



UNIVERSIDAD MICHOCANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES

“SOLDADURA DEL ACERO PARA TUBERÍA API 5L X-70, MEDIANTE
EL PROCESO DE SOLDADURA GMAW, CON Y SIN APLICACIÓN DE
INTERACCIÓN ELECTROMAGNÉTICA DE BAJA INTENSIDAD”

TESIS QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN
METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

PRESENTA

Ing. Carlos Arturo Aquino Martínez

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Rafael García Hernández

Morelia, Michoacán, Agosto del 2018.

AGRADECIMIENTOS.

Doy gracias a Dios por brindarme salud durante toda mi vida y por estar siempre a mi lado, con el de la mano todo es posible.

Agradezco a toda mi familia por todo el apoyo que me brindaron durante mis estudios de maestría.

A mi esposa Marianet e hija Ximena Nicole por tanto amor y apoyo incondicional, sin ellas no habría sido capaz de lograrlo

A mis padres Víctor Manuel y Yolanda por el apoyo moral y económico, por sus sabios consejos que me sirvieron de mucho, apoyo y amor infinito en todo momento de mi vida, siempre serán fundamentales en todos mis logros.

A mis hermanos que desde la distancia me apoyaron para salir adelante en mis metas.

A mi tío/padrino Moisés Salvador por su apoyo.

A mi asesor Doctor Rafael García Hernández por su asesoría y apoyo durante la maestría.

A mis asesores, en especial al doctor Víctor por tantos consejos, enseñanzas y regaños, que al final sirvieron y fueron por un bien en común, mostrarme la importancia de la responsabilidad, culminar mis estudios y ser mejor persona.

A las amistades que hice en el instituto y compañeros de clase, gracias por el apoyo brindado.

A los técnicos del taller de máquinas y herramientas Jorge y Fernando por el apoyo y asesoría en el uso del equipo.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por abrirme las puertas y brindarme sus instalaciones como una segunda casa.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT), gracias por la beca brindada para llevar a cabo mis estudios de maestría.

A la empresa DEACERO por brindarme el apoyo y permisos para poder culminar la etapa final de mis estudios.

DEDICATORIA

Dedico este trabajo a mi esposa e hija, a mis padres, hermanos, sobrinos, a toda mi familia, asesores y personas que creyeron en mí y me apoyaron para que este objetivo se cumpliera, también lo dedico a mí mismo, ya que al igual que todos ustedes también creí en mí.

En un momento de mi vida tuve el sueño de hacer una maestría, le puse fecha y se volvió en una meta, ser aceptado en la maestría. Después de alcanzarla, la dividí en pasos y se convirtió en un plan, lo apoyé con acciones y gracias al apoyo de todos ustedes, ese sueño se convirtió realidad.

CONTENIDO

RESUMEN.....	ix
ABSTRACT.....	xi
INTRODUCCIÓN.....	xii
OBJETIVOS.....	xiii
JUSTIFICACIÓN.....	xiii
HIPÓTESIS.....	xiv
CAPÍTULO 1. DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	1
1.1 Clasificación de los aceros API 5L.....	2
1.1.1 Componentes del acero API 5L X-70.....	4
1.2 Metalurgia de los aceros API.....	5
1.3 Metalurgia de la soldadura de los aceros API.....	7
1.4 Efecto de los elementos de aleación.....	9
1.4.1 Niobio y Tantalio.....	9
1.4.2 Titanio.....	10
1.4.3 Vanadio.....	10
1.4.4 Molibdeno.....	11
1.4.5 Níquel.....	11
1.4.6 Cromo.....	11
1.4.7 Silicio.....	12
1.4.8 Manganeso.....	13
1.4.9 Carbono.....	13
1.4.10 Fósforo.....	14
1.4.11 Azufre.....	14
1.4.12 Aluminio.....	15
1.4.13 Nitrógeno.....	15
1.4.14 Tungsteno.....	15
1.5 Proceso de soldadura con arco metálico y protección gaseosa (GMAW) y gases de protección.....	16
1.5.1 Modos de transferencia.....	18
1.5.1.1 Transferencia globular.....	18

1.5.1.2	<i>Transferencia de spray/rocío</i>	18
1.5.1.3	<i>Transferencia de cortocircuito</i>	19
1.6	Influencia de los campos magnéticos	19
1.6.1	<i>Aplicación de los campos magnéticos en la soldadura</i>	20
CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL		27
2.1	Diagrama de flujo	28
2.2	Material base y de aporte.	29
2.3	Caracterización microestructural del material base	29
2.4	Caracterización mecánica del material base	30
2.4.1	<i>Ensayo de tensión</i>	30
2.4.2	<i>Ensayo de microdureza Vickers (HV)</i>	30
2.4.3	<i>Ensayo de tenacidad Charpy</i>	31
2.5	Proceso de soldadura	32
2.5.1	<i>Preparación de las placas para la soldadura con y sin aplicación de interacción electromagnética</i>	32
2.6	Soldadura sin campo electromagnético y características del equipo	33
2.7	Soldadura con aplicación de intensidad electromagnética de baja intensidad	34
2.8	Caracterización macro, microestructural y mecánica de las juntas soldadas	36
2.8.1	<i>Apariencia superficial</i>	36
2.8.2	<i>Análisis de la sección transversal de las juntas soldadas</i>	36
2.8.3	<i>Caracterización por microscopía óptica</i>	37
2.8.4	<i>Ensayo de tensión</i>	38
2.8.5	<i>Ensayo de microdureza Vickers</i>	38
2.8.6	<i>Prueba de tenacidad Charpy</i>	39
2.8.7	<i>Análisis de fractura por microscopía electrónica de barrido (MEB)</i>	39
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN		40
3.1	Caracterización macroestructural y microestructural del material base y de las soldaduras	41
3.1.1	<i>Microestructura del material base</i>	41
3.2	Macroestructuras de las soldaduras	41
3.2.1	<i>Análisis superficial</i>	41
3.3	Micrografías de las soldaduras	45
3.4	Perfiles de microdureza Vickers (HV) del material base	53

3.5 Perfiles de microdureza de las soldaduras.....	55
3.6 Ensayo de tensión del material base.....	57
3.7 Ensayo de tensión de las soldaduras.	58
3.8 Ensayo de impacto Charpy del material base.....	61
3.9 Ensayo de impacto Charpy de las soldaduras.	61
3.10 Análisis de fractura de los ensayos de tensión del material base.	63
3.11 Análisis de fractura de las probetas de tensión de las soldaduras.	65
3.12 Análisis de fractura de las probetas de impacto de las soldaduras.	67
CAPÍTULO 4. CONCLUSIONES.....	70
RECOMENDACIONES.	73
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	74

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 1. 1. Deformación durante la formación tubería expandida a partir de la placa [7].....	7
Figura 1. 2. Esquema del proceso de soldadura GMAW: (a) Proceso general; (b) Ampliación del área de soldadura [16].....	16
Figura 1. 3. Perfiles de microdureza del material base y con aplicación de campo magnético [22].....	21
Figura 1. 4. Resultados de los ensayos de tensión e impacto de las soldaduras en cuestión [22].	22
Figura 1. 5. Perfil de microdureza del cordón de soldadura depositado con polaridad directa [23].	22
Figura 1. 6. Esquema de la fractura en las probetas ensayadas [23].	23
Figura 1. 7. Interfases del cordón de soldadura depositado con polaridad directa y campo magético axial [23].	24
Figura 1. 8. Micrografía de las juntas soldadas [24].	25
Figura 1. 9. Macroestructura (sección transversal) de la soldadura obtenida, a) sin campo magnético; b) con intensidad de 20 mT y 5 Hz [25].	26
Figura 1. 10. Tamaño promedio del grano del metal del soldadura en función de la intensidad del campo magnético para diferentes valores de la frecuencia [25].	26
Figura 2. 1. Diagrama de flujo de la metodología experimental.	28
Figura 2. 2. Dimensiones de las probetas para la prueba de tensión (mm) [26].	30
Figura 2. 3. Representación de los barridos para las indentaciones del ensayo de microdureza.	31
Figura 2. 4. Dimensiones de las probetas para la prueba de impacto [28].	32
Figura 2. 5. Diseño de unión para la soldadura con y sin interacción electromagnética.....	33
Figura 2. 6. Representación de la soldadura y las temperaturas de cada depositación.	34
Figura 2. 7. Soldadura con campo magnético perpendicular al arco eléctrico de la soldadura.....	35
Figura 2. 8. Distribución y corte para la caracterización de las soldaduras.	37
Figura 2.9. Ubicación de los perfiles de microdureza.	38
Figura 3. 1. Microestructura del material base.....	41
Figura 3. 2. Apariencia superficial del primer cordón de soldadura (izquierdos) y del segundo cordón (derechos): a) y b) sin campo, b) y c) con 3.5 mT de campo magnético.	42
Figura 3. 3. Macrografía transversal de la soldadura del acero API X-70 sin campo magnético.	43
Figura 3. 4. Macrografía transversal de la soldadura del acero API X-70 con campo magnético.	43
Figura 3. 5. Macrografía de la primera soldadura de prueba sin campo magnético.....	44
Figura 3. 6. Macrografía de la soldadura de prueba con apliación de campo magnético de 3.5 mT.	45
Figura 3. 7. Micrografías de los cordones de soldadura superiores (izquierda) e inferiores (derecha) a 50X: a) y b) sin campo, c) y d) con campo perpendicular 3.5 mT, e) y f) Soldadura de fábrica.	46
Figura 3. 8. Interfase izquierda y derecha del cordón superior a) y b), así como también del cordón inferior c) y c), aplicados sin campo magnético.....	47
Figura 3. 9. Interfase izquierda y derecha del cordón superior a) y b), así como también del cordón inferior c) y d), aplicados con 3.5 mT campo magnético.....	48

Figura 3. 10. Interfase izquierda y derecha del cordón de fábrica superior a) y b), así como también del cordón inferior c) y d).	49
Figura 3. 11. a) ZAT adyacente a la línea de fusión con 3.5 mT cordón 2 y (b) ZAT adyacente a la línea de fusión cordón 2 lado sin campo a 100X.	50
Figura 3. 12. Micrografías de las penetraciones de los cordones y zonas de recristalización: a) y b) sin campo magnético, c y d) con campo magnético perpendicular, e) y f) cordón de fábrica	52
Figura 3. 13. Gráfica de perfiles de microdureza del material base.	53
Figura 3. 14. Medición de microdureza en las fases: a) ferrita y b) perlita.	54
Figura 3. 15. Perfiles de microdureza Vickers de los cordones de soldadura superiores (izquierda) e inferiores (derecha): a) y b) sin campo magnético, c) y d) con campo magnético.	56
Figura 3. 16. Grafica Esfuerzo-Deformación del material en condición de llegada.	57
Figura 3. 17. Gráficas esfuerzo-deformación del ensayo de tensión de las soldaduras: a) sin campo magnético y b) con campo perpendicular.	59
Figura 3. 18. Representación de la muestra del material: 1) con muesca de prueba Charpy sobre la parte central del cordón de soldadura inferior y 2) línea central de la muesca de prueba Charpy [28].	62
Figura 3. 19. Fractografías del ensayo de tensión del material base tomadas a: a) 200X, b) 500X, c) 1000X y d) 4000X.	63
Figura 3. 20. Microanálisis de composición de la inclusión 1.	64
Figura 3. 21. Microanálisis de composición de la inclusión 2.	64
Figura 3. 22. Fractografía de las superficies de las probetas de tensión de la soldadura con campo perpendicular: a) 20X, b) 100X, c) 500X y d) 1000X.	65
Figura 3. 23. Fractografía de las superficies de las probetas de tensión de la soldadura sin campo magnético: a) 20X, b) 100X, c) 500X y d) 1000X.	66
Figura 3. 24. Fractografía de las superficies de las probetas de impacto de la soldadura sin campo a) y b), y con campo magnético c) y d).	67
Figura 3. 25. EDS de inclusión metálica de la probeta de impacto sin campo magnético.	68
Figura 3. 26. EDS de inclusión metálica de la probeta de impacto con campo magnético.	69

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 1. 1. Requerimientos de tensión para aceros API 5L PSL 1 [1].	2
Tabla 1. 2. Requerimientos de tensión para aceros API 5L PSL 2 [1].	3
Tabla 1. 3. Requerimientos químicos para análisis del producto PSL 1 (% en peso) [1].	4
Tabla 1. 4. Requerimientos químicos para análisis del producto PSL 2 (% en peso) [1].	4
Tabla 1. 5. Propiedades de los gases de protección utilizados en la soldadura [16].	17
Tabla 1. 6. Resultados de los ensayos de tensión [24].	25
Tabla 2. 1. Composición química del acero API X-70 y del electrodo ER70S-6 (% en peso).	29
Tabla 2. 2. Parámetros operativos operativas GMAW para las soldaduras son y sin aplicación de campo electromagnético.	36
Tabla 2. 3. Detalles del análisis de la sección transversal.	37
Tabla 3. 1. Resultados promedio de microdureza de las diferentes condiciones y zonas de los cordones de soldadura (Vickers).	56
Tabla 3. 2. Resultados del ensayo de tensión para el material en condición de llegada.	57
Tabla 3. 3. Propiedades mecánicas de tensión promedio de las soldaduras del acero API X-70.	58
Tabla 3. 4. Resultados del ensayo de impacto Charpy del material base.	61
Tabla 3. 5. Resultados promedio de la tenacidad de los cordones inferiores de las soldaduras con y sin campo magnético.	62

RESUMEN

En el presente trabajo se investigó el efecto que tiene interacción electromagnética de baja intensidad (IEMBI) aplicando campos magnéticos externos perpendiculares al arco eléctrico y opuestos entre sí sobre la unión en dos pasadas de bisel en doble “V” a 30° sin talón de raíz en el acero API 5L X-70 mediante el proceso de soldadura de arco metálico y gas de protección (GMAW por sus siglas en inglés), con mayor énfasis sobre cordón de soldadura y zona afectada térmicamente (ZAT), se varió la intensidad electromagnética (IEM) desde 0 y 3.5 mT, comparando los resultados de las pruebas mecánicas y metalográficas con la soldadura convencional sin campo magnético (CM) y metalográficas con la soldadura de fábrica mediante el proceso soldadura por arco sumergido (SAW por sus siglas en inglés).

Se realizaron pruebas de tensión uniaxial, microdureza e impacto Charpy para evaluar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas. La microestructura de los especímenes fue estudiada por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB). Las observaciones microestructurales mostraron que la microestructura de los cordones de soldadura con campo magnético está constituida por ferrita acicular (FA) y de límite de grano (proeutectoide). Los valores de resistencia a la tensión, esfuerzo de fluencia y porcentaje de elongación para la soldadura con CM aumentaron en un 17.38, 13 y 43% sobre la soldadura convencional, de tal manera que cumple con los valores mínimos establecidos por la norma. La soldadura con CM presentó menor variación en las mediciones de microdureza en el cordón inferior debido a que el tamaño de grano de la microestructura es más pequeño que los demás especímenes. Así mismo, las fractografías de tensión de la soldadura con CM presentaron una fractura de tipo dúctil, de manera similar el material base y la junta sin campo. La tenacidad de la soldadura con CM mejoró un 285% en comparación con la unión soldada sin campo, siendo inclusive siendo similar a la del metal base.

La aplicación de esta técnica alterna en la soldadura mejoró las propiedades mecánicas del material obteniendo un refinamiento de grano en el cordón de soldadura, así como también un refinamiento de la microestructura más pronunciado que la soldadura SAW, tanto en la zona fundida como en la ZAT, también se obtuvo mayor refinamiento en la zona donde se dio la afectación térmica por efecto de la depositación del segundo cordón de soldadura y al efecto del campo magnético. Palabras Claves: Intensidad electromagnética de baja intensidad, campo magnético, GMAV, ferrita acicular y soldadura.

ABSTRACT

In the present work the effect of low intensity electromagnetic interaction (LIEI) was investigated by applying external magnetic fields perpendicular to the electric arc and opposite each other on the joint in two passes of bevel in double "V" at 30 ° without root bead in API 5L X-70 steel by means of the gas metal arc welding process (GMAW), with greater emphasis on welding bead and thermally affected area (HAZ), the electromagnetic intensity (EI) was between 0 and 3.5 mT, comparing the results of mechanical and metallographic tests with conventional welding without magnetic field (MF) and metallographic welding with the factory welding by the submerged arc welding process (SAW).

Uniaxial tension, microhardness and Charpy impact tests were performed to evaluate the mechanical properties of the welded joints. The microstructure of the specimens was studied by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). The microstructural observations showed that the microstructure of the weld seams, with magnetic field, is constituted by acicular ferrite (AF) and grain limit (proeutectoid). The values of tensile strength, yield stress and elongation percentage for welding with MF increased by 17.38, 13 and 43% over conventional welding, in such a way that it meets the minimum values established by the standard. Welding with MF showed less variation in microhardness measurements in the lower cord because the grain size of the microstructure is smaller than the other specimens. Likewise, the assay stress fractographies of the MF welding presented a ductile type fracture, similarly the base material and the joint without field. The tenacity of welding with MF improved 285% compared to the welded joint without field, even being similar to that of the base metal.

The application of this alternative technique in the welding improved the mechanical properties of the material achieving a refinement of grain in the weld bead, as well as a refinement of the microstructure more pronounced than the SAW weld, both in the melted zone and in the HAZ, also greater refinement was achieved in the area where the thermal affectation occurred due to the effect of the deposition of the second weld bead and to the effect of the magnetic field.

INTRODUCCIÓN.

En el campo de la soldadura de materiales metálicos siempre se ha estado buscando nuevas alternativas en la unión de los materiales, por lo cual es interesante aplicarle alguna modificación al proceso de soldadura durante su ejecución, con el propósito de modificar la microestructura y obtener mejores propiedades mecánicas, es por esto que se ha decidido aplicar la IEMBI durante la soldadura con la finalidad de determinar la variación tanto microestructural como en su comportamiento mecánico de la junta soldada.

Los materiales utilizados más comúnmente para la fabricación de tuberías para la industria petrolera, oleoductos y gasoductos, pertenecen a la normativa más importante a nivel internacional para tubería de conducción la especificación API-5L (American Petroleum Institute) [1], en particular tubos de acero de bajo carbono y aceros con V, Ti, Nb (de baja aleación). Esta clasificación de aceros cumple con los requerimientos que se mencionan en el apartado 6 de la especificación API 5L, donde se detalla la composición química y propiedades mecánicas como resistencia a la tensión, flexión, tenacidad y ductilidad de soldadura. Debido a la alta demanda de fabricación de estos aceros para el transporte de crudo, gas y combustible, se debe tener en cuenta un especial cuidado con las características del acero para evitar en todos sus sentidos alguna falla. Se ha señalado que para la fabricación de este tipo de aceros, se requiere de una práctica de aceración, laminación en caliente del planchón de forma controlada y aunándole un enfriamiento acelerado de la placa deformada [2]. Respecto a la aceración, los avances tecnológicos han permitido la producción de aceros con elementos microaleantes controlados en ppm [3], permitiendo así una mejor respuesta cuando se someten a tratamientos termomecánicos. Por ejemplo, con contenidos de carbono menor a 0.05 % en peso se mejora la soldabilidad y se reduce el endurecimiento en la zona afectada por el calor.

Es por todo lo anterior que en este trabajo se compara la soldadura convencional sin interacción electromagnética del acero API X-70, la cual se utiliza con mayor frecuencia en la actualidad por la relación bajo costo y propiedades mecánicas, con soldaduras realizadas con IEMBI en

términos de análisis macro y microestructurales, así como su efecto en la resistencia mecánica de la unión en particular en el metal de soldadura (MS) y la ZAT.

OBJETIVOS.

El objetivo fundamental del presente proyecto de investigación es analizar el efecto que puede producir la interacción electromagnética de baja intensidad variando la intensidad del campo magnético aplicado durante la soldadura por fusión del acero API 5L X-70 mediante el proceso de soldadura con arco metálico y protección gaseosa en la microestructura de la ZF, MS y la ZAT, utilizando 3.5 mT y compararla con la soldadura sin campo magnético, utilizando las mismas variables.

Objetivos particulares.

- Evaluar el efecto del campo electromagnético en la ZAT y cordón de soldadura en función de la microestructura obtenida.
- Evaluar los efectos de la aplicación de la interacción de campo electromagnético de baja intensidad en las propiedades mecánicas de tensión, tenacidad y microdureza de las juntas soldadas.
- Soldar de dos pasadas la placa de una pulgada de espesor para evitar más ciclos térmicos.
- Determinar la mejor condición de campo electromagnético donde se favorezcan las propiedades mecánicas de acuerdo a la microestructura en la soldadura.

JUSTIFICACIÓN.

La justificación principal es que la aplicación de la IEMBI ha propiciado resultados interesantes en la ZAT de los aceros inoxidable austeníticos, en cuanto a la disminución del fenómeno de susceptibilidad a la corrosión intergranular, y dado que este fenómeno ocurre en estado sólido, es interesante analizar lo que puede ocasionar tanto en la pileta líquida y en estado sólido en la ZAT

de un material ferromagnético como lo es el acero API 5L X-70. Se pretende reducir el tamaño de grano de la junta soldada y el tamaño de la ZAT con el uso del campo magnético, obteniendo como beneficio una mayor resistencia mecánica que la soldadura sin campo magnético y demostrar que el uso de esa modificación al proceso de soldadura beneficia el comportamiento final de junta.

HIPÓTESIS.

Con la aplicación de la interacción electromagnética se va a modificar la microestructura mejorando las propiedades mecánicas de la soldadura debido a una agitación electromagnética en la pileta de soldadura provocando que los elementos de aleación se redistribuyan haciendo que la composición química en la pileta de soldadura se homogenice. Se va a reducir el grado de afectación térmica y tamaño de grano a medida que el material base fundido se introduzca a la zona de fusión.

CAPÍTULO 1. DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

1.1 Clasificación de los aceros API 5L.

Los aceros al carbono API 5L se clasifican en dos tipos, que son los PSL1 Y PSL2, y definen los diferentes estándares y requerimientos técnicos. Existen diferentes grados estándar de aceros A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 y X80. En cuanto a composición química y propiedades mecánicas de grados intermedios, están sujetos por acuerdo entre el comprador y el fabricante.

De acuerdo a esta norma los aceros API 5L deben cumplir con ciertos requerimientos de propiedades mecánicas mínimas y máximas de tensión uniáxica, esfuerzo de cedencia y elongación. En las tablas 1.1 y 1.2 se muestran estas condiciones para las dos clasificaciones PSL 1 Y PSL 2 [1].

Tabla 1. 1. Requerimientos de tensión para aceros API 5L PSL 1 [1].

Grado	Esfuerzo de cedencia, mínimo	Esfuerzo de tensión, mínimo	Elongación en 2 in. (50.8 mm), porcentaje mínimo
	MPa	MPa	
A25	172	310	a
A	207	331	a
B	241	414	a
X42	290	414	a
X46	317	434	a
X52	359	455	a
X56	386	490	a
X60	414	517	a
X65	448	531	a
X70	483	565	a

Tabla 1. 2. Requerimientos de tensión para aceros API 5L PSL 2 [1].

Grado	Esfuerzo de cedencia, mínimo	Esfuerzo de cedencia, máximo ^b	Esfuerzo de tensión, mínimo	Esfuerzo de tensión, máximo ^c	Elongación en 2 in. (50.8 mm), porcentaje mínimo
	MPa	MPa	MPa	MPa	
B	241	448 ^d	414	758	a
X42	290	496	414	758	a
X46	317	524	434	758	a
X52	359	531	455	758	a
X56	386	544	490	758	a
X60	414	565	517	758	a
X65	448	600	531	758	a
X70	483	621	565	758	a
X80	552	690 ^c	621	827	a

^aLa elongación mínima en 2 in (50.8 mm) deberá ser determinada por la siguiente ecuación:

Unidades del sistema inglés

$$e = 625000 \frac{A^{0.2}}{U^{0.9}} \quad (1)$$

Unidades del sistema internacional

$$e = 1944 \frac{A^{0.2}}{U^{0.9}} \quad (2)$$

Donde:

e = Elongación mínima en 2 pulgadas (50,8 mm) en porcentaje redondeado al porcentaje más cercano.

A = Área de la muestra de prueba de tracción aplicable.

U = Resistencia mínima a la tracción final especificada en psi (MPa)

1.1.1 Componentes del acero API 5L X-70.

La composición química se muestra en las tablas 1.3 y 1.4 para los tipos los PSL1 y PSL2 respectivamente [1].

Tabla 1. 3. Requerimientos químicos para análisis del producto PSL 1 (% en peso) [1].

Grado	C máximo ^a	Mn máximo ^a	P		S máximo	Ti máximo	Otros
			mínimo	máximo			
A25, CI	0.21	0.60	0.045	0.030	0.030		
A25, CII	0.21	0.60		0.080	0.030		
A	0.22	0.90		0.030	0.030		
B	0.26	1.20		0.030	0.030	0.04	b, c, d
X42	0.26	1.30		0.030	0.030	0.04	c, d
X46	0.26	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X52	0.26	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X56	0.26	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X60 ^f	0.26	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X65 ^f	0.26	1.45		0.030	0.030	0.06	c, d
X70 ^f	0.26	1.65	0.030	0.030	0.06	c, d	

Tabla 1. 4. Requerimientos químicos para análisis del producto PSL 2 (% en peso) [1].

Grado	C máximo ^a	Mn máximo ^a	P máximo	S máximo	Ti máximo	Otros
B	0.22	1.20	0.025	0.015	0.04	c, d, e
X42	0.22	1.30	0.025	0.015	0.04	c, d
X46	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X52	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X56	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X60 ^f	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X65 ^f	0.22	1.45	0.025	0.015	0.06	c, d
X70 ^f	0.22	1.65	0.025	0.015	0.06	c, d
X80 ^f	0.22	1.85	0.025	0.015	0.06	c, d

^b La suma de los contenidos de niobio y vanadio no deberá exceder del 0,03%, excepto que, por acuerdo entre el comprador y el fabricante, pueda establecerse un máximo alternativo.

^c Puede usarse niobio, vanadio, o combinaciones de los mismos a discreción del fabricante.

^d La suma de los contenidos de niobio, vanadio y titanio no deberá exceder del 0,15%.

^e La suma de los contenidos de niobio y vanadio no deberá exceder del 0,06%, excepto que, por acuerdo entre el comprador y el fabricante, pueda establecerse un máximo alternativo.

^f Otras composiciones químicas podrán suministrarse por acuerdo entre el comprador y el fabricante, siempre que se cumplan los límites de la nota ^d y los límites tabulares para el fósforo y el azufre.

1.2 Metalurgia de los aceros API.

En los últimos años, los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés) laminados en caliente que contienen Mo y microaleantes, como Nb, V o Ti, se han utilizado generalmente en aplicaciones especiales, tuberías y estructuras de construcción resistentes al fuego. De acuerdo con Sun y col. [4] los aceros HSLA que contienen tanto Nb como Mo exhiben resistencia superior a los aceros HSLA convencionales que contienen Nb y V. Estos hallazgos sugieren fuertemente que la coexistencia de Mo y los elementos micro aleados (Nb, V, Ti) juegan un papel importante en la cinética de recristalización y precipitación, mejorando así significativamente la resistencia de este tipo de aceros.

Es bien sabido que las propiedades mecánicas de los productos de acero están determinadas por la microestructura final que está influenciada por el tamaño de grano de austenita después de la deformación a alta temperatura. Cuando los aceros de baja aleación y microaleados se tensan en la fase de austenita, la austenita experimenta tres fenómenos: el endurecimiento del trabajo, la recuperación dinámica y la recristalización dinámica. La interacción de estos fenómenos se refleja en las curvas esfuerzo-deformación [4].

El endurecimiento del material durante la deformación plástica conduce a un aumento de su energía interna. Cuando el efecto del proceso de endurecimiento se reduce por recuperación antes de que la densidad de dislocación alcance su valor crítico, comienza la recristalización dinámica. La identificación de la deformación en la que comienza la recristalización ha sido objeto de varios estudios y casi todos muestran que el valor de esta deformación es ligeramente inferior a la deformación máxima [5].

La mayor parte de los aceros de tubería de alta resistencia para los grados API de hasta X-65 ó X-70 tienen una estructura de ferrita-perlita poligonal y derivan su resistencia a partir de un tamaño de grano fino de ferrita y precipitación de carbonitruros, principalmente de vanadio, pero también de niobio, en la ferrita, además de algunas dislocaciones. El manganeso y silicio en soluciones sólidas también tienen una pequeña contribución a la resistencia [6]. Recientemente, la mayoría de los aceros de tubería de alta resistencia han sido fabricados a partir de aceros controlados de bajo carbono (0.08-0.12%).

Sage [6] señala que en estos aceros el tamaño de grano fino se ha logrado mediante adiciones de aproximadamente 0,03% de niobio. Con la adición de este se forman precipitados de carburo de niobio que impiden la recristalización de la austenita y durante la laminación posterior a temperaturas justo por encima de la temperatura de transformación, los granos de austenita se rodean de partículas de NbC transformándose en granos finos de ferrita poligonal. Es de este modo que en los aceros laminados, el tamaño de grano fino permite obtener resistencias a la deformación de 410 MN m^{-2} con una resistencia a la tracción de 585 MN m^{-2} en tubería y placa de espesores de al menos 15 mm. Los aceros de bajo carbono-molibdeno-niobio-manganeso se desarrollaron como una alternativa, en la cual, aprovechando el retraso en la formación de ferrita producido por el efecto de templabilidad del molibdeno y el niobio, estructuras bainíticas a menudo denominadas ferrita "acicular", se producen en condición de laminado y la resistencia de estos aceros se incrementa adicionalmente por templado.

A diferencia de la mayoría de las otras estructuras, la línea de tubería (excepto cuando es enfriado y templado en forma de tubería) se usa en la condición de trabajo en frío y el proceso de trabajo en frío de la placa de acero durante la formación y expansión de la tubería juega un papel crítico en la determinación de las propiedades de la tubería. Dadas estas condiciones la dureza es reducida en la mayoría de los aceros. Durante la fabricación de los tubos, la capa interna de la placa es deformada por compresión, aumentando la deformación desde cero en el eje neutro hasta un máximo en la superficie, mientras que por la parte exterior de la placa es deformada por tensión. Durante la expansión, las capas internas de la pared del tubo se deforman en tensión y las capas externas reciben una deformación adicional en tensión. Para disponer de probetas de prueba por medio del aplanamiento de una sección del tubo, las capas internas se deforman en tensión y las capas externas se comprimen. Estas deformaciones se muestran en la figura 1.1 [7].

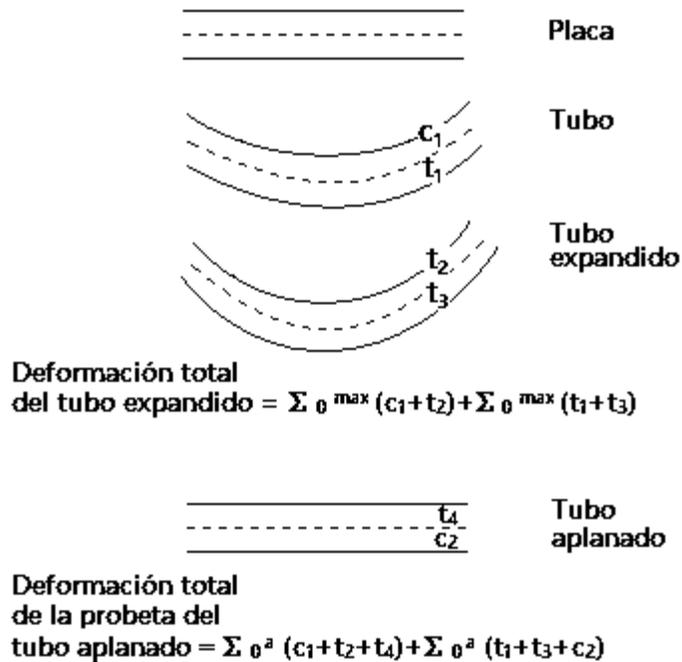


Figura 1. 1. Deformación durante la formación tubería expandida a partir de la placa [7].

1.3 Metalurgia de la soldadura de los aceros API

De acuerdo con Shin [8] el proceso de soldadura por arco sumergido es usado generalmente para unir las tuberías para transportar el gas amargo así como también GMAW y algunos métodos recientemente desarrollados incluyen soldadura por haz de electrones y soldadura híbrida de arco-laser.

El proceso SAW es empleado cuando se requiere una velocidad alta de aportación. Este se lleva a cabo de forma automatizada de manera que se regula la distorsión de la soldadura, de manera que siguiendo las especificaciones para este proceso, pueden ser normalizados y templados después de aplicar la soldadura [9].

La microestructura de la soldadura por SAW generalmente está compuesta de una compleja mezcla de constituyentes microestructurales. Los depósitos de arco sumergido en aceros de alta resistencia abarcan los siguientes constituyentes microestructurales [9]:

- Ferrita proeutectoide: en forma equiaxial o como venas finas de austenita delineada anteriormente en el límite de grano.
- Ferrita Widmanstätten: similar a listones paralelos a la ferrita emanados anteriormente en los límites de grano de la austenita.
- Ferrita acicular: una estructura resistente encontrada dentro del cuerpo de los granos austeníticos.
- Austenita remanente o listones de martensita (referida algunas veces como fases de austenita-martensita).
- Otros productos, incluyendo perlita y bainita.

Sterjovski [10] señala que el proceso de soldadura por arco sumergido puede ser remplazado por el proceso de soldadura con arco metálico y gas de protección ya que cuenta con el potencial de aumentar la productividad y minimizar la distorsión.

Por otra parte el proceso de soldadura por resistencia eléctrica (ERW por sus siglas en inglés) ha sido usado en el transporte de gas amargo ya que es menos costoso y tiene una mayor productividad comparado con otros procesos como la soldadura marina. Sin embargo, bajo condiciones de enfriamiento rápido la microestructura adyacente a la línea de unión transforma en fases duras tales como martensita o bainita. Estas fases duras dan como resultado una dureza baja tenacidad y alta dureza con mayores esfuerzos residuales. Por todo esto es requerido un tratamiento térmico post-soldadura en la tubería soldada por ERW con la finalidad de recuperar las propiedades mecánicas y reducir la posibilidad de que ocurra fractura frágil en la línea de unión [11].

Según Guedri [12] el desarrollo de aceros de tubería con alta elasticidad y tenacidad se basó en las demandas de mejorar el grado de soldabilidad y la reducción en costos de la soldadura, principalmente durante la construcción de las tuberías. La selección adecuada de la

microestructura es un factor importante para mejorar aún más los comportamientos de soldabilidad, resistencia y tenacidad de los aceros de gasoducto y oleoductos.

De acuerdo con Sung [13] durante la soldadura de los aceros para tubería presenta un problema de baja tenacidad a la fractura ya que se forma una zona afectada por el calor (ZAT) en las regiones soldadas y de acuerdo con los ciclos térmicos en la soldadura, los granos de austenita crecen preferentemente, formando fácilmente microestructuras como bainita o martensita en la ZAT. Estas tuberías requieren tener una excelente tenacidad en condiciones extremas a bajas temperaturas, por lo que si se propicia la formación de ferrita se reduce la formación de estas fases en la ZAT. Por otra parte Dolvy y Knott [14] señalan que fases bainíticas y martensíticas en la ZAT se forman fácilmente.

1.4 Efecto de los elementos de aleación.

Los elementos de aleación pueden dividirse en dos categorías según la interacción del carbono en el acero [15]:

1. Elementos formadores de carburos, tales como Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti y Zr. Se introducen en solución sólida en cementita a bajas concentraciones. A mayores concentraciones, forman carburos de aleación más estables, aunque Mn sólo se disuelve en cementita.
2. Elementos no formadores de carburos, tales como Ni, Co, Cu, Si, P y Al. Normalmente se encuentran en la matriz.

1.4.1 Niobio y Tantalio.

El niobio es un fuerte formador de carburos y nitruros. Pequeñas cantidades de Nb pueden formar nitruros finos o carbonitruros y refinar los granos, aumentando por lo tanto la resistencia a la deformación de los aceros y las propiedades mecánicas. El niobio se utiliza ampliamente en los aceros microaleados para obtener una alta resistencia y buena tenacidad a través de la laminación controlada y las prácticas de enfriamiento controlado. Un 0,03% de Nb en austenita puede

aumentar la resistencia a la fluencia del acero de medio carbono en 150 MPa. Los aceros templados y no templados que contienen niobio, incluidos los aceros de microaleados de medio carbono y los aceros bajo de carbono bainita (martensita), ofrecen una combinación mucho mejorada de resistencia y tenacidad. El niobio es un estabilizador en los aceros austeníticos Cr-Ni para eliminar la corrosión intergranular [15].

1.4.2 Titanio.

El titanio es un formador de carburos y nitruros muy fuerte. Los efectos de Ti son similares a los de Nb y V, pero los carburos y nitruros de titanio son más estables que los de Nb y V. Es ampliamente utilizado en aceros inoxidable austeníticos como un formador de carburos para la estabilización y para eliminar la corrosión intergranular. Mediante la adición de Ti, los compuestos intermetálicos se forman en aceros martensíticos, causando endurecimiento por envejecido. El titanio aumenta la resistencia a la fluencia a través de la formación de nitruros especiales y tiende significativamente a la segregación y bandas [15].

1.4.3 Vanadio.

El vanadio es también un formador de carburos muy fuerte. Muy pequeñas cantidades de V se disuelven en cementita. También se disuelve en austenita, aumentando fuertemente la templabilidad, pero los carburos de vanadio no disueltos disminuyen la templabilidad. El vanadio es un refinador de grano, e imparte fuerza y dureza. Los carburos y nitruros finos de vanadio dan un fuerte efecto de endurecimiento por dispersión en aceros microaleados después de un laminado controlado y enfriamiento controlado. El vanadio proporciona un endurecimiento secundario muy fuerte al temple, por lo que eleva la dureza en caliente y, por lo tanto, la capacidad de corte en los aceros de alta velocidad. El vanadio aumenta la resistencia a la fatiga y mejora la sensibilidad de la muesca. El vanadio aumenta la resistencia al desgaste, la calidad de sujeción de borde y la resistencia a altas temperaturas. Por lo tanto, se utiliza principalmente como un elemento de aleación adicional en los aceros de alta velocidad, forjado en caliente y resistente a la fluencia. Promueve la soldabilidad de aceros térmicamente tratables [15].

1.4.4 Molibdeno.

El molibdeno es un formador de carburo pronunciado. Se disuelve ligeramente en cementita, mientras que los carburos de molibdeno se forman cuando el contenido de Mo en el acero es lo suficientemente alto. El molibdeno puede inducir endurecimiento secundario durante el templado de aceros templados y mejora la resistencia a la fluencia de aceros de baja aleación a temperaturas elevadas. La adición de Mo produce aceros de grano fino, aumenta la templabilidad y mejora la resistencia a la fatiga. Los aceros de aleación que contienen 0.20-0.40% de Mo o V muestran una fragilidad retardada en el temple, pero no puede ser eliminada. Aumenta la resistencia a la corrosión y se utiliza en gran medida en aceros inoxidable ferríticos de alta aleación y en aceros inoxidable austeníticos. Un alto contenido de Mo reduce la susceptibilidad del acero inoxidable a las picaduras. El molibdeno tiene una solución sólida muy fuerte que se fortalece en aleaciones austeníticas a temperaturas elevadas. Es un elemento de aleación muy importante para los aceros aleados [15].

1.4.5 Níquel.

El níquel es un elemento no formador de carburos en los aceros. Como resultado del campo abierto de fase γ , es un elemento formador de austenita. El níquel aumenta la templabilidad. En combinación con Ni, Cr y Mo, produce mayor endurecimiento, resistencia al impacto y resistencia a la fatiga en los aceros. La disolución de níquel en ferrita mejora la tenacidad, disminuye $FATT_{50\%}$ ($^{\circ}C$), incluso a temperaturas bajo cero. Aumenta la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable austeníticos en un medio ácido no oxidante [15].

1.4.6 Cromo.

El cromo es un formador de carburos medio. En el rango de relación Cr / C bajo, sólo se forma cementita aleada $(Fe, Cr)_3C$. Si aumenta la relación Cr / C, aparecerán carburos de cromo $(Cr, Fe)_7C_3$ o $(Cr, Fe)_{23}C_6$ o ambos. El cromo aumenta la templabilidad, la resistencia a la corrosión y la

oxidación de los aceros, mejora la resistencia a altas temperaturas y las propiedades de hidrogenación a alta presión, y mejora la resistencia a la abrasión en grados de alto contenido de carbono. Los carburos de cromo son duros y resistentes al desgaste y aumentan la calidad de sujeción de los bordes. Los carburos complejos de cromo-hierro entran lentamente en solución en austenita; por lo tanto, un tiempo más largo en la temperatura es necesario para permitir que la solución tenga lugar antes de que se complete el enfriamiento. El cromo es el elemento de aleación más importante en los aceros. La adición de Cr en los aceros aumenta las impurezas, tales como P, Sn, Sb y As, segregando a los límites del grano e induce la fragilización en el temple [15].

1.4.7 Silicio.

El silicio es uno de los principales desoxidantes utilizados en la fabricación de acero; por lo tanto, el contenido de silicio también determina el tipo de acero producido. Los aceros al carbono calmados pueden contener Si hasta un máximo de 0,60%. Los aceros semi-calmados pueden contener cantidades moderadas de Si. El silicio se disuelve completamente en ferrita, cuando el contenido de silicio es inferior al 0,30%, aumentando su resistencia sin disminuir considerablemente la ductilidad. Más allá del 0,40% Si, se observa una apreciable disminución de la ductilidad en los aceros al carbono. Si se combina con Mn o Mo, el silicio puede producir una mayor templabilidad de los aceros. Debido a la adición de Si, la corrosión por tensión puede eliminarse en los aceros austeníticos. En los aceros tratados térmicamente, el Si es un elemento de aleación importante, y aumenta la templabilidad, la resistencia al desgaste, el límite elástico y el límite de elasticidad. El silicio no es un formador de carburos, y libre de cementita o carburos; Se disuelve en martensita y retarda la descomposición de martensita de aleación hasta 3008 °C [15].

1.4.8 Manganeso.

El manganeso está presente en prácticamente todos los aceros en cantidades de 0,30% o más. El manganeso es esencialmente un desoxidante y un desulfurante. Tiene una menor tendencia a la macro segregación que cualquiera de los elementos comunes. Los aceros con cantidades superiores al 0,60% no pueden ser fácilmente bordeados. El manganeso es beneficioso para la calidad de la superficie en todos los rangos de carbono (con la excepción de los aceros con borde extremadamente bajo de carbono). El manganeso afecta favorablemente la forja y la soldabilidad. El manganeso es un formador de carburo débil, que sólo se disuelve en cementita, y forma la cementita de aleación en los aceros. El manganeso es un formador de austenita como resultado del campo abierto de la fase γ . Grandes cantidades de este ($> 2\%$) resultan en una mayor tendencia a agrietamiento y distorsión durante el templado. La presencia del elemento de aleación Mn en los aceros aumenta las impurezas tales como P, Sn, Sb, y As segregando a los límites de grano e induce la fragilización por templado [15].

1.4.9 Carbono.

La cantidad de carbono requerida en el acero acabado limita el tipo de acero que se puede fabricar. A medida que aumenta el contenido de C de los aceros con borde, la calidad de la superficie se deteriora. Los aceros calmados en el rango aproximado de 0.15-0.30% C pueden tener una calidad superficial peor y requieren un procesamiento especial para lograr una calidad de superficie comparable a los aceros con contenido de C más bajo. El carbono tiene una tendencia moderada a la macro segregación durante la solidificación, y a menudo es más significativo que el de cualquier otro elemento de aleación. El carbono tiene una fuerte tendencia a segregar en los defectos de los aceros (tales como los límites de grano y las dislocaciones). Los elementos formadores de carburo pueden interactuar con carbono y formar carburos de aleación. El carbono es el principal elemento endurecedor en todos los aceros excepto el endurecimiento austenítico por precipitación de los aceros inoxidable. El efecto de fortalecimiento de C en los aceros consiste en el fortalecimiento de la solución sólida y el fortalecimiento de la dispersión del

carburo. A medida que el contenido de C en acero aumenta, la resistencia aumenta, pero la ductilidad y la soldabilidad disminuyen [15].

1.4.10 Fósforo.

El fósforo se segrega durante la solidificación, pero en menor medida que el C y S. El fósforo se disuelve en ferrita y aumenta la resistencia de los aceros. A medida que la cantidad de P aumenta, la ductilidad y la resistencia al impacto de los aceros disminuyen. El fósforo tiene una tendencia muy fuerte a segregar en los límites del grano, y causa la fragilidad en el temple de los aceros aleados, especialmente en los aceros Mn, Cr, Mn-Si, Cr-Ni y Cr-Mn. El fósforo también aumenta la templabilidad y retarda la descomposición de la martensita como el Si en los aceros. En aceros estructurales de baja aleación que contienen ~ 0,1% C, el P aumenta la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión atmosférica. En los aceros austeníticos Cr-Ni, la adición de P puede causar efectos de precipitación y un aumento en los puntos de fluencia. Como agente oxidante fuerte, P causa la corrosión del límite de grano en los aceros inoxidable austeníticos después del tratamiento de la solución sólida como resultado de la segregación de P en los límites del grano [15].

1.4.11 Azufre.

El azufre tiene un efecto perjudicial sobre la ductilidad transversal, la resistencia al impacto de la muesca, la soldabilidad y la calidad de la superficie (particularmente en los aceros de bajo carbono y bajo manganeso), pero tiene un ligero efecto sobre las propiedades mecánicas longitudinales. El azufre tiene una tendencia muy fuerte a segregar en los límites del grano y causa la reducción de la ductilidad caliente en aceros aleados. Sin embargo, el azufre en el rango de 0.08-0.33% es intencionalmente añadido a los aceros de mecanizado libre para el aumento de la maquinabilidad. El azufre mejora la vida de fatiga de los aceros para rodamientos, porque el coeficiente térmico sobre la inclusión de MnS es mayor que el de la matriz, pero el coeficiente térmico de las inclusiones de óxido es menor que el de la matriz y porque las inclusiones de MnS

cubren óxidos (tales como alúmina, silicato y espinela), reduciendo así las tensiones de tracción en la matriz circundante [15].

1.4.12 Aluminio.

El aluminio es ampliamente utilizado como un desoxidante y un refinador de grano. Forma nitruros muy duros y suele ser un elemento de aleación en los aceros nitrurantes. A menudo se añade a los aceros y aleaciones resistentes al calor. En los aceros inoxidable de templado por precipitación, se puede utilizar como elemento de aleación, provocando una reacción de endurecimiento por precipitación. El aluminio también se utiliza en aceros martensíticos. El aluminio aumenta la resistencia a la corrosión en los aceros resistentes a la corrosión de baja emisión de carbono. De todos los elementos de aleación, el Al es uno de los elementos más efectivos en el control del crecimiento del grano antes del temple [15].

1.4.13 Nitrógeno.

El nitrógeno es uno de los elementos importantes en el grupo del campo γ expandido. Puede expandir y estabilizar la estructura austenítica, y sustituir en parte a Ni en aceros austeníticos. Si se añaden los elementos de formación de nitruro V, Nb y Ti a aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés), se formarán nitruros finos y carbonitruros durante el laminado controlado y el enfriamiento controlado. El nitrógeno puede utilizarse como elemento de aleación en aceros de microaleados o aceros inoxidable austeníticos, causando precipitación o reforzamiento de la solución sólida. El nitrógeno induce el envejecimiento por deformación y el envejecimiento por templado [15].

1.4.14 Tungsteno.

El tungsteno es un fuerte formador de carburos. El comportamiento del W es muy similar al del Mo en los aceros. El tungsteno se disuelve ligeramente en cementita. A medida que el contenido

de W aumenta en aceros aleados, forma carburos muy duros, resistentes a la abrasión, y puede inducir endurecimiento secundario durante el revenido de aceros templados. Promueve la resistencia en caliente, la dureza y por lo tanto la capacidad de corte. Previene el crecimiento del grano a altas temperaturas. W y Mo son los principales elementos de aleación en los aceros de alta velocidad. Sin embargo, W y Mo afectan la resistencia al decapado [15].

1.5 Proceso de soldadura con arco metálico y protección gaseosa (GMAW) y gases de protección.

La soldadura metálica por arco eléctrico con protección gas (Gas Metal Arc Welding GMAW) es un proceso que funde y une metales al calentarlos con un arco establecido entre un electrodo de alambre metálico consumible sólido alimentado continuamente y la pieza (Figura 1.2) [16].

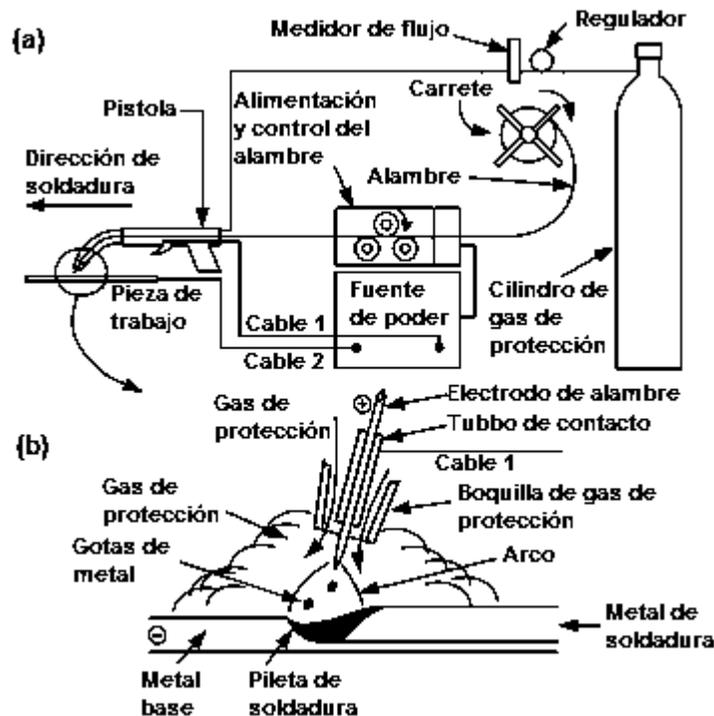


Figura 1. 2. Esquema del proceso de soldadura GMAW: (a) Proceso general; (b) Ampliación del área de soldadura [16].

La protección, tanto del arco como de la pileta de fusión, se consigue a través de gases inertes (Argón/Helio) o una mezcla de gases inertes y activos (CO₂, O₂). El argón, el helio, y sus mezclas se utilizan para soldar metales no ferrosos, así como aceros inoxidable y aleados. La energía del arco está dispersa de manera menos uniforme en un arco protegido con Ar que en un arco protegido con He debido a la menor conductividad térmica de Ar. En consecuencia, el plasma de arco con Ar tiene un núcleo de energía muy alta y un manto exterior de menor energía térmica. Esto ayuda a producir una transferencia axial estable de gotas de metal a través de un plasma de arco con Ar [16].

En la tabla 1.5 se muestran las propiedades de algunos gases de protección [16]. Como se puede apreciar, los potenciales de ionización para el argón y el helio son 15,7 y 24,5 eV (electrón voltios), respectivamente. Puesto que es más fácil ionizar el argón que el helio, la iniciación del arco es más fácil y la caída de voltaje a través del arco es menor con el argón. Además, dado que el argón es más pesado que el helio, ofrece un blindaje más eficaz y una mayor resistencia a la tracción cruzada que el helio [16].

Tabla 1. 5. Propiedades de los gases de protección utilizados en la soldadura [16].

Gas	Símbolo químico	Peso molecular (g/mol)	Gravedad específica respecto al aire a 1 atm y 0°C	Densidad (g/L)	Potencial de ionización
Argón	Ar	39.95	1.38	1.784	15.7
Dióxido de carbono	CO ₂	44.01	1.53	1.978	14.4
Helio	He	4.00	0.1368	0.178	24.5
Hidrógeno	H ₂	2.016	0.0695	0.090	13.5
Nitrógeno	N ₂	28.01	0.967	1.25	14.5
Oxígeno	O ₂	32.00	1.105	1.43	13.2

En metales ferrosos, sin embargo, la protección con He puede producir salpicaduras y la protección con Ar puede causar cortes en las líneas de fusión. La adición de O₂ (alrededor de 3%) o CO₂ (alrededor del 9%) al Ar reduce los problemas antes mencionados. Los aceros al carbono y de baja aleación suelen estar soldados con CO₂ como gas de protección, siendo las ventajas una

mayor velocidad de soldadura, una mayor penetración y un menor costo. Dado que la protección de CO₂ produce un alto nivel de salpicaduras, se usa un voltaje relativamente bajo para mantener un arco corto para minimizar salpicaduras; es decir, la punta del electrodo está realmente por debajo de la superficie de la pieza de trabajo. En cuanto a la eficiencia de la fuente de calor, la transferencia de calor al electrodo se puede transferir de nuevo a la pieza de trabajo a través de gotas de metal, mejorando así la eficiencia del arco [16].

1.5.1 Modos de transferencia

La transferencia del metal fundido en la punta del electrodo a la piletta de soldadura se puede llevar a cabo por tres modos básicos de transferencia: globular, spray/rocío y cortocircuito [16].

1.5.1.1 Transferencia globular

En este modo de transferencia las gotas metálicas cercanas o más grandes que el diámetro del electrodo viajan a través del arco bajo la influencia de la gravedad. La transferencia globular a menudo no es fluida y produce salpicaduras. En una corriente de soldadura relativamente baja, la transferencia globular ocurrirá independientemente del tipo de gas de protección que se utilice. Con CO₂ y He, sin embargo, se produce en todas las corrientes de soldadura utilizables. Como ya se mencionó, se utiliza un arco corto enterrado en GMAW protegido con CO₂ en aceros al carbono y de baja aleación para minimizar las salpicaduras.

1.5.1.2 Transferencia de spray/rocío

A partir de un nivel crítico de corriente, unas pequeñas gotas metálicas se desplazan a través del arco bajo la influencia de la fuerza electromagnética a una frecuencia y velocidad mucho más altas que en el modo globular. La transferencia de metal es mucho más estable y libre de salpicaduras. El nivel crítico de corriente depende del material y tamaño del electrodo y de la composición del gas de protección.

1.5.1.3 Transferencia de cortocircuito

El metal fundido en la punta del electrodo se transfiere del electrodo a la piletta de soldadura cuando toca la superficie de la piscina, es decir, cuando se produce un cortocircuito. La transferencia de cortocircuito abarca el rango más bajo de corrientes de soldadura y diámetros de electrodo. Produce una piletta de soldadura pequeña y de congelación rápida que es deseable para soldar secciones finas, soldadura fuera de posición (tal como soldadura de posición de cabeza) y puentes de grandes aberturas de raíces.

1.6 Influencia de los campos magnéticos.

Cuando una corriente eléctrica (j) fluye a través de un cuerpo conductor, ya sea sólido o fluido, en presencia de un campo magnético (B), hay una fuerza por unidad de volumen que se denomina como fuerza de Lorentz que actúa sobre el conductor. En general, esta fuerza es rotacional [17].

$$F = \vec{j} \times \vec{B} \quad (3)$$

Si el conductor es fluido, no puede ser compensado por un gradiente de presión. En estas circunstancias, el fluido debe moverse en respuesta a la fuerza. Esto, en sus términos más simples, es el principio, de la agitación electromagnética [17].

En la actualidad el uso de campos magnéticos es un método efectivo para mejorar la microestructura y obtener las propiedades requeridas para una función en específico. Algunas de estas mejoras haciendo uso de esta alternativa es el refinamiento del grano en procesos de soldadura, control en la fluidez del metal líquido, homogeneización de la composición química con el mejoramiento en la morfología de la interfase sólido-líquido [18].

El término "agitación electromagnética" en contexto con soldadura por arco apareció por primera vez en 1978, cuando Willgoss sugirió la aplicación de una baja frecuencia de 2 Hz y un campo electromagnético menor a 100 mT aplicado al arco de soldadura con la ayuda de un bobina coaxial o solenoide [19].

Un campo magnético aplicado externamente a un arco de soldadura desvía el arco por fuerza electromagnética (fuerza de Lorentz) en el plano normal a las líneas de campo. Para el control microestructural en el procesamiento desde el estado líquido las fuerzas de Lorentz, ecuación 1.1, están involucradas, promoviendo una agitación electromagnética ayudando a controlar los cambios microestructurales en estado sólido. El campo magnético ejerce la fuerza sobre los electrones y los iones dentro del arco, lo que hace que el arco sea desviado lejos de la trayectoria normal del arco. El arco de soldadura puede ser desviado hacia adelante, hacia atrás o lateralmente con respecto al electrodo y la dirección de soldadura, dependiendo de la dirección del campo magnético externo [18, 20].

1.6.1 Aplicación de los campos magnéticos en la soldadura

Por los efectos combinados del campo magnético y la corriente del arco, Willgoss establece que el flujo de fusión y los campos de temperatura son más uniformes, lo que resulta en un incremento de la estabilidad del proceso así como una mejor homogeneidad de la estructura de la soldadura, como por ejemplo, cuando se unen aceros austeníticos sobre ferríticos. Primeros estudios detallados sobre la soldadura TIG de aluminio las aleaciones 1XXX, 2XXX, 5XXX han sido presentadas por Matsuda y col. [21].

García y col. [22] indican que la interacción de baja intensidad en el rango de 3.2-14.7 mT de los dos campos magnéticos perpendiculares entre sí durante la soldadura de un acero inoxidable austenítico 304, mejora las propiedades mecánicas de micro dureza, tensión y tenacidad de la ZAT que las que se obtuvieron con soldadura convencional sin campo magnético.

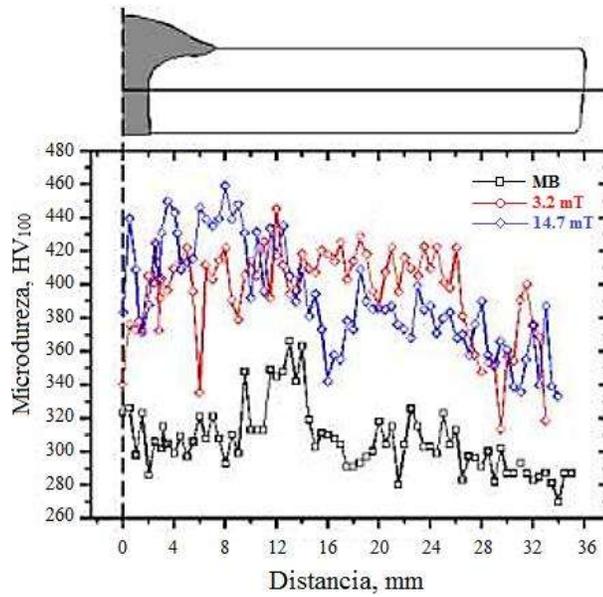


Figura 1. 3. Perfiles de microdureza del material base y con aplicación de campo magnético [22].

En la figura 1.3 se aprecia diferencia promedio de 100-80 unidades en la escala Vickers, para 3.2 y 14.7 mT de aplicación externa de campo magnético, este rango de campo magnético aplicado en forma externa, es el rango donde se presentan los beneficios de la interacción electromagnética de baja intensidad, para el mejoramiento de propiedades mecánicas de la ZAT en el acero inoxidable austenítico 304.

En cuanto a las propiedades mecánicas de tensión e impacto los resultados obtenidos en la ZAT en donde se indujo la fractura, con la finalidad de evaluar la ZAT, están por encima de las probetas de soldadura realizada en forma tradicional sin interacción electromagnética, como se aprecia en la figura 1.4.

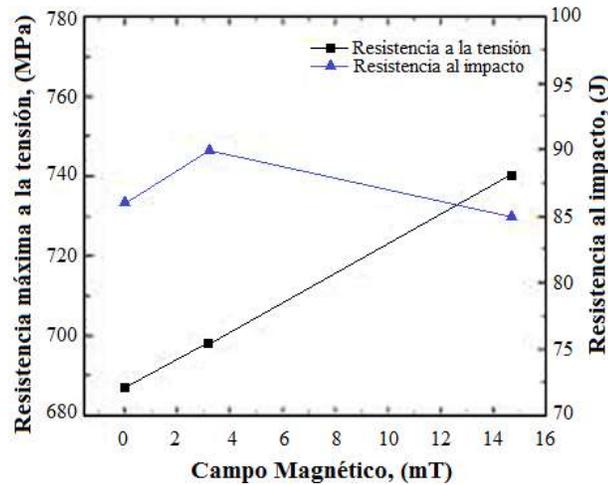


Figura 1. 4. Resultados de los ensayos de tensión e impacto de las soldaduras en cuestión [22].

Esto lo atribuyen debido a que se produjo una vibración en la red cristalina de los granos en diferente orientación entre granos vecinos que se genera cuando entre los dos campos magnéticos interactúan entre si produciendo una homogeneidad en la composición química, la cual da como resultante un mejor comportamiento de la ZAT.

Se ha reportado que por medio de la adaptación de la soldadura MIG a electrogas para un acero API X-65 utilizando polaridad directa [23], la variación de la dureza en el cordón de soldadura respecto a la ZAT es pequeña debido a que la microestructura es uniforme en todo el cordón de soldadura ocasionada por los campos magnéticos, figura 1.5, y se reflejó en la microdureza y en la resistencia mecánica a la tensión del material ya que la fractura se dio fuera de la ZAT y del cordón de soldadura como se aprecia en la figura 1.6.

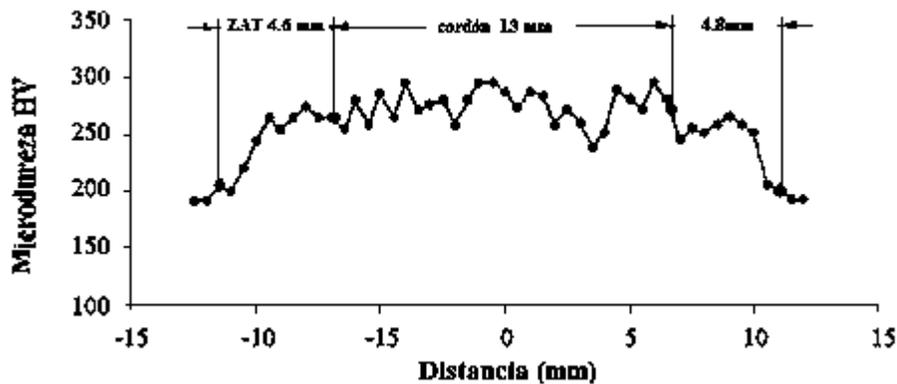


Figura 1. 5. Perfil de microdureza del cordón de soldadura depositado con polaridad directa [23].

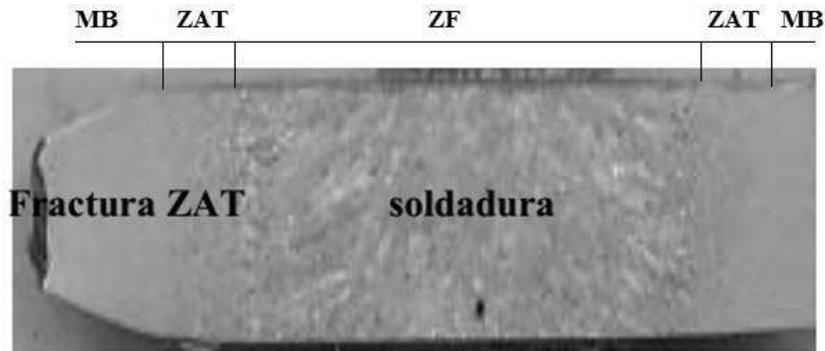


Figura 1. 6. Esquema de la fractura en las probetas ensayadas [23].

La figura 1.7 A y B, muestran los perfiles de los cordones de soldadura depositados con la polaridad directa y la polaridad inversa, A y B las micrografías de las interfases de dichas soldaduras. En las figuras 1.7A se aprecia una continuidad adecuada, sin defectos en la unión y un tamaño de grano columnar no muy grande, como es el caso generalizado de los procesos de soldadura de alto calor aportado, como electrogas y electroescoria, y en la microestructura de esa soldadura la mayor fuerza se ubica en el extremo del electrodo y la menor en la superficie de la pileta líquida, dando por consecuencia un cordón de soldadura con menor penetración lateral y una apariencia superficial de no muy buena calidad, pero sin defectos de soldadura internos.

En las figuras 1.7 B se observa una porosidad en el centro del cordón de soldadura y en forma radial muchas más. Ellos atribuyen ese fenómeno por el desplazamiento de los electrones de la superficie de la pileta líquida al extremo del electrodo, generándose una fuerza mayor en la superficie de la pileta líquida, propiciando una excelente fusión lateral y un acabado superficial de mejor apariencia que con la polaridad directa, pero a la vez generando un entubamiento central y porosidad radial, ya que el giro del gas plasma es en forma espiral.

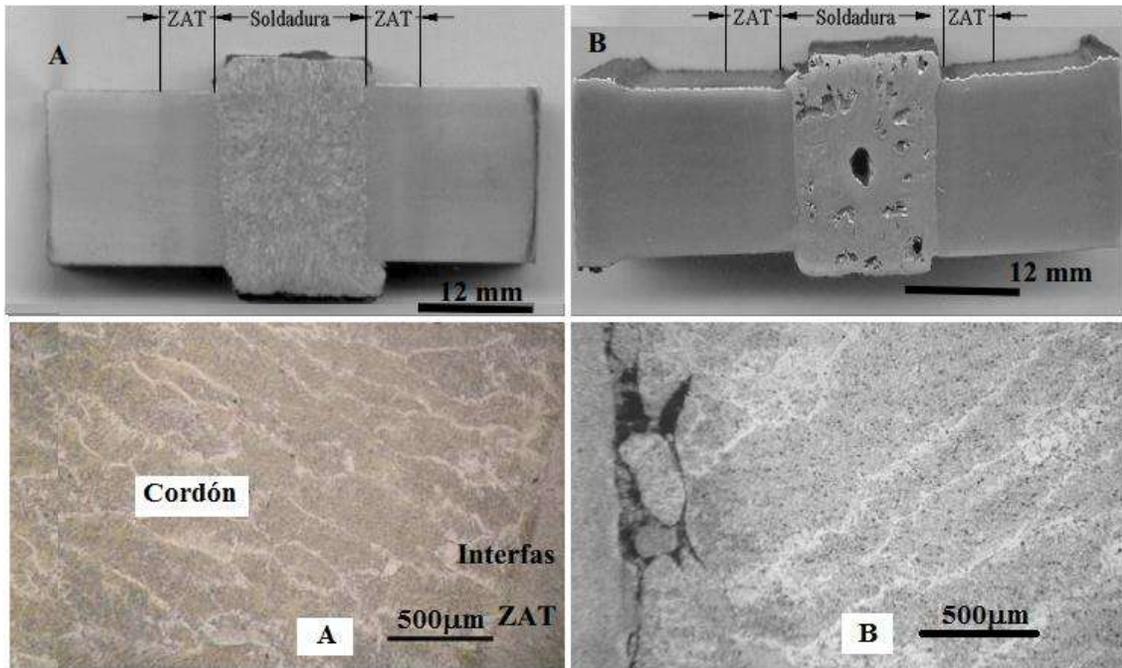


Figura 1. 7. Interfases del cordón de soldadura depositado con polaridad directa y campo magético axial [23].

Renteria y col. [24] reportan que con la agitación electromagnética en la pileta líquida de soldadura cuando se aplican campo electromagnéticos externos de baja intensidad se obtiene un refinamiento del tamaño de grano ferrítico, figura 1.8, en la zona de fusión en un acero inoxidable dúplex, reflejándose en la resistencia a la tensión, al aplicar un campo magnético con 3 mT, al tener un 100% de eficiencia mecánica según la tabla 1.6.

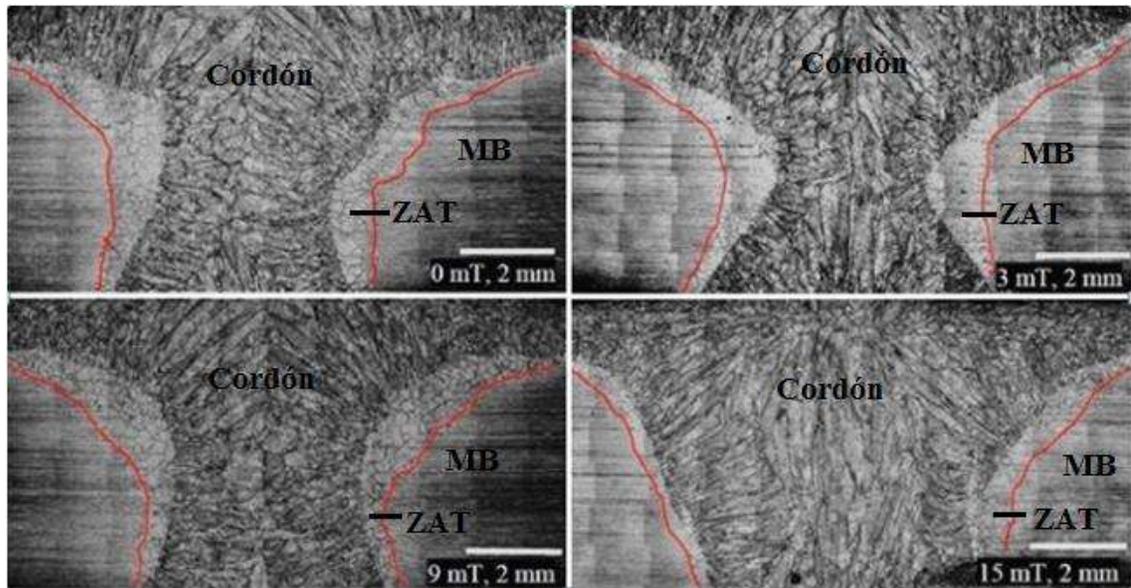


Figura 1. 8. Micrografía de las juntas soldadas [24].

En la soldadura de 3 mT, existe una constricción de la parte media del perfil en la ZF, con una reducción significativa de la longitud de los granos columnares, los cuales ya no crecen hasta el centro de la ZF, sino que son bloqueados por la aparición de granos en el centro de la ZF, donde se indica que puede ser debido a que material parcialmente fundido fue arrastrado hacia el centro de la zona de fusión al incrementar la agitación electromagnética del metal líquido.

Tabla 1. 6. Resultados de los ensayos de tensión [24].

Condición	σ_y (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x.}$ (MPa)	ϵ (%)	$\eta_{mec\acute{a}nica}$ (%)
MB	675.7	811.7	39.5	—
0 mT	629.5	751	23.85	92.52
3 mT	680.66	814.66	24.03	100
9 mT	653.66	797.33	23.93	98.22
15 mT	645.66	797	20.46	98.18

Malinowski y col. [25] reportan que en aplicación de agitación electromagnética en soldadura GTAW sobre un acero inoxidable AISI 310, conduce al refinamiento del grano a escala macro y micro como se muestra en la figura 1.9, y este refinamiento del grano aumenta con el aumento de la intensidad del campo y disminuye con el aumento de la frecuencia.

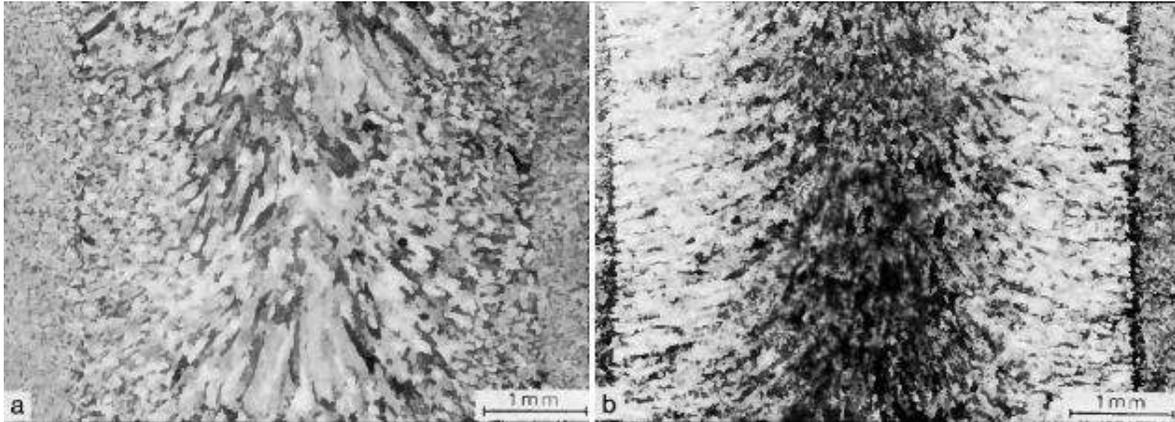


Figura 1. 9. Macroestructura (sección transversal) de la soldadura obtenida, a) sin campo magnético; b) con intensidad de 20 mT y 5 Hz [25].

El refinamiento observado en la microestructura aumenta con el aumento de la intensidad del campo magnético y disminuye con el aumento de la frecuencia, figura 1.10. Estos resultados coinciden con los resultados obtenidos por otros investigadores.

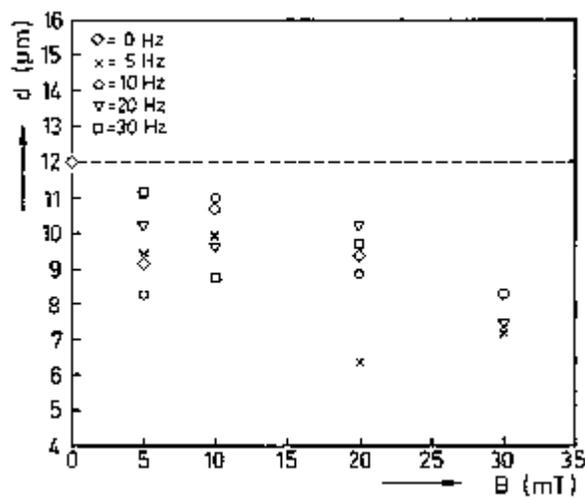


Figura 1. 10. Tamaño promedio del grano del metal del soldadura en función de la intensidad del campo magnético para diferentes valores de la frecuencia [25].

CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

2.1 Diagrama de flujo

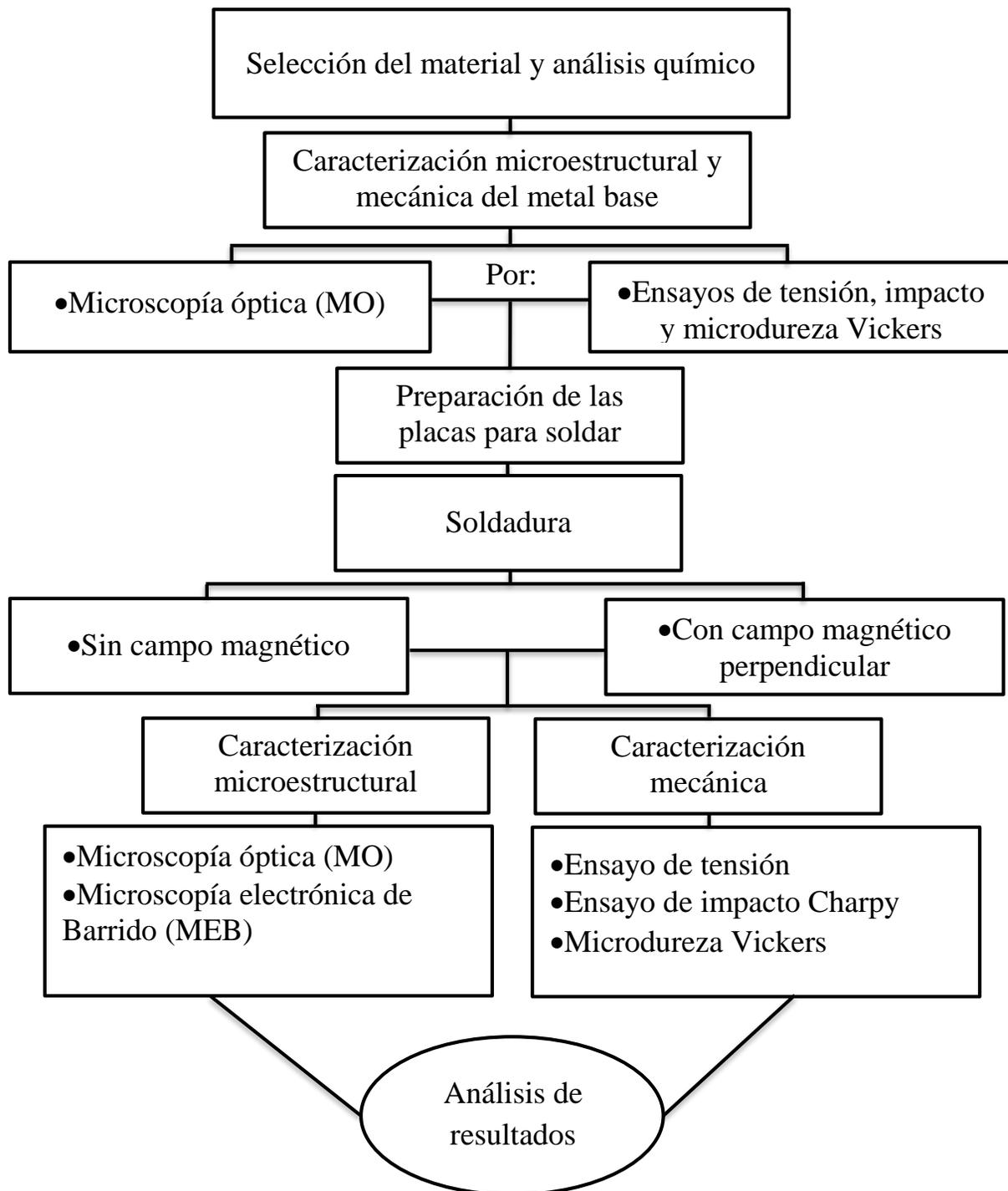


Figura 2. 1. Diagrama de flujo de la metodología experimental.

2.2 Material base y de aporte.

El material utilizado fue un acero X-70 con designación correspondiente a la API 5L: especificado para línea de tubería 49 CFR192.113, con espesor de pared de 23 mm, cuya composición química se muestra en la tabla 2.1. Tiene una resistencia a la cedencia de 575 MPa, un esfuerzo máximo de 638 MPa, un porcentaje de deformación del 19.6 %.

Como metal de aporte se utilizó un electrodo sólido ER70S-6 de 1.6 mm de diámetro cuya resistencia mínima a la tensión es de 580 MPa, su composición química se muestra en la tabla 2.1

Tabla 2. 1. Composición química del acero API X-70 y del electrodo ER70S-6 (% en peso).

TIPO	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
X-70	0.030	1.484	0.115	0.013	0.0042	0.266	0.155	0.0047	0.266
	N	V	W	Ti	Al	Nb	Sn	Zr	Fe
	0.0035	0.0025	>0.0050	0.0090	0.030	0.092	0.0017	0.0016	97.45
ER70S-6	C	Mn	Si	O	S	Al	Cu	Mo	Ni
	0.06-0.15	1.40-1.85	0.80-1.15	0.025	0.035	---	0.50	---	---

El acero tiene un valor del carbono equivalente de 0.386%, estando por debajo del valor máximo del 0.43 de carbono equivalente (CE), especificado bajo la norma API-5L [1], que establece que el $CE \leq 0.43$ para denominarlos aceros de buen grado de soldabilidad.

2.3 Caracterización microestructural del material base.

El acero fue recibido de una tubería sin utilizar. Para la caracterización microestructural inicialmente se preparó una probeta con dimensiones específicas de 30x10x10 mm y mediante técnicas de metalografía estándar se preparó por desbaste utilizando lijas de carburo de silicio, con diferentes granulometrías iniciando con las de mayor abrasión 80, 100, 180, 400, 500, 600, hasta 1500, y finalmente pulidas con pasta de diamante de alta concentración de 6, 3 y 1 μm , hasta obtener un acabado a espejo. Posteriormente fue sometida a un ataque químico en una solución de nital al 2% por un tiempo aproximado de 12 segundos hasta revelar su microestructura.

2.4 Caracterización mecánica del material base.

Se realizaron ensayos de tensión, impacto Charpy y microdureza Vickers para evaluar la resistencia mecánica del material base en condición de llegada.

2.4.1 Ensayo de tensión.

Para la evaluación de la resistencia a la tensión del material base, se utilizó el ensayo mecánico de tracción uniaxial, preparando probetas de dimensiones establecidas por la norma ASTM E8/E8M-09 [26]. En la figura 2.2 se muestran las dimensiones de las probetas de tensión.

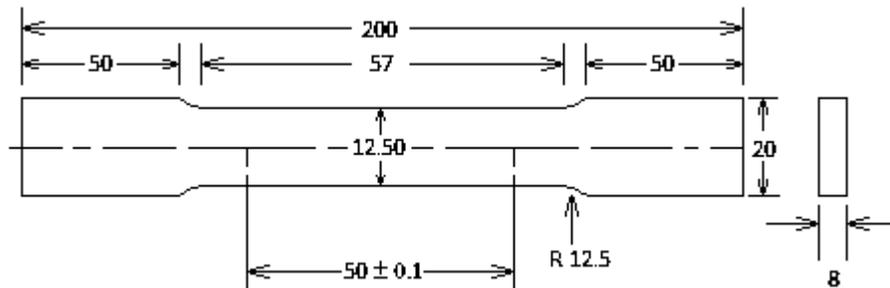


Figura 2. 2. Dimensiones de las probetas para la prueba de tensión (mm) [26].

Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 6 mm/min en una máquina universal Zwick/Roell Z100 con una capacidad máxima de 100 KN.

2.4.2 Ensayo de microdureza Vickers (HV).

Para este ensayo se utilizó la muestra que se caracterizó metalográficamente y de acuerdo a la norma ASTM E-384 [27], se hicieron tres barridos de microdureza sobre el perfil longitudinal de la laminación con un espacio entre cada una de 200 μm aplicando una carga de 100 gramos durante 15 segundos. El primer barrido se hizo en la parte superior de la probeta, el segundo sobre la sección media y el tercero sobre la parte inferior, dejando un espaciado de 2 mm entre

cada barrido como se muestra en la figura 2.3. El equipo utilizado es un microdurómetro de carga automática de escala Vickers e indentador con punta de diamante piramidal marca Mitutoyo/Vision UnitHM-200.

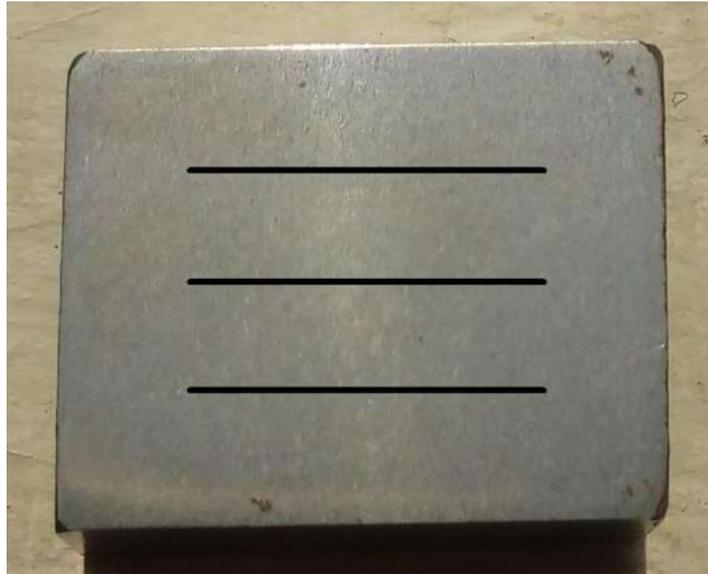


Figura 2. 3. Representación de los barridos para las indentaciones del ensayo de microdureza.

2.4.3 Ensayo de tenacidad Charpy.

Para la evaluación de la absorción de energía al impacto, se usó el ensayo de impacto Charpy, de acuerdo a la norma ASTM E-23-12c [28]. La finalidad fue cuantificar la energía que absorbe el material antes de romperse y determinar si disminuye o aumenta esta energía en metal base en condición de llegada en comparación con los especímenes de las soldaduras y así determinar el efecto de la microestructura con y sin aplicación de campo electromagnético. Para ejecutar este ensayo se mantuvieron las probetas sumergidas en alcohol, donde con la ayuda de nitrógeno líquido, se bajó la temperatura hasta $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$, y se mantuvieron por un tiempo prolongado hasta que las probetas alcanzaron un equilibrio térmico, ya que en ese punto es donde se logra alcanzar el punto dúctil-frágil del material. En la figura 2.4 se muestra la configuración de las dimensiones para este ensayo.

Las probetas se maquinaron en sentido longitudinal a la dirección de laminación. Se utilizó una máquina de péndulo Charpy de marca Tinius Olsen con una capacidad de 358 J.

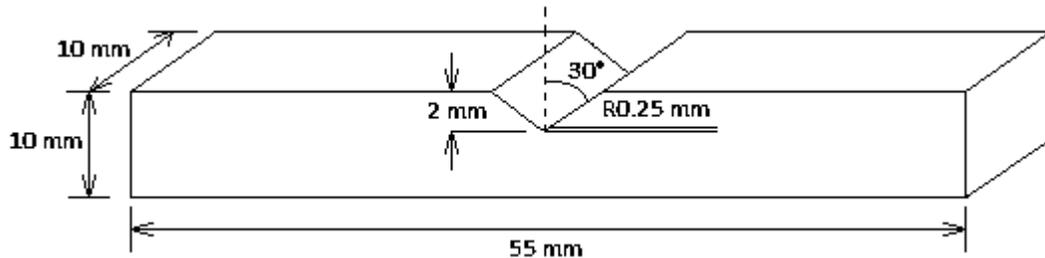


Figura 2. 4. Dimensiones de las probetas para la prueba de impacto [28].

2.5 Proceso de soldadura.

Para la unión del material se utilizó el proceso de soldadura con arco metálico y protección gaseosa (GMAW) de dos tipos: sin campo electromagnético (convencional) y por otra parte con aplicación de IEMBI.

2.5.1 Preparación de las placas para la soldadura con y sin aplicación de interacción electromagnética.

Se cortaron 3 pares de placas de dimensiones de 75 mm de ancho por 150 mm de longitud y 23 mm de espesor para la soldadura convencional y con aplicación de IEMBI, para darle las dimensiones de la unión se maquinaron las placas en una fresadora vertical de forma semiautomática, este diseño consiste en un bisel en doble “V” con un ángulo de 30° a tope sin talón de raíz, figura 2.5, colocando una extensión en cada extremo de las placas del mismo material base, de forma que el arco se iniciara en una de estas y lograrse estabilizarse antes de comenzar el bisel, terminando así en la extensión del otro extremo de placa para obtener un cordón completo y más homogéneo.

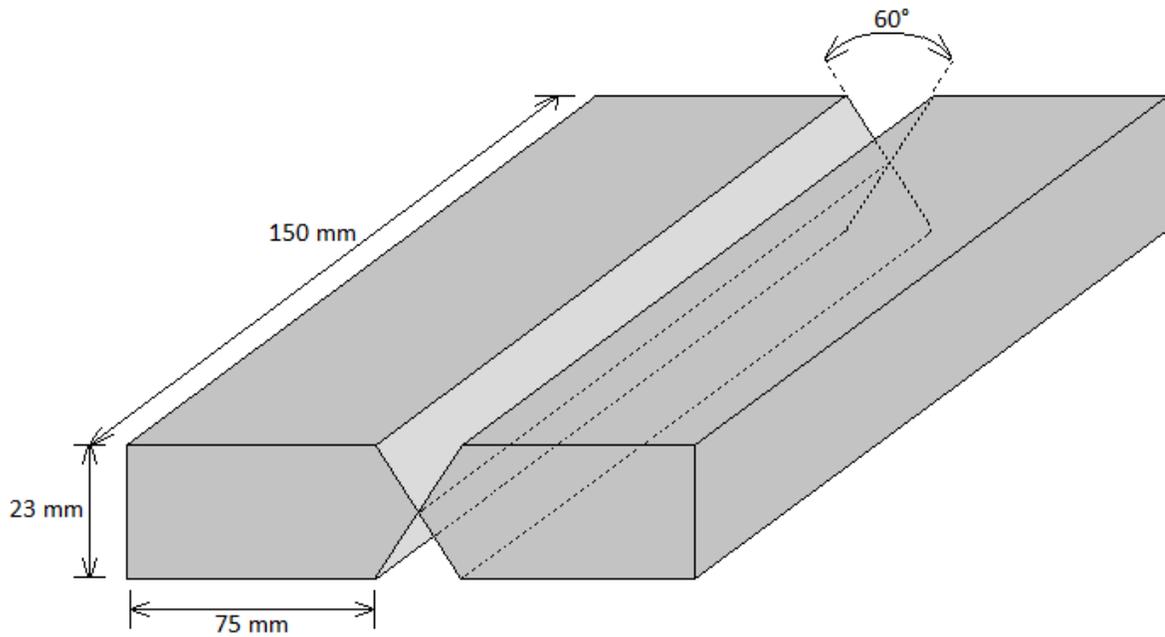


Figura 2. 5. Diseño de unión para la soldadura con y sin interacción electromagnética.

2.6 Soldadura sin campo electromagnético y características del equipo.

La unión de las placas se realizó mediante el proceso GMAW utilizando una fuente de poder de la marca MILLER modelo PLATINO 652 semiautomática con la antorcha acoplada a un motor de velocidad de avance variable, con una eficiencia aproximada de 75 %, corriente máxima de 650 amperios con potencial de circuito abierto de 50 voltios y con rango de potencial de trabajo de 0-50 voltios. Durante la soldadura se mantuvieron constantes las variables como de velocidad de avance de la antorcha y la distancia libre del electrodo al material base gracias al acoplamiento de la antorcha al motor de velocidad de avance variable, esto para obtener un cordón más uniforme.

La soldadura se llevó a cabo en 2 pasadas, una en cada bisel, aplicando un cordón de un lado para después depositar el segundo cordón a una temperatura de 120°C como se ilustra en la figura 2.6.

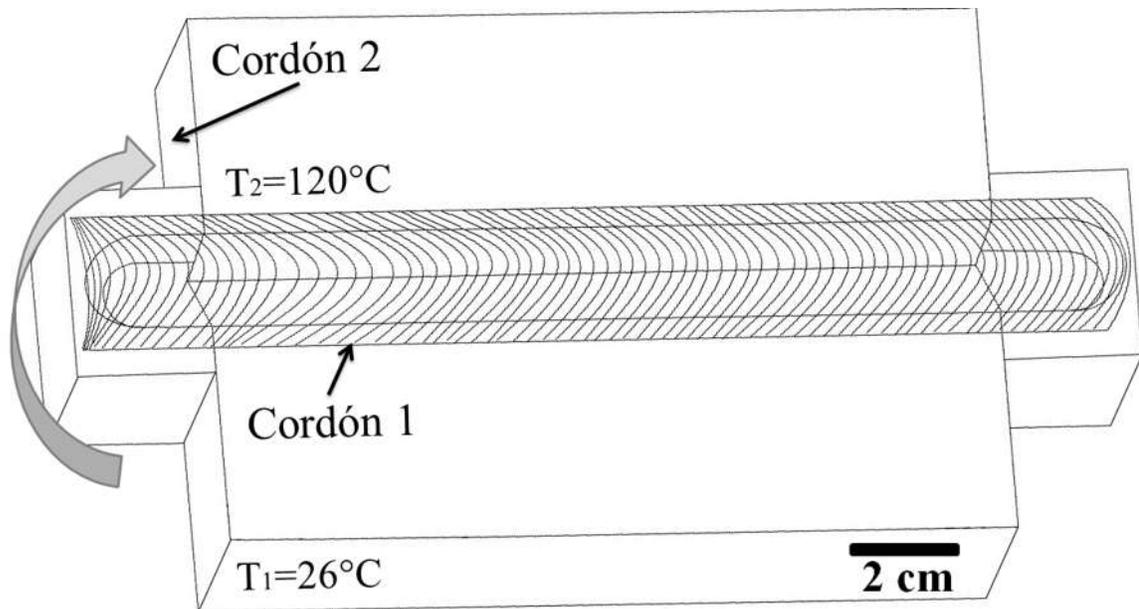


Figura 2. 6. Representación de la soldadura y las temperaturas de cada depositación.

Como gas de protección se utilizó una mezcla con 98% de Ar y 2% de O₂, la adición de oxígeno al gas de protección tiene un efecto benéfico en la estabilización del arco, fluidez, el mojado y la penetración del metal depositado, produciendo una reducción de la zona de transferencia globular, con menores voltajes para comenzar la transferencia por rocío [29, 30].

2.7 Soldadura con aplicación de intensidad electromagnética de baja intensidad.

Para esta condición del proceso de soldadura se utilizó el mismo equipo y gas de protección descrito anteriormente con aplicación de intensidad electromagnética de baja intensidad de 3.5 mT, con un diseño de junta en doble V. Se aplicaron los campos magnéticos mediante el arreglo de un embobinado alimentado por una fuente externa de corriente directa y de amperaje variable, de tal forma que fuesen perpendiculares al arco eléctrico, paralelos el cordón de soldadura y opuestos entre sí. En la figura 2.7 se muestra el arreglo de las bobinas. El campo magnético se indujo a partir de que el arco eléctrico se logró estabilizar, se mantuvo durante todo el proceso para lograr la interacción entre el campo magnético externo generado por las bobinas y el campo magnético inherente al proceso de soldadura, al extinguir el arco, se mantuvo por un minuto más

hasta que finalizara el proceso de solidificación. Los parámetros operativos del proceso se muestran en la tabla 2.2.



Figura 2. 7. Soldadura con campo magnético perpendicular al arco eléctrico de la soldadura.

Para el cálculo del calor aportado se utilizó la siguiente ecuación con una eficiencia del proceso del 75% como se muestra a continuación:

$$Q = \eta \frac{IV}{v} \quad (3)$$

Donde:

Q = Calor aportado (J/mm)

η = Eficiencia del proceso de soldadura

I = Intensidad de corriente (Amperios)

V = Voltaje (Volts)

v = Velocidad de avance de la antorcha (mm/s)

Tabla 2. 2. Parámetros operativos operativas GMAW para las soldaduras son y sin aplicación de campo electromagnético.

Condición de la soldadura	Voltaje (V)	Corriente (A)	Velocidad de avance (mm/s)	Velocidad de alimentación del electrodo (mm/s)	Distancia de trabajo (mm)	Flujo de gas (L/min)	Calor aportado (kJ/mm)
0 mT Cordón 1	24.7	359.72	2.5	70	10	40	2.665
0 mT Cordón 2	24.7	386.5	2.3	70	5	40	3.113
3.5 mT Cordón 1	24.7	367	2.5	70	10	40	2.719
3.5 mT Cordón 2	24.7	395	2.3	70	5	40	3.181

2.8 Caracterización macro, microestructural y mecánica de las juntas soldadas.

2.8.1 Apariencia superficial.

Para inspeccionar las juntas se llevó a cabo una inspección visual para detectar imperfecciones tales como exceso de penetración, falta de penetración, falta de fusión lateral, salpicaduras, falta de continuidad en el cordón, porosidades y fisuras alrededor del cordón (ZAT) y longitudinalmente al cordón.

2.8.2 Análisis de la sección transversal de las juntas soldadas.

Se utilizó una cierra cinta marca RF 812N para realizar los cortes transversales de las juntas soldadas para la caracterización mecánica y microestructural para todas las condiciones de soldadura como se muestra en la tabla 2.3. El corte de las probetas en cada placa se distribuyó de acuerdo a la figura 2.8.

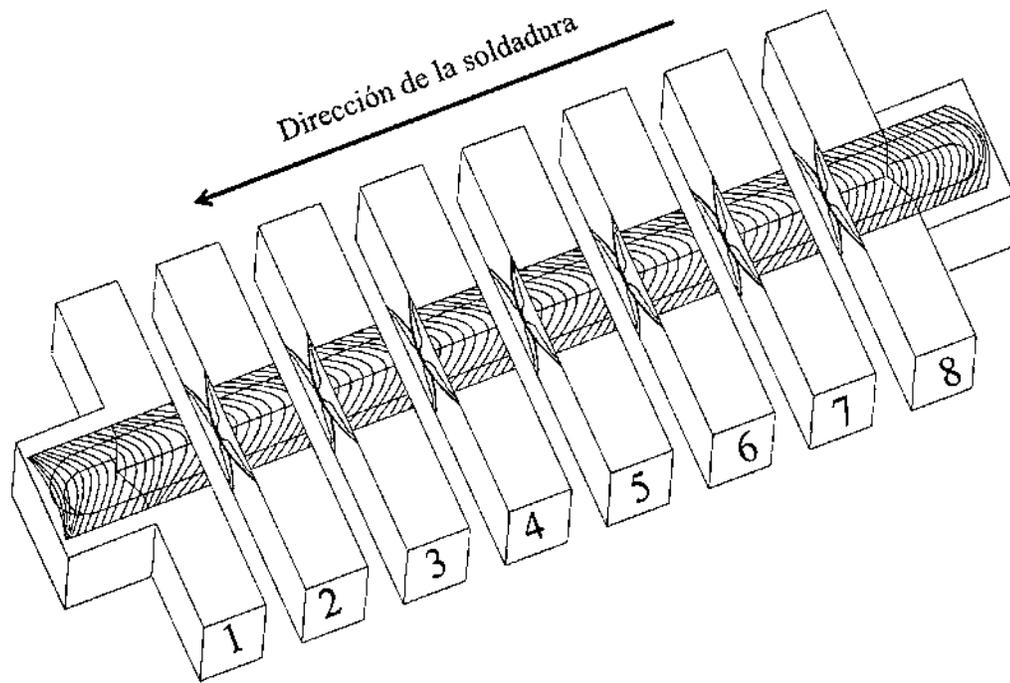


Figura 2. 8. Distribución y corte para la caracterización de las soldaduras.

Tabla 2. 3. Detalles del análisis de la sección transversal.

Condición	Tracción	Impacto Charpy	Microdurez a Vickers	Microscopia óptica	Microscopía electrónica de barrido
0 mT 3.5 mT	1,3,6	2,5,7	4	4	1,2,3,5,6,7,8

2.8.3 Caracterización por microscopía óptica.

Para el análisis metalográfico de las soldaduras se usó la probeta número 4 de cada condición de soldadura y fueron preparadas de igual forma que las del material base. Posteriormente se atacaron con una solución de nital al 2% para revelar las fases presentes para luego ser observadas en el microscopio óptico de la marca NIKON EPIPHOT 300, obteniendo micrografías de las zonas de interés.

2.8.4 Ensayo de tensión.

Se prepararon tres probetas de sección rectangular de cada condición (probetas 1, 3 y 6) ubicando la parte central del cordón de soldadura donde penetran entre si en el centro de la sección reducida y de dimensiones establecidas por la norma ASTM E8/E8M-09 [26]. Se usó una velocidad de desplazamiento del cabezal de 6 mm/min en una máquina universal Zwick/Roell Z100 con una capacidad máxima de 100 KN.

2.8.5 Ensayo de microdureza Vickers.

Se realizaron identaciones de manera similar a las del material base con barridos en tres secciones, en la parte superior, en la parte central y en la parte inferior sobre la sección transversal de la unión soldada con una distancia de separación de 250 μm entre cada indentación aplicando una carga de 100 gramos durante 15 segundos. Las mediciones se tomaron desde el material base de cada lado del cordón, tomando en cuenta también las zonas que fueron afectadas térmicamente, así como el cordón de soldadura como se muestra en la figura 2.9. El equipo es un microdurómetro de carga automática de escala Vickers e indentador con punta de diamante piramidal marca Mitutoyo/Vision UnitHM-200, este ensayo se realizó conforme a la norma internacional ASTM E-384 [27].

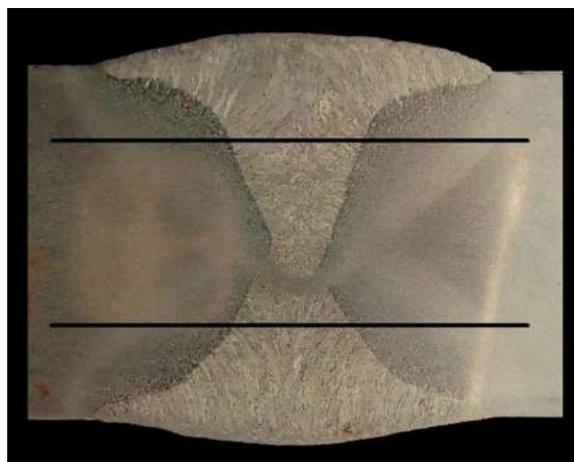


Figura 2.9. Ubicación de los perfiles de microdureza.

2.8.6 Prueba de tenacidad Charpy.

Para la evaluación de la absorción de energía al impacto se sometieron al ensayo de impacto Charpy las probetas 2, 5 y 7 de cada condición en una máquina de impacto marca Tinius Olsen con una capacidad de 358 J, de acuerdo a la norma ASTM E-23-12c [28]. Para este ensayo, se utilizaron las mismas condiciones establecidas en las del material base para que los valores de tenacidad fueran equiparables entre sí.

2.8.7. Análisis de fractura por microscopía electrónica de barrido (MEB).

El análisis de la fractura de los ensayos de tensión e impacto del material base y de las soldaduras se hizo mediante microscopía electrónica de barrido con la finalidad de examinar el tipo de fractura y morfología. Por este mismo medio también se hicieron análisis puntuales de inclusiones encontradas en las fracturas. Una vez obtenidas todas las micrografías e información se evaluaron los efectos presentes para cada condición de las soldaduras correlacionando los resultados con el comportamiento mecánico de las soldaduras.

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización macroestructural y microestructural del material base y de las soldaduras.

3.1.1 Microestructura del material base.

De acuerdo con la microestructura del material base de la figura 3.1, se puede apreciar que el grano está refinado debido al tratamiento termomecánico de laminación controlada al que fue sometido durante su fabricación, cuenta con una matriz ferrítica y pequeñas cantidades de islas de perlita ya que el acero cuenta con un bajo contenido de carbono.

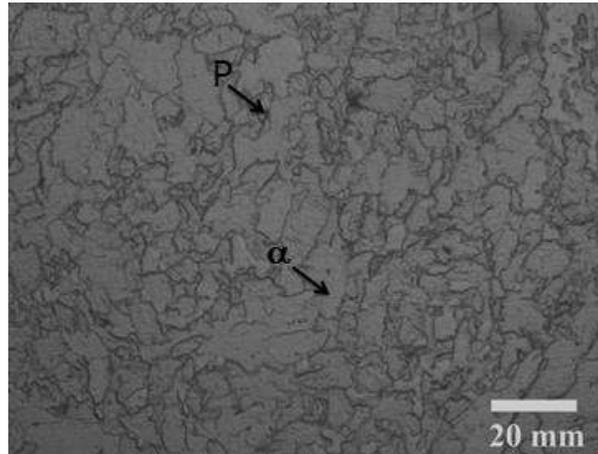


Figura 3. 1. Microestructura del material base.

3.2 Macroestructuras de las soldaduras.

3.2.1 Análisis superficial.

Se evaluó el aspecto superficial de los cordones de soldadura mediante una inspección visual exhaustiva, figura 3.2, en donde se puede apreciar que ambas soldaduras tienen una similitud a lo largo del primer cordón, y existe una pequeña diferencia en los segundos cordones, donde presentan una menor sobremonta a pesar de haber usado las mismas variables, esto se debe a que la temperatura de interpaso fue de 120°C ayudando a mejorar la penetración durante la soldadura.

En general todos los cordones presentaron buen aspecto superficial, una sobremonta adecuada, no se aprecian a simple vista socavados en la línea de fusión ni algún otro defecto superficial.

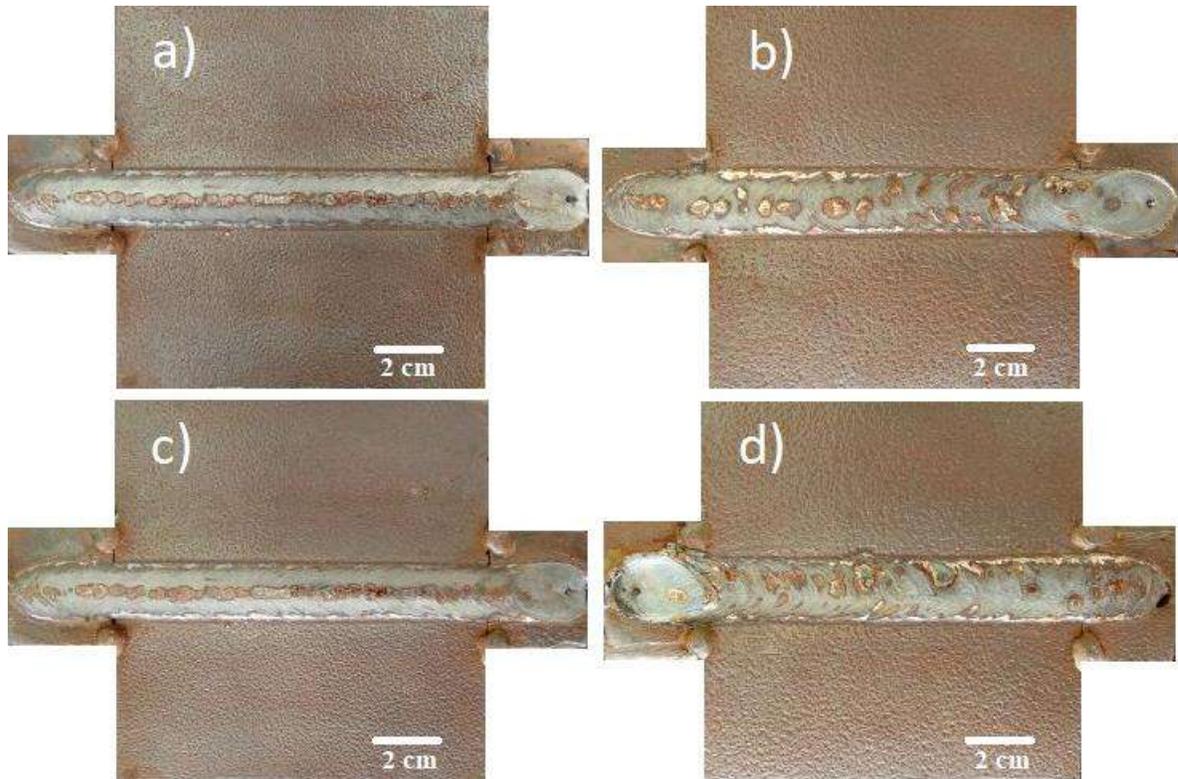


Figura 3. 2. Apariencia superficial del primer cordón de soldadura (izquierdos) y del segundo cordón (derechos): a) y b) sin campo, b) y c) con 3.5 mT de campo magnético.

A diferencia del análisis visual superficial anterior, fueron cortadas las placas transversal a la soldadura y con ayuda de la preparación metalográfica y macrografías, se encontraron defectos en la soldadura. La figura 3.3 muestra la macrografía del corte transversal de la unión soldada sin aplicación de campo magnético de la figura 3.2, en donde se aprecia falta de penetración y falta de fusión lateral debido a la desviación del arco eléctrico por el campo magnético aplicado y el diseño de la unión en doble “V”, formándose una línea entre ambos cordones donde se puede apreciar mejor en la micrografía figura 3.4.

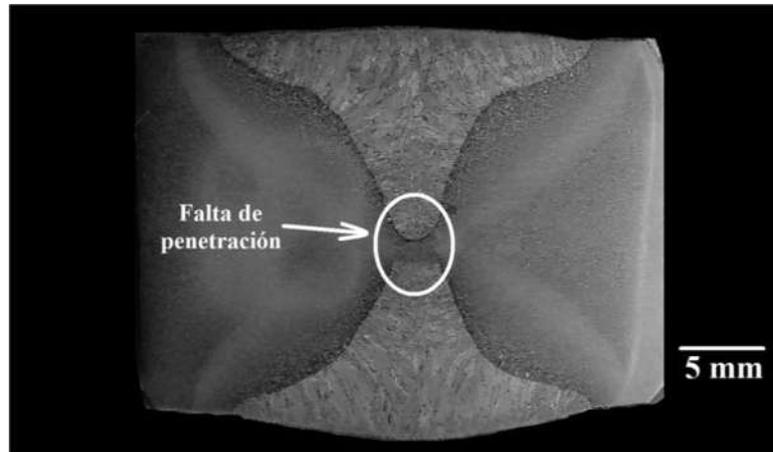


Figura 3. 3. Macrografía transversal de la soldadura del acero API X-70 sin campo magnético.

Por otra parte, la figura 3.4 muestra la macrografía del corte transversal de la soldadura con aplicación de campo magnético de 3.5 mT perpendicular al arco eléctrico y opuestos entre sí formando un gradiente magnético durante la soldadura, aspecto interesante para obtener el refinamiento de grano en la ZAT y en este caso presentó falta de fusión lateral en el primer cordón. Otro aspecto importante observado es que ambas soldaduras tienen una ZAT amplia debido al alto aporte térmico, que a pesar de ello se alcanza apreciar una ligera reducción en el crecimiento de grano en la ZAT y a su vez los cordones aumentaron su tamaño. Esto se atribuye a que la agitación en la pileta líquida provocada por el campo magnético, los granos que se encuentran parcialmente fundidos son llevados hacia la pileta líquida de la soldadura actuando como nucleantes [24].

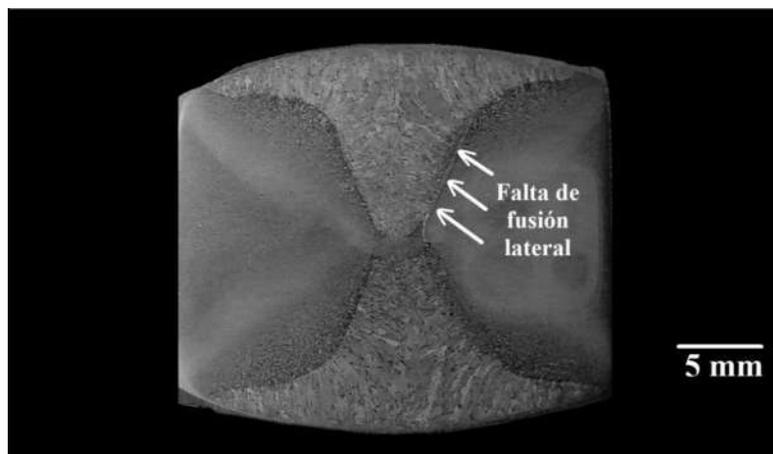


Figura 3. 4. Macrografía transversal de la soldadura del acero API X-70 con campo magnético.

En la figura 3.5 se muestra un perfil transversal de las soldaduras de prueba hechas al principio del proyecto sin aplicación de campo magnético, donde se aprecia una diferencia clara en la reducción del tamaño de la ZAT y cordón de soldadura, esto debido a los parámetros de soldadura utilizados, como una menor velocidad de alimentación del electrodo y de avance de la antorcha, que a su vez originó una mayor falta de penetración que las soldaduras finales y persistió la falta de fusión lateral.



Figura 3. 5. Macrografía de la primera soldadura de prueba sin campo magnético.

Sin embargo, a pesar de que no se pudo eliminar la falta de fusión lateral en las soldaduras finales, fue posible obtener una soldadura de prueba sin presentar esas inconsistencias después variar y ajustar los parámetros de soldadura, ya que en un principio al aplicar el primer cordón el bisel se fundía junto con el talón correspondiente, haciendo que todo el metal de aporte se escurriera hasta el bisel posterior, y en otras ocasiones persistían los problemas de unión.

En la figura 3.6 se muestra una soldadura de prueba con aplicación de campo magnético de 3.5 mT, que después de haber sido analizada, se logró eliminar la falta de fusión y penetración, siendo esto lo que se pretendía obtener al principio del proyecto, la cual no fue posible reproducir ya que el equipo de soldadura presentó inconsistencias como variación de la velocidad de alimentación y velocidad de avance de la antorcha, además del desvío del arco ocasionado por el soplo magnético.

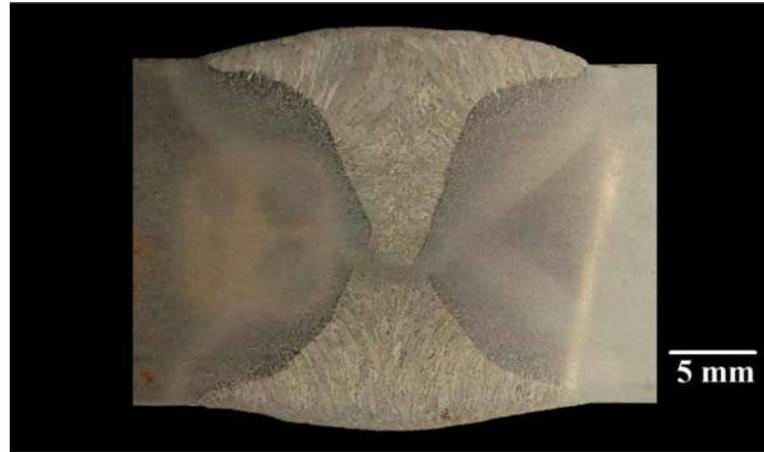


Figura 3. 6. Macrografía de la soldadura de prueba con aplicación de campo magnético de 3.5 mT.

3.3 Micrografías de las soldaduras.

Para tener un punto de comparación entre las soldaduras realizadas mediante el proceso GMAW con y sin aplicación de campo magnético, se caracterizó la soldadura de fábrica realizada mediante el proceso arco sumergido. En la figura 3.7 se muestran las micrografías de los cordones de las soldaduras por el proceso GMAW con y sin aplicación de campo electromagnético así como de la soldadura de fábrica, en donde se puede apreciar una pequeña diferencia de la microestructura en el centro del cordón de soldadura para los tres casos formados, figura 3.7 a) y b) soldaduras realizadas mediante el proceso GMAW sin campo magnético, figura 3.7 c y d) realizadas con el mismo proceso GMAW con aplicación de campo magnético de intensidad de 3.5 mT, apreciándose un refinamiento del tamaño de grano en el centro del cordón, mientras que en los cordones depositados por el proceso de arco sumergido durante la fabricación de la tubería, figuras 3.7 e) y f), son las que presentan la microestructura o tamaño de grano mayor, debido al mayor calor aportado.

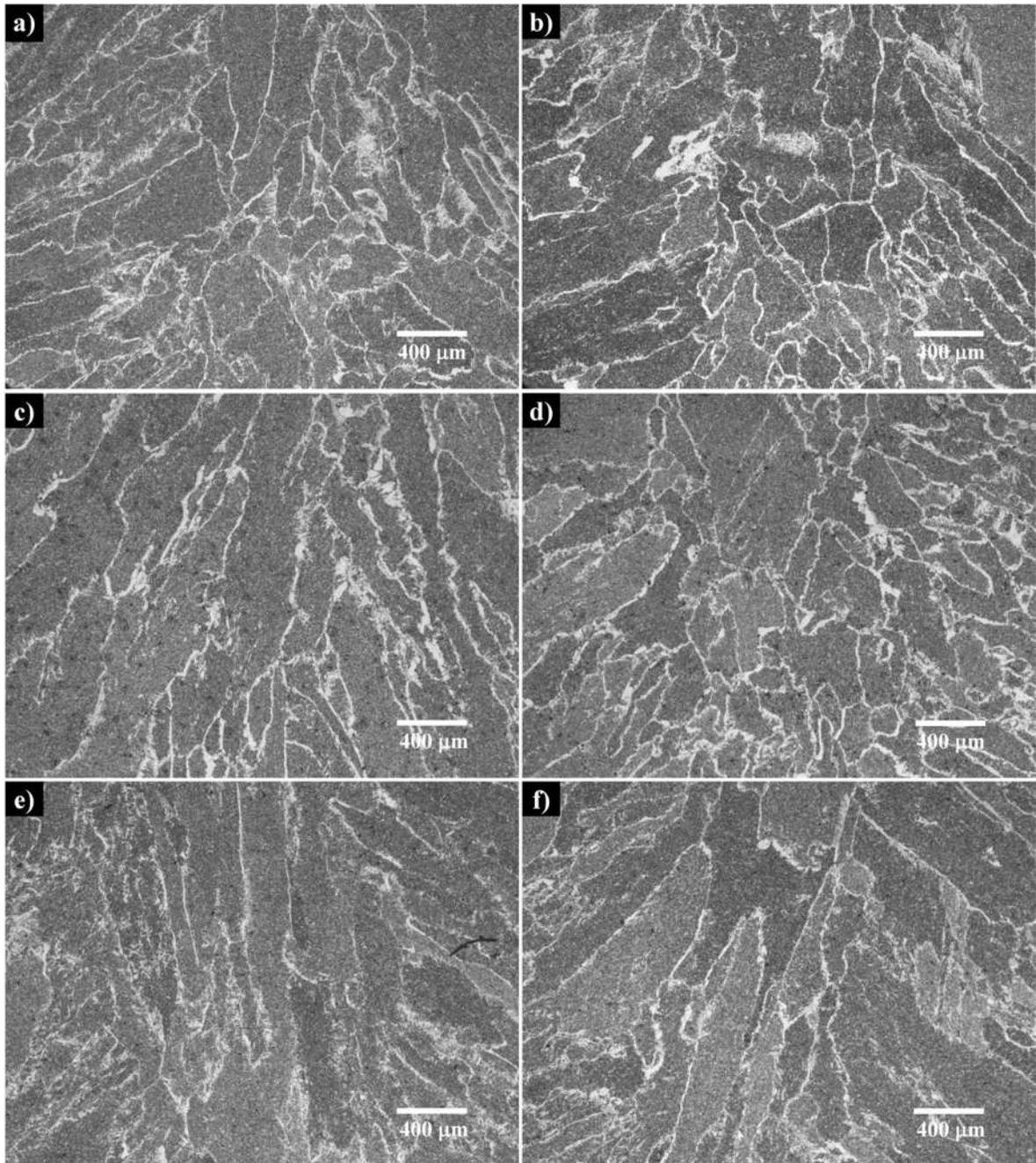


Figura 3. 7. Micrografías de los cordones de soldadura superiores (izquierda) e inferiores (derecha) a 50X: a) y b) sin campo, c) y d) con campo perpendicular 3.5 mT, e) y f) Soldadura de fábrica.

En las imágenes de la figura 3.8 se muestran las interfases de los cordones de soldadura superior e inferior aplicados sin campo magnético, en donde se observan la línea de fusión, el cordón de soldadura y la ZAT observándose el inicio de la solidificación, acompañado con la solidificación epitaxial que consiste en continuar con la dirección del agrupamiento de los átomos de los granos parcialmente fundidos y siguiendo la orientación de la fuente térmica que es el arco eléctrico. Hashemi y Beidokhti [31, 32] reportan que el tipo de microestructura típica en los cordones de soldadura es una mezcla de ferrita acicular y fases de límite de grano como ferrita proeutectoide y ferrita widmanstätten, similar a lo obtenido en las uniones soldadas de este trabajo.

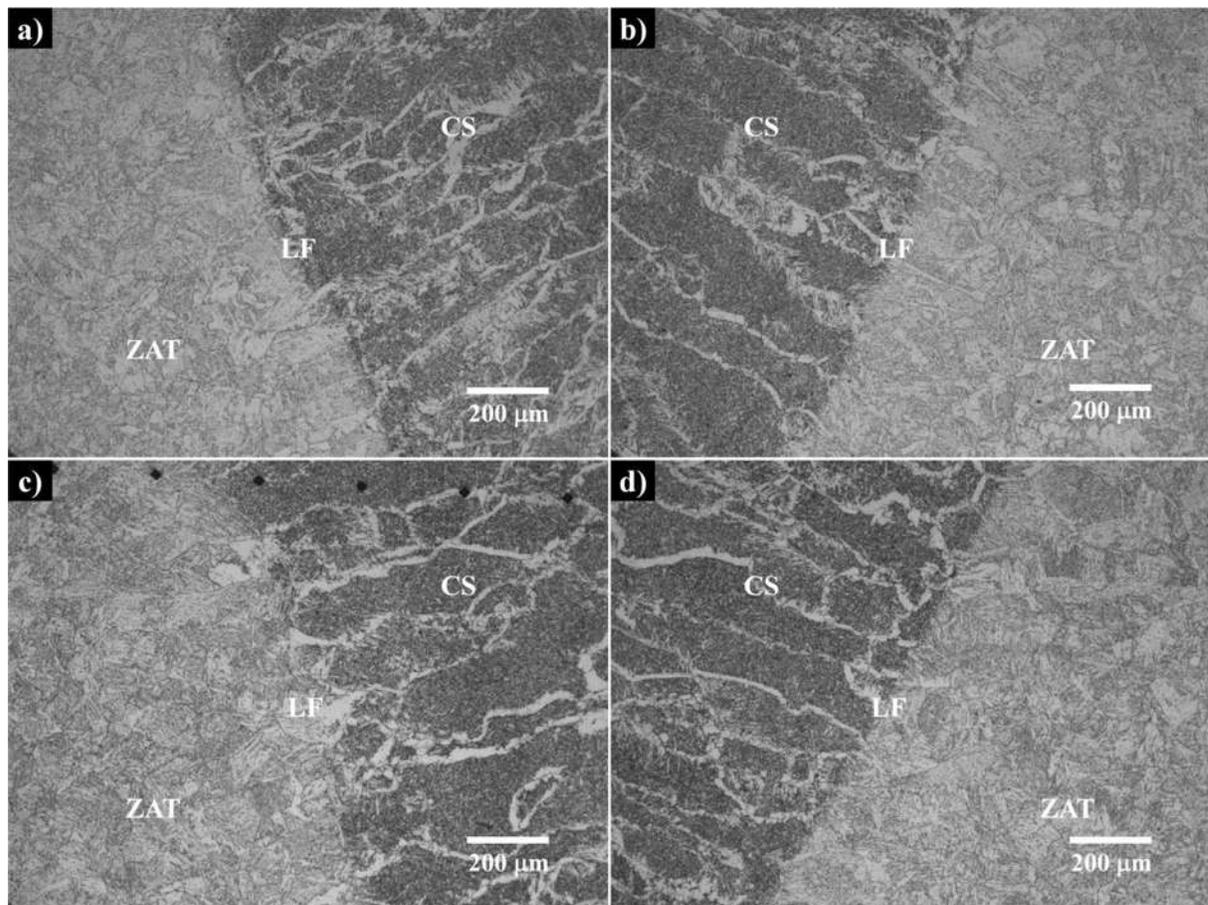


Figura 3. 8. Interfase izquierda y derecha del cordón superior a) y b), así como también del cordón inferior c) y c), aplicados sin campo magnético.

Así mismo, las micrografías de la figura 3.9 muestran también las interfases de los cordones de soldadura superior e inferior aplicados con campo magnético durante la soldadura, en donde se observan el cordón de soldadura, línea de fusión y la ZAT, similar a las microestructuras de la figura 3.8, con el fenómeno de solidificación epitaxial a partir de los granos parcialmente fundidos entre la línea de fusión y la ZAT en el material base.

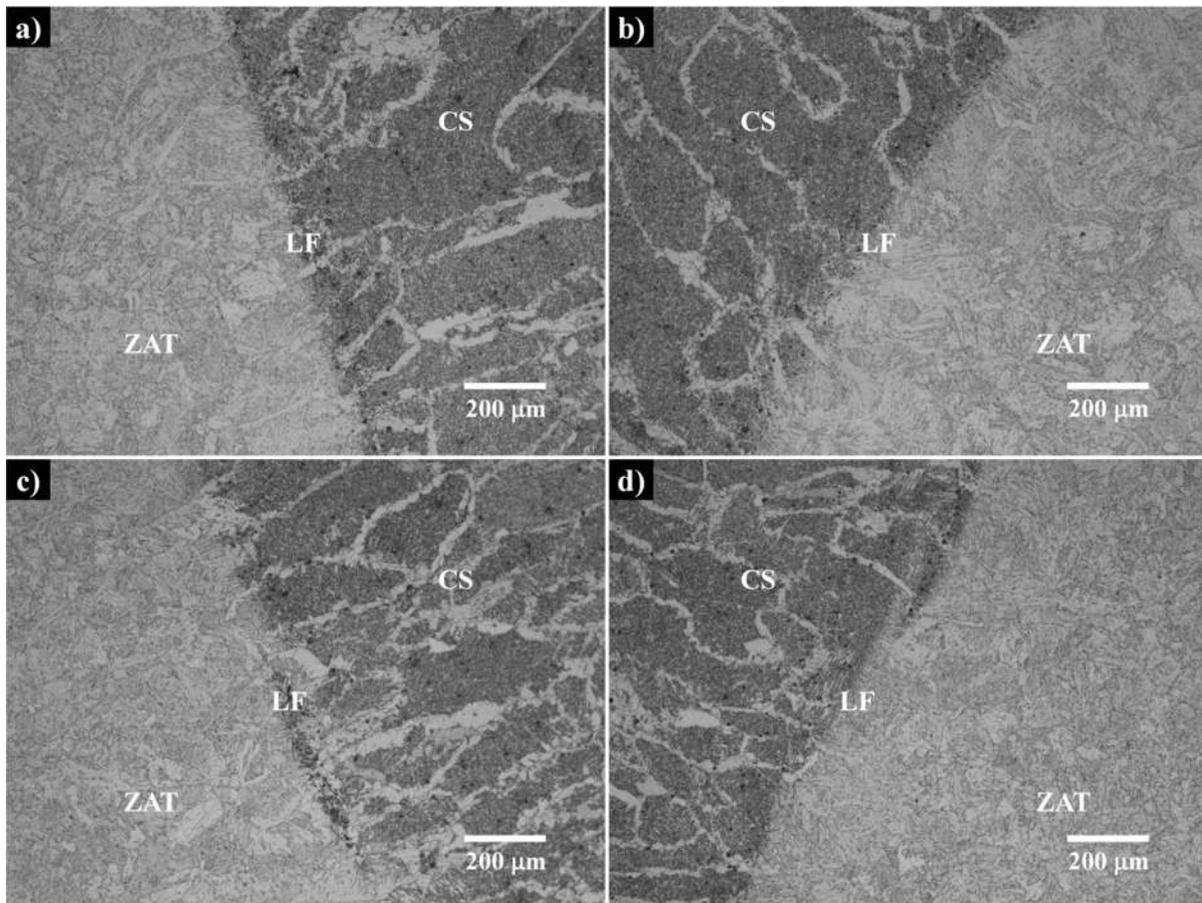


Figura 3. 9. Interfase izquierda y derecha del cordón superior a) y b), así como también del cordón inferior c) y d), aplicados con 3.5 mT campo magnético.

De la misma forma, en las imágenes de la figura 3.10 se muestran también las interfases de cordón superior e inferior depositados por arco sumergido durante la fabricación de la tubería, observándose el crecimiento de los granos en forma columnar con una longitud mayor que los depositados con el proceso GMAW en el laboratorio con y sin aplicación de campo magnético y con un ancho menor al inicio de la solidificación pero posteriormente de mayor amplitud, como se puede apreciar en las figuras 3.10 a) y b), así como también en las figuras 3.7 e) y f) en el centro del cordón.

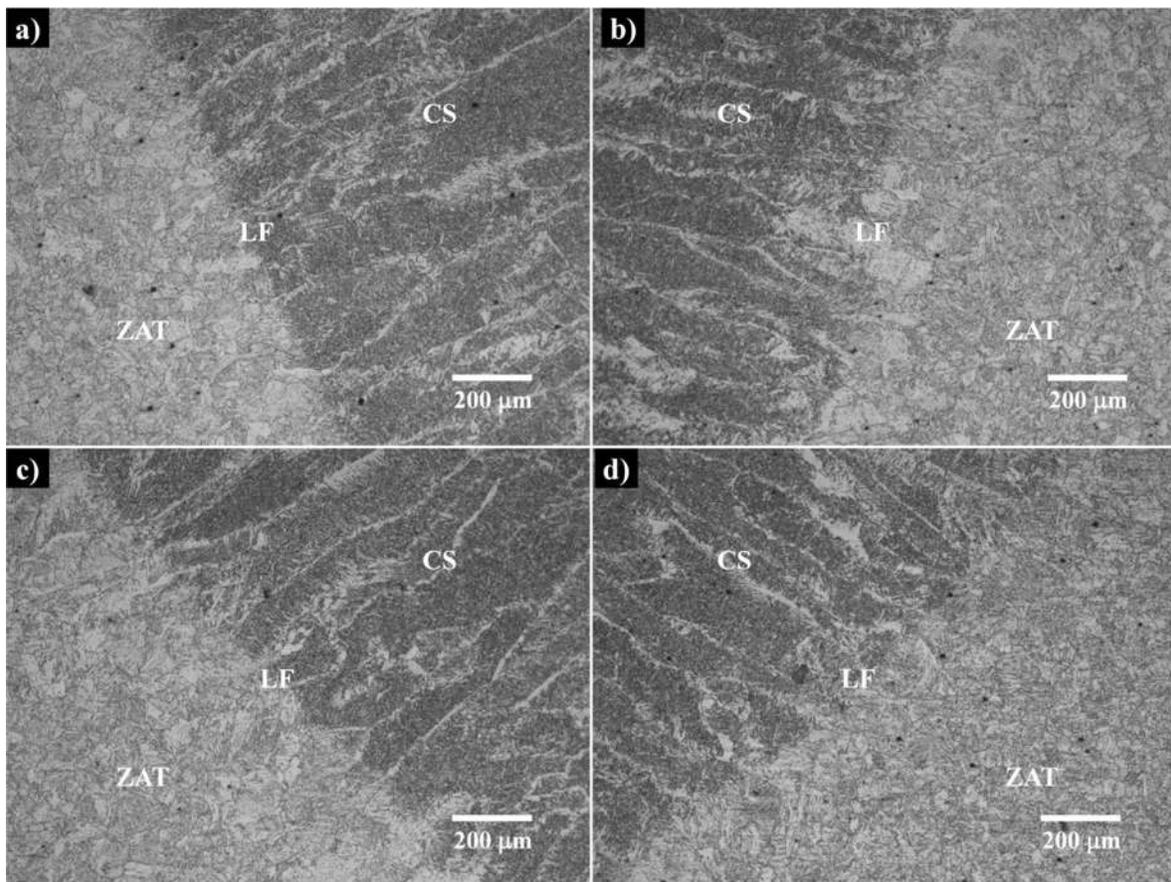


Figura 3. 10. Interfase izquierda y derecha del cordón de fábrica superior a) y b), así como también del cordón inferior c) y d).

En las micrografías de la figura 3.11 muestran la ZAT adyacente a la línea de fusión para las dos condiciones de soldadura, donde se observa un la figura 3.11a) la soldadura con aplicación de campo magnético un tamaño de grano menor que de la soldadura convencional, figura 3.11 b), esto se atribuye a que el campo magnético ayuda en el refinamiento de grano al fragmentar los primeros granos columnares que se forman mediante la perturbación de las líneas de flujo magnético.

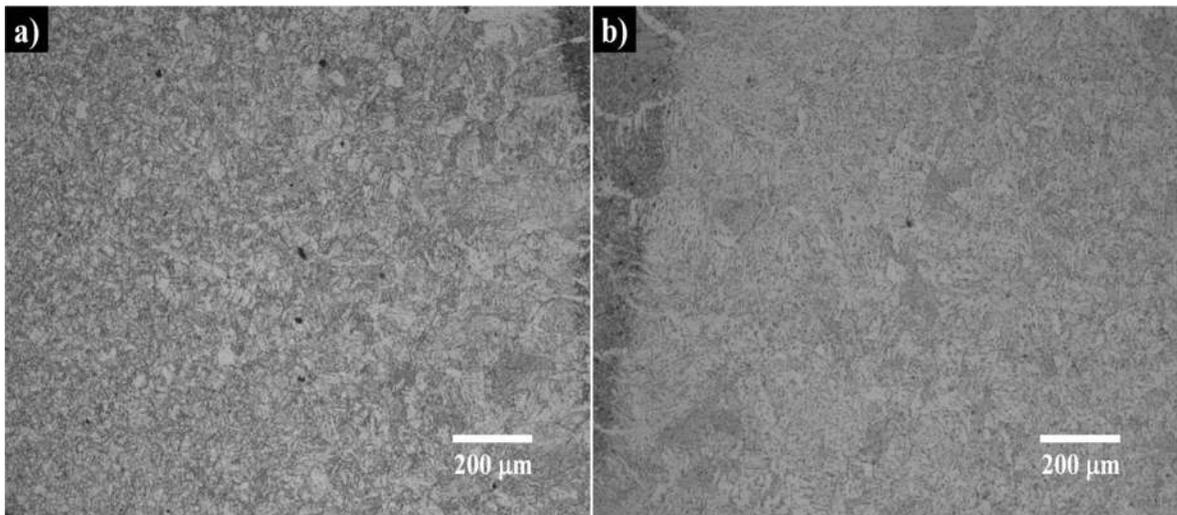


Figura 3. 11. a) ZAT adyacente a la línea de fusión con 3.5 mT cordón 2 y (b) ZAT adyacente a la línea de fusión cordón 2 lado sin campo a 100X.

Por otra parte, en las micrografías de la figura 3.12 se muestran las afectaciones térmicas del primer cordón de soldadura respecto a la depositación del segundo cordón de soldadura, para las tres condiciones analizadas en este trabajo de tesis, las cuales son: las depositadas con el proceso de soldadura GMAW sin y con aplicación de campo magnético durante la soldadura, así como los depósitos realizados mediante el proceso de soldadura por arco sumergido durante la fabricación de la tubería.

En las figuras 3.12 a) y b) se observa un defecto de falta de penetración rodeado de una microestructura de refinamiento de grano producto de la afectación térmica al depositar el segundo cordón de soldadura sin la aplicación de campo magnético, mientras que en las figuras

3.12 c) y d) se muestra una zona similar con refinamiento de grano debido también al ciclo térmico del segundo cordón depositado con aplicación de campo magnético, observándose a la vez el refinamiento de la microestructura tanto de la zona fundida como de la ZAT debido al efecto del campo magnético aplicado durante la realización de ambos cordones, no así en las microestructuras de las figuras 3.12 e) y f) correspondientes a la soldaduras realizadas durante la fabricación de la tubería, mostrando en menor proporción el refinamiento de grano producto del ciclo térmico del segundo cordón sobre el primero, así como también las dimensiones de los granos debido al alto aporte térmico del proceso de soldadura.

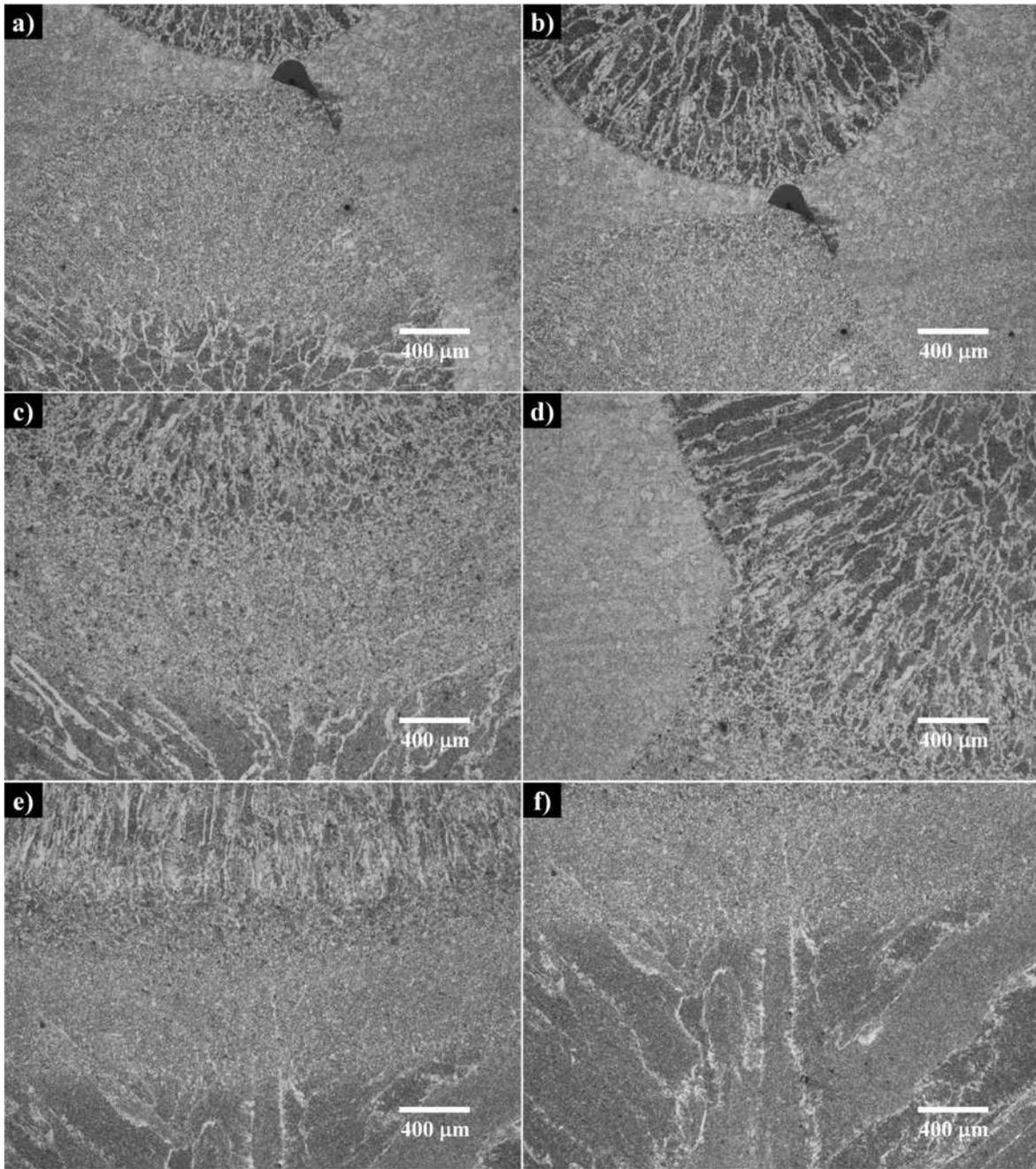


Figura 3. 12. Micrografías de las penetraciones de los cordones y zonas de recristalización: a) y b) sin campo magnético, c y d) con campo magnético perpendicular, e) y f) cordón de fábrica

3.4 Perfiles de microdureza Vickers (HV) del material base.

Los resultados de microdureza de los tres perfiles del material base API X-70 se muestran en la figura 3.13, en esta se observa que hay pequeñas variaciones en cada perfil de microdureza. El promedio del perfil de microdureza de la zona superior es igual a 251 HV, 241 HV para la zona media y 250 HV en la zona inferior. La diferencia entre las variaciones de las partes superior e inferior respecto con la central se debe al proceso termomecánico de laminación en caliente aplicado en el material, ya que después de este, la superficie y centro del material presentan diferentes velocidades de enfriamiento, siendo mayores las de la superficie que las del centro, con un porcentaje de <4% valor que puede despreciarse por caer \pm dentro del factor de error.

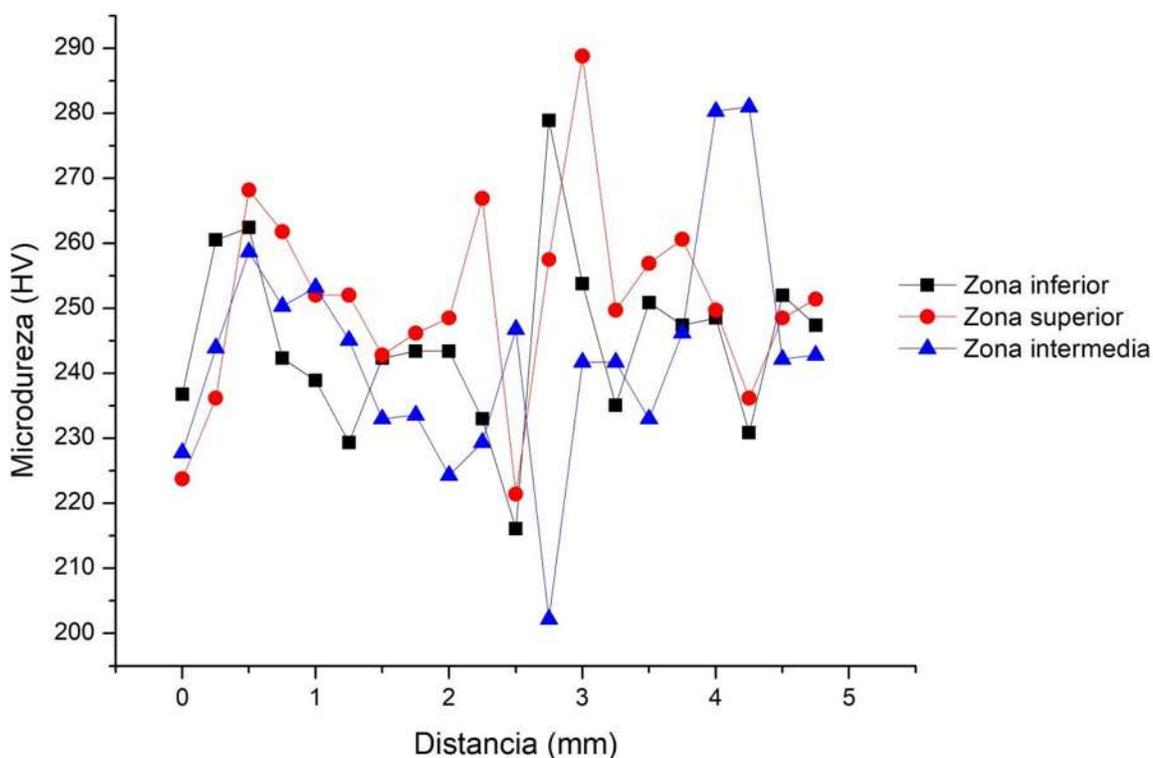


Figura 3. 13. Gráfica de perfiles de microdureza del material base.

Por otra parte, se observan algunas mediciones que mantienen una diferencia elevada en comparación con las promedio (247 HV) a pesar de que la microestructura del material es

uniforme, esto se atribuye a que las mediciones se realizaron al azar y cayeron en diferente fase, figura 3.14, donde en a) se muestra la huella piramidal del microdurómetro que da justo un grano de la fase ferrita dando un valor de 221.4 HV mientras que en b) la indentación se dio en granos de perlita abarcando más límites de grano obteniéndose por consiguiente un valor de microdureza más elevado igual a 278.9 HV.

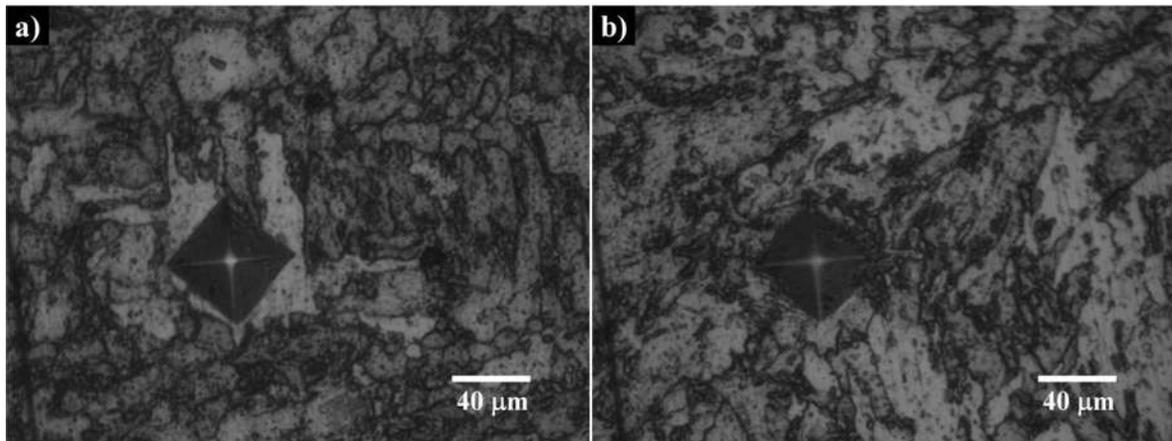


Figura 3. 14. Medición de microdureza en las fases: a) ferrita y b) perlita.

3.5 Perfiles de microdureza de las soldaduras.

Los perfiles de microdureza de los cordones de soldadura sin y con aplicación de campos magnéticos se muestran en las imágenes de la figura 3.15 y en la tabla 3.1 enumera los valores promedio de cada zona de las soldaduras.

En cuanto a los promedios de los valores de microdureza para cada zona mostrados en la tabla 3.1 se puede decir que son muy similares para ambas condiciones dado que una variación de ± 10 unidades en la escala Vickers no es una diferencia apreciable que pueda tomarse como significativa en las propiedades mecánicas de cada una de las zonas de las soldaduras.

Se puede observar que la soldadura que presentó menos variaciones en las mediciones fue en el cordón inferior de la soldadura con aplicación de campo magnético perpendicular. Esto fue debido a que el tamaño de grano de la microestructura es más pequeño que en los otros cordones de soldadura.

En general, todos los cordones presentan un aumento de la dureza en la ZAT y la soldadura. Los aumentos de la microdureza en la ZAT se deben a los ciclos térmicos por el tipo de microestructura que precipita en esa zona como lo son estructuras bainíticas e inclusive también la formación de martensita de bajo carbono cerca la línea de fusión. Por otra parte el aumento en el cordón se debe al proceso de solidificación del material de aporte, dado que el primer cordón depositado siempre tiene un proceso de solidificación más rápido que el segundo cordón puesto que se depositó a una temperatura de 120 °C, considerada como temperatura de intepasada.

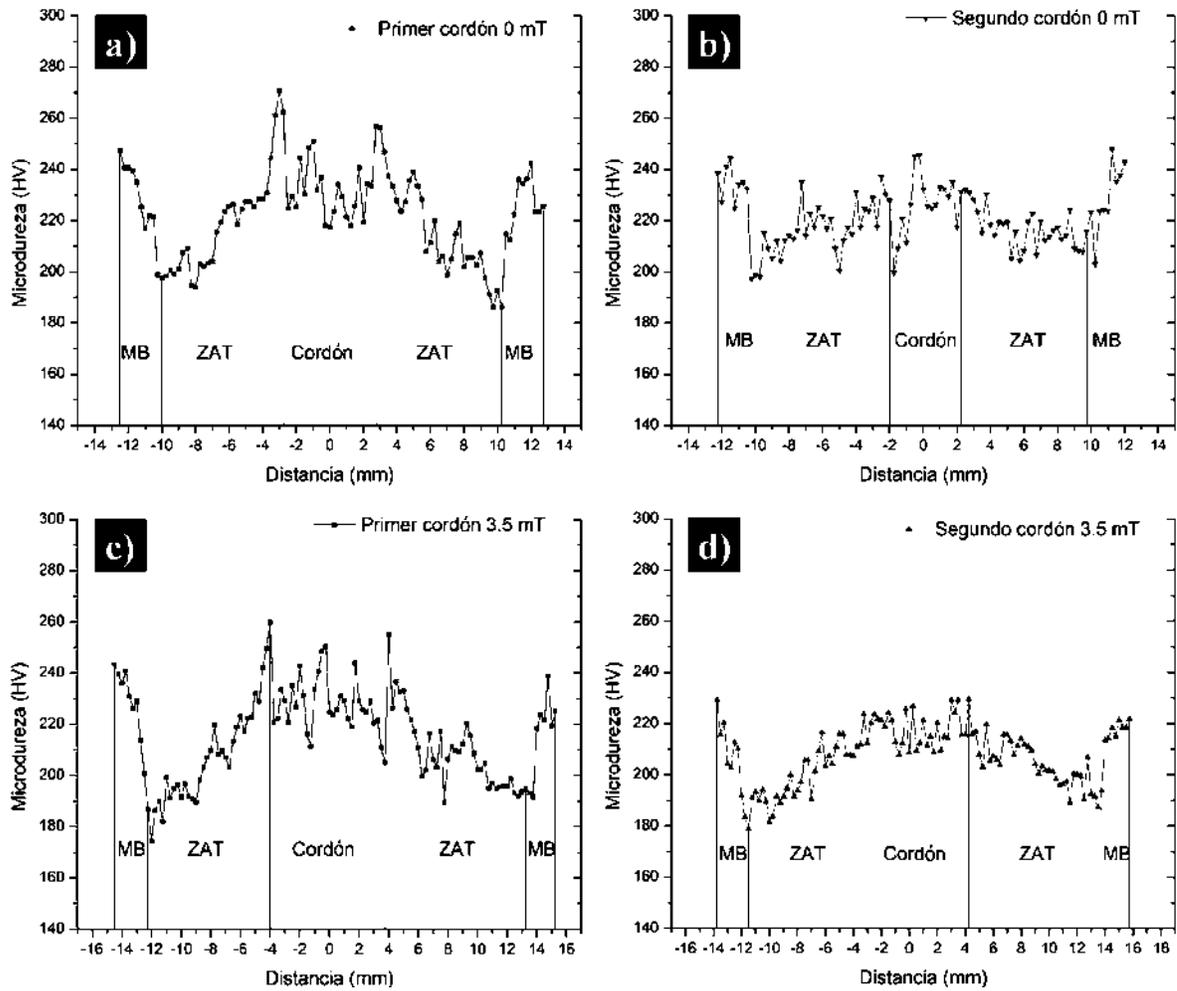


Figura 3. 15. Perfiles de microdureza Vickers de los cordones de soldadura superiores (izquierda) e inferiores (derecha): a) y b) sin campo magnético, c) y d) con campo magnético.

Tabla 3. 1. Resultados promedio de microdureza de las diferentes condiciones y zonas de los cordones de soldadura (Vickers).

ZONA		0 mT	PROMEDIO	D.E.	3.5 mT	PROMEDIO	D.E.
1 ^{er} Cordón	MB 1	223.1	222.82	12.28	222	218.5	11.06
2 ^{do} Cordón	MB 2	222.55		13.7	215.1		8.99
1 ^{er} Cordón	ZAT 1	222.25	219.82	18.65	214.65	206.3	16.15
2 ^{do} Cordón	ZAT 2	217.4		8.71	197.95		7.37
1 ^{er} Cordón	CS 1	232	229	12.81	232.55	227.67	10.77
2 ^{do} Cordón	CS 2	226		10.5	222.8		6.84

3.6 Ensayo de tensión del material base.

Los resultados de los ensayos de tensión del material base se muestran en la tabla 3.2 y en la figura 3.16, donde se puede ver que el material base cumple con los requerimientos que en cuanto a propiedades de resistencia la tensión establece la norma API 5L, donde se especifica que el valor mínimo del esfuerzo de cedencia es de 70, 000 psi (483 MPa) y para el esfuerzo máximo un valor mínimo de 82000 psi (565 MPa), así como un valor mínimo de elongación de 17% [1]. Además, la gráfica de esfuerzo-deformación de la figura 3.15 muestra el comportamiento típico de este tipo de materiales para la fabricación de tuberías.

Tabla 3. 2. Resultados del ensayo de tensión para el material en condición de llegada.

Acero X-70	σ_{MAX}	$\sigma_{CEDENCIA}$	σ_U	$\% \epsilon$
Espécimen 1	638	575	327	19.6
Espécimen 2	623	554	348	21.2
Promedio	630.5	565	337.5	20.4

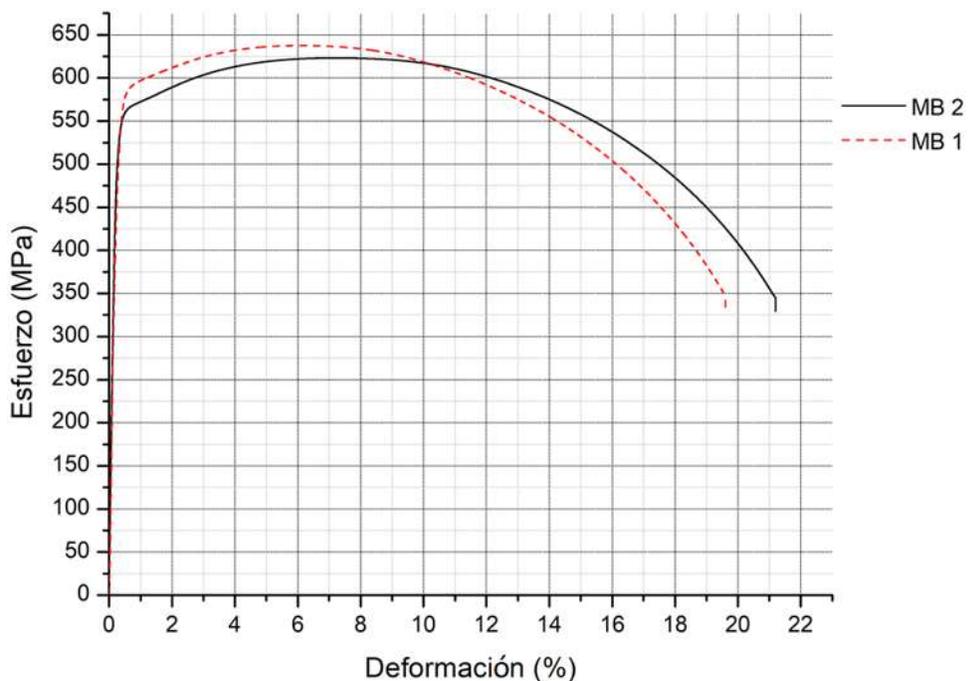


Figura 3. 16. Grafica Esfuerzo-Deformación del material en condición de llegada.

3.7 Ensayo de tensión de las soldaduras.

Los resultados obtenidos del comportamiento mecánico a la tracción uniaxial de las soldaduras con y sin aplicación de campo magnético se muestran en la tabla 3.3.

Tabla 3. 3. Propiedades mecánicas de tensión promedio de las soldaduras del acero API X-70.

Condición	σ_{MAX} (MPa)	$\sigma_{CEDENCIA}$ (MPa)	σ_U (MPa)	% ϵ
Sin campo magnético	535	508	471.97	8.67
Campo magnético perpendicular (3.5 mT)	628	573	475.53	12.46

El comportamiento mecánico a la tracción uniaxial de las soldaduras se muestran en la figura 3.17. En donde se puede ver que los valores en resistencia a la tensión y esfuerzo de cedencia difieren considerablemente entre una condición y la otra, siendo de 535 y 508 MPa para la soldadura convencional sin aplicación de campo magnético, mientras que con campo magnético perpendicular es de 628 y 573 MPa, que de acuerdo a las especificaciones de la norma API [1], la soldadura sin campo magnético solo está dentro del rango del esfuerzo de fluencia mínimo requerido (483 MPa), mientras que todos los valores de la soldadura con campo perpendicular, se encuentra dentro del rango mínimo requerido. De acuerdo con Shin y col. [33] reportan valores de esfuerzo de cedencia en aceros API X-70 y X-80 de 504 y 471MPa, una resistencia a la tensión de 619 y 580 MPa y porcentajes de deformación de alargamiento de 28.3 y 33.3% respectivamente. Los valores de las propiedades obtenidas en la condición dos, soldadura con campo magnético perpendicular, fueron medidas del segundo cordón inferior de soldadura, ya que presentó mejor penetración y dilución que el primero, ya que no fue posible reproducir la soldadura obtenida durante las pruebas en la figura 3.6 y sus microestructuras, esto se debió a que se presentaron problemas de desvío del arco eléctrico debido a los campos magnéticos formados por la intensidad de corriente necesaria para soldar, provocando que este se orientara preferencialmente hacia un costado del bisel, alejándose así de la parte central, el cual provocó la falta de fusión lateral y falta de penetración. Este problema se presentó en la mayoría de los cordones superiores o primer cordón depositado. La fractura tanto de la soldadura con campos y sin campo se dio en el cordón de soldadura.

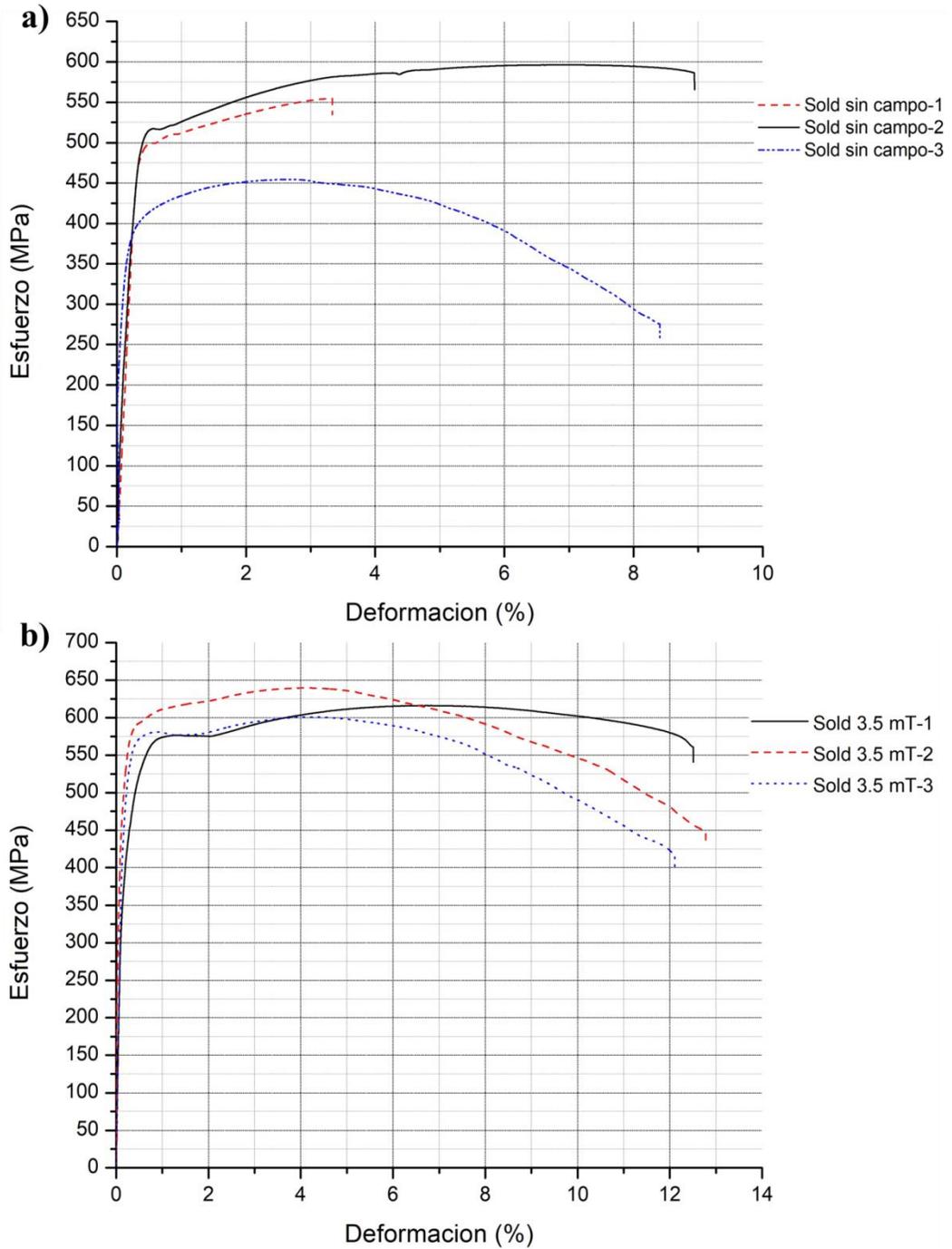


Figura 3. 17. Gráficas esfuerzo-deformación del ensayo de tensión de las soldaduras: a) sin campo magnético y b) con campo perpendicular.

De acuerdo a lo reportado por Hashemi en la literatura [34], es posible predecir la límite elástico por medio de la correlación estadística de la dureza Vickers para un acero API X-65. En este trabajo se tomaron 100 mediciones de microdureza Vickers para predecir la correlación.

Los valores de microdureza fueron medidos en diferentes zonas de la soldadura como zona de fusión, ZAT y metal base. Después se tomaron las mediciones de los ensayos de tensión del metal base y soldaduras.

La desviación mínima y máxima, media y estándar de los datos de prueba se calcularon luego para la variación estática y la diferencia del valor medio en cada zona de prueba. Todos los datos de prueba se describieron por la función de densidad de probabilidad y se determinaron las zonas con mayor varianza.

Se demostró que los datos de dureza pueden ser usados para predecir el límite elástico en un acero API X-65 con una precisión razonable.

Después de hacer todas las correlaciones obtuvieron las siguientes ecuaciones para calcular el límite elástico y la resistencia a la tensión a partir de la microdureza Vickers:

$$YS = 2 \times HV + 105 \quad (4)$$

$$UTS = 1.3 \times HV + 344 \quad (5)$$

Utilizando las fórmulas para predecir el límite elástico y resistencia a la tensión con campo magnético en este trabajo de tesis tenemos que:

$$YS = 2 \times (217.5) + 105 = 540 \text{ MPa} \cong 573$$

$$UTS = 1.3 \times (217.5) + 344 = 626.75 \text{ MPa} \cong 628$$

Se puede apreciar que los valores predcidos son muy similares a los que se obtuvieron mediante los ensayos mecánicos, de lo cual se concluye que si en la parte final de un proyecto solo se contara con muestras metalográficas de una soldadura de un material similar, podría ser de mucha utilidad para predecir la resistencia a la tensión y saber de qué manera se comportaría el material sometido ese ensayo.

3.8 Ensayo de impacto Charpy del material base.

Los resultados de la energía absorbida a la fractura del material base se muestran en la tabla 3.4. Este ensayo fue hecho a una temperatura de -10°C para alcanzar el punto dúctil-frágil del material, ya que de hacerlo a temperatura ambiente, por la capacidad del péndulo, no lograría fracturar las probetas, no pudiendo así obtener los valores de tenacidad del acero.

Tabla 3. 4. Resultados del ensayo de impacto Charpy del material base.

Acero x-70	Energía absorbida (Joules)
Espécimen 1	261
Espécimen 2	323
Promedio	292

Se ensayaron tres probetas, obteniéndose de la primera un valor de 261 J, de la segunda 323 J y para la tercera no se registró valor, ya que no hubo energía suficiente para fracturarla. Con estos resultados, el material se encuentra dentro del rango de tenacidad que establece la norma NRF-001-PEMEX-2000 [35].

3.9 Ensayo de impacto Charpy de las soldaduras.

En la figura 3.18 se ilustra el lugar donde fueron ubicadas las entallas para realizar los ensayos de impacto, debido a que las fracturas de las probetas de tensión ocurrieron en la soldadura y esta localización de las fracturas dio la pauta para decidir donde ubicar la entalla en las probetas de impacto, y sus resultados de la energía absorbida se muestran en la tabla 3.5, en donde se observa que la soldadura sin aplicación de campo magnético presentó el valor promedio de absorción de energía más bajo, esto se le atribuye en principio a que se obtuvo una mayor dureza y por consiguiente se presenta en la fractura vestigios de fractura frágil.

Por otra parte los valores de la energía absorbida para la soldadura con campo magnético es mucho más elevada y esto se correlaciona con el tipo de fractura dúctil obtenida, y el valor de

151 Joules de la tabla 3.5 y a su vez cumple con lo estipulado en la norma NRF-001-PEMEX-2000 [35].

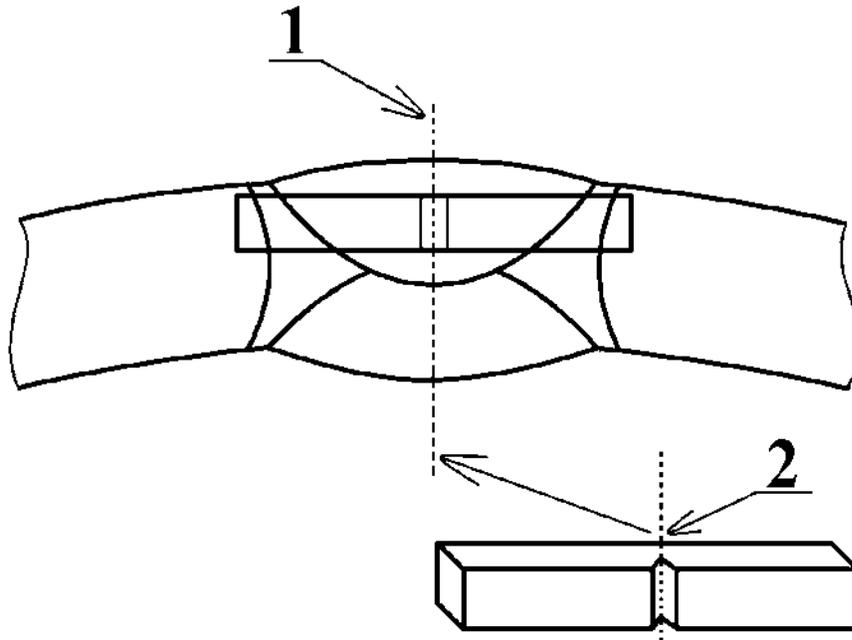


Figura 3. 18. Representación de la muestra del material: 1) con muesca de prueba Charpy sobre la parte central del cordón de soldadura inferior y 2) línea central de la muesca de prueba Charpy [28].

Tabla 3. 5. Resultados promedio de la tenacidad de los cordones inferiores de las soldaduras con y sin campo magnético.

Acero x-70	Tenacidad (Joules)	Reportado en literatura (SAW) [32]
Sin campo	53	155-171
Con campo	151	Sin reportar

3.10 Análisis de fractura de los ensayos de tensión del material base.

La morfología de la superficie de la fractura del ensayo de tensión en sentido longitudinal a la laminación, fue tomada a diferentes magnificaciones, observándose que presenta el tipo característico de la morfología de la fractura dúctil que se originó por la coalescencia y nucleación de pequeños hoyuelos que están formados alrededor de inclusiones no metálicas, figura 3.19, que a su vez actúan como sitios de nucleación y propagación de grietas. Este tipo de hoyuelos son también formados por la deformación de los límites de grano y son más pequeños mientras los granos sean más finos.

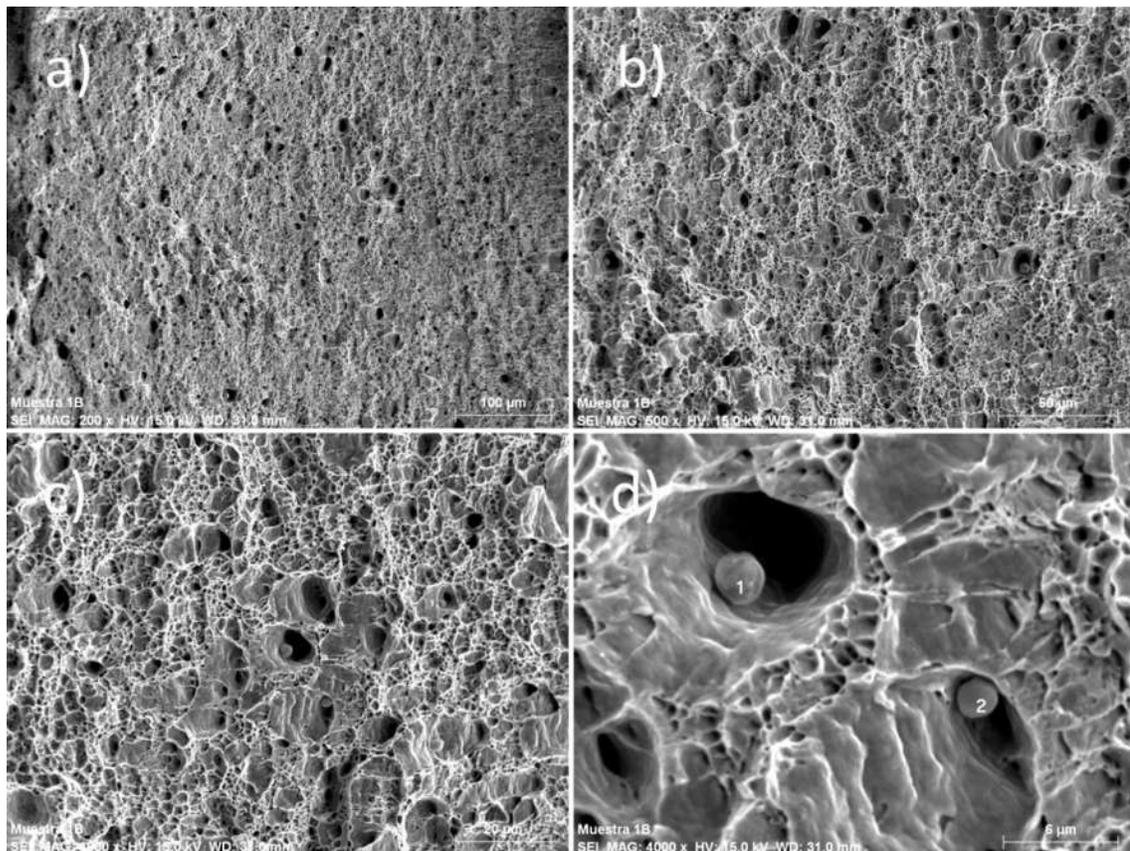


Figura 3. 19. Fractografías del ensayo de tensión del material base tomadas a: a) 200X, b) 500X, c) 1000X y d) 4000X.

Se realizó un microanálisis de composición puntual en las dos inclusiones (1 y 2) encontradas en la muestra de la figura 3.18 d). El resultado de los microanálisis puntuales se muestra en la figuras 3.20 y 3.21, deduciendo que son del tipo Fe, Mn, S, Mg y Ca, estos elementos forman compuestos (FeMn)S, MnS e inclusiones globulares ó Fe-MnS reportadas en la literatura [36], donde el calcio, hace que las inclusiones tomen forma de esfera.

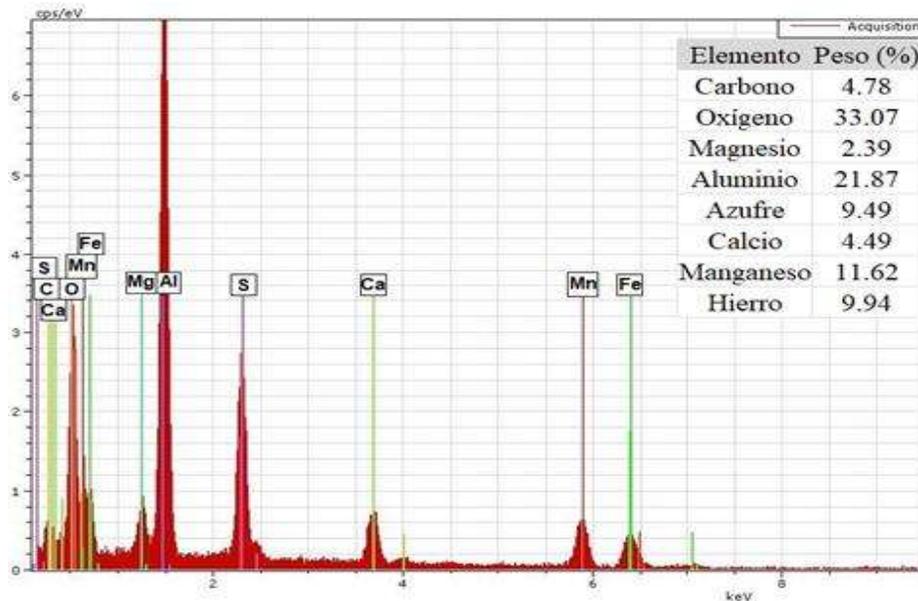


Figura 3. 20. Microanálisis de composición de la inclusión 1.

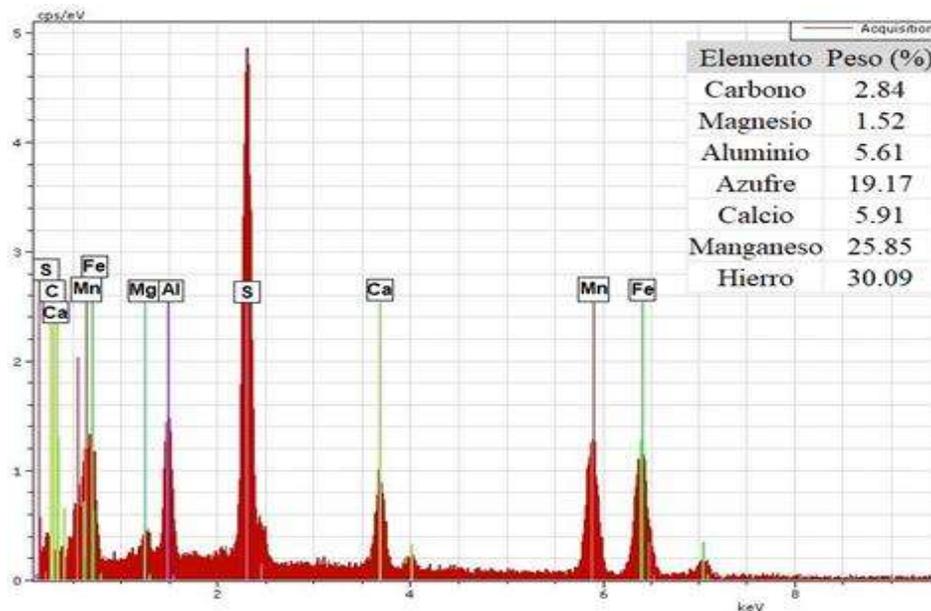


Figura 3. 21. Microanálisis de composición de la inclusión 2.

3.11 Análisis de fractura de las probetas de tensión de las soldaduras.

Después del ensayo de tensión se analizaron las fracturas de las uniones y su morfología se muestra en la figura 3.22 para la soldadura con campo magnético en donde se puede apreciar que el tipo de morfología denota claramente que es una fractura dúctil con los micro hoyuelos muy pequeños, esto debido a que las inclusiones no metálicas formadas durante la solidificación fueron de tamaño pequeño para dar origen a esta morfología de fractura dúctil, ver figura 3.22 d).

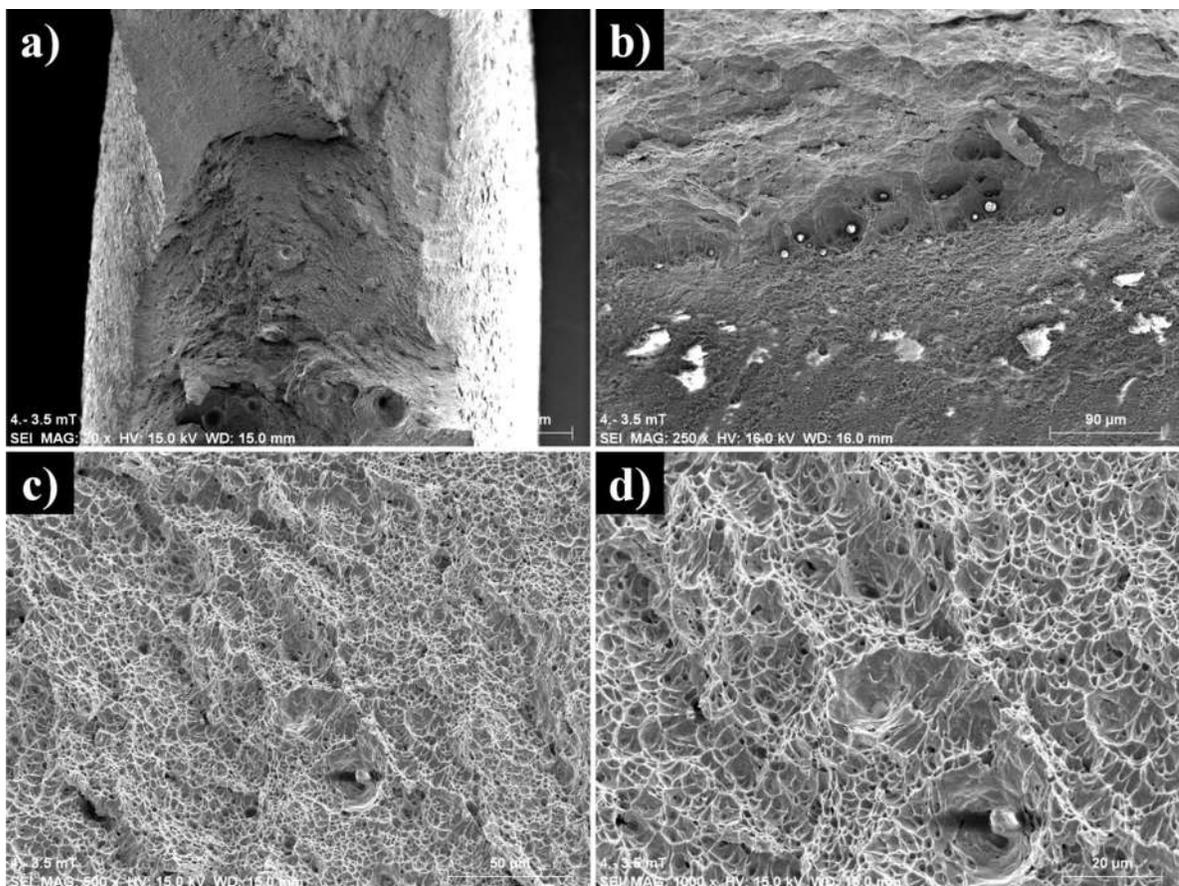


Figura 3. 22. Fractografía de las superficies de las probetas de tensión de la soldadura con campo perpendicular: a) 20X, b) 100X, c) 500X y d) 1000X.

Mientras que la morfología de la fractura de la soldadura sin aplicación de campo magnético, a pesar de presentar un tipo de fractura dúctil, su morfología es más amplia tal como se observa en la figura 3.23 d), observándose vestigios de fractura frágil, inclusiones de tamaño mayor, esto se debe a la no interacción electromagnética, a diferencia de lo que ocurre durante la soldadura aplicada mediante el efecto del campo magnético externo, el cual produce la interacción y limita el crecimiento del tamaño de las inclusiones y en cierta forma la forma de los granos durante la solidificación.

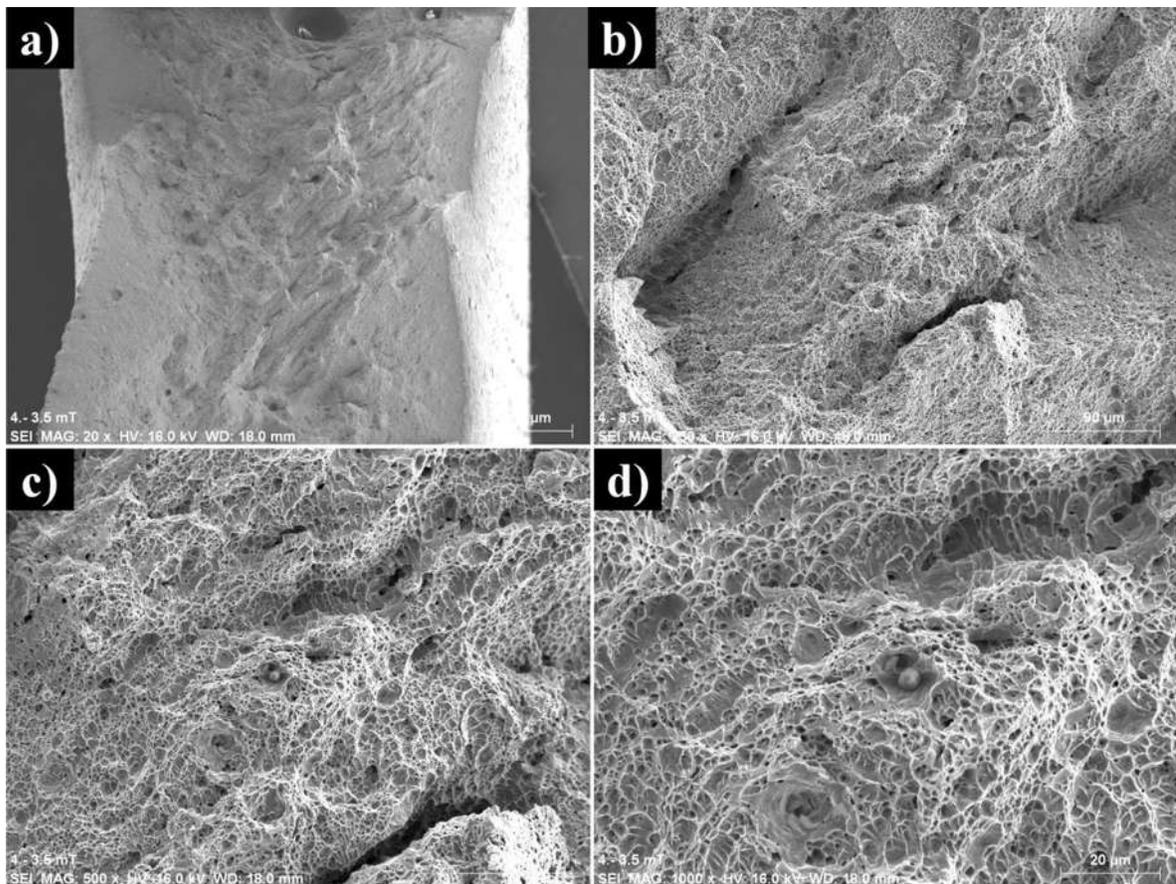


Figura 3. 23. Fractografía de las superficies de las probetas de tensión de la soldadura sin campo magnético: a) 20X, b) 100X, c) 500X y d) 1000X.

3.12 Análisis de fractura de las probetas de impacto de las soldaduras.

La morfología de la superficie de la fractura del ensayo de impacto de las soldaduras sin aplicación de campo magnético en sentido longitudinal a la laminación, fue tomada a diferentes magnificaciones, observándose de manera puntual sitios en la fractura en los que presentó una combinación de fractura tipo dúctil-frágil, figura 3.24 a), que actúan como sitios de nucleación y propagación de grietas.

La combinación del tipo de fractura se atribuye a una falta penetración en uno de los costados del bisel en la soldadura que no se aplicó interacción de campo electromagnético, problema que fue recurrente en esta variante de soldadura.

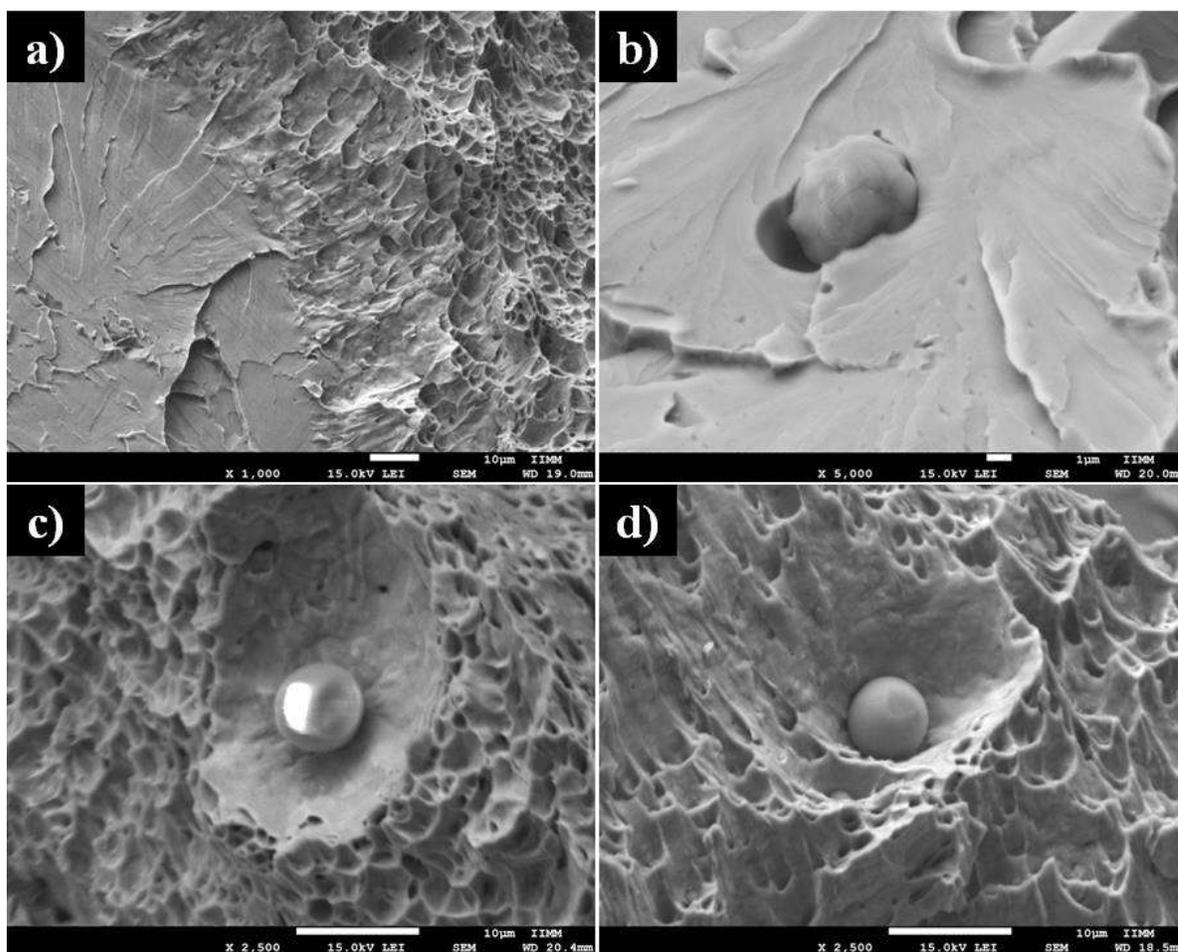


Figura 3. 24. Fractografía de las superficies de las probetas de impacto de la soldadura sin campo a) y b), y con campo magnético c) y d).

Por otra parte, la morfología de la fractura de la soldadura con aplicación de campo magnético, presentó el tipo de fractura dúctil formada con morfología compuesta por micro hoyuelos formados alrededor de inclusiones no metálicas.

Se realizó un microanálisis de composición puntual en varias de las inclusiones de la superficie de la fractura encontradas en la muestra de la figura 3.24 b) y c) con y sin aplicación de campo magnético.

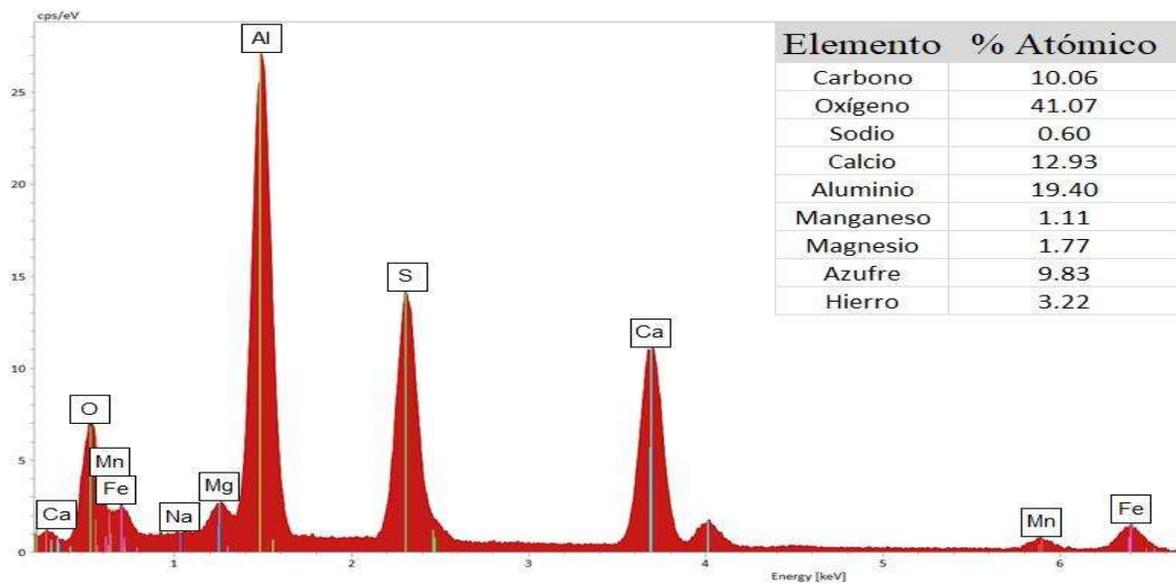


Figura 3. 25. EDS de inclusión metálica de la probeta de impacto sin campo magnético

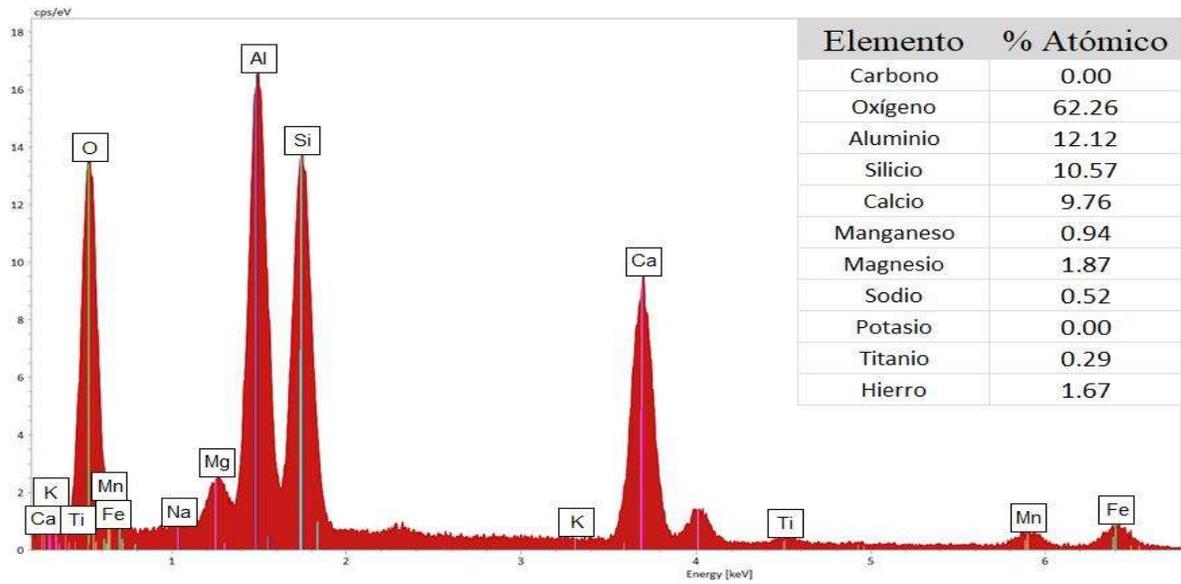


Figura 3. 26. EDS de inclusión metálica de la probeta de impacto con campo magnético.

El resultado de los microanálisis puntuales fue similar en todas las inclusiones, tanto del material base, de tensión e impacto en ambas variantes de campo magnético pero en diferente concentración y se muestra en la figura 3.25 y 3.26, deduciendo de que las inclusiones son una mezcla de sulfuros de MnFeS con óxidos de calcio, tal como se muestra en los espectrogramas realizados por EDS.

CAPÍTULO 4.

CONCLUSIONES

Una vez realizado el análisis y discusión de los resultados del presente proyecto de tesis, se puede llegar a las siguientes conclusiones:

1. Se logró soldar en dos pasadas la placa de acero API X-70 de una pulgada de espesor de pared mediante el proceso GMAW con campos magnéticos perpendiculares.
2. El tipo de bisel usado, doble “V” a 30°, no es recomendable utilizarlo para este espesor de material sin talón de raíz ya que da problemas si se pretende soldar de una pasada por cada lado del bisel, ya que el calor de aporte del primer cordón funde por completo el bisel, ya que al no contar con un talón de raíz, el que el área de contacto entre los biseles es muy pequeña.
3. La temperatura de precalentamiento no soluciona el problema de falta de fusión y penetración.
4. Las superficies fracturadas de las probetas de tensión con campo magnético y material base, presentaron el mismo tipo de fractura dúctil, quedando pendiente las micrografías de las probetas de impacto.
5. La microdureza presentó menor variación en las diferentes zonas de la soldadura con campo magnético perpendicular que en la soldadura sin campos, es decir, durezas más homogéneas, por lo que indica que el tamaño tuvo un refinamiento de la microestructura.
6. La resistencia a la tensión, esfuerzo de fluencia y el porcentaje de deformación de la unión con CM fueron mayores a un 17.38, 13 y 43% respecto a los valores de unión soldada sin campos magnéticos.
7. Los valores de tenacidad de la soldadura con campo magnético perpendicular presentaron un mejor comportamiento que la soldadura tradicional sin campo, aumentando en un 285%.

8. Las soldaduras con aplicación de campo magnético presentaron refinamiento de grano en el cordón de soldadura debido al proceso de agitación de las ondas electromagnéticas que fragmentan las dendritas al inicio de la solidificación, debido a que actúan como nuevos nucleantes de granos en el baño metálico, lo cual propicia que los nuevos granos reduzcan su diámetro favoreciendo la nucleación y promoviendo el refinamiento de grano.

9. El refinamiento en la ZAT se debe a que el campo magnético alinea los dominios magnéticos de los átomos en una sola dirección en presencia de un gradiente térmico elevado, impidiendo que los átomos se orienten en granos de tamaño grande debido al gradiente térmico.

RECOMENDACIONES.

Durante el transcurso de este proyecto, se fueron dando situaciones que no se tomaron en cuenta desde el inicio y dificultaron algunas actividades. A continuación describo algunas recomendaciones para trabajos posteriores:

- La unión del material API X-70 mediante el proceso GMAW con aplicación de CM no es fácil de lograr, ya que se requiere tener un control adecuado de los diferentes parámetros de soldadura así como el diseño de la unión, por lo que recomiendo no utilizar el diseño en doble “V” para este calibre de material base si no se cuenta con un excelente control en las variables del proceso, ya que cualquier mínima variación en amperaje y velocidades de desplazamiento de la soldadura provocan un calor de aporte excesivo haciendo que el material base se perfore, soplo magnético y falta de fusión.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. API, 49 CFR 192.113. API Specification 5L. 2004.
2. MENDOZA R, HUANTE J, CAMACHO V, ALVAREZ-FREGOSO O, JUAREZ-ISLAS J A. Development of an API 5L X-70 grade steel for sour gas resistance pipeline application. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 8(5), 549-555, 1999.
3. MENDOZA R, HUANTE J, ALANIS M, GONZALEZ-RIVERA C, JUAREZ-ISLAS J A. Processing of ultra low carbon steels with mechanical properties adequate for automotive applications in the as-annealed condition. *Materials Science and Engineering: A*. 276(1-2), 203-209, 2000.
4. SUN W, LU C, TIEU A K, JIANG Z, LIU X, WANG G. Influence of Nb, V and Ti on peak strain of deformed austenite in Mo-based micro-alloyed steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 125-126, 72-76, 2002.
5. MEDINA S F, HERNANDEZ C A. The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 44(1), 149-154, 1996.
6. SAGE A M. Effect of rolling schedules on structure and properties of 0-45% vanadium weldable steel for X70 pipelines. *Metals Technology*. 8(1), 94-102, 1981.
7. SAGE A M. Physical metallurgy of high-strength, low-alloy line-pipe and pipe-fitting steels. *Metals Technology*. 10(1), 224-233, 1983.
8. SHIN S Y, OH K, KANG K B, LEE S. Effects of complex oxides on Charpy impact properties of heat affected zones of two API X70 linepipe steels. *ISIJ international*. 49(8), 1191-1199, 2009.
9. HERNANDEZ GONZALEZ C, TREVINO ORTUNO C I. Propagación de Grietas por Fatiga en Soldadura Longitudinal de Arco Sumergido de Tubos de Acero API 5L Grados X52 y X60. Engineering thesis. Ingeniería metalúrgica, Instituto Politécnico Nacional. 2011.
10. STERJOVSKI Z, BAYLEY C, DONATO J, LANE N, LANG D. Weld-end solidification cracking in pulsed-tandem gas metal arc welding of naval steels. *Supplement to the Welding Journal*. 93(5), 145-152, 2014.
11. CHUNG P C, HAM Y, KIM S, LIM J, LEE C. Effects of post-weld heat treatment cycles on microstructure and mechanical properties of electric resistance welded pipe welds. *Materials & Design*. 34, 685-690, 2012.
12. GUEDRI A, MERZOUG B, ZEGHLOUL A. Improving mechanical properties of API X60/X70 welded pipeline. *Revue Sciences & Technologie section B*. 29, 51-58, 2009.
13. SUNG H K, SHIN S Y, CHA W, OH K, LEE S, KIM N J. Effects of acicular ferrite on charpy impact properties in heat affected zones of oxide-containing API X80 linepipe steels. *Materials Science and Engineering: A*. 528(9), 3350-3357, 2011.
14. DOLBY R, KNOTT J. Toughness of martensitic and martensitic-bainitic microstructures with particular reference to heat-affected zones in welded low-alloy steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 210(NOV), 857, 1972.
15. TOTTEN G E. *Steel Heat Treatment Metallurgy and technologies*. En; *Effects of Alloying Elements on the Heat Treatment of Steel*. TOTTEN G E. ed. Portland, Oregon, USA. Taylor and Francis. 2007.
16. KOU S. *Welding Metalurgy*. Second ed. New Jersey. Jhon Wiley & Sons. 2003.
17. MOFFATT H K. Electromagnetic stirring. *Physics of Fluids A: Fluid Dynamics*. 3(5), 1336-1343, 1991.
18. ASAI S. *Electromagnetic Processing of Materials*. En; *Materials Processing by Using Electric and Magnetic Functions*. ed. Dordrecht. Springer Netherlands. 87-111. 2012.
19. VOLLERTSEN F, THOMY C. Magnetic stirring during laser welding of aluminum. *Journal of Laser Applications*. 18(1), 28-34, 2006.

20. KANG Y, NA S. Characteristics of welding and arc signal in narrow groove gas metal arc welding using electromagnetic arc oscillation. WELDING JOURNAL-NEW YORK-. 82(5), 93-S, 2003.
21. MATSUDA F, NAKAGAWA H, NAKATA K, AYANI R. Effects of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys--Investigation on Tig Arc Welding(DCRP) of Thin Sheet. J. Light Met. Weld. Constr.(Jpn.). 16(1), 8-20, 1978.
22. GARCÍA R, LÓPEZ V H, CUIRIEL F F, ESTRELLA S. Uso de la interacción electromagnética en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, para mejorar sus propiedades de resistencia a la corrosión y mecánicas en la zona afectada térmicamente. En: Materiales metálicos. Eds. Viña del Mar, Chile. 2010.
23. GARCÍA R, LÓPEZ V H, LÁZARO Y. Efecto de la polaridad eléctrica en la soldadura de un acero API X-65, mediante la adaptación del proceso de soldadura MIG a soldadura por electrogas, con agitación magnética. En: IBEROMET Iberoamericano de Metalurgia y Materiales. Eds. 697-703. 2009.
24. RENTERÍA M G, MORELOS V L, HERNÁNDEZ R G. Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex. INGENIUS. 12, 40-45, 2014.
25. MALINOWSKI-BRODNICKA M, DEN OUDEN G, VINK W. Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel. welding Journal. 2(2), 52s-59s, 1990.
26. ASTM, E8/E8M - 09. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2009.
27. ASTM, E384-99. Standard test method for microindentation hardness of materials. 2000.
28. ASTM, E23-12c. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. 2012.
29. JONSSON P, MURPHY A, SZEKELY J. The influence of oxygen additions on argon-shielded gas metal arc welding processes. Welding Journal-Including Welding Research Supplement. 74(2), 48s, 1995.
30. MUKHOPADHYAY S, PAL T K. Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 29(3), 262-268, 2006.
31. BEIDOKHTI B, DOLATI A, KOUKABI A H. Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking. Materials Science and Engineering: A. 507(1-2), 167-173, 2009.
32. HASHEMI S H, MOHAMMADYANI D. Characterisation of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 98, 8-15, 2012.
33. SHIN S Y, HWANG B, LEE S, KIM N J, AHN S S. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. Materials Science and Engineering: A. 458(1), 281-289, 2007.
34. HASHEMI S H. Strength-hardness statistical correlation in API X65 steel. Materials Science and Engineering: A. 528, 1648-1655, 2011.
35. NRF-001-PEMEX-2000. Tubería de acero para recolección y transporte de hidrocarburos amargos. 2000.
36. BHADESHIA H, HONEYCOMBE R. Steels: Microstructure and properties. Fourth ed. 2006.