



Universidad  
Señor de Sipán

**FACULTAD DE INGENIERIA, ARQUITECTURA Y  
URBANISMO**

**ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERÍA MECÁNICA  
ELÉCTRICA**

**TESIS**

**INFLUENCIA DEL CALOR Y CONCENTRACIÓN  
DEL MEDIO ACIDO SOBRE LA RESISTENCIA DE  
CORROSIÓN DEL CORDÓN DE SOLDADURA DEL  
ACERO ASTM-572-GR-50**

**PARA OPTAR EL TÍTULO PROFESIONAL DE INGENIERO  
MECÁNICO ELECTRICISTA**

**Autor**

**Bach. Zambrano Espinoza, Leonardo Roel**  
**ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1863-4426>**

**Asesor**

**Mtro. Polo Briceño, Elmer Rolando**  
**ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5831-8818>**

**Línea de Investigación:**

**Infraestructura, tecnología y medio ambiente**

**Pimentel – Perú**

**2024**

**INFLUENCIA DEL CALOR Y CONCENTRACIÓN DEL MEDIO ACIDO SOBRE LA  
RESISTENCIA DE CORROSIÓN DEL CORDÓN DE SOLDADURA DEL ACERO  
ASTM-572-GR-50**

**Aprobación del jurado**

---

**Mtro. VIVES GARNIQUE JUAN CARLOS**  
**Presidente del Jurado de Tesis**

---

**MSc. ROJAS CORONEL ANGEL MARCELO**  
**Secretario del Jurado de Tesis**

---

**Mtro. POLO BRICEÑO ELMER ROLANDO**  
**Vocal del Jurado de Tesis**


**DECLARACIÓN JURADA DE ORIGINALIDAD**

Quien suscribe la DECLARACIÓN JURADA, soy egresado del Programa de Estudios de Ingeniería Mecánica Eléctrica de la Universidad Señor de Sipán S.A.C, declaro bajo juramento que soy autor del trabajo titulado:

**Influencia del calor y concentración del medio ácido sobre la resistencia de corrosión del cordón de soldadura del acero ASTM-572-Gr-50**

El texto de mi trabajo de investigación responde y respeta lo indicado en el Código de Ética del Comité Institucional de Ética en Investigación de la Universidad Señor de Sipán (CIEI USS) conforme a los principios y lineamientos detallados en dicho documento, en relación a las citas y referencias bibliográficas, respetando al derecho de propiedad intelectual, por lo cual informo que la investigación cumple con ser inédito, original y autentico

En virtud de lo antes mencionado, firmo:

<b>Zambrano Espinoza Leonardo Roel</b>	<b>Dni:71210520</b>	
----------------------------------------	---------------------	---------------------------------------------------------------------------------------

Pimentel, 27 de setiembre de 2024

## **Dedicatoria**

### **A MI MADRE**

Soledad Espinoza Monsalve. Por estar siempre pendiente de mi por los ánimos y sobre todo por el apoyo incondicional que me sigues dado, te amo madre.

### **A MI PADRE**

Leonardo Zambrano Quispe. quien cada día me apoya a lograr mis metas, con mucho sacrificio, amor y esfuerzo al cual es mi admiración y fortaleza en mi vida y sin duda alguna estoy muy agradecido.

### **A MI HERMANA**

Jennifer Zambrano Espinoza. Por el apoyo que me brinda hasta ahora con los ánimos de nunca rendirme.

### **A MI PAREJA**

Estefany G.M. por apoyarme cada día a ser mejor persona y sobre todo por estar pendiente de mí en todo momento. Te amo.

Zambrano Espinoza Leonardo Roel

## Agradecimientos

A mis padres quienes desde el principio me han apoyado en todo lo necesario para triunfar y tener un gran éxito tanto profesional como personal.

También a mis suegros por el gran apoyo que me brindan moralmente y ayudándome a salir adelante en cada proyecto de vida

A mi hermana y padrinos por estar siempre enfocados en mi desarrollo personal y dejar que mis sueños se trunquen

A mi tutor, el Mg. Ing. Polo Briceño Elmer Rolando, por brindarme su apoyo en todo momento, y sus enseñanzas que cada día fueron productivos.

**Zambrano Espinoza Leonardo Roel**

Contenido	
Agradecimientos.....	5
Tablas.....	8
<b>Resumen</b> .....	10
<b>Abstract</b> .....	11
<b>I. INTRODUCCIÓN</b> .....	12
1.1. Realidad problemática.....	12
1.2. Formulación del problema.....	27
1.3. Hipótesis.....	27
1.4. Objetivos .....	27
1.5. Teoría relacionados al tema.....	28
<b>II. MATERIALES Y MÉTODO</b> .....	47
2.1. Tipo y Diseño de Investigación .....	47
2.2. Variables, Operacionalización.....	47
2.3. Población de estudio .....	47
2.4. Muestra .....	47
2.5. Procedimiento de análisis de datos.....	47
2.6. Criterios éticos .....	54
<b>III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b> .....	55
3.1 Resultados.....	55
3.2 Discusión.....	70
<b>IV. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES</b> .....	73
4.1. Conclusiones .....	73
4.2. Recomendaciones .....	74
<b>REFERENCIAS</b> .....	75
<b>ANEXOS</b> .....	77

## INDICE DE FIGURAS

FIGURA1. 1 Micro imagen del ranurado de la línea de soldadura de costura justo antes de la ruptura [5].	15
FIGURA1. 2 Imagen estereoscópica de la cara fracturada [5].	16
FIGURA1. 3 Perfil de microdureza de la soldadura [7].	17
FIGURA1. 4 . Diagramas de Tafel para metal base, metal de soldadura (WM) y zona afectada por el calor (HAZ) de acero soldado AH36 [7].	18
FIGURA1. 5 Comportamiento de la tensión frente al alargamiento en las diferentes condiciones utilizadas [11].	21
FIGURA1. 6 . (a) Inclusiones de MnS y Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> existentes a lo largo de las bandas en el metal base X70 y zona afectada por el calor , (b) y (c) microfisuras para el metal base X70 y para el caso de densidad de corriente aplicada de 1 mA/cm <sup>2</sup> [12].	22
FIGURA1. 7 Examen microfotográfico	24
FIGURA1. 8 . Corrosión preferencial del metal de soldadura por efectos galvánicos, la soldadura es potencialmente anódica y el material base catódico [15].	32
FIGURA1. 9 Soldadura corroída en una sección de línea de flujo [12].	33
FIGURA1. 10 Corrosión de soldadura preferencial de tubería en medios que contienen CO <sub>2</sub> [13].	33
FIGURA1. 11 Corrosión tramline en la ZAC en una soldadura de acero al carbono después de estar en servicio en un medio acuoso [10].	36
FIGURA1. 12 Principales daños por agrietamiento por H <sub>2</sub> S en oleoductos y gasoductos [19].	38
FIGURA1. 13 Solubilidad de hidrógeno en hierro a PH <sub>2</sub> = 1 atm [1].	40
FIGURA1. 14 Grietas en el metal de soldadura en la zona afectada por el calor (HAZ) debido al agrietamiento inducido por hidrógeno: (1) agrietamiento debajo del cordón, (2) agrietamiento en la base, (3) agrietamiento en la raíz [11].	42
FIGURA1. 15 Gráfico esquemático para el desarrollo de SSC [19].	45
FIGURA2. 1 Microestructura del acero ASTM A572 Gr 50	48
FIGURA2. 2 . Macrografías del acero ASTM 572 G50, soldado con el electrodo AWS E1108-G mediante el proceso SMAW con un calor de aporte (a) 1.2 kJ/mm y (b) 2.2 kJ/mm.	50
FIGURA2. 3 Probetas corroídas	51
FIGURA2. 4 Capilar de Luggin y celda Gamry de 3 electrodos para ensayos electroquímicos	52
FIGURA2. 5 Grafito utilizado como electrodo auxiliar.	52
FIGURA2. 6 Potenciostato GAMRY REFERENCE 3000.	53

FIGURA3. 1 Variación de la estructura de la soldadura con la distancia desde el centro del cordón de soldadura [3] .....	55
FIGURA3. 2 Microestructura de la zona afectada por el calor. acero ASTM 572 G50 soldado mediante el proceso SMAW con un calor de aporte de 1.20 K J/mm .....	57
FIGURA3. 3 Microestructura de la zona afectada por el calor. Acero ASTM 572 G50 soldado mediante el proceso SMAW con en calor de aporte de 2.20K J/MM .....	58
FIGURA3. 4 Subregiones de HAZ para soldadura de paso único y paso múltiple [3]. .....	59
FIGURA3. 5 Microestructuras de la zona afectada por el calor de grano grueso. ....	59
FIGURA3. 6 Microestructuras del límite de fusión mostrando una región recristalizada. ....	60
FIGURA3. 7 Metal de soldadura de la junta soldada del acero ASTM 572 G50, soldado con el electrodo AWS E1108-G mediante el proceso SMAW. Granos columnares.....	61
FIGURA3. 8 Microestructuras del metal de soldadura (última pasada). Ferrita acicular (AF) y ferrita en borde de grano (GF). Calor de aporte: 1.2 kJ/mm.....	62
FIGURA3. 9 Microestructuras del metal de soldadura (última pasada). Ferrita poligonal (PF) y ferrita con M-A-C alineados (AC). Calor de aporte: 2.2 kJ/mm. ....	63
FIGURA3. 10 Efecto de la concentración del medio ácido HCl ene el comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero A572 grado 50 soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm. ....	65
FIGURA3. 11 Efecto de la concentración del medio ácido HCl ene el comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero A572 grado 50 soldado con un calor de aporte de 2.2 kJ/mm. ....	66
FIGURA3. 12 Curvas de resistencia a la polarización del acero A572 grado 50 bajo diferentes condiciones de evaluación. ....	71

## Tablas

Tabla 1 1 Parámetros de corrosión para las distintas zonas en acero soldado AH36 [7] .....	18
Tabla 1 2 Resumen de los resultados de la prueba de velocidad de deformación lenta [11]...	20
Tabla 2. 1 Especificaciones de los procedimientos de soldadura SMAW.....	48
<b>Tabla 2.2.</b> Tabla 2. 2 Composición química del acero ASTM 572 G50 y del metal de aporte (% en peso) .....	49
Tabla 3 1 Parámetros electroquímicos de las distintas zonas de la junta soldada del acero A572 grado 50. ....	67
Tabla 3 2 Parámetros electroquímicos del proceso corrosivo de la junta soldada A572 grado 50 según la técnica de resistencia a la polarización lineal. ....	70



## Figuras anexos

Figura 1 Potenciostatos Gamry 3000 en operación a 25 °C con una solución 0.1 M HCL....	77
Figura 2 Preparación de probetas cilíndricas de acero ASTM-572-Gr-50. ....	78
Figura 3 Ensayo de curvas potenciodinamicas. ....	78
Figura 4 Elaboración de soluciones de HCl 0.1, 0.5 y 1.0 M. ....	79
Figura 5 Estabilización de potencial del acero ASTM-572-Gr-50 en medio acido en el Potenciostatos Gamry 3000. ....	79

## Resumen

El presente estudio investiga la influencia de la variación de los niveles de calor de entrada y las concentraciones de ácido clorhídrico en las alteraciones microestructurales y la velocidad de corrosión de la junta soldada de acero A572 grado 50. En relación con la alteración de la microestructura, un aumento en el aporte de calor de 1.2 kJ/mm a 2.2 kJ/mm da como resultado los siguientes cambios: (a) En el MS (último pase), la microestructura de la ferrita se transforma secuencialmente de ferrita acicular y ferrita de límite de grano a ferrita poligonal más ferrita M-A-C alineada; (b) en la ZACGG, hay una transición de martensita fina a martensita gruesa; (c) en ZACGF se observa la presencia de ferrita de grano muy fino; y (d) en los casos de ZACIC y ZACSC, se forman estructuras de perlita esferoidizadas. A medida que aumenta la concentración de ácido clorhídrico (HCl) en el medio, la velocidad del proceso corrosivo también aumenta en las diversas regiones de la unión soldada. Los experimentos electroquímicos realizados, incluidos el potencial de circuito abierto (OCP), la técnica potenciodinámica y la resistencia a la polarización lineal, brindan evidencia de que el metal de soldadura exhibe un comportamiento catódico en los pares galvánicos formados dentro de la unión soldada estudiada. Por el contrario, la zona afectada por el calor y el metal de soldadura muestran un comportamiento anódico. En relación al mecanismo corrosivo, las pruebas potenciodinámicas indican que el proceso de activación gobierna el fenómeno corrosivo. Bajo las circunstancias de soldadura y exposición a un ambiente ácido, es muy probable que las uniones soldadas experimenten "corrosión tramline". Este fenómeno ocurre debido al potencial de corrosión relativamente bajo de la zona afectada por el calor (HAZ), haciéndola más vulnerable a la corrosión localizada en esta región específica.

**Palabras clave:** Corrosión Tramline. Potenciodinámica, martensita gruesa

## **Abstract**

The present study investigates the influence of varying input heat levels and hydrochloric acid concentrations on microstructural alterations and corrosion rate of A572 grade 50 steel welded joint. Regarding microstructure alteration, an increase in heat input from 1.2 kJ/mm to 2.2 kJ/mm results in the following changes: (a) In the MS (last pass), the ferrite microstructure transforms sequentially from acicular ferrite and boundary ferrite grain to polygonal ferrite plus aligned M-A-C ferrite; (b) in the ZACGG, there is a transition from fine martensite to coarse martensite; (c) in ZACGF the presence of very fine-grained ferrite is observed; and (d) in the cases of ZACIC and ZACSC, spheroidized pearlite structures are formed. As the concentration of hydrochloric acid (HCl) in the medium increases, the speed of the corrosive process also increases in the various regions of the welded joint. Electrochemical experiments performed, including open circuit potential (OCP), potentiodynamic technique, and resistance to linear polarization, provide evidence that weld metal exhibits cathodic behavior in galvanic pairs formed within the studied welded joint. On the contrary, the heat affected zone and the weld metal show an anodic behavior. Regarding the corrosive mechanism, potentiodynamic tests indicate that the activation process governs the corrosive phenomenon. Under the circumstances of welding and exposure to an acidic environment, it is very likely that the welded joints will experience "tramline corrosion". This phenomenon occurs due to the relatively low corrosion potential of the heat affected zone (HAZ), making it more vulnerable to localized corrosion in this specific region.

**Keywords:** tramline corrosion, potentiodynamic, martensite to coarse

## I. INTRODUCCIÓN

### 1.1. Realidad problemática

La soldadura se emplea ampliamente como la técnica principal para conectar diversos elementos metálicos, y una parte significativa de las actividades de soldadura dentro del sector industrial se dedica al ensamblaje de tuberías. El proceso de construcción de oleoductos y gasoductos implica la fusión de juntas de tuberías individuales mediante soldadura. Si bien existen métodos alternativos, como acoplamientos roscados y conectores mecánicos, la soldadura es la técnica predominante utilizada para unir varios componentes. La soldadura manual se utiliza comúnmente para los procedimientos de soldadura, aunque los procedimientos de soldadura automatizados también se emplean en aplicaciones industriales. Los métodos de soldadura comúnmente utilizados en la industria incluyen la soldadura por arco metálico con gas (GMAW), la soldadura por arco sumergido (SAW), la soldadura por arco metálico protegido (SMAW) y la soldadura por resistencia eléctrica (ERW). Se encuentra disponible un cuerpo completo de literatura de estas técnicas [1, 2, 3].

La corrosión plantea un desafío ineludible dentro de la industria debido a los intrincados entornos de servicio y condiciones de operación. Estas condiciones abarcan los efectos concurrentes de presiones y temperaturas elevadas, agua que contiene sales y gases disueltos (específicamente  $\text{CO}_2$  y  $\text{H}_2\text{S}$ ), medios ácidos, microorganismos, etc., que influyen en la corrosión.

La investigación de la corrosión en soldaduras ha atraído una atención significativa y ha sido ampliamente estudiada en las últimas décadas. A pesar de la adherencia a los procedimientos, métodos y códigos estándar establecidos en la fabricación de estructuras, las soldaduras aún son susceptibles a fallas por corrosión. Las piezas soldadas están sujetas a varios tipos de corrosión cuando se exponen a las condiciones de servicio que se encuentran en la industria. La aparición de ataques de corrosión está estrechamente relacionada con las características únicas que exhiben las soldaduras, incluida la microestructura, la composición química y las tensiones residuales.

Los métodos de soldadura por fusión dan como resultado la aparición de cambios metalúrgicos dentro de las regiones del metal de soldadura (MS) y la zona afectada por el calor (ZAC), como consecuencia de los ciclos térmicos aplicados al metal base (MB). La formación de microestructuras distintas está influenciada principalmente por las velocidades de enfriamiento y las temperaturas máximas experimentadas en diferentes regiones. En consecuencia, el comportamiento frente a la corrosión puede variar significativamente entre diferentes áreas de la soldadura. Las fases metaestables en la metalurgia, como la bainita y la martensita, demuestran niveles elevados de dureza y susceptibilidad a la corrosión como resultado de defectos de red y tensiones residuales elevados. Por otro lado, vale la pena señalar que la implementación de procedimientos de tratamiento térmico claramente definidos tiene el potencial de aliviar las tensiones residuales presentes en la estructura cristalina. Además, estos procedimientos pueden facilitar la formación de fases metalúrgicas estables, como ferrita y perlita, y, en consecuencia, generar productos de corrosión densos. En última instancia, estos resultados contribuyen a mitigar la susceptibilidad de las soldaduras a la corrosión. Además, la formación de productos de corrosión densos y no porosos en las soldaduras tiene el potencial de mitigar la corrosión de manera efectiva.

Además de la microestructura, el comportamiento frente a la corrosión de los componentes mecánicos soldados puede verse influido por varios defectos de la soldadura, incluido el exceso de metal de soldadura, el socavado, el solapado, falta de penetración sobre espesor de soldadura, porosidades, etc. La presencia de estos defectos de soldadura puede crear áreas de concentración de tensión, picaduras o corrosión por rendijas, y también puede interrumpir el flujo de fluido, lo que resulta en corrosión por erosión.

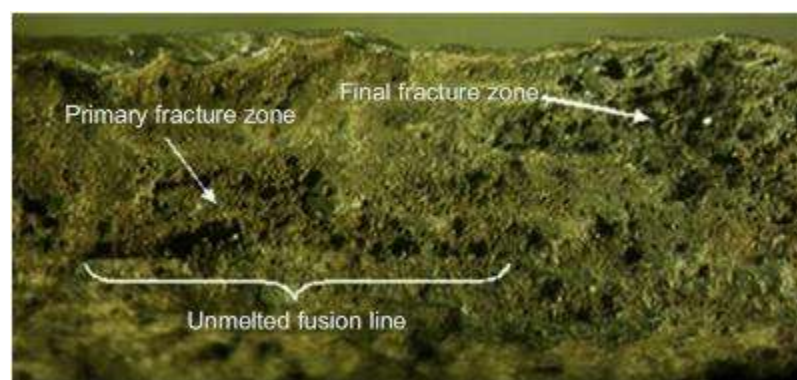
La utilización de aceros estructurales prevalece en la fabricación de grandes estructuras soldadas. Dentro de esta categoría de aceros, un tipo particular que merece atención es el acero estructural ferrítico-perlítico conocido como ASTM 572 G50. Este acero encuentra una amplia aplicación en una variedad de contextos, sobre todo en la construcción de puentes y plantas industriales. En estas aplicaciones, se emplea comúnmente el proceso

de soldadura por arco manual que emplea un electrodo revestido, también conocido como SMAW. Dadas las circunstancias antes mencionadas, se ha considerado ventajoso investigar el impacto del calor de entrada en el proceso de soldadura por arco manual utilizando un electrodo revestido (SMAW) sobre las características de corrosión de la unión soldada de un acero ASTM 572 Gr 50 en un ambiente ácido.

La ocurrencia de un ataque de corrosión preferencial en la región de la soldadura, lo que resultó en fugas tempranas, se observó en tuberías soldadas por resistencia eléctrica (ERW) hechas de acero al carbono y de baja aleación que estaban expuestas a aguas que contenían sales neutras [4]. La corrosión selectiva y localizada exhibe una preferencia por ocurrir dentro de la región de soldadura, particularmente en las proximidades de la línea de fusión. Las costuras soldadas por resistencia eléctrica (ERW), cuando se exponen a un ambiente corrosivo, exhiben vulnerabilidad al ataque preferencial específicamente en la línea de unión. La resistencia a la corrosión de la soldadura en el proceso ERW generalmente se reduce debido a la presencia de elementos de aleación que no coinciden entre el metal base y la soldadura, lo que lleva a una ligera disminución en la concentración de elementos de aleación. Se ha reconocido la correlación entre la susceptibilidad de la tubería ERW a la corrosión por ranuras (grooving corrosión) y su composición química, específicamente el contenido de azufre, así como la implementación del tratamiento térmico posterior a la soldadura. La corrosión por ranuras en tuberías ERW fabricadas con aceros al carbono comunes que exhiben un contenido de azufre superior al 0,012 % en peso se ha atribuido a la presencia de inclusiones de sulfuro de manganeso (MnS) no metálico. La presencia de inclusiones de MnS en el proceso ERW provoca la formación de una región con una mayor concentración de azufre debido al rápido ciclo térmico. La formación de ranuras a lo largo de la línea de soldadura en tuberías de acero al carbono soldadas con resistencia eléctrica se produjo debido a la redistribución de las inclusiones de sulfuro cuando se exponen a aguas agresivas. El material ubicado en la línea de unión exhibe un comportamiento anódico en relación con el material circundante, lo que lleva a la formación de un surco en forma de V. El

vértice de este surco se coloca precisamente en el centro de la línea de unión. Esta forma particular de corrosión se conoce comúnmente como "corrosión de ranuras – grooving corrosion". Se ha encontrado que la aplicación de tratamiento térmico posterior a la soldadura a temperaturas elevadas mitiga de manera efectiva las alteraciones menores en las composiciones químicas por medio del proceso de difusión. En consecuencia, este tratamiento tiene el potencial de mejorar la resistencia a la corrosión por ranurado [4].

En una investigación reciente realizada por Sayed [5], se examinó la falla de un oleoducto que transportaba petróleo. La falla se observó como una grieta longitudinal, ver la Figura 1.1. Se determinó que la fisura se originó en sitios con defectos de soldadura, que inicialmente fueron inducidos por la corrosión por ranura. La grieta luego se propagó debido a la inercia en condiciones normales de presión de operación y su progresión cesó una vez que se logró el alivio de la tensión. La falla del segmento de la tubería se puede atribuir a la calidad inferior al estándar del proceso de soldadura por resistencia eléctrica (ERW). Esto es evidente por la presencia de penetración incompleta, falta de fusión cerca de la superficie interna de la tubería a lo largo de secciones extendidas de la línea de soldadura de costura, como se muestra en la Figura 1.2 [5].



*FIGURA1. 1 Micro imagen del ranurado de la línea de soldadura de costura justo antes de la ruptura [5].*

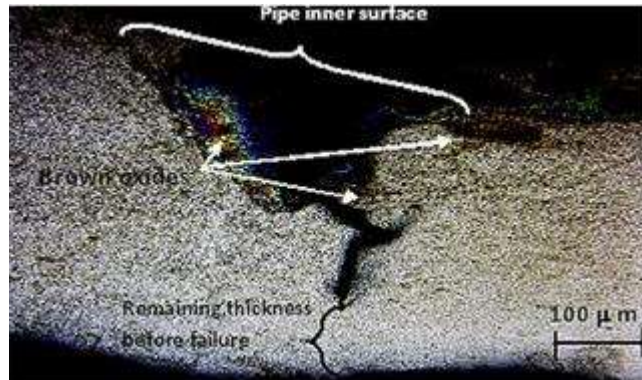


FIGURA 1. 2 Imagen estereoscópica de la cara fracturada [5].

El estudio realizado por Alawadhi et al. [6] investigó el uso de la inhibición química como un medio para mitigar la corrosión de soldadura preferencial en sistemas de tuberías que contienen  $\text{CO}_2$ . Los investigadores evaluaron el rendimiento de los inhibidores de corrosión de  $\text{CO}_2$  convencionales en una solución de NaCl al 3,5 % en peso saturada con  $\text{CO}_2$ . Los investigadores utilizaron un novedoso aparato de electrodo de cilindro giratorio (RCE) para evaluar el impacto del flujo en la inhibición del metal de soldadura (MS), la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base (MB). En este estudio, las corrientes galvánicas que fluyeron entre las regiones de soldadura se midieron utilizando amperímetros paralelos de resistencia cero. Además, las velocidades de corrosión de las pares se determinaron mediante mediciones de resistencia de polarización lineal (LPR).

De acuerdo con los hallazgos de los autores, se observó que, en condiciones no inhibidas, el metal de soldadura (MS) exhibió un comportamiento catódico en comparación con el metal base (MB) y la zona afectada por el calor (ZAC). Sin embargo, cuando se introdujo un inhibidor de corrosión, se produjo una inversión de corriente a velocidades elevadas. Además, la película inhibidora se eliminó selectivamente del WM, lo que resultó en un cambio significativo hacia un estado anódico. Además, en condiciones de tensión de corte elevada, se observó que la película inhibidora se eliminaba de todas las regiones de soldadura, lo que conducía a una inversión de corriente posterior. Como resultado, el metal de soldadura exhibió una vez más el nivel más noble. Los investigadores llegaron a la



conclusión de que la corrosión de soldadura preferencial surge de condiciones inestables que resultan en la ruptura selectiva de la película inhibidora en el metal de soldadura, mientras que sigue siendo efectiva en otras regiones de la soldadura. Las velocidades de corrosión generales se pueden analizar considerando sus distintos componentes galvánicos y de autocorrosión [6].

En su estudio, Tsiourva et al. [7] llevó a cabo una investigación sobre las características de corrosión del acero AH36 soldado, con el objetivo de evaluar el impacto de la corrosión preferencial en la integridad estructural de las estructuras de los barcos. Para lograr esto, los investigadores emplearon técnicas electroquímicas para analizar regiones específicas de la soldadura, a saber, el metal de soldadura (WM), la zona afectada por el calor (HAZ) y el metal base (PM). La zona afectada por el calor caracterizada por una microestructura de bainita demostró los niveles más altos de dureza, como se muestra en la Figura 1.3.

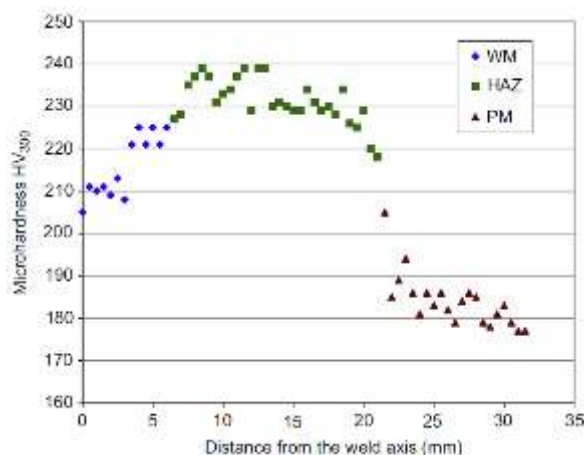


FIGURA1. 3 Perfil de microdureza de la soldadura [7].

En base a experimentos electroquímicos, las curvas de polarización obtenidas (curvas extrapoladas de Tafel) permitieron concluir que la zona afectada por el calor (HAZ) es la más vulnerable a la corrosión. Esto se evidencia por los valores más altos de densidad de corriente observados, como se muestra en la Tabla 1.1 y la Figura 1.4. De acuerdo con la referencia citada [7], el WM exhibe el nivel más alto de resistencia a la corrosión entre las tres zonas

distintas. Sin embargo, el uso de mediciones de microdureza por sí solas es inadecuado para determinar la probabilidad de corrosión. Esto se ejemplifica con el metal base, que muestra velocidades de corrosión más altas en comparación con el metal de soldadura, a pesar de tener valores de microdureza más bajos. Esta discrepancia se puede atribuir a la presencia de tensiones residuales elevadas causadas por el endurecimiento por trabajo.

Tabla 1 1 Parámetros de corrosión para las distintas zonas en acero soldado AH36 [7]

	PM	WM	HAZ
<b>Linear polarization</b>			
$E_{corr}$ (mV)	-659.4	-666.9	-640.7
$i_{corr}$ ( $\mu A$ )	28.19	17.17	35.28
Corr rate (mpy)	25.65	15.63	32.10
<b>Tafel extrapolation</b>			
$E_{corr}$ (mV)	-724.9	-715.2	-712.2
$i_{corr}$ ( $\mu A$ )	14.41	8.75	19.94
Corr rate (mpy)	13.11	7.96	18.14

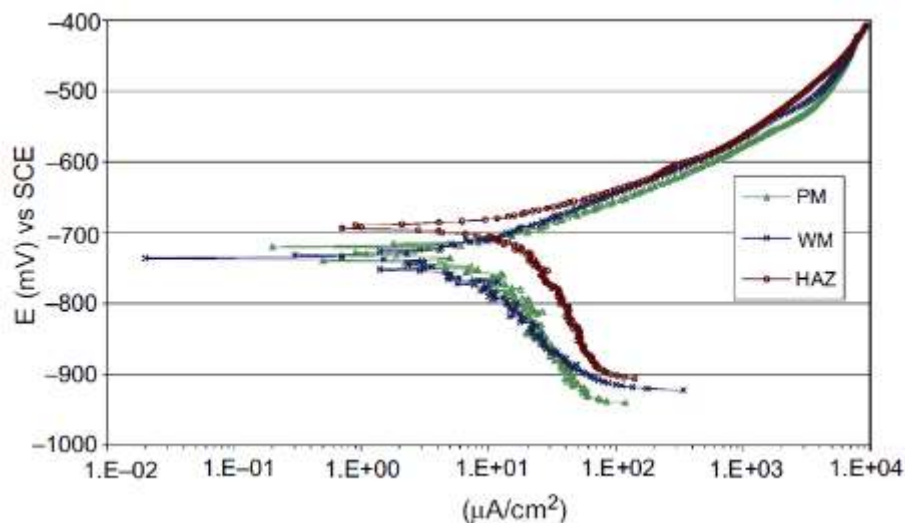


FIGURA1. 4 . Diagramas de Tafel para metal base, metal de soldadura (WM) y zona afectada por el calor (HAZ) de acero soldado AH36 [7].

Los autores Pereda et al. [8] encontraron que los ciclos térmicos encontrados por la zona afectada por el calor de las soldaduras super martensíticas en soluciones que contienen cloruro no ejercen una influencia sustancial en el potencial de picaduras. Además, la

investigación del acero para tuberías API X-80 demostró que la bainita exhibía densidades de corriente pasivas elevadas en soluciones alcalinas. Por el contrario, la inclusión de fases M-A (martensita con agregados de carburos) en la microestructura extiende la región pasiva a potenciales más elevados en soluciones alcalinas [9]. A pesar de la existencia de estas variaciones, generalmente se observa que la performance frente a la corrosión se ve mínimamente afectado en la mayoría de las aplicaciones, y los casos de corrosión preferencial en la zona afectada por el calor son relativamente poco frecuentes. Se ha documentado que la aparición del ataque de la zona afectada por el calor preferencial es más frecuente en los aceros al carbono y al carbono-manganeso en comparación con los grados de aleación más altos [10].

La monoetanolamina (MEA) es un absorbente comúnmente empleado en el campo de la refinación de petróleo, específicamente con el propósito de eliminar gases ácidos que contienen sulfuro de hidrógeno ( $H_2S$ ) y dióxido de carbono ( $CO_2$ ). La aparición de grietas en múltiples refinerías ha demostrado que la orientación de los esfuerzos de tracción principales determina si las grietas son paralelas o perpendiculares a las soldaduras. Para aliviar las tensiones, el tratamiento térmico posterior a la soldadura se realiza en equipos que contienen MEA, independientemente de la temperatura y la concentración de gas ácido. Los programas de inspección revelaron una presencia generalizada de fugas, que se detectaron en embarcaciones con edades comprendidas entre los 2 y los 25 años. Sin embargo, no se informaron instancias de agrietamiento del recipiente en los casos en que se había realizado el alivio de la tensión posterior a la soldadura. Además, el estudio reveló que todas las concentraciones de monoetanolamina (MEA) estaban implicadas y se observó que las soluciones de MEA normalmente operaban a temperaturas relativamente bajas, específicamente por debajo de los  $55\text{ }^\circ\text{C}$  [10].

La susceptibilidad de los aceros soldados X52 y X70 al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) en un ambiente saturado de sulfuro de hidrógeno ( $H_2S$ ) fue investigada por Contreras et al. [11] a través de la utilización de pruebas de velocidad de deformación. La

ocurrencia de fallas atribuidas al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) se observó principalmente dentro de la zona afectada por el calor. Los investigadores llegaron a la conclusión de que se observó falla dúctil en las pruebas de aire. Por otro lado, se observó la ocurrencia de fallas de tipo frágil en el ambiente corrosivo saturado con H<sub>2</sub>S, como lo indica el deterioro de las propiedades mecánicas del material. Los hallazgos derivados de las pruebas de velocidad de deformación lenta se muestran en la Tabla 1.2. La figura 1.5 ilustra la relación entre la tensión y el alargamiento. Según los autores, la permeabilidad al hidrógeno en la soldadura X52 es comparativamente mayor que la observada en la soldadura X70. Esta observación implica que el agrietamiento asistido por hidrógeno de las tuberías de grado X52 puede exhibir una mayor susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) en ambientes corrosivos en comparación con las tuberías de grado X70. Se ha demostrado que la tubería X70 carece de la capacidad de formar óxidos estables en su superficie cuando se expone a soluciones de pH casi neutro [11].

*Tabla 1 2 Resumen de los resultados de la prueba de velocidad de deformación lenta [11]*

Steel	Environment	UTS (MPa)	EL (mm)	RA (%)	RRA
X-52	Air	391	2.03	55.6	N/A
	NACE + H <sub>2</sub> S at 25°C (77°F)	249	1.42	13.8	0.248
	NACE + H <sub>2</sub> S at 50°C (122°F)	233	1.88	7.25	0.130
X-70	Air	462	2.64	50.98	N/A
	NACE + H <sub>2</sub> S at 25°C (77°F)	213	1.21	6.91	0.135
	NACE + H <sub>2</sub> S at 50°C (122°F)	355	2.03	4.38	0.085

EL, elongación; N/A, no aplicado; RA, área de reducción; RRA, área de reducción de la relación; UTS, resistencia máxima a la tracción.

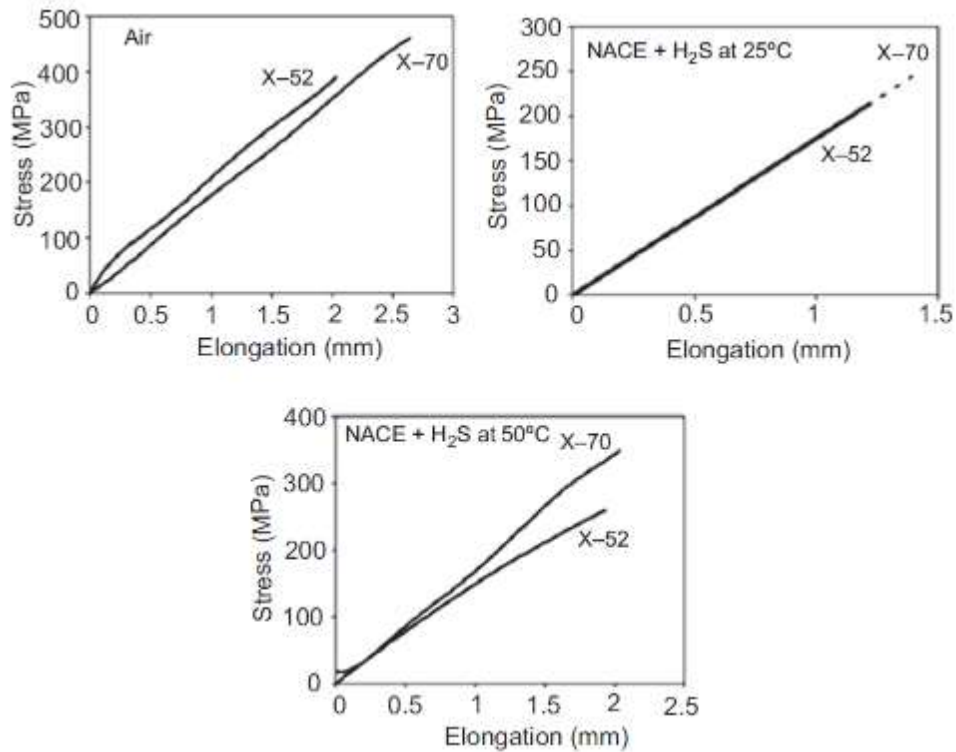


FIGURA1. 5 Comportamiento de la tensión frente al alargamiento en las diferentes condiciones utilizadas [11].

Chatzidouros et al. investigaron el efecto de un entorno que contenía hidrógeno en las grietas situadas en el metal base y la zona afectada por el calor de las soldaduras X52 y X70 [12]. Los investigadores utilizaron la técnica de tenacidad a la fractura por flexión de tres puntos para evaluar las propiedades mecánicas de NS4 en una solución que estuvo expuesta continuamente al hidrógeno. Los investigadores informaron que el metal base X70 demostró una disminución en la ductilidad en comparación con las pruebas realizadas al aire. Por el contrario, la zona afectada por el calor exhibió solo una reducción menor en la ductilidad. Se encontró que la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno era mayor en el metal base ferrítico y mixto bainítico-perlítico bandeado de X70 en comparación con el metal ferrítico con bandas y mixto bainítico-perlítico-ferrítico del metal de la zona afectada por el calor, como se ilustra en la Figura 1.6.

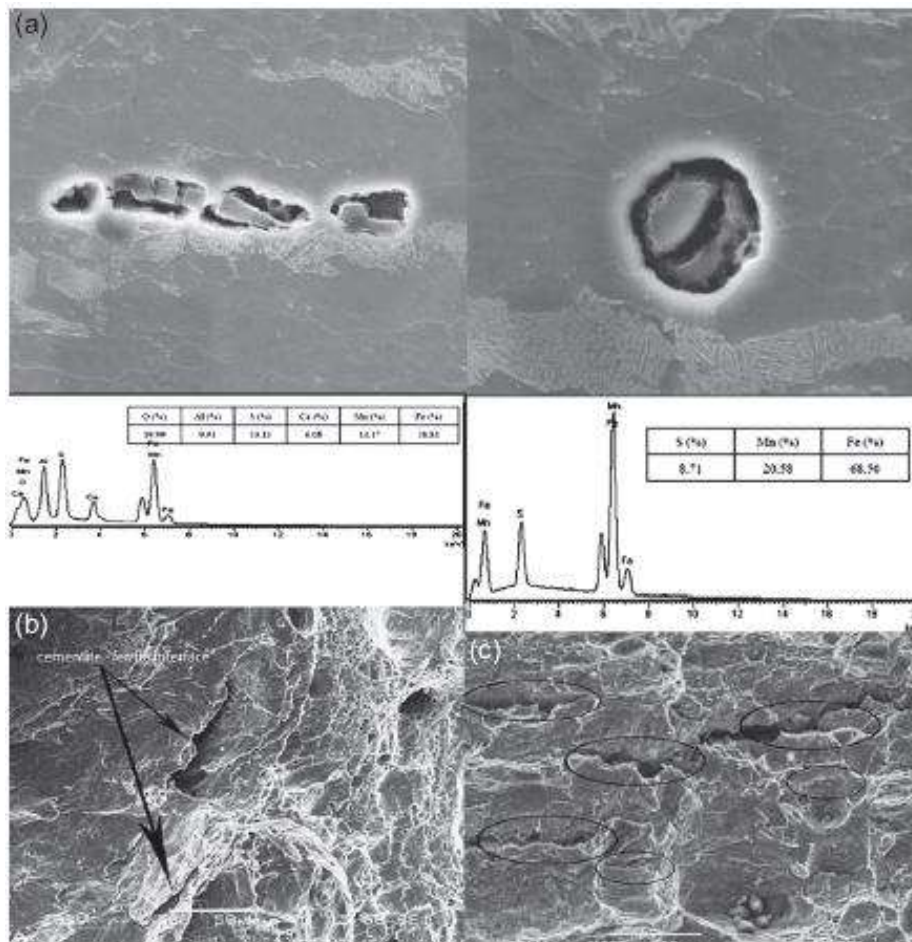


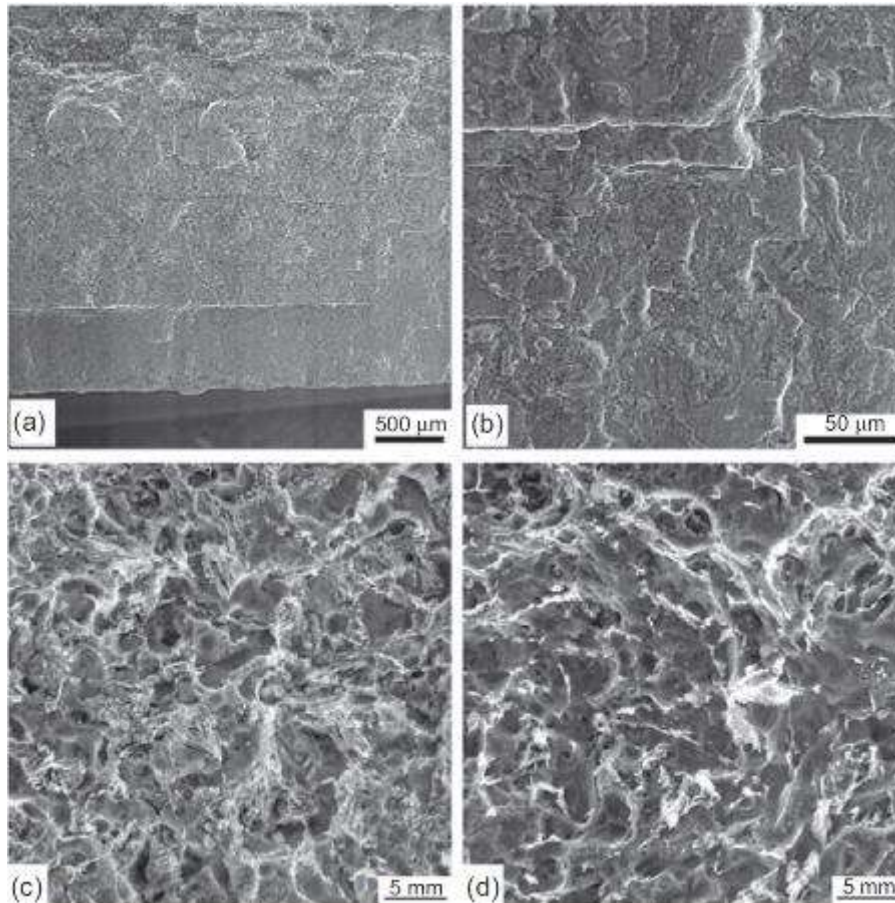
FIGURA 1. 6 . (a) Inclusiones de MnS y Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> existentes a lo largo de las bandas en el metal base X70 y zona afectada por el calor , (b) y (c) microfisuras para el metal base X70 y para el caso de densidad de corriente aplicada de 1 mA/cm<sup>2</sup> [12].

La interfaz entre la ferrita y la mezcla de bainita y perlita en bandas en el metal base X70 exhibió una presencia continua de hidrógeno, que fue facilitada por la presencia de inclusiones que estaban alineadas paralelas a las bandas y a lo largo de ellas. La acumulación de hidrógeno en las interfaces puede ocurrir potencialmente a través del mecanismo de arrastre de hidrógeno por dislocaciones en movimiento, lo que en última instancia conduce a la facilitación de microfisuras. Los hallazgos de los experimentos realizados en acero X52 demuestran que el metal base experimenta una disminución en la ductilidad, aunque en menor medida en la zona afectada por el calor. La presencia de una interfase continua entre la ferrita y la perlita en bandas en el metal base X52 da como resultado el fenómeno de atrapamiento de hidrógeno en estas interfases. Esto ocurre debido el hidrógeno es forzado a seguir el camino de difusión a través de la banda de ferrita. Las interfases entre las bandas

de ferrita y perlita exhiben un gradiente de deformación significativo, lo que resulta en su sobresaturación. Este gradiente de deformación se potencia aún más en el modo de fractura, que se organiza en bandas.

En su estudio, Beidokhti et al. [13] realizaron pruebas experimentales para examinar la influencia del contenido de manganeso (1,4 y 2,0 % en peso) en la aparición de agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) y agrietamiento por tensión de sulfuro (SSC) en especímenes de prueba soldados por arco sumergido fabricados con material de tubería X70. Los investigadores descubrieron que las soldaduras que contenían un 2,0 % en peso de manganeso mostraban una mayor susceptibilidad, lo que puede atribuirse a la elevada dureza de estas soldaduras.

Un estudio realizado por Azevedo [14] documentó la ocurrencia de fallas por fisuración inducida por hidrógeno orientada por tensión (SOHIC, por sus siglas en inglés) en un oleoducto de crudo fabricado con acero soldado API 5L X46. El metal base y la zona afectada por el calor (HAZ) mostraron agrietamiento, específicamente formación de ampollas, en la interfaz entre el sulfuro y la matriz. El análisis de microfractografía reveló que el mecanismo de fractura observado en la tubería era de naturaleza dúctil. Esto sugiere que el agrietamiento fue causado principalmente por la asociación de hidrógeno atómico, en lugar de la fragilización por hidrógeno. Esta observación se representa en la figura 10.9.



*FIGURA 1. 7 Examen microfotográfico*

(a) vista general que muestra regiones planas (área inferior y central) y rugosas (área superior) y presencia de grietas secundarias paralelas; (b) detalle que muestra grietas secundarias paralelas; (c) detalle dentro de la región de la zona afectada por el calor (superficie plana) que muestra predominio de fractura de tipo dúctil; (d) detalle dentro de la región del metal base (superficie rugosa) que muestra predominio de fractura de tipo dúctil [14].

El agrietamiento primario se inició en la superficie interna del tubo, específicamente en la interfaz entre la zona afectada por el calor y el metal de soldadura. Este agrietamiento procedió entonces de manera consistente, tanto radial como longitudinalmente, exhibiendo una propagación estable. El inicio de la formación de grietas se atribuyó a imperfecciones de soldadura y picaduras inducidas por la corrosión, mostrando independencia de la microestructura de soldadura. Estas grietas se propagaron en una dirección perpendicular



tanto a la superficie interna como a las tensiones de tracción primarias. El fenómeno de la propagación de grietas exhibió sensibilidad a la microestructura, como lo demuestra una mayor ocurrencia de ramificación dentro del metal base en oposición a la región de la zona afectada por el calor (HAZ).

Omweg et al. [13] realizó un estudio para investigar la susceptibilidad de las tuberías de acero soldadas X70 y X80 al agrietamiento inducido por hidrógeno (SSC) orientado a la tensión. El estudio examinó los efectos de diferentes tensiones aplicadas, concentraciones de H<sub>2</sub>S y dureza máxima de soldadura en la susceptibilidad de los materiales. Los investigadores llegaron a la determinación de que es recomendable mantener una dureza máxima de 248 HV tanto para los metales base del acero al carbono como para las áreas de las soldaduras de acero al carbono que entran en contacto directo con ambientes de servicio agrio. Al comparar los grados de acero, se observó que el acero X80 bajo en carbono (con un contenido de carbono de 0,03% en peso) exhibió una mayor resistencia al SSC en su estado soldado. Además, el acero X80 demostró la capacidad de soportar tensiones de tracción absolutas significativamente más altas en comparación con el acero X70 soldado.

En su estudio, Natividad et al. [14] realizaron experimentos sobre soldadura por arco eléctrico indirecto (IEA) para crear una zona afectada por el calor (HAZ) estrecha. Las soldaduras fabricadas por IAE exhibieron la mayor resistencia al SSC a una temperatura de 25 °C, en comparación con las soldaduras producidas por los procesos de soldadura por arco sumergido (SAW) y metal inerte gas (MIG). El comportamiento observado se puede atribuir a la presencia de una microestructura columnar, de grano fino y homogénea, que se desarrolló mediante la implementación del proceso IEA y la formación de una zona afectada por el calor estrecha (HAZ). Además, las muestras adquiridas a través del proceso IAE exhiben una SSC superior en comparación con las muestras obtenidas a través de los procesos SAW y MIG. Los investigadores también atribuyeron el aumento del flujo de permeación de hidrógeno atómico, causado por el IEA, a la fase de ferrita presente en el metal base.

Los aceros al carbono son las aleaciones más importantes utilizadas en las industrias petrolera y química, ya que representan más del 98% de los materiales de construcción. De todos los aceros al carbono, los aceros bajos en carbono son ampliamente utilizados en tanques de almacenamiento de petróleo/gas y tuberías de transporte porque muestran una ductilidad significativa, buenas características de soldabilidad y poseen una resistencia y tenacidad razonables. Sin embargo, estas estructuras soldadas (tuberías, plataformas marinas, agitadores, bombas, tanques, etc.) están sujetas a una corrosión severa debido a las soluciones químicas agresivas cargadas de impurezas (cloruros, sulfatos, etc.).

Generalmente, la junta soldada se compone de tres zonas con diferentes comportamientos frente a la corrosión: metal base (MB), zona afectada por el calor (ZAC) y metal de soldadura (MS). La ZAC puede verse gravemente afectada por los cambios metalúrgicos provocados por los ciclos térmicos de soldadura. La ZAC es la región más sensible que es propensa a la corrosión debido a la precipitación de carburos, lo cual es una preocupación importante para mantener la integridad de tuberías, cilindros y tanques. Las tuberías de acero utilizadas para el transporte de petróleo y gas se fabrican soldando diferentes segmentos de acero al carbono, lo que altera la microestructura de los materiales al provocar variaciones locales en la composición y las fases. La diferencia en la composición química, las fases metalúrgicas, la microestructura y el rendimiento mecánico de estos aceros para tuberías puede dar como resultado comportamientos de corrosión variados. Estos cambios aumentan la disimilitud de la combinación de metal base/de soldadura y pueden causar corrosión galvánica. Por lo tanto, la corrosión de las soldaduras en diversos medios industriales merece mucha atención y se han reportado diferentes resultados según el metal base, los medios corrosivos y la tecnología de soldadura. Por ello en este trabajo se propone evaluar el comportamiento de las diferentes zonas de una junta solada del acero estructural ASTM 572 G50 a diferentes concentraciones de HCl y dos calores de aporte de 1.2 kJ/mm y 2.2 KJ/mm. El HCl es el medio más utilizado en la limpieza química y decapado de estos tipos de acero por lo cual es de suma importancia su estudio. Los resultados que se obtenga de este estudio permitirán proponer medios de inhibición de la corrosión localizada en componentes soldados de aceros estructurales.

## 1.2. Formulación del problema

¿En qué medida la concentración del medio ácido clorhídrico de 0,1, 0,5 y 1,0 M HCl y el calor de aporte de 1,2 KJ/mm y 2,2 kJ/mm influye sobre la resistencia a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero ASTM 572 Gr 50?

## 1.3. Hipótesis

La velocidad de corrosión del metal base, zona afectada por el calor y metal de soldadura presentes en la junta soldada del acero ASTM A572 G50, dependerá de su potencial de corrosión. Potenciales de corrosión más activos presentarán una mayor velocidad de corrosión que incrementará conforme se aumente la concentración del medio ácido

## 1.4. Objetivos

### Objetivo general

Determinar la influencia del medio ácido y el calor de aporte sobre la corrosión en las diferentes regiones de la junta soldada del acero ASTM A572 G50.

### Objetivos específicos

- Evaluar el comportamiento a la corrosión de las distintas zonas de la junta soldada (MS, ZAC y MB), relacionando el tipo de microestructura con el potencial de corrosión y la velocidad de corrosión
- Evaluar el efecto de la concentración ácida del medio sobre el potencial de corrosión y velocidad de corrosión del MS, ZAC y MB.
- Comparar los resultados de velocidad de corrosión obtenidos en las diferentes regiones de la junta soldada por los métodos de extrapolación de Tafel y resistencia a la polarización.

## 1.5. Teoría relacionados al tema

Se ha establecido la importancia de las tensiones residuales en las estructuras soldadas en relación con el comportamiento frente a la corrosión de las soldaduras. Por lo tanto, es imperativo regular las tensiones residuales de soldadura para mantener la integridad estructural. Las tensiones residuales se han identificado como un factor importante que contribuye a múltiples instancias de falla en tuberías de acero al carbono. La literatura contiene una gran cantidad de información sobre la microestructura y los defectos de las soldaduras [1, 2, 3].

El comportamiento frente a la corrosión de las soldaduras está influenciado principalmente por varios parámetros claves como son:

- ✓ Estos parámetros abarcan la práctica y la secuencia de soldadura, así como la selección del metal de aporte. Estos factores juegan un papel crucial en la determinación de las variaciones en la composición química y metalúrgica dentro del metal base (MB), la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal de soldadura (MS). Estas variaciones exhiben una propensión al inicio de la corrosión galvánica.
- ✓ La contaminación por humedad puede provocar la aparición de fisuras inducidas por hidrógeno (HIC) en la soldadura. El hidrógeno atrapado en las soldaduras puede ocurrir debido a un almacenamiento inadecuado de los electrodos, la presencia de humedad en el fundente o la existencia de humedad y otras impurezas en los componentes destinados a la soldadura.
- ✓ El tema de interés se refiere a las películas y escamas de óxido. La formación de productos de corrosión en las soldaduras puede verse influenciada por su textura y adhesión, lo que a su vez puede afectar la progresión de la corrosión. El progreso de la corrosión se puede mitigar de manera efectiva mediante la presencia de productos de corrosión densos y no porosos que exhiben una fuerte adhesión al sustrato metálico subyacente.

- ✓ Los defectos de soldadura, como la penetración o fusión incompleta de la soldadura, la porosidad, las grietas y los defectos de la superficie, sirven como ubicaciones que son más susceptibles al ataque de corrosión localizada.
- ✓ Los altos niveles de tensión, ya sea que se apliquen externamente o permanezcan dentro de un material, pueden provocar un fenómeno conocido como agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC).
- ✓ Por último, el acabado superficial.

Por lo tanto, los parámetros antes mencionados que se imponen al metal base durante el proceso de soldadura tienen el potencial de resultar en corrosión galvánica y agrietamiento ambientalmente asistido de las soldaduras.

La corrosión galvánica surge como resultado de las diferentes susceptibilidades a la corrosión exhibidas por diferentes microestructuras dentro de la soldadura, a saber, el metal de soldadura, la zona afectada por el calor y material base. Este fenómeno se manifiesta como corrosión selectiva, ocurriendo ya sea en el MS o en la ZAC.

Las soldaduras tienen el potencial de experimentar agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) cuando se exponen a condiciones ambientales específicas. El fenómeno del agrietamiento surge debido a la influencia simultánea y cooperativa de un entorno corrosivo, una composición microestructural vulnerable y la presencia de esfuerzos de tracción. Las uniones soldadas experimentan con frecuencia tensiones residuales que pueden alcanzar magnitudes cercanas o incluso superiores al límite elástico del metal base. Por lo tanto, la presencia de una microestructura diversa dentro de la soldadura, la existencia de tensiones residuales y la susceptibilidad a una atmósfera corrosiva colectivamente hacen que la soldadura sea susceptible al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC).

### **Formas y mecanismos de corrosión de soldaduras en la industria**

La aparición de corrosión en las soldaduras está estrechamente relacionada con la microestructura y las tensiones residuales que se desarrollan durante el proceso de

soldadura, así como con las duras condiciones ambientales a las que están expuestas. Las principales formas de corrosión que son de suma importancia son la corrosión galvánica, que está influenciada por la microestructura de las zonas resultantes, y la corrosión asistida por el medio ambiente (EAC), que se manifiesta principalmente como agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) y agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC).

### **Corrosión galvánica**

El uso de metales de aporte en la mayoría de los procesos de soldadura, combinado con las transformaciones de fase provocadas por los ciclos térmicos durante la soldadura, da como resultado la creación de distintas regiones con diferentes niveles de susceptibilidad a la corrosión. Las diferentes susceptibilidades a la corrosión surgen de las disparidades en el potencial electroquímico en distintas regiones de la soldadura. La corrosión que se produce como resultado normalmente se clasifica como corrosión galvánica, corrosión preferencial del metal de soldadura o corrosión preferencial de la zona afectada por el calor, según el área que muestre mayor reactividad. Si el metal de soldadura (MS) y la zona afectada por el calor (ZAC) exhiben un comportamiento anódico en comparación con el metal base (MB), es posible que ocurra una pérdida de metal localizada en estas áreas específicas. El fenómeno antes mencionado se intensifica debido a las áreas superficiales relativamente pequeñas del metal de soldadura y las zonas afectadas por el calor en comparación con la amplia área superficial del material base de la tubería. Esta discrepancia da como resultado una situación en la que las áreas anódicas son relativamente pequeñas mientras que las áreas catódicas son considerablemente más grandes. Por el contrario, si el MS formado exhibe un mayor nivel de nobleza en comparación con la MB, mantendrá un estado catódico, mitigando así potencialmente la corrosión galvánica en el MB. Posteriormente, el proceso de disolución anódica se distribuirá en un área de superficie significativamente mayor del metal base, lo que resultará en una reducción de la velocidad de corrosión.

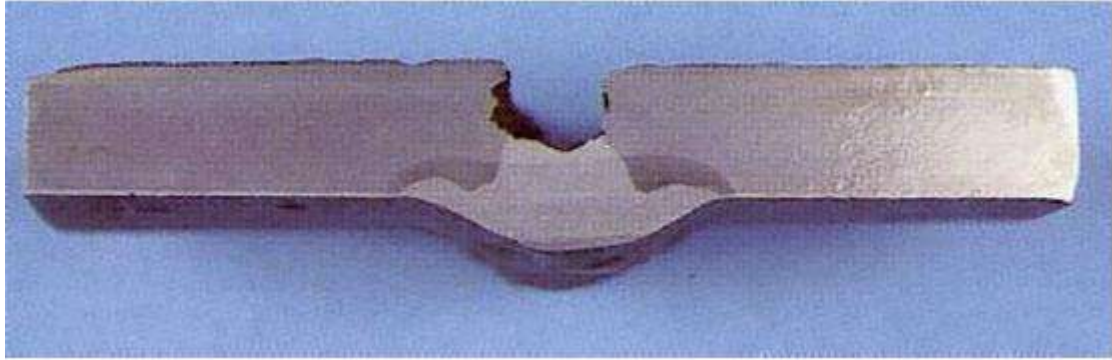
A pesar de las investigaciones en curso realizadas sobre la corrosión galvánica y los diversos métodos desarrollados para mitigar sus efectos, persisten instancias de corrosión

preferencial, lo que resulta en fallas observadas en el metal de soldadura o en la zona afectada por el calor.

### **Corrosión preferencial del metal de soldadura**

La corrosión preferencial del metal de soldadura se refiere al comportamiento anódico y activo exhibido por el metal de soldadura, que depende de la composición química del metal de aporte utilizado durante el proceso de soldadura. La velocidad de corrosión del metal de soldadura parece estar influenciada por los contenidos de níquel (Ni) y cromo (Cr) del metal de aporte. Sin embargo, la composición del acero del metal base tiene un impacto menor en la velocidad de corrosión. Vale la pena señalar que la adición de cobre (Cu), níquel (Ni) y cromo (Cr) a los aceros da como resultado que los aceros base se vuelvan más nobles, lo que acelera el ataque al metal de soldadura. Se ha demostrado que el uso de consumibles de soldadura que posean una composición idéntica al metal base produce el nivel más alto de resistencia a la corrosión preferencial de metal de soldadura. Por el contrario, se ha encontrado que la inclusión de 1% en peso de Ni o 1% en peso de Si tiene efectos adversos.

Generalmente, la corrosión de soldadura preferencial ocurre cuando el área de soldadura está expuesta a ambientes corrosivos, altas temperaturas y altas tasas de flujo. Este tipo de corrosión se ve exacerbado por la alta velocidad del flujo en las tuberías y el cambio en la dirección del flujo en lugares como soldaduras de costura, uniones, reductores y expansiones. La corrosión de soldadura preferencial es uno de los peligros más difíciles para la integridad de las tuberías, lo que lleva a una falla prematura. El mecanismo preciso de la corrosión de soldadura preferencial aún se desconoce, pero en general se acepta que esta corrosión haría que la soldadura o el área de la ZAC se transforme anódico con respecto al material principal adyacente, lo que daría como resultado una corrosión localizada severa debido al efecto galvánico. La Figura 1.8 muestra una configuración típica de la corrosión de soldadura preferencial. Debido a la complejidad de los fenómenos involucrados, es imposible prever la velocidad de la corrosión de soldadura preferencial y la ubicación precisa de la corrosión (metal de soldadura o HAZ), así como su efectividad.



*FIGURA 1. 8 . Corrosión preferencial del metal de soldadura por efectos galvánicos, la soldadura es potencialmente anódica y el material base catódico [15].*

La Figura 1.9 muestra las fallas causadas por corrosión preferencial del metal de soldadura en una sección específica de una línea de flujo. Estas fallas se manifiestan como fugas por orificios pequeños en la soldadura de una línea de flujo de acero al carbono, que estuvo en funcionamiento durante 30 meses. Este incidente ocurrió en un campo marino ubicado en el Golfo de México, según lo informado por Mahajanam y Joosten (2011) [15].

Alawadhi y Robinson, [16] documentaron una falla en una tubería de acero al carbono de producción multifásica que se encargaba de transportar hidrocarburos y salmuera saturada con CO<sub>2</sub>. La falla de la corrosión preferencial del metal de soldadura se atribuyó principalmente a los efectos galvánicos entre los sitios anódico y catódico, a pesar de que el metal de soldadura tenía un contenido de níquel superior al 1 % en peso. La Figura 1.10 muestra la tubería que ha experimentado una falla.



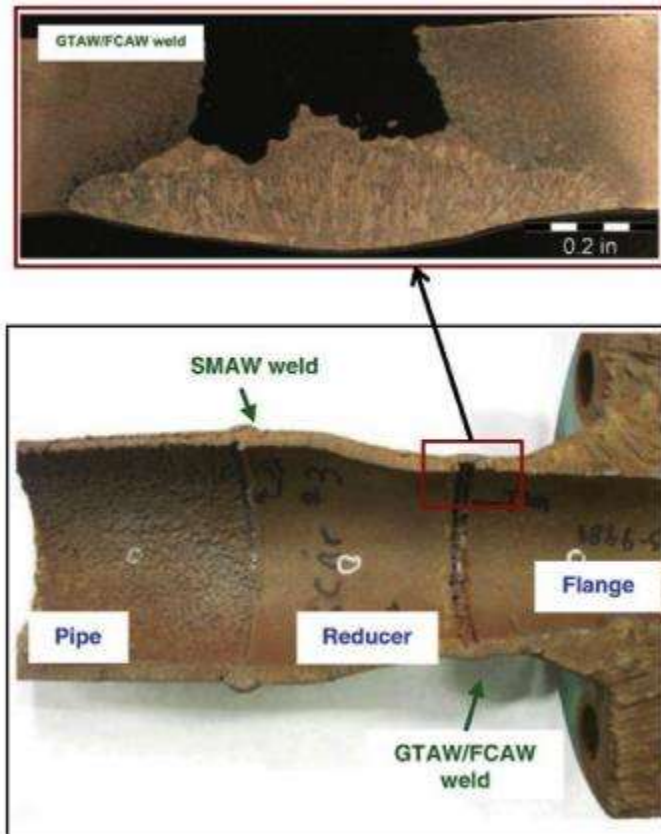


FIGURA1. 9 Soldadura corroída en una sección de línea de flujo [12]



FIGURA1. 10 Corrosión de soldadura preferencial de tubería en medios que contienen CO2 [13].

## **Corrosión preferencial de la zona afectada por el calor**

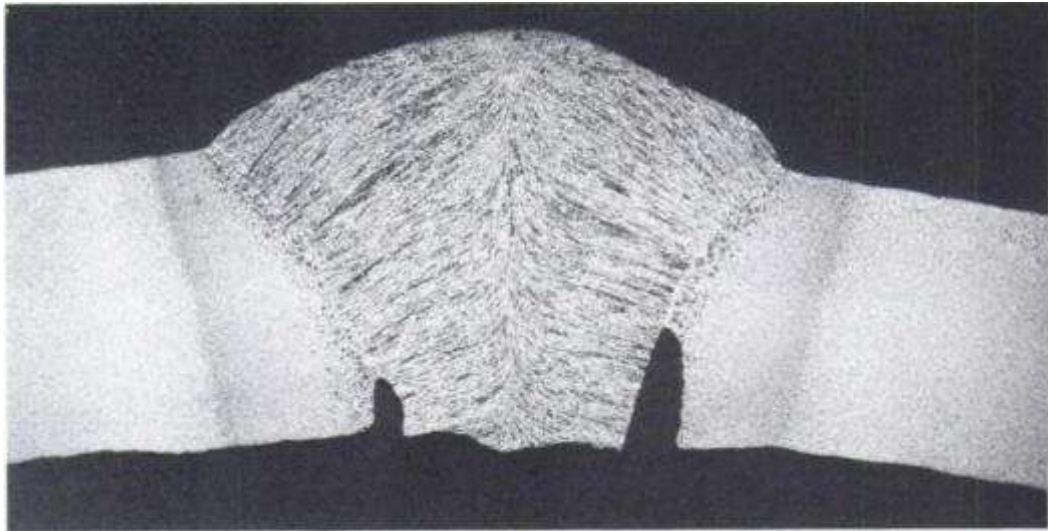
El ataque localizado en la zona afectada por el calor puede ocurrir como resultado de la corrosión preferencial de las soldaduras en ciertos entornos de producción de petróleo y gas. Durante la última parte de la década de 1980, se llevó a cabo una investigación para estudiar los problemas relacionados con la corrosión preferencial de las soldaduras en los sistemas de producción de gas y petróleo. En ciertos casos, la zona afectada por el calor experimentó ataques, mientras que, en otros casos, el metal de soldadura sufrió una corrosión preferencial. Se encontró que la influencia de la composición era más significativa que la de la microestructura en áreas donde se observó una mayor corrosión de la ZAC. Sin embargo, se observó que las microestructuras transformadas endurecidas experimentaron un aumento de la corrosión. Se ha encontrado que la aplicación de un tratamiento térmico posterior a la soldadura a una temperatura de 590 °C con el fin de aliviar las tensiones es ventajosa para mitigar el ataque de la zona afectada por el calor, como lo demuestran investigaciones anteriores [10].

La corrosión preferencial de la ZAC en el agua de mar se documentó en la década de 1960 y se relacionó con la existencia de productos de transformación a baja temperatura, como martensita, bainita inferior o austenita retenida. En consecuencia, se ha descubierto que las composiciones de acero que promueven una mayor templabilidad, como aquellas con un mayor contenido de manganeso, pueden dar como resultado una mayor corrosión localizada. Sin embargo, se ha observado que los aceros microaleados no presentan susceptibilidad a este fenómeno [10].

La soldadura de costura autógena en la tubería exhibe una característica notable por la cual el potencial de corrosión varía entre distintas regiones, a saber, el MB, ZAC y MS. Aunque la diferencia en el potencial de corrosión entre estas regiones puede ascender solo a unas pocas decenas de milivoltios, el ataque al MS o ZAC anódico puede ser considerablemente elevado debido a la relación de área superficial relativamente pequeña del ánodo al cátodo. Este fenómeno es particularmente pronunciado en soluciones

conductoras. Además, es importante señalar que persistirá el proceso de corrosión del acero original. En los casos en que la velocidad de corrosión se considere inaceptable, será necesario implementar estrategias de mitigación para el metal base. Además, es crucial abordar el tema del control de la corrosión localizada intensificada que ocurre en las soldaduras. Por lo general, se han observado casos de ataque de MS en medios con alta conductividad, y las estrategias descritas para transformar en cátodo (más noble) el MS en comparación con el MB han demostrado ser efectivas. Sin embargo, es importante tener en cuenta que la eficacia de este enfoque puede variar en diferentes condiciones ambientales.

La corrosión preferencial observada en la zona afectada por el calor se puede atribuir a la diversa gama de microestructuras formadas, más que a cualquier variación en la composición. Se reconoce ampliamente que la susceptibilidad a la corrosión de la zona afectada por el calor (ZAT) está fuertemente influenciada por los ciclos térmicos que experimenta el metal [8]. En la región próxima al límite de fusión, la zona afectada por el calor sufre una transformación de su estado inicial a austenita al calentarse. Posteriormente, durante el proceso de enfriamiento, a esta transformación le sigue la formación de una microestructura de ferrita-perlita, bainita, martensita o una combinación de las mismas. El resultado específico depende de factores como la composición del material, la temperatura máxima alcanzada y la velocidad a la que se produce el enfriamiento. A mayor distancia de la soldadura, el material experimenta una temperatura máxima reducida, lo que resulta en una austenización parcial. En consecuencia, las regiones calentadas por debajo de la temperatura de transformación de ferrita a austenita ( $Ac_1$ ) no se ven afectadas en gran medida, excepto por algo de engrosamiento y revenido del carburo [1, 2, 3]. El estudio de la microestructura de las soldaduras en la zona afectada por el calor reveló que el engrosamiento de la ferrita Widmstätten en la ZAC resultó en una mejora de la resistencia del acero al carbono a la corrosión en soluciones ácidas que contenían NaCl [9].



*FIGURA1. 11 Corrosión tramline en la ZAC en una soldadura de acero al carbono después de estar en servicio en un medio acuoso [10].*

El fenómeno conocido como “corrosión tramline” se refiere a la aparición de corrosión localizada en los límites de fusión, específicamente en ambientes acuosos ácidos como las aguas ácidas de las minas [10]. La clara dependencia de una relación microestructural es evidente, y las investigaciones sobre las zonas afectadas por el calor (HAZ) indican que la corrosión se vuelve significativamente más severa en condiciones en las que se producen estructuras endurecidas debido a la composición específica del material y los parámetros de soldadura. Durante varios años, se ha establecido que los aceros endurecidos muestran una mayor susceptibilidad a la corrosión en ambientes ácidos en comparación con los materiales completamente revenidos. Este fenómeno se atribuye a la presencia de microcátodos localizados en la superficie endurecida, que promueven la reacción de evolución del hidrógeno catódico [1].

### **Agrietamiento asistido por el medio**

Si bien el agrietamiento asistido por el medio ambiente (Environmentally assisted cracking, EAC) se observa predominantemente en los sectores de refinación y generación de energía, donde los componentes están frecuentemente expuestos a ambientes agresivos, vale la pena señalar que los aceros para tuberías también son susceptibles a este fenómeno.

El agrietamiento asistido por el medio o la degradación pueden manifestarse de varias maneras, que abarcan el adelgazamiento localizado que resulta de la corrosión generalizada, el agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) y el daño inducido por hidrógeno. La forma en que se produce el agrietamiento o la degradación depende de varios factores, como el material, la composición química y la microestructura, así como las propiedades del metal de soldadura (MS) y la zona afectada por el calor (ZAC), incluida la dureza, geometría de la soldadura, la magnitud de las tensiones residuales de la soldadura, las condiciones de funcionamiento y el entorno circundante también juegan un papel.

La exposición de aceros al carbono y de baja aleación a soluciones acuosas que contienen  $H_2S$ , comúnmente denominadas aguas ácidas, puede provocar la aparición de una o más formas de agrietamiento asistido por el medio (EAC). Los tipos antes mencionados de agrietamiento asistido por el medio están asociados principalmente con los efectos perjudiciales causados por el hidrógeno generado durante el mecanismo de corrosión de  $H_2S$  en ambientes acuosos.

Los fenómenos observados en este contexto incluyen: La reducción de la ductilidad cuando se aplica deformación lentamente, comúnmente conocida como fragilización por hidrógeno (hydrogen embrittlement, HE); la formación y propagación de ampollas llenas de hidrógeno o cavidades dentro del material, conocido como formación de ampollas de hidrógeno (hydrogen blistering) o agrietamiento inducido por hidrógeno (hydrogen induced cracking, HIC). Además, se considera la aparición espontánea de fisuras en aceros de alta resistencia o alta dureza, lo que se denomina fisuración por fragilización por hidrógeno, también conocido, en medios donde está presente la exposición al sulfuro de hidrógeno ( $H_2S$ ) agrietamiento por sulfuros bajo tensión (sulfide stress cracking, SSC).

La Figura 1.12 muestra las dos variedades más comunes de fallas en las tuberías causadas por el agrietamiento de  $H_2S$ , junto con una descripción concisa y parámetros de influencia relevantes. Los numerosos mecanismos de por  $H_2S$  húmedo se analizan a continuación.

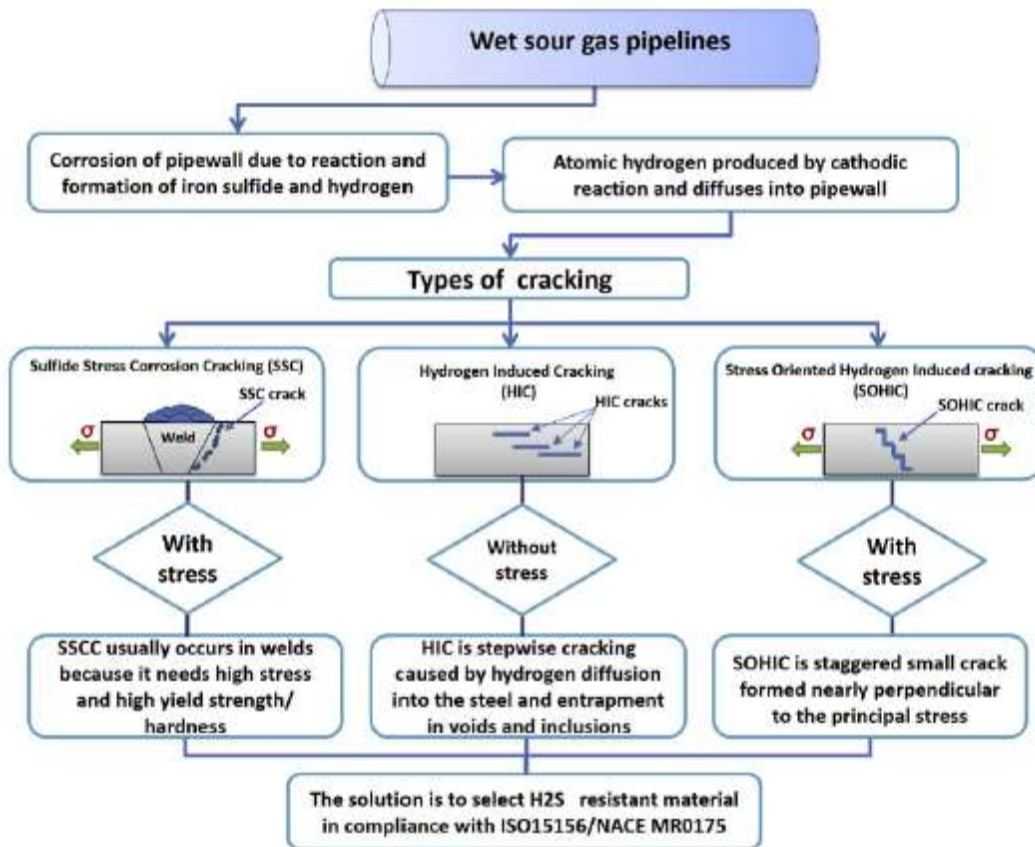


FIGURA1. 12 Principales daños por agrietamiento por H<sub>2</sub>S en oleoductos y gasoductos [19].

### Corrosión bajo tensión

Las soldaduras pueden exhibir susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) cuando se exponen a condiciones ambientales específicas. La aparición de grietas se atribuye a la interacción sinérgica entre medio corrosivo, una microestructura susceptible y la presencia de tensiones de tracción. Las tensiones residuales se observan con frecuencia en las soldaduras, exhibiendo magnitudes que se acercan mucho a la resistencia a la fluencia del metal base. Por lo tanto, la presencia de una microestructura diversa dentro de la soldadura, la existencia de tensiones residuales y la exposición a un ambiente corrosivo contribuyen colectivamente a la susceptibilidad de la soldadura al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC).

Las grietas por corrosión bajo tensión normalmente se inician a partir de picaduras de corrosión y se propagan de forma transgranular o intergranular a través del metal. El agrietamiento se distingue con frecuencia por la aparición de ramificación de grietas y, por lo general, presenta un período de retraso antes del inicio de las grietas, mientras que la presencia de productos de corrosión se observa comúnmente a lo largo de la fractura.

Los ciclos térmicos de soldadura exhiben con frecuencia un alto grado de localización, lo que lleva al desarrollo de deformaciones que tienen el potencial de inducir distorsiones y tensiones residuales. La presencia de tensiones residuales puede desempeñar un papel importante tanto en el inicio como en la propagación del agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC).

El proceso de tratamiento térmico posterior a la soldadura sirve para redistribuir la carga localizada, reduciendo así las tensiones de tracción residuales y disminuyendo la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC).

### **Agrietamiento inducido por hidrógeno o fisuración en frío (HIC)**

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC), también conocido como fisuración en frío, representa una preocupación significativa en las soldaduras, particularmente en aceros al carbono y de baja aleación de alta resistencia. Este fenómeno se conoce comúnmente como agrietamiento retardado.

La presencia de hidrógeno en el metal de soldadura líquido (MS) puede surgir del contenido de humedad en consumibles de soldadura específicos o como resultado de condiciones desfavorables durante el proceso de soldadura. La presencia de hidrógeno disuelto puede provocar grietas durante el proceso de solidificación, así como la fragilización de la soldadura. Esto se atribuye a los diferentes niveles de disolución de hidrógeno en las diferentes fases involucradas. El fenómeno de disolución de hidrógeno en hierro líquido se rige por la ley de Sievert. La representación gráfica de la relación entre la temperatura y la solubilidad del hidrógeno en el hierro se puede observar en la Figura 1.13 [1].

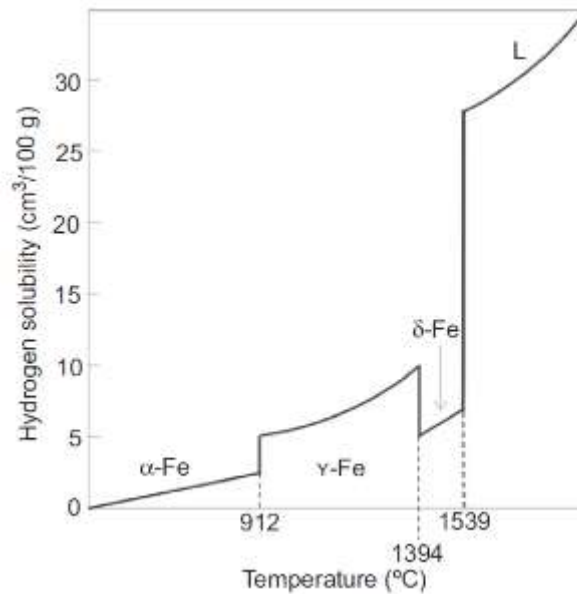


FIGURA1. 13 Solubilidad de hidrógeno en hierro a  $P_{H_2} = 1 \text{ atm}$  [1].

La soldabilidad y el rendimiento de las soldaduras de reparación pueden verse afectados por la presencia de hidrógeno disuelto en el material debido a la exposición a entornos húmedos de servicio de  $H_2S$ .

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) es un fenómeno que se observa comúnmente en soldaduras de aceros al carbono endurecibles y de baja aleación. Ocurre como resultado de los efectos combinados de varios parámetros.

- ✓ La microestructura frágil susceptible.
- ✓ La presencia de hidrógeno en el metal de soldadura.
- ✓ Esfuerzos de tracción presentes en la región de soldadura.
- ✓ El rango de temperatura va de  $-100$  a  $200^\circ\text{C}$ .

El hidrógeno molecular ( $H_2$ ) se puede formar a través de la recombinación de hidrógeno atómico que se ha difundido en el material, ocurriendo en defectos internos, inclusiones y poros. Se observa con frecuencia que los sitios de recombinación se manifiestan como interfaces internas relativamente débiles, como las que se encuentran en las inclusiones de  $MnS$  o laminaciones microestructurales. La presencia de bandas de ferrita-

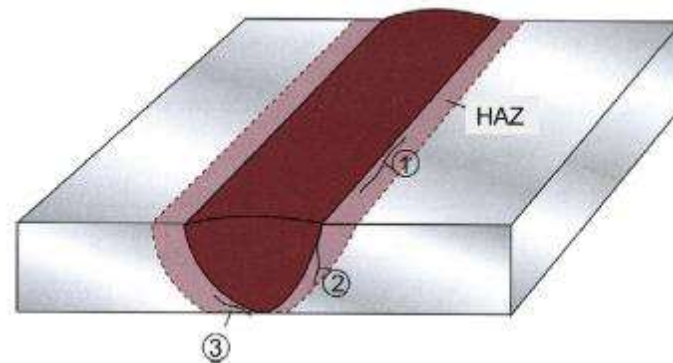


perlita e inclusiones asociadas puede dar lugar a la formación de interfases débiles dentro del material, lo que a su vez puede dar lugar a la formación de pequeñas ampollas llenas de hidrógeno [7,11]. Debido al tamaño comparativamente mayor de las moléculas de hidrógeno en relación con el hidrógeno atómico, el proceso de recombinación que lleva a la formación de hidrógeno gaseoso ( $H_2$ ) restringe su capacidad para difundirse fuera de estos sitios. La acumulación de presión dentro de estas ampollas conduce a su expansión, lo que finalmente provoca la formación y conexión de grietas llenas de hidrógeno en el material, comúnmente denominadas grietas inducidas por hidrógeno (HIC) [7,11].

El agrietamiento puede ocurrir horas, días o semanas después de que la soldadura se haya enfriado; por lo tanto, también se usa el término agrietamiento retardado. De acuerdo con su ubicación en una soldadura, las fracturas generalmente se conocen como grietas en la punta, grietas en la raíz o grietas debajo del cordón, como se muestra en la Figura 1.14. Las grietas en el metal de soldadura pueden ser longitudinales o transversales. El origen de las fracturas longitudinales son las concentraciones de tensión en la raíz de la soldadura. Los defectos que contienen hidrógeno sometidos a esfuerzos longitudinales inician la división transversal. No todas las grietas del metal de soldadura se extienden a la superficie.

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) se ha observado predominantemente en el metal base (MB) y en la zona afectada por el calor (ZAC). Las grietas longitudinales se observan con frecuencia en la zona afectada por el calor. Se observa que la presencia de grietas debajo del cordón está generalmente alineada de manera paralela a la línea de fusión. Por lo general, suelen no extenderse hasta la superficie, lo que dificulta su detección. Las grietas debajo del cordón son propensas a desarrollarse a niveles de tensión relativamente bajos, en la martensita en condiciones de niveles elevados de hidrógeno. Las grietas de punta y las grietas de raíz se inician en regiones caracterizadas por concentraciones elevadas de tensión. Por lo tanto, el agrietamiento puede ocurrir en microestructuras que son menos susceptibles o cuando los niveles de hidrógeno son relativamente bajos. Este tipo de agrietamiento es frecuentemente retardado, ya que tiene lugar la necesaria difusión de

hidrógeno a la región designada. La aparición de fisuras transversales en la zona afectada por el calor (ZAT) es relativamente poco frecuente. Se espera que el fenómeno tenga lugar dentro de la martensita con alto contenido de carbono cuando se somete a tensiones longitudinales elevadas.



*FIGURA 1. 14 Grietas en el metal de soldadura en la zona afectada por el calor (HAZ) debido al agrietamiento inducido por hidrógeno: (1) agrietamiento debajo del cordón, (2) agrietamiento en la base, (3) agrietamiento en la raíz [11]*

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) se ha observado en aceros de alta y baja resistencia, incluso en ausencia de tensión aplicada. Este fenómeno suele generar inquietudes en aceros en placa con menor resistencia, específicamente aquellos con una resistencia por debajo de 550 MPa (80 ksi) y bajos niveles de dureza por debajo de HRC 22. Estos aceros se emplean comúnmente en la producción de tuberías laminadas y soldadas longitudinalmente, así como en aceros en placa utilizados en la fabricación de recipientes y tanques de refinería [10].

Para que las grietas en frío se manifiesten en los aceros, deben estar presentes al mismo tiempo tres elementos principales: (a) hidrógeno atómico, (b) zona afectada por el calor (ZAC) o una región dentro del metal de soldadura (MS) que es propensa a la fragilización por hidrógeno y (c) una tensión de tracción sustancial que surge de la restricción. La mitigación del agrietamiento en frío se puede lograr ejerciendo control sobre uno o más de estos factores. El manejo de este fenómeno de agrietamiento requiere la utilización de

electrodos de bajo hidrógeno, niveles elevados de precalentamiento, temperatura adecuada entre pasadas y una mayor penetración lograda mediante la aplicación de corrientes más altas y electrodos más grandes. La susceptibilidad de la microestructura al agrietamiento en frío está influenciada por la solubilidad del hidrógeno y el potencial de sobresaturación.

- ✓ Las principales medidas preventivas para mitigar la aparición de fisuras en frío engloban las siguientes actuaciones:
- ✓ Precalentamiento, que implica mantener la temperatura adecuada entre pases
- ✓ Control del aporte de calor
- ✓ Implementación de tratamiento térmico post soldadura
- ✓ Revenido de los cordones
- ✓ Utilizar procesos y consumibles de bajo hidrógeno

Uno de los desafíos importantes asociados con HIC se relaciona con la dificultad inherente de identificar con precisión la existencia de una grieta. El aspecto desafiante de la detección de grietas radica en su manifestación tardía, lo que requiere un enfoque cauteloso hacia el momento de la inspección, particularmente en soldaduras que experimentarán tensiones externas durante el uso operativo.

Además, debe tenerse en cuenta que ciertas grietas pueden no llegar a la superficie, haciéndolas imperceptibles mediante técnicas de inspección visual como la penetración de líquidos o la inspección de partículas magnéticas. Es posible que la radiografía no detecte de manera efectiva estas grietas diminutas, y la inspección ultrasónica requiere operadores con una gran experiencia. Por lo tanto, la identificación desafiante de este modo particular de agrietamiento y la mayor probabilidad de que estas grietas provoquen fallas durante la operación requieren la implementación obligatoria de medidas de precaución [10].

### **Agrietamiento por sulfuros bajo tensión**

El agrietamiento por sulfuros bajo tensión (sulfide stress cracking, SSC) se observó por primera vez en la producción de hidrocarburos crudos amargos cuando los aceros de alta

resistencia utilizados en equipos de boca de pozo y fondo de pozo se fracturaron fácilmente al entrar en contacto con agua producida que contenía  $H_2S$ . Las refinerías y las plantas petroquímicas no detectaron la aparición de agrietamiento por sulfuros bajo tensión hasta la implementación de procedimientos de alta presión, que requerían la utilización de pernos de alta resistencia y otros componentes de alta resistencia en los compresores de gas. Con el mayor uso de soldadura por arco sumergido (SAW) en la construcción de recipientes a presión, se descubrió que se podían producir depósitos de soldadura que eran sustancialmente más duros y resistentes que el metal base. Esto resultó en fracturas transversales en depósitos de soldadura con una dureza superior a 200 HB, como se reporta en la referencia [10]. Las tuberías de acero con propiedades de alta resistencia que se utilizan en el proceso de perforación y terminación de pozos de petróleo y gas tienen el potencial de experimentar fallas retardadas por corrosión bajo tensión de sulfuro (SSC) cuando se exponen a entornos que contienen sulfuro de hidrógeno ( $H_2S$ ). Las fallas antes mencionadas surgen principalmente del fenómeno de fragilización por hidrógeno, que ocurre como consecuencia de la absorción de hidrógeno en el acero dentro de estos entornos específicos. La presencia de sulfuro de hidrógeno ( $H_2S$ ) inhibe la reacción de corrosión catódica que implica la recombinación de hidrógeno y, en consecuencia, promueve la absorción de hidrógeno atómico en el material.

En forma de diagrama, la Figura 1.15 representa la nucleación y el crecimiento de SSC. Las grietas por sulfuros bajo tensión pueden desarrollarse a través de los siguientes cinco pasos:

- (1) reducción catódica de hidrógeno;
- (2) adsorción de átomos de hidrógeno;
- (3) Difusión en el metal;
- (4) Captura de átomos de hidrógeno en dislocaciones; y
- (5) Propagación de fracturas SSC a lo largo de carburos en los límites de grano.

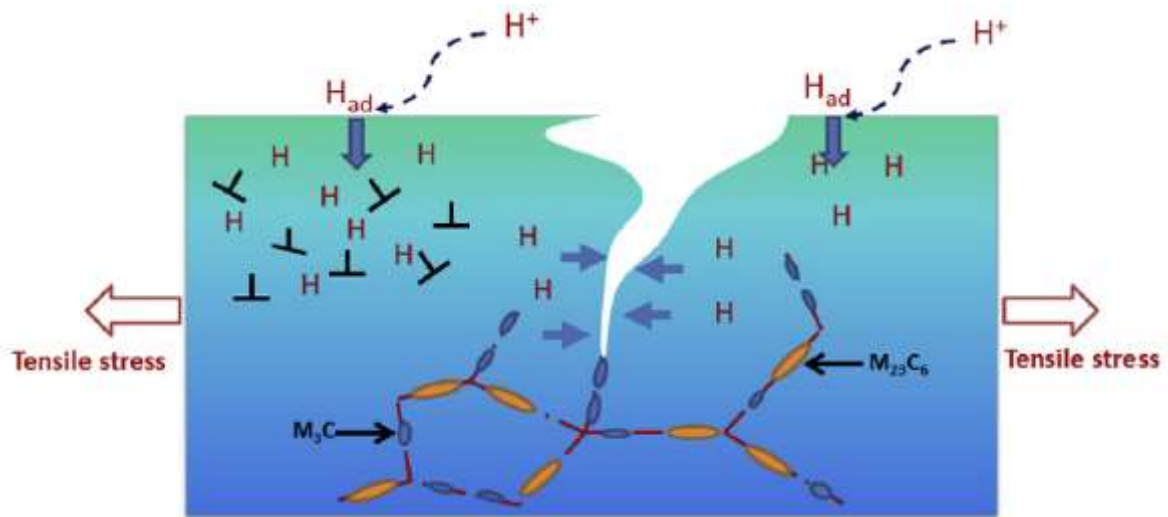


FIGURA1. 15 Gráfico esquemático para el desarrollo de SSC [19].

La susceptibilidad a SSC aumenta a medida que aumenta la concentración o presión parcial de sulfuro de hidrógeno y disminuye a medida que aumenta el pH. La SSC disminuye en ambientes corrosivos con pH 8 y presión parcial de sulfuro de hidrógeno por debajo de 101 Pa (0,001 atm). Según la literatura, la tendencia a la fractura es mayor a temperatura ambiente y disminuye a medida que aumenta la temperatura [10]. Para un nivel dado de resistencia, los aceros martensíticos revenidos tienen una resistencia superior a SSC en comparación con los aceros normalizados y revenidos, que son más resistentes que los aceros normalizados. La martensita sin templear demuestra una débil resistencia a la SSC. Para la resistencia SSC, generalmente se acepta que es deseable una microestructura uniforme de martensita totalmente revenida.

Excepto por un elemento, el efecto de los elementos de inhibición en la resistencia SSC de los aceros al carbono y de baja inhibición es controvertido. El níquel es perjudicial para la resistencia SSC. No se recomienda el uso de aceros que contengan más del 1% en peso de Ni en ambientes ácidos. Parece que la susceptibilidad de las soldaduras a SSC es mayor que la del metal base. Se cree que la alta dureza y las tensiones residuales resultan de la soldadura aumentan la susceptibilidad. Se descarta SSC en soldaduras con una dureza inferior a HRC 22. Para materiales de origen de acero al carbono y regiones de soldaduras

de acero al carbono en contacto directo con entornos de servicio ácido, se debe mantener una dureza máxima de 248 HV [14].

## II. MATERIALES Y MÉTODO

### 2.1. Tipo y Diseño de Investigación

#### Modelo experimental

### 2.2. Variables, Operacionalización

#### Variables independientes

- Calor de aporte: 1.2 y 2.2 KJ/mm
- Medio ácido (HCl): 0.1, 0.5, 1.0 M

#### Variables dependientes

- Microestructura
- Velocidad de corrosión
- Resistencia a la polarización

### 2.3. Población de estudio

- Son los aceros estructurales de medio carbono (0.25-0.55 %C)

### 2.4. Muestra

- ACERO ASTM 572 G 50

### 2.5. Procedimiento de análisis de datos

#### Materiales de estudio

Las dos juntas soldadas fueron suministradas por Soldexa, junto con las especificaciones del procedimiento de soldadura mostrado en la tabla 2.1. El material base fue el acero estructural ferrítico-perlítico con designación ASTM A572 Gr 50 suministrado por

Siderperú en forma de chapas con un espesor de 19 mm. Como material de aporte se utilizó los electrodos AWS E 11018-G. La composición química nominal, del material base y material de aporte se muestra en la tabla 2.2. La figura 2.1 muestra la microestructura del material base y en la figura 2.2 se muestran las dos juntas sodadas que fueron utilizadas en el estudio.

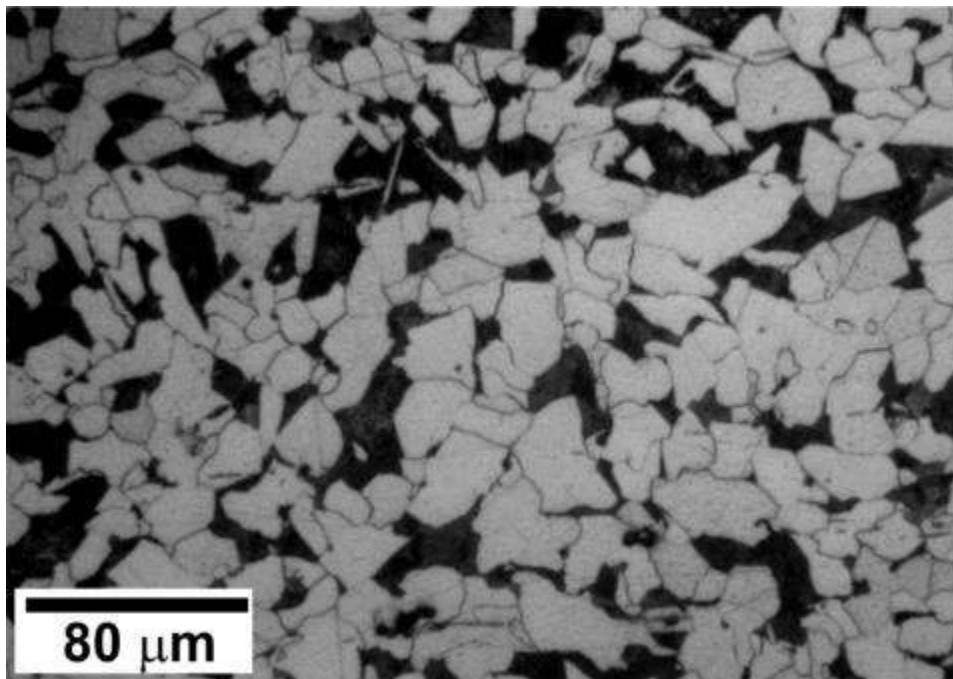


FIGURA2. 1 Microestructura del acero ASTM A572 Gr 50

Tabla 2. 1 Especificaciones de los procedimientos de soldadura SMAW

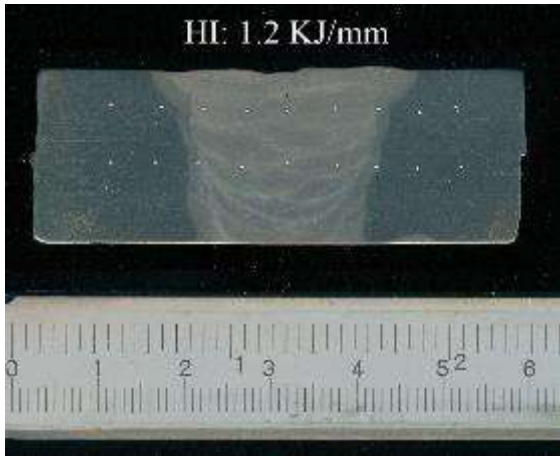
ESPECIFICACIONES DE PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA SMAW			
Código aplicable: AWS D1.1			
Designación de la junta: B-U2			
R: 2 mm f: 2 mm $\alpha$ : 60°			
Proceso(s) de Soldadura:	SMAW	Tipo(s):	Manual
METAL BASE	TRATAMIENTO	TÉRMICO	POS-
	SOLDADURA(QW-407)		



Especificación del Material Base: ASTM A 572 Gr 50		Temperatura:		
Tipo y Grado: 50		Tiempo:		
Espesor de la probeta: 20 mm				
Diámetro de la probeta:		GAS (QW-408)		
Otros:				
		Gas(es)	Mezcla(%)	Caudal(cfh)
<b>METAL DE APORTE</b>		Protección:		
		Respaldo:		
Especificación ----- --- SFA N°	AWS 5.1	Arrastre:		
Clasificación ----- -- AWS N°	AWS E 7018			
Metal de Aporte		<b>CARACTERÍSTICAS ELÉCTRICAS</b>		
Diámetro metal de aporte:	4 mm	Corriente: DC (Corriente continua)		
Espesor del metal depositado:		Polaridad: EP (electrodo al +)		
Otros:		Amperaje: 125-230	Voltaje 24	
		Electrodo de Tungsteno:		
		Stickout :		
<b>POSICIÓN (QW-405)</b>		Otros:		
Posición de la junta: 1G				
Progresión de Soldadura(Asc/Desc):		<b>TÉCNICA (QW-410)</b>		
Limpieza entre pasadas , remoción de escorias				
Otros:		Velocidad de la Soldadura: 12 cm/min		
<b>PRECALENTAMIENTO (QW-406)</b>		Cordón Recto u Oscilante: Recto		
		Oscilación:		
Temperatura de Pre calentamiento: 0° C		Pasadas Múltiples ó simples(por lado): Multiple		
Temperatura entre Pasadas: 80° C Máximo		Electrodos Múltiples ó Único: único		
Otros		Otros:		

**Tabla 2.2.** *Tabla 2. 2 Composición química del acero ASTM 572 G50 y del metal de aporte (% en peso)*

Material	C	Mn	Si	P	S	Mo	Cr
<b>Acero ASTM 572 G50</b>	0.21	1.3	0.33	003	0.05	-	-
<b>Electrodo AWS E11018-G</b>	0.09	1.86	0.82	-	0.01	0,30	0.32



*FIGURA 2. 2 . Macrografías del acero ASTM 572 G50, soldado con el electrodo AWS E1108-G mediante el proceso SMAW con un calor de aporte (a) 1.2 kJ/mm y (b) 2.2 kJ/mm.*

### **Materiales Adicionales**

- Reactivo químico metalográfico nital 3 %
- Papeles abrasivos N ° 100, 200, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000.
- Pasta de diamante de 5  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$ , para pulido metalográfico
- Material consumible para soldadura.

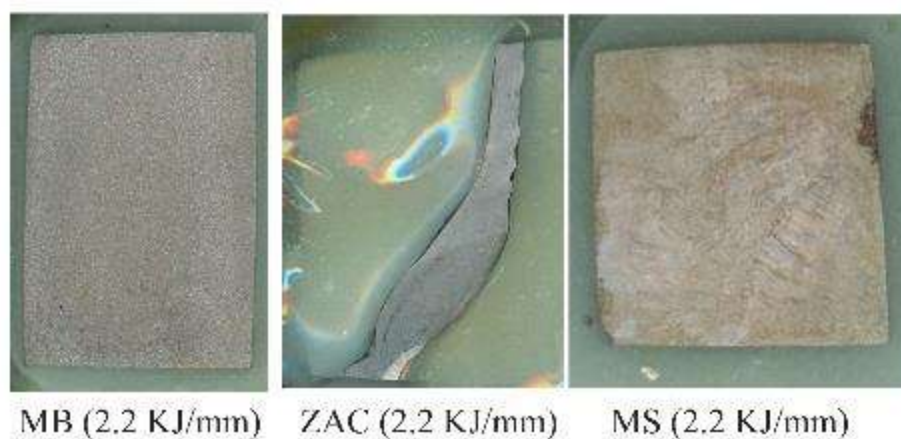
### **Equipos e instrumentos**

- Desbastadora
- Pulidora
- Microscopio óptico

- Celda de corrosión de tres electrodos
- Potenciostato Gamry reference 3000.
- Equipo de ultrasonido
- Electro de Calomel saturado
- Electrodo de Grafito
- Vernier
- Celda de corrosión

### Procesamiento Experimental

- Las muestras soldadas fueron atacadas con Nital al 3 % para revelar las regiones correspondientes al MS y ZAC. Posteriormente se seccionaron componentes individuales desde las diferentes regiones del cordón de soldadura (MS, ZAC y MB). El tamaño de estos cupones dependió de la región a ser evaluada y fueron aproximadamente de: 0.5 cm<sup>2</sup> para la región correspondiente a ZAC, 1.0 cm<sup>2</sup> para la región correspondiente al MS y de 2 cm<sup>2</sup> para el MB.



*FIGURA2. 3 Probetas corroídas*

- Paralelamente, se realizó el análisis microestructural, los cupones fueron desbastados y pulidos hasta paño de 1µm y atacados con el reactivo Nital al 2%. El análisis metalográfico de los diferentes cupones, correspondientes a las diferentes regiones de

la junta soldada, permitió relacionarlos con los resultados obtenidos en los ensayos de corrosión. Estos mismos cupones fueron utilizados como electrodos de trabajo en las pruebas de corrosión.

- Se prepararon los medios ácidos para las pruebas de corrosión a partir de HCl grado QP, siendo las soluciones utilizadas de 0.1 M, 0.5 M y 1.0 M.
- Todos los ensayos electroquímicos fueron serán realizados en el potencióstato Gamry 3000 con una celda de tres electrodos, según norma ASTM G3. El electrodo de trabajo (EW) correspondió a las diferentes regiones de la junta soldada a ser evaluadas (MS, ZAC y MB). Antes de cada ensayo, el electrodo de trabajo fue desbastado a malla 600 con papeles de carburo de silicio y posteriormente lavado en agua destilada, desengrasado con acetona y secado. El electrodo de referencia (ER) fue el electrodo de calomel saturado y el electrodo auxiliar (EA) fue un electrodo de platino.



*FIGURA2. 4 Capilar de Luggin y celda Gamry de 3 electrodos para ensayos electroquímicos*



*FIGURA2. 5 Grafito utilizado como electrodo auxiliar.*



FIGURA2. 6 Potenciostato GAMRY REFERENCE 3000.

- Las mediciones electroquímicas se realizaron, considerando:
  - a. Potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) versus el tiempo (30 min)
  - b. Curvas de polarización potenciodinámicas con una velocidad de barrido de 1 mV/s. El rango de potencial evaluado será de  $\pm 0.5$  V respecto al potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ). A partir de los datos obtenidos se graficaron las curvas de E vs log i, y mediante el método de extrapolación de Tafel se obtuvo la velocidad de corrosión y las pendientes de Tafel anódica  $\beta_a$  y catódica  $\beta_c$ .
  - c. La resistencia a la polarización lineal con una velocidad de barrido de 1 mV/s. El rango de potencial usado fue de  $\pm 0.02$  V respecto al potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ), previamente el  $E_{corr}$  será estabilizado. A partir de los datos obtenidos se graficaron curvas de E vs i, y se determinará la resistencia a la polarización ( $R_p$ ), dada por:

$$R_p = \left[ \frac{dE}{di} \right]_{E_{corr}}$$

La velocidad de corrosión se obtuvo a partir de la fórmula:

$$i_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{2.303(\beta_a + \beta_c)} \frac{1}{R_p}$$

Los valores de las constantes de Tafel ( $\beta_a$  y  $\beta_c$ ) correspondieron a las obtenidas mediante el método de extrapolación de Tafel, como se describió anteriormente.

## **2.6. Criterios éticos**

Se tomarán en cuenta los principios éticos y de profesionalismo para el desarrollo del proyecto de investigación, siguiendo lo establecido en el Código de Ética del Colegio de Ingenieros del Perú (CIP, 1999) y el Código de Ética de Investigación de la Universidad Señor de Sipán (USS, 2017).

El Código de Ética del Colegio de Ingenieros del Perú (CIP) fue aprobado en la III Sesión Ordinaria del Congreso Nacional de Consejos Departamentales del periodo 1998-1999, celebrada en Tacna los días 22, 23 y 24 de abril de 1999. Según los artículos 2 y 5, los ingenieros deben promover la integridad, el honor y la dignidad de la profesión. De esta manera, deben ser ejemplo en la sociedad, contribuyendo no solo con su trabajo, sino también con su honradez y comportamiento como buenos ciudadanos. Además, están comprometidos con el uso racional de los recursos y la preservación del medio ambiente.

El Código de Ética de Investigación de la Universidad Señor de Sipán (USS), ratificado mediante Acuerdo del Consejo Universitario con la Resolución Rectoral N° 0851-2017/USS, establece en sus artículos 2 y 3 que su objetivo es definir, orientar y garantizar el cumplimiento de los principios éticos en la realización de investigaciones académicas por parte de los investigadores.

### III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1 Resultados

##### Microestructura en la zona afectada por el calor

Los aceros al carbono soportan transformaciones metalúrgicas a lo largo de la soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC), y se puede desarrollar una amplia variedad de microestructuras en función de las velocidades de enfriamiento, que a su vez dependen de variables como el calor de aporte, el precalentamiento, el espesor del metal base, el tamaño del cordón de soldadura, etc. Las regiones con las microestructuras típicas para una soldadura de acero al carbono se muestran en la Figura 3.1.

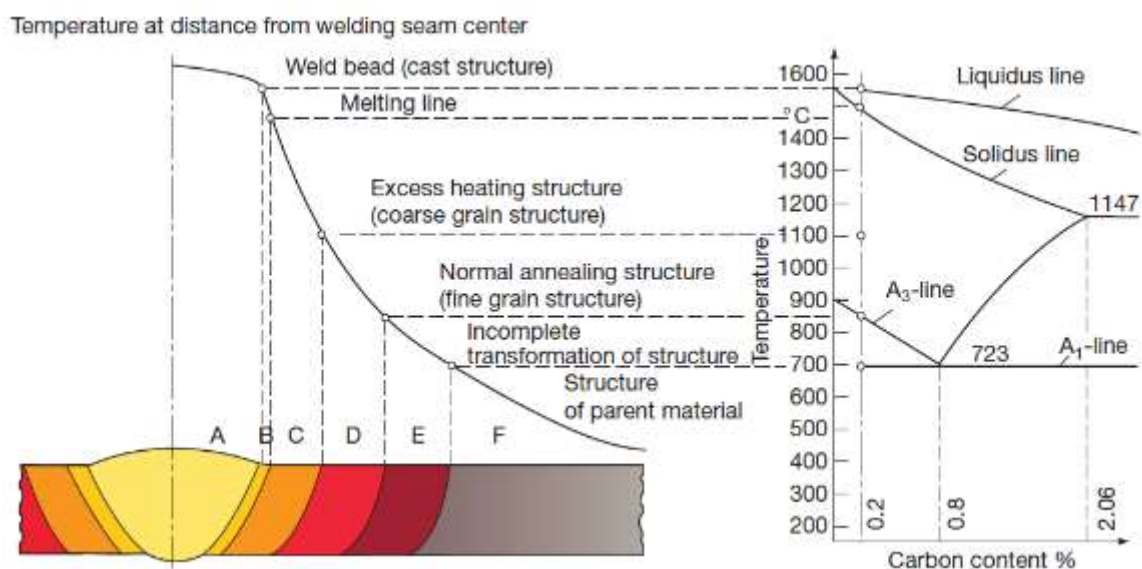


FIGURA3. 1 Variación de la estructura de la soldadura con la distancia desde el centro del cordón de soldadura [3]

La zona afectada por el calor (ZAC) se refiere al área de metal base adyacente a la soldadura que transporta el calor de soldadura asociado con temperaturas máximas variables ( $T_{max}$ ). La ZAC no se funde, pero soporta alteraciones microestructurales durante la soldadura. La  $T_{max}$  disminuye al aumentar la distancia desde la línea de fusión. Esta diferencia en la experiencia del ciclo térmico en la ZAC crea heterogeneidad y diversidad en la microestructura en todo el ancho de la ZAC. En consecuencia, la ZAC de una soldadura por fusión en acero se puede dividir en cuatro zonas según las diversas microestructuras que se

manifiestan durante la soldadura de una sola pasada de soldadura: ZAC de grano grueso (ZACCGG), ZAC de grano fino (ZACGF), ZAC intercrítica (ZACIC), y la ZAC subcrítica (ZACSC).

Para los aceros se observa que el valor de  $T_{\max}$  de ZACGG supera los 1100 °C, lo que origina que las partículas de segunda fase como los carburos y nitruros se disuelvan perdiendo el anclaje de los límites de grano de austenita y genere la formación de una austenita de grano grueso durante el calentamiento. En el caso de la ZACGF, el valor de  $T_{\max}$  se mantiene por debajo de 1100 °C, pero por encima de la temperatura crítica superior ( $A_{C_3}$ ), esto genera la formación de granos de austenita que crecen lentamente debido al anclaje de los límites de grano por las partículas de segunda fase (NbC, VC, TiC, AlN) y es lo que lo define como zona de grano fino. La ZACIC tiene un  $T_{\max}$  en el rango entre  $A_{C_3}$  y  $A_{C_1}$  (temperatura crítica inferior), esto genera la transformación parcial a austenita durante el calentamiento originando una de grano heterogéneo. En las regiones más alejadas donde la  $T_{\max}$  permanece por debajo del límite  $A_{C_1}$  se forma la ZACSC, y es donde se genera la esferoidización de la perlita en los aceros al carbono. Las figuras 3.2 y 3.3, muestran estos cambios microestructurales para la junta soldada con los calores de aporte de 1.2 kJ/mm y 2.2 kJ/mm, respectivamente.

No obstante, la soldadura de pasadas múltiples se emplea con frecuencia cuando se fabrican estructuras más gruesas. En consecuencia, las regiones de la ZAC de la primera pasada se recalientan a valores de  $T_{\max}$  variables durante el segundo ciclo térmico del proceso de soldadura. Los efectos severos debido al  $T_{\max}$  de la segunda pasada de soldadura solo se observan en ubicaciones adyacentes a la primera pasada de la ZAC, es decir, ZACGG y ZACGF. Estas regiones se pueden especificar si dividimos el valor de  $T_{\max}$  en tres rangos,  $T_{\max} > A_{C_3}$ ;  $A_{C_3} > T_{\max} > A_{C_1}$ ; y  $T_{\max} < A_{C_1}$ , con las denominaciones de las regiones supercríticas recalentadas (SCR), intercrítica recalentadas (ICR) y subcrítica recalentadas (SR), figura 3.4.



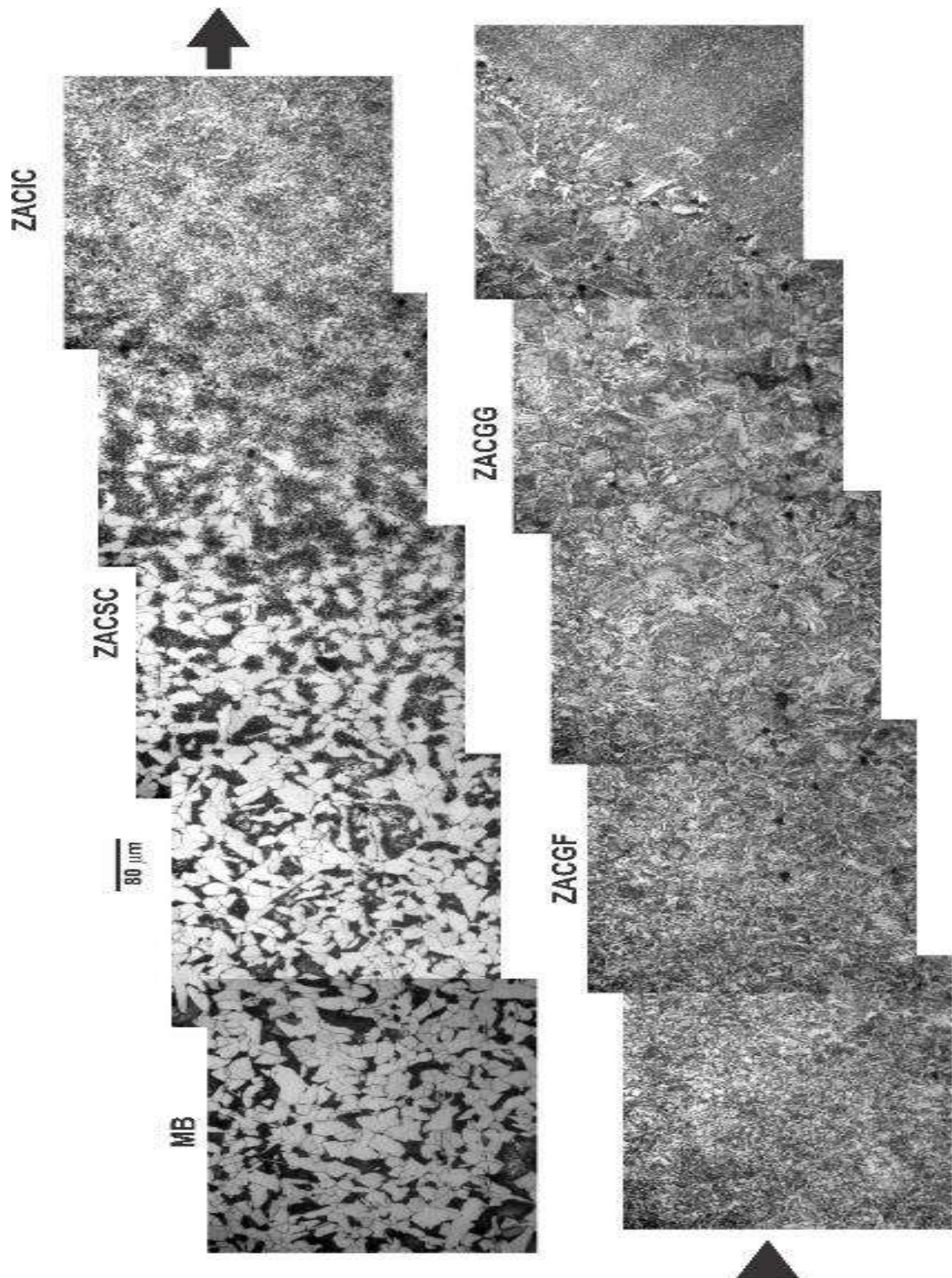


FIGURA3. 2 Microestructura de la zona afectada por el calor. aceroASTM 572 G50 soldado mediante el proceso SMAW con un calor de aporte de 1.20 K J/mm

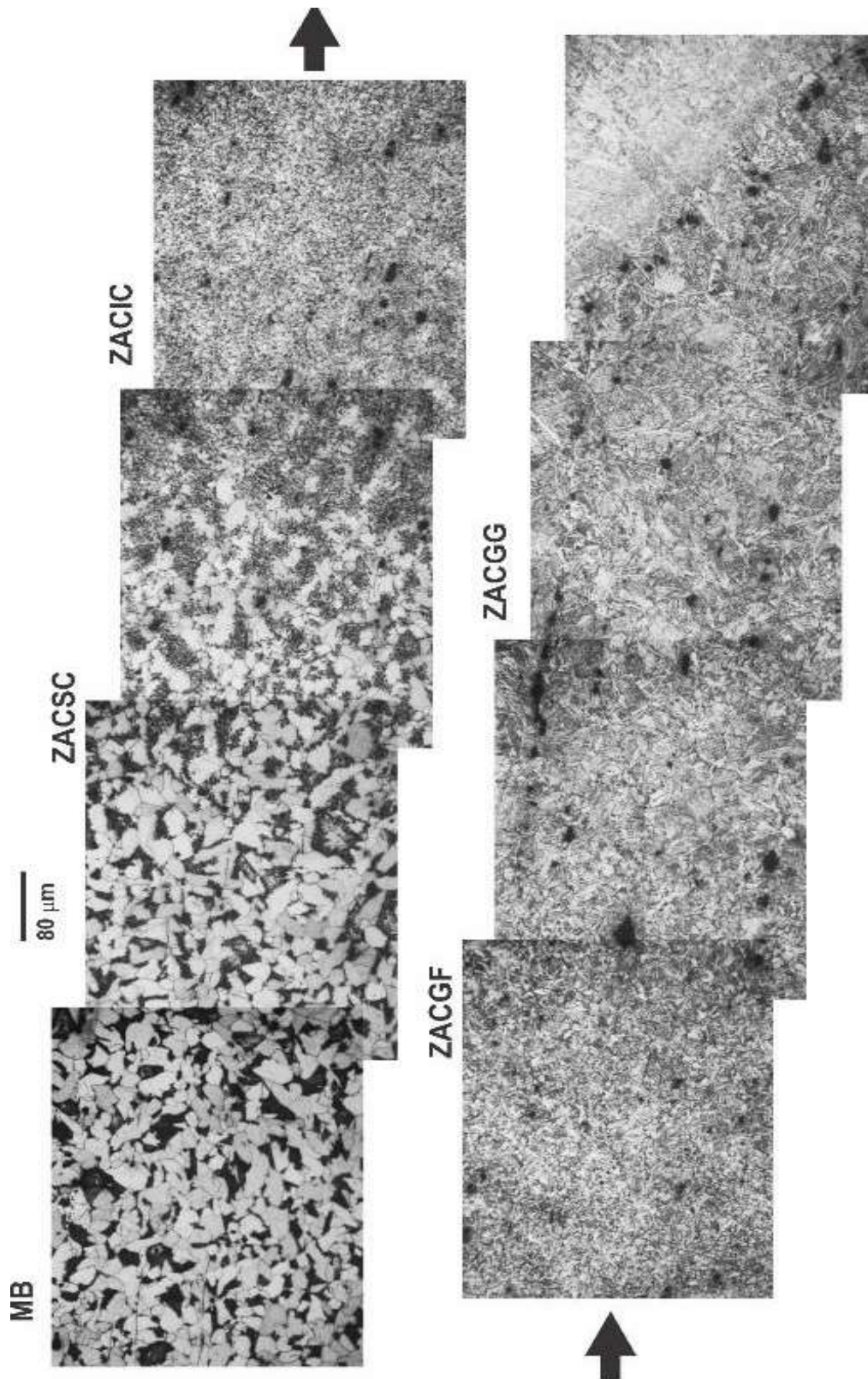


FIGURA3. 3 Microestructura de la zona afectada por el calor. Acero ASTM 572 G50 soldado mediante el proceso SMAW con en calor de aporte de 2.20K J/MM

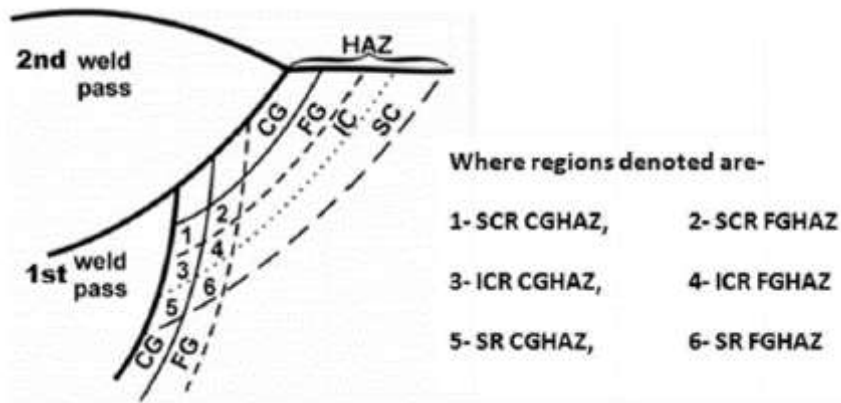


FIGURA3. 4 Subregiones de HAZ para soldadura de paso único y paso múltiple [3].

Ambos calores de aporte de 1.2 kJ/mm y 2.2 kJ/mm muestran las mismas zonas: ZACGG, ZACGF, ZACIC y ZACSC.

La diferencia radica en que con un mayor calor de aporte las zonas se encuentran más recuperadas. En la ZACGG se desarrollan los tamaños de grano más grandes, lo que aumenta la probabilidad de que se forme martensita. Esto se debe a que la transformación de austenita a ferrita/perlita lleva más tiempo a medida que aumenta el tamaño de grano, lo que aumenta la probabilidad de que la austenita permanezca cuando se alcanza la temperatura inicial de martensita. La figura 3.5 muestra la ZACGG para ambos calores de aporte (1.2 y 2.2 kJ/mm), siendo en el de mayor calor de aporte una martensita más gruesa.

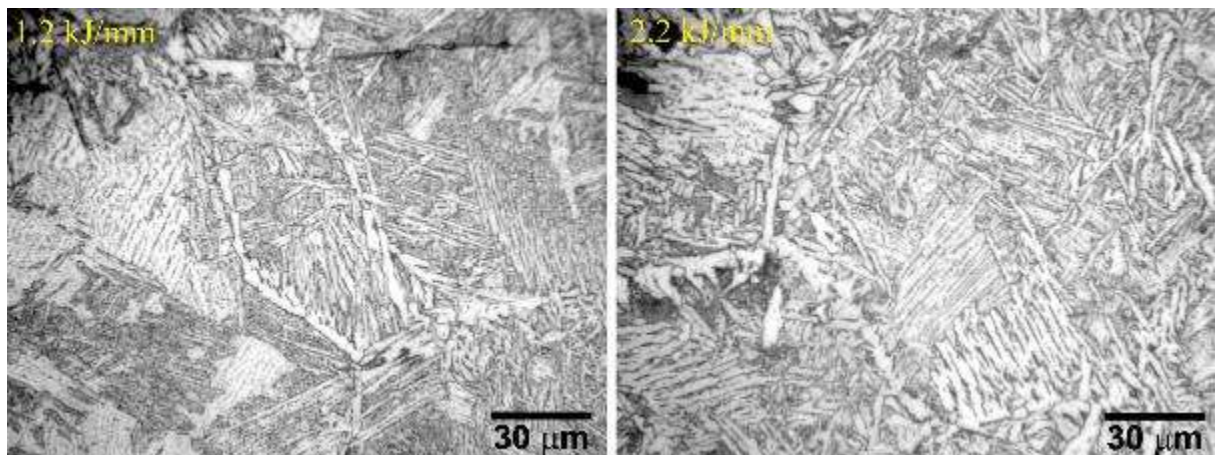
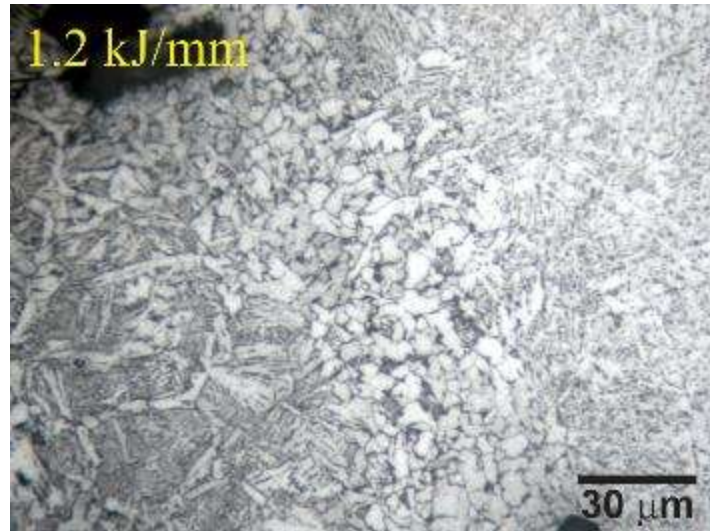


FIGURA3. 5 Microestructuras de la zona afectada por el calor de grano grueso.

Otro aspecto a destacar, en el caso de soldadura multipasadas, es la presencia de zonas recalentadas dentro de la zona de fusión que dan origen a las zonas recrystalizadas, como se muestra en la Fig. 3.6.

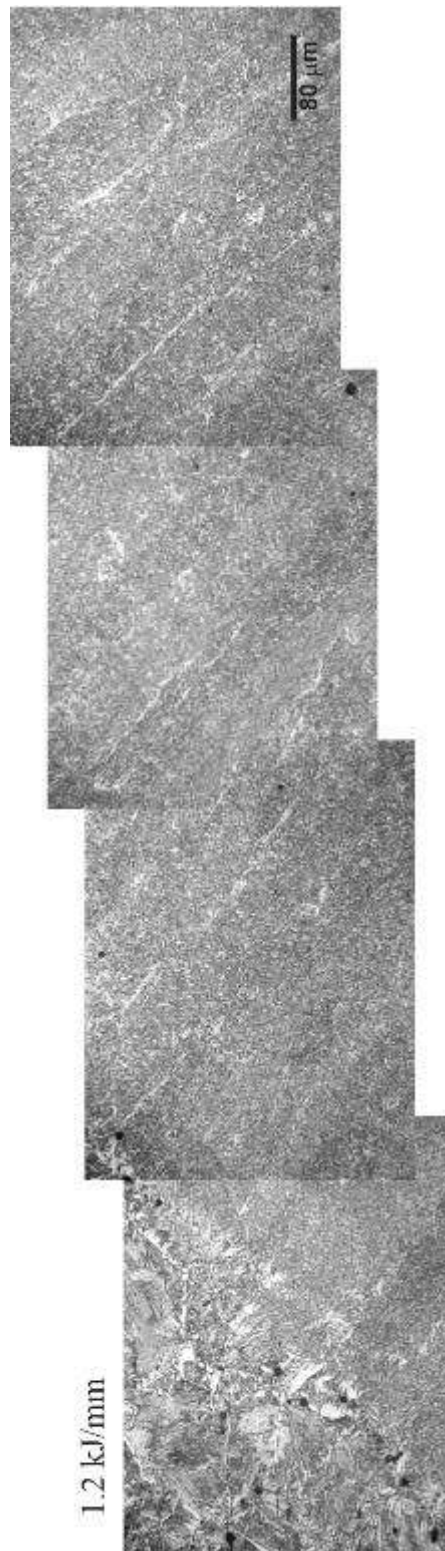


*FIGURA3. 6 Microestructuras del límite de fusión mostrando una región recrystalizada.*

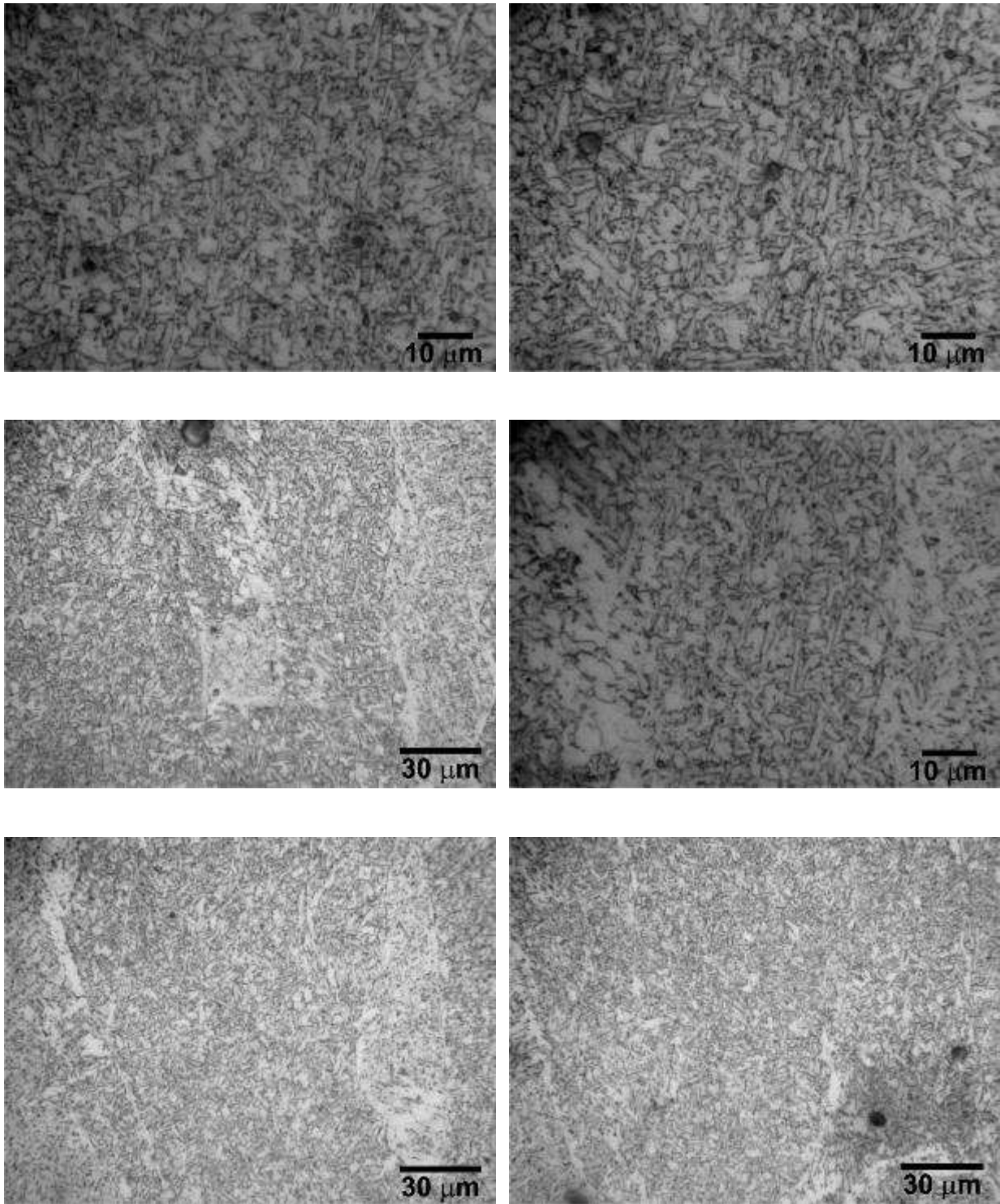
### **Microestructura del metal de soldadura**

La figura 3.7. muestra el metal de soldadura constituida por una estructura de granos columnares, que se forman debido a que el crecimiento del grano austenítico ocurre a lo largo del gradiente térmico impuesto por el proceso de soldadura. El metal de soldadura tiene muy bajo contenido de carbono y elementos aleantes (0.09 %C y 1.86 % Mn), por lo que durante el enfriamiento ocurre la transformación a ferrita con diferentes morfologías, según la velocidad de enfriamiento dada por el calor de aporte del proceso de soldadura. Como el componente fue soldado por multipases de soldadura, la microestructura varía según la posición del pase de soldadura. En el pase de raíz que corresponde al primer pase de soldadura, tenemos la presencia de ferrita recrystalizada. La recrystalización se originó por las pasadas de los cordones de soldadura posteriores. La última pasada, conserva la microestructura en condición soldado, debido a que no es afectado por otro pase de soldadura y está compuesto en el caso de la junta soldada con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm por ferrita acicular (AF) y en menor cantidad de ferrita en borde de grano (GF) figura 3.8. Con el

incremento del calor de aporte disminuye la ferrita acicular y aparece la ferrita poligonal y ferrita con M-A-C alineados (AC). figura 3.9,



*FIGURA3. 7 Metal de soldadura de la junta soldada del acero ASTM 572 G50, soldado con el electrodo AWS E1108-G mediante el proceso SMAW. Granos columnares.*



*FIGURA3. 8 Microestructuras del metal de soldadura (última pasada). Ferrita acicular (AF) y ferrita en borde de grano (GF). Calor de aporte: 1.2 kJ/mm.*

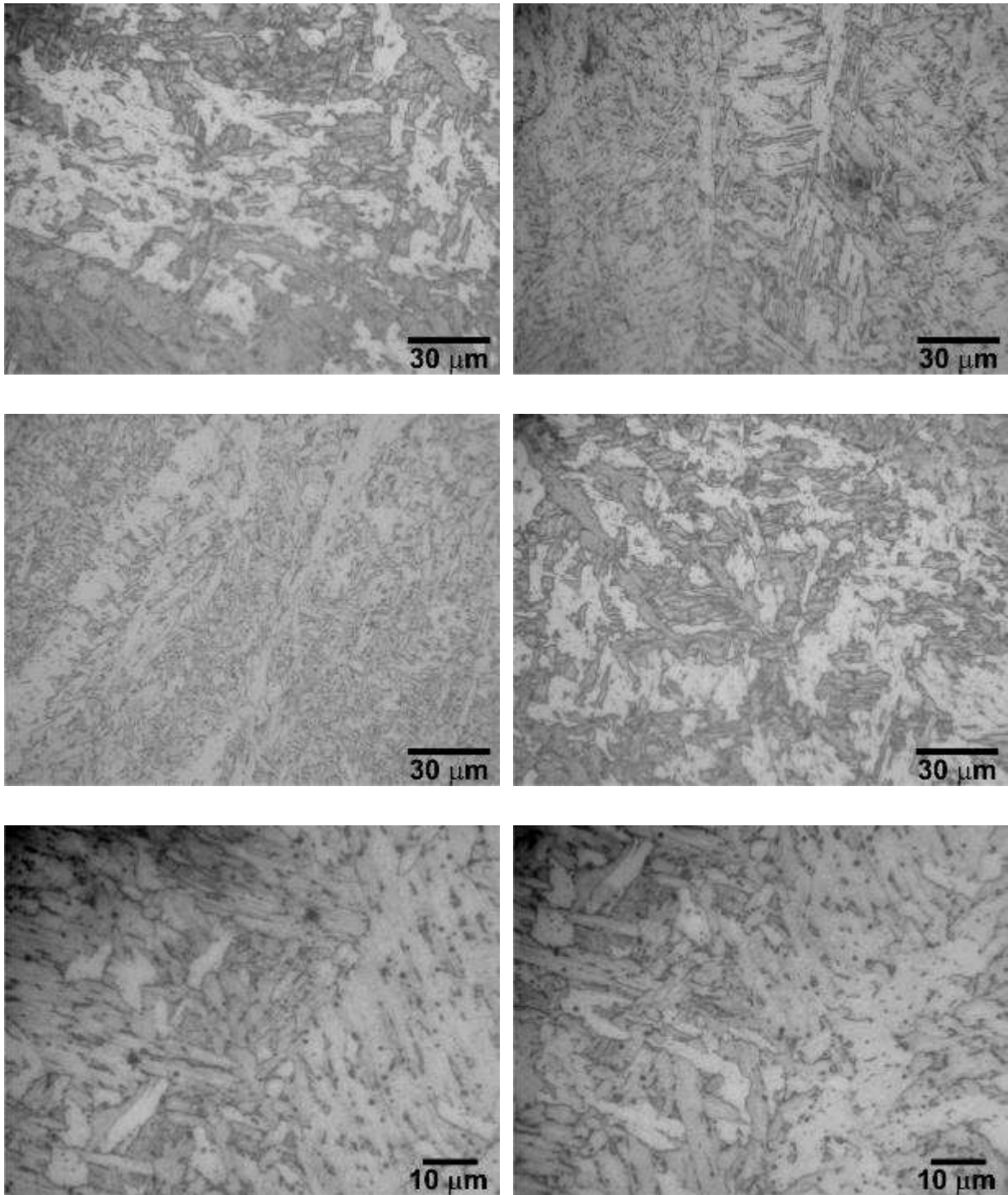


FIGURA3. 9 Microestructuras del metal de soldadura (última pasada). Ferrita poligonal (PF) y ferrita con M-A-C alineados (AC). Calor de aporte: 2.2 kJ/mm.

## **Evaluación del comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones del cordón de soldadura para los dos calores de aporte evaluados en un medio ácido**

La corrosión en las soldaduras está estrechamente relacionada con la microestructura y las tensiones residuales que se desarrollan durante el proceso de soldadura, así como con el medio al cual es expuesto. En el caso de los aceros estructurales expuestos a medios ácidos sin presencia de  $H_2S$ , la principal forma de corrosión es la corrosión galvánica. Como se explicó en el apartado 3.1, durante el proceso de soldadura ocurren diferentes transformaciones metalúrgicas a través del metal de soldadura y la zona afectada por el calor que origina una amplia variedad de microestructuras. Estas diferentes microestructuras generan en el medio corrosivo diferentes potenciales electroquímicos, lo que da como resultado la corrosión galvánica. Dependiendo de que zona del componente soldado presente el menor potencial electroquímico se comportará como ánodo corroyéndose unido a la zona de mayor potencial electroquímico que actuará como cátodo.

Si el metal de soldadura y la zona afectada por el calor exhibieran un comportamiento anódico en comparación con el metal base, esto generaría una corrosión galvánica localizada en áreas más pequeñas respecto al comportamiento catódico del material base cuya área es considerablemente mayor en cualquier estructura soldada. Caso contrario, si el metal de soldadura presentará el mayor potencial electroquímico en el medio de estudio, este se comportará como cátodo en comparación con el metal base que al comportarse como ánodo el proceso corrosivo se distribuirá en un área de superficie significativamente mayor, lo que resultaría en una reducción de la velocidad de corrosión

La figura 3.10 y 3.11 muestran las curvas de polarización potenciodinámicas para el acero A572 grado 50 soldado con los calores de aporte de 1.2 kJ/mm y 2.2 kJ/mm y sometidos a los diferentes medios de estudio: 0.1, 0.5, y 1.0 M de HCl. En estas figuras también se presentan los potenciales de circuito abierto (OCP) para las evaluaciones realizadas.



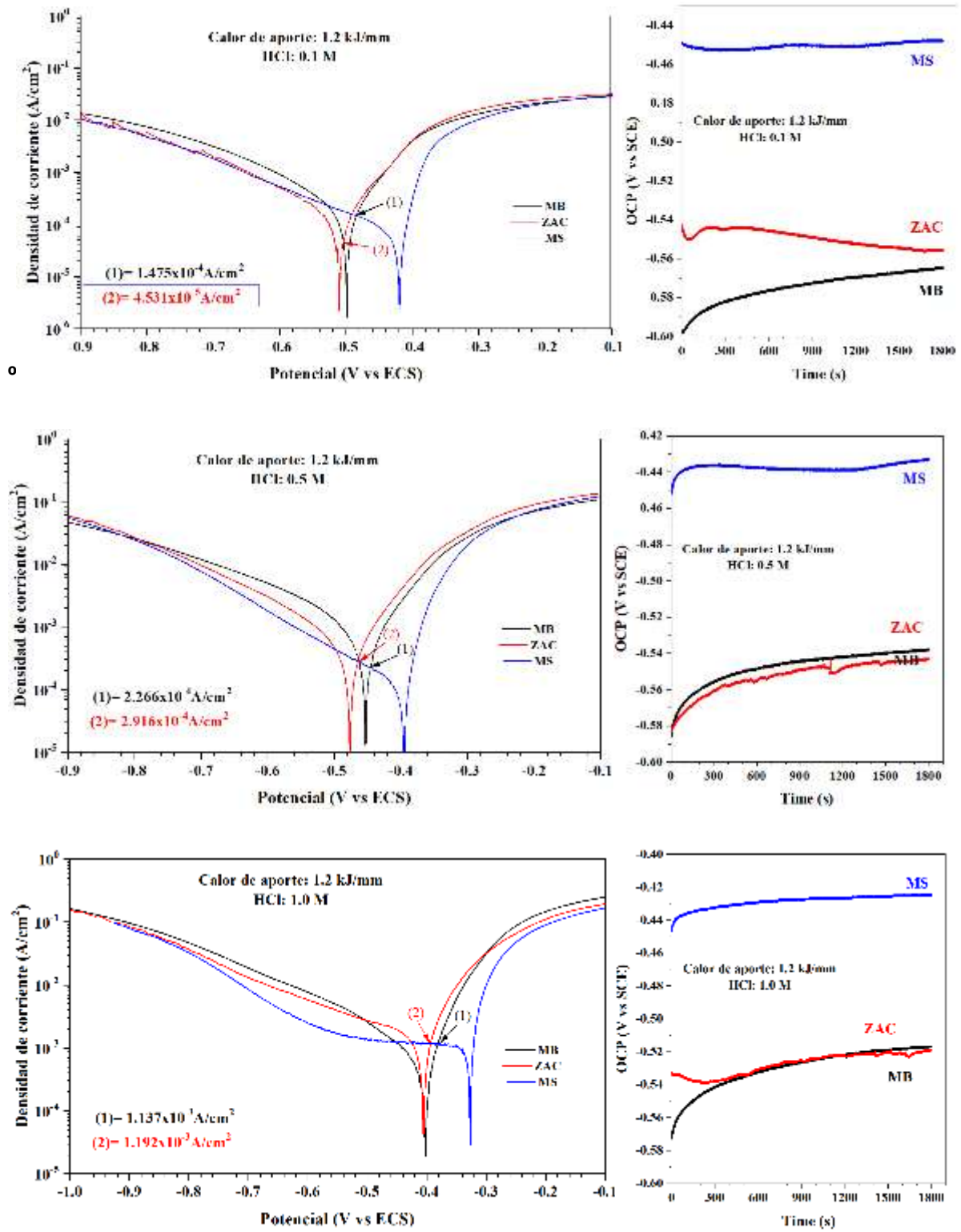


FIGURA3. 10 Efecto de la concentración del medio ácido HCl en el comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero A572 grado 50 soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm.

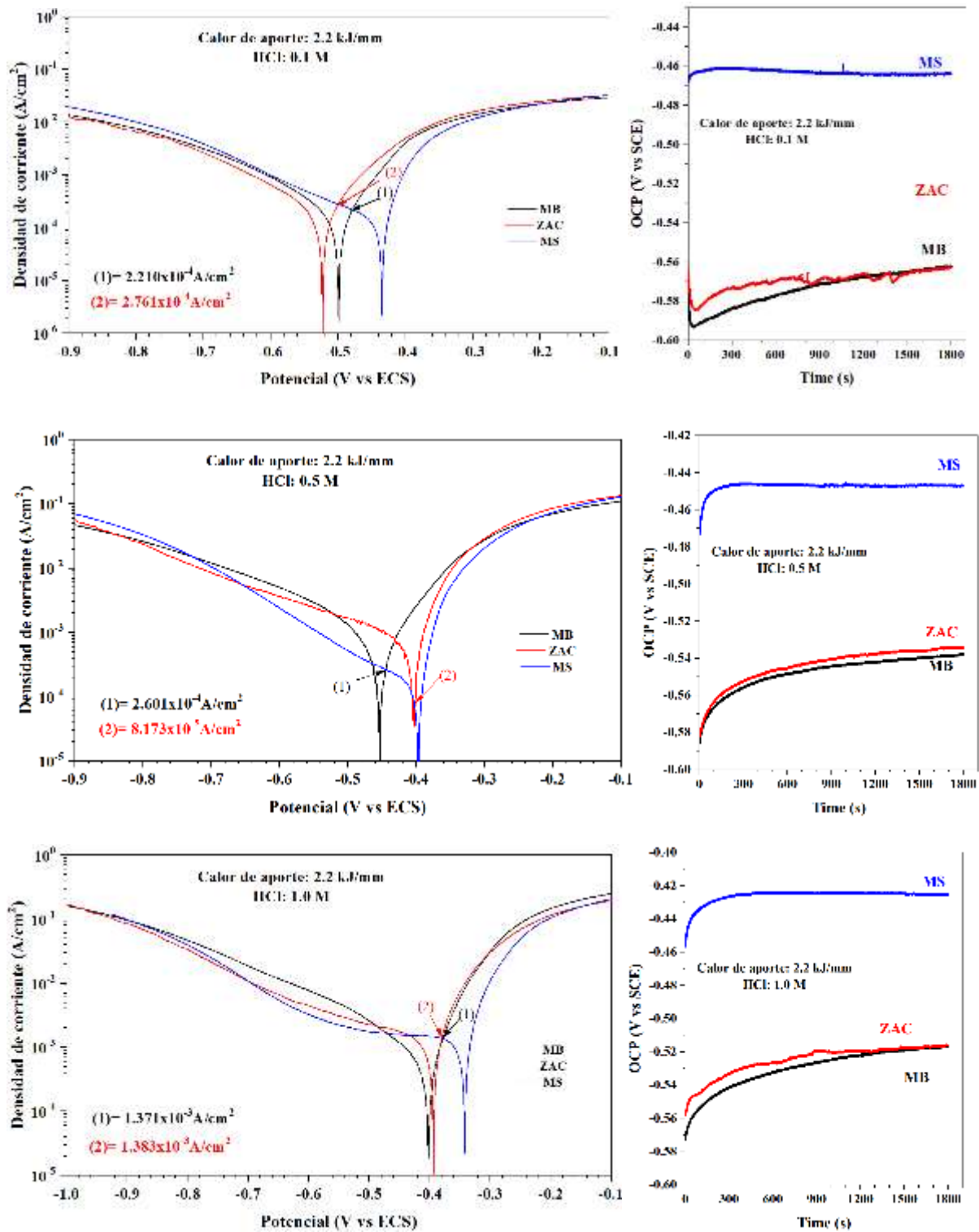
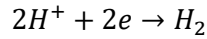
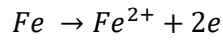


FIGURA3. 11 Efecto de la concentración del medio ácido HCl en el comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero A572 grado 50 soldado con un calor de aporte de 2.2 kJ/mm.

En medio ácido las reacciones de corrosión que acontecen son:



Por lo que los proceso están controlados por transferencia de carga. En las figuras 3.10 y 3.11, podemos observar que para todas las condiciones evaluadas respecto al calor de aporte y concentración del ácido, el metal de soldadura presenta un mayor potencial electroquímico y por lo tanto se comportará de manera catódica, mientras que el metal base y la zona afectada por el calor actuaran como ánodos. La tabla 3.1 reporta los resultados de las extrapolaciones de Tafel aplicadas a cada una de las curvas potenciodinámicas mostradas en las figuras 3.10 y 3.11.

*Tabla 3 1 Parámetros electroquímicos de las distintas zonas de la junta soldada del acero A572 grado 50.*

	1.2 kJ/mm			2.2 kJ/mm		
	MB	ZAC	MS	MB	ZAC	MS
<b>0.1 M HCl</b>						
$E_{corr}(mV)$	-499.0	-510.0	-420.5	-499.0	-523.0	-435.0
$\beta_a(mV)$	63.6	67.0	28.7	65.5	76.7	35.6
$\beta_c(mV)$	136.6	126.7	206.7	120.0	151.7	185.0
$i_{corr}(\mu A/cm^2)$	132.1	107.2	75.6	138.1	188.3	127.5
$v_{corr}(mm/año)$	1.53	1.24	0.88	1.60	2.19	1.48
<b>0.5 M HCl</b>						
$E_{corr}(mV)$	-453.0	-477	-396.0	-529.8	-445.0	-397.0
$\beta_a(mV)$	83.4	82.0	29.5	81.7	49.4	25.2
$\beta_c(mV)$	129.5	155.6	180.0	139.6	281.2	169.5
$i_{corr}(\mu A/cm^2)$	631.6	481.8	120.4	627.4	753.3	140.4
$v_{corr}(mm/año)$	7.33	5.59	1.40	7.28	8.74	1.63
<b>1.0 M HCl</b>						
$E_{corr}(mV)$	-402.0	-405.0	-413.2	-402.0	-394.0	-410.9
$\beta_a(mV)$	60.6	65.7	24.4	64.0	58.2	40.6
$\beta_c(mV)$	195.1	302.6	∞	230.5	384.5	∞
$i_{corr}(\mu A/cm^2)$	852.3	1335.1	1114.3	1033.6	1278.3	1356.7
$v_{corr}(mm/año)$	9.90	14.50	12.94	12.00	14.84	15.75

Tal como se esperaba, los resultados de las curvas potenciodinámicas, tabla 3.1, muestran que un aumento de la concentración del medio ácido genera un aumento del proceso corrosivo para las diferentes zonas de la junta soldada: MS, ZAC y MB. Por ejemplo, para la junta soldada con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm, la ZAC muestra un incremento de su velocidad de corrosión según se aumente la concentración del ácido de 1.24 mm/año (0.1 M HCl), 5.59 mm/año (0.5 M HCl), y 14.5 mm/año (1.0 M HCl). De manera similar se observó que la velocidad de corrosión de la ZAC incrementó con el aumento del calor de aporte en el proceso de soldadura, siendo para 1.2 kJ/mm, 1.24 mm/año (0.1 M HCl), 5.59 mm/año (0.5 M HCl), 15.5 mm/año (1.0 M HCl) mientras que para 2.2 kJ/mm los incrementos fueron de 2.19 mm/año (0.1 M HCl), 8.74 mm/año (0.5 M HCl), 14.84 mm/año (1.0 M HCl).

No obstante que el estudio del proceso corrosivo se realizó de manera independiente para cada una de las regiones (MS, ZAC, y MB), que es la forma como se realiza estos estudios en corrosión en soldadura, no debemos perder el aspecto más importante de lo que ocurre en la industria, y es que el proceso corrosivo ocurre de manera conjunta en toda la junta soldada. Por ello es importante determinar las cuplas galvánicas que se generan bajo estas condiciones. Si observamos detenidamente la tabla 3.1, podemos notar que el MS tiene el potencial de corrosión más alto y por lo tanto se comportará como cátodo en las cuplas galvánicas MS-ZAC y MS-MB. Por ejemplo, si observamos la figura 3.10 la junta soldada con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm y expuesto a un medio corrosivo de 1 M HCl se corroerá la ZAC con una velocidad de  $1.192 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$  (13.84 mm/año) y el MB con una velocidad de  $1.137 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$  (13.20 mm/año), mientras el MS actuará como cátodo, de manera similar ocurrirá con un calor de aporte de 2.2 kJ/mm en 1 M HCl, la ZAC se corroerá con una velocidad de  $1.383 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$  (16.06 mm/año) y el MB con una velocidad de  $1.371 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$  (15.92 mm/año).

Como podemos notar según los resultados obtenidos, el ataque localizado se realiza en la ZAC, esto considerando que, si bien el ataque corrosivo es tanto en la ZAC como en el MB,

este último presenta un área muy amplia por lo que no afectaría la integridad del componente estructural, no así la ZAC.

El ataque localizado en la zona afectada por el calor puede ocurrir como resultado de la corrosión preferencial de las soldaduras en medios ácidos. Según la literatura, las microestructuras transformadas endurecidas experimentaron un aumento de la corrosión en la ZAC, se le relacionó con la existencia de productos de transformación a baja temperatura, como martensita, bainita inferior o austenita retenida. Por lo que aceros que promueven una mayor templabilidad, como aquellas con un mayor contenido de manganeso, pueden dar como resultado una mayor corrosión localizada en la ZAC [10].

La corrosión preferencial observada en la zona afectada por el calor se puede atribuir a la diversa gama de microestructuras formadas, más que a cualquier variación en la composición. Se reconoce ampliamente que la susceptibilidad a la corrosión de la zona afectada por el calor está fuertemente influenciada por los ciclos térmicos que experimenta el metal [20]. Esta corrosión localizada en la ZAC se le conoce como “corrosión tramline” y ocurre en medios ácidos como es el caso de estudio [18].

Otro aspecto a resaltar en la figura 3.10 consiste en que los ensayos de potencial a circuito abierto (OCP), que es el potencial de corrosión tomado durante 30 minutos confirman que el MS presentan los potenciales de corrosión más altos y se comportaran como cátodos.

En este estudio también se evaluó el proceso corrosivo de la junta soldada del acero A572 grado 50L mediante la técnica de resistencia a la polarización lineal. La figura 3.12 muestra las curvas de resistencia a la polarización y en la tabla 3.2 los resultados electroquímicos de esta técnica.

Un aspecto importante de la técnica de resistencia polarización lineal, es que nos determina un parámetro electroquímico conocido como resistencia a la polarización ( $R_p$ ) que es un valor que determina la resistencia al proceso corrosivo. Es decir, mientras mayor es el

valor de  $R_p$  más difícil es que ocurra el proceso corrosivo, por el contrario, una disminución de  $R_p$  indica un incremento del proceso corrosivo.

Tabla 3 2 Parámetros electroquímicos del proceso corrosivo de la junta soldada A572 grado 50 según la técnica de resistencia a la polarización lineal.

	1.2 KJ/mm			2.2 kJ/mm		
	MB	ZAC	MS	MB	ZAC	MS
<b>0.1 M HCl</b>						
$E_{corr}(mV)$	-495.0	-514.5	-431.5	-493.8	-513.1	-452.5
$R_p(\Omega \cdot cm^2)$	10.13	9.07	52.31	10.42	8.34	91.74
$i_{corr}(\mu A/cm^2)$	1860.1	2390.8	209.2	1765.7	2177.5	141.3
$v_{corr}(mm/año)$	21.60	24.36	2.43	20.5	30.79	1.64
<b>0.5 M HCl</b>						
$E_{corr}(mV)$	-535.2	-532.5	-410.0	-529.8	522.3	-414.0
$R_p(\Omega \cdot cm^2)$	6.93	6.13	33.36	6.38	6.07	39.60
$i_{corr}(\mu A/cm^2)$	3178.6	3518.9	329.9	3507.6	3103.8	240.5
$v_{corr}(mm/año)$	36.90	40.85	3.83	40.72	36.03	2.79
<b>1.0 M HCl</b>						
$E_{corr}(mV)$	-496.4	-512.6	-413.2	-496.4	-502.3	-410.9
$R_p(\Omega \cdot cm^2)$	4.56	4.95	26.108	4.56	3.08	22.55
$i_{corr}(\mu A/cm^2)$	4402.9	4735.1	482.2	4769.9	6811.6	943.5
$v_{corr}(mm/año)$	44.99	59.25	5.60	44.99	84.55	10.95

### 3.2 Discusión

Esta técnica corrobora lo obtenido con la técnica potenciodinámica. Si observamos la tabla 3.2, podemos notar que el MS tiene el potencial de corrosión más alto y, por lo tanto, confirma su comportamiento catódico en las cuplas galvánicas MS-ZAC y MS-MB. Otro aspecto importante es que corrobora que el aumento de la concentración del medio ácido genera un aumento del proceso corrosivo (menor valor de  $R_p$ ) para las diferentes zonas de la junta soldada: MS, ZAC y MB. Por ejemplo, para la junta soldada con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm, la ZAC muestra una disminución de  $R_p$  según se aumente la concentración del ácido de  $9.07 \Omega \cdot cm^2$  (0.1 M HCl),  $6.13 \Omega \cdot cm^2$  (0.5 M HCl), y  $4.59 \Omega \cdot cm^2$  (1.0 M HCl).

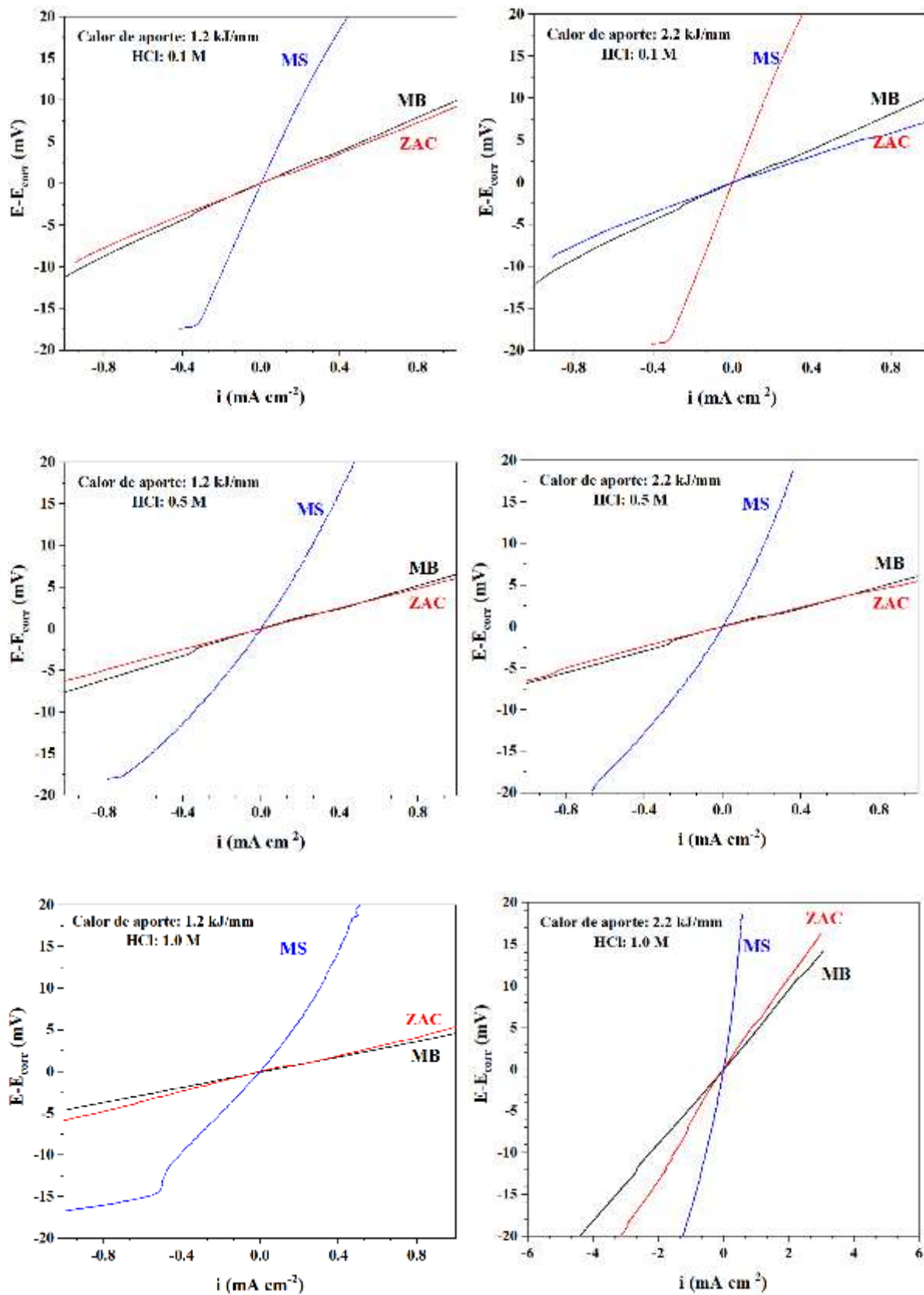


FIGURA3. 12 Curvas de resistencia a la polarización del acero A572 grado 50 bajo diferentes condiciones de evaluación.

De manera similar se observó que, para la ZAC, el valor de  $R_p$  disminuyó con el aumento del calor de aporte en el proceso de soldadura, siendo para 1.2 kJ/mm, 9.07  $\Omega \text{ cm}^2$  (0.1 M HCl), 6.13  $\Omega \text{ cm}^2$  (0.5 M HCl), 4.95  $\Omega \text{ cm}^2$  (1.0 M HCl) mientras que para 2.2 kJ/mm las disminuciones fueron de 8.34  $\Omega \text{ cm}^2$  (0.1 M HCl), 6.07  $\Omega \text{ cm}^2$  (0.5 M HCl), 3.08  $\Omega \text{ cm}^2$  (1.0 M HCl).



## IV. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 4.1. Conclusiones

Se estudiaron los cambios microestructurales y la velocidad de corrosión de la junta soldada del acero A572 grado 50 en función del incremento del calor de aporte y la concentración de ácido clorhídrico. Los hallazgos del estudio son los siguientes.

- (a) Con lo que respecta al cambio microestructural, el incremento del calor de aporte de 1.2 kJ/mm a 2.2 kJ/mm genera: (a) En el MS (última pasada) un cambio microestructural de la ferrita que va desde ferrita acicular y ferrita en borde a ferrita poligonal a ferrita M-A-C alineados; (b) en la ZACGG un cambio de martensita fina a martensita; (c) en la ZACGF la presencia de ferrita de grano muy fino, y (d) en el caso de ZACIC y ZACSC estructuras de perlita esferoidizadas.
- (b) Conforme incrementa la concentración del HCl en el medio, aumenta la velocidad del proceso corrosivo en las diferentes regiones de la junta soldada (MB, ZAC y MS). Esto se observó para los dos calores de aporte: 1.2 kJ/mm y 2.2 kJ/mm.
- (c) Los ensayos electroquímicos de potencial de circuito abierto (OCP), potenciodinámicos y de resistencia a la polarización lineal corroboran que en las cuplas galvánicas que se forman en la junta soldada bajo las condiciones de estudio, el metal de soldadura se comporta de manera catódica mientras que la zona afectada por el calor y el metal de soldadura se comportan de manera anódica.
- (d) Con lo que respecta al mecanismo corrosivo, los ensayos potenciodinámicos muestran que el proceso corrosivo está controlado por activación.

Bajo las condiciones de soldadura y medio ácido es muy probable que las juntas soldadas sufran “corrosión tramline”, debido al bajo potencial de corrosión de la ZAC, haciéndola más susceptible a una corrosión localizada en esta zona.

## **4.2. Recomendaciones**

El estudio del proceso corrosivo en componentes soldados es las industrias petroquímicas y térmicas es un tema actual especialmente bajo condiciones en presencia de H<sub>2</sub>S. El ácido sulfhídrico produce diferentes formas de daño por hidrógeno en componentes soldados, que hasta la actualidad no se comprende completamente. Para estos estudios se recomienda evaluarlos bajo carga constante y con técnicas como modulación de frecuencia electroquímica y espectroscopia de frecuencia electroquímica.

## REFERENCIAS

- [1] ASM Handbook Vol. 13, "Corrosion", ASM International Materials Park, OH, 1992.
- [2] K. Easterling, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, second ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 1992.
- [3] S. Kou, Welding Metallurgy, John Wiley & Sons, 1987.
- [4] J. Zhu, L. Xu, Z. Feng, G.S. Frankel, M. Lu, W. Chang, Galvanic corrosion of a welded joint in 3Cr low alloy pipeline steel, Corrosion Science 111 (2016) 391e403.
- [5] M.H. El Sayed, Grooving corrosion of seam welded oil pipelines, Case Studies in Engineering Failure Analysis 2 (2014) 84e90.
- [6] K. Alawadhi, M.J. Robinson, Preferential weld corrosion of X65 pipeline steel in flowing brines containing carbon dioxide, Corrosion Engineering, Science and Technology 46 (4) (2011) 319e329.
- [7] M.D. Pereda, C.A. Gervasi, C.L. Llorente, P.D. Bilmes, Microelectrochemical corrosion study of super martensitic welds in chloride econtaining media, Corrosion Science 53 (2011) 3934-3941.
- [8] S. Bordbar, M. Alizadeh, S. Hojjat Hashemi, Effects of microstructure alteration on corrosion behavior of welded joint in API X70 pipeline steel, Materials and Design 45 (2013) 597-604.
- [9] C.-M. Lee, S. Bond, P. Woollin, Preferential weld corrosion: effects of weldments microstructure and composition, in: CORROSION 2005, Houston, Texas: NACE International, 2005. Paper 05277.
- [10] J. Davis, Corrosion of Weldments, ASM International, 2006.
- [11] E. Chatzidouros, V.J. Papazoglou, T.E. Tsiourva, D.I. Pantelis, Hydrogen effect on fracture toughness of pipeline steel welds, with in situ hydrogen charging, International Journal of Hydrogen Energy 36 (2011) 12626e12643.
- [12] C.R.F. Azevedo, Failure analysis of a crude oil pipeline, Engineering Failure Analysis 14 (2007) 978e994.

- [13] G.M. Omweg, G.S. Frankel, W.A. Bruce, J.E. Ramirez, G. Koch, Performance of welded high-strength low-alloy steels in sour environments, *Corrosion* 59 (7) (2003) 640e653.
- [14] C. Natividad, M. Salazar, M.A. Espinosa-Medina, R. Pérez, A comparative study of the SSC resistance of a novel welding process IEA with SAW and MIG, *Materials Characterization* 58 (2007) 786e793.
- [15] Mahajanam, S.P.V., Joosten, M.W., 2011. Guidelines for filler-material selection to minimize preferential weld corrosion in pipeline steels. *SPE Proj. Facil. Constr.* 6 (1), 5-12.
- [16] Alawadhi, K., Robinson, M.J., 2011. Preferential weld corrosion of x65 pipeline steel in flowing brines containing carbon dioxide. *Corros. Eng. Sci. Technol.* 48 (4), 318-329
- [17] H.-H. Hang, W.-T. Tsai, J.-T. Lee, The influences of microstructure and composition on the electrochemical behavior of a 516 steel weldment, *Corrosion Science* 36 (1994) 1027e1038.
- [18] D. Tsiourva, L.I. Dimaratos, D.I. Pantelis, V.J. Papazoglou, Corrosion behavior of ship-building high strength steel welds employing electrochemical methods, in: *Proceedings of the 11th International Maritime Association of the Mediterranean Congress - IMAM - Maritime Transportation and Exploitation of Ocean and Coastal Resources*, Lisbon (Portugal), 26e30 September 2005, Taylor & Francis, London, 2005, pp. 543e548.
- [19] M. Askari, M. Aliofkhazraei, S. Afroukhteh. A comprehensive review on internal corrosion and cracking of oil and gas Pipelines *Journal of Natural Gas Science and Engineering* 71 (2019) 102971

## ANEXOS



*Figura 1 Potenciostatos Gamry 3000 en operación a 25 °C con una solución 0.1 M HCL.*



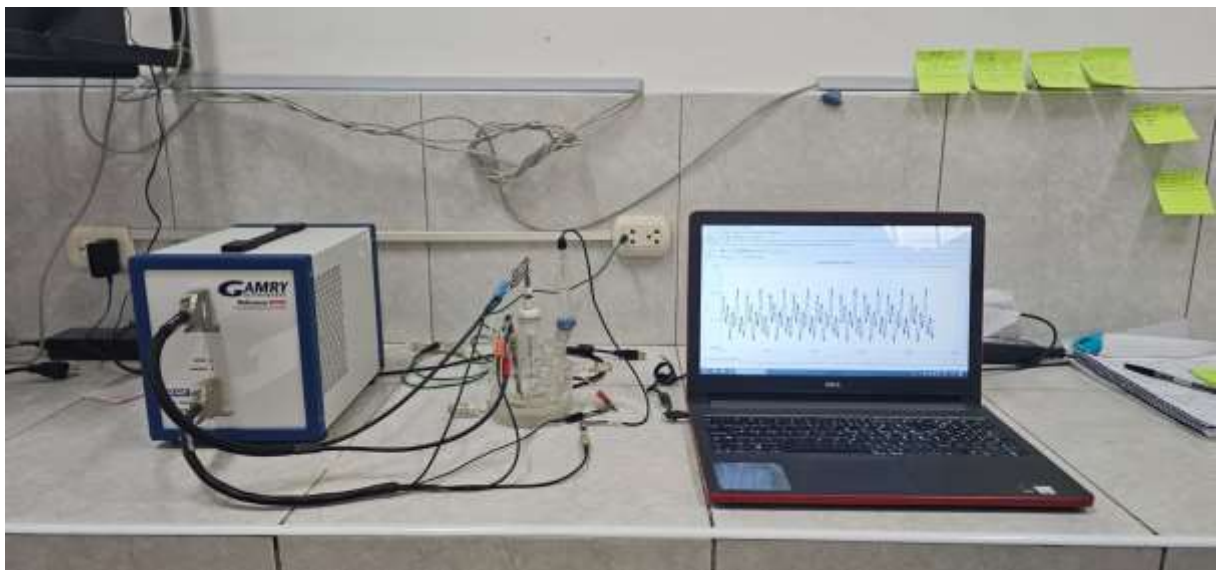
*Figura 2 Preparación de probetas cilíndricas de acero ASTM-572-Gr-50.*



*Figura 3 Ensayo de curvas potenciodinamicas.*



*Figura 4 Elaboración de soluciones de HCl 0.1, 0.5 y 1.0 M.*



*Figura 5 Estabilización de potencial del acero ASTM-572-Gr-50 en medio ácido en el Potenciostatos Gamry 3000.*

NOMBRE DEL TRABAJO

**INFLUENCIA DEL CALOR Y CONCENTRACION DEL MEDIO ACIDO SOBRE LA RESISTENCIA DE CORROSIÓN DEL CORDÓN DE**

AUTOR

**LEONARDO ROEL ZAMBRANO ESPINOZA**

RECUENTO DE PALABRAS

**13605 Words**

RECUENTO DE CARACTERES

**72050 Characters**

RECUENTO DE PÁGINAS

**63 Pages**

TAMAÑO DEL ARCHIVO

**1.6MB**

FECHA DE ENTREGA

**Sep 29, 2024 8:21 PM GMT-5**

FECHA DEL INFORME

**Sep 29, 2024 8:21 PM GMT-5**

### ● 20% de similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para cada base de datos.

- 16% Base de datos de Internet
- Base de datos de Crossref
- 12% Base de datos de trabajos entregados
- 5% Base de datos de publicaciones
- Base de datos de contenido publicado de Crossref

### ● Excluir del Reporte de Similitud

- Material bibliográfico
- Coincidencia baja (menos de 8 palabras)
- Material citado





**ACTA DE CONTROL DE REVISIÓN DE  
SIMILITUD DE LA INVESTIGACIÓN**

Código: F3.PP2-PR.02

Versión: 02

Fecha: 18/04/2024

Hoja: 1 de 1

Yo, **Silvia Yvone Gastiaturú Morales**, coordinador de investigación del Programa de Estudios de Ingeniería Mecánica Eléctrica, he realizado el control de originalidad de la investigación, el mismo que está dentro de los porcentajes establecidos para el nivel de Pregrado, según la Directiva de similitud vigente en USS; además certifico que la versión que hace entrega es la versión final de la Tesis titulado: **INFLUENCIA DEL CALOR Y CONCENTRACIÓN DEL MEDIO ACIDO SOBRE LA RESISTENCIA DE CORROSIÓN DEL CORDÓN DE SOLDADURA DEL ACERO ASTM-572-GR-50**, elaborado por el (los) Bachiller(es):

**ZAMBRANO ESPINOZA LEONARDO ROEL**

Se deja constancia que la investigación antes indicada tiene un índice de similitud del **20%**, verificable en el reporte final del análisis de originalidad mediante el software de similitud TURNITIN.

Por lo que se concluye que cada una de las coincidencias detectadas no constituyen plagio y cumple con lo establecido en la Directiva sobre índice de similitud de los productos académicos y de investigación vigente.

Pimentel, 29 de setiembre de 2024

**Dra. Gastiaturú Morales Silvia Yvone**

**Coordinador de Investigación**

**DNI N° 16481433**