

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ANÁLISIS DEL DAÑO MICROESTRUCTURAL POR ABSORCIÓN DE
HIDRÓGENO BAJO ESFUERZOS EN UN AMBIENTE DE H₂S EN UNIONES
SOLDADAS POR SAW DE ACERO API 5L-X70.**

POR

DIANA CAROLINA ROMO MENDOZA

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA

12 OCTUBRE 2019

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ANÁLISIS DEL DAÑO MICROSTRUCTURAL POR ABSORCIÓN DE
HIDRÓGENO BAJO ESFUERZOS EN UN AMBIENTE DE H₂S EN UNIONES
SOLDADAS POR SAW DE ACERO API 5L-X70.**

POR

DIANA CAROLINA ROMO MENDOZA

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA

12 OCTUBRE 2019

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis **ANÁLISIS DEL DAÑO MICROESTRUCTURAL POR ABSORCIÓN DE HIDRÓGENO BAJO ESFUERZOS EN UN AMBIENTE DE H₂S EN UNIONES SOLDADAS POR SAW DE ACERO API 5L-X70**, realizada por el alumno (a) **DIANA CAROLINA ROMO MENDOZA**, con número de matrícula 16-MS054 sea aceptada para su defensa como Maestra en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dr. Eduardo Hurtado Delgado
Director de Tesis / Tutor Académico

Dr. Juan Carlos Díaz Guillén
Tutor en Planta

Dra. Argelia Fabiola Miranda Pérez
Asesor

Vo.Bo.
Dr. Pedro Pérez Villanueva
Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de especialización del alumno **DIANA CAROLINA ROMO MENDOZA**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **ANÁLISIS DEL DAÑO MICROESTRUCTURAL POR ABSORCIÓN DE HIDRÓGENO BAJO ESFUERZOS EN UN AMBIENTE DE H₂S EN UNIONES SOLDADAS POR SAW DE ACERO API 5L-X70**, aceptamos que la referida tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestra en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 12 días del mes de Octubre del 2019.

Dr. Víctor Hugo López Cortez
Presidente

**Dra. Gladys Yerania Pérez
Medina**
Secretario

Dr. Eduardo Hurtado Delgado
Vocal

AGRADECIMIENTOS

Uno de los principales lugares en donde fue realizado este trabajo fue en Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA), gracias a sus instalaciones y laboratorios porque sin ellas el trabajo no hubiera sido posible.

Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), en el cual gracias a su apoyo que brinda a todas esas personas a las cuales estén interesadas en un estudio de posgrado.

A mi tutor el doctor Eduardo Hurtado Delgado, por su apoyo en el trabajo de tesis, sus explicaciones, revisiones, correcciones y sobre todo por sus ideas para resolver los problemas que se presentaron en el desarrollo de la tesis.

A mis profesores, asesores y sinodales, por todos sus conocimientos aportados en el transcurso de estos años.

A mis compañeros y amigos en el posgrado de COMIMSA, los cuales hicieron este camino ameno, con los cuales compartí momentos muy agradables y algunas veces no tanto, gracias.

Y finalmente a mi padre José Luis Romo López y a mi madre Gloria Mendoza Cabrera que gracias a ellos esto no hubiera sido posible, faltarían palabras para agradecerles por todo lo que han hecho por mí.

ÍNDICE

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.....	2
1.1 Antecedentes	2
1.2 Objetivos.....	4
1.3 Justificación	4
1.4 Planteamiento del Problema.....	5
1.5 Hipótesis.....	5
1.6 Alcances y Delimitaciones	5
1.7 Aportación científica y/o tecnológica.....	6
CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO.....	7
2.1 Aceros API 5L.....	7
2.1.1 Composición química de un acero API	10
2.2 Fabricación de la línea de conducción.....	12
2.3 La soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC).....	26
2.4 Metalurgia de la soldadura en aceros al carbono	27
2.5 Fragilización por hidrógeno.....	38
CAPÍTULO 3. ESTADO DEL ARTE	50
CAPÍTULO 4. METODOLOGÍA.....	55
CAPÍTULO 5. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	58
5.1 Material API-X70.....	58
5.2 Preparación de cupones	59
5.3 Proceso de soldadura por arco sumergido (SAW).....	60
5.4 Probetas para prueba de SSC.....	63
5.5 Fabricación de dispositivos para SSC.	64

5.6 Medición de la microdeformación por galgas extensométricas.....	65
5.7 Prueba SSC.....	67
5.8 Caracterización de probetas.	70
5.9 Medición de microdureza Vickers.	70
5.10 Análisis de hidrógeno por fusión en LECO	71
CAPÍTULO 6. ANÁLISIS Y RESULTADOS.....	72
6.1 Análisis químico y microestructural del material base	72
6.2 Microestructura del acero API5L-X70 soldado por SAW	73
6.3 Evaluación de la microdeformación en la soldadura.....	76
6.4 Resultados de prueba SSC	77
6.5 Análisis de dureza	81
6.6 Análisis por microscopio electrónico de barrido.....	84
6.7 Análisis de hidrógeno.....	87
7. CONCLUSIONES.....	89

SÍNTESIS

Una de las grandes problemáticas en la fabricación de ductos es la formación de grietas, las cuales son producidas por la presencia del hidrógeno en donde uno de sus promotores principales es el H_2S , cuando llega a descomponerse provoca que se formen átomos de hidrógeno los cuales entran al material, estos átomos de hidrógeno llegan a formar una molécula la cual provoca una presión interna en el material y lleva al agrietamiento, y posteriormente a una fractura del material.

En el presente trabajo de Maestría en Tecnología de la Soldadura Industrial se realizó un estudio en probetas de acero API X-70 soldadas por medio de un proceso SAW las cuales se sometieron a diferentes esfuerzos y fueron expuestas a ambientes corrosivos por medio de una prueba llamada agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos en un ambiente de sulfuro (SSC, por sus siglas en ingles) en diferentes tiempos para analizar el daño efectuado sobre el material en diferentes condiciones, realizando un análisis por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido, análisis de dureza, midiendo cantidad de hidrógeno presente para evaluar el efecto microestructural del material.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

Alrededor del 40% de los países del mundo invierten en 3,000,000 km de ductos para la transportación del petróleo y gas, sin embargo, la industria petrolera enfrenta una gran problemática, donde la corrosión afecta el funcionamiento continuo de las tuberías (1). La corrosión es un proceso que ha complicado inevitablemente la refinación del petróleo y operaciones petroquímicas dando como resultado el incremento de los costos de operación y mantenimiento (2).

Debido a esta cuestión la industria petrolera ha requerido avances para la fabricación de tubos, por lo que se han mejorado las propiedades del material y se han creado nuevos métodos de producción. Con lo cual se han obtenido avances en resistencia, versatilidad de diseño, fabricación y técnicas de instalación, aumentando el ciclo de vida de la tubería (3).

Se han diseñado aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) para proveer mejores propiedades mecánicas y mayor grado de resistencia a la corrosión que los aceros convencionales (4). Estos aceros también se conocen como API 5L según el Instituto Americano de Petróleo (API, por sus siglas en inglés)

Los tubos de acero API 5L están diseñados para conducir petróleo crudo, gas natural, gas amargo, gas dulce, gasolina, diésel y otros productos refinados. El gas amargo es el producto que promueve una mayor corrosión debido al alto contenido de sulfuro de hidrógeno (H_2S) en forma gaseosa, ya que promueve el daño por hidrógeno, debido a que el azufre actúa como un inhibidor, el cual previene la formación de hidrógeno molecular, provocando que se quede en su forma atómica, y facilitando su difusión dentro del acero (5).

El daño por hidrógeno se relaciona con la composición del acero, las prácticas de desoxidación y el proceso de fabricación de ductos (ya sea con o sin soldadura), ya que estos afectan la morfología de las inclusiones metálicas y la microestructura del material. El acomodo del H dentro del acero se encuentra por lo general en los defectos tales como: límites de grano, vacancias y dislocaciones (6).

Este daño puede presentarse en diversos mecanismos, tal como: el agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC, por sus siglas en inglés), agrietamiento inducido por hidrógeno en la dirección del esfuerzo (SOHIC, por sus siglas en inglés) y agrietamiento bajo esfuerzos en ambiente de H_2S (SSC, por sus siglas en inglés) (7).

El daño por hidrógeno se presenta tanto en ductos con o sin soldadura. En la soldadura se puede presentar específicamente en la zona afectada por el calor (ZAC) y en la zona de fusión (ZF), ya que sufren un cambio microestructural durante el proceso de soldadura haciendo que el material sea más susceptible al daño por hidrógeno, por ejemplo la formación de martensita la cual proporciona una alta dureza y por lo tanto, es una microestructura más susceptible (8). Este daño puede ocurrir inesperadamente y usualmente lleva a fallas catastróficas y grandes pérdidas, un ejemplo es el cambio de tuberías ya que deriva en altos costos económicos.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Analizar el daño microestructural de un acero API5L-X70 soldado por SAW expuesto a un ambiente de H₂S aplicando dos esfuerzos diferentes en un cordón de soldadura.

1.2.2 Objetivos específicos

- Determinación de parámetros de soldadura para un acero API 5L-X70.
- Analizar y medir la microdeformación aplicada en un cordón de soldadura.
- Determinar las condiciones de la prueba SSC.
- Estudiar el daño microestructural de un acero API5L-X70, sin soldadura, con soldadura y después de ser expuesto a un ambiente de H₂S mediante microscopía óptica y microscopía electrónico de barrido.
- Analizar la presencia de hidrógeno en muestras expuestas a un ambiente amargo.

1.3 Justificación

La industria petrolera utiliza los aceros grado API en la fabricación de tubos para la transportación de sus diversos productos. Estos tubos pueden tener pérdidas de material, en donde se ha registrado que aproximadamente el 41% son provocadas por problemas de corrosión que derivan en fugas o explosiones, 25% por falla del material, 13% por golpes de maquinaria, 4.5% por tomas clandestinas, 3% por fisuras en soldadura y 13.5% por otras causas.

Cuando las tuberías son puestas en servicio con ambientes químicos específicos, tal como el H₂S tienden a presentar un daño por hidrógeno el cual se

presenta en diversos mecanismos, estos daños provocan riesgos de seguridad y fallas catastróficas en equipos que manejan una gran variedad de productos inflamables.

1.4 Planteamiento del Problema

Día con día la industria petrolera incrementa la exigencia del cumplimiento de calidad en los productos que utiliza en la transportación de fluidos, porque se ha reportado que algunas fallas se deben a la presencia de compuestos de hidrógeno en el material transportado. Para entender dichas fallas en las tuberías es necesario analizar el daño microestructural generado por la absorción de hidrógeno en el acero aplicando diferentes esfuerzos, para facilitar el acomodo del hidrógeno.

1.5 Hipótesis

El estado microestructural resultante del proceso de soldadura de un acero API 5L tiene un efecto importante en la generación de poros y grietas inducidas por la presencia de H_2S , provocando la separación del hidrógeno y acumulándolo en sitios preferenciales de la red cristalina y alrededor de las fases secundarias presentes en el material.

1.6 Alcances y Delimitaciones

Se estudia el efecto microestructural debido al daño por hidrógeno en un cordón de soldadura expuesto a diferentes esfuerzos en un ambiente de H_2S , esta investigación está enfocada a aceros API 5L-X70 con un proceso de soldadura SAW.

1.7 Aportación científica y/o tecnológica

Análisis sobre el comportamiento de un acero API 5L-X70 soldado por SAW expuesto a un ambiente de sulfuro de hidrógeno aplicando diferentes esfuerzos en un cordón de soldadura

CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO

2.1 Aceros API 5L

El uso de este tipo de aceros se aplica para tuberías submarinas, tuberías de alta presión y ductos de alta resistencia. Los aceros para tubos se pueden dividir en cuatro grupos como se observa en la **Tabla 2. 1** (9).

Tabla 2. 1 Clasificación API 5L tubería de conducción (9).

Clase (Límite elástico)	Grado típico	Uso
Min 217 MPa	API 5L A/B/X42/X46/X52/X56	Productos no sometidos a la presión
Min 453 MPa	API 5L X60/X65	Tuberías sometidas a presión media y alta
Min 522 MPa	API 5L X70	Tuberías a alta presión
Min 551 MPa	API 5L X80	Tuberías a alta presión

El acero que se utiliza en la industria petrolera es clasificado de acuerdo a la norma API, la cual se basa en aplicación y resistencia mecánica (9), en la **Tabla 2. 2** se muestra la clasificación de API y sus usos (4).

Tabla 2. 2 Clasificación API 5L tubería de conducción y sus aplicaciones (4).

Especificación API	
Categoría	Producto
2B	Especificación para fabricación de acero estructural y líneas
5CT	Especificación para revestimientos y tubos
5D	Especificación para tubería de perforación
5L	Especificación de ductos

API 5L identifica el grado de acero por el esfuerzo de cedencia como X42 - X80, donde el número se refiere a la clasificación de la resistencia que va de 42 ksi o 42,000 psi, o en unidades métricas, 289 (MPa), donde 145.04 psi es 1MPa; en la **Tabla 2. 3** muestra las propiedades mecánicas del material.

Aunque la especificación API 5L surgió en 1920, esto se convirtió en la referencia internacional básica cerca de 1948. Al mismo tiempo, el grado de resistencia más alto fue X42. El estándar ISO ahora incluye grados más arriba hasta X80 (1).

Los grados X cubiertos por la norma API 5L son X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 y X80, y algunos grados intermedios. Los tubos utilizados en líneas de producción se fabrican de acuerdo a la norma API (9).

Tabla 2. 3 Propiedades mecánicas de los aceros API (1).

Grado	Resistencia mínima a la cadencia		Resistencia mínima a la tracción		Relación YS/TS
	lb/in ²	MPa	lb/in ²	MPa	
A25	25,000	172	45,000	310	0.556
A	30,000	207	48,000	331	0.625
B	35,000	241	60,000	413	0.583
X42	42,000	289	60,000	413	0.7
X46	46,000	317	63,000	434	0.73
X52	52,000	358	66,000	455	0.788
X56	56,000	386	71,000	489	0.789
X60	60,000	413	75,000	517	0.8
X65	65,000	448	77,000	530	0.844
X70	70,000	482	82,000	565	0.854
X80	80,000	551	90,000	620	0.889

Una de las funciones más importantes de la especificación API 5L es la clasificación de dimensiones y tolerancias de la unión de la tubería, incluyendo dimensiones estándar, espesor, longitud de unión, ovalamiento y rectitud.

Los materiales de fabricación de las estructuras en ambientes marinos son los aceros API 5L. Estos aceros son microaleados, resistentes a la corrosión, empleados en la industria petrolera en ambientes marinos y secos.

Un aumento en la cantidad de ácido sulfhídrico disminuye notablemente la vida en servicio de las tuberías de conducción. El daño por hidrógeno derivado de la corrosión en soluciones acuosas de ácido sulfhídrico se incrementa por la presencia de la ZAC (zona afectada por el calor) esto debido al tipo de proceso al que fueron sometidos los materiales en etapa de formado.

La tubería se fabrica de acero microaleado con elementos aleantes como niobio, titanio, vanadio y bajo carbono (< 0.1% peso), por medio del proceso de laminación controlada termomecánicamente (TMCP, por sus siglas en inglés), resultando una adecuada resistencia, tenacidad y soldabilidad debido al refinamiento de grano y al endurecimiento, por precipitación de carbonitruros de

Nb-Ti con diferente tamaño y morfología, durante las etapas de laminado, enfriamiento y enrollado.

Con respecto a la práctica de aceración los desarrollos tecnológicos han permitido la producción de aceros con elementos microaleantes controlados en ppm, permitiendo una mejor respuesta cuando se someten a procesos termomecánicos. Por ejemplo, con contenidos de carbono (menor del 0.05% en peso) se mejora la soldabilidad y se reduce el endurecimiento de la zona afectada por el calor. Los bajos contenidos de azufre disminuyen la susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno y los bajos contenidos de fósforo reducen la tendencia al endurecimiento en regiones segregadas. El control de la morfología de las inclusiones mejora la tenacidad y retarda la degradación de tuberías debido a la presencia de H₂S (1).

2.1.1 Composición química de un acero API

La adición de elementos microaleantes (vanadio, niobio y titanio) que son formadores de partículas finas de carburos y nitruros, los cuales tienden a obstaculizar el movimiento de los límites de grano, reducen el tamaño de grano y hacen que el crecimiento de grano sea más difícil. La reducción en el tamaño de grano en aceros HSLA incrementa su resistencia y tenacidad al mismo tiempo (10).

Estos aceros deben tener la siguiente composición química **Tabla 2. 4** de acuerdo a la norma API 5L.

Tabla 2. 4 Composición química de acero para tubería bajo la norma API 5L (12).

Elemento	Grados de X42-X70
	Porcentajes
C	0.22 Máx.
S	0.015 Máx.
Mn	1.600 Máx.
Cu	0.350 Máx.
Si	0.25 a 0.45 Máx.
P	0.025 Máx.
Microaleantes (Nb+Ti+V)	0.160 Máx.

Donde el carbono equivalente debe ser de 0.40% máximo, de acuerdo a la siguiente ecuación:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad \text{Ec. 2.1}$$

De acuerdo a la especificación 5L, es necesario dar un tratamiento térmico de normalizado, que consiste en calentar el acero hasta su temperatura de austenización seguida de un enfriamiento al aire hasta la temperatura ambiente. El propósito de la normalización es producir un acero más duro y más fuerte que con el recocido total, de manera que para algunas aplicaciones éste sea el tratamiento térmico final. Sin embargo, la normalización puede utilizarse para mejorar la maquinabilidad, modificar y refinar las estructuras dendríticas de piezas de fundición, refinar el grano y homogenizar la microestructura para mejorar la respuesta en las operaciones de endurecimiento (11).

2.2 Fabricación de la línea de conducción

Los tubos fabricados para la industria del petróleo y gas, son fabricados por medio de algunos de los siguientes métodos: sin costura, soldadura longitudinal por soldadura de resistencia eléctrica, soldadura helicoidal o espiral y soldadura longitudinal utilizando soldadura por arco sumergido, entre otros procesos (1).

La especificación API 5L establece una variedad de procesos de soldadura con los cuales puede llevarse la unión de los aceros API 5L-X70, donde se encuentran establecidos en la siguiente **Tabla 2. 5** (12).

Tabla 2. 5 Procesos de soldadura para la fabricación de tubos (13).

Procesos	Grado PSL 1	Grado PSL2
SMLS (Costura)	x	x
CW (Soldadura continua)	-	-
LFW (Soldadura eléctrica de baja frecuencia)	x	-
HFW (Soldadura eléctrica de alta frecuencia)	x	x
LW (Soldadura láser)	x	-
SAWL (Soldadura por arco sumergido longitudinal)	x	x
SAWH (Soldadura por arco sumergido helicoidal)	x	x
COWL (Combinación de procesos de soldadura longitudinal)	x	x
COWH (Combinación de procesos de soldadura helicoidal)	x	x
Doble costura SAWL	x	x
Doble costura COWL	x	x

2.2.1 Soldadura por arco sumergido (SAW)

La soldadura por arco sumergido (Submerged arc welding o SAW por sus siglas en inglés) produce la coalescencia de metales calentándolos con un arco entre un electrodo de metal desnudo y el metal base. El arco y el metal derretido están “sumergidos” en un manto de fundente granular fusible sobre el trabajo. No se aplica presión, y el metal de aporte se obtiene del electrodo y en ocasiones de un suministro complementario como una varilla para soldar o gránulos metálicos (13).



Figura 2.1 Proceso de soldadura por arco sumergido (14).

El proceso de soldadura por arco sumergido mostrado en la **Figura 2.1** es capaz de soldar aceros de bajo y medio carbono, entre otro tipo de metales. El proceso promueve un rango de alta deposición el cual lo hace excelente para secciones medias y gruesas de placas y ductos. También, el proceso produce una profunda penetración lo cual quiere decir que se requiere de menos preparación de borde para obtener penetración. Los aceros con un espesor arriba de $\frac{1}{2}$ pulgada (12.7 mm) pueden ser soldados sin una preparación de borde. El proceso es normalmente limitado a una posición de alimentación plana y horizontal, debido al uso del fundente para proteger el charco de soldadura (13).

En la soldadura por arco sumergido, el arco está cubierto por el fundente, el cual desempeña un papel importante porque (14):

- 1) La estabilidad del arco depende del fundente.
- 2) Las propiedades mecánicas y químicas del depósito de soldadura final se pueden controlar con el fundente.
- 3) La calidad de la soldadura puede ser afectada por la forma que se maneja el fundente.

SAW es un proceso de soldadura de producción versátil capaz de soldar con corrientes de hasta 2000 amperes de corriente alterna (CA) o corriente continua (CC), empleando uno o varios alambres o tiras de metal de aporte. Es posible usar fuentes de potencia tanto de CA como de CC en la misma soldadura (14).

2.2.2 Principios del funcionamiento

En la soldadura por arco sumergido, el extremo de un electrodo continuo de alambre desnudo se inserta en un montículo de fundente que cubre el área o la unión que se va a soldar. Se enciende un arco empleando uno de seis métodos de iniciación de arco. Un mecanismo alimentador de alambre comienza a introducir el electrodo en la unión a una velocidad controlada, y el alimentador se desplaza manual o automáticamente a lo largo de la junta. En la soldadura mecanizada o automática, el material a soldar puede desplazarse debajo de un alimentador de alambre estacionario.

En todo momento, se alimenta fundente adicional adelante del electrodo y a su alrededor, y se distribuye continuamente sobre la unión. El calor producido por el arco eléctrico funde progresivamente parte del fundente, el extremo del alambre y los bordes adyacentes del metal base, crean un charco de metal fundido debajo de una capa de escoria líquida. El baño fundido cerca del arco presenta mucha turbulencia, y burbujas de gas ascienden rápidamente a la superficie del charco. El fundente flota sobre el metal fundido y protege por completo la atmósfera de la zona de soldadura.

El fundente líquido puede conducir algo de corriente eléctrica entre el alambre y el metal base, pero el arco eléctrico es la fuente de calor predominante. El manto de fundente que flota sobre el charco de soldadura evita que los gases atmosféricos contaminen el metal de soldadura y disuelva las impurezas del metal base y del electrodo, que entonces flotan sobre el charco. Además, el fundente puede agregar ciertos elementos de aleación al metal de soldadura, o extraerlos de él.

Al avanzar la zona de soldadura a lo largo de la unión, el metal de soldadura primero y luego el fundente líquido se enfrían y solidifican, formando una franja de soldadura con una capa protectora de escoria encima.

Es importante eliminar por completo la escoria antes de efectuar otra pasada de soldadura (14).

Entre los factores que determinan si conviene o no usar soldadura por arco sumergido están (14):

- 1) La composición química y las propiedades mecánicas que debe tener el depósito final.
- 2) El espesor del metal base que se va a soldar.
- 3) La accesibilidad de la unión.
- 4) La posición en que se va a soldar.
- 5) La frecuencia o la cantidad de soldaduras que se van a efectuar.

En la **Figura 2.2** se ilustra un equipo de un proceso de arco sumergido con sus componentes principales (14).

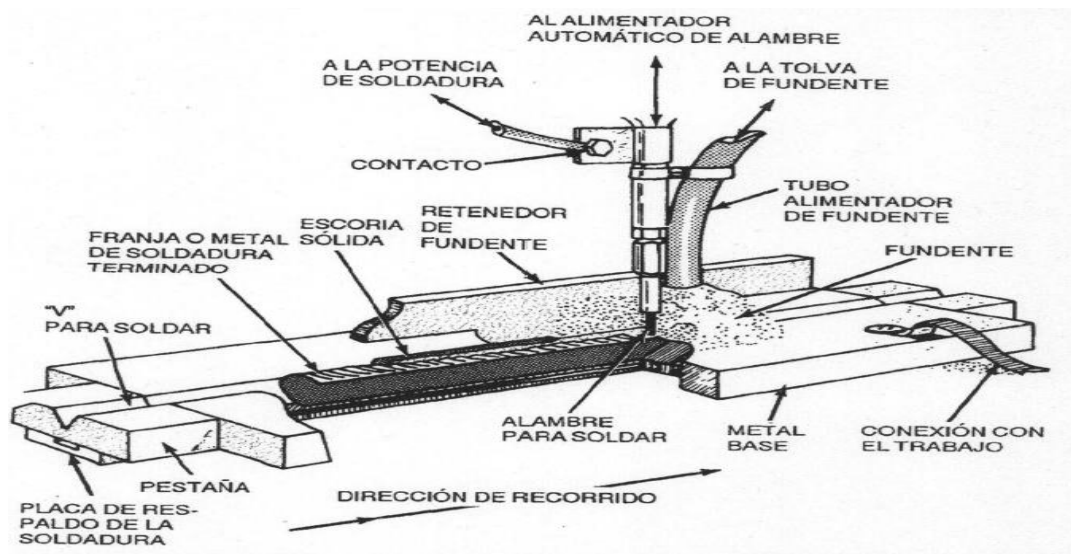


Figura 2.2 Equipo de un proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) (15).

2.2.3 Equipo

El equipo requerido para soldadura por arco sumergido consiste en (13):

- 1) Una fuente de potencia.
- 2) Un sistema suministro de electrodo.
- 3) Un sistema de distribución de fundente.
- 4) Un mecanismo de desplazamiento.
- 5) Un sistema de control del proceso.

El equipo opcional incluye sistemas de recuperación de fundente y equipo de posicionamiento o manipulación (13).

2.2.4 Materiales

La soldadura por arco sumergido se emplea para fabricar ensambles de casi todos los metales empleados en la actualidad, desde aceros al carbono “ordinarios” hasta aleaciones avanzadas con base de níquel. La mayor parte de los aceros y aleaciones se pueden soldar fácilmente con alambres y fundentes comerciales, aunque algunos metales requieren alambres de electrodo especiales de composición química precisa y fundentes especiales diseñados para conferir a la unión soldada propiedades específicas (14).

Las clases generales de metal base que se pueden soldar son (14):

- 1) Aceros al carbono con contenidos de carbono de hasta 0.29%.
- 2) Aceros de baja aleación (con resistencia a la cedencia hasta 100 ksi (690 MPa)).
- 3) Aceros al cromo-molibdeno (0.5 a 9% de Cr y 0.5 a 1% de Mo).
- 4) Aceros inoxidable.
- 5) Aleaciones con base níquel.

La gama de composiciones de las aleaciones que pueden soldarse por arco sumergido se ha expandido al aparecer electrodos y fundentes apropiados. Las

combinaciones electrodo-fundente por lo regular pueden clasificarse según las especificaciones de un código. Los datos de combinaciones alambre-fundente especial para metales base de uso menos extendido se pueden obtener de los fabricantes de fundente (14).

2.2.5 Electrodo

Los electrodos utilizados para un proceso SAW, son establecidos por la Sociedad Americana de Soldadura (AWS, por sus siglas en inglés). Ellos producen depósitos de soldadura que coinciden con los metales base, estos electrodos se suministran como alambre sólido desnudo y como electrodos compuestos con núcleo metálico.

Los electrodos de acero suelen estar recubiertos de cobre, excepto los destinados a materiales resistentes a la corrosión o a ciertas aplicaciones nucleares. El recubrimiento de cobre prolonga la vida en almacenamiento, reduce el desgaste por rozamiento con el tubo de contacto y mejora la conductividad eléctrica.

El diámetro de los electrodos para soldadura por arco sumergido varía de 1.6 a 6.4 mm ($\frac{1}{16}$ a $\frac{1}{4}$ pulgadas) (14).

La AWS A5.17 es la especificación para electrodos utilizados en SAW, donde se muestra la composición química de cada electrodo como se muestra en la siguiente **Tabla 2. 6** (15).

Tabla 2. 6 Composición química de electrodos por la AWS (16).

Composición química para electrodos								
Clasificación de electrodo	Número de UNS	C	Mn	Si	S	P	Cu	Ti
Electrodos de bajo manganeso								
EL8	K01008	0.10	0.25-0.60	0.07	0.030	0.030	0.35	-
EL8K	K01009	0.10	0.25-0.60	0.10-0.25	0.030	0.030	0.35	-
EL12	K01012	0.04-0.14	0.25-0.60	0.10	0.030	0.030	0.35	-
Electrodos de medio manganeso								
EM11K	K01111	0.07-0.15	1.00-1.50	0.65-0.85	0.030	0.025	0.35	-
EM12	K01112	0.06-0.15	0.80-1.25	0.10	0.030	0.030	0.35	-
EM12K	K01113	0.05-0.15	0.80-1.25	0.10-0.35	0.030	0.030	0.35	-
EM13K	K01313	0.06-0.16	0.90-1.40	0.35-0.75	0.030	0.030	0.35	-
EM14K	K01314	0.06-0.19	0.90-1.40	0.35-0.75	0.025	0.025	0.35	0.03-0.17
EM15K	K01515	0.10-0.20	0.80-1.25	0.10-0.35	0.030	0.030	0.35	-
Electrodos de alto manganeso								
EH10K	K01210	0.07-0.15	1.30-1.70	0.05-0.25	0.025	0.025	0.35	-
EH11K	K11140	0.06-0.15	1.40-1.85	0.80-1.15	0.030	0.030	0.35	-
EH12K	K01213	0.06-0.15	1.50-2.00	0.20-0.65	0.025	0.025	0.35	-
EH14	K11585	0.10-0.20	1.70-2.20	0.10	0.030	0.030	0.35	-
EG	No especificado							

Donde las abreviaturas dadas significan lo siguiente (15):

- E= electrodo.
- L, M o H significa el rango de manganeso ya sea bajo, medio o alto.
- Pueden ir uno o dos dígitos, los cuales especifican el carbono equivalente que va desde 0.01% C.
- K (puede ser utilizada o no), en donde indica que el electrodo fue tomado de acero desoxidado, calmado con silicio.

2.2.6 Fundentes

Los fundentes protegen el charco de soldadura de la atmósfera al cubrir el metal con escoria fundida. Los fundentes limpian el charco de soldadura,

modifican la composición química del metal de soldadura e influyen en la forma que adquirirá la franja de soldadura y en las propiedades mecánicas que tendrá.

Los fundentes son compuestos minerales granulares que se mezclan de acuerdo con diversas formulaciones, como se muestra en la **Tabla 2. 7**. Dependiendo del método de fabricación elegido, los diferentes tipos de fundentes se fusionan, aglomeran o se sinterizan (14) (16):

- Fundentes aglomerados: son aquellos que tienen una diversa mezcla de minerales, finamente pulverizados, utilizando una solución acuosa de algún aglomerante como el silicato sódico; con tal de producir pequeñas partículas formadas por una masa de partículas más finas.
- Fundentes sinterizados: se obtienen a partir de pellets, los cuales son calentados por debajo del punto de fusión.
- Fundentes fundidos: son mezclas que han sido calentadas hasta que se funden en un vidrio metálico sólido. Después se enfrían y se muelen al rango deseado de tamaño granular.

Dentro de la norma AWS A5.17 se establece una nomenclatura para los fundentes, en donde se encuentran de la siguiente manera (15):

FS7A6X

F= fundente para soldadura por arco sumergido.

S= indica que el fundente está hecho de escoria triturada o de una combinación de escoria triturada con fundente puro, y si se omite la S quiere decir que solo se está utilizando un fundente puro.

7= mínima resistencia a la tracción, la cual cambia dependiendo de su especificación.

A= indica el tratamiento térmico al que fue sometido el material, la cual puede ser una A antes de la soldadura y una P después de la soldadura.

6= indica la temperatura por la cual se hace referencia la prueba de impacto, la cual varía de 0 a 8.

Tabla 2. 7 Principales componentes de los fundentes (18).

componentes de los fundentes	
Mineral	Fórmula
Corindón	Al_2O_3
Fluorita	CaF_2
Óxido cálcico	CaO
Periclasa	MgO
Cuarzo	SiO_2
Rutilo	TiO_2
Zirconia	ZrO_2
Óxido de manganeso	MnO_2

2.2.7 Aplicaciones generales del proceso SAW

El proceso SAW se usa en una amplia gama de aplicaciones industriales. La alta calidad de la soldadura, las elevadas tasas de deposición, la penetración profunda y la adaptabilidad a la operación automática hacen que el proceso sea apropiado para la fabricación de ensamblajes grandes soldados.

La fabricación de recipientes a presión, la construcción de barcos, barcasas y carros de ferrocarril, la fabricación de tuberías y la manufactura de componentes estructurales que requieren largas soldaduras (14).

2.2.8 Variables del proceso

El control de las variables de operación en la soldadura por arco sumergido es indispensable para obtener tasas de producción elevadas y soldaduras de buena calidad. Estas variables, en orden aproximado de importancia, son las siguientes (17):

- 1) Amperaje de soldadura.
- 2) Tipo de fundente y distribución de partículas.
- 3) Voltaje de soldadura.
- 4) Velocidad de soldadura.
- 5) Tamaño del electrodo.
- 6) Extensión del electrodo.
- 7) Tipo de electrodo.
- 8) Anchura y espesor de la capa de fundente.

2.2.9 Calidad de la soldadura por SAW

El proceso de soldadura SAW brinda una alta calidad debido a la utilización de fundente, pero como todo proceso de soldadura y su utilización de diversas variables puede presentarse defectos tales como: porosidad, agrietamiento en frío o caliente, fusión incompleta e inclusiones de escoria.

Tales defectos pueden suceder por diversas causas, las cuales son mencionadas a continuación (14):

- Porosidad: puede ser provocada por contaminación del electrodo y fundente, la cobertura del fundente es insuficiente, segregación de constituyentes en el metal de aporte, tener alto voltaje con una alta velocidad de avance, alta carga eléctrica y humedad del fundente.
- Inclusiones de escoria: se presenta tal defecto debido a que se presenta una desestabilización del arco, una alta viscosidad del fundente y no se tiene una limpieza adecuada en el cordón de soldadura.

- Fusión incompleta: algunas de las causas más comunes por las cuales se presenta este defecto es debido a que la preparación de la junta o procedimiento es incorrecto, alguna presencia de residuo de escoria u óxido, inestabilidad del arco y calor de entrada insuficiente.
- Agrietamiento: es debido al exceso de la relación profundidad-ancho del cordón, excesiva concavidad, se presenta un llenado inadecuado en los puntos de parada del cordón de soldadura, alguna contaminación química provocada principalmente por hidrocarburos o sulfuros.

2.2.10 Soldabilidad

Un material se considera que es soldable cuando se puede formar uniones dando como resultado soldaduras con buenas características metalúrgicas. Dicha propiedad depende principalmente de la composición química del material y las condiciones térmicas que determinan la microestructura en la junta soldada.

La soldabilidad en los aceros es mayor siempre y cuando el contenido de carbono sea menor, ya que si aumenta el contenido de carbono y de elementos aleantes es probable que su soldabilidad sea menor, dicho cálculo se puede efectuar por medio del carbono equivalente. Dentro de la soldadura se debe de tener cuidado con los contenidos de hidrógeno ya que puede causar agrietamiento en frío o caliente, al igual los esfuerzos residuales pueden llevar al agrietamiento en la ZAC o en el metal de soldadura (18).

De acuerdo a la AWS, la soldabilidad se define como la capacidad de un material a ser soldado bajo condiciones impuestas durante la fabricación en una estructura específica y convenientemente proyectada, de modo a ejecutar el servicio pretendido (19).

2.2.10.1 Carbono equivalente

Como se mencionó anteriormente, una buena soldabilidad depende del carbono equivalente del material, en donde la norma API 5L especifica que el cálculo de carbono equivalente se determina con las siguientes ecuaciones (12):

- Ecuación para aceros con un %C > 0.12%:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad \text{Ec. 2.2}$$

- Ecuación para aceros con un %C ≤ 0.12%:

$$CE_{pem} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \quad \text{Ec 2.3}$$

La soldabilidad y la resistencia al daño por hidrógeno aumentan con la disminución del contenido de carbono y disminuyen con la presencia de martensita, debido a ello la importancia del porqué deben de utilizarse las ecuaciones mencionadas anteriormente ya que un acero con buena soldabilidad debe contener una cantidad de carbono equivalente inferior al 0.40% (12).

2.2.11 Ventajas del proceso SAW

Como todo proceso de soldadura cuenta con sus ventajas entre las más destacadas se encuentran las siguientes (20) (21):

- Puede utilizarse la preparación de bordes o no en el material.
- No se presentan salpicaduras debido a la utilización del fundente que cubre el arco.
- El fundente actúa como un desoxidante provocando la eliminación de contaminantes en el charco de soldadura, dando como resultado soldaduras sanas con buenas propiedades mecánicas.
- El proceso SAW puede utilizarse en zonas que son expuestas al viento a comparación al SMAW y GMAW, debido a que el fundente granular ofrece una protección superior en estos casos.
- Se obtiene una mayor penetración en comparación con otros procesos de soldadura, debido a ello es muy utilizado para placas de espesor grueso.
- La escoria producida por el fundente puede eliminarse sola.
- El usuario del equipo requiere de menos protección.
- Las cantidades de gases producidos son muy inferiores a las que se producen por otros procesos de soldadura.
- Suele utilizarse en forma automática, por lo que es menos dependiente de los errores humanos.
- El fundente puede ser reutilizado.

2.2.12 Desventajas de un proceso SAW

Las desventajas resultantes por un proceso de soldadura SAW se muestran a continuación (20) (21):

- Se requiere de un dispositivo para el almacenamiento, alimentación y recogida del fundente.
- El fundente queda expuesto a contaminaciones, por lo cual puede producir discontinuidades en la soldadura.

- Se limita a una sola posición.
- En las instalaciones automáticas, se requiere de una mayor inversión.
- No es un proceso adecuado para materiales de un espesor pequeño debido a la gran penetración y deposición del metal de aporte.

2.3 La soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC)

Un proceso de soldadura implica la formación de un charco líquido, el cual es el resultado del calor aportado por el proceso en donde es fundido el metal base y metal de aporte, al momento de solidificar se le conoce como metal soldado. El aporte de calor crea también la ZAC, es un área entre el metal base y el metal soldado, esta zona no es fundida, pero se divide en diferentes regiones y tiene cambios importantes en su microestructura las cuales definen las propiedades resultantes del material soldado. Debido a la disipación del calor del charco de soldadura, la ZAC **Figura 2.3** puede dividirse en diferentes regiones tales como (22):

- Zona de grano grueso (CGHAZ, por sus siglas en inglés). Esta región es adyacente a la línea de fusión de soldadura y el metal base, es calentado hasta la región austenítica. Algunos precipitados son disueltos, por lo tanto, da lugar a la formación de grano grueso en la ZAC.
- Zona de grano fino (FGHAZ, por sus siglas en inglés). El metal es calentado dentro de la región austenítica, pero a una temperatura más baja. Los precipitados en el acero no pueden ser disueltos y es así como el grano grueso austenítico es inhibido, formando la región de grano fino.
- Zona intercrítica (ICHAZ, por sus siglas en inglés). Una transformación parcial austenítica ocurre en esta región
- Zona subcrítica (SCHAZ, por sus siglas en inglés). No hay transformación en esta región, pero el metal sufre un revenido.

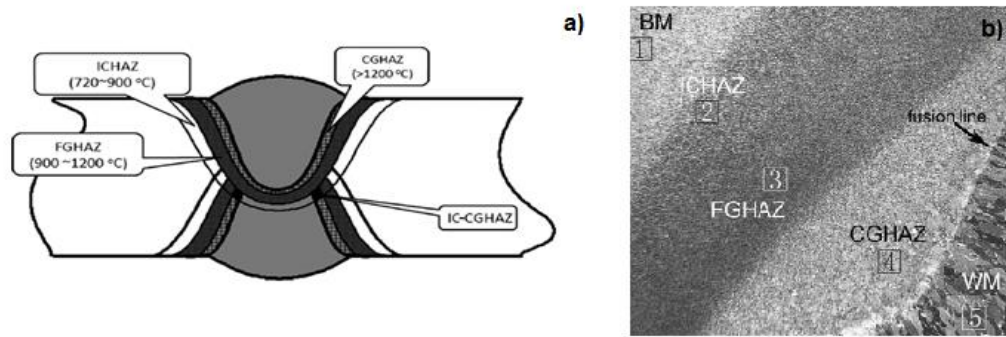


Figura 2.3 Representación de la regiones de la ZAC a) vista macroscópica (24), b) nivel microscópico (41).

Una vez que se obtiene la zona de fusión (ZF) de la soldadura y la ZAC se pueden conseguir alteraciones microestructurales las cuales dependen de las reacciones que ocurren durante la solidificación y en el enfriamiento del cordón de soldadura (23). Para el entendimiento de dichas alteraciones se debe tener conocimiento de la termodinámica de la solidificación y la cinética de transformación.

2.4 Metalurgia de la soldadura en aceros al carbono

En el proceso de soldadura se obtienen alteraciones en la estructura del material, dando como resultado la estructura primaria, la cual es el resultado de la solidificación y la estructura secundaria, producto de las transformaciones de fase en estado sólido (24).

Las transformaciones de fases presentes en la soldadura pueden ser transformaciones reconstructivas (difusión controlada con velocidad lenta de reacción) y displacivas (dominada por el cizallamiento y velocidades rápidas de reacción) (25).

2.4.1 Transformaciones reconstructivas

A una alta temperatura, el régimen de transformaciones reconstructivas, tienen un cambio de la fase austenítica a una ferrítica, el cual ocurre por un proceso de reconstrucción involucrando un proceso de movimiento de átomos que atraviesan la interfase de transformación γ/α . Las fases principales son ferrita y perlita. Las reacciones tienden a ser de difusión controlada con velocidades de enfriamiento lenta (25) (26):

- Ferrita:

Es una solución sólida de tipo intersticial de carbono en hierro (α), la cual tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC, por sus siglas en inglés) y, una solubilidad límite de 0.008%C y disuelve como máximo 0.025%C.

En materiales con baja templabilidad, la primera fase usualmente formada en los límites de grano austenítico durante el enfriamiento bajo la temperatura A_3 (738-910 °C) es conocida como ferrita alotrópica. Los núcleos de ferrita tienen una relación de orientación Kurdjumov-Sachs (K-S) con un grano austenítico y crecen dentro del grano austenítico adyacente con el cual normalmente deben tener una relación de orientación aleatoria.

En temperaturas más bajas, la ferrita puede empezar a nuclear en las inclusiones dentro del grano austenítico y es conocida como ferrita idiomórfica. Una de las indicaciones principales de dicha fase es que no tiene una relación de orientación fija con los granos de la matriz en la que crece.

En la **Figura 2.4** muestra las diversas formas en las que puede presentarse la ferrita, las cuales se pueden dar debido a las velocidades de enfriamiento y la cantidad de carbono expulsado por la fase formada.

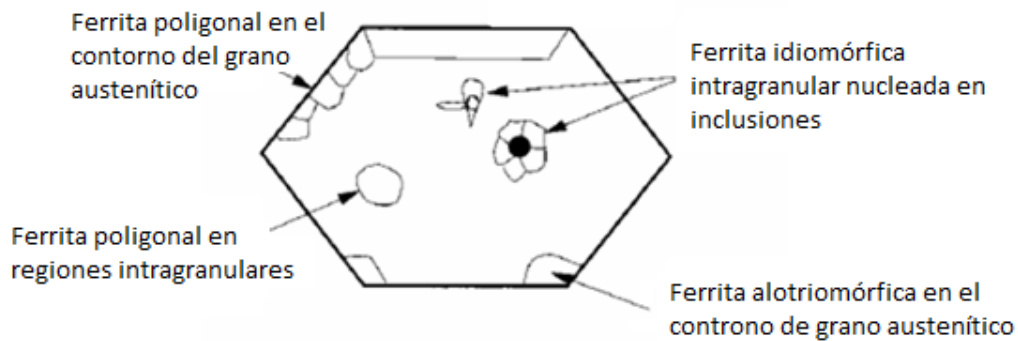


Figura 2.4 Representación de las diversas formaciones de la ferrita (27).

- Perlita:

La transformación perlítica puede ocurrir en los límites de grano austenítico o en alguna heterogeneidad como en una inclusión. La nucleación de la ferrita o cementita puede iniciar la transformación perlítica dependiendo si el acero es de composición hipo o híper eutectoide. El crecimiento de un nódulo perlítico dentro de un grano austenítico procede con la formación de placas alternas de ferrita y cementita. Tanto la ferrita como la cementita poseen una orientación cristalográfica única dentro del nódulo de perlita. La velocidad que controla el proceso de crecimiento de la perlita es la difusión del carbono. Conforme la temperatura de transformación es disminuida, la fuerza motriz para la reacción aumenta, pero la difusividad del carbono disminuye, así que el espacio interlaminar de la perlita se reduce.

2.4.2 Transformaciones displacivas

A una baja temperatura, el régimen de las transformaciones displacivas, son de un cambio desde la red cristalina γ/α que ocurre mediante un cambio en la deformación del plano invariante con un componente de cizalla amplio. La difusión de átomos de carbono intersticiales puede acompañar la transformación de cizalla. Para una transformación puramente displaciva no hay movimientos de átomos a través de la interfase de γ/α . Las reacciones en el régimen de transformación

displaciva tienden a ser rápidas. Las principales fases son la ferrita widmanstätten, bainita y martensita (25):

- **Ferrita Widmanstätten:**

Una de las principales características acerca de la formación de la ferrita Widmanstätten es que puede ocurrir relativamente a un bajo subenfriamiento. El mecanismo de crecimiento se sabe que involucra la formación simultánea de placas mutuamente acomodadas, así que menos energía es requerida para su transformación en comparación con bainita y martensita. Las placas de ferrita crecen con un gran alargamiento (10:1), resultando en placas paralelas. La ferrita Widmanstätten no es el resultado de una transformación puramente displaciva, pero es formada por un mecanismo de para-equilibrio, el cual involucra la rápida difusión de átomos intersticiales de carbono a través de la interfase dentro de la austenita remanente durante la transformación por cizalla. En un subenfriamiento relativamente bajo requerido para la formación de la ferrita Widmanstätten, microfases de austenita retenida, martensita o Ferrita/agregados de carburos (perlita) pueden ser formadas entre las placas de ferrita.

La ferrita Widmanstätten puede clasificarse en primaria o secundaria, las cuales nuclean de diferentes maneras. La ferrita Widmanstätten primaria crece directamente del límite de grano austenítico, mientras que la ferrita Widmanstätten secundaria crece desde la ferrita alotriomórfica en los límites de grano, como se muestra en la **Figura 2.5**. Las placas de ferrita Widmanstätten primaria puede también crecer desde las inclusiones, mientras las placas de ferrita Widmanstätten secundaria crecen desde la ferrita idiomórfica intragranular como se muestra en la **Figura 2.6**.

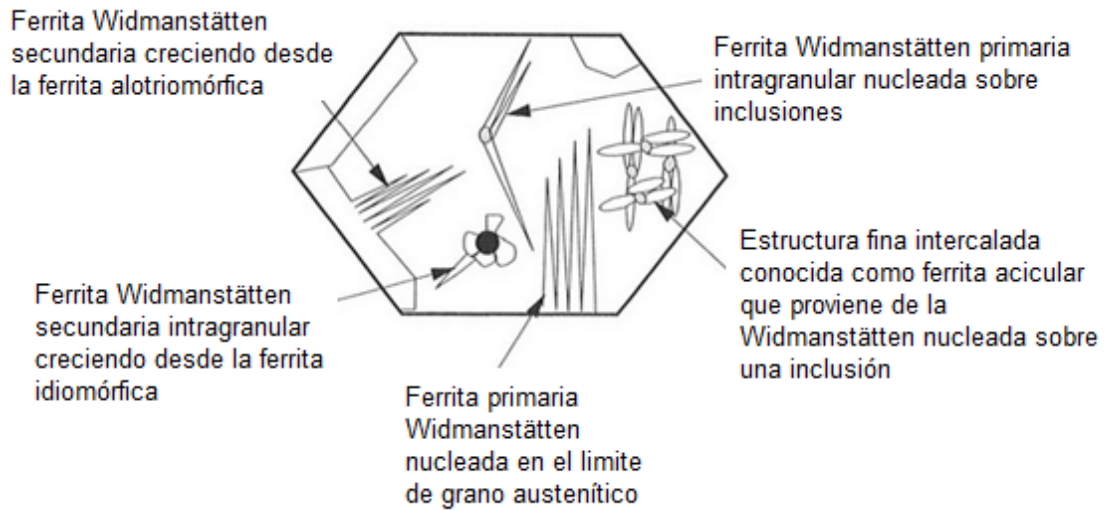


Figura 2.5 Representación de las diferentes Ferritas Widmanstätten (27).

La ferrita Widmanstätten que crece desde el límite de grano austenítico es usualmente visto como colonias de placas laterales gruesas alineada con una microfase.

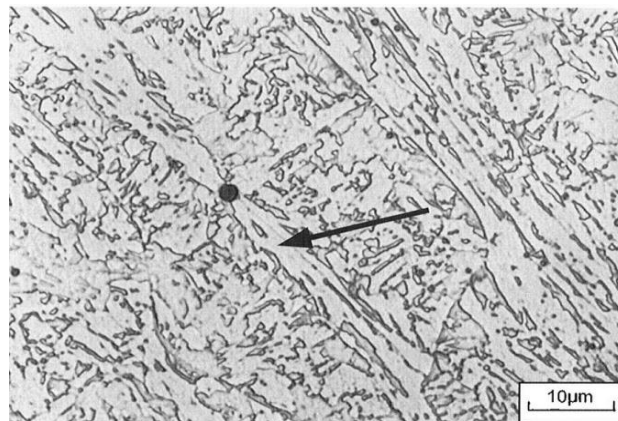


Figura 2.6 Placas de ferrita Widmanstätten intragranular, donde se indican placas múltiples de ferrita Widmanstätten con microfases alineadas, las cuales nuclean sobre grandes inclusiones intragranulares (25).

Donde hay una alta densidad de inclusiones, se crean fuertes tensiones debido al crecimiento de las placas de ferrita Widmanstätten desde las inclusiones, las cuales pueden producir una estructura fina entrelazada, este tipo de estructura es conocida como ferrita acicular.

- **Bainita:**

La bainita es generalmente conocida porque se forma a temperaturas donde las transformaciones de difusión controlada son lentas y tienen características en común con la transformación martensítica formada a una baja temperatura, crece como placas individuales o sub-unidades para formar puntas paralelas. El crecimiento de cada sub-unidad es acompañado por un cambio en la deformación del plano invariante con un componente de cizalla amplio. No hay redistribución de hierro o de átomos de soluto sustitucional en la interfase de transformación. Clásicamente, la bainita ha sido categorizada de dos formas estructurales, como bainita gruesa y fina, las cuales dependen de la temperatura de transformación. La partición de carbono en la bainita gruesa se da dentro de la austenita residual, y precipita como cementita entre placas de ferrita y bainita. En la bainita fina, la ferrita se encuentra súper-saturada con carbono y algunos precipitados de carbono se forman dentro de las placas de ferrita como también entre las mismas placas (entre placa y placa).

El mecanismo exacto de crecimiento de la bainita está todavía en debate. Sin embargo, un mecanismo de para-equilibrio en la bainita gruesa involucra una transformación de cizalla acompañada por una difusión rápida de átomos intersticiales de carbono a través de la interfase γ/α , dando a entender que el crecimiento de la bainita es similar al de la ferrita Widmanstätten. Sin embargo, una transformación puramente displaciva no requiere la redistribución de átomos a través de la interfase γ/α . Una curva de temperatura T_0 puede ser identificada sobre el diagrama de fases Fe-C definiendo la termodinámica donde la austenita y ferrita de la misma composición tienen una idéntica energía libre. En la temperatura T_0 no hay una fuerza impulsora para la transformación. La curva T_0 tiene una pendiente negativa con concentración de carbono, teniendo entre las

líneas Ac1 y Ae1 del diagrama de fases Fe-C. En un acero con una concentración baja de carbono que es definida por la curva T_0 , placas de ferrita-bainita pueden iniciar el crecimiento sin difusión en una apropiada temperatura constante, por lo tanto, se excede la partición de carbono dentro de la austenita residual. La característica de crecimiento difusional de las placas puede tomar lugar desde el enriquecimiento de carbono en la austenita y el proceso continúa hasta que la transformación alcanza la temperatura T_0 dentro de la curva, donde se encuentra el estado ideal de energía libre y donde a dicha temperatura no existe fuerza motriz para continuar la transformación. Esto es llamado un fenómeno de reacción incompleta. El subenfriamiento continuo del acero bajo T_0 causa que la reacción de la bainita sea contenida. Cuando las condiciones de transformación son cinéticamente favorables ocurren los precipitados de carbono. Para una transformación puramente displaciva, por consiguiente, se prevé una redistribución rápida de átomos de carbono, después el crecimiento sin difusión de sub-unidades de ferrita-bainita. Típicamente, la bainita puede crecer directamente desde el límite de grano de la austenita o en una inclusión intergranular, como se muestra esquemáticamente en la **Figura 2.7**. Una característica común de la nucleación de placas de bainita se da cuando se presenta una cizalla (25).

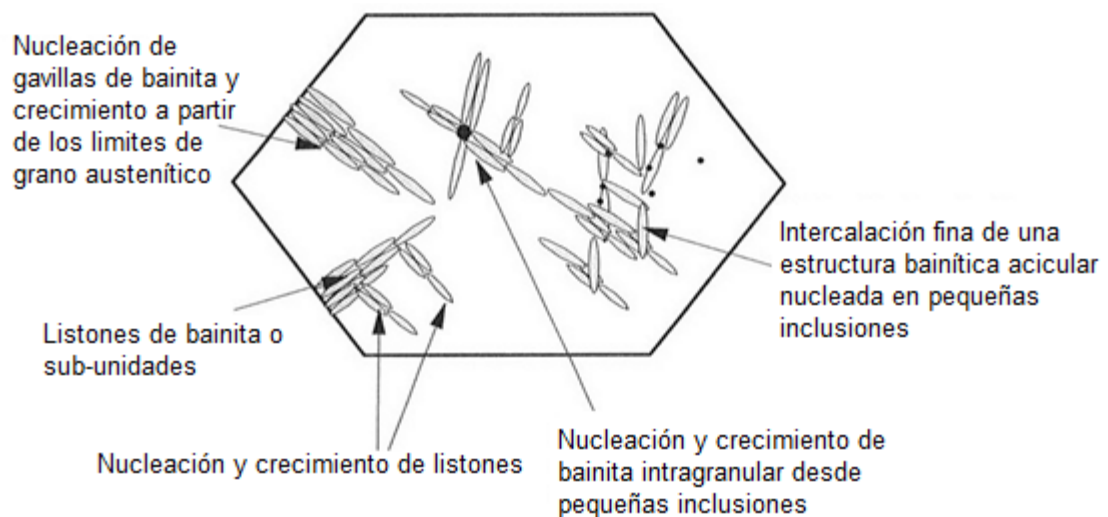


Figura 2.7 Mecanismo de nucleación de la bainita (25).

La bainita que crece desde el límite de grano austenítico es comúnmente observada en la forma entrelazada de un conjunto de placas muy finas con partículas de cementita alineadas como se muestra en la **Figura 2.8**.

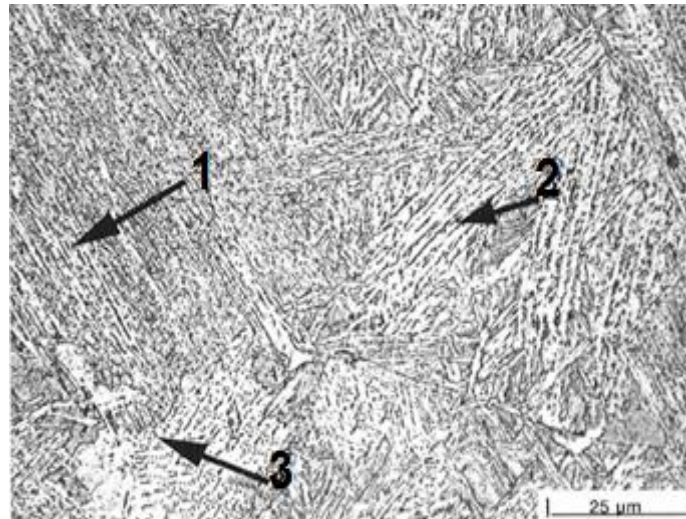


Figura 2.8 Esquema de los diferentes tipos de bainitas 1) Bainita inferior con partículas de carburo entre y en sub unidades, 2) Bainita superior con carburos alineados, 3) Ferrita bainítica con carburos no alineados (26).

- Martensita:

La martensita es una transformación extremadamente rápida sin difusión, donde el carbono es retenido en solución. Como la red de la austenita cambia desde FCC a una red BCT (Tetragonal centrada en el cuerpo), la energía de deformación domina y la martensita es comprimida para estar en forma de placas delgadas.

En aceros de bajo carbono ($< 0.2\%C$), agujas de martensita se presentan generalmente con una estructura cristalográfica BCC. Las unidades de martensita se producen en forma de placas alargadas (ver **Figura 2. 10**). La sub-estructura consiste de una alta densidad de dislocaciones arregladas en celdas, cada aguja de martensita está compuesta de muchas celdas de dislocaciones. Como en el acero el contenido de carbono incrementa arriba del $0.2\%C$, una placa de martensita tiende a formarse tanto en una estructura cristalina BCC o como en una

BCT. La morfología de unidades de martensita como placas lenticulares individuales (ver **Figura 2.9**) tiene una sub-estructura consistente de finas agujas. La martensita, ya sea en placas o en forma de listón, es generalmente irresoluble bajo la luz del microscopio, y tiende a tener una respuesta lenta al ataque (25).

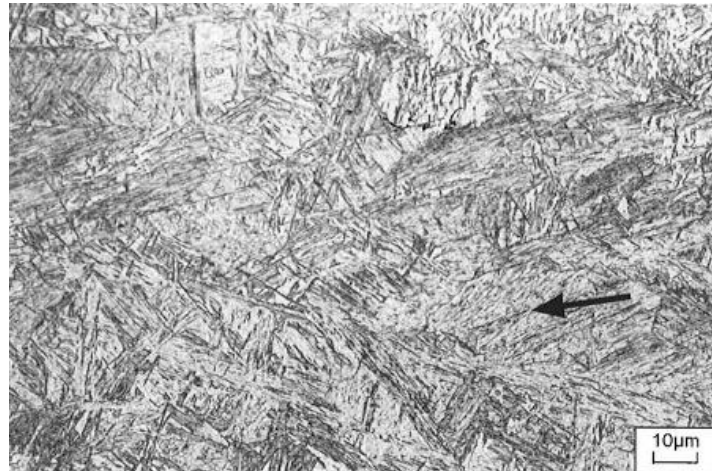


Figura 2. 10 Listones de martensita, la flecha indica listones de martensita con sub-estructuras altamente dislocadas (26).

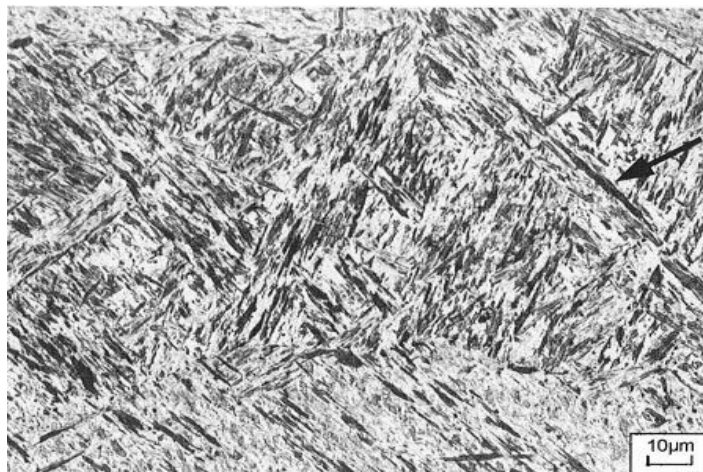


Figura 2.9 Placas de martensita o martensita twin, la flecha indica martensita lenticular con sub-estructura twin (26).

- **Ferrita acicular:**

La ferrita acicular fue descrita primero por Smith en los años de 1970, ha sido conocida como una microestructura óptima con una excelente combinación de alta resistencia y buena tenacidad a bajas temperaturas en aceros soldados. Esto es debido principalmente a la relación de una alta densidad de dislocaciones y a la naturaleza del grano fino de la estructura de ferrita acicular, la cual mejora la tenacidad de la soldadura. La estructura ferrita acicular en la región de soldadura consiste en una disposición bastante caótica de placas de ferrita en muchas direcciones dentro de algún grano austenítico dado. Esto principalmente nuclea en inclusiones no metálicas en metales soldados. Sin embargo, las inclusiones no metálicas son extremadamente restringidas en los aceros utilizados para la fabricación de ductos. Esto indica que la ferrita acicular nuclea en otros sitios. Como una gran deformación en la región de la austenita no recristalizada produce muchos defectos, tal como dislocaciones y defectos de apilamiento dentro de los granos de austenita deformada, es probable que sea el medio más eficaz de la formación de ferrita acicular (27).

La **Figura 2. 11** muestra el mecanismo de formación de ferrita acicular: la ferrita acicular comienza a nuclear dentro de los granos de austenita por la transformación de cizallamiento sin un cambio de la composición. A continuación, crece por la formación de núcleos secundarios en las interfaces de ferrita acicular pre-existente. En esta etapa (**Figura 2. 11 b**), como la ferrita acicular se forma a temperaturas más altas, los átomos de carbono sobresaturados en la ferrita acicular pueden repartirse en la austenita residual adyacente para mantener una composición de equilibrio. Finalmente, la reacción se detiene cuando la austenita enriquecida de carbono se convierte en estable a la temperatura de reacción (**Figura 2. 11c**). En resumen, la ferrita acicular muestra un comportamiento similar a la transformación de ferrita-bainita; es decir, el mecanismo de formación se rige tanto por la transformación de cizallamiento y difusión. Sin embargo, a diferencia de la ferrita-bainita que nuclea en los límites del grano de la austenita, la ferrita acicular en aceros de bajo carbono es principalmente nucleada dentro del grano de austenita, como por ejemplo en las dislocaciones dentro de la austenita (27).

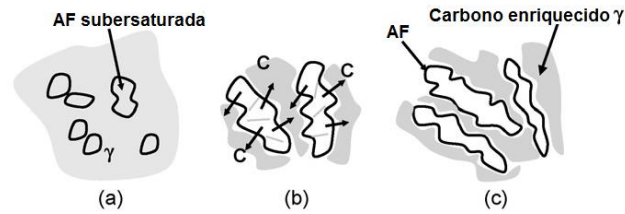


Figura 2. 11 Mecanismo de nucleación y crecimiento de ferrita acicular a) la ferrita acicular comienza a nuclear dentro de los granos de austenita, b) núcleos secundarios en las interfaces de ferrita acicular pre-existente, c) ferrita acicular se forma a temperaturas más altas, los átomos de carbono sobresaturados en la ferrita acicular pueden repartirse en la austenita residual adyacente (28).

2.4.3 Inclusiones

Las inclusiones se clasifican según su composición en inclusiones metálicas (MnS, FeS) e inclusiones no metálicas (óxidos, silicato, etc.) y según su tipo de formación en inclusiones endógenas y exógenas.

Las inclusiones endógenas se forman durante la solidificación del metal fundido, o bien por cristalización o por reacción química. Las inclusiones exógenas constan en gran parte de escorias y parte del material refractario que se incluye durante la solidificación. Las inclusiones más frecuentes se pueden ver en la **Figura 2. 12 (26).**

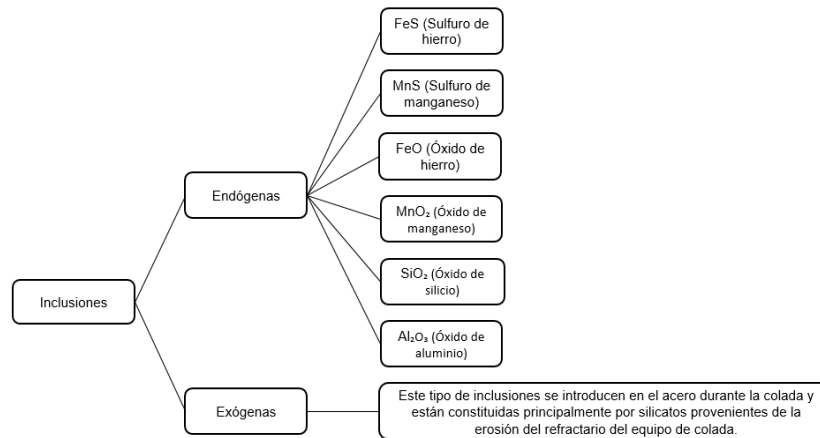


Figura 2. 12 Tipos de inclusiones más frecuentes en el acero (27).

2.5 Fragilización por hidrógeno

2.5.1 Daño por hidrógeno

La presencia de hidrógeno en solución sólida en metales y aleaciones ha sido relacionada principalmente con el diámetro pequeño de este elemento y con su capacidad de difundir con cierta facilidad en el estado sólido. Por lo tanto, la presencia del hidrógeno en los aceros no es deseada ya que altera considerablemente las propiedades mecánico-metalúrgicas de estos materiales y puede llevarlos a la fractura. Diversos factores contribuyen para elevar o disminuir la solubilidad y/o difusión de hidrógeno en los aceros. Los principales son la temperatura, la composición química, la estructura cristalina y subestructura, el tiempo, el estado de tensión, la presencia de gases y líquidos, el medio ambiente, la concentración de hidrógeno en el acero, la presión, propiedades físicas y mecánicas del material las condiciones superficiales, entre otras (28).

El daño por hidrógeno es un término utilizado para referirse a una variedad de fenómenos destructivos, por ejemplo, la SSC (agrietamiento bajo esfuerzos en un ambiente de H₂S), SOHIC, HIC, y el deterioro por hidrógeno, que pueden afectar los metales cuando contienen hidrógeno atómico (difusible). Las causas son, en

general, dos: el hidrógeno puede disolverse en el metal a una temperatura elevada (entre mayor sea la temperatura, menos específica tiene que ser la fuente de hidrógeno), luego, el metal se enfría rápidamente hasta una temperatura baja que provoca una sobresaturación de hidrógeno. Por otro lado, el hidrógeno puede introducirse directamente a una temperatura baja (menos de 100°C / 212°F aproximadamente) debido a la corrosión que involucra “promotores de hidrógeno”; el “promotor de hidrógeno” más importante en los yacimientos es el sulfuro de hidrógeno (7).

El agrietamiento por hidrógeno, ocurre en los aceros al carbono y de baja aleación. Cuando el hidrógeno atómico se difunde en el acero y luego se combina para formar hidrógeno molecular, particularmente en la vecindad de las inclusiones del acero, tales como el sulfuro de manganeso. La acumulación de presión de hidrógeno en las inclusiones lleva a la formación de grietas como se muestra en la **Figura 2. 13**. La unión de esas grietas, internamente o en la superficie del acero, da como resultado la fractura escalonada (SWC, por sus siglas en inglés) que puede destruir la integridad del componente. Cerca de la superficie del acero, las grietas pueden provocar la formación de ampollas (29).

El ampollamiento superficial es formado cuando la grieta cerca de la superficie no puede propagarse para promoverse más adentro del acero (30).

Por lo general el agrietamiento por hidrógeno se presenta en aceros de baja aleación comúnmente utilizados para tanques de presión y conductos de petróleo e industrias químicas (14).

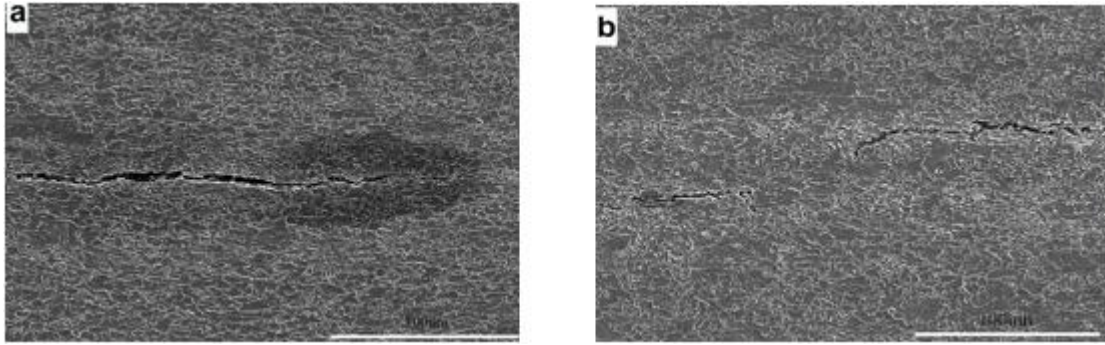


Figura 2. 13 Muestra una grieta por HIC en un acero API (a) X70 y (b) X60 (32).

Hay diversas teorías del agrietamiento inducido por hidrógeno, tal como la teoría de la presión interna, la teoría de la descohesión aumentada por el hidrógeno (HEDE, por sus siglas en inglés), y la plasticidad aumentada localmente por el hidrógeno (HELP, por sus siglas en inglés), son consideradas para explicar la fragilización por hidrógeno. Entre estas teorías, la teoría de la presión interna propuesta por Zappfe y Tetelman es la más aceptada para explicar el fenómeno de agrietamiento por hidrógeno (30).

La susceptibilidad del acero al daño por hidrógeno se encuentra altamente relacionada con el historial del proceso de fabricación del material, debido a que ciertos parámetros pueden dañar la morfología de las inclusiones no metálicas, tal como la composición química del acero y las prácticas de desoxidación, provocando que sean lugares donde el hidrógeno pueda almacenarse y como resultado de una presión interna da comienzo a la nucleación de grietas en el material (29).

2.5.2 Tipos de ataque por hidrógeno

Los tipos más comunes de ataque por hidrógeno son: a) Ataque por hidrógeno a baja temperatura (LTHA, por sus siglas en inglés) (debajo de 200°C) y b) Ataque por hidrógeno a alta temperatura (HTHA, por sus siglas en inglés) (6).

a) Ataque por hidrógeno a baja temperatura

El ataque por hidrógeno a baja temperatura es definido por un número de mecanismos:

- **Fragilización por hidrógeno (HE).** La acumulación de hidrógeno atómico por medio de absorción catódica, el acero se hace “frágil”; mostrando una reducción importante en ductilidad y tenacidad (6).
- **Agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC).** En la fase gaseosa, se forma una capa de adsorción sobre la superficie del acero, la cual es permeable al hidrógeno atómico, que se difunde favorablemente y se acumula en sitios donde se vuelve a formar el hidrógeno molecular. Cuando se aumenta la presión de H₂ en esos sitios, conduce a la formación de burbujas de hidrógeno, agrietamiento longitudinal, y al agrietamiento escalonado (6).

Un ejemplo de HIC se muestra en la **Figura 2. 14**, donde se presenta una propagación de grietas en forma escalonada conocida como SWC. La nucleación de grietas es a partir de constituyentes duros tal como la martensita la cual provoca el acomodo del hidrógeno provocando la nucleación y crecimiento de grietas de HIC (29).

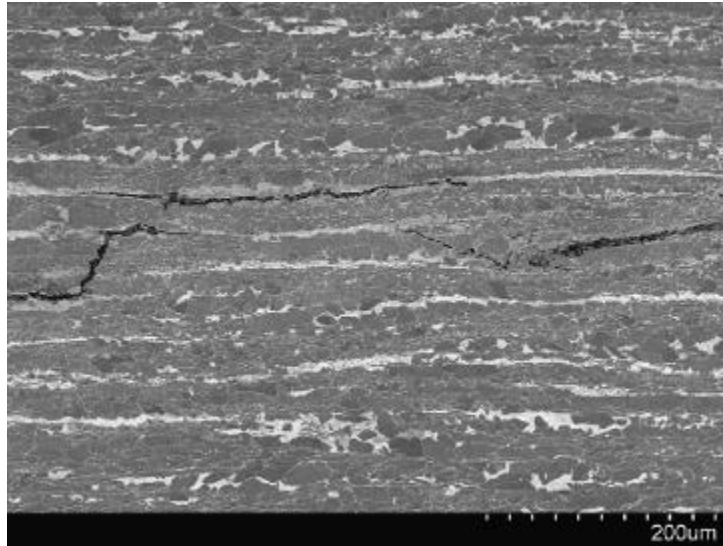


Figura 2. 14 Agrietamiento por HIC en modo SWC (30).

- **Fractura inducida por hidrógeno con la orientación del esfuerzo (SOHIC).** Es un mecanismo similar al HIC, SOHIC tiene una orientación particular como resultado de un esfuerzo aplicado, típicamente en la zona afectada por el calor de soldadura donde los esfuerzos residuales son altos y en áreas de alta tensión aplicada o áreas de concentración de tensión (6).

Un ejemplo de grieta resultante de un modo SOHIC se muestra en la **Figura 2. 15**. El modo de falla se presenta a partir de una estructura bainítica. El mecanismo de SOHIC se produce debido a la acumulación de esfuerzos residuales en el material, provocando un aumento de los esfuerzos internos dando como resultado la nucleación de una grieta secundaria perpendicular orientada a la dirección del esfuerzo. La coalescencia de grietas y la unión entre una y otra, y la repetición de este proceso es conocido como agrietamiento inducido por hidrógeno con la orientación del esfuerzo. (29).

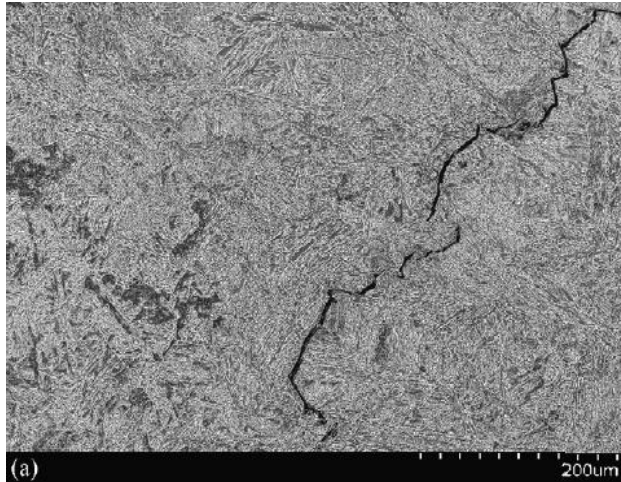


Figura 2. 15 Grieta interna en el metal soldado, el cual muestra la propagacion con el modo SOHC (30).

- **Agrietamiento bajo esfuerzos con un ambiente de sulfuro (SSCC o SSC, conocido por sus siglas en inglés).** El SSC es una variación de la corrosión bajo esfuerzos (SCC), en donde el medio ya está definido por la presencia de H₂S húmedo. El SSC es un fenómeno de fragilidad en el cual la falla puede ocurrir a esfuerzos por debajo del esfuerzo de fluencia del acero. Para que ocurra el SSC deben estar presentes tres condiciones. La primera es que un esfuerzo de tensión superficial este presente. Es importante recordar que el esfuerzo de tensión pueda ser aplicado o residual. El segundo requerimiento es que el acero debe ser susceptible. El tercer requerimiento es que el agente fragilizante (en el caso de SSC, sulfuro de hidrógeno) debe estar presente (29).

En SSCC, los átomos de hidrógeno permanecen disueltos en el acero, son altamente movibles, y, bajo la influencia de un esfuerzo, produce una fractura frágil en aceros susceptibles o áreas duras. Éste mecanismo es muy dependiente de la composición química del acero, microestructura, resistencia, y el nivel de esfuerzos residuales (6).

El comportamiento de las grietas de SSC se pueden presentar de dos maneras diferentes: cuando la propagación de la grieta es a través del límite de grano se le conoce como tipo I, en cambio cuando el comportamiento de la grieta se presenta en forma transgranular es tipo II. En la **Figura 2. 16** presenta los tipos de SSC, donde la nucleación de grieta comienza desde las fases duras como la martensita mostrando un comportamiento tipo I (a) y la bainita con un comportamiento tipo II (b) (29).

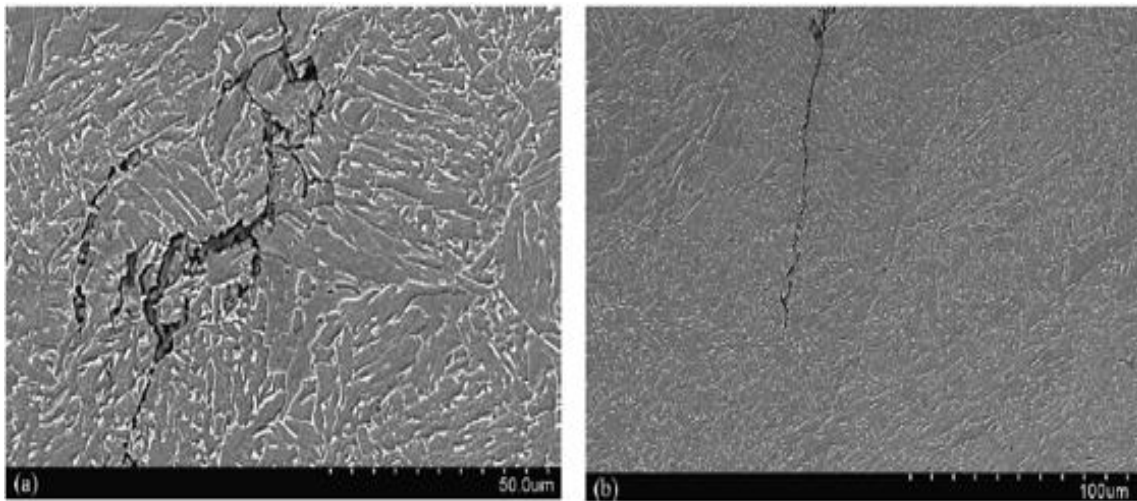


Figura 2. 16 Morfología de grietas de SSC: (a) Tipo I (b) Tipo II (30).

La vía de falla del SSC tipo I ocurre en 2 formas. La primera es la formación de grietas-ampollamiento inducidas por hidrógeno (HIBC, por sus siglas en inglés) paralelas al esfuerzo aplicado. En la segunda forma, la grieta por ampollamiento se une junto a la aplicación de esfuerzo perpendicular al esfuerzo aplicado como el SSC tipo II. Aunque el HIC no ocurre bajo la aplicación de un esfuerzo y el HIBC ocurre bajo la aplicación de esfuerzos, el HIBC se forma en el primer estado de SSC tipo I tiene dos tipos de similitudes con el HIC. El primer parecido es que el mecanismo de formación para ambos HIC y HIBC puede ser explicado por la teoría de la presión interna, y el otro es que ambos HIC y HIBC se propagan a lo largo de la dirección de rolado del acero después de la nucleación de grieta (31).

- **Agrietamiento bajo esfuerzo inducido por hidrógeno (HISC).** Cuando un acero sostiene una carga en el cual el acero contiene hidrógeno podría fallar cuando llega a un límite de tensión que está por debajo de la resistencia a la tensión medida en pruebas de corta duración. Éste desarrollo es denominado HSC, retarda la falla, o demora la falla frágil en baja tensión. Esto es comúnmente encontrado en algunos servicios donde la aplicación del acero contiene hidrógeno o es expuesto a un ambiente que lo contiene (6).

b) Ataque por hidrógeno a altas temperaturas

El ataque por hidrógeno a alta temperatura (HTHA, por sus siglas en inglés) es una forma de decarburización interna asociada con aceros que son expuestos a hidrógeno a una alta temperatura y presión. El ataque ocurre arriba de 200°C, y por los daños causados en el material no puede ser solucionado por un tratamiento térmico de revenido. Los aceros sometidos a HTHA sufren un daño interno permanente, en el cual reduce la resistencia y ductilidad.

El ataque por hidrógeno a alta temperatura es causado por la nucleación, crecimiento, y coalescencia del metano, principalmente a lo largo del límite de grano. El metano es producido por una reacción interna entre carbono e hidrógeno. Éste fenómeno ha sido observado por muchos años en la industria petroquímica y del amoníaco sintético (6).

2.5.3 Difusión del hidrógeno en el acero

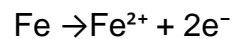
El movimiento de hidrógeno en el acero ocurre por la migración de átomos a través de la red, ya que la forma monoatómica del hidrógeno es más pequeña que una molécula de hidrógeno. La fuerza motriz que permite el movimiento del hidrógeno es proporcionada por gradientes térmicos y por gradientes de potencial químico del hidrógeno en el interior del acero que son proporcionales al gradiente

de concentración en la red o a un gradiente hidrostático de un campo de tensiones elásticas que actúan sobre un componente (6).

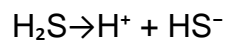
El agrietamiento inducido por hidrógeno es desarrollado por un proceso de corrosión de sulfuros sobre la superficie del acero en presencia de una solución de sulfuro de hidrógeno (32).

La reacción de corrosión más aceptable del acero expuesto a un gas amargo es la siguiente (33):

- Se presenta una reacción anódica



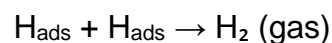
- Disociación de reacción



En hidrógeno atómico entra en el acero por difusión y es generado en la superficie. La reacción de reducción catódica en ácido involucra la reducción directa de ion hidrógeno así:

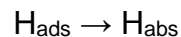


La recombinación ocurre cuando el hidrógeno atómico reducido se recombina con otro átomo para formar una molécula de hidrógeno:



De esta forma, en presencia de un agente que inhiba la recombinación de los átomos de hidrógeno, éstos pueden penetrar y difundirse dentro de la estructura del acero, cambiando su condición de hidrógeno adsorbido a hidrógeno absorbido.

La presencia de un gas de sulfuro de hidrógeno (H_2S) en una solución ácida o iones de sulfuro de hidrógeno (HS^-) en una solución neutra y alcalina reduce el rango de la formación del hidrógeno gaseoso sobre la superficie del acero (33).



Luego que el hidrógeno es absorbido puede localizarse en trampas, sitios intersticiales, combinarse o salir del acero (29). El hidrógeno puede ser localizado en carburos, carbunitruros, límites de grano y otras regiones con una alta concentración de esfuerzos que sirve como un defecto estructural (30). Generalmente, estos sitios son planos y orientados en la dirección paralela de la dirección de rolado de los aceros para conductos (33).

La movilidad del hidrógeno en la estructura de los aceros se puede producir de la siguiente manera (28):

- Difusión intersticial que es la difusión del hidrógeno a través de los intersticios de la red cristalina; en general sigue las leyes de Arrhenius y de Fick.
- Transporte de hidrógeno por las dislocaciones en atmósferas de Cottrell, cuando ocurre deformación plástica. En éste caso, el hidrógeno es arrastrado por la línea de la dislocación en su movimiento.
- Cortocircuito de difusión, que ocurre en la red donde la difusión es más rápida. Es el caso de los límites de grano y a lo largo de los núcleos de dislocaciones.

En la **Figura 2. 17** se ilustra los 3 mecanismos mencionados anteriormente.

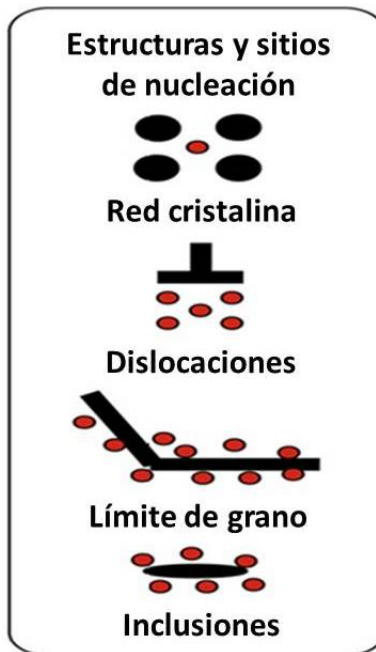


Figura 2. 17 Muestra los diferentes mecanismos de trampas (34).

2.3.4 Influencia de los defectos y microestructuras que provocan el daño por hidrógeno

Generalmente, es reportado que el agrietamiento por hidrógeno en el acero es cercanamente relacionado con las inclusiones y microestructura.

En la **Figura 2. 18** muestra claramente la propagación de grietas de una manera cuasi-clivaje siguiendo las segundas fases duras tal como BF (ferrita bainítica) y M/A (martensita/ austenita). Para promover la resistencia al daño por hidrógeno, varias tecnologías tal como la adición de apropiados elementos aleantes, altas limpiezas y tratamientos de Ca durante la fabricación del acero son requeridas. Sin embargo, el control de la microestructura en el acero es importante. Para la resistencia del agrietamiento por hidrógeno en el acero, la formación de BF y MA debería ser retenida durante el proceso termo-mecánico controlado (33).

La difusividad del hidrógeno en los materiales de estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC) es en general pequeña comparada con aquella en los materiales con estructura cristalina centrada en el cuerpo (BCC). Lo anterior

puede ser explicado por la fracción de espacios ocupados por los átomos en la red cristalina, es decir, el factor de empaquetamiento, que para las estructuras FCC es de 0.74 y para las BCC es de 0.68. Además, este factor de empaquetamiento puede ser interpretado como la barrera cristalina que debe superar el hidrógeno para su camino de difusión.

Las microestructuras más duras y de forma acicular son las más susceptibles a sufrir daño por hidrógeno. En forma general es aceptada la siguiente relación con respecto a su susceptibilidad al daño por hidrógeno. De mayor a menor se tiene: martensita, bainita, perlita laminar, martensita revenida a alta temperatura, ferrita y cementita globular (28).

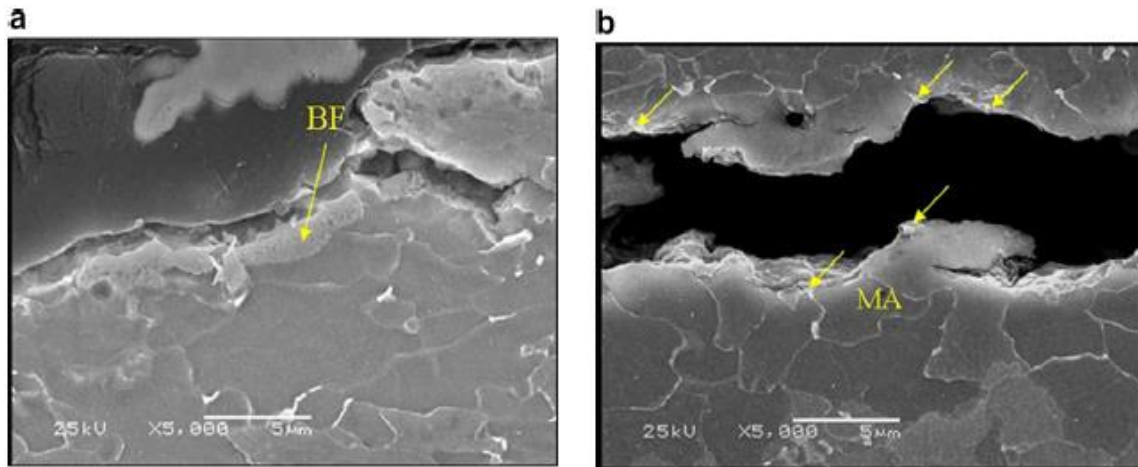


Figura 2. 18 Imágenes del MEB muestran el camino de propagación del HIC; (a) BF en un valle sobre la fractura superficial de HIC y (b) propagación del HIC siguiendo MA (35).

CAPÍTULO 3. ESTADO DEL ARTE

La utilización de aceros HSLA grado API son altamente utilizados en la industria del petróleo y gas, conforme ha pasado el tiempo se han mejorado sus características hasta llegar de un grado X-42 a un X-100, con la finalidad de mejorar su resistencia a la fragilización por hidrógeno. Diversas investigaciones se han realizado con el paso del tiempo acerca de los factores que tienen mayor influencia en el material acerca de esta problemática. Como por ejemplo la difusión del hidrógeno depende de dos factores principales tal como son la concentración del hidrógeno en la superficie del acero y las trampas que se presentan en el acero donde el hidrógeno puede almacenarse y formar moléculas diatómicas dentro del acero (33).

Sin embargo, la mayoría de los estudios se han concentrado principalmente en los factores metalúrgicos tales como: la microestructura y las inclusiones, las cuales forman trampas reversibles o irreversibles, ya que son factores de gran impacto para la nucleación y propagación de grietas. Se han realizado estudios sólo y exclusivamente para el análisis de esta problemática en aceros API. Como por ejemplo Gyu Tae estudió el efecto microestructural y su influencia en el agrietamiento por hidrógeno, donde utilizó un acero API5L-X65 con tres diferentes microestructuras como ferrita/perlita, ferrita/ferrita acicular y ferrita/bainita como se muestra en la **Figura 3. 1**. Los cuatro aceros contenían microconstituyentes de

martensita/austenita, y determinó que la microestructura que promueve una mejor resistencia al daño por hidrógeno es la ferrita acicular, y que la bainita cuenta con una mejor resistencia que la perlita debido a la distribución de placas de ferrita y cementita (34).

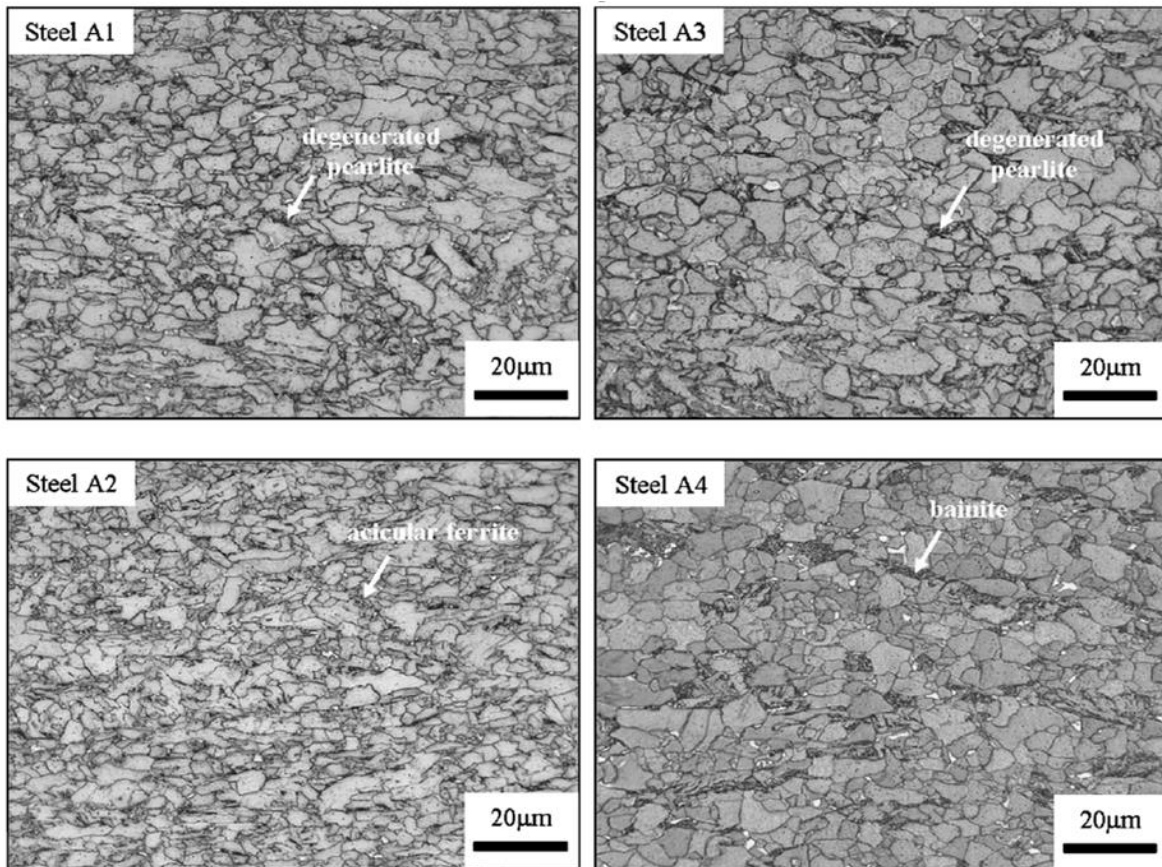


Figura 3. 1 Microestructuras estudiadas por Gyu Tae para la evaluación del agrietamiento por hidrógeno en un acero API5L-X65 (36).

Mientras Ramírez demostró que la martensita es más susceptible que la bainita, ya que analizó tres aceros con diferentes microestructuras, pero sometiéndolas a una prueba de SSC a diferentes temperaturas entre 25°C, 50°C, 70°C y 90°C. Y la muestra con mayor susceptibilidad en todas las temperaturas solo fue el acero con una microestructura de martensita, los factores que contribuyeron a tal falla es: una alta concentración de esfuerzos debido a la microestructura anteriormente mencionada, como segundo factor es el esfuerzo aplicado por el tipo de prueba

que fue sometido el acero, dando como resultado una acumulación de esfuerzos y, como último factor, la temperatura aplicada, ya que ayuda a una difusión de átomos de hidrógeno más rápida dentro del acero, los cuales quedan atrapados en trampas reversibles o irreversibles (35). Por lo tanto, la presencia de martensita puede causar un mayor efecto que todas las microestructuras que se puedan presentar en un acero API según Ramírez.

Mientras tanto Wan Keun Kim realizó un estudio de un acero API X-70 para relacionar la influencia de los factores ambientales y metalúrgicos sobre el agrietamiento por hidrógeno. Dedujo, al igual que los autores antes mencionados, que la bainita es más susceptible al agrietamiento que la ferrita acicular, en cambio notó que la presión parcial del H_2S y el pH son factores importantes para la nucleación y propagación de grietas ya que aumentan la cantidad de hidrógeno difusible dentro del acero (31). Por consiguiente, tanto los factores ambientales como los metalúrgicos van de la mano para la nucleación y propagación de grietas.

Otro factor metalúrgico que influye en la fragilización del hidrógeno es la presencia de inclusiones, ya que son consideradas trampas irreversibles, en los aceros API se tiene que las inclusiones de MnS son altamente restringidas en el acero ya que son altamente peligrosas porque generan la fragilización por hidrógeno. Pero diversos investigadores han encontrado que otro tipo de inclusiones diferentes a las de MnS pueden influir para la nucleación y propagación de grietas como por ejemplo, Jin estudió un acero API X-100 en el cual contenía diversas inclusiones tales como MnS, óxidos de aluminio, óxidos de silicio y una mezcla de Ca-Al-Si-O, y determinó que las inclusiones de óxidos tanto de Al como de Si (**Figura 3.2**) provocaron la nucleación de grietas en el acero pero cerca de estas inclusiones se detectó microporosidad la cual pudo ayudar a una mayor concentración de hidrógeno y esfuerzo interno (36).

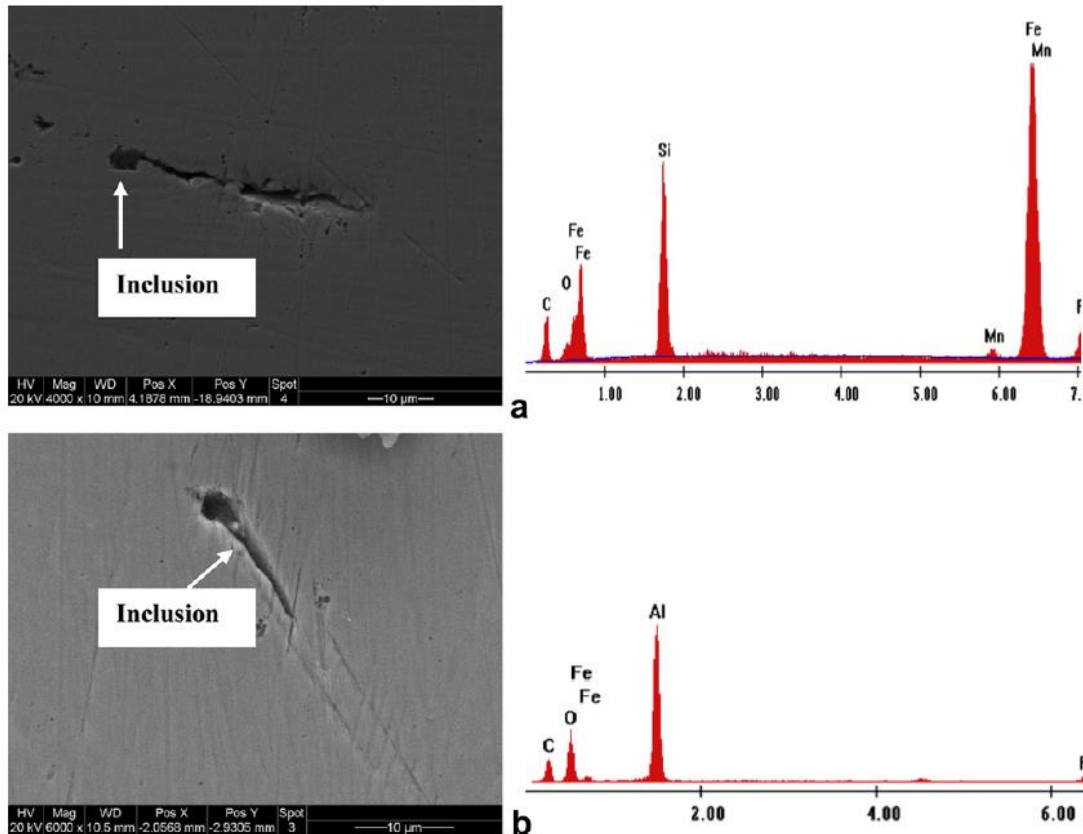


Figura 3.2 Inclusiones en un acero API5L-X100. a) oxidó de Si b) oxidó de Al (38).

Pero Xue estudió un acero API X-80 en el cual se presentaban inclusiones de óxidos de aluminio, silicio y Al-Mg-Ca-O, y concluyó al igual que Jin que las inclusiones propensas a nuclear grietas son las de óxidos de aluminio y silicio ya que son duras y frágiles así como incoherentes con la matriz del metal provocando la acumulación del hidrógeno hasta llegar una presión interna que provoque la nucleación de grietas por hidrógeno (37).

También se ha estudiado el efecto de la soldadura en los aceros API, los cuales son soldados generalmente por un proceso SAW dos investigadores tales como Omweg y Beidokhti se enfocaron en estudiar el efecto metalúrgico como la microestructura de la soldadura y su impacto en el daño por hidrógeno ambos por medio de SSC. Por ejemplo Omweg estudió dos aceros API como el X-70 y el X80 con el fin de comparar que material es más resistente al daño por hidrógeno, los cuales son sometidos a una tensión del 80% y 100% de su resistencia mínima a la

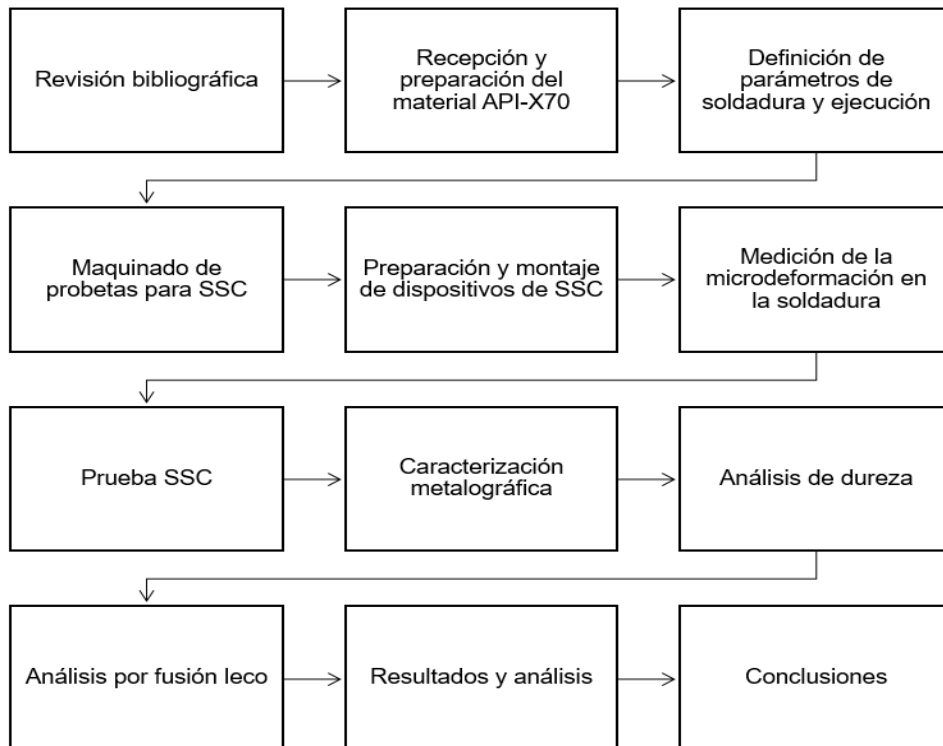
cedencia. Dando como resultado que el acero que obtuvo una mayor susceptibilidad fue el X-70 y fue debido a la presencia de microconstituyentes de martensita/austenita y bainita superior. Donde determinó que la formación de estos microconstituyentes en el X-70 es debido al contenido de carbono ya que es mayor en éste, por el cual pueden aparecer dichas microestructuras en el material tanto en ZAC y ZF, provocando que se tengan durezas mayores de 300 HV y relacionó que entre mayor es la dureza del material puede ser más susceptible al daño por hidrógeno (38). Mientras Beidokhti realizó estudios en un acero X-70 soldado por SAW y sometido tanto a una prueba de HIC y SSC. En donde sus resultados concuerdan con Omweg ya que las soldaduras que tenían una microestructura como la bainita y microconstituyentes de martensita/austenita eran más susceptibles, pero determinó que la microestructura más resistente fue la ferrita acicular (29) y relacionó que tanto la microestructura como la dureza resultante puede influir en la formación de grietas. La NACE MR0175 establece que aceros que contengan una dureza menor de 244 HV son aptos para la fabricación de ductos (39), sin embargo, este requerimiento con la soldadura cambia los valores por arriba del establecido. Beidokhti y Omweg obtuvieron durezas mayores de 300HV y fueron altamente susceptibles, pero durezas de 260 HV no fueron susceptibles al agrietamiento.

Por lo tanto, de acuerdo a los trabajos antes mencionados la generación de grietas influyen diversos factores en los cuales la mayoría de los autores concluyeron que la presencia de inclusiones de óxido tanto de Si y Al, una microestructura como la martensita, una dureza mayor de 300 HV y la influencia de los factores ambientales como lo son la presión del H₂S y el pH, hacen al material más propenso al daño por hidrógeno.

CAPÍTULO 4. METODOLOGÍA

La metodología que emplea el siguiente trabajo se describe de forma breve en la siguiente **Tabla 4.1**

Tabla 4.1 Metodología empleada.



- Revisión bibliográfica: con el fin de conseguir información del tema en cuestión se hizo una investigación y recopilación de información del tema que desarrolla esta tesis, en donde se trabajó con libros, artículos, tesis, entre otras fuentes valiosas.
- Recepción y preparación del material API-X70: se consiguieron placas de API-X70, para la realización de las pruebas SSC sobre una unión soldada por SAW, dicho material fue cortado y maquinado con el fin de formar un cupón para la realización de la soldadura.
- Definición de parámetros de soldadura y ejecución: Sólo se trabaja con un parámetro de soldadura para las placas, el cual se definió a partir de un trabajo experimental previo, dando como resultado que dicho parámetro es el óptimo para soldar un acero API-X70 por medio de SAW.
- Maquinado de probetas para SSC: una vez realizado el proceso de soldadura sobre los cupones se extrajeron algunas probetas para someterlas a un proceso de corrosión por SSC, a las cuales se les aplicó un pequeño maquinado con el fin de rebajar la corona de la soldadura y de ese modo la muestra quedara plana.
- Preparación y montaje de dispositivos de SSC: se hicieron dispositivos sobre la base de lineamientos establecidos en la norma ASTM G39. Dichos dispositivos provocaron una microdeformación en la soldadura de las probetas.
- Medición de la microdeformación en la soldadura: se utilizó el método de galgas extensométricas para la medición de la microdeformación sólo y exclusivamente en la soldadura. Con el fin de determinar el esfuerzo aplicado por los dispositivos en las probetas.
- Prueba SSC: La cual consiste principalmente en someter las muestras bajo un ambiente enriquecido de H_2S , y se llevó a cabo en diversos tiempos de exposición.
- Caracterización metalográfica: se utilizó el microscopio óptico y microscopio de barrido para analizar las muestras sometidas a la prueba de SSC, a las

cuales se les realizó una preparación metalográfica, con el fin de obtener información necesaria para el análisis requerido del presente trabajo.

- Análisis de dureza: se midió la dureza en Vickers para analizar el efecto de la exposición a un ambiente amargo contra un material no expuesto.
- Análisis por fusión leco: se analizó la presencia del hidrógeno en las muestras por medio de un análisis químico de fusión, para comprobar que los reactores de corrosión realmente provocan la absorción del hidrógeno.
- Resultados y análisis: después de obtener los resultados de todas las pruebas realizadas se analizó el estado microestructural y su efecto sobre el daño producido por hidrógeno.
- Conclusiones: por lo tanto, al final se supo cuál de todas las microestructuras tiene más efecto sobre el daño y cuál es la menos susceptible al proceso de SSC.

CAPÍTULO 5. DESARROLLO EXPERIMENTAL

5.1 Material API-X70

Para el análisis del efecto microestructural en un proceso SSC se utilizó un acero API5L-X70, dicho material es ampliamente utilizado en la industria de petróleo y gas, para la fabricación de tuberías.

Se realizó un análisis químico mediante un espectrómetro de emisión óptica, dicho equipo, trabaja mediante el análisis de las longitudes de onda de los fotones emitidos por los átomos o moléculas durante su transición desde un estado excitado a un estado de inferior energía. Cada elemento emite un conjunto característico de longitudes de onda discretas en función de su estructura electrónica.

La **Figura 5.1** muestra el espectrómetro de emisión óptica utilizado de marca Oxford PMI Master Smart.

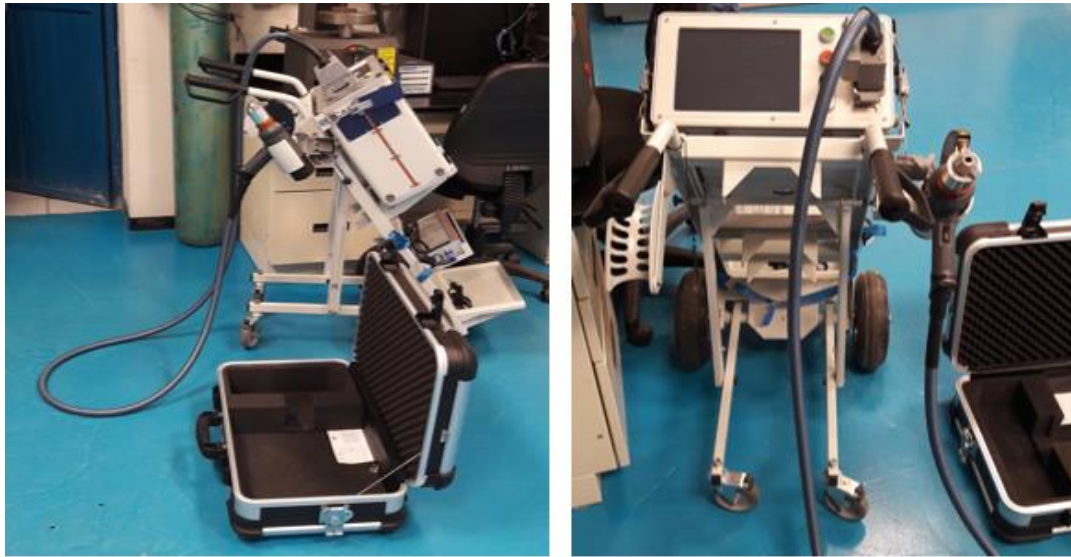


Figura 5.1 Espectrómetro de emisión óptica marca Oxford PMI Master Smart.

5.2 Preparación de cupones

Se maquinaron placas de acero API5L-X70 en un extremo, el diseño utilizado se muestra en la **Figura 5.2**.

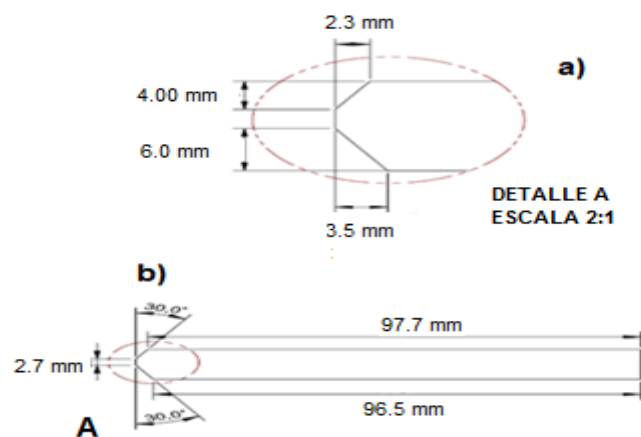


Figura 5.2 Diseño en doble V, a) dimensiones para el bisel chico y bisel grande y b) dimensión de la separación entre cada bisel.

El diseño en doble V está conformado por un bisel chico, un bisel grande y una raíz, de esta forma se crearon cupones a tope en donde se realizó la soldadura, la **Figura 5.3** muestra la forma final del cupón soldado. El cuál es la unión de dos placas y dos pequeñas placas conocidas como zapatas, las cuales ayudan a que el arco consiga su estabilidad durante el recorrido de soldadura.



Figura 5.3 Forma final del cupón de soldadura.

5.3 Proceso de soldadura por arco sumergido (SAW)

El proceso de soldadura por arco sumergido fue empleado por medio de una maquina semiautomática marca Miller como se muestra en la **Figura 5.4**, la cual está conformada principalmente por un cofre de control de parámetros, material de aporte enrollado, una tolva para el fundente, un cabezal de soldadura, cables y una fuente de corriente.



Figura 5.4 Equipo semiautomático de soldadura por arco sumergido (SAW).

Se utilizó un material de aporte EM13K-H8 el cual es una aleación de medio manganeso, utilizada para un proceso SAW como indica la especificación A 5.17 de la AWS, donde especifica los electrodos y fundentes adecuados para un acero al carbono en soldaduras por arco sumergido (40). En la **Tabla 5.1** se muestra la composición química del material de aporte. Al realizar una soldadura por arco sumergido, se forma un arco eléctrico entre un electrodo metálico y la pieza de trabajo. Éste arco y el metal están sumergidos en una capa de fundente granular. El fundente utilizado fue marca lincolweld-761 y su composición química se presenta en la **Tabla 5.2**.

Tabla 5.1 Composición química del electrodo EM13K-H8 perteneciente a un electrodo de medio-manganeso (37).

Clasificación del electrodo	Número UNS	Porcentaje en peso						
		C	Mn	Si	S	P	Cu	Ti
EM13K	K01313	0.06/0.16	0.90/1.40	0.35/0.75	0.03	0.03	0.35	-

Tabla 5.2 Composición química del fundente lincolweld-761.

Lincolweld-761	%SiO ₂	%MnO ₂	%MgO	%CaF ₂	%Na ₂ O	%Al ₂ O ₃	%TiO ₂	%FeO	%Aleaciones metálicas
	45	19	22	2	2	2	2	1	6

Tanto el fundente como el metal de aporte se encuentran especificados en la norma AWS como F7A2-EM13K.H8 (40).

Los parámetros de soldadura fueron seleccionados a partir de un estudio acerca de los parámetros óptimos de soldadura aplicados en uniones de acero API 5L X-70 (41), los cuales se muestran en la **Tabla 5.3**, pero el voltaje para el bisel chico fue modificado debido a la inestabilidad del equipo de soldadura, por lo tanto los parámetros utilizados para ambos biseles chico y grande se muestran en la **Tabla 5.4**.

Tabla 5.3 Parámetros óptimos para un proceso SAW aplicados a aceros API 5L X-70 (41).

Bisel chico		
Amperaje (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)
620	29	13.97
Bisel grande		
Amperaje (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)
620	29	13.97

Tabla 5.4 Parámetros de bisel chico modificado a partir de los parámetros óptimos.

Bisel chico		
Amperaje (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)
620	27.5	13.97
Bisel grande		
Amperaje (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)
620	29	13.97

Una vez que se seleccionaron los parámetros, el metal de aporte y el tipo de fundente, se decidió realizar dos tipos de pruebas de soldadura variando la condición del fundente utilizado. La experimentación en la soldadura se muestra en la **Figura 5.5**.

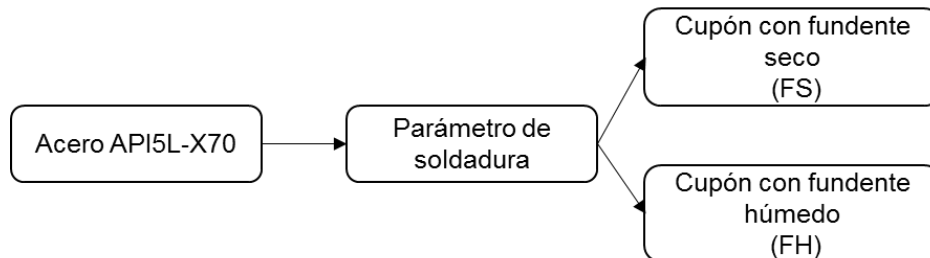


Figura 5.5 Pruebas de soldadura con diferente condición de fundente.

5.4 Probetas para prueba de SSC

Se extrajeron muestras de cada cupón soldado, con dimensiones de 13 cm de largo por 1.2 cm de ancho y un espesor de 1.27 cm. A cada probeta se le removió el sobrante de soldadura (conocido como corona) para conseguir una probeta plana, como se muestra en la **Figura 5.6**. Las probetas se adecuaron a un dispositivo utilizado para evaluar la corrosión bajo esfuerzos como lo establece la norma NACE TM0177-96 (42) .



Figura 5.6 Probeta para prueba SSC.

5.5 Fabricación de dispositivos de montaje de carga mecánica para SSC

Se fabricó un dispositivo de montaje de carga mecánica para una prueba SSC, mediante un método estándar para evaluar la resistencia de los materiales para la falla por agrietamiento, en donde se aplica una fuerza de tensión, a través de un accesorio mecánico, en un medio acuoso corrosivo el cual contiene H_2S en forma gaseosa, conforme a la NACE TM0177-96 (42). De los diferentes métodos que existen el método B conocido como Bent-beam fue el tipo de prueba utilizado en el presente estudio, dicho método es seleccionado principalmente por el espesor del material y accesibilidad a la prueba. El diseño del dispositivo requerido se realizó conforme la norma ASTM-G39, la cual establece el procedimiento, el diseño, la preparación y uso del Bent-Beam (43).

Se seleccionó el diseño final del dispositivo de montaje de carga con tres puntos como se observa en la **Figura 5.7**.

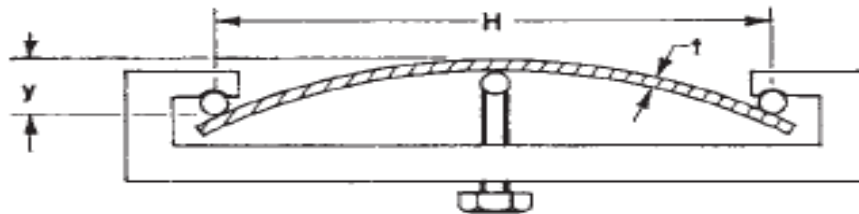


Figura 5.7 Dispositivo de Bent-Beam para la prueba de SSC de tres puntos conforme a la norma ASTM-G39 (43).

Cada muestra fue montada en un dispositivo de carga mecánica como se muestra en la **Figura 5.8**.

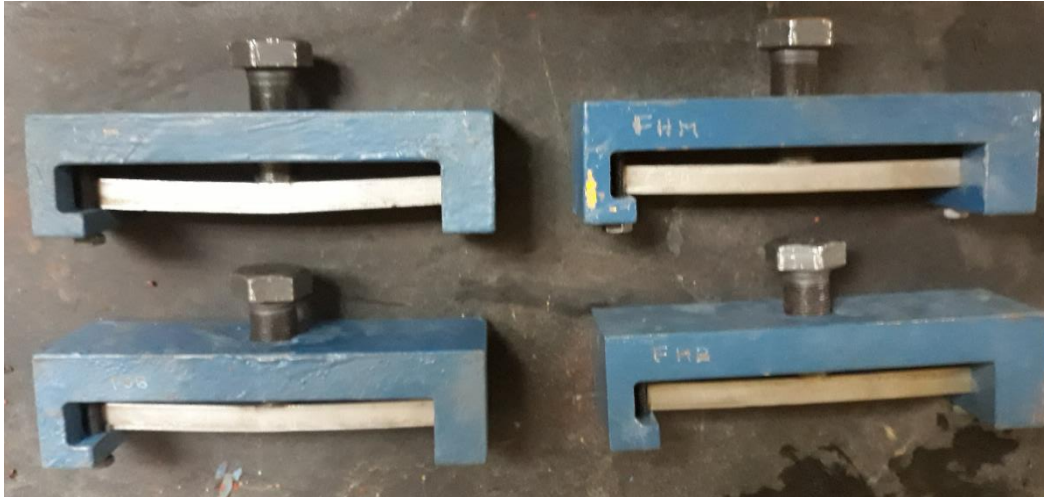


Figura 5.8 Montaje de las probetas en el dispositivo para prueba SSC, las probetas del lado izquierdo corresponden al fundente seco y del lado derecho al fundente húmedo.

5.6 Medición de la microdeformación

La prueba SSC aplica una fuerza sobre la pieza, específicamente en el área de soldadura, la cual produce una microdeformación y es necesario medirla. Las galgas extensométricas son el medio para la medición de dicha microdeformación. El principio de funcionamiento de una galga extensométrica se basa en la medición de la resistencia eléctrica del material, que al deformarse se vuelve más estrecho y alargado, incrementando su resistencia eléctrica. Esta señal eléctrica es aprovechada para asociarla a la deformación que sufre el material analizado.

La aplicación de galgas extensométricas debe ser altamente cuidadosa ya que cualquier elemento mal montado o algún residuo presente como polvo u óxido, puede influir en el resultado de la prueba, por tal razón, la muestra debe estar bien pulida, limpia y protegida en el área a colocar la galga extensométrica como se observa en la **Figura 5.9**.

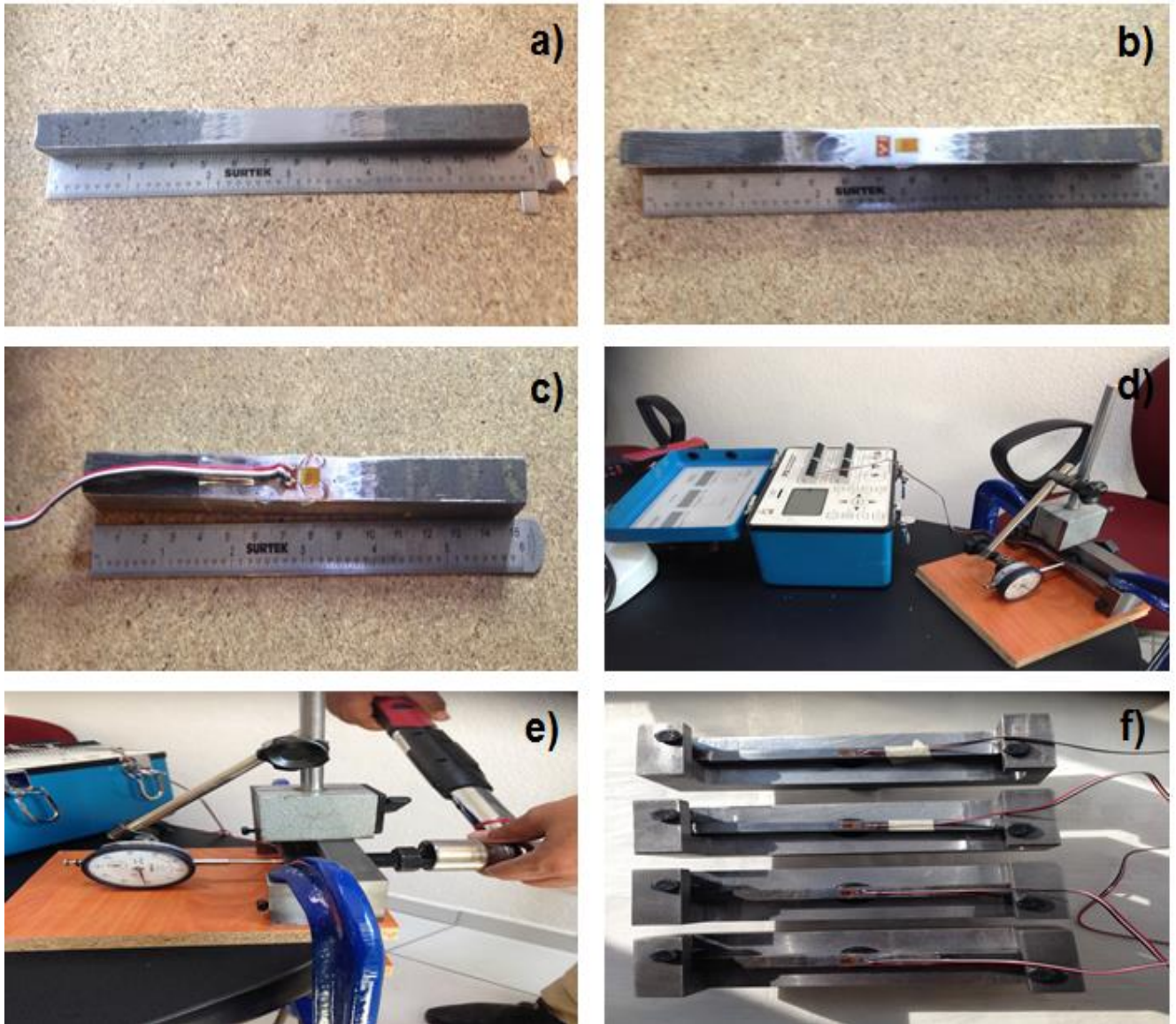


Figura 5.9 Procedimiento utilizado para la aplicación de galgas extensiométricas en el cual se llevaron los siguientes pasos: a) limpieza en el área de soldadura, b) aplicación de galgas, c) unión de la conexión entre dispositivo de lectura de deformación y galga, d) montaje de muestra, carátula de reloj y aparato de medición de deformación, e) aplicación de deformación en la soldadura con un torquímetro; f) montaje final.

Para la experimentación se contemplaron dos diferentes microdeformaciones en la soldadura: una alta de 1800μ y otra baja de 1200μ . Por lo tanto, el desarrollo experimental implementando el tipo de deformación se observa en la **Figura 5.10**.

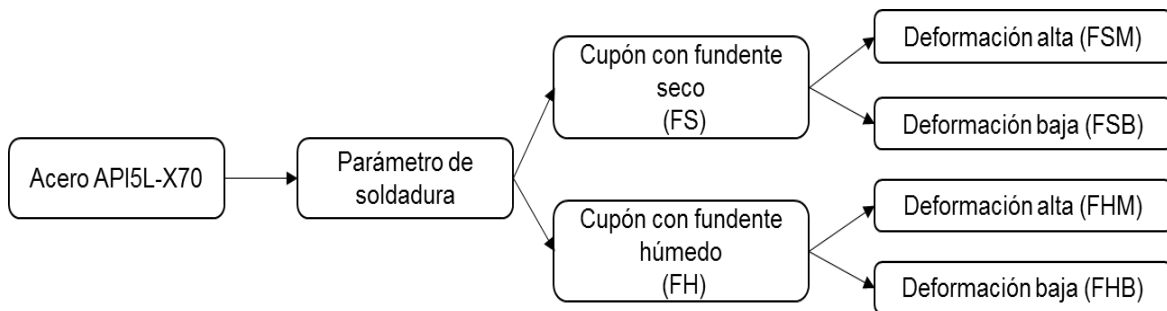


Figura 5.10 Método experimental implementando la microdeformación en la soldadura.

5.7 Prueba SSC

La prueba SSC se realizó conforme a las normas NACE-TM0177-96 (42) y NACE-TM0284-2011 (39). Las cuales establecen los métodos para evaluar la resistencia al agrietamiento por hidrógeno con o sin aplicar un esfuerzo en aceros usados en ductos y tanques de presión. En un reactor especial de corrosión (**Figura 5.11**) utilizado como apoyo, se colocaron las probetas y se le añadió una solución de agua de mar sintética especificada en la norma NACE- TM0284-2011, correspondiente a la solución A (conformada por 250 gr de NaCl, 25 gr de CH₃COOH y 4725 ml de agua destilada), posteriormente el reactor se selló para llevar a cabo el proceso de inyección de gases, empezando por una purga de nitrógeno por una hora y seguido por la inyección de H₂S en forma gaseosa a través de un aparato de Kipp, como se muestra en la **Figura 5.12**.

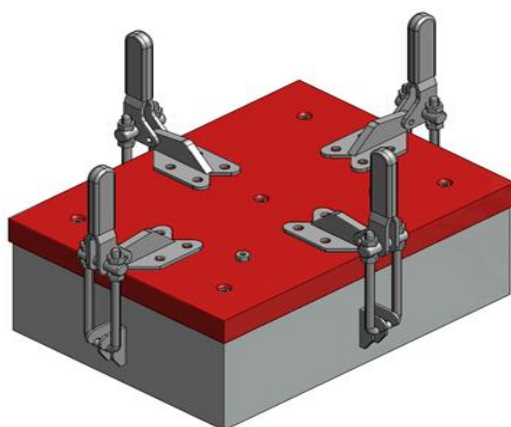
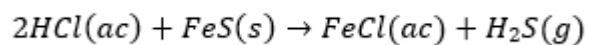


Figura 5.11 Reactor de corrosión (44).



Figura 5.12 Prueba de corrosión a) acomodo de las piezas dentro del reactor.
b) prueba en ejecución.

Con el propósito de generar H_2S en forma gaseosa, se utilizó un aparato Kipp, al cual se le añadió sulfuro de hierro (FeS) y ácido clorhídrico (HCl). La reacción producida para la generación del gas se describe en la **Ecuación 5.1**.



Ec 5.1

Se utilizaron diferentes condiciones de exposición al medio corrosivo, las cantidades de cada reactivo para la generación de H₂S variaron en los diferentes tiempos aplicados. Para las pruebas de tres días se utilizaron 12 gr de FeS y 375 ml de HCl, para siete días 20 gr de FeS y 625 ml de HCl y para 20 días se utilizaron 32 gr de FeS y 1000 ml de HCl. La experimentación planteada en el presente proyecto quedó finalmente como se muestra en la **Figura 5.13**.

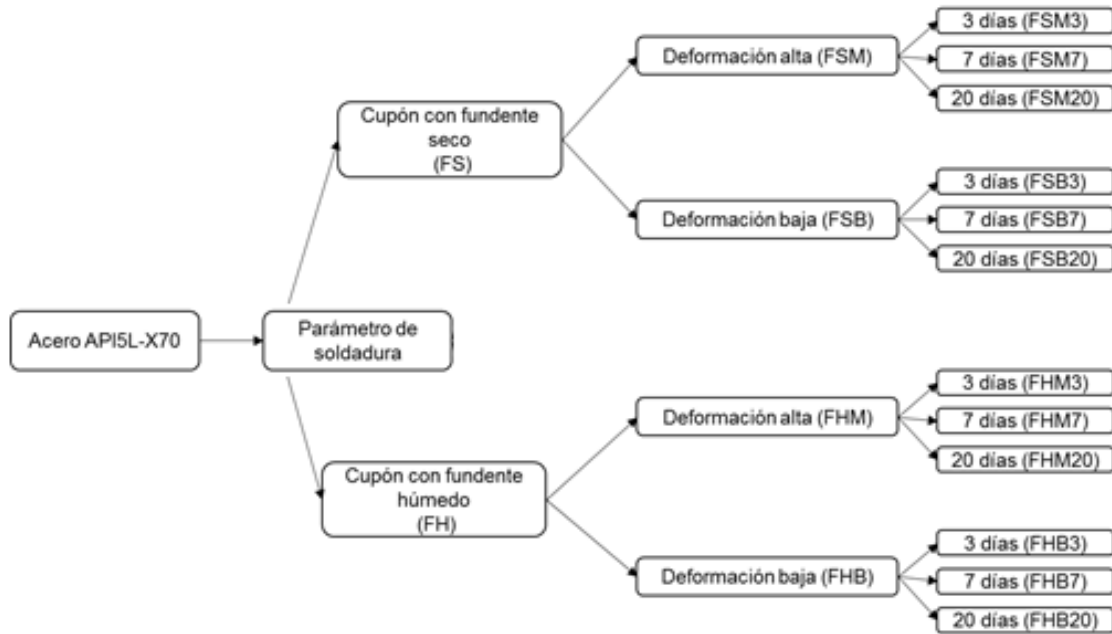


Figura 5.13 Diagrama experimental de pruebas SSC.

5.8 Caracterización de probetas

Después de la exposición a un ambiente amargo las muestras se analizaron por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido **Figura 5. 14**. Para poder analizar las muestras previamente fueron cortadas, desbastadas con lijas de carburo de silicio que van desde la 80-2400, y finalmente un pulido en paño empleando pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ y $0.25\mu\text{m}$. Posteriormente fueron atacadas utilizando una solución de nital al 5%.

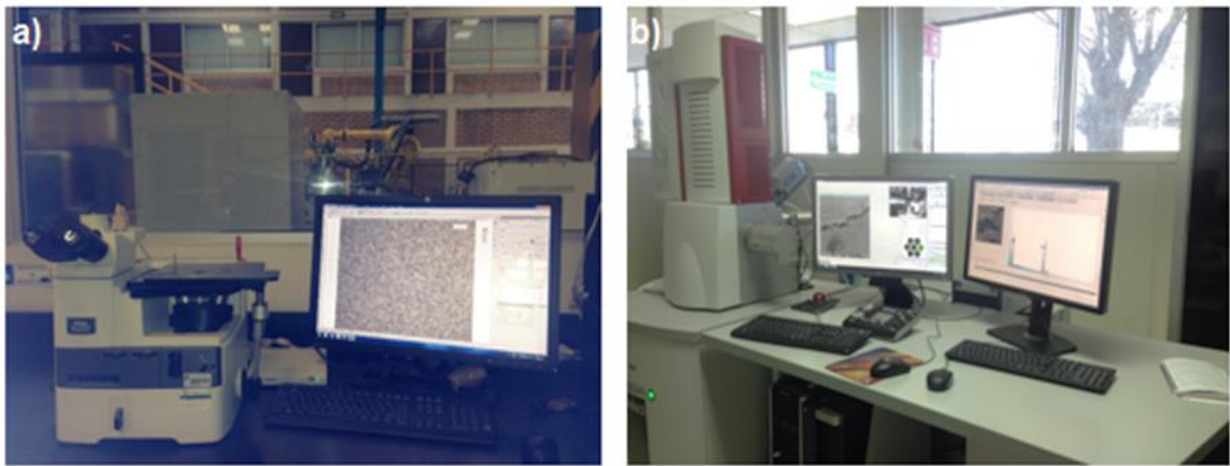


Figura 5. 14 a) Microscopio óptico y b) Microscopio electrónico de barrido.

5.9 Medición de microdureza Vickers

Las mediciones fueron realizadas en un equipo Wilson Hardness-Tukon 2500 **Figura 5. 15**, con una carga de 500 gr tanto para las muestras expuestas a un ambiente amargo y para las que no lo fueron.



Figura 5. 15 Durómetro Vickers.

5.10 Análisis de hidrógeno por fusión

Para determinar la presencia del hidrógeno en las muestras expuestas al ambiente amargo, se analizaron tres muestras por cada tiempo de exposición. En donde cada muestra se llevó a un analizador LECO ONH836, en el cual la muestra se funde en un crisol de grafito, empleando una bobina de inducción con un gas inerte, liberando el hidrógeno que se oxida mediante una serie de reactivos en línea para formar agua, la cual se envía para su detección a una celda de infrarrojo no dispersivo (NDIR, por sus siglas en inglés).

Las muestras se nombran de la siguiente manera:

T1 tiempo de 3 días, T2 tiempo de 7 días y T3 tiempo de 20 días. Y las submuestras correspondientes a: Submuestra 1 (fundente seco), Submuestra 2 (fundente seco) y Submuestra 3 (fundente húmedo).

CAPÍTULO 6. ANÁLISIS Y RESULTADOS

6.1 Análisis químico y microestructural del material base

Los resultados obtenidos a través del espectro de emisión óptica se pueden observar en la **Tabla 6.1**, donde la composición química es correspondiente a un acero API 5L-X70, el porcentaje reportado en la tabla es un promedio resultante de dos análisis hechos en la placa API 5L-X70. Una de las principales características de este material es que contiene un bajo contenido de carbono y elementos microaleantes como son el niobio, vanadio y titanio. Estos tres elementos son los responsables de reducir el tamaño de grano formando partículas de carburos y nitruros que obstaculizan el crecimiento de los granos, dando como resultado una alta resistencia al impacto.

La **Figura 6.1** muestra la microestructura del material base la cual está conformada principalmente de una matriz ferrítica con zonas de perlita, además se midió dureza vickers arrojando como resultado 249 HV.

Tabla 6.1 Composición química del acero API5L-X70.

Acero	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W
API5L-X70	0.09	0.44	1.46	0.16	0.28	0.02	0.01	0.07	0.01	0.05	0.1

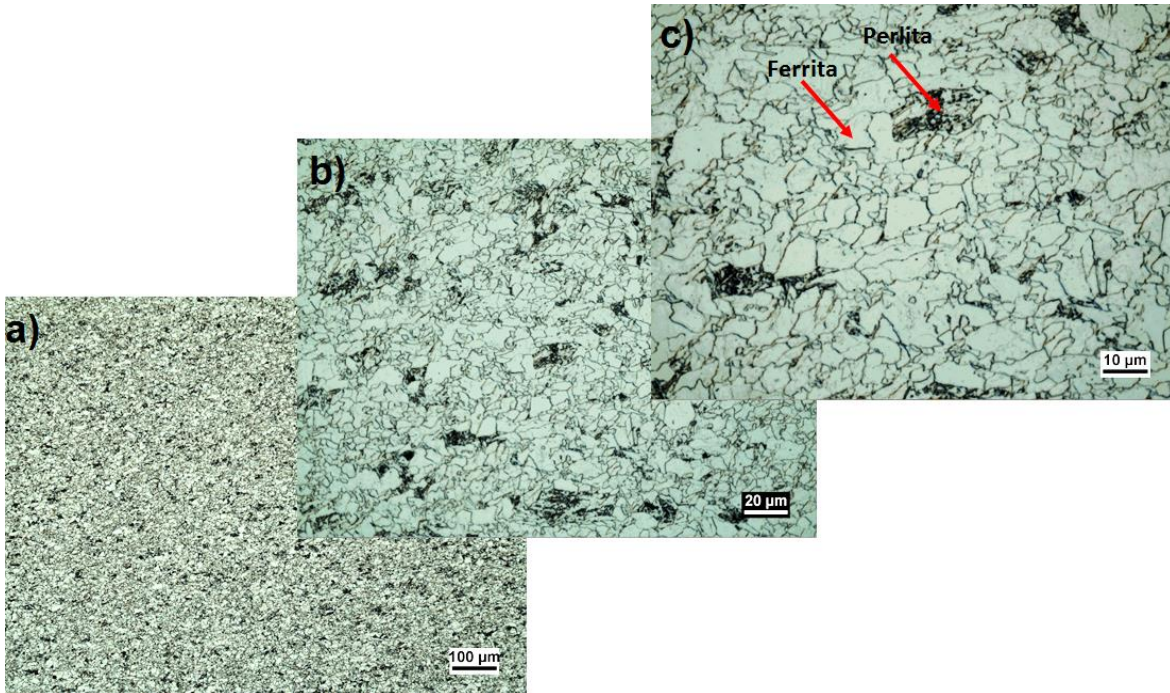


Figura 6.1 Microestructura del acero API 5L-X70 a diferentes aumentos a) 10X, b) 50X y c)100X.

6.2 Microestructura del acero API5L-X70 soldado por SAW

Las zonas resultantes en un acero API 5L-X70 soldado por un proceso SAW son: la zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAC) y metal base (MB). La ZF y ZAC son el resultado directo de la aplicación de la soldadura en el metal, en donde la ZF es la zona en la cual se da la coalescencia del metal de aporte y metal base, mientras que la ZAC es el resultado del calor aportado por el proceso de soldadura cambiando significativamente la microestructura del material.

El resultado microestructural de cada zona se pueden observar en la **Figura 6.2** y **Figura 6.3**. Las fases presentes en la ZF se observa la ferrita acicular, ferrita Widmanstätten, bainita y límites interdendríticos de grano ferrítico, y en la ZAC una fase ferrítica, perlítica y ferrita equiaxial.

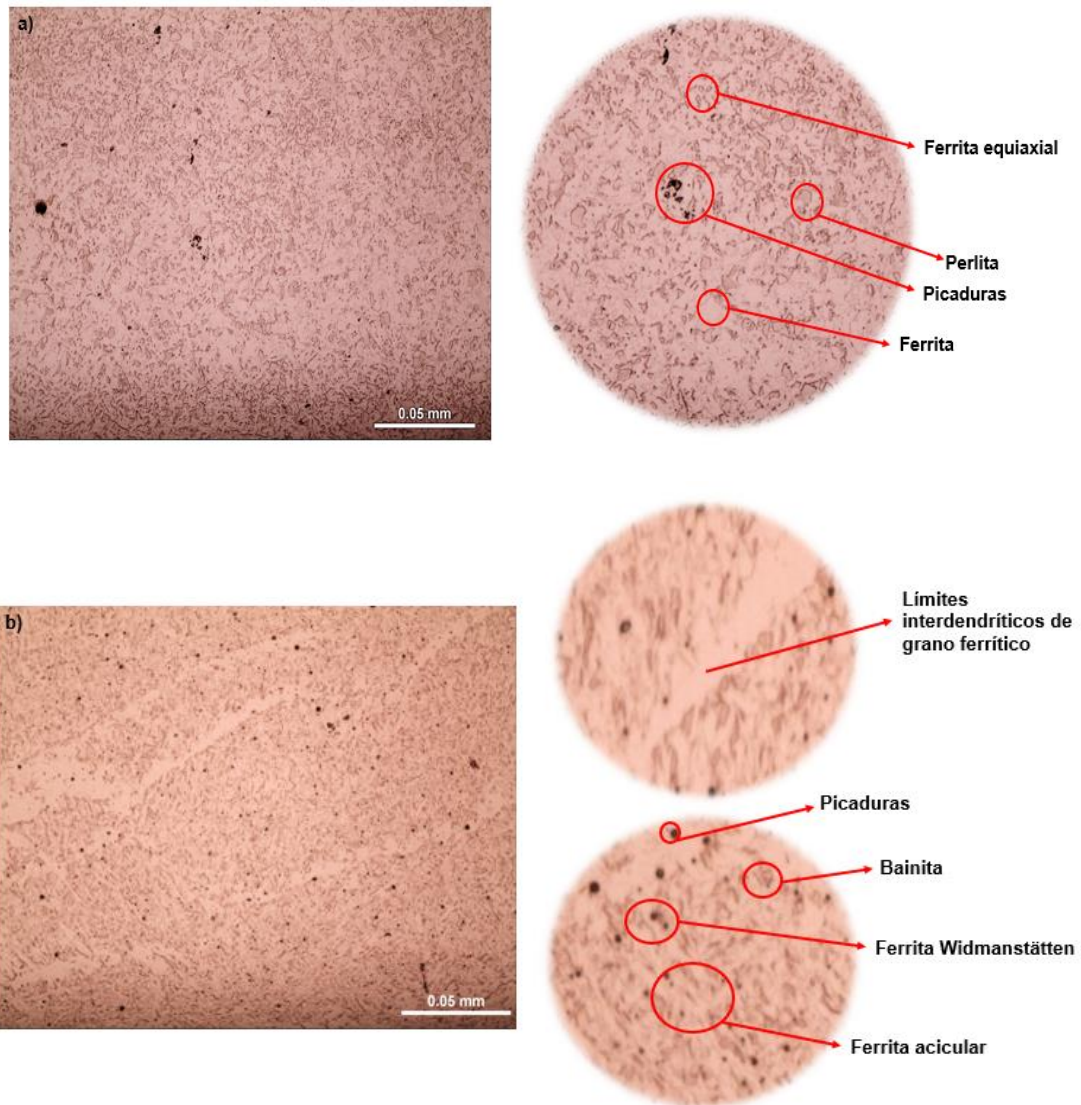


Figura 6.2 Microestructura resultante en la ZF y ZAC en cupón con fundente seco. a) ZF a 50X y b) ZAC a 50X.

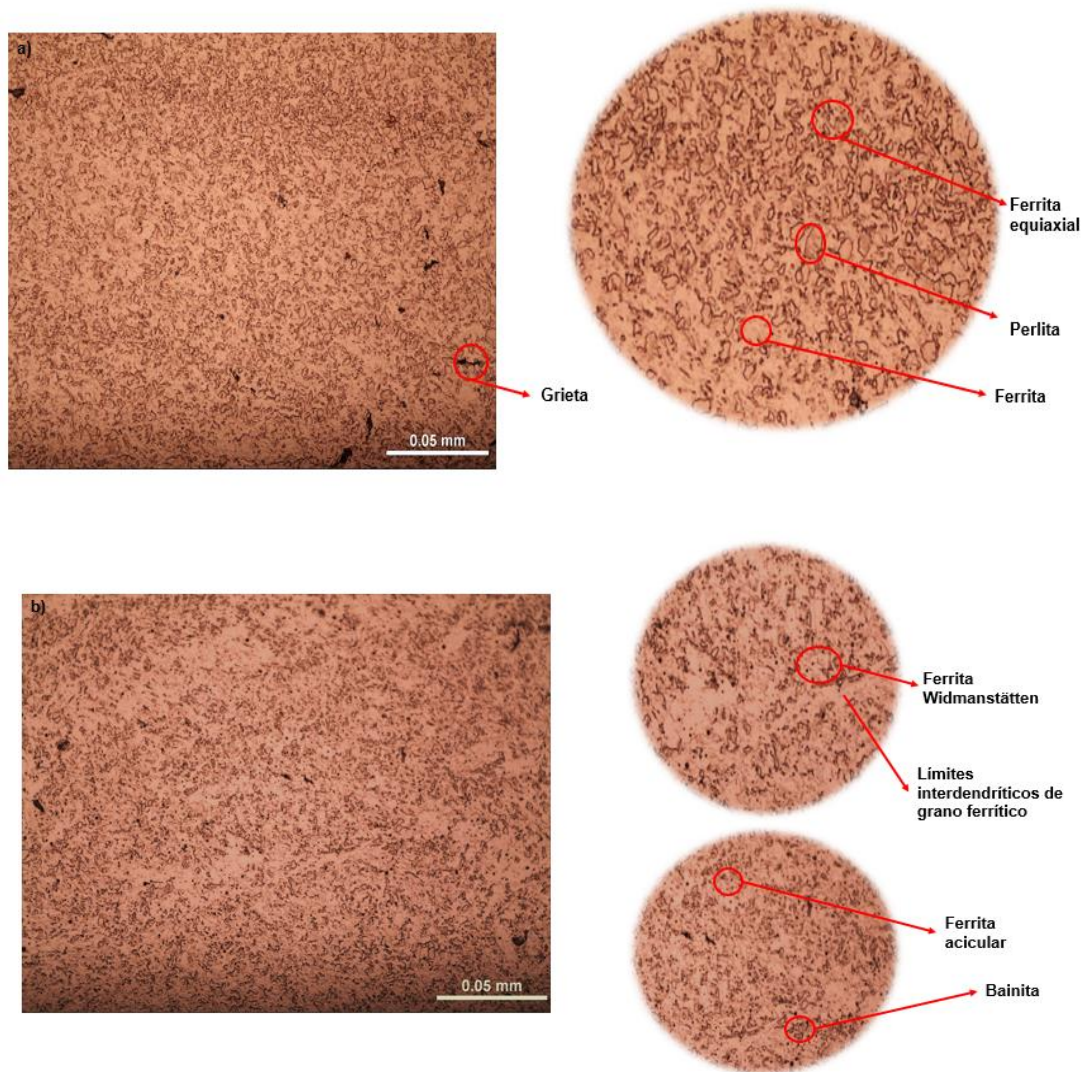


Figura 6.3 Microestructura resultante en la ZF y ZAC en cupón con fundente húmedo. a) ZAC a 50X y b) ZF a 50X.

Se ha reportado por diferentes investigadores (29) (31) (34) que la microestructura más resistente al daño por hidrógeno es la ferrita acicular, que se encuentra principalmente en la ZF, como se muestra en la **Figura 6.2 a** y **Figura 6.3 a**, la cual se origina a partir la expansión de placas de ferrita Widmanstätten, produciendo la formación de una estructura entrelazada de varias placas de ferrita en diferentes direcciones, es la razón por la cual es altamente resistente al daño

por hidrógeno ya que las placas sirven como obstáculo para retardar el efecto del hidrógeno en el acero.

Mientras que las fases altamente susceptibles son la martensita, bainita, ferrita equiaxial y perlita respectivamente. En la ZAC y MB del presente trabajo se encuentran las fases menos susceptibles.

La martensita tiene una estructura cristalina BCC, la cual promueve una mayor difusividad de hidrógeno que una estructura cristalina FCC, ya que la barrera de energía que el hidrógeno necesita vencer es mayor en una FCC que una BCC, debido a ello es la estructura que promueve significativamente el daño por hidrógeno, y la cual no se encuentra en el material soldado debido al bajo contenido de carbono.

6.3 Análisis de la microdeformación en la soldadura

Con la finalidad de provocar una deformación por debajo del esfuerzo de cedencia se utilizaron galgas extensométricas para asegurar una microdeformación al 75% (1800) y 50% (1200) del esfuerzo de cedencia, se usó un indicador de caratula de reloj con la finalidad de medir la deflexión aplicada en la probeta montada en el dispositivo de carga mecánica y un torquímetro. Los resultados obtenidos se pueden observar en la **Tabla 6. 2**.

Tabla 6. 2 Resultados del esfuerzo aplicado en cada muestra conforme al avance de tornillo y ángulo de torquímetro.

Probeta	Microdeformación	Esfuerzo teórico (MPa)	Esfuerzo real (MPa)	Avance de tornillo (mm)	Ángulo de torquímetro (°)
FSM	1800	623.44	360	0.56	212
FHM	1800	779.31	360	0.7	183
FSB	1200	456.45	240	0.41	150
FHB	1200	612.31	240	0.55	200

El esfuerzo teórico se calculó por medio de la **Ecuación 6.1** en donde los resultados obtenidos para la muestra FSM corresponde a un esfuerzo de 623.44 MPa, la probeta FHM tiene un esfuerzo de 779.31 MPa, la probeta FSB tiene un esfuerzo de 456.45 MPa y la probeta FHB con un esfuerzo de 612.31 MPa.

$$\sigma = 6Ety/H^2$$

Ec. 6.1

El esfuerzo real provocado por la deformación de 1800 $\mu\epsilon$ y 1200 $\mu\epsilon$, se puede obtener a través de la **Ecuación 6.2** del módulo de Young. Ya que es igual a la fuerza sobre deformación. Para una microdeformación de 1800 MPa se obtiene un esfuerzo de 360 MPa y para 1200 es de 240 MPa.

$$MY = \sigma/\epsilon$$

Ec. 6.2

6.4 Resultados de prueba SSC

Las probetas expuestas a un ambiente de H₂S fueron evaluadas por medio de microscopia óptica para el análisis del daño resultante en el material. En la **Figura 6.4** se observan las muestras al final de la prueba en diferentes tiempos.



Figura 6.4 Muestras al final de la prueba de SSC. a) prueba de 3 días, b) prueba de 7 días y c) prueba de 20 días.

El daño resultante en las muestras expuestas a un ambiente de H₂S a diferentes tiempos de exposición se pueden observar en la **Figura 6.5, Figura 6.6**

y **Figura 6.7**. La **Figura 6.5** corresponde a las muestras expuestas por 3 días, en las cuales se presentan porosidad principalmente en la ZAC de las 4 muestras, pero el espécimen con mayor presencia de daño es correspondiente a la muestra FHB. Mientras que en la **Figura 6.6** correspondiente a la prueba de 7 días se mostró un daño de muy pequeñas picaduras tanto en la ZF y ZAC de las 4 muestras pero la muestra FHB tiene una presencia de daño significativo. Por último la **Figura 6.7** las muestras mostraron micropicaduras en la ZF principalmente la muestra FSM y FHB.

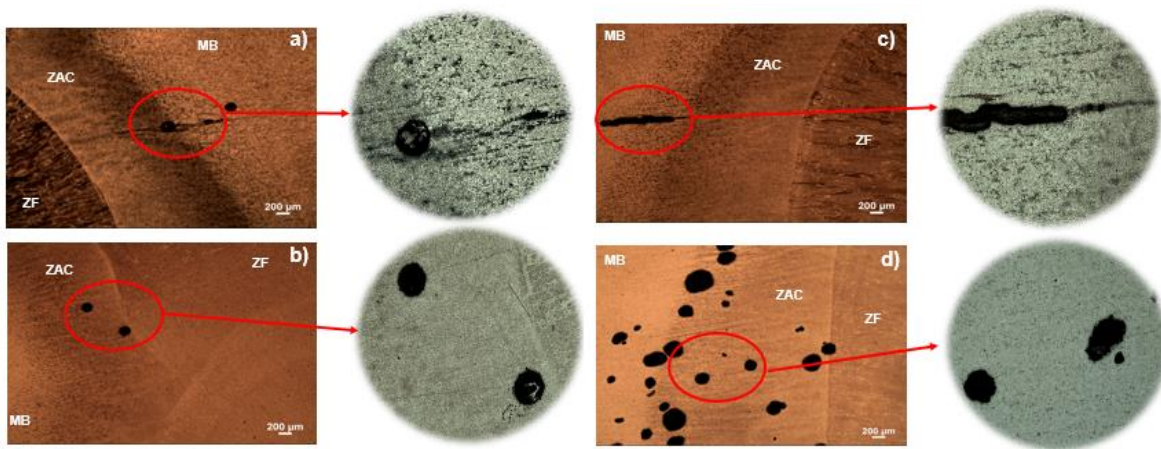


Figura 6.5 Daño microestructural resultante de las muestras expuesta a un ambiente H₂S por 3 días, a) muestra FSM , b) muestra FSB, c) muestra FHM y d) muestra FHB.

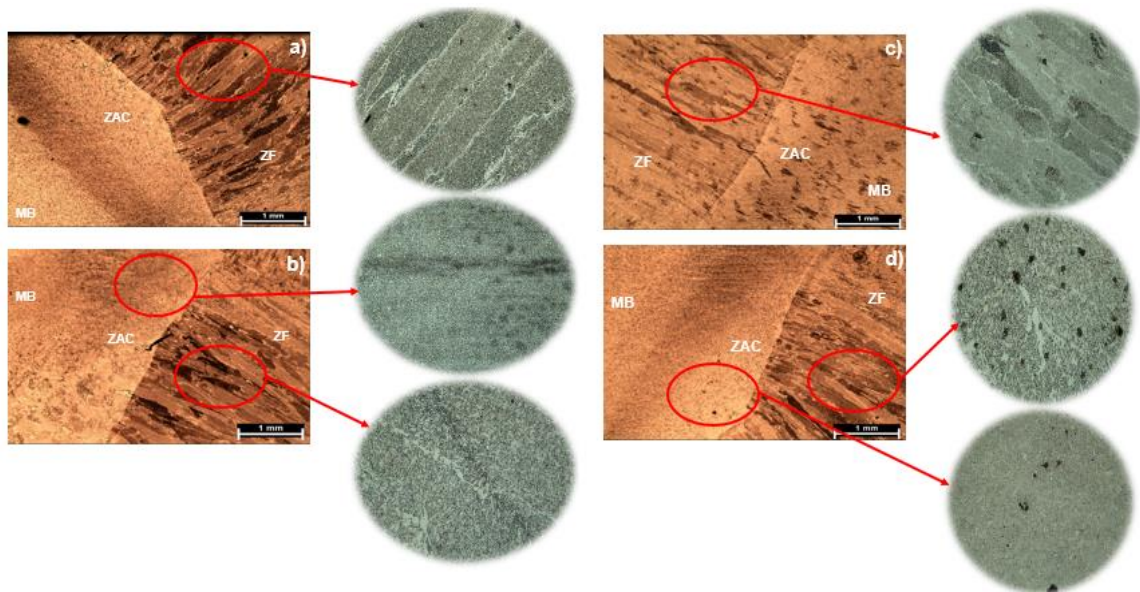


Figura 6.6 Daño microestructural resultante de las muestras expuestas a un ambiente H₂S por 7 días, a) muestra FSM, b) muestra FSB, c) muestra FHM y d) muestra FHB.

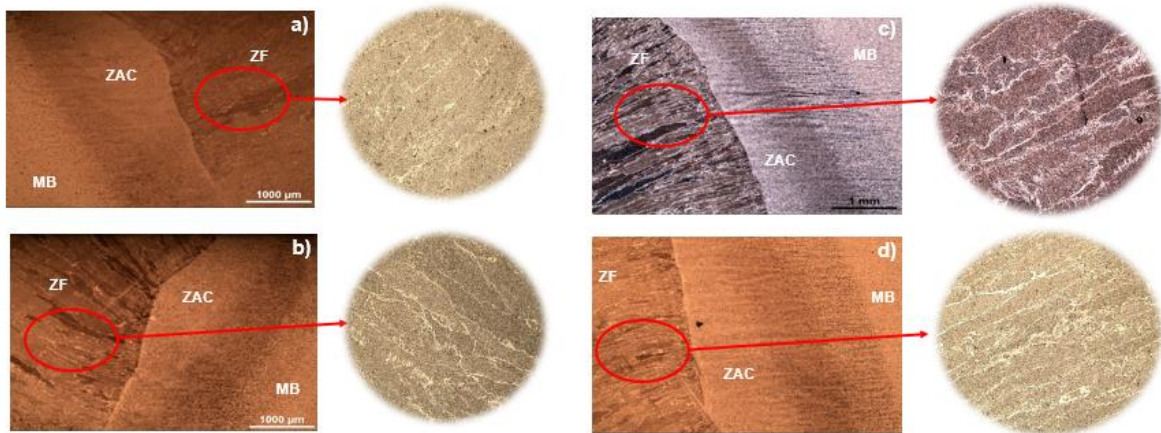


Figura 6.7 Daño microestructural resultante de las muestras expuestas a un ambiente H₂S por 20 días, a) muestra FSM, b) muestra FSB, c) muestra FHM y d) muestra FHB.

Las muestras fueron analizadas por todas las zonas antes mencionadas, y no se demostraron presencias de grietas a escala óptica, solo microporosidad sobre todo en las muestras pertenecientes al cupón con fundente húmedo, ya que las

muestras del material sin ser expuesto a un ambiente amargo presentan pequeñas microporosidades, por lo tanto, la microporosidad presente en las probetas sometidas a 7 y 20 días no son únicamente resultado de la exposición a un ambiente amargo. Debido a que el fundente al contener humedad afecta al material provocando la formación de microporosidad el cual es el resultado de un gas atrapado en el metal fundido. Sin embargo, las pruebas de 3 días tienen la presencia de gran porosidad, esto puede ser atribuido a que la primera prueba el aparato de kipp fue colocado dentro del reactor, lo cual provocó que la concentración del ácido sulfhídrico fuera mayor, aunque no se provocara suficiente H_2S en forma gaseosa.

La resistencia al agrietamiento por hidrógeno en la ZF es principalmente atribuido a la presencia de ferrita acicular en la soldadura, ya que es la microestructura más resistente para el SSC como lo menciona anteriormente Omweg y Beidokhti, mientras que en la ZAC se obtiene la presencia de ferrita equiaxial la cual fue una zona sin presencia de daño por hidrógeno, pero en la literatura afirma que es una estructura susceptible tanto como la ferrita y la perlita, en el presente trabajo a escala de microscópico óptico no se encuentra evidencia de grietas en ninguna de las piezas expuestas.

6.5 Análisis de dureza

Se realizó un análisis de dureza tanto en la ZF, ZAC y metal base de cada probeta expuesta al H₂S y se comparó contra el material sin exposición, los resultados se muestran en la **Figura 6.8, Figura 6.9 y Figura 6.10.**

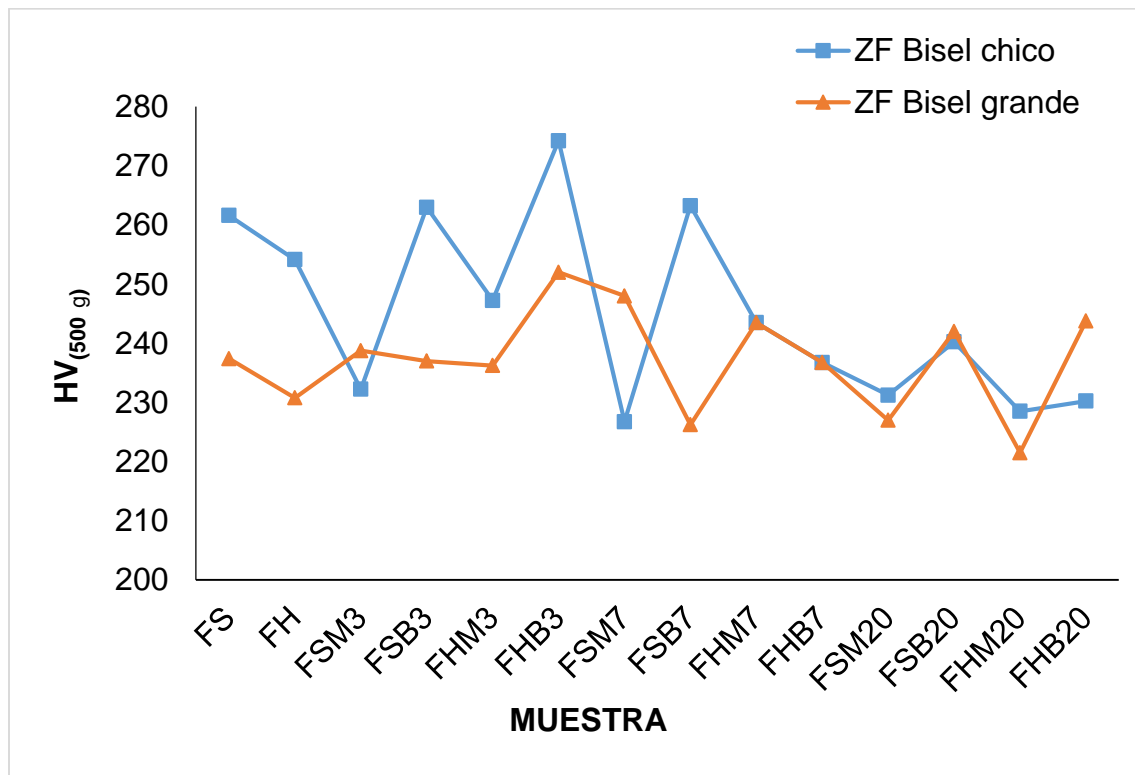


Figura 6.8 Gráfica de dureza en la zona de fusión.

La **Figura 6.8** muestra los resultados de dureza en la zona de fusión en la soldadura, en donde el material sin exposición de H₂S tiene una dureza de 261.6 HV en el bisel chico y 237.4 HV en el bisel grande, correspondiente a la probeta FS y para la probeta FH tiene una dureza de 254.15 HV en el bisel chico y 230.77 en el bisel grande. Mientras que la dureza para las probetas expuestas a un ambiente amargo la probeta con mayor dureza corresponde a la prueba FHB3 con un valor de 274.25 en el bisel chico y 252 HV en el bisel grande. Mientras las

probetas que obtuvieron un valor menor de dureza corresponden a la prueba FSM7 con 226.75 HV en el bisel chico y FHB20 con 221.5 HV en el bisel grande.

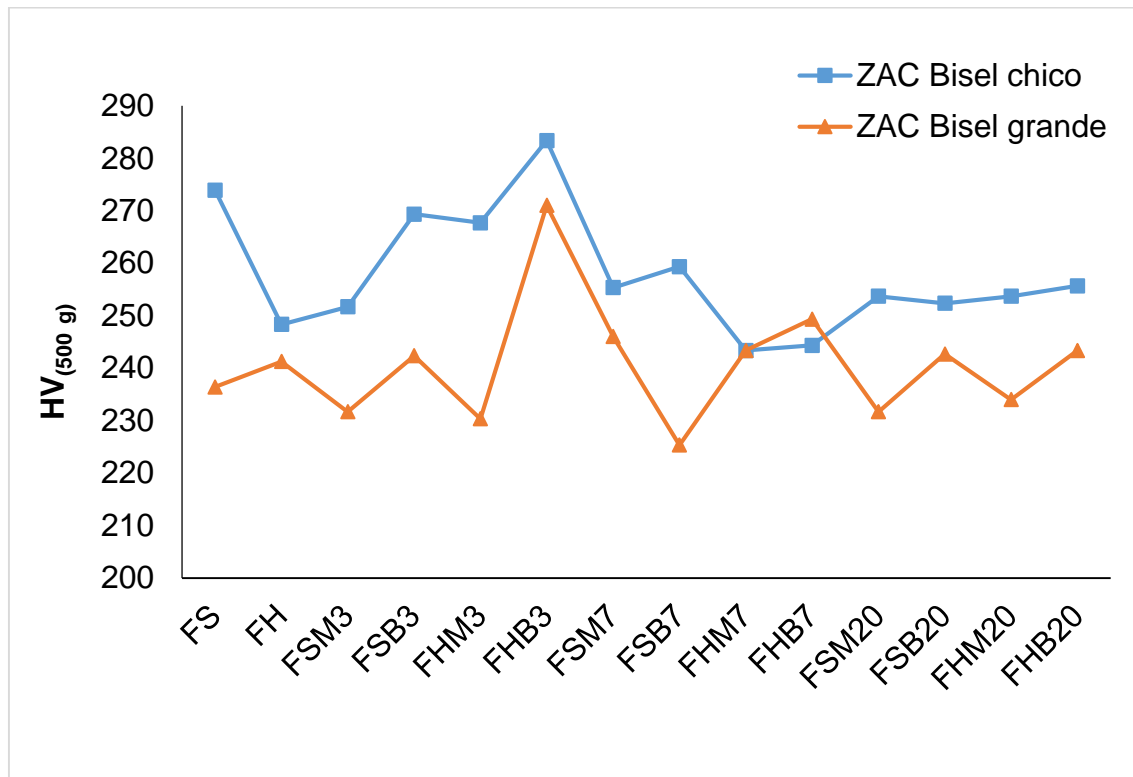


Figura 6.9 Gráfica de dureza en la ZAC.

La **Figura 6.9** muestra las durezas en la ZAC, la cual tiene en la probeta FS 273.86 HV en el bisel chico y 236.4 en el bisel grande mientras que la probeta FH tiene 248.3 HV en el bisel chico y 241.23 HV en el bisel grande. Mientras que la probeta con mayor dureza corresponde a FHB3 con 283.33 HV en el bisel chico y 271 HV en el bisel grande. Mientras que las probetas con menor dureza corresponden a la prueba FSB7, la cual cuenta con una dureza de 225.33 HV en el bisel grande y la prueba FHM7 con una dureza de 243.33 HV en el bisel chico.

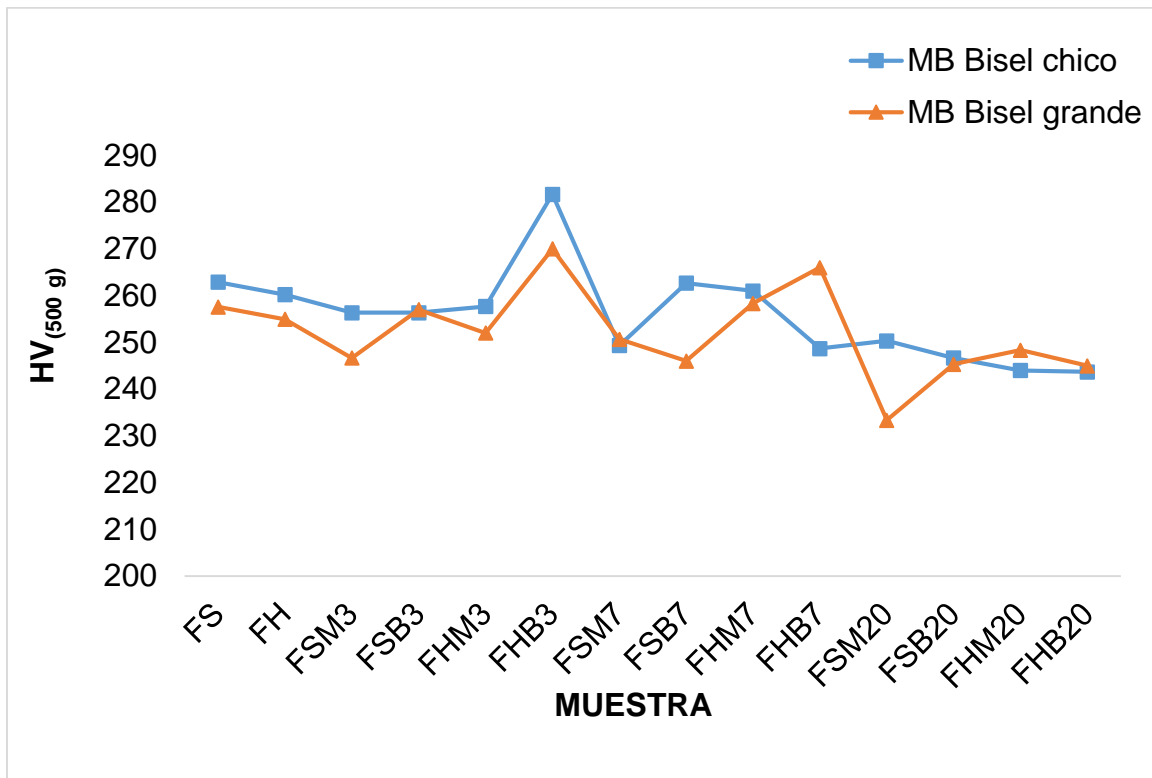


Figura 6.10 Gráfica de dureza en el metal base.

La **Figura 6.10** muestra los resultados de la dureza en el metal base, en donde la muestra FS tiene una dureza de 262.86 HV en el bisel chico y 257.56 HV en el bisel grande, mientras la muestra FH cuenta con dureza 260.2 HV en el bisel chico y 254.93 HV en el bisel grande. Mientras la muestra con mayor dureza corresponde a la probeta FHB3 con una dureza de 281.66 HV en el bisel chico y 270 HV en el bisel grande. Pero las muestras con menor dureza corresponden a la FSM20 con 233.33 HV en el bisel grande y FHB20 con una dureza de 243.66 HV en el bisel chico.

Los resultados del presente trabajo están por encima de la NACE MR0175 que establece que la dureza debe ser menor de 244 HV, pero experimentos de Beidokthi y Omweg demuestran que valores por encima de los 300 HV muestran mayor susceptibilidad al agrietamiento y observaron que valores alrededor de 288 HV pueden ser resistentes al agrietamiento lo cual contradicen lo especificado bajo la NACE, los resultados obtenidos en el presente trabajo se tienen valores por arriba de 244 HV pero por debajo de 300 HV, sin embargo las muestras con

mayor dureza son las expuestas por 3 días, dando una disminución conforme se aumentaba el tiempo de exposición.

6.6 Análisis por microscopio electrónico de barrido

Las muestras expuestas al ambiente amargo fueron analizadas por medio del microscopio electrónico de barrido (MEB), con la finalidad de observar grietas presentes en el material y los defectos que influyen para su nucleación y propagación, ya que las inclusiones no metálicas son las principales regiones para iniciar el daño por hidrógeno conforme a Mohtadi-Banoab ya que son trampas irreversibles.

Las siguientes figuras muestran los defectos más comunes que fueron encontrados en todas las muestras expuestas al ambiente amargo. La **Figura 6.11** muestra una de las inclusiones más comunes que se pueden presentar en los aceros API5L-X70 la cual es un óxido de aluminio. Mientras que la **Figura 6.12** se pueden observar inclusiones de AL-O-Si, las cuales son formadas debido al proceso de fusión por la utilización de desoxidantes. Mientras las inclusiones de MnS son formadas en el proceso de laminación por lo cual provoca la formación de una inclusión alargada como se muestra en la **Figura 6.13**, en la **Figura 6.14** se observa una inclusión de Si, y por último la **Figura 6.15** tiene microporosidad en el cordón de soldadura.

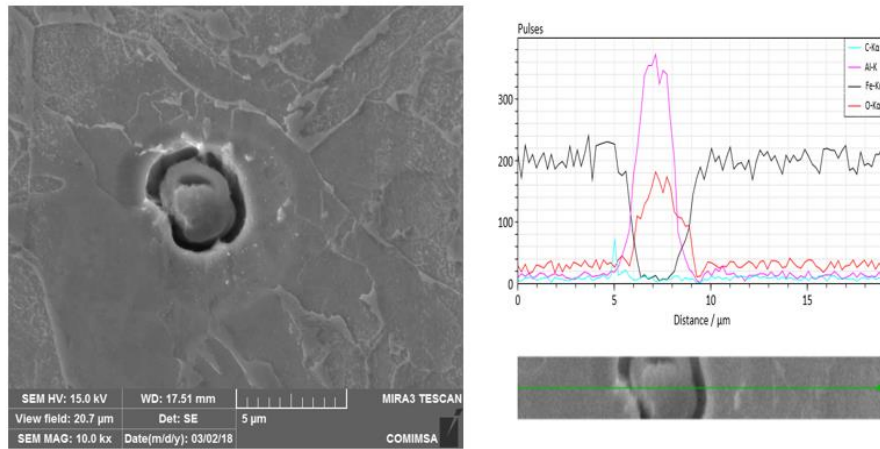


Figura 6.11 Inclusión de oxido de aluminio.

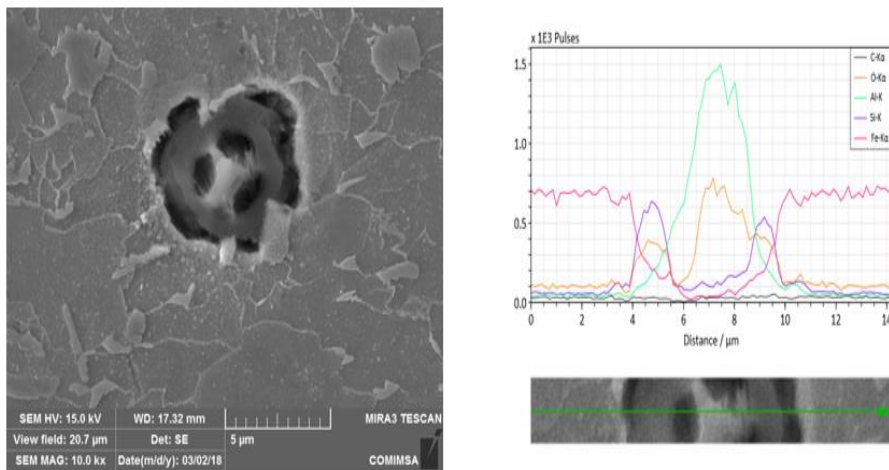


Figura 6.12 Inclusión de AL-O-Si.

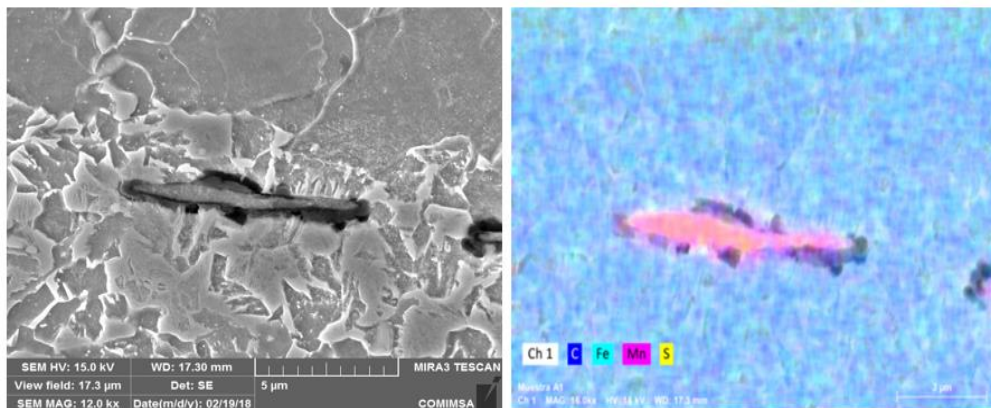


Figura 6.13 Inclusión de Mns.

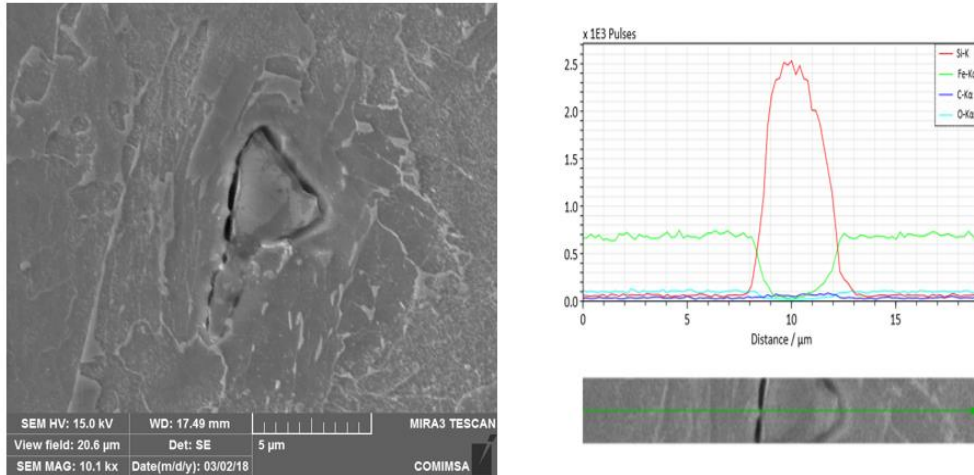


Figura 6.14 Inclusion de Si.

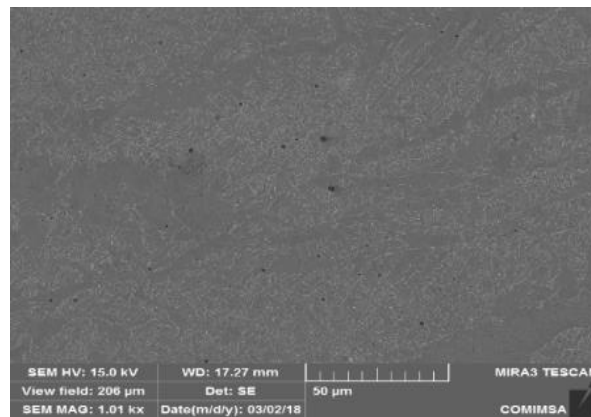


Figura 6.15 Microporosidad en ZF.

Se ha reportado que inclusiones ricas en silicio y aluminio son sitios de trampas irreversibles y juegan un rol importante en la iniciación de grietas, ya que son duras, frágiles y son incoherentes con la matriz del metal conforme a los trabajos de Jin y Xue. El átomo de hidrógeno que se difunde en el acero y el cual queda atrapado en trampas irreversibles como son las inclusiones, crean la combinación de átomos dando como resultado moléculas de hidrógeno, provocando la acumulación del hidrógeno dentro de los huecos que se encuentran en las inclusiones y la matriz del metal, provocando una presión interna hasta llegar a la nucleación de grietas, y también las trampas reversibles que tienen átomos tienen la habilidad para acomodarse alrededor de la punta de la grieta para facilitar la propagación y crecimiento de la grieta.

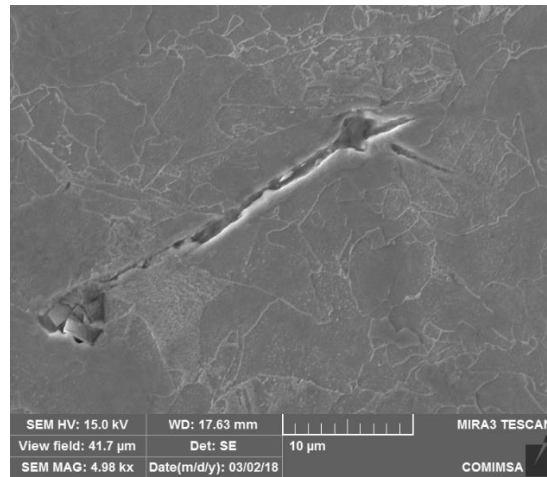


Figura 6.16 Grieta en probeta de 7 días de exposición.

Una grieta transgranular se presentó en la muestra FSM7 la cual es iniciada a partir de una inclusión de silicio como se puede observar en **Figura 6.16**, y como se mencionó anteriormente es un tipo de inclusión dura y frágil provocando fácilmente la nucleación de grietas, sin embargo las condiciones tanto ambientales como metalúrgicas influyeron para la formación de grietas en la prueba de 7 días.

6.7 Análisis de hidrógeno

El hidrógeno que se puede presentar en un acero es alrededor de 25 ppm equivalente a $20 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ (45), comparando los resultados de la **Tabla 6. 3** con la cantidad de hidrógeno aceptable en un acero, se determina que el reactor y la reacción de corrosión que se utilizaron en el presente trabajo sí generan hidrógeno suficiente. Pero el tiempo de 20 días no es tan relevante como los tiempos de exposición de 3 días y 7 días. Debido a los factores ambientales no favorables que se presentaron, provocando que la reacción que genera el H_2S fue muy lenta conforme baja la temperatura (factor ambiental); lo cual provocó una reacción incompleta y baja concentración de hidrógeno en el acero.

Tabla 6. 3 Resultados de hidrógeno.

Identificación	Submuestra 1	Submuestra 2	Submuestra 3	Promedio (mg/kg)	Desviación estándar (mg/kg)
T1	24.9	37.8	62	42	19
T2	268	50.4	57.6	125	124
T3	8.97	10.8	8.31	9.3	1.3

Los resultados de la **Tabla 6. 3** demostraron que la cantidad de hidrógeno es mayor en la prueba de 7 días (T2), espécimen que tiene la presencia de grietas en el metal base **Figura 6.16**. Pero los resultados de dureza para la muestra FSM7 son de 250 HV en el metal base, este resultado reafirma que los aceros con durezas menores de 244 HV son aptos para la fabricación de ductos conforme a NACE. Mientras que la prueba de 3 días (T1) ha tenido mayor porosidad en la muestra FHB3, la cual cuenta con una mayor dureza en la ZAC, MB y ZF, y los resultados evidencian la generación de hidrógeno en el reactor, pero la inyección de hidrógeno no fue la adecuada para examinar de una forma correcta su efecto sobre el acero. Los resultados de concentración de H₂ para el tiempo 20 (T3) es demasiado escasa provocando que la dureza de la ZF sea muy baja en comparación con los tiempos cortos.

7. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se puede concluir lo siguiente:

- Las muestras con un tiempo de exposición de 7 días y con una deformación mayor presentaron grietas a partir de inclusiones de Si y con una estructura ferrítica y perlítica.
- La presencia de una estructura de ferrita acicular hace resistente la zona de fusión al agrietamiento por hidrógeno provocando la ausencia de grietas en esta zona.
- Las durezas fueron altas para las muestras de 3 días, pero para las muestras de 20 días fueron más bajas de lo esperado. Esto seguramente es debido a que la concentración de H_2S fue significativamente más baja en las pruebas de 20 días, comprobándose que la concentración de H_2S es un factor más importante que el tiempo de exposición.
- Aplicar un esfuerzo aumenta la probabilidad de nucleación de grietas en el material expuesto a un ambiente amargo.
- Mantener condiciones tanto metalúrgicas como ambientales desfavorables producen la nucleación y propagación de grietas por hidrógeno.
- Comparando el comportamiento de las muestras de 3 días y 7 días, es notorio que conforme aumenta el tiempo de exposición al hidrógeno es más probable la presencia de grietas.

- En los cordones de soldadura, si no estuvo bien seco el fundente utilizado, es posible que el hidrógeno quedara atrapado en los poros y microgrietas, y que su concentración haya aumentado de manera importante en esos sitios al exponer el acero a ambiente amargo, como se observa en la tabla 6.3.
- El daño microestructural después de la exposición a ambiente amargo es mayor en las probetas soldadas con fundente húmedo que en las probetas soldadas con fundente seco, de acuerdo con las figuras 6.5 y 6.6.

RECOMENDACIONES

Conforme a la ejecución de las pruebas se fueron identificando áreas de mejoras para futuros trabajos, tal como:

- La forma correcta de generar H_2S es colocando el aparato de Kipp por fuera del reactor para evitar la entrada de agua salina al aparato.
- Mantener los factores ambientales necesarios para provocar la fragilización por hidrógeno es de alta importancia, ya que la prueba de 20 días se vio afectada por cambios ambientales (las bajas temperaturas en los días fríos provocaron que la reacción de FeS con HCl fuera lenta e incompleta) provocando que la difusión del hidrógeno fuera mucho menor en el material a comparación de las pruebas a 3 y 7 días.
- Acondicionar el área donde se encuentra el reactor, por ejemplo, que el área se encuentre siempre a una temperatura estable (temperatura de $25^{\circ}C$).

BIBLIOGRAFÍA

1. **Palmer, Andrew C. y King, Roger A.** *Subsea pipeline engineering*. second edition. s.l. : PennWell Books, 2008.
2. **ASM Handbook.** *Corrosion: Environments and industries*. [ed.] R.D. Kane. 2006. Vol. Vol. 13C.
3. **Gunther, Hans-Peter.** *Use and application of high-performance steels for steel structures*. 2005.
4. **ASM Handbook.** *Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys*. 1990. págs. 262, 263, 657.
5. **Angus, Garrett R.** *Hydrogen induced damage in pipeline steels*. 2014.
6. **Timmis, P. F.** *Solutions to hydrogen attack in steels*. 1997.
7. **Siv, howard.** *Salmueras de formiato - Compatibilidad con los metales*. 2006.
8. **Yue, Xin.** *Evaluation of heat-affected zone hydrogen-induced cracking in high-strength steels*. The Ohio State University : s.n., 2013.
9. **Hernandez Castro, Juan Enrique.** *Estudio de la susceptibilidad a la corrosion bajo esfuerzo de uniones en tuberias de acero API 5L, X70 obtenidas por soldadura SMAW y MMA*. Monterrey : s.n., 2013. Tesis doctoral. Universidad Autónoma de Nuevo León.
10. **Kou, Sindo.** *Welding metallurgy*. New York : Second edition, 1987.

11. **Camacho Jaramillo , Francisco J.** *Análisis Elastoplástico de pérdidas de metal externas en soldaduras circunferenciales de tuberías a presión aplicando MEF.* Distrito Federal, México : s.n., 2006.
12. **American Petroleum Institute.** *Specification for line pipe.* 2013.
13. **Hobart Institute of Welding Technology.** *Welding guide.* Ohio, USA : s.n., 2013.
14. **American Welding Society.** *Welding Handbook.* [ed.] Annette O'Brien. Ninth Edition. 2004. Vol. 2.
15. —. *Specification for Carbon Steel Electrodes and Fluxes For Submerged Arc Welding.* Miami, Florida : s.n., 1997.
16. **García Tlaseca, Pedro luciano.** *Guía comparativa de procesos de fusión con depósito de material .* D.F, México : Instituto Politecnico Nacional , 2009.
17. **The Welding Institute.** *Submerged arc welding.* 1978.
18. **F. Orozco, C. López.** *Soldadura en atmosfera protegida.* Madrid : Ediciones Paraninfo, 2013. págs. 136-137.
19. **V. W. Hartmann, M. D. Bell, and T. W. Nelson.** *Welding metallurgy in Welding Handbook.* 2001. págs. 115-156.
20. **Martín, Ángela Lázaro.** *Soldeo por arco sumergido.* Madrid : Solysol. pág. 78.
21. **Jeffus, Larry.** *Soldadura: Principios y aplicaciones.* 2009. pág. 944. Vol. Vol. 3 de soldadura .
22. **Zhu, Zhixiong.** *Structure property correlation in the weld HAZ of high strength line pipe steels.* Wollongong : s.n., 2013.
23. **P.V., Marques , P.J, Modenesi y A.Q, Bracarense.** *Soldagem: fundamentos e tecnologia.* tercera edicion . s.l. : Belo Horizonte, 2009.
24. *Metalurgia de la soldadura.* **Osorio , Victor .** s.l. : American Welding Society (AWS).
25. *Classification and quantification of microstructures in steels.* **Thewlis, G.** 2004, -materials science and technology .
26. *Aceros, estructuras y tratamientos térmicos .* **Díaz del Castillo Rodríguez, Felipe y Reyes Solís, Alberto.** Cuautitlán Izcalli : s.n., 2012.

27. *Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels.* **Min Kim , Young, Lee, Hakcheol y J. Kim , Nack .** Republic of Korea : s.n., 2008.
28. **Urube Pérez, Iván, Velosa Pacheco, Aldrin Belisario y Zabala Capacho, Luis Eduardo.** *Fundamentos del daño por hidrógeno en los aceros.* Cali, Colombia : El hombre y la maquina, 2011.
29. *Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking.* **B. Beidokhti, A. Dolati, A.H. Koukabi.** Tehran, Iran : s.n., 2009, Materials Science and Engineering.
30. *The mechanism of failure by hydrogen induced cracking in an acidic environment for API 5L X70 pipeline steel.* **M.A. Mohtadi-Bonab, J.A. Szpunar, R. Basu, M. Eskandari.** Saskatchewan, Canada : s.n., 2015, i n t e r n a t i o n a l journal of hydrogen energy, págs. 1 0 9 6-1 1 0 7.
31. *Relationship between hydrogen-induced cracking and type I sulfide stress cracking of high-strength linepipe steel.* **Kim, Wan Keun, y otros.** Republic of Korea : s.n., 2010, Scripta Materialia, Vol. 62, págs. 195–198.
32. *An effective finite element model for the prediction of hydrogen induced cracking in steel pipelines.* **Abderrazak Traidia, Marco Alfano, Gilles Lubineau, Sebastien Duval, Abdelmounam Sherik.** Saudi Arabia : s.n., 2012.
33. *Effect of environmental and metallurgical factors on hydrogen induced cracking of HSLA steels.* **Wan Keun Kim, Seong Ung Koh, Boo Young Yang, Kyoo Young Kim.** Republic of Korea : s.n., 2008, Corrosion Science.
34. *Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel.* **Park, Gyu Tae.** Republic of Korea : s.n., 2008.
35. *Effect of microstructure on the sulphide stress cracking susceptibility of a high strength pipeline steel.* **Ramírez, E.** Cuernavaca, Morelos : s.n., 2008, págs. 3534-3541.
36. *Effect of non-metallic inclusions on hydrogen-induced cracking of API5L X100 steel.* **Jin, T.Y.** Calgary, Alberta, Canada : s.n., 2010.

37. *Characterization of inclusions of X80 pipeline steel and its correlation with hydrogen-induced cracking.* **H.B. Xue.** Calgary, Canada : s.n., 2011, págs. 1201-1208.
38. *Effect of Welding Parameters and H₂S partial pressure on the susceptibility of welded HSLA steels to sulfide stress cracking.* **Omweg, G.M.** Ohio, E.U. : s.n., 2003.
39. **NACE INTERNATIONAL THE CORROSION SOCIETY.** *Petroleum and natural gas industries, materials for use in H₂S containing environments in oil and gas production.* [ed.] First edition. 2001.
40. **American Society of Mechanical Engineers.** *Specification for carbon steel electrodes and fluxes for submerged arc welding.* s.l. : AWS.
41. *Aplicación de las transformaciones de fase y modelos estadísticos en la optimización del proceso de soldadura por arco sumergido en uniones de acero API5L X-70.* **Costa, Patricia Sheilla.** Saltillo, Coahuila : s.n., 2015.
42. **NACE INTERNATIONAL THE CORROSION SOCIETY.** *Laboratory testing of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H₂S environments.* [aut. libro] ANSI. 1996.
43. **ASTM International.** *Standard practice for preparation and use of bent-beam stress-corrosion test specimens.* 2005.
44. **López, María Eugenia Herrera.** *Estudio de la evolución de daño microestructural de uniones soldadas de DSS 2205 mediante GTAW en condiciones de SCC.* Saltillo, Coahuila : s.n., 2017.
45. **Enríquez, Jose Luis y Tremps, Enrique.** *Metalurgia secundaria.* Madrid : s.n., 2007.
46. **Quinto Herrera, Denyse Elaine y Vega Plazas , William Javier.** *corrosión bajo esfuerzos en ambiente de H₂S humedo en uniones soldadas de acero al carbono.* Bucaramanga : s.n., 2005.
47. *Analysis of martensite-austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel.* **Liangyun Lan, Chunlin Qiu, Dwen Zhao, Xiuhua Gao, Linxiu Du.** Republic of china : Springer Science , 2012.

48. *Eficiencia de la transferencia de elementos aleantes en fundentes durante el proceso de soldadura automática por arco sumergido.* **Quintana, R., y otros.** 25-34, Madrid, España : s.n., 2003, Revista de metalurgia.
49. *A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X60 and X70 pipeline steels.* **Mohtadi Bonab, M.A., Szpunar, J.A. y Razavi Tousi, S.S.** Saskatchewan, Canada : s.n., 2013, Vol. 33, págs. 163-175.

Lista de figuras

Figura 2.1 Proceso de soldadura por arco sumergido (14).	14
Figura 2.2 Equipo de un proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) (15). .	16
Figura 2.3 Representación de la regiones de la ZAC a) vista macroscópica (24), b) nivel microscópico (41).....	27
Figura 2.4 Representación de las diversas formaciones de la ferrita (27).....	29
Figura 2.5 Representación de las diferentes Ferritas Widmanstätten (27).....	31
Figura 2.6 Placas de ferrita Widmanstätten intragranular, donde se indican placas múltiples de ferrita Widmanstätten con microfases alineadas, las cuales nuclean sobre grandes inclusiones intragranulares (25).....	31
Figura 2.7 Mecanismo de nucleación de la bainita (25).	33
Figura 2.8 Esquema de los diferentes tipos de bainitas 1) Bainita inferior con partículas de carburo entre y en sub unidades, 2) Bainita superior con carburos alineados, 3) Ferrita bainítica con carburos no alineados (26).	34
Figura 2. 9 Listones de martensita, la flecha indica listones de martensita con sub-estructuras altamente dislocadas (26).....	35
Figura 2.10 Placas de martensita o martensita twin, la flecha indica martensita lenticular con sub-estructura twin (26).....	35
Figura 2. 11 Mecanismo de nucleación y crecimiento de ferrita acicular a) la ferrita acicular comienza a nuclear dentro de los granos de austenita, b) núcleos secundarios en las interfaces de ferrita acicular pre-existente, c) ferrita acicular se forma a temperaturas más altas, los átomos de carbono sobresaturados en la ferrita acicular pueden repartirse en la austenita residual adyacente (28).	37
Figura 2. 12 Tipos de inclusiones más frecuentes en el acero (27).	38
Figura 2. 13 Muestra una grieta por HIC en un acero API (a) X70 y (b) X60 (32). 40	
Figura 2. 14 Agrietamiento por HIC en modo SWC (30).	42
Figura 2. 15 Grieta interna en el metal soldado, el cual muestra la propagacion con el modo SOHIC (30).....	43
Figura 2. 16 Morfología de grietas de SSC: (a) Tipo I (b) Tipo II (30).	44
Figura 2. 18 Figura 2. 19 Muestra los diferentes mecanismos de trampas (34)....	48

Figura 2. 19 Imágenes del MEB muestran el camino de propagación del HIC; (a) BF en un valle sobre la fractura superficial de HIC y (b) propagación del HIC siguiendo MA (35).	49
Figura 5.1 Espectrómetro de emisión óptica marca Oxford PMI Master Smart.....	59
Figura 5.2 Diseño en doble V, a)dimensiones para el bisel chico y bisel grande y b) dimensión de la separación entre cada bisel.....	59
Figura 5.3 Forma final del cupón de soldadura.	60
Figura 5.4 Equipo semiautomático de soldadura por arco sumergido (SAW).	61
Figura 5.5 Pruebas de soldadura con diferente condición de fundente.....	63
Figura 5.6 Probeta para prueba SSC.	63
Figura 5.7 Dispositivo de Bent-Beam para la prueba de SSC de tres puntos conforme a la norma ASTM-G39 (45).	64
Figura 5.8 Montaje de las probetas en el dispositivo para prueba SSC, las probetas del lado izquierdo corresponden al fundente seco y del lado derecho al fundente húmedo.	65
Figura 5.9 Procedimiento utilizado para la aplicación de galgas extensiométricas en el cual se llevaron los siguientes pasos: a) limpieza en el área de soldadura, b) aplicación de galgas, c) unión de la conexión entre dispositivo de lectura de deformación y galga, d) montaje de muestra, carátula de reloj y aparato de medición de deformación, e) aplicación de deformación en la soldadura con un torquímetro; f) montaje final.....	66
Figura 5.10 Método experimental implementando la microdeformación en la soldadura.....	67
Figura 5.11 Reactor de corrosión (46).....	68
Figura 5.12 Prueba de corrosión a) acomodo de las piezas dentro del reactor. b) prueba en ejecución.	68
Figura 5.13 Diagrama experimental de pruebas SSC.	69
Figura 5. 14 a) Microscopio óptico y b) Microscopio electrónico de barrido.	70
Figura 5. 16 Durómetro Vickers.....	71

Figura 6.1 Microestructura del acero API 5L-X70 a diferentes aumentos a) 10X, b) 50X y c)100X.....	73
Figura 6.2 Microestructura resultante en la ZF y ZAC en cupón con fundente seco. a) ZF a 50X y b) ZAC a 50X.....	74
Figura 6.3 Microestructura resultante en la ZF y ZAC en cupón con fundente húmedo. a) ZAC a 50X y b) ZF a 50X.....	75
Figura 6.4 Muestras al final de la prueba de SSC. a) prueba de 3 días, b) prueba de 7 días y c) prueba de 20 días.....	77
Figura 6.5 Daño microestructural resultante de las muestras expuesta a un ambiente H ₂ S por 3 días, a) muestra FSM , b) muestra FSB, c) muestra FHM y d) muestra FHB.....	78
Figura 6.6 Daño microestructural resultante de las muestras expuestas a un ambiente H ₂ S por 7 días, a) muestra FSM, b) muestra FSB, c) muestra FHM y d) muestra FHB.....	79
Figura 6.7 Daño microestructural resultante de las muestras expuestas a un ambiente H ₂ S por 20 días, a) muestra FSM, b) muestra FSB, c) muestra FHM y d) muestra FHB.....	79
Figura 6.8 Gráfica de dureza en la zona de fusión.....	81
Figura 6.9 Gráfica de dureza en la ZAC.....	82
Figura 6.10 Gráfica de dureza en el metal base.....	83
Figura 6.11 Inclusión de óxido de aluminio.....	85
Figura 6.12 Inclusión de AL-O-SI.....	85
Figura 6.13 Inclusión de Mns.....	85
Figura 6.14 Inclusión de Si.....	86
Figura 6.15 Microporosidad en ZF.....	86
Figura 6.16 Grieta en probeta de 7 días de exposición.....	87

Lista de tablas

Tabla 2. 1 Clasificación API 5L tubería de conducción (9).....	7
Tabla 2. 2 Clasificación API 5L tubería de conducción y sus aplicaciones (4).....	8
Tabla 2. 3 Propiedades mecánicas de los aceros API (1).....	9

Tabla 2. 4 Composición química de acero para tubería bajo la norma API 5L (12).	11
Tabla 2. 5 Procesos de soldadura para la fabricación de tubos (13).....	13
Tabla 2. 6 Composición química de electrodos por la AWS (16).	19
Tabla 2. 7 Principales componentes de los fundentes (18).....	21
Tabla 4.1 Metodología empleada.....	55
Tabla 5.1 Composición química del electrodo EM13K-H8 perteneciente a un electrodo de medio-manganeso (37).....	61
Tabla 5.2 Composición química del fundente lincolweld-761.....	62
Tabla 5.3 Parámetros óptimos para un proceso SAW aplicados a aceros API 5L X- 70 (43).....	62
Tabla 5.4 Parámetros de bisel chico modificado a partir de los parámetros óptimos.	62
Tabla 6.1 Composición química del acero API5L-X70.	72
Tabla 6. 2 Resultados del esfuerzo aplicado en cada muestra conforme al avance de tornillo y ángulo de torquímetro.	76
Tabla 6. 3 Resultados de hidrógeno.....	88

Datos Generales del Aspirante:

- Nombres y apellidos:
DIANA CAROLINA ROMO MENDOZA
- Lugar y fecha de nacimiento:
25 de septiembre de 1989 en Nueva Rosita, Coahuila
- Nivel y especialidad de estudios terminados:
 - Ingeniería en materiales
 - Especialidad en soldadura industrial
- Institución donde cursó estudios, año de terminación y promedio de calificaciones:
 - Instituto tecnológico de saltillo (ITS) 2007-2011 (85.6)
 - COMIMSA 2015 (92)
- Centro de trabajo y puesto que ocupa:
Nemak Ing. De Producto / Procesos en HPDC

Datos Generales del Proyecto

- Título:
Análisis del efecto microestructural en el agrietamiento por hidrógeno en uniones soldadas por SAW de acero API-x70.
- Institución proponente:
COMIMSA
- Tutor Académico:
EDUARDO HURTADO DELGADO