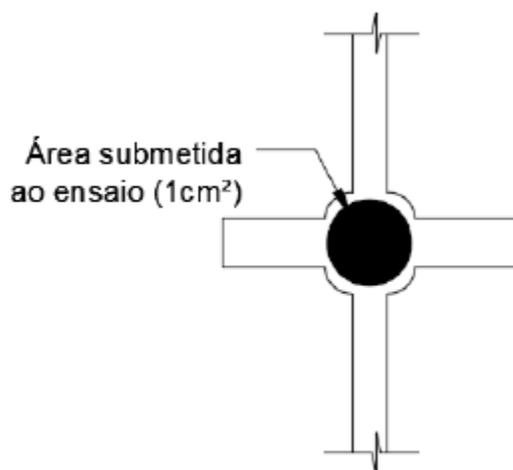
---

10	805,97	10,079
----	--------	--------

---

**Fuente:** Tomado y adaptado de (Wanderlind, 2018)

Sin embargo, dicho resultado pudo ser producto del área estudiada durante el proceso, las muestras que se extrajeron para las pruebas electroquímicas corresponden a la mostrada en Figura 24.



**Figura 24.** Área sometida a los ensayos electroquímicos.

**Fuente:** (Wanderlind, 2018)

El área de estudio fue la región cruciforme de los especímenes, es posible que en esta zona, específicamente hacia el centro, no se haya dado un cambio microestructural notable para la mayoría de los casos por lo que las microestructuras en los distintos pudieron no haber presentado variación considerable, resultando esto en valores de velocidad de corrosión estadísticamente invariables.

En soporte a los resultados de Yamaguti y Sá Freitas (2019); un nuevo estudio realizado por Noureddine y Allaoui (2019) determinó que una microestructura homogénea acentúa la resistencia a la corrosión en los aceros ARBA; Noureddine y Allaoui (2019) estudiaron el efecto

de la temperatura de revenido en el comportamiento a la corrosión de juntas soldadas de acero API 5L X70, para el estudio se tomaron tres muestras del acero mencionado soldadas mediante soldadura de arco sumergido, (SAW, Sumerged Arc Welding) y posterior a esto se determinaron dos temperaturas de revenido, 450 °C y 650 °C, calentando las muestras hasta la temperatura determinada, sosteniendo la temperatura por 15 minutos, enfriando en horno hasta los 300 °C y posterior a esto, enfriando al aire. Se realizaron ensayos mecánicos, potenciodinámicos y de caracterización microestructural.

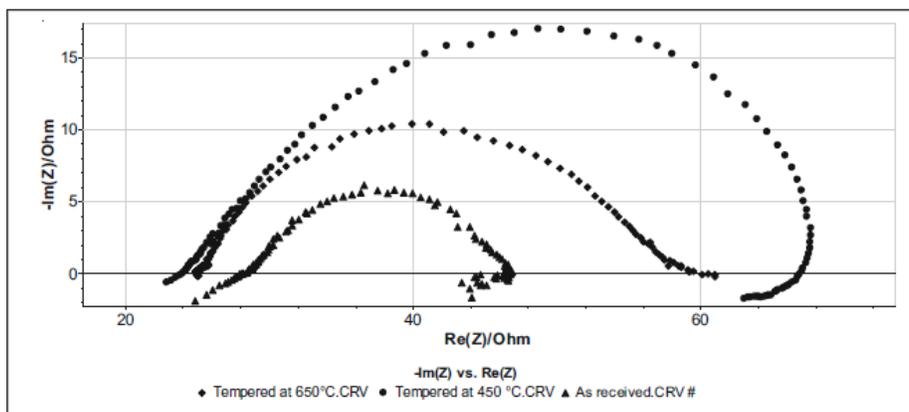
Las pruebas de polarización potenciodinámica se efectuaron con una velocidad de barrido de 2 mV/s y cambio de potencial de -1 V a 1 V a una temperatura de  $27 \pm 2$  °C, no obstante, los autores obtuvieron el mejor desempeño para la muestra enfriada desde los 450 °C, seguido de la muestra revenida a 650 °C, los valores obtenidos de las pruebas se muestran en la tabla que sigue.

**Tabla 11.** Parámetros de corrosión obtenidos de las curvas de polarización.

Muestras	E (mV)	R <sub>p</sub> (Ohm/cm <sup>2</sup> )	I <sub>corr</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	B <sub>a</sub> (mV)	B <sub>c</sub> (mV)	Velocidad de corrosión mm/año
Recibido	-547	174,93	0,166	111,8	-315	1,944
Temp a 450 °C	-540,8	609,72	0,0405	59,3	-335,7	0,4736
Temp a 650 °C	-521,8	447,43	0,0436	51,6	-268,6	0,5094

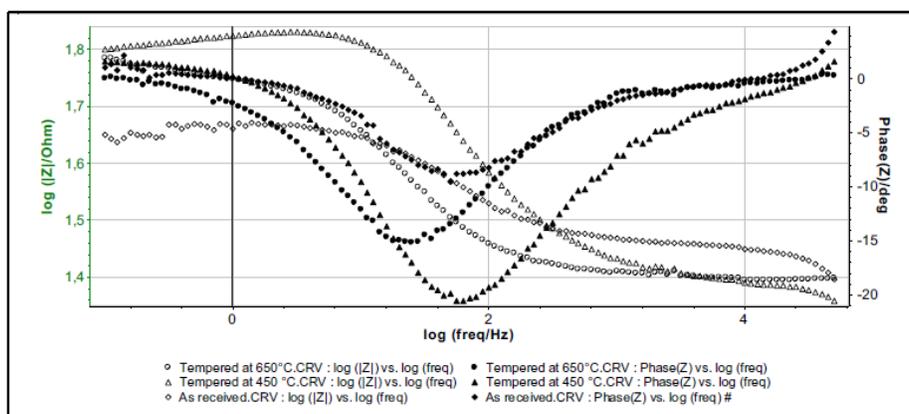
**Fuente:** (Noureddine & Allaoui, 2019)

La diferencia entre los valores de tasa de corrosión para las muestras sometidas a calentamiento pudo deberse a la reducción de las tensiones residuales después del revenido y a la microestructura homogénea resultante de la precipitación de NbC. Adicional a esto, se realizó espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS) con una amplitud de onda de 10 mV en un rango de frecuencia de 10 MHz a 10 kHz, en la Figura 25 y Figura 26 se muestran las curvas de Nyquist y Bode para las muestras en cuestión.



**Figura 25.** Gráficos de Nyquist medidos en las tres muestras estudiadas del acero X70 a potencial de circuito abierto.

**Fuente:** (Noureddine & Allaoui, 2019)



**Figura 26.** Gráficos de fase y magnitud de Bode que demuestran la dependencia de la frecuencia de la impedancia electroquímica para las muestras estudiadas.

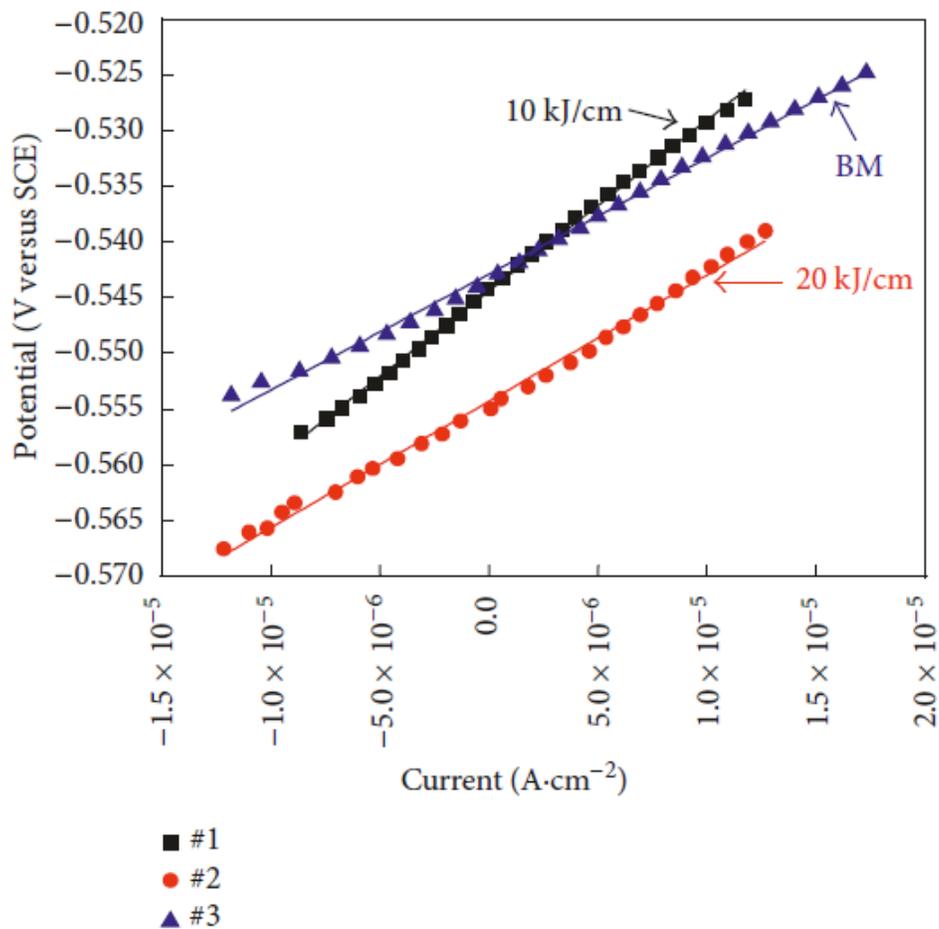
**Fuente:** (Noureddine & Allaoui, 2019)

Los diagramas tienen una forma similar para todas las muestras ensayadas a diferentes temperaturas de revenido, lo que indicó que no hubo cambio alguno en el mecanismo de corrosión. Además, las curvas de Nyquist no son semicírculos perfectos, lo que puede atribuirse a la dispersión de frecuencia de la impedancia, resultado de la rugosidad de la superficie, la

heterogeneidad química, y el proceso de adsorción-desorción de moléculas inhibidoras en la superficie del acero.

Respaldando los resultados antes mencionados, Wang, Lu, Yi y otros autores en 2018, estudiaron el efecto que genera la entrada de calor durante el proceso de soldadura FCAW en la microestructura y el comportamiento electroquímico del acero de alta resistencia y baja aleación ASTM A514. Los autores emplearon dos entradas de calor, 10 kJ/cm y 20 kJ/cm, posterior a esto fueron extraídas muestras del metal soldado y de la ZAT para los ensayos de corrosión en los que se empleó espectroscopía de impedancia electroquímica bajo potencial de circuito abierto con una frecuencia de  $10^{-2}$  a  $10^{-4}$  Hz y una amplitud de corriente de  $\pm 5$  mV y polarización lineal con amplitud de señal de  $\pm 15$  mV y una velocidad de barrido de 1 mV/s.

En la Figura 27, se muestra la curva de polarización, para el metal base se obtuvo una curva más estable, con un potencial de corrosión de -0,543 V, por su parte las muestras de 10 kJ/cm y 20 kJ/cm obtuvieron -0,545 V y -0,555 V, respectivamente. La Tabla 12 muestra los resultados en cuanto a resistencia a la polarización lineal, el valor correspondiente para la muestra con menor entrada de calor fue de 1532,28 Ohm/cm<sup>2</sup>, el cual tuvo el punto más alto en la curva, la alta entrada de calor obtuvo un valor de 1133,85 Ohm/cm<sup>2</sup> y el menor valor estuvo en el metal base, esto es 1040,61 Ohm/cm<sup>2</sup>.



**Figura 27.** Curvas de polarización lineal para las muestra soldadas y el metal base.

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

**Tabla 12.** Resistencias a la polarización de las distintas muestras estudiadas.

Numero	Condición de muestra	LRP (Ohm/cm <sup>2</sup> )
1	10 kJ/cm	1532,38
2	20 kJ/cm	1133,85
3	Q690 metal base	1040,61

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

Los autores encontraron dependencia entre la reactividad electroquímica y la microestructura, mostrando que las diferencias en los tamaños de grano tienen influencia en la

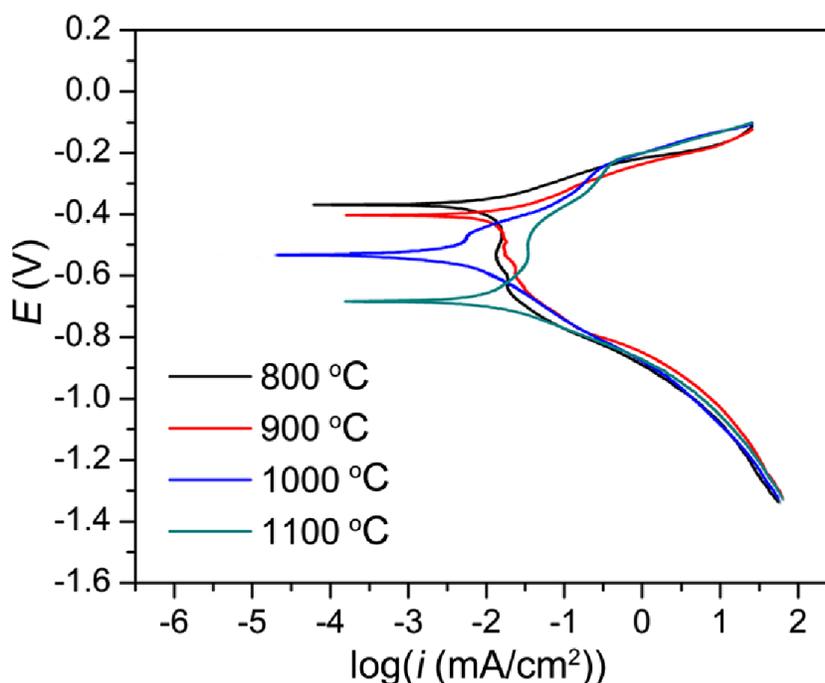
actividad superficial. Según los autores, a diferencia de una microestructura de grano grueso, una microestructura de grano fino tiene en consecuencia mayores límites de granos, lo cual mejora la actividad electroquímica en la superficie del metal. Dadas las distintas diferencias de potencial, el metal base trabajó como ánodo y el metal soldado resultó como cátodo en el proceso electroquímico; en consecuencia, el efecto galvánico fue menor en la entrada de calor baja.

De manera análoga Wilasinee, Zhao, Li, Zhang y Li (2018) asociaron la temperatura y la deformación con la resistencia a la corrosión. Los autores realizaron estudios sobre el comportamiento a la deformación en caliente en aceros ARBA con el objetivo de mejorar la resistencia a la corrosión del acero mediante deformación en caliente.

Los autores tomaron muestras cilíndricas del acero estudiado de 8 mm de diámetro con 15 mm de espesor, posteriormente, las muestras se calentaron desde temperatura ambiente hasta 1250 °C con una velocidad de calentamiento de 20 °C /s manteniendo la temperatura durante 5 min, luego se llevó a cabo compresión en caliente de los cilindros a temperaturas entre 800 y 1100 °C con tasas de deformación de 0,1, 1 y 10 s<sup>-1</sup>. Finalmente las muestras se enfriaron en agua, finalmente se efectuaron pruebas de polarización potenciodinámica en una solución de NaCl 1 mol/L a temperatura ambiente, entre - 1,6 y 0,2 V y con una velocidad de barrido de 1 mV/s.

De la Figura 28 se puede observar que la corriente anódica varía significativamente al aumentar la velocidad de enfriamiento, mostrando un desplazamiento hacia valores de densidad de corriente de corrosión más altos con el aumento de la temperatura. Esto se ve reflejado en la diferencia de  $i_{\text{corr}}$  de las distintas tasas de deformación, siendo menor en los ensayos de compresión de 800 °C con valores de 4,67  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ , mientras que las muestra de 1000 a 1100 °C presentó una mayor corriente de corrosión de 6,24 y 7,34  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ , respectivamente.

Lo anterior indica que la deformación a baja temperatura puede mejorar la resistencia a la corrosión de las muestras, en comparación a las altas temperaturas que inducen a la formación de microestructuras de granos más finos, aumentando así los límites de granos teniendo como efecto el aumento de reacciones anódicas.

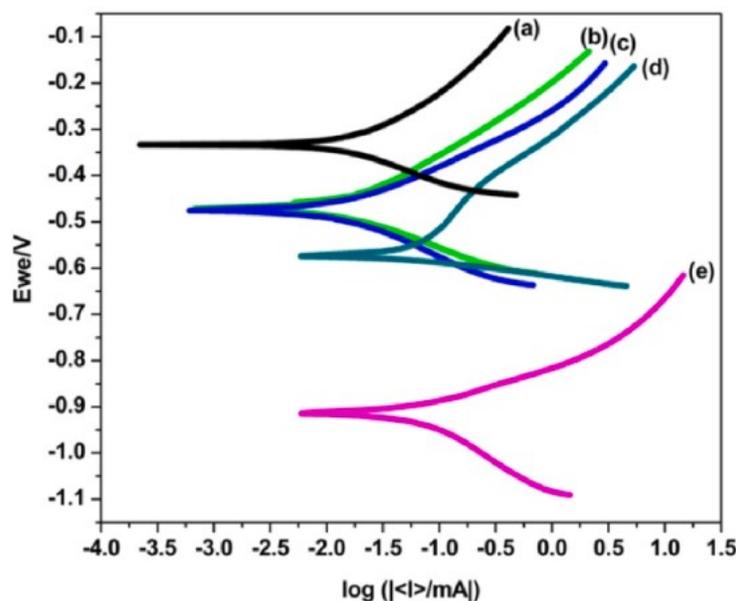


**Figura 28.** Curvas de polarización potenciodinámica para el acero estudiado a una tasa de deformación de  $1 \text{ s}^{-1}$  en solución de NaCl 1,0 mol / L.

**Fuente:** (Wilasinee, Zhao, Li, Zhang, & Li, 2018)

Como resultado a la necesidad de prolongar la vida útil de los aceros, se han implementado técnicas de electrodeposición, modificando la superficie del metal con la finalidad de aumentar tanto propiedades mecánicas como de resistencia a la corrosión. Es por esto que Deepak, Bupesh y Savaranan en 2019 realizaron estudios de galvanoplastia en el acero ASTM A588 con diferentes medios de deposición de Cr, Cu, Ni y Zn, indicando un aumento de las propiedades en la superficie, esto con el objetivo de analizar el deterioro de las superficies revestidas y no revestidas

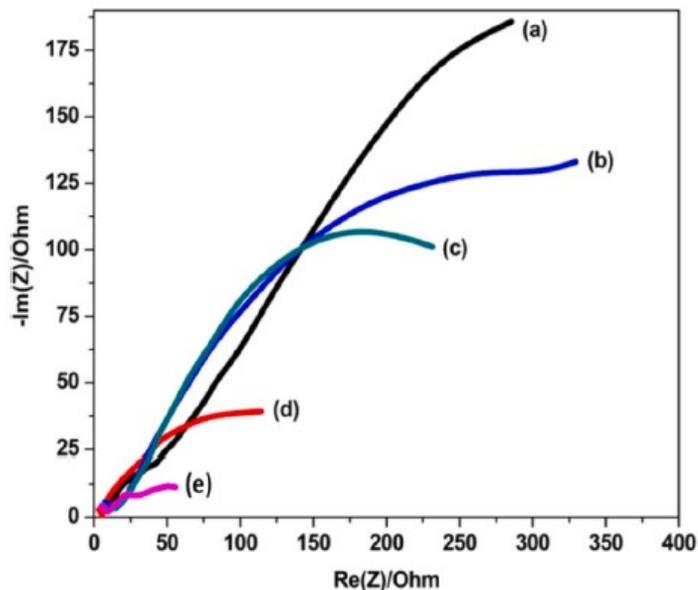
por medio de técnicas de polarización empleadas en diferentes muestras. En la Figura 29 se puede evidenciar que las muestras recubiertas del acero ASTM A588 exhibieron un mayor potencial de corrosión ( $E_{\text{cor}}$ ) y una menor densidad de corriente de corrosión ( $I_{\text{cor}}$ ), siendo mayor en la muestra revestida con cromo (Cr) comprendiendo valores entre  $E_{\text{cor}} - 1,742 \text{ V}$ ;  $I_{\text{cor}} - 0,334 \text{ mA}$  y menor en la muestra sin revestimiento.



**Figura 29.** Curvas de Tafel para recubrimientos de (a) cromo (b) cobre (c) níquel (d) zinc y (e) acero sin recubrir.

**Fuente:** (Deepak, Bupesh, & Saravanan, 2019)

Además, los autores implementaron la técnica de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) para observar el comportamiento de la interfaz recubrimiento-electrolito de las muestras estudiadas en una solución de NaCl al 3,5% sumergidas durante 24 h para la toma de mediciones como se muestra en la Figura 30, del cual se puede concluir que el acero mejoró su resistencia a la corrosión cuando este es galvanizado.



**Figura 30.** Diagramas de Nyquist para recubrimientos de (a) cromo (b) cobre (c) níquel (d) zinc y (e) acero sin recubrir.

**Fuente:** (Deepak, Bupesh, & Saravanan, 2019)

En este orden de ideas, se ha determinado que una de las principales causas de la corrosión y el agrietamiento es el desprendimiento de revestimientos cercanos a las líneas de soldaduras generados por factores ambientales; sin embargo, los parámetros de soldadura también podrían afectar la corrosión y el agrietamiento. Ashari, Eslami, Shamanian y Asghari en el presente año han investigado el efecto de la entrada de calor en el proceso de soldadura en aceros ARBA de grado B y X-42 en la velocidad de corrosión, bajo simulaciones de desprendimiento de revestimiento protegido por protección catódica (CP). Los resultados mostraron que al disminuir la entrada de calor, la tasa de corrosión aumenta. Esto se debe a que el enfriamiento sería más rápido, formando así fases secundarias las cuales tienen una alta tasa de disolución anódica y un efecto galvánico resultante de la presencia de otras fases. Siendo la tasa de corrosión más alta en la línea de soldadura (formación de fases de secundarias y ferrita acicular), seguido por la zona

afectada térmicamente (ZAT) y por último el metal base (fases de ferrita y perlita regulares) (Ashari, Eslami, Shamanian, & Asghari, 2020).

## 5. Conclusiones

Durante los procesos de soldadura, los calentamientos y enfriamientos producen cambios de fases y en algunos casos aparición de precipitados; una alta entrada de calor conlleva a granos de mayor tamaño, esto acarrea alteraciones en las propiedades mecánicas y químicas del material. La ZAT es la zona que presenta mayor heterogeneidad durante el proceso de soldadura dado a las variaciones progresivas en los tamaños de grano que se presentan. De manera general, la microestructura de la zona afectada por temperatura en los aceros ARBA está constituida por granos de ferrita acicular y cantidades discretas de perlita o bainita que disminuyen su tamaño de grano de forma progresiva a medida que se aleja de la zona fundida, a pesar de que la ferrita acicular presenta buenas propiedades mecánicas, el aumento de esta puede ser contraproducente en la resistencia a la corrosión.

Distintos estudios ponen en contraposición los resultados que contrastan la resistencia a la corrosión y el tamaño de grano de la microestructura, a pesar de que algunos autores encontraron que la resistencia a la corrosión disminuía con tamaños de grano más finos, otros encontraron resultados totalmente opuestos; una mayor o menor resistencia a la corrosión puede atribuirse a microestructuras homogéneas y/o con presencia de precipitados.

El comportamiento a la corrosión de juntas soldadas de acero ARBA está condicionado a la heterogeneidad microestructural de las zonas expuestas, producto de la entrada de calor durante el proceso de soldadura. Los ataques corrosivos se concentran en microestructuras donde no existe homogeneidad de fases, siendo la ZAT la que presenta mayor variación en comparación al metal base y al cordón de soldadura. Las fases difusionales son preferenciales a los ataques corrosivos.

## 6. Bibliografía

- Artigas, Bustos, Sipos, Garza, Monsalve, Mena, & Seco. (2015). Comportamiento a la corrosión atmosférica marina de aceros autopatinales con estructura ferrito perlítica y ferrito martensítica. *Revista Materia*, 659-667.
- Ashari, R., Eslami, A., Shamanian, M., & Asghari, S. (2020). Effect of weld heat input on corrosion of dissimilar welded pipeline steels under simulated coating disbondment protected by cathodic protection. *Journal of Materials Research Technology*, 9, 2136-2145. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.12.044>
- ASTM International. (2000). *Mechanical Testing and Evaluation* (Vol. VIII). Ohio: ASTM.
- AWS. (2007). *Welding Handbook*. AWS. Miami: AWS.
- Castro, J. E. (2013). *Estudio de la susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzos de uniones en tuberías de acero API 5L X70 obtenidas por soldadura SMAW y MMA*. Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de ingeniería mecánica y eléctrica. Monterrey: Universidad Autónoma de Nuevo León.
- Chen, Y. T., & Zhang, K. G. (2012). Influence of grain size on corrosion resistance of a HSLA steel. *Advanced Materials Research*, 143-146.
- Deepak, J., Bupesh, V., & Saravanan, G. (2019). Mechanical and corrosion behavior of Cu, Cr, Ni and Zn electroplating on corten A588 steel for scope for betterment in ambient construction. *Results in Physics*.
- ECCA. (2011). *The Basics of Corrosion*. Informe técnico. Obtenido de <https://www.prepaintedmetal.eu/repository/Tech%20Mgr%20-%20AA%20-%202011-2015/5.%20The%20Basics%20of%20Corrosion.pdf>
- Esteves, M., & Távara, S. (2016). Mecanismos de corrosión en cordones de soldadura del acero API 5XL-70 del Proyecto Camisea. *Ciencia y Tecnología*, 91-104.
- Flores, J., Patiño, C., Alfonso, I., Rodríguez, J., & Rosas, G. (2012). Study of sulphate-reducing bacteria corrosion in the weld joint for API X-70 steel. *Revista de Metalurgia*, V, 325-332. doi:10.3989/1157
- Gonzales, & Fernández. (1989). *Control de la corrosión: estudio y medida por técnicas electroquímicas*. Madrid: GRAFIPREN S.A.
- González, & Palma. (2006). Procesos metalúrgicos de aceros microaleados de alta resistencia. *Revista de Metalurgia*, 2-14.
- González, Feliú, Lizarbe, Morcillo, Otero, Royuela, & Vázquez. (1984). *Teoría y práctica de la lucha contra la corrosión*. Madrid: GRAFIMAD S.A.

- Guo, Y.-b., Li, C., Liu, Y.-c., Yu, L.-m., Ma, Z.-q., Liu, C.-x., & Li, H.-j. (2015). Effect of microstructure variation on the corrosion behavior of high-strength. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22(6), 604. doi:10.1007/s12613-015-1113-z
- Khalaj, G., & Khalaj, M.-J. (2016). Investigating the corrosion of the Heat-Affected Zones (HAZs) of APIX70. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*(145), 1-12.
- Li, J., Wu, J., Wang, Z., Zhang, S., Wu, X., Huang, Y., & Li, X. (2017). The effect of nanosized NbC precipitates on electrochemical corrosion behavior of high-strength low-alloy steel in 3.5%NaCl solution. *International Journal of Hydrogen Energy*, 22175-22184. doi:http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2017.03.087
- Liu, W., Pan, H., Li, L., Lv, H., Wu, Z., Cao, F., & Zhu, J. (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*, 25, 418-425. doi:10.1016
- Montes, O., Saldaña, R., Reyes, F., Zambrano, P., Estupiñán, F., & Almeraya, F. (2016). Comportamiento a la corrosión del acero API X70 soldado por el proceso de doble arco sumergido inmerso en diferentes medios corrosivos. *Soldagem & Inspeção, II*(21), 172-184.
- Noureddine, M., & Allaoui, O. (2019). Effect of tempering on mechanical proprieties and corrosion behavior of X70 HSLA steel weldments. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. doi:10.1007/s00170-019-04810
- Otero. (2013). *Corrosión y degradación de materiales* (Primera ed.). Madrid, España: Editorial Síntesis.
- Pacheco. (2017). *Estudio de la velocidad de corrosión de tres aceros comerciales usados en la construcción en un dispositivo experimental*. Quito.
- Pérez. (2018). *Predicción de transformaciones de fases en aceros enfocada a la mejora de modelos termo-mecánicos*. Universidad Autónoma de San Luis Potosí, Facultad de Ingeniería. San Luis Potosí: Centro de Investigación y Estudios de Posgrado.
- Portella, M., Mantovani, G. L., Kumar, V., & Altobelli, R. (2017). Corrosion behavior of metal active gas welded joints of A High-Strength steel for automotive application. *Journal of Materials Engineering And Performance*. doi:10.1007/s11665-017-2900-7
- Qaban, A., Mohmed, T., Quazi, M., & Naher, S. (2020). The effect of Al and Nb contents, cooling rate and rolling condition on the microstructure and corrosion behaviour of HSLA steel. *Materials Today Communications*. doi:10.1016
- Quivoy. (2004). *Gestión de calidad aplicada al proceso de soldadura para el Proyecto de gas Camisea*. Perú: Universidad Nacional de Ingeniería.
- Ragu, N., V, B., S, M., & A.G, R. (2015). Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. *Defence Technology, XI*(3), 308-317.

- Rosas. (2012). *Estudio de la velocidad de corrosión en acero estructural ASTM A-36 con recubrimiento orgánico, empleando espectroscopía de impedancia electroquímica*. Universidad de Oriente, Departamento de física. Cumaná: Universidad de Oriente.
- Salazar. (2015). Introducción al fenómeno de corrosión: tipos, factores que influyen y control para la protección de materiales. *Tecnología en Marcha*, XXVIII(3), 127-136.
- Sanchez, J. (Diciembre de 2012). Obtenido de El Fisico Loco: <http://elfisicoloco.blogspot.com>
- Shackelford. (2005). *Introducción a la ciencia de materiales para ingenieros* (Sexta ed.). Madrid: PEARSON EDUCACIÓN, S.A.
- Sousa, L. (2018). *Estudo da alteração em taxa de corrosão da liga DOMEX 700 MC devido a soldagem a laser*. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Departamento de ingeniería mecánica. Guarapuava: Universidade Tecnológica Federal do Paraná.
- Vidal, d. S., & Gonçalves, C. (2019). Avaliação das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão eletroquímica do aço ASTM A572 e de juntas soldadas. *Revista Perspectivas Online*, IX(25), 20-48. doi:10.25242/885
- Vidal, d. S., & Gonçalves, C. (2019). AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO ELETROQUÍMICA DO AÇO ASTM A572 E DE JUNTAS SOLDADAS. *Revista Perspectivas Online*, IX(25), 20-48. doi:10.25242/885
- Vidor, M. (2018). *Avaliação dos efeitos do metal de adição no processo de solda a arco elétrico sobre um aço patinável*. Universidad de Caxias do Sul. Caxias do Sul: Universidad de Caxias do Sul.
- Wanderlind. (2018). *Efeitos dos parâmetros de soldagem GMAW com curva controlada na união dos aços dissimilares ASTM A572 grau 50 e ASTM A36*. Universidade do Extremo Sul Catarinense UNESC. Criciúma: UNESC.
- Wang, K., Lu, Q., Yi, Y., Yi, J., Niu, B., Jiang, Z., & Ma, J. (2018). Effects of welding heat input on microstructure and electrochemical behavior of Flux-Cored Arc-Welded Q690 HSLA steel. *Advances in Materials, Science and Engineering*, XVIII. doi:10.1155/2018
- Wang, Z., Wu, J., Li, J., Wu, X., Huang, Y., & Li, X. (2017). Effects of niobium on the mechanical properties and corrosion behavior of simulated weld HAZ of HSLA steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. doi:10.1007
- Wilasinee, K., Zhao, C.-Z., Li, H., Zhang, H.-X., & Li, Z.-M. (2018). Hot deformation and corrosion resistance of High-Strength Low-Alloy steel. *The Chinese Society for Metals and Springer-Verlag GmbH Germany*, V. doi:10.1007
- Winta, N., Leunga, J., Sullivan, J., Penney, D., & Gaob, Y. (2018). The galvanic corrosion of welded ultra-high strength steels used for automotive applications. *Corrosion Science*, 366-373. doi:10.1016

Wu, W., Zhiyong, L., Li, X., Du, C., & Cui, Z. (2019). Influence of different heat-affected zone microstructures on the stress corrosion behavior and mechanism of high-strength low-alloy steel in a sulfurated marine atmosphere. *Materials Science & Engineering A*, 124-141. doi:10.1016

Yamaguti, M., & Sá Freitas, E. (2019). Correlação Entre Microestrutura e Resistência à Corrosão em Cordão de Solda SMAW. *Anais do Encontro Nacional de Pós-Graduação, III*, 257-262.