



**UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

**PROGRAMA DE MAESTRÍA EN
METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES**

**“ANÁLISIS DE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA
SOLDADURA CON ARCO ELÉCTRICO INDIRECTO E INTERACCIÓN
ELECTROMAGNÉTICA EN EL ACERO API 5L X-52”.**

**Tesis que para obtener el grado de
Maestro en Metalurgia y Ciencia de los Materiales presenta:**

L.F.M. VALENTÍN MERCADO ARZOLA

Asesor de Tesis

Ph. D. Rafael García Hernández

Morelia, Mich. Agosto de 2016.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a toda mi familia, en especial a mis padres: Araceli Arzola González y José Luis Mercado Mercado por el incondicional apoyo que a lo largo de mi vida me han brindado, por sus enseñanzas y consejos, y por preocuparse siempre por mi bienestar y formación profesional.

A mi esposa Daisy, por su apoyo y compañía; a mi “Chaparrito” Valentín, por ser mi inspiración para seguir adelante. También les agradezco a ellos por la paciencia que me han tenido en los momentos que por dedicarle a este trabajo no estuve con ellos.

A mis hermanos, José Luis, Camila, Enrique y Edwin por los momentos compartidos, por preocuparse por mí y apoyarme en mis decisiones.

A mi asesor el Dr. Rafael García Hernández por aceptarme en su equipo de trabajo, por el apoyo que me brindó durante mi estancia en el instituto y por preocuparse para que sacara este trabajo adelante.

A mis sinodales: Dr. Víctor Hugo López, Dr. Cuauhtémoc Maldonado, Dra. Diana Cholico, Dr. Jorge Verduzco y Dr. Arnoldo Bedolla por sus aportaciones y recomendaciones para la terminación del presente trabajo.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado durante mis estudios de maestría.

Agradezco también a todos los profesores y amigos que me apoyaron para llegar hasta a esta etapa de mi carrera.

¡MUCHAS GRACIAS!

ÍNDICE

| | | |
|------------|---------------------------------------------------------------------------|----|
| CAPÍTULO 1 | INTRODUCCIÓN | 11 |
| 1.1 | INTRODUCCIÓN | 11 |
| 1.2 | JUSTIFICACIÓN..... | 13 |
| 1.3 | OBJETIVOS. | 13 |
| 1.3.1 | Objetivo general..... | 13 |
| 1.3.2 | Objetivos particulares. | 13 |
| 1.4 | HIPÓTESIS. | 14 |
| CAPÍTULO 2 | REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE. | 15 |
| 2.1 | ACERO API 5L X-52. | 15 |
| 2.2 | PROCESO GMAW..... | 17 |
| 2.2.1 | Descripción del proceso. | 17 |
| 2.2.2 | Principios de operación del proceso. | 18 |
| 2.2.3 | Mecanismos de transferencia del metal. | 20 |
| 2.3 | ASPECTOS GENERALES DE LA SOLDADURA..... | 22 |
| 2.3.1 | Movimiento del fluido en la piletta de soldadura. | 24 |
| 2.4 | PROCESO DE SOLDADURA POR LA TÉCNICA DE ARCO ELÉCTRICO INDIRECTO..... | 26 |
| 2.5 | APLICACIÓN DE CAMPOS MAGNÉTICOS EN PROCESOS DE SOLDADURA POR FUSIÓN. | 36 |
| CAPÍTULO 3 | METODOLOGÍA EXPERIMENTAL..... | 41 |
| 3.1 | MATERIAL | 42 |
| 3.2 | CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO API 5L X-52..... | 42 |
| 3.3 | CARACTERIZACIÓN MECÁNICA | 43 |
| 3.3.1 | Ensayo de microdureza Vickers (HV)..... | 43 |
| 3.3.2 | Ensayo de tensión. | 44 |
| 3.3.3 | Ensayo de impacto charpy-V. | 44 |
| 3.4 | PREPARACIÓN DE LAS PLACAS. | 45 |
| 3.5 | SOLDADURA DE LAS PLACAS. | 46 |
| 3.6 | CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE LAS UNIONES SOLDADAS. | 49 |
| 3.6.1 | Caracterización por microscopía óptica. | 50 |
| 3.6.2 | Ensayo de microdureza. | 50 |

| | | |
|------------|----------------------------------------------------------------------------|----|
| 3.6.3 | Ensayo de tensión. | 51 |
| 3.6.4 | Ensayo de impacto. | 51 |
| 3.6.5 | Análisis de la fractura por microscopía electrónica de barrido (MEB). | 52 |
| CAPÍTULO 4 | ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS. | 53 |
| 4.1 | CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL MATERIAL BASE. | 53 |
| 4.1.1 | Caracterización química y microestructural. | 53 |
| 4.2 | CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL BASE. | 55 |
| 4.2.1 | Microdureza Vickers HV ₁₀₀ del acero API 5L X-52. | 55 |
| 4.2.2 | Resultados del ensayo de tensión del acero API 5L X-52. | 56 |
| 4.2.3 | Fracturas del ensayo de tensión. | 58 |
| 4.2.4 | Ensayo de impacto Charpy-V del acero API 5L X-52. | 61 |
| 4.3 | CARACTERIZACIÓN MACROESTRUCTURAL DE LAS SOLDADURAS. | 62 |
| 4.3.1 | Apariencia superficial. | 62 |
| 4.3.2 | Macrografías de las uniones. | 64 |
| 4.4 | CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LAS SOLDADURAS. | 66 |
| 4.5 | CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DE LAS SOLDADURAS. | 78 |
| 4.5.1 | Microdureza Vickers HV ₁₀₀ de las uniones. | 78 |
| 4.5.2 | Ensayo de tensión de las soldaduras. | 81 |
| 4.5.3 | Fractura del ensayo de tensión. | 83 |
| 4.5.4 | Ensayo de impacto de las juntas. | 85 |
| CAPÍTULO 5 | CONCLUSIONES. | 89 |
| | BIBLIOGRAFÍA. | 91 |

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO II. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 2.1. Diagrama de fases Hierro-Carbono [13]. | 16 |
| Figura 2.2. Microestructura del acero API 5L X-52 [15]. | 16 |
| Figura 2.3. Proceso de soldadura GMAW [20]. | 19 |
| Figura 2.4. Diagrama del proceso GMAW [20]. | 19 |
| Figura 2.5. Transferencia por rocío a 320 A y 29 V [19]. | 20 |
| Figura 2.6. Esquema de crecimiento epitaxial [21]. | 23 |
| Figura 2.7. Fuerzas que influyen en el movimiento de la pileta de soldadura [21]. | 25 |
| Figura 2.8. Esquema del proceso de GMAW con arco eléctrico indirecto [32]. | 27 |
| Figura 2.9. Esquema del proceso de soldadura MIG usando: a) arco eléctrico directo y b) arco eléctrico indirecto [5]. | 28 |
| Figura 2.10. Macrografías de soldaduras de aluminio 2024: a) AED y b) AEI [4]. | 30 |
| Figura 2.11. Macrografías y micrografías de los tres procesos de soldadura: a) y b) proceso AEI-MIG, c) y d) proceso MIG, e) y f) proceso SAW [1]. | 32 |
| Figura 2.12. Diseño de placas para arco eléctrico indirecto modificado [3]. | 35 |
| Figura 2.13. MB parcialmente fundido como agente inoculante: a) y b) granos de MB parcialmente fundido en el cordón y c) microestructura de soldadura con AEI [4]. | 36 |
| Figura 2.14. Micrografías de una soldadura: a) sin interacción electromagnética, crecimiento epitaxial; b) con interacción electromagnética, crecimiento equiaxial [40]. | 40 |

CAPÍTULO III. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

| | |
|----------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 3.1. Diagrama de flujo del desarrollo experimental. | 41 |
| Figura 3.2. Ubicación de los perfiles de microdureza en el material base. | 43 |
| Figura 3.3. Esquema de la probeta de tensión. ASTM E 8M-04 [46]. | 44 |
| Figura 3.4. Dimensiones de las probetas para el ensayo de impacto Charpy-V [47]. | 45 |

Figura 3.5. Diseño de las placas para la aplicación del AEI modificado. 46

Figura 3.6. Arreglos de las bobinas para la inducción de los campo magnéticos: a) campo axial y b) campo perpendicular [49]..... 48

Figura 3.7. Secciones transversales de las soldaduras..... 50

Figura 3.8. Perfiles de microdureza en la soldaduras. 51

CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

Figura 4.1. Micrografía del acero API 5L X-52. 54

Figura 4.2. Gráfica de microdureza del acero API 5L X-52. 55

Figura 4.3. Mediciones de microdureza del material base: a) 226.3 HV y b) 194.3 HV. 56

Figura 4.4. Curvas esfuerzo-deformación del acero API 5L X-52..... 57

Figura 4.5. Fractografías del ensayo de tensión longitudinal a diferentes magnificaciones. ... 59

Figura 4.6. Fractografías del ensayo de tensión transversal del material base. 60

Figura 4.7. Microanálisis de inclusiones en el acero API 5L X-52..... 60

Figura 4.8. Fractografías del ensayo de impacto del MB. 61

Figura 4.9. Microanálisis de las inclusiones encontradas en la superficie de las fracturas del ensayo de impacto del MB. 62

Figura 4.10. Apariencia superficial de las soldaduras: a) sin campo, b) con campo perpendicular y c) con campo axial. La cota equivale a 2 cm. 63

Figura 4.11. Macrografías las soldaduras: a) sin campo, b) con campo perpendicular y c) con campo axial..... 64

Figura 4.12. Micrografías de los cordones de soldadura cerca de la línea de fusión (izquierda) y centro (derecha): a) y b) sin campo; c) y d) con campo perpendicular y; e) y f) con campo axial. 67

Figura 4.13. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada de la longitud de grano. 68

Figura 4.14. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada de medición de ancho de grano. 69

| | |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 4.15. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada del tamaño de grano en los cordones de soldadura..... | 70 |
| Figura 4.16. Línea de fusión de las soldaduras: a) sin campo, b) con campo perpendicular y c) con campo axial..... | 71 |
| Figura 4.17. Micrografías de la ZAT 100X: a) sin campo, b) campo perpendicular y c) campo axial..... | 72 |
| Figura 4.18. Micrografías del cordón de soldadura con campos perpendiculares: a) inicio, b) centro y c) final del cordón..... | 74 |
| Figura 4.19. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada de la longitud de grano en el cordón con campos perpendiculares..... | 75 |
| Figura 4.20. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada del ancho de grano en el cordón con campos perpendiculares..... | 76 |
| Figura 4.21. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada del tamaño de grano en el cordón con campos perpendiculares..... | 77 |
| Figura 4.22. Perfiles de microdureza de las uniones soldadas: los perfiles de la izquierda corresponden a la parte superior y los de la derecha corresponden a la parte de la raíz..... | 79 |
| Figura 4.23. Microestructura en la ZAT..... | 80 |
| Figura 4.24. Gráficas esfuerzo-deformación del ensayo de tensión a las soldaduras: a) sin campo, b) campo perpendicular y c) campo axial..... | 82 |
| Figura 4.25. Fracturas del ensayo de tensión de las soldaduras: a) sin campo, b) campo perpendicular y c) campo axial. La cota equivale a 5mm..... | 83 |
| Figura 4.26. Fractografía del ensayo de tensión a las soldaduras..... | 84 |
| Figura 4.27. Análisis por MEB de las inclusiones encontradas en la fractura del ensayo de tensión..... | 85 |
| Figura 4.28. Fractografías del ensayo de impacto: a) cordón de soldadura y b) ZAT..... | 88 |

ÍNDICE DE TABLAS

CAPÍTULO II. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabla 2.1. Valor de corriente mínimo para que se dé la transferencia por rocío [20]. | 21 |
| Tabla 2.2. Valores del índice de agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo I_{SCC} de los procesos de unión [1]. | 34 |

CAPÍTULO III. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabla 3.1. Composición química nominal del acero API 5L X-52 [43] y del electrodo ER70S-6 [44]. | 42 |
| Tabla 3.2. Condiciones operativas del proceso de soldadura. El calor de aporte fue calculado con una eficiencia del proceso del 75%. | 49 |

CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

| | |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabla 4.1. Composición química del acero API 5L X-52. | 53 |
| Tabla 4.2. Resultados de los ensayos de tensión del acero API 5L X-52. | 58 |
| Tabla 4.3. Áreas de las diferentes zonas de las uniones. | 65 |
| Tabla 4.4. Valores de microdureza en las diferentes zonas de las soldaduras: promedio (X) y desviación estándar (σ). | 80 |
| Tabla 4.5. Valores promedio de los resultados de los ensayos de tensión de las soldaduras. | 82 |
| Tabla 4.6. Valores promedio de energía absorbida al impacto de las soldaduras, a $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$. | 87 |

RESUMEN

En el presente proyecto de investigación se realizó la unión de placas de acero API 5L X-52 con 9.5 mm de espesor en una sola pasada, usando el diseño de junta para la aplicación del arco eléctrico indirecto modificado (AEIM). Además, se analizaron los efectos que produce la aplicación de la interacción electromagnética (IEM) de baja intensidad durante la soldadura, entre el campo magnético inherente al proceso de soldadura y un campo magnético generado de manera externa con una intensidad de 5 mT.

La unión se realizó mediante el proceso de soldadura por fusión con arco metálico y protección con gas (GMAW, por sus siglas en inglés: Gas Metal Arc Welding), utilizando un electrodo ER70S-6 como material de aporte y una mezcla de argón (98 %) y oxígeno (2 %) como gas de protección. Además, con la finalidad de evitar la falta de fusión lateral y lograr una completa penetración en las uniones, las placas fueron precalentadas a 100 °C.

Posteriormente se analizaron los efectos que se generaron en la microestructura del cordón de soldadura y zona afectada térmicamente (ZAT), así como las propiedades mecánicas de microdureza, resistencia a la tensión y tenacidad al impacto de las uniones soldadas. A pesar de la temperatura de precalentamiento, se observó una reducción de la ZAT de crecimiento de grano en las uniones realizadas con IEM. Las propiedades mecánicas de microdureza y tensión fueron similares a las del material base y la mayor resistencia al impacto de las uniones, tanto en el cordón como en la ZAT, fue mayor en las realizadas con IEM que la realizada sin IEM.

Las tres soldaduras satisfacen el comportamiento requerido sobre todo en la ZAT, ya que en lo que respecta al cordón de soldadura es común obtener mejores propiedades mecánicas debido a que el tipo de electrodo utilizado presenta una mayor resistencia mecánica que el acero API 5L X-52.

Palabras clave: Acero API 5L X-52, AEIM, IEM, ZAT, GMAW.

ABSTRACT

In this research project joining steel plates API 5L X-52 with 9.5 mm thickness was performed in a single pass, using the joint design for the application of modified indirect electric arc (MIEA). Moreover, the effects produced by the application of low intensity electromagnetic interaction (EMI) during welding between the magnetic field inherent to the welding process and a 5 mT magnetic field generated externally with an intensity were analyzed.

The joint was performed by the fusion process Gas Metal Arc Welding (GMAW) using ER70S-6 electrode as filler and a mixture of argon (98 %) and oxygen (2%) as a shielding gas. Furthermore, in order to avoid side of lack fusion and achieve complete penetration joints, the plates were preheated to 100 ° C.

Subsequently, the effects in the microstructure of the weld and heat affected zone (HAZ) as well as the mechanical properties microhardness, tensile strength and impact toughness of welded joints were analyzed. Although the preheating temperature, a reduction in the HAZ grain growth in the joints made with EMI was observed. The mechanical properties of micro-hardness and strength were similar to those of the base material and higher impact toughness of unions, both the cord and the HAZ was higher in those made with EMI that performed without EMI.

Three welds meet the required behavior, especially in the HAZ, as with regard to weld bead is common to obtain better mechanical properties because the type of electrode used has a higher mechanical strength than steel API 5L X-52 .

Keywords: API 5L X-52 steel, MIEA, EMI, HAZ, GMAW.

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

1.1 INTRODUCCIÓN

Actualmente PEMEX es una de las empresas más importantes a nivel mundial, cuenta con una compleja red de gasoductos y oleoductos que sobrepasan los 50,000 km de longitud [1], ya que el abastecimiento por medio de ductos (poliductos, gasoductos y oleoductos) es la forma más rápida, económica y confiable de transportar y distribuir los hidrocarburos. Por tal razón, se requiere de un diseño, construcción, operación y mantenimiento adecuados de las tuberías utilizadas para este fin, por lo que el conocimiento de las propiedades físicas y mecánicas de los materiales, así como las relaciones entre ellas, es de gran interés en la selección de los materiales utilizados en la construcción de este tipo de medio de transporte de hidrocarburos.

El acero API 5L X-52 es un acero de bajo contenido de carbono que se utiliza para la construcción de tuberías en las líneas para la industria petrolera y de gas natural. Lo que lo hace un material de gran aplicación en la industria del petróleo nacional, a pesar de los nuevos desarrollos de las tuberías de las series X-80, X-100 y X-120, cuyas denominaciones son más propicias para la extracción del petróleo a grandes profundidades en el mar. Por lo cual la serie API 5L X-52 seguirá siendo preferencial para el transporte en tierra por su bajo costo y buen grado de soldabilidad, lo cual implica buscar nuevas alternativas de unión para encontrar alguna que sea más rápida y eficiente en cuanto al proceso de soldadura manual utilizado en el tendido de este tipo de tuberías.

Para la unión y reparación de tuberías de acero de bajo contenido de carbono, los procesos de soldadura por arco eléctrico se han utilizado durante muchos años en la industria del petróleo. Sin embargo, debido a las fallas frecuentes durante la operación en los últimos años, ha surgido la necesidad de diseñar un método de soldadura que genere propiedades mecánicas similares a las del material base, tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT. Ya que estudios sobre las fallas en las uniones, han demostrado que éstas ocurren principalmente en la zona del material base que es afectada por el calor debido a la variación de la microestructura y al crecimiento de grano que en esta zona se produce [1, 2]. Por ello, sería de

gran importancia contar con un método con el que se logre controlar la variación microestructural tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT.

La técnica del proceso de soldadura con arco eléctrico indirecto ha demostrado ser una técnica que modifica la microestructura y las propiedades mecánicas de las uniones soldadas en materiales compuestos y aleaciones de aluminio [3-5], y muy poco se ha utilizado en la unión de aceros, lo cual hace interesante su aplicación y comparación con las técnicas tradicionales con la finalidad de comprobar su efectividad en este tipo de materiales.

Por otro lado la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad durante la soldadura ha dado excelentes resultados en el control de la microestructura y mejoras en propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en los aceros inoxidable, tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT [6-8]. Por ello se espera que debido al mayor porcentaje de fase ferrítica contenida en el acero API 5L X-52, con respecto al contenido de esta en los aceros inoxidable, se produzcan mejores características microestructurales en la soldadura de este acero usando IEM.

1.2 JUSTIFICACIÓN.

La justificación del presente tema de tesis es, que debido a que los aceros API 5L X-52 son los más utilizados en la construcción de tuberías utilizadas para el transporte de petróleo en ductos terrestres, en donde la unión de las tuberías tradicionalmente se efectúa mediante el proceso de soldadura con electrodo revestido. Y como el proceso GMAW no es muy utilizado, se pretende implementar su aplicación en combinación con la técnica de arco eléctrico indirecto como una nueva alternativa que genere mejores características en cuanto a propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, tenacidad y microdureza, las cuales se pretenden mejorar al utilizar la interacción electromagnética de baja intensidad durante la soldadura.

1.3 OBJETIVOS.

1.3.1 *Objetivo general.*

El objetivo fundamental del presente proyecto de investigación consiste en realizar la soldadura del acero API 5L X-52 con la técnica de arco eléctrico indirecto modificado, utilizando interacción electromagnética de baja intensidad (5 mT) en dos orientaciones diferentes: axial y perpendicular al arco eléctrico. Esto con la finalidad de corroborar la efectividad de esta nueva técnica en función de las microestructuras y propiedades mecánicas obtenidas, para tratar de extender su aplicación a este tipo de materiales para tuberías con costura.

1.3.2 *Objetivos particulares.*

- Soldar las placas del acero API 5L X-52 aplicando un solo cordón de soldadura para disminuir el calor de aporte.

- Determinar en función del tipo de microestructura las propiedades mecánicas de la unión soldada.
- Determinar la influencia de la aplicación del campo magnético sobre la microestructura tanto del cordón de soldadura como de la zona afectada térmicamente (ZAT).
- Determinar cuál de las dos orientaciones de las líneas de flujo magnético externo durante la soldadura genera mejores características microestructurales y mecánicas.

1.4 HIPÓTESIS.

La aplicación de la interacción electromagnética con una de las dos orientaciones de las líneas de flujo magnético, en combinación con la aplicación de la técnica de arco eléctrico indirecto modificado, durante la soldadura del acero API 5L X-52, modifica la forma de solidificación, generando microestructuras de grano fino en el cordón de soldadura. Además de que la transferencia de calor a las placas del material base se reduce y se obtiene una zona afectada térmicamente más angosta y con microestructuras más refinadas, dando como resultado mejoras en las propiedades mecánicas de la unión.

CAPÍTULO 2 REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.

En este apartado se hará una descripción de los avances que se encuentran reportados en la literatura abierta en temas relacionados con el presente proyecto de investigación.

2.1 ACERO API 5L X-52.

El acero y aleaciones base hierro son de los materiales más utilizados en la actualidad, debido a sus buenas propiedades y sus diversas aplicaciones son usados en la industria petroquímica para la fabricación de implementos y productos usados en la producción, transporte y almacenamiento de fuentes de energía tales como aceite y gas natural.

Para la fabricación de ductos usados en la industria petroquímica, se han utilizado principalmente aceros al carbono, fundiciones de hierro, aceros de baja aleación, aceros microaleados y aceros inoxidable. Los aceros más comúnmente empleados en la fabricación de tuberías usadas para la conducción de hidrocarburos en la industria petrolera, son los aceros designados por el grado API especificación 5L. La nomenclatura de estos aceros consta de la letra X seguida de dos cifras, que representan los dos primeros dígitos del valor mínimo del límite de cedencia (σ_y) multiplicado por mil. Uno de estos aceros es el API 5L X-52, que de acuerdo a la nomenclatura, es un acero cuyo límite de cedencia mínimo, en libras sobre pulgada cuadrada (psi), es 52,000 psi (359 MPa) [9].

Actualmente PEMEX cuenta con una red de tuberías instalada de alrededor de 60,000 kilómetros de longitud, de los cuales aproximadamente el 80% corresponden al grado X-52, el 12% al X-60 y el resto lo conforman los grados X-65 y X-70, siendo estos últimos más usados para el transporte de gas con altas presiones.

Para la fabricación de este tipo de tuberías con costura el acero se somete a un tratamiento termomecánico, en el cual pasa por un proceso de rolado controlado a elevadas temperaturas, seguido de un enfriamiento a una velocidad relativamente rápida desde temperaturas de austenización [10]. Durante el enfriamiento se lleva a cabo una transformación parcial de la

austenita en ferrita proeutectoide y posteriormente ocurre la transformación de la austenita remanente en ferrita más perlita (ver Figura 2.1), la cual consiste en capas alternadas de ferrita perlítica con carburo de hierro (Fe_3C) [11, 12].

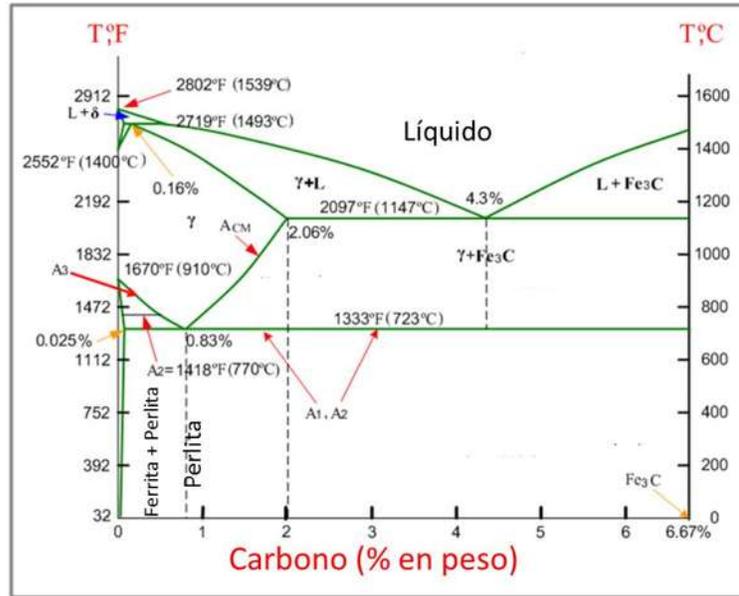


Figura 2.1. Diagrama de fases Hierro-Carbono [13].

Así, la microestructura del acero API 5L X-52 consiste de una matriz ferrítica incluyendo un 20% de islas de perlita aproximadamente [14, 15]. El tamaño de grano promedio es de 10 μm , con límites de grano curvados denominados granos poligonales [11, 14, 16], como se muestra en la Figura 2.2.

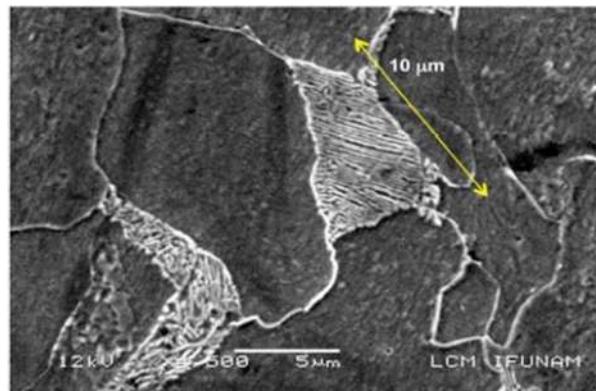


Figura 2.2. Microestructura del acero API 5L X-52 [15].

Este tipo de aceros para tubería también se les conoce como aceros microaleados o aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés: High-Strength Low-Alloy), ya que durante su fabricación se adicionan elementos microaleantes como niobio (Nb), titanio (Ti), vanadio (V) y molibdeno (Mo) en pequeñas cantidades con la finalidad de controlar el crecimiento de grano y endurecimiento por precipitación durante el laminado y enfriamiento [10]. Estos aceros se caracterizan por presentar una mejor resistencia mecánica y de corrosión que un acero al carbono convencional, además de presentar un excelente grado de soldabilidad y ductilidad aunado a un bajo costo de producción [17-19].

Estudios durante la década de los 60's sobre los efectos que tienen los elementos de aleación sobre las propiedades de materiales estructurales resultaron en el descubrimiento de que la adición de pequeñas cantidades de Nb y V (menos del 0.1 % de cada uno) refuerzan los aceros comunes Carbono-Manganeso. Con ello el contenido de carbono se podría reducir para mejorar la soldabilidad y tenacidad de estos aceros, recompensando la pérdida de resistencia causada por la reducción del contenido de carbono con el aumento de resistencia causada por los efectos de los elementos microaleantes [18].

2.2 PROCESO GMAW.

2.2.1 Descripción del proceso.

La soldadura por fusión es un proceso de unión en el que el metal base se funde para llevar a cabo la soldadura mediante un arco eléctrico [19]. El proceso GMAW es un proceso de soldadura por fusión el cual se define como el proceso que usa un arco eléctrico entre un electrodo metálico continuo y la pileta de soldadura [20]. Este es uno de los procesos de soldadura con arco más ampliamente usados, debido a su versatilidad, velocidad de soldadura y fácil aplicación. En este proceso la unión se da por coalescencia de la mezcla del material base fundido con el metal de aporte fundido.

El arco eléctrico y la pileta de soldadura son protegidos de la contaminación del medio ambiente, utilizando gases inertes como argón y helio, por lo que el proceso también es conocido

como MIG (por sus siglas en inglés: Metal Inert Gas), pero muchas veces se usan estos gases mezclados con gases activos como CO₂, O₂ o N₂ por lo que es más apropiado el nombre GMAW.

El proceso GMAW puede ser operado en tres formas diferentes: forma semi-automática, automática y robotizada. Este es el único proceso de soldadura de electrodo consumible con el cual todos los metales comerciales como los aceros al carbono, aceros de baja aleación, aceros inoxidables, y aleaciones de aluminio, cobre, titanio y níquel, pueden ser soldados en todas las posiciones (plana, horizontal, vertical y sobre cabeza), eligiendo las variables operativas del proceso en forma adecuada.

2.2.2 Principios de operación del proceso.

Este proceso de soldadura, es en esencia un proceso de corriente directa con polaridad invertida, el cual incorpora la alimentación automática del electrodo consumible. Y en el que el arco eléctrico es protegido de la contaminación de la atmósfera por medio del gas de protección proporcionado de forma externa, tal como se observa en la Figura 2.3. Después de los ajustes iniciales realizados por el operador, el equipo provee una auto-regulación de las características eléctricas, por lo que el soldador sólo debe controlar la velocidad y la dirección de avance, así como la posición de la antorcha. Una vez realizados los ajustes correspondientes, la longitud del arco, la cual depende del potencial de trabajo fijado en el equipo y; la corriente de soldadura, dependiente de la velocidad de alimentación del electrodo, se mantienen constantes automáticamente. La Figura 2.4 muestra el equipo requerido para el proceso GMAW.

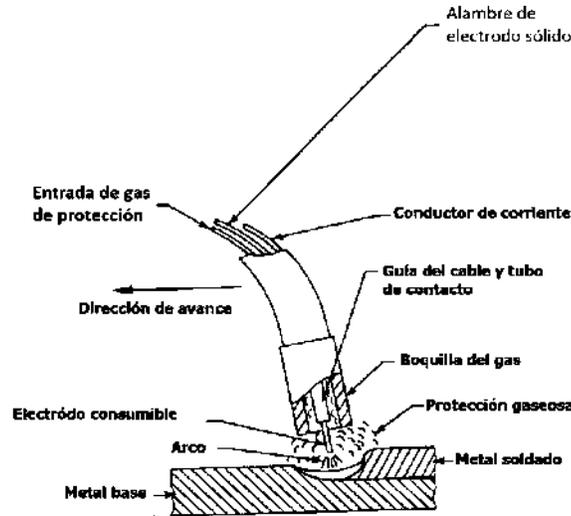


Figura 2.3. Proceso de soldadura GMAW [20].

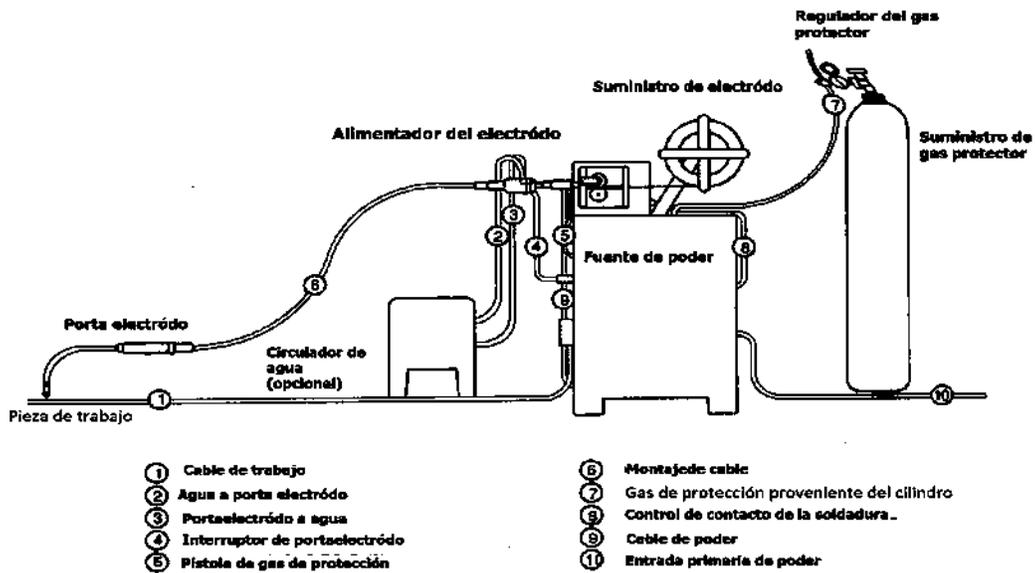


Figura 2.4. Diagrama del proceso GMAW [20].

2.2.3 *Mecanismos de transferencia del metal.*

La transferencia metálica es el mecanismo por el cual el electrodo se deposita sobre el metal a soldar. La transferencia de metal se puede dar mediante cualquiera de las siguientes tres formas: **transferencia por rocío (o spray)**, **globular** y **por corto circuito**. Estas formas de transferencia del metal dependen de la magnitud y tipo de corriente de soldadura, del diámetro del electrodo y del espesor del material base a soldar. Y la selección del gas de protección depende del material a soldar [20].

La transferencia por rocío es el modo que se desea obtener para la soldadura del acero API 5L X-52. Esta forma de transferencia consiste en pequeñas gotas de metal fundido altamente dirigidas sobre la dirección y el centro del diseño de la unión como se muestra en Figura 2.5. Las gotas del electrodo fundido son aceleradas principalmente por las fuerzas electromagnéticas que se producen en el arco eléctrico. La velocidad que alcanzan estas pequeñas gotas superan los efectos de la fuerza de gravedad, razón por la cual el proceso GMAW, con los ajustes adecuados, puede ser utilizado para soldaduras en cualquier posición.

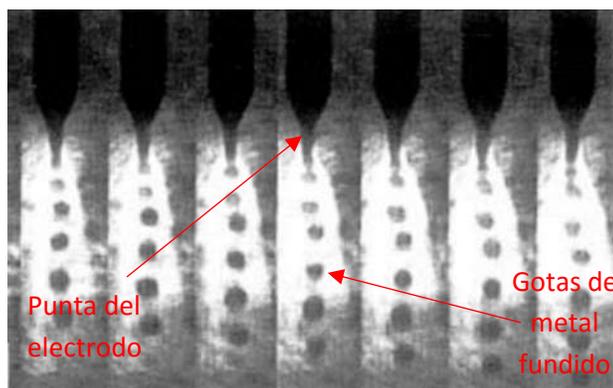


Figura 2.5. Transferencia por rocío a 320 A y 29 V [19].

Para lograr la transferencia estable por rocío, el uso de argón como gas de protección es un aspecto favorable. También se requiere el uso de corriente directa y electrodo positivo (CDEP), además de que la corriente debe ser mayor que un valor crítico llamado *corriente de*

transición, que es el valor de la corriente por debajo del cual el modo de transferencia globular ocurre, y para valores de corriente superiores a ese valor crítico se da la transferencia por rocío. La Tabla 2.1 muestra el valor mínimo de corriente requerida para que se dé el modo de transferencia por rocío.

Una característica de la transferencia por rocío, es la alta penetración que se alcanza, por lo que su aplicación para soldar láminas delgadas sería muy difícil, ya que el arco podría perforar el material debido a la elevada corriente que se requiere para lograr este modo de transferencia.

Tabla 2.1. Valor de corriente mínimo para que se dé la transferencia por rocío [20].

| TIPO DE ELECTRODO | DIÁMETRO DEL ELECTRODO | | GAS DE PROTECCIÓN | CORRIENTE MÍNIMA PARA TRANSFERENCIA POR ROCÍO (A) |
|-------------------|------------------------|-----|------------------------|---------------------------------------------------|
| | PULG. | mm. | | |
| Acero dulce | 0.030 | 0.8 | 98% argón – 2% oxígeno | 150 |
| Acero dulce | 0.035 | 0.9 | 98% argón – 2% oxígeno | 165 |
| Acero dulce | 0.045 | 1.1 | 98% argón – 2% oxígeno | 220 |
| Acero dulce | 0.062 | 1.6 | 98% argón – 2% oxígeno | 275 |
| Acero inoxidable | 0.035 | 0.9 | 98% argón – 2% oxígeno | 170 |
| Acero inoxidable | 0.045 | 1.1 | 98% argón – 2% oxígeno | 225 |
| Acero inoxidable | 0.062 | 1.6 | 98% argón – 2% oxígeno | 285 |
| Aluminio | 0.030 | 0.8 | Argón | 95 |
| Aluminio | 0.045 | 1.1 | Argón | 135 |
| Aluminio | 0.062 | 1.6 | Argón | 180 |
| Cobre desoxidado | 0.035 | 0.9 | Argón | 180 |

| | | | | |
|------------------|-------|-----|-------|-----|
| Cobre desoxidado | 0.045 | 1.1 | Argón | 210 |
| Cobre desoxidado | 0.062 | 1.6 | Argón | 310 |
| Bronce Silicio | 0.035 | 0.9 | Argón | 165 |
| Bronce Silicio | 0.045 | 1.1 | Argón | 205 |
| Bronce Silicio | 0.062 | 1.6 | Argón | 270 |

2.3 ASPECTOS GENERALES DE LA SOLDADURA.

En soldadura, dependiendo de cómo la fuente de calor interactúa con el material base, los efectos térmicos experimentados por el material varían de región en región y se dividen en tres distintas regiones principales: zona de fusión, también conocida como metal de soldadura; la zona afectada térmicamente y; el metal base, que es la zona que no se afecta por el calor.

La zona de fusión, cordón de soldadura o zona mezclada, es la zona que ha sido fundida durante el proceso de soldadura. Esta zona está compuesta de material de aporte y material base, en soldaduras realizadas con electrodos consumibles; y únicamente por material base en soldaduras cuando el electrodo es no consumible.

Tradicionalmente la forma de solidificación de los cordones de soldadura, realizados por medio de procesos por fusión de alto aporte térmico, consiste en un crecimiento columnar que da inicio a partir de los granos del material base parcialmente fundidos. Los granos crecen hacia el centro del cordón, en dirección perpendicular a los bordes de la pileta de soldadura, ya que esta es la dirección de máximo gradiente de temperatura y por lo tanto, la de mayor velocidad de extracción de calor, como se ilustra en la Figura 2.6. A esta forma de solidificación se le ha denominado como *crecimiento epitaxial* [21]. Este tipo de microestructura de granos columnares bastos no es muy deseado en las soldaduras ya que empobrece algunas propiedades mecánicas de las uniones.

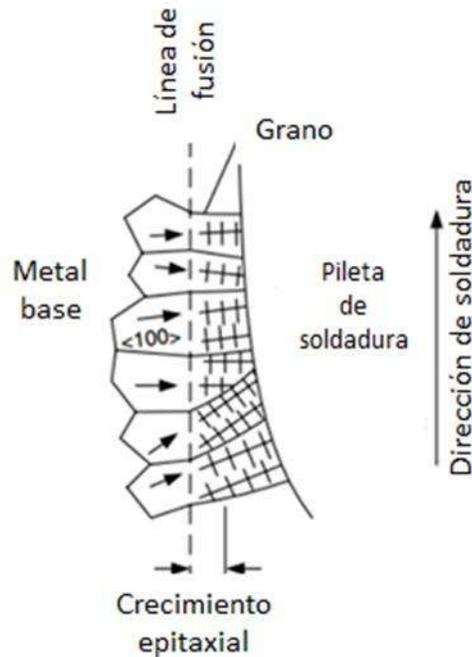


Figura 2.6. Esquema de crecimiento epitaxial [21].

La zona afectada térmicamente, es la zona adyacente al cordón de soldadura en la que la temperatura no fue lo suficientemente alta para fundir el material pero si ocasionó cambios microestructurales. La AWS la define como aquella parte del material base de la cual sus propiedades mecánicas o su microestructura han sido alteradas por el calor de la soldadura [22].

Algunos de los cambios experimentados en esta zona, es un incremento de la dureza producto de las transformaciones de fase en estado sólido, ocasionadas por el ciclo térmico que experimenta el material debido al calor aportado por el proceso de soldadura.

Y el metal base es la porción adyacente al cordón de soldadura que no es afectado por el calor de esta, y sigue conservado sus características microestructurales y mecánicas.

2.3.1 *Movimiento del fluido en la pileta de soldadura.*

Las fuerzas que rigen el flujo del metal líquido en la pileta de soldadura son: fuerzas de flotabilidad, fuerza de Lorentz, esfuerzo de corte debido al gradiente de tensión superficial y debido al plasma del arco eléctrico.

Fuerzas de flotabilidad. Se generan debido al gradiente de densidades que se produce en la pileta de soldadura, el cual es originado por el gradiente de temperaturas en la misma, considerando la fuente de calor situada directamente sobre el centro de la pileta. Debido a la fuerza de gravedad el metal más frío (el más alejado del centro) desciende por los límites de la pileta y se eleva por el centro, Figura 2.7 a) y b).

Fuerza de Lorentz. Considerando CDEP, la corriente eléctrica fluye de la punta del electrodo hacia las piezas de trabajo, y esta corriente junto con el campo magnético que esta induce genera una fuerza electromagnética de Lorentz actuando hacia abajo y hacia el centro de la pileta originando que el metal líquido sea empujado hacia abajo a lo largo del eje de la pileta de soldadura y se eleve por los límites de esta, Figura 2.7 c) y d).

Esfuerzo de corte inducido por el gradiente de tensión superficial. La tensión superficial γ del metal líquido decrece con el incremento de la temperatura, el metal más caliente con menor tensión superficial en el punto **a** es jalado hacia la orilla de la pileta por el metal más frío, con mayor tensión superficial en el punto **b**. En otros términos, un esfuerzo cortante hacia afuera es inducido sobre la superficie de la pileta debido al gradiente de tensión superficial a lo largo de la superficie de la pileta. Esto causa que el metal líquido fluya del centro de la pileta hacia los lados y regrese hacia el centro por debajo de la superficie, Figura 2.7 e) y f). Este tipo de movimiento en la pileta también es conocido como flujo de Marangoni o flujo termocapilar.

Esfuerzo cortante inducido por el plasma. El movimiento del plasma hacia afuera a elevada velocidad a lo largo de la superficie de la pileta puede ejercer un esfuerzo de corte sobre esta, lo cual causa que el metal líquido fluya del centro hacia los lados y regrese por debajo de la superficie, similar al movimiento ocasionado por el esfuerzo de corte debido al gradiente de tensión superficial, Figura 2.7 g) y h).

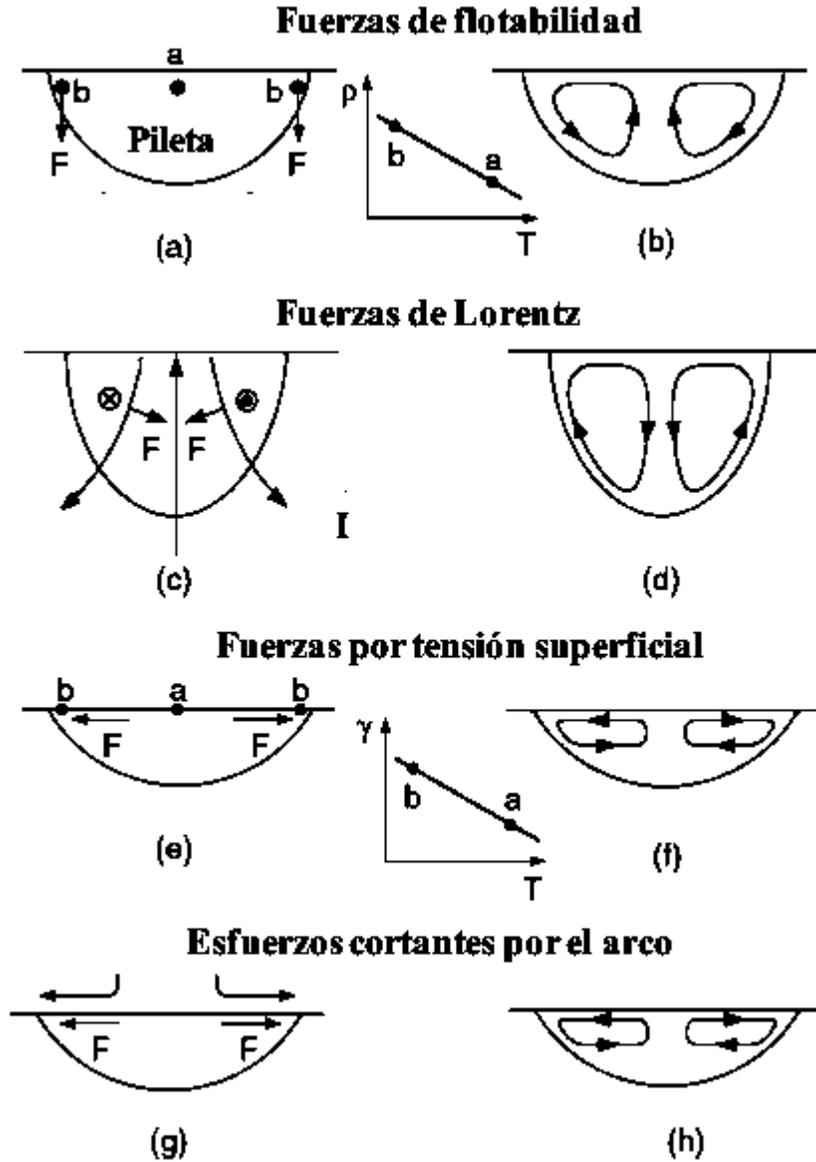


Figura 2.7. Fuerzas que influyen en el movimiento de la pileta de soldadura [21].

Estas fuerzas son las que influyen en la convección de la pileta de soldadura. Al incrementar la convección de la pileta líquida se puede provocar, en primer lugar la fragmentación de los brazos dendríticos, los cuales pueden ser arrastrados hacia el centro de la pileta y actuar como núcleos para la formación de nuevos granos si estos sobreviven a la temperatura de la pileta. Lo mismo puede ocurrir con los granos de metal base parcialmente fundidos alrededor de la pileta de soldadura, también pueden ser desprendidos y de la misma

forma ser arrastrados hacia el centro de la pileta y, si sobreviven actuar como núcleos para la formación de nuevos granos equiaxiales que impiden el crecimiento de los granos columnares [23-27]. Y el otro aspecto importante de promover la convección de la pileta de soldadura es que se obtienen microestructuras en el metal de soldadura con una composición química más homogénea, lo cual conlleva a obtener soldaduras con buenas propiedades mecánicas.

2.4 PROCESO DE SOLDADURA POR LA TÉCNICA DE ARCO ELÉCTRICO INDIRECTO.

La soldadura es ampliamente usada para la fabricación y unión de materiales ingenieriles, siendo los procesos de soldadura por fusión los más empleados. Sin embargo, los altos aportes térmicos que implican este tipo de soldaduras produce grandes inhomogeneidades metalúrgicas y físicas tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT, lo cual deriva en propiedades mecánicas distintas para cada parte de la unión [28]. Por tal motivo una microestructura que consista de granos equiaxiados refinados es siempre deseable en una soldadura, pues un tamaño de grano refinado proporciona un incremento en la resistencia mecánica del material [16, 27].

El proceso de soldadura con arco eléctrico indirecto (AEI) es un método de soldadura por fusión que fue desarrollado por García y colaboradores [5, 29, 30] para unir materiales compuestos de matriz metálica reforzados con partículas de TiC, posteriormente extendido a soldaduras de materiales reforzados con SiC y Al₂O₃. Debido a que la soldadura de este tipo de materiales, por cualquier proceso de fusión a temperaturas superiores a la temperatura de líquidus del aluminio, resulta en importantes pérdidas en propiedades mecánicas de la unión. Esto se debe a la disociación de las partículas cerámicas y a la formación de compuestos frágiles, principalmente carburos de aluminio, aunado a que el proceso de soldadura produce una pileta con poca fluidez, lo que origina una solidificación con un gran volumen de porosidades.

A diferencia de los procesos de soldadura por arco eléctrico directo (AED), en este método la fusión del metal base no se da por contacto directo entre el arco eléctrico y las piezas de trabajo, sino que el arco se establece entre el electrodo sólido consumible y un metal de aporte

en forma de placas, de la misma composición química que el material base, que es colocado sobre el metal base. Las gotas de material fundido, tanto de las placas como del electrodo, se depositan en forma de spray a elevada temperatura dentro de la ranura formada entre las piezas de trabajo. Como consecuencia de la elevada temperatura de las gotas, una pequeña sección del material base también se funde, obteniéndose así la soldadura. Por ejemplo en soldadura de aluminio y aleaciones de aluminio mediante el proceso MIG, la temperatura a la que se deposita el material es entre 2000 y 2327 °C [31]. La Figura 2.8 muestra el esquema del diseño experimental de la preparación para la aplicación del AEI.

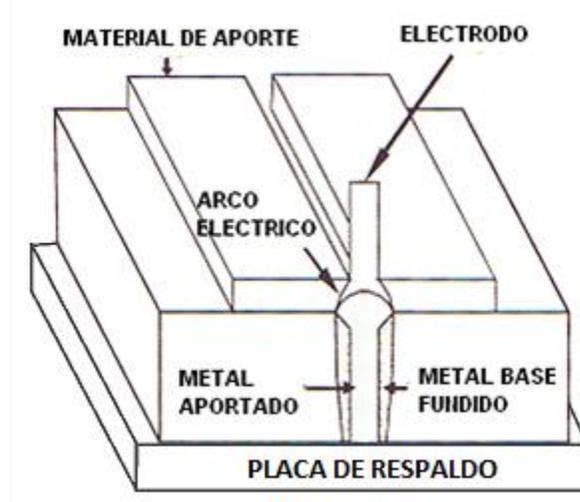


Figura 2.8. Esquema del proceso de GMAW con arco eléctrico indirecto [32].

En la mayoría de los procesos de soldadura por arco eléctrico, el arco se establece entre el electrodo y las piezas de trabajo, la alta energía desarrollada por el arco permanece en contacto directo con el metal base y las fuerzas generadas en la pileta de soldadura afectan el fenómeno de solidificación y por consiguiente la forma y microestructura del cordón de soldadura y sus propiedades mecánicas [5, 24]. En los procesos tradicionales por AED, se genera un gradiente de temperatura en la pileta de soldadura, lo que induce a un gradiente de densidades que favorece el flujo del metal líquido y en consecuencia se generan fuerzas radiales y circunferenciales como se ilustra en la Figura 2.9 a). Por otro lado cuando el AEI es aplicado, las placas del material de aporte son las que reciben la mayor parte de la energía generada por el arco y en cuanto estas

placas y el electrodo se funden, el metal líquido es suministrado en la ranura de la junta a alta temperatura evitando que se produzcan las fuerzas circunferenciales, en lugar de ello las fuerzas radiales se convierten en fuerzas de arrastre, como combinación de la presión ejercida por el arco eléctrico y la fuerza de gravedad, las cuales impulsan la piletta de soldadura hacia el fondo de la ranura propiciando una penetración completa, ver Figura 2.9 b).

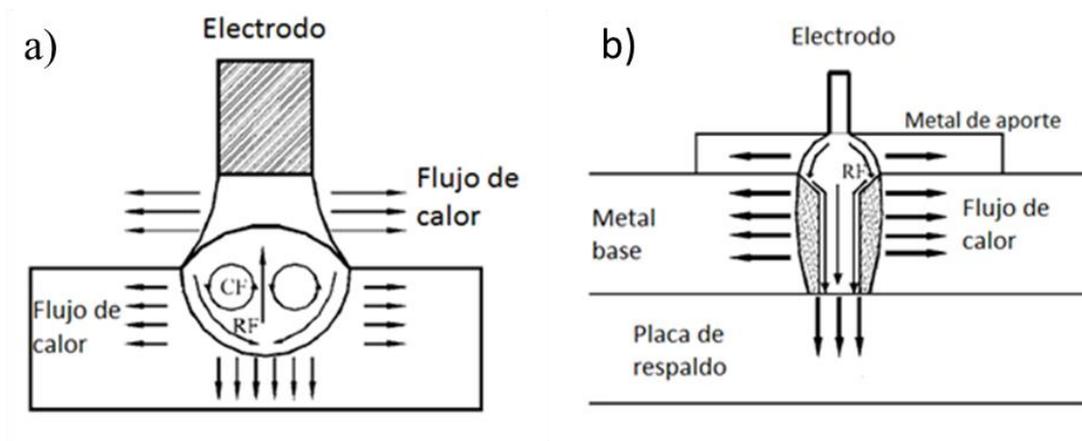


Figura 2.9. Esquema del proceso de soldadura MIG usando: a) arco eléctrico directo y b) arco eléctrico indirecto [5].

Inicialmente la técnica de AEI fue aplicada en la unión de materiales compuestos de matriz de aluminio mediante el proceso de soldadura MIG [5], bajo la idea de que si el material fundido es depositado a una temperatura muy por encima del punto de fusión del material, al penetrar en el molde formado por las paredes de las placas tendrá la suficiente temperatura para fundir una parte de esas paredes y lograr la unión. En este experimento se usaron tres materiales diferentes: un compuesto de Al-1010/TiC/51p en forma de placas con 9 mm de espesor, un compuesto de Al-6061/Al₂O₃/20p de 10 mm y un aluminio de pureza comercial (Al-1010) de 12.5 mm de espesor. Se usó un mismo electrodo ER4043 (con 5.25% de Si) de 1.2 mm de diámetro y placas de Al-2024 (4.46% Cu, 1.08%Mn y 1.86% Mg) con espesor de 5 mm como material de aporte en las tres soldaduras. Es importante mencionar que a las placas se le aplicó un precalentamiento de 100 °C antes de ser soldadas para promover la fluidez del metal líquido.

Como resultado de ese trabajo se obtuvieron perfiles de soldadura uniformes con una sola pasada, con una sección reducida del material base fundido así como también se logró una reducción de la ZAT, debido a la disminución de la transferencia de calor. Mientras que con el proceso MIG aplicado de manera tradicional, para soldar placas de estos espesores, es necesario aplicar más de un cordón de soldadura, o un solo cordón con una velocidad de avance muy lenta, lo que aumenta la transferencia de calor hacia las placas de trabajo y, por consiguiente una porción mayor del material base se ve afectada térmicamente, además de eso se genera una microestructura más burda tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT debido a una menor velocidad de enfriamiento, lo cual repercute en las propiedades mecánicas de la unión. Además con la soldadura mediante AEI no se presentó signos de disociación de las partículas cerámicas y una gran cantidad de partículas de SiC fueron encontradas en el cordón de soldadura, lo cual incrementa la resistencia a la tensión de la unión soldada.

La misma técnica de AEI con proceso MIG fue aplicada por García y colaboradores [4] para soldar placas de aluminio 2024 de 12.4 mm en una sola pasada y hacer una comparación con las características de las soldaduras obtenidas mediante el proceso MIG con la aplicación directa del arco eléctrico. Ellos argumentan que las mejores propiedades de la soldadura se obtienen con el uso del arco eléctrico indirecto como consecuencia de que la eficiencia del AED es significativamente menor que la del AEI (66 a 75% contra un 90-95%, respectivamente). Esta diferencia se debe a la gran cantidad de energía que se pierde por radiación y salpicaduras en la aplicación del AED, situación que no sucede en el proceso AEI, pues el arco eléctrico permanece “oculto” entre las placas de metal de aporte. Debido a esto, una menor intensidad de corriente se puede usar en el proceso por AEI, favoreciendo a afectar una menor sección del material base.

La Figura 2.10 muestra las macrografías de los cordones de soldadura obtenidos por AED y por AEI con un precalentamiento del metal base de 50 °C. Y se puede observar claramente que la soldadura por AED presentó falta de penetración mientras que esto no sucedió en la realizada por AEI. Cabe mencionar que el problema presentado en la soldadura por AED fue solucionado precalentando las placas a 100 °C.

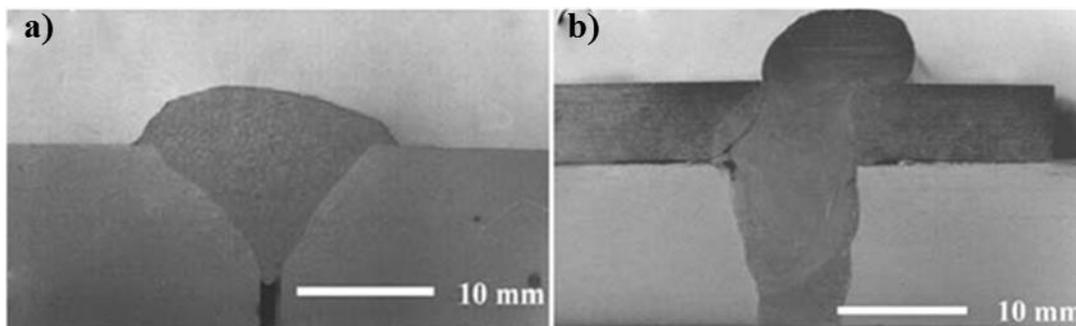


Figura 2.10. Macrografías de soldaduras de aluminio 2024: a) AED y b) AEI [4].

Ambriz y colaboradores [33] realizaron la soldadura de placas de una aleación de aluminio 6061-T6, con 12.7 mm de espesor mediante la técnica de MIG-AEI en una sola pasada y fue comparada con la soldadura con proceso MIG y preparación en simple V realizada en cuatro pasadas de soldadura, obteniendo una reducción importante de la ZAT de la soldadura con MIG-AEI además de una eficiencia térmica y mecánica mucho mayor en estas soldaduras que en las realizadas con arco eléctrico directo.

La técnica de AEI no sólo se ha aplicado en unión de materiales compuestos de matriz de aluminio y aleaciones de aluminio, también se ha estudiado la influencia que su aplicación tiene en la soldadura del acero microaleado API 5L X-65. Natividad [1] realizó la soldadura de placas de este acero, con espesor de 12.7 mm, mediante el proceso MIG-AEI e hizo la comparación con la soldadura por el proceso MIG aplicado de manera convencional, así como con la obtenida por el proceso de arco sumergido (SAW).

La soldadura con el proceso de SAW le fue proporcionada por Productora Mexicana de Tuberías y fue realizada en dos pasadas; aplicando la técnica de AEI-MIG la soldadura se llevó a cabo en una sola pasada, usando como metal de aporte placas del mismo acero de menor espesor y; con el proceso MIG convencional, la soldadura se realizó en seis pasadas. Para los dos procesos MIG fue utilizado un electrodo ER70S-3 con una composición química que consiste principalmente de 0.08 %C, 1.1% Mn y 0.6% de Si.

Las macroestructuras y microestructuras que se obtuvieron por cada proceso de soldadura se muestran a continuación: la Figura 2.11 a) corresponde a la macrografía de la

soldadura por AEI, en la que se puede observar la unión homogénea con un solo cordón de soldadura mostrando una penetración completa. En la parte superior de las placas de trabajo se observan también las que participan como metal de aporte y sobre las cuales se inicia el arco eléctrico; la Figura 2.11 b) corresponde a la micrografía en la línea de fusión de la soldadura elaborada con el proceso MIG-AEI, en ella se puede observar una microestructura de ferrita acicular de grano fino tanto en el metal de soldadura como en la ZAT. Esta microestructura de ferrita acicular es capaz de proporcionar al material buena combinación de propiedades mecánicas de resistencia a la tensión y tenacidad, debido a que la propagación de grietas puede verse impedida al cruzar las finas microestructuras de granos orientados en diferentes direcciones [34, 35]; en la Figura 2.11 c) se muestra la macrografía de la soldadura realizada con el proceso MIG, donde se pueden ver los seis cordones depositados; la Figura 2.11 d) corresponde a la micrografía de la soldadura por el proceso MIG en la que se puede observar las diferentes microestructuras de ZAT, la zona de fusión y el cordón; la Figura 2.11 e) muestra la unión que se obtiene por aplicación del proceso de SAW, en esta macrografía se observan los dos cordones la ZAT y una parte que corresponde a la zona de refinamiento de grano o zona de recristalización debido a al ciclo térmico del segundo cordón y; la Figura 2.11 f) corresponde a la micrografía de esta soldadura y se puede observar con claridad la ZAT, la línea de fusión, una zona de refinamiento de grano y el cordón de soldadura, el cual consiste en una microestructura de granos columnares de ferrita iniciándose a partir de los granos parcialmente fundidos y extendidos hacia el centro del cordón.

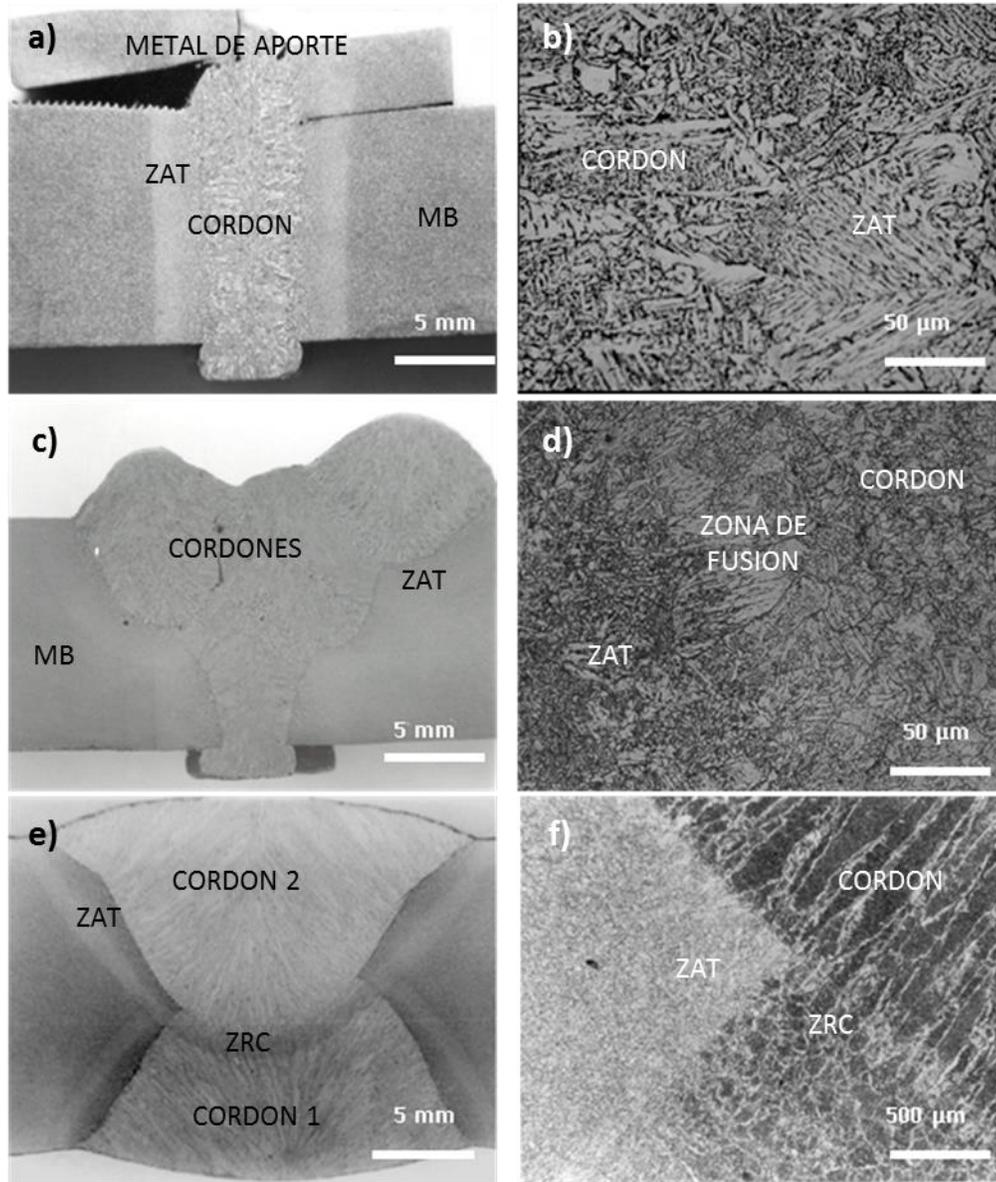


Figura 2.11. Macrografías y micrografías de los tres procesos de soldadura: a) y b) proceso AEI-MIG, c) y d) proceso MIG, e) y f) proceso SAW [1].

Aunque en el presente trabajo no se realizaron pruebas de corrosión, es importante mencionar que además del incremento que se obtuvo en las propiedades mecánicas de la soldadura del acero API X-65 mediante AEI, también se produjo un aumento de la resistencia a la corrosión, tal comportamiento es atribuido al tipo de microestructura que se genera al aplicar

esta técnica, que consiste en granos de ferrita acicular de grano refinado en lugar de granos columnares que se generan en la soldadura con la aplicación directa del arco eléctrico.

Los estudios de corrosión realizados por Natividad y colaboradores [1, 2, 32] se realizaron en un ensayo de tensión a velocidad de deformación lenta (SSRT por sus siglas en inglés Slow Strain Rate Test), el cual consiste en exponer una probeta a un esfuerzo de tensión uniaxial que se incrementa continuamente, impuesto mediante una velocidad de deformación lenta y constante (velocidad de $1.00 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$), dentro de un medio acuoso corrosivo (en este caso se utilizó una solución NACE [5% NaCl, 0.5% ácido acético, 95% de agua destilada y saturado por 20 minutos con ácido sulfhídrico (H_2S)] y a una determinada temperatura (usando las siguientes temperaturas de ensayo: 25, 37 y 50 °C).

Para cada soldadura se realizó el SSRT en solución NACE satura con H_2S y se hizo la comparación con pruebas realizada a probetas similares en aire para cuantificar la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo (por sus siglas en inglés Stress Corrosion Cracking: SCC).

El índice de susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo I_{SCC} , se calculó mediante la ecuación (1).

$$I_{SCC} = \frac{\%RA_{AIRE} - \%RA_{NACE}}{\%RA_{AIRE}} \quad (1)$$

Donde $\%RA_{AIRE}$ y $\%RA_{NACE}$ son el porcentaje de reducción de área en aire y en solución NACE saturada con H_2S , respectivamente obtenidos mediante la ecuación (2),

$$\%RA = \frac{A_i - A_f}{A_i} \times 100 \quad (2)$$

donde A_i corresponde al área de la probeta antes del ensayo y A_f al área de la probeta después del ensayo.

De la ecuación (1) se puede ver que valores de I_{SCC} aproximados a cero implican que $\%RA_{AIRE} \approx \%RA_{NACE}$, lo que indica que hay poca diferencia entre el comportamiento de las

probetas ensayadas en el medio corrosivo y las ensayadas en aire, y por lo tanto que hay baja susceptibilidad al SCC. Por el contrario, si I_{SCC} es cercano a la unidad implica que $\%RA_{NACE} \approx 0$, indica una pérdida de ductilidad y por tanto alta susceptibilidad al SCC.

Los valores de susceptibilidad que se obtuvieron para cada soldadura se indican en la Tabla 2.2, en la cual se puede ver que los valores más altos de I_{SCC} corresponden a la soldadura por el proceso SAW, lo que indica que es más susceptible al SCC. Se puede observar que la mejor resistencia al SCC la presentaron las soldaduras llevadas a cabo mediante AEI, ya que el I_{SCC} fue menor. También un análisis de las fracturas de los ensayos SSRT mostró que mientras que en las soldaduras con SAW y con MIG las fracturas se presentaron en el cordón de soldadura, en las realizadas mediante el proceso AEI ocurrió en el metal base.

Tabla 2.2. Valores del índice de agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo I_{SCC} de los procesos de unión [1].

| TEMPERATURA | SAW | MIG | AEI |
|-------------|-------|-------|-------|
| 25°C | 0.850 | 0.766 | 0.665 |
| 37°C | 0.863 | 0.700 | 0.664 |
| 50°C | 0.872 | 0.638 | 0.644 |

Con este ensayo se demostró que la microestructura obtenida mediante AEI es resistente a la corrosión en una solución NACE saturada con ácido sulfhídrico a temperatura ambiente, ya que la fractura ocurrió en el metal base, mientras que para los procesos SAW y MIG la fractura ocurrió en el metal de soldadura.

Hasta ahora se puede concluir que la aplicación del AEI produce cordones de soldadura uniformes en una sola pasada, con características microestructurales y propiedades mecánicas mejores que las que se obtienen con AED, además de una ZAT más angosta y de microestructuras más fina.

Pero a pesar de que la aplicación del AEI produce buenas características en la soldadura, presenta el problema de tener que remover la parte de la sobre monta del cordón y las placas del material de aporte fundidas. Este problema se soluciona con una modificación a la técnica de AEI, diseñada por Ambriz y colaboradores [3] para soldar placas de Al-6061-T6, con espesor de 12.7 mm en una sola pasada. A este diseño de junta se le conoce como arco eléctrico indirecto modificado (AEIM). La diferencia con respecto al AEI consiste en que, en lugar de colocar placas de metal de aporte sobre las piezas de trabajo, a las placas a soldar se les prepara una pestaña en la parte superior de las placas, esta pestaña tiene la función de absorber la mayor parte de la energía generada por el arco eléctrico además de funcionar como metal de aporte. El diseño se ilustra en la Figura 2.12.

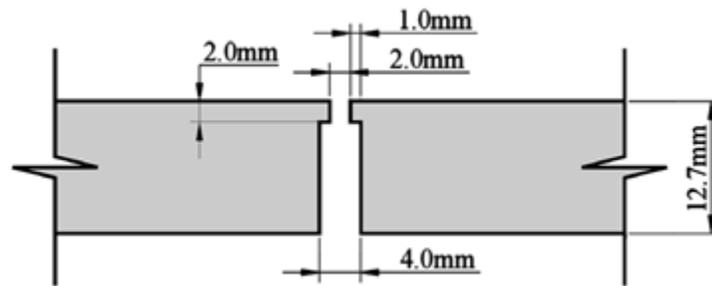


Figura 2.12. Diseño de placas para arco eléctrico indirecto modificado [3].

Antes de ser soldadas las placas fueron calentadas previamente a 50, 100 y 150 °C, y como resultado se obtuvieron microestructuras en las que el crecimiento columnar se vio restringido y ocurrió además un refinamiento de grano sin la adición de agentes inoculantes. Además de que el cordón de soldadura no presentó sobre monta como en el caso del AEI.

El refinamiento de la microestructura con la aplicación de AEI y AEIM se puede explicar en términos de solidificación heterogénea: la convección en la pileta de soldadura puede causar el desprendimiento del material parcialmente fundido [21, 25], tanto de las placas de metal de aporte (de las pestañas en AEIM) como del material base, el cual es arrastrado hacia la pileta de soldadura a menor temperatura Figura 2.13 a) y Figura 2.13 b). Este material actúa como inoculante para la formación de nuevos granos propiciando una solidificación uniforme, dando

lugar a granos más finos y homogéneos en lugar de granos alargados típicos del crecimiento columnar en la soldadura por fusión Figura 2.13 c.

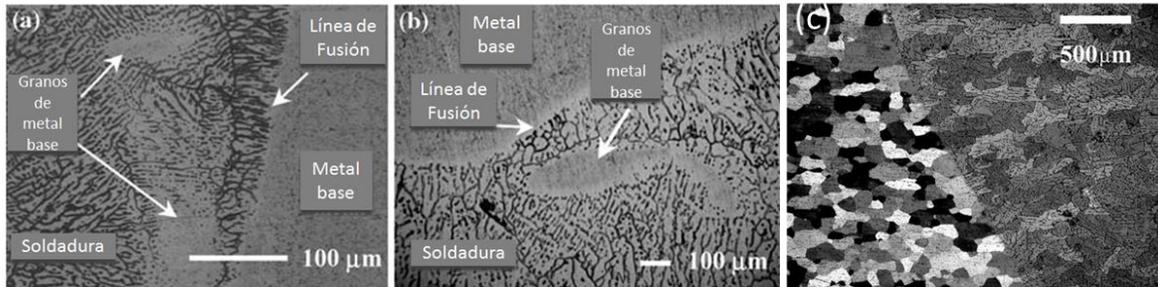


Figura 2.13. MB parcialmente fundido como agente inoculante: a) y b) granos de MB parcialmente fundido en el cordón y c) microestructura de soldadura con AEI [4].

2.5 APLICACIÓN DE CAMPOS MAGNÉTICOS EN PROCESOS DE SOLDADURA POR FUSIÓN.

Es bien sabido que las propiedades mecánicas y algunas propiedades químicas de uniones soldadas están en función del tipo de microestructura que éstas presentan, por lo cual con la finalidad de obtener propiedades deseadas se han implementado varias técnicas de soldadura para controlar las características microestructurales de los cordones. Se conoce que un tipo de microestructura de granos columnares bastos origina una caída en algunas propiedades mecánicas de las uniones soldadas, y que una microestructura de granos finos equiaxiales, además de mejorar las propiedades mecánicas de ductilidad y resistencia al impacto de la soldadura, ayuda a reducir la susceptibilidad del cordón al agrietamiento durante la solidificación [21]. Esto debido a que los granos finos se pueden deformar para acomodarse a los esfuerzos de contracción más fácilmente, además de que la densidad de límites de grano actúan como barreras que impiden el avance de dislocaciones, por ello la importancia de lograr una microestructura refinada tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT. Por lo cual se han desarrollado varios estudios y técnicas relacionados con el refinamiento de la microestructura en el cordón de soldadura para obtener mejoras en las propiedades mecánicas,

por ejemplo la adición de agentes inoculantes durante la soldadura, la agitación de la pileta por medio de agentes externos, oscilación del arco eléctrico, etc. [27].

Hasta ahora una de las técnicas más efectiva es la soldadura TIG arco pulsado de corriente alterna, en el que el refinamiento de grano que se produce debido a la fragmentación de granos dendríticos puede producir un incremento en las propiedades mecánicas de hasta un 65% de las del material base [28].

Varias técnicas que implican el uso de corrientes eléctricas y la aplicación de campos magnéticos han sido ampliamente aplicadas tanto en los procesos de fabricación de materiales, que son eléctricamente conductores, como en soldaduras, con la finalidad de promover y controlar el flujo del material en la fase líquida y con ello modificar el proceso de solidificación y obtener microestructuras con características deseadas [36].

Una de estas técnicas es la agitación electromagnética, la cual consiste en promover el movimiento de la pileta de soldadura mediante la aplicación de campos magnéticos, ya que un campo magnético aplicado de manera externa durante la soldadura puede influir en el movimiento del metal líquido, pues al interactuar el campo magnético con la corriente de soldadura se produce una fuerza electromagnética de Lorentz que ocasiona el movimiento de la pileta de soldadura promoviendo la formación de microestructuras de granos equiaxiales refinados.

Villa fuerte y colaboradores [37] emplearon campos magnéticos generados con corriente alterna para llevar a cabo la soldadura mediante el proceso GTA de aceros inoxidable austeníticos y ferríticos, obteniendo regiones con mayor cantidad de granos equiaxiales más finos en la parte superior de soldaduras de aceros ferríticos realizados con campos magnéticos aplicados de forma axial al eje del electrodo, atribuyendo este efecto a la deflexión que se produce en el arco eléctrico y al movimiento de la pileta de soldadura, ambos causados por el campo magnético. Rao y colaboradores [38] también usaron campos magnéticos generados con corriente alterna para provocar la oscilación del arco eléctrico durante la soldadura de placas de una aleación de aluminio 2219, mediante el proceso de soldadura GTA, concluyendo que una oscilación del arco eléctrico da como resultado microestructuras refinadas de granos equiaxiales.

Otra técnica que implica el uso de campos electromagnéticos durante la soldadura y que ha dado excelentes resultados sobre todo en la unión de aceros inoxidable, es la aplicación de la IEM, la cual se ha definido como la interacción del campo magnético inherente al proceso de soldadura, que se genera por la corriente de soldadura, con otro campo magnético aplicado axialmente a la columna del arco eléctrico, generado por una bobina externa [39].

García y colaboradores [40] mostraron que el campo magnético que se produce debido a la corriente de soldadura influye en el crecimiento columnar, junto con el gradiente térmico, y que con una perturbación de este campo con otro campo magnético, se modifica el fenómeno de solidificación dando como resultado un refinamiento de la microestructura en todo el cordón de soldadura.

En los aceros inoxidable la aplicación de IEM de baja intensidad ha dado excelentes resultados en el mejoramiento de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en la ZAT, esto debido a que se genera una microestructura más refinada y a una mejor distribución de elementos de aleación. En este tipo de aceros, la aplicación de la IEM durante la soldadura incrementa la resistencia a la corrosión localizada en la ZAT cuando su intensidad es inferior a 15 mT [6, 7]. Esto debido a que por la IEM de baja intensidad se genera una vibración en la estructura cristalina, ocasionada por la perturbación en la vibración de los electrones debido a la resultante de la interacción entre los dos campos magnéticos actuantes de acuerdo a la fuerza electromagnética de Lorentz, lo cual propicia la difusión de corto alcance de los átomos de Cr en las zonas empobrecidas disminuyendo con esto la susceptibilidad a la corrosión intergranular en la ZAT de los aceros inoxidable austeníticos. Esto fue observado por Curiel y colaboradores [41] quienes a través de un análisis mediante microscopía electrónica de transmisión compararon la distribución de carburos del tipo M_7C_3 en el material base, en la ZAT de la soldadura sin IEM y en la ZAT de la soldadura con IEM de un acero inoxidable austenítico AISI 304, y encontraron que en la soldadura sin IEM la concentración de cromo dentro de los carburos M_7C_3 es mayor que en el grano austenítico y en la interfase de M_7C_3/γ hay una reducción de Cr, lo que hace a estas regiones más susceptibles a la corrosión localizada, mientras que en la soldadura con IEM hay una distribución más homogénea de Ni y Cr y no se presentan zonas pobres en cromo, lo cual hace que la ZAT sea más resistente a la corrosión. En lo que respecta a la influencia que la IEM tiene sobre las propiedades mecánicas de la ZAT, se encontró

que la aplicación de un campo externo con intensidad de 1 mT es la que proporciona mejores propiedades mecánicas de microdureza y resistencia a la tensión sin presentar pérdida en tenacidad al impacto.

García y colaboradores [8] trabajaron con la soldadura de placas de acero inoxidable dúplex 2205 con la aplicación de un campo magnético axial al eje del electrodo durante la soldadura, y obtuvieron cordones de soldadura con microestructuras de tamaño de grano menor en las soldaduras realizadas con la aplicación de IEM que en las que se realizaron sin IEM. Otro efecto importante fue que además de refinar la microestructura del cordón de soldadura también se redujo el ancho de la ZAT, atribuyendo esto a la disolución del material base, ocasionado por el arrastre del material parcialmente fundido hacia el centro de la pileta por efecto de la agitación electromagnética.

García y colaboradores [42] estudiaron el efecto de la aplicación de la agitación electromagnética (AEM) durante la soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 y observaron un aumento en la eficiencia en cuanto al comportamiento mecánico de las soldaduras con AEM respecto de las realizadas sin AEM, debido a la formación de microestructuras más refinadas en el cordón de soldadura y una reducción del ancho y del tamaño de grano de la ZAT.

Por otro lado la soldadura de los aceros microaleados fue un tema muy estudiado en el siglo pasado con todos los procesos de soldadura, en especial los de fusión y solidificación que son los más utilizados a nivel industrial. Uno de los problemas de la soldadura es, que entre más grandes espesores se puede soldar de una sola pasada, el calor aportado es mayor y por consiguiente el fenómeno de solidificación es mucho más parecido a la estructura de un lingote solidificado. Por esta razón se hicieron muchos intentos de refinamiento de la microestructura utilizando elementos microaleantes en el material de aporte, por medio de vibraciones mecánicas, magnéticas y de ultrasonido, pero debido a la complejidad de los sistemas, los procesos se siguen utilizando de la forma tradicional [40].

En la Figura 2.14 se ilustran las interfases de dos cordones de soldadura; Figura 2.14 a) sin interacción electromagnética muestra un crecimiento de grano columnar en la soldadura, en el cual los granos crecen a partir de los granos parcialmente fundidos de la ZAT, al cual se le denomina crecimiento epitaxial, por otra parte en la Figura 2.14 b) se observa la interfase de un

cordón de soldadura depositado con aplicación de IEMBI, observándose que no se presenta crecimiento epitaxial ni columnar en la soldadura. Esto se debe al refinamiento de la microestructura en la ZAT propiciado por la interacción electromagnética aplicada durante la soldadura.

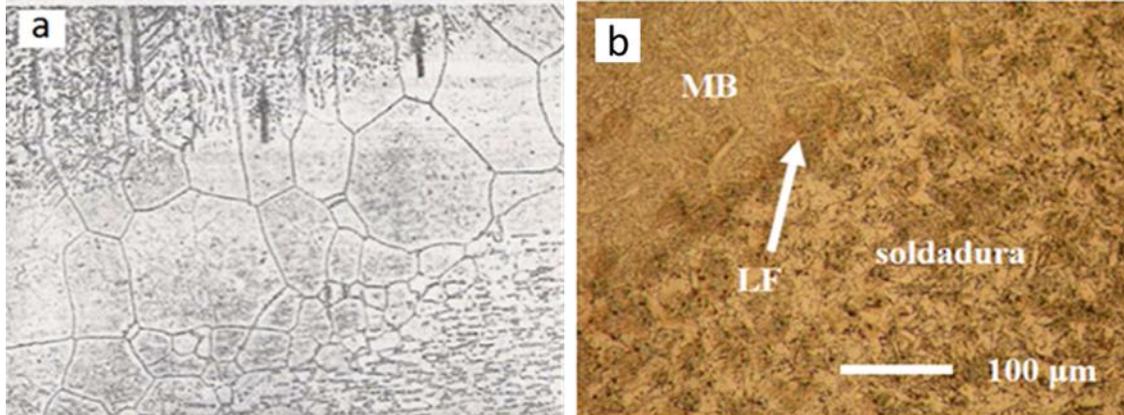


Figura 2.14. Micrografías de una soldadura: a) sin interacción electromagnética, crecimiento epitaxial; b) con interacción electromagnética, crecimiento equiaxial [40].

CAPÍTULO 3 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

Las actividades que se realizaron en el desarrollo del presente trabajo se muestran a continuación en el siguiente diagrama de flujo, Figura 3.1.

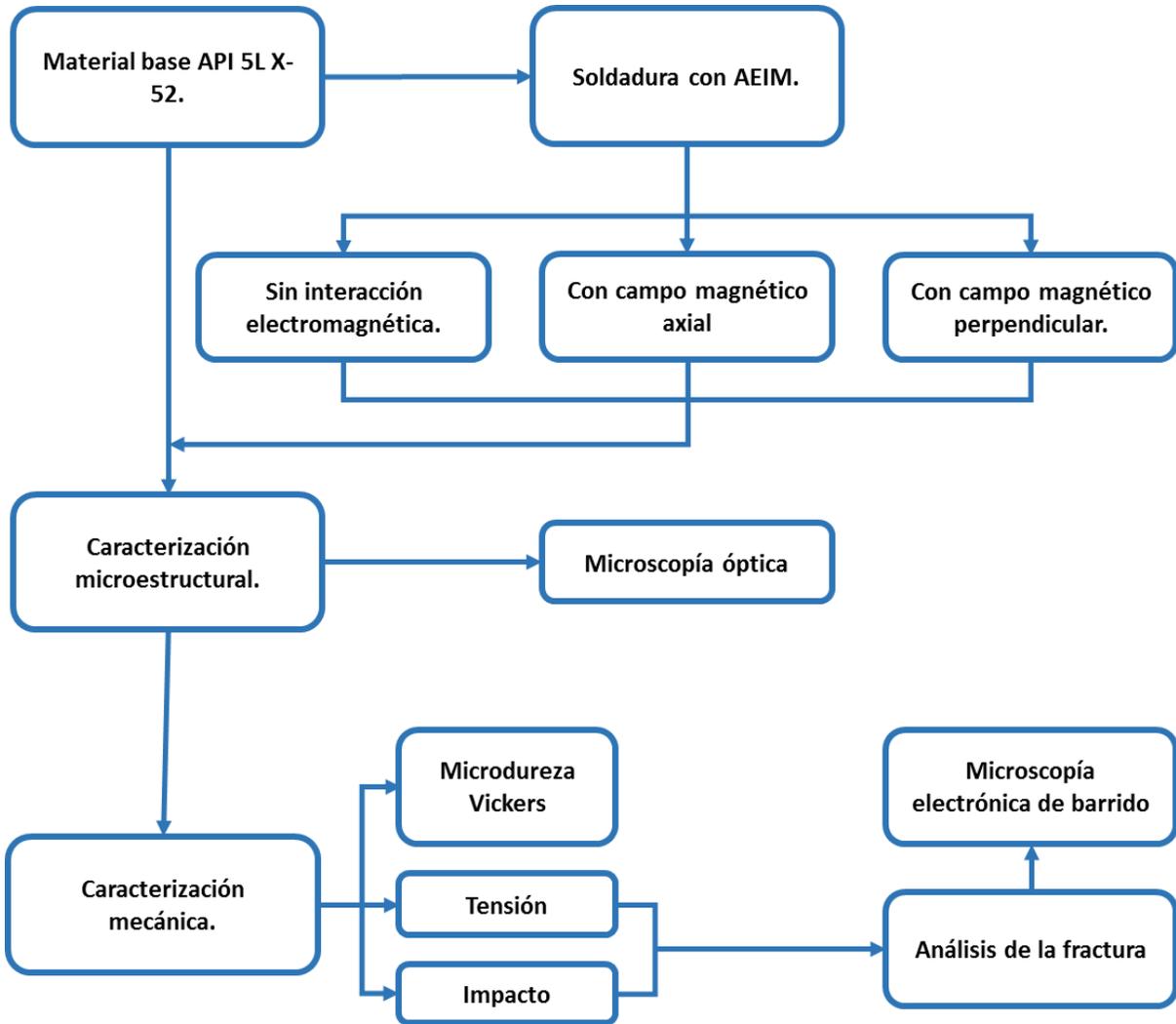


Figura 3.1. Diagrama de flujo del desarrollo experimental.

3.1 MATERIAL.

Los materiales que se utilizaron fueron los siguientes:

- **Placas de Acero API 5L X-52** con un espesor de 9.5 mm, el cual fue proporcionado por el Instituto Mexicano del Petróleo y es parte de una tubería expuesta a la intemperie.
- **Electrodo sólido ER70S-6** con un diámetro de 1.6 mm fue utilizado como material de aporte cuya resistencia mínima a la tensión es de 70 000 psi (480 MPa).

La composición química nominal de los materiales que se utilizaron se muestra en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Composición química nominal del acero API 5L X-52 [43] y del electrodo ER70S-6 [44].

| Material | Composición química del material (% en peso) | | | | | | | | | | | | |
|----------------|----------------------------------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|-------|------|--------|-------|-------|
| | C | Mn | Si | P | S | Al | Cu | Cr | Ni | Mo | V | Ti | Nb |
| MB X-52 | 0.08 | 1.06 | 0.26 | 0.019 | 0.003 | 0.039 | 0.041 | 0.02 | 0.019 | 0.0 | 0.054 | 0.003 | 0.041 |
| ER70S-6 | 0.056 | 1.35 | 0.5 | 0.011 | 0.004 | 0.01 | 0.18 | 0.05 | 0.04 | 0.06 | <0.005 | 0.02 | 0.02 |

3.2 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO API 5L X-52.

El acero API 5L X-52 que se recibió es de una tubería expuesta a la intemperie en un medio urbano industrial. Para su caracterización microestructural se utilizaron técnicas de metalografía estándar, se preparó una probeta en sentido longitudinal a la dirección de laminación del material con dimensiones de 20 x 10 x 9.5 mm debidamente desbastada con papel de carburo de silicio de diferente granulometría y finalmente pulidas con pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm . Posteriormente la probeta fue sometida a un ataque químico en una solución de etanol y ácido nítrico al 2% (nital) por un tiempo aproximado de 15 segundos para revelar su microestructura, después de ese tiempo se aplicó un enjuague con alcohol y con agua destilada para cortar el ataque y finalmente fue secada con aire comprimido. Posteriormente la

probeta fue observada en un microscopio óptico marca *NIKON EPIPHOT 300* en el cual se capturaron imágenes a diferentes magnificaciones para poder analizar su microestructura.

3.3 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

Para evaluar la resistencia mecánica del material base se realizaron ensayos de microdureza Vickers, ensayo de tracción uniaxial y ensayo de impacto Charpy-V, los cuales son descritos a continuación.

3.3.1 *Ensayo de microdureza Vickers (HV).*

Para este ensayo se utilizó la misma probeta que fue preparada metalográficamente para el análisis microestructural, esto de acuerdo a la norma ASTM E 384-99 [45]. Las mediciones se realizaron en tres perfiles de microdureza con la aplicación de una carga en dirección longitudinal con la dirección de laminado. Los perfiles exteriores se realizaron a una distancia de 2 mm de las superficies del material y el otro fue realizado en el centro del espesor de la placa, como se ilustra en la Figura 3.2. Las mediciones fueron tomadas a una distancia de 250 μm entre cada indentación aplicando una carga de 100 gramos durante un tiempo de 15 segundos. El equipo que se utilizó es un microdurómetro Vickers con punta de diamante marca Mitutoyo HM-2000, el cual tiene integrado un software que determina el valor de microdureza de cada indentación.

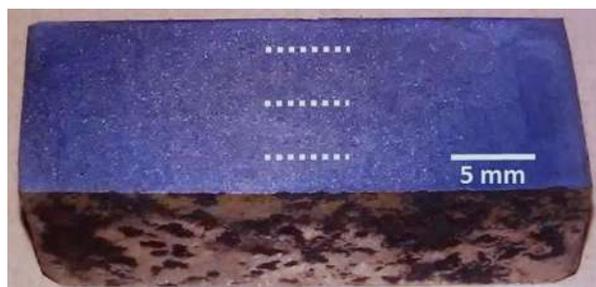


Figura 3.2. Ubicación de los perfiles de microdureza en el material base.

3.3.2 *Ensayo de tensión.*

La evaluación de la resistencia a la tensión del material base se llevó a cabo mediante el ensayo de tracción uniaxial. Se prepararon tres probetas en sentido longitudinal y una en sentido transversal a la dirección de laminado, las dimensiones de las probetas fueron como lo indica la norma ASTM E 8M-04 [46], las cuales se muestran en el esquema de la Figura 3.3. El equipo utilizado para esta prueba fue una máquina universal Zwick/Roell Z100 con capacidad de carga máxima de 100 kN. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente usando una velocidad de desplazamiento de 6 mm/min.

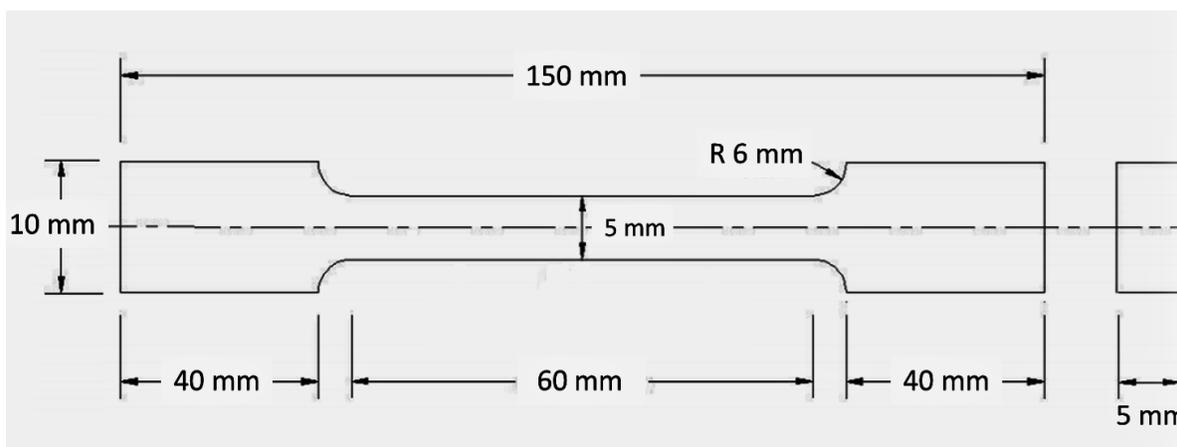


Figura 3.3. Esquema de la probeta de tensión. ASTM E 8M-04 [46].

3.3.3 *Ensayo de impacto charpy-V.*

Para evaluar la capacidad de absorción de energía al impacto del material base, se prepararon tres probetas en sentido transversal a la dirección de laminado. El ensayo se realizó a temperatura de $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ esto bajo la normas ASTM E23 [47] y NRF-001.PEMEX-2000 [48], para esto se colocaron en un recipiente con alcohol y se fue adicionando nitrógeno líquido hasta lograr alcanzar una temperatura estable de $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$, dando el tiempo suficiente para que se alcanzara el equilibrio térmico. Las dimensiones de las probetas se muestran en la Figura 3.4.

Para este ensayo se utilizó una máquina de péndulo Charpy marca TINIUS OLSEN con una capacidad de 358 Joules.

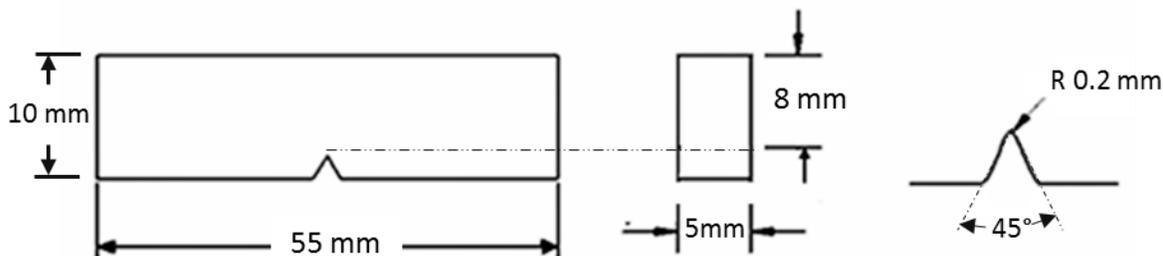


Figura 3.4. Dimensiones de las probetas para el ensayo de impacto Charpy-V [47].

3.4 PREPARACIÓN DE LAS PLACAS.

Para la preparación de la unión se cortaron placas rectangulares de un tubo de acero API 5L X-52 cuyas dimensiones fueron 75 x 200 mm. Se usó una fresadora vertical para rectificarlas y hacerles el diseño de la unión para la aplicación del proceso de soldadura de arco eléctrico indirecto modificado, el cual consiste en una pequeña pestaña de 2 mm de espesor por 1 mm de ancho, ubicada a lo largo de las placas en la parte superior.

El diseño de unión es como se muestra en el esquema de la Figura 3.5. La separación entre las pestañas fue de 2 mm y fueron montadas en una placa de respaldo de acero al carbono (solera). El espesor de la placa de respaldo fue de 5 mm y fue utilizada como apoyo para fijar las placas de trabajo, pero sobre todo para evitar el escurrimiento del metal líquido. También se colocaron extensiones del mismo material base en los dos extremos de la preparación de las placas, cuya función es, además de sujetar las placas, para iniciar el arco eléctrico y que al momento de llegar a la ranura de la preparación ya se haya estabilizado, la otra es para terminar el arco con la finalidad de obtener un cordón de soldadura completo.

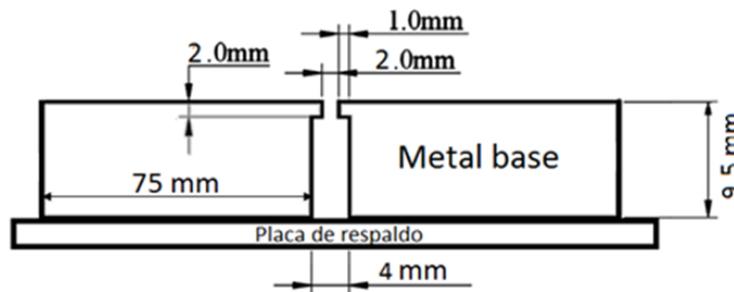


Figura 3.5. Diseño de las placas para la aplicación del AEI modificado.

3.5 SOLDADURA DE LAS PLACAS.

La soldadura de las placas del acero API 5L X-52 se llevó a cabo mediante el proceso GMAW, haciendo uso de una fuente de poder de potencial constante modelo CP-650 marca Miller, con capacidad de 650 Amperios, una eficiencia de 75% a su máxima capacidad, su potencial a circuito abierto es de 50 Voltios y el potencial de trabajo es de 0 a 40 voltios. Para el proceso se usó corriente directa y polaridad invertida o electrodo positivo (CDEP). El gas utilizado para la protección del arco eléctrico fue una mezcla de 98% Ar + 2% O₂.

El argón a diferencia del Helio (el otro gas utilizado en el proceso MIG), tiene un menor potencial de ionización, por lo que la iniciación y la estabilización del arco eléctrico es más fácil. Además, debido a su menor conductividad térmica ayuda a que una mayor energía se concentre en el núcleo del arco eléctrico, produciendo una transferencia axial más estable y por lo tanto una mayor penetración. Pero el uso de argón puro como gas de protección puede causar socavado en las líneas de fusión, y este problema se reduce adicionando O₂ (alrededor de 2%), además de que este ayuda a disminuir el “chisporroteo” [19].

Para realizar la soldadura se utilizó un sistema semi-automático, en el cual la antorcha se adaptó a un motor de desplazamiento unidireccional de diferentes velocidades. Con esto, algunas variables del proceso de soldadura, como velocidad de avance y separación entre la antorcha y el metal base, pueden permanecer fijas al momento de realizar la soldadura, además de las proporcionadas por el propio proceso MIG, las cuales son voltaje y velocidad de alimentación constante, con esto la calidad de la soldadura no depende de la habilidad del

soldador, quien una vez habiendo fijado todas estas variables y alineado la ranura de la preparación con la dirección de desplazamiento del electrodo, lo único que hace es iniciar y finalizar el arco eléctrico, con lo que se obtienen cordones de soldadura más uniformes.

Se realizaron tres soldaduras con diferentes condiciones: la primera sin interacción electromagnética, únicamente con la técnica de AEIM; la segunda con interacción, aplicando un campo magnético axial al arco eléctrico, el cual fue generado implementando una bobina alrededor de las placas de soldadura con las líneas de flujo magnético orientadas hacia abajo, como se muestra en la Figura 3.6a; y la tercera también con interacción electromagnética con la aplicación de campos magnéticos perpendiculares al arco eléctrico, con las líneas de flujo magnético orientadas de forma paralela al cordón de soldadura y opuestas entre sí, como se muestra en la Figura 3.6b. Además, antes de iniciar la unión de las placas, estas fueron precalentadas en una mufla a una temperatura de 150 °C por media hora para que alcanzaran su equilibrio térmico y para que al momento de iniciar la soldadura alcanzaran una temperatura de 100 °C, esto con la finalidad de obtener una penetración total del material de aporte y evitar la falta de fusión lateral, la temperatura fue monitoreada con un medidor de temperatura de efecto Seebeck.

Para la inducción de los campos magnéticos externos se diseñaron bobinas que fueron alimentadas con corriente directa de una fuente externa de amperaje variable, ajustando la intensidad de corriente para que cada bobina generara una intensidad de campo magnético de 5 mT, la cual se midió utilizando un Gaussímetro. La inducción del campo magnético externo se inició inmediatamente después de la estabilización del arco eléctrico, permaneció durante todo el proceso de soldadura para producir la interacción entre el campo magnético inherente al proceso de soldadura y el CM externo aplicado y se siguió aplicando durante 60 segundos después de haber terminado el cordón de soldadura, estimando que después de ese tiempo el proceso de solidificación hubiera terminado [8].

Las variables operativas del proceso de soldadura se muestran en la Tabla 3.2. Para calcular el aporte térmico se utilizó la ecuación (3) utilizando una eficiencia (η) de 75% [8]

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

Donde:

Q.- Aporte térmico [J/mm]

η .- Eficiencia del proceso de soldadura GMAW (75%)

I.- Intensidad de corriente

V.- Voltaje [V]

v.- Velocidad de desplazamiento de la antorcha [mm/s]

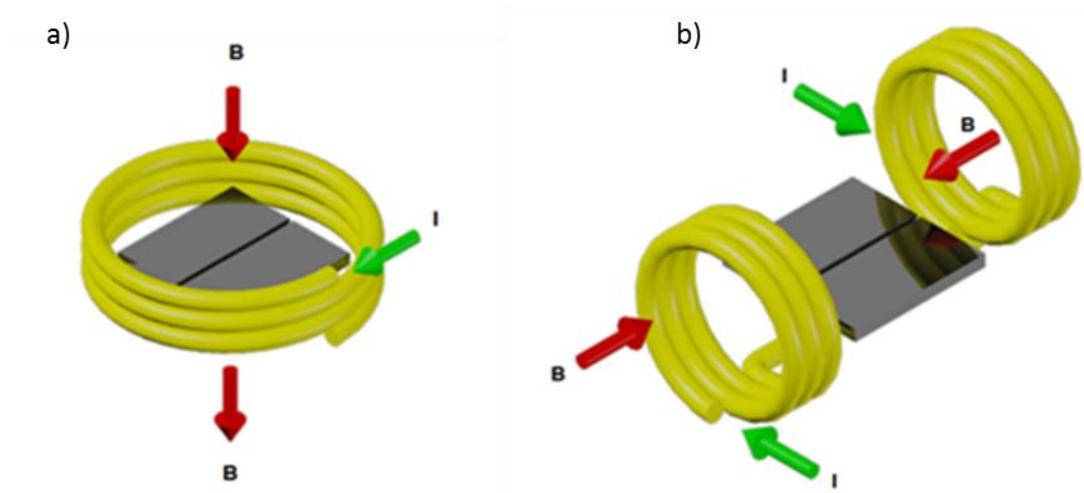


Figura 3.6. Arreglos de las bobinas para la inducción de los campos magnéticos: a) campo axial y b) campo perpendicular [49].

Tabla 3.2. Condiciones operativas del proceso de soldadura. El calor de aporte fue calculado con una eficiencia del proceso del 75%.

| CONDICIONES DE SOLDADURA | SIN CAMPO | CAMPO AXIAL | CAMPO PERPENDICULAR |
|----------------------------------------------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|
| Pre calentamiento (°C) | 100 | 100 | 100 |
| Corriente (A) | 340 | 325 | 328 |
| Voltaje (V) | 29 | 29 | 29 |
| Velocidad de avance (mm/s) | 3.4 | 3.4 | 3.4 |
| Alimentación del electrodo (mm/s) | 125 | 125 | 125 |
| Gas de protección | 98% Ar + 2% O ₂ | 98% Ar + 2% O ₂ | 98% Ar + 2% O ₂ |
| Flujo de gas (m ³ /hora) | 1.4 | 1.4 | 1.4 |
| Separación entre la antorcha y la placa (mm) | 11 | 11 | 11 |
| Calor aportado (kJ/mm) | 2.175 | 2.079 | 2.098 |

3.6 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE LAS UNIONES SOLDADAS.

Para analizar las características microestructurales y propiedades mecánicas de las diferentes soldaduras, las placas se cortaron en secciones transversales de iguales dimensiones. Las probetas seleccionadas para cada ensayo se indican en la Figura 3.7.

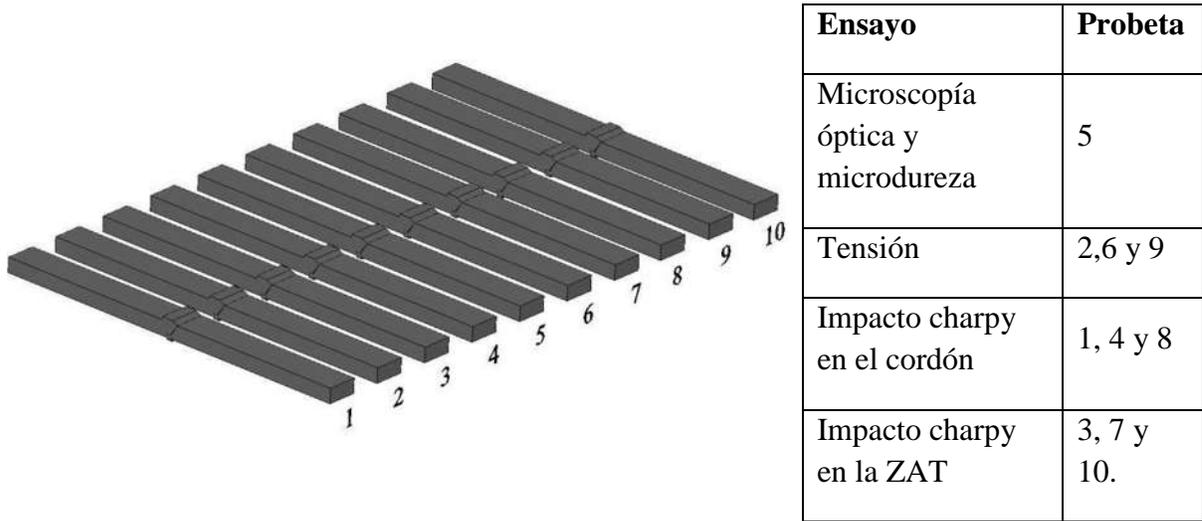


Figura 3.7. Secciones transversales de las soldaduras.

3.6.1 Caracterización por microscopía óptica.

Para caracterizar microestructuralmente las soldaduras se utilizó la probeta 5 de cada condición de soldadura. Cada una de estas probetas fue preparada metalográficamente de manera similar a la del material base, después fueron atacadas químicamente por inmersión en nital al 2% durante 25 segundos. Inicialmente se dejaron por 15 segundos, pero la microestructura del cordón y la ZAT no se reveló completamente, por lo que se sumergieron nuevamente durante 10 segundos para completar el ataque químico. Posteriormente fueron observadas en el microscopio óptico, donde se capturaron micrografías de diferentes zonas a distintas magnificaciones.

3.6.2 Ensayo de microdureza.

Conforme a la norma ASTM E 384-99 [45], se realizaron mediciones de microdureza Vickers a cada una de las probetas de cada condición de soldadura que fueron preparadas para

la caracterización microestructural. Las mediciones se hicieron de manera similar a las realizadas en el material base. Se realizaron dos perfiles por cada condición de soldadura, uno en la parte superior y otro en la parte inferior, cada uno a 2 mm de las superficies de las placas soldadas con una distancia entre cada indentación de 250 μm . La medición de la microdureza abarcó parte del material base de cada lado del cordón, las dos zonas afectadas por el calor y el cordón de soldadura como se ilustra en la Figura 3.8.

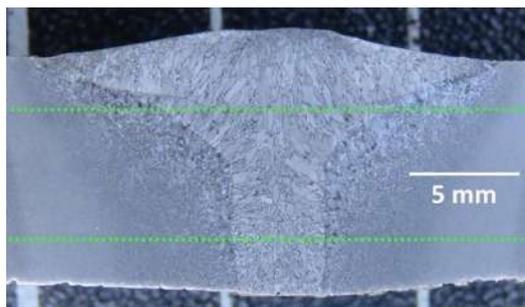


Figura 3.8. Perfiles de microdureza en la soldaduras.

3.6.3 *Ensayo de tensión.*

Para realizar el ensayo de tensión se prepararon tres probetas rectangulares de cada condición de soldadura cortadas transversalmente al cordón, ubicando éste en el centro de la sección reducida como lo indica la norma ASTM E 8M-04 [46]. Las condiciones del ensayo fueron iguales a las usadas para la prueba realizada al material base, a temperatura ambiente y con una velocidad de desplazamiento de 6 mm/min.

3.6.4 *Ensayo de impacto.*

Para evaluar la tenacidad de las soldaduras, se sometieron al ensayo de impacto Charpy-V seis probetas por cada condición de soldadura, con base en la normas ASTM E-23 [47] y NRF-001.PEMEX-2000 [48]. La tenacidad de impacto de los cordones de soldadura y de la

ZAT fue evaluada realizando la entalla en el centro del cordón a tres probetas por cada condición de soldadura y a otras tres en la ZAT a 2 mm de la línea de fusión. Las condiciones del ensayo fueron las mismas que las establecidas en el ensayo de impacto realizado al material base para que los valores de energía de las uniones fueran comparables.

3.6.5 Análisis de la fractura por microscopía electrónica de barrido (MEB).

Después de realizados los ensayos de tensión e impacto, tanto del material base como de las soldaduras, la caracterización de las fracturas se hizo mediante microscopía electrónica de barrido, con la finalidad de analizar la morfología y tipo de las fracturas y correlacionarlas con la microestructura y propiedades mecánicas del material. Se obtuvieron imágenes a diferentes magnificaciones y se realizó análisis químico puntual a algunas de las inclusiones encontradas. Esto se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400.

CAPÍTULO 4 ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL MATERIAL BASE.

4.1.1 Caracterización química y microestructural.

Para comprobar la composición química del material base se realizó un análisis de composición a una muestra del acero API 5L X-52 en condición de llegada, en la empresa acerera “DEACERO” planta Celaya, el cual arrojó los resultados de la Tabla 4.1. Con esto se pudo corroborar, por su contenido de Nb, V, Mo y Ti como elementos microaleantes, que el acero corresponde al grupo de los aceros HSLA [10]. Estos elementos formadores de carburos se adicionan con el propósito de mejorar las propiedades mecánicas del material, sin afectar otra que es muy importante para este tipo de aceros debido a sus aplicaciones como es la soldabilidad. Los efectos en las mejoras de las propiedades mecánicas por la adición de elementos microaleantes se deben a la combinación del endurecimiento del metal de soldadura, ya sea por solución sólida o por precipitación, así como al refinamiento de grano que estos promueven, por lo tanto juegan un papel muy importante en la determinación de la microestructura final y de las propiedades mecánicas del cordón de soldadura [18, 44, 50].

Tabla 4.1. Composición química del acero API 5L X-52.

| % En peso | | | | | | | |
|-----------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|
| C | Mn | Si | P | S | Al ppm | Cu | Cr |
| 0.074 | 1.040 | 0.255 | 0.018 | 0.003 | 373 | 0.020 | 0.023 |
| Ni | Sn | Mo | V | Ti | Zn | Nb | B |
| 0.022 | 0.003 | 0.003 | 0.051 | 0.002 | 0.001 | 0.037 | 0 |

En lo que respecta a la microestructura de este material, se puede observar en la Figura 4.1, obtenida en el microscopio óptico, en sentido longitudinal a la dirección de laminación, que esta consiste de una matriz ferrítica con granos poligonales refinados con un porcentaje del 92%, con un tamaño de grano promedio de 10 μm . También se observa la presencia de la fase perlítica con un porcentaje del 8% del área total, representada en granos más oscuros en forma de pequeñas islas debido al poco contenido de carbono. La cuantificación de fases se realizó con el uso del software SigmaScan.

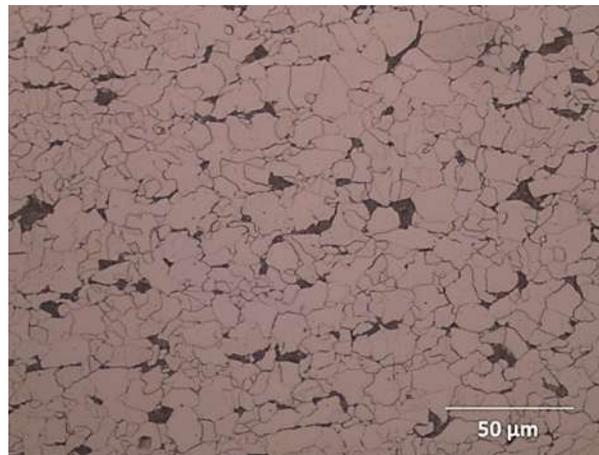


Figura 4.1. Micrografía del acero API 5L X-52.

Esta microestructura de grano fino proporciona al material buenas propiedades mecánicas debido a su elevada densidad de fronteras de grano, pues estas actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones; una por el desorden atómico que se presenta en los límites de grano y; la otra puesto que los granos tienen diferentes orientaciones, y una dislocación al pasar de un grano a otro tendría que cambiar de dirección, lo cual dificulta su movimiento [51].

4.2 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL BASE.

4.2.1 Microdureza Vickers HV_{100} del acero API 5L X-52

La gráfica de la Figura 4.2 muestra los valores de los tres perfiles de microdureza que se realizaron al material base API 5L X-52, donde se puede observar que los perfiles cercanos a la superficie del material tienen en promedio valores de microdureza de 210 HV, siendo mayores que en el centro de la placa donde el valor promedio de microdureza es de 195 HV, esta diferencia en valores se debe a que después del proceso de rolado en caliente las superficies de la placa se enfrían a una velocidad mayor que el centro de la placa.

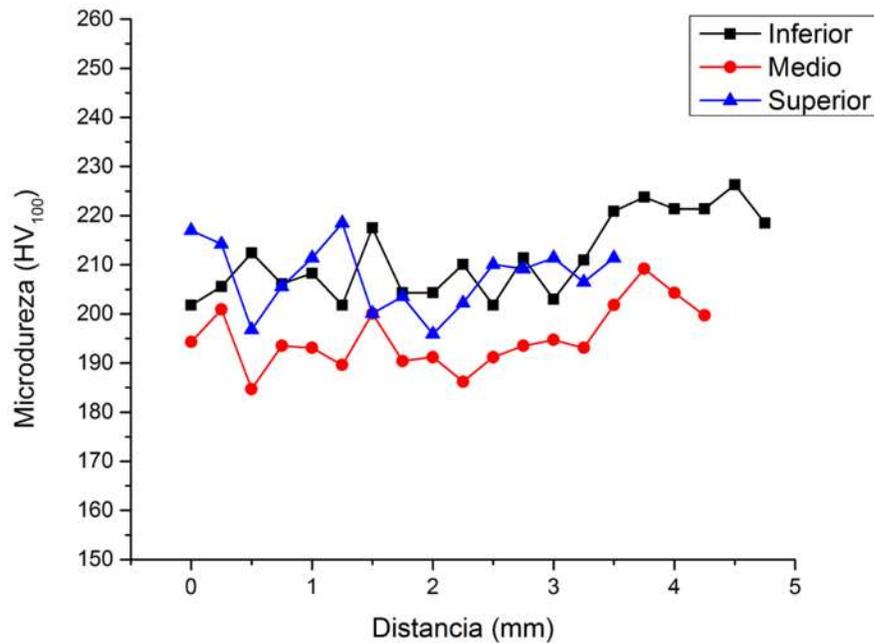


Figura 4.2. Gráfica de microdureza del acero API 5L X-52.

También se puede observar que, a pesar de que la microestructura de este material se considera uniforme, hay variaciones considerables de los valores de microdureza en cada perfil. Esto es debido a que las indentaciones se realizaron a una distancia de separación de 250 μm entre una y otra, independientemente del lugar en que se ubicara, pudiendo haberse realizado

totalmente en granos de fase ferrítica, perlítica o abarcando porciones diferentes de cada una de ellas o en algún límite de grano como se muestra en la Figura 4.3. Se puede apreciar en la Figura 4.3 a) que la indentación abarca más límites de grano y parte de un grano perlítico y el valor de microdureza es de 226.3 HV, mientras que en la Figura 4.3 b) la medición comprende únicamente granos de ferrita y menos límites de grano y su microdureza es de 194.3 HV.

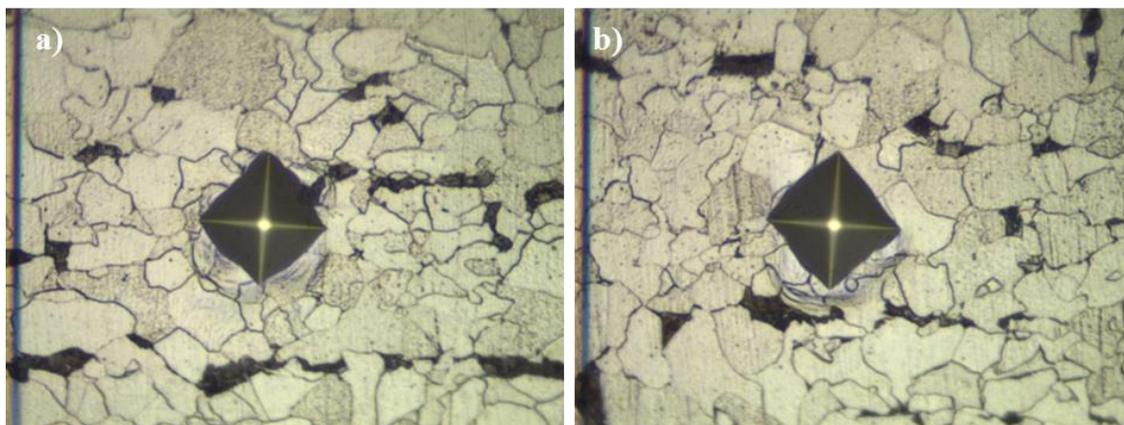


Figura 4.3. Mediciones de microdureza del material base: a) 226.3 HV y b) 194.3 HV.

4.2.2 Resultados del ensayo de tensión del acero API 5L X-52.

El comportamiento del material base sometido a esfuerzo de tracción se ilustra en la gráfica de la Figura 4.4. Donde se puede ver que las probetas tuvieron un comportamiento muy similar. Los resultados de los ensayos de tensión se presentan en la Tabla 4.2. Obteniéndose un valor promedio de 436 MPa para el límite de cedencia, un valor de esfuerzo máximo promedio de 512 MPa y un promedio de porcentaje de elongación del 27.5% para el ensayo longitudinal, cumpliendo el material base con los requerimientos que en cuanto a propiedades de resistencia a la tensión establece la norma API 5L. Esta norma especifica que el valor para el esfuerzo de cedencia no debe ser menor de 52,000 psi (359 MPa); para el esfuerzo máximo un valor mínimo de 66, 000 psi (455 MPa) y; un porcentaje mínimo de elongación de 17% [9].

Se aprecia también que, aunque en el sentido transversal de laminado sólo se ensayó una probeta, el material no presenta una diferencia marcada en cuanto a su comportamiento bajo

tensión, en sentido longitudinal y transversal. Se observa una menor capacidad de deformación en sentido transversal, lo cual puede ser atribuido a la orientación de los granos, ya que en el sentido de laminación generalmente son más alargados y presentan mejores propiedades de ductilidad que en el sentido transversal.

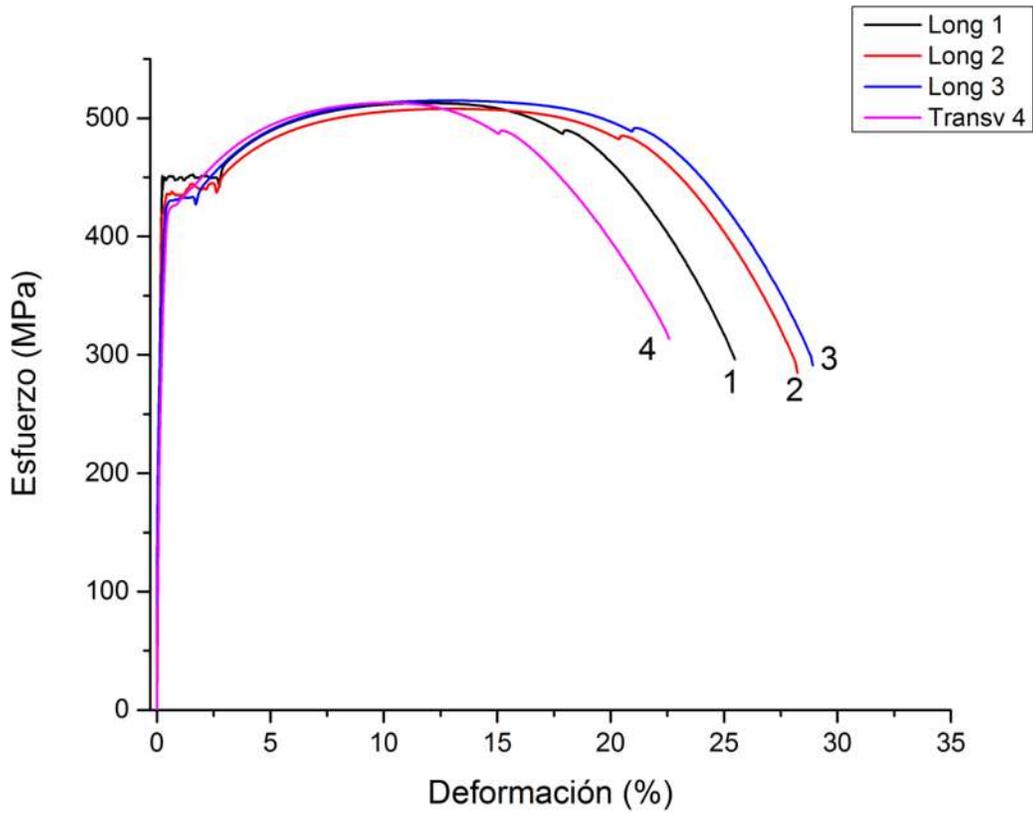


Figura 4.4. Curvas esfuerzo-deformación del acero API 5L X-52.

Tabla 4.2. Resultados de los ensayos de tensión del acero API 5L X-52.

| Probeta | $\sigma_{cedencia}$ (MPa) | $\sigma_{máximo}$ (MPa) | $\sigma_{ruptura}$ (MPa) | % ϵ |
|-----------------------|---------------------------------------------|-------------------------------------------|--------------------------------------------|--------------------------------|
| 1 Longitudinal | 448 | 513 | 296 | 25.5 |
| 2 Longitudinal | 435 | 508 | 285 | 28.2 |
| 3 Longitudinal | 426 | 515 | 291 | 28.9 |
| 4 Transversal | 423 | 513 | 318 | 22.6 |

4.2.3 Fracturas del ensayo de tensión.

La Figura 4.5 a), b), c) y d), muestra la morfología de las superficies de las fracturas del ensayo de tensión longitudinal del material base, a 100, 500, 1000 y 4000 aumentos, respectivamente. Por su forma y por la marcada diferencia entre el esfuerzo máximo y el esfuerzo a la ruptura, se puede concluir que corresponde a una fractura completamente dúctil, originada por nucleación y coalescencia de microhuecos tipo copa y cono por el efecto del esfuerzo de tracción. Además, se encontró la presencia de algunas inclusiones como la que se muestra en la Figura 4.5 d), estas inclusiones al igual que los microhuecos, pueden actuar como sitios de nucleación y propagación de grietas, ya sea por agrietamiento de las mismas partículas o por la descohesión existente entre las partículas y la matriz del material base. Pues cuando el material es sometido a un esfuerzo esta discontinuidad crece alrededor de la partícula, hasta que finalmente coalesce con otros huecos adyacentes y se expande hasta producir la fractura [52].

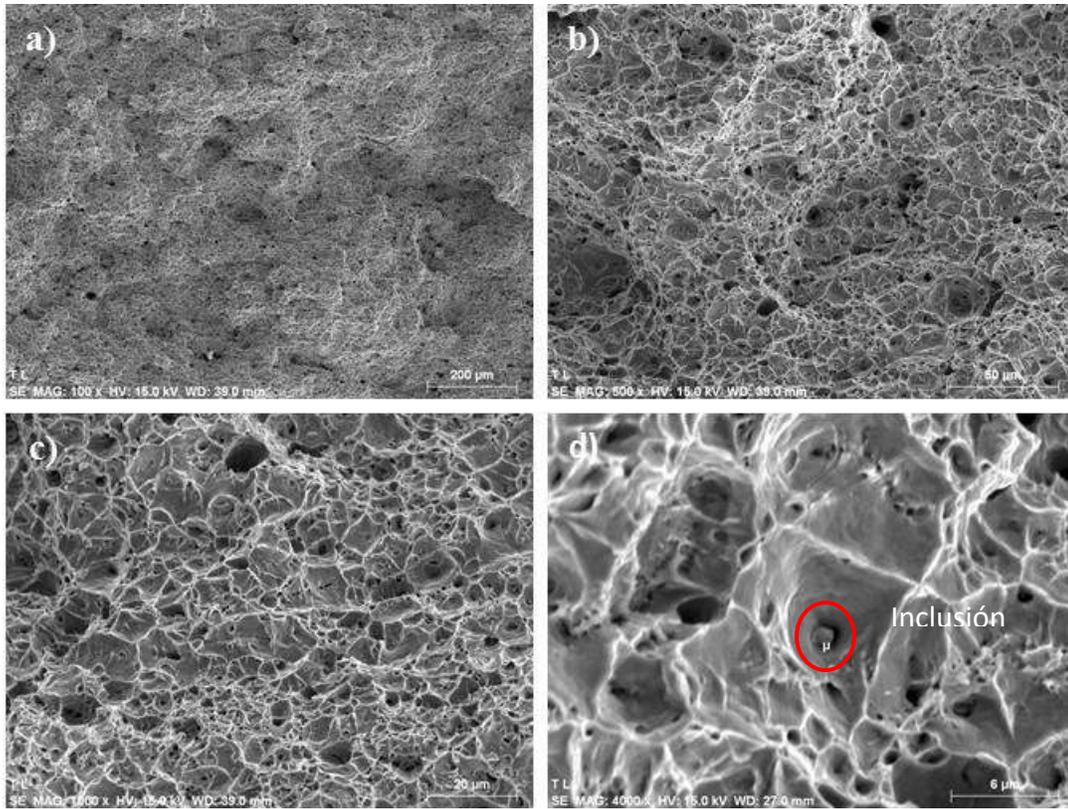


Figura 4.5. Fractografías del ensayo de tensión longitudinal a diferentes magnificaciones.

Las imágenes de la fractura del metal base en sentido transversal se muestran en la Figura 4.6. Se puede observar que ésta también es de tipo dúctil, y que no presenta gran diferencia con respecto a las fracturas de los ensayos longitudinales.

A las partículas que se encontraron en la superficie de la fractura se les realizó un microanálisis de composición química puntual, el cual arrojó los resultados de la Figura 4.7, donde se observa que su composición consiste principalmente de O, Al, S, Mn y Fe, pudiendo ser posible la formación de FeO , Al_2Fe_3 , MnS y FeS [1, 43].

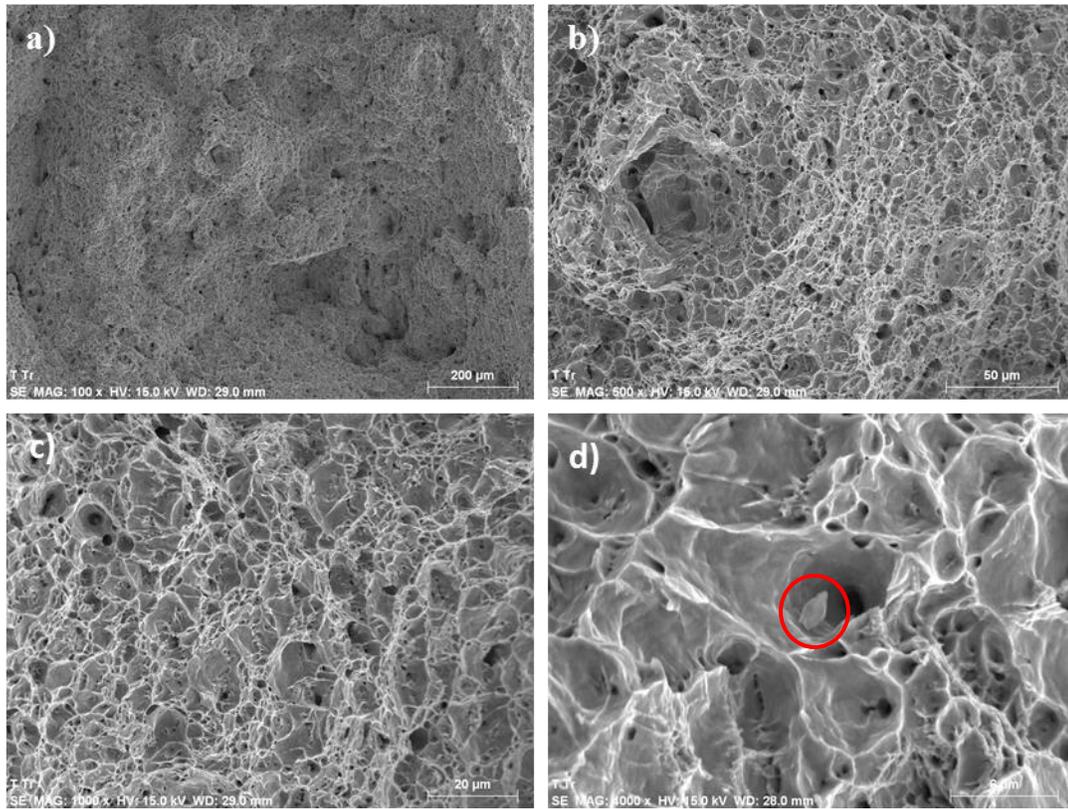


Figura 4.6. Fractografías del ensayo de tensión transversal del material base.

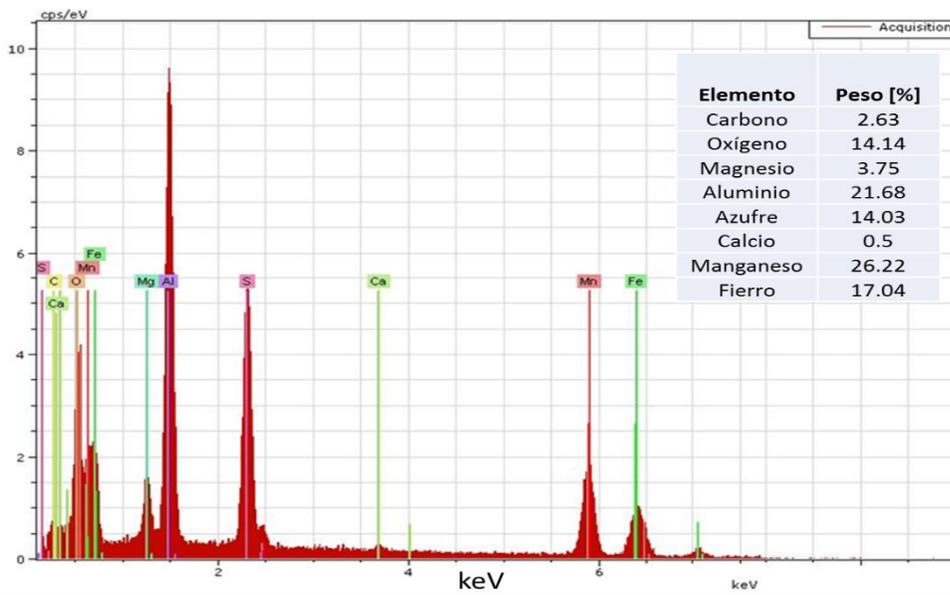


Figura 4.7. Microanálisis de inclusiones en el acero API 5L X-52.

4.2.4 Ensayo de impacto Charpy-V del acero API 5L X-52.

El ensayo de impacto Charpy-V al material base se realizó a temperatura de $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$, los valores de energía absorbida al impacto fueron 94, 123 y 126 Joules [J], los cuales promedian un valor de energía de 114.3 J, cumpliendo así los requerimientos establecidos por la norma NRF-001-PEMEX-2000 [48], la cual, para probetas de 10 x 10 mm, indica un valor mínimo de energía por probeta individual de 29.8 J y un valor promedio mínimo de 35.2 J. Como anteriormente ya se había mencionado, precisamente una de las características que distingue a los aceros HSLA es su buena combinación entre resistencia mecánica y tenacidad al impacto la cual se atribuye a su elevada densidad de límites de grano y a su bajo contenido de carbono.

En la Figura 4.8 se muestran las imágenes de las superficies de las fracturas, en las que se observa una combinación entre nucleación y coalescencia de microhuecos y algunas zonas de fractura por clivaje y en otras se observa desgarre de material. Al igual que en el análisis de las fracturas del ensayo de tensión se les realizó un análisis de composición química puntual a las inclusiones que se localizaron, los resultados de ese análisis se presentan en la Figura 4.9. La composición química de la inclusión en su mayoría es hierro, aluminio y oxígeno, siendo posible la formación de algún óxido, ya se de hierro o de aluminio, o de un intermetálico como Al_2Fe_3 .

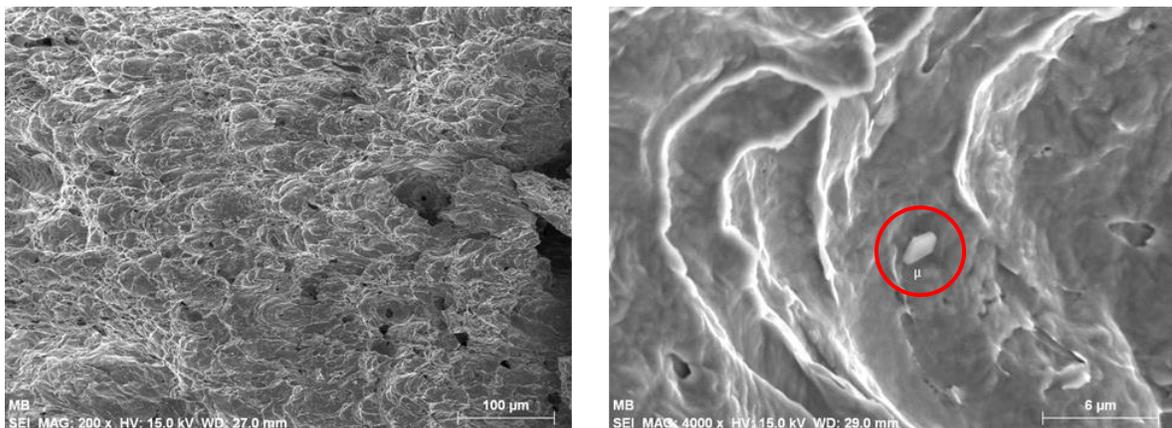


Figura 4.8. Fractografías del ensayo de impacto del MB.

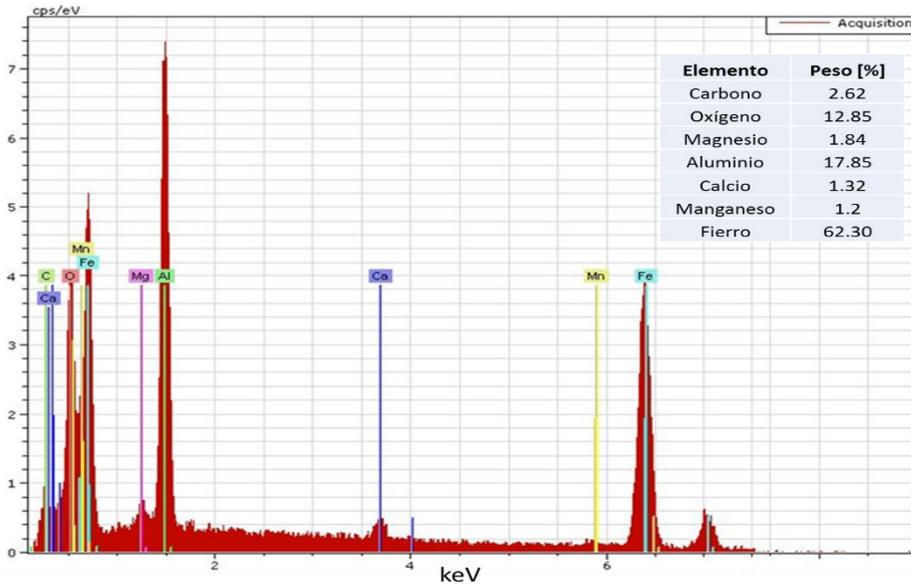


Figura 4.9. Microanálisis de las inclusiones encontradas en la superficie de las fracturas del ensayo de impacto del MB.

4.3 CARACTERIZACIÓN MACROESTRUCTURAL DE LAS SOLDADURAS

4.3.1 Apariencia superficial

El aspecto superficial de los cordones de soldadura, tanto superior como posterior, se muestra en la Figura 4.10. Donde por evaluación visual se puede apreciar que estos tienen similitud en la parte superior presentando una buena apariencia superficial sin exceso de sobremonta ni socavado en las líneas de fusión. Excepto en la parte final de las uniones realizadas sin campo y con campo perpendicular, los cuales presentaron falta de material de aporte debido a la interrupción del arco eléctrico antes de terminar completamente los cordones de soldadura. Soldaduras con buena apariencia superficial es una de las características de las soldaduras mediante el proceso GMAW con el uso de la mezcla de 98% Ar + 2% O₂ como gas de protección [19].

En lo respectivo a la parte posterior, se observa en las tres soldaduras una porción con falta de fusión lateral en la raíz de la junta, al inicio y final del cordón. Esto se puede solucionar

preparando las extensiones, para iniciar y finalizar el arco eléctrico, con el mismo diseño de unión de las placas. Además, también se observa en la parte posterior de la soldadura con campos magnéticos perpendiculares (Figura 4.10 b), una falta de fusión lateral en una de las placas del material base con una profundidad de 1 mm, lo cual se puede atribuir a que el arco eléctrico experimenta una deflexión generada por la fuerza electromagnética de Lorentz, pero si ese fuera el caso la falta de fusión se presentaría en una placa hasta la mitad del cordón y en la otra placa la otra mitad del cordón, debido a que la presencia de un campo magnético perpendicular en dirección apuesta de cada lado del cordón, produce una fuerza electromagnética orientada de acuerdo a la regla de la mano derecha, hacia la pared de una de las placas de un lado y en la dirección opuesta del otro lado. Por lo que la falta de fusión de un solo lado se le atribuye a una mala alineación del electrodo con la ranura de la preparación, lo cual puede presentarse como una de las desventajas del proceso automatizado.

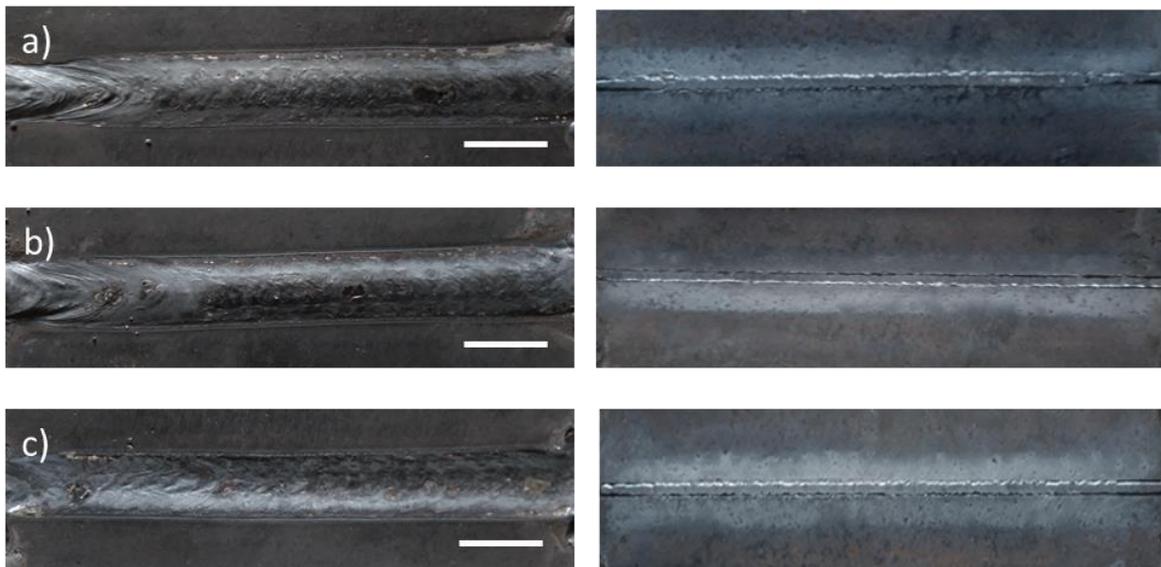


Figura 4.10. Apariencia superficial de las soldaduras: a) sin campo, b) con campo perpendicular y c) con campo axial. La cota equivale a 2 cm.

4.3.2 Macrografías de las uniones

La Figura 4.11 muestra las macrografías de las probetas de soldadura preparadas metalográficamente. Se puede apreciar que los mejores resultados en cuanto a penetración se obtuvieron en la soldadura con AEI sin interacción electromagnética Figura 4.9 a), en la que se puede observar un cordón más uniforme y simétrico, mientras que en la Figura 4.11 b), correspondiente a la soldadura con la aplicación de campos magnéticos perpendiculares, se ilustra la falta de fusión lateral que se presentó en la parte inferior de las placas, por un alineación incorrecta del electrodo con la ranura de la junta.

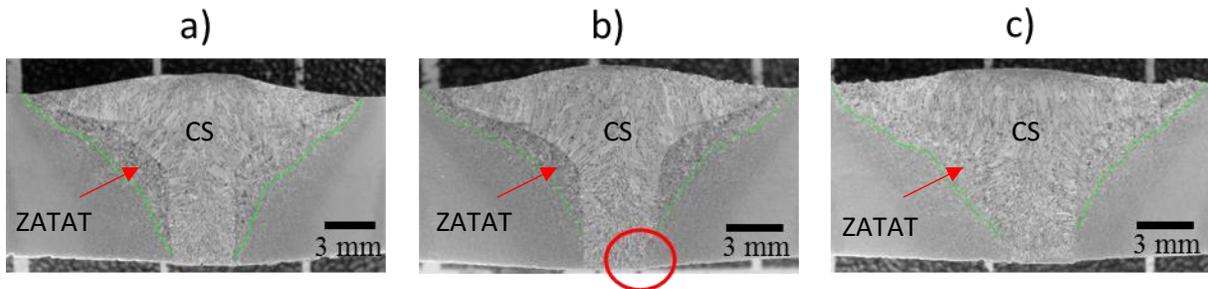


Figura 4.11. Macrografías las soldaduras: **a)** sin campo, **b)** con campo perpendicular y **c)** con campo axial.

Se puede observar también una ancha ZAT en las tres soldaduras, lo cual es normal debido al precalentamiento que se les dio a las placas. A pesar de ello se aprecia una ligera reducción en el tamaño de la ZATAT (zona afectada térmicamente de alta temperatura o de crecimiento de grano), en la Figura 4.11 es la zona que comprende entre la línea de fusión y la línea marcada, a costa de un ligero ensanchamiento del cordón en las soldaduras con la aplicación de campos magnéticos. Esto debido a que por la agitación electromagnética, los granos del material parcialmente fundidos pudieron haber sido desprendidos y arrastrados por los flujos convectivos hacia el centro de la piletta de soldadura [8, 21, 27, 42].

En la Tabla 4.3, se presentan los valores de cada una de las áreas de las tres soldaduras, el valor de la ZATAT corresponde a la suma de las dos zonas, una de cada lado del cordón, y

aunque no es muy notoria, sí existe una diferencia entre las ZATAT de la soldadura sin campo y las realizadas con campos. Sin embargo, se observa en las tres soldaduras que, aproximadamente de la mitad del espesor de las placas hacia abajo, el cordón toma la forma de la geometría de la preparación y el ancho de la ZATAT se va reduciendo, lo que sugiere que si las pestañas de las placas se preparan de mayor longitud una menor porción del MB será fundido y afectado térmicamente. En lo que corresponde al área de la zona fundida (ZF), en las tres soldaduras es muy similar. Mientras que en lo correspondiente a la zona del material base fundido (MBF) hubo un ligero incremento en la soldadura con campo axial con respecto de las otras, cuyo ensanchamiento se atribuye a la disolución de material de las placas parcialmente fundido que pudo haber sido arrastrado hacia el centro de la pileta como producto de la agitación de la pileta de soldadura [8]. También se presentan los porcentajes de dilución de cada soldadura, cuyo cálculo se hizo mediante la ecuación (4) y se observa una mayor relación del material base diluido en el cordón de soldadura en la unión llevada a cabo con la aplicación del arco eléctrico de manera axial al eje del electrodo.

$$\% \text{ dilución} = \frac{MBF}{ZF} \times 100 \quad (4)$$

Tabla 4.3. Áreas de las diferentes zonas de las uniones.

| SOLDAURA | ZATAT (mm²) | MBF (mm²) | ZF (mm²) | Dilución (%) |
|----------------------------|-----------------------------------|---------------------------------|--------------------------------|-------------------------|
| Sin Campo | 34.52 | 36.8 | 85.22 | 43.18 |
| Campo perpendicular | 25.1 | 37.72 | 85.26 | 44.24 |
| Campo axial | 27.3 | 41.8 | 84.3 | 49.58 |

4.4 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LAS SOLDADURAS

A continuación se presenta la descripción del análisis mediante microscopía óptica de las microestructuras que se obtuvieron en cada condición de soldadura. En la Figura 4.12, se muestran a magnificación de 50X, las micrografías de los cordones de soldadura. De un lado se presenta el tipo de crecimiento de grano que se genera a partir de la línea de fusión para cada condición de soldadura, y se puede ver que en la soldadura con campos magnéticos perpendiculares (Figura 4.12 c,d) los granos columnares que se formaron son más angostos y menos alargados que en las soldaduras sin interacción electromagnética (Figura 4.12 a,b) y con campo axial (Figura 4.12 e,f), entre las cuales no presentan diferencia notoria en el tipo de crecimiento que se desarrolla. También se presentan imágenes capturadas en el centro de los cordones de soldaduras y se observa que los granos presentan una tendencia a ser equiaxiales en la soldadura sin campos y con campo axial, mientras que con campos perpendiculares los granos son más alargados pero a su vez más finos.

En general se puede observar que, aunque en los cordones de soldadura no se logró el refinamiento de la microestructura que se deseaba, sí hubo un gran número de granos equiaxiados en el centro del cordón que evitaron la propagación de los granos columnares, que regularmente van desde la línea de fusión hasta el centro del cordón, los cuales empobrecen algunas de sus propiedades mecánicas.

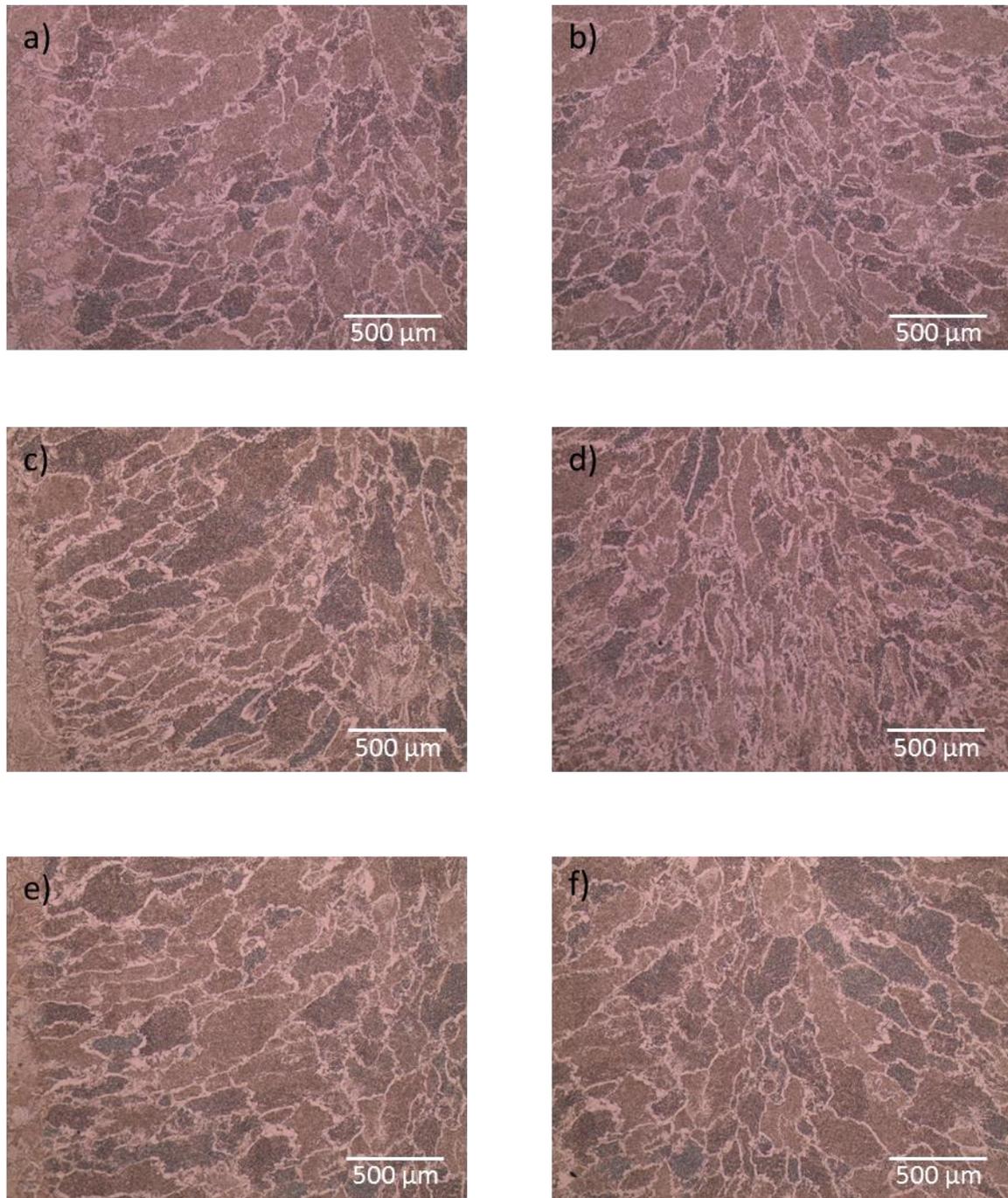


Figura 4.12. Micrografías de los cordones de soldadura cerca de la línea de fusión (izquierda) y centro (derecha): a) y b) sin campo; c) y d) con campo perpendicular y; e) y f) con campo axial.

A partir de secciones equivalentes en el cordón de soldadura se llevó a cabo la medición de tamaño de grano, los resultados se presentan a continuación.

La frecuencia absoluta y frecuencia acumulada de la longitud de grano se presenta en las gráficas a) y b) en donde se aprecia que la aplicación de campos magnéticos no produjo un efecto importante en cuanto a este aspecto, pues el comportamiento de las gráficas de las tres soldaduras es muy similar. Presentando mayor frecuencia de longitudes entre 150 y 450 μm .

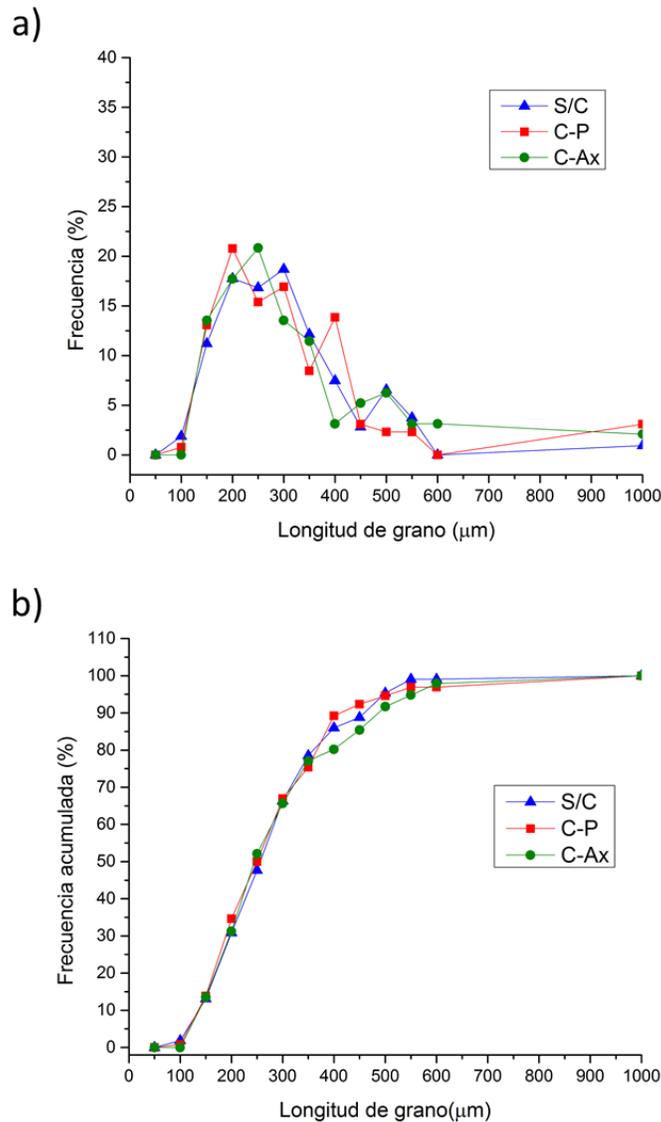


Figura 4.13. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada de la longitud de grano.

En la Figura 4.14 a) y b) se presentan las gráficas de los valores correspondientes al ancho de grano, frecuencia y frecuencia acumulada, respectivamente. En estas se puede apreciar un menor ancho de grano para la soldadura realizada con campos magnéticos perpendiculares, pues la curva cargada hacia la izquierda en la gráfica de la frecuencia acumulada indica una mayor cantidad de granos finos. Mientras que la soldadura con campo axial presentó los granos más anchos, contrario a lo esperado pues la aplicación del campo magnético con esta configuración genera una mayor agitación de la piletta de soldadura, lo que se esperaba se generaran granos más finos [37].

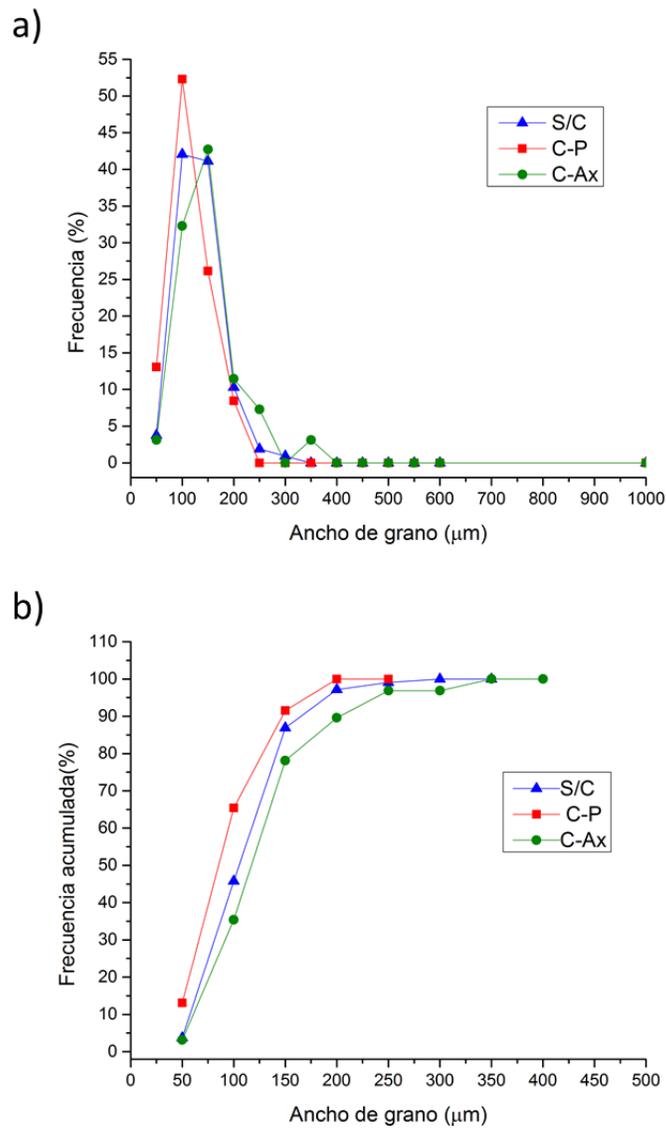


Figura 4.14. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada de medición de ancho de grano.

Finalmente en la Figura 4.15 se presentan las gráficas del tamaño de grano. Se observa que en el cordón de soldadura la aplicación de los campos magnéticos no tuvo gran influencia en cuanto al refinamiento de la estructura, pues el comportamiento es muy similar en las tres soldaduras en cuanto al tamaño de grano, sí se aprecia en la Figura 4.13 b) que el grano es más fino en la soldadura con campos perpendiculares, pero la diferencia es poco impactante. En la gráfica de la frecuencia, Figura 4.15 a) se muestra que en las tres soldaduras la mayor cantidad de granos tiene tamaño entre 100 y 300 μm .

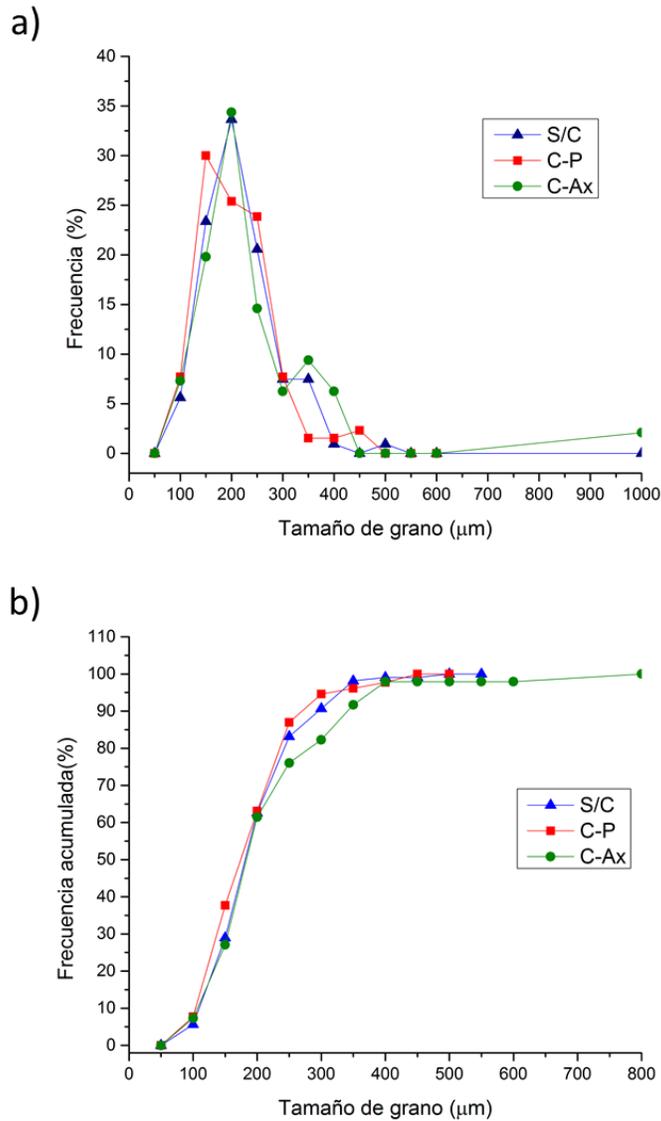


Figura 4.15. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada del tamaño de grano en los cordones de soldadura.

En cuanto a los efectos de la aplicación de campos magnéticos durante la soldadura se puede concluir que su aplicación no tuvo efectos relevantes en cuanto al refinamiento de la microestructura del cordón de soldadura, lo cual era uno de los objetivos principales de este proyecto.

En las micrografías de la Figura 4.16 se muestran imágenes de las líneas de fusión de las diferentes soldaduras tomadas en la zona de cada cordón equivalente a la que se ilustra.

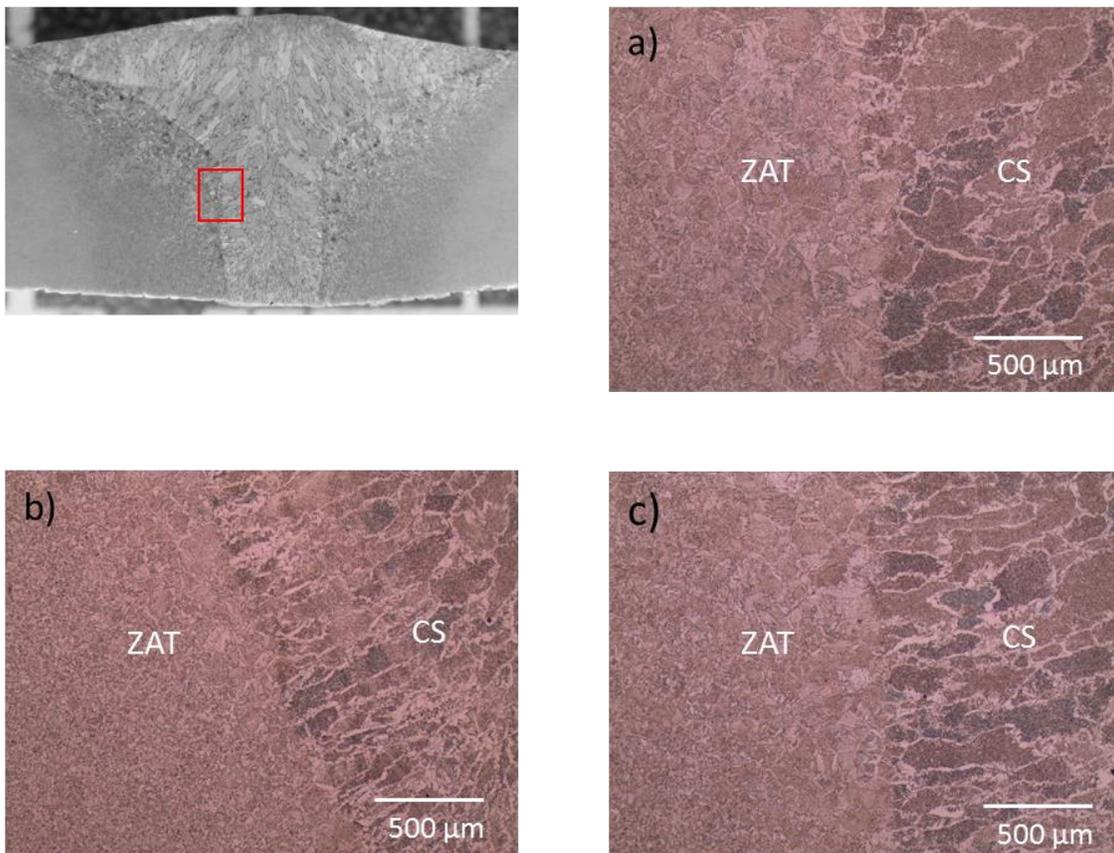


Figura 4.16. Línea de fusión de las soldaduras: a) sin campo, b) con campo perpendicular y c) con campo axial.

En esta figura se aprecia que aunque el objetivo de igualar la microestructura del cordón de soldadura, con la ZAT y el material base no se logró, sí hubo una gran reducción del tamaño de grano de la ZATAT en la soldadura que se realizó con campos magnéticos perpendiculares.

También, en la soldadura con campo axial se logró una reducción de esta zona, aunque en una menor proporción pero se sigue notando la diferencia con respecto de la soldadura que se llevó a cabo sin interacción electromagnética.

En la Figura 4.17, se muestra a 100 X la ZAT de las tres soldaduras, aquí se notan más los efectos que la interacción electromagnética causó en la ZAT. En la soldadura sin interacción Figura 4.17 a) se presenta microestructura de grano burdo, mientras que en la soldadura con campo perpendicular se alcanza a observar uno o a lo más dos granos de ZAT de alta temperatura después de la línea de fusión. En la soldadura con campo axial la ZAT de crecimiento de grano es mayor que la de campos perpendiculares pero sigue siendo menor que en la soldadura realizada sin la inducción de campos magnéticos.

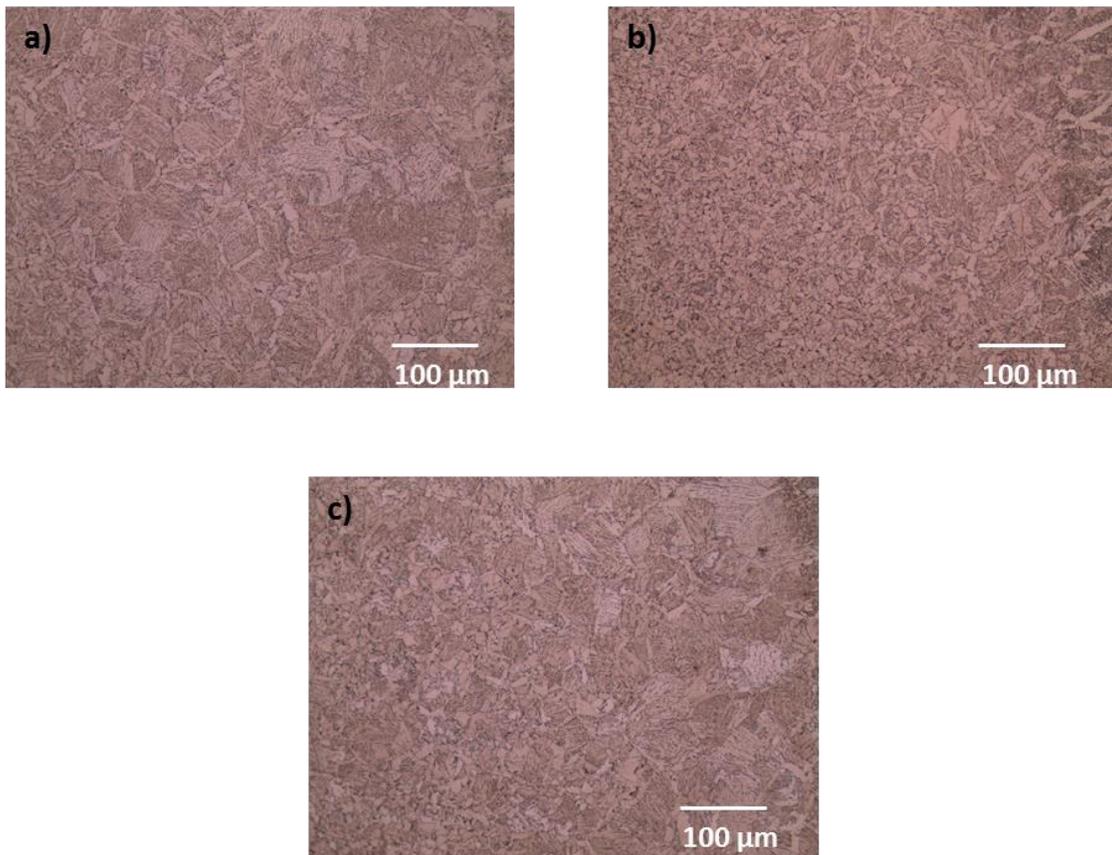


Figura 4.17. Micrografías de la ZAT 100X: a) sin campo, b) campo perpendicular y c) campo axial.

La magnitud del campo magnético en un punto, debido a un elemento por el que se conduce una corriente eléctrica, es inversamente proporcional a la distancia que hay entre el punto y el elemento cargado, de acuerdo a la ley de Biot-Savart, representada por la ecuación (5)

$$d\mathbf{B} = \frac{\mu_0 I ds \times \hat{r}}{4\pi r^2} \quad (5)$$

donde $d\mathbf{B}$ es el campo magnético en un punto alejado a una distancia r del elemento cargado ds que conduce una corriente eléctrica I . Y μ_0 , es la permeabilidad magnética del espacio libre.

Debido a ese gradiente de campo magnético se realizó la medición del tamaño de grano para verificar los efectos que se generaron al inicio, centro y final del cordón de soldadura realizado con campos magnéticos perpendiculares, pues en cada parte del cordón las condiciones son diferentes, por un lado la temperatura que van adquiriendo las placas conforme avanza el cordón y, por otro lado, las condiciones electromagnéticas en cada parte del cordón también son diferentes, la intensidad de campo magnético es mayor en el inicio y en el final del cordón, puesto que son zonas más cercanas a las bobinas. En la Figura 4.18 se presentan las microestructuras del cordón de soldadura en el inicio, centro y final del cordón, donde se observa una microestructura de grano más fino al inicio de la soldadura (Figura 4.18a) y una microestructura de grano más burdo en la parte final (Figura 4.18c).

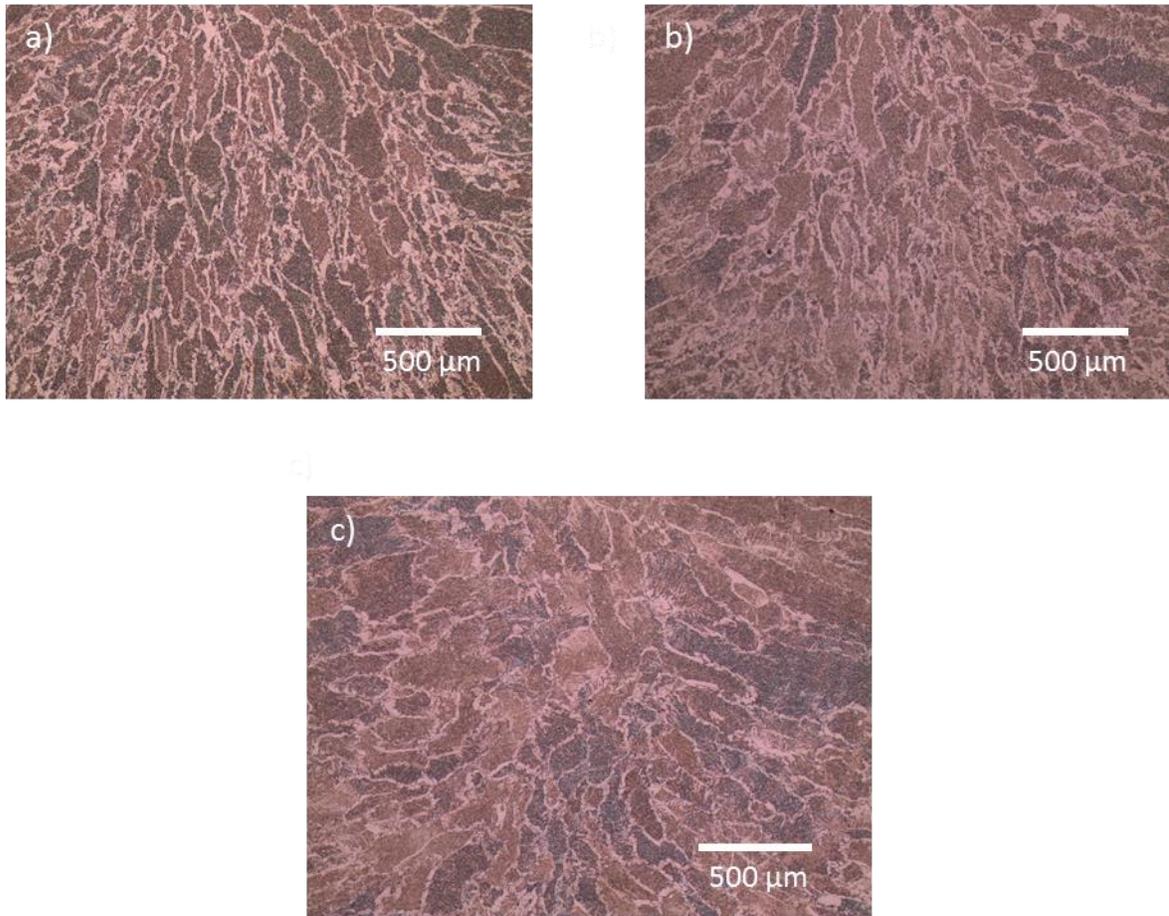


Figura 4.18. Micrografías del cordón de soldadura con campos perpendiculares: a) inicio, b) centro y c) final del cordón.

En la Figura 4.19, se presentan los resultados de la medición de la longitud de grano, las gráficas corresponden a los valores de longitud de grano al inicio, centro y final del cordón de soldadura, donde se puede apreciar claramente que el tamaño de grano es menor al inicio que en el final de soldadura, lo cual puede ser atribuido a la diferencia de temperaturas en que se lleva a cabo la soldadura, pues al inicio las placas del material base tienen menor temperatura que al final. Ya que si la aplicación de los campos hubiera tenido efectos se esperaría una microestructura más refinada al final del cordón, donde la intensidad del campo magnético es mayor que en el centro.

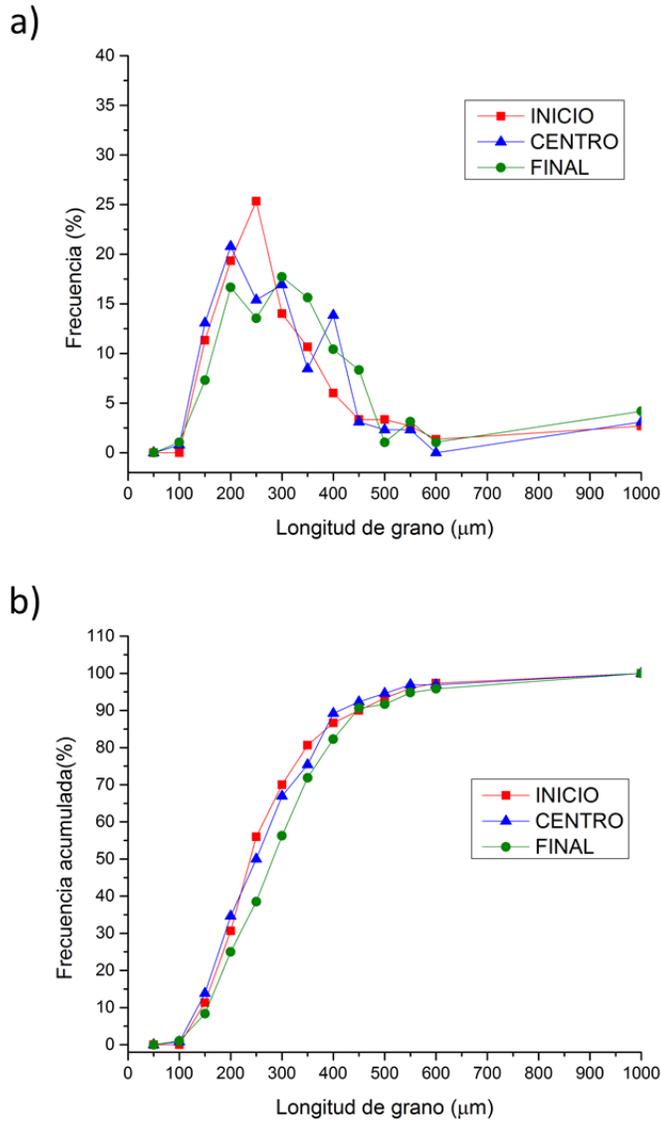


Figura 4.19. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada de la longitud de grano en el cordón con campos perpendiculares.

En la Figura 4.20, se presentan los resultados de las mediciones del ancho de grano de las tres secciones de la soldadura, aquí se nota más la diferencia en tamaños y se puede deducir que el ancho de grano aumenta mientras más se aproxima hacia el final del cordón, lo cual se debe a que el precalentamiento también va en aumento.

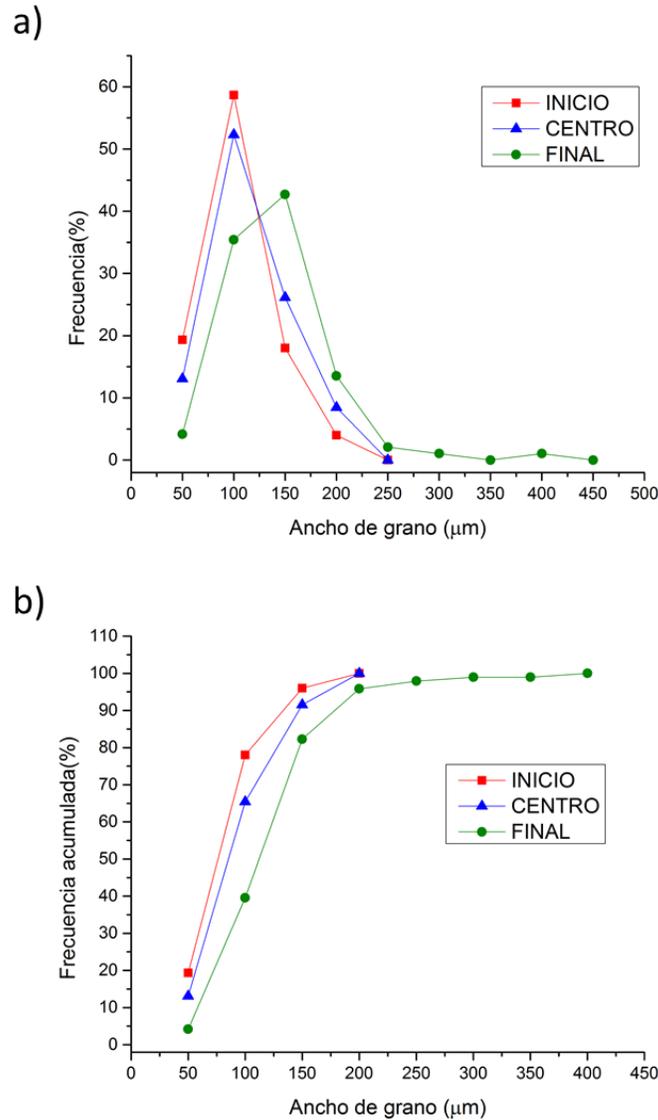


Figura 4.20. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada del ancho de grano en el cordón con campos perpendiculares.

En la Figura 4.21, se presenta los resultados de las mediciones de tamaño de grano, donde únicamente se reafirma las diferencias en cuanto al tamaño que se presentaron entre el inicio y el final del cordón de soldadura, presentándose un tamaño de grano más burdo al final de la soldadura generado por el aumento en la temperatura que alcanzan las placas hasta el momento en que el arco eléctrico llega a esta zona.

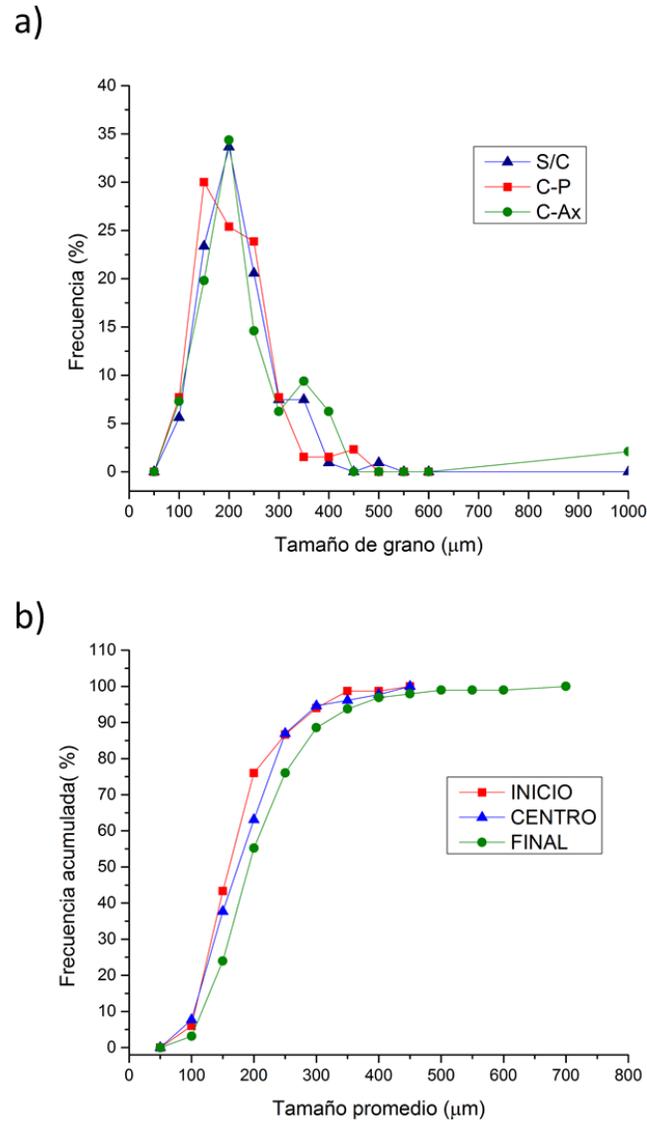


Figura 4.21. a) Frecuencia y b) frecuencia acumulada del tamaño de grano en el cordón con campos perpendiculares.

4.5 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DE LAS SOLDADURAS

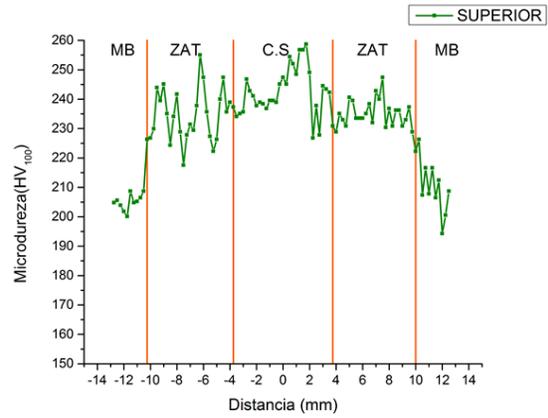
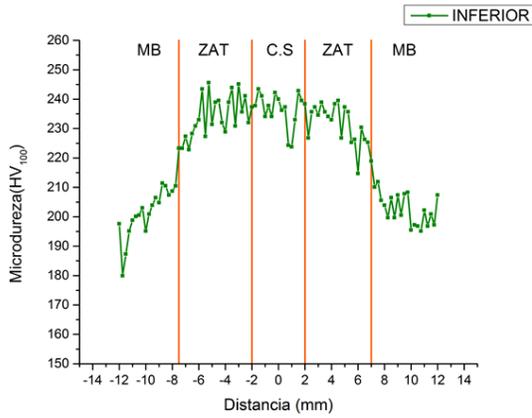
4.5.1 *Microdureza Vickers HV₁₀₀ de las uniones*

Las gráficas de la Figura 4.22, muestran las mediciones de microdureza en escala Vickers que se realizaron a los perfiles transversales de las uniones soldadas, dichas mediciones incluyen metal base, zonas afectadas por el calor y el cordón de soldadura.

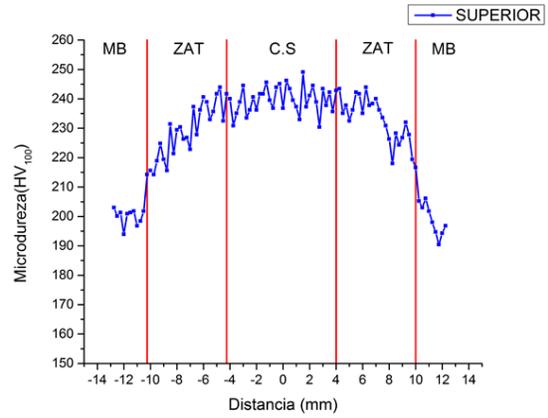
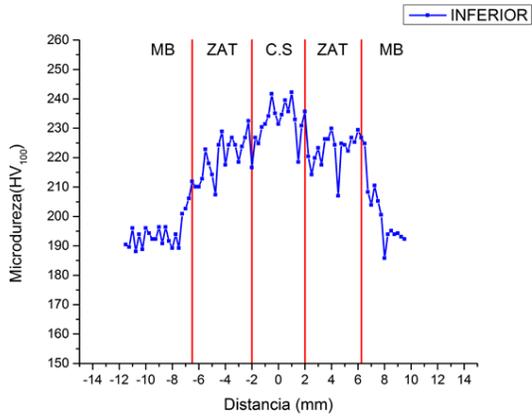
Como se mencionó anteriormente, la microdureza del material base a dos milímetros de las superficies tiene un promedio de dureza de 210 HV y tomando como referencia este valor se hicieron las comparaciones de los perfiles de microdureza realizados.

Se puede observar de manera general, que los niveles de microdureza en la ZAT y cordón de soldadura presentan un incremento con respecto de la microdureza en el material base, independientemente de la condición de soldadura. En la ZAT los valores de microdureza se incrementan por efecto del ciclo térmico, siendo posible la formación de fases duras como bainitas superiores e incluso martensitas de bajo carbono cerca de la línea de fusión, como se muestra en la Figura 4.23. En el cordón de soldadura el incremento de microdureza se puede atribuir a que el electrodo utilizado presenta una resistencia mayor que el material base. A pesar de ello todos los valores de microdureza de diferentes zonas cumplen con los límites recomendados para evitar la fractura y el agrietamiento, establecido como 350 HV por el código API [9].

a) Sin campo



b) Campo perpendicular



c) Campo axial

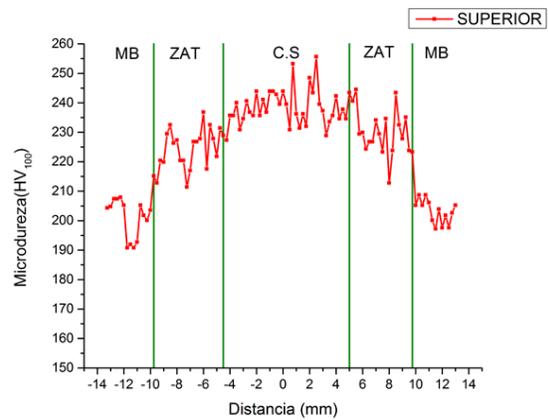
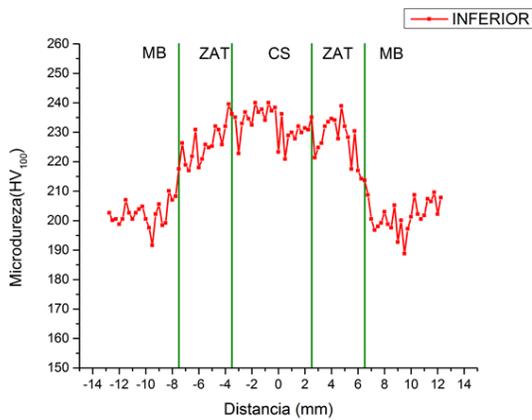


Figura 4.22. Perfiles de microdureza de las uniones soldadas: los perfiles de la izquierda corresponden a la parte superior y los de la derecha corresponden a la parte de la raíz.

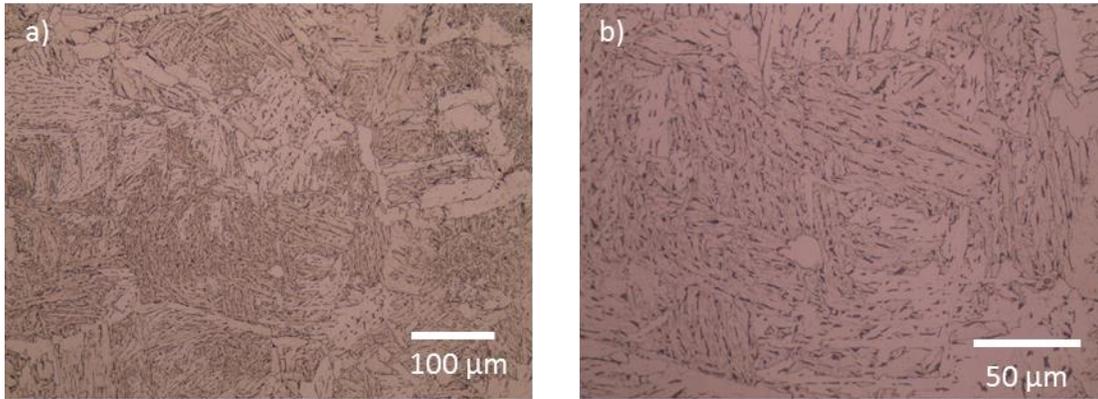


Figura 4.23. Microestructura en la ZAT.

En la Tabla 4.4 se presentan los valores promedio de microdureza y la desviación estándar para cada una de las diferentes zonas de los cordones de soldadura. En ella se pueden apreciar que los valores de microdureza en la ZAT son más bajos en las soldaduras realizadas con interacción electromagnética que en la realizada sin campos magnéticos, lo cual se atribuye al refinamiento de la microestructura que se obtuvo en las uniones con IEM. También se observa una microdureza más uniforme en los cordones de las soldaduras con campos magnéticos ya que en estos los valores de la desviación estándar son menores que en la soldadura sin campo.

Tabla 4.4. Valores de microdureza en las diferentes zonas de las soldaduras: promedio (\bar{X}) y desviación estándar (σ).

| | BARRIDO INFERIOR | | | BARRIDO SUPERIOR | | |
|-----------|--------------------------------|--------|--------|------------------|--------|---------|
| | ZAT1 | CS | ZAT2 | ZAT1 | CS | ZAT2 |
| | SOLDADURA SIN CAMPO | | | | | |
| \bar{X} | 233.94 | 236.61 | 231.05 | 234.54 | 242.42 | 234.648 |
| σ | 6.991 | 6.61 | 6.776 | 8.655 | 8.065 | 5.07 |
| | CON CAMPO PERPENDICULAR | | | | | |
| \bar{X} | 219.55 | 232.67 | 223.58 | 228.82 | 239.58 | 233.08 |
| σ | 7.003 | 6.047 | 6.177 | 9.15 | 4.488 | 7.822 |
| | CON CAMPO AXIAL | | | | | |
| \bar{X} | 225.1 | 232.62 | 227.15 | 224.13 | 238.37 | 230.48 |
| σ | 7.522 | 5.227 | 7.626 | 6.714 | 6.04 | 7.9636 |

4.5.2 *Ensayo de tensión de las soldaduras.*

Las gráficas de las curvas esfuerzo contra deformación se ilustran en la Figura 4.24. Y los resultados de la evaluación de la resistencia a la tracción uniaxial de las soldaduras se presentan en la Tabla 4.5 Todos los valores obtenidos, tanto de esfuerzo a la cedencia como de esfuerzo máximo, satisfacen los valores mínimos establecidos por la norma API 5L [9], así como los lineamientos establecidos por la norma API 1104 [53] que dice que, para evaluar un procedimiento de soldadura, los valores de resistencia a la tensión de cada probeta de soldadura deben ser mayores o iguales que los valores mínimos establecidos para el material base (no necesariamente tiene que ser igual o mayor que la resistencia real del material). Si las fracturas ocurren fuera del cordón de soldadura y cumplen con los valores mínimos permitidos para el material base, entonces la soldadura será aceptada.

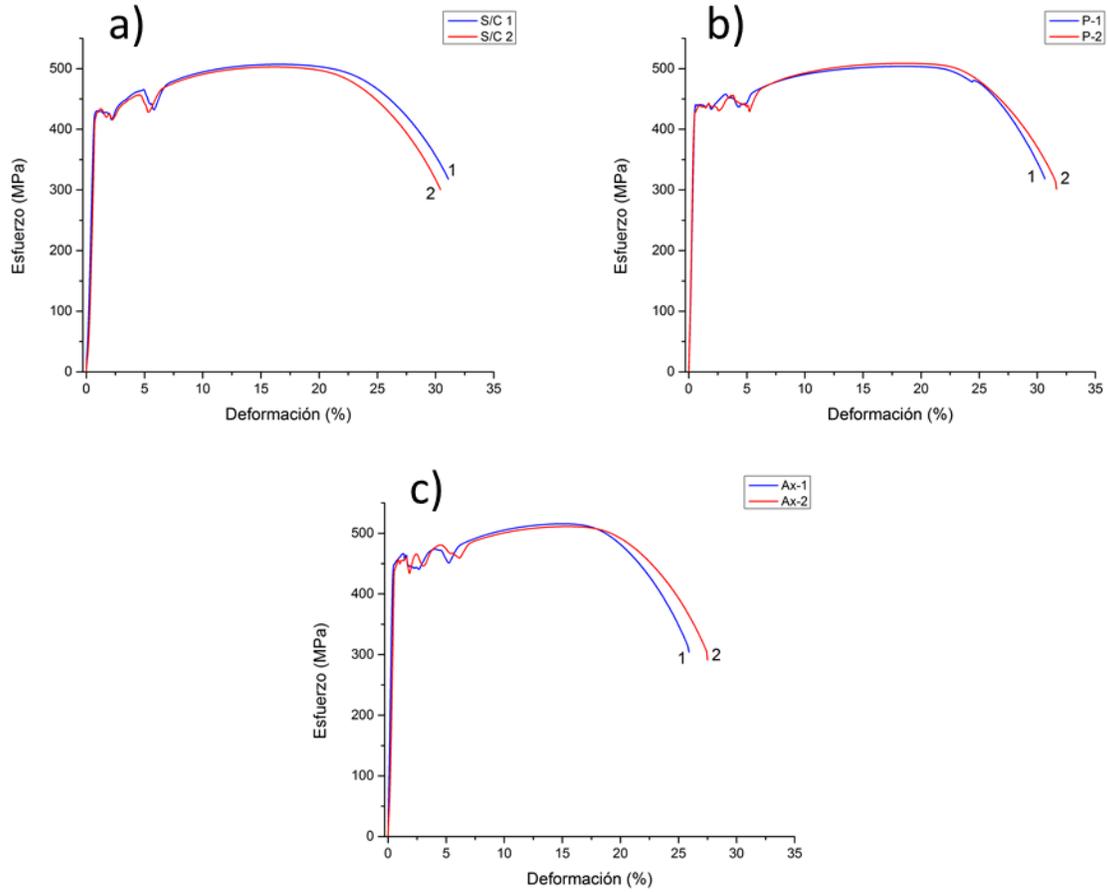


Figura 4.24. Gráficas esfuerzo-deformación del ensayo de tensión a las soldaduras: a) sin campo, b) campo perpendicular y c) campo axial.

Tabla 4.5. Valores promedio de los resultados de los ensayos de tensión de las soldaduras.

| Soldadura | $\sigma_{cedencia}$ (MPa) | $\sigma_{máximo}$ (MPa) | % ϵ |
|---------------------|---------------------------|-------------------------|--------------|
| Sin campo | 431 | 505 | 30.75 |
| Campo perpendicular | 439 | 506.5 | 31.2 |
| Campo axial | 456 | 513.5 | 26.7 |

De acuerdo a los valores obtenidos y a que todas las probetas fracturaron en el metal base, como se muestra en la Figura 4.25, la soldadura se considera aceptada según las normas establecidas. Pero el objetivo de este trabajo está más bien enfocado en analizar los efectos que tienen la interacción electromagnética y el diseño de unión de AEI en el cordón de soldadura y ZAT, por ello surgen dos puntos que resaltar. Primero, que el uso de estas técnicas propicia una mejora en las propiedades de resistencia a la tensión en la ZAT, o al menos evita que se deterioren ya que se mostró, por no haber ocurrido la ruptura en esta zona, que presentó mayor resistencia que el metal base. Y segundo, pese a que el electrodo utilizado como material de aporte tiene una resistencia mínima a la tensión mayor que la mínima establecida para el material base, 70 000 PSI (480 MPa) contra 52 000 psi (359 MPa) respectivamente, no se puede en cierta medida asegurar que la aplicación de la interacción electromagnética y el diseño de AEI hayan tenido efecto sobre la resistencia del cordón. Ya que si la resistencia del electrodo es mayor que los 512 MPa que promedia la resistencia real del material base, entonces no será novedoso que la fractura haya ocurrido fuera del cordón. Pero si la resistencia del electrodo es comparable con los 512 MPa, entonces sí se podrá asegurar que efectivamente, la técnica de soldadura usada dio mejoras en las propiedades de resistencia en el cordón de soldadura.



Figura 4.25. Fracturas del ensayo de tensión de las soldaduras: a) sin campo, b) campo perpendicular y c) campo axial. La cota equivale a 5mm.

4.5.3 *Fractura del ensayo de tensión.*

Una vez realizado el ensayo de tracción uniaxial, las fracturas fueron analizadas en el microscopio electrónico de barrido. Como las rupturas ocurrieron en el material base, no se observan cambios notables con respecto a las fracturas del ensayo de tensión realizado al material base sin soldar. El tipo de fractura es completamente dúctil, como se observa en Figura

4.26. Se encontró también en la superficie de la fractura la existencia de algunas inclusiones a las que se les realizó un microanálisis de composición química puntual, los resultados de este análisis se muestran en la Figura 4.27. Siendo posible, la formación de óxidos, intermetálicos y/o sulfuros como FeO, CaO, Al₂Fe₃, MnS y FeS [43].

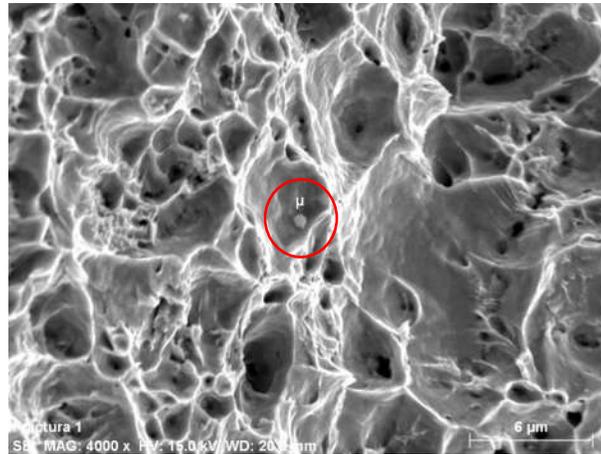


Figura 4.26. Fractografía del ensayo de tensión a las soldaduras.

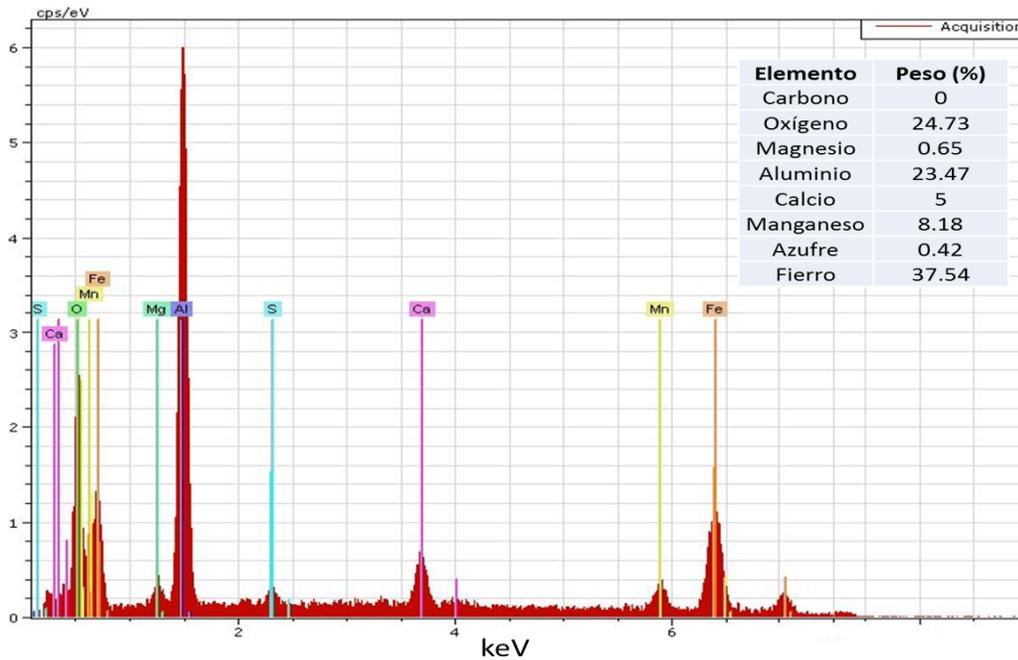


Figura 4.27. Análisis por MEB de las inclusiones encontradas en la fractura del ensayo de tensión.

4.5.4 Ensayo de impacto de las juntas.

Comparando valores de energía absorbida en los ensayos de impacto en las diferentes zonas de una unión, generalmente la energía absorbida en la ZAT es menor que la absorbida por el material base y mayor que la que presenta el centro del cordón de soldadura, debido a las diferencias microestructurales que estas zonas presentan [54]. En este ensayo el comportamiento de las uniones cumplió esa generalidad. En la Tabla 4.6 se presentan los valores promedio del resultado del ensayo de impacto Charpy-V, realizado a las uniones en cada una de las zonas. Donde se puede observar que efectivamente, los valores mínimos de energía absorbida se presentan en el cordón de soldadura para las tres condiciones, presentando una pérdida de energía absorbida prácticamente del 50% la soldadura sin IEM; del 28.5% la soldadura con campos perpendiculares y; del 23% la soldadura con campo axial. Esta pérdida en tenacidad puede ser atribuida a la microestructura de tipo columnar que tuvo lugar en los cordones [28], o bien, a que el electrodo utilizado como material de aporte es de una resistencia mayor que el material, lo cual promueve la formación de fases duras que presentan menor

tenacidad al impacto [55]. Y comparando entre cada condición de soldadura la que mayor tenacidad presentó fue la soldadura con campo axial, habiendo una diferencia considerable en cuanto a la energía absorbida en el cordón con respecto a la soldadura sin interacción electromagnética. Esto puede ser atribuido a que la aplicación del campo magnético durante la soldadura promueve la agitación de la pileta de soldadura propiciando una mejor distribución de los elementos de aleación restringiendo la segregación de soluto, evitando el subenfriamiento constitucional y por lo tanto la formación de microporosidades que afectan la resistencia mecánica de las uniones.

El comportamiento en la ZAT fue muy similar en las tres soldaduras, lo cual es congruente con los valores de microdureza, que en estas zonas también fueron muy parecidos; la eficiencia mecánica de cada una con respecto al material base fue del 72%, 76% y 77%, para las soldaduras sin campo, con campo perpendicular y campo axial, respectivamente.

Los resultados del ensayo de impacto concuerdan con los valores de microdureza que se obtuvieron pues un aumento en los valores de dureza generalmente implica un aumento de la fragilidad y una pérdida en la ductilidad del material [56].

Cabe mencionar que no se puede descartar que las diferencias que se obtuvieron en el ensayo también pueden ser atribuidas al error experimental que se pudo haber generado al fabricar las probetas, sobre todo en la profundidad de la entalla, esto debido a la complejidad que se tiene para realizarla.

A pesar de que la tenacidad al impacto de la soldadura sin interacción electromagnética es menor que las otras, las tres cumplen con los requisitos que marca la norma NRF-001-PEMEX-2000 [48].

Tabla 4.6. Valores promedio de energía absorbida al impacto de las soldaduras, a -10 °C.

| Ubicación de la entalla | | |
|-------------------------|---------------------|--------|
| Condición de soldadura | Cordón de soldadura | ZAT |
| Sin Campo | 62.5 J | 89.3 J |
| Campo Perpendicular | 88.75 J | 94.3 J |
| Campo Axial | 94.6 J | 96 J |
| Material base | 124 J | |

En la Figura 4.28 se muestran las fracturas del ensayo de impacto, la cual fue de tipo dúctil-frágil en el cordón de soldadura (Figura 4.28 a), siendo dúctil aproximadamente el 50% del lado de la entalla y generada por nucleación y crecimiento de microvacíos y presentándose desprendimiento de material; y frágil el otro 50% originada por clivaje. La Figura 4.28 corresponde a la fractura en la ZAT en su mayoría originada por clivaje. Este tipo de fractura frágil puede deberse a varios aspectos, uno de ellos es la temperatura del ensayo. Mientras más baja se la temperatura hay mayor probabilidad de que la fractura sea frágil. Otro aspecto que contribuye a este tipo de fractura es el mismo ensayo de impacto, debido a la velocidad con que se aplica la carga, aunado a que la entalla juega el papel de una grieta [57]. Las fracturas fueron muy similares en las tres soldaduras.

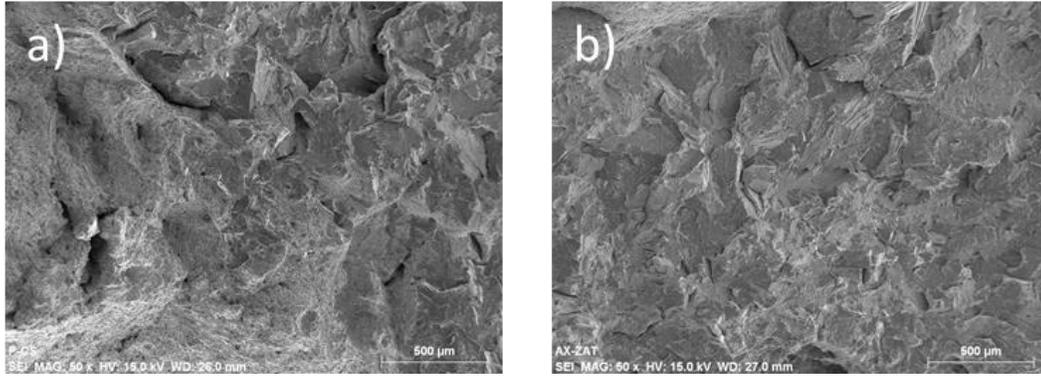


Figura 4.28. Fractografías del ensayo de impacto: a) cordón de soldadura y b) ZAT

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES

De acuerdo a los resultados y análisis de este trabajo experimental de la soldadura del acero API 5L x-52 con la técnica de arco eléctrico indirecto e interacción electromagnética se establecen las siguientes conclusiones:

1. Se logró soldar con un solo cordón de soldadura las placas del acero API 5L X-52 de 9.5 mm de espesor mediante la aplicación de la técnica de soldadura por arco eléctrico indirecto modificado, con una temperatura de precalentamiento de 100 °C, obteniendo buena penetración y fusión lateral, además de una buena apariencia superficial.
2. Con la aplicación de campos magnéticos axiales al cordón de soldadura se obtuvo una ZATAT más reducida y una zona fundida mayor que en las otras uniones, debido a que esta orientación del campo magnético promueve la agitación de la pileta líquida, propiciando que el material base parcialmente fundido se arrastrado hacia el centro de la pileta de soldadura.
3. A pesar de la temperatura de precalentamiento, en la soldadura con interacción electromagnética de baja intensidad se aprecia una microestructura más refinada en la ZAT que en la realizada sin interacción.
4. La orientación de las líneas de flujo del campo magnético en forma perpendicular al arco eléctrico produce el mejor refinamiento de la microestructura tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT.
5. En la soldadura con campos perpendiculares se obtiene microestructuras más refinadas al inicio del cordón que en el centro y al final, lo cual se atribuye más bien al efecto de la temperatura que a las diferencias en intensidades del campo magnético.
6. Con la aplicación de la interacción electromagnética se obtuvieron valores de microdureza más homogéneos en el cordón de soldadura, lo cual puede ser atribuido a

mejor distribución de los elementos de aleación y de una microestructura más homogénea.

7. En cuanto a la resistencia a la tensión, las tres soldaduras cumplen los requerimientos pues la fractura ocurrió en el material base. Esto se atribuye a que el electrodo utilizado presenta una resistencia mecánica mayor que la del acero API 5L X-52.
8. La eficiencia en cuanto a tenacidad al impacto en la ZAT fue muy similar en las tres condiciones de soldadura, presentando una diferencia del 5% mayor en las soldaduras con interacción electromagnética que la realizada sin interacción.
9. En el cordón de soldadura fue muy notoria la diferencia en cuanto a la energía absorbida al impacto: la soldadura sin campos presentó una eficiencia del 50% con respecto al material base, mientras que las eficiencias de las realizadas con campos fueron del 72% y 77%, con campos perpendiculares y campo axial, respectivamente.

BIBLIOGRAFÍA

1. NATIVIDAD C M. *Evaluación Del Agrietamiento Inducido Por Corrosión En Cordones De Soldadura De Acero Api X-65*. Ph.D. thesis. Ingeniería química-metalurgia, Universidad Nacional Autónoma de México. México, D.F 2013.
2. NATIVIDAD C, SALAZAR M, GARCIA R, GONZALEZ-RODRIGUEZ J G, PÉREZ R. *Sulphide stress cracking behaviour of weldments produced by indirect electric arc welding*. **Corrosion Engineering, Science and Technology**. 41(1), 91-95, 2006.
3. AMBRIZ R R, BARRERA G, GARCÍA R, LÓPEZ V H. *The microstructure and mechanical strength of Al-6061-T6 GMA welds obtained with the modified indirect electric arc joint*. **Materials & Design**. 31(6), 2978-2986, 2010.
4. GARCÍA R, LÓPEZ V H, BEDOLLA E. *Welding of aluminium by the MIG process with indirect electric arc (MIG-IEA)*. **Journal of Materials Science**. 42(18), 7956-7963, 2007.
5. GARCÍA R, LÓPEZ V H, BEDOLLA E, MANZANO A. *MIG welding process with indirect electric arc*. **Journal of Materials Science Letters**. 21(24), 1965-1967, 2002.
6. CURIEL F F, GARCÍA R, LÓPEZ V H, GONZÁLEZ-SÁNCHEZ J. *Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel*. **Corrosion Science**. 53(7), 2393-2399, 2011.
7. GARCÍA R, ESTRELLA S, LÓPEZ V H. *Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la zona afectada térmicamente de los aceros inoxidable austeníticos soldados con GMAW*, in *Simposium internacional sobre materiales lignocelulósicos*. 2013: 13^{er} Congreso Internacional de Ciencia y Tecnología de Metalurgia y Materiales.
8. GARCÍA R M A. *Efectos de la interacción electromagnética durante la soldadura del acero inoxidable dúplex 2205*. Doctorado. Instituto de investigación en metalurgia y materiales, UMSNH. Moreli, Mich. 20015.
9. INSTITUTE A P. *API 5L: Specification for Line Pipe*. Forty-third ed. Washington, DC. API. Vol. 1524. 2004
10. FRAGIEL A, SCHOUWENAARF R, GUARDIÁN R, PÉREZ R. *Microstructural characteristics of different commercially available API 5L X65 steels*. **Journal of New Materials for Electrochemical Systems.**, 115-119, 2005.

11. WANG J, ATRENS A, COUSENS D, KINAEV N. *Microstructure of X52 and X65 pipeline steels. Journal of materials science.* 34(8), 1721-1728, 1999.
12. WANG J Q, ATRENS A, COUSENS D R, KELLY P M, NOCKOLDS C, BULCOCK S. *Measurement of grain boundary composition for X52 pipeline steel. Acta Materialia.* 46(16), 5677-5687, 1998.
13. IRON-CARBON PHASE DIAGRAM [en línea] Disponible en: http://thdick.co.uk/images/uploads/Iron-Carbon_Phase_Diagram.png [Consultado 25 de agosto de 2016]
14. FRAGIEL A, SERNA S, CAMPILLO B, COTA L. *Dissimilar mechanical properties—microstructures microalloyed pipeline steels cracking performance under sour environment. Materials Science and Engineering: A.* 467(1–2), 1-7, 2007.
15. ZAMBRANO-RENGEL G E, ACOSTA D R. *Microstructure and characterization of api 5l x-52 pipeline steel samples. Microestructura y caracterización de muestras de tubería de acero api 5l x-52.* 19(1), 60-68, 2010.
16. PEÑA RODRÍGUEZ G, FLORES-MACÍAS O, ANGELES-CHÁVEZ C, DÍAZ GÓNGORA J A I, MUÑOZ-HERNÁNDEZ R A, CALDERÓN A. *Thermal Diffusivity and Microstructure in API5L-X52 Carbon Steel. International Journal of Thermophysics.* 26(6), 1939-1948, 2005.
17. HOFER F, WARBICHLER P, BUCHMAYR B, KLEBER S. *On the detection of MX-precipitates in microalloyed steels using energy-filtering TEM. Journal of Microscopy.* 184(3), 163-174, 1996.
18. INTERNATIONAL A. *High-Strength Low Alloy Steels in Alloying: Understanding the Basics.* ASM International. 2001
19. KOU S. *Fusion Welding Process. En: Welding metallurgy.* 2nd ed. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. 2003
20. SOCIETY A W. *Welding Handbook.* Eighth ed. Miami. American Welding Society. Vol. 2. 1991
21. KOU S. *Welding Metallurgy.* Second ed. New Jersey. Wiley-Interscience. 2003
22. SOCIETY A W. *Standard Welding Terms and Definitions.* 12th Edition ed. 2009
23. CAMPANELLA T, CHARBON, C. Y RAMPPAZ M. *Grain Refinement Induced by Electromagnetic Stirring: A Dendrite Fragmentation Criterion. Metallurgical and Materials Transactions A.* 35A, 3201-3210, 2004.
24. DAVID S A, VITEK J M. *Correlation between solidification parameters and weld microstructures. International Materials Reviews.* 34(1), 213-245, 1989.
25. KOU S, LE Y. *Nucleation Mechanisms and grain refining of weld metal. Welding Research,* 1986.

26. MOUSAVI M G, HERMANS M J, RICHARDSON I M, DEN. OUDEN G. *Grain refinement due to grain detachment in electromagnetically stirred AA7020 welds*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 8, 309-312, 2003.
27. REDDY G M, MOHANDAS T. *Explorative studies on grain refinement of ferritic stainless steel welds*. **Journal of Materials Science Letters**. 20(8), 721 – 723, 2001.
28. AMUDA M O H, MRIDHA S. *Grain Refinement in Ferritic Stainless Steel Welds: The Journey so Far*. **Advanced Materials Research**. 83-86, 1165-1172, 2009.
29. GARCÍA R, LÓPEZ V H, BEDOLLA E, MANZANO A. *A comparative study of the MIG welding of Al/TiC composites using direct and indirect electric arc processes*. **Journal of Materials Science**. 38, 2771– 2779, 2003.
30. GARCÍA R M A, LÓPEZ V H, BEDOLLA E. *Comparative welding study of metal matrix composites with the MIG welding process, using direct and indirect electric arc*. **Metallurgical and Materials transactions**. 38B, 932-937, December 2002.
31. LU M, KOU S. *Power input in gas metal arc welding of aluminum-Part 1*. **Welding Journal**. 68, 382-388, 1989.
32. NATIVIDAD C, SALAZAR M, ESPINOSA-MEDINA M A, PÉREZ R. *A comparative study of the SSC resistance of a novel welding process IEA with SAW and MIG*. **Materials Characterization**. 58(8–9), 786-793, 2007.
33. AMBRIZ R R, BARRERA G, GARCÍA R, LÓPEZ V H. *A comparative study of the mechanical properties of 6061-T6 GMA welds obtained by the indirect electric arc (IEA) and the modified indirect electric arc (MIEA)*. **Materials and Design**. 30, 2446-2453, 2009.
34. CAPDEVILA C M. *Modelización De Las Transformaciones De Origen Difusional Producidas Por Descomposición Isotérmica De La Austenita En Un Acero Carbono Manganeso (0,37 - 1,45mn) Microaleado Con Vanadio Y Titanio*. Ph. D thesis. Departamento de Física de los Materiales, UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID, 2003.
35. FLEMING D A, BRACARENSE A Q, LIU S, OLSON D L. *Toward developing a SMA welding electrode for HSLA-100 grade steel*. **Welding Journal** 75(6), 171-183, 1996.
36. MOREAU J L A R. *Liquid Metal Magnetohydrodynamics*. Nagoya University, Japan. Kluwer Academic Publishers. Department of Iron & Steel Engineering. 1989
37. VILLAFUERTE J C, KERR H W. *Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds*. **Welding Journal**, 1-13, 1990.

38. RAO S R K, REDDY G M, KAMARAJ M, RAO K P. *Grain refinement through arc manipulation techniques in Al–Cu alloy GTA welds*. **Materials Science and Engineering: A**. 404(1–2), 227-234, 2005.
39. GARCÍA R, LÓPEZ V H, CUIEL 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 termicamente*. **IBEROMET XI**, Chile, 2010.
40. GARCÍA R, LÁZARO Y, AGUILERA J, LÓPEZ V, GUTIÉRREZ P, CISNEROS I. *Efecto de la inducción de un campo magnético centrado en el refinamiento de la microestructura en la soldadura de aceros microaleados*. 2do Foro de Ingeniería e Investigación en Materiales, vol. 2. Instituto de investigaciones metalúrgicas, UMSNH. . 2005.
41. CUIEL F F, GARCÍA R, LÓPEZ V H, GARCÍA M A, LEMUS J. *Transmission Electron Microscopy in the Heat Affected Zone of an AISI 304 Austenitic Stainless Steel Welded with the Application of a Magnetic Field of Low Intensity*. **MATERIALS TRANSACTIONS**. 54(1), 122-125, 2013.
42. GARCÍA M A, LÓPEZ V H, GARCÍA R, LEMUS J. *Agitación electromagnética durante la soldadura de un acero inoxidable dúplex*. **MEMORIAS DEL XVIII CONGRESO INTERNACIONAL ANUAL DE LA SOMIM**, 610-619, 2012.
43. CONTRERAS A, ALBITER A, ANGELES-CHAVEZ C, PÉREZ R. *Mechanical and microstructural effects on the stress corrosion cracking of weld beads of X-52 and X-70 pipeline steels*. **Revista Mexicana de Física Supplement**. 50, 49-53, 2004.
44. RAMIREZ J E. *Characterization of High-Strength Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions*. **Welding Journal**. 87, 65-75, March 2008.
45. *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. E 384 – 99. , ASTM 2001.
46. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, E8-00b*. **ASTM, 2001**.
47. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, E 23-00*. **ASTM, 2001**.
48. *NRF-001-PEMEX-2000. Tubería de acero para recolección y transporte de hidrocarburos amargos; 2000. p. 1–31*.
49. RODRIGUEZ R C. *Efecto del campo magnético perpendicular al arco eléctrico en la penetración de la soldadura en el acero austenítico 304 y su comportamiento electroquímico en la ZAT*. M.C. Instituto de investigaciones metalúrgicas, UMSNH. Morelia Mich 2014.

50. SMITH R M. *Structural aspects of the hot working of vanadium and niobium high strength low alloy steels*. Ph. D. thesis. Department of metallurgy and material engineering, University of Wollongong. 1987.
51. CALLISTER W D. *Material Science and Engineering: an introduction*. 7th ed, ed. I. John Wiley and Sons. 188-193. 2007
52. AMBRIZ R. R. M G, RUIZ A., AMROUCHE A., LÓPEZ V. H. *Effect of the welding profile generated by the modified indirect electric arc technique on the fatigue behavior of 6061-T6 aluminum alloy*. **Materials Science and Engineering A**, 2057-2064, 2010.
53. *API STANDARD 1104. Welding of pipeline and related facilities; 2005. p. 1–82. Twentieth Edition*.
54. HASHEMI S H. *Apportion of Charpy energy in API 5L grade X70 pipeline steel*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 879-884, 2008.
55. VEGA O E, HALLEN J M, VILLAGOMEZ A, CONTRERAS A. *Effect of multiple repairs in girth welds of pipelines on the mechanical properties*. **Materials Characterization**. 59(10), 1498-1507, 2008.
56. SHIGERU E, MORIYASU N, YASUO K, KAZUYOSHI U. *Sulfide Stress Corrosion Cracking in Welded Joints of Welded Linepipes*. **ISIJ International**. 34(2), 217-223, 1994.
57. LINNERT G E. *Welding metallurgy carbon and alloy steels : Volume I, fundamentals*. Miami. American Welding Society. 1994