

# Corrosión preferencial en soldaduras de acero ASTM A572 Gr 50: rol del calor de aporte y la concentración ácida

Nilthon Emerson Zavaleta-Gutierrez, Dr.<sup>1</sup>, Elmer Rolando Polo-Briceño, Ms.<sup>2</sup>, Joel Johnny Sandoval-Ochoa, Ing.<sup>3</sup>, Federico Braulio Briceño-Roldan, Ms.<sup>4</sup>, Norberto Damián Ñique-Gutierrez, Dr.<sup>5</sup>

<sup>1,4</sup>Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad Nacional de Trujillo, Perú, [nzavaleta@unitru.edu.pe](mailto:nzavaleta@unitru.edu.pe), [fbriceño@unitru.edu.pe](mailto:fbriceño@unitru.edu.pe)

<sup>2,3,5</sup>Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad Nacional de Trujillo, Perú, [polobriceno22@gmail.com](mailto:polobriceno22@gmail.com), [joelingmatunt@gmail.com](mailto:joelingmatunt@gmail.com), [nnique@unitru.edu.pe](mailto:nnique@unitru.edu.pe)

**Resumen—** El presente estudio investiga la influencia de la variación de los niveles de calor de aporte y las concentraciones de ácido clorhídrico (HCl) sobre las alteraciones microestructurales y el comportamiento a la corrosión de la junta soldada de acero ASTM A572 Grado 50. Un aumento en el calor de aporte, de 1.2 kJ/mm a 2.2 kJ/mm, produce cambios significativos en la microestructura que, a su vez, afectan directamente la respuesta frente a la corrosión. En detalle: (a) en el metal de soldadura (última pasada), la microestructura de ferrita evoluciona de ferrita acicular y ferrita en borde de grano a ferrita poligonal combinada con ferrita M-A-C alineada; (b) en la ZAC de grano grueso, se observa una transición de martensita fina a martensita gruesa; (c) en la ZAC de grano fino, aparece ferrita de grano muy fino; y (d) en las zonas intercrítica (ZACIC) y subcrítica (ZACSC), se desarrollan estructuras de perlita esferoïdizada. A medida que aumenta la concentración de ácido clorhídrico (HCl) en el medio, también se incrementa la velocidad de corrosión en las distintas regiones de la unión soldada. Los experimentos electroquímicos realizados —incluyendo potencial de circuito abierto (OCP), técnica potenciodinámica y resistencia a la polarización lineal— proporcionan evidencia de que el metal de soldadura exhibe un comportamiento catódico en los pares galvánicos formados dentro de la unión. Por el contrario, la zona afectada por el calor y el metal base presentan un comportamiento anódico. En relación con el mecanismo corrosivo, las pruebas potenciodinámicas indican que el proceso está gobernado por un control de activación. Bajo estas condiciones de soldadura y exposición a ambientes ácidos, es altamente probable que las uniones soldadas experimenten “corrosión tramline”. Este fenómeno ocurre debido al potencial de corrosión relativamente bajo de la ZAC, haciéndola más vulnerable a la corrosión localizada en esta región específica.

**Palabras clave—** Corrosión en soldadura, Aceros ASTM A 572 Gr 50, Técnicas electroquímica, Calor de aporte, Corrosión ácida.

## I. INTRODUCCIÓN

La soldadura es una de las principales técnicas para unir componentes metálicos en la industria, especialmente en tuberías y estructuras sometidas a condiciones críticas. Métodos como la soldadura por arco metálico protegido (SMAW), por arco sumergido (SAW) y por resistencia eléctrica (ERW) son ampliamente utilizados [1]–[3]. Sin embargo, la corrosión sigue siendo un desafío persistente debido a ambientes agresivos que incluyen alta presión, temperatura, presencia de sales, gases corrosivos (CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>S) y medios ácidos.

Las regiones soldadas, como el metal de soldadura (MS) y la zona afectada por el calor (ZAC), presentan microestructuras heterogéneas y tensiones residuales que las hacen susceptibles a diferentes formas de degradación. Las transformaciones metalúrgicas inducidas por ciclos térmicos durante la soldadura pueden originar fases metaestables (martensita, bainita) con alta dureza y susceptibilidad a la corrosión [4]. Además, defectos como porosidades, falta de fusión y solapamientos incrementan la probabilidad de corrosión localizada, picaduras y corrosión por rendijas [5].

El acero ASTM A572 Gr 50, de microestructura ferrítica-perlítica, es ampliamente usado en puentes y estructuras industriales soldadas con SMAW [6]. La variación del calor de aporte durante la soldadura y la exposición a medios ácidos pueden modificar la resistencia a la corrosión de estas uniones.

Numerosos estudios han reportado ataques preferenciales en zonas soldadas, como la corrosión de ranuras en tuberías ERW por inclusiones de sulfuro de manganeso (MnS) y la redistribución de elementos de aleación [7]. La susceptibilidad de las soldaduras se ha relacionado con la microestructura, dureza y la presencia de tensiones residuales [8]–[10].

Investigaciones electroquímicas, como las realizadas por Tsiourva et al. [11], evidencian que la ZAC, caracterizada por alta dureza y fases bainíticas, presenta la mayor vulnerabilidad a la corrosión. Otros trabajos destacan el papel del contenido de manganeso y la presencia de fases martensíticas en la aceleración de procesos corrosivos y de agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) [12], [13].

El agrietamiento asistido por el medio ambiente (EAC) es otra forma crítica de degradación, involucrando fenómenos como fragilización por hidrógeno (HE), formación de ampollas (HIC), y agrietamiento por sulfuros bajo tensión (SSC) [14], [15]. La absorción de hidrógeno, facilitada por inclusiones y microestructuras bandadas, puede originar microfisuras y pérdida de ductilidad [16]. En soldaduras, la combinación de microestructuras heterogéneas, tensiones residuales y ambientes agresivos favorece estos mecanismos.

El SSC ha sido observado en aceros de alta resistencia, en presencia de H<sub>2</sub>S, especialmente en zonas soldadas con durezas superiores a 248 HV [17]. El control del calor de aporte y tratamientos térmicos post-soldadura son estrategias

recomendadas para reducir la susceptibilidad a estos mecanismos [18].

La corrosión galvánica entre el metal de soldadura (MS), zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base (MB) es otro fenómeno crítico, dado que las diferencias de potencial electroquímico pueden inducir corrosión localizada severa, particularmente en ambientes altamente conductivos [10].

Dado el uso intensivo de aceros estructurales como el ASTM A572 Gr 50 y la importancia de la soldadura SMAW en estructuras críticas, resulta esencial estudiar la influencia combinada del calor de aporte y la acidez del medio sobre la resistencia a la corrosión. En este contexto, el presente trabajo evalúa el efecto del calor de aporte y la concentración del medio ácido en la degradación por corrosión del cordón de soldadura en acero ASTM A572 Gr 50. Los resultados obtenidos aportan una base científica para optimizar los parámetros de soldadura y las condiciones de servicio, orientadas a garantizar la integridad y durabilidad de las uniones soldadas en aplicaciones industriales severas.

## II. MATERIALES Y MÉTODOS

### A. Materiales

Se estudiaron dos juntas soldadas de acero ASTM A572 Gr 50, un acero estructural ferrítico-perlítico ampliamente utilizado en aplicaciones de alta resistencia. Las chapas (espesor: 19 mm) fueron suministradas por Siderperú, y el material de aporte fue un electrodo AWS E11018-G. La composición química de ambos se presenta en la tabla I.

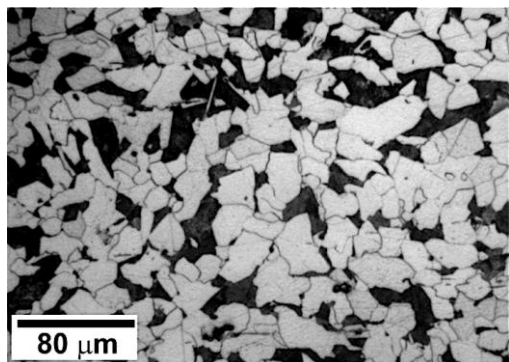


Fig. 1. Microestructura del acero ASTM A572 Gr 50

TABLA I  
COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO ASTM A572 GR 50 Y DEL ELECTRODO  
AWS E11018-G (EN % PESO)

Material	C	Mn	Si	P	S	Mo	Cr
ASTM A572 Gr 50	0.21	1.3	0.33	0.03	0.05	—	—
AWS E11018-G	0.09	1.86	0.82	—	0.01	0.30	0.32

La microestructura del MB se muestra en la Fig. 1.

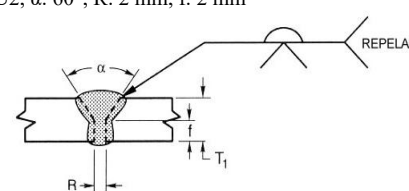
### B. Procedimientos de soldadura

Las juntas de union se fabricaron mediante soldadura por arco manual con electrodo revestido (SMAW), utilizando parámetros detallados en la tabla II. Se prepararon dos cordones con calores de aporte de 1.2 kJ/mm y 2.2 kJ/mm (Fig. 2).

### C. Preparación de muestras

Las muestras soldadas se atacaron con Nital 3% para definir regiones (MS, ZAC y MB). Se extrajeron cupones de  $\sim 0.5 \text{ cm}^2$  (ZAC),  $\sim 1 \text{ cm}^2$  (MS) y  $\sim 2 \text{ cm}^2$  (MB). Se pulieron con papeles abrasivos hasta grano 2000 y pasta de diamante ( $1 \mu\text{m}$ ), y se atacaron con Nital 2% para análisis microestructural.

TABLA II  
ESPECIFICACIONES DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA SMAW

Parámetro	Valor
Código	AWS D1.1
Proceso	SMAW (manual)
Junta	B-U2, $\alpha: 60^\circ$ , R: 2 mm, f: 2 mm 
Metal de aporte	AWS E11018-G
Diámetro electrodo	4 mm
Corriente	125–230 A
Voltaje	24 V
Velocidad de avance	12 cm/min
Posición	1G
Temperatura entre pasadas	$\leq 80^\circ\text{C}$

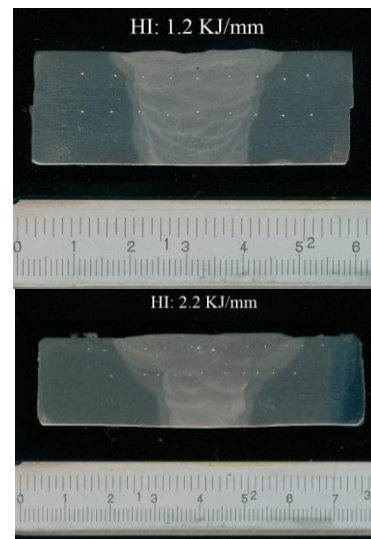


Fig. 2. Macrografías del acero ASTM 572 G50, soldado con el electrodo AWS E1108-G mediante el proceso SMAW con un calor de aporte (a) 1.2 kJ/mm y (b) 2.2 kJ/mm

### D. Ensayos electroquímicos

Las pruebas se realizaron en un potencióstato Gamry Reference 3000 (Fig. 3), en una celda de tres electrodos conforme a ASTM G3. El electrodo de trabajo correspondió a cada región soldada; el electrodo de referencia fue de calomel saturado (SCE) y el auxiliar, de grafito.

Se prepararon soluciones de HCl a 0.1 M, 0.5 M y 1.0 M. Los ensayos incluyeron:

Potencial de corrosión ( $E_{\text{corr}}$ ) versus tiempo (30 min).

Curvas de polarización potenciodinámica (1 mV/s,  $\pm 0.5$  V respecto a  $E_{corr}$ ) para obtener densidad de corriente, velocidad de corrosión y pendientes de Tafel.

Resistencia a la polarización lineal (1 mV/s,  $\pm 0.02$  V respecto a  $E_{corr}$ ), de donde se derivó la resistencia a la polarización  $R_p$ , dada por:

$$R_p = \left[ \frac{dE}{di} \right]_{E_{corr}} \quad (1)$$

La velocidad de corrosión ( $i_{corr}$ ) se calculó según:

$$i_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{2.303(\beta_a + \beta_c) R_p} \quad (2)$$

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.

### III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### A. Microestructura en la zona afectada por el calor (ZAC)

La zona afectada por el calor (ZAC) es crítica para la integridad de las uniones soldadas, ya que presenta transformaciones microestructurales complejas que dependen directamente de la temperatura máxima alcanzada ( $T_{max}$ ), el calor de aporte y los ciclos térmicos [3]. Las cuatro subzonas principales son: ZAC de grano grueso (ZACGG), ZAC de grano fino (ZACGF), ZAC intercrítica (ZACIC) y ZAC subcrítica (ZACSC) [3]. Con un calor de aporte más alto (2.2 kJ/mm), se promueve el crecimiento de grano grueso en la ZACGG y la formación de martensita gruesa. Esto incrementa la dureza local y la susceptibilidad a la corrosión, debido a la mayor cantidad de defectos de red y tensiones residuales [3],



Fig. 3. Potenciostato GAMRY REFERENCE 3000

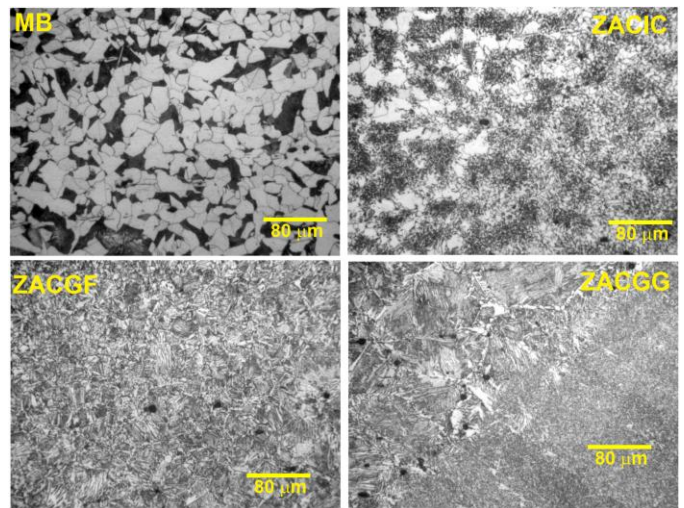


Fig. 4 Microestructuras ZAC, calor de aporte 1.2 kJ/mm.

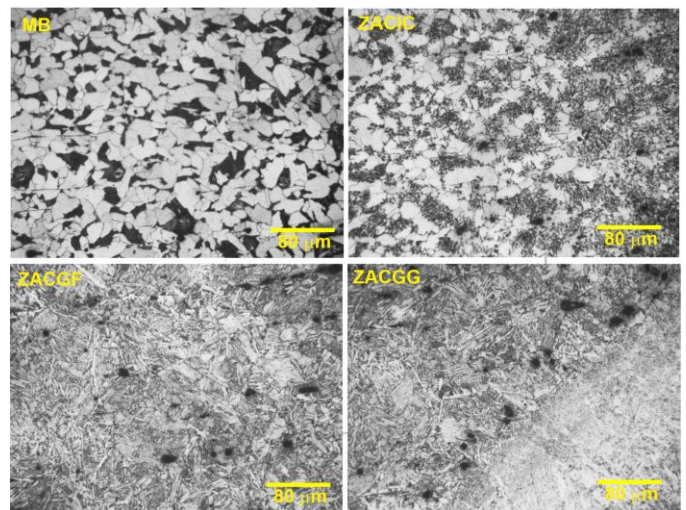


Fig. 5 Microestructuras ZAC, calor de aporte 2.2 kJ/mm

Con un calor de aporte más alto (2.2 kJ/mm), se promueve el crecimiento de grano grueso en la ZACGG y la formación de martensita gruesa. Esto incrementa la dureza local y la susceptibilidad a la corrosión, debido a la mayor cantidad de defectos de red y tensiones residuales [3], [10]. Las Figs. 4 y 5 muestran las microestructuras de la ZAC para los dos calores de aporte evaluados.

En soldaduras multipasadas, las zonas recalentadas experimentan transformaciones adicionales, generando microestructuras heterogéneas y zonas recrystalizadas en la línea de fusión (Fig. 6), lo que afecta la resistencia a la corrosión.

#### B. Microestructura del metal de soldadura (MS)

El metal de soldadura está constituido 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 [10].



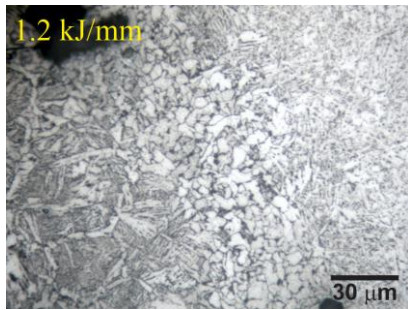


Fig. 6 Microestructuras del límite de fusión mostrando una región recrystalizada

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 [3]. 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) Fig. 7. Con el incremento del calor de aporte disminuye la ferrita acicular y aparece la ferrita poligonal y ferrita con M-A-C alineados (AC). Fig. 8.

### C. Comportamiento a la corrosión

La presencia de corrosión en las uniones soldadas guarda una estrecha relación con la estructura microscópica y las tensiones remanentes generadas durante la soldadura, además del entorno en el que se encuentran.

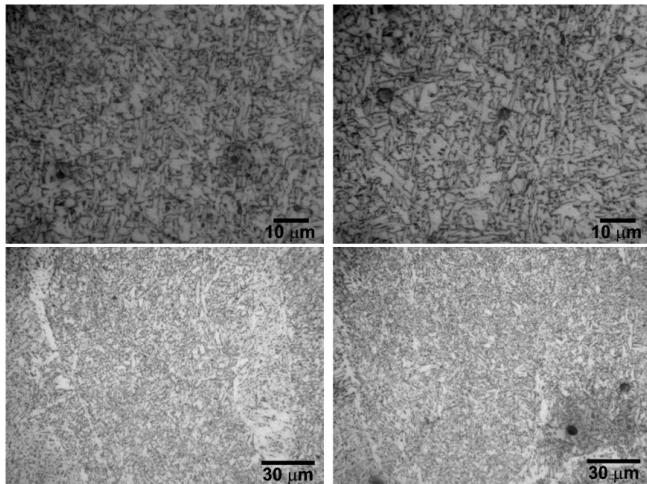


Fig. 7. Microestructuras del metal de soldadura (última pasada). Ferrita acicular (AF) y ferrita en borde de grano (GF). Calor de aporte: 1.2 kJ/mm

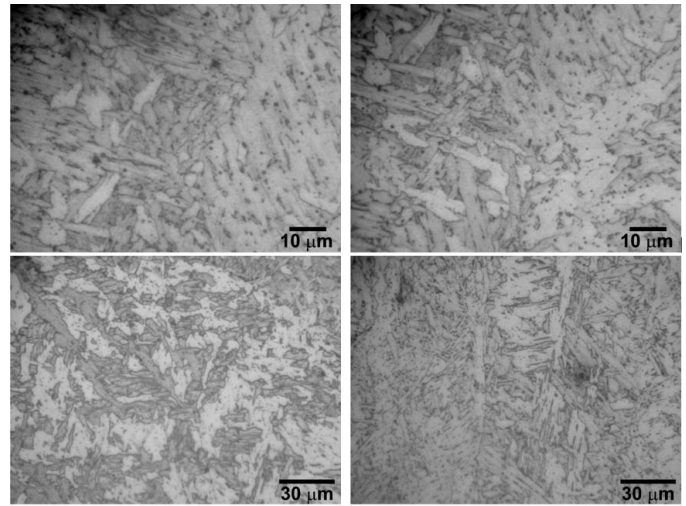


Fig. 8. Microestructuras del metal de soldadura (última pasada). Ferrita poligonal (PF) y ferrita con M-A-C alineados (AC). Calor de aporte: 2.2 kJ/mm

En situaciones donde los aceros para estructuras están en contacto con entornos ácidos y no hay presencia de  $H_2S$ , la corrosión galvánica es el principal tipo de deterioro que se produce. Durante el proceso de soldadura se producen diversas modificaciones en la estructura del metal de soldadura y en la región afectada por el calor, dando lugar a una amplia gama de microestructuras. Las diversas microestructuras provocan distintos potenciales electroquímicos en el entorno corrosivo, lo que conduce a la aparición de la corrosión galvánica. El componente soldado se corroerá en la región con menor potencial electroquímico al actuar como ánodo, mientras se une a la región de mayor potencial electroquímico que funciona como cátodo. En caso de que el metal de soldadura y la región afectada por el calor muestren una tendencia anódica en contraste con el metal base, se provocaría una corrosión galvánica focalizada en zonas de menor tamaño en comparación con la conducta catódica del material base, cuya extensión es significativamente mayor en cualquier estructura soldada. En el caso opuesto, si el metal de soldadura muestra el potencial electroquímico más alto en el entorno analizado, actuará como cátodo en contraste con el metal base que, al actuar como ánodo, provocará que el proceso corrosivo se extienda por una superficie considerablemente más grande, lo que llevará a una disminución en la velocidad de corrosión. En las Fig. 9 y 10 se presentan los gráficos de polarización potenciodinámica del acero A572 grado 50 que ha sido soldado utilizando aportes de calor de 1.2 kJ/mm y 2.2 kJ/mm, y expuesto a distintas concentraciones de ácido clorhídrico: 0.1 M, 0.5 M y 1.0 M. En estas imágenes también se muestran los valores de circuito abierto (OCP) correspondientes a las pruebas efectuadas.

En medio ácido las reacciones de corrosión que acontecen son:



Por lo que los procesos están controlados por transferencia de carga. En las Fig. 9 y 10, se observa que, en todas las condiciones evaluadas respecto al calor de aporte y concentración del ácido, el MS presenta un mayor potencial electroquímico y por lo tanto se comportará de manera catódica, mientras que el MB y la ZAC actuarán como ánodos. La tabla III reporta los resultados de las extrapolaciones de Tafel aplicadas a cada una de las curvas potenciodinámicas mostradas en las Fig. 9 y 10.

TABLA III  
PARÁMETROS ELECTROQUÍMICOS DE LAS DISTINTAS ZONAS DE LA JUNTA SOLDADA DEL ACERO A572 GRADO 50. TÉCNICA DE POLARIZACIÓN POTENCIOSTÁTICA

Calor de aporte	1.2 kJ/mm			2.2 kJ/mm		
Región de la soldadura	MB	ZAC	MS	MB	ZAC	MS
0.1 M HCl						
$E_{corr}$ (mV)	-499	-510	-420	-499	-523	-435
$\beta_a$ (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
0.5 M HCl						
$E_{corr}$ (mV)	-453	-477	-396	-530	-445	-397
$\beta_a$ (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
1.0 M HCl						
$E_{corr}$ (mV)	-402	-405	-413	-402	-394	-410
$\beta_a$ (mV)	60.6	65.7	24.4	64.0	58.2	40.6
$\beta_c$ (mV)	195.1	302.6	$\infty$	230.5	384.5	$\infty$
$i_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	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 III) muestran que un aumento en la concentración del medio ácido genera un incremento en el proceso corrosivo. Esto ocurre para las diferentes zonas de la junta soldada: MS, ZAC y MB. Por ejemplo, en la junta soldada con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm, la ZAC mostró un incremento en la velocidad de corrosión con el aumento de la concentración de HCl: 1.24 mm/año (0.1 M), 5.59 mm/año (0.5 M) y 14.5 mm/año (1.0 M). De manera similar, se observó que la velocidad de corrosión de la ZAC también se incrementa con el aumento del calor de aporte. Para 1.2 kJ/mm, las velocidades fueron 1.24 mm/año (0.1 M), 5.59 mm/año (0.5 M) y 14.5 mm/año (1.0 M). Mientras que para 2.2 kJ/mm alcanzaron 2.19 mm/año (0.1 M), 8.74 mm/año (0.5 M) y 14.84 mm/año (1.0 M).

Aunque el estudio del proceso corrosivo se llevó a cabo de forma separada para cada región (MS, ZAC y MB), como suele hacerse en investigaciones sobre corrosión en soldaduras, no se debe olvidar que en condiciones industriales el proceso corrosivo sucede al mismo tiempo en toda la junta. Por ello, resulta esencial analizar las cuplas galvánicas que se forman bajo estas condiciones. La tabla III muestra que el MS tiene el mayor potencial de corrosión y, por eso, actúa como cátodo en

las cuplas MS-ZAC y MS-MB. Por ejemplo, observando la Fig. 9, en la junta soldada con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm expuesta a 1 M HCl, la ZAC se corroerá con una densidad de corriente de  $1.192 \times 10^{-3} A/cm^2$  (13.84 mm/año) y el MB con  $1.137 \times 10^{-3} A/cm^2$  (13.20 mm/año), mientras que el MS actuará como cátodo. De manera similar, para 2.2 kJ/mm en 1 M HCl, la ZAC se corroerá con  $1.383 \times 10^{-3} A/cm^2$  (16.06 mm/año) y el MB con  $1.371 \times 10^{-3} A/cm^2$  (15.92 mm/año). Estos resultados confirman que el ataque localizado se concentra en la ZAC, considerando que, aunque el MB también se corroe, su extensa área superficial distribuye el daño y no compromete de forma crítica la integridad estructural. En contraste, la ZAC, al ser una zona más localizada, representa el punto más vulnerable.

El ataque preferencial en la ZAC puede explicarse por la presencia de microestructuras transformadas y endurecidas, tales como martensita y bainita inferior, las cuales incrementan la susceptibilidad a la corrosión [10]. Aceros con mayor templabilidad, como aquellos con alto contenido de manganeso, tienden a presentar mayor corrosión localizada en la ZAC [10]. Esta susceptibilidad se atribuye principalmente a la microestructura generada por los ciclos térmicos, más que a variaciones de composición química. Esta forma de ataque localizado en la ZAC es conocida como “corrosión tramline” y es común en medios ácidos [18].

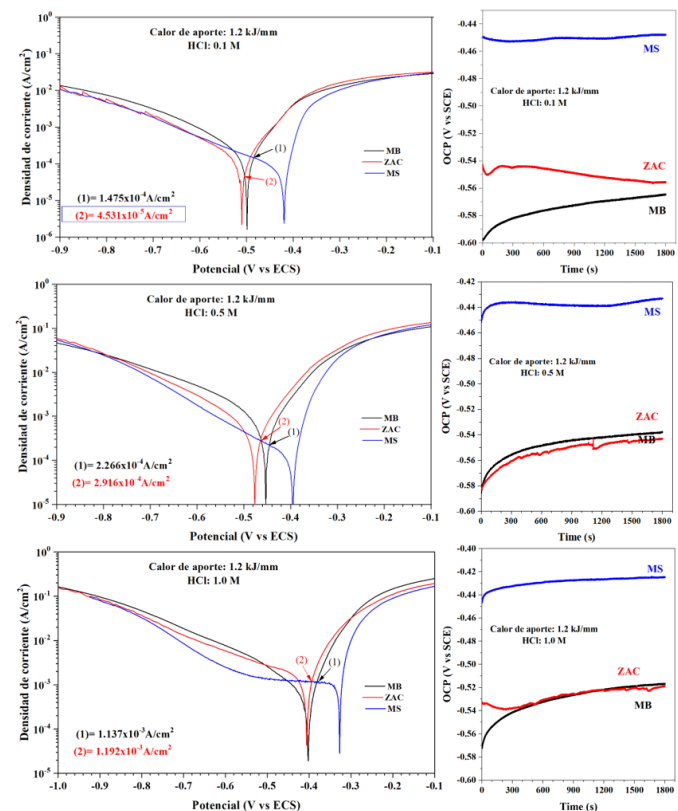


Fig. 9. Efecto de la concentración del medio ácido HCl en el comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero A572 grado 50 soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm.

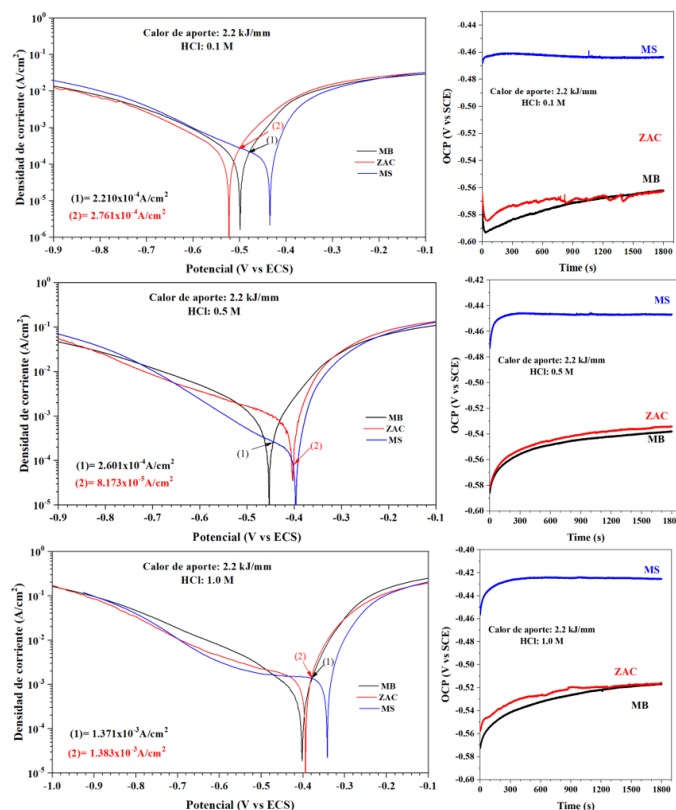


Fig. 10. Efecto de la concentración del medio ácido HCl en el comportamiento a la corrosión de las diferentes regiones de la junta soldada del acero A572 grado 50 soldado con un calor de aporte de 2.2 kJ/mm.

Otro punto importante que se muestra en la Fig. 9 es que las pruebas de potencial a circuito abierto (OCP), realizadas durante 30 minutos, demuestran que el MS tiene los potenciales de corrosión más altos, manteniendo su comportamiento catódico.

TABLA IV

PARÁMETROS ELECTROQUÍMICOS DE LAS DISTINTAS ZONAS DE LA JUNTA SOLDADA DEL ACERO A572 GRADO 50. TÉCNICA RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN LINEAL

CALOR DE APOORTE	1.2 KJ/mm			2.2 kJ/mm		
Región de la soldadura	MB	ZAC	MS	MB	ZAC	MS
0.1 M HCl						
$E_{corr}(mV)$	-495	-514	-432	-494	-513	-453
$R_p(\Omega \cdot cm^2)$	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
0.5 M HCl						
$E_{corr}(mV)$	-535	-533	-410	-530	522	-414
$R_p(\Omega \cdot cm^2)$	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
1.0 M HCl						
$E_{corr}(mV)$	-496	-513	-413	-496	-502	-411
$R_p(\Omega \cdot cm^2)$	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

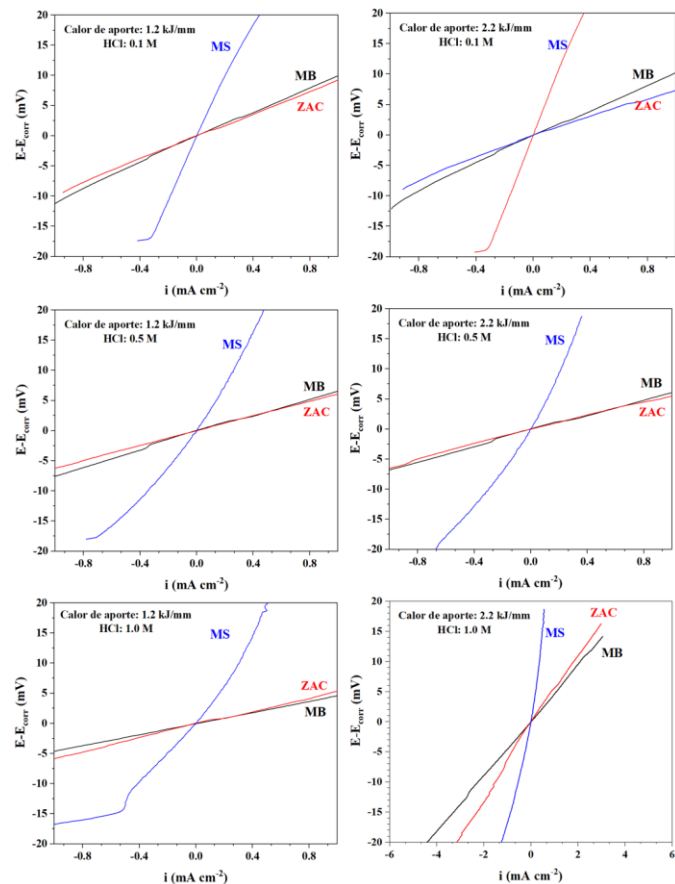


Fig. 11. Curvas de resistencia a la polarización del acero A572 grado 50 bajo diferentes condiciones de evaluación

En este estudio también evaluó el proceso corrosivo mediante la técnica de resistencia a la polarización lineal.

La Fig. 11 muestra las curvas obtenidas y la tabla IV presenta los resultados electroquímicos. Un aspecto crucial de esta técnica es que permite determinar la resistencia a la polarización ( $R_p$ ), un parámetro que refleja la resistencia al proceso corrosivo: valores altos de  $R_p$  indican menor susceptibilidad a la corrosión, mientras que valores bajos reflejan un incremento de la actividad corrosiva. Así, la disminución de  $R_p$  se asocia directamente a un aumento en la agresividad del medio y a una mayor velocidad de corrosión en la ZAC y el MB. Esta técnica corrobora los resultados obtenidos mediante la técnica potenciodinámica. Al analizar la tabla IV, se observa que el metal de soldadura (MS) presenta el potencial de corrosión más alto, confirmando así su comportamiento catódico en las cuplas galvánicas formadas con la ZAC y el metal base (MB). Otro aspecto relevante es que se confirma el efecto de la concentración del medio ácido: a mayor concentración de HCl, se incrementa el proceso corrosivo, lo cual se refleja en una disminución de la resistencia a la polarización ( $R_p$ ) en todas las zonas evaluadas: 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 progresiva de  $R_p$  al aumentar la concentración de ácido, pasando de 9.07

$\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (0.1 M HCl), a  $6.13\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (0.5 M HCl) y finalmente a  $4.59\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (1.0 M HCl). De manera similar, se observa que el valor de  $R_p$  en la ZAC disminuye con el aumento del calor de aporte. Para un calor de 1.2 kJ/mm, los valores fueron  $9.07\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (0.1 M HCl),  $6.13\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (0.5 M HCl) y  $4.95\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (1.0 M HCl), mientras que para 2.2 kJ/mm las disminuciones fueron aún más notorias:  $8.34\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (0.1 M HCl),  $6.07\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (0.5 M HCl) y  $3.08\text{ k}\Omega\cdot\text{cm}^2$  (1.0 M HCl).

#### IV. CONCLUSIONES

Se estudiaron en detalle las modificaciones microestructurales y el comportamiento frente a la corrosión de la junta soldada del acero ASTM A572 Grado 50, evaluando el efecto del incremento del calor de aporte y de la concentración de ácido clorhídrico (HCl). Los principales hallazgos son los siguientes:

(a) En cuanto a los cambios microestructurales, el aumento del calor de aporte de 1.2 kJ/mm a 2.2 kJ/mm generó transformaciones significativas: (i) En el metal de soldadura (última pasada), la microestructura de ferrita evolucionó desde ferrita acicular y ferrita en borde de grano hacia ferrita poligonal y ferrita M-A-C alineada; (ii) en la ZAC de grano grueso (ZACGG), se evidenció un cambio de martensita fina a martensita gruesa; (iii) en la ZAC de grano fino (ZACGF), se formó ferrita de grano muy fino; y (iv) en las zonas intercrítica (ZACIC) y subcrítica (ZACSC), se desarrollaron estructuras de perlita esferoidizada.

(b) El incremento de la concentración de HCl en el medio generó un aumento sostenido en la velocidad de corrosión en todas las regiones de la junta soldada (MB, ZAC y MS), fenómeno que se presentó de forma consistente en ambos niveles de calor de aporte evaluados.

(c) Los ensayos electroquímicos —potencial de circuito abierto (OCP), potenciodinámicos y de resistencia a la polarización lineal— confirmaron que, en las cuplas galvánicas formadas en la junta, el metal de soldadura actúa predominantemente como cátodo, mientras que la ZAC y el metal base actúan como ánodos, concentrando así el ataque corrosivo.

(d) Respecto al mecanismo corrosivo, los ensayos potenciodinámicos demostraron que el proceso está gobernado por un control de activación, destacando la sensibilidad de las microestructuras transformadas frente a ambientes agresivos.

(e) Finalmente, bajo las condiciones de soldadura y exposición en medio ácido, se concluye que las juntas soldadas son altamente susceptibles a la aparición de "corrosión tramline". Este fenómeno está asociado al bajo potencial de corrosión de la ZAC, lo que la convierte en la región más vulnerable a la corrosión localizada y potencialmente crítica para la integridad estructural.

#### REFERENCES

- [1] ASM Handbook, Vol. 13, "Corrosion," ASM International, Materials Park, OH, 1992.
- [2] K. Easterling, *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, 2nd 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, and W. Chang, "Galvanic corrosion of a welded joint in 3Cr low alloy pipeline steel," *Corrosion Science*, vol. 111, pp. 391–403, 2016.
- [5] M. H. El Sayed, "Grooving corrosion of seam welded oil pipelines," *Case Studies in Engineering Failure Analysis*, vol. 2, pp. 84–90, 2014.
- [6] K. Alawadhi and M. J. Robinson, "Preferential weld corrosion of X65 pipeline steel in flowing brines containing carbon dioxide," *Corrosion Engineering, Science and Technology*, vol. 46, no. 4, pp. 319–329, 2011.
- [7] M. D. Pereda, C. A. Gervasi, C. L. Llorente, and P. D. Bilmes, "Microelectrochemical corrosion study of super martensitic welds in chloride-containing media," *Corrosion Science*, vol. 53, pp. 3934–3941, 2011.
- [8] S. Bordbar, M. Alizadeh, and S. H. Hashemi, "Effects of microstructure alteration on corrosion behavior of welded joint in API X70 pipeline steel," *Materials and Design*, vol. 45, pp. 597–604, 2013.
- [9] C.-M. Lee, S. Bond, and P. Woollin, "Preferential weld corrosion: effects of weldments microstructure and composition," in *CORROSION 2005*, Houston, TX: NACE International, 2005, Paper no. 05277.
- [10] J. Davis, *Corrosion of Weldments*, ASM International, 2006.
- [11] D. Tsiourva, L. I. Dimaratos, D. I. Pantelis, and V. J. Papazoglou, "Corrosion behavior of shipbuilding high-strength steel welds employing electrochemical methods," in *Proc. 11th Int. Maritime Association of the Mediterranean Congress (IMAM)*, Lisbon, Portugal, Sep. 26–30, 2005, Taylor & Francis, pp. 543–548.
- [12] C. R. F. Azevedo, "Failure analysis of a crude oil pipeline," *Engineering Failure Analysis*, vol. 14, pp. 978–994, 2007.
- [13] G. M. Omweg, G. S. Frankel, W. A. Bruce, J. E. Ramirez, and G. Koch, "Performance of welded high-strength low-alloy steels in sour environments," *Corrosion*, vol. 59, no. 7, pp. 640–653, 2003.
- [14] C. Natividad, M. Salazar, M. A. Espinosa-Medina, and R. Pérez, "A comparative study of the SSC resistance of a novel welding process IEA with SAW and MIG," *Materials Characterization*, vol. 58, pp. 786–793, 2007.
- [15] S. P. V. Mahajanam and M. W. Joosten, "Guidelines for filler-material selection to minimize preferential weld corrosion in pipeline steels," *SPE Projects, Facilities & Construction*, vol. 6, no. 1, pp. 5–12, 2011.
- [16] E. Chatzidouros, V. J. Papazoglou, T. E. Tsiourva, and D. I. Pantelis, "Hydrogen effect on fracture toughness of pipeline steel welds with in situ hydrogen charging," *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 36, pp. 12626–12643, 2011.
- [17] H.-H. Hang, W.-T. Tsai, and J.-T. Lee, "The influences of microstructure and composition on the electrochemical behavior of a 516 steel weldment," *Corrosion Science*, vol. 36, pp. 1027–1038, 1994.
- [18] M. Askari, M. Aliofkhaeaei, and S. Afroukhteh, "A comprehensive review on internal corrosion and cracking of oil and gas pipelines," *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, vol. 71, p. 102971, 2019.