

Efecto de la temperatura sobre la cinética de corrosión en una unión soldada de acero TRIP con metal de aporte de acero inoxidable.

J. J. Rodríguez-Zarco ^a, F. Reyes-Calderón ^a, N. Alcantar-Mondragón ^a

^aTecnológico Nacional de México, Instituto Tecnológico de Morelia, Av. Tecnológico 1500, Lomas de Santiaguito, 58120, Morelia, Michoacán, México (División de Estudios de Posgrado e Investigación, Departamento de Metalmeccánica)

ABSTRACT

In the present work the results of the experimentation are shown, carried out by means of the evaluation of the behavior on the corrosion kinetics in a TRIP steel joint with stainless steel filler metal 308L applied to the automotive sector with different temperatures, focusing on the action of the induced corrosion and the passivation that generates the material. The experimentation starts from the welding of the weld material in a 10 cm x 8 cm x 0.8 cm polish, with welding parameters of 25V, 165Amp, heat input 255.8 and a feed rate of 12.9mm/s. Once the welding was done, the piece was cut to be able to assemble it, characterize it and pass to the experimental stage in the solutions where the tests were carried out at different concentrations of 0.5mol, 1.0mol and 1.5mol, and subjected to 25°C, 50°C and 70°C, performing a test at 25°C, 50°C and 70°C, performing a total of nine experiments yielding results that allowed the comparison between each of the tests, where although pitting was found in the steel, these did not compromise the integrity of the piece, the surface oxide layer was not affected in the material. Based on the graphs obtained, the different concentrations of the solution showed variations in the activation zones and in the corrosion rate, affecting the cathodic zones differently. Therefore, the oxide layers on the steel and weld were superficial and disappeared when the sample was prepared, indicating that there was no significant internal damage.

ARTÍCULO CIENTÍFICO

Recibido 03 Diciembre, 2024
Revisado 10 Diciembre, 2024
Aceptado 31 Diciembre, 2024

KEYWORDS

TRIP; Passivation;
Transpassivation; NaOH
Solution

Introducción

Los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity) consisten en su microestructura principalmente de tres fases: ferrita, bainita y austenita retenida, aunque también es común la presencia de martensita. Cuando la energía de activación necesaria es inducida durante la deformación, la austenita retenida transforma a martensita mejorando significativamente el endurecimiento durante el trabajo del material [1]. Los fabricantes de automóviles necesitan parámetros de soldadura óptimos para producir uniones soldadas que cumplan los requisitos de calidad. Durante el proceso de producción, se modifican los parámetros de soldadura, como la corriente (C), la presión (P) y el tiempo (T)[2].

Como resultado, el rendimiento del punto de soldadura cambia y las propiedades mecánicas y metalúrgicas se alteran [3, 4]. Por ende, los aceros TRIP cumplen con estas características ya que se distinguen por su mayor contenido en carbono que otros miembros principales de la familia AHSS [5]. La corrosión en soldaduras realizadas mediante el proceso GMAW en acero TRIP, utilizando material de aporte 308L, puede estar influenciada por diversos factores que incluyen las características metalúrgicas, el diseño del proceso y las condiciones ambientales [6].

AUTOR DE CORRESPONDENCIA José Zarco  m16121555@morelia.tecnm.mx  Departamento de Ciencias Económico-Administrativas, Instituto Tecnológico de Morelia, México. Se puede acceder a los datos complementarios en línea en <https://doi.org/10.71103/fmz1mw15>

© 2024 Los autores. Publicado por la Asociación Mexicana en Ciencias en Soldadura, Metalurgia e Ingeniería, A.C. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives License (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>) que permite la reutilización, distribución y reproducción sin fines comerciales en cualquier medio, siempre que la obra original esté debidamente citada y no sea alterada, transformada o construida de ninguna manera. Los términos en los que se ha publicado este artículo permiten la publicación del Manuscrito Aceptado en un repositorio por parte del autor o con su consentimiento.

Los principales mecanismos de corrosión que pueden presentarse son: Corrosión Galvánica. Ocurre cuando existe un potencial electroquímico diferente entre el acero TRIP y el material de aporte 308L. La diferencia de composición química puede generar una celda galvánica, especialmente en ambientes húmedos o con presencia de electrolitos. Corrosión Intergranular: Si durante el proceso de soldadura no se controlan adecuadamente los ciclos térmicos, puede ocurrir la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano del material 308L. Esto deja áreas empobrecidas en cromo, reduciendo su resistencia a la corrosión y favoreciendo la corrosión intergranular. Corrosión por Picadura: En ambientes que contienen cloruros, el material de aporte 308L puede ser susceptible a la corrosión localizada, especialmente si la película pasiva está dañada. La fase austenítica que se retiene en la fase TRIP puede transformarse en una fase martensítica durante el proceso de prensado. Como esas dos y tres fases tienen diferentes resistencias a la corrosión, se piensa que la corrosión galvánica se generará en la fase menos resistente a la corrosión (fase con la parte inferior abierta -potencial del circuito) y disminuir el tiempo de vida del producto [9].

Metodología

Se emplearon placas (10 cm x 8 cm x 0.8 cm) de acero TRIP para la soldadura con una parametrización establecida (Tabla 1) se muestra la parametrización resultante de anteriores experimentos, los cuales fueron los ideales para poder soldar y tener los resultados deseados, el método de soldadura que se utilizó fue método soldadura GMAW spray, donde con estos parámetros una vez puestos en la soldadora multiprocesos.

Tabla 1. Parámetros obtenidos para la realización de la soldadura.

Voltaje (V)	Amperaje (A)	Heat input (kJ/mm)	Velocidad de avance (mm/s)
25	165	255.81	12.9

Se empleó una máquina INFRA modelo opus 560 soldadora de arco CD, así como una alimentadora de velocidad constante 24V de la misma marca INFRA modelo S302 T, utilizando un gas de protección (no inflamable) INFRA MIXX 200/2 el cual cumple con las especificaciones de la AWS A5.32 / A5.32M: 2011. Tomando en cuenta la composición química del acero TRIP mostrada en la Tabla 2 se partió de la similitud química en el acero y el material de aporte Tabla 3, con el propósito de estudiar el comportamiento y así obtener resultados esperados favorables. Para las pruebas de corrosión, se utilizaron los reactivos de NaOH diluida en 250 ml de agua tridestilada en las siguientes cantidades: 5 g (0.5 mol), 10 g (1 mol) y 15 g (1.5 mol). 3 estas soluciones fueron sometidas a temperaturas de 25°C, 50°C y 70°C. Las pruebas de corrosión se realizaron utilizando un potencióstato de la marca CorrTest, modelo CS310, como estación de trabajo electroquímica.

Tabla 2. Composición química del acero TRIP.

Elemento	Fe	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	P	S	Otros
% en peso	Balance	0.173	1.15	0.015	0.347	0.154	0.118	0.03	0.019	0.0825

Resultados y discusión

TRIP-308 L al 0.5mol de NaOH a 25°C

En la Figura 1a, se observan pequeñas picaduras (resaltadas en círculos rojos), resultado de la experimentación realizada durante aproximadamente 3 horas en el potencióstato. En la Figura 1b, se pueden observar de manera más detallada las picaduras superficiales que sufrió la pieza durante la experimentación. Como se muestra en las micrografías de la Figura 1c, las condiciones del material no se vieron afectadas por la solución en el experimento a temperatura ambiente. Sin embargo, se pueden observar con más detalle las picaduras tanto en el material base como en la soldadura; aun así, no se presenta un daño considerable.

TRIP-308 L al 0.5mol de NaOH a temperatura de 50°C

La Figura 2 muestra el primer ataque a una temperatura de 50°C. En estas micrografías, es notable el ataque en la superficie, revelando lo que parece ser límites de grano, dentro de los cuales se pueden observar pequeñas dendritas de solidificación. En la Figura 2a, se pueden observar pequeñas revelaciones de formaciones de ferrita poligonal, en las cuales, en sus límites de grano, se aprecian ferritas poligonales. En la Figura 2b, como se ha mencionado anteriormente, las picaduras en el material son consecuencia de los experimentos realizados y han estado presentes en la mayoría de las zonas analizadas con el microscopio. En esta figura, se muestran las picaduras de corrosión, ahora con una mancha alrededor, lo cual indica zonas de oxidación superficial en el material. Al buscar las zonas de

corrosión, se nota que, a un mayor aumento, se revelan más picaduras de menor tamaño, como se puede observar con mayor detalle en las Figuras 2b y 2c, que corresponden a las áreas del material base. En la Figura 2c, se pueden distinguir una serie de picaduras de tamaño uniforme y con una forma algo organizada. Esto puede deberse a la dirección en la que fue desbastada la pieza, lo que le dio la forma de líneas. En el caso de la Figura 2b, se observan puntos (resaltados en círculos rojos) distribuidos aleatoriamente, que presentan distintos tamaños; aparentemente, esta zona es la más afectada por la corrosión de la solución.



Figura 1. a) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 5x a 25°C, b) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 20x a 25°C c) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 50x a 25°C.



Figura 2. a) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 5x a 50°C, b) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 20x a 50°C, c) TRIP-308L ataque NaOH al 1mol 50x a 50°C.

TRIP-308 L al 0.5mol de NaOH a temperatura de 70°C

Se observa un notable cambio de tonalidad, en el cual es más evidente la existencia de corrosión en la superficie del metal base. En las tres imágenes, se pueden apreciar puntos de corrosión rodeados por tonalidades marrón, algunas más visibles que otras. En la Figura 3a, se encuentra una superficie con claros índices de corrosión; sin embargo, se observan pocos puntos (resaltados en círculos rojos), lo que indica que la capa de óxido atacó superficialmente. En la Figura 3b, se observan con más detalle las picaduras más grandes, agrupadas en zonas, en comparación con las más pequeñas, que se encuentran dispersas por todo el material base. En la Figura 3c comienzan a apreciarse zonas en las cuales se revelan ferritas de listón y ferritas vermiculares, lo que indica que, en este caso, la concentración de la solución y la temperatura facilitaron la revelación de las microestructuras del acero.



Figura 3. a) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 5x a 70°C, b) TRIP-308L ataque NaOH al 0.5mol 20x a 70°C, c) TRIP-308L ataque NaOH al 1mol 50x a 70°C.

TRIP-308 L al 1mol de NaOH a temperatura de 25°C

Tanto en las micrografías mostradas en las Figuras 4a y 4b, se pueden observar líneas más marcadas, lo cual indica que el efecto de corrosión parece haber atacado principalmente en las zonas producidas por la laminación del acero,

lo que les da una forma alargada. Esto sugiere que esas áreas son las más afectadas por la solución, mostrando puntos en los cuales existe una gran probabilidad de daño. Sin embargo, como se mencionó anteriormente, el material ha resistido la concentración a la que fue sometido. En los patrones observados, se siguen notando coloraciones que indican la presencia de capas de óxido superficial, las cuales se encuentran en la mayoría de la zona analizada.

En la Figura 4a, se pueden ver muy pocos puntos de corrosión; sin embargo, en la Figura 4b, estos se vuelven más notorios, distribuyéndose por toda la micrografía obtenida, así como las manchas de óxido que siguen los patrones del desbaste de la pieza. Una vez más, los puntos de corrosión no son significativos en cuanto a la afectación del metal base. En la Figura 4c, ya no solo se pueden observar los puntos redondos de corrosión, sino que también se aprecian manchas de forma irregular, incluso algunas alargadas, las cuales pudieron originarse por el desprendimiento de material durante la preparación, atacando esos lugares con cavitaciones donde se pudo acumular una mayor cantidad de solución que provocó la corrosión.



Figura 4. a) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 5x a 25°C, b) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 20x a 25°C, c) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 50x a 25°C.

TRIP-308 L al 1mol de NaOH a temperatura de 50°C

En la Figura 5a, se pueden observar lo que parecen ser posibles pequeñas formaciones de ferrita acicular (resaltadas en círculos rojos). Al igual que en el experimento realizado a 0.5 mol y a una temperatura de 70°C (Figura 3), se considera que esta concentración fue suficiente para comenzar a revelar estas microestructuras del material, aunque no fue suficiente para obtener una imagen bien referenciada. En la Figura 5b, se encuentra una de las zonas más afectadas por la solución, con puntos de corrosión circulares y otros de forma indefinida, además de observarse distintos tamaños. En contraste, en la Figura 5c, se pudo encontrar una zona bastante limpia en comparación con las anteriores, presentando solamente un inicio de corrosión en la parte inferior, lo que sugiere que la propagación de esta podría comenzar. Sin embargo, al realizar la siguiente preparación de la probeta, se observó que esta también fue superficial.

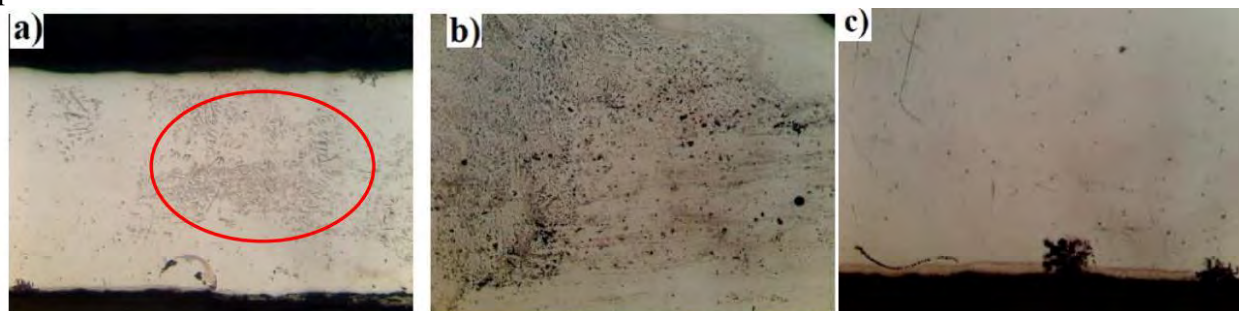


Figura 5. a) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 5x, a 50°C b) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 20x, a 50°C, c) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 50x a 50°C.

TRIP-308 L al 1mol de NaOH a temperatura de 70°C

A mayor temperatura, mayor es la afectación que se puede producir en el acero. Por lo tanto, tanto la capa de óxido que se forma como la cantidad de picaduras que se generan en el acero son más notorias. En la Figura 6a, se puede observar el cambio de tonalidad del material base en un extremo del cordón de soldadura, lo que indica la afectación que sufrió el material, denotando que las picaduras de corrosión ya no tienden a tener una forma circular uniforme, sino que cada vez afectan una mayor superficie del material. En comparación, en el lado derecho, solo se observan pocos puntos de corrosión. En la Figura 6b, se pueden ver manchas sin forma definida; sin embargo, se notan nuevamente manchones uniformes con picaduras en el centro de la micrografía. A la derecha de esta misma, se puede observar una acumulación que indica que ese lado fue el más afectado por la corrosión. En la Figura 6c, se puede

observar una pequeña parte de la zona de sobre monta del cordón de soldadura, donde el ataque realizado a esta temperatura permitió ver lo que parece ser la presencia de ferrita en su mayoría, así como también de dendritas de solidificación.

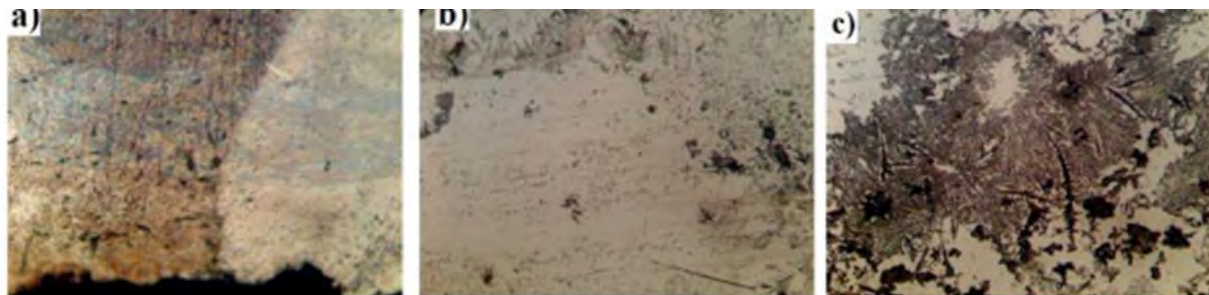


Figura 6. a) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 5x, a 70°C, b) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 20x, a 70°C, c) TRIP-308L ataque NaOH a 1mol 50x a 70°C.

TRIP-308 L al 1.5mol de NaOH a temperatura de 25°C

Como se ha mencionado, en todas las micrografías observadas se aprecia un notable cambio en la superficie, donde el ataque de corrosión ya es visible. La afectación de la solución comienza a revelar algunos límites de grano de la vainita y la martensita, ya que son las estructuras afectadas directamente. Sin embargo, la penetración de la solución es únicamente superficial, por lo que no tendrá un impacto significativo en las propiedades del material. En este grado de concentración máxima utilizado en la solución del experimento, se han logrado observar con más detalle los tipos de estructuras que presenta tanto el acero TRIP como el acero inoxidable 308L, que actúa como material de aporte. Cabe mencionar que en los bordes de cada estructura se concentraron niveles de corrosión que permiten visualizar estas formaciones. En las Figuras 7a y 7b, ya no hay un cambio de coloración a marrón en las piezas, ya que predomina la revelación de las microestructuras. Sin embargo, al enfocar y amplificar la micrografía en la Figura 7c, se pueden volver a observar los puntos de corrosión obtenidos por la prueba, así como el cambio de coloración que indica la capa de oxidación generada en el material. Esto también permite enfocar de mejor manera la presencia de martensita poligonal entre la ferrita de listón. En comparación con las picaduras de corrosión, estas se encuentran más pequeñas, lo que indica que la zona observada es de grado delgado, cerca de la zona afectada térmicamente.

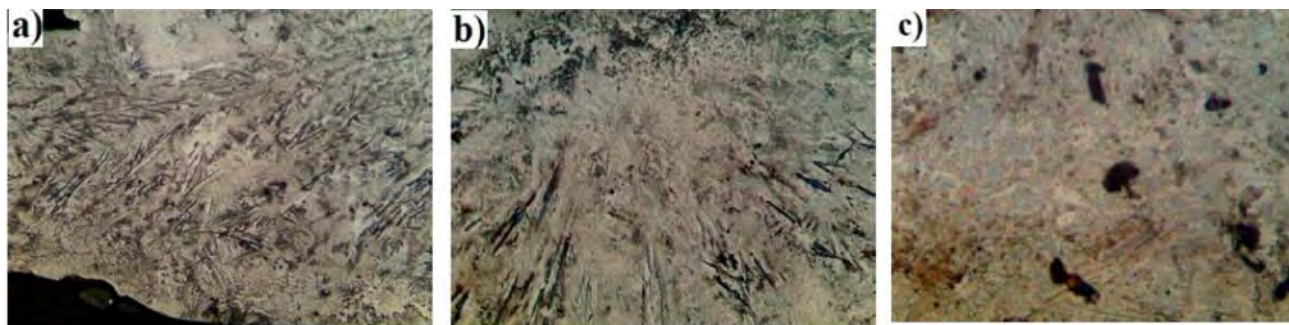


Figura 7. a) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 5x a 25°C, b) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 20x a 25°C, c) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 50x a 25°C.

TRIP-308 L al 1.5mol de NaOH a temperatura de 50°C

Obteniendo un resultado visual similar al del experimento anterior, se muestran los cambios de coloración en la Figura 8a. Además del cambio de color, se puede observar una zona que no revela ferrita Widmanstätten. Sin embargo, al enfocar en esa área, como se muestra en la Figura 8c, se puede ver nuevamente la ferrita poligonal y también la presencia de ferrita de listón. Cabe mencionar que la diferencia es que tanto la Figura 8a como la Figura 8c permitieron distinguir estas dos fases y realizar la comparación. En la Figura 8b, se presenta una mezcla de ferrita poligonal, picaduras de corrosión, y se puede observar también ferrita de listón y acicular.

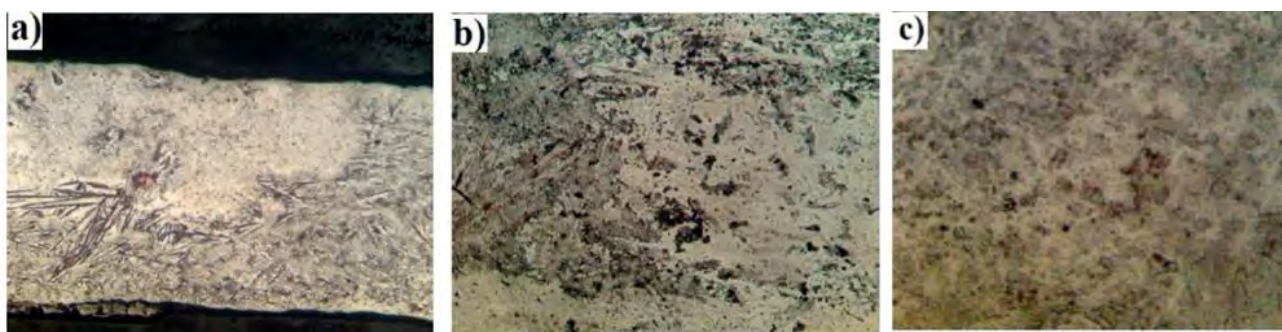


Figura 8. a) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 5x a 50°C, b) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 20x a 50°C, c) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 50x a 50°C.

TRIP-308 L al 1.5mol de NaOH a temperatura de 70°C

La mayoría de las micrografías han presentado la coloración típica de la capa de oxidación, junto con distintas picaduras de corrosión. Como se puede observar en la Figura 9a, se muestra una parte de color más oscuro, pero no presenta picaduras que indiquen daño al metal. Sin embargo, se aprecian patrones en vertical y horizontal que podrían haber sido atacados en las zonas donde hubo rastro de desgaste de la pieza. Asimismo, se produjo la saturación de la solución en esas cavitaciones, lo que originó una oxidación más enfocada. En la Figura 9b, se puede observar una gran mancha de corrosión, que coincide con la gráfica obtenida de la curva de polarización del acero TRIP 308-L con solución de NaOH 1 mol a 70°C (Figuras 9a, 9b y 9c). En este experimento, la zona catódica fue más larga y no presentó zona de pasivación. Al analizarlo en el microscopio, este fue el resultado, coincidiendo con la curva potenciodinámica. No obstante, la capa generada de óxido en este experimento, al igual que en todos los anteriores, fue netamente superficial, sin perjudicar a gran escala el material base. En la Figura 9c, se puede ver la picadura generada por este último experimento. Cabe resaltar que, al analizar la mayoría de la pieza, esta fue una de las pocas picaduras encontradas, ya que en su mayoría solo se observó la capa de óxido superficial en toda la pieza del metal base.

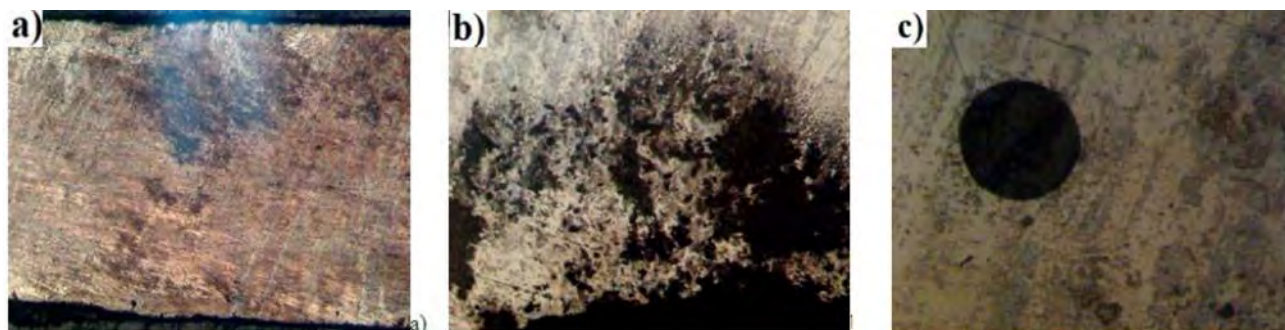


Figura 9. a) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 5x a 70°C, b) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 20x a 70°C, c) TRIP-308L ataque NaOH a 1.5mol 50x a 70°C

Al analizar las curvas potenciodinámicas obtenidas en las pruebas (Figura 11) a 25 °C, se puede observar un desfase en la región activa de la prueba a 0.5 mol; sin embargo, presenta una región transpasa alta (1.5-2.5 E), lo cual indica que el material no sufrió una afectación considerable. La prueba a 1 mol muestra una tendencia en la región transpasa aún mayor (2.25 E) que la prueba de 0.5mol, con una región pasiva más larga, pero a menor corriente, en comparación con la prueba a 0.5 mol, cuya tendencia está más a la derecha. En comparación con las dos primeras concentraciones, la prueba a 1.5 mol es la más afectada, mostrando una región activa más corta y una zona de pasivación más breve (0.5-1.0 E). Además, presenta una región transpasa un poco más corta que la prueba a 1 mol; sin embargo, la diferencia es mínima, resultando en una buena protección del material.

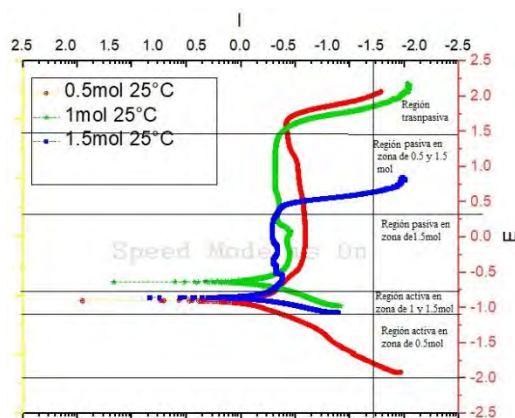


Figura 11. Comparación de las curvas de polarización potenciodinámica en las tres concentraciones a 25°C.

En la siguiente Tabla 3, el ensayo de corrosión refleja la degradación del material por año, en relación con el medio de exposición y el ensayo de polarización. Como se puede observar en las curvas potenciodinámicas (Figura 12), se evidenció un proceso de corrosión controlado por pasivación. Sin embargo, se aprecia un aumento en la velocidad de corrosión, lo que demuestra que, a mayor concentración, el material presenta una elevada velocidad de corrosión.

Tabla 3. Parámetros obtenidos por el programa CorrTest para las pruebas potenciodinámicas en concentraciones de 0.5, 1 y 1.5 mol a 25°C.

Concentración (mol)	E _o (V)	I _{corr} (A/cm ²)	B _a (mV)	B _c (mV)	V _{corr} (mm/año)
0.5	-1.0403	0.0001529	249.47	192.94	1.7823
1	-0.8525	0.00053922	5643.9	245.39	6.2855
1.5	-0.88199	0.00079693	2244.8	266.76	9.2894

Tomando como referencia el ejemplo de la Figura 11, en la comparación de las curvas potenciodinámicas mostradas en la Figura 12, se observa que las zonas de activación en la gráfica del experimento a 0.5 mol se encuentran por encima de las demás (0.5-0.25 E). Asimismo, la zona catódica presenta menos amplitud, y tanto su zona de pasivación como la de transpasivación son más cortas y presentan más irregularidades. Aun así, en los tres casos se evidencia la pasivación tanto en el material base como en el cordón de soldadura, lo que denota la capacidad de resistencia a la corrosión en las tres soluciones distintas a la misma temperatura.

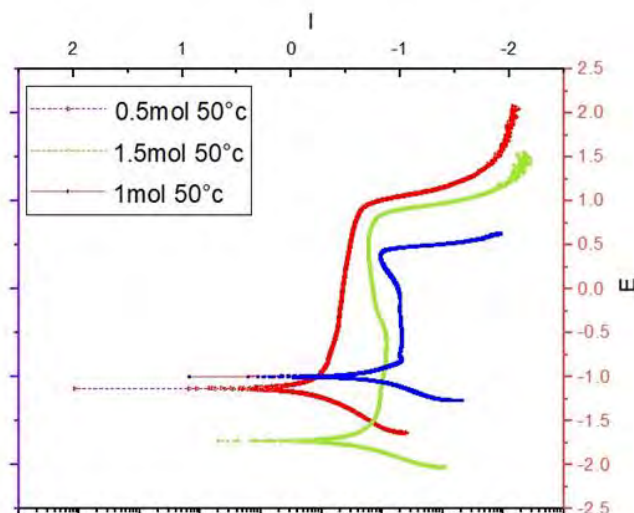


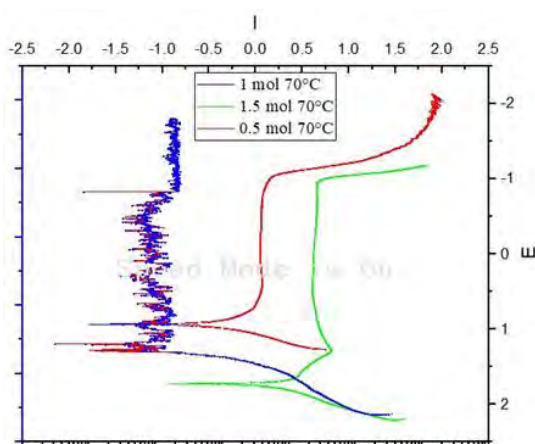
Figura 12. Comparación de las curvas de polarización potenciodinámica en las tres concentraciones a 50°C.

Los datos obtenidos en este ensayo de corrosión (Tabla 4) no muestran un desgaste gradual como en la Tabla 3 anterior. Se concluye que la degradación del material es mayor en la solución de 1 mol, aplicada a una temperatura de 50 °C en el medio de exposición. En comparación, la solución de 1.5 mol presenta una velocidad de corrosión menor, a pesar de ser el ensayo con mayor concentración y con la misma temperatura aplicada.

Tabla 4. Parámetros obtenidos por el programa CorrTest para las pruebas de 0.5, 1 y 1.5 mol a 50°C.

Concentración (mol)	Eo (V)	Icorr (A/cm ²)	Ba (mV)	Bc (mV)	Vcorr (mm/año)
0.5	-0.56479	0.00019725	1800.4	301.93	2.2992
1	-0.99131	0.0011158	619.74	299.5	11.395
1.5	-0.86314	0.00060048	921.94	151.96	6.1324

La comparación de las tres curvas obtenidas en los experimentos se muestra en la Figura 13, en la cual se puede identificar una notable variación en todas las zonas. Sin embargo, la principal peculiaridad se encuentra en la zona catódica de los experimentos a 1 mol y a 1.5 mol, ya que en estos dos casos esa zona tiene la misma altura en la escala (2-3 E), lo que indica que podrían haber sufrido más daño por corrosión. Por otro lado, las zonas de pasivación y transpasivación se pueden distinguir claramente a simple vista. Cabe mencionar que en la prueba de 1 mol a 70°C se asemeja a señal de ruido pudiendo este ser ocasionado por una mala colocación de la pieza de trabajo, sin embargo, los datos obtenidos en la zona de activación de la gráfica coinciden con los datos revelados en esta prueba, coinciden con los obtenidos en las pruebas con las concentraciones utilizadas.

**Figura 13.** Comparación de las curvas de polarización potenciodinámica en las tres concentraciones a 70°C.

En comparación con los datos presentados en las Tablas 3, 4 y 5, en la concentración de 0.5 mol y en las tres temperaturas aplicadas, la velocidad no muestra un cambio significativo. Por el contrario, en las otras concentraciones, la comparación de la velocidad de corrosión (Vcorr) en 1 mol y 1.5 mol revela grandes variaciones. Esto indica que, a pesar de la acción pasivante en la probeta, el desgaste por año es notable. Esta tendencia se demuestra en la concentración de 1.5 mol mostrada en la Tabla 5, la cual es superior a cualquier otro dato resultante de los ensayos anteriores.

Tabla 5. Parámetros obtenidos por el programa CorrTest para las pruebas de 0.5, 1 y 1.5 mol a 70°C.

Concentración (mol)	Eo (V)	Icorr (A/cm ²)	Ba (mV)	Bc (mV)	Vcorr (mm/año)
0.5	-0.63659	0.00022864	778.59	194.32	2.3349
1	.08563	8.1706x10 ⁻⁷	145.93	58.029	0.0083442
1.5	-1.0728	0.0041825	3255.5	485.5	42.713

Conclusiones

1. La evaluación de la cinética de corrosión en uniones de acero TRIP soldadas con acero inoxidable 308L mostró que, aunque se presentaron picaduras, estas no comprometieron la integridad del material. La capa superficial de óxido se mantuvo intacta.
2. La velocidad de corrosión aumentó con la concentración de NaOH. A 1.5 mol, la corrosión fue más pronunciada, especialmente a temperaturas más altas (50°C y 70°C), indicando una relación directa entre

concentración, temperatura y velocidad de corrosión.

3. El material mostró una capacidad de pasivación, especialmente en las pruebas a 0.5 mol, lo que sugiere que el acero TRIP y el material de aporte 308L tienen propiedades de resistencia a la corrosión que pueden ser aprovechadas en aplicaciones automotrices.
4. El comportamiento pasivo del material se mantuvo en todas las concentraciones. Sin embargo, la prueba a 1.5 mol a 50°C evidenció una mayor velocidad de corrosión, lo que resalta la necesidad de optimizar las condiciones de soldadura y el material de aporte para mejorar la resistencia a la corrosión.
5. La solución de 1 mol a 50°C presentó la mayor degradación, mientras que la solución de 1.5 mol a 70°C mostró un comportamiento menos severo de corrosión, lo que contrasta con las expectativas iniciales sobre la relación concentración-temperatura.
6. Los hallazgos son significativos para el sector automotriz, ya que indican que, aunque el acero TRIP y el acero inoxidable 308L presentan vulnerabilidades a la corrosión, su capacidad de pasivación y su microestructura pueden ser optimizadas para mejorar la durabilidad de las uniones soldadas en condiciones de servicio.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONAHCYT, México) por el apoyo al proyecto. Además, los autores agradecen al Tecnológico Nacional de México / I. T. Morelia por el apoyo en laboratorios y equipo.

Declaración de conflicto de interés

Los autores no informaron ningún posible conflicto de intereses relacionado a esta publicación.

ORCID

José Joel Rodríguez  <https://orcid.org/0009-0004-1598-9664>

Francisco Reyes  <https://orcid.org/0000-0002-2745-4833>

Nereyda Alcantar  <https://orcid.org/0000-0002-4658-5409>

Referencias

- [1] Dobras D, Rutkowska-Gorczyca M. Application of color etching to study the microstructure of TRIP steel after laser remelting. *Welding Technology Review*. 2018.
- [2] Oliver ST, Jones B, Fourlaris. Dual phase versus TRIP strip steels: microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. *Materials characterization* 2007; 58: 390-400.
- [3] Resistance of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Volume 19, Issue 12, 2012, Pages 42-47 4. S. Laufgang. Curso de inspectores de soldadura-IAS, p. 43.
- [4] Dobras D, Rutkowska-Gorczyca M. Application of color etching to study the microstructure of TRIP steel after laser remelting. *Welding Technology Review*. 2018.
- [5] TB. Jones, et al. Optimisation of both steel properties and autobody structural designs for axial, side and off-set impact loading. Final Report, ECSC Sponsored Research Project, Agreement 2000.
- [6] Beenken, "Joining of AHSS versus Mild Steel," Processing State-of-the-Art Multiphase Steel; European Automotive Supplier Conference, Berlin, 2004.
- [7] American Iron and Steel Institute, "Advanced High-Strength Steel Repairability Studies: Phase I Final Report and Phase II Final Report," www.autosteel.org. 2006.
- [8] Park, I et al. A Study on Corrosion Behavior of DP-Type and TRIP-Type Cold Rolled Steel Sheet. *Materials Transactions - MATER TRANS*. 50. 1440-1447. 10.2320/matertrans.MRA 2008.
- [9] Ling-yun Z, et al Influence of Alloying Elements on Mechanical Properties and Corrosion.
- [10] NACE International 2004 - Curso de Corrosión Básica Capítulo 2 Electroquímica, NACE International 2003 Internal Corrosion Course Chapter I