

Estudio de la Influencia de la Microestructura Sobre la Difusión del Hidrógeno en Juntas de
Aceros Soldados

Brian Leonardo Calderón Agudelo

Santiago Tavera Prada

Trabajo de Grado para Optar el Título de Ingeniero Metalúrgico

Directora

Ana María Pérez Ceballos

Doctora en Ingeniería

Codirectores

Mauricio Rincón Ortiz

Doctor en Ciencias de Materiales

Yesenia Rátiva Melo

Magíster en Ingeniería de Materiales

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Físicoquímicas

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales

Bucaramanga

2025

Dedicatoria

Por Brian Leonardo Calderón

Al terminar una de las etapas más importante de mi vida, primeramente, quiero agradecer a Dios por escucharme y orientarme en este camino académico que hoy rinde sus frutos.

Dedico este logro:

- A mi madre, Patricia Agudelo, por su amor, fortaleza y apoyo constante. Su temple ante las dificultades ha sido una fuente constante de motivación e inspiración a lo largo de este camino académico y en la vida.
- A mi hermano, Miguel Calderón, por llenar mi vida de risas e impulsarme a ser un mejor ejemplo. Espero verte como el próximo profesional de la familia.
- A mi abuela, Isabel Rueda, su amor inquebrantable y su ejemplo de vida. Gracias por haberme criado con tanto cariño y por enseñarme que la grandeza está en no rendirse, incluso cuando la vida pone pruebas difíciles.
- A mi pareja, Fernanda Flórez, por su forma atenta de ser, por su apoyo constante y por el amor que me ayudo a sobrellevar periodos de esfuerzo.

Por Santiago Tavera

Al culminar esta etapa tan importante de mi vida, agradezco a Dios por su guía, fortaleza y por acompañarme siempre en mi caminar.

Dedico este logro:

- A mis padres, Ricardo A. Tavera y Adriana M. Prada, pilares esenciales en mi formación. A mi padre, por inculcarme valores y enseñarme con su ejemplo sus virtudes, el cariño y la responsabilidad; y a mi madre, por su amor incondicional, su entrega y sacrificio, por apoyarme en los momentos difíciles, motivarme a creer en mí, trabajar con disciplina y nunca rendirme, inculcándome siempre a ser el mejor en todo lo que hiciera.
- A mis abuelos, David Prada e Irma Peñaranda, mis segundos padres, por acompañarme desde mi niñez con amor y dedicación, guiándome siempre con su ejemplo y apoyo constante.
- A mi tía, Maribel Prada, por su guía y consejo, una fuente de inspiración académica, espiritual y personal; y a mi tío, Emerson F. Tavera, por su ejemplo de superación, por impulsarme a progresar, creer en mí y brindarme siempre su apoyo incondicional.
- Extiendo este agradecimiento a mi hermana, Gabriela Tavera Prada, por su cariño y orgullo, y a mi pareja, Luisa F. Salazar, por su amor, comprensión y apoyo constante.

Agradecimientos

La culminación de nuestro proyecto de tesis no habría sido posible sin la invaluable colaboración y el apoyo de estas personas y entidades académicas.

En primer lugar, nuestro más sincero agradecimiento a nuestra directora de tesis, la Dra. Ana María Pérez Ceballos, por su valiosa orientación, por la paciencia ante nuestras dudas y por su enfoque riguroso que elevó la calidad de esta investigación. Su compromiso fue un pilar fundamental.

A nuestros codirectores de tesis, el Dr. Mauricio Rincón Ortiz y la Magister Yesenia Rátiva Melo, agradecemos el tiempo dedicado a nuestra investigación, la orientación en el laboratorio y a sus valiosas sugerencias que enriquecieron el alcance de este trabajo.

A la Universidad Industrial de Santander y a la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales junto al grupo de investigación GIMAT, por proporcionarnos la formación académica y los recursos necesarios para llevar a cabo esta investigación.

Tabla de contenido

	Pág.
Introducción	12
1. Objetivos	14
1.1 Objetivo General	14
1.2 Objetivos Específicos	14
2. Marco Teórico	14
2.1 Difusión de hidrógeno en metales	14
2.2 Efecto de la microestructura sobre la difusión del hidrógeno.	16
2.3 Daño por hidrógeno.	18
2.4 Zonas de la soldadura	22
2.4.1 Metal base	22
2.4.2 Zona afectada por el calor.	23
2.4.3 Zona de fusión o soldadura	23
2.5. Técnica de permeación electroquímica de hidrógeno	23
3. Metodología Experimental	26
3.1 Material de estudio	26
3.2 Obtención de muestras.	27
3.3 Caracterización microestructural	28
3.4 Carga de hidrógeno.	29
3.5 Técnica de permeación electroquímica	30

3.5.1 Preparación de la superficie de detección.....	30
3.5.2 Montaje y análisis.....	30
3.6 Dimensionamiento de los defectos de la soldadura y el cálculo del área ZAC.....	31
4. Resultados.....	31
4.1. Caracterización de la microestructura.....	31
4.2 Ensayo de microdureza y su relación con cada zona del material.	34
4.3 Curvas de permeación de hidrógeno.	35
5. Análisis de Resultados.....	39
5.1 Perfil de microdureza y su correlación con la microestructura.	39
5.2 Relación entre morfología, dureza y sitios trampa.....	40
5.3 Velocidad de difusión neta y la capacidad total de transporte de un material.....	41
5.4 Consideraciones adicionales: El efecto de la geometría de la muestra.....	44
5.5 El papel de las trampas reversibles y la relación con la dureza.	45
6. Conclusiones.....	45
7. Recomendaciones.....	47
Referencias Bibliográficas.....	48
Apéndices.....	51

Lista de Tablas

	Pág.
Tabla 1 <i>Composición química del acero ASTM A36.</i>	27
Tabla 2 <i>Composición química de la soldadura.</i>	27
Tabla 3 <i>Dimensiones obtenidas del proceso de corte por disco y desbaste.</i>	28
Tabla 4 <i>Perfil de microdureza a través de la junta soldada.</i>	34
Tabla 5 <i>Parámetros obtenidos del ensayo de permeación de hidrógeno.</i>	37
Tabla 6 <i>Cantidad de hidrógeno que permea durante los ensayos de permeación.</i>	38
Tabla 7 <i>Dimensiones de los poros en el área permeada del cordón de soldadura.</i>	42
Tabla 8 <i>Porcentaje de zonas en el área permeada de la soldadura.</i>	44

Lista de Figuras

	Pág.
Figura 1 <i>Imagen representativa del proceso de permeación de hidrógeno en un metal.</i>	19
Figura 2 <i>Representación gráfica de la determinación del tiempo de ruptura.</i>	25
Figura 3 <i>Microestructura del metal base en estado de suministro a un aumento de 1000x.</i>	32
Figura 4 <i>Microestructura de la zona afectada por el calor (ZAC) a un aumento de 1000x.</i>	33
Figura 5 <i>Microestructura de la soldadura a un aumento de 1000x.</i>	33
Figura 6 <i>Curvas de permeación de las muestras de metal base analizadas.</i>	35
Figura 7 <i>Curvas de permeación de las muestras de soldadura analizadas.</i>	35
Figura 8 <i>Método de cálculo para el tiempo tangente (t_b) en las curvas de permeación.</i>	36
Figura 9 <i>Poros encontrados en el área permeada de la superficie de soldadura.</i>	42

Lista de Apéndices

	Pág.
Apéndice A <i>Imagen del acero ASTM A36 en estado de suministro.</i>	51
Apéndice B <i>Imagen del acabado final en la preparación metalográfica del metal base.</i>	52
Apéndice C <i>Foto macro de la cara frontal de la soldadura en estado de suministro.</i>	53
Apéndice D <i>Montaje celda de permeación, lado izquierdo entrada y derecho salida.</i>	54
Apéndice E <i>Imagen del montaje realizado para el recubrimiento de níquel.</i>	55
Apéndice F <i>Imagen del recubrimiento obtenido a partir del niquelado.</i>	56
Apéndice G <i>Foto del modelamiento realizado por el software del microscopio Hirox</i>	57
Apéndice H <i>Medición de la ZAC mediante el software del microscopio.</i>	58
Apéndice I <i>Microestructura del metal base a 100x, con presencia de bandeo.</i>	59

Resumen

Título: Estudio de la influencia de la microestructura sobre la difusión del hidrógeno en juntas de aceros soldados

Autor: Brian Leonardo Calderón Agudelo, Santiago Tavera Prada¹

Palabras Clave: Hidrógeno, microestructura, aceros soldados, difusión, fragilización por hidrógeno.

Descripción:

Ante la creciente preocupación mundial por el impacto ambiental derivado del uso de energías no renovables como el petróleo, el carbón y el gas natural, resulta indispensable avanzar en la transición hacia fuentes más limpias y sostenibles. Estas energías convencionales generan altas emisiones de dióxido de carbono (CO₂), principal responsable del efecto invernadero y del cambio climático. En este contexto, el hidrógeno se posiciona como una alternativa energética con gran potencial, al ofrecer eficiencia y ausencia de emisiones contaminantes durante su uso.

Sin embargo, su implementación enfrenta retos importantes relacionados con la interacción del hidrógeno con los materiales metálicos utilizados en infraestructuras críticas, particularmente los aceros soldados empleados en transporte y almacenamiento. Uno de los principales problemas asociados es la fragilización por hidrógeno, fenómeno que deteriora propiedades mecánicas esenciales como la ductilidad, la resistencia a la fractura y el límite elástico, provocando fallos prematuros en las estructuras.

En este marco, el presente proyecto se centra en estudiar la influencia de la microestructura sobre la difusión del hidrógeno en un acero soldado de bajo contenido de carbono, con especial atención en la zona de fusión y el metal base no afectado. Para ello, se utilizó una celda de permeación de hidrógeno basada en el método de Devanathan y Stachurski, empleando muestras extraídas de dichas zonas. El comportamiento obtenido fue evaluado a partir de curvas y resultados experimentales, los cuales se contrastaron con referencias bibliográficas. El análisis busca identificar qué microestructura presenta mayor susceptibilidad a la difusión y fragilización por hidrógeno, considerando variables como espesor, tiempo de exposición y condiciones químicas, con el fin de aportar al conocimiento necesario para un uso seguro del hidrógeno como vector energético.

¹Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Directora: Ana María Pérez Ceballos. Doctora en Ingeniería. Codirectores: Mauricio Rincón Ortiz. Doctor en Ciencias de Materiales. Yesenia Rátiva Melo. Magíster en Ingeniería de Materiales.

Abstract

Title: Study of the influence of microstructure on hydrogen diffusion in welded steel joints

Author: Brian Leonardo Calderón Agudelo, Santiago Tavera Prada²

Key Words: Hydrogen, microstructure, welded steels, diffusion, hydrogen embrittlement.

Description:

Given the growing global concern about the environmental impact of using non-renewable energies such as oil, coal, and natural gas, it is essential to move toward cleaner and more sustainable sources. These conventional energies generate high emissions of carbon dioxide (CO₂), which is primarily responsible for the greenhouse effect and climate change. In this context, hydrogen is positioned as an energy alternative with great potential, offering efficiency and no polluting emissions during its use.

However, its implementation faces significant challenges related to the interaction of hydrogen with the metallic materials used in critical infrastructure, particularly welded steels used in transportation and storage. One of the main problems associated with this is hydrogen embrittlement, a phenomenon that deteriorates essential mechanical properties such as ductility, fracture resistance, and elastic limit, causing premature failure in structures.

In this context, this project focuses on studying the influence of microstructure on hydrogen diffusion in low-carbon welded steel, with special attention to the fusion zone and the unaffected base metal. To this end, a hydrogen permeation cell based on the Devanathan and Stachurski method was used, employing samples extracted from these zones. The behavior obtained was evaluated from curves and experimental results, which were compared with bibliographic references. The analysis aims to determine which microstructure is most susceptible to hydrogen diffusion and embrittlement, taking into account variables such as thickness, exposure time, and chemical conditions, to contribute to the knowledge necessary for the safe use of hydrogen as an energy source.

²Faculty of Physicochemical Engineering, School of Metallurgical Engineering and Materials Science. Director: Ana María Pérez Ceballos. Doctor of Engineering. Codirectors: Mauricio Rincón Ortiz. Doctor of Materials Science. Yesenia Rátiva Melo. Master of Materials Engineering.

Introducción

La dependencia global de energías no renovables como el petróleo, el carbón y el gas natural ha generado graves impactos ambientales, siendo el dióxido de carbono (CO_2) uno de los principales responsables del efecto invernadero y del cambio climático. Ante esta problemática, el hidrógeno surge como una alternativa energética limpia y eficiente; no obstante, su implementación enfrenta un desafío crítico: la interacción de este elemento con los materiales metálicos que conforman infraestructuras de transporte y almacenamiento, especialmente los aceros soldados.

Uno de los principales problemas derivados de esta interacción es la fragilización por hidrógeno (FH), un fenómeno complejo que reduce la ductilidad, la resistencia a la fractura y la vida útil de los componentes metálicos. En este contexto el daño se inicia con la reducción de protones en la interfase metal–disolución, generando hidrógeno atómico. Una parte de éste se recombina en la superficie formando H_2 gaseoso, mientras que otra se difunde hacia el interior del metal. El hidrógeno puede penetrar la red cristalina de dos formas: atravesando el material sin alterarlo o recombinándose internamente en forma de gas, lo que genera ampollas y fisuras. Adicionalmente, puede reaccionar con el carbono formando metano (CH_4), que se acumula en los límites de grano y ocasiona fisuración intergranular, fenómeno conocido como ampollado (blistering).

La susceptibilidad a la FH depende de variables como la presión, la temperatura y la agresividad del medio, siendo los ambientes ácidos los más críticos. En el plano microestructural, la presencia de defectos cristalinos —dislocaciones, vacancias, inclusiones o límites de grano— actúa como trampas que retienen el hidrógeno, modificando su movilidad y favoreciendo la

iniciación de grietas. La estructura cristalina también es determinante: en aceros con red BCC (ferrita) la difusión del hidrógeno es más rápida que en estructuras FCC (austenita), lo que implica diferencias en la susceptibilidad a la fragilización. Por su parte, fases endurecidas como la martensita presentan mayor vulnerabilidad frente a la fractura frágil inducida por hidrógeno.

La consecuencia de estos procesos es una fractura de tipo frágil, impredecible y de rápida propagación, incluso bajo esfuerzos muy inferiores a los de diseño. A nivel industrial, la FH es responsable de fallas catastróficas en tuberías, recipientes a presión y equipos de plantas químicas, generando enormes pérdidas económicas, interrupciones operativas, impactos ambientales y riesgos humanos.

En este contexto, el presente proyecto de investigación tiene como propósito analizar la influencia de la microestructura en el proceso de difusión de hidrógeno en aceros soldados de bajo contenido de carbono, centrándose en la comparación entre la zona de fusión y el metal base no afectado. La pregunta que orienta el estudio es: ¿Cuál de las microestructuras presentes en las distintas regiones de la soldadura es más susceptible a la fragilización por hidrógeno?

La investigación se desarrolló mediante el ensayo de permeación de hidrógeno de Devanathan y Stachurski, evaluando parámetros de permeabilidad, coeficiente de difusión aparente y el tiempo tangente. A partir de estos resultados, contrastados con estudios previos, se busca identificar qué características microestructurales favorecen la fragilización, así como aportar evidencia científica que contribuya a mejorar el diseño, selección y protección de materiales en aplicaciones industriales y energéticas. De esta manera, el estudio no solo ofrece un aporte teórico a la comprensión del fenómeno, sino también un beneficio práctico y social al promover infraestructuras más seguras y sostenibles para la transición hacia un futuro energético basado en el hidrógeno.

1. Objetivos

1.1 Objetivo General

Analizar el proceso de difusión de hidrógeno en aceros soldados en función de las diferencias microestructurales encontradas en las distintas regiones de la unión soldada.

1.2 Objetivos Específicos

Identificar las diferencias microestructurales en las distintas zonas de la unión soldada de los aceros estudiados.

Evaluar la influencia de la microestructura sobre la difusión del hidrógeno en las zonas analizadas.

Analizar la influencia de la porosidad volumétrica sobre la difusión de hidrógeno.

2. Marco Teórico

2.1 Difusión de hidrógeno en metales.

La difusión es el proceso físico mediante el cual átomos o moléculas se desplazan desde regiones de alta concentración hacia otras de menor concentración, impulsados por un gradiente de potencial químico hasta alcanzar el equilibrio. En materiales metálicos, este fenómeno resulta fundamental en procesos como la formación de fases, la corrosión, la formación de aleaciones y la fragilización por hidrógeno (Turnbull, 2015). En los sólidos, la difusión puede darse tanto de forma intersticial como sustitucional. En la primera, los átomos pequeños se mueven a través de los intersticios de la red cristalina; en la segunda, los átomos reemplazan a los del material base,

lo que exige mayor energía por la generación de vacancias necesarias para el proceso difusivo (Turnbull, 2015).

El hidrógeno en los metales constituye un caso particular de difusión intersticial. Gracias a su reducido tamaño atómico, puede ocupar fácilmente huecos de la red cristalina y desplazarse con alta movilidad. Este transporte se describe mediante las leyes de Fick: la primera ley de Fick relaciona el flujo de masa (J) con el gradiente de concentración (C) y el coeficiente de difusión (D), como se muestra en la ecuación 2.1. Por otro lado, la segunda ley de Fick modela la evolución de la concentración en el tiempo en función del coeficiente de difusión como se muestra en la ecuación 2.2.

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (2.1)$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.2)$$

La difusión de hidrógeno depende de factores como la estructura cristalina, la temperatura, la presión parcial de hidrógeno y los defectos cristalinos (dislocaciones, vacantes y límites de grano), que pueden actuar como trampas o vías de transporte. Metales como el paladio, el hierro y el níquel presentan alta solubilidad para este elemento, favoreciendo su absorción y movilidad (Turnbull, 2015).

Aunque se trata de un proceso natural y reversible, la acumulación excesiva de hidrógeno puede originar fragilización por hidrógeno, fenómeno que degrada las propiedades mecánicas del metal al reducir la ductilidad, la resistencia a la fractura y la tenacidad, provocando fallos prematuros en condiciones de carga o ambientes agresivos (Turnbull, 2015).

El coeficiente de difusión representa la velocidad con la que átomos o moléculas se desplazan en un material bajo un gradiente de concentración, expresándose en $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Este valor

depende del tamaño de las partículas, la concentración y la temperatura, ya que esta última modifica la energía cinética del sistema.

Este parámetro es esencial en el análisis de los procesos de transporte y constituye la base de las Leyes de Fick, que describen el comportamiento de la difusión en los materiales. En aceros con estructura BCC (ferrita) la difusión del hidrógeno es rápida, mientras que en los de FCC (austenita) ocurre de manera más lenta, lo que convierte a la austenita en una barrera natural frente a la permeación de este elemento.

2.2 Efecto de la microestructura sobre la difusión del hidrógeno.

La ferrita ($Fe\alpha$) es una fase blanda y dúctil de los aceros al carbono, con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC) y baja solubilidad de carbono. Esta red relativamente abierta le otorga alta difusividad al hidrógeno, permitiendo su desplazamiento con poca resistencia energética. Aunque la ferrita no suele fragilizarse directamente, actúa como un medio eficiente de transporte, ya que facilita la migración del hidrógeno hacia fases más sensibles o hacia zonas críticas como bordes de grano y partículas de segunda fase. De esta manera, la ferrita contribuye de forma indirecta a la acumulación localizada de hidrógeno, favoreciendo el inicio de procesos de fragilización (Porter et al., 2009).

La perlita es la mezcla eutectoide de ferrita y cementita que aparece en los aceros con 0,76 %C a 727 °C, presentando morfología laminar. Esta microestructura proporciona un equilibrio entre resistencia y ductilidad, que depende del espaciamiento entre láminas: una perlita fina ofrece mayor dureza, mientras que una gruesa mejora la tenacidad. Sin embargo, desde el punto de vista de la interacción con el hidrógeno, la perlita es especialmente vulnerable. Las interfaces ferrita–cementita son sitios de alta energía que actúan como trampas, generando heterogeneidad en la movilidad del hidrógeno. La ferrita de la perlita facilita su difusión rápida, mientras que la

cementita lo retiene parcial o irreversiblemente. Este contraste genera acumulación en las interfaces interlaminares, aumentando la probabilidad de microgrietas y deterioro por fragilización, en especial cuando el material presenta una alta densidad de dichas interfaces (Callister & Rethwisch, 2016).

La cementita (Fe_3C), por su parte, es un carburo de hierro duro y frágil, con dureza cercana a 800 HV y prácticamente sin ductilidad. En aceros hipoeutectoides aparece en forma de partículas dispersas dentro de la ferrita, mientras que en los hipereutectoides suele encontrarse en los bordes de grano. Esta fase funciona como un lugar propicio para el atrapamiento irreversible del hidrógeno, ya que interrumpe su difusión y promueve la acumulación en su entorno inmediato. Esta concentración localizada facilita la nucleación de grietas en la interfaz ferrita–cementita, volviendo a los aceros ricos en cementita especialmente susceptibles a la fragilización, sobre todo cuando esta fase forma redes continuas en los límites de grano (Bhadeshia, 2001).

En relación con los tipos de ferrita, existen variaciones microestructurales que modifican la interacción con el hidrógeno. La ferrita alotriomórfica, formada en los límites de grano durante enfriamientos lentos, puede conducir el hidrógeno hacia estos bordes, los cuales actúan como trampas preferenciales y puntos de inicio de daño intergranular. La ferrita idiomórfica o poligonal, que crece dentro de los granos de austenita con morfología equiaxial, presenta la mayor estabilidad y menor densidad de defectos, lo que reduce significativamente su susceptibilidad a la fragilización. Por otro lado, la ferrita Widmanstätten, de morfología acicular o en placas paralelas, se asocia a mayores niveles de dureza y fragilidad. Sus interfaces actúan como trampas efectivas de hidrógeno, provocando su concentración localizada y elevando la probabilidad de microgrietas y fractura frágil (Bhadeshia, 2001).

2.3 Daño por hidrógeno.

El hidrógeno, pese a su relevancia en aplicaciones industriales y energéticas, puede generar efectos altamente perjudiciales en los aceros. Su interacción con la microestructura activa procesos fisicoquímicos que degradan propiedades esenciales como la ductilidad, la tenacidad y la resistencia a la fractura, reduciendo la vida útil de los componentes metálicos y, en situaciones críticas, provocando fallas catastróficas. Por ello, la comprensión de los mecanismos de daño por hidrógeno resulta fundamental tanto en la etapa de fabricación del acero como en su procesamiento y durante el servicio en condiciones reales de operación.

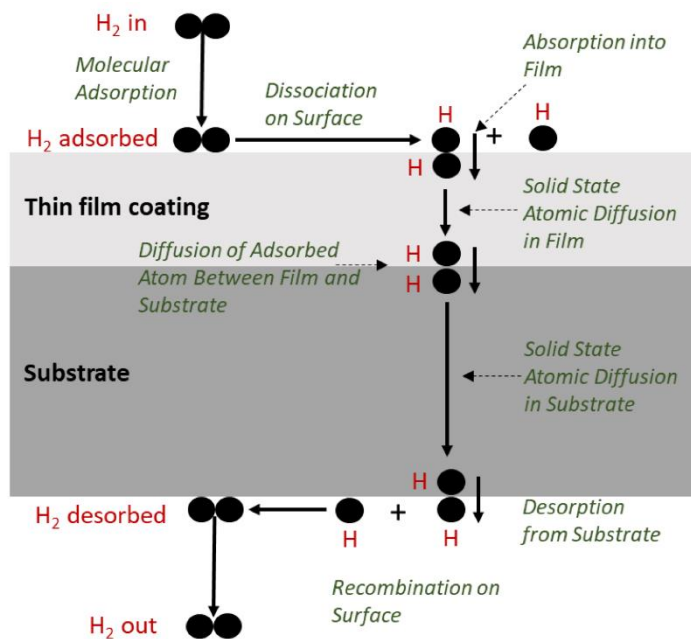
El hidrógeno puede afectar al acero en todas las etapas de su vida útil. Durante la elaboración, su disolución en la solidificación genera porosidad o flakes, reduciendo la calidad inicial y creando sitios de falla potencial. En la fabricación, procesos como soldadura, recubrimientos electrolíticos, decapados ácidos o protección catódica inadecuada favorecen la entrada de hidrógeno, que puede quedar atrapado y originar fisuración diferida. Finalmente, en el servicio, la exposición al hidrógeno molecular (H_2), al sulfuro de hidrógeno H_2S o medios corrosivos acuosos incrementa la susceptibilidad del material, especialmente bajo tensiones mecánicas de operación. Esta última etapa resulta crítica, ya que la acción conjunta de esfuerzos y ambientes agresivos acelera la degradación inducida por hidrógeno (Ovejero. 2016. p. 27 – 28).

Desde la fisicoquímica de superficies y la termodinámica, el hidrógeno puede ingresar al acero por diferentes mecanismos según el medio. En medios acuosos, el hierro se oxida anódicamente $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$ mientras en el cátodo los protones se reducen, formando hidrógeno atómico adsorbido ($H(ads)$) $H^+ + e^- \rightarrow H(ads)$, como se observa en la Figura 1. Este hidrógeno puede recombinarse por la reacción de Tafel $2H(ads) \rightarrow H_{2(g)}$ o por la reacción de Heyrovsky $H(ads) + H^+ + e^- \rightarrow H_{2(g)}$ para liberar H_2 gaseoso o bien ser absorbido, penetrando

en la red cristalina metálica (inicialmente en ferrita α). En atmósferas gaseosas, el ingreso del hidrógeno requiere primero la disociación molecular del $H_{2(g)} \leftrightarrow 2H(ads)$ sobre la superficie metálica, seguida de la absorción y difusión del hidrógeno atómico en el interior del material. La eficiencia de este proceso depende de factores superficiales (limpieza, óxidos o carburos), de la temperatura y de la presión parcial de PH_2 .

Figura 1

Imagen representativa del proceso de permeación de hidrógeno en un metal.



Nota. Rönnebro, E. C., Oelrich, R. L., & Gates, R. O. (2022). Recent advances and prospects in design of hydrogen permeation barrier materials for energy applications—a review. *Molecules*, 27(19), 6528.

Una vez absorbido, el hidrógeno se transporta en el metal siguiendo el gradiente de potencial químico, influenciado por la concentración, las tensiones (especialmente la componente

hidrostática) y la temperatura. Su difusión se describe mediante la primera Ley de Fick (ecuación 2.1), donde el coeficiente de difusión depende de la temperatura siguiendo una relación de tipo Arrhenius (ecuación 2.3), lo que implica mayor movilidad a temperaturas elevadas. En equilibrio con una atmósfera gaseosa, la concentración de hidrógeno disuelto obedece a la Ley de Sieverts, según la cual la solubilidad es proporcional a la raíz cuadrada de la presión parcial de hidrógeno, como se observa en la ecuación 2.4.

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{RT}} \quad (2.3)$$

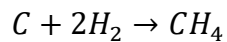
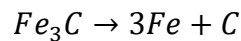
$$C_H = K(T) \sqrt{P_{H_2}} \quad (2.4)$$

Donde a igual temperatura, un incremento en la presión de hidrógeno (P_{H_2}) aumenta su concentración en el material (C_H), acercándolo al umbral de distintos mecanismos de daño. El transporte real del hidrógeno está condicionado por su atrapamiento en defectos microestructurales como dislocaciones, límites de grano, interfaces, carburos o vacancias. Estos sitios de atrapamiento pueden ser reversibles, cuando liberan hidrógeno bajo cambios de temperatura o esfuerzos, o irreversibles, cuando lo inmovilizan permanentemente. El fenómeno de atrapamiento eleva la solubilidad aparente del hidrógeno, pero reduce su difusividad efectiva, diferenciando entre hidrógeno difusible, capaz de promover la fisuración, y no difusible, que permanece inmovilizado en la microestructura (Ovejero. 2016. p. 19 – 21).

Dentro de los efectos más estudiados del hidrógeno en los aceros se destacan tres formas principales de daño: el Ataque por Hidrógeno (APH), la Fisuración Inducida por Hidrógeno (FIH) y la Fragilización por Hidrógeno (FPH). Cada uno responde a condiciones particulares de presión, temperatura, microestructura y estado tensional, manifestándose con características diferenciadas.

El Ataque por Hidrógeno (HTHA, por sus siglas en inglés) ocurre en aceros sometidos a temperaturas superiores a 200 °C y altas presiones de hidrógeno. Bajo estas condiciones, el hidrógeno reacciona con el carbono de la microestructura para formar metano (CH₄), gas que no puede difundirse a través de la red metálica y se acumula en bordes de grano e interfases. Esta acumulación origina cavidades internas y favorece la descarburización y fisuración intergranular, provocando una pérdida progresiva e irreversible de resistencia, ductilidad y tenacidad.

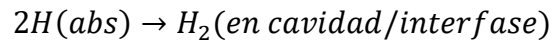
La susceptibilidad al APH se representa en las curvas de Nelson, que relacionan presión y temperatura. Los aceros aleados con elementos formadores de carburos (Cr, Mo, V, W, Ti, Nb) muestran mayor resistencia, ya que fijan el carbono en compuestos estables y reducen el carbono libre disponible para reaccionar con el hidrógeno, como se observa en las siguientes reacciones.



Factores metalúrgicos que también influyen como la deformación en frío durante la fabricación incrementa la susceptibilidad al APH, dejando tensiones residuales en las interfases, lo que favorece la nucleación y crecimiento de burbujas de metano. En conjunto, el APH se entiende como un proceso de nucleación y coalescencia de cavidades internas impulsado por la presión interna del metano y la pérdida de carbono de la matriz (Ovejero. 2016. p. 31 – 41).

Por otra parte, la Fisuración Inducida por Hidrógeno (FIH) ocurre a temperatura ambiente y sin esfuerzos externos. Se produce cuando el hidrógeno atómico penetra en el acero y se recombina en inclusiones (como sulfuros de manganeso, MnS), formando hidrógeno molecular. La presión resultante origina ampollas y fisuras internas que, aunque no siempre generan fallas inmediatas, reducen la confiabilidad y aumentan los costos de mantenimiento en tuberías y recipientes a presión. La severidad depende de la corrosión ácida, el tiempo de exposición y la

limpieza metalúrgica. Para reducir la susceptibilidad, se recomienda disminuir el azufre y el oxígeno, modificar inclusiones con tratamientos de calcio y evitar microestructuras frágiles como bainita o martensita en zonas críticas (Ovejero. 2016. p. 43 – 47).



Por último, la Fragilización por Hidrógeno (FPH) es uno de los mecanismos más críticos por su carácter silencioso, manifestándose una pérdida de ductilidad y tenacidad en los aceros, usualmente a temperatura ambiente y sin cambios notables en la resistencia a la tracción. Para que ocurra, se requiere la concurrencia de tres factores: se requiere la presencia simultánea de una concentración crítica de hidrógeno, un nivel de esfuerzo umbral (residual o aplicado) y una microestructura susceptible. Entre los modelos propuestos para explicar este fenómeno destacan la descohesión inducida por hidrógeno, la disminución de la energía superficial en la punta de la fisura y la interacción con dislocaciones, los cuales se consideran complementarios. El efecto es más severo en aceros martensíticos y de alta resistencia, mientras que en los aceros austeníticos la baja difusividad y mayor solubilidad del hidrógeno reducen significativamente su susceptibilidad a la fragilización (Ovejero. 2016. p. 57 – 58).

2.4 Zonas de la soldadura.

Las uniones soldadas presentan una marcada heterogeneidad microestructural que condiciona su resistencia frente a la fragilización por hidrógeno (FH). Estas se dividen en tres regiones principales.

2.4.1 Metal base.

El metal base corresponde al material original no fundido durante la soldadura. Sus propiedades dependen de la composición química y microestructura inicial, pudiendo contener

fases como ferrita, perlita, bainita o martensita. Siempre que no experimente alteraciones térmicas, mantiene su dureza, tenacidad y resistencia, factores clave para la calidad de la unión.

2.4.2 Zona afectada por el calor.

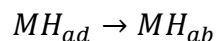
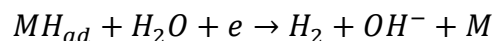
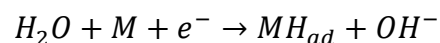
La zona afectada por el calor (ZAC) es la zona donde el calor modifica la microestructura sin llegar a fundir el material. Presenta diferentes subzonas según la temperatura alcanzada, desde el simple revenido hasta la austenización completa. La presencia de martensita dura y frágil, junto con la heterogeneidad de fases, hace a la ZAC la zona más vulnerable a la FH.

2.4.3 Zona de fusión o soldadura.

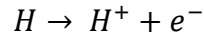
La Zona de fusión o soldadura formada por la solidificación de la mezcla entre metal de aporte y metal base. Su microestructura depende de la velocidad de enfriamiento: un enfriamiento rápido genera ferrita acicular o martensita, mientras que uno lento produce estructuras dendríticas y segregaciones. Esta zona es propensa a defectos como porosidad y grietas, que funcionan como trampas de hidrógeno.

2.5 Técnica de permeación electroquímica de hidrógeno.

La técnica de permeación electroquímica de hidrógeno, desarrollada en principio por Devanathan, M. A. V., & Stachurski, Z. O. J. J. (1964) es un método electroquímico ampliamente utilizado para estudiar el transporte de hidrógeno en metales, ya que permite cuantificar la difusión efectiva y analizar la influencia de trampas microestructurales. Consiste en una celda de dos compartimentos separados por la muestra: en el lado de entrada se genera hidrógeno por carga catódica, dando lugar a las siguientes reacciones:



y en el lado receptor se mide la corriente de oxidación asociada al hidrógeno que atraviesa el espesor del material, en donde se genera la siguiente reacción:



Con ello se obtiene un registro dinámico del ingreso, tránsito y salida del hidrógeno, lo que la convierte en una técnica de referencia para evaluar la susceptibilidad a la fragilización.

El análisis de las curvas de permeación permite obtener parámetros clave. El tiempo de ruptura (breakthrough time) o tiempo tangente indica el intervalo inicial necesario para detectar los primeros átomos de hidrógeno en el lado receptor y se relaciona directamente con el coeficiente de difusión. El tiempo de retardo (lag time) corresponde al momento en que el flujo alcanza un estado casi estable, reflejando tanto la difusión como el efecto de trampas microestructurales que ralentizan la movilidad del hidrógeno.

A partir de estos parámetros se aplica la técnica no estacionaria de Boes y Züchner, que emplea una lámina metálica de espesor conocido y la ley de Fick en un modelo de difusión unidimensional, lo que permite determinar de forma analítica y gráfica las características del transporte de hidrógeno. (Boes, N., & Züchner, H. (1976)).

En la técnica de permeación, la lámina metálica se considera inicialmente libre de hidrógeno ($c(x, 0) = 0$). A partir de $t = 0$, se aplica una concentración constante en el lado de entrada ($c(0, t) = C_1$) y un sumidero perfecto en el lado de salida ($c(s, t) = 0$) donde el hidrógeno emergente se oxida y se registra como corriente de permeación. La respuesta experimental es una curva sigmoidea $i_s(t)$ que inicia en cero, crece progresivamente y alcanza un valor estacionario $i(\infty)$. El parámetro central en el análisis de la curva de permeación es el tiempo tangente o tiempo de ruptura (tb), ya que este se determina experimentalmente al trazar una tangente en el punto de inflexión de la curva y prolongarla hasta que intercepte el eje del tiempo, como se ilustra en la

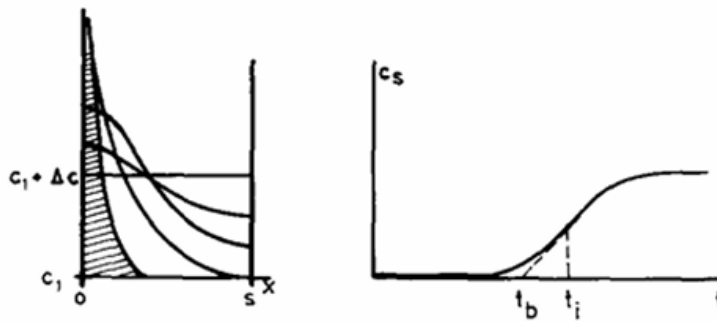
Figura 2. Este método es más confiable que la detección directa de los primeros átomos, cuyo flujo inicial a menudo se ve afectado por el ruido experimental.

La forma sigmoidea de la curva se describe por la segunda ley de Fick, y a partir del tiempo de ruptura es posible calcular el coeficiente de difusión (D) del hidrógeno en el material. Este cálculo se realiza utilizando una relación matemática previamente establecida que considera el espesor de la membrana (S), según se muestra en la Ecuación 2.5 (Boes, N., & Züchner, H. 1976).

$$tb_b \approx \frac{0.5 \cdot S^2}{\pi^2 \cdot D} \quad (2.5)$$

Figura 2.

Representación gráfica de la determinación del tiempo de ruptura.



Nota. La figura representa una curva de permeación de hidrógeno. El tiempo de ruptura (t_b) se determina al extrapolar la porción lineal de la curva hasta que intercepta el eje del tiempo, lo cual permite calcular la difusividad del hidrógeno en el material.

Los parámetros más relevantes de la curva de permeación son:

- **Corriente Estacionaria (J_{∞}):** Refleja el flujo constante de hidrógeno que ha alcanzado un equilibrio.
- **Región Transitoria:** Es la fase inicial donde ocurren la adsorción, la difusión y la saturación progresiva del material.
- **Área bajo la curva:** Representa la cantidad total de hidrógeno que se ha difundido a través de la membrana.
- **Zona de Desorción:** Asociada a la liberación de hidrógeno al finalizar el experimento de carga catódica.

El análisis de estos parámetros permite comprender la influencia de la microestructura sobre la movilidad y retención del hidrógeno, lo cual es fundamental para evaluar la susceptibilidad a la fragilización.

3. Metodología Experimental

En este capítulo se describen los procedimientos experimentales realizados para cuantificar la influencia de los diferentes tipos de microestructuras en la difusión y atrapamiento de hidrógeno, para una junta soldada en un acero ASTM A36.

3.1 Material de estudio.

El material de estudio es un acero ASTM A36 (acero ferrítico perlítico); este acero fue suministrado en forma de una placa soldada mediante una junta a tope con un bisel en V como se observa en el Apéndice A. Las dimensiones de la placa en estado de suministro fueron de 85 mm x 90 mm x 8 mm (longitud x anchura x espesor). La composición química del acero y el cordón

de soldadura se obtuvieron mediante el ensayo de espectrometría de chispa y los resultados se presentan en las Tablas 1 y 2.

Tabla 1

Composición química del acero ASTM A36.

Elemento	C	Mn	P	S	Si
%	0.178	1.476	0.017	0.009	0.204

Nota. Composición química del acero analizado mediante el ensayo de espectrometría de chispa.

Tabla 2

Composición química de la soldadura.

Elemento	C	Mn	P	S	Si
%	0.087	1.608	0.023	0.015	0.515

Nota. Composición química de la soldadura, obtenida mediante el ensayo de espectrometría de chispa.

3.2 Obtención de muestras.

De la placa soldada, se extrajeron dos placas de iguales dimensiones de 85 mm x 90 mm x 4 mm mediante el corte por hilo. La placa soldada se cortó de forma transversal a la soldadura con el fin de obtener un mayor número de piezas de suministro o de estudio.

Posterior al corte por hilo, se realizó un corte por disco en el laboratorio para las zonas de interés: metal base (MB) y soldadura (SOL). Obteniendo como resultado 4 muestras como se indican, las cuales se dividen en 2 de metal base y 2 de soldadura. Se tuvo especial cuidado en no sobrecalentar las muestras durante el corte, aplicando un corte lento con ayuda de líquido refrigerante. Finalmente, mediante la máquina desbastadora se lograron los espesores deseados inferiores a 0.07 mm para continuar con el proceso de preparación de la muestra para el ensayo de permeación electroquímica de hidrógeno, en la Tabla 3 se exponen las dimensiones finales de las muestras.

Tabla 3

Dimensiones obtenidas del proceso de corte por disco y desbaste.

Muestras del metal base [mm]	Muestras de la soldadura [mm]
MB 1: 40.5 x 36.6 x 0.53	Sol 1: 40 x 37.5 x 0.53
MB 2: 40.5 x 36.6 x 0.55	Sol 2: 40 x 37.5 x 0.06

Nota. Las dimensiones de las muestras obtenidas se relacionan de esta manera (largo x anchura x espesor).

3.3 Caracterización microestructural.

Se realizó un análisis metalográfico para identificar y documentar las microestructuras resultantes del ciclo térmico de la soldadura (incluyendo la zona ZAC) y la zona original del metal base en estado de suministro.

- **Preparación metalográfica:** Las muestras fueron desbastadas con papel de SiC hasta el grano 1200, seguidas de un pulido final con suspensión de alúmina de 1 y 0.5 μm , como se observa en el Apéndice B. La microestructura fue revelada mediante ataque químico por inmersión en Nital al 2% durante 5-7 segundos.
- **Microscopía óptica:** Se utilizó un microscopio óptico para la observación general de las fases y microconstituyentes presentes. Además, se tomaron unas fotos macros con los objetivos del microscopio óptico para realizar una caracterización más amplia de la superficie, como se expone en el Apéndice C.
- **Perfil de Microdureza Vickers:** Se realizó un perfil de dureza a través de la junta soldada con una carga de 200 g ($\text{HV}_{0.2}$) para correlacionar los cambios de dureza con las fases observadas, como se expone en la Tabla 4.

3.4 Carga de hidrógeno.

Cada muestra, actuando como cátodo, fue puesta en medio de una celda de permeación con un área de exposición de 1.91 cm^2 . La celda de entrada contenía una solución de NaOH al [0.1 M] + As_2O_3 (la cual contiene 3 mg/L de As_2O_3) y la celda de salida contenía la solución de NaOH al [0.1 M], como se observa en el Apéndice D. La carga de hidrógeno se realizó usando una densidad de corriente galvanostática de -5 mA/cm^2 , hasta alcanzar el estado estacionario. Este procedimiento asegura una concentración de hidrógeno uniforme y reproducible en las capas superficiales de las muestras.

3.5 Técnica de permeación electroquímica.

Se utilizó una celda de doble electrolito tipo Devanathan-Stachurski para medir el coeficiente de difusión aparente del hidrógeno en las zonas de interés (metal base y soldadura). El proceso experimental se realizó bajo la norma ASTM G148-97.

3.5.1 Preparación de la superficie de detección.

Antes del ensayo de permeación, la cara de la muestra destinada a la celda de detección fue desbastada hasta papel de lija de grano 1200, desengrasada con acetona. Inmediatamente después, se aplicó un recubrimiento electrolítico de níquel sobre esta cara, como se expone en el Apéndice E, a su vez, el resultado de este acabado se observa en el Apéndice F. Para ello, se preparó una solución de baño de Watts (240 g/L $\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 60 g/L $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 20 g/L H_3BO_3 , 6.8 ml/L CH_3COOH , 0.2 g/L Lauril NaSO_4). La electrodeposición se realizó a una densidad de corriente de +30 mA/cm² durante 120 segundos. Este recubrimiento catalítico de Ni es fundamental para garantizar una oxidación eficiente y rápida del hidrógeno que emerge, minimizando la pasivación de la superficie de acero.

3.5.2 Montaje y análisis.

La muestra con el recubrimiento de níquel actuó como membrana entre las dos celdas. En la celda de carga se utilizó la misma solución de carga de hidrógeno descrita anteriormente. En la celda de detección, orientada hacia la cara niquelada, se empleó una solución de 0.1 M de NaOH. Se aplicó un potencial anódico de +300 mV en el lado de detección para oxidar el hidrógeno que permeaba. La corriente de permeación fue registrada en función del tiempo. El coeficiente de difusión se calculó usando el método del tiempo tangente (t_b), según la ecuación 2.5.

3.6 Dimensionamiento de los defectos de la soldadura y el cálculo del área ZAC.

Para caracterizar los defectos superficiales de la soldadura, se realizó un mapeo a partir de las imágenes obtenidas con el microscopio con focal marca Hirox. Utilizando el software del equipo, se midieron las dimensiones de los poros (su profundidad y área) como se observa en el Apéndice G, lo que permitió una mejor caracterización de estos defectos.

Adicionalmente, se midió el ancho de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) como se observa en el Apéndice H. Esta medición fue importante para calcular el área de la ZAC y, de manera similar, para determinar las áreas individuales de cada zona (soldadura, ZAC y metal base) presentes en el área total de permeación de la muestra.

4. Resultados

En el presente capítulo se detallan los resultados obtenidos de la investigación, estableciendo la correlación entre las características microestructurales de las juntas de acero soldadas y la difusión de hidrógeno. Se presentan los hallazgos de la caracterización microestructural, los perfiles de microdureza del metal base, la zona afectada por el calor y la soldadura, así como los datos de permeación electroquímica de hidrógeno. Adicionalmente, se incluye la caracterización de la porosidad presente en las muestras de soldadura, un factor crítico que influye en los mecanismos de difusión estudiados.

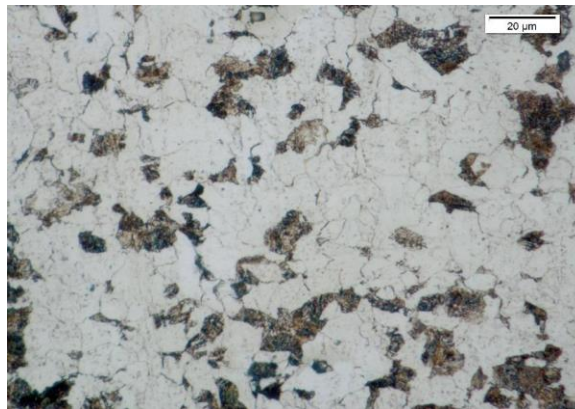
4.1. Caracterización de la microestructura.

Para el estudio de las zonas de la junta de acero soldada, se realizó un análisis metalográfico tal como se describió en el capítulo anterior. A continuación, se presentan y detallan las microestructuras obtenidas para cada una de las zonas clave: el metal base, la zona afectada por el

calor y la zona soldada. Este análisis permite establecer una base visual y estructural para la interpretación de los resultados de difusión de hidrógeno.

Figura 3.

Microestructura del metal base en estado de suministro a un aumento de 1000x.

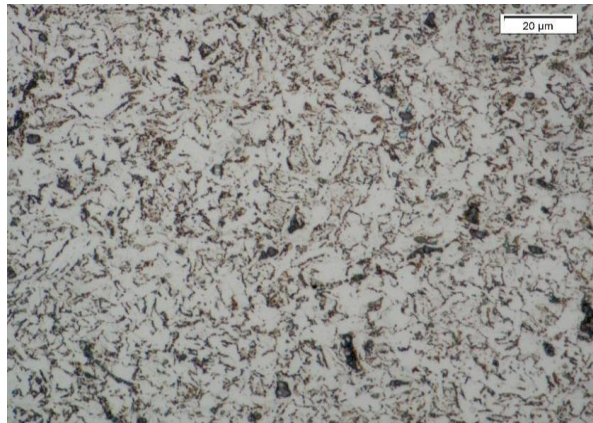


Nota. La fase blanca corresponde a la ferrita equiaxial y las zonas oscuras presentes corresponden al microconstituyente de perlita fina.

La microestructura del material revela una matriz de ferrita equiaxial con la presencia de perlita fina que se distribuye a lo largo de los límites de los granos de ferrita. Adicionalmente, se evidencia el fenómeno de bandeo en la microestructura, caracterizado por bandas que se elongan en la dirección del proceso de laminación. Este patrón se ha documentado en el Apéndice I.

Figura 4

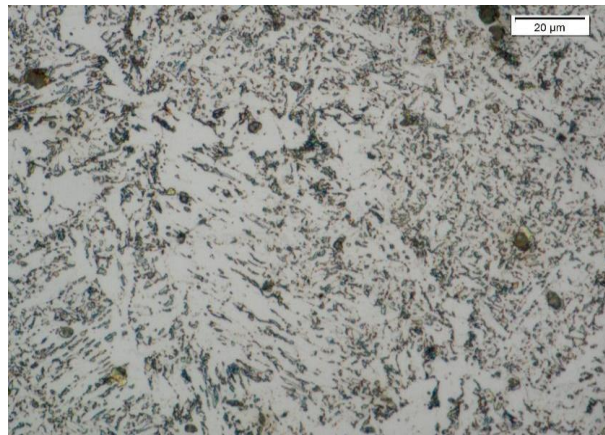
Microestructura de la zona afectada por el calor (ZAC) a un aumento de 1000x.



Nota. La fase blanca corresponde a la ferrita equiaxial con característica refinada y las zonas oscuras presentes corresponden al microconstituyente de la perlita fina.

Figura 5

Microestructura de la soldadura a un aumento de 1000x.



Nota. La fase blanca corresponde a una mezcla de ferrita Widmanstätten y ferrita proeutectoide, las zonas oscuras irregulares corresponden al microconstituyente de perlita fina.

A diferencia del metal base, que exhibe una microestructura bandeada, la ferrita en la ZAC Figura 4 presenta una morfología equiaxial y más refinada, con formación de perlita distribuida heterogéneamente en los límites de grano.

4.2 Ensayo de microdureza y su relación con cada zona del material.

Para caracterizar las propiedades mecánicas de las distintas zonas de la junta de acero soldada, se realizó la medición de la microdureza, tal como se describió en el capítulo anterior. A continuación, se presentan los resultados obtenidos para cada una de las zonas clave: el metal base, la zona afectada por el calor y la zona soldada. Este análisis permite establecer una base estructural para la interpretación de los resultados de difusión de hidrógeno.

Tabla 4

Perfil de microdureza a través de la junta soldada.

Metal base [HV _{0.2}]	ZAC [HV _{0.2}]	Soldadura [HV _{0.2}]
196	211	239.3
191.1	214.6	241.7
190.4	228.1	286.4
184.9	220.4	287.6
186.4	209.5	274.2
Promedio: 189.76 ± 4.36	Promedio: 216.72 ± 7.62	Promedio: 265.96 ± 23.73

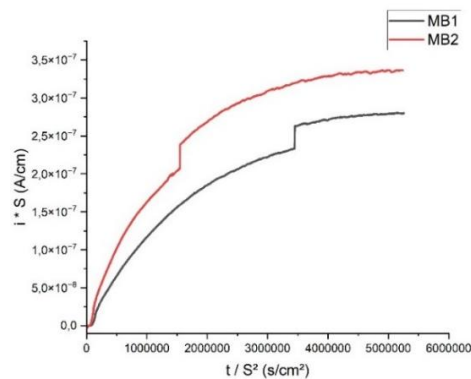
Nota. La tabla de microdureza demuestra una variación significativa en las propiedades mecánicas a lo largo de la junta soldada, lo cual se correlaciona directamente con los cambios microestructurales observados anteriormente en cada zona.

4.3 Curvas de permeación de hidrógeno.

Las curvas de permeación de hidrógeno obtenidas del metal base y de la soldadura se presentan en las Figuras 6 y 7.

Figura 6

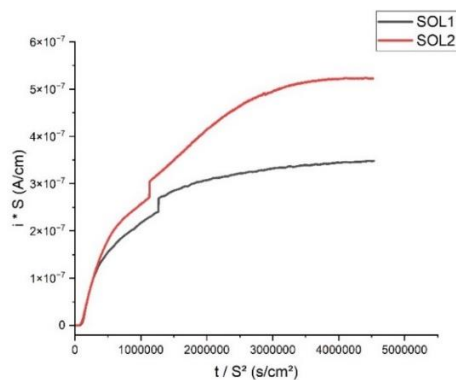
Curvas de permeación de las muestras de metal base analizadas.



Nota. Con el objetivo de poder comparar las curvas de permeación, se normalizaron las gráficas en función del espesor de las muestras (S).

Figura 7

Curvas de permeación de las muestras de soldadura analizadas.

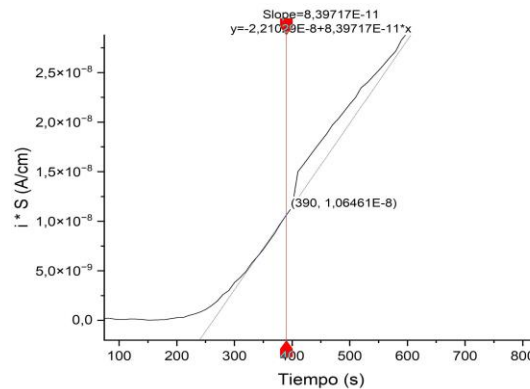


Nota. Con el objetivo de poder comparar las curvas de permeación, se normalizaron las gráficas en función del espesor de las muestras (S).

A partir de las curvas de permeación, se determinó el tiempo tangente (t_b) mediante un análisis gráfico del punto de inflexión de la curva. Este punto, que marca un cambio en la concavidad, se identificó de forma más precisa a través de un análisis cuantitativo de la segunda derivada. Matemáticamente, el punto de inflexión ocurre cuando la segunda derivada cambia de signo o es igual a cero, lo cual se muestra en la Figura 8. Para el análisis de los datos, la densidad de corriente se normalizó en función del espesor de la muestra, permitiendo una comparación directa de la difusión del hidrógeno entre las diferentes zonas metalúrgicas.

Figura 8

Método de cálculo para el tiempo tangente (t_b) en las curvas de permeación.



Nota. Cálculo del tiempo de retardo potencioestático en estado no estacionario para las curvas obtenidas por permeación electroquímica de hidrógeno

El coeficiente de difusión se calculó mediante el tiempo tangente a partir de la ecuación 2.5 expuesta en el marco teórico; este parámetro físico está relacionado directamente con el tipo de microestructura, rugosidad superficial y defectos presentes en la muestra. A partir de las curvas

obtenidas se tiene que, en promedio, el metal base presentó un coeficiente de difusión de hidrógeno un 24% mayor al de la soldadura, como se muestra en la Tabla 5.

Tabla 5

Parámetros obtenidos del ensayo de permeación de hidrógeno.

Tipo de muestra	Corriente de permeación en el estado estacionario [A]	Tiempo tangente (tb) [s]	Coefficiente de difusión [cm² s⁻¹]	Espesor [cm]
MB 1	1,0004683E-5	209.17	6.80E-07	0.053
MB 2	1,1560285E-5	227.18	6.75E-07	0.055
SOL 1	1,2539951E-5	292.40	4.87E-07	0.048
SOL 2	1,6383026E-5	335.79	5.43E-07	0.053

Nota. El coeficiente de difusión se calculó a partir del tiempo tangente según la ecuación 2.5

En la Tabla 6 se presentan los resultados de la cantidad total de hidrógeno que permeó a través de las muestras de metal base y soldadura calculada a partir del ensayo de permeación electroquímica de hidrógeno. Los datos cuantifican la capacidad de cada microestructura para permear hidrógeno, proporcionando una base para el análisis de los mecanismos de difusión y las diferencias entre las zonas metalúrgicas.

Los resultados de la Tabla 6 muestran que la cantidad de hidrógeno que permeó a través de las muestras de soldadura fue consistentemente mayor que en las muestras de metal base. Esto se atribuye a los defectos y trampas microestructurales presentes en la soldadura, los cuales fueron factores que actuaron de forma sinérgica, creando un camino de difusión más tortuoso para el

hidrógeno. Esta mayor retención de hidrógeno en las trampas resultó en una mayor cantidad total de hidrógeno que permeó la muestra a lo largo del tiempo. Además, el hidrógeno atrapado en poros y en trampas mayoritariamente reversibles, con el avance del experimento, es liberado y continúa difundiendo hasta ser oxidado y registrado en la medición, lo que genera un aumento progresivo de la corriente conllevando a que la soldadura alcance mayores valores de corriente que el metal base, aunque a tiempos más prolongados de estabilización. (Kim, S. J., Jung, H. G., & Kim, K. Y. 2011).

Tabla 6

Cantidad de hidrógeno que permea durante los ensayos de permeación.

Tipo de muestra	Cantidad de hidrógeno que permea [mol cm⁻²]
MB 1	0.0886
MB 2	0.0734
SOL 1	0.0909
SOL 2	0.1048

Nota. Estos valores se obtuvieron al integrar el área bajo la curva de la densidad de corriente versus tiempo

5. Análisis de Resultados

En este capítulo se presenta el análisis de los resultados experimentales, contextualizándolos y comparándolos con la literatura científica relevante. Se buscará establecer la influencia de la microestructura, incluyendo las características morfológicas y la presencia de defectos, sobre el comportamiento de la difusión de hidrógeno en las muestras estudiadas. Adicionalmente, se relacionará la dureza de cada zona con el coeficiente de difusión aparente, con el fin de comprender mejor la susceptibilidad del material a la fragilización por hidrógeno.

5.1 Perfil de microdureza y su correlación con la microestructura.

El fundamento de este apartado se basa en el análisis de las propiedades físicas de la junta soldada. Mediante la caracterización metalográfica y los ensayos de microdureza, se obtuvieron los primeros datos necesarios para comprender los mecanismos de permeación de hidrógeno en las zonas de estudio, como se muestra a continuación.

- **Metal base (MB):** El metal base presenta la menor dureza, con un promedio de 189.76 HV. Esta baja dureza es coherente con su microestructura, que se compone de una matriz dominante de ferrita equiaxial (fase blanda) y una menor fracción volumétrica de perlita fina distribuida en los límites de los granos. La baja proporción de perlita está determinada por la composición química del acero, lo que resulta en la microestructura blanda característica. Adicionalmente, esta morfología presenta un fenómeno de bandeo debido a la elongación de las fases en la dirección de laminación (Smoljan, B., Hajdek, K., & others. 2021).
- **Zona afectada por el Calor (ZAC):** La microestructura de la ZAC se diferencia del metal base al presentar una morfología de ferrita más refinada y equiaxial. Este

refinamiento de grano es una consecuencia directa del ciclo térmico de la soldadura. Las altas temperaturas, cercanas al punto de fusión, inducen un proceso de recristalización que genera nuevos granos de austenita, los cuales, durante el enfriamiento, se transforman en una mezcla más fina de ferrita y perlita. La alta densidad de los límites de grano en esta microestructura refinada es un factor crítico que explica la mayor dureza de la zona, la cual alcanza un promedio de 216.72 HV (Bisong, M. S., Kisito, P., & Lepov, V. V. 2018).

- **Soldadura (SOL):** La zona de fusión de una soldadura tiene una microestructura compleja y única. Está compuesta por una mezcla de ferrita Widmanstätten, que aparece como agujas entrelazadas, y ferrita proeutectoide columnar. Este patrón de crecimiento columnar se extiende desde los bordes del cordón hacia el centro, resultado directo del gradiente de temperatura que ocurre durante la solidificación.

Esta microestructura no solo aumenta la tenacidad del material, una propiedad mecánica clave, sino que también dificulta la permeación de hidrógeno al crear más barreras para su difusión. Estas características microestructurales están directamente relacionadas con la dureza del material. Por ejemplo, en este caso, la soldadura ha mostrado una dureza promedio de 265.96 HV, lo que indica una resistencia significativa que se atribuye a la presencia de estas fases (Arya, H. K. 2020).

5.2 Relación entre morfología, dureza y sitios trampa.

La dureza de un material indica su resistencia a la deformación, que a nivel microscópico se logra al aumentar la densidad de obstáculos para el movimiento de las dislocaciones. Las microestructuras refinadas en la Zona Afectada por el Calor (ZAC) y las morfologías tipo Widmanstätten en el Metal de Soldadura (MS) son ejemplos de estructuras que incrementan

drásticamente la densidad de interfaces, límites de grano y dislocaciones. Estos mismos obstáculos que impiden el movimiento de las dislocaciones también actúan como sitios de atrapamiento para los átomos de hidrógeno, creando una estructura más tensionada.

Un material con mayor dureza, por su propia naturaleza microestructural, posee una mayor densidad de trampas reversibles para el hidrógeno. Así, el orden de dureza observado ($MB < ZAC < MS$) no solo refleja la respuesta mecánica del material, sino que también predice la densidad de sitios de trampa microestructurales, lo que es un factor determinante en la complejidad de la difusión del hidrógeno. Esta complejidad se debe a que la red cristalina, distorsionada y tensionada por estos defectos, dificulta el movimiento de los átomos de hidrógeno, lo que se traduce en una menor velocidad de difusión.

5.3 Velocidad de difusión neta y la capacidad total de transporte de un material.

El coeficiente de difusión aparente (D_{ap}) es una medida de la velocidad neta a la que el hidrógeno se mueve a través de la red cristalina con defectos. Esta velocidad se ve directamente afectada por la presencia de trampas reversibles, las cuales retienen temporalmente a los átomos de hidrógeno, ralentizando su movimiento microscópico. Sin embargo, la cantidad total de hidrógeno permeado está relacionada con el flujo en estado estacionario y la capacidad del material para alojar y transportar hidrógeno.

Es por esto que la soldadura, al tener una microestructura más compleja y una mayor densidad de sitios trampa reversibles inferida a partir de la dureza, reduce la velocidad de la difusión del hidrógeno. Adicionalmente, en ambos cordones de soldadura se encontró una variable adicional que influyó en la difusión: la presencia de poros, en la Figura 9 se observa uno de los poros de mayor área de la soldadura 1. Las dimensiones de estos defectos se detallan en la Tabla 7.

Figura 9

Poros 1 encontrado en el área permeada de la superficie de soldadura.



Nota. El poro 1 de la soldadura 1, fue uno de los poros con mayores dimensiones encontrados en las áreas permeadas de las soldaduras.

Tabla 7

Dimensiones de los poros en el área permeada del cordón de soldadura.

Muestra	Defecto	Área [μm^2]	Profundidad [μm]
SOL 1	Poros 1	768875.313	353.762
	Poros 2	261117.531	242.263
SOL 2	Poros 1	407947.156	256.121
	Poros 2	305362.719	236.892

Nota. Con ayuda del microscopio con focal Hirox y su software, se realizó el dimensionamiento de los defectos encontrados en el área permeada de estudio.

Estos defectos actúan como trampas adicionales, que incrementan la capacidad de la soldadura para acumular hidrógeno y crean vías alternativas que facilitan el flujo de una mayor cantidad total de hidrógeno a lo largo del tiempo. Adicionalmente, estos poros pueden ser lugares donde el hidrógeno atómico se recombine para formar hidrógeno molecular (H_2), lo cual lo hace inmóvil y queda retenido o sale de la muestra, haciendo el camino de difusión más tortuoso.

Según el análisis proporcionado, el coeficiente de permeación de hidrógeno de la soldadura es significativamente menor que el del metal base debido a la presencia de porosidad. Aunque el metal base posee un alto coeficiente de permeación debido a su microestructura homogénea, en la soldadura los poros actúan como "trampas" que acumulan y retienen el hidrógeno o se recombina formando H_2 . Se evidenció que la soldadura 1, con poros casi el doble de grandes que los de la soldadura 2, tuvo un menor coeficiente de permeación. Esto se debe a que la gran área y profundidad de sus poros retardaron la difusión del hidrógeno, atrapando una mayor cantidad en su interior. En consecuencia, la porosidad se convierte en el factor dominante que inhibe la difusión de hidrógeno en las soldaduras en comparación con el metal base.

Yaktiti et al. (2022) encontraron resultados similares en su estudio, donde la porosidad se convirtió en un sitio de atrapamiento dominante en el acero, afectando significativamente la difusión de hidrógeno.

A pesar de que la difusión a través de la matriz del metal base es más rápida, el gran tamaño de los poros en la soldadura acumula una cantidad significativa de hidrógeno. Este atrapamiento reduce el coeficiente de permeación de la soldadura y aumenta su vulnerabilidad a la fragilización por hidrógeno. Por lo tanto, aunque el metal base tenga un coeficiente de permeación más alto, la cantidad total de hidrógeno acumulado en la soldadura es significativamente mayor, lo que valida

que la porosidad es el factor principal que determina la cantidad de hidrógeno retenida y que afecta el coeficiente de permeación (Zhou, Q., Liang, J., Wang, Y., & Atrens, A. 2022).

5.4 Consideraciones adicionales: El efecto de la geometría de la muestra.

Un factor importante que afectó la comparabilidad de los resultados de difusión fue la propia geometría de las muestras. Debido a que el cordón de soldadura era muy pequeño, el área de las muestras analizadas no estaba compuesta únicamente por el metal de soldadura. Así pues, el ensayo de permeación abarcó las tres zonas metalúrgicas: la soldadura (SOL), la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base (MB), como se muestra en la Tabla 8.

Tabla 8

Porcentaje de zonas en el área permeada de la soldadura.

Muestra	SOL [%]	ZAC [%]	MB [%]
SOL 1	65.34	9.46	25.20
SOL 2	61.62	8.96	29.42

Nota. Con ayuda del microscopio con focal Hirox y su software, se realizó el dimensionamiento del ancho de la ZAC junto con los cálculos del área para cada zona expuesta en la tabla.

Este hecho introduce una variable significativa, ya que los coeficientes de difusión obtenidos no representan un valor exclusivamente relacionado con la microestructura de la soldadura, sino un valor aparente que promedia el comportamiento de las tres zonas, lo cual limita la comparabilidad directa de los resultados.

5.5 El papel de las trampas reversibles y la relación con la dureza.

La microestructura de la soldadura, con su alta densidad de interfaces de ferrita acicular y su alta dureza, actúa como una red de trampas reversibles. Los átomos de hidrógeno son atraídos por los campos de esfuerzo alrededor de estos sitios, donde son retenidos temporalmente antes de desorberse y continuar su camino. Este proceso de atrapamiento y liberación reduce la velocidad de difusión neta del hidrógeno a nivel microscópico, lo que se refleja directamente en el menor valor del coeficiente de difusión aparente (D_{ap}) observado en el metal de soldadura.

Así, se establece explícitamente que la misma microestructura compleja que confiere la alta dureza al material crea los obstáculos para el movimiento de las dislocaciones y a su vez también genera una alta densidad de sitios para el atrapamiento reversible del hidrógeno.

6. Conclusiones

Se obtuvo una relación directa entre la microestructura y el comportamiento de la difusión del hidrógeno en las diferentes zonas de la junta soldada. Los resultados demuestran que la dureza de cada zona está directamente relacionada con su microestructura y, por tanto, con la densidad de los sitios trampa para el hidrógeno, como lo fue el caso de la soldadura con su morfología más compleja, caracterizada por ferrita acicular (Widmanstätten) y ferrita proeutectoide columnar.

Se demuestra que la porosidad volumétrica juega un papel crucial en la difusión. A pesar de que la soldadura tiene un coeficiente de difusión más bajo, la presencia de poros con mayor área y profundidad explica por qué una mayor cantidad total de hidrógeno logró permear a través

de esta zona. Estos poros actúan como trampas "reversibles" que retienen el hidrógeno y pueden causar la recombinación de H en H₂, lo cual hace que el camino de difusión sea más tortuoso.

El análisis de los resultados evidencia un comportamiento diferenciado entre el metal base y la soldadura frente a la difusión y acumulación de hidrógeno. En el metal base, cuya microestructura corresponde a una matriz ferrita-perlita, se obtuvo un coeficiente de difusión superior. Esto se explica por su menor dureza y baja densidad de trampas, condiciones que permiten un transporte más favorable de los átomos de hidrógeno a través de la red cristalina. Aunque esta característica reduce la retención local, también implica un riesgo importante: el hidrógeno difundido puede desplazarse con rapidez hacia regiones críticas, generando allí una acumulación localizada capaz de activar los mecanismos de fragilización por hidrógeno.

En contraste, la zona soldada, conformada por una microestructura de ferrita Widmanstätten (acicular), ferrita proeutectoide columnar y distribución heterogénea de perlita. Reflejó un coeficiente de difusión menor debido a su elevada dureza, la distorsión de la red y la abundancia de defectos y heterogeneidades. A estos factores se suma la presencia de poros propios del proceso de soldadura y una alta densidad de trampas, que favorecen la absorción y el almacenamiento progresivo de hidrógeno. Este atrapamiento, lejos de ser inofensivo, conduce a la formación de concentraciones críticas dentro de una microestructura ya de por sí sensible, lo que incrementa la probabilidad de fragilización.

De esta forma, si bien el metal base puede transportar rápidamente el hidrógeno hacia zonas de mayor susceptibilidad, es la soldadura la región más vulnerable frente a la fragilización. La

combinación de porosidad, alta densidad de trampas, acumulación localizada de hidrógeno, dureza elevada y tensiones residuales satisface los tres factores determinantes descritos en la literatura para la manifestación del fenómeno (una microestructura crítica, una concentración suficiente de hidrógeno y la presencia de un esfuerzo umbral). En consecuencia, la zona soldada se consolida como el sector de mayor riesgo para la integridad estructural del material expuesto a ambientes con hidrógeno.

7. Recomendaciones

Para obtener un análisis más preciso, es crucial que futuras investigaciones tomen medidas para aislar la zona de la soldadura. Esto puede lograrse en futuras investigaciones usando una menor área de permeación en la celda de ensayo, durante el análisis de cordones de soldadura de menor tamaño. Lo que permitiría que el enfoque del estudio se centre exclusivamente en las propiedades de la soldadura sin la influencia de zonas adyacentes.

Para futuras investigaciones, se recomienda profundizar en la caracterización de los sitios de atrapamiento de hidrógeno en la soldadura de acero ASTM A36. Se propone estudiar la densidad y distribución de las trampas reversibles e irreversibles mediante técnicas como la desorción térmica programada (TPD). Esto permitirá comprender de manera más precisa por qué la soldadura presenta una mayor concentración de hidrógeno, proporcionando el desarrollo de estrategias de mitigación más efectivas contra la fragilización en componentes soldados.

Referencias Bibliográficas

- Arya, H. K. (2020). Prediction of weld shape factor in flux bonded gas tungsten arc welding for AISI 1020 steel. *Turkish Journal of Computer and Mathematics Education (TURCOMAT)*, 11(3), 1154–1160. <https://doi.org/10.17762/turcomat.v11i3.213>
- A. Yaktiti, A. Dreano, J.F. Carton, F. Christien. (2022). Hydrogen diffusion and trapping in a steel containing porosities. *Corrosion Science*, 199, 110208. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110208>
- Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). *Steels: Microstructure and properties* (3rd ed.). Butterworth-Heinemann.
- Boes, N., & Züchner, H. (1976). Electrochemical methods for studying diffusion, permeation and solubility of hydrogen in metals. *Journal of the Electrochemical Society*, 123(9), 1360–1365.
- Boes, N., & Züchner, H. (1976). Electrochemical methods for studying diffusion, permeation and solubility of hydrogen in metals. *Journal of the Electrochemical Society*, 123(9), 1497–1502. <https://doi.org/10.1149/1.2133064>
- Borbón Jara, B. (2006). *Desarrollo de la técnica de permeación modulada para la caracterización de la permeación del hidrógeno en hierro y aceros* (Tesis de maestría). Centro de Investigación y Desarrollo Tecnológico en Electroquímica, S.C.
- Bissong, M. S., Kisito, P., & Lepov, V. V. (2018). Thermal influence on the microstructure and the micro hardness of a carbon steel weld probes. *International Journal of Engineering*

Technologies and Management Research, 5(8), 1–10.

<https://doi.org/10.5281/zenodo.1403863>

Callister, W. D., Jr., & Rethwisch, D. G. (2016). *Materials science and engineering: An introduction* (10th ed.). Wiley.

Kim, S. J., Jung, H. G., & Kim, K. Y. (2011). Effect of post weld heat treatment on the hydrogen trapping behavior of pressure vessel steel. In *NACE International Corrosion Conference 2011*. NACE International. <https://onepetro.org/NACECORR/proceedings/CORR11/All-CORR11/NACE-11292/119618>

Ovejero García, J., & Pasquevich, D. M. (2016). *Degradación de los aceros por efectos del hidrógeno* (1.ª ed.). Comisión Nacional de Energía Atómica.

Porter, D. A., Easterling, K. E., & Sherif, M. Y. (2009). *Phase transformations in metals and alloys* (3rd ed.). CRC Press.

Pérez Ceballos, A. M. (2015). *Estudio de la difusión y fragilización por hidrógeno de un acero inoxidable súper dúplex*. (Tesis de doctoral). Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia.

Smoljan, B., Hajdek, K., & others. (2021). Prediction of microstructure constituents' hardness after the isothermal decomposition of austenite. *Metals*, 11(2), 180.

<https://doi.org/10.3390/met11020180>

Turnbull, A. (2015). Perspectives on hydrogen uptake, diffusion and trapping. *International*

Journal of Hydrogen Energy, 40(47), 16961–16970.

<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.07.090>

Apéndices

Apéndice A

Imagen del acero ASTM A36 en estado de suministro.



Apéndice B

Imagen del acabado final en la preparación metalográfica del metal base.



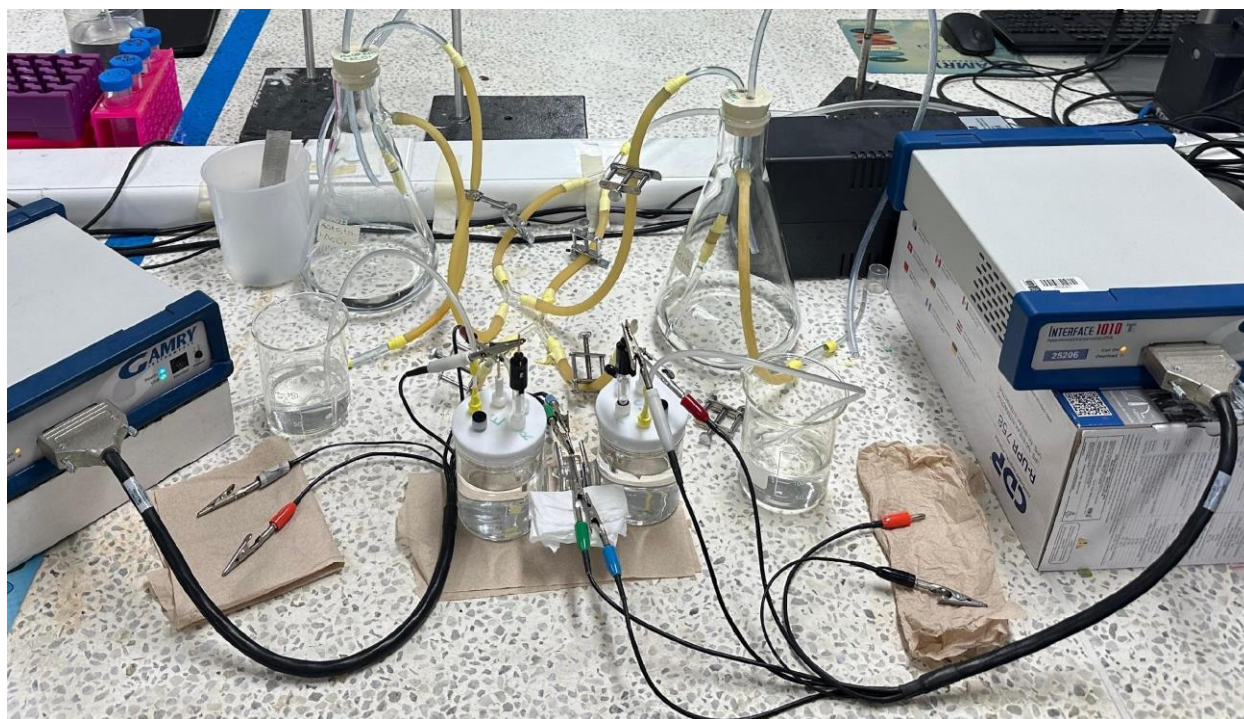
Apéndice C

Foto macro de la cara frontal de la soldadura en estado de suministro.



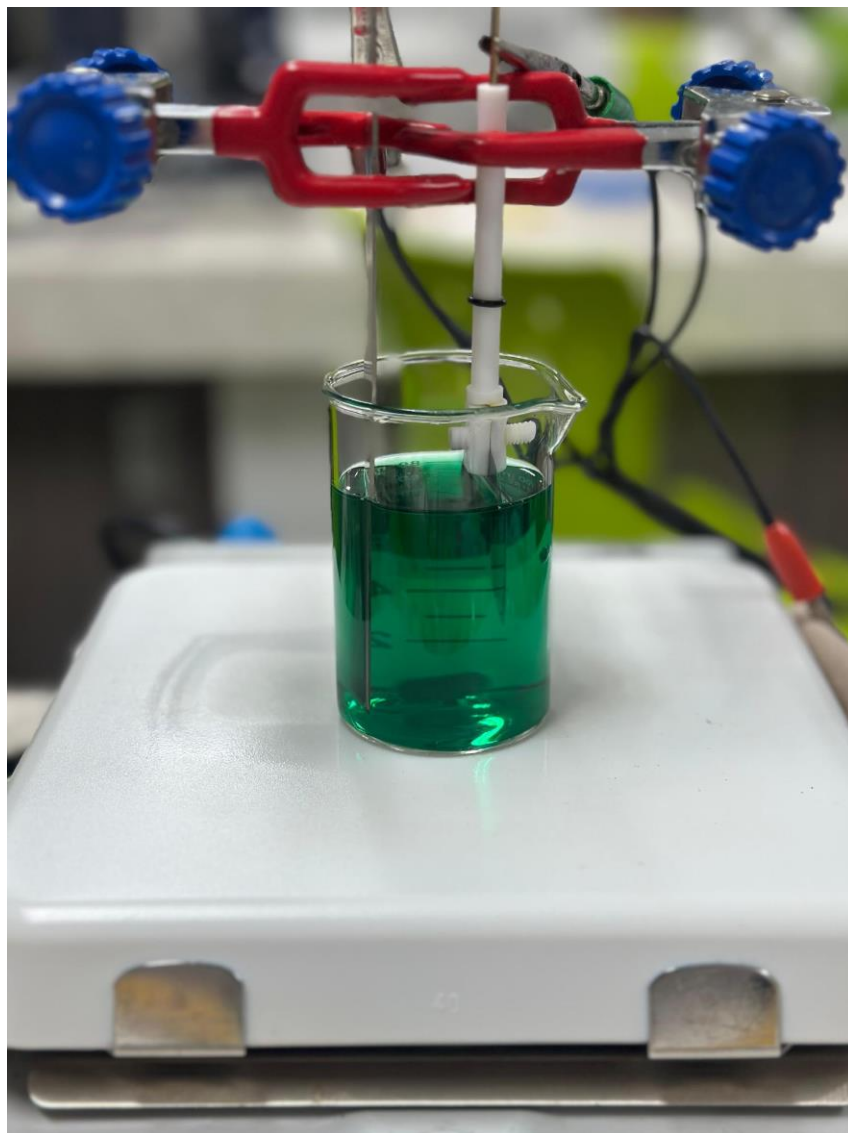
Apéndice D

Montaje celda de permeación, lado izquierdo entrada y derecho salida.



Apéndice E

Imagen del montaje realizado para el recubrimiento de níquel.



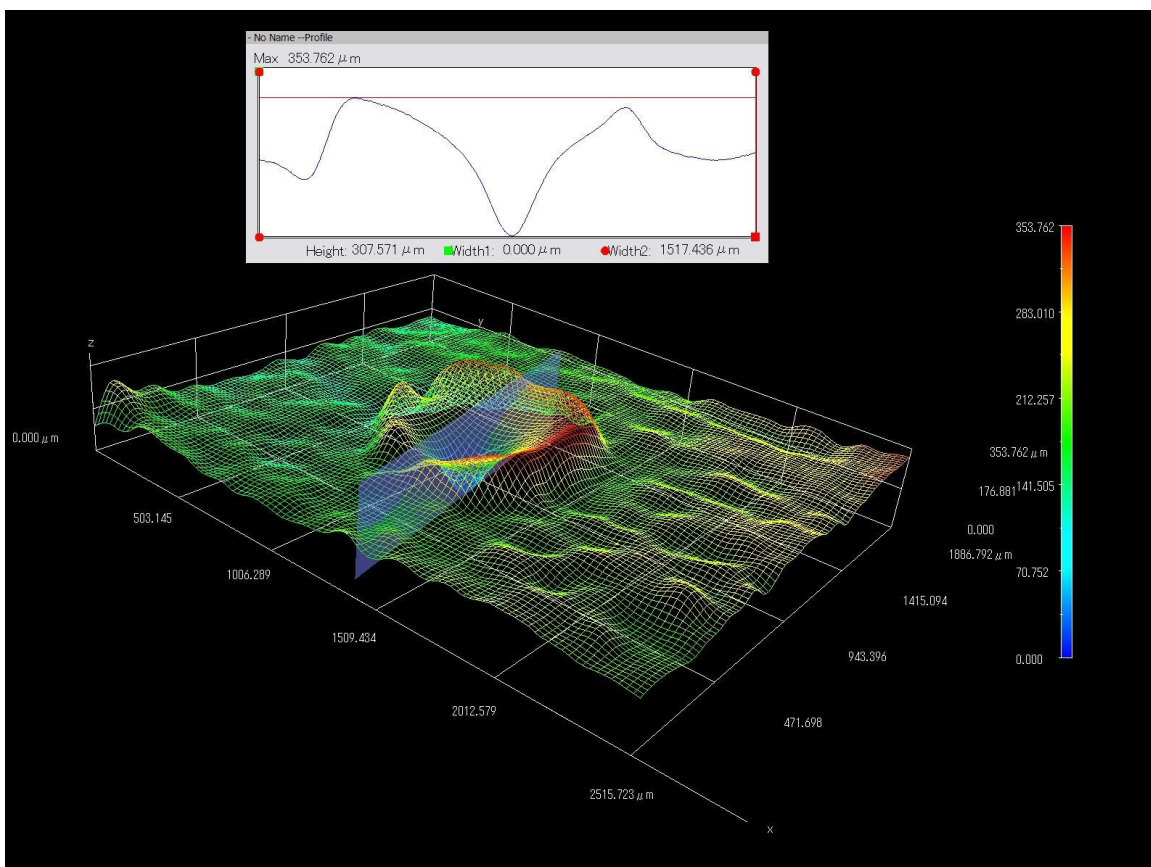
Apéndice F

Imagen del recubrimiento obtenido a partir del niquelado.



Apéndice G

Foto del modelamiento realizado por el software del microscopio Hirox.



Apéndice H

Medición de la ZAC mediante el software del microscopio.



Apéndice I

Microestructura del metal base a 100x, con presencia de bandeo.

