



UNIVERSIDAD MICHOAQUANA  
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS  
MATERIALES

FATIGA DE ALTO CICLAJE EN UN ACERO API X52 SOLDADO  
POR EL PROCESO SAW BAJO LA ACCIÓN DE UN CAMPO  
MAGNÉTICO.

Tesis que para obtener el Grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de los  
Materiales presenta:

ING. HÉCTOR HUGO CISNEROS CHÁVEZ

Director de tesis

DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ

Co-director de tesis

DR. RICARDO RAFAEL AMBRIZ ROJAS

MORELIA, MICHÖACÁN; DICIEMBRE, 2025



## INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

Of. Núm. ST/IIMM-25-2025

Morelia Mich., 24 de octubre de 2025

Dr. Francisco Fernando Curiel López	Director de tesis
Dr. Ricardo Rafael Ambriz Rojas	Co-Director
Dr. Ramiro Escudero García	Vocal
Dr. Carlos Alberto León Patiño	Vocal
Dr. Víctor Hugo López Morelos	Vocal
Dr. Ariosto Medina Flores	Suplente

Por medio de la presente, me permito comunicar a Ustedes que han sido designados para formar parte de la mesa sinodal que realizará el examen de grado el **Ing. Héctor Hugo Cisneros Chávez**, quien está inscrito en el programa de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales. En este contexto, les pedimos hacer la revisión de tesis en tiempo y forma en TRES SEMANAS para culminar a la brevedad posible el proceso de titulación del estudiante y cumplir con los indicadores que marca la SECIHTI para continuar siendo un Programa reconocido como Posgrado Nacional de Calidad.

Esperando contar con su valiosa participación, agradecemos la prioridad que en sus actividades le pueda dar a esta importante actividad académica.

U. M. S. N. H.



Instituto de Investigación  
en Metalurgia y Materiales

Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez

Subdirector Técnico

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales  
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

#HumanistaPorSiempre

## AGRADECIMIENTOS

### **Instituciones:**

A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e innovación (SECIHTI) por el apoyo financiero otorgado durante la realización de este proyecto de investigación. Su contribución fue fundamental durante mis estudios de maestría.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás De Hidalgo (UMSNH) por ser mi casa de estudios durante más de 10 años y al Centro de Investigación e Innovación Tecnológica (CIITEC-IPN) por el apoyo brindado para la finalización de mi experimentación.

Al instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por brindarme el espacio académico y los recursos necesarios para llevar a cabo la presente investigación y por permitirme realizar mis estudios de maestría durante estos dos años.

A mi familia agradecer todas las veces que estuvieron al pendiente de mi apoyándome aun cuando estaba lejos de ellos.

### **Personas:**

A mi asesor Francisco Curiel y co-asesor Ricardo Ambriz por la paciencia, compromiso, tiempo y las atenciones prestadas para la realización de esta investigación.

A mis sinodales Víctor López, Ramiro Escudero y Carlos León por el tiempo, recomendaciones y atenciones prestadas para la realización de esta investigación

A mis amigos que formé dentro de la UMSNH, a Karla Vega, Giovanni Candelario, Netza Ramos, Antonio Rodríguez, Víctor Moreno, Sergio Reséndiz por permitirme ser parte de su vida y acompañarme con su amistad.

A mis amigos que formé dentro del CIITEC, Omar García, José Herrera, Mauricio Eliaquin, Alejandro López, Dr. Christian García por recibirme de la mejor manera y apoyarme en mi estancia.

## **DEDICATORIA**

A mi madre Angelina Chávez y mi padre Héctor Cisneros por siempre apoyarme y estar al pendiente de mí, todo lo que soy ahora es gracias a ustedes.

A mis hermanas Andrea Cisneros y María Cisneros por estar al pendiente de mí y mostrarme su apoyo.

A mi novia Yuritzi Ambriz por el cariño y amor que siempre me brinda y el estar a mi lado apoyándome en cualquier circunstancia.

A mis amigos Alejandro González y Cristian Herrera por ser mis amigos por tanto tiempo y siempre estar cuando lo necesito.

A las personas que ya no se encuentran en este plano, a mi Abuelo Nicolás Cisneros por criarme y formarme como la persona que soy, a mis tíos Mónica Carmona y Genoveva Cisneros por siempre recibirme con los brazos abiertos.

## ÍNDICE GENERAL

### Contenido

AGRADECIMIENTOS .....	i
DEDICATORIA .....	ii
ÍNDICE GENERAL .....	iii
ÍNDICE DE TABLAS .....	v
ÍNDICE DE FIGURAS .....	vi
GLOSARIO DE TÉRMINOS .....	ix
RESUMEN .....	xi
ABSTRACT .....	xii
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN .....	1
1.1. JUSTIFICACIÓN .....	3
1.2. OBJETIVOS .....	3
1.2.1. Objetivo general .....	3
1.2.2. Objetivos específicos .....	3
1.3. HIPÓTESIS .....	4
1.4. META CIENTÍFICA .....	4
CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA .....	5
2.1. Aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) .....	5
2.1.1. Microestructura en los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) .....	5
2.1.2. Desarrollo industrial del acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) .....	6
2.1.3. Especificación 5CT / ISO 11960 .....	6
2.1.4. Aceros utilizados en la fabricación de tuberías .....	7
2.2. Generalidades del acero API 5L X52 .....	8
2.2.1. Definición, fabricación y propiedades del acero API 5L X52 .....	8
2.2.2. Aplicaciones del acero API 5L X52 .....	9
2.3. Generalidades de la soldadura por arco sumergido .....	10
2.3.1. Soldadura por arco sumergido (SAW) .....	10
2.3.2. Ventajas y limitantes de la soldadura por arco sumergido .....	12
2.3.3. Soldadura de aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) .....	13
2.4. Generalidades de la fatiga de alto ciclaje (HCF) .....	13

2.4.1. Fatiga de alto número de ciclos o alto ciclaje (fatiga vibratoria) .....	13
2.4.2. Daño por fatiga.....	16
2.5. Campo magnético .....	18
2.5.1. Introducción a los campos magnéticos.....	18
2.6. Revisión bibliográfica en aplicación de campo magnético. ....	19
2.7. Revisión bibliográfica en aplicaciones de fatiga de alto ciclo. ....	25
<b>CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>29</b>
3.1. Diseño experimental .....	29
3.2. Materiales utilizados .....	30
3.3. Caracterización microestructural del material base .....	30
3.4. Proceso de soldadura SAW.....	31
3.5. Caracterización microestructural de las juntas soldadas.....	35
3.6. Distribución de las juntas soldadas para la caracterización mecánica .....	36
3.7. Ensayos de tensión.....	37
3.8. Ensayos de microdureza .....	39
3.9. Ensayos de fatiga .....	40
3.10 Análisis de la fractura .....	43
<b>CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....</b>	<b>44</b>
4.1. Microscopía óptica.....	44
4.1.1. Microscopía óptica del Acero API 5L X52 MB .....	44
4.1.2. Composición química del acero API 5L X52 teórica y nominal .....	45
4.1.3. Perfiles Macroestructurales .....	45
4.1.4. Microscopía óptica del Acero API 5L X52 soldado SCM.....	46
4.1.5. Microscopía óptica del Acero API 5L X52 soldado CCM .....	50
4.2. Tamaño de grano .....	54
4.2.1. Tamaño de grano API 5L X52 MB .....	54
4.2.2. Tamaño de grano API 5L X52 soldado SCM .....	56
4.2.3. Tamaño de grano API 5L X52 soldado CCM.....	58
4.3. Microscopía electrónica de barrido.....	60
4.3.1. Acero API 5L X52 MB .....	60
4.2.2. Acero API 5L X52 soldado SCM .....	61
4.2.3. Acero API 5L X52 soldado CCM .....	63

4.4. Ensayos de Microdureza .....	65
4.4.1. Acero API 5L X52 material base .....	65
4.4.2. Acero API 5L X52 soldado SCM .....	66
4.4.3. Acero API 5L X52 soldado CCM .....	67
4.5. Ensayos de tensión .....	70
4.5.1. Ensayo de tensión del acero API 5L X52 material base .....	70
4.5.2. Ensayo de tensión del acero API 5L X52 soldado SCM .....	72
4.5.3. Ensayo de tensión del acero API 5L X52 soldado CCM .....	73
4.6. Ensayos de fatiga de alto ciclo .....	75
4.7. Análisis superficial de la fractura .....	84
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES .....	87
5.1. Recomendaciones y trabajo futuro .....	88
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	89
ANEXOS .....	92

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 2.1.</b> Composición química teórica del acero (% w/w) API 5L X52 [1]. .....	8
<b>Tabla 2.2.</b> Requerimientos estándar de los materiales API [4].....	8
<b>Tabla 2.3.</b> Propiedades mecánicas API 5L X52 [22].....	9
<b>Tabla 2.4.</b> Propiedades físicas del acero API 5L X52 [23]. .....	9
<b>Tabla 3.1.</b> Parámetros generales de la soldadura.....	32
<b>Tabla 3.2.</b> Composición del electrodo ER70S-6 [53].....	32
<b>Tabla 3.3.</b> Parámetros para la fatiga de alto ciclo.....	40
<b>Tabla 4.1.</b> Composición química teórica y nominal del acero API 5L X52 [1].....	45
<b>Tabla 4.2.</b> Resultado tamaño de grano ASTM del MB API 5L X52. .....	55
<b>Tabla 4.3.</b> Relación del tamaño de grano ASTM E112-24 [59].....	56
<b>Tabla 4.4.</b> Resultado tamaño de grano ASTM de la soldadura SCM.....	57
<b>Tabla 4.5.</b> Relación del tamaño de grano ASTM E112-24 [59].....	58
<b>Tabla 4.6.</b> Resultado tamaño de grano ASTM de la soldadura CCM. .....	59
<b>Tabla 4.7.</b> Relación del tamaño de grano ASTM E112-24 [59].....	59
<b>Tabla 4.8.</b> Resultados del ensayo de tensión del MB API 5L X52. .....	71
<b>Tabla 4.9.</b> Resultados del ensayo de tensión de la soldadura SCM.....	73

<b>Tabla 4.10.</b> Resultados del ensayo de tensión de la soldadura CCM. ....	74
<b>Tabla 4.11.</b> Datos de las probetas de MB sometidas a fatiga de alto ciclo.....	78
<b>Tabla 4.12.</b> Datos de las probetas de la soldadura SCM sometidas a fatiga de alto ciclo. ....	79
<b>Tabla 4.13.</b> Datos de las probetas de soldadura CCM sometidas a fatiga de alto ciclo. ....	81

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2.1.</b> Proceso de la soldadura por arco sumergido [28]. ....	11
<b>Figura 2.2.</b> Soldadura por arco sumergido (SAW) [26]. ....	12
<b>Figura 2.3.</b> Representación gráfica de la curva de Wöhler a través del diagrama esfuerzo-deformación [35]. ....	14
<b>Figura 2.4.</b> Carga uniaxial de la fatiga HCF con relación de carga -1 [38]. ....	16
<b>Figura 2.5.</b> Propagación de grietas a partir de microgrietas [38]. ....	17
<b>Figura 2.6.</b> Regla de la mano derecha [41]. ....	19
<b>Figura 2.7.</b> Utilización de campo magnético en soldadura por láser [42]. ....	20
<b>Figura 2.8.</b> Esquematización de la interacción del campo magnético axial sobre la piletas de soldadura [43]. ....	21
<b>Figura 2.9.</b> Investigación F.F. Curiel. Del aspecto superficial de las muestras tras la polarización a) En estado original, b) soldado bajo una intensidad de 14 mT [8]. ....	22
<b>Figura 2.10.</b> Natividad et al. a) Configuración del campo magnético sobre la placa a soldar, b) resultados de las pruebas de tensión de soldadura con campo y sin campo magnético [44]. ....	23
<b>Figura 2.11.</b> Comparativa de microdureza M. Salazar, con y sin aplicación de campo magnético [45]. ....	24
<b>Figura 2.12.</b> Variaciones del espaciado dendrítico respecto a la intensidad del campo magnético [46]. ....	25
<b>Figura 2.13.</b> Comparación de las curvas de Wöhler del MB y soldadura [48]. ....	26
<b>Figura 2.14.</b> D. Ángeles-Herrera. Límite de la fractura del acero API 5L X52 [49]. ....	27
<b>Figura 2.15.</b> F.F. Curiel, R.R. Ambriz determinación de fatiga en un acero automotriz, a) Curva S-N de la fatiga de alto ciclo (HCF), b) Curva S-N de la fatiga de bajo ciclo (LCF) [50]. ....	28
<b>Figura 3.1.</b> Diagrama de flujo para la metodología experimental. ....	29
<b>Figura 3.2.</b> Sección transversal de la junta a tope con medidas y ángulo [52]. ....	31
<b>Figura 3.3.</b> Arreglo elíptico para la generación de campo magnético. a) Vista frontal del arreglo, b) Vista izquierda del arreglo c) Vista superior del arreglo, d) Vista isométrica del arreglo. ....	34
<b>Figura 3.4.</b> Arreglo elíptico finalizado. a) vista superior, b) vista frontal. ....	35
<b>Figura 3.5.</b> Distribución de las probetas clasificadas por zonas. ....	37

<b>Figura 3.6.</b> Medidas y dimensiones de las probetas subsize para el ensayo esfuerzo-deformación. a) Vista frontal de la probeta, b) Vista izquierda de la probeta, c) Vista superior de la probeta, d) Vista isométrica de la probeta. ....	38
<b>Figura 3.7.</b> Probetas de tensión. a) Longitud calibrada marcadas sobre las probetas, b) Probetas obtenidas después del maquinado.....	39
<b>Figura 3.8.</b> Representación esquemática de los perfiles de microdureza. ....	40
<b>Figura 3.9.</b> Medidas y dimensiones de las probetas para el ensayo de HCF. a) Vista frontal de la probeta, b) Vista izquierda de la probeta, c) Vista isométrica de la probeta, .....	42
<b>Figura 4.1.</b> Caracterización de la microestructura del material base API 5L X52. a) Microestructura del MB a 5x, b) Microestructura del MB a 10x y c) Bandas de perlita en una matriz ferrítica. ...	44
<b>Figura 4.2.</b> Comparación de imágenes macros de los perfiles transversales de la soldadura. a) Fotografía macro de la sección transversal de la soldadura SCM, b) Fotografía macro de la sección transversal de la soldadura CCM.....	46
<b>Figura 4.3.</b> Microestructura de la zona soldada del acero API 5L X52 SCM. a) Dirección del crecimiento columnar dendrítico en centro de la soldadura, b) Centro de la soldadura a 10x, c) Segregaciones en la microestructura de la soldadura a 50x y d) Segregaciones en la microestructura de la soldadura a 100x. ....	47
<b>Figura 4.4.</b> Microestructura de la línea de fusión del acero API 5L X52 SCM, a) Línea de fusión a 5x, b) Línea de fusión a 10x, c) Porosidades en la línea de fusión y d) Porosidades a 100x. ....	49
<b>Figura 4.5.</b> Microestructura de la zona afectada térmicamente del acero API 5L X52 SCM. a) ZAT a 5x, b) Ferrita acicular localizada en la ZAT, c) Ferrita Widmanstätten localizada en la ZAT a 50x y d) Ferrita Widmanstätten localizada en la ZAT a 100x.....	50
<b>Figura 4.6.</b> Microestructura de la zona soldada del acero API 5L X52 CCM. a) Dirección del crecimiento columnar dendrítico en el centro de la soldadura, b) Crecimiento columnar dendrítico a 10x, c) Crecimiento columnar dendrítico a 50x y d) Crecimiento columnar dendrítico a 100x. 51	51
<b>Figura 4.7.</b> Microestructura de la línea de fusión del acero API 5L X52 CCM. a) Línea de fusión a 5x, b) Línea de fusión a 10x, c) Línea de fusión a 50x, d) Porosidades en la línea de fusión a 100x. ....	52
<b>Figura 4.8.</b> Microestructura de la zona afectada térmicamente del acero API 5L X52 CCM. a) Microestructura de la ZAT a 5x, b) Microestructura de la ZAT a 10x, c) Presencia de ferrita acicular en la ZAT.....	53
<b>Figura 4.9.</b> Tamaño de grano ASTM del MB API 5L X52.....	55
<b>Figura 4.10.</b> Tamaño de grano ASTM de la soldadura SCM.....	57
<b>Figura 4.11.</b> Tamaño de grano ASTM de la soldadura CCM. ....	59
<b>Figura 4.12.</b> Microscopía electrónica de barrido de la probeta MB API 5L X52. a) Microestructura del MB a 250x, b) Microestructura del MB a 500x, c) Región perlítica en matriz ferrítica a 1000x y d) Región perlítica en matriz ferrítica a 2000x.....	61

<b>Figura 4.13.</b> Microscopia electrónica de barrido en la zona de la soldadura de la probeta SCM. a) Región de soldadura a 1000x, b) Región de soldadura a 2000x, c) Análisis puntual para EDS y d) Resultados del EDS en la soldadura.....	62
<b>Figura 4.14.</b> Microscopia electrónica de barrido en línea de fusión de la probeta SCM. a) Línea de fusión con porosidades, b) microestructura de la línea de fusión, c) Análisis puntual de la LF para EDS y d) Resultados del EDS en la LF.....	63
<b>Figura 4.15.</b> Microscopia electrónica de barrido en mitad de la zona de soldadura de la probeta CCM. a) Microestructura de la soldadura CCM a 500x, b) Análisis puntual de la soldadura para EDS, c) Microestructura a 2000x de la soldadura y d) Resultados del análisis EDS para la soldadura.....	64
<b>Figura 4.16.</b> Microscopia electrónica de barrido en mitad de la línea de fusión de la probeta CCM. a) Línea de fusión a 250x, b) microestructura de la LF a 2000x, c) Análisis puntual de la LF para EDS y d) Resultados del análisis EDS. ....	65
<b>Figura 4.17.</b> Graficas de microdureza de los perfiles SCM. a) Primer perfil de microdureza, b) Segundo perfil de microdureza, c) Tercer perfil de microdureza y d) Comparación de los perfiles de microdureza. ....	67
<b>Figura 4.18.</b> Graficas de microdureza de los perfiles CCM. a) Primer perfil de microdureza, b) Segundo perfil de microdureza, c) Tercer perfil de microdureza y d) Comparación de microdurezas. ....	69
<b>Figura 4.19.</b> Esfuerzo-deformación real e ingenieril del MB API 5L X52.....	71
<b>Figura 4.20.</b> Esfuerzo-deformación real e ingenieril de la soldadura SCM.....	72
<b>Figura 4.21.</b> Esfuerzo-deformación real e ingenieril de la soldadura CCM.....	74
<b>Figura 4.22.</b> Probetas de tensión con microestructura revelada. a) SCM y b) CCM. ....	75
<b>Figura 4.23.</b> Lazo de histéresis del MB. a) Histéresis estable en esfuerzo aplicado y desplazamiento axial y b) Histéresis inestable con un desplazamiento axial ascendente. ....	76
<b>Figura 4.24.</b> Curva S-N del MB API 5L X52.....	79
<b>Figura 4.25.</b> Curva S-N de la soldadura SCM.....	81
<b>Figura 4.26.</b> Curva S-N de la soldadura CCM. ....	83
<b>Figura 4.27.</b> Fractura inducida por fatiga de alto número de ciclos del MB.....	84
<b>Figura 4.28.</b> Comparación de las superficies de fractura de la fatiga HCF de los materiales tomadas a partir del MEB a) MB, b) SCM y c) CCM. ....	86

## GLOSARIO DE TÉRMINOS

%.	
% w/w	Porcentaje en peso
A.	
Amps	Amperios
AISI	American Iron Steel Institute
API	American Petroleum Institute
ARAMCO	Arabian American Oil Company
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
C.	
CA	Corriente Alterna
CC	Corriente Continua
CCM	Con Campo Magnético
CNC	Control numérico por computadora
D.	
DRX	Difracción de rayos X
E.	
EDS	Espectroscopia de Energía Dispersiva
G.	
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GPa	Gigapascal
H.	
HCF	High Cycle Fatigue
HSLA	High Strength Low Alloy
HV <sub>0.1</sub>	Hardness Vickers con carga de 100 gramos
I	
ISO	International Organization of Standardization.
L.	
LF	Low Cycle Fatigue
LF	Línea de fusión
M.	
MA	Micro Aleado
MB	Material Base
MEB	Microscopio Electrónico de Barrido
mm	Milímetros
MO	Microscopio Óptico
MPa	Megapascal
Mph	Millas por hora
mT	MiliTesla
N.	

N <sub>f</sub>	Número final de ciclos
P.	
psi	Pounds per Square Inch (Libra fuerza por pulgada cuadrada.
S.	
SAW	Submerged Arc Welding
SCM	Sin Campo Magnético
Seg	Segundo
SMAW	Shield Metal Arc Welding
T.	
TIG	Tungsten Inert Gas
V.	
V	Volts
Z.	
ZAT	Zona Afectada Térmicamente.
ZCG	Zona de Crecimiento de Grano.
ZRG	Zona de Refinamiento de Grano.

## RESUMEN

En el presente proyecto de investigación, se evaluaron las propiedades a la fatiga de juntas soldadas bajo dos condiciones: con aplicación de un campo magnético y sin campo magnético. El campo magnético de 3.5 mT se generó mediante una bobina de cobre colocada junto a la antorcha durante la ejecución del proceso de soldadura por arco sumergido (SAW, Submerged Arc Welding). Se empleó un electrodo ER70S-6 de 1.6 mm de diámetro como material de aporte y una junta a tope en simple “V” con ángulo de ranura de 60° y talón de 3 mm. El objetivo fue determinar, mediante caracterización microestructural y mecánica (ensayos de tensión, microdureza y fatiga), si el refinamiento microestructural reportado en estudios previos con aplicación de campos magnéticos produce mejoras medibles en el desempeño del material.

Una vez obtenidas las uniones, se analizaron los cambios microestructurales en el cordón de soldadura, con énfasis en la zona afectada térmicamente (ZAT) empleando microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Asimismo, se determinaron las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, microdureza y fatiga de alto ciclo.

Los resultados muestran una reducción cuantitativa y dimensional de las porosidades a lo largo de la línea de fusión (LF), así como una ligera disminución en el tamaño de grano en la ZAT y una modificación apreciable geometría del cordón en la condición con campo magnético (CCM). Las propiedades de resistencia a la tensión fueron similares en ambas condiciones (sin campo magnético, SCM, y con campo magnético, CCM). En la microdureza los valores obtenidos en la ZAT fueron variables, observándose que la soldadura SCM presentó una dureza ligeramente mayor respecto CCM. Finalmente, en los ensayos de fatiga se observó que la condición CCM mostró mayor resistencia y vida a la fatiga, con un incremento del límite de fatiga, pasando de un coeficiente de resistencia a la fatiga de 566 MPa – 596 MPa en comparación con la composición SCM.

Palabras clave: SAW, Acero API 5L X52, campo magnético, esfuerzo-deformación, fatiga de alto ciclo, caracterización microestructural.

## ABSTRACT

In this research project, the fatigue properties of welded joints were evaluated under two conditions: with and without the application of a magnetic field. The 3.5 mT magnetic field was generated by a cooper coil placed next to the torch during the Submerged Arc Welding (SAW) process. A 1.6 mm diameter ER70S-6 electrode was used as filler material and a single “V” butt joint with a 60° groove angle and a 3 mm bead was used. The objective was to determine, through microstructural and mechanical characterization (tension, microhardness, and fatigue tests), whether the microstructural refinement reported in previous studies with the application of magnetic fields produces measurable improvements in material performance.

Once the joints were obtained, the microstructural changes in the weld bead were analyzed, with emphasis on the heat-affected (ZAT), using optical microscopy (MO) and a scanning electron microscopy (MEB). The mechanical properties of tensile strength, microhardness, and high cycle fatigue were also determined.

The results show a quantitative and dimensional reduction in porosity along the fusion line (LF), as well as a slight decrease in grain size in the ZAT and an appreciable modification in the geometry of the bead in the magnetic field condition (CCM). The tensile strength properties were similar in both conditions (without magnetic field, SCM, and with magnetic field, CCM). In microhardness, the values obtained in the ZAT were variable, with the SCM weld showing slightly higher hardness than the CCM. Finally, in the fatigue test, it was observed that the CCM condition showed greater resistance and fatigue life, with an increase in the fatigue limit, going from a fatigue resistance coefficient of 566 MPa - 596 MPa compared to the SCM composition.

Keywords: SAW, API 5L X52 steel, magnetic field, stress-strain, high cycle fatigue, microstructural characterization.

## CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

El acero microaleado API 5L X52 es un material de amplio uso en sistemas de transporte de hidrocarburos debido a su combinación de resistencia mecánica, soldabilidad y desempeño en servicio [1]. En estas aplicaciones, las tuberías se someten a condiciones operativas que generan ciclos de presión y esfuerzos variables. El deterioro es especialmente relevante en uniones soldadas, donde la probabilidad de falla supera a la del material base debido a heterogeneidades microestructurales y gradientes térmicos inherentes al proceso de unión [2].

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura de aceros al carbono ha mostrado potencial para modificar la morfología del cordón, refinar el tamaño de grano en la zona afectada térmicamente y reducir el crecimiento columnar en la zona fundida, atributos que pueden traducirse en mejoras en el comportamiento mecánico de la unión. Bajo este contexto, el análisis de vida a la fatiga constituye una herramienta fundamental, para evaluar el desempeño estructural de juntas soldadas y determinar si la aplicación de un campo magnético contribuye a mejorar su respuesta frente a cargas cíclicas.

En este proyecto se evalúa el comportamiento a la fatiga de uniones soldadas mediante el proceso de arco sumergido (SAW), con y sin la aplicación de un campo magnético externo. El enfoque se centra en establecer la relación entre las modificaciones microestructurales inducidas por el campo magnético y el desempeño mecánico resultante, a partir de ensayos de tensión, microdureza y fatiga.

El acero API 5L X52, clasificado como un acero HSLA cuyo grado se define por su esfuerzo de cedencia de 52,000 psi, es ampliamente utilizado en tuberías para el transporte de fluidos a alta presión, donde la combinación de cargas internas y externas favorece la iniciación y propagación de grietas que pueden comprometer la integridad estructural [3]; Las tuberías son un medio eficiente de transportación de masa de fluidos en largas distancias, aunque al principio fueron determinadas para la transportación de energías básicas como el aceite y el gas. A través de los años su uso se ha extendido a la transportación de agua potable e industrial incluso materiales sólidos como carbón y minerales [4].

La fatiga se define como un proceso de daño progresivo y localizado por la aplicación de cargas cíclicas que pueden no superar el límite elástico del material [5]. Este fenómeno involucra etapas de iniciación, propagación y fractura de grietas bajo la acción conjunta de esfuerzos cíclicos, tensionales y deformación plástica. Las grietas suelen originarse en zonas de concentración de esfuerzo, como inclusiones, porosidades o discontinuidades superficiales, propagándose posteriormente a través de planos de cizalla y límites de grano conforme el número de ciclos aumenta [6, 7].

La introducción de campos magnéticos en el orden de los militeslas durante la soldadura ha sido explorada como estrategia para influir en la estructura del metal de aporte y mejorar las propiedades mecánicas relevantes [8]. En este estudio, dichas condiciones se aplican dentro del proceso de soldadura por arco sumergido, técnica que genera la coalescencia del metal mediante un arco eléctrico protegido por un fundente granular, permitiendo altas tasas de deposición y operación con corrientes elevadas bajo diversas configuraciones de alimentación eléctrica [9].

El objetivo general de esta investigación es determinar las características microestructurales y el comportamiento mecánico en fatiga de alto ciclaje (HCF), en uniones del acero API 5L X52 soldadas con la aplicación un campo magnético externo, estableciendo la relevancia de esta variable en la integridad estructural del sistema.

## 1.1. JUSTIFICACIÓN

Los aceros API 5L X52 son materiales clave en tuberías para el transporte de hidrocarburos, donde la calidad de las uniones soldadas determina directamente la seguridad y confiabilidad del sistema caracterizándose por su buena soldabilidad, ductilidad y resistencia [10]. No obstante, el proceso de soldadura por arco sumergido genera en la zona afectada por el calor cambios microestructurales como crecimiento de grano y variaciones de dureza que reducen la resistencia a la fatiga y favorecen las fallas bajo cargas cíclicas [11].

La aplicación de un campo magnético externo durante la soldadura ha demostrado potencial para modificar el comportamiento del baño fundido y promover microestructuras más finas y homogéneas, lo que podría traducirse en un mejor desempeño mecánico. Evaluar de forma sistemática este efecto requiere análisis en el metal base y las uniones soldadas mediante caracterización microestructural y mecánica, así como determinar su vida a la fatiga bajo normas estandarizadas.

En este contexto, la presente investigación se sustenta en la necesidad de comparar el comportamiento a la fatiga de uniones de acero API 5L X52 soldadas con y sin campo magnético, con el fin de establecer si esta técnica contribuye al incremento de la vida útil de tuberías en la industria petrolera y, por tanto, a la reducción de fallas en operación.

## 1.2. OBJETIVOS

### 1.2.1. *Objetivo general*

Determinar las propiedades de vida a la fatiga mediante ensayos de alto ciclaje en el acero API 5L X52 soldado de un solo paso por el proceso de arco sumergido comparando las condiciones con y sin la aplicación de un campo magnético externo.

### 1.2.2. *Objetivos específicos*

- Caracterizar microestructural y mecánicamente el metal base.
- Caracterizar microestructural y mecánicamente la unión soldada con y sin la aplicación de campo magnético.
- Realizar perfiles de microdureza del metal base y de las uniones soldadas.

- Ejecutar ensayos de esfuerzo-deformación conforme a la norma ASTM E8/E8-M22 y ensayos de fatiga de alto ciclo según la norma ASTM E466-21.
- Determinar la vida a la fatiga del metal base y de las uniones soldadas con y sin campo magnético mediante ensayos de alto ciclaje conforme a la norma ASTM E466-21.

### **1.3. HIPÓTESIS**

La aplicación de un campo magnético externo durante la soldadura del acero API 5L X52 modificará el proceso de solidificación al inhibir el crecimiento de grano columnar dendrítico y favorecer una microestructura más refinada en comparación con la soldadura sin campo magnético. Este efecto se fundamenta en la acción de fuerzas electromagnéticas que inducen movimiento del baño fundido y alteran la velocidad de enfriamiento local, condiciones que tienden a limitar el crecimiento direccional del grano y a promover estructuras más homogéneas. Esperando que estas modificaciones estructurales mejoren el desempeño mecánico de la unión soldada como lo es su resistencia y la vida a la fatiga.

### **1.4. META CIENTÍFICA**

Obtener soldaduras sanas libres de defectos microestructurales como falta de fusión, porosidades y obtener microestructuras homogéneas en las tres zonas de la soldadura (pileta de soldadura, zona afectada térmicamente y material base) y con refinamiento de grano o permanencia del tamaño de grano inicial tanto en la zona fundida como en la zona afectada térmicamente mejorando las propiedades de vida a la fatiga esperando que esta sea una mayor duración en comparación de las soldaduras hechas sin campo magnético en el acero API 5L X52 soldado por el proceso de soldadura SAW bajo la acción de un campo magnético.

Establecer la relación entre la aplicación de un campo magnético externo a 3.5 mT para una soldadura SAW del acero API 5L X52 y las modificaciones inducidas en la microestructura, la porosidad y las propiedades mecánicas, definiendo como alcance que la vida a la fatiga presente un incremento de al menos 10%, mediante una comparación sistemática entre las condiciones de soldadura con y sin campo magnético.

## CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA)

#### 2.1.1. *Microestructura en los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA)*

Como se ha revisado en la introducción el acero API 5L X52 es un acero denominado HSLA y por consiguiente se analizará sobre como surgieron estos aceros, así como también su proceso de producción y las propiedades que se encuentran en este. Primeramente, se tiene que en el año 1934 una revista científica describió las propiedades de un acero con rodamiento en v en la condición de laminado o rolado en caliente, obteniendo con esto una visión general sobre los aceros HSLA. Alrededor de un cuarto de siglo después, en 1958, la primera serie comercial de aceros HSLA llamada GLX-W con adiciones de Nb fue producida por la National Steel Corporation de los Estados Unidos. Estos principales reportes representan quizás la etapa de descubrimiento y la introducción comercial de una familia de aceros que posteriormente ha llegado a conocerse como aceros HSLA. Desde sus inicios comerciales esta familia de aceros ha creado un gran interés en todo el mundo. La filosofía de diseño de la aleación y el procesamiento termo mecánico necesarios para optimizar la relación de microestructura de los aceros HSLA pueden considerarse una de las tecnologías más cambiantes en la industria del acero [12].

Estos aceros son rolados en caliente a altas temperaturas o rolados controlados a bajas temperaturas para producir microestructuras y propiedades deseadas. Se utiliza lo que es el proceso de rolado, que consta de deformar el acero para generar una recristalización de granos en los sitios donde se encontraban los granos anteriores pero ahora con un refinamiento de grano de austenita promovido por partículas de TiN por colada, el cual previene el crecimiento del grano austenítico por fijación en los límites de grano [13]. En el proceso de rolado el acero se deforma y se recristaliza continuamente hasta obtener un tamaño de grano deseado. Durante la etapa final de 700 a 900 °C, la recristalización de la austenita es retrasada por la tensión inducida por la precipitación a causa del carbonitruros como el Nb y el Ti fijándose en los límites de grano; una estructura resultante es obtenida por el grano de austenita elongado a lo largo de la dirección de rolado. Al final del rolado, los granos de ferrita nuclean en los límites de grano a través de los granos de austenita anterior. Esto conduce a una estructura ferrítica acicular muy fina [14].

### **2.1.2. Desarrollo industrial del acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA)**

Los aceros micro-aleados (MA) también conocidos como aceros de alta resistencia y baja aleación (aceros HSLA) son metales muy importantes en la industria, ya que contienen pequeñas cantidades de aleación de elementos como el Nb, Ti, V y Al, los cuales mejoran la resistencia a través de una formación estable de carburos, nitruros o carbonitruros y tienen efecto en la dureza. Dichos aceros contienen menos del 0.1% de aleaciones adicionales individuales o en combinación [15].

El termino aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) es muy amplio y nunca ha sido precisamente definido, el termino HSLA es generalmente limitado a los aceros de bajas aleaciones que conforman placas laminadas en caliente, formas y barras. El origen de los aceros HSLA es generalmente atribuido a Williams et al. [16], quien en 1900 llamó la atención por el incremento a la resistencia en la corrosión de un acero con contenido de cobre alternado a mojado y seco. Después de la segunda guerra mundial la preocupación por las frágiles fracturas de larga duración experimentadas en barcos, buques y estructuras soldadas como puentes centraron la atención en la resistencia a la fractura y la temperatura de transición dúctil a frágil de los aceros de placa.

La investigación en América del norte, Europa y Japón se concentró en:

- Desarrollar una comprensión de los factores que afectan los tamaños de grano en aceros laminados en caliente.
- Desarrollo de una mejor comprensión de los mecanismos de refuerzo implicados en los aceros HSLA y la relación entre el tipo de refuerzos y su influencia en la temperatura de transición dúctil a frágil.
- Estudiar las interacciones de la historia y composición termo-mecánica y su influencia en la fuerza y la dureza.

La mejora de la compresión resultante de este tipo de investigación llevó al desarrollo de aceros HSLA modernos fuertes, resistentes y soldables para tubos de línea de grado ártico en la década de los 70's [17].

### **2.1.3. Especificación 5CT / ISO 11960**

La especificación 5 CT/ISO 11960 es una norma internacional está basada en especificaciones para tubería y fundición; Esta norma internacional especifica las condiciones técnicas de suministro de

tuberías de acero (fundición, tuberías, revestimientos y juntas), material de acoplamiento y accesorios. Establece requisitos para tres niveles de especificación del producto (PSL-1, PSL-2, PSL-3). Las especificaciones PSL 1 Y PSL 2 definen los diferentes niveles para los requerimientos de la técnica estándar. PSL 2 tiene requerimientos obligatorios para el carbono equivalente, dureza de la muesca, fuerza de producción máxima y resistencia a la tracción máxima [18].

- Especificación para tubería 5L:

El propósito para esta especificación es el proveer estándares aptos para las tuberías para el uso del transporte del gas, petróleo y agua. Esta especificación cubre la tubería de línea de acero sin costura y soldada [19].

#### ***2.1.4. Aceros utilizados en la fabricación de tuberías***

El acero al carbono es el material más utilizado en la fabricación de tuberías para ductos utilizados tanto en tierra como en mar. Hoy en día la mayor demanda para la realización de las tuberías de alta presión son los aceros HSLA con juntas soldadas [20].

Un ejemplo es Arabia Saudita, ya que la mayoría de los sistemas de tuberías para el transporte de gas y aceite son designados por especificaciones de su fabricador principal llamado Aramco basados en normas API e ISO, una variedad de parámetros como el límite elástico, esfuerzo de tensión, tasa de rendimiento, elongación, valores de impacto y resistencia a la fractura son todos cubiertos bajo estas especificaciones. Las restricciones sobre las características microestructurales también se hacen con frecuencia como parte de la especificación. Los grados más populares utilizados en tuberías de transporte de hidrocarburos son los grados API-5L-B, X-42, X-52, X-60, X-65, X-70 [4].

Por otro lado, el acero API es utilizado en tubos revestidos y estos consisten en el revestimiento con acero inoxidable o super aleaciones base Ni, con un acero utilizado para la tubería siendo API X60 o X65 los más socorridos obteniendo resistencia a la corrosión [21].

## 2.2. Generalidades del acero API 5L X52

### 2.2.1. Definición, fabricación y propiedades del acero API 5L X52

El acero API 5L X52 es un acero muy requerido para la fabricación de tuberías en la extracción de hidrocarburos, denominando a este acero como grado X52 debido al esfuerzo a la cedencia que este material en específico presenta, esto quiere decir que, este grado tiene un esfuerzo a la cedencia de 52,000 psi (359 MPa). Este acero al carbono consta de una composición química principalmente de Fe-C enriquecida con Mn para así obtener mejores propiedades mecánicas como dureza y resistencia [20].

En la Tabla 2.1 y 2.2 se puede observar algunos requerimientos estándar del acero API 5L X52, así como su composición química máxima.

**Tabla 2.1.** Composición química teórica del acero (% w/w) API 5L X52 [1].

Elemento (% w/w)	C	Mn	Si	Ti	V	Nb	P	S	Al	Ni	C <sub>eq</sub>	Fe
API 5L X52 Teórica	0.080	1.06	0.26	0.003	0.054	0.041	0.019	0.003	0.039	0.019	0.274	98.14

**Tabla 2.2.** Requerimientos estándar de los materiales API [4].

Grado	Composición química % (max)				Límite elástico psi (min)	Resistencia a la tracción psi (min)
	C	Mn	S	P		
B	0.22	1.20	0.030	0.030	35,000	60,000
X42	0.22	1.30	0.030	0.030	42,000	60,000
X46	0.22	1.40	0.030	0.030	46,000	63,000
X52	0.22	1.40	0.030	0.030	52,000	66,000
X56	0.22	1.40	0.030	0.030	56,000	71,000

En la Tabla 2.3 se observan algunas de las propiedades mecánicas del acero API 5L X52.

**Tabla 2.3.** Propiedades mecánicas API 5L X52 [22].

E, GPa	$\sigma_y$ , MPa	$\sigma_u$ , MPa	a, %	Dureza (Vickers)	K, MPa	$K_{IC}$ , MPa $\sqrt{m}$
203	410	528	32	235	876	116.6

Donde:

E = Módulo de elasticidad.

$\sigma_y$  = Límite elástico.

$\sigma_u$  = Esfuerzo último.

a = Elongación relativa.

K = Coeficiente de dureza.

$K_{IC}$  = Resistencia a la fractura.

Por último, en la Tabla 2.4 se puede observar algunas de las propiedades físicas a temperatura ambiente del acero API 5L X52.

**Tabla 2.4.** Propiedades físicas del acero API 5L X52 [23].

Propiedades físicas del acero API 5L X52.	
Densidad ( $10^3$ kg/m $^3$ )	7.84
Módulo de elasticidad (kN/mm $^2$ )	212
Módulo de Poisson	0.284
Conductividad térmica (W/mK)	42
Capacidad térmica ( $10^3$ J/kgK)	0.43
Difusividad térmica ( $10^{-6}$ m $^2$ /s)	12
Resistividad eléctrica ( $\mu\Omega m$ )	0.25
Comportamiento magnético	Magnético

### 2.2.2. Aplicaciones del acero API 5L X52

Las tuberías de transporte de hidrocarburos han sido de gran importancia debido a que funcionan como uno de los métodos más prácticos y de bajo precio para el transporte de petróleo y gas desde 1950. Las instalaciones de tuberías para el transporte de petróleo y gas han aumentado drásticamente en las últimas tres décadas. En consecuencia, los problemas de falla de tuberías se han producido cada vez más [22].

Estas tuberías son también utilizadas en el transporte de hidrógeno por ser el modo más económico de trasportación, actualmente la longitud de los gasoductos dedicado al hidrógeno en los Estados Unidos comprende solo la mitad del uno por ciento de la longitud total de los gasoductos que operan en este país a gas natural [24].

El acero API 5L X52 es ampliamente utilizado en México y otros países como material para tuberías. Este material tiene el potencial de ser ampliamente utilizado en transporte de gas natural, hidrocarburos y crudo en la industria del petróleo [25].

### **2.3. Generalidades de la soldadura por arco sumergido**

#### ***2.3.1. Soldadura por arco sumergido (SAW)***

El acero API 5L X52 es altamente utilizado en el transporte de hidrocarburos, entonces por consiguiente este acero tiene que tener un proceso de unión en el cual se garantice la calidad de la tubería. Es entonces que el proceso más utilizado para la unión de este material en forma de tubería es el proceso de soldadura por arco sumergido o por sus siglas en inglés SAW (Submerged Arc Welding) por que con este proceso se tiene una mejor fusión del material con la soldadura, tiene una mayor penetración, y es capaz de soldar espesores grandes en una sola pasada de soldadura. En este apartado se describirá como es que el método de SAW obtiene su función, las partes que lo caracterizan, así como las ventajas y desventajas que tiene este proceso.

La soldadura por arco sumergido es un proceso que calienta el material a soldar hasta que funde y junta metales con un arco estable entre un alambre o alambres de electrodo consumible y el metal, con el arco siendo blindado por escoria fundida y un fundente granular, no es requerido el uso de presión y una parte o todo el relleno del metal es obtenido de los electrodos [19]. La característica distintiva es que este proceso es diferenciado de otros debido a que el arco generado es invisible

ya que es sumergido en una capa del fundente granulado previniendo humos, chispas, salpicaduras e incluso radiación que se pueda escapar. [26].

Este proceso es habitualmente mecanizado, en donde la corriente de soldadura, el voltaje del arco, la velocidad de avance, la profundidad de penetración y composición química de la soldadura depositada en el metal afecta la forma del cordón. Es utilizado ampliamente en la fabricación de recipientes a presión como lo es la producción de buques, fabricación de vagones de ferrocarril, manufactura de tuberías y la fabricación de miembros estructurales donde las soldaduras largas son requeridas [27].

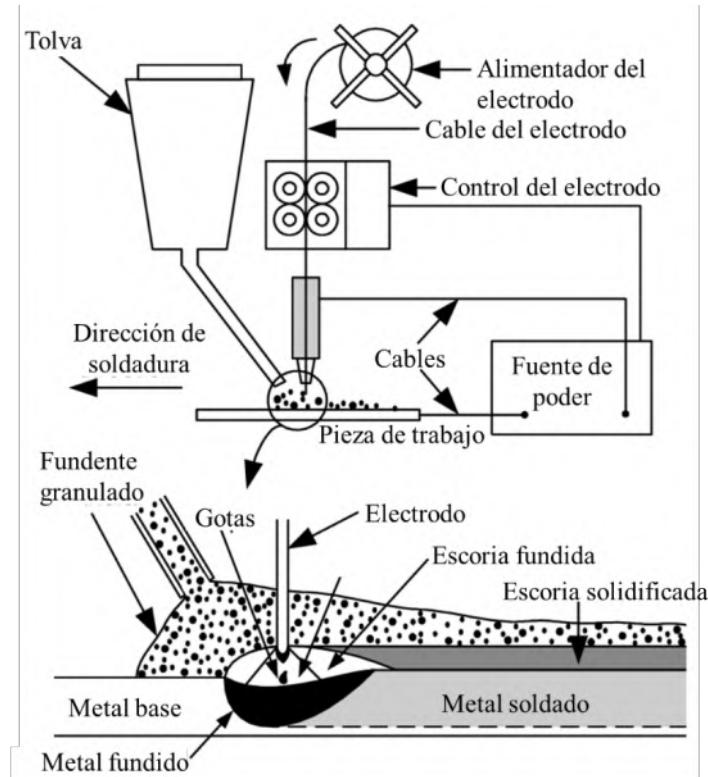
Como se puede apreciar en la Figura 2.1 se muestra una representación gráfica de cómo es que la tolva ayuda a suministrar el fundente y se ve el arco sumergido dentro de este, haciendo que el electrodo quede invisible y al momento de realizar la soldadura el fundente la proteja de imperfecciones que se puedan ocasionar durante el proceso.



**Figura 2.1.** Proceso de la soldadura por arco sumergido [28].

El arco sumergido puede ser aplicado de manera automática, mecanizada o semiautomática. Para este proceso de soldadura no es necesario el uso de caretas ni elementos que desvíen la luz emitida por el proceso. Sin embargo, para mayor seguridad, se deben de utilizar lentes protectores. Algo de humo y gases se pueden crear y es necesaria la ventilación continua con ayuda de campanas extractoras de aire para una mejor circulación de humos emitidos [29].

A continuación, se puede apreciar que en la Figura 2.2 se muestra un esquema con los componentes requeridos para llevar a cabo el proceso de soldadura SAW, así también como es que la soldadura se lleva a cabo internamente por debajo del fundente que protege la soldadura, teniendo un esquema representativo de esta fusión con el material.



**Figura 2.2.** Soldadura por arco sumergido (SAW) [26].

### 2.3.2. Ventajas y limitantes de la soldadura por arco sumergido

A continuación, se muestran algunas de las ventajas del proceso SAW [30]:

- Alta calidad y productividad de la soldadura.
- El proceso puede ser implementado en tres modos operacionales diferentes: Semiautomático, mecanizado y automático.

Ahora se enlistan algunas de las limitantes que el proceso SAW tiene [27]:

- Equipo más costoso.

- Es menos portable que el SMAW.
- Es difícil de utilizar en lugares de difícil acceso.
- Solamente puede ser utilizado de posición plana.

### **2.3.3. Soldadura de aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA)**

Los aceros HSLA pueden ser considerados como soldables condicionalmente, por lo que esta condicionalidad se refiere a la aplicación de medidas que prevén la unión exitosa por soldadura. En el proceso de soldadura, estos aceros sufren degradación de las propiedades mecánicas debido a cambios microestructurales. Estos cambios son especialmente significativos en la zona afectada térmicamente (ZAT) de las juntas soldadas como el aumento de la rigidez, la disminución de la dureza, el aumento de la fragilidad debido a la temperatura de transición dúctil, así como la aparición de diferentes tipos de discontinuidades del material. La aparición de grietas y las fases frágiles están relacionadas con el enfriamiento rápido de la soldadura a tope y su entorno, dentro de los límites de temperatura caracterizados por la mayor inestabilidad de austenita [31].

## **2.4. Generalidades de la fatiga de alto ciclaje (HCF)**

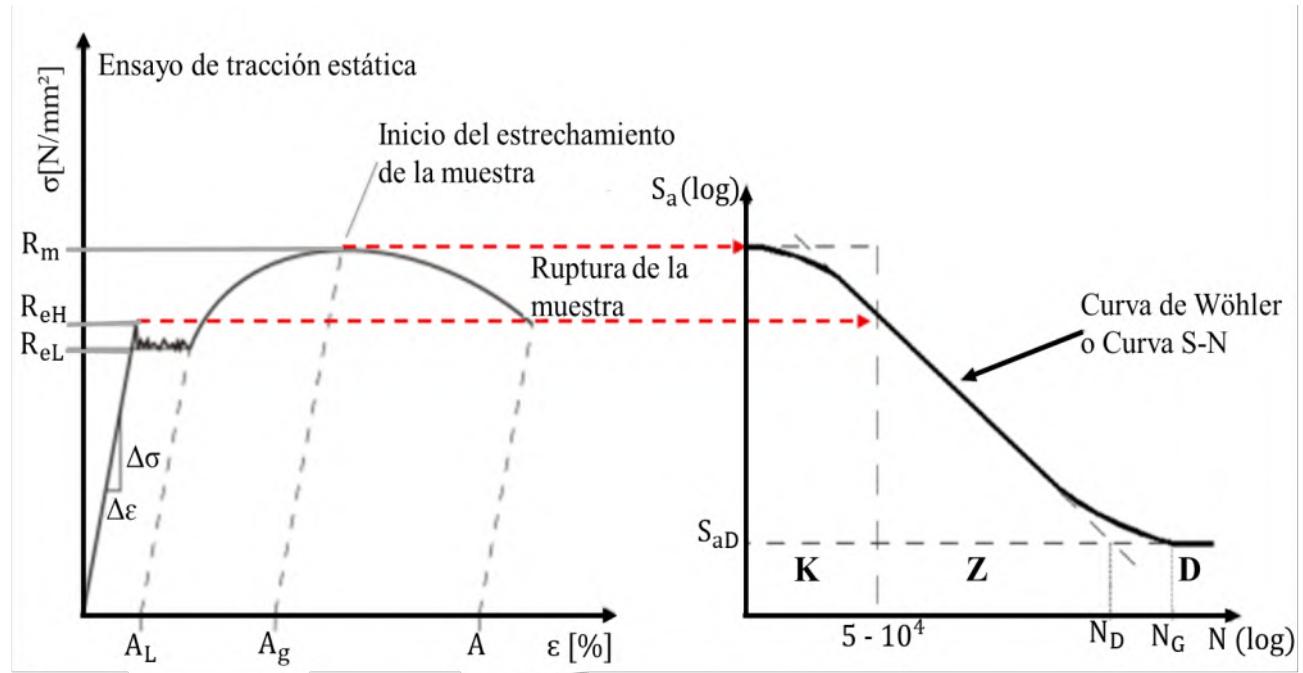
### **2.4.1. Fatiga de alto número de ciclos o alto ciclaje (fatiga vibratoria).**

En este apartado se profundizará en lo que a fatiga de alto ciclo (HCF) trata, tomando en cuenta todas las componentes de esta prueba de comportamiento mecánico y como el material se comporta ante los ensayos para así con esto obtener los resultados pertinentes.

La falla por fatiga de alto ciclaje se relaciona con el número alto de ciclos de trabajo repetidos que generalmente resultan en operaciones de arranque, paro y algunas interrupciones necesarias del uso ordinario. Para tener una mejor idea de la vida a la fatiga que se tiene en los materiales se emplea el uso del diagrama esfuerzo-número de ciclos (S-N) o también conocido como diagrama de Wöhler, representándose gráficamente teniendo una aplicación a diferentes magnitudes, además se aplican factores de seguridad para tener en cuenta la dispersión de la vida a la fatiga, esta gráfica es fundamental en lo que a fatiga se refiere. El diagrama S-N muestra la relación entre el esfuerzo cíclico aplicado y el número de ciclos que pueden pasar antes de fallar. La Figura 2.4 muestra una representación de como la gráfica de esfuerzo-deformación se relaciona con el diagrama de Wöhler en donde el esfuerzo empleado se ubica en el eje de las ordenadas y el número de ciclos total de

cargas a los que el material es sometido hasta llegar a la fractura se encuentra en el eje de las abscisas [32, 33].

Generalmente el diagrama de Wöhler se grafica en escala logarítmica dado que en ocasiones son muy altos los ciclos y esfuerzos necesarios para que el material falle, siendo que se separa para los diferentes tipos de fatiga. Primeramente, tenemos que la fatiga de bajo ciclo basado en la tensión controlada por deformación (por sus siglas en inglés, LCF) consta de un número bajo de ciclos, como su nombre lo indica, va de los  $10^1 - 10^4$  ciclos y esto puede ser observado gráficamente en la Figura 2.3. en la curva S-N en el área que abarca la letra K. Por otro lado, la fatiga de alto ciclo basada en la tensión controlada por esfuerzo (por sus siglas en inglés, HCF) consta de los  $10^4 - 10^7$  ciclos ubicándose en la región Z de la curva de Wöhler representada a la derecha de la Figura 2.3 [34].



**Figura 2.3.** Representación gráfica de la curva de Wöhler a través del diagrama esfuerzo-deformación [35].

La fatiga por alto ciclaje es un enfoque de la fatiga basado en la tensión que está controlada por fuerza a alto número de ciclos ( $10^4 - 10^7$ ), se espera que la falla se presente después de un

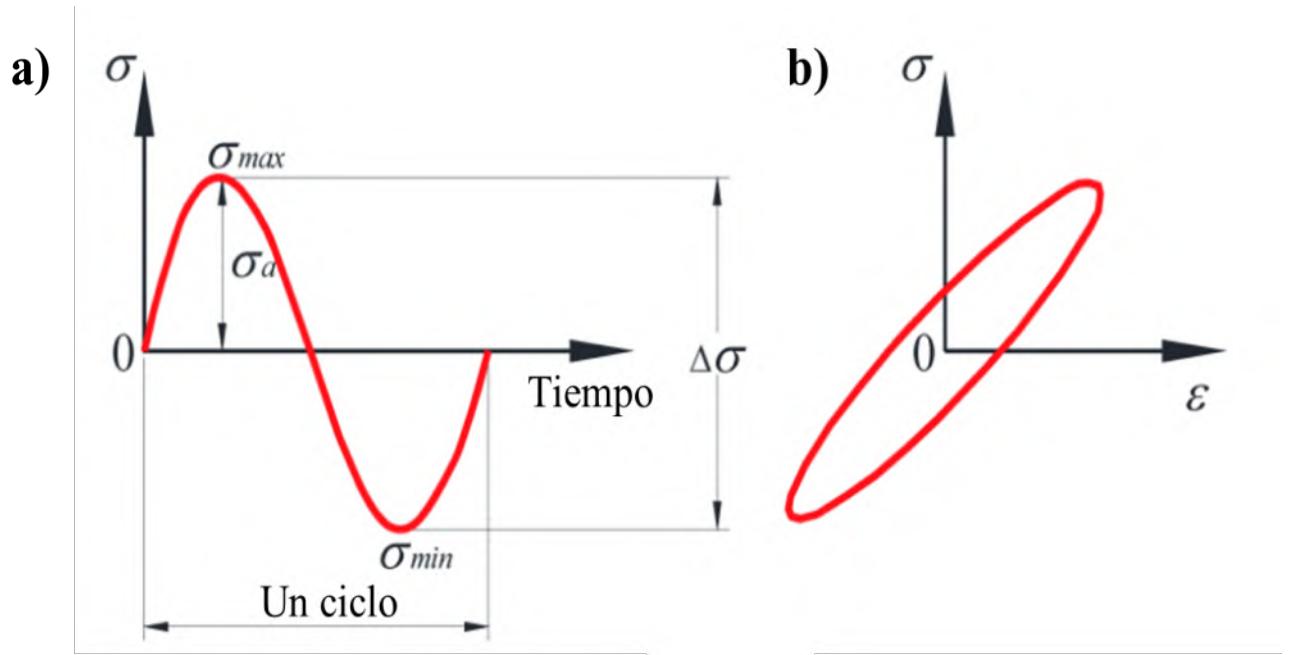
determinado número de ciclos siendo que el número de ciclos aumenta conforme el esfuerzo aplicado disminuye. Este método ha demostrado ser útil para analizar los datos de fatiga de larga duración. Se utilizan bajas amplitudes de esfuerzo sin superar el límite elástico del material y fallando por las micro fisuras que se localizan en la superficie o defectos internos del material [6, 36].

Para las condiciones de carga cíclica uniaxial es posible distinguir una relación de tensión máxima y mínima como se observa en la Ecuación 2.1. que nos indica que la relación de carga está dada gracias a la diferencia de esfuerzo, deformación o de fuerza [37].

$$R = \frac{F_{min}}{F_{max}} = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{\varepsilon_{min}}{\varepsilon_{max}}$$

Ecuación 2.1.

En la Figura 2.4. se observa en el inciso a, el esfuerzo aplicado al que se va a someter el material siendo este de manera positiva y negativa (con la misma magnitud) de manera sinusoidal teniendo valles y crestas a través del tiempo completándose un ciclo cada vez que se completan estos. En la Figura 2.4b) se analiza gráficamente en el eje de las ordenadas como es que opera la fuerza axial tanto positiva como negativamente y consecuentemente en el eje de las abscisas se observa una deformación que sufre el material que puede ser una interpretación de desplazamiento axial que se tiene en la probeta al momento de someterlo a fatiga; con esto se completa el bucle de histéresis y este es continuo hasta que el material falle. El esfuerzo máximo se obtiene a partir de la amplitud de esfuerzo  $\sigma_a$  y el diferencial de esfuerzo se obtiene a partir de nuestra diferencia entre la amplitud de esfuerzo  $\sigma_a$  y el esfuerzo mínimo  $\sigma_{min}$ .



**Figura 2.4.** Carga uniaxial de la fatiga HCF con relación de carga -1 [38].

Una vez que se rebasa el número de ciclos  $10^7$  el material tiende a endurecerse por la deformación aplicada lo que se denomina endurecimiento por deformación y esto consta de  $10^7 - 10^{10}$  ciclos por lo que se considera una fatiga giga cíclica.

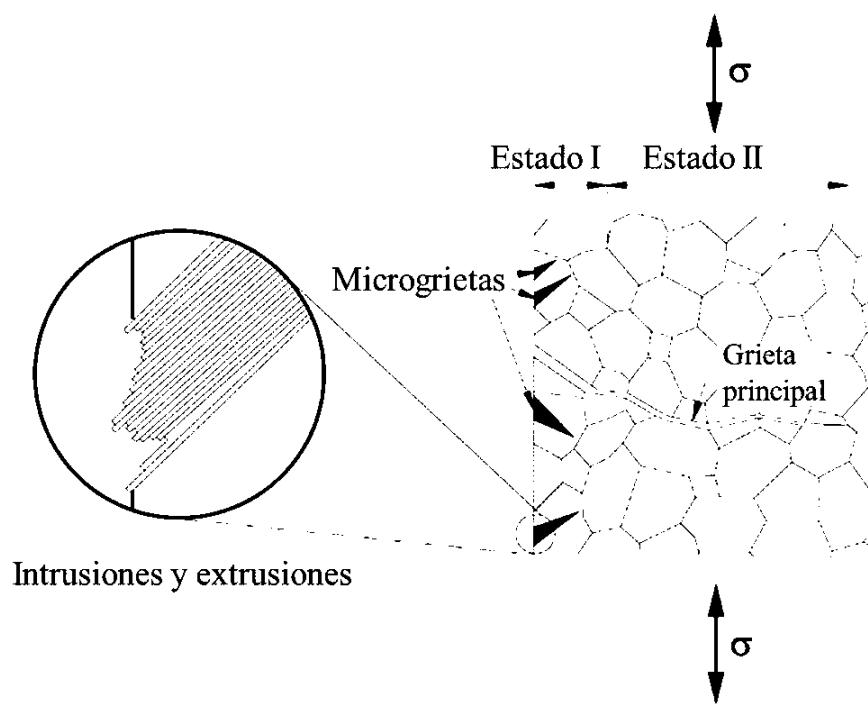
Existe una norma para el procesamiento de probetas de fatiga (ASTM E466-21) donde nos especifica un método de ensayo de muestras uniaxial bajo control por fuerza, ya que es de suma importancia el conocimiento del comportamiento de los materiales en condiciones de control de fuerza [39].

#### 2.4.2. Daño por fatiga

Predecir el daño por fatiga para componentes estructurales sometidos a condiciones de carga variable es un problema complejo. La fatiga es un proceso de daño localizado en un componente producido por una carga cíclica. Es el resultado del proceso acumulativo que consiste en la iniciación de grietas, propagación y fractura final de un componente. Durante la carga cíclica, la deformación plástica localizada puede ocurrir en el sitio de mayor tensión. Esta deformación plástica induce daños permanentes al componente y se desarrolla una grieta. A medida que el

componente experimenta un número creciente de ciclos de carga, la longitud de la grieta aumenta y después de un cierto número de ciclos, la grieta hará que el componente falle [5].

En la Figura 2.5. se muestra un esquema representativo de la iniciación y propagación posterior de la grieta, en donde al momento de que el material es sometido a un esfuerzo cíclico axial este tiende a deformar su microestructura creando microgrietas en el material hasta que empiezan a propagarse en sentido perpendicular al esfuerzo aplicado hasta la falla inminente del material en donde dependiendo de la dureza del material se deducirá si la fractura que hubo en el mismo será de una manera dúctil (siendo el material suave) o de manera frágil (siendo el material muy duro).



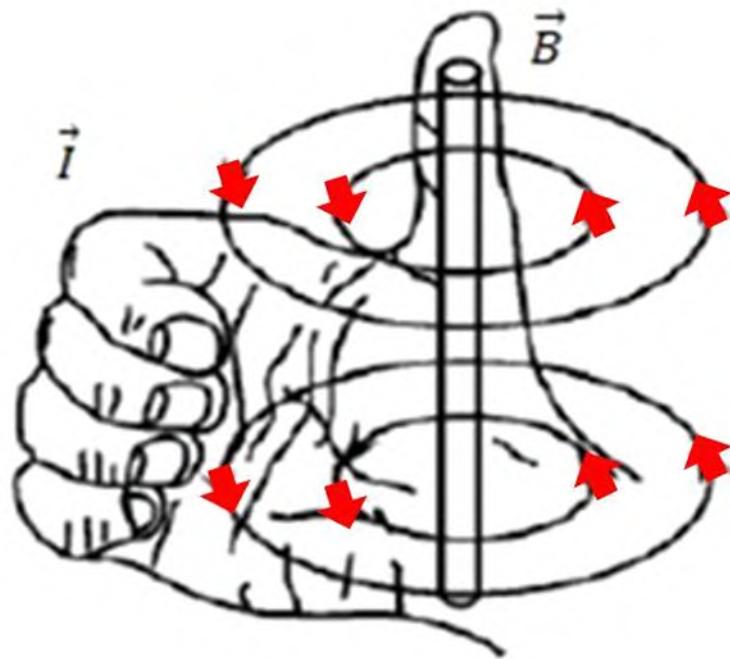
**Figura 2.5.** Propagación de grietas a partir de microgrietas [38].

## 2.5. Campo magnético

### 2.5.1. Introducción a los campos magnéticos

La generación del campo magnético inicia cuando se produce una fuerza con carga eléctrica la cual se desprende de esta carga y esta puede ser detectada por la aceleración de la carga en movimiento sobre el campo por la fuerza de un conductor portador de corriente. La ley de la mano derecha como se aprecia en la Figura 2.6 fue propuesta por Ampere indica la dirección que toma este campo magnético utilizando la mano derecha en forma de puño con el dedo pulgar hacia afuera indicando que los dedos que se encuentran restantes es la dirección que toma el campo magnético y el dedo pulgar indica la dirección en la que va la corriente que genera este campo magnético, en donde la intensidad del campo magnético será una variable y dependerá directamente de la intensidad de la corriente eléctrica [40].

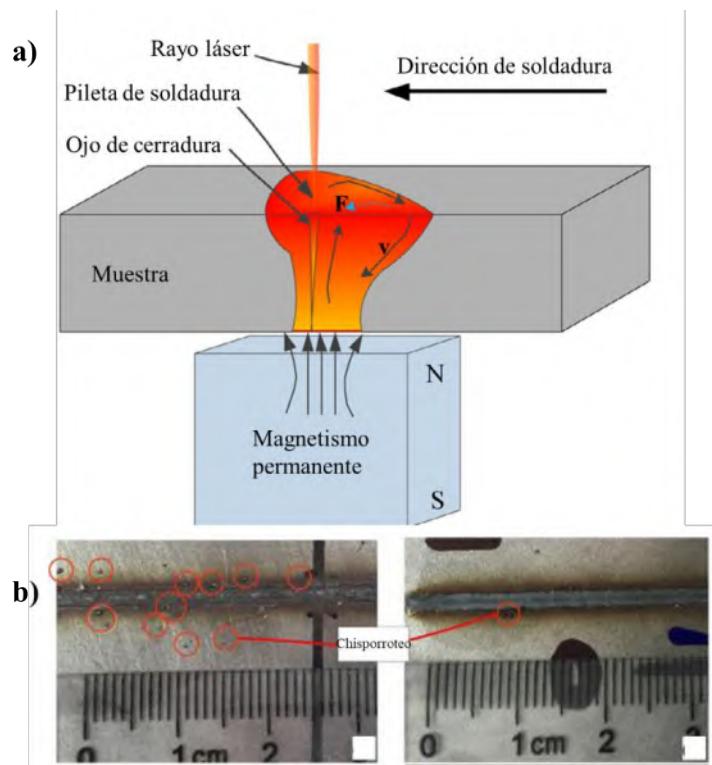
Una vez explicada la regla de la mano derecha para efectos de corriente y dirección de campo magnético, esta misma regla puede ser utilizada en una manera similar para entender cómo es que fluye la dirección de un campo magnético generada por una bobina. A diferencia de que en este ejemplo la dirección que tomará el campo magnético se verá de manera esquemática por el dedo pulgar de la mano derecha y la corriente eléctrica formará parte de los dedos restantes de la mano (como ya se había mencionado en el párrafo anterior). A continuación, se puede observar que en la Figura 2.6 un ejemplo esquemático de cómo es que la ley de Ampere nos indica que funciona el campo magnético al momento de que existe una corriente fluyendo y se observa la dirección que toma la corriente eléctrica,  $I$ , como se había mencionado por el dedo pulgar, y la dirección del campo magnético,  $B$ , dándose por los dedos restantes de la mano.



**Figura 2.6.** Regla de la mano derecha [41].

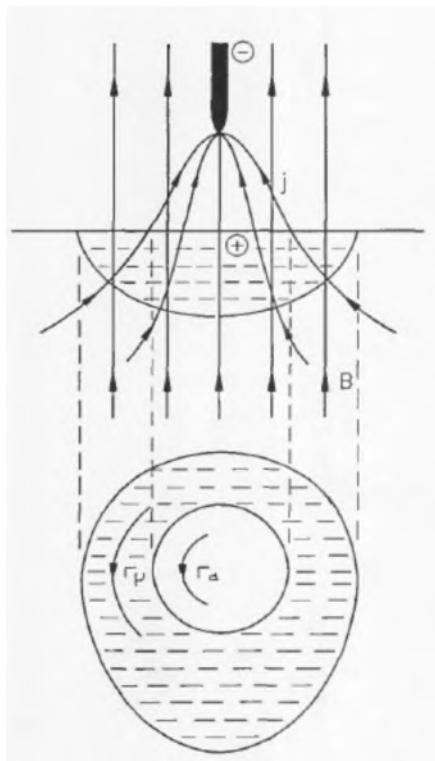
## 2.6. Revisión bibliográfica en aplicación de campo magnético.

Recientemente, la utilización de campos magnéticos ha sido de gran relevancia gracias a que estos ejercen una fuerza al momento de estar aplicando el proceso de soldadura y se han encontrado diversas investigaciones en donde se tienen cambios en la microestructura de la zona soldada y, por consiguiente, cambios en las propiedades del material tanto mecánicas como físicas. Cao et al. Encontró que bajo la acción de campo magnético la cantidad de defectos como salpicaduras, poros y falta de fusión en la zona de la soldadura fueron disminuidos significativamente [42].



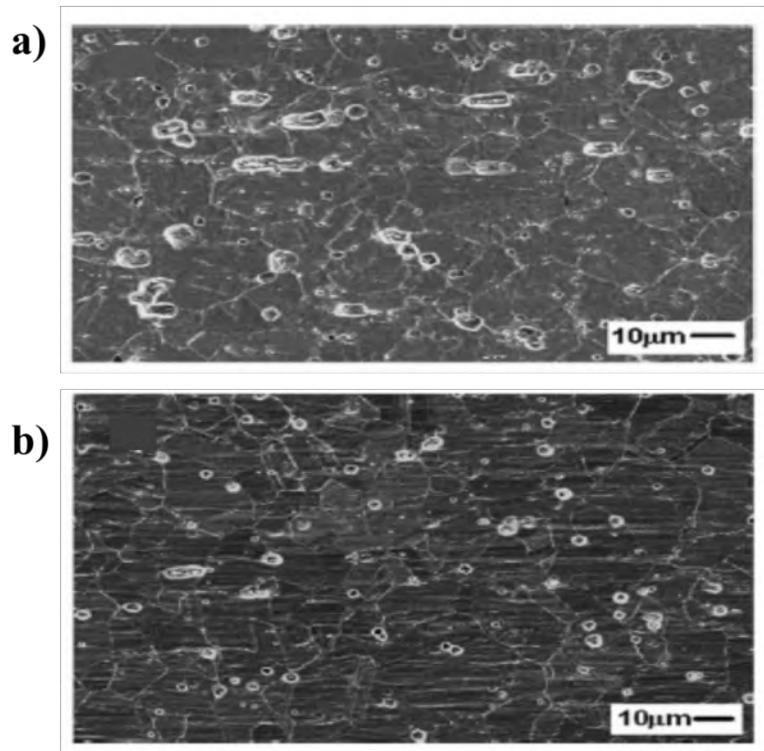
**Figura 2.7.** Utilización de campo magnético en soldadura por láser [42].

En la Figura 2.8 se observa un esquema realizado por Malinowski-Brodnicka et al. Demostraron que la aplicación de un campo magnético axial en el proceso de soldadura afecta significativamente la forma y el endurecimiento de la soldadura, y también expresaron la influencia de las líneas de corriente y la forma del arco y su efecto en la inducción del campo magnético [43].



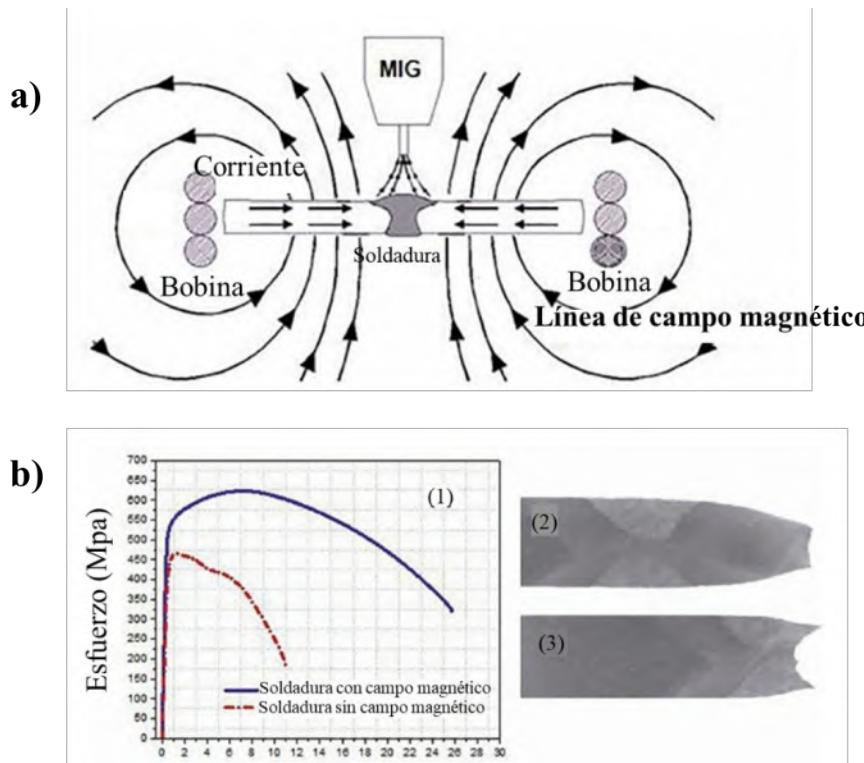
**Figura 2.8.** Esquematización de la interacción del campo magnético axial sobre la piletta de soldadura [43].

F.F. Curiel et al. investigó el efecto del campo magnético aplicado durante el proceso de soldadura GMAW sobre la resistencia a la corrosión de la zona afectada por el calor en un acero inoxidable AISI 304, encontrando que la aplicación de campo magnético durante la soldadura indujo una mejor resistencia a la corrosión por picaduras en una solución de NaCl al 3.5% comparándolas con las muestras sin aplicación de campo magnético [8]. En la Figura 2.9 se observa en aspecto que se tuvo en la microestructura antes y después de la aplicación de campo magnético en donde en la Figura 2.9a) se aprecia el estado original de la microestructura y el cambio de la microestructura se observa en la Figura 2.9b).



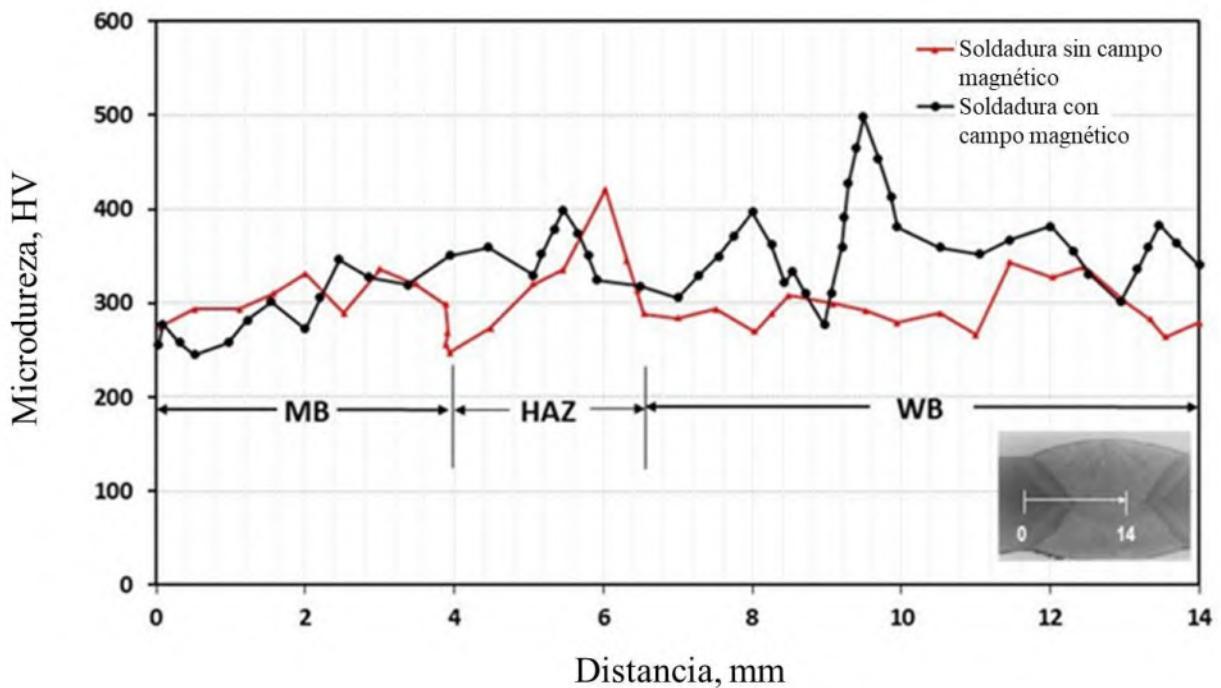
**Figura 2.9.** Investigación F.F. Curiel. Del aspecto superficial de las muestras tras la polarización  
 a) En estado original, b) soldado bajo una intensidad de 14 mT [8].

También C. Natividad et al. investigaron la caracterización de un acero API X65 unido con el proceso GMAW utilizando campo magnético de forma axial, donde se utilizó una intensidad baja de campo magnético de 6 mili teslas (mT) en donde encontraron que el uso del campo magnético durante la soldadura mejoró la tenacidad de la soldadura y por lo tanto su resistencia mecánica [44]. En la Figura 2.10a) se aprecia la configuración que se tuvo en las bobinas para la generación del campo magnético sobre la junta de soldadura y en la Figura 2.10b) se observan los resultados obtenidos de esfuerzo deformación, así como el lugar de fractura de las probetas.



**Figura 2.10.** Natividad et al. a) Configuración del campo magnético sobre la placa a soldar, b) resultados de las pruebas de tensión de soldadura con campo y sin campo magnético [44].

M. Salazar et al. investigó un mejoramiento en soldaduras de aceros inoxidables UNS S32205 dúplex soldados con el proceso GMAW la aplicación de un campo magnético axial de 3 mT y observó una mejora en la resistencia a la tracción, al impacto y a la corrosión con la aplicación de campo magnético atribuyendo este efecto al refinamiento de la estructura del metal de soldadura [45]. Por lo tanto, podemos observar que en la Figura 2.11. M. Salazar obtuvo una comparación con y sin campo magnético en donde indica que la aplicación de campo magnético tuvo una influencia poco significativa en la dureza de del material comparado con la aplicada sin campo magnético.

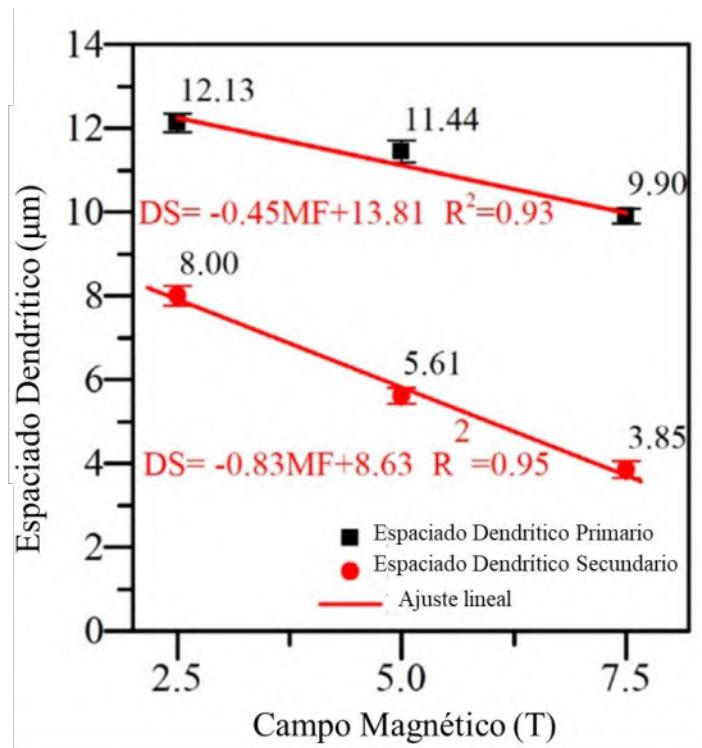


**Figura 2.11.** Comparativa de microdureza M. Salazar, con y sin aplicación de campo magnético [45].

Queiroz A.V.d., et al. Realizaron una investigación, con ayuda de un campo magnético externo, la soldadura de un acero inoxidable 304L con proceso de soldadura TIG. Utilizaron procedimientos de caracterización como la microscopía óptica, MEB, microdureza Vickers y pruebas de impacto tipo Charpy a -20°C. Realizando una comparación a diferentes intensidades medidas en Teslas se comprobó que con la ayuda del campo magnético se disminuía el porcentaje de ferrita delta, se mejoraba el llenado de la piletta de soldadura disminuyendo los espaciamientos dendríticos. El valor de microdureza Vickers bajo el campo magnético resultó ser inferior al obtenido SCM y el ensayo Charpy no mostró variaciones considerables [46].

Tal como se muestra en la Figura 2.12, donde se observa en la gráfica que en el eje de las abscisas se encuentra el incremento de la intensidad del campo magnético medida en Teslas y en el eje de las ordenadas se encuentra el incremento del espaciado dendrítico medido en micrómetros. En la

gráfica se distingue claramente que el espaciado dendrítico disminuye con la aplicación de mayor intensidad de Teslas.



**Figura 2.12.** Variaciones del espaciado dendrítico respecto a la intensidad del campo magnético [46].

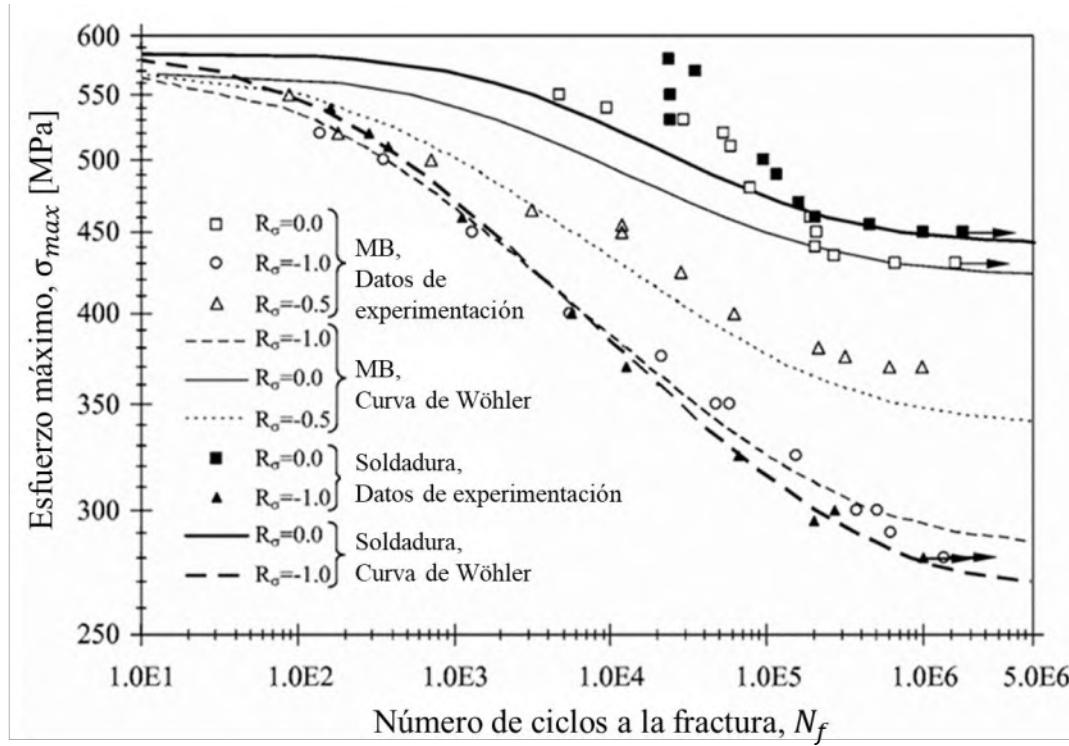
R. Stegemann, et al. Investigaron la influencia que tiene el campo magnético en la microestructura de las soldaduras en aceros de bajo carbono. Para esto se utilizó el proceso TIG y un sensor magnético que oscilaba entre los 5-10, 9-18 y 50 mT donde en la microscopía óptica se obtuvieron resultados satisfactorios en cuanto a tamaño de grano, microdureza y se disminuyó el esfuerzo residual [47].

## 2.7. Revisión bibliográfica en aplicaciones de fatiga de alto ciclo.

De Jesus et al. realizaron una investigación sobre la fatiga en un acero P355NL1 que es utilizado en la industria de equipos de alta presión. Se realizaron estudios comparando el material base y el material sometido al proceso de soldadura SAW haciendo una comparación de estos en el

comportamiento mecánico de la fatiga de alto (HCF) y bajo ciclaje (LCF). Los resultados demuestran que la comparación entre la soldadura con el material base son bastante parecidos en cuanto a crecimiento de grieta refiere cuando se utiliza una relación de tensión de 0.5 y 0.7 [48].

En la Figura 2.13. se observa una comparación realizada de las curvas de Wöhler obtenidas experimentalmente y las calculadas en base a la ecuación de Lemaitre y Chaboche que se utiliza en esta investigación. Esta imagen nos representa que el material soldado se ve más influido por la tensión media a comparación del material base debido a que la soldadura tiene una vida de transición más baja que el material base lo que dificulta la relajación en tensión media [48].

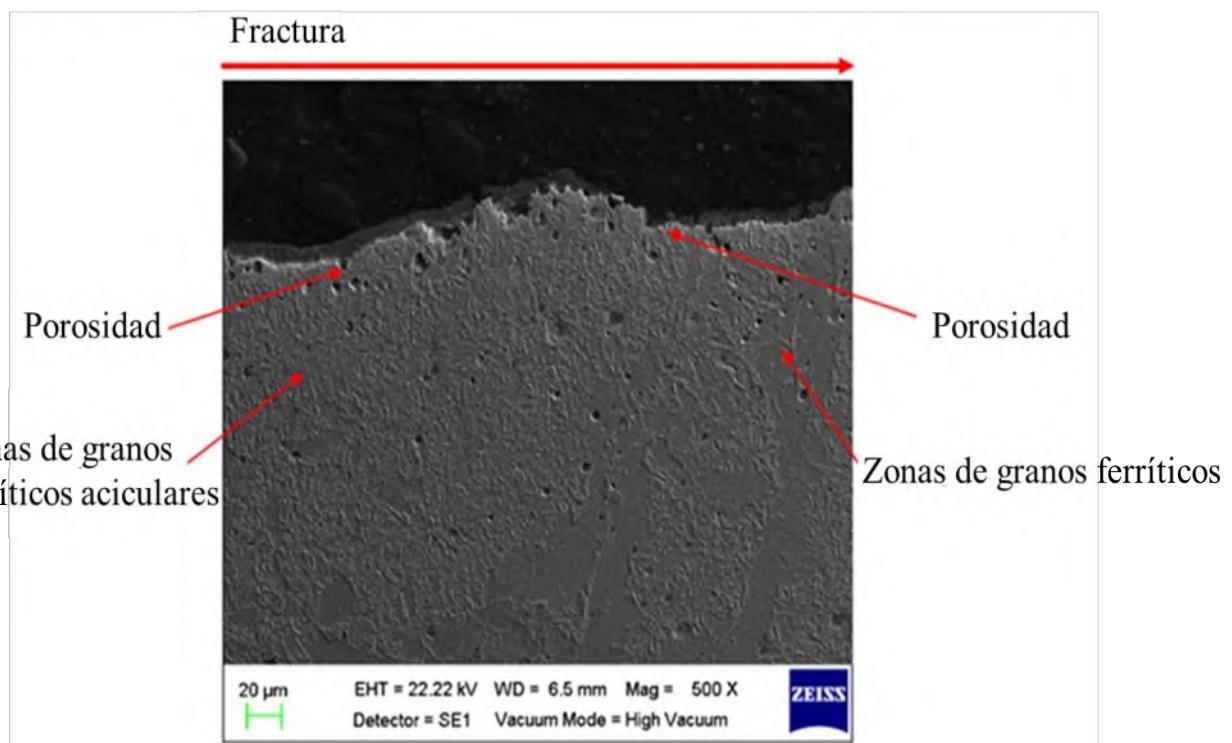


**Figura 2.13.** Comparación de las curvas de Wöhler del MB y soldadura [48].

D. Ángeles-Herrera et al. Evaluaron la resistencia a la fractura y las tasas del crecimiento de grieta de una soldadura por arco sumergido de un acero API 5L X52. Este análisis se realizó con probetas curvadas no estándar realizadas transversalmente al cordón de soldadura, teniendo como resultados como a que las fracturas se atribuyen a porosidades y bajas resistencias respecto al crecimiento de

grieta, estas fallas son atribuidas a la presencia de elementos como el titanio, calcio y aluminio [49].

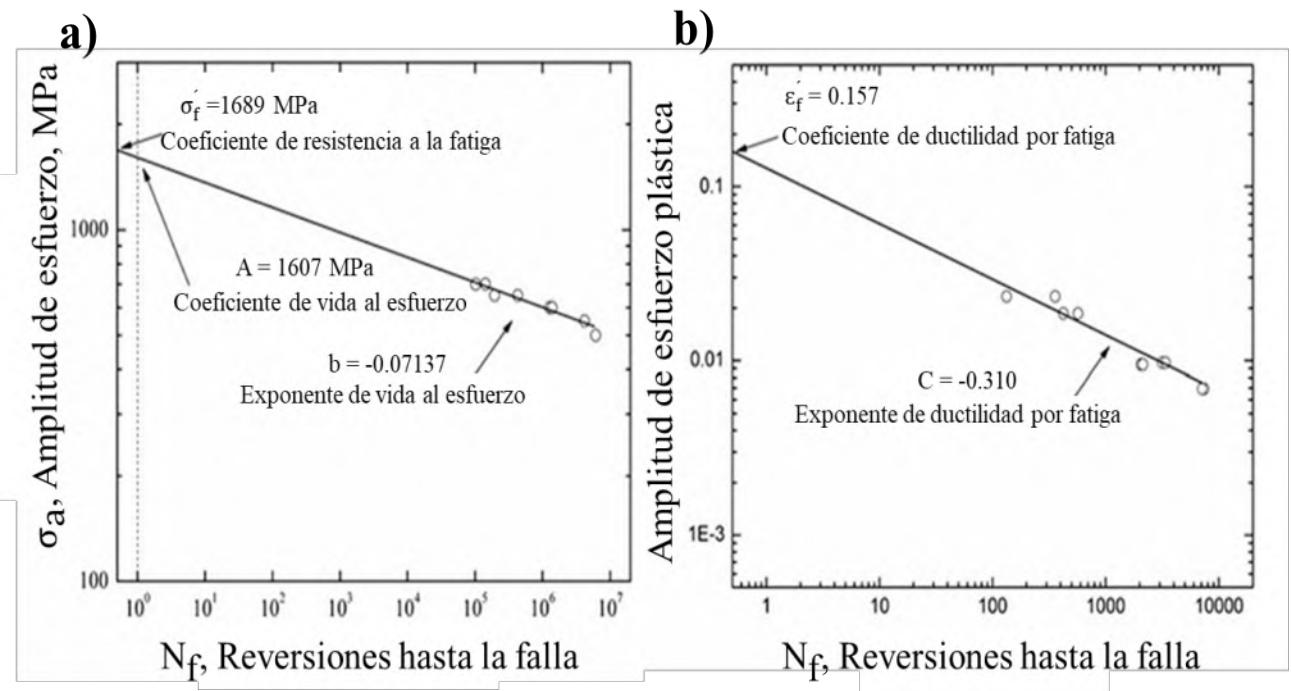
En la Figura 2.14. se observa parte de la investigación de D. Ángeles-Herrera et al. donde observaron que la grieta se inició en la zona donde más porosidad había y la fase de ferrita acicular predominaba.



**Figura 2.14.** D. Ángeles-Herrera. Límite de la fractura del acero API 5L X52 [49].

F.F. Curiel, R.R. Ambriz et al. investigaron la determinación de vida a la fatiga de un acero automotriz a través del modelo Smith Watson and Topper (SWT), fatiga de alto ciclo (HCF) y fatiga de bajo ciclo (LCF). En esta investigación se llevó a cabo la identificación de la microestructura del acero, así como su composición química, una vez caracterizado el material se procedió a realizar los ensayos de tensión correspondientes y por ultimo las probetas para fatiga en base a la norma ASTM E466.

Después se obtuvieron los resultados de los ensayos para cada condición obteniendo como resultados que el rango de vida a la fatiga para HCF es entre  $10^5$  –  $10^7$  ciclos. Asimismo, para LCF el rango es de entre 133 y 7414 ciclos. Y para SWT fue calculado con ayuda de los dos resultados anteriores donde el coeficiente  $C = 203.5$  MPa y el exponente  $\gamma = -0.381$  [50].



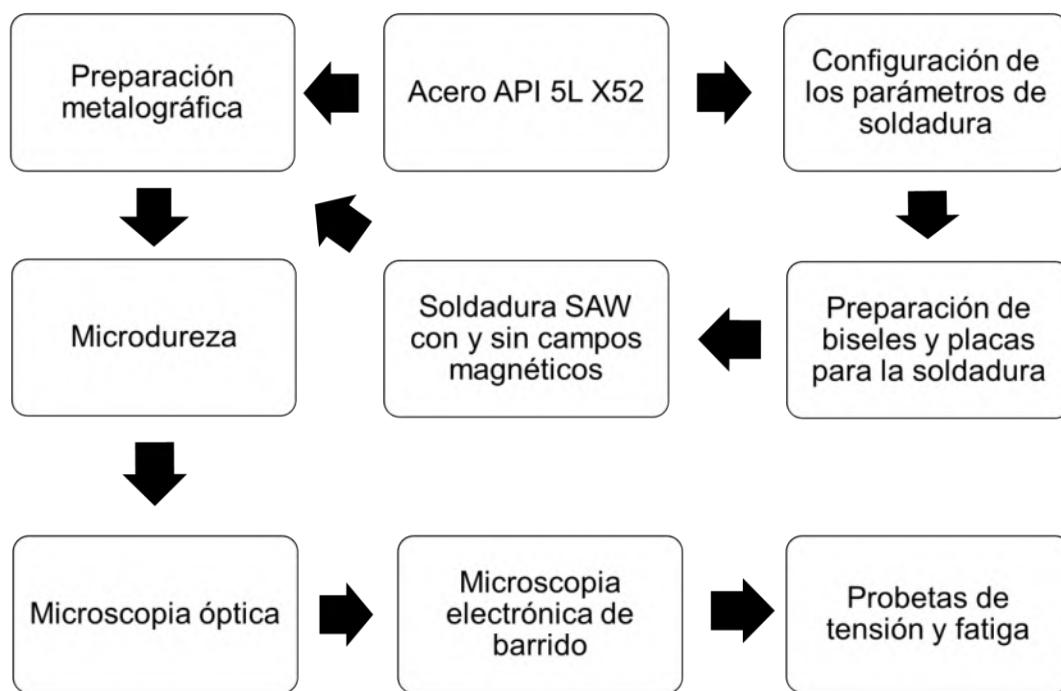
**Figura 2.15.** F.F. Curiel, R.R. Ambriz determinación de fatiga en un acero automotriz, a) Curva S-N de la fatiga de alto ciclo (HCF), b) Curva S-N de la fatiga de bajo ciclo (LCF) [50].

## CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 3.1. Diseño experimental

Para la realización de esta investigación se desarrolló con la siguiente metodología experimental como se muestra en la Figura 3.1 en un diagrama de bloques.

Partiendo de la placa de acero API 5L X52 hacia preparaciones diferentes iniciando primordialmente con la metalografía, este paso es fundamental para la caracterización microestructural del material y para esto se requiere de análisis en el microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido. De igual manera partiendo del material base se realizaron los análisis correspondientes para determinar los parámetros pertinentes de soldadura para así hacer la preparación de las placas que fueron sometidas a la soldadura con y sin la aplicación de campo magnético. Y por último conforme al diagrama esfuerzo deformación que se obtuvo gracias a las diferentes pruebas mecánicas llegar por último a determinar la vida a la HCF.



**Figura 3.1.** Diagrama de flujo para la metodología experimental.

### **3.2. Materiales utilizados**

Los materiales requeridos para realizar la investigación fueron los siguientes:

- Ocho placas de acero al carbono API 5L X52 con un espesor de 15.875 mm con longitud de 305 mm y un ancho de 104 mm.
- El electrodo fue ER70S-6 sólido de 1.6 mm de diámetro con especificaciones AWS A5.18 recomendado para la soldadura en aceros al carbono que puede ser utilizado en todas las posiciones de soldadura. Este electrodo tiene como composición Mn y Si que controlan la limpieza en el depósito, más fluidez del charco, acción humectante [51].
- Fundente para soldadura Lincolnweld submerged arc welding flux de la marca Lincoln Electric, este fundente se comporta de una muy buena manera a la fusión que se obtiene con el electrodo ER70S-6 y es ampliamente utilizado en las soldaduras con acero microaleado API 5L X52.

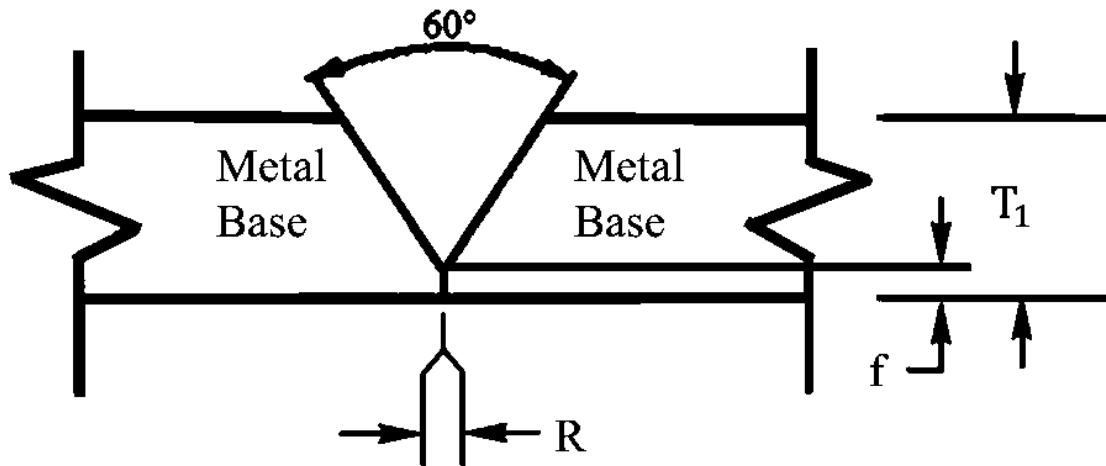
### **3.3. Caracterización microestructural del material base**

Empezando con la caracterización metalográfica del acero API 5L X52 se comenzó con una probeta de material base, con un tamaño de una pulgada por una pulgada maquinándose para obtener las dimensiones deseadas, procediendo a obtener un acabado superficial más uniforme maquinando la probeta en la maquina fresadora marca Fanamher FB 201, maquinando las piezas por ambas caras de la probeta para garantizar una superficie pareja y uniforme. Una vez obtenida una superficie plana se llevó la probeta a la maquina rectificadora marca Equiptop para así eliminar la superficie robusta que deja el acabado de la maquina fresadora para así obtener un mejor acabado superficial. Después de esto se procedió a hacer la metalografía que constó de tres etapas: 1.- Esmerilado mecánico con papel abrasivo de carburo de silicio (SiC) de diferentes tamaños de grano (comenzando con grano 80 escalados de 100 en 100 hasta el grano de número 3000 girando 90° en cada cambio de papel de SiC); 2.- Pulido espejo de las probetas con ayuda de una pulidora-desbastadora marca Buehler EcoMet 3 y con la utilización de un paño para pulimento y alumina  $Al_2O_3$  de 1  $\mu m$ ; 3.- Por último se realizó un ataque químico por inmersión con Nitál al 2% durante 13 seg. para el revelando de la microestructura que caracteriza al material base. Este procedimiento

de metalografía se realizó para material base, soldadura en condiciones sin campo magnético y con campo magnético.

### 3.4. Proceso de soldadura SAW

Después de realizada la unión esta tuvo una configuración de junta a tope (R) con el bisel en tipo V observada en la Figura 3.2, para esto se requirió girar la cabeza de la máquina fresadora a  $30^\circ$  ( $\alpha$ ) para así poder maquinar las placas con pastillas de carburo de tungsteno dejando 3 mm de talón de raíz ( $f$ ) en cada placa para un total de 8 placas maquinadas por este proceso, después de obtener el bisel deseado se hizo la junta a tope de las placas con ayuda de una solera de acero como respaldo, teniendo en cuenta que para la soldadura con arco sumergido se da mucho aporte térmico este tipo de respaldo garantiza que nuestra soldadura y placa al momento de estar en fase líquida (fusionándose) no tienda a provocar derrames sobre nuestra mesa de trabajo.



**Figura 3.2.** Sección transversal de la junta a tope con medidas y ángulo [52].

$$R = 0.0 \text{ mm}$$

$$T_1 \text{ (espesor de la placa)} = 15.87 \text{ mm}$$

$$f = 3.0 \text{ mm}$$

$$\alpha = 60^\circ$$

Después de diversas pruebas con diferentes arreglos geométricos de las placas se obtuvieron parámetros ideales para realizar la soldadura con un determinado bisel. Como se mencionó en el subtema 3.1. de diseño experimental, una vez obtenidas las placas con la configuración requerida (bisel a 30°) se obtuvieron los parámetros requeridos para la obtención de un buen acabado en la soldadura siendo estos los que se muestran en la Tabla 3.1.

**Tabla 3.1.** Parámetros generales de la soldadura.

PARAMETROS GENERALES DE LA SOLDADURA.	
Electrodo.	ER70S-6.
Espesor de la placa.	15.875 mm.
Fundente	F6A2-EL12-H4.
Precalentado del fundente.	200 °C.
Diámetro del electrodo.	1.6 mm.
Corriente.	Continua a 457 Amps.
Voltaje.	32 V.
Velocidad de desplazamiento.	1.9mm/s.
Distancia entre el tubo de contacto y la punta del electrodo. (Stick out)	15 mm.
Velocidad de alimentación del electrodo.	110 mm/s.
Talón de raíz.	3 mm.
Apertura de raíz.	A tope.
Angulo de trabajo	30°
Campo magnético aplicado	3.5 mT.

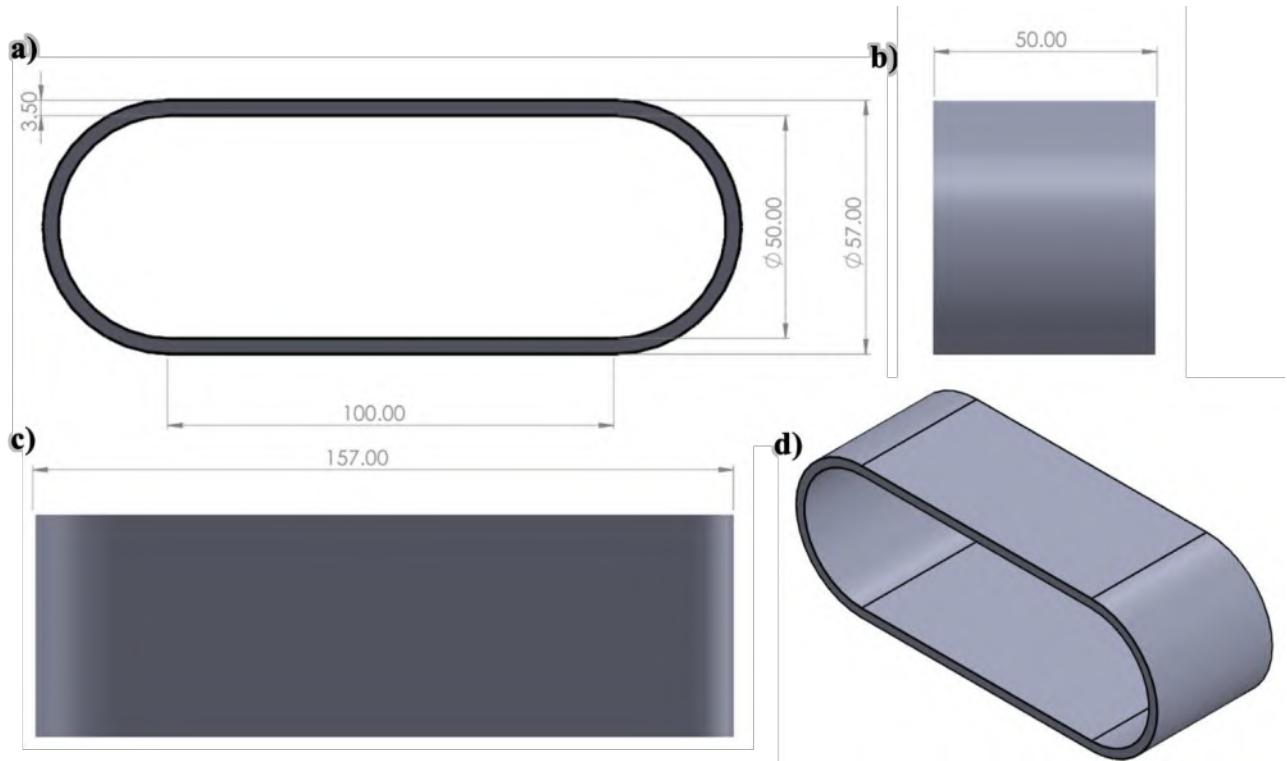
La Tabla 3.2 muestra la composición química del electrodo ER70S-6 que fue utilizado en este proyecto haciendo una comparativa entre la composición de fábrica y los requerimientos presentados en la norma AWS.

**Tabla 3.2.** Composición del electrodo ER70S-6 [53].

COMPOSICIÓN DEL ELECTRODO.											
Composición.	%C	%Mn	%S	%Si	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%Fe
Requerimientos – AWS ER70S-6.	0.06-0.15	1.40-1.85	0.035 max.	0.80-1.15	0.025 max.	0.50 max.	(1)	(1)	(1)	(1)	97-98
Composición de fábrica.	0.07	1.44	0.007	0.85	0.011	0.21	0.02	0.02	0.01	-	97.38

El fundente granular se llevó a una mufla marca Carbolite<sup>TM</sup> modelo CWF 1100, sometiendo a este fundente a 200 °C por 15 minutos, esto se realizó debido a que el fundente debe de estar lo más seco posible para así con esto garantizar que en la soldadura no se encuentre ningún tipo de humedad lo que nos pudo haber generado porosidades y defectos gracias a un fundente parcialmente húmedo. Al mismo tiempo se iniciaron los preparativos para el proceso de soldadura con ayuda de una soldadora marca Miller<sup>TM</sup> modelo Dimension<sup>TM</sup> 652 añadiendo el electrodo ER70S-6 en el alimentador del electrodo. Ajustando los parámetros de la bobina que genera el campo magnético, estos fueron medidos gracias a un Gaussímetro en donde se verifica la intensidad del campo magnético y controlando la misma, seguido del alineamiento de la placa a soldar bajo la estación semiautomática en la que se encuentra la antorcha de soldadura para así iniciar con el ajuste de los parámetros de soldadura; Una vez ajustados los parámetros de la intensidad requerida para el campo magnético se siguió por sacar de la mufla el fundente granular para después verter por encima de la soldadura.

El proceso para la aplicación de campo magnético sobre la soldadura fue realizado con apoyo de un regulador de corriente marca Steren y conectado a este un arreglo elíptico en donde se pasó corriente a través de él y formó el campo magnético mencionado. En la Figura 3.3 se observa el arreglo elíptico que tiene la bobina que genera campo magnético acomodada en el final de la antorcha empotrándose en la tobera de esta, considerando el polo positivo para la placa a soldar y el polo negativo para la bobina, después se hizo circular un voltaje de 10 V, con una corriente de 20 Amps. obteniendo con estos parámetros una intensidad de campo magnético de 3.5 mT. se sometió al proceso SAW dos placas soldadas SCM y otras dos CCM para tener una comparación directa entre la soldadura con campo magnético y con campo magnético para la preparación metalográfica y las pruebas mecánicas.



**Figura 3.3.** Arreglo elíptico para la generación de campo magnético. a) Vista frontal del arreglo, b) Vista izquierda del arreglo c) Vista superior del arreglo, d) Vista isométrica del arreglo.

Quedando este arreglo elíptico como se muestra en la Figura 3.4. en donde después de esto teniendo los parámetros listos, se continuó con el procesamiento de soldadura por arco sumergido dividiéndose en cuatro placas por condición, para posteriormente repetir el proceso de metalografía mencionado anteriormente.



**Figura 3.4.** Arreglo elíptico finalizado. a) vista superior, b) vista frontal.

### 3.5. Caracterización microestructural de las juntas soldadas

Después de realizadas las soldaduras correspondientes y finalizado el proceso de metalografía para las dos diferentes condiciones de soldadura visto en la Figura 3.3, se continuó con la caracterización microestructural de las juntas soldadas. Continuando con el uso de la metalografía antes mencionada se procedió a atacar químicamente las piezas (de igual manera a como se describió en la Figura 3.3. para revelar la microestructura contenida en estas juntas utilizando los mismos pasos que se realizaron para el material base.

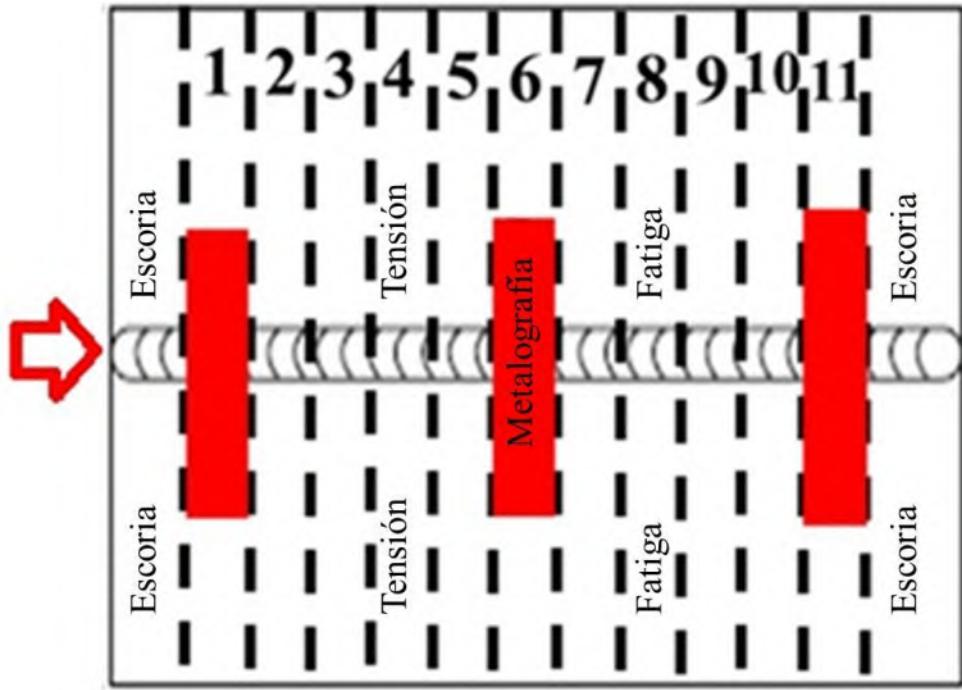
Las zonas que se analizaron después de la metalografía correspondiente fueron en la zona afectada térmicamente (ZAT) donde se derivan las mayores investigaciones en cuanto a la parte de soldadura refiere. El análisis realizado se comenzó en la parte del medio del cordón de soldadura para observar el comportamiento de la microestructura, esto para ambas condiciones de soldadura, para así realizar una comparación entre ambas partes soldadas. Continuando con el análisis de la región de la línea de fusión (LF) en donde se tomaron diferentes dimensiones a las que fueron capturadas con ayuda de microscopio óptico a través del software llamado “Zen” de la marca Karl Zeiss las imágenes correspondientes a diferentes magnificaciones, determinando la configuración microestructural que se tiene en esta región. De igual manera, se prosiguió con la toma de las

regiones de la zona de crecimiento de grano, de refinamiento de grano y la zona parcialmente fundida.

Una vez terminado con el microscopio óptico, el análisis se continuo con la ayuda del microscopio electrónico de barrido (MEB) para realizar un análisis más a profundidad. El microscopio del que se apoyó el análisis para estas probetas fue el microscopio electrónico de barrido de emisión de campo de la marca Jeol, modelo JSM 7600F equipado con un detector BSED (BackScattered Electron Detector), haciendo una caracterización en las regiones de la soldadura antes mencionadas con la señal de electrones secundarios (Secondary Electron Imaging (SEI)) para así poder diferenciar fases, inclusiones y desperfectos de la superficie de una manera más específica y puntual en las regiones de la junta soldada.

### **3.6. Distribución de las juntas soldadas para la caracterización mecánica**

En la Figura 3.5 se muestra un esquema de la distribución las probetas (tanto para tensión como de fatiga) haciendo un corte transversal en la soldadura en las cuatro placas obteniendo cortes de aproximadamente 16x16 mm, donde la flecha roja nos indica el inicio del cordón de soldadura.



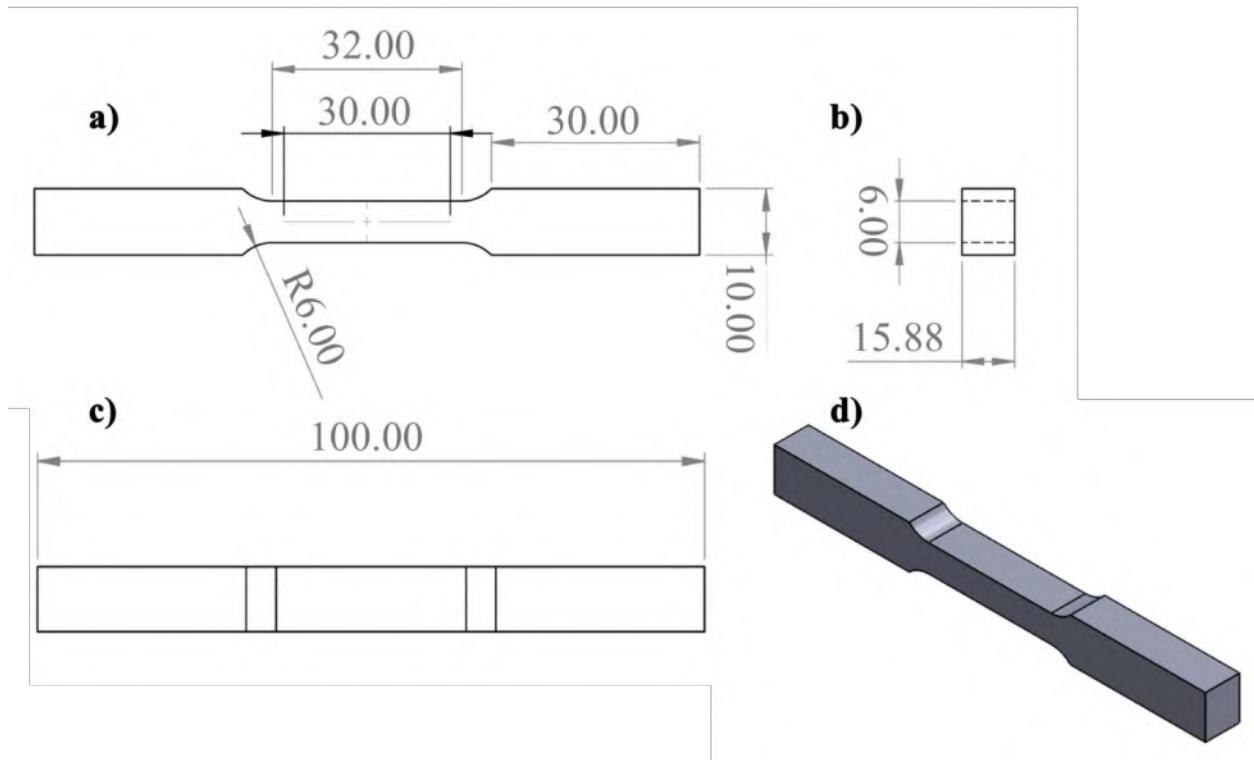
**Figura 3.5.** Distribución de las probetas clasificadas por zonas.

### 3.7. Ensayos de tensión

Se realizaron ensayos de esfuerzo-deformación con base a la norma ASTM E8/E8M-22 [54] tanto para la condición de juntas soldadas con campo magnético y sin campo magnético así mismo para el material base. Con la ayuda de un equipo servohidráulico marca MTS Landmark y un extensómetro de la misma marca modelo 10697177A. Ajustando el extensómetro a 10 mm de área calibrada y retirando este al pasar los 4 mm de elongación para evitar que este se dañe. Obteniendo con esto los resultados de esfuerzo-deformación para MB, soldaduras SCM y CCM.

A continuación, en la Figura 3.6. muestra las dimensiones requeridas para la realización de estas probetas, con ayuda del software SolidWorks, quedando estas de tamaño “subsize” de geometría rectangular debido que requieren de una longitud total inicial de la probeta de alrededor de 100 milímetros. Estas probetas de tensión se configuraron en base al espesor de la placa inicial que fue de 5/8 de pulgada, teniendo así un radio de 6 mm entre el área reducida y las cabezas para fijación en la máquina de ensayo. Las dimensiones en el área reducida de la probeta fueron de 32 mm de

longitud por 6 mm de largo y su longitud calibrada fue de 30 mm, dejando así las cabezas para la fijación con la máquina de ensayo de 30 mm. En los incisos a,b y c se pueden observar las vistas ortogonales que se tiene en la probeta junto con sus dimensiones y en el inciso d se puede observar la vista isométrica que representa a la probeta de tensión del material base, soldadura con campo magnético y soldadura sin campo magnético.



**Figura 3.6.** Medidas y dimensiones de las probetas subsize para el ensayo esfuerzo-deformación.  
 a) Vista frontal de la probeta, b) Vista izquierda de la probeta, c) Vista superior de la probeta, d) Vista isométrica de la probeta.

Después de realizado el modelo de la probeta de tensión se procedió con el maquinado de estas; Para esto se requirió de cortar las placas ya soldadas de manera transversal al cordón de soldadura como se observa en la Figura 3.5. teniendo un total 3 probetas para cada condición de soldadura (CCM y SCM), siendo de la misma manera para MB.

En la Figura 3.7. se observa que después de obtenidas las tres condiciones para las probetas de tensión se comenzó por diferenciar estas a través de números, numerando del uno al tres para diferenciar las probetas.

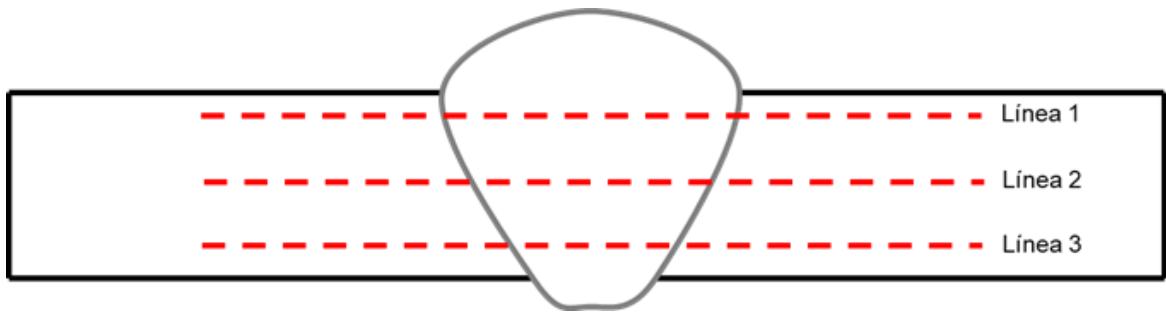


**Figura 3.7.** Probetas de tensión. a) Longitud calibrada marcadas sobre las probetas, b) Probetas obtenidas después del maquinado.

### 3.8. Ensayos de microdureza

La evaluación de microdureza de la unión soldada se realizó usando un durómetro marca Vickers donde cada separación entre perfiles fue de 250 micrómetros en la zona del MB y soldadura y de 100 micrómetros para la ZAT con una carga de 100 gramos durante 15 seg. Se procedió a realizar al menos 3 perfiles de barrido de manera transversal a la soldadura en diferentes regiones de la unión soldada, abarcando un porcentaje de la corona de soldadura, el cuerpo de la soldadura y la raíz de la soldadura representado en los puntos en rojo de la Figura 3.8.

Los tres perfiles de microdureza fueron ordenados de acuerdo a la Figura 3.8 realizados en un microdurómetro marca Mitutoyo-TUKON procesando los datos de las pruebas con ayuda del software del mismo microscopio.



**Figura 3.8.** Representación esquemática de los perfiles de microdureza.

### 3.9. Ensayos de fatiga

La realización de los ensayos de fatiga (HCF) fueron principalmente controlada por esfuerzo con base en la norma ASTM E466-21 [39] y con ayuda del diagrama esfuerzo deformación se obtuvieron los datos necesarios para la realización de las probetas de material base y para las condiciones de soldadura con campo y sin campo magnético empleando una relación de carga de  $R = -1$ . Debido a que se realizaron los ensayos por control por esfuerzo se calcularon las fuerzas requeridas para someter las probetas a esfuerzos que se encuentran dentro del límite de fluencia por lo que se determinaron los diferentes esfuerzos de los ensayos para cada nivel de fuerza. Posteriormente se determinaron las propiedades de vida a la fatiga para el material base y las uniones.

En la Tabla 3.3. se puede observar algunos de los parámetros utilizados para llevar a cabo las pruebas mecánicas de la fatiga de alto número de ciclos. Teniendo una fuerza promedio de 0 debido al tipo de relación de carga, esta carga fue aplicada usando una forma de onda sinusoidal a una frecuencia de 20 Hz para simular las vibraciones a las que se somete la tubería al momento del transporte de hidrocarburos. Por último, el criterio de falla se ajustó a los dos milímetros debido a que una vez que la probeta tiene esta cantidad de elongación se denomina que el material queda inservible y será muy factible de fallar en cualquier momento.

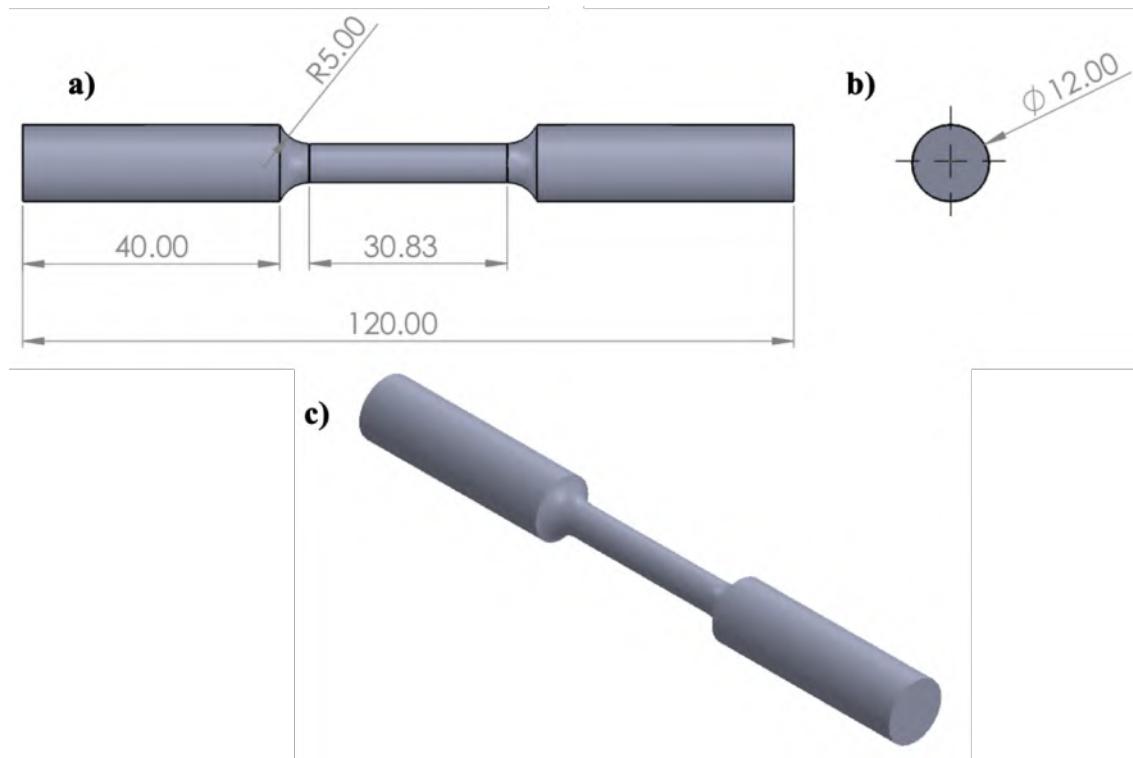
**Tabla 3.3.** Parámetros para la fatiga de alto ciclo.

Parámetros para la fatiga de alto ciclo
---

Relación de carga, R	-1
Fuerza promedio, $F_{\text{prom}}$	0
Frecuencia, F	20 Hz
Criterio de falla, $C_f$	2 mm

En la Figura 3.9. con ayuda del software SolidWorks se puede representar de una manera grafica en base a la norma ASTM E466-21 [50] para probetas de geometría circular, estas probetas fueron utilizadas en las pruebas mecánicas de fatiga de alto ciclo. Se observan las dimensiones que se tuvieron al momento de maquinar las piezas de material base y las soldadas, en la Figura 3.9a) visto de una manera ortogonal se observa que la longitud total inicial de 120 mm basándose en la norma para con esto tener las cabezas para fijación en la máquina de ensayo con una longitud de 40 mm, en este mismo inciso se tiene la reducción del área que esta consta de un radio de 5 mm, así como su longitud calibrada que consta de 30 mm.

Por último, en la Figura 3.9c) se puede analizar la probeta en una representación gráfica isométrica como es que se encuentra la configuración final de las probetas que fueron utilizadas para las pruebas mecánicas de fatiga de alto ciclo.



**Figura 3.9.** Medidas y dimensiones de las probetas para el ensayo de HCF. a) Vista frontal de la probeta, b) Vista izquierda de la probeta, c) Vista isométrica de la probeta,

Una vez con el diseño ya implementado se continuó con la preparación y el maquinado del acero para estas probetas. La preparación fue de la misma manera a como se describe en el subtema 4.6. siendo las mismas para las probetas esfuerzo-deformación. Para este caso, la placa del cordón de soldadura fue cortada de igual manera, pero obteniendo un numero de veinte probetas para cada condición de soldadura y para MB se obtuvo un total de seis probetas. Las probetas fueron maquinadas y preparadas para realizar los ensayos de fatiga de alto ciclaje.

Una vez realizada la preparación de todas las probetas para someterlas a fatiga de alto ciclo se continuó con la verificación de rugosidad, teniendo esta que ser menor al 0.2 micrómetros (que se especifica en la norma ASTM 466-21); Estas pruebas fueron realizadas de la misma manera que las probetas para tensión con ayuda de un rugosímetro marca Mitutoyo modelo Surftest .402. Después de realizadas las mediciones correspondientes para las probetas de fatiga y verificar que estas cumplieran con la norma establecida, se procedió a realizar las pruebas mecánicas

correspondientes a fatiga HCF con ayuda de la servohidráulica marca MTS Landmark y un extensómetro de la misma marca modelo 10697177A.

Para la obtención e interpretación de resultados de HCF fue necesario utilizar la ecuación de Basquin para determinar la carga que el material puede soportar después de un número específico de ciclos. Esto se obtuvo con ayuda del Software OriginPro utilizado en el análisis de datos e interpretación de gráficas.

### **3.10 Análisis de la fractura**

Una vez concluidos los ensayos mecánicos de fatiga de alto número de ciclos, se realizó el análisis de la superficie de fractura las probetas sometidas a estos ensayos. La preparación de las muestras para ser analizadas constó de un corte transversal a partir de dos milímetros de donde sucedió la fractura

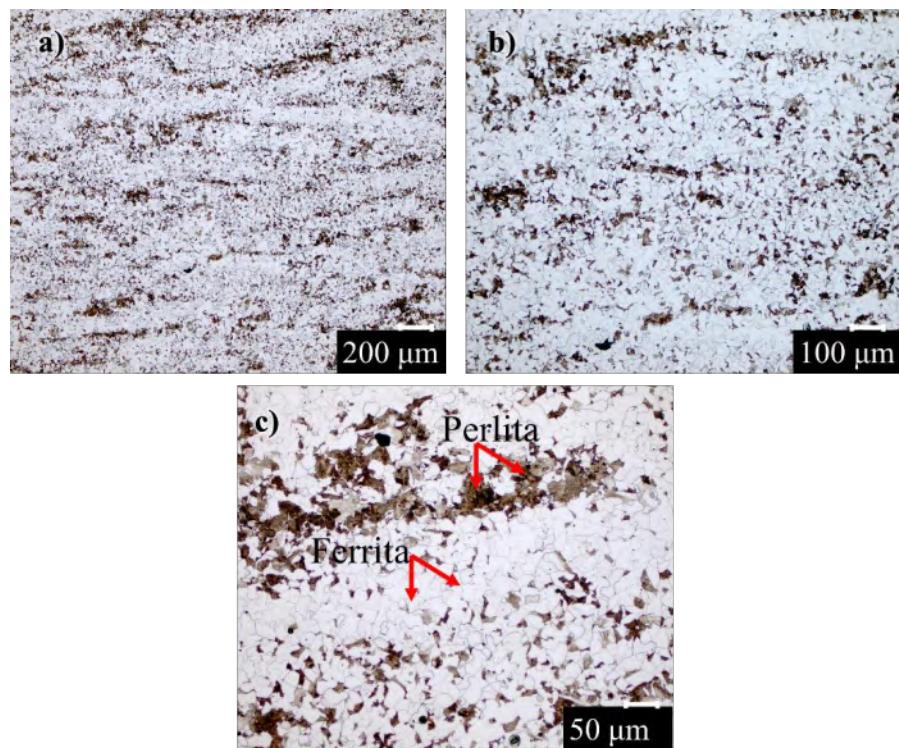
Para la observación de la superficie de fractura se analizaron en el MEB de la marca Jeol, modelo JSM 7600F y características mencionadas en el subtema 3.5. empleando electrones secundarios.

## CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1. Microscopía óptica

#### 4.1.1. Microscopía óptica del Acero API 5L X52 MB

Para comenzar con la microscopía óptica, se optó por dar inicio con la caracterización del material base y con esto se obtuvieron las primeras imágenes a través del microscopio óptico donde primeramente en la Figura 4.1a-c) se puede observar una matriz ferrítica así como bandas alineadas en el sentido de la laminación de color negro causadas por el rolado en caliente que es el conformado típico que se le da a este material durante su fabricación dejando este tipo de bandas donde la mayor parte de estas son de perlita.



**Figura 4.1.** Caracterización de la microestructura del material base API 5L X52. a) Microestructura del MB a 5x, b) Microestructura del MB a 10x y c) Bandas de perlita en una matriz ferrítica.

#### **4.1.2. Composición química del acero API 5L X52 teórica y nominal**

En la Tabla 4.1 se muestra la comparación en la composición química del acero API 5L X52 teniendo la composición teórica de la norma ASME B31.8 en donde se especifican los requerimientos en la composición química para obtener un acero API 5L X52 y con los resultados nominales obtenidos a través del ensayo de espectrometría de emisión atómica de chispa se tiene una pequeña variación en el porcentaje de carbono, pero sin afectar su microestructura y propiedades mecánicas.

**Tabla 4.1.** Composición química teórica y nominal del acero API 5L X52 [1].

Elemento (% w/w)	C	Mn	Si	Ti	V	Nb	P	S	Al	Ni	C <sub>eq</sub>	Fe
API 5L X52 Teórica	0.080	1.06	0.26	0.003	0.054	0.041	0.019	0.003	0.039	0.019	0.274	98.14
API 5L X52 Nominal	0.154	1.090	0.362	0.0027	0.0026	0.022	0.0083	0.0099	0.038	0.0093		98.3

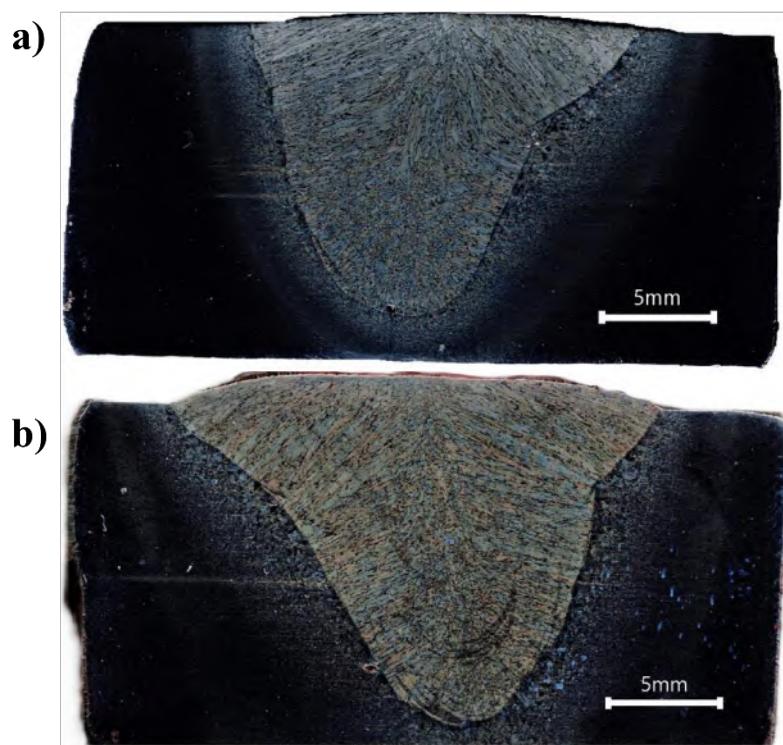
#### **4.1.3. Perfiles Macroestructurales**

En la Figura 4.2 se muestra la macroestructura de la zona transversal de la soldadura en condiciones con y sin campo magnético. En la Figura 4.2a), se puede observar una fusión completa en las paredes laterales de los materiales mostrando un crecimiento dendrítico que se forma en la raíz de la soldadura hacia la fuente de poder teniendo una forma en “V” y una penetración mayor comparado con la soldadura con campo magnético.

En la Figura 4.2b) se puede notar que en la macrografía de la soldadura CCM se presenta una forma de cordón más cerrada comparada de la soldadura SCM con una penetración más amplia pero menos profunda. Por otro lado, en el lado derecho de este perfil se puede observar una junta en V más inclinado, lo que sugiere que hubo un mayor aporte térmico favoreciendo la fusión con el material base. También se observa un crecimiento columnar dendrítico, pero este solo se limita a

la parte superior del cordón de soldadura manteniendo el resto un poco menos direccionado a la fuente de poder.

En ambos perfiles se puede notar porosidades en la raíz de la soldadura debido a que el sustrato al momento de ser soldado se encontraba con suciedad (pudiéndose tratar de oxido) propiciando algunas irregularidades en la raíz de soldadura presentándose esto en ambas soldaduras.



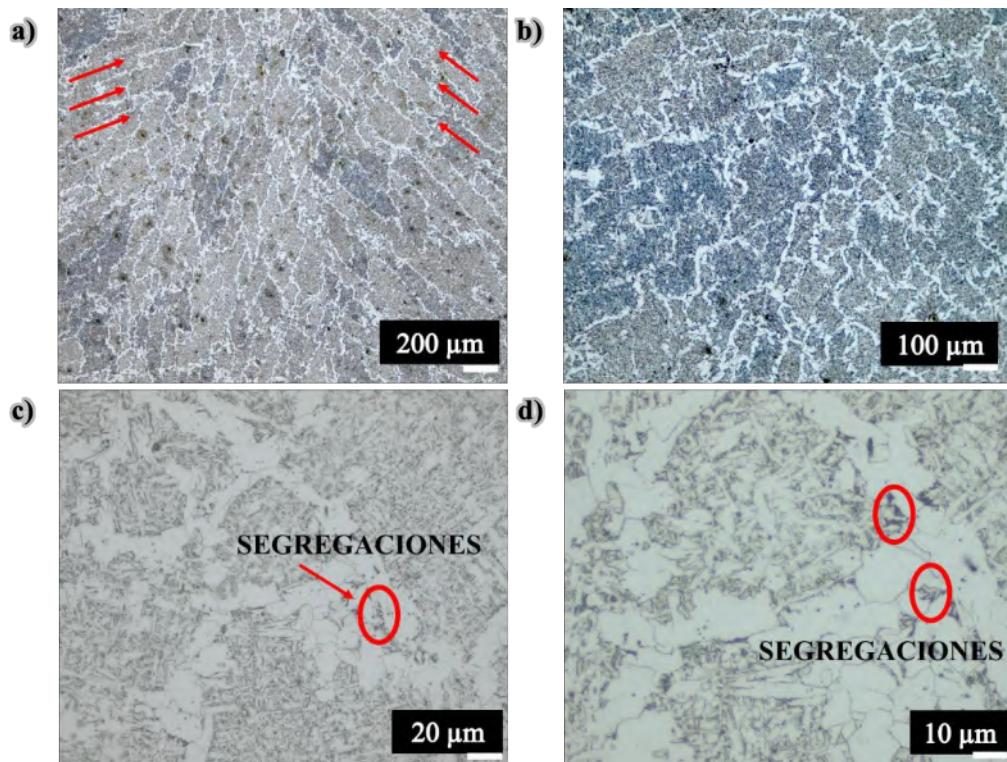
**Figura 4.2.** Comparación de imágenes macros de los perfiles transversales de la soldadura. a) Fotografía macro de la sección transversal de la soldadura SCM, b) Fotografía macro de la sección transversal de la soldadura CCM.

#### **4.1.4. Microscopía óptica del Acero API 5L X52 soldado SCM**

En la Figura 4.3 se muestra la sección transversal de la microestructura del cordón de soldadura a la zona soldada del acero API 5L X52 mostrándose a diferentes magnificaciones obtenido por microscopía óptica para observar a mejor detalle cómo está compuesta la microestructura. En las Figuras 4.3a) y 4.3b), se observa el centro del cordón de soldadura, observando el típico crecimiento columnar dendrítico al momento de solidificarse una soldadura (denotado por líneas

rojas) así como también se muestra que los granos que se encuentran en el centro de la soldadura tienen una tendencia a tener una configuración equiaxal. También se puede apreciar una diversidad de puntos oscuros que tienen forma de poros, pudiéndose formar por humedad en el fundente o por gases atrapados al momento de la solidificación del cordón de soldadura.

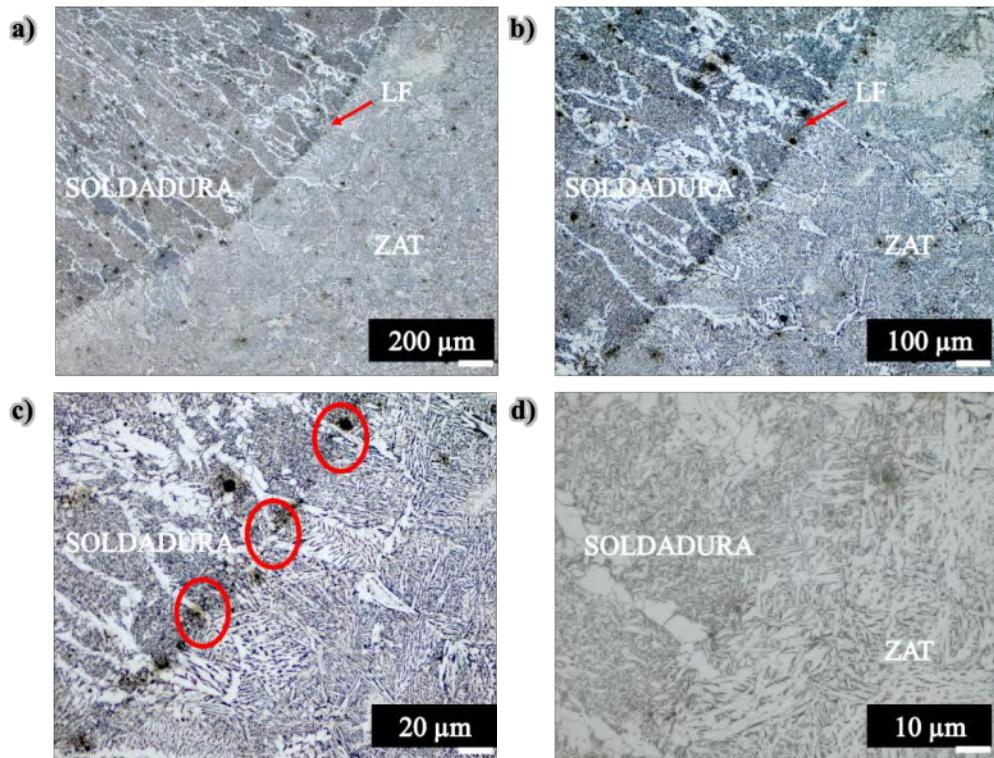
En las Figuras 4.3c) y 4.3d), se puede observar de manera más detallada como es la morfología de las dendritas y entre estas zonas se encuentran algunos puntos más oscuros tales como los elementos C, Mn o Si para este caso, en donde estos al tener un menor punto de fusión se concentran en el líquido restante y pasan a estancarse en el centro del cordón o entre las dendritas formando las segregaciones que suceden durante la solidificación [55].



**Figura 4.3.** Microestructura de la zona soldada del acero API 5L X52 SCM. a) Dirección del crecimiento columnar dendrítico en centro de la soldadura, b) Centro de la soldadura a 10x, c) Segregaciones en la microestructura de la soldadura a 50x y d) Segregaciones en la microestructura de la soldadura a 100x.

En la Figura 4.4 se muestra la sección transversal de la soldadura SCM, ahora situándose en la zona de LF entre la soldadura y la ZAT. Primeramente, en la Figura 4.4a), se puede apreciar en la zona de la soldadura las antes mencionadas dendritas columnares típicas de la solidificación de la soldadura y la morfología de la soldadura tiende a no ser parecida a la de la ZAT. En la Figura 4.4b), se muestra a mayor magnificación la zona de transición observándose un cambio más brusco en cuanto a microestructura se refiere, así como bastantes granos que crecieron de manera columnar competitiva. Y en la LF una cantidad considerable de porosidades debido al atrape de gases ( $H_2$  y  $CO$ ) debido a que el gradiente térmico en esa zona es muy alto.

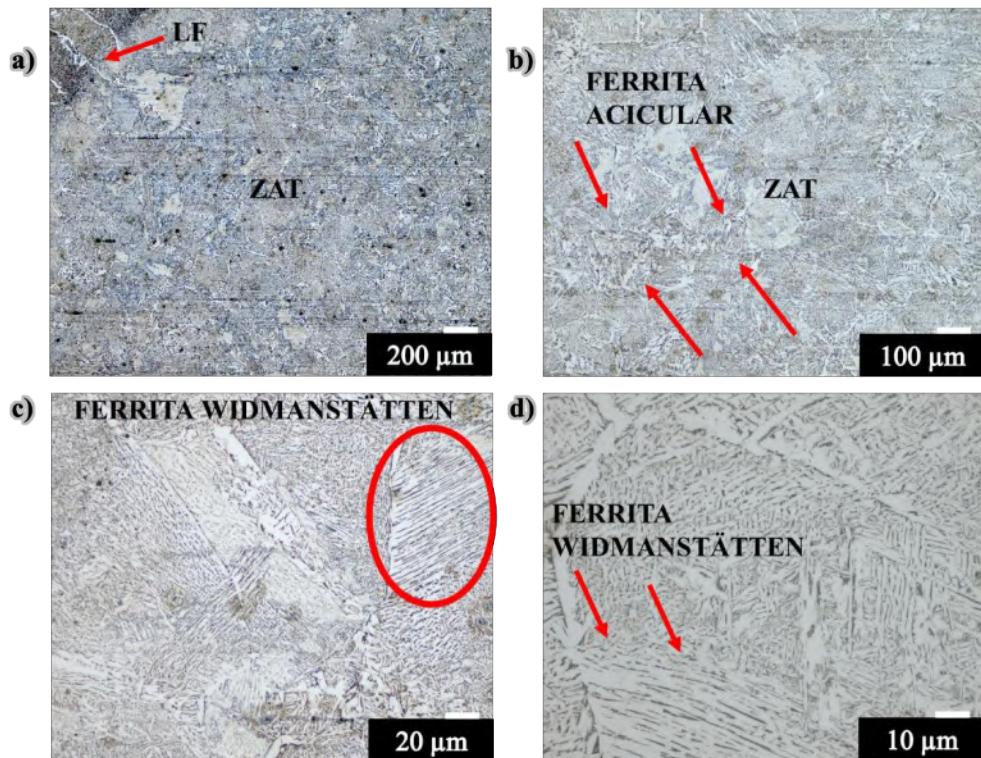
Posteriormente, en las Figuras 4.4c) y 4.4d), se analiza una microestructura más detallada en donde del lado izquierdo (soldadura) se observa el crecimiento columnar ya mencionado con formación de ferrita proeutectoide alrededor de los granos. Por otra parte del lado derecho (material base) la formación de austenita retenida y ferrita acicular debido a los altos porcentajes de Mn que se tiene en el MB creando granos finos entrelazados teniendo una mejora en la tenacidad [56, 57]. En los círculos mostrados en color rojo de la Figura 4.4c) se observa también que algunos granos tuvieron un crecimiento epitaxial, ya que los granos del material base tuvieron un crecimiento atravesando la zona transformada creciendo y continuando con la dirección del grano establecido anteriormente en el material base.



**Figura 4.4.** Microestructura de la línea de fusión del acero API 5L X52 SCM, a) Línea de fusión a 5x, b) Línea de fusión a 10x, c) Porosidades en la línea de fusión y d) Porosidades a 100x.

En la Figura 4.5 se muestra la ZAT. En las Figuras 4.5a) y 4.5b) se denotan los tamaños de grano que son mucho más grandes, esto debido al gradiente de temperatura muy alto los granos de austenita provocando que crezcan considerablemente, pero también se encuentran pequeñas zonas de ferrita acicular.

En las Figuras 4.5c) y 4.5d) se observa una morfología perteneciente a la ferrita widmanstätten junto con la ferrita acicular ya que se encuentran granos que crecieron a partir de los límites de grano y se desarrollaron en forma parecidas a agujas lo que le da su característica morfológica.

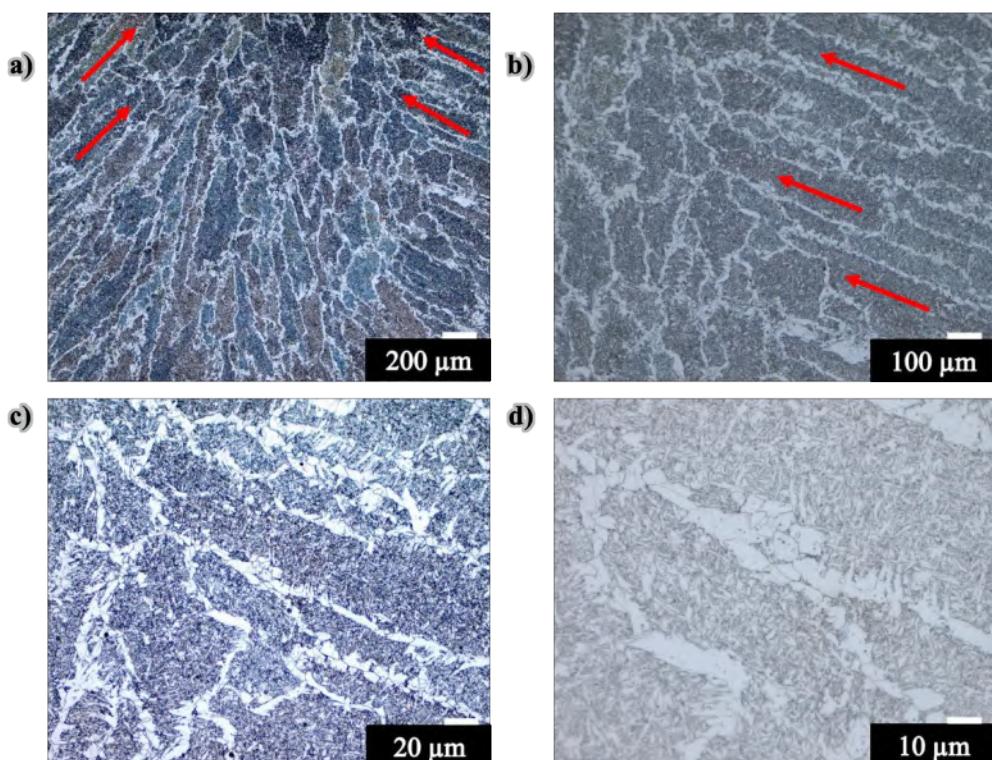


**Figura 4.5.** Microestructura de la zona afectada térmicamente del acero API 5L X52 SCM. a) ZAT a 5x, b) Ferrita acicular localizada en la ZAT, c) Ferrita Widmanstätten localizada en la ZAT a 50x y d) Ferrita Widmanstätten localizada en la ZAT a 100x.

#### 4.1.5. Microscopía óptica del Acero API 5L X52 soldado CCM

La Figura 4.6 muestra la microestructura de la soldadura CCM, estas capturas de imagen fueron realizadas en el centro del cordón de soldadura de igual manera que la soldadura SCM. Se puede observar que, en comparación con la micrografía de la soldadura con la condición SCM se aprecia una gran diferencia debido a las impurezas que esta presenta, teniendo en la soldadura CCM una microestructura más homogénea y sin la alta cantidad de impurezas que se encuentran en comparación de la soldadura SCM. Sin embargo, la dirección de solidificación que muestran el crecimiento columnar hacia la fuente de poder es algo parecido a la soldadura SCM, debido a que la fuerza magnética que actúa sobre el crecimiento columnar dendrítico es insuficiente para inhibir el seguimiento que se forma hacia la fuente de poder.

En la Figura 4.6c) y 4.6d) se observa a mayor detalle un crecimiento columnar (como ya se mencionaba) un tanto parecido a la soldadura SCM, pero una gran diferencia se encuentra debido a que el tamaño de grano se observa más refinado y esto se atribuye a la interacción del campo magnético aplicado propiciando una menor rapidez de crecimiento de grano y generando una nucleación de granos mucho mayor y con la disminución de las segregaciones observadas en la microestructura de la soldadura sin campo magnético aplicado.

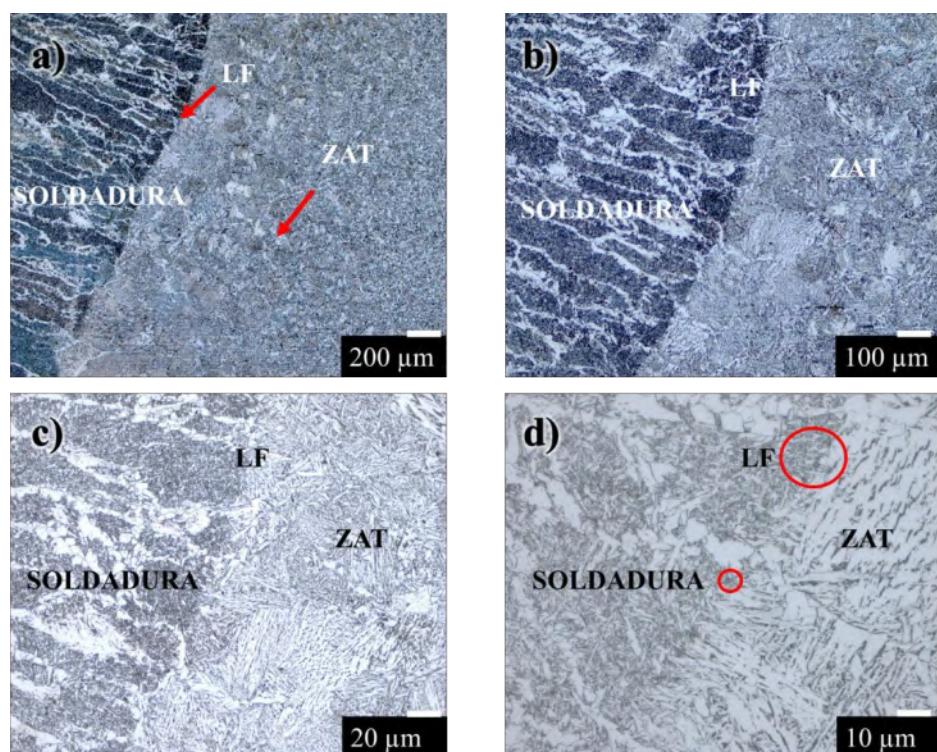


**Figura 4.6.** Microestructura de la zona soldada del acero API 5L X52 CCM. a) Dirección del crecimiento columnar dendrítico en el centro de la soldadura, b) Crecimiento columnar dendrítico a 10x, c) Crecimiento columnar dendrítico a 50x y d) Crecimiento columnar dendrítico a 100x.

En la Figura 4.7 se muestran imágenes de la microestructura situada en la línea de fusión entre el material base y la soldadura, a primera instancia podemos observar en el inciso a y b a comparación de las micrografías en la misma zona, pero de la soldadura SCM; una transición más marcada entre

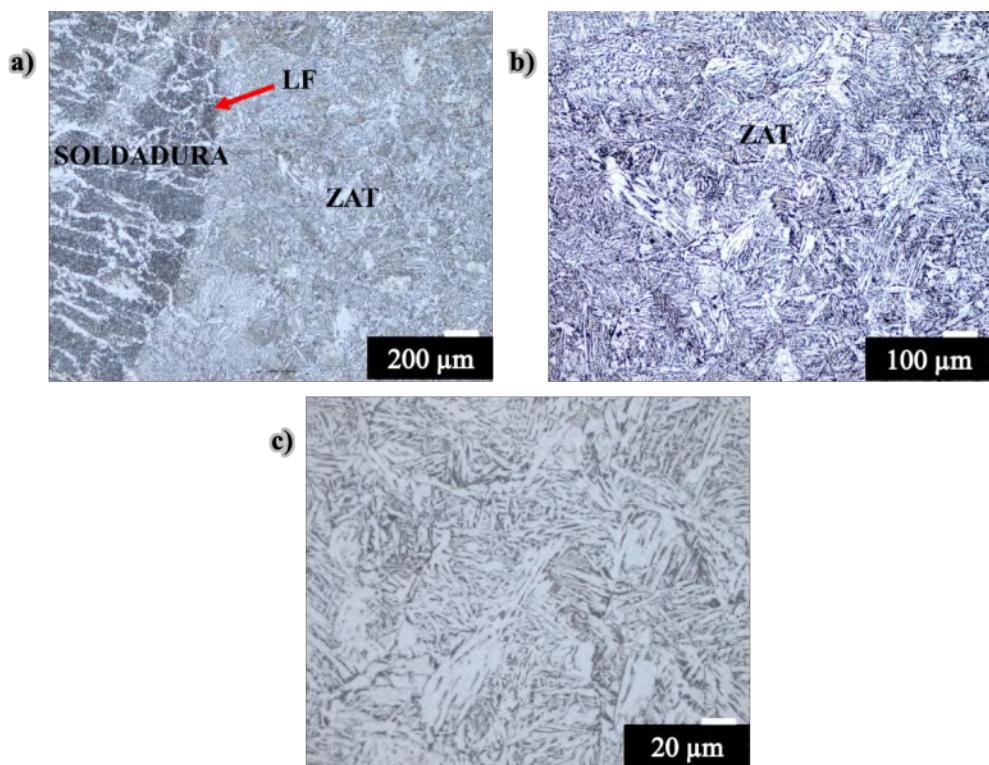
el material base y la soldadura con distribución más uniforme y hay una menor cantidad de crecimiento epitaxial, también a diferencia del inciso b de la Figura 5.6 encontramos una menor propagación de defectos como lo podrían ser las porosidades. El cambio de la morfología en comparación con la soldadura SCM se atribuye directamente al uso de campo magnético debido a que gracias al efecto de agitación electromagnética. Este efecto provocado por la interacción del campo magnético promueve que las burbujas generadas reduzcan su tamaño y tiendan a continuar su ascenso antes de que se produzca la solidificación del material.

Posteriormente, se observan las imágenes de las Figuras 4.7c) y 4.7d) en donde se aprecia que las porosidades se encuentran en un menor número y son más pequeñas teniendo un mejor acabado microestructural.



**Figura 4.7.** Microestructura de la línea de fusión del acero API 5L X52 CCM. a) Línea de fusión a 5x, b) Línea de fusión a 10x, c) Línea de fusión a 50x, d) Porosidades en la línea de fusión a 100x.

Finalmente, en la Figura 4.8 se muestran las micrografías pertenecientes a la ZAT, específicamente a la zona de crecimiento de grano que se encuentra situada a un lado de la línea de fusión y es uno de los puntos de mayor interés para esta investigación. En la micrografía de la Figura 4.8a) y 4.8b) se analiza que en esta región que se encuentra por un lado de la línea de fusión en donde en un punto de vista metalúrgico se tiene que la microestructura localizada en este punto es la austenita retenida y la ferrita acicular observándose de mejor manera en la micrografía de la Figura 4.8c). Siendo que se encuentra localizada en la ZAT debido a que la aplicación del campo magnético al durante la solidificación de la soldadura favorece la formación de austenita en esta zona y con ayuda de los microaleantes (V, Ti, Nb) propician la estabilización de la austenita la cual está en un estado metaestable resultando así este estado de la austenita [58].



**Figura 4.8.** Microestructura de la zona afectada térmicamente del acero API 5L X52 CCM. a) Microestructura de la ZAT a 5x, b) Microestructura de la ZAT a 10x, c) Presencia de ferrita acicular en la ZAT.

## 4.2. Tamaño de grano

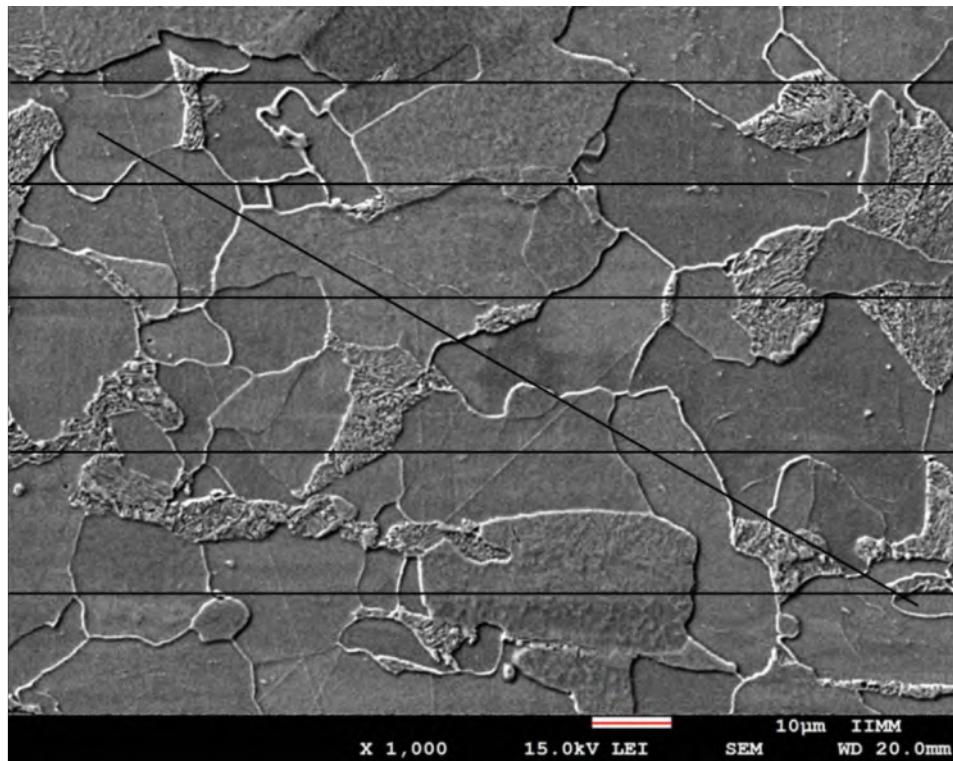
### 4.2.1. Tamaño de grano API 5L X52 MB

La medición para obtener el tamaño de grano bajo la norma ASTM constó de tres partes diferentes, como ya se sabe, se parte del MB, para posteriormente hacer las mediciones correspondientes para las uniones soldadas ya sea bajo la condición SCM y CCM. Para esto se realizó la investigación sobre la norma ASTM E112-24 en donde explica cómo es que se debe de realizar el análisis para obtener el tamaño de grano; con esto se decidió realizar un análisis por el método de intersección. Entonces siguiendo el procedimiento por el método de intersección obtenida con esta norma se realizó la cuantificación del número de interceptos para las tres condiciones a investigar.

Para realizar este procedimiento se tomó una imagen de la caracterización microestructural hecha y se continuó con la posición de las líneas horizontales a través de las micrografías, como se puede observar el ejemplo en la Figura 4.9. Después de esto se toma las magnificaciones de la longitud de línea realizando una regla de tres para obtener nuestra longitud total de línea y con esto realizar el conteo de intersecciones en cada uno de los granos para por último sumar cada uno en las diferentes líneas.

Una vez obtenidas la longitud total de la línea y el número total de intersecciones se utilizó la fórmula para la obtención de tamaño de grano la cual se observa en la Ecuación 4.1:

$$G = (-6.643856 \log_{10} Nl) - 3.288 \quad (\text{Ecuación 4.1})$$



**Figura 4.9.** Tamaño de grano ASTM del MB API 5L X52.

Como se muestra en la Figura 4.9. se observa cómo es que fue efectuado el análisis para obtener el tamaño de grano y una vez resuelta en la Ecuación 4.1 se obtiene que el tamaño de grano ASTM para el MB el cual es ASTM 9.5 como se observa en la Tabla 4.2.

Después en la Tabla 4.3 se muestra la relación de tamaño de grano obtenida de la norma ASTM E112-24 en donde gracias a los resultados obtenidos dados por la Ecuación 4.1. se determina el tamaño de grano (G).

**Tabla 4.2.** Resultado tamaño de grano ASTM del MB API 5L X52.

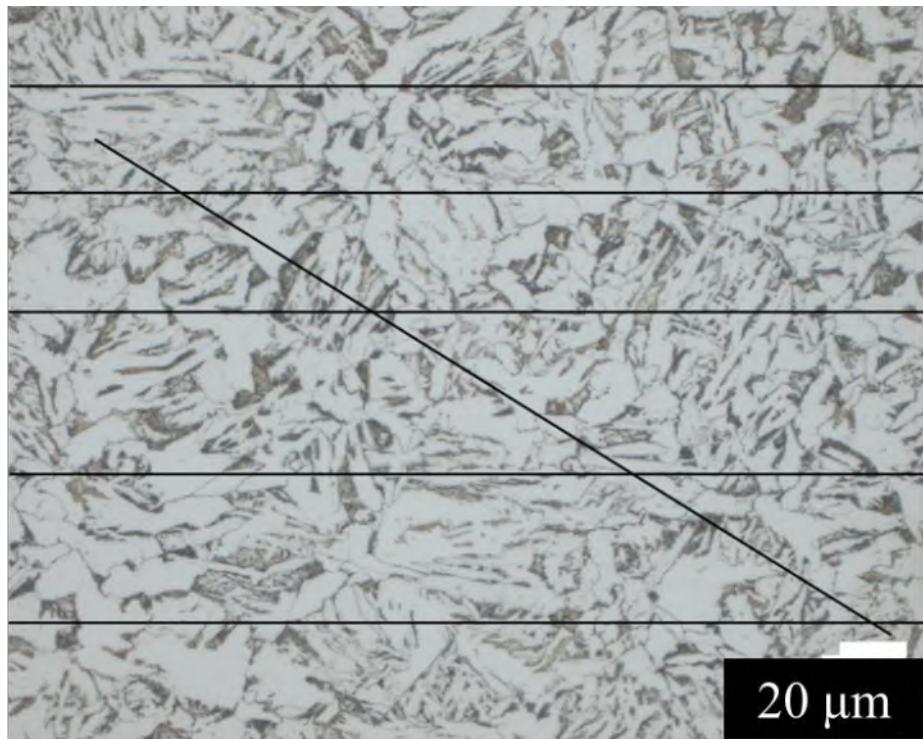
Resultado de tamaño de grano del acero API 5L X52 MB	
Acero API 5L X52	Promedio de tamaño de grano ASTM
Tamaño de grano No.	ASTM 9.5

**Tabla 4.3.** Relación del tamaño de grano ASTM E112-24 [59].

ASTM E112-24								
Relación del tamaño de grano uniforme, orientado al azar, granos equiaxiales.								
Tamaño de grano No.	$\tilde{N}_A$ Granos/Unidad de área		$\tilde{A}$ Área de grano promedio		d' Diametro promedio		i Intercepto principal	
G, ASTM	No./in <sup>2</sup> . a 100X	No./mm <sup>2</sup> . a 1X	mm <sup>2</sup>	$\mu\text{m}^2$	mm	$\mu\text{m}$	mm	$\mu\text{m}$
8.5	181.02	2805.8	0.00036	356	0.0189	18.9	0.0168	16.8
9.0	256.00	3968.0	0.00025	252	0.0159	15.9	0.0141	14.1
9.5	362.04	5611.6	0.00018	178	0.0133	13.3	0.0119	11.9
10.0	512.00	7936.0	0.00013	126	0.0112	11.2	0.0100	10.0
10.5	724.08	11223.2	0.000089	89.1	0.0094	9.4	0.0084	8.4
								118.9

#### 4.2.2. Tamaño de grano API 5L X52 soldado SCM

Como se había mencionado se realizaron las mediciones de manera similar para todas las condiciones sometidas a investigación. Ahora en la Figura 4.10 se puede observar la medición que se realizó en la ZRG perteneciente a la soldadura SCM donde se observa la distribución de granos.



**Figura 4.10.** Tamaño de grano ASTM de la soldadura SCM.

La medición se realizó de manera similar a la del MB tomando en cuenta las magnitudes a la que se encuentra la micrografía tomada y las longitudes que se tienen en las líneas sobrepuertas en la figura.

Los resultados obtenidos a través de la Ecuación 4.1. datan que en la ZAT de la unión soldada SCM el tamaño de grano promedio es de ASTM 12.5 como se muestra en la Tabla 4.4. teniendo con esto un tamaño de grano más pequeño en comparación directa con el tamaño de grano medido en la pieza del MB.

**Tabla 4.4.** Resultado tamaño de grano ASTM de la soldadura SCM.

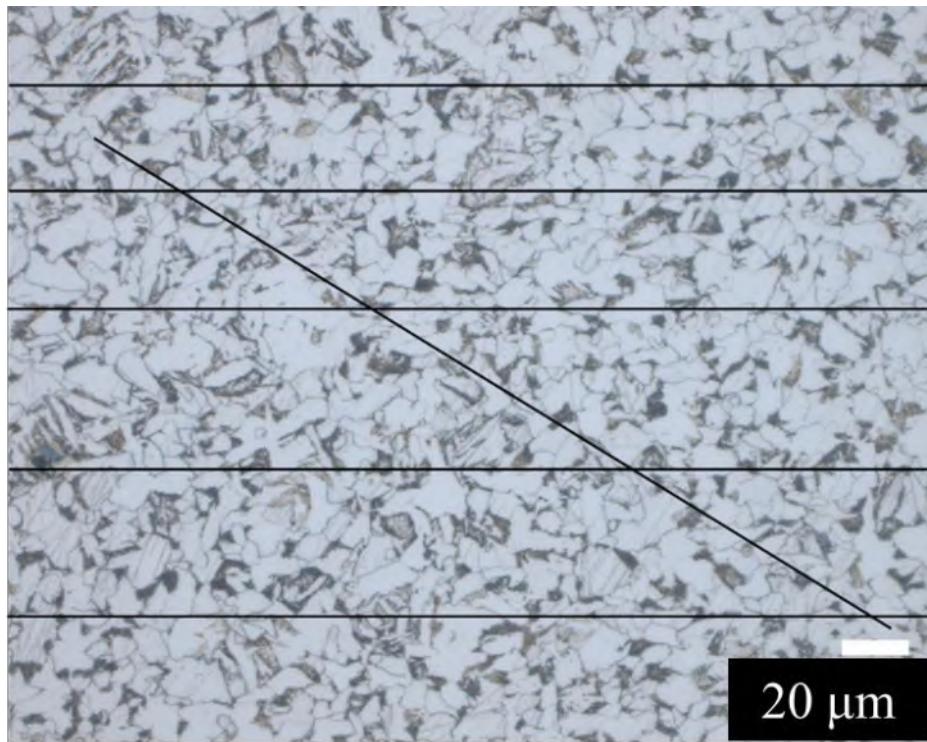
Resultado de tamaño de grano del acero API 5L X52 MB	
Acero API 5L X52	Promedio de tamaño de grano ASTM
Tamaño de grano No.	ASTM 12.5

**Tabla 1.5.** Relación del tamaño de grano ASTM E112-24 [59].

ASTM E112-24									
Relación del tamaño de grano uniforme, orientado al azar, granos equiaxiales.									
Tamaño de grano No.	$\tilde{N}_A$ Granos/Unidad de área		$\tilde{A}$ Área de grano promedio		d' Diametro promedio		i Intercepto principal		$\tilde{N}_L$
G, ASTM	No./in <sup>2</sup> . a 100X	No./mm <sup>2</sup> . a 1X	mm <sup>2</sup>	$\mu\text{m}^2$	mm	$\mu\text{m}$	mm	$\mu\text{m}$	No./mm
11.5	1448.15	22446.4	0.000045	44.6	0.0067	6.7	0.0060	5.9	168.2
12	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4

#### 4.2.3. Tamaño de grano API 5L X52 soldado CCM

Por último, se observa que en la Figura 4.11. el arreglo de la micrografía para la obtención del tamaño promedio de grano ASTM para la condición de soldadura CCM. Esta medición del tamaño de grano se llevó a cabo en la ZRG que está presente en este material soldado CCM en donde se puede observar que la distribución de las líneas son las mismas para no tener una variación significativa en las mediciones correspondientes.



**Figura 4.11.** Tamaño de grano ASTM de la soldadura CCM.

Teniendo como resultados que al momento de utilizar la Ecuación 4.1. y sustituir valores se tiene que el promedio del tamaño de grano es de ASTM 13, teniendo un ligero refinamiento del grano en comparación a la ZAT de la soldadura SCM, observándose en la Tabla 4.6.

**Tabla 4.6.** Resultado tamaño de grano ASTM de la soldadura CCM.

Resultado de tamaño de grano del acero API 5L X52 MB	
Acero API 5L X52	Promedio de tamaño de grano ASTM
Tamaño de grano No.	ASTM 13

**Tabla 4.7.** Relación del tamaño de grano ASTM E112-24 [59].

ASTM E112-24
Relación del tamaño de grano uniforme, orientado al azar, granos equiaxiales.

Tamaño de grano No.	$\tilde{N}_A$ Granos/Unidad de área		$\tilde{A}$ Área de grano promedio		d' Diametro promedio		i Intercepto principal		$\tilde{N}_L$
G, ASTM	No./in <sup>2</sup> . a 100X	No./mm <sup>2</sup> . a 1X	mm <sup>2</sup>	$\mu\text{m}^2$	mm	$\mu\text{m}$	mm	$\mu\text{m}$	No./mm
12	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4
14	8192.00	126976	0.000008	7.9	0.0028	2.8	0.0025	2.5	400.0

Con estos datos se deduce que el tamaño de grano tuvo una ligera reducción debido a que el tamaño de grano calculado en el material base de acero al carbono API 5L X52 fue número ASTM 9, de acuerdo a la norma ASTM E112-24, esto indica un tamaño de grano fino obteniendo con esto una mejor resistencia a comparación con granos más grandes.

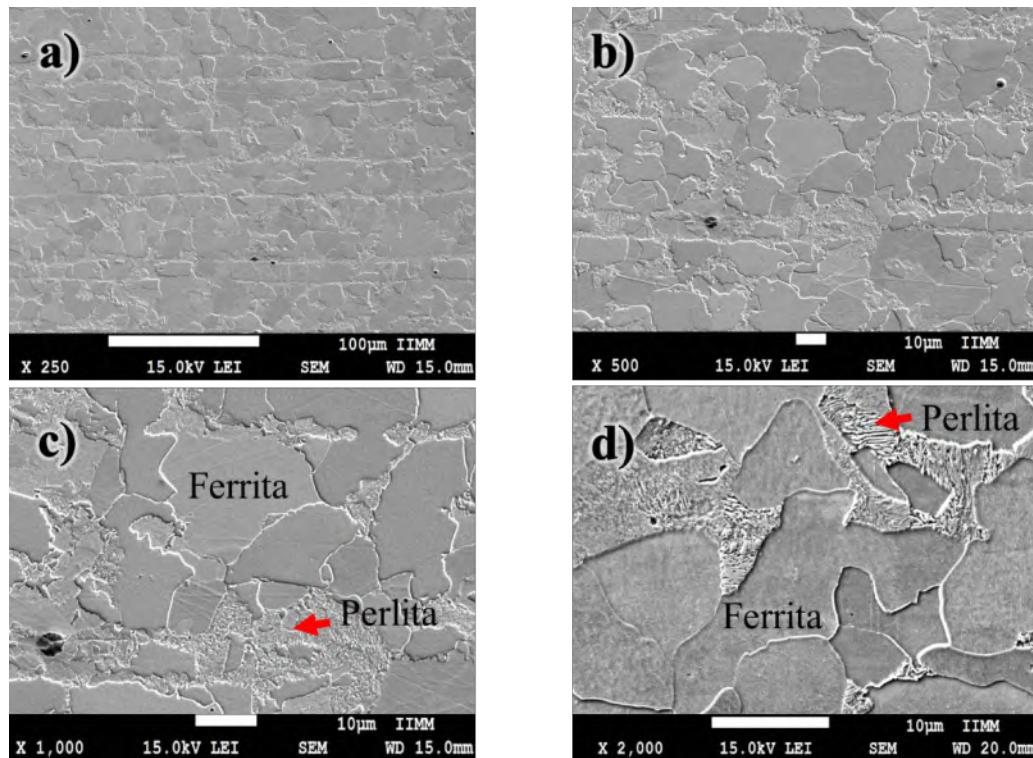
Después de este análisis al material base, se realizaron los cálculos pertinentes a las uniones soldadas (SCM y CCM) en la ZAT en la ZRG para poder realizar una correcta medición de los mismos. Empezando por la unión soldada SCM se obtuvo un tamaño de grano de número ASTM 12.5 siendo este bastante menor al que se observa en el MB, con esto basándose en la teoría se obtiene una resistencia mecánica mucho mayor, pero a la vez la ductilidad puede disminuir. Y por último se obtuvo la medición del tamaño de grano para la unión soldada CCM donde se obtuvo que fue número ASTM 13 y con esto al hacer una comparación directa con la unión soldada SCM resulta en una diferencia muy mínima, pero basándose en la morfología que presenta el área analizada en ambas condiciones SCM y CCM (Figura 4.10. y Figura 4.11. respectivamente) se denota que en la estructura SCM los granos tienden a ser aciculares en la mayor parte, caso contrario de la estructura CCM ya que estos presentan una gran formación de granos equiaxiales [60, 61].

#### 4.3. Microscopia electrónica de barrido

##### 4.3.1. Acero API 5L X52 MB

En la Figura 4.12 se puede observar las imágenes del material base bajo el microscopio electrónico de barrido, se observa que se tiene la microestructura típica para este acero [62], teniendo una

estructura de granos equiaxiales en donde se denotan las líneas de rolado en caliente que es utilizado para la conformación de este tipo de aceros [63]. En las Figuras 4.12c) y 4.12d), se puede notar con una mayor definición la presencia de la matriz ferrítica con las islas de perlita que se concentran en todo el material base.



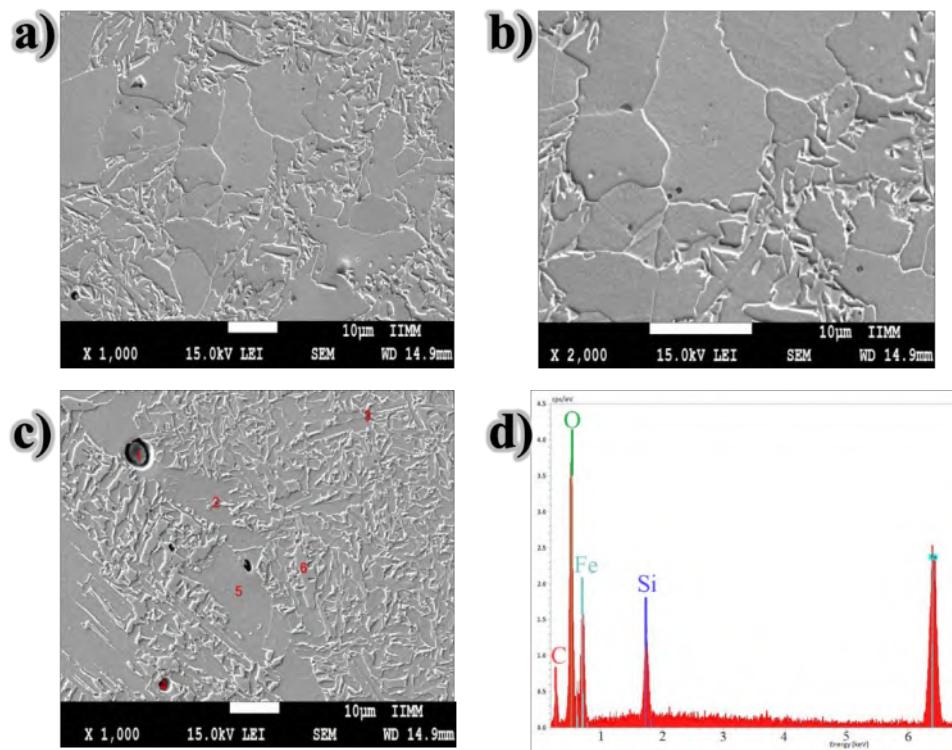
**Figura 4.12.** Microscopia electrónica de barrido de la probeta MB API 5L X52. a) Microestructura del MB a 250x, b) Microestructura del MB a 500x, c) Región perlítica en matriz ferrítica a 1000x y d) Región perlítica en matriz ferrítica a 2000x.

#### 4.2.2. Acero API 5L X52 soldado SCM

En la microscopia electrónica de barrido (MEB) se comenzó con la caracterización en la mitad de la soldadura SCM, denotando a primera vista tamaños de gano dispersos dando un tamaño de grano ASTM de 12.5 (Tabla 4.6).

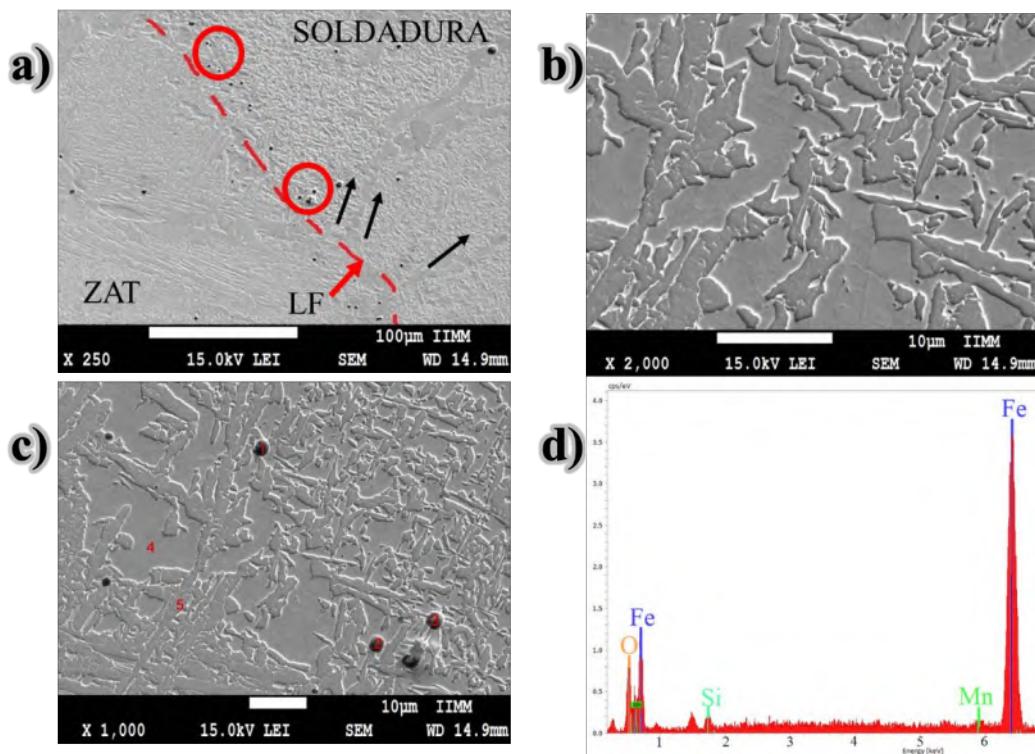
En las Figuras 4.13a) y 4.13b) se observa la morfología en la región de soldadura SCM donde se aprecia una configuración dispersa de granos burdos y refinados. En la Figura 4.13c), se muestra un análisis puntual en las zonas indicadas, en este caso se analizó la zona denominada con el

número 1 que es donde presenta una zona de mayor interés por determinar qué elementos se encuentran en ese lugar debido a que se estima que es la superficie de un poro que se encuentra en la soldadura. El análisis por EDS que se presenta en la Figura 4.3d) nos arroja como resultado que se encontró una señal del espectro muy alta de O, así como una intensidad media-alta de Fe y Si lo que nos indica que esta área analizada es correspondiente a una inclusión de óxidos de Fe y Si encontrando comúnmente a estos óxidos en las superficies de porosidades confirmando así la presencia de porosidades atrapadas en la soldadura, Por otro lado, la presencia de Si también nos indica la composición el material de aporte ocupado para realizar la soldadura ya que tiene en su un cierto contenido de Si [46].



**Figura 4.13.** Microscopia electrónica de barrido en la zona de la soldadura de la probeta SCM. a) Región de soldadura a 1000x, b) Región de soldadura a 2000x, c) Análisis puntual para EDS y d) Resultados del EDS en la soldadura.

En la Figura 4.14a) se observa la línea de fusión en donde se denotan porosidades a lo largo de esta línea y también se puede observar la dirección de crecimiento columnar dendrítico que se tomó. En las Figuras 4.14c) y 4.14d), se observa el análisis puntual por microscopía de energía dispersiva, el análisis fue hecho para el análisis del punto 2 en donde se observan picos en donde los elementos como el Fe, Si, Mn y O se encuentran presentes debido a la intensidad que estos elementos manejan en ese punto en específico. Correspondiendo a la mayor intensidad para el Fe siguiendo de O dando una interpretación de que se podrían tratar de óxidos de hierro pudiendo ser esto derivado de humedad presente después del ataque químico.

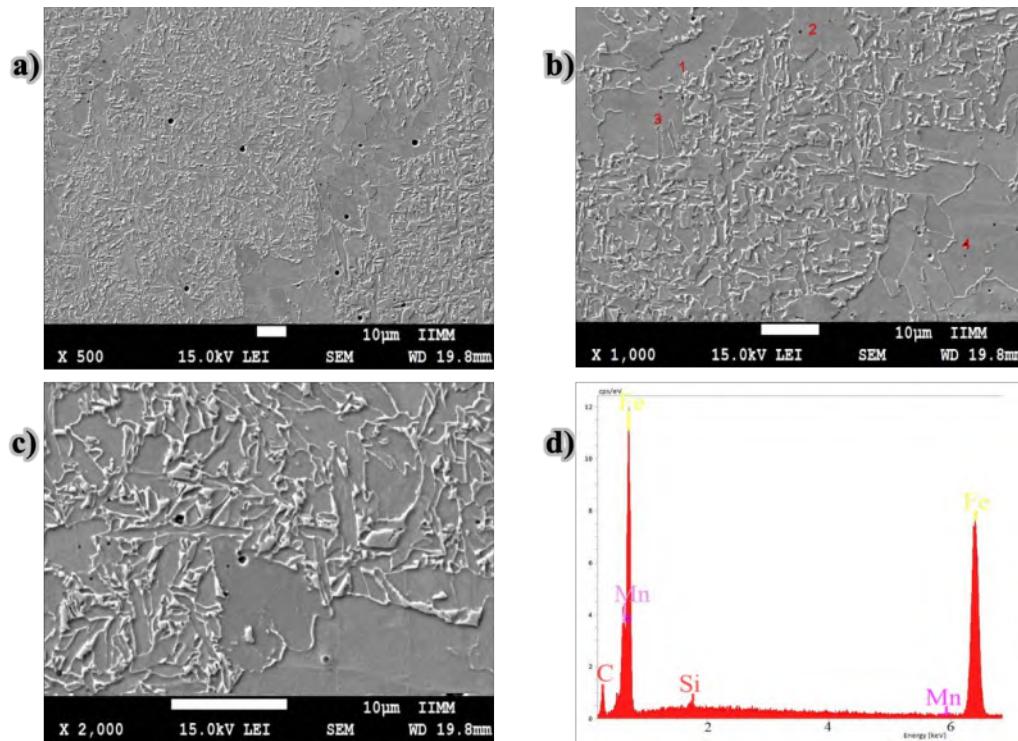


**Figura 4.14.** Microscopía electrónica de barrido en línea de fusión de la probeta SCM. a) Línea de fusión con porosidades, b) microestructura de la línea de fusión, c) Análisis puntual de la LF para EDS y d) Resultados del EDS en la LF.

#### 4.2.3. Acero API 5L X52 soldado CCM

En la Figura 4.15 se muestra el análisis por microscopía electrónica de barrido situada en la zona de la soldadura de la probeta ensayada CCM, en la Figura 4.15b) se observa un análisis puntual en

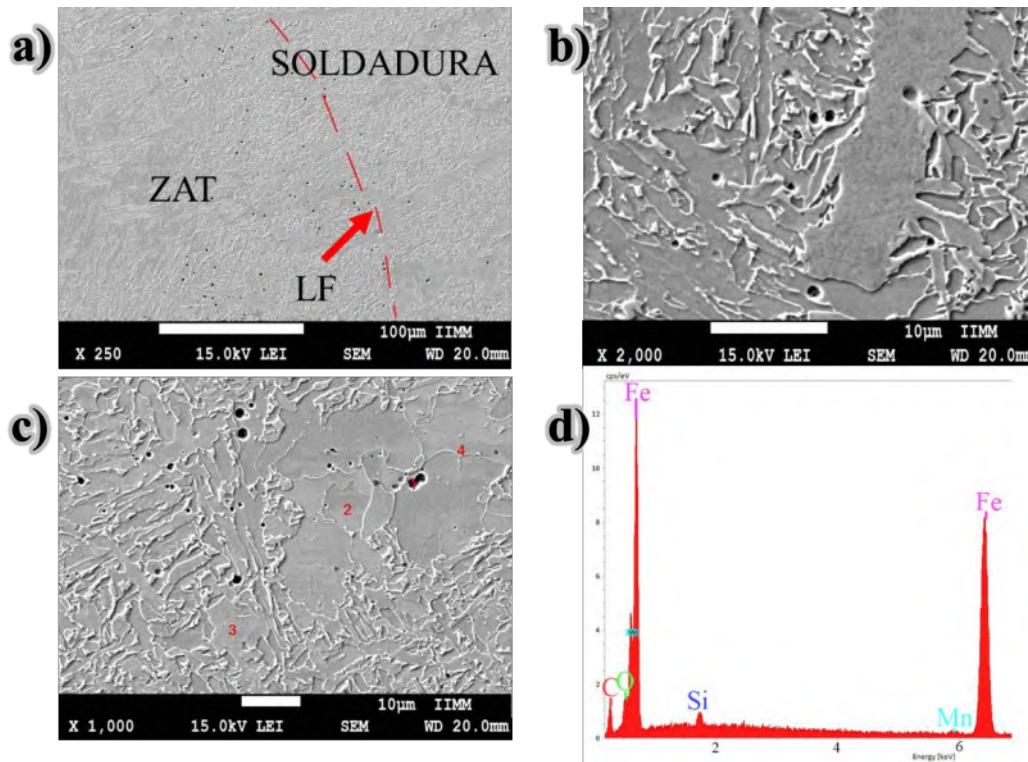
zonas específicas de la microestructura en el punto 1 situándose en la matriz ferrítica y como su resultado lo demuestra (ver Figura 4.15d) se tiene un análisis con picos de Fe, Mn y C con mayor intensidad. Teniendo señal de Mn dado que el material base tiene un porcentaje elevado de este elemento.



**Figura 4.15.** Microscopia electrónica de barrido en mitad de la zona de soldadura de la probeta CCM. a) Microestructura de la soldadura CCM a 500x, b) Análisis puntual de la soldadura para EDS, c) Microestructura a 2000x de la soldadura y d) Resultados del análisis EDS para la soldadura.

Por otro lado, se puede observar que en la Figura 4.16 se tiene presente la microestructura tomada por microscopia electrónica de barrido (ver Figura 4.16c) un análisis puntual por medio de EDS donde se observa lo que al parecer es una porosidad o una inclusión. El análisis por EDS obtenido se observa en la Figura 4.16d) donde se interpreta que se pudiera tratar de pequeñas inclusiones de carburo de hierro dados los elementos presentes en la gráfica.

En la micrografía de la Figura 4.16b), se observan los granos con estructura alargada y entrecruzada a lo que se atribuye que se trata de una microestructura de ferrita acicular. También se pueden observar puntos negros siendo estas pequeñas inclusiones de carburos de hierro o simplemente microporosidades del material, denotándose también un grano más grande siendo causados por estar junto a la ZAT donde el aporte térmico causa el crecimiento de algunos de estos granos.



**Figura 4.16.** Microscopia electrónica de barrido en mitad de la línea de fusión de la probeta CCM. a) Línea de fusión a 250x, b) microestructura de la LF a 2000x, c) Análisis puntual de la LF para EDS y d) Resultados del análisis EDS.

#### 4.4. Ensayos de Microdureza

##### 4.4.1. Acero API 5L X52 material base

La Microdureza obtenida en este material API 5L X52 es constante en un rango máximo de ~215 a uno mínimo de ~182 HV<sub>0.1</sub> con una carga de 100 gramos (9.81 N) durante 15 seg. Teniendo una media de ~197 HV<sub>0.1</sub>.

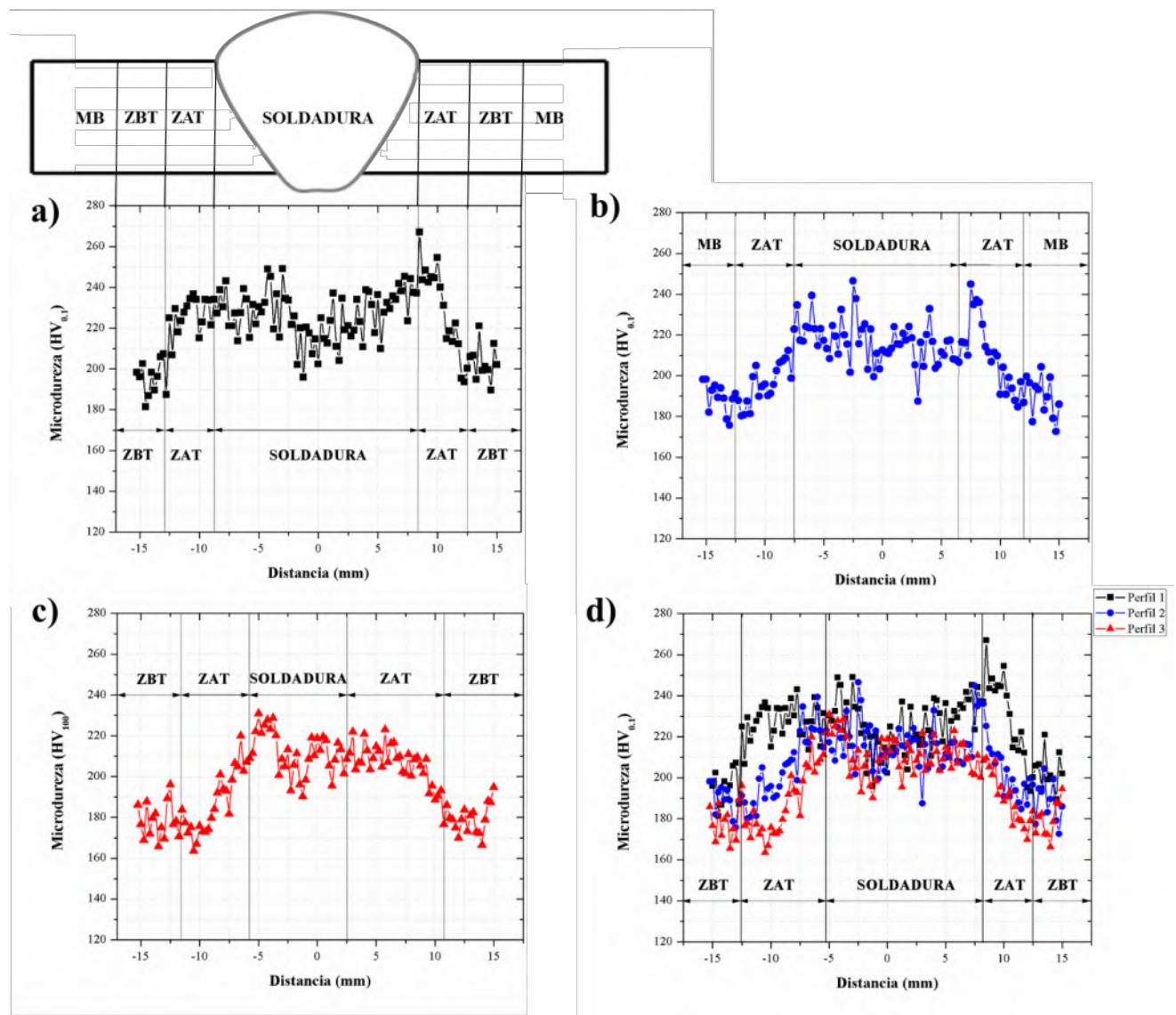
#### **4.4.2. Acero API 5L X52 soldado SCM**

La Figura 4.17a) muestra el primer perfil realizado para el acero API 5L X52 soldado bajo la condición sin campo magnético (SCM), en donde se puede notar que el material base mantiene la microdureza definida desde un principio ( $\sim 197 \text{ HV}_{0.1}$ ). Se observa un notable cambio al pasar por la zona afectada térmicamente (ZAT) ya que aumenta esta microdureza alrededor de 20 unidades llegando a un máximo de  $236 \text{ HV}_{0.1}$ , siguiendo por la zona de la soldadura en donde la máxima dureza registrada fue de  $249 \text{ HV}_{0.1}$  y el mínimo de  $195 \text{ HV}_{0.1}$  teniendo un aumento muy considerable en la dureza del material, por último, un gran aumento en la ZAT de  $267 \text{ HV}_{0.1}$ . Con esto se puede deducir que en el primer perfil hay un aumento considerable tanto en la ZAT y en la soldadura.

En la Figura 4.17b) se puede observar el segundo perfil de microdureza en donde se mantiene el rango de dureza, teniendo un ligero aumento en la ZAT de izquierda a derecha de la probeta. En la zona de soldadura se observa un aumento considerable teniendo un máximo de  $246 \text{ HV}_{0.1}$  y posteriormente siguiendo la ZAT se tiene un comportamiento similar a la zona de soldadura teniendo un máximo  $245 \text{ HV}_{0.1}$ .

Por último, en el perfil número 3 que se observa en la Figura 4.17c) de izquierda a derecha se nota un evidente aumento en la ZAT con un mínimo de  $163 \text{ HV}_{0.1}$  siendo este uno de los más bajos registrados en la ZAT y contrastándose con un aumento hasta llegar a un máximo de  $219 \text{ HV}_{0.1}$ , se puede observar que en la soldadura es un poco más reducida ya que al ser el perfil número tres la medición se encuentra por el área de la raíz de soldadura en donde empieza la junta en V teniendo una menor cantidad de soldadura depositada en esta zona. Se puede hacer un análisis de que la microdureza mantiene un rango máximo de  $231 \text{ HV}_{0.1}$  a un mínimo de  $190 \text{ HV}_{0.1}$  siendo este constante a través de la zona de soldadura de la misma manera en que se observa la variación de microdureza en la ZAT.

La comparación de microdurezas de los tres perfiles en la probeta SCM se presenta en la Figura 4.17d), y se observa claramente que la dureza tiende a ser mayor en la zona de la ZAT siendo típico el aumento de dureza en esta zona. Y en la soldadura teniendo como punto de partida el MB manteniéndose homogénea en estas dos partes variando el mínimo en la microdureza a partir de  $190 \text{ HV}_{0.1}$  y un máximo de  $267 \text{ HV}_{0.1}$  siendo un considerable aumento en comparación con el MB.



**Figura 4.17.** Graficas de microdureza de los perfiles SCM. a) Primer perfil de microdureza, b) Segundo perfil de microdureza, c) Tercer perfil de microdureza y d) Comparación de los perfiles de microdureza.

#### 4.4.3. Acero API 5L X52 soldado CCM

Para la Figura 4.18a), se analiza que la microdureza obtenida en el perfil número uno de la probeta de soldadura con la condición de campo magnético se puede definir que de izquierda a derecha empezando por la zona del MB que este tiene una ligera disminución en la dureza llegando hasta

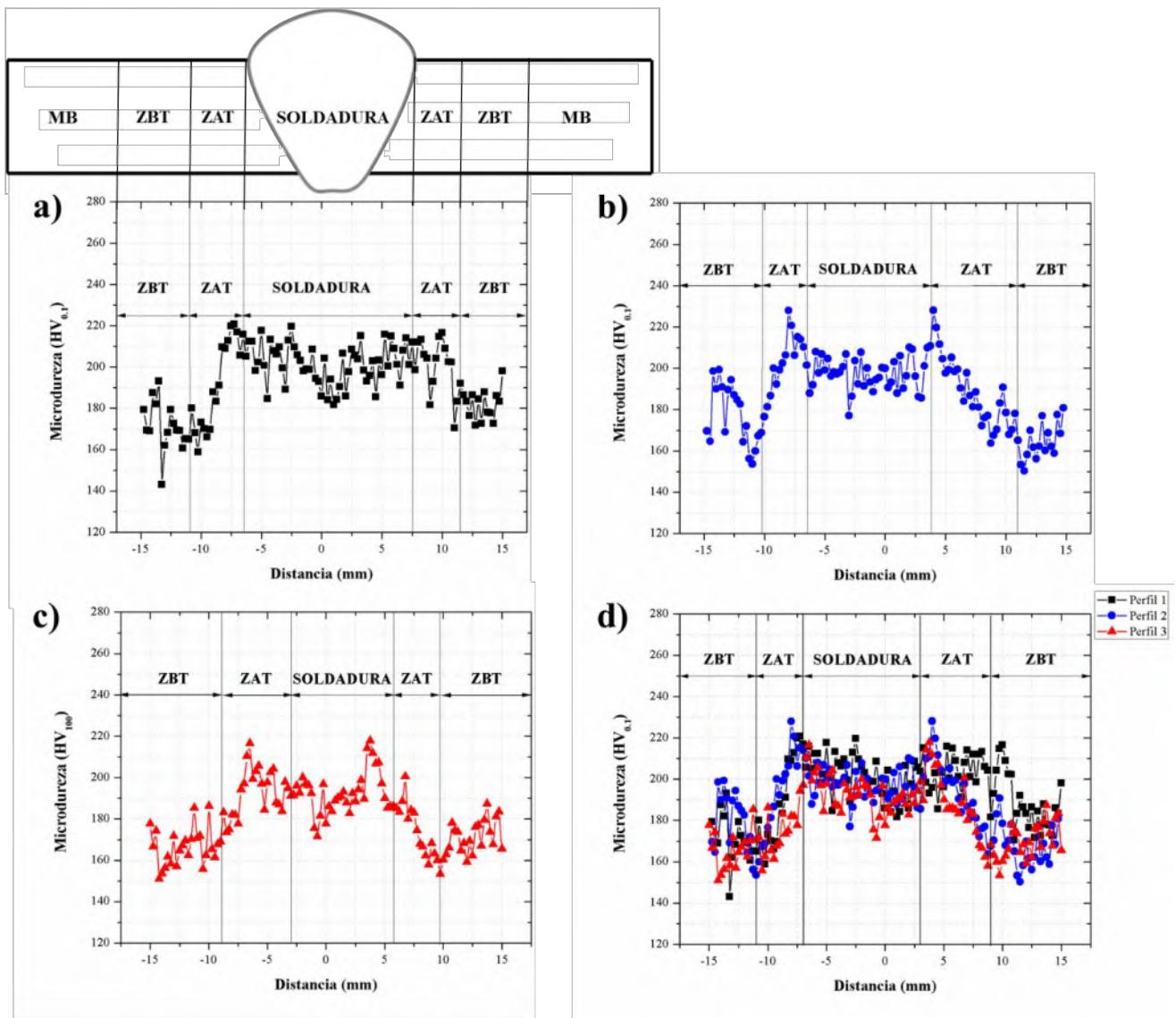
los 143 HV<sub>0.1</sub>, pero al pasar a la ZAT tiene un considerable aumento hasta llegar a los 220 HV<sub>0.1</sub> teniendo una constante hasta llegar al MB, teniendo un perfil de microdureza más homogéneo en las diferentes partes de la probeta.

Posteriormente en la Figura 4.18b), se observa la gráfica de microdureza para el perfil 2 de la probeta soldada CCM, de igual forma se empieza a partir de la izquierda teniendo un aumento de dureza en la ZAT obteniendo 228 HV<sub>0.1</sub> como pico máximo y disminuyendo en la zona de soldadura teniendo 210 HV<sub>0.1</sub> y un mínimo de 177 HV<sub>0.1</sub> teniendo una disminución de dureza en esta zona presentándose homogénea hasta la mitad de la ZAT en donde por último se presenta una disminución llegando a durezas promedio del MB.

Para el tercer perfil de microdureza que se puede observar en la Figura 4.18c), como ha sido una constante en la ZAT aumenta y en esta ocasión llega a un pico de 220 HV<sub>0.1</sub> como máximo disminuyendo esta dureza en la zona de la soldadura manteniéndose sobre los 205 HV<sub>0.1</sub> como máximo y los 171 HV<sub>0.1</sub> como mínimo, Después, siendo de manera un tanto parecida a la primera ZAT analizada, la segunda ZAT tienen un tanto en común teniendo un pico de alrededor de los 220 HV<sub>0.1</sub> muy cerca de la soldadura y disminuyendo de manera que se aleja de esta zona soldada.

Por último, en la Figura 4.18d), la comparación de los tres perfiles de microdureza de la probeta CCM y en esta gráfica se muestra una comparación más homogénea entre la zona de la soldadura y la ZAT y se tiene una microdureza vickers mucho menor a comparación de los perfiles de microdureza de la soldadura SCM que rondan en los rangos de 250 a 200 vickers y para la soldadura CCM rondan de los 220 a los 185 HV<sub>0.1</sub>.

La diferencia de los perfiles de microdurezas en ambas condiciones de soldadura son dadas por el cambio de fases que se tuvo en la microestructura y tamaño de grano, como se mencionan en los apartados 4.1.4 y 4.1.5. Teniendo como resultado que en la comparación de los análisis de microdureza para las dos condiciones de soldadura una diferencia que no es demasiado grande, pero si representa cambios mecánicos relevantes debido a que al tener un acero al carbono más duro la ductilidad del mismo tiende a disminuir sacrificando consigo la resistencia mecánica del material lo que implica una diferencia en la vida a la fatiga ya que es perjudicial por dar iniciación a la propagación de grietas.



**Figura 4.18.** Graficas de microdureza de los perfiles CCM. a) Primer perfil de microdureza, b) Segundo perfil de microdureza, c) Tercer perfil de microdureza y d) Comparación de microdurezas.

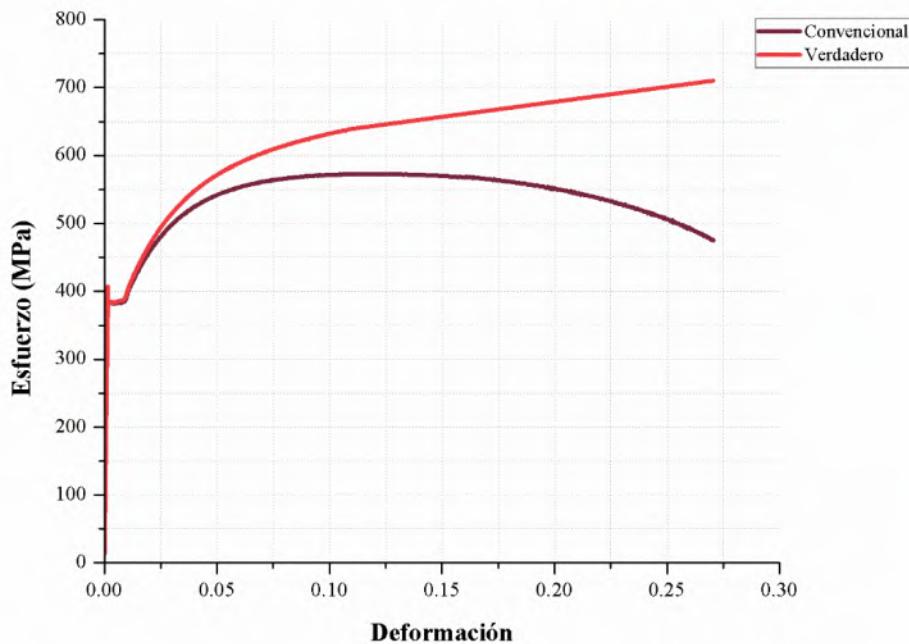
## 4.5. Ensayos de tensión

### 4.5.1. *Ensayo de tensión del acero API 5L X52 material base*

Realizados los ensayos de esfuerzo-deformación tanto del MB, y soldaduras SCM y CMM se obtuvieron los siguientes resultados. En la Figura 4.19 se observa la gráfica de comparación esfuerzo-deformación real e ingenieril de la probeta del MB en donde se obtuvo que, en la gráfica ingenieril a comparación de las propiedades mecánicas nominales de la Tabla 2.2 el límite elástico se tiene una ligera variación ya que la norma marca que consta de 359 MPa (52000 psi) y en experimentación se obtuvo 383 MPa (55500 psi) como se observa en la Tabla 4.3.

De igual manera para la resistencia a la tensión, en donde en la teoría se tiene que se encuentra alrededor de los 528 MPa y con los datos experimentales se obtuvieron 573 MPa teniendo una pequeña variación entre estos resultados. Y, por último, siguiendo con la comparación entre lo experimental y lo nominal, se obtuvo el coeficiente de resistencia en donde la teoría nos da un valor de 876 MPa y en los datos experimentales tenemos de igual manera una variación no muy alta de 798 MPa.

### Comparación MB Probeta #3



**Figura 4.19.** Esfuerzo-deformación real e ingenieril del MB API 5L X52.

En la siguiente Tabla (Tabla 4.8) se aprecian los resultados producto de la prueba de esfuerzo-deformación de la probeta del MB.

Por otro lado, la determinación del exponente de endurecimiento por deformación,  $n$ , y el coeficiente de resistencia,  $H$ , fueron obtenidos a partir del análisis de la curva esfuerzo-deformación verdadero y las recomendaciones de la norma ASTM E646-16.

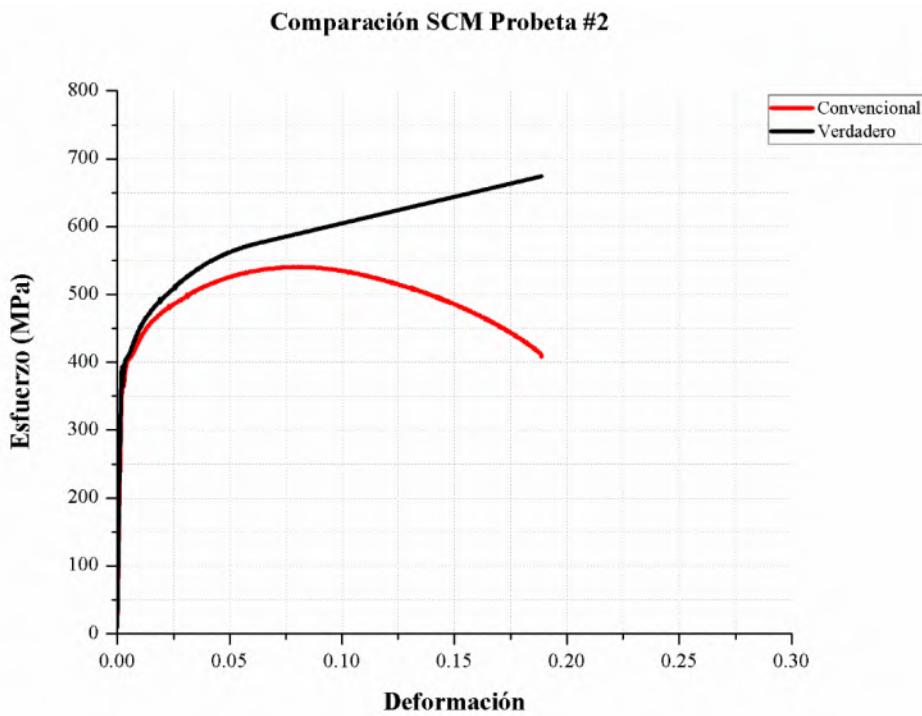
**Tabla 4.8.** Resultados del ensayo de tensión del MB API 5L X52.

Esfuerzo de fluencia $\sigma_{0.2}$ (MPa)	383
Resistencia a la tensión $\sigma_{ult}$ (MPa)	573
Coeficiente de resistencia, $H$ (MPa)	798

Exponente de endurecimiento por deformación, n	0.1006
Tenacidad a la tensión, (MJ/m <sup>3</sup> )	144.69
Deformación	0.2707

#### 4.5.2. *Ensayo de tensión del acero API 5L X52 soldado SCM*

En la Figura 4.20 se muestra la comparación de los resultados de esfuerzo-deformación de la probeta soldada con la condición SCM en donde se puede analizar que, en cuanto a comparación del material base, se obtuvieron una disminución notoria en la deformación total y teniendo un esfuerzo de fluencia muy similar teniendo una ligera variación de 383 MPa (MB) a 401 MPa (SCM). Una resistencia a la tensión ligeramente menor a la del material base y por último teniendo un ligero aumento en el coeficiente de resistencia pasando de 798 MPa (MB) a 812 MPa (SCM).



**Figura 4.20.** Esfuerzo-deformación real e ingenieril de la soldadura SCM.

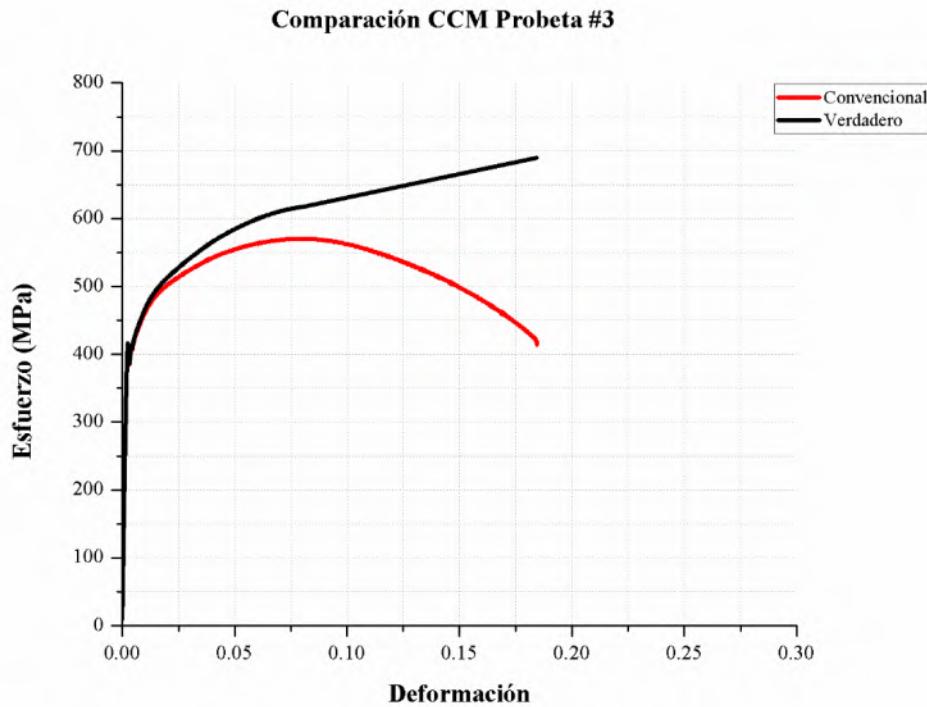
En la Tabla 4.9 se muestran los resultados de la prueba mecánica esfuerzo-deformación de la probeta SCM.

**Tabla 4.9.** Resultados del ensayo de tensión de la soldadura SCM.

Esfuerzo de fluencia $\sigma_{0.2}$ (MPa)	401
Resistencia a la tensión $\sigma_{ult}$ (MPa)	540
Coeficiente de resistencia, H (MPa)	812.95
Exponente de endurecimiento por deformación, n	0.1234
Tenacidad a la tensión, (MJ/m <sup>3</sup> )	93.43
Deformación	0.1889

#### **4.5.3. Ensayo de tensión del acero API 5L X52 soldado CCM**

Ahora para la gráfica esfuerzo-deformación de la probeta CCM se obtuvo un esfuerzo a la fluencia de 387 MPa teniendo una muy pequeña disminución comparada con la soldadura SCM ya que esta presentó un esfuerzo a la fluencia de 401 MPa siendo muy poca esta diferencia y no tan significativa siendo de igual manera para los siguientes resultados.



**Figura 4.21.** Esfuerzo-deformación real e ingenieril de la soldadura CCM.

En la Tabla 4.10 se pueden observar los resultados del ensayo de esfuerzo-deformación para la soldadura CCM.

**Tabla 4.10.** Resultados del ensayo de tensión de la soldadura CCM.

Esfuerzo de fluencia $\sigma_{0.2}$ (MPa)	387.40
Resistencia a la tensión $\sigma_{ult}$ (MPa)	537
Coeficiente de resistencia, $H$ (MPa)	780.49
Exponente de endurecimiento por deformación, $n$	0.1151
Tenacidad a la tensión, $(\text{MJ/m}^3)$	84.49
Deformación	0.1721

Al terminar los ensayos de esfuerzo-deformación las probetas de soldadura tuvieron la falla en común, siendo que estas dos fallaron entre la zona de baja temperatura y el material base. Como se puede apreciar en la Figura 4.22 donde se hace la comparación de las dos probetas haciendo una metalografía y ataque químico para poder ver de una mejor manera en donde ocurrió exactamente el fallo del material.



**Figura 4.22.** Probetas de tensión con microestructura revelada. a) SCM y b) CCM.

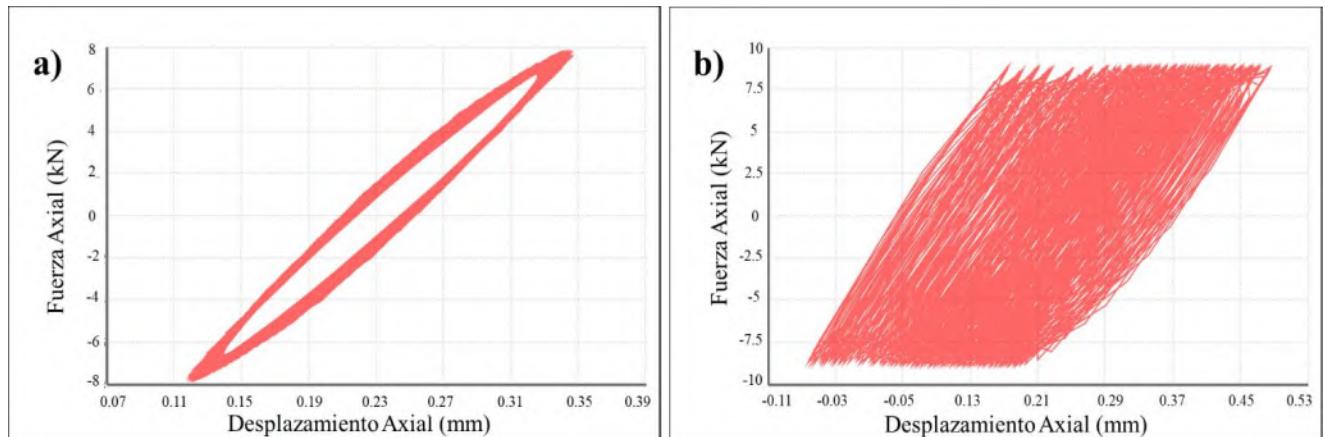
#### 4.6. Ensayos de fatiga de alto ciclo

El principal enfoque de esta investigación constó de la comparación de vida sometida a HCF entre una soldadura soldada con aplicación de campo magnético y otra sin la aplicación de estos.

Se inició con la fabricación de las probetas, teniendo un número total de 20 de estas para cada condición de la soldadura (CCM y SCM) y un total de 6 probetas de MB, para así tener un punto de partida y comparación para la vida a la fatiga de este material.

En la Figura 4.23 se puede observar la configuración que se tiene en los lazos de histéresis, esto está dado a que se completa el ciclo de fuerza máximo y mínimo aplicado (esto se puede ver de mejor manera en el eje de las ordenadas representado en kilo Newtons) y el desplazamiento que se está teniendo al completar los ciclos de fuerza en el eje de las abscisas. Cabe señalar que este

desplazamiento no lleva una medición establecida y es simplemente representativa al desplazamiento que va obteniendo el material una vez sometiéndolo a fatiga.



**Figura 4.23.** Lazo de histéresis del MB. a) Histéresis estable en esfuerzo aplicado y desplazamiento axial y b) Histéresis inestable con un desplazamiento axial ascendente.

Se comenzó por realizar las pruebas mecánicas en el material base, empezando por un esfuerzo máximo de 260 MPa, para esto se despeja la formula del esfuerzo observada en la Ecuación 4.2:

$$\sigma = \frac{F}{A} \rightarrow F = \sigma * A \quad (\text{Ecuación 4.2.})$$

Se requiere obtener la fuerza que se empleará ya que con el software con el que cuenta el equipo de la servohidráulica se requiere introducir valores de fuerza expresados en Newtons.

Una vez calculada la fuerza a la que será sometida la probeta (7.7 kN) se procedió por iniciar el ciclo, llevando la fuerza a lo establecido y de manera contraria de la misma manera a la fuerza calculada. Teniendo así un resultado de aproximadamente 93,000 ciclos ( $N_f$ ) para la primera probeta de MB. Después de obtenido nuestro primer resultado en cuanto a números de ciclo a determinada fuerza respecta, se procedió a hacer un uso de diferentes fuerzas basándose en el diagrama esfuerzo-deformación del material base del acero API 5L X52 específicamente en el

rango del límite elástico de nuestro acero, para así obtener resultados que abarquen toda esta zona del material.

Al finalizar las probetas destinadas para MB se graficó un diagrama usualmente utilizado para la interpretación de vida a la fatiga, este diagrama se denomina diagrama de Wöhler y este nos indica a través de la ecuación de Basquin la estimación de vida a la fatiga del material a determinado sometimiento de esfuerzo, mostrándose los valores para el factor de correlación y las constantes A y B observadas en la Figura 4.24a) el diagrama consta del esfuerzo aplicado en el eje de las ordenadas (y) representado en unidades de MPa y en el eje de las abscisas (x) el número final de ciclos ( $N_f$ ), siendo estos los ciclos que duró el material hasta la fractura. En el centro del diagrama se observa la mencionada ecuación de Basquin observada en la Ecuación 4.3.

$$\sigma_a = AN_f^{-b} \quad (\text{Ecuación 4.3})$$

También se puede observar en la Figura 4.24b) la constitución del diagrama de Wöhler para la condición de soldadura SCM, en donde encontramos la misma constitución realizada en el diagrama para el material base de acero API 5L X52.

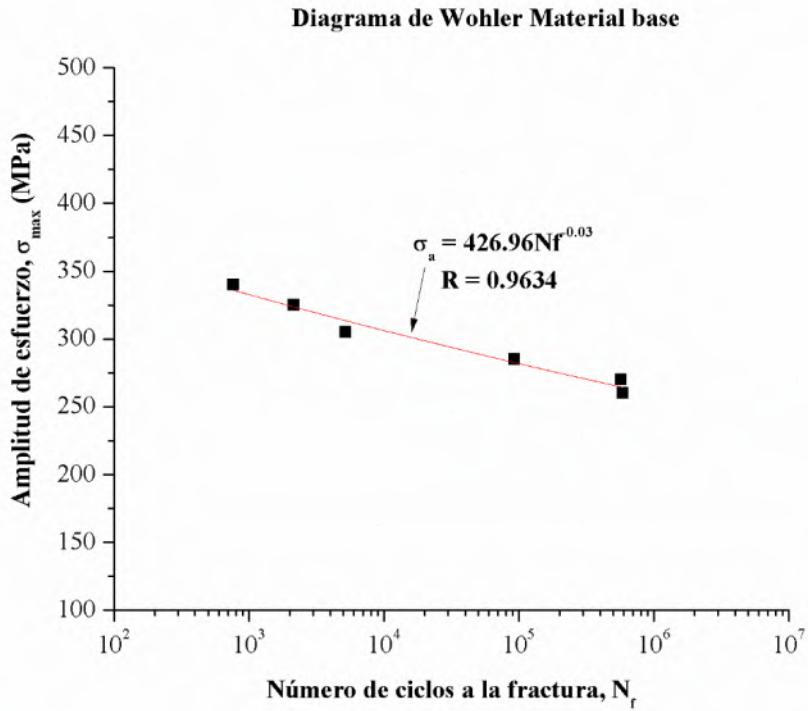
Los resultados obtenidos de la fatiga de alto ciclo se observan en la tabla 4.11, 4.12 y 4.13. en donde se observa que esta está constituida por el número de probetas sometidas a este ensayo, el esfuerzo al que fueron sometidas, la carga aplicada, el número de ciclos que pasaron hasta la fractura del material y por ultimo las notas en caso de que el material fallara o no lo hiciera.

Para la Tabla 4.11. se resumen los datos obtenidos de las probetas de MB sometidas a HCF, en donde encontramos que al utilizar el mayor rango de amplitud de esfuerzo (340 MPa) el material alcanza 774 ciclos aproximadamente para su falla, mientras tanto al utilizar el menor rango de amplitud de esfuerzo aplicado (260 MPa) el material registra una mayor vida a la fatiga y a este le tomará 590,647 ciclos aproximadamente para que falle.

**Tabla 4.11.** Datos de las probetas de MB sometidas a fatiga de alto ciclo.

Probeta	Amplitud de esfuerzo (MPa)	Carga aplicada (kN)	Número de ciclos ( $N_f$ )	Notas
MB #1	340	8.95	774	Falló
MB #2	325	8.58	2,151	Falló
MB #3	305	8.33	5,235	Falló
MB #4	285	7.73	93,340	Falló
MB #5	270	7.13	571,863	Falló
MB #6	260	6.98	590,647	Falló

Los datos obtenidos en la Tabla 4.11. son utilizados para la realización de la curva S-N observado en la Figura 4.24. En esta figura se observa la constitución de la mencionada curva en donde la falla por fatiga de este material base ronda entre los  $10^3$  -  $10^6$  ciclos. A partir de los datos graficados de la Figura 4.24. se calcularon las propiedades de vida útil donde se observa la Ecuación 4.3. (Ecuación de Basquin) y a partir de este obtenemos nuestras variantes de la formula. Con esto obtenemos los siguientes resultados: La resistencia a la fatiga ( $\sigma_a = 282$  MPa), el coeficiente de resistencia a la fatiga ( $A = 426.96$  MPa) y el exponente de resistencia a la fatiga ( $b = -0.03$ ).



**Figura 4.24.** Curva S-N del MB API 5L X52.

Ahora, para la Tabla 4.12. se observan los datos obtenidos de las pruebas HCF para la condición de soldadura SCM, donde encontramos que para el máximo amplitud de esfuerzo es de 450 MPa teniendo con esto un muy bajo número de ciclos para que la probeta falle (aproximadamente 60 ciclos). Pero al disminuir esta amplitud de esfuerzo hasta 250 MPa obtenemos que la probeta superó el millón de ciclos, con esto se estima que la probeta SCM tiene una vida a la fatiga tiende a infinito.

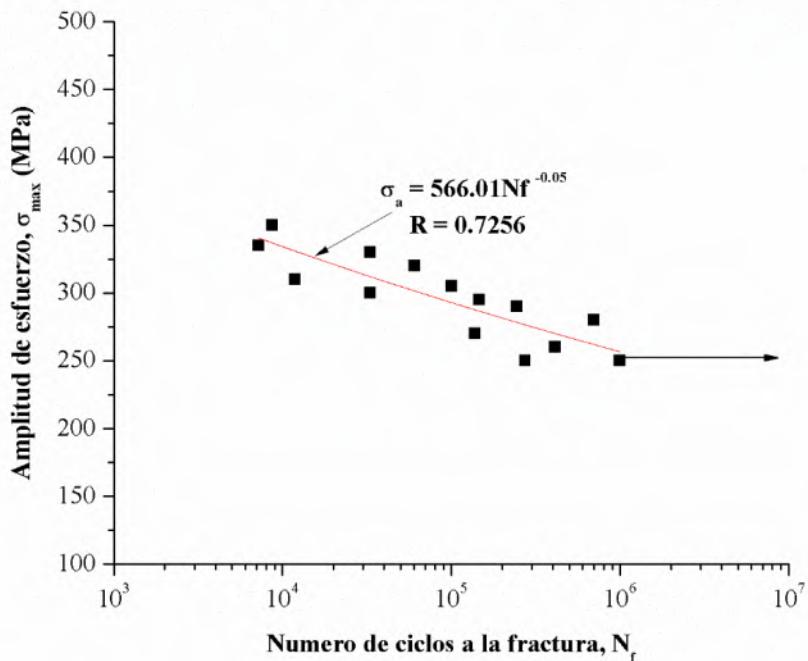
**Tabla 4.12.** Datos de las probetas de la soldadura SCM sometidas a fatiga de alto ciclo.

Probeta	Amplitud de esfuerzo (MPa)	Carga aplicada (kN)	Número de ciclos ( $N_f$ )	Notas
SCM #1	450	14.11	60	Falló
SCM #2	380	11.47	100	Falló

SCM #3	350	10.73	8,699	Falló
SCM #4	335	10.17	7,226	Falló
SCM #5	330	9.86	33,205	Falló
SCM #6	320	8.22	60,451	Falló
SCM #7	310	10.25	11,915	Falló
SCM #8	305	9.25	100,357	Falló
SCM #9	300	8.79	33,085	Falló
SCM #10	295	7.79	146,300	Falló
SCM #11	290	7.92	245,464	Falló
SCM #12	280	7.27	699,248	Falló
SCM #13	270	7.63	138,792	Falló
SCM #14	260	6.40	411,428	Falló
SCM #15	250	6.90	1,000,000	→

A partir de los datos obtenidos en la Tabla 4.12. se realizó la curva S-N correspondiente a la condición por soldadura SCM observándose en la Figura 4.25. donde se analiza que la falla por fatiga ocurre entre los  $10^4 - 10^6$  ciclos (dependiendo del esfuerzo aplicado) pero para este caso una probeta tiende a infinito debido a que sobrepasa el millón de ciclos y por lo tanto se considera que no hubo fractura por fatiga. Ahora a partir de esta curva podemos obtener los datos de la Ecuación 4.3. los cuales son los siguientes: La resistencia a la fatiga ( $\sigma_a = 283$  MPa), el coeficiente de resistencia a la fatiga ( $A = 566.01$  MPa) y el exponente de resistencia a la fatiga ( $b = -0.05$ ).

**Diagrama de wohler Soldadura SCM**



**Figura 4.25.** Curva S-N de la soldadura SCM.

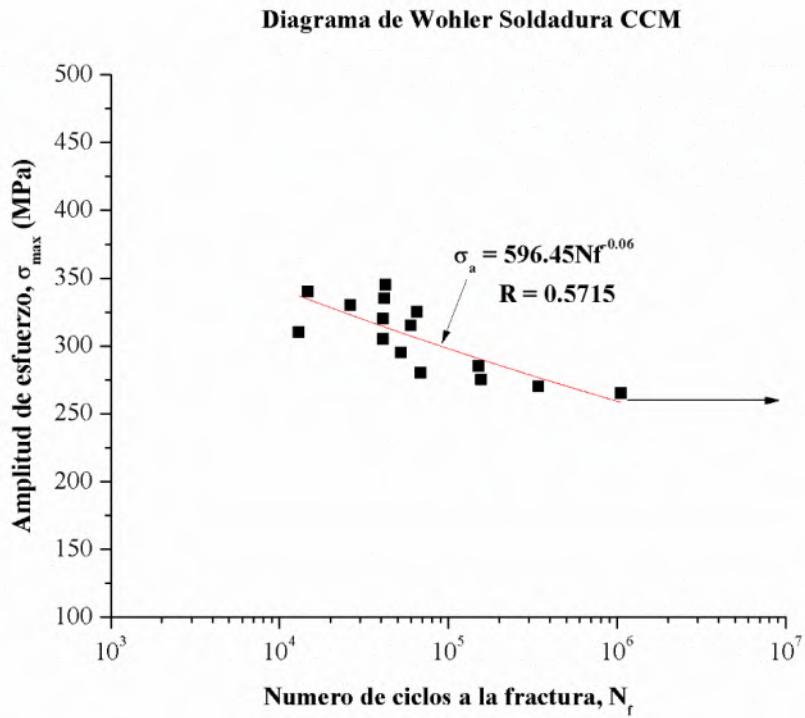
De la misma manera que con las tablas pasadas (Tabla 4.11. y Tabla 4.12), se realizó la Tabla 4.13. para la condición de soldadura CCM en donde se obtuvieron los datos correspondientes al mayor y a la menor amplitud de esfuerzo. Primeramente, en la mayor amplitud de esfuerzo fue aplicado 350 MPa obteniendo de esta manera alrededor de 1,316 ciclos para que la probeta fallara. En cambio, para la menor amplitud de esfuerzo se aplicó 265 MPa sobre pasando el millón de ciclos y estimando de la misma manera que se hizo con la condición de soldadura SCM que la vida a la fatiga de estas probetas tienden a infinito.

**Tabla 4.13.** Datos de las probetas de soldadura CCM sometidas a fatiga de alto ciclo.

Probeta	Amplitud de esfuerzo (MPa)	Carga aplicada (kN)	Número de ciclos ( $N_f$ )	Notas
---------	----------------------------	---------------------	----------------------------	-------

CCM #1	350	9.79	1316	Falló
CCM #2	345	8.37	42,517	Falló
CCM #3	340	9.45	14,820	Falló
CCM #4	335	8.36	31,796	Falló
CCM #5	330	9.11	26,411	Falló
CCM #6	325	7.97	65,369	Falló
CCM #7	320	8.30	41,364	Falló
CCM #8	315	9.05	59,954	Falló
CCM #9	310	8.24	13,039	Falló
CCM #10	305	8.08	41,270	Falló
CCM #11	295	7.95	52,647	Falló
CCM #12	285	8.46	151,418	Falló
CCM #13	280	8.26	68,577	Falló
CCM #14	275	6.87	157,647	Falló
CCM #15	270	7.35	342,176	Falló
CCM #16	265	6.97	1,060,958	→

De igual manera, a partir de los datos obtenidos en la Tabla 4.13. se realizó una gráfica curva S-N correspondiente observada en la Figura 4.26 para la condición de soldadura CCM en donde se observa que las fracturas por daño de fatiga ocurren alrededor de los  $10^4 - 10^6$  ciclos. Pero de igual manera que en la condición SCM una probeta sobrepasa el millón de ciclos y se toma de la misma manera que la antes mencionada. Los resultados nos indican que la resistencia a la fatiga ( $\sigma_a = 260.3$  MPa), el coeficiente de resistencia a la fatiga ( $A = 596.45$  MPa) y el exponente de resistencia a la fatiga ( $b = -0.06$ ).



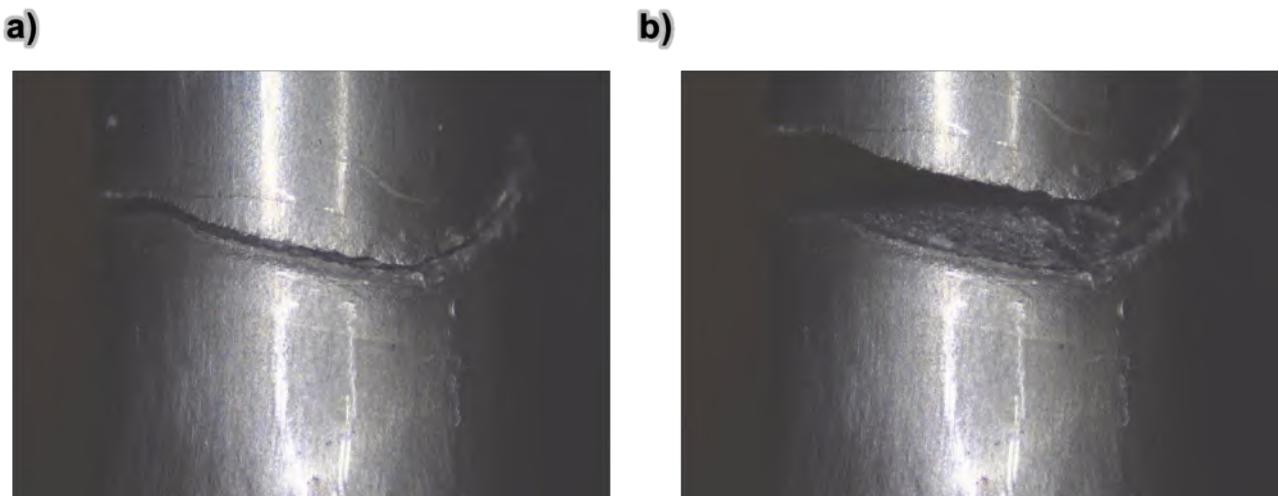
**Figura 4.26.** Curva S-N de la soldadura CCM.

Como resultado tenemos que la resistencia de vida a la fatiga aumenta considerablemente para las juntas soldadas con arco sumergido en comparación con el material base. Sin embargo, la comparación de resultados en las probetas realizadas con soldadura con la aplicación del campo magnético y sin resultan ser muy parecidas, debido a que ambas terminan superando el millón de ciclos a un esfuerzo no tan variable como se observan en las Figuras y Tablas antes vistas.

Por otro lado, la pendiente de la recta en la Figura 4.25 se presenta de una manera más inclinada debido al número de fallas respecto al esfuerzo aplicado indicando que la resistencia a la fatiga tiende a ser menor para soldadura SCM si se hace una comparación directa con la condición de soldadura CCM de la Figura 4.26. siendo de igual manera para el límite de fatiga en donde el valor de esfuerzo es un poco más alto en la condición CCM que la condición SCM. El coeficiente de correlación  $R$  en la soldadura CCM es menor (0.5715) en comparación con la soldadura SCM (0.7256) nos indica que para CCM las variables se relacionan, pero hay una mayor dispersión caso contrario para la soldadura SCM.

#### 4.7. Análisis superficial de la fractura

Se realizaron algunas tomas muy cercanas a donde ocurrió la fractura en el MB, esto puede ser observado en la Figura 4.27. donde se puede definir a simple vista que esta fue una fractura dúctil, debido a la configuración que se tiene en la ruptura siendo que esta tiende a tener un desprendimiento alargado donde se deforma primero para después fracturar, Sin mencionar que las probetas presentan una reducción de área o también conocido como “cuello de botella” donde es muy común que suceda en las fracturas dúctiles.

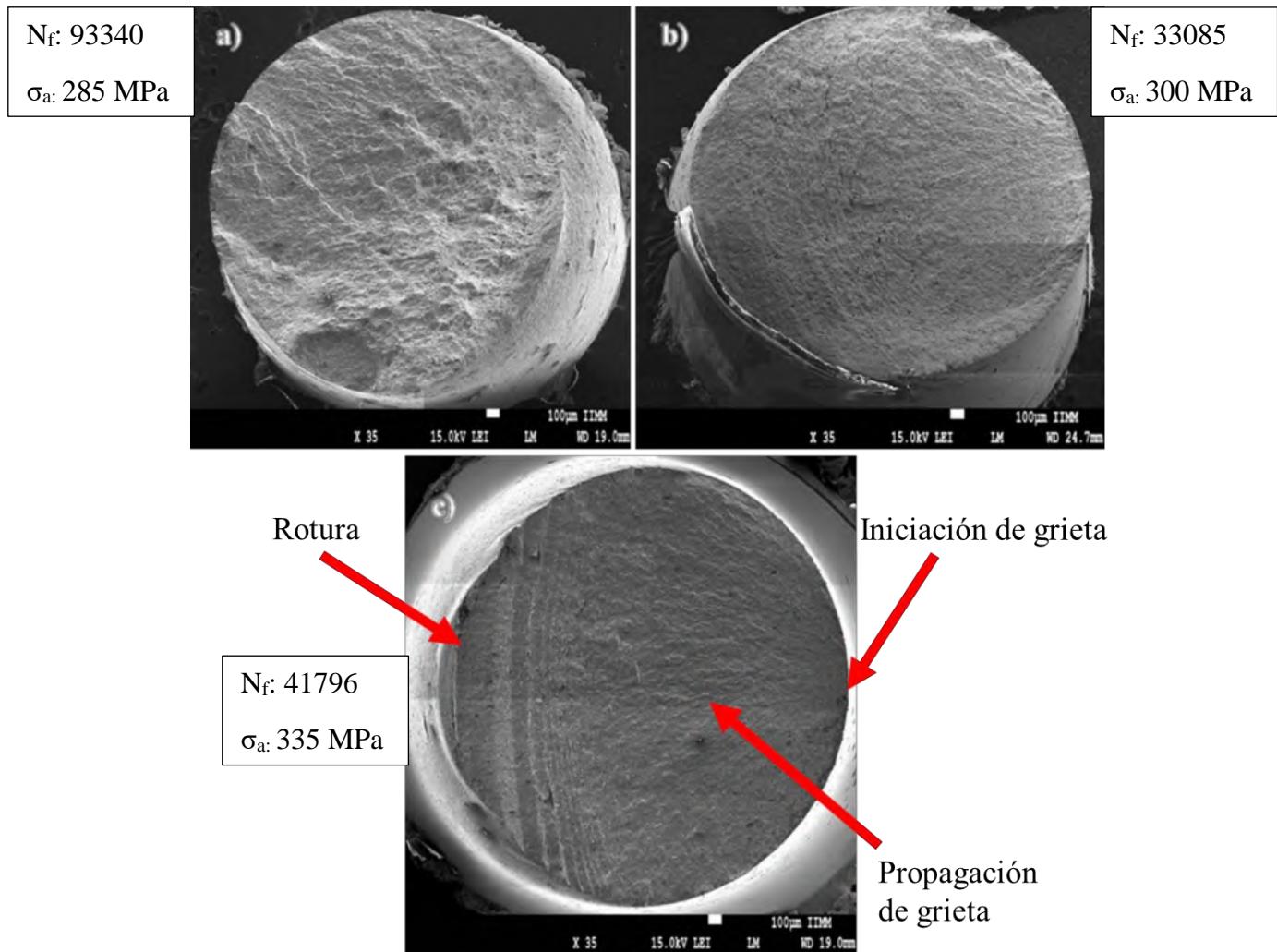


**Figura 4.27.** Fractura inducida por fatiga de alto número de ciclos del MB.

Para el análisis de la estructura fracturada, se realizó una imagen compuesta después de tomar estas imágenes con ayuda del MEB analizando las tres diferentes condiciones sometidas a estudio (MB, SCM, CCM respectivamente) donde se observan en la Figura 4.28. Lo que se muestra en la Figura 4.28a) es como se encuentra constituida la superficie de fractura debido al sometimiento de fatiga de alto número de ciclos. A simple vista se puede distinguir que la superficie tiende a ser de aspecto rugoso e irregular siendo esto muy notorio del lado izquierdo de la imagen hacia el derecho; entendiéndose así que el inicio de la grieta por fatiga sea del lado izquierdo de la Figura 4.28a). Por otro lado, la propagación de la grieta se observa que efectivamente pasa a ser del lado izquierdo de la figura mencionada al derecho mostrando una variación marcada en los valles y crestas del material hasta llegar a la fractura en donde se observa que esta se encuentra ya en el lado derecho

de dicha figura observándose regiones con un aspecto mucho más rugoso y áspero donde la grieta dejó de propagarse y ocurrió la fractura del material.

De la misma manera se estudió la superficie de fractura de la Figura 4.28b) que consta de la condición de soldadura sin aplicación de campo magnético y de primera mano se analiza que la superficie consta de una superficie de fractura más homogénea y uniforme (haciendo una comparación directa con la Figura 4.28a)) y el inicio de la grieta se da del lado derecho de esta Figura en donde se observa el inicio de la formación típica de propagación de grieta siendo así hasta llegar a una zona de estrías que se encuentran en sentido perpendicular a la propagación de grieta lo que nos indica que a nivel atómico hubo un movimiento de dislocaciones propiciando la falla abrupta del material. Por último, en la Figura 4.28c) se observa que el inicio de grieta sucede a la izquierda a la mitad de la circunferencia de la misma figura, en donde después de un crecimiento de grieta transversal de derecha a izquierda se observa que se crean las llamadas islas o estrías lo que indica (como ya se analizó anteriormente) una falla súbita del material generando estos relieves en la estructura de la falla del material.



**Figura 4.28.** Comparación de las superficies de fractura de la fatiga HCF de los materiales tomadas a partir del MEB a) MB, b) SCM y c) CCM.

## CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

- ❖ Se determinaron las propiedades de vida a la fatiga mediante ensayos de alto ciclaje en un acero API 5L X52 soldado de un solo paso por el proceso de soldadura por arco sumergido, comparando condiciones con y sin la aplicación de un campo magnético externo. En ambos casos se obtuvo una buena penetración, adecuada fusión lateral y apariencia superficial uniforme.
- ❖ La aplicación del campo magnético externo mediante una bobina de geometría elíptica favoreció una microestructura más homogénea debido a la reducción de defectos típicos en soldaduras sin campo magnético. Esto se reflejó disminución de poros en la línea de fusión, una menor presencia de ferrita Widmanstätten, ferrita acicular y segregaciones, además de propiciar la formación de austenita retenida.
- ❖ La interacción del campo magnético redujo la dureza en la zona afectada térmicamente en comparación con la condición sin campo magnético, generando perfiles más homogéneos a lo largo de la sección transversal y con menor variabilidad. La mayor dureza de la zona afectada térmicamente en la condición sin campo magnético explica que los fallos en las pruebas mecánicas se localicen preferentemente en dicha región.
- ❖ El tamaño de grano presentó una reducción significativa, pasando de un valor nominal equivalente de ASTM 9 a ASTM 12.5 en la condición sin campo magnético y a ASTM 13 en la condición con campo magnético. Esto contribuyó a incrementar la resistencia mecánica en ambas uniones, aunque con una disminución de la ductilidad. El refinamiento de grano favoreció la mejora en la resistencia a la fatiga debido al aumento asociado en dureza y resistencia.
- ❖ En los ensayos de esfuerzo-deformación, ambas condiciones de soldadura cumplieron con los requisitos establecidos, ya que en ambos casos la fractura ocurrió en el metal base. Esto se atribuye a que el electrodo empleado posee una resistencia mecánica superior a la del mismo acero API 5L X52.
- ❖ En los ensayos de fatiga de alto ciclaje se observaron diferencias entre ambas condiciones, destacando que la condición con campo magnético presentó una mayor pendiente en la curva y un incremento en el límite de fatiga. Estos resultados abren la posibilidad de

estudios adicionales considerando variaciones en los parámetros de soldadura, la geometría de la bobina o las condiciones del ensayo los de fatiga.

### **5.1. Recomendaciones y trabajo futuro**

Se identificó que las pruebas de vida a la fatiga en soldaduras por arco sumergido del acero API 5L X52 presentan un comportamiento estocástico, lo que sugiere la necesidad de investigaciones futuras que exploren nuevas variables y amplíen el entendimiento del fenómeno, fortaleciendo la línea de investigación en fatiga de aceros al carbono.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Engineers, A.S.o.M., *ASME B31. 8 Gas Transmission and Distribution Piping Systems*. 2018, The American Society of Mechanical Engineers Two Park Avenue, New York.
2. Fricke, W.J.M.s., *Fatigue analysis of welded joints: state of development*. Marine Structures, 2003. **16**(3): p. 185-200.
3. Capelle, J., et al., *Sensitivity of pipelines with steel API X52 to hydrogen embrittlement*. International journal of hydrogen energy, 2008. **33**(24): p. 7630-7641.
4. Mehmood, T., et al. *Development of API grade linepipe steels at Saudi iron & steel company, Hadeed*. in *The 6th Saudi Engineering Conference*. 2002.
5. Lee, Y.-L., *Fatigue testing and analysis: theory and practice*. Vol. 13. 2005: Butterworth-Heinemann.
6. Boardman, B., *Fatigue resistance of steels*. ASM Handbook, 1990.
7. Lewinsohn, C.A., *Mechanical Behavior of Materials by Norman E. Dowling*. 2000, Taylor & Francis.
8. Curiel, F., et al., *Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel*. Corrosion Science, 2011. **53**(7): p. 2393-2399.
9. O'BRIEN, R.J.W.h., *Welding processes*. 1991. **2**: p. 74.
10. Ranjbar, K. and S.A.J.E.F.A. Zaree, *Longitudinal fracture and water accumulation at 6 o'clock position of an API 5L X52 oil pipeline*. Engineering Failure Analysis, 2021. **129**: p. 105691.
11. Bayraktar, E., et al., *Grain growth mechanism during the welding of interstitial free (IF) steels*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. **189**(1-3): p. 114-125.
12. Garcia, C., *High strength low alloyed (HSLA) steels*, in *Automotive Steels*, A. Steels, Editor. 2017, Elsevier. p. 145-167.
13. Paules, J.R.J.J., *Developments in HSLA steel products*. JOM, 1991. **43**(1): p. 41-44.
14. Vargas-Arista, B., J. Hallen, and A.J.M.c. Albiter, *Effect of artificial aging on the microstructure of weldment on API 5L X-52 steel pipe*. Materials characterization, 2007. **58**(8-9): p. 721-729.
15. KONSTRUKCIJSKA, V.M.H.J.M.i.t., *High-strength low-alloy (HSLA) steels*. Materiali in tehnologije, 2011. **45**(4): p. 295-301.
16. Williams, F.J.P.E.S.o.W.P., *Influence of copper in retarding corrosion of soft steel and wrought iron*. Proc. Engineering Society of Western Pennsylvania, 1900. **16**: p. 231-233.
17. Porter, L.F. and P.E.J.J. Repas, *The evolution of HSLA steels*. JOM, 1982. **34**: p. 14-21.
18. Department, A.P.I.P., *Specification for Casing and Tubing*. 1989: American Petroleum Institute.
19. Institute, A.P., *Weldings of Pipelines and Related Facilities API Standard 1104*, 2014. **Twenty-first edition, September 2013**.
20. DOMINGUEZ, O.P., *Efecto del desplazamiento del electrodo en soldadura circunferencial por arco sumergido, en tubería de acero api-5l-x70*. 2017, Soldadura.
21. Bunaziv, I., V. Olden, and O.M.J.A.S. Akselsen, *Metallurgical aspects in the welding of clad pipelines—a global outlook*. Applied Sciences, 2019. **9**(15): p. 3118.

22. Adib, R., C. Schmitt, and G.J.S.o.m. Pluvinage, *Application of volumetric method to the assessment of damage induced by action of foreign object on gas pipes*. Strength of Materials, 2006. **38**(4): p. 409-416.
23. As, R.L., *Seamless steel pipe for offshore applications in API 5L X52 Modified*. p. 15.
24. Amaro, R.L., et al., *Development of a model for hydrogen-assisted fatigue crack growth of pipeline steel*. Journal of Pressure Vessel Technology, 2018. **140**(2): p. 021403.
25. Hernández-Espejel, A., et al., *Investigations of corrosion films formed on API-X52 pipeline steel in acid sour media*. Corrosion science, 2010. **52**(7): p. 2258-2267.
26. Kou, S.J.N.J., USA, *Welding metallurgy*. 2003. **431**(446): p. 223-225.
27. O'brien, A., *Welding Handbook*. 2001: American Welding Society.
28. LANGENOJA, M. and V. ÖHRVALL KARLSSON, *Next generation high productivity submerged arc welding*. 2012.
29. Bohnart, E.R.J., *Welding: principles and practices*. McGraw-Hill, 2018.
30. Jeffus, L., *Soldadura. Principios y aplicaciones*. Vol. 3. 2009: Ediciones Paraninfo, SA.
31. Miletic, I., et al., *Analysis of selected properties of welded joints of the HSLA steels*. Materials, 2020. **13**(6): p. 1301.
32. Polak, J., *Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals*. 1991: Elsevier Amsterdam.
33. Schmitz, S., et al., *A probabilistic model for LCF*. Computational Materials Science, 2013. **79**: p. 584-590.
34. Burhan, I. and H.S.J.J.o.C.S. Kim, *SN curve models for composite materials characterisation: an evaluative review*. Journal of Composites Science, 2018. **2**(3): p. 38.
35. C.V., Z.S.A.d. Wöhler: *Curva de Wöhler, línea de Wöhler y diagrama*; Available from: <https://www.zwickroell.com/es/sectores/ensayo-de-materiales/ensayo-de-fatiga/curva-s-n-curva-de-woehler/>.
36. Andresen, P. and B.J.A.H. Antolovich, *Fatigue and fracture*. 17th international ship and offshore structures congress, 1997. **Volume 1**.
37. Ramberg, W. and W.R. Osgood, *Description of stress-strain curves by three parameters*. 1943.
38. Ambriz, R.R. and D.J.L.m.a.a. Jaramillo, *Mechanical behavior of precipitation hardened aluminum alloys welds*. Light Metal Alloys Applications, 2014. **1**: p. 2-5.
39. International, A. *ASTM E466-15, Standard practice for Conducting Force Controlled Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*. 2015. American Society for Testing and Materials West Conshohocken, PA.
40. Jiles, D., *Introduction to magnetism and magnetic materials*. 2015: CRC press.
41. Oersted, H.C.J.A.o.P., *On electro-magnetism*. 1821. **2**: p. 321-337.
42. Cao, L., et al., *Optimization of processing parameters of AISI 316L laser welding influenced by external magnetic field combining RBFNN and GA*. Results in physics, 2017. **7**: p. 1329-1338.
43. Malinowski-Brodnicka, M., G. Den Ouden, and W.J.W.j. Vink, *Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel*. Welding Journal, 1990. **2**(2): p. 52s-59s.
44. Natividad, C., et al., *Metallurgical Characterization of API X65 Steel Joint Welded by MIG Welding Process with Axial Magnetic Field1*. Materials Research, 2017. **20**: p. 1174-1178.
45. Salazar, M., et al., *Improvement of UNS S32205 duplex welds by GMAW and controlled magnetic field for offshore pipelines and flowlines applications*. Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2017. **139**(6): p. 061301.

46. Queiroz, A.V.d., et al., *Effects of an external magnetic field on the microstructural and mechanical properties of the fusion zone in tig welding*. Metals, 2020. **10**(6): p. 714.
47. Stegemann, R., et al., *Influence of the microstructure on magnetic stray fields of low-carbon steel welds*. Journal of Nondestructive Evaluation, 2018. **37**: p. 1-18.
48. De Jesus, A.M.P., A.S. Ribeiro, and A.A.J.J.o.m.s. Fernandes, *Influence of the submerged arc welding in the mechanical behaviour of the P355NL1 steel—part II: analysis of the low/high cycle fatigue behaviours*. Journal of materials science, 2007. **42**: p. 5973-5981.
49. Angeles-Herrera, D., et al., *Fracture-toughness and fatigue crack growth evaluation in the transversal direction of the longitudinal weld of an API X52 steel pipeline*. Journal of Testing and Evaluation, 2018. **46**(5): p. 2110-2120.
50. Curiel, F., et al. *Smith Watson and Topper model in the determination of the fatigue life of an automotive steel*. in *International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture*. 2017. Springer.
51. Guevara Ruales, R.J. and S.D. Sandoval Paredes, *Estudio del comportamiento de la soldadura en una tubería API 5L X52 expuesta en ambiente salino, con los procesos GTAW con electrodo ER70S-6 y SMAW con electrodo E7010*. 2019, Quito, 2019.
52. Pérez, O.H.R., *Defectos y controles de las uniones soldadas en soldadura manual*. 2020: Editorial Universitaria (Cuba).
53. Guide, F.M.S.J.M., *Product Catalog*. 2000.
54. Testing, A.A.S.f. and Materials. *ASTM E8/E8M-22: standard test methods for tension testing of metallic materials*. 2022. ASTM West Conshohocken.
55. Safari, E., R.J.M. Derakhshandeh-Haghghi, Microstructure,, and Analysis, *The Effect of Welding Consumables on Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of API X52 Steel Welded Pipes*. Metallography, Microstructure and Analysis, 2025. **14**(2): p. 321-336.
56. Loder, D., S.K. Michelic, and C.J.J.M.S.R. Bernhard, *Acicular ferrite formation and its influencing factors-a review*. Journal of Materials Science Research, 2017. **6**(1): p. 24-43.
57. Zhou, X., et al., *Austenite to polygonal-ferrite transformation and carbide precipitation in high strength low alloy steel*. 2017. **108**(1): p. 12-19.
58. Chuquimarca Pomagualli, K.F. and H.J. Garces Mancero, *Estudio de la austenita retenida en el acero inoxidable bajo condiciones experimentales de soldadura y tratamientos térmicos*. 2020, Escuela Superior Politécnica de Chimborazo.
59. ASTM, E.-J.A.I.W.C., PA, USA, *Standard test methods for determining average grain size*. 2004.
60. Callister, W.D. and D.G. Rethwisch, *Fundamentals of materials science and engineering*. 2022: John Wiley & Sons.
61. Dieter, G.E. and D. Bacon, *Mechanical metallurgy*, ed. M. Hill. Vol. 3. 1976: McGraw-hill New York.
62. Lavigne, O., A. Kotousov, and V.J.M. Luzin, *Microstructural, mechanical, texture and residual stress characterizations of X52 pipeline steel*. Metals, 2017. **7**(8): p. 306.
63. Cochrane, R., *Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels*, in *Phase transformations in steels*. 2012, Elsevier. p. 153-212.

## **ANEXOS**

# Héctor Hugo Cisneros Chávez

## Fatiga de alto ciclaje en un acero API X52 soldado por el proceso SAW bajo la acción de un campo magnético.pdf

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

---

### Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:535349376

105 páginas

Fecha de entrega

2 dic 2025, 11:19 a.m. GMT-6

23.731 palabras

Fecha de descarga

2 dic 2025, 11:35 a.m. GMT-6

125.449 caracteres

Nombre del archivo

Fatiga de alto ciclaje en un acero API X52 soldado por el proceso SAW bajo la acción de un campo....pdf

Tamaño del archivo

7.9 MB

# 22% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

## Fuentes principales

- 21%  Fuentes de Internet
- 9%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

## Marcas de integridad

### N.º de alertas de integridad para revisión

#### Carácteres reemplazados

123 caracteres sospechosos en N.º de páginas

Las letras son intercambiadas por caracteres similares de otro alfabeto.

#### Texto oculto

2 caracteres sospechosos en N.º de página

El texto es alterado para mezclarse con el fondo blanco del documento.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitirían distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.

# Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado  
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

<b>Datos del manuscrito que se presenta a revisión</b>		
<b>Programa educativo</b>	Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales	
<b>Título del trabajo</b>	Fatiga de alto ciclaje en un acero API X52 soldado por el proceso SAW bajo la acción de un campo magnético	
	<b>Nombre</b>	<b>Correo electrónico</b>
<b>Autor/es</b>	Ing. Héctor Hugo Cisneros Chávez	<a href="mailto:1342001d@umich.mx">1342001d@umich.mx</a>
<b>Director</b>	Dr. Francisco Fernando Curiel López	<a href="mailto:Francisco.curiel@umich.mx">Francisco.curiel@umich.mx</a>
<b>Codirector</b>	Dr. Ricardo Rafael Ambriz Rojas	<a href="mailto:rrambriz@ipn.mx">rrambriz@ipn.mx</a>
<b>Coordinador del programa</b>	Dra. Tzarara López Luke	<a href="mailto:Tzarara@umich.mx">Tzarara@umich.mx</a>

<b>Uso de Inteligencia Artificial</b>		
<b>Rubro</b>	<b>Uso (sí/no)</b>	<b>Descripción</b>
<b>Asistencia en la redacción</b>	No	

# Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado  
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



<b>Uso de Inteligencia Artificial</b>		
<b>Rubro</b>	<b>Uso (sí/no)</b>	<b>Descripción</b>
<b>Traducción al español</b>	Si	Traducción de textos científicos al español
<b>Traducción a otra lengua</b>	Si	Traducción del resumen en español a inglés
<b>Revisión y corrección de estilo</b>	No	
<b>Ánalisis de datos</b>	No	
<b>Búsqueda y organización de información</b>	No	
<b>Formateo de las referencias bibliográficas</b>	No	
<b>Generación de contenido multimedia</b>	No	
<b>Otro</b>	No	

<b>Datos del solicitante</b>	
<b>Nombre y firma</b>	Héctor Hugo Cisneros Chávez.
<b>Lugar y fecha</b>	Morelia, Michoacán, México. 26/noviembre/2025