



**UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y
MATERIALES**

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

**UNIÓN DISÍMIL DE LOS ACEROS AUSTENÍTICOS 304L / 347, UNIDOS POR EL
PROCESO DE SOLDADURA DE ARCO SUMERGIDO (SAW) CON INTERACCIÓN
ELECTROMAGNÉTICA DE BAJA INTENSIDAD**

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

Presenta:

ING. CARLOS ADRIAN GARCÍA OCHOA

Director:

DR. RAFAEL GARCÍA HERNÁNDEZ

Co-director:

DR. RAFAEL GARCÍA RUIZ

MORELIA, MICHOACÁN

AGOSTO DEL 2021



DEDICATORIA

A Dios

Mi agradecimiento se dirige a quien ha forjado mi camino y me ha dirigido por el sendero correcto, a Dios, el que en todo momento está conmigo ayudándome a aprender de mis errores y a no cometerlos otra vez. Eres quien guía el destino de mi vida.

Te lo agradezco, padre celestial.

A mis Padres

Por sus esfuerzos que son inmensos y su amor que es para mí invaluable. A mi madre que junto con mi padre me educaron por el sendero de la rectitud y que me proporcionaron todo lo necesario para mi desarrollo profesional sin dejar de lado las enseñanzas de que todo lo que nos hace soñar merece nuestro máximo esfuerzo para conseguirlo. Sus enseñanzas me acompañaran para siempre recordándome todos los sacrificios que hicieron en conjunto para que yo pudiese lograr esta meta que no solo es mía sino de ustedes.

A mis Hermanos

Por su profundo apoyo incondicional y su disposición para ayudarme en todo momento, que este logro que consigo sea para ustedes el ejemplo de lo que somos capaces de lograr en unidad.

A mi pareja de vida Gabriela

Gracias por ser la luz que ilumina mis días y mis noches, por ayudarme siempre en todo momento para conseguir este logro, que es para mí una muestra más de mi amor por ti.

A mi abuela Gloria †

Sus canas fueron sinónimo de sabiduría y después de mis padres usted me enseñó las cosas vitales para la vida que me encaminaron por el buen sendero, un abrazo y un beso siempre hasta el cielo.

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, así como al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, por brindarme las herramientas y los conocimientos que enriquecieron mi formación profesional.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por brindarme las herramientas, así como el apoyo económico de beca que sin ello no sería posible este trabajo.

A mi asesor el Dr. Rafael García Hernández, así como a mi co-director el Dr. Rafael García Ruiz por su confianza, entrega, compromiso y disposición que me brindaron para la realización de este proyecto.

A mis profesores: Dr. Rafael García Hernández, Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez, Dr. Ignacio Mejía Granados. Por compartirme todos sus conocimientos y ser pilares fundamentales de mi formación.

A mis amigos y compañeros el M.C. Manuel Emilio García Espinoza y el Ing. Héctor Javier Miranda Yniestra, por mostrarme su apoyo y ayuda incondicional para la realización de este proyecto.

Al Dr. Heriberto Granados Becerra por su ayuda en todo momento, así como siempre estar dispuesto a compartir sus conocimientos para enriquecer mi formación profesional.

ÍNDICE

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN	1
1.1 Generalidades.....	1
1.2. Objetivo general.....	3
1.2.1 Objetivos específicos.....	3
1.3 Justificación	3
1.4 Hipótesis	4
CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	5
2.1 Origen de los aceros inoxidable	5
2.2 Definición de acero inoxidable	6
2.3 Clasificación de los aceros inoxidable	6
2.3.1 Aceros inoxidable ferríticos.....	7
2.3.2 Aceros inoxidable martensíticos.....	7
2.3.4 Aceros inoxidable dúplex.	7
2.3.5 Aceros inoxidable endurecidos por precipitación.....	7
2.3.6 Aceros inoxidable austeníticos.....	8
2.4 Estructura de los aceros inoxidable en función de su composición química	8
2.5 Efecto de los elementos de aleación en los aceros inoxidable austeníticos	11
2.6 Aspectos generales de los aceros inoxidable austeníticos estabilizados y particulares 347	12
2.7 Aspectos generales del AIA 304L	13
2.8 Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidable austeníticos.....	13
2.8.1 Fenómeno de solidificación de la pileta de soldadura presentan ciertos fenómenos....	13
2.8.2 Crecimiento del grano	15
2.8.3 Formación de ferrita.....	15

2.8.4 Licuación en los límites de grano.....	16
2.9 Fenómeno de precipitación en los AIA	17
2.9.1 Precipitados MX.....	17
2.9.2 El carburo M_6C	17
2.9.3 El carburo $Cr_{23}C_6$	18
2.12 Resistencia a la corrosión de los AIA.....	19
2.12.1 Corrosión intergranular de los AIA.....	20
2.12.2 Susceptibilidad a la corrosión intergranular.....	22
2.12.3 Susceptibilidad a la corrosión intergranular en el AIA 347	23
2.12.4 Susceptibilidad a la corrosión intergranular en el AIA 304L.....	24
2.12.5 Efectos del fenómeno de sensibilidad	25
2.12.6 Alternativas para evitar el fenómeno de sensibilidad.....	29
2.13 Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión intergranular	30
2.11 IEM en procesos de soldadura	32
2.11.1 Influencia de la aplicación de IEM durante la soldadura de los AIA	32
2.11.1 Configuraciones de implementación de IEM durante el proceso de soldadura	35
2.11.2 Efecto de la IEM sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la junta soldada.....	35
2.11.4 Efecto de la IEM sobre la solidificación de la pileta de la soldadura y la AEM.....	39
CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	41
3.1 Materiales base y electrodo.....	42
3.2 Caracterización de los metales base de AIA 304L y 347	42
3.3 Preparación de las placas para el proceso de soldadura.....	42
3.3 Proceso de soldadura de las placas	44
3.3 Aplicación de IEM con campos magnéticos.....	45

3.4 Caracterización de las uniones soldadas	46
3.4 Caracterización microestructural.	48
3.5 Caracterización mecánica.....	48
3.5.1 Microdureza Vickers	48
3.5.2 Ensayo de tensión.....	50
3.5.3 Ensayo de impacto Charpy.....	50
3.6 Caracterización electroquímica.....	51
3.6.1 Preparación de las probetas para ensayos electroquímicos	51
3.6.2 Evaluación al grado de sensibilidad.	52
CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	54
4.1 Caracterización microestructural de los MB	54
4.2 Apariencia superficial de las uniones soldadas.....	55
4.3 Perfiles de soldadura depositados	56
4.4 Caracterización microestructural de las juntas soldadas.....	57
4.5 Resultados de los ensayos de microdureza de los MB y de las juntas soldadas	62
4.6 Resistencia a la tensión de los MB y de las juntas soldadas	67
4.7 Fracturas de los ensayos de tensión en los MB y de las juntas soldadas	71
4.8 Resultados de los ensayos de impacto	76
4.9 Resultados de los ensayos de evaluación del grado de sensibilidad de los MB	81
4.10 Resultados de los ensayos de evaluación del grado de sensibilidad de las juntas soldadas	82
CAPITULO 5. CONCLUSIONES	89
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	91

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Representación esquemática de la clasificación de los diferentes tipos de aceros inoxidables.....	6
Figura 2.2 Tipos de familias de aceros inoxidables en función del contenido de (a) cromo y níquel, (b) cromo y carbono [1].....	9
Figura 2.3 Diagrama de fases Fe-Cr [7].....	10
Figura 2.4 Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni con un 70 %Fe [.....	10
Figura 2.5 Efecto del endurecimiento por solución sólida en los AIA [10].....	12
Figura 2.6 Relación del tipo de solidificación para el diagrama de fases pseudobinario [8].....	15
Figura 2.7 Ferrita a lo largo de los límites de grano de austenita en la ZAT AIA 304L [8].	16
Figura 2.8 Precipitación de carburos tipo $M_{23}C_6$ para un acero inoxidable tipo 304 [8].	18
Figura 2.9 Diagramas de fase calculados (a) Fe-18Cr-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04N, variable C; 19 (b) Fe-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04C-0.04N, variable Cr [8].	19
Figura 2.10 Precipitación de carburos en el límite de grano y agotamiento del cromo local	21
Figura 2.11 Corrosión intergranular: (a) ataque en el límite de grano en la ZAT de un tipo 304 (C 0.06% en peso); (b) agotamiento adyacente de Cr por el carburo en el límite de grano [8]. ...	22
Figura 2.12 Diagrama esquemático que muestra de forma secuencial la aparición de las zonas empobrecidas en Cr en relación con la intergranular precipitación de NbC [19].	24
Figura 2.13 Curva del $M_{23}C_6$ tiempo – Temperatura – Precipitación para una aleación 18Cr-8Ni con contenido de carbono variable [20].	25
Figura 2.14 Microestructuras a)AISI 304L, b) AISI 316L, c)AISI 321, d) AISI 347 [22].	26
Figura 2.15 Microestructura obtenida por MET de muestras de acero inoxidable 316L tratados a 500 °C y diferentes tiempos: a) 61 minutos, b) 114 minutos, c) 176 minutos, y d) 360 minutos [27	
Figura 2.16 Muestra esquemática de la zona de sensibilidad [25].....	28
Figura 2.17 Diagrama esquemático que describe el proceso de la técnica de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo [29].....	31

Figura 2.18 Representación de la influencia de un campo magnético axial en el arco y pileta de soldadura. Fa: fuerza de acción en el arco y Fp: fuerza actuando en la pileta de soldadura [37].	34
Figura 2.19 Micrografías de la soldadura mostrando la ZATAT del 2205 y ZAT del 316L.....	38
Figura 2.20 Ensemble de las micrografías de las diferentes zonas de las juntas soldadas y medición de tamaño de grano en la a) ZAT y b) ZF de las juntas soldadas [44].	39
Figura 2.21 Efecto del gradiente de temperatura (G) y velocidad de crecimiento (R) sobre la morfología y el tamaño de la microestructura solidificada [46].....	40
Figura 3.1 Secuencia de metodología experimental.....	41
Figura 3.2 Diseño de junta en mm.....	43
Figura 3.3 Arreglo experimental del proceso de soldadura de arco sumergido con aplicación de campos magnéticos externos.	46
Figura 3.4 Seccionado transversal de las juntas soldadas en probetas de 13 mm de espesor, la flecha es indicador de la dirección en que fueron soldadas las uniones.....	47
Figura 3.5 Barridos con 50 impresiones de microdureza HV ₁₀₀ realizados a los metales base, dimensiones en mm.	49
Figura 3.6 Barridos de microdureza HV ₁₀₀ efectuados en las juntas soldadas.....	49
Figura 3.7 Probetas para ensayo de tracción uniaxial de acuerdo con la norma ASTM E8 / E8M, unidades en mm	50
Figura 3.8 Diseño de las probetas para el ensayo Charpy con la muesca en la ZAT del metal base de las juntas soldadas.....	51
Figura 3.9 Esquema del corte de probetas de la zona afectada térmicamente de las juntas soldadas para las pruebas de corrosión.....	52
Figura 3.10 Configuración de la celda electroquímica para evaluar el GDS.	53
Figura 4.1 Micrografías de los metales base, a) y b) del acero 304L, c) y d) del acero 347.....	54
Figura 4.2 Apariencia superficial de las placas después del proceso de soldadura, a) soldadura convencional, b) soldadura con IEM.....	56

Figura 4.3 Macrografías de los perfiles transversales de las juntas soldadas, a) soldadura convencional sin IEM, b) y c) soldaduras con la aplicación de IEM.	57
Figura 4.4 Micrografías en microscopio óptico a 200X de las soldaduras del AIA 347, a) y b) soldadura con IEM, c) soldadura convencional.....	59
Figura 4.5 Micrografías en microscopio óptico a 200X de las soldaduras del AIA 304L, a) y b) soldadura con IEM, c) soldadura convencional.....	62
Figura 4.6 Perfiles de microdureza de MB 304L, superior, centro e inferior.	63
Figura 4.7 Perfiles de microdureza del MB 347, superior, centro e inferior.....	63
Figura 4.8 Perfiles de microdureza de la soldadura convencional sin IEM, superior, centro e inferior	64
Figura 4.9 Perfiles de microdureza de la soldadura con IEM, superior, centro e inferior.	66
Figura 4.10 Gráfica esfuerzo vs deformación del AIA 304L, longitudinal y transversal al sentido de laminación.....	68
Figura 4.11 Gráfica esfuerzo vs deformación del AIA 347, longitudinal y transversal al sentido de laminación.....	68
Figura 4.12 Gráfica esfuerzo vs deformación de la soldadura convencional sin IEM de los AIA 304L y 347.....	70
Figura 4.13 Gráfica esfuerzo vs deformación de la soldadura con IEM de los AIA 304L y 347.	70
Figura 4.14 Fractura de los metales base a) 304L y b) 347 producto de los ensayos de tracción uniaxial.	71
Figura 4.15 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión del MB 304L a diferentes aumentos y espectro de EDX.....	72
Figura 4.16 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión del MB 347 a diferentes aumentos y espectro de EDX.....	73
Figura 4.17 Fractura de las uniones soldadas a) con IEM y b) soldadura convencional sin IEM, producto de los ensayos de tracción uniaxial.	74

Figura 4.18 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión, de la unión convencional sin IEM, a diferentes aumentos, y espectro de EDX.....	75
Figura 4.19 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión, de la unión con IEM, a diferentes aumentos, y espectro de EDX.....	76
Figura 4.20 Fractura de la ZAT de los aceros soldados a) 347 sin IEM, b) 304L sin IEM, c)347 con IEM, d) 304L con, producto de los ensayos de impacto.	78
Figura 4.21 Fractografías de la ZAT de la soldadura con IEM del AIA 347 producto de los ensayos de impacto.	79
Figura 4.22 Fractografías de la ZAT de la soldadura convencional del AIA 347 producto de los ensayos de impacto.....	80
Figura 4.23 Curvas características de la técnica RPDC de los MB 347 y 304L.	81
Figura 4.24 Curvas características de la técnica RPDC de la ZAT de las juntas soldadas de manera convencional y con IEM del AIA 347.	84
Figura 4.25 Curvas características de la técnica RPDC de la ZAT de las juntas soldadas de manera convencional y con IEM del AIA 304L.....	86
Figura 4.27 Micrografías a) 500x y b) 1000x, de la ZAT de la soldadura SAW convencional del AIA 347, probetas evaluadas por la técnica RPDC en la solución 1M H ₂ SO ₄ + 0.5M HCl.	88

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Tipos de solidificación, reacciones, y microestructuras resultantes en la zona de fusión.....	14
Tabla 3.1 Composición química en % en peso de las placas de acero 304L y 347 así como del electrodo ER310.	42
Tabla 3.2 Parámetros operativos del proceso de soldadura.	44
Tabla 3.3 Probetas seleccionadas para las diferentes pruebas a realizar a las juntas soldadas.....	47
Tabla 4.1 Tamaño de grano de las diferentes ZAT de las juntas soldadas.	58
Tabla 4.2 Resultados de los ensayos de tensión de los metales base MB.	67
Tabla 4.3 Resultados de los ensayos de tensión de las juntas soldadas.....	69
Tabla 4.4 Resultados de los ensayos de impacto de juntas soldadas convencionalmente y con IEM.	77
Tabla 4.5 Evaluación del grado de sensibilización de los MB 347 y 304L.....	82
Tabla 4.6 Evaluación del grado de sensibilización de las ZAT de los AIA 347 y 304L soldados	84

LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES

A	Ampere
AISI	Instituto Americano Del Hierro Y El Acero
°C	Grado Celsius
Cr	Cromo
Nb	Niobio
ESC	Electrodo Saturado De Calomelanos
HV	Microdureza Vickers
I	Densidad de Corriente
I _a	Corriente de Activación
I _r	Corriente de Reactivación
ml	Mililitros
MEB	Microscopia Electrónica De Barrido
mm	Milímetros
MO	Microscopia Óptica
mT	Militesla
mV	Milivolt
NbC	Carburo de Niobio
REPDC	Técnica de Reactivación Electroquímica Potenciodinámica de Doble Ciclo
REP	Técnica de Reactivación Potenciodinámica de un Ciclo
SS	Aceros Inoxidables
ZAT	Zona Afectada Térmicamente
μm	Micrometro
Kg	Kilogramo
SAW	Soldadura de Arco Sumergido
GMAW	Soldadura con Protección de Gas y Arco Metálico
FEM	Fuerza Electromagnética
AID	Acero Inoxidable Duplex
CEME	Campo Electromagnético Externo

IEM	Interacción Electromagnética
AEM	Agitación Electromagnética
ZF	Zona Fundida
Ecorr	Potencial de Corrosión
GDS	Grado de Sensibilización
ZAT	Zona Afectada Térmicamente
ZRG	Zona de Refinamiento de Grano
ZCG	Zona de Crecimiento de Grano
GDS	Grado de Sensibilización
MEB	Microscopia Electrónica de Barrido
AIA	Acero Inoxidable Austenítico
CIG	Corrosión Intergranular
µm	Micrometro
LF	Línea de Fusión

RESUMEN

El proceso de soldadura SAW es poco utilizado para la unión de AIA, debido a que es un proceso de alto aporte térmico y esto puede causar problemas de sensibilización a la corrosión en la zona afectada térmicamente (ZAT) así como un crecimiento de grano excesivo en esta zona. Se realizaron 3 juntas soldadas de las cuales a las dos primeras se les aplicaron campos electromagnéticos externos con intensidades de 2.5 mT y 4.3 mT respectivamente. El arreglo utilizado para generar dichos campos fue colocar las bobinas con una inclinación de 45° respecto a la línea de soldadura y semi enfrentados entre sí, generando así un gradiente magnético durante la soldadura de las placas de los aceros 304L y 347 de 6.35 mm de espesor, con el electrodo ER310, por el proceso de soldadura SAW, mientras que la tercera junta se soldó sin IEM. Posteriormente se realizó la caracterización de las juntas soldadas de manera convencional sin IEM y con IEM, así como de ambos materiales base, mediante perfiles de microdureza, ensayos de tensión y de impacto. La caracterización microestructural se efectuó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB). Los resultados obtenidos mostraron que la microdureza varió en cada una de las placas base en función del tamaño de grano, la precipitación de carburos, la presencia de ferrita delta y óxidos, obteniendo valores de microdureza menores en la ZAT de los aceros 304L y 347 soldados con IEM. La resistencia a la tensión mostro valores similares para ambas condiciones de soldadura, mientras que las energías absorbidas al impacto registraron valores más altos para las uniones realizadas con IEM, las fallas en los ensayos de tensión ocurrieron en el metal de soldadura para ambas condiciones de soldadura. La caracterización electroquímica se realizó mediante la técnica de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo con el electrolito 1M H₂SO₄ + 0.5M HCl, sin embargo, esta no se realizó en la zona de fusión (ZF) ya que dicha zona puede cambiar en función del tipo de electrodo utilizado, esto derivó en que el estudio se enfocara en la ZAT.

Palabras claves: aceros inoxidables austeníticos, campos electromagnéticos, gradiente magnético, zona afectada térmicamente, grado de sensibilización.

ABSTRACT

The SAW welding process is little used for joining SS, because it is a high heat input process and this can cause corrosion sensitization problems in the heat affected zone (HAZ) as well as excessive grain growth in this zone. During the development of the present work, the methodology followed is explained, where the application of electromagnetic fields with intensities of 2.5 mT and 4.3 mT respectively. The arrangement used to generate these fields was to place the coils with an inclination of 45° with respect to the welding line and parallel to each other, without being completely facing each other, thus generating a magnetic gradient during the welding of the plates of steels 304L and 347 of 6.35 mm thickness, with the ER310 electrode, by the SAW welding process, while a third joint was welded without EMI. Subsequently, characterization of the conventionally welded joints without EMI and with EMI, as well as of both base materials, was carried out by means of microhardness profiles, tensile tests and impact tests. Microstructural characterization was performed by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). The results obtained showed that the microhardness varied in each of the base plates as a function of grain size, MC precipitation, the presence of delta ferrite and oxides, obtaining lower microhardness values in the HAZ of the 304L and 347 steels welded with EMI. The tensile strength showed similar values for both welding conditions, while the absorbed energies at impact registered higher values for the joints made with EMI, the failures in the tensile tests occurred in the weld metal for both welding conditions. The electrochemical characterization was performed by means of the potentiodynamic electrochemical reactivation technique of double cycle with the electrolyte 1M H₂SO₄ + 0.5M HCl, however, this was not performed in the FZ since this zone can change depending on the type of electrode used, this derived in that the study was focused on the HAZ.

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Generalidades

En la actualidad existen una gran variedad de aleaciones diferentes que sirven como materiales de construcción; los diseñadores pueden escoger la aleación que mejor se comporte de acuerdo a las necesidades particulares. Estas aleaciones difieren no solo en su composición química sino también en la forma como han sido manufacturados; lo que los hace más o menos soldables, creándose la necesidad de evaluar a fondo las formas disponibles para su soldadura.

Cuando dos metales diferentes o aleaciones se unen entre sí, a este proceso se le denomina soldadura de metales disímiles. Una soldadura de metales disímiles contiene un depósito de soldadura con una composición química que difiere en varios puntos porcentuales de la composición de uno de los dos metales diferentes que han sido soldados entre sí.

En la fabricación de equipos y máquinas destinados a la transformación de energía, es cada vez más frecuente las aplicaciones de soldaduras entre aceros inoxidable disímiles. Esto conlleva a que se tenga que investigar nuevas técnicas de soldadura, con el fin de encontrar las mejores condiciones bajo las cuales se deban efectuar dichas uniones entre aceros inoxidables distintos.

Los aceros inoxidables se dividen en cuatro grupos: austeníticos, martensíticos, ferríticos y los que se endurecen por precipitación. En general, mientras más alto sea el contenido de cromo, más resistente a la corrosión será el acero. Los elementos de aleación en el acero pueden clasificarse como estabilizadores de austenita y estabilizadores de ferrita. Los estabilizadores de austenita de importancia son el carbono, níquel, nitrógeno y manganeso. Estos elementos mejoran la retención de la austenita conforme se enfría el acero [1].

Los aceros inoxidables austeníticos (AIA) al cromo-níquel, son esencialmente no magnéticos en la condición de recocido y no endurecen por tratamiento térmico. El contenido total de níquel y cromo es de por lo menos 23%. Estos aceros tienen la mejor resistencia a altas temperaturas y resistencia a la formación de escamas de todos los demás aceros inoxidables. Su resistencia a la corrosión suele ser mejor que la de los aceros martensíticos o ferríticos. El mayor inconveniente que presenta la soldadura de los aceros austeníticos es la precipitación de carburos que pueden producirse en las zonas cercanas al cordón de soldadura, quedando sensibilizados a la corrosión intergranular [1].

Las zonas térmicamente afectadas por operaciones de soldadura son particularmente sensibles a esta forma de corrosión, ya que, durante el ciclo térmico ocasionado por la soldadura parte del

material es mantenido en la faja crítica de temperaturas. La consideración de este fenómeno llevó al desarrollo de los aceros inoxidables austeníticos extra bajo carbono, 304L, 316L y 317L, en los cuales el contenido de carbono es controlado en un máximo de 0,03%, quedando así extremadamente reducida la posibilidad de sensibilización [2].

La aleación 304L es el acero inoxidable austenítico de cromo-níquel más utilizado. Es una aleación económica y versátil resistente a la corrosión adecuada para una amplia gama de aplicaciones de uso general, su química baja en carbono combinada con la adición de nitrógeno permite que 304L cumpla con las propiedades mecánicas del acero 304. La aleación tiene una excelente resistencia a la corrosión intergranular en la condición de soldadura, así como una excelente resistencia a la tensión y tenacidad a temperaturas criogénicas, esta aleación no es magnética en el estado de recocido, pero puede volverse ligeramente magnética como resultado del trabajo en frío o la soldadura [3].

La utilización de estabilizadores tiene también la finalidad de evitar el problema de la sensibilización. El acero inoxidable 347 utiliza el niobio como elemento estabilizador para maximizar su principal característica: la resistencia a la corrosión intergranular, no obstante, este acero se puede sensibilizar durante los procesos de soldadura, si no existe la cantidad suficiente de niobio, los NbC pueden precipitar inicialmente de manera intergranular formándose zonas empobrecidas de niobio. Los átomos de carbono libres en solución sólida reaccionan con átomos de cromo en la región de menor contenido de niobio, favoreciendo las condiciones para que precipiten carburos ricos en cromo de manera intergranular. Por ello es que el proceso de sensibilización en el acero 347 puede generarse en periodos de tiempo más prolongados [4].

Es por esto que en el presente trabajo de investigación se utilizó la interacción electromagnética generada por dos campos magnéticos, basados en el principio de la fuerza de Lorentz, el cual establece que dada una partícula cargada eléctricamente, esta puede ser manipulada, trayendo como consecuencia que durante el proceso de soldadura el ancho de la ZAT se vea reducida, además de la disminución de la precipitación de los carburos de cromo, fenómeno al cual se le atribuye ser el precursor del fenómeno de la sensibilidad y por ende la corrosión intergranular, disminuyendo así la vida útil de este tipo de aceros en servicio.

1.2. Objetivo general

Evaluar la influencia en términos de microestructura y propiedades mecánicas, que presenta la aplicación de interacción electromagnética de baja intensidad en la zona afectada térmicamente durante la soldadura por el proceso de soldadura de arco sumergido en la unión disímil de los aceros inoxidable austeníticos 304L / 347.

1.2.1 Objetivos específicos

- Caracterizar la microestructura y propiedades mecánicas de los aceros inoxidable austeníticos; 304L y 347.
- Efectuar la unión disímil de los aceros inoxidable austeníticos 304L /347 con y sin interacción electromagnética de baja intensidad.
- Caracterizar mecánicamente las juntas soldadas mediante ensayos de tensión, impacto y perfiles de microdureza.
- Caracterizar electroquímicamente mediante curvas de reactivación potenciodinámica de doble ciclo las juntas soldadas en agua de mar sintética.

1.3 Justificación

El estudio de la interacción electromagnética y su efecto durante el proceso de soldadura SAW, resulta ser de aspecto relevante para la ciencia. El principal sustento del presente proyecto de investigación es el impacto científico que se generara con el conocimiento adquirido sobre el efecto de la IEM durante la unión de dos AIA diferentes por el proceso de soldadura SAW. Dicho conocimiento toma sus principales fundamentos en los beneficios que se han reportado en la literatura al utilizar campos magnéticos externos durante distintos procesos de soldadura. En la actualidad, con la información obtenida se ha mostrado que la aplicación de IEM ayuda a minimizar problemas existentes en los aceros inoxidable austeníticos al ser soldados. Por lo anterior, la IEM puede aportar algunas propiedades ya existentes al material original, para en un futuro trasladar estos beneficios a alguna aplicación industrial buscando de esta manera generar un impacto positivo tanto en el sector industrial como en el medio ambiente, puesto que se obtienen soldaduras con mayor resistencia a la corrosión, lo que contribuirá a prolongar el tiempo de vida útil en servicio de las uniones efectuadas con este método, debido a esto se ha tratado de efectuar la unión disímil entre los aceros inoxidable austeníticos 304L / 347. El primero cuenta con bajo contenido de carbono para evitar el fenómeno de sensibilización en la ZAT mientras que el segundo es un acero

estabilizado con niobio para evitar el mismo problema del fenómeno de sensibilización de la ZAT, al efectuar esta unión se ha encontrado que en la gran mayoría de soldaduras presentan problemas operativos en la ZAT. Es por ello que la aplicación de IEM durante el proceso de soldadura, se propone para determinar de forma conjunta el posible mejoramiento de la resistencia a la corrosión en la ZAT de ambos aceros.

1.4 Hipótesis

Mediante la aplicación de campos magnéticos externos, con un arreglo perpendicular a la antorcha de soldadura, así como con un ángulo de 45° respecto a la línea de soldadura, se inducirá IEM con la corriente propia del proceso de soldadura SAW durante la soldadura de las placas de los aceros inoxidables austeníticos 304L/347, con esto se espera una disminución en el gradiente térmico en la pileta líquida de soldadura, en virtud de la agitación inducida y una reducción en el tamaño de la ZAT en ambos aceros debido al arrastre de material sólido por los flujos convectivos del metal líquido, agitado por la IEM.

En particular se espera que la inclinación de 45° de las bobinas obstruyan el crecimiento de grano en la ZAT, con lo cual se espera propiciar refinamiento de grano en esta zona, lo que propiciara mayor área en la cual el carbono se pueda distribuir, evitando con esto el posible crecimiento de los posibles carburos de cromo precipitados y minimizando el fenómeno de sensibilidad en los AIA 347 y 304L. Con esto se pretende mejorar la resistencia a la corrosión localizada de las diferentes zonas de la soldadura, sin el detrimento en las propiedades mecánicas de la junta soldada.

CAPÍTULO 2 REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

2.1 Origen de los aceros inoxidable

Se dice que el acero inoxidable fue inventado por Harry Brearley (1871-1948), quien había comenzado a edad muy temprana a trabajar como operario en la acería de su pueblo natal, Sheffield (Inglaterra). En 1912, Brearley comenzó a investigar aceros resistentes al calor y al desgaste, a petición de los fabricantes de armas, en una aleación que presentara mayor resistencia al desgaste que la experimentada hasta el momento por el interior de los cañones de las armas de fuego como resultado del calor desprendido por los gases.

En 1913 Brearley produjo una aleación con 0.24% C y 12.8% Cr en un horno eléctrico. Esta aleación resultó ser muy resistente a la corrosión, además como parte de este estudio se dio cuenta de que los aceros con alto nivel de cromo disuelto no eran atacados cuando eran inmersos en soluciones diluidas de ácido nítrico. Su invento no tuvo mayor interés inmediato y fue destinado a la fabricación de cuchillería. En 1915 abandonó los laboratorios Firth Brown de Sheffield, Inglaterra, por problemas con los derechos de las patentes. Los trabajos iniciados por Brearley fueron continuados por William H. Hatfield, quien en 1924 elaboró los aceros inoxidables del tipo 18-8 (18% Ni y 8% Cr). Su aparición industrial parece realizarse simultáneamente en varios países además de en Inglaterra: en Alemania en 1914, Stauss y Maurer estudian y exaltan las propiedades de resistencia a la herrumbre y a los ácidos, de aceros que contenían cantidades considerables de cromo y níquel [5].

En Francia en 1917 se patentaron los aceros que contenían de 10 a 15% de cromo y 20 a 40% de níquel, como resultado de los trabajos realizados por Chevenard. Las características más importantes de estos aceros como la pasividad, fue estudiada más tarde en Alemania con el fin de determinar el efecto del cromo sobre la corrosión, a través del desarrollo de una capa protectora, así como también se estudió el efecto de la influencia favorable del molibdeno [5].

Después de la segunda guerra mundial y gracias a las innovaciones técnicas en el sector siderúrgico (principalmente colada continua), se consiguió un gran aumento de la producción de acero inoxidable, con un abaratamiento en sus costos de producción y por lo tanto un precio más bajo en el mercado.

2.2 Definición de acero inoxidable

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro, cromo, carbono, a los cuales se les añaden otros elementos, tales como níquel, molibdeno, manganeso, silicio y titanio, entre otros, que les confieren una buena resistencia a algunos tipos de corrosión en determinadas aplicaciones industriales. Según el instituto americano del hierro y el acero (AISI por sus siglas en inglés) se define a los aceros inoxidables como aquellas aleaciones férricas que contienen cromo en una proporción mínima del 10.5 %. Esta característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la capacidad de estas aleaciones de formar una capa pasiva que es una película adherente y estable de óxido de cromo (Cr_2O_3), también llamada cromita, que es la encargada de proteger el acero en un ambiente oxidante. Dicha película pasiva se vuelve a reconstruir cuando es dañada, si el ambiente es lo suficientemente oxidante, manteniendo una protección permanente del acero a la corrosión[1].

2.3 Clasificación de los aceros inoxidables

La forma más común de clasificar a los aceros inoxidables es por la estructura cristalográfica o microestructura del acero:

- Austeníticos (FCC, por sus siglas en inglés).
- Ferríticos (BCC, por sus siglas en inglés).
- Martensíticos (Tetragonal centrada en el cuerpo).
- Doble fase o Dúplex (Austeno-ferríticos y Ferríticos-martensíticos).
- Endurecidos por precipitación (Base austenítica o martensítica)

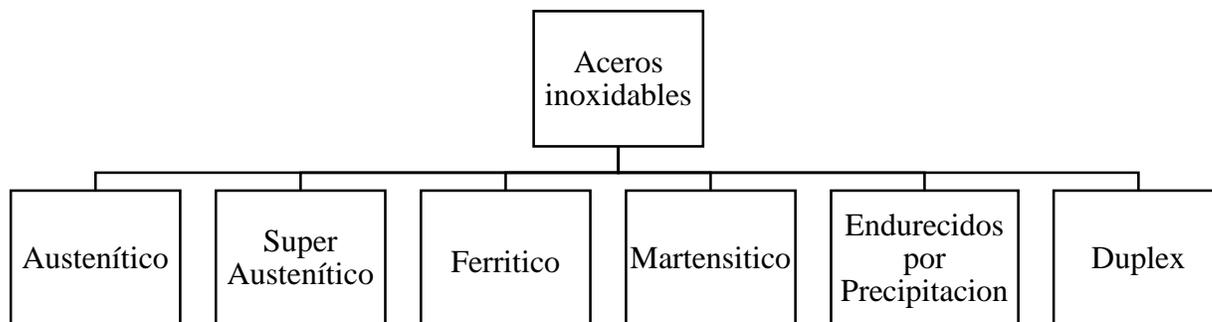


Figura 2.1 Representación esquemática de la clasificación de los diferentes tipos de aceros inoxidables.

Entre las clasificaciones más consideradas en el área de los aceros inoxidable se encuentran la AISI y la asociación de ingenieros automotrices (por sus siglas en inglés SAE). Según estas sociedades los aceros inoxidable se subdividen en series:

- 2XX Cr-Ni-Mn; austeníticos, no magnéticos.
- 3XX Cr-Ni; austeníticos, no magnéticos.
- 4XX Cr; martensíticos, magnéticos.
- 4XX Cr; ferríticos, magnéticos.
- 5XX Cr; bajo cromo, resistentes al calor.

2.3.1 Aceros inoxidable ferríticos.

Estos aceros inoxidable de la serie AISI 400 (American Iron and Steel Institute) mantienen una estructura ferrítica estable desde la temperatura ambiente hasta el punto de fusión, algunas de las características principales son su resistencia a la corrosión, la cual se ve incrementada con la adición del contenido de cromo, además de algunas adiciones de molibdeno, y otros elementos de aleación, teniendo la característica de ser magnéticos [6].

2.3.2 Aceros inoxidable martensíticos.

Representan una porción de la serie 400 sus características son: moderada resistencia a la corrosión. Entre otras características también son endurecibles por tratamiento térmico y por lo tanto se pueden desarrollar altos niveles de resistencia mecánica y dureza además de ser magnéticos [6].

2.3.4 Aceros inoxidable dúplex.

Son aleaciones cromo-níquel-molibdeno, que no pueden ser endurecidos por tratamientos térmicos, la estructura dúplex mejora la resistencia a la corrosión de fractura bajo tensión en ambientes con iones de cloruro y presentan buena soldabilidad además de poseer magnetismo [6].

2.3.5 Aceros inoxidable endurecidos por precipitación.

Ofrece una alternativa a los aceros inoxidable austeníticos cuando se desea asociar elevadas características mecánicas y de maquinabilidad. Son aleaciones hierro-cromo-níquel que se caracterizan por la resistencia mecánica obtenida a partir del endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento [6].

2.3.6 Aceros inoxidables austeníticos

Son aleaciones donde el contenido de cromo varía entre el 16 y el 26%; los contenidos de níquel y manganeso pueden alcanzar los niveles de 35 y 16% respectivamente. La estructura austenítica en estos aceros se estabiliza a temperatura ambiente por medio de la adición de elementos como el níquel, manganeso y nitrógeno. No son ferromagnéticos en su condición de recocido y sólo se endurecen por trabajado. Sus características criogénicas son excelentes y exhiben una buena resistencia mecánica a altas temperaturas [6].

Los aceros inoxidables austeníticos se divide en dos grupos:

- Aceros austeníticos al cromo-manganeso-níquel, designados por un número de tres cifras que comienza con la cifra 2, conocidos como la serie 200, que se caracteriza por una alta resistencia mecánica, debida a la presencia del azufre y el manganeso, en el que las dos últimas cifras dependen de otros elementos.
- Aceros austeníticos al cromo-níquel, designados por un número 3, serie 300, que tiene como composición básica 12% Cr y 8% de Ni. Para esta serie la composición química se modifica según el tipo de uso del material añadiendo o reduciendo elementos tales como el carbono y/o el nitrógeno y/o modificando el balance níquel/cromo [7].

Los aceros de la serie 300 contienen altos niveles de níquel y hasta un 2% de manganeso. Se añaden elementos como molibdeno, cobre, silicio, aluminio, titanio y niobio para mejorar la resistencia a la corrosión por haluros, picaduras o mejorar su resistencia a la oxidación. No son ferromagnéticos en su condición de recocido y sólo pueden ser endurecidos por trabajado en frío [6].

2.4 Estructura de los aceros inoxidables en función de su composición química

La definición de acero inoxidable se da por el porcentaje de cromo, que debe superar el 10.5%, el aumento de este porcentaje y la combinación con el níquel determinan la naturaleza y la proporción de las fases presentes y en consecuencia define el tipo del acero inoxidable como se muestra en la Figura 2.2.

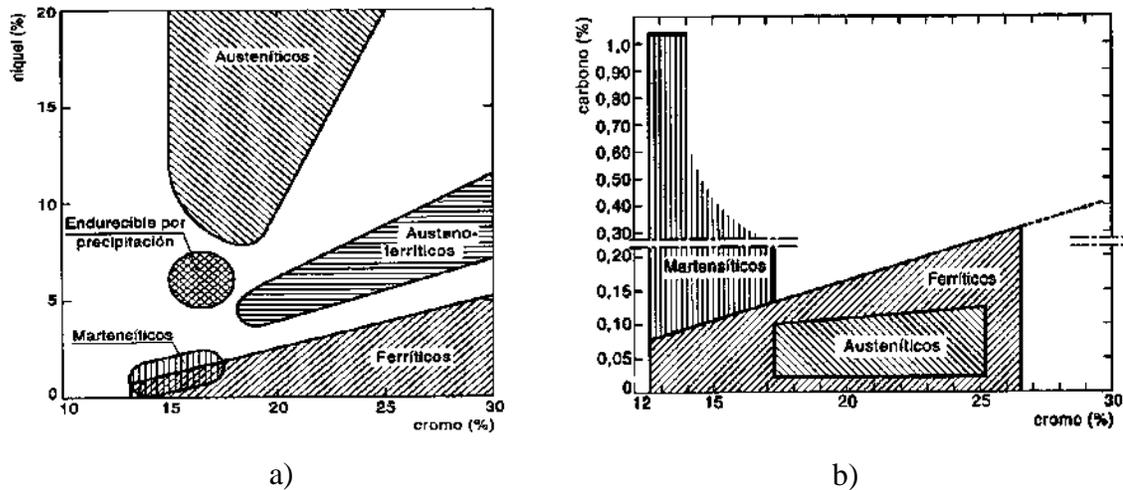


Figura 2.2 Tipos de familias de aceros inoxidable en función del contenido de (a) cromo y níquel, (b) cromo y carbono [1].

El cromo tiene la misma estructura cristalina que la ferrita (α), ambos son cúbicos centrados en el cuerpo (BCC) y es el elemento base en los aceros inoxidable. En el diagrama de equilibrio Fe-Cr que se muestra en la Figura 2.3, puede observarse que el Cr es un elemento que favorece la formación de la fase ferrita (α) y que por lo tanto restringe la formación de la fase austenítica (γ), a un contenido de alrededor de un 12%. De manera semejante, otros elementos aleantes como lo son el Mo, Nb, Si, Al, pueden provocar el mismo efecto que el cromo, o, por el contrario, pueden ayudar a la formación de la fase γ . El níquel, que tiene una estructura cúbica centrada en las caras (FCC), es el principal formador de la fase austenítica y de manera menos eficiente los son el C, N, Mn y Co [7].

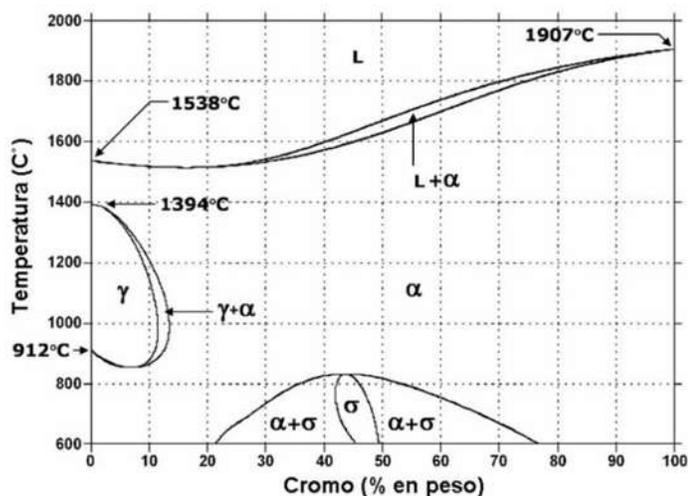


Figura 2.3 Diagrama de fases Fe-Cr [7].

La Figura 2.4 presenta el diagrama pseudobinario del sistema Fe-Cr-Ni, donde se toma como constante al Fe. La región del triángulo pequeño entre el sólido y la línea del líquido encierra tres fases, austenita + ferrita + líquido, es la región que separa la aleación de la austenita sólida a la izquierda y a la derecha la ferrita. En estado sólido la ferrita es estable a elevadas temperaturas donde el contenido del Cr es mayor a 20 % en peso. Cuando la temperatura decrece la ferrita puede transformar parcialmente a austenita en un rango entre 20-25 % en peso [8].

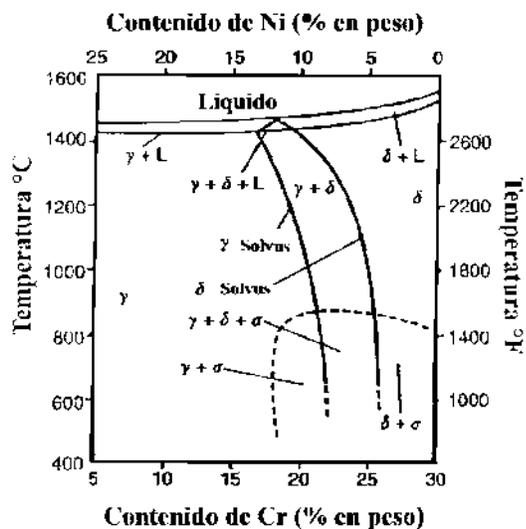


Figura 2.4 Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni con un 70 %Fe [8].

2.5 Efecto de los elementos de aleación en los aceros inoxidables austeníticos

El Cr mejora la resistencia a la corrosión en los AIA, además de estabilizar la fase ferrita en un rango entre 15-26 % en peso, el níquel presenta un comportamiento sustitucional brindando estabilidad a la austenita entre 5-37 % en peso. Mientras que elementos sustitucionales como el Mo, Mn, Ti, Nb, V, Cu, Al, W son usados para obtener propiedades específicas en la aleación, en el caso de elementos estabilizadores permiten a la austenita ser estable a altas temperaturas. El Mn se agrega para sustituir el níquel, el cual puede reducirse a la mitad con 4 % en peso por la adición de 2-6 % en peso de Mn. Sin embargo, aunque en la estructura austenítica se obtiene, la resistencia a la corrosión no se consigue, como con un acero 18-8. El Mn también se utiliza para incrementar la solubilidad del N en la austenita. El Mo es un estabilizador de la fase ferrita, lo cual incrementa la resistencia a la termofluencia, debido al endurecimiento por solución sólida, facilita la precipitación de carburos finos transgranulares [9].

La adición de los elementos de aleación Nb, Ti y V mejora la resistencia a la termofluencia de los AIA debido a precipitación de carburos o nitruros finos transgranulares. La relación del contenido de Cr es importante para lograr un esfuerzo máximo y evitar la precipitación de fases detrimentales. El C actúa en solución sólida intersticial en aceros no estabilizados, mientras que en aceros estabilizados promueve la precipitación de carburos fino, cuando el Nb, Ti y V están presentes, resultando en un endurecimiento por precipitación como se observa en la Figura 2.5. El N es un fortalecedor de los AIA estabilizados debido a una posible precipitación de nitruros de Nb y Ti, además de que el N remanente en solución solida fortalece mucho más que el carbono [9].

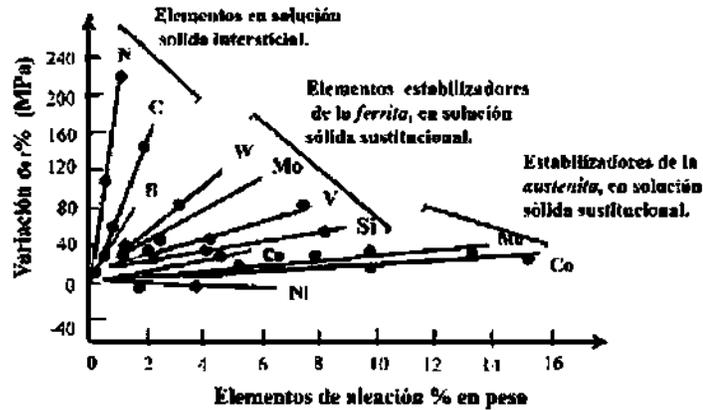


Figura 2.5 Efecto del endurecimiento por solución sólida en los AIA [10].

2.6 Aspectos generales de los aceros inoxidable austeníticos estabilizados y particulares 347

El titanio y el niobio son estabilizadores del carbono en los AIA. Los aceros inoxidable obtenidos mediante la adición de estos elementos son el 321 y el 347. Conocidos como aceros inoxidable estabilizados (SS por sus siglas en inglés), son ampliamente utilizados en componentes diseñados para altas temperaturas en aplicaciones como reactores nucleares, calderas, intercambiadores de calor, etc., debido a su buena resistencia a la sensibilización y resistencia mecánica. Los elementos estabilizadores Nb en el acero 347 y Ti en el 321, son formadores de carburos a temperaturas superiores a las del Cr, por lo tanto, son usados para combatir la sensibilización en aceros inoxidable austeníticos estabilizados. Las adiciones de Nb en el tipo 347 conduce a la formación de precipitados de NbC, cuando el material se recocó y se envejece isotérmicamente, el NbC estabiliza al acero inoxidable contra la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ en el límite de grano, que de otro modo llevaría al agotamiento del cromo y a la pérdida de resistencia a la corrosión del material. El contenido de Nb en el acero 347 generalmente es de ocho a diez veces el peso total de carbono + nitrógeno presente en la aleación. Los carburos finos NbC usualmente precipitan intergranularmente y también aumentan la resistencia a la fluencia de la aleación. Los aceros inoxidable austeníticos estabilizados se usan frecuentemente en condiciones soldadas [11].

El acero AISI 321 ha sido utilizado ampliamente en procesos de desulfuración en plantas de refinación de petróleo debido a su excelente resistencia a la corrosión y sus propiedades mecánicas a la temperatura de 380° C. Sin embargo, a temperaturas cercanas a 500° C aparece el fenómeno de sensibilización a diferencia del acero inoxidable 347 en el cual el fenómeno se observa a

temperaturas de 550° C lo cual demuestra que el Nb es un estabilizador más eficiente que el Ti [11].

2.7 Aspectos generales del AIA 304L

Las aleaciones de AIA bajo carbono se desarrollaron para minimizar la cantidad de precipitación del carburo de cromo y la tendencia de corrosión intergranular, en un rango de temperatura de 426 a 900 °C que ocurre en los AIA convencionales.

El acero inoxidable 304L (Low Carbon por sus siglas en inglés), con su contenido de cromo-níquel y muy bajo carbono, es muy versátil y ampliamente usado de los aceros inoxidables austeníticos. El tipo 304L tiene excelentes características de extrusión y conformado, las cuales permiten una mayor aplicación que los tipos 301 y 201, este acero es aplicado cuando se necesita una menor proporción de carbono que el tipo 304 para restringir la precipitación de carburos que resultan de la soldadura, especialmente cuando las partes no pueden recibir tratamiento térmico después de soldar, ya que este gradiente de temperatura ocurre en el área adyacente a la zona afectada térmicamente por la soldadura, el 304L es recomendado para la construcción de soldaduras bajo algunas condiciones corrosivas cuando no es posible un recocido después de la soldadura. Cuando calibres gruesos son requeridos en la soldadura, es recomendable que se use el grado de nivel más bajo de carbono, como lo es el AIA 304 L [12].

2.8 Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos son esencialmente aleaciones Fe-Cr-Ni los cuales deben su nombre a su microestructura austenítica a temperatura ambiente. Estos aceros al ser soldados presentan varios fenómenos durante la fusión y solidificación de la pileta de soldadura estos fenómenos se describen a continuación

2.8.1 Fenómeno de solidificación de la pileta de soldadura presentan ciertos fenómenos

La microestructura a temperatura ambiente de la zona de fusión de los aceros inoxidables austeníticos es dependiente tanto en el comportamiento de solidificación y transformaciones posteriores de estado sólido. Todos los aceros inoxidables solidifican tanto en ferrita o auseritita como fase primaria. Los aceros inoxidables austeníticos pueden solidificar como ferrita primaria o auseritita primaria, dependiendo de la composición específica [8].

Los pequeños cambios en la composición dentro de un sistema de aleación dado pueden promover un cambio de ferrita primaria a ausentita primaria. El intervalo de la composición de muchos aceros inoxidables austeníticos son lo suficientemente amplio que ambos modos de solidificación son posibles. Después de la solidificación, transformaciones adicionales pueden ocurrir en el estado sólido sobre el enfriamiento a temperatura ambiente. Estas transformaciones son las más importantes en las aleaciones sometidas a la solidificación de ferrita primaria, ya que la mayoría de la ferrita se transformará en ausentita [8].

Hay cuatro solidificaciones y posibilidades de transformación de estado sólido para metales soldados de acero inoxidable austenítico. Estas reacciones se enumeran en la Tabla 2.1 y en relación con el diagrama de fases Fe-Cr-Ni en la Figura 2.6. Note que los modos de solidificación A y AF se asocian con la solidificación austenita primaria, mediante el cual la austenita es la primera fase para formarse al solidificarse. Los tipos de solidificación FA y F tienen ferrita delta como fase primaria. Después de la solidificación, una modificación microestructural adicional se produce en el estado sólido para los tipos FA y F, debido a la inestabilidad de la ferrita a temperaturas más bajas. Las diversas microestructuras que son posibles en metales soldados de acero inoxidable austenítico y su evolución se describen en las siguientes secciones.

Tabla 2.1 Tipos de solidificación, reacciones, y microestructuras resultantes en la zona de fusión.

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Completamente austenítico, estructura de solidificación bien definida
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita en los límites dendrítico y celular
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Esqueleto y/o lathy resultante de ferrita de la transformación de ferrita a austenita
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular o matriz de ferrita con límite de grano en placas laterales de austenita y widmanstatten

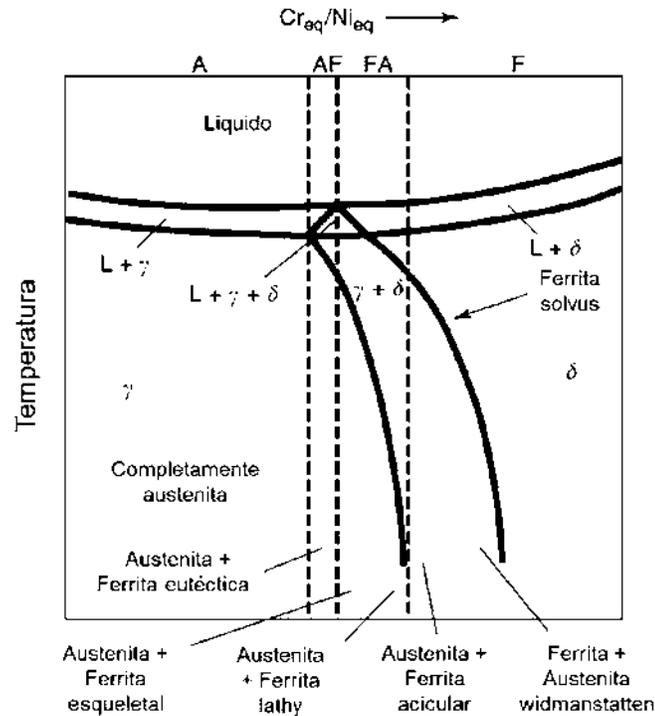


Figura 2.6 Relación del tipo de solidificación para el diagrama de fases pseudobinario [8].

2.8.2 Crecimiento del grano

La mayoría de los aceros inoxidables se sueldan en la condición de recocido por disolución o laminado en caliente, por lo que el crecimiento del grano es generalmente restringido a menos que la entrada de calor de soldadura sea muy alta. Algunos engrosamientos del grano por lo general se pueden observar, pero en la mayoría de los casos no es dramático. En los metales base que han sido reforzados por trabajo en frío, la recrystalización y el crecimiento de grano puede provocar un significativo reblandecimiento en la ZAT. En este caso, unos resultados distintos en la ZAT y el tamaño de grano son claramente mayor que la del metal base [8].

2.8.3 Formación de ferrita

Como se muestran en los diagramas de fases correspondientes a las figuras 2.4 y 2.6, las aleaciones cuyas composiciones estén a la derecha del rango de solidificación de austenítica completamente, formará ferrita cuando sea calentado a temperaturas justo por debajo de la temperatura sólidas. Cuanto mayor sea la proporción de Cr_{eq}/Ni_{eq} de la aleación, será la formación de ferrita más probable. Cuando se forma la ferrita, que es por lo general a lo largo del límite de grano, tal como

se muestra en la Figura 2.7. La formación de la ferrita a lo largo de los límites de grano de la ZAT restringirá el crecimiento del grano y también minimiza la susceptibilidad de agrietamiento de licuación en la ZAT [8].

El grado de formación de ferrita es por lo general bajo, ya que la transformación austenita a ferrita es relativamente lento y el ciclo térmico en la ZAT normalmente es bastante rápido. También es posible que algo de ferrita que se forma durante la exposición a temperatura elevada se transformará de nuevo en austenita durante el enfriamiento.

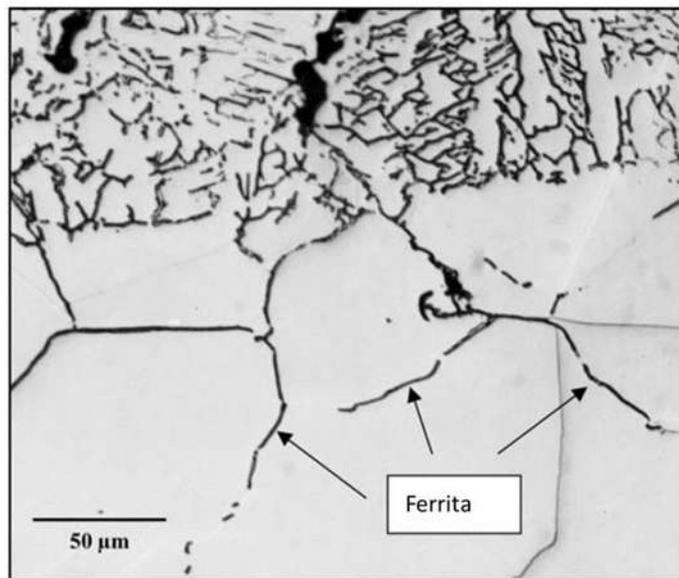


Figura 2.7 Ferrita a lo largo de los límites de grano de austenita en la ZAT AIA 304L [8].

2.8.4 Licuación en los límites de grano

También puede ocurrir fusión local a lo largo de los límites de granos de austenita. Esto suele ser resultado de la segregación de los elementos de impurezas que reducen la temperatura de fusión en el límite de grano. Las aleaciones que contienen titanio y niobio, forman carburos MC ricos en estos elementos, y pueden sufrir licuación constitucional, un fenómeno que puede conducir al agrietamiento de licuación en la ZAT. La segregación de los elementos de impurezas, particularmente azufre y fósforo en el límite de grano, también puede promover la licuación

2.9 Fenómeno de precipitación en los AIA

Dada la importancia y la trascendencia que los carburos pueden generar en los AIA como el 304L o el 347, cuando estos son sometidos a un ciclo térmico como lo es el proceso de soldadura, es necesario hacer alusión sobre los tipos de precipitados que causan la sensibilidad en el proceso de soldadura, no es propósito dar una descripción detallada de la precipitación en los aceros de la serie AISI 300. Sin embargo, se hará énfasis especial al tipo de carburo Cr_{23}C_6 por ser uno de los principales carburos que afectan a estos aceros.

2.9.1 Precipitados MX

Los carburos y nitruros, ocurren cuando se agregan a la aleación elementos como el Ti, Nb y V ya que son fuertes formadores de estos, el cual cumplen los siguientes propósitos:

- Estabilizar la aleación para contrarrestar la corrosión intergranular.
- Proveer buenas propiedades mecánicas a altas temperaturas

Desde que la ZAT se calienta a temperaturas cercanas a la temperatura sólidos de la aleación, muchos de los precipitados que están presentes en el metal base puede disolverse. Esto puede conducir a una sobresaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento, lo que resulta en la formación de diversos precipitados. Carburos y nitruros son los más propensos a formar precipitados en la ZAT de los aceros inoxidable austeníticos. Por lo general, se forma a lo largo de los límites de grano o en la interfaz ferrita-austenita [8].

2.9.2 El carburo M_6C

Se le conoce como el carburo η , este precipitado se presenta como una fase menor, generalmente precipita después de largos períodos de permanencia a elevadas temperaturas. Su aparición está relacionada con molibdeno y niobio. Su estructura es del tipo FCC y su composición puede ser rica en molibdeno ($(\text{FeCr})_{21}\text{Mo}_3\text{C}_6$) o en niobio ($\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$). Para composiciones ricas en molibdeno, como el acero AISI 316, su composición es cercana a $(\text{FeCr})_{21}\text{Mo}_3\text{C}_6$. En cuanto a su precipitación, en los aceros de la familia 3XX, se ha presentado en un acero AISI 316, para 28,000 y 60,000 horas de servicio a 650°C , en pequeñas cantidades y asociado al carburo M_{23}C_6 [13].

2.9.3 El carburo Cr_{23}C_6

Tienen una estructura compleja (fcc) cubica centrada en las caras con un parámetro reticular de $a=1.065$ nm. El hierro, níquel y molibdeno pueden sustituir parcialmente al cromo y la cantidad existente está en función del tiempo, temperatura de envejecido y pureza. Se ha encontrado que el sistema Fe-Cr-C a 870°C la máxima solubilidad del hierro en el carburo Cr_{23}C_6 es de 42.8%, la formula puede escribirse de la siguiente manera $(\text{CrFeMo})_{23}\text{C}_6$ [13, 14].

Este carburo puede precipitar durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre 500 - 850°C . Generalmente se realiza un tratamiento de recocido para disolver los carburos a altas temperaturas (mayor a 1050°C), debido a que el carburo es soluble en austenita a altas temperaturas. Su composición es variable y están compuestos principalmente entre el 30%-90% de cromo y 1 a 2% de carbono. La precipitación del carburo Cr_{23}C_6 como ya se ha mencionado anteriormente el efecto de esta repercute de manera directa en la resistencia a la corrosión. Tiene la característica de formarse muy rápidamente a lo largo de los bordes de grano, en temperaturas que oscilan entre los 700 a 900°C como se muestra en la Figura 2.8. Investigaciones han demostrado que la composición de este carburo puede variar en los inicios de la precipitación, además de depender del tipo de acero [8].

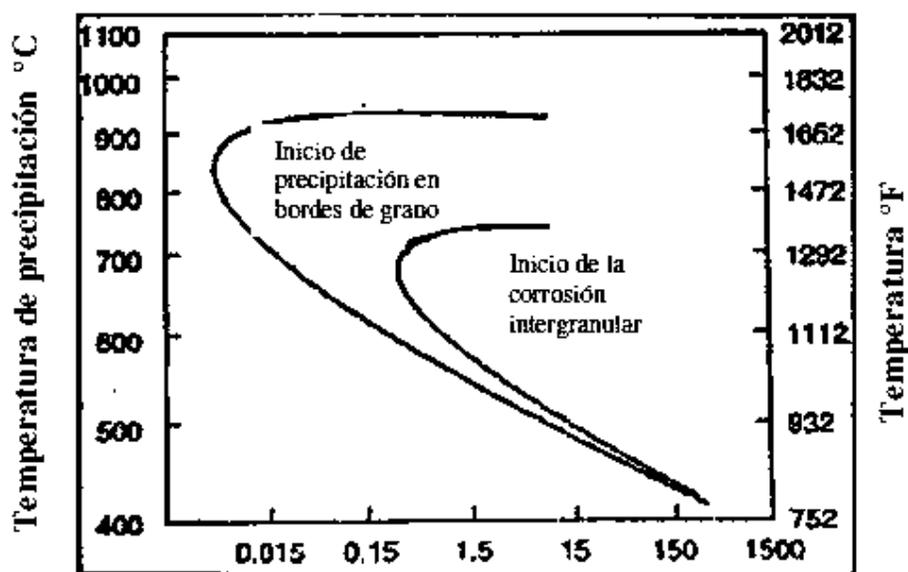


Figura 2.8 Precipitación de carburos tipo M_{23}C_6 para un acero inoxidable tipo 304 [8].

Los diagramas de fase calculados que se muestran en la Figura 2.9, muestran los rangos de temperatura sobre el cual los carburos $M_{23}C_6$ y nitruros Cr_2N son estables. A pesar de que no es aparente metalográficamente, es probable que estos precipitados estén presentes en la ZAT de la mayoría de los AIA. Su tamaño, la distribución y la morfología dependen de la composición de aleación y el ciclo térmico en la ZAT. Una amplia precipitación de carburos rico en cromo puede conducir a la degradación en la resistencia a la corrosión [14].

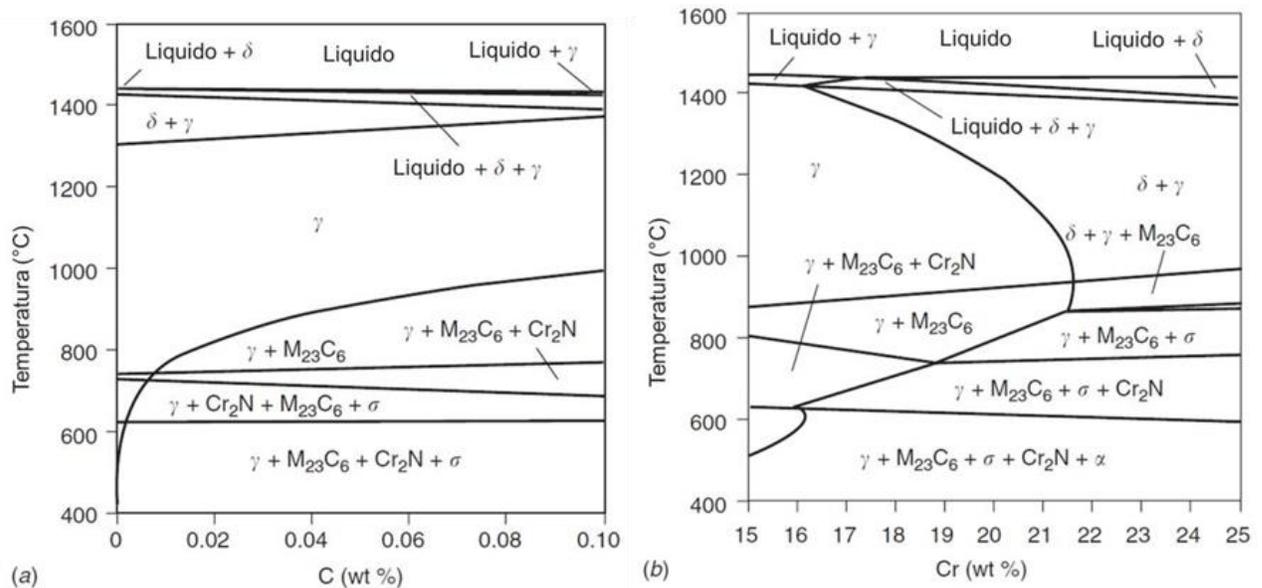


Figura 2.9 Diagramas de fase calculados (a) Fe-18Cr-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04N, variable C; (b) Fe-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04C-0.04N, variable Cr [8].

2.12 Resistencia a la corrosión de los AIA

Aunque los AIA se seleccionan a menudo debido a su resistencia a la corrosión, se requieren algunas precauciones cuando estas aleaciones son soldadas y expuestas a ciertos ambientes. La resistencia a la corrosión atmosférica de los AIA es buena. A temperatura ambiente, la corrosión atmosférica es esencialmente nula y la integridad mecánica del material será conservada por un mayor tiempo. A temperatura elevada, incrementa el índice de corrosión, la degradación y la pérdida del material se producirá en menor tiempo [15].

En ambientes de agua dulce, las velocidades de corrosión en general también son bajas, del orden de 2.5×10^{-5} mm/año o menores. Además de la corrosión en general, los aceros inoxidable

austeníticos pueden presentarse las siguientes formas de corrosión: picaduras, intergranular, asistida por esfuerzos, crevice, galvánica, corrosión por erosión y corrosión inducida microbiológicamente [15].

La soldadura puede producir modificaciones metalúrgicas que pueden aumentar la susceptibilidad al ataque de corrosión. En combinación con los esfuerzos residuales que están presentes después de la soldadura, estas modificaciones pueden resultar como una aceleración a estos ataques de la región soldada. Dos formas de corrosión relacionadas con soldadura se han estudiado ampliamente en los AIA, debido a la posibilidad que involucra la utilidad de ingeniería en estructura soldada. Estas formas son corrosión intergranular (CIG por sus siglas en inglés), a menudo llamados ataque intergranular (IGA por sus siglas en inglés), en la ZAT, y la corrosión bajo esfuerzo (SCC por sus siglas en inglés) [15].

2.12.1 Corrosión intergranular de los AIA

La razón principal por la cual se opta por seleccionar un acero inoxidable es por su resistencia a la corrosión. Pero como ya se ha mencionado anteriormente la soldadura por presentar elevados ciclos térmicos puede reducir esta propiedad, de manera específica las zonas expuestas al calor tal como lo es la zona afectada térmicamente (ZAT). La sensibilidad en otros términos se refiere a la pérdida de la resistencia a la corrosión, la cual puede ocurrir si son enfriados lentamente desde la temperatura de disolución (1100°C) o recalentados en el rango de temperaturas $450 - 850^{\circ}\text{C}$ [12].

La teoría más aceptada para explicar el comportamiento de la sensibilización fue propuesta por Bain [16] llamada; *la teoría del empobrecimiento en cromo*, donde el porcentaje de cromo en el carburo precipitado y cuya estequiometría es básicamente Cr_{23}C_6 puede llegar a ser 70-80%, lo que supone un empobrecimiento de Cr alrededor del carburo precipitado, en la región adyacente a la fase rica en Cr. Esto hace que estas zonas pierdan su principal característica de inoxidable al presentar porcentajes de Cr inferiores al 12 %, quedando desprotegidas y constituyendo una región anódica respecto a la matriz de los granos que rodean el límite del grano.

La sensibilidad está asociada con la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano. El carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos, como el M_{23}C_6 . El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo (menor al 11%), evitando que se forme la película protectora de óxido de cromo, perdiendo la resistencia a la corrosión.

Cuando la red de carburos de cromo es continua, la capa pasiva empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base, ocasionando corrosión intergranular. Por lo anterior se dice que las aleaciones están sensibilizadas cuando por soldadura, o tratamientos térmicos, existen áreas empobrecidas en cromo en la zona afectada térmicamente que pueden ser atacadas en ambientes corrosivos, este fenómeno es uno de los principales problemas en los aceros inoxidable austeníticos y ha sido causa de fallas prematuras por ejemplo en plantas nucleares [12].

En la ZAT de la mayoría de los AIA, los carburos $M_{23}C_6$ ricos en Cr se forman preferentemente a lo largo de los límites de grano, como se muestra en la Figura 2.10 Esto resulta en una zona de agotamientos del cromo a lo largo del límite de grano que es "sensible" al ataque corrosivo. Por lo tanto, el término sensitización se utiliza a menudo para describir el estado metalúrgico que conduce al ataque intergranular. La excepción a esto son los grados estabilizados de acero inoxidable que contiene Nb y/o Ti (tales como los tipos 347 y 321). En estos aceros el Nb y Ti reaccionan con el carbono en forma de carburos del tipo MC y reduce la formación de carburos $M_{23}C_6$ en los límites de grano[8].

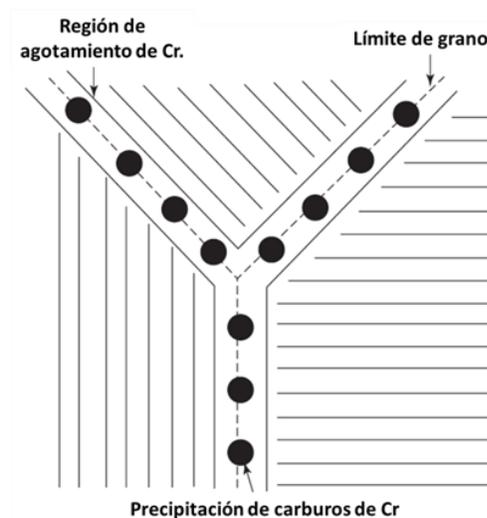


Figura 2.10 Precipitación de carburos en el límite de grano y agotamiento del cromo local [8].

El resultado es la corrosión intergranular por la precipitación localizada de carburos ricos en Cr, o carbonitruros, en el límite de grano. Esta precipitación requiere difusión de corto alcance de Cr en la matriz adyacente y produce una región empobrecida de Cr alrededor de los precipitados, como

se muestra en la Figura 2.14 b). Esto reduce la resistencia a la corrosión local de la microestructura y promueve un ataque rápido en la región del límite de grano. En ciertos ambientes corrosivos el efecto es local en los límites de grano, como se muestra en la sección metalográfica de la Figura 2.11 a). En casos extremos, los granos en realidad dejan de asistir la estructura por el completo ataque en el límite de grano y disolución.

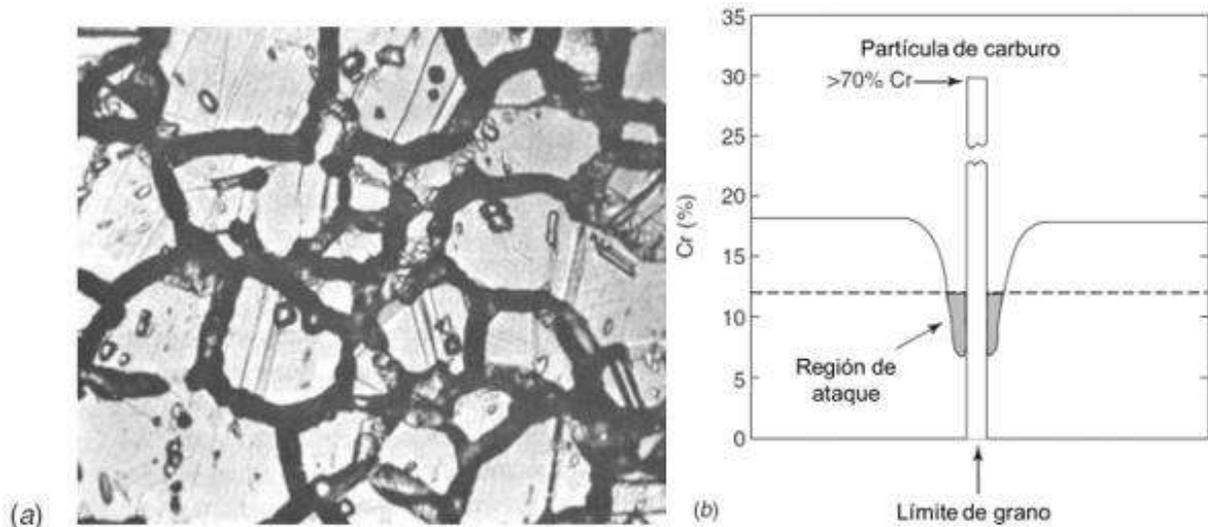


Figura 2.11 Corrosión intergranular: (a) ataque en el límite de grano en la ZAT de un tipo 304 (C 0.06% en peso); (b) agotamiento adyacente de Cr por el carburo en el límite de grano [8].

2.12.2 Susceptibilidad a la corrosión intergranular

Los AIA son susceptibles al fenómeno de sensibilización y precipitación intergranular, cuando son expuestos a temperaturas entre 450-850°C, impactando directamente en su resistencia a la corrosión. La severidad del daño por corrosión depende del tiempo de permanencia a la temperatura de sensibilización, de la composición química, microestructura, tamaño de grano, densidad de defectos, orientación de los granos y grado de acritud, etcétera, resultando en la falla de componentes incluso en la puesta en marcha o en operación después de cierto tiempo. Muchas veces las fallas son asociadas a soldaduras en la ZAT debido al recalentamiento y a las temperaturas que se alcanzan, favoreciendo la precipitación de fases ricas en Cr [17].

El fenómeno de sensibilización es causado por el empobrecimiento en Cr, al precipitar fases ricas en cromo a partir de la austenita y de acuerdo con el diagrama de equilibrio termodinámico; $Cr_{23}C_6$,

Cr_7C_3 , CrN , la fase sigma (σ , $(\text{Fe,Ni})_x(\text{Cr,Mo})_y$), carburos complejos $(\text{CrFeMo})_{23}\text{C}_6$ precipitando a lo largo de los bordes de grano o límites de maclas, la formación de estas fases consumen elementos (Cr, Mo) esenciales para la pasivación, retardándola [18].

2.12.3 Susceptibilidad a la corrosión intergranular en el AIA 347

Los AIA-347 estabilizados con Nb presentan una alta afinidad por el C, formándose los NbC, que al agregar nitrógeno se forman Nb(CN) y NbCr(CN). El consumo del carbono en la formación de estos compuestos reduce la probabilidad de la formación de carburos ricos en cromo. Además, cuando hay una alta densidad de dislocaciones alrededor de la precipitación de NbCrN, se promueve un mayor número de sitios para atrapar átomos de carbono, disminuyendo el fenómeno de la sensibilización de los AIA. Por otro lado, en la precipitación intergranular de M_{23}C_6 puede presentarse alrededor de carbonitruros de niobio sin disolver en aceros estabilizados cuando el material fue envejecido previo a un TTS por 45 min y templado desde 1277 °C [19].

Los AIA estabilizados con Nb previo a ser sensibilizados existe Nb suficiente para que se presente la precipitan los NbC de manera intergranular formándose zonas empobrecidas en Nb donde átomos de C libres en estado de solución sólida reaccionan con átomos de Cr en la región de menor contenido de Nb, facilitando las condiciones para que precipiten carburos ricos en cromo M_{23}C_6 de manera intergranular y con ello la corrosión intergranular al presentarse las zonas empobrecidas en Cr. Por lo tanto, en AIA estabilizados el crecimiento adicional de M_{23}C_6 puede tener lugar en un período de sensibilización más prolongado como se esquematiza en la figura 2.12 [19].

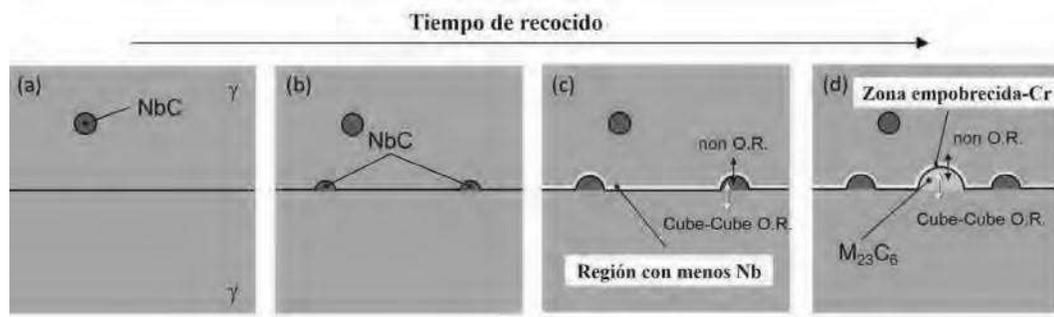


Figura 2.12 Diagrama esquemático que muestra de forma secuencial la aparición de las zonas empobrecidas en Cr en relación con la intergranular precipitación de NbC [19].

2.12.4 Susceptibilidad a la corrosión intergranular en el AIA 304L

El contenido de carbono tiene la influencia más profunda en la susceptibilidad a la corrosión intergranular en los AIA. El uso de aleaciones de bajo contenido de carbono “grado L” minimiza el riesgo de sensitización por la disminución de la reacción de precipitación de carburo. Las curvas de tiempo-temperatura-precipitación se muestran en la Figura 2.13, demuestran el efecto del contenido de carbono sobre el tiempo de precipitación. Se observa que en bajos contenidos de carbono ($C < 0.04\%$ en peso), la nariz de la curva es más allá de 1 hora, mientras que para los niveles de carbono 0.06 hasta 0.08% en peso, el tiempo para la precipitación puede ser menos de un minuto. Esta diferencia demuestra el beneficio de las aleaciones de bajo contenido de carbono para reducir o eliminar la sensitización en los límites de granos de la ZAT durante la soldadura. La presencia de esfuerzos residuales en la ZAT también puede servir para acelerar la reacción de precipitación [15].

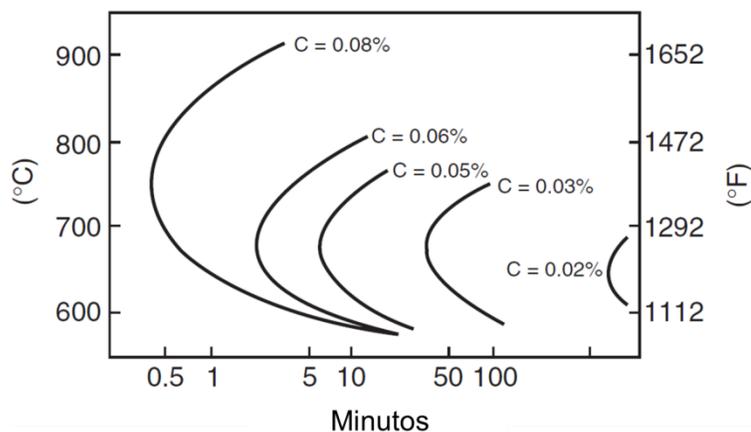


Figura 2.13 Curva del $M_{23}C_6$ tiempo – Temperatura – Precipitación para una aleación 18Cr–8Ni con contenido de carbono variable [20].

2.12.5 Efectos del fenómeno de sensibilidad

En la literatura se reportan fallas de elementos de acero inoxidable 316L usado en estaciones de vapor costeras en rangos de temperatura que oscilan entre 620 a 650 °C, el falló ocurre debido al ataque de corrosión intergranular en agua de mar, así también como la falla del acero inoxidable 304L utilizado en intercambiadores de calor que al aplicarles un tratamiento de alivio de esfuerzos por 2 horas y enfriados en el horno, fallaron por corrosión [21].

Los aceros bajo carbono son más propensos a la corrosión intergranular en comparación con los AIA estabilizados como lo demostraron Lima y Nascimiento [22], quienes realizaron una investigación sistemática de la influencia del tiempo y la temperatura en la sensibilización de las tuberías de acero inoxidable AISI 304L, 316L, 321 y 347 utilizadas en plantas de refinación de petróleo. La sensibilización se evaluó mediante MEB de acuerdo con ASTM A-262 y la técnica de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo (REPDC). Los resultados mostraron que todos los aceros no presentaron sensibilización a la temperatura de operación (380°C) en el proceso de desulfuradores, pero a la temperatura de 500 °C fue crítica para la aparición de sensibilización tanto para los aceros inoxidables de bajo contenido de carbono como para el AISI 321, mientras que para el AISI 347, la temperatura crítica era de 550 °C. Los aceros estabilizados confirmaron ser más resistentes a la sensibilización que los aceros inoxidables de bajo contenido de carbono y el niobio mostró ser un agente estabilizante más eficiente que el titanio. Además, evaluaron la sensibilización en las diferentes condiciones de tratamiento térmico y mediante la

microscopía óptica y MEB, así como el ensayo electroquímico REPDC, confirmaron los resultados obtenidos. En la Figura 2.14 se puede apreciar que los aceros 304L, 321, y 316L son los que presentan, mayor grado de sensibilización con respecto al 347 debido a su contenido de Nb [22].

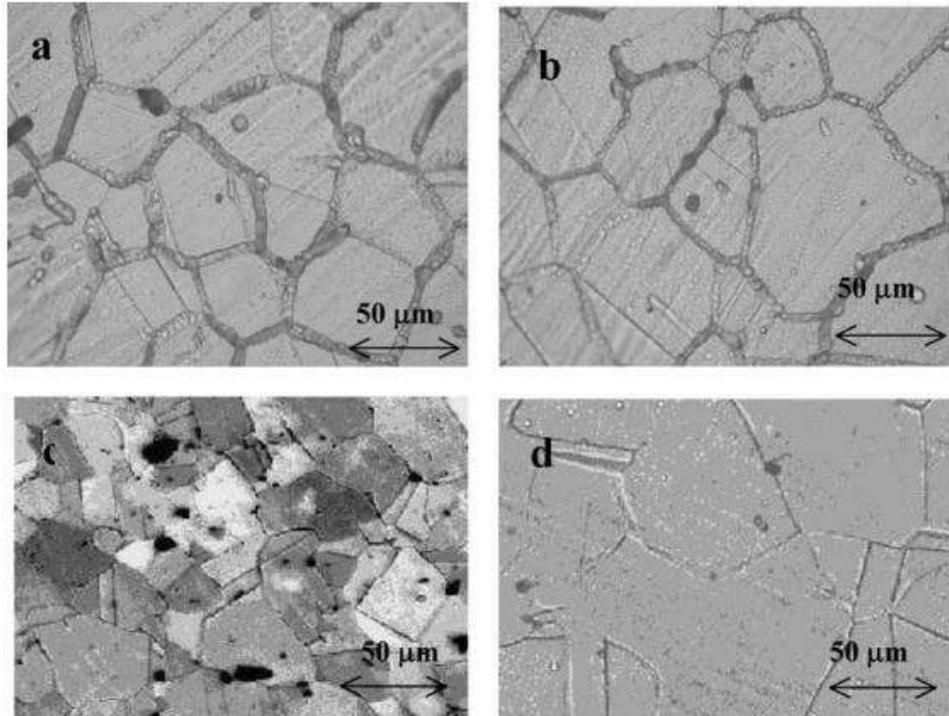


Figura 2.14 Microestructuras a) AISI 304L, b) AISI 316L, c) AISI 321, d) AISI 347 [22].

Lewis y colaboradores [23] realizaron un estudio de dos aceros austeníticos, pero con diferente composición química, con el objeto de determinar la forma y orientación de los precipitados $M_{23}C_6$. Para ello el material fue envejecido a $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, y por medio de microscopía electrónica de transmisión encontraron precipitados en los límites de grano. Observaron una elevada densidad de precipitados a partir de grupos de dislocaciones, los cuales tenían una distribución lineal. Atribuyeron la presencia de estos precipitados a un mecanismo de desplazamiento de planos, y aunque el autor no menciona el tipo de desplazamiento hace alusión de que estos precipitados crecen alrededor de dislocaciones y límites de grano debido a la diferencia que existe entre los volúmenes atómicos entre la matriz y el precipitado, concluyendo que la nucleación de carburos ocurre en sitios que presenten perturbación de la red cristalina, fcc (límite de grano y dislocaciones). Por otra parte, Wasnik y colaboradores [24] centraron su estudio sobre los mecanismos y las etapas de precipitación generadas en un acero inoxidable 316L durante el fenómeno de la sensibilidad.

Para su estudio solubilizaron placas de 3 mm de espesor a una temperatura de 1050 °C con tiempo de 60 minutos para posteriormente realizar sus pruebas de precipitación. Estos autores definen que son 4 etapas las principales en la formación de los precipitados, por lo cual toman muestras tratadas a 500 °C a diferentes tiempos para ser analizadas en microscopia electrónica de transmisión (MET) como se observa en la Figura. 2.15.

- Etapa 1: Formación de precipitados finos alrededor de dislocaciones individuales a 61 minutos. Figura. 2.15 a).
- Etapa 2: Formación de finos precipitados no mayores a 20 nm hacia los bordes de grano a 114 minutos. Figura. 2.15 b).
- Etapa 3: Formación de la fase Sigma con un tamaño entre 100 y 300 nm alojadas en los límites de grano a 176 minutos. Figura. 2.15 c).
- Etapa 4: Precipitación de carburos ricos en cromo (Cr_{23}C_6) en límites de grano y puntos triples a 360 min. Figura. 2.15 d).

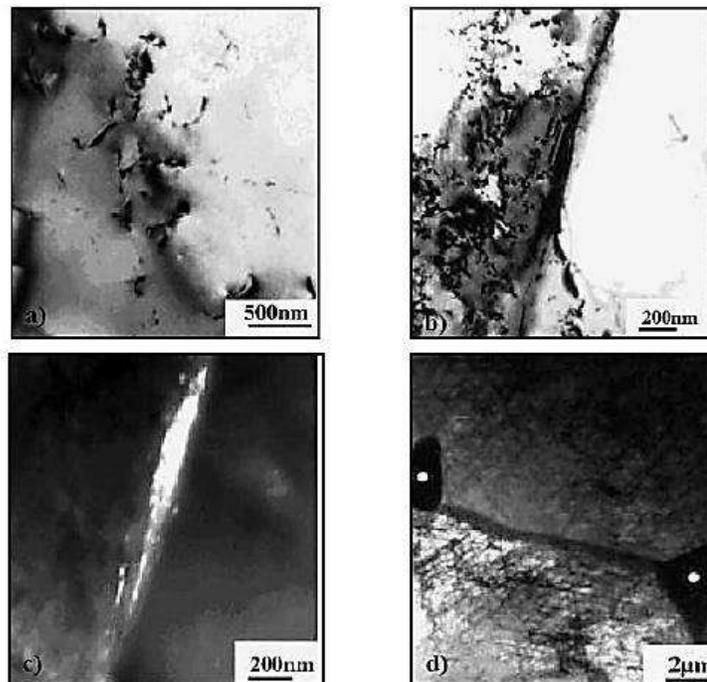


Figura 2.15 Microestructura obtenida por MET de muestras de acero inoxidable 316L tratados a 500 °C y diferentes tiempos: a) 61 minutos, b) 114 minutos, c) 176 minutos, y d) 360 minutos [24].

Como se ha mencionado las principales consecuencias de la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ es la disminución de la resistencia a la corrosión intergranular y la reducción de propiedades de tensión especialmente ductilidad y tenacidad.

Por lo anterior I.S. Cortés [25] en su trabajo describe el fenómeno de la sensibilidad y al igual que otros investigadores determina que este aparece durante el proceso de soldadura, mostrando que tal efecto ocurre en un rango pequeño, tanto de temperatura como del metal en la zona afectada por el calor. En la Figura. 2.16 se puede apreciar el rango de sensibilidad como la zona rayada (b), donde la zona superior (a) no permite la precipitación de carburos porque el tiempo disponible es muy pequeño y está fuera del rango de temperatura, al igual que la zona (c) en donde no se produce la nucleación.

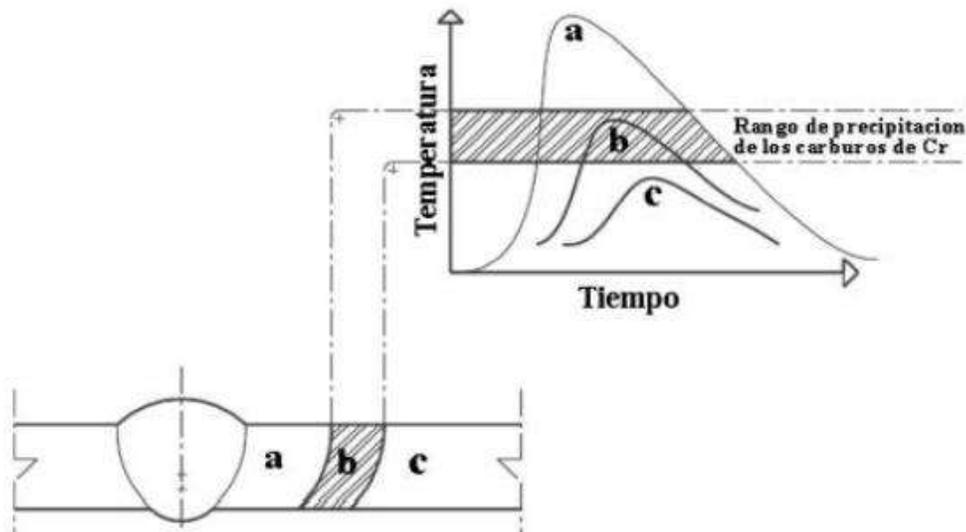


Figura 2.16 Muestra esquemática de la zona de sensibilidad [25].

C. García y colaboradores [23], estudiaron el comportamiento de la corrosión por picaduras tanto en la pileta de la soldadura como en la zona afectada térmicamente en los aceros AISI 304 y 316L, envejecidos a 750 °C después de la soldadura por diferentes tiempos. Observaron que la ferrita delta mostraba signos evidentes de envejecimiento debido a la soldadura y ciclo térmico aplicado, como consecuencia fue evidente la precipitación de carburos ricos en cromo y también la presencia de la fase Sigma. Resaltan que en la pileta líquida de la soldadura y la zona afectada térmicamente existe una zona interdendrítica la cual puede ser atacada preferentemente.

Por otra parte, Park y colaboradores [26], analizaron la soldadura del acero AISI 304L respecto a la corrosión por picaduras, variando la relación de Cr_{eqv}/Ni_{eqv} equivalente en el depósito de soldadura con el proceso de soldadura con electrodo tubular. Enfatizando sobre el contenido de ferrita delta permisible en la soldadura para prevenir agrietamiento en caliente y corrosión localizada, debido a que, en espesores considerables durante pasadas de soldadura subsecuentes, las inhomogeneidades en la microestructura deben de ser sitios preferenciales para el rompimiento de la capa pasiva teniendo como consecuencia corrosión localiza.

La información descrita anteriormente, describe el efecto del fenómeno de la sensibilidad, este fenómeno está presente también cuando por un elevado ciclo térmico de soldadura o por un tratamiento térmico se propician zonas empobrecidas de cromo en los límites de grano lo cual fomenta una composición química heterogénea lo que favorece el fenómeno de corrosión localizada.

2.12.6 Alternativas para evitar el fenómeno de sensibilidad

Por lo descrito anteriormente, cabe reiterar que la sensibilidad es uno de los aspectos más difíciles de predecir durante la soldadura de aceros austeníticos; sin embargo, existen varias alternativas para evitar este fenómeno, que generalmente se controla con la composición química o con un tratamiento de disolución de carburos. A continuación, se explicarán brevemente algunos medios empleados para evitar este fenómeno.

Una alternativa sería la disminución del contenido de carbono. Esta relación se observa fácilmente en las curvas de inicio de sensibilidad para varios contenidos de carbono. Para prácticas normales de soldadura con un máximo de 0,03% C (grado L) se considera suficientemente bajo para prevenir la sensibilidad [13].

Una segunda alternativa, para evitar la precipitación de carburos de cromo, consiste en realizar un calentamiento de redisolución de los carburos a una temperatura de 1050°C. Luego, desde esa temperatura, se realiza un temple de retención de la fase austenítica evitando que precipiten los carburos. Este método es válido para partes que no deben estar en el rango de temperaturas donde se produce sensibilidad (450-850 °C). En general, no se aplica a partes soldadas [13].

Otro método para eliminar el problema del carbono en el metal base, es especificar aceros inoxidables que contengan titanio (Ti) o niobio (Nb). El titanio tiene mayor afinidad con el carbono

que el cromo, que es el elemento que no conviene que forme carburos, presentando además la ventaja de que el carburo de titanio se disuelve muy difícilmente en el hierro. Cuando un acero austenítico con adición de titanio se calienta dentro del rango de temperaturas críticas de formación (700-900°C), enseguida comienzan a precipitarse carburos de titanio en lugar de los de cromo. Evitándose con ello la disminución del porcentaje de cromo en la fase austenítica próximos al carburo. El niobio tiene la misma finalidad que el titanio [13].

Otra alternativa fue estudiada por R. Qvarfort [27], el cual estudió el efecto que causa el Mo en lo que respecta a la resistencia a la corrosión por picaduras en un acero inoxidable. Los resultados obtenidos por este investigador determinan que cuando el acero inoxidable es expuesto en algún medio ácido, la formación de una capa cuya estequiometría sea MoO_2 , MoO_3 o en su defecto FeMoO_4 de alguna manera contribuyen a que la corrosión por picaduras disminuya cuando la capa de óxido rica en Mo está presente en la parte superficial del material.

Otra alternativa fue propuesta por R. Beltrán y colaboradores [28], los cuales estudiaron el efecto que tiene la deformación y el tamaño de grano sobre la precipitación y sensibilidad del acero inoxidable austenítico 304, llegando a la conclusión de que la sensibilidad se ve favorecida a medida que el material tiende a deformarse, por lo cual encontraron que la sensibilidad disminuía cuando más pequeño era el tamaño de grano después del proceso de soldadura.

2.13 Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión intergranular

La técnica de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo es una de las alternativas para determinar el grado de sensibilidad que presenta un acero. Una de las características principales es que resulta ser un método cuantitativo de la corrosión intergranular, razón por la cual ha sido utilizada por infinidad de investigadores. El esquema representativo de esta técnica se muestra en la figura 2.17.

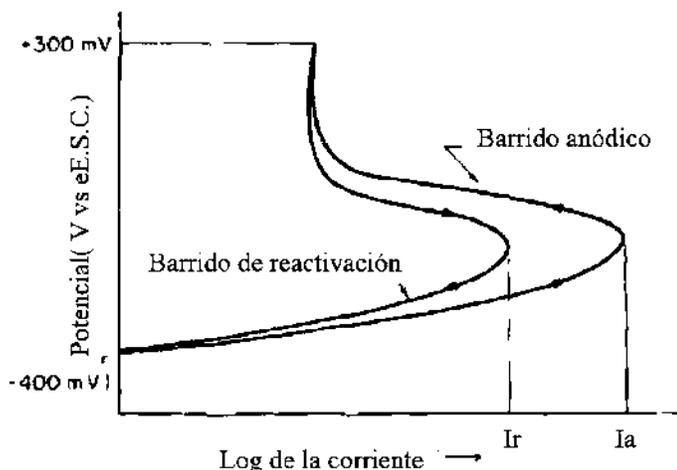


Figura 2.17 Diagrama esquemático que describe el proceso de la técnica de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo [29].

Majidi y Michael [30], realizaron el estudio de la técnica potencio dinámica de reactivación de doble ciclo en la cual la superficie es primero polarizada anódicamente a través de la región activa antes de la exploración de reactivación en la dirección opuesta. En este ensayo, el grado de sensibilización se mide por la relación de las corrientes máximas de reactivación (I_r) y activación (I_a) obtenidas. Se han investigado las características del método REPDC es independiente de la superficie, así como la presencia de picaduras aleatorias; es más reproducible que el REP y menos sensible a las variaciones en la velocidad de exploración y en la composición de la solución. Eso proporciona un método cuantitativo y no destructivo para evaluar grados leves de sensibilización que coincide con el ensayo de grabado de ácido oxálico.

La técnica de Reactivación Electroquímica de Curva Doble, se desarrolla utilizando una solución de $0.5M H_2SO_4 + 0.01M$ de $KSCN$ a temperatura de $30^\circ C$ con variación de $1^\circ C$; el barrido de potencial se realiza a la misma velocidad ($6V/hr$) [30].

- La prueba se inicia con la determinación del Potencial de Corrosión, pudiendo realizarse un barrido catódico previo, lo cual ayuda a estabilizar el potencial de corrosión (Ecorarc).
- Una vez establecido el Potencial de Corrosión la muestra se polariza anódicamente hasta $+300 mV$ vs. ECS, a la velocidad de $6 V/hr$, pre-establecida y en cuanto éste es alcanzado la velocidad de barrido se revierte (reactivación), a la misma velocidad, hasta alcanzar nuevamente el Potencial de Corrosión.

- Las corrientes anódicas (I_a) y de reactivación (I_r) son determinadas de la curva E vs. Log I, o E vs. I como se muestra en la Figura 2.17, y la relación I_r/I_a obtenida se emplea como criterio de evaluación.

La principal ventaja de este método es que la superficie de prueba no debe, necesariamente, ser terminada con pasta de diamante, estableciéndose que un acabado con lija grado 100 es suficiente, ya que estudios realizados por Akashi, indicaron que el acabado superficial no tenía, en este caso, una influencia determinante en los resultados obtenidos.

2.11 IEM en procesos de soldadura

La interacción electromagnética de baja intensidad se produce cuando dos campos magnéticos perpendiculares actúan simultáneamente sobre un material sólido. En AIA la IEM es inducida por el CEME, el cual causa una perturbación en el modo de vibración de los átomos en la red cristalina debido a la fuerza de Lorentz ejercida sobre los portadores de carga. Durante la aplicación de IEM en el proceso de soldadura se deben de considerar dos campos electromagnéticos; el primero es campo magnético intrínseco generado por la corriente del proceso de soldadura y la segunda es el campo magnético inducido con la bobina de alrededor de las placas de los materiales base. Por lo tanto, la corriente de soldadura induce un campo magnético que interactúa con el campo magnético externo aplicado, esta interacción electromagnética no solo agita el baño de fusión, sino también provoca la vibración de los átomos en el material base. Este efecto aumenta la difusión del cromo en distancias muy cortas donde los carburos agotan el cromo en los AIA [31].

2.11.1 Influencia de la aplicación de IEM durante la soldadura de los AIA

Brown fue pionero al propiciar la introducción de la aplicación de campos magnéticos en procesos de soldadura en 1962 [32], donde numerosas investigaciones se enfocaron en la solidificación de la piletta líquida y en el tipo de campo magnético y el fenómeno de soldadura. En los años 90 las investigaciones se centraron en el control del campo magnético en las propiedades del arco (la presión, temperatura y la velocidad del campo) y la modelación del proceso. Para los años 2000 las investigaciones se enfocaron en la influencia de los campos magnéticos sobre la transferencia por goteo y salpicadura. Además de abrir su campo de aplicación a procesos de soldadura como; TIG, soldadura con gas inerte (MIG por sus siglas en inglés) y soldadura con gas activo (MAG por sus

siglas en inglés) con dióxido de carbono, soldadura por puntos, soldadura por arco sumergido, soldadura por láser y soldadura híbrido [33-36].

Malinowski-Brodnicka y colaboradores [37], quienes aplicaron una interacción electromagnética para observar el comportamiento de un acero inoxidable austenítico, dicho campo fue basado en la fuerza de Lorentz y su expresión matemática se puede apreciar en la ecuación (1) así como su representación en el proceso de soldadura se observa en la figura 2.18.

$$\vec{F} = \vec{j} \times \vec{B} \quad (1)$$

Donde:

F= Fuerza de Lorentz.

J= Densidad de corriente.

B= Inducción magnética

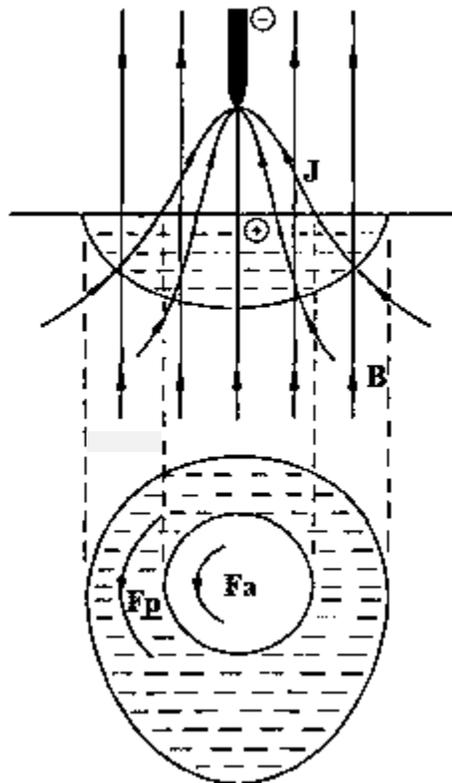


Figura 2.18 Representación de la influencia de un campo magnético axial en el arco y piletas de soldadura. F_a : fuerza de acción en el arco y F_p : fuerza actuando en la piletas de soldadura [37].

En su trabajo Malinowski-Brodnicka describen que la aplicación de un campo magnético axial durante la soldadura tiene una influencia significativa en la forma y solidificación de la soldadura, expresando también el efecto y la forma de las líneas de corriente en el arco eléctrico y su efecto en la inducción de un campo magnético, así como la generación de las fuerzas de Lorentz y sus efectos (refinamiento de la microestructura del cordón de soldadura) en la piletas de la soldadura [37].

La aplicación de IEM en todas las etapas del proceso de soldadura, mejora la estabilidad del arco, el control de la transferencia, la solidificación del metal de soldadura, mejora la apariencia de la soldadura, la microestructura y las propiedades mecánicas, así como de resistencia a la corrosión [38].

Hong wu y colaboradores [32] realizaron la revisión del proceso de soldadura por arco controlado magnéticamente y encontraron que se puede mejorar la productividad de la soldadura, la formación

de la soldadura, la ductilidad y la tenacidad del metal soldado; y se pueden reducir las tensiones residuales de soldadura, la falta de homogeneidad química y los defectos de soldadura con la aplicación de campos magnéticos externos al proceso de soldadura.

2.11.1 Configuraciones de implementación de IEM durante el proceso de soldadura

El efecto de los campos electromagnéticos externos (CEME) que se aplican durante la IEM puede ser constante o por pulsos. Puede ser considerado un imán permanente o inducido por una bobina, y su aplicación puede adquirir diferentes configuraciones como; campo electromagnético axial (CEMA), longitudinal (CEML), transversal (CEMT), rotacional (CEMR) y por una corona de campos electromagnéticos. El CEML se forma cuando la dirección del flujo del campo electromagnético externo es perpendicular al eje del arco del plasma y paralelo a la dirección de la soldadura. El CEMT se presenta si el campo electromagnético externo es perpendicular tanto al eje del arco del plasma como a la dirección de la soldadura. El CEMR es producido por dos o tres pares de polos magnéticos los cuales se encuentran alrededor del arco del plasma. La corona de campos magnéticos es producida por cuatro polos magnéticos los cuales se forman alrededor del arco [39].

Otra configuración es la de gradiente de campos magnéticos (GCM) en la cual se colocan dos bobinas con diferentes intensidades, éstas presentan un arreglo en el que tienen cierto grado de inclinación en referencia a la línea de desplazamiento de la antorcha de soldadura. El GCM es una variación del campo magnético en función de la posición. Un gradiente de campo magnético unidimensional es una variación con respecto a una dirección, mientras que un gradiente bidimensional es una variación en dos direcciones.

2.11.2 Efecto de la IEM sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la junta soldada

El uso de la interacción electromagnética es una técnica que recientemente se ha empezado a aplicar en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, para mejorar la resistencia a la corrosión en la ZAT, debido al fenómeno de la sensibilización, ocasionado por la precipitación de los carburos de cromo.

R. García y colaboradores [40], estudiaron el efecto de IEM de baja intensidad en los aceros inoxidable austeníticos enfocando su atención en la zona afectada térmicamente mediante el proceso de soldadura GMAW. En su estudio utilizaron un acero inoxidable 316L envejecido, la

soldadura fue realizada aplicando un campo electromagnético externo de baja 0, 1, 2 y 3 mT que al interactuar con el campo magnético generado por la corriente de soldadura produce una interacción electromagnética (IEM) de baja intensidad. Durante pruebas posteriores de ensayos electroquímicos, así como las pruebas mecánicas encontraron resultados favorables. En tales resultados se pueden observar el mejoramiento de las propiedades mecánicas y sobre todo en la resistencia a la polarización en agua de mar sintética. Esto se atribuyen a la vibración de la estructura cristalina, fenómeno ocasionado por la perturbación de los electrones, resultado de los dos campos magnéticos actuantes de acuerdo a la fuerza electromagnética de Lorentz. De todas las intensidades implementadas en su investigación la que obtuvo mejores resultados fue utilizando una intensidad de 1 mT, con esta intensidad se obtuvieron las mejores propiedades mecánicas (microdureza, resistencia a la tensión e impacto).

Varios estudios presentan la influencia que tiene la aplicación de IEM durante los procesos de soldadura [41] al mejorar, la morfología de la soldadura refina la microestructura, reduce los defectos y mejora el desarrollo de la unión. La IEM puede reducir los defectos sobre la soldadura. Por ejemplo, en el proceso GTAW y GMAW con la aplicación IEM el tamaño del ánodo y la forma del arco, reduce efectivamente el gradiente de temperatura, varía la tensión superficial del metal líquido, alterando tanto el flujo del metal líquido como la acumulación del metal fundido, previniendo la falta de penetración y socavados con una velocidad de soldadura alta, evita que el flujo del metal de soldadura se escurra e incrementa la fuerza de la unión. Además de que la IEM evita problemas de la falta de fusión lateral al agitar el arco en una soldadura estrecha. Mientras que en el proceso de soldadura GTAW con la aplicación de IEM inhibe la producción de poros en la soldadura [39].

Por lo descrito anteriormente R. García y colaboradores [42], describen el uso de la interacción electromagnética durante la soldadura de aceros inoxidable, en la cual observaron que durante la soldadura de un acero inoxidable austenítico 304 de 6 mm de espesor, hay un incremento de la resistencia a la corrosión intergranular, así como un incremento de las propiedades mecánicas tales como (microdureza, tensión e impacto) en la ZAT, en comparación de la soldadura tradicional, lo anterior lo atribuyen a los dos campos magnéticos actuantes durante el proceso de soldadura, el campo magnético generado por la corriente de soldadura, y el aplicado en forma externa en el rango de 3.2 a 14.7 mT, que al interactuar propician la homogenización del porcentaje de carbono en la

matriz y límites de los granos debido a la vibración ocasionada por la resultante de ambas fuerzas. Cabe mencionar que, para la caracterización electroquímica, utilizaron dos técnicas la primera fue el trazado de las curvas potenciodinámicas de polarización en agua de mar sintética y la segunda fue la medición de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo en la solución de (0.5M H₂SO₄ +0.01 KSCN).

De igual manera López y colaboradores [31] estudiaron los efectos de la aplicación de un campo magnético de baja intensidad durante la soldadura en la microestructura de la ZAT de un acero inoxidable AISI 304 soldado por el proceso de soldadura GMAW, encontrando que el carburo M₇C₃ se presentaba tanto en el acero inoxidable AISI 304 así como en la ZAT después de haber sido soldado. Determinaron que, en la soldadura con la presencia de un campo magnético externo de baja intensidad, los perfiles de composición química indicaban que el Cr dentro de los carburos exhibía una distribución homogénea y las zonas con contenido reducido se desaparecieron. Esta evidencia sugiere que la interacción electromagnética generada durante la soldadura con campo magnético externo de baja intensidad promueve la difusión de Cr en zonas sensibilizadas.

Asimismo, Leonardo y colaboradores [43], analizaron el efecto sobre la microestructura y propiedades mecánicas que tiene la aplicación de un campo electromagnético externo de 3 mT durante el proceso de soldadura del acero inoxidable dúplex (AID) 2205 y el acero inoxidable austenítico 316L, utilizando el electrodo ER-2209 con gas de protección 95% Ar + 3% N₂ + 2% O₂ y aporte térmico de 1.2 kJ/mm. Los resultados mostraron que con la aplicación de manera axial del CEME se observa reducción en la ZAT del 2205 mientras que los valores de microdureza se mantienen aproximadamente constantes, 254 ± 10 HV₁₀₀, pero con un ligero aumento en la ZAT a 272 ± 2 HV₁₀₀. La Figura 2.19 muestra las micrografías de la soldadura con 3 mT y 0 mT. Con la aplicación de CEME hay una reducción del 40% en la ZAT del AID 2205. Esto puede deberse a que la agitación electromagnética arranque mayor cantidad de metal parcialmente fundido y lo mezcle dentro de la zona de fusión (ZF). La microestructura de la ZAT puede ser crítica en las propiedades de la unión. Se observa crecimiento irregular de los granos de austenita en la ZAT 316L con un aumento en su tamaño de 75 ± 29 μm comparado con la condición de llegada. Esto fue ocasionado por el calor de aporte en el proceso de soldadura, resultando en una recuperación, recristalización y crecimiento de grano en diferentes áreas.

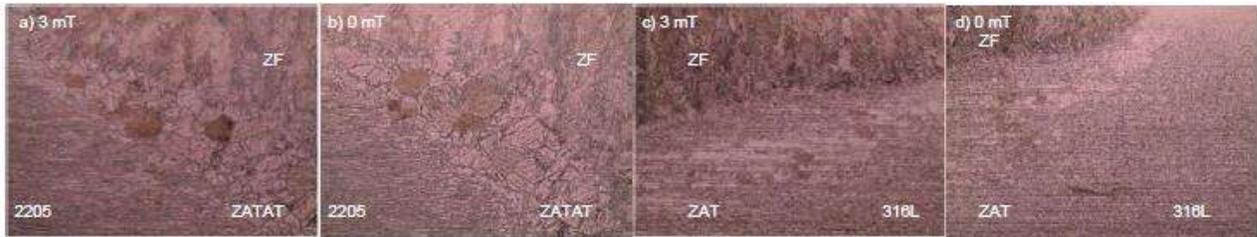


Figura 2.19 Micrografías de la soldadura mostrando la ZATAT del 2205 y ZAT del 316L.

De igual manera García M. y col [44] analizaron el efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex. Las soldaduras se efectuaron en un solo paso por el proceso de soldadura GMAW, ajustando las variables operativas para un aporte térmico de 1.4 kJ/mm y aplicando campos electromagnéticos externos de 3, 9, y 15 mT, el gas de protección fue una mezcla de 98% Ar + 2% O₂. En la Figura 2.20, se muestran los perfiles de las juntas soldadas y se pueden distinguir la ZF y la ZAT. Referente a la microestructura, se observa que hacia la sección media de los perfiles de soldadura es notable el crecimiento de grano ferrítico y el ensanchamiento de la ZAT. En la misma figura se muestran las mediciones de tamaño de grano. Por otro lado, las soldaduras de 9 mT, en la figura 2.20 presenta un perfil muy semejante a la de 0 mT, tanto en la ZAT como en la ZF donde estos granos columnares nuevamente se extienden hacia el centro de la ZF, y el perfil de la ZAT presenta un ensanchamiento más prominente en la región media del perfil, donde los valores de tamaño de grano son semejantes en la ZAT, Figura 2.20 b), pero con un ligero refinamiento de grano en la ZF, Figura 2.20 b), el cual es atribuible a la agitación electromagnética (AEM). Este efecto es más visible en la soldadura con CEME de 15 mT, la cual presenta una reducción más clara de la ZAT tanto en dimensión como en tamaño de grano, con valores muy semejantes a los observados con 3 mT, Figura 2.20 a) y b). Se observa entonces que la IEM reduce el tamaño de grano tanto en la ZAT como en la ZF, esto puede ser debido a que material parcialmente fundido fue arrastrado hacia el centro de la ZF al incrementar la AEM del metal líquido. Los mecanismos mencionados evitaron que la fase delta siguiera creciendo y por consiguiente no disolvieron totalmente a la fase de la ZAT, fase que posiblemente bloqueó el crecimiento excesivo de la fase delta y que durante el enfriamiento facilitó su regeneración para tener un mejor balance de fases.

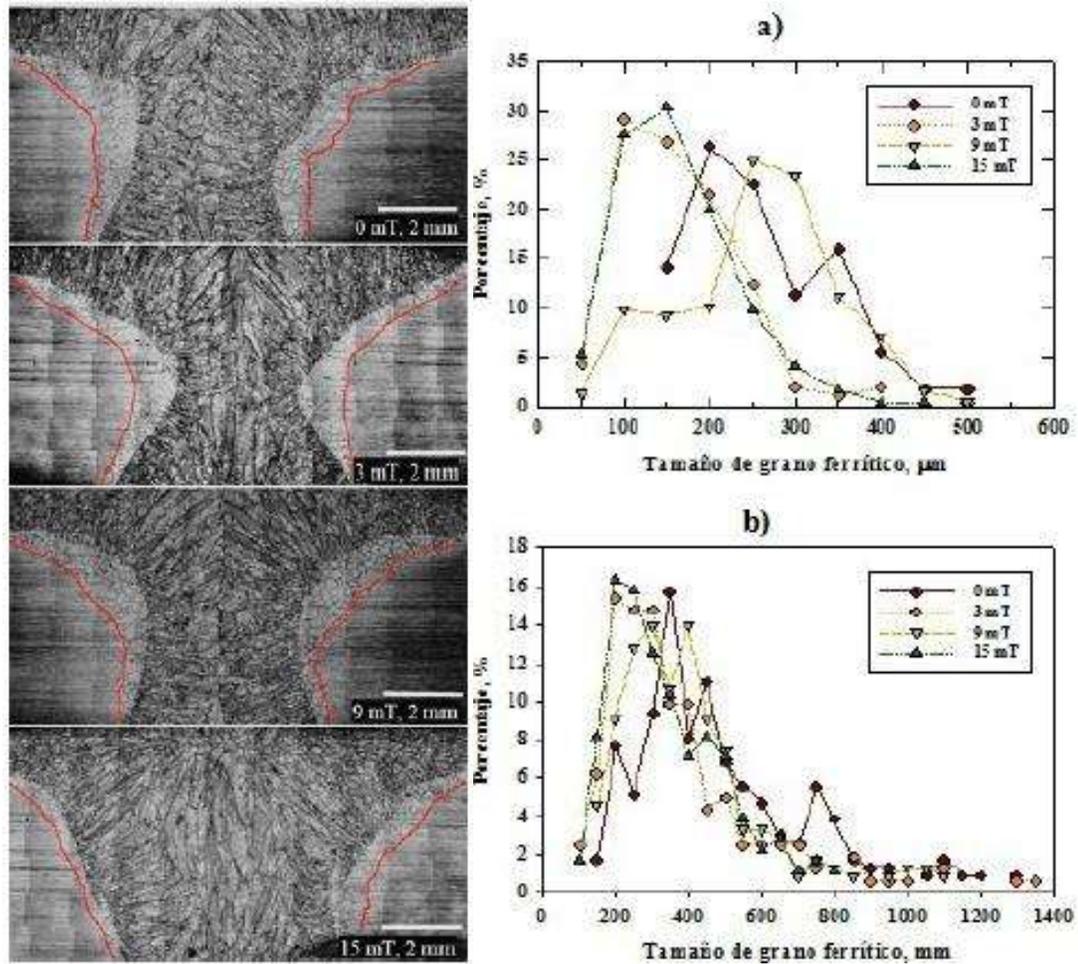


Figura 2.20 Ensamble de las micrografías de las diferentes zonas de las juntas soldadas y medición de tamaño de grano en la a) ZAT y b) ZF de las juntas soldadas [44].

Se observa que la IEM reduce la zona afectada térmicamente y refina el tamaño de grano en el metal de soldadura contribuyendo a la mejora de la relación de fases ferrita/austenita.

2.11.4 Efecto de la IEM sobre la solidificación de la piletta de la soldadura

En función de la teoría de subenfriamiento de la composición química y el criterio de la fragmentación de dendritas debido a la agitación electromagnética, la IEM sobre la piletta líquida de la soldadura y el metal base pueden refinar el grano, cambiar la dirección del crecimiento, mejorar la morfología del grano, reduce la composición de la segregación, cambiar la morfología y distribución de eutécticos, prevenir el agrietamiento durante el enfriamiento después de la

solidificación por el relajamiento de esfuerzos, reducir el ancho de la zona de fusión y la ZAT, así como evitar el crecimiento de grano [45].

Se ha demostrado además que la IEM puede reducir la precipitación de fases detrimentillos y mejora las características mecánicas y fisicoquímicas de la unión soldada en aceros inoxidable [45].

En la aplicación de IEM, la fuerza de Lorentz actúa promoviendo la agitación electromagnética (AEM) en estado líquido y las fuerzas de magnetización controlan cambios microestructurales en el estado sólido. La AEM favorece el movimiento de convección al actuar como una fuerza motriz extra ya sea para minimizar o aumentar la convección sobre el metal líquido lo cual se verá reflejado en la estructura final solidificada. En la soldadura se ha comprobado que el control de los flujos convectivos de la piletta de soldadura puede ayudar a conseguir un subenfriamiento constitucional grande obteniendo una solidificación dendrítica equiaxiada. Esto se puede corroborar en el diagrama de gradiente térmico vs. velocidad de crecimiento, como se muestra en la figura 2.21 donde al obtener una relación G/R baja se consigue un modo de solidificación equiaxiado y una relación G/R alta donde se obtiene un tamaño de grano pequeño [46].

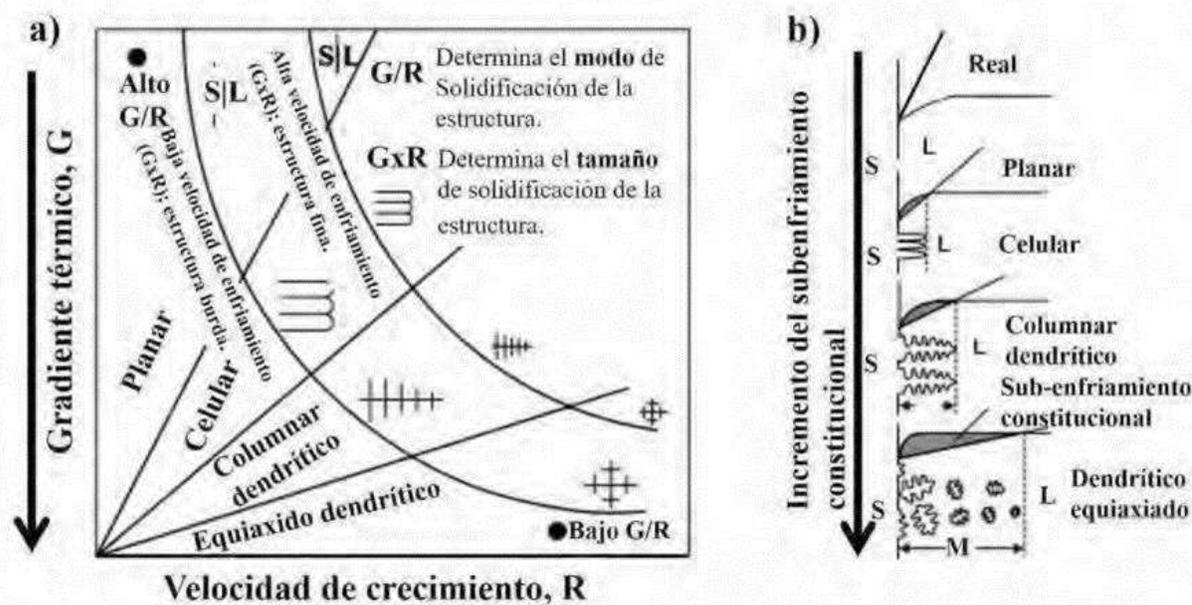


Figura 2.21 Efecto del gradiente de temperatura (G) y velocidad de crecimiento (R) sobre la morfología y el tamaño de la microestructura solidificada [46].

CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Se abordará el proceso experimental efectuado para la realización de la unión mediante soldadura de arco sumergido de los aceros 304L / 347, posterior a esto se realizó la caracterización microestructural, mecánica, así como electroquímica empleando los ensayos pertinentes.

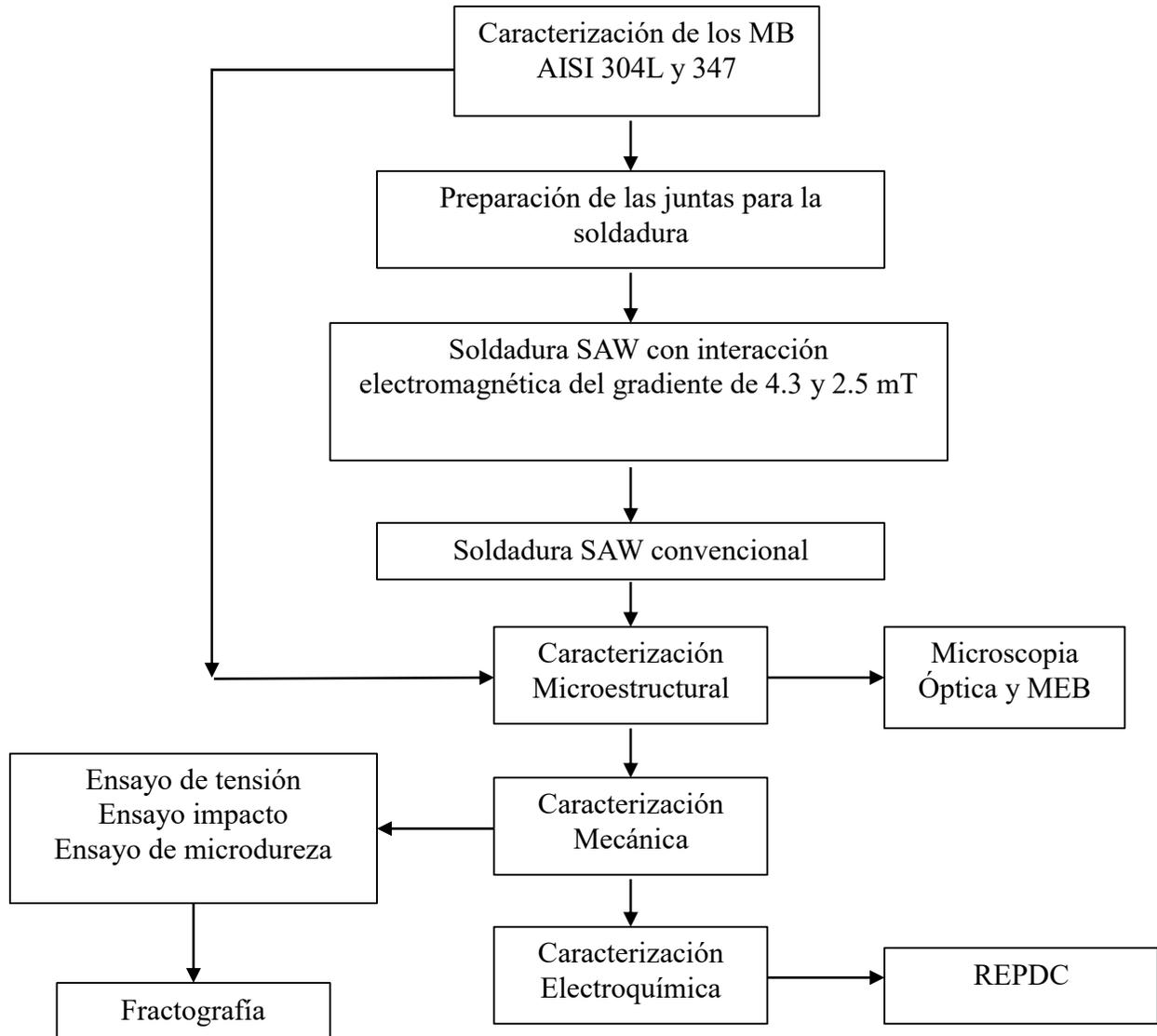


Figura 3.1 Secuencia de metodología experimental.

3.1 Materiales base y electrodo

Se utilizaron placas de material base de los siguientes aceros:

1. Placa de 6.35 mm de espesor de acero inoxidable austenítico 304L.
2. Placa de 6.35 mm de espesor de acero inoxidable austenítico 347.

Ambos aceros se usaron en la condición de llegada rolados en caliente, para el caso del electrodo se utilizó el ER310 de 1.2 mm de diámetro, el fundente implementado fue el Lincoln weld P2007 flux.

La composición química de los materiales base que se implementaron en el presenta trabajo se muestran en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química en % en peso de las placas de acero 304L y 347 así como del electrodo ER310.

Elemento	C %	Mn %	Si %	Cr %	Ni %	P %	S %	Nb %	N%
304L	0.03	2.00	1.00	18.31	8.21	0.04	0.03	/	0.04
347	0.04	1.5	0.36	17.3	9.3	0.045	0.03	0.65	0.04
ER310	0.09	1.7	0.52	27.1	20.4	0.01	0.003	/	0.47

3.2 Caracterización de los metales base de AIA 304L y 347

Las muestras de los metales base de acero inoxidable 304L y 347 fueron cortadas de manera longitudinal y transversal. Posteriormente se les efectuó la preparación metalográfica con técnicas de metalografía estándar, pulido en un acabado tipo espejo con con alúmina de 3 μ m utilizando una mezcla de agua destilada y alúmina, para posteriormente ser atacado con una solución de 8 mL HCl, nítrico 4 mL HNO₃ por un periodo de 45 segundos, con el objetivo de revelar su microestructura, y observarlo en un microscopio óptico CARL ZEISS con con capacidad de 50,100, 200, 500 y 1000 magnificaciones.

3.3 Preparación de las placas para el proceso de soldadura

Se cortaron placas de los aceros inoxidable austenítico 304L y 347 de 200 x 70 mm utilizando una sierra cinta tipo RF 812N y mediante una fresadora se prepararon las uniones de las placas en simple V con

ángulo de 60° con un talón de 1.5 mm y una separación de 1.2 mm, como se muestra en la Figura 3.2, una de las juntas fue utilizada para el proceso de soldadura de manera convencional sin la aplicación de campos magnéticos Realizando la soldadura en una sola pasada, utilizando el proceso de soldadura SAW.

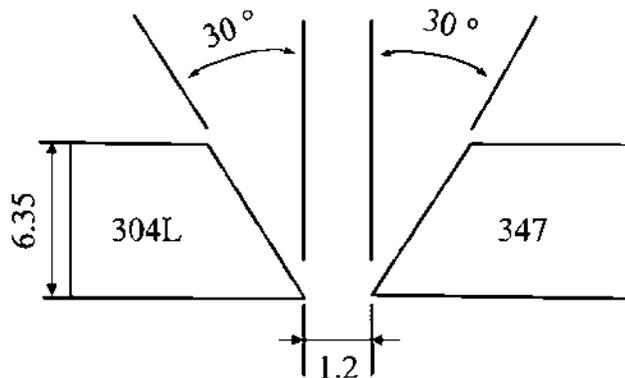


Figura 3.2 Diseño de junta en mm.

La unión soldada debe presentar propiedades mecánicas iguales o superiores al metal base y un funcionamiento adecuado durante el servicio, para ello debe existir penetración completa en la unión. La soldadura de los aceros inoxidables presenta una limitante, ya que el metal fundido es menos fluido comparado con el acero al carbono, lo que puede producir una menor penetración. Para contrarrestar este efecto es necesario hacer una preparación adecuada [40].

Los parámetros operativos utilizados en el proceso de soldadura se muestran en la tabla 3.2. Cabe mencionar que para la soldadura convencional se soldó sin la aplicación de campos magnéticos. Esto con el objetivo de efectuar las comparaciones pertinentes en las propiedades mecánicas y cambios microestructurales que se pudieran generar. Una vez soldadas las placas de acero inoxidable austenítico 304L y 347 de forma convencional, se procedió a soldar las placas aplicando la interacción electromagnética de baja intensidad. Con las condiciones especificadas en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Parámetros operativos del proceso de soldadura.

Unión	1	2	3
Intensidades de campos magnéticos	Soldadura sin IEM	Soldadura con IEM 4.3 - 2.5 mT	Soldadura con IEM 4.3 - 2.5 mT
Corriente (A)	240	240	238
Voltaje (V)	30.1	30	31
Velocidad de desplazamiento (mm/s)	3.43	3.43	3.43
Dirección de campos magnéticos	Sin campo	Perpendicular al arco eléctrico	Perpendicular al arco eléctrico
Velocidad de alimentación (mm/s)	83.33	83.33	83.33
Aporte térmico kJ/mm	2.0008	2.0008	2.0008
Fundente	ER310	ER310	ER310

3.3 Proceso de soldadura de las placas

Se utilizó una máquina semiautomática de corriente directa Miller dimensión 652 con una capacidad de 650 A, con una eficiencia aproximada al 75%. Con un voltaje a circuito abierto de 50 V y un voltaje de trabajo entre 0 a 40 V.

La soldadura fue efectuada en una pasada con corriente directa y polaridad inversa para lograr mayor penetración, mejor aspecto superficial de la junta. La distancia de la antorcha con respecto a la pieza de trabajo fue de 12 mm (stick-out).

Los parámetros operativos del proceso de soldadura fueron; un voltaje de 30.1 Volts, corriente 240 Amperes, velocidad de alimentación de 83.33 mm/s, velocidad de desplazamiento de 3.43 mm/s, la eficiencia del aporte de calor del proceso de soldadura SAW es de 95%. El aporte térmico fue de 2.0008 kJ/mm, este aporte térmico fue calculado por la ecuación 2.

$$Q = \eta \frac{EI}{V} \quad (2)$$

E.- Voltaje, V.

I.- Corriente, A.

Q.- Aporte térmico, J/mm.

η . – Eficiencia del aporte de calor del proceso de soldadura.

V.- Velocidad de avance de la antorcha, mm/s.

3.3 Aplicación de IEM con campos magnéticos.

Durante la unión de los aceros 304L/347 se aplicaron dos campos electromagnéticos externos con diferentes intensidades de 2.5 mT y 4.3 mT, respectivamente, con una inclinación de 45° respecto a la línea de soldadura y semi paralelos entre sí, sin estar completamente enfrentados, generando así un gradiente magnético como se ilustra en la figura 3.3.

Para la generación del campo electromagnético se utilizó una fuente portátil de corriente variable marca PARKER modelo DA-1500, esta alimentó corriente eléctrica constante en las bobinas. Las bobinas utilizadas fueron de 15 cm de diámetro con 3 espiras para la bobina que genera el campo de 4.3 mT y con dos espiras para la bobina que genera el campo de 2.5 mT, como se muestra en la Figura 3.2.

El campo electromagnético se midió en función de la corriente mediante el uso de un gaussímetro digital marca FW-Bell, el cual consiste en una lámina delgada por donde pasan las líneas de flujo de campo magnético y mediante un dispositivo electrónico convierte esta señal analógica en digital mostrándonos unidades de mT.

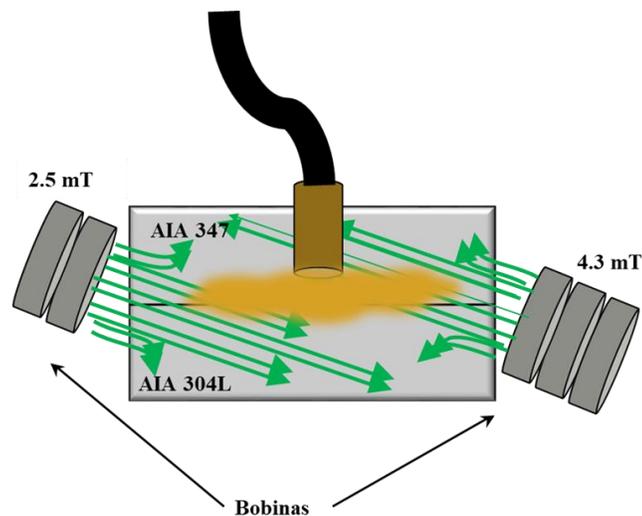


Figura 3.3 Arreglo experimental del proceso de soldadura de arco sumergido con aplicación de campos magnéticos externos.

3.4 Caracterización de las uniones soldadas

Se realizó la valoración superficial de las juntas soldadas con IEM y sin IEM para esto se inspeccionaron de manera visual buscando defectos como porosidades, socavados, falta de penetración, salpicaduras y posibles fisuras.

Posteriormente las uniones soldadas con y sin IEM, se seccionaron en 12 probetas con las dimensiones de 6.35 x 13 x 150 mm, posteriormente fueron identificadas y marcadas para su caracterización correspondiente acorde a como se ilustra en la Figura 3.4.

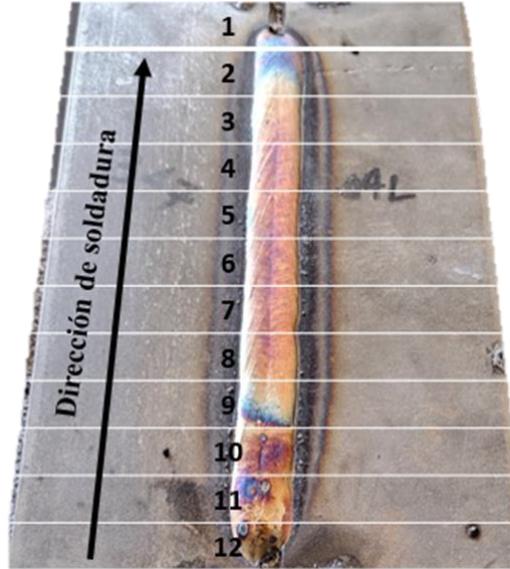


Figura 3.4 Seccionado transversal de las juntas soldadas en probetas de 13 mm de espesor, la flecha es indicador de la dirección en que fueron soldadas las uniones.

Tabla 3.3 Probetas seleccionadas para las diferentes pruebas a realizar a las juntas soldadas.

Caracterización	Con IEM	Sin IEM
	N.º Probeta	
Microscopia óptico	2,6,10	2,6,10
MEB	2,6,10	2,6,10
Microdureza	2,6,10	2,6,10
Impacto	3,7	3,7
Tensión	5,9,11	5,9,11
Electroquímica	4,8	4,8

3.4 Caracterización microestructural

Las muestras de los metales base de acero inoxidable 304L y 347 fueron cortadas de manera longitudinal y transversal mientras que las uniones soldadas fueron cortadas transversalmente. Posteriormente se les efectuó la preparación metalográfica convencional, que consistió en desbaste con lijas de carburo de silicio con una granulometría desde 80 hasta 2000. Después de esto las muestras se pulieron con un acabado a espejo con alúmina de 3 μm utilizando una mezcla de agua destilada y alúmina. Posterior a esto, la microestructura de cada muestra de material base, así como de las soldaduras fue revelada mediante un ataque químico por inmersión-agitación, utilizando una solución de 8 mL HCl, nítrico 4 mL HNO_3 por un periodo de 45 segundos. Finalmente, a todas las muestras atacadas se le efectuó limpieza mediante baño ultrasónico para eliminar impurezas superficiales con acetona y secadas con aire.

La caracterización por microscopía óptica se efectuó utilizando un equipo CARL ZEISS invertido acoplado a un procesador mediante el cual se adquirieron imágenes digitales a diferentes aumentos de las diferentes zonas de interés de las muestras de metal base, así como de las zonas de las uniones soldadas como lo son la ZRG y ZCG que constituyen la ZAT.

La caracterización microestructural fue complementada mediante MEB, en el cual se capturaron imágenes en el modo de electrones secundarios y retrodispersados, junto con esto se realizaron análisis químicos puntuales y lineales semicuantitativos por espectroscopia de rayos X por dispersión de energía (EDX por sus siglas en inglés) de las fases presentes, así como de los precipitados.

3.5 Caracterización mecánica

Para la caracterización mecánica se llevaron a cabo ensayos de micro dureza Vickers, tensión e impacto Charpy.

3.5.1 Microdureza Vickers

Para todas las condiciones las muestras fueron previamente rectificadas para asegurar que la cara superior e inferior fuera perfectamente paralelas entre sí.

Las mediciones de microdureza Vickers (HV) se realizaron en las muestras que se utilizaron para la caracterización microestructural de las placas base, así como de las uniones soldadas.

Las identaciones se hicieron acorde a la norma ASTM-E 10, con una carga aplicada de 100 g durante 10 s por indentación. En los metales base se efectuaron 3 barridos con 50 mediciones en forma paralela con una separación entre ellas de aproximadamente 250 μm como se ilustra en la figura 3.5.

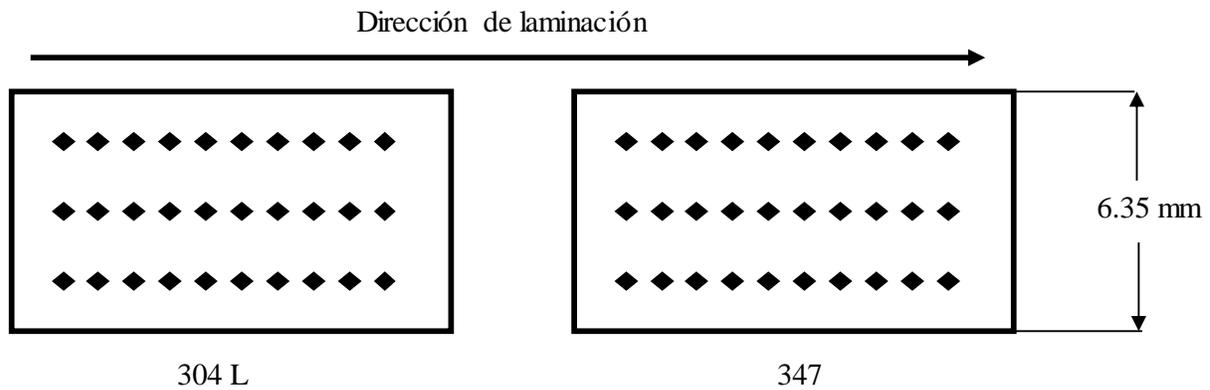


Figura 3.5 Barridos con 50 impresiones de microdureza HV₁₀₀ realizados a los metales base, dimensiones en mm.

Las juntas soldadas con y sin interacción electromagnética se indentaron en perfiles de la sección transversal en la unión soldada, realizando tres perfiles de microdureza, superior, medio e inferior como se muestra en la Figura 3.6. La distancia entre indentaciones fue de 250 μm , con separación entre cada barrido de 1500 μm y un ancho de 25000 μm .

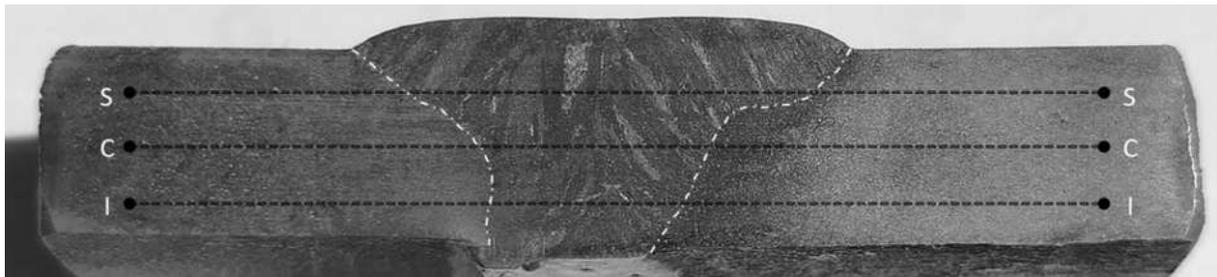


Figura 3.6 Barridos de microdureza HV₁₀₀ efectuados en las juntas soldadas.

3.5.2 Ensayo de tensión

Se cortaron 6 muestras de los metales base en sentido transversal y longitudinal a la laminación, mientras que para las juntas soldadas se seleccionaron 6 muestras de cortes transversales de la soldadura para ambas condiciones con y sin interacción electromagnética.

Para el ensayo de tracción uniaxial las probetas fueron maquinadas acorde a la norma ASTM-E8M como se ilustra en la Figura 3.7. para el caso de las uniones soldadas el cordón de soldadura quedo ubicado a la mitad de la sección reducida de la probeta.

Posteriormente fueron ensayadas con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 6 mm/min, haciendo uso de la maquina universal de ensayos mecánicos marca Zwick/Roell, modelo Z100.

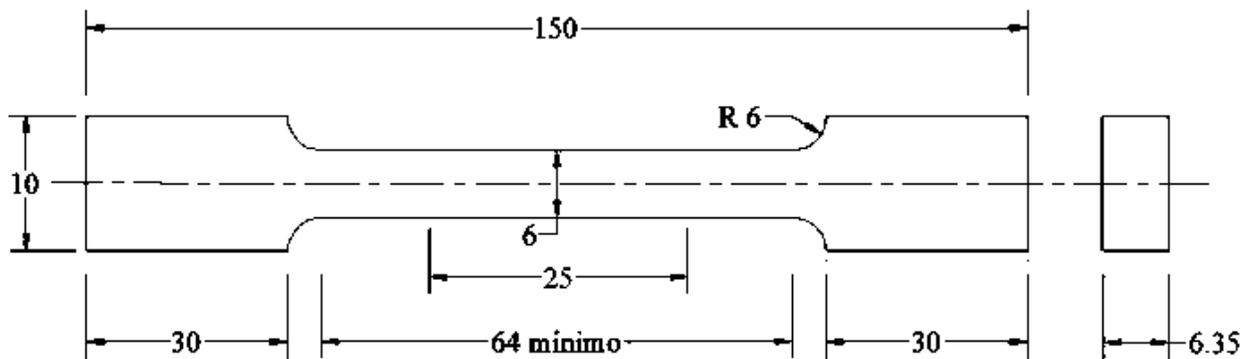


Figura 3.7 Probetas para ensayo de tracción uniaxial de acuerdo con la norma ASTM E8 / E8M, unidades en mm [44].

3.5.3 Ensayo de impacto Charpy

Se cortaron probetas del cordón en forma transversal, seleccionando dos tantos de cada muestra para las condiciones de soldadura sin IEM y con IEM.

Para ubicar el maquinado de la muesca en las muestras soldadas, las piezas fueron desbastadas con papel de carburo de silicio hasta una granulometría de 2000 y atacadas químicamente por inmersión-agitación, utilizando una solución de 8 mL HCl, nítrico 4 mL HNO₃ por un periodo de 45 segundos.

Posteriormente fueron maquinadas de acuerdo con la norma ASTM E-23 [47], como se indica en la Figura 3.8, el ensayo se realizó a temperatura ambiente, en la máquina para pruebas de impacto marca Tinius Olsen, empleando un péndulo con una capacidad de energía de 358 J.

Al igual que en las pruebas mecánicas de tensión, el principal interés estuvo centrado en la zona afectada térmicamente, por lo anterior se procedió a elaborar probetas de forma rectangular e inducir la fractura en dicha zona como se indica en la figura 3.8. Finalmente, las fracturas fueron observadas el equipo JEOL JSM6400.

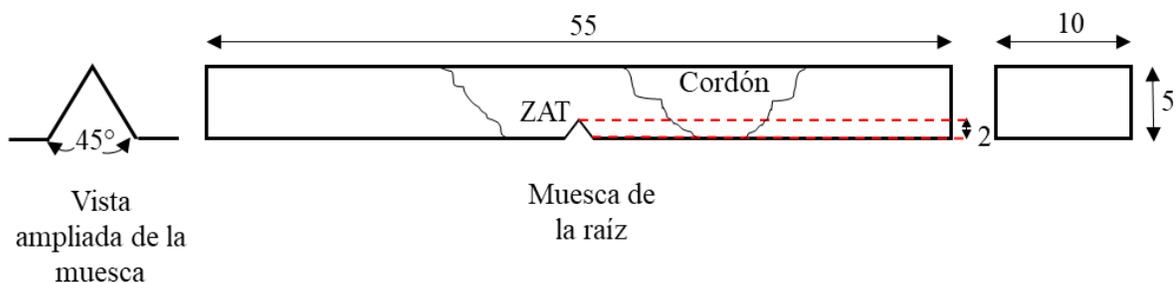


Figura 3.8 Diseño de las probetas para el ensayo Charpy con la muesca en la ZAT del metal base de las juntas soldadas.

3.6 Caracterización electroquímica

Uno de los aspectos principales que se han venido mencionando de los AIA son las características de su resistencia a la corrosión. Para la cual se realizaron ensayos electroquímicos para la determinación del grado de sensibilidad. Para ambos casos en la ZAT de la condición con y sin IEM.

3.6.1 Preparación de las probetas para ensayos electroquímicos

Para la elaboración y preparación de las probetas correspondientes para las pruebas de corrosión los cortes fueron realizados en las dos placas de los AIA 304L y 347, con las dimensiones mencionadas a continuación, el primer corte se realizó a 3 mm de la línea de fusión, lo anterior tanto para el lado izquierdo y derecho del cordón de soldadura, por consiguiente, se procedió a que los siguientes cortes fuesen paralelos a una distancia de 1cm aproximadamente. Como se ilustra en la figura 3.9

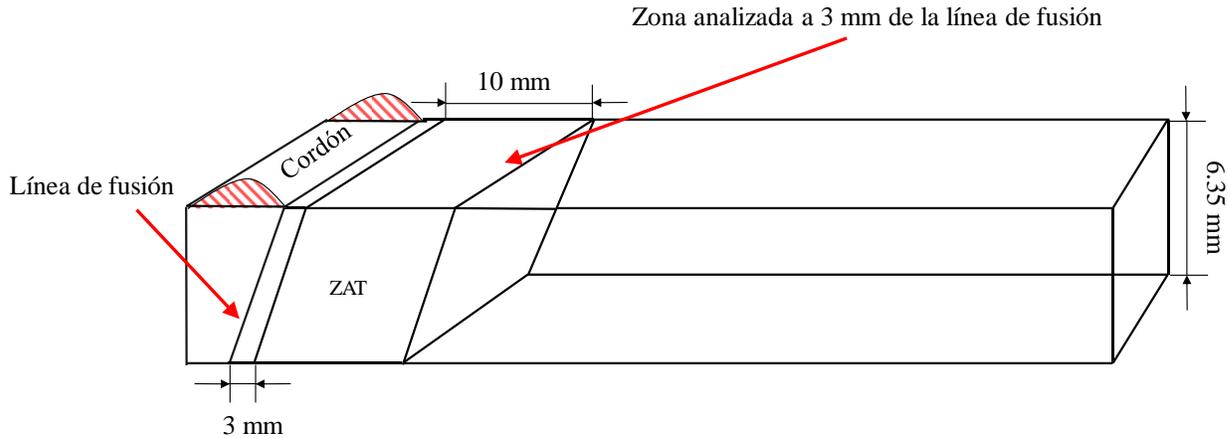


Figura 3.9 Esquema del corte de probetas de la zona afectada térmicamente de las juntas soldadas para las pruebas de corrosión.

Los cortes realizados anteriormente, tuvieron el objetivo de obtener cuatro probetas de la ZAT, justo donde se estudia el fenómeno de sensibilidad, para las juntas soldadas de manera convencional y con IEM, se cortaron probetas con las dimensiones siguientes: 1 cm de largo x 1 cm de ancho y .635 cm de espesor.

Las probetas cortadas de la ZAT se embebieron en resina epóxica, conectando un alambre de cobre en la cara posterior de la muestra para hacer la conexión eléctrica y formar la celda electroquímica convencional de tres electrodos. Previo a la realización de los ensayos, las muestras se desbastaron con lijas de carburo de silicio en un rango de granulometría desde 80 hasta 2000.

3.6.2 Evaluación al grado de sensibilidad.

Para determinar el GDS de las diferentes probetas se utilizó la técnica REPDC. Con esta técnica se mide la relación I_r/I_a , donde I_r es el valor del pico máximo de la corriente anódica en la curva de reactivación, mientras que I_a es el valor del pico máximo en la corriente anódica en la curva de activación, la evaluación del límite entre un material sensibilizado y un material no sensibilizado es $I_r/I_a > 0.05$.

Para determinar el grado de sensibilización se realizó un seguimiento del potencial vs tiempo durante 20 minutos antes de cada prueba con el fin de estabilizar el E_{corr} . Después se comenzó con la prueba de REPDC, la técnica inicia con un barrido catódico hasta que llega al potencial de corrosión después de pasar este potencial continua la curva anódica hasta formar una capa pasiva posteriormente comienza la corriente de reactivación en donde se corroe el material hasta llegar al potencial de corrosión.

Las pruebas se efectuaron con una velocidad de 1 mV/s, desde un sobre potencial catódico de $\eta_c = -200$ mV vs potencial de circuito abierto (OCP), hasta un sobrepotencial anódico de $\eta_a = 600$ mV vs OCP en una solución de 0.5M HCL +1M H₂SO₄ a la temperatura ambiente. Como se indica en la Figura 3.10 el ensayo se llevó a cabo en una celda electroquímica de tres electrodos los cuales fueron: trabajo, referencia, calomel saturado y auxiliar de grafito. Las muestras fueron llevadas a observación y análisis en Microscopio óptico con capacidad de 1000x.

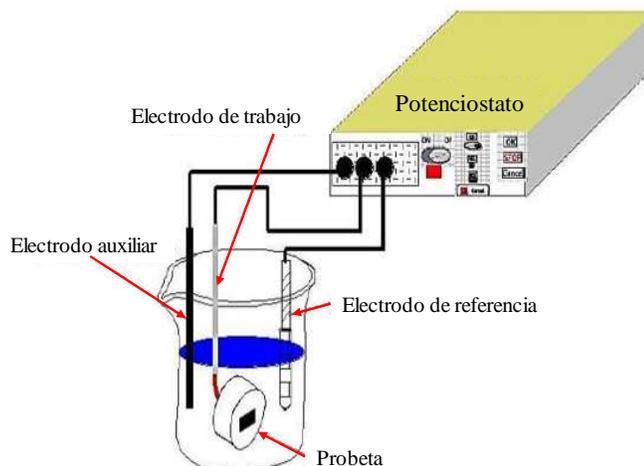


Figura 3.10 Configuración de la celda electroquímica para evaluar el GDS.

CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 Caracterización microestructural de los MB

En la Figura 4.1 se muestran las microestructuras de los metales base de los AIA 304L a) - b) y 347 c) - d) en su condición de recibidos.

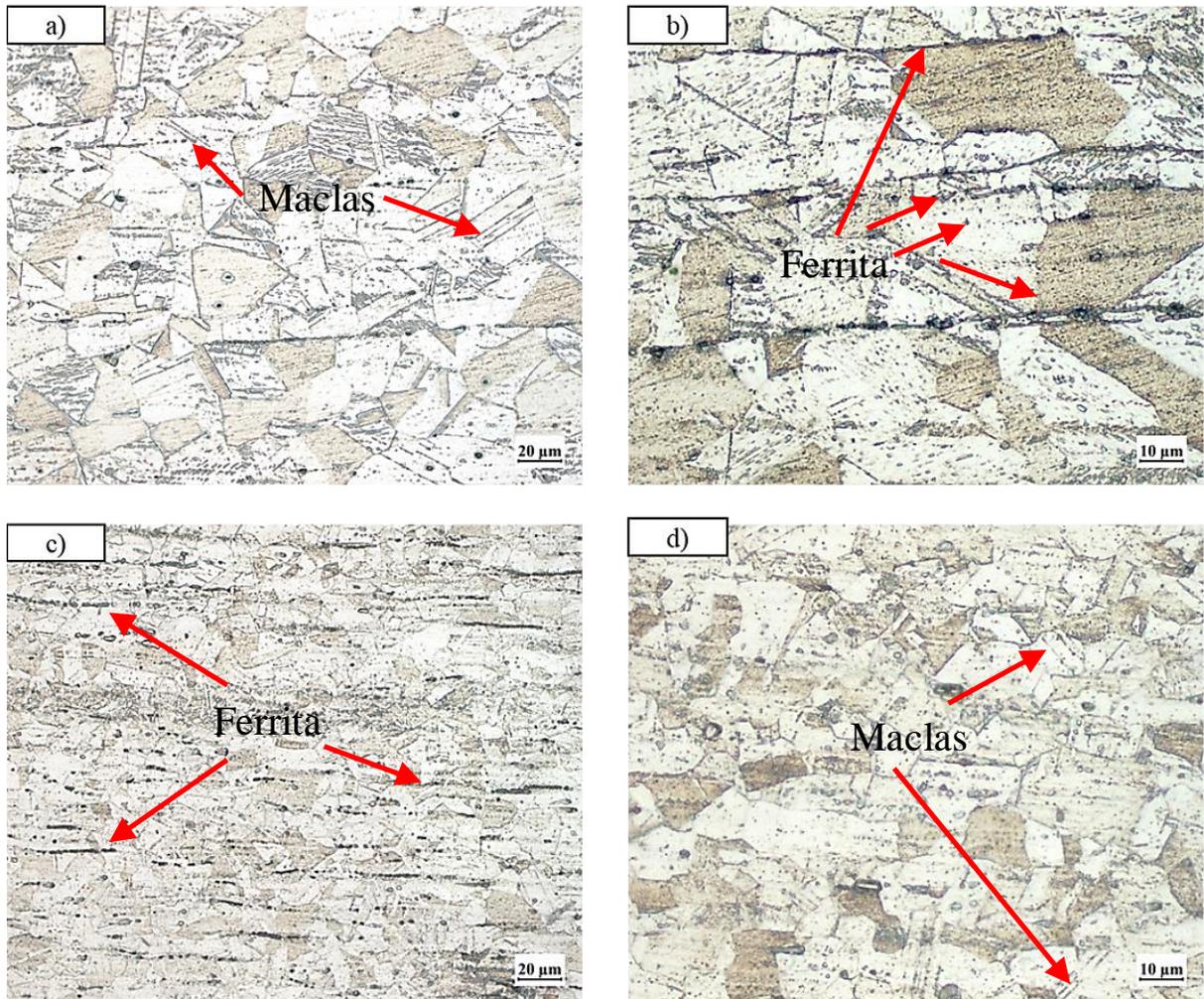


Figura 4.1 Micrografías de los metales base, a) y b) del acero 304L, c) y d) del acero 347.

Las micrografías 4.1 a) y b) muestra la microestructura común de un acero inoxidable austenítico 304L, en él se puede apreciar que se posee una matriz austenítica, con presencia de algunos vestigios de ferrita en los límites de grano, además se presentan algunos indicios de maclado, resultado de la laminación en frío a la cual fue sometido en su proceso de conformado. Para las

micrografías 4.1 b) y c), se puede apreciar que también presenta una matriz austenítica (γ) en este caso se trata del acero 347 el cual es un AIA y cuenta con niobio como estabilizador, en él se observan líneas de ferrita acicular en forma de listones que se agrupan en los límites de grano, las cuales se presentan alineadas en la dirección de la laminación del material. La ferrita contenida para ambos AIA es el resultado de la segregación de los elementos promotores de ella, como es el caso del cromo.

La presencia de ferrita en la microestructura puede reducir la ductilidad y tenacidad, además, puede ser usada como sitio preferencial para la precipitación de carburos $M_{23}C_6$ y por ende de fases detrimentales, las cuales son agentes causantes de la fragilización de los AIA. Tal como se ha reportado en otras investigaciones [4, 22, 27].

Por otro lado, se observa que el tamaño de grano austenítico para el AIA 347 es menor en comparación con el AIA 304L. Beltran R., y colaboradores [28] señalan que el grado de sensibilización de un acero inoxidable incrementa, a medida que las placas son deformadas en el proceso de conformado, aunado a esto, el grado de sensibilización tiende a disminuir cuando menor es el tamaño de grano, de igual manera S.K. Mannan y colaboradores [48] hablan sobre la cinética de la sensibilización llegando a la misma conclusión.

4.2 Apariencia superficial de las uniones soldadas

La figura 4.2 muestra la apariencia superficial de los cordones de soldadura depositados de manera convencional a) y con interacción electromagnética de 4.3-2.5 mT, observándose que ambas presentaron una buena apariencia superficial y uniformidad en el ancho de la soldadura además de una superficie sana. Sin embargo, para la condición de soldadura convencional la figura 4.2 a) esta presenta mayor cantidad de sobremontá.



Figura 4.2 Apariencia superficial de las placas después del proceso de soldadura, a) soldadura convencional, b) soldadura con IEM.

4.3 Perfiles de soldadura depositados

En la figura 4.3 se presentan las macrográficas de las soldaduras donde se muestran los perfiles transversales de los cordones de soldadura depositados, los cuales corresponden a las soldaduras: a) soldadura convencional sin IEM, b) soldadura con la aplicación de IEM.

En esta figura 4.3 se puede apreciar la morfología de las soldaduras, donde destaca la soldadura b) la cual presenta mayor uniformidad en el cordón de soldadura depositado con IEM, propiciado por el gradiente magnético de 4.3-2.5 mT generado por las bobinas. Esta uniformidad se desea preferentemente cuando se efectúan soldaduras en una sola pasada y con material de aporte, con un proceso de alto aporte térmico como lo es el proceso de soldadura SAW.

En lo que respecta a el tamaño de la ZAT, en las soldaduras efectuadas con IEM se observa que disminuye esta zona con respecto a la soldadura efectuada sin IEM. Esto se atribuye a que el MB parcialmente fundido fue arrastrado hacia el centro de la pileta de la soldadura al incrementar la agitación electromagnética del metal líquido por efecto del IEM [44] lo cual reduce los gradientes térmicos entre el centro de la pileta y la región adyacente. En la macroestructura para la soldadura

sin IEM se aprecian granos columnares al igual que en las soldaduras con IEM siendo más finos los granos para esta condición, no se observan diferencias en el ancho de la sobremonta para las dos condiciones de soldadura, pero si es posible apreciar que el ancho de raíz, así como el ancho del cordón son de menor tamaño para la soldadura con IEM, así como de la ZAT. Esto es atribuible a la aplicación de los CEME, los cuales generan las líneas de flujo magnético que, al encontrarse entre ellas, tienen influencia sobre la macroestructura de acuerdo con la posición de la placa y la orientación del gradiente magnético [39].

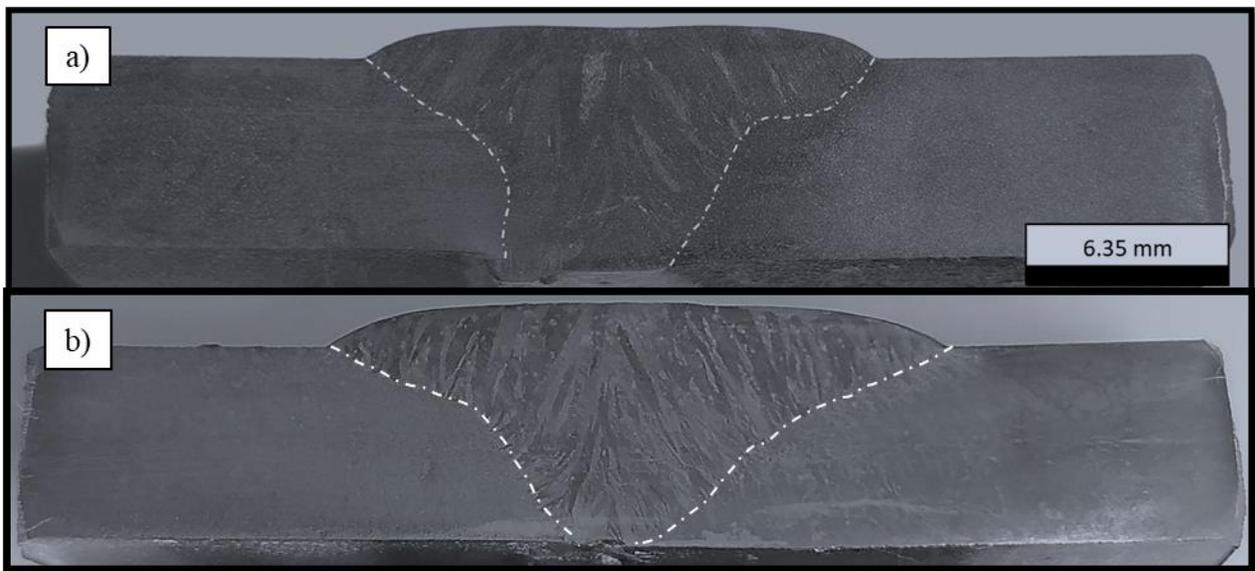


Figura 4.3 Macrográficas de los perfiles transversales de las juntas soldadas, a) soldadura convencional sin IEM, b) soldadura con aplicación de IEM.

4.4 Caracterización microestructural de las juntas soldadas

En la Figura 4.4 se puede observar las microestructuras de las juntas soldadas de las placas de acero 347 en la condición de soldadura convencional sin IEM figura 4.4 c) y soldaduras con interacción electromagnética figura 4.4 a) y b). En todas las micrográficas se pueden observar las zonas de la soldadura: metal de soldadura, zona de refinamiento de grano, zona de crecimiento de grano, correspondientes a la ZAT. En la figura 4.4 a) y b) se observa que la ZRG aumenta de tamaño, esto se ve reflejado con una morfología equiaxial. Además, también se aprecia una notable disminución de la ZCG así como del tamaño de grano en la ZAT del AIA 347 soldado con IEM, como se muestra

en la tabla 4.1, se aprecia que el tamaño de grano es de 18 .099 μm que en comparación con el tamaño de grano de la ZAT del AIA 347 soldado de manera convencional es de 61.052 μm lo que nos da una diferencia de tamaños de granos de 42.95 μm , en el primer caso se presenta una morfología de grano más homogénea y de tamaño uniforme. Esto es atribuible a la aplicación de IEM, la fuerza de Lorentz actúa promoviendo la agitación electromagnética en estado líquido. La AEM favorece el movimiento de convección al actuar como una fuerza motriz extra, aumentando la convección sobre el metal líquido lo cual se ve reflejado en la estructura final dendrítica equiaxiada [46].

Además también la figura 4.4 a) y b), se puede observar la precipitación de ferrita en forma de listoncillos en los bordes de grano, así como una distribución uniforme de esta ferrita a lo largo de la línea de fusión, así como en la ZAT, la formación de la ferrita en los bordes de grano disminuye el agrietamiento en caliente, y logra restringir el crecimiento de grano austenítico [8].

Tabla 4.1 Tamaño de grano de las diferentes ZAT de las juntas soldadas.

Zona	Material	Tamaño de grano (μm)
ZAT soldadura convencional	347	61.062 \pm .052
ZAT soldadura con interacción electromagnética	347	18.099 \pm .023
ZAT soldadura convencional	304L	14.025 \pm 0.54
ZAT soldadura con interacción electromagnética	304L	17.089 \pm .033

Por otra parte en la soldadura convencional sin IEM del AIA 347 correspondiente a la figura 4.4 c), se puede observar una notable disminución de la ZRG, así como un aumento de tamaño de grano en la ZAT como ya se mencionó anteriormente, además también se observa una menor presencia de ferrita en los bordes de grano, esta menor presencia de ferrita se atribuye al alto calor de aporte que genera el proceso de soldadura SAW, resultando en una recuperación, recristalización y crecimiento de grano en diferentes áreas en comparación con la soldadura con IEM donde como ya se dijo antes los flujos convectivos de la pileta de soldadura ayudaron a disminuir el tamaño de grano [43].

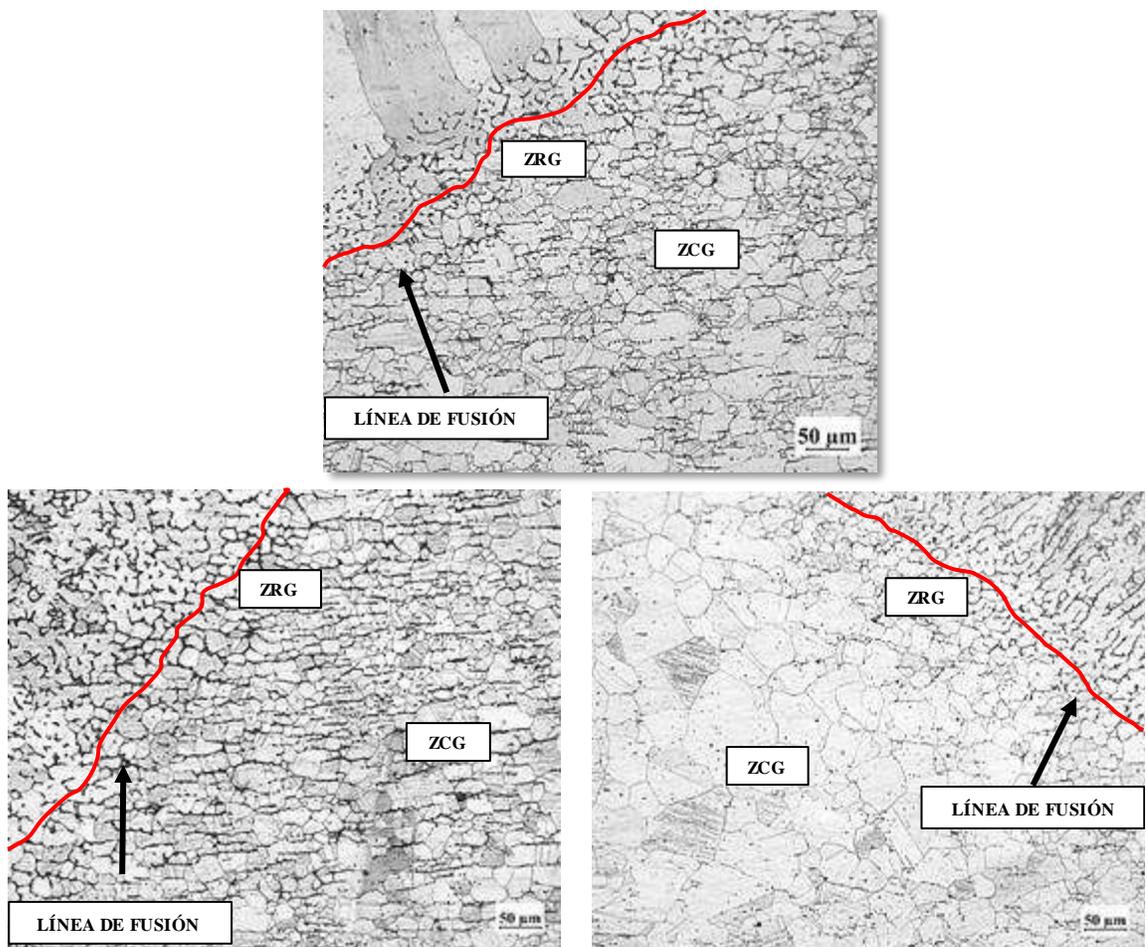


Figura 4.4 Micrografías en microscopio óptico a 200X de las soldaduras del AIA 347, a) y b) soldadura con IEM, c) soldadura convencional.

En la Figura 4.5 se muestran las microestructuras de las juntas soldadas correspondientes a las placas del acero 304L, en la condición de soldadura convencional sin IEM Figura 4.4 c), y las soldaduras con interacción electromagnética Figura 4.3 a) y b). Al igual que en la figura 4.3 se pueden apreciar las micrografías donde se muestran las zonas de la soldadura: metal de soldadura, zona de refinamiento de grano y zona de crecimiento de grano correspondientes a la ZAT.

En las micrografías de la Figura 4.4 a) y b) correspondientes a el acero 304L soldado con IEM se observa un tamaño de grano homogéneo a lo largo de las zonas de ZRF, ZCG y ZAT, también se puede apreciar la presencia de ferrita en forma de listoncillos, pero en comparación con la soldadura convencional estos listoncillos tienen menor longitud y mayor distribución homogénea en comparación con la soldadura del AIA 304L soldado de manera convencional. Debido a que el presente trabajo está enfocado al estudio de los efectos de la IEM en la ZAT de las soldaduras, el efecto anterior se atribuye a los dos campos magnéticos actuantes que generan un gradiente magnético, que a su vez dan origen a una fuerza resultante mencionada anteriormente llamada fuerza de Lorentz.

Las ecuaciones que describen esta fuerza de Lorentz fueron planteadas previamente por varios investigadores [31, 40], en estas ecuaciones la fuerza resultante de acuerdo a las ecuaciones diferenciales 4.2 y 4.3, es la fuerza electromagnética de Lorentz. Resolviendo dichas ecuaciones de manera independiente para el análisis de un sistema de coordenadas dado, da como resultado un comportamiento de vibración helicoidal de los electrones en los planos YZ y XY tal como se especifica en las ecuaciones 4.4 a) y 4.5 b), 4.6 a) y 4.7 b), correspondientes a las ecuaciones 4.2 y 4.3. Dicha fuerza perturba el movimiento de los electrones, trae como consecuencia una vibración de la red cristalina, provocando la difusión de corto alcance, tanto los átomos de cromo como del carbono trayendo consigo la presencia de algunas maclas como se aprecia en la figura 4.4. a) y b) en el AIA 304L.

$$\frac{\partial^2 y}{\delta T^2} = -\frac{1\delta^3 z}{w\delta T^3} \quad (4.2)$$

$$\frac{\partial^2 y}{\delta T^2} = -\frac{1\delta^3 z}{w\delta T^3} \quad (4.3)$$

$$y(t) = \frac{E}{wB} [wt - \text{sen}(wt)] \quad (4.4)$$

$$z(t) = \frac{E}{wB} [1 - \text{cos}(wt)] \quad (4.5)$$

$$x(t) = \frac{E}{wB} [1 - \text{cos}(wt)] \quad (4.6)$$

$$y(t) = \frac{E}{wB} [wt - \text{sen}(wt)] \quad (4.7)$$

Para el caso del acero 304L soldado convencionalmente sin IEM Figura 4.5 c), se puede apreciar un crecimiento de grano muy similar a la soldadura con IEM como se señala en la tabla 4.1. La precipitación de ferrita se observa en forma de listoncillos largos con un tamaño aproximado al tamaño de la ZAT, así como una precipitación lineal a los bordes de grano, que en comparación a las soldaduras del AIA 304L soldados con IEM, muestran que los listones tienden a desaparecer, lo que indica que la ferrita es distribuida de manera uniforme en la matriz del material al aplicar la interacción electromagnética como se aprecia en la figura 4.5 a) y b). El gran tamaño de los listoncillos de ferrita en la soldadura convencional es atribuible a que desde que la ZAT se calienta a temperaturas cercanas a la temperatura de sólidos de la aleación, muchos de los precipitados que están presentes en el metal base puede disolverse y esto puede conducir a una sobresaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento, lo que resulta en la formación de diversos precipitados. Carburos y nitruros son los más propensos a formar precipitados en la ZAT de los aceros inoxidable austeníticos. Por lo general, la ferrita se forma a lo largo de los límites de grano [8].

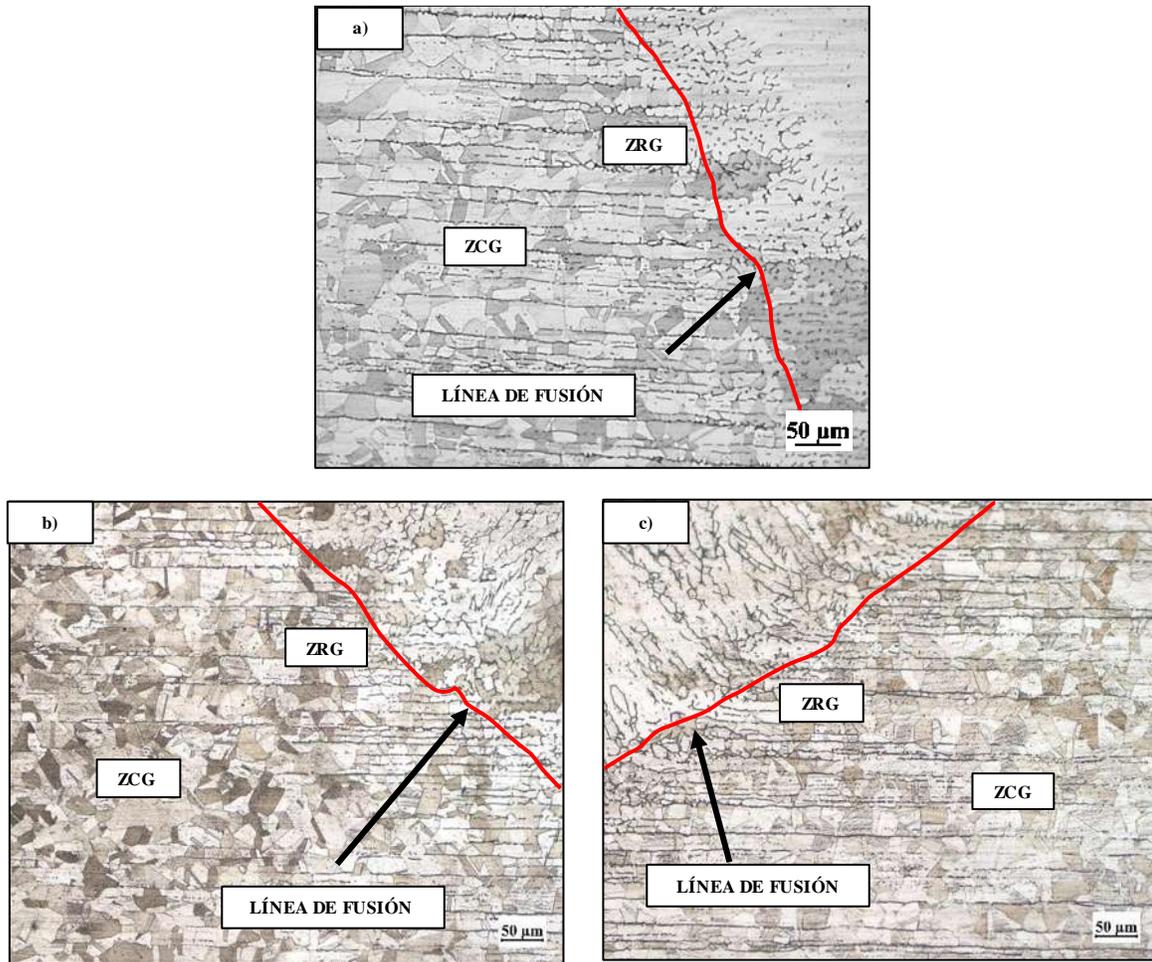


Figura 4.5 Micrografías en microscopio óptico a 200X de las soldaduras del AIA 304L, a) y b) soldadura con IEM, c) soldadura convencional.

4.5 Resultados de los ensayos de microdureza de los MB y de las juntas soldadas

Los resultados de las pruebas mecánicas están relacionados directamente con la microestructura de las uniones soldadas, donde el tamaño de grano, maclas, la presencia de carburos y segundas fases, dictaminan el comportamiento mecánico de las soldaduras disímiles realizadas.

En las Figuras 4.6 y 4.7, se muestran los valores de los perfiles lineales de microdureza HV_{100} de los MB, transversales al sentido de laminación, siendo estos valores mayores para el caso del acero 347 el cual presenta valores de HV_{100} entre 200 – 230, mientras que el acero 304L presenta valores entre 190 – 205 HV_{100} ambos en la condición de recibido.

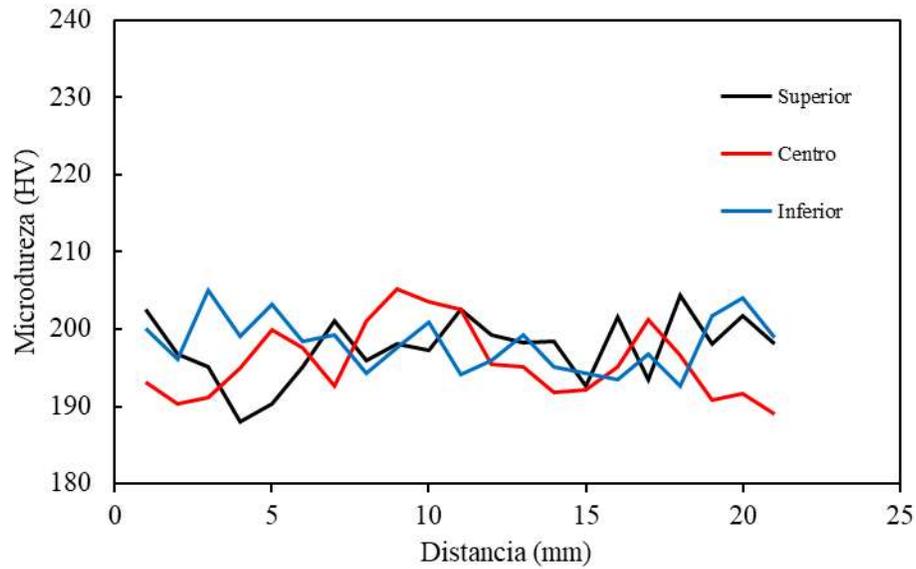


Figura 4.6 Perfiles de microdureza de MB 304L, superior, centro e inferior.

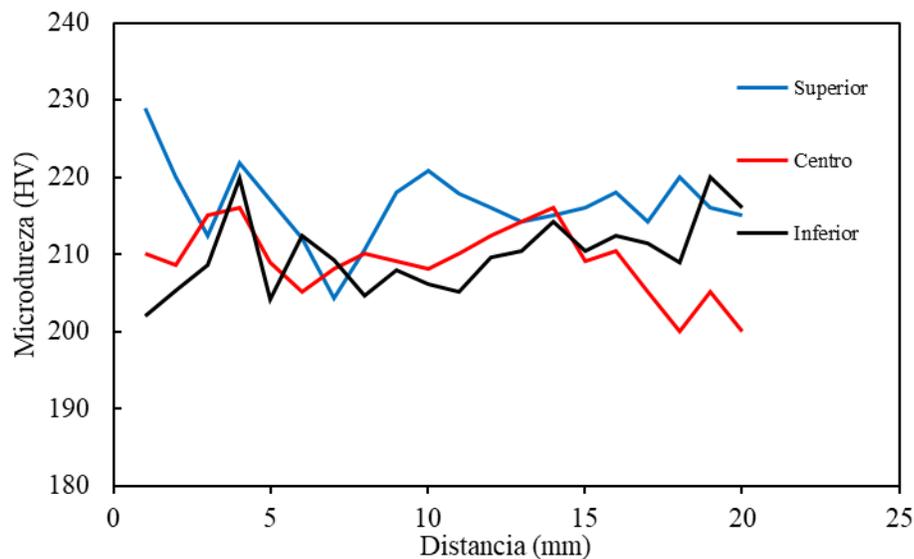


Figura 4.7 Perfiles de microdureza del MB 347, superior, centro e inferior.

La Figura 4.8, muestra el comportamiento de la microdureza en las diferentes regiones de la soldadura convencional sin IEM de los aceros 347 /304L, ZAT, ZCG, ZRG, LF y MS. La gráfica presenta los valores para cada uno de los perfiles realizados. Para la condición de soldadura convencional sin IEM, se aprecia que en el acero 347 los valores más altos de microdureza están entre 170-245 HV₁₀₀ en comparación con el acero 304L, en el cual se observan valores entre 175-

230 HV₁₀₀. Este incremento se describe en la literatura [8] donde se atribuye a la presencia de NbC, NbCN, así como al aumento del tamaño de grano en la ZAT en el acero inoxidable 347. Por otro lado, los puntos máximos y mínimos de microdureza HV₁₀₀ le conciernen a las improntas que se ubicaron en los límites de grano o entre el maclado y matriz de los granos austeníticos respectivamente, puesto que tanto límites de grano, maclado e interface de austenita - ferrita son sitios donde el valor de la microdureza incrementa por ser sitios de desorden de la red. Cabe mencionar que a pesar de no aplicar la interacción electromagnética de baja intensidad, lo que provocaría una mayor vibración de la estructura cristalina de la zona afectada térmicamente, dando una mejor distribución del carbono, sin importar el efecto que produce el Mo (tiende a atrapar el carbono limitándolo a difundirse libremente), mientras que en el AIA 304L este ligero aumento en la dureza es atribuible a la presencia de ferrita en forma de listoncillos prolongados a lo largo de la ZAT los cuales se pueden observar en la figura 4.5 c).

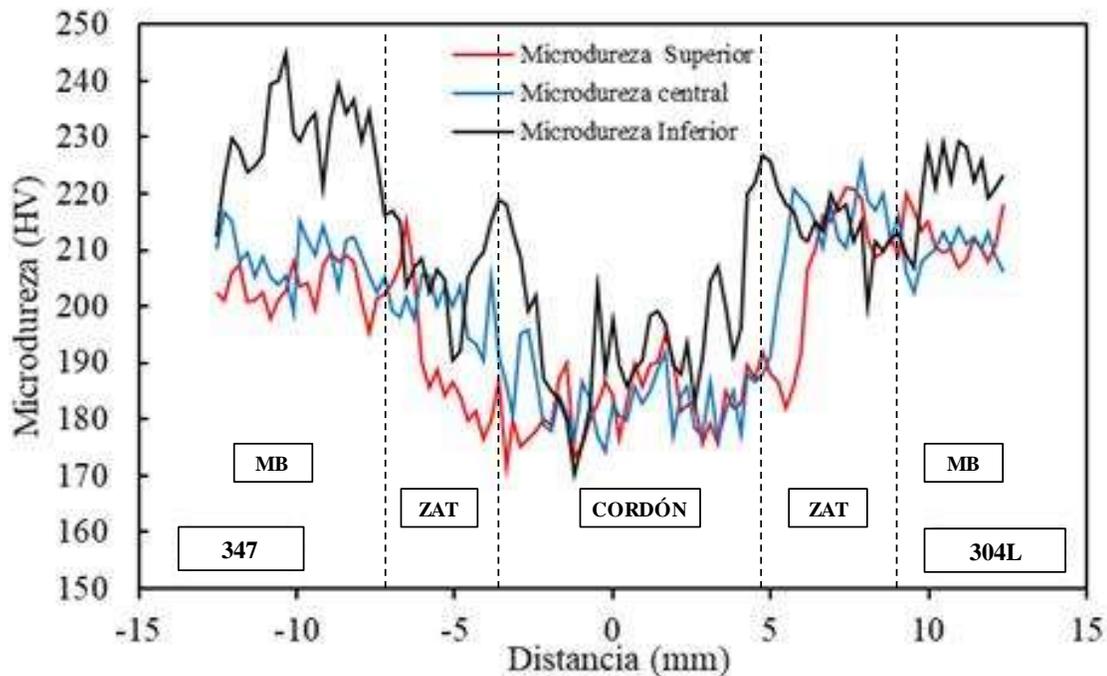


Figura 4.8 Perfiles de microdureza de la soldadura convencional sin IEM, superior, centro e inferior.

La Figura 4.9 se muestra el comportamiento de la microdureza en las diferentes regiones de la soldadura efectuada con IEM de los aceros 347 / 304L, ZAT, ZCG, ZRG, LF y MS. La gráfica presenta los valores para cada uno de los perfiles realizados. Para la condición de soldadura con IEM.

La aplicación de IEM durante la soldadura, en la configuración de gradiente magnético no tiene un comportamiento lineal como es reportado en trabajos previos [39], presentándose para esta condición de soldadura los valores más bajos de microdureza Vickers. Además, de manera general tanto para las soldaduras convencionales como para la soldadura con IEM la dureza decae en el metal de soldadura, por lo que se puede concluir que el ER-310 presenta menor dureza respecto a las diferentes zonas de la soldadura.

En el acero 347 se aprecian valores de microdureza entre 155-217 HV₁₀₀, mientras que para el acero 304L se observan valores entre 165-210 HV₁₀₀. Lo anterior es atribuido a que estos aceros son afectados cuando se les aplica una interacción electromagnética entre dos campos magnéticos, de manera especial a baja intensidad. Un ejemplo es el trabajo de Ventura L., [39] que en su investigación sobre el efecto de los campos magnéticos en la soldadura del acero inoxidable austenítico AISI-347, hace alusión de que los barridos de microdureza permiten relacionar el comportamiento de las microestructuras correspondientes a estas condiciones dadas, donde la condición no está influenciada únicamente por el arreglo del CEME, sino también por la posición y orientación de estos, en su trabajo señala que para una posición dada y una intensidad de campos magnéticos de 4 mT durante la soldadura se obtienen valores de microdureza mayores que para una segunda posición dada pero con una intensidad de campos magnéticos de 6 mT. Recordando que la dureza HV está en función de la zona de la soldadura, el tamaño de grano, el número y distribución de partículas de NbC y NbCN para el caso del acero 347 o partículas de CrC como es común para los AIA 347 y 304L aun con su bajo contenido carbono.

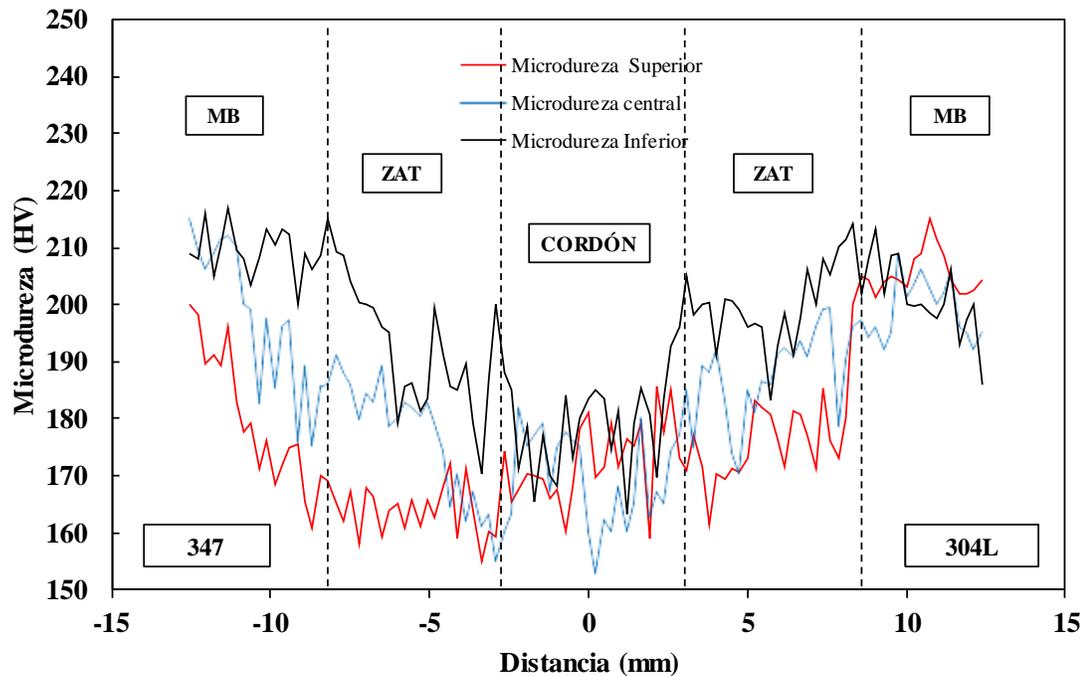


Figura 4.9 Perfiles de microdureza de la soldadura con IEM, superior, centro e inferior.

En las dos condiciones de soldadura convencional y con IEM se observa que los valores de HV disminuyen para el barrido superior, esto puede atribuirse a que en estas zonas es posible apreciar granos en los metales bases con morfología más basta. En las Figuras 4.8 y 4.9 se puede apreciar que en general para ambos materiales base disminuye el valor de la microdureza en la condición de soldadura con IEM en comparación a la condición soldada sin IEM, esto es atribuible a los efectos que produce la IEM, como son la agitación en el baño metálico, así como la vibración de la red cristalina en la ZAT, lo que favorece que las microdurezas en el cordón y la ZAT sean similares ya que material parcialmente fundido de las placas es arrastrado por los flujos convectivos a la pileta de soldadura [31].

4.6 Resistencia a la tensión de los MB y de las juntas soldadas

La tabla 4.2 muestra los resultados de los valores obtenidos de la resistencia máxima a la tensión, límite de fluencia y porcentaje de deformación a la rotura, obtenida en tres pruebas de tensión por condición en el sentido transversal y longitudinal a la laminación de los metales base. Los valores reportados para los MB muestran un comportamiento similar en el sentido transversal y longitudinal a la laminación para ambos aceros respecto a las propiedades, siendo un poco menores para el caso del acero 347.

En las Figuras 4.10 y 4.11, se muestran las gráficas de esfuerzo vs deformación para los aceros 304L y 347 respectivamente, en las cuales se puede observar como tienen un comportamiento similar al ser ensayados en la condición transversal y longitudinal al sentido de laminación.

Tabla 4.2 Resultados de los ensayos de tensión de los metales base MB.

	Resistencia a la tensión (Mpa)	Límite de fluencia (Mpa)	Porcentaje de alargamiento %
AIA 304L			
MB-Longitudinal	676	324	66.1
	674	332	65
	664	318	64.5
MB- Transversal	653	299	71.8
	657	303	71
	650	305	71
Promedio	662.33	313.5	68.23
AIA 347			
MB-Longitudinal	627	308	64.6
	625	308	64.1
	629	318	45.2
MB- Transversal	647	350	60.3
	649	346	60
	650	348	61.3
Promedio	637.83	329.66	59.25

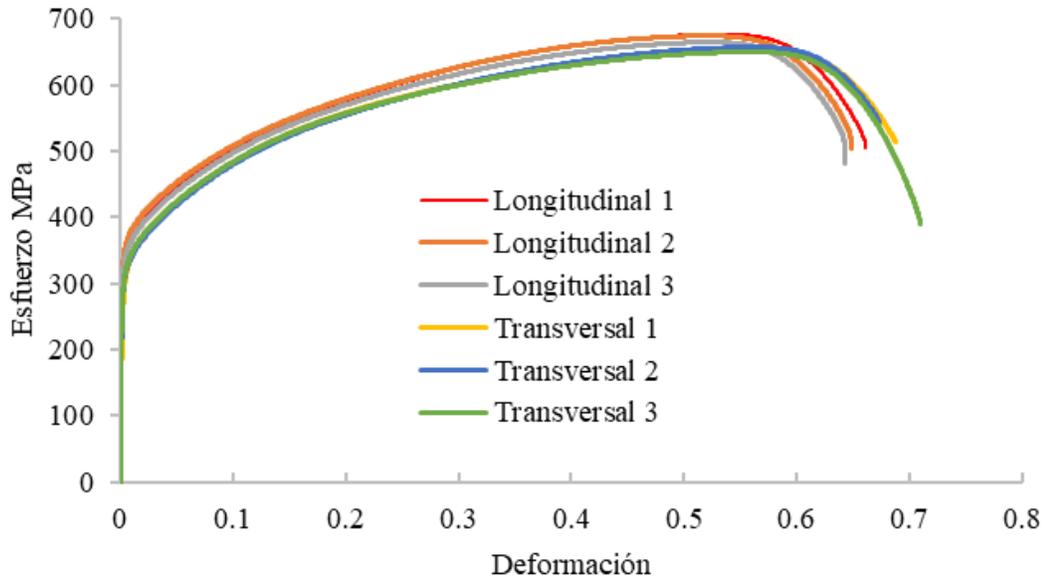


Figura 4.10 Gráfica esfuerzo vs deformación del AIA 304L, longitudinal y transversal al sentido de laminación.

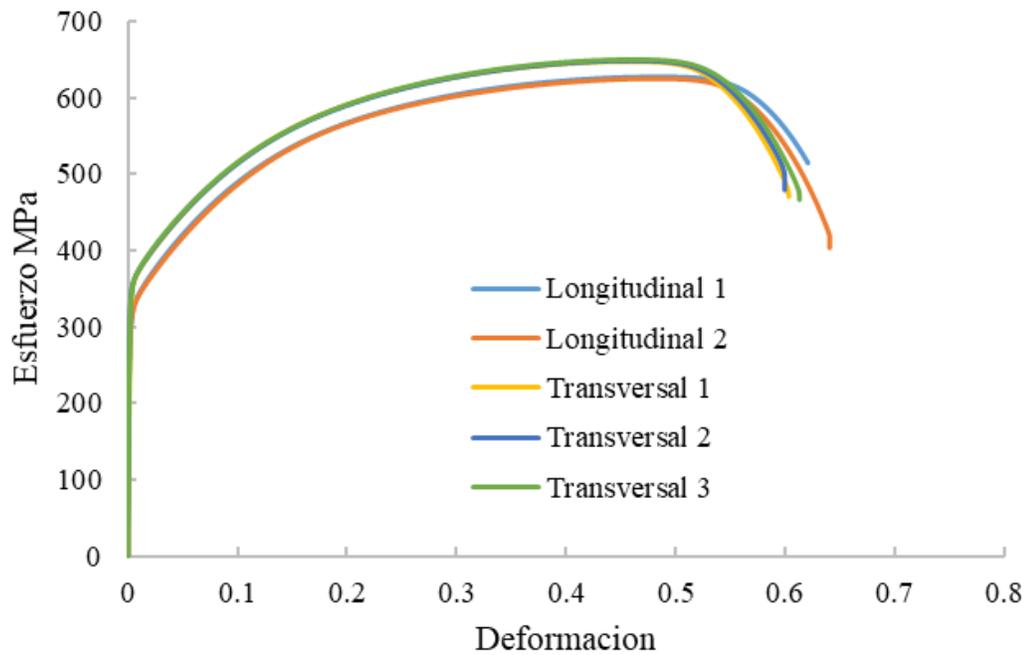


Figura 4.11 Gráfica esfuerzo vs deformación del AIA 347, longitudinal y transversal al sentido de laminación.

En la tabla 4.3, se muestran los valores obtenidos de la resistencia máxima a la tensión, límite de fluencia y porcentaje de deformación a la rotura, estos fueron obtenidos de probetas cortadas en el sentido transversal a la soldadura para las condiciones de soldadura convencional sin IEM y soldadura con IEM para ambos casos el cordón de soldadura quedo ubicado a la mitad de la sección reducida de la probeta. En las probetas no se maquino ningún tipo de muesca que indujera la fractura ya que se quería conocer el comportamiento real bajo condiciones de trabajo reales. Por lo anterior se puede ver que respecto a los resultados de los ensayos de tensión, los MB presentan un esfuerzo máximo de 662 Mpa para el AIA 304L y de 637 Mpa para el AIA 347, valores que son mayores a los resultados obtenidos para los ensayos de tensión de las juntas soldadas donde se obtuvo un valor de 579 Mpa para la soldadura de manera convencional sin IEM y de 588 Mpa para la soldadura con IEM. Lo anterior es atribuido a que para esta condición la parte más susceptible a fallar es la parte de la soldadura correspondiente al metal de aporte ER310.

De manera general ambas condiciones de soldadura exhiben un comportamiento similar en los ensayos de tensión esto es atribuido a lo explicado previamente en el párrafo anterior

En las Figuras 4.12 y 4.13 se muestran las gráficas de esfuerzo vs deformación para la condición de soldadura convencional sin IEM y con IEM respectivamente.

Tabla 4.3 Resultados de los ensayos de tensión de las juntas soldadas.

Soldadura	Resistencia a la tensión (MPa)	Límite de fluencia (MPa)	Porcentaje de alargamiento %
Convencional sin IEM	584	323	42.2
	581	332	36.5
	574	302	37
Promedio	579	319	38.5
Con IEM	573	325	28.1
	590	313	38.5
	601	339	38.2
Promedio	588	325	34.93

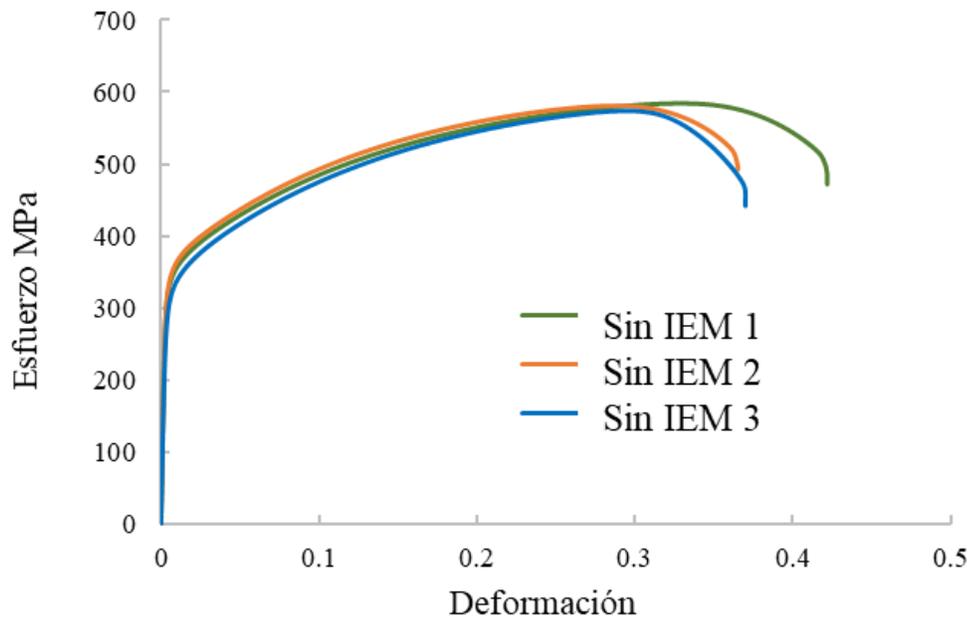


Figura 4.12 Gráfica esfuerzo vs deformación de la soldadura convencional sin IEM de los AIA 304L y 347

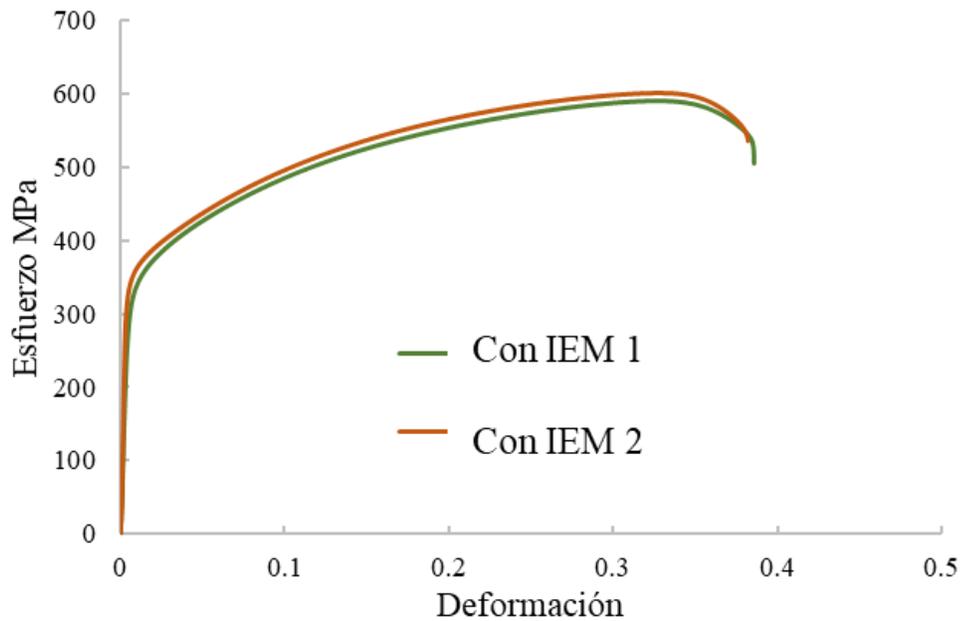


Figura 4.13 Gráfica esfuerzo vs deformación de la soldadura con IEM de los AIA 304L y 347.

4.7 Fracturas de los ensayos de tensión en los MB y de las juntas soldadas

La importancia de la fractografía para describir el proceso de fractura que sufrió el material con las distintas condiciones, da la pauta para entender las probables causas de falla

En la Figura 4.14, se muestran las fracturas de los MB de los AIA 304L y 347 ambos muestran fractura dúctil del tipo copa y cono, así como una reducción homogénea en los ejes x y y de la sección transversal a la fractura.

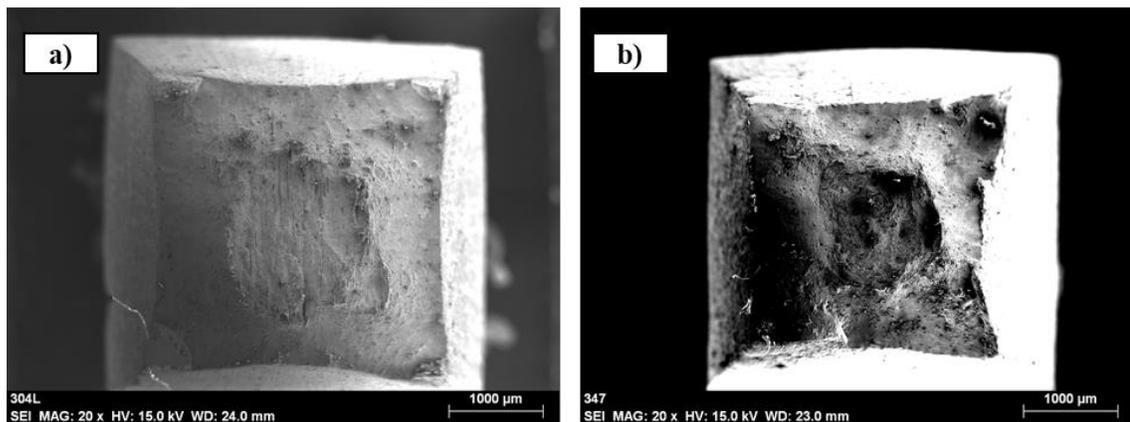


Figura 4.14 Fractura de los metales base a) 304L y b) 347 producto de los ensayos de tracción uniaxial.

Las Figuras 4.15 y 4.16, muestran la fractura del tipo dúctil característica de los AIA, mostrando microhuecos tipo copa para ambos AIA, la fractura de estas condiciones se presentó en la zona de estricción. El mecanismo de fractura que se presenta en los AIA es debido a la coalescencia de los microhuecos [49]. También es posible observar que en las fracturas de ambos MB aparecen partículas en el fondo de los microhuecos, en el caso del AIA 304L el espectro de EDX que se muestra en la figura 4.14 muestra una composición rica en Cr y C así como la presencia de O y Mn por lo cual se puede asumir que se trata de carburos de cromo así como de óxidos de manganeso para este acero, mientras que para el acero 347 el espectro de EDX que se muestra en la figura 4.15 muestra la presencia de Nb, Fe, Si, C, Cr y O por lo cual se asume que estas partículas corresponden a carburos de niobio así como a óxidos de silicio.

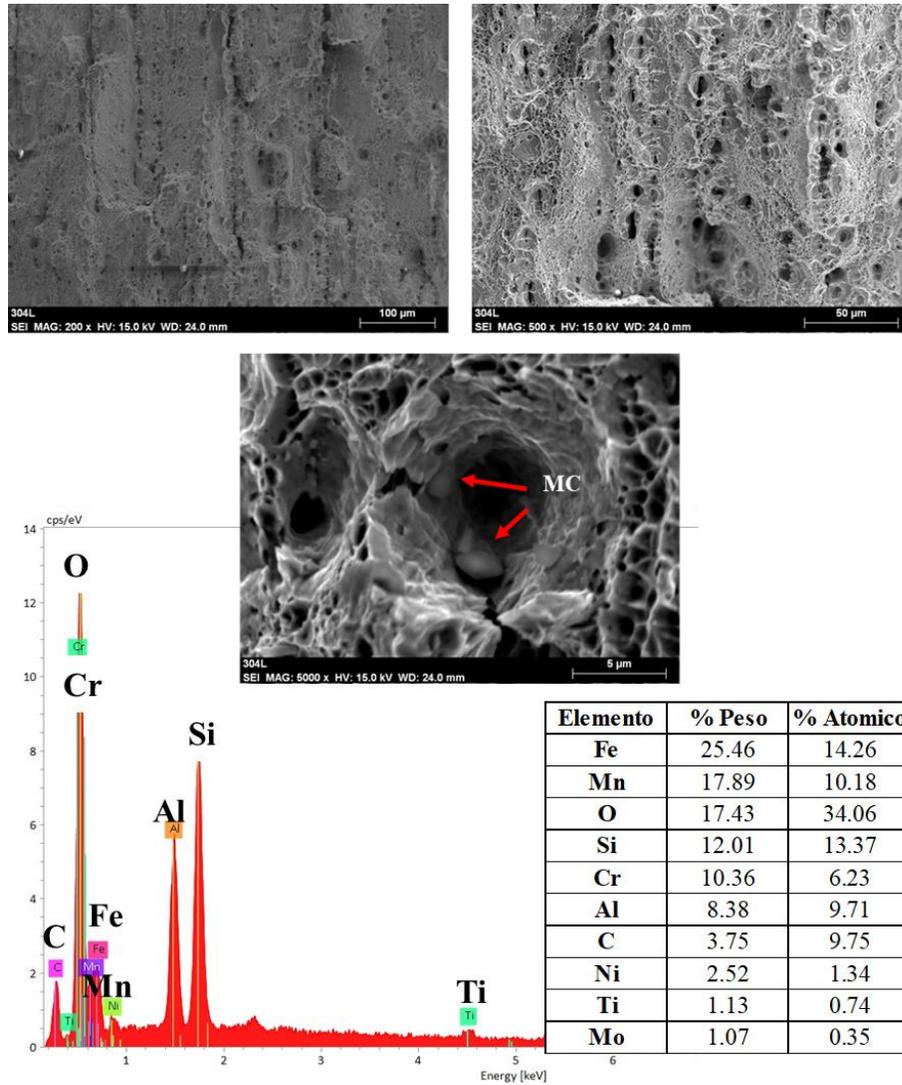


Figura 4.15 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión del MB 304L a diferentes aumentos y espectro de EDX.

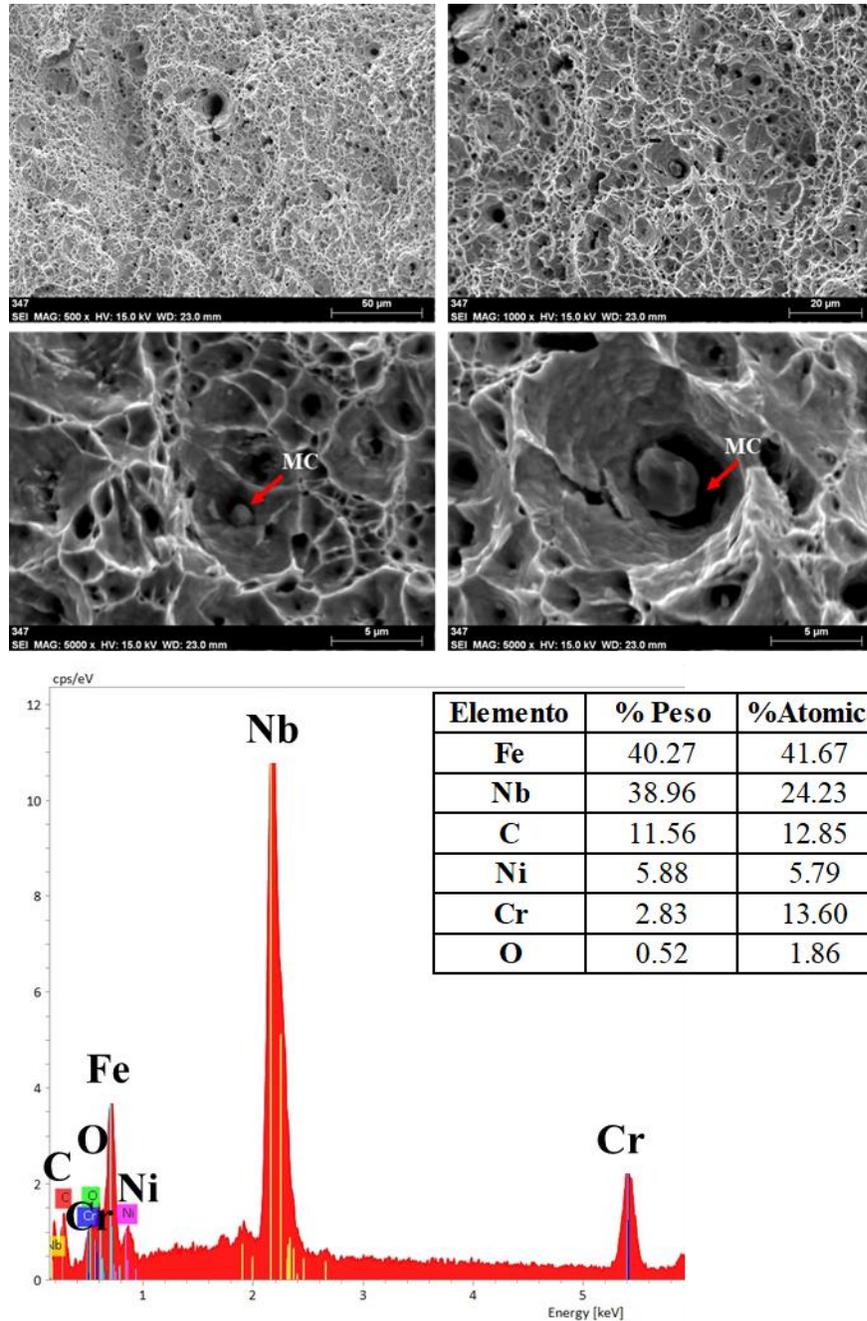


Figura 4.16 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión del MB 347 a diferentes aumentos y espectro de EDX.

La Figura 4.17 muestra las fracturas productos de los ensayos de tensión correspondientes a las juntas soldadas de manera convencional sin IEM b) y soldadura con IEM a), donde la fractura ocurrió en la zona de la sección reducida del MS para ambas condiciones de soldadura, donde las

dos condiciones muestran fractura dúctil del tipo copa y cono, así como una reducción homogénea en los ejes x y y de la sección transversal a la fractura, presentando una fractura completamente dúctil ya que esta ocurrió en el cordón de soldadura correspondiente al electrodo ER310.

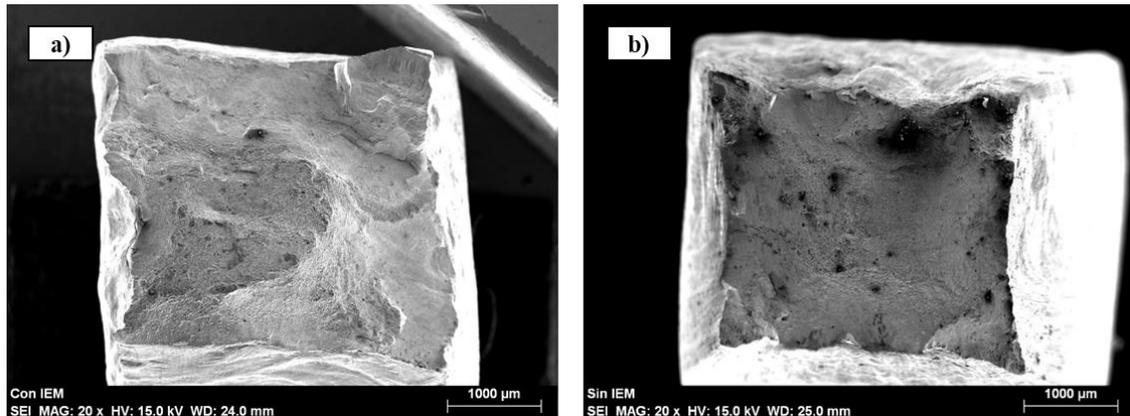


Figura 4.17 Fractura de las uniones soldadas a) con IEM y b) soldadura convencional sin IEM, producto de los ensayos de tracción uniaxial.

En las Figuras 4.18 y 4.19, se muestran las fractografías producto del ensayo de tensión uniaxial de ambas condiciones de soldadura, en estas imágenes se observan microhuecos equiaxiados en su mayoría uniformes, debido a que los AIA se caracterizan por su mecanismo de fractura al coalescer los microhuecos que se forman durante el ensayo, independientemente de la temperatura a la que se realice el ensayo a estos AIA [49].

En la Figura 4.18 se muestran micrografías de la soldadura convencional sin IEM, donde se observa la presencia de partículas en el fondo de los microhuecos, para estas partículas el EDX que se muestra en la figura 4.18 muestra que están constituidas por Fe, Mn, Cr, O, Si y Al Por lo que se puede asumir que se trate de óxidos como MnO , Al_2O_3 y SiO_2 , así como de CrC . Estas partículas se alojan en la parte inferior los microhuecos, de manera alineada con una morfología esférica para los óxidos de manganeso y angular para las partículas de SiO_2 . Las partículas de óxidos de aluminio son producto de la desoxidación durante el proceso de fabricación del acero, al igual que las de óxidos de silicio y manganeso presentes en la soldadura [39].

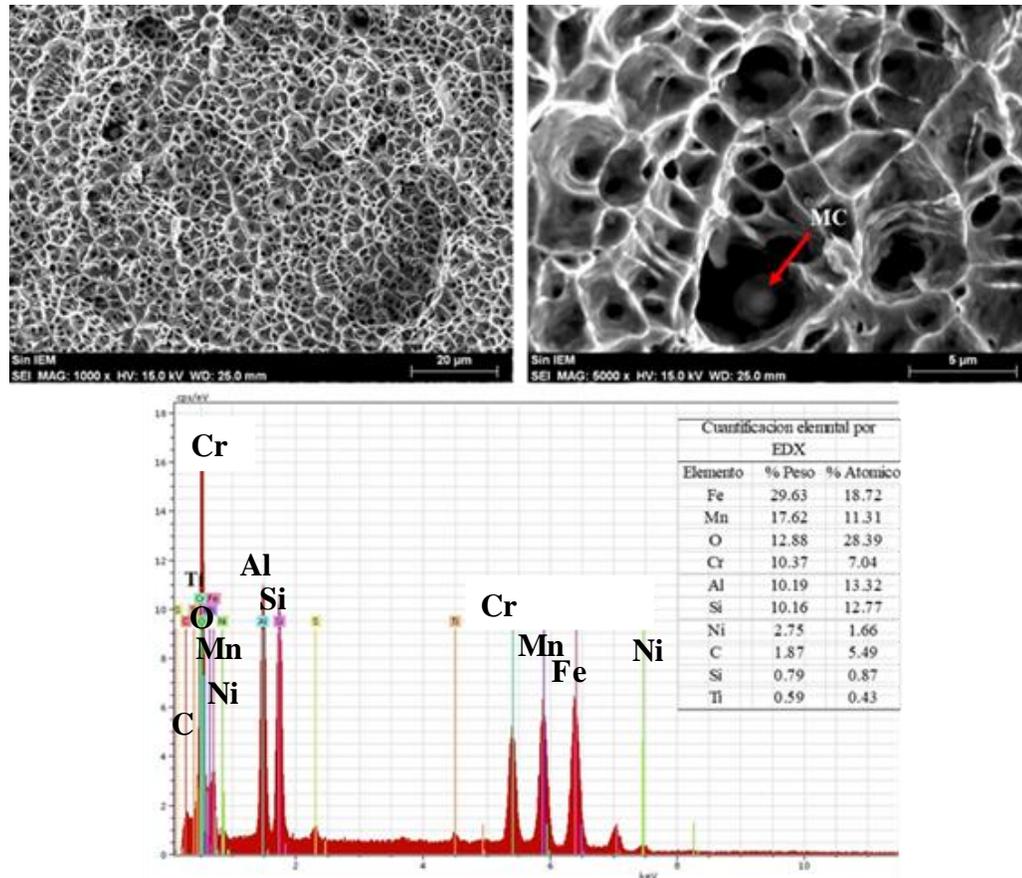


Figura 4.18 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión, de la unión convencional sin IEM, a diferentes aumentos, y espectro de EDX.

En la Figura 4.19 se muestran fractografías a distintos aumentos de la soldadura con IEM, donde al igual que en la soldadura convencional se observa la presencia de partículas ricas en Fe, Cr y O, Al, Si y Mn, lo cual confirmados por el espectro de EDX. Se puede apreciar que los microhuecos para esta condición de soldadura presentan un menor tamaño que en la soldadura convencional, también se observa un menor número de inclusiones y precipitados en el fondo de los microhuecos, lo cual se atribuye los campos magnéticos externos que generaron agitación electromagnética en la pileta de soldadura favoreciendo una composición química más homogénea, redistribuyendo los precipitados e inclusiones en el MS [45] .

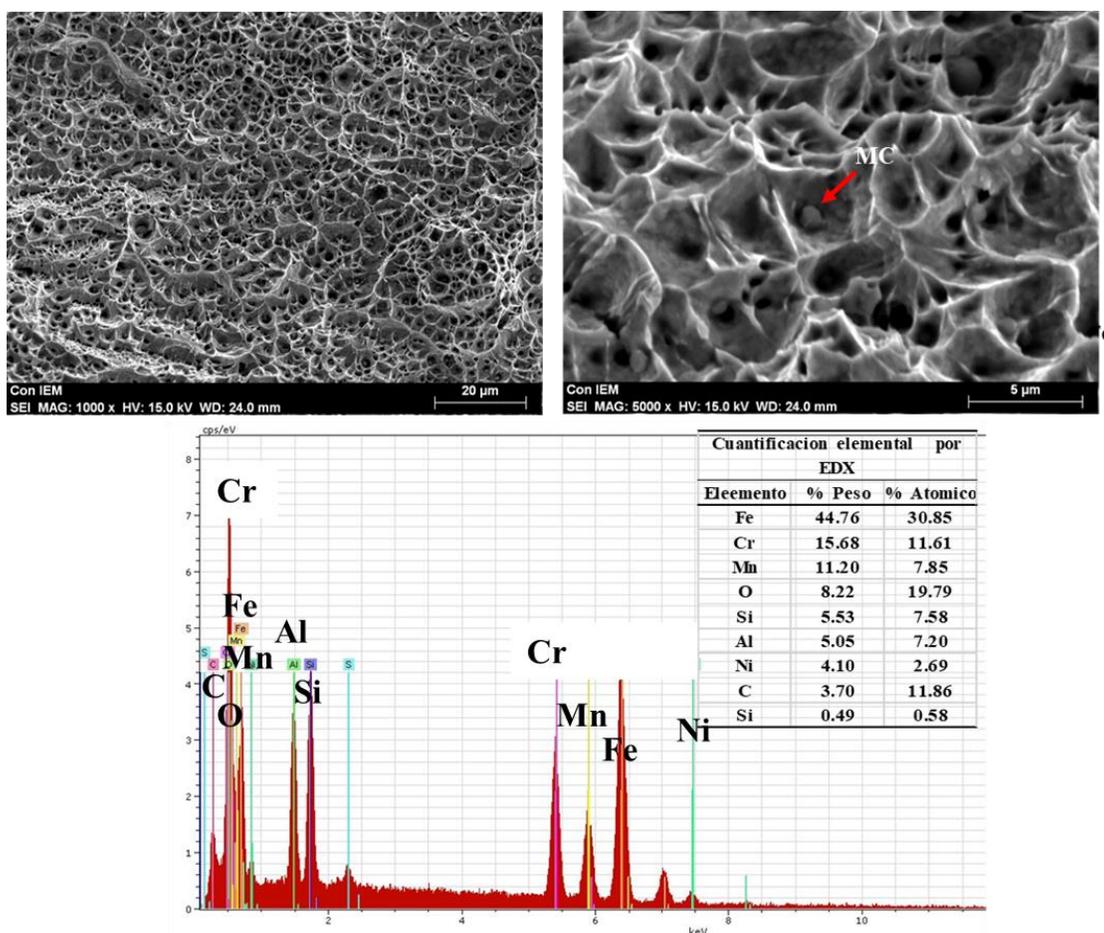


Figura 4.19 Micrografías de la fractura producto del ensayo de tensión, de la unión con IEM, a diferentes aumentos, y espectro de EDX.

4.8 Resultados de los ensayos de impacto

Los ensayos de la resistencia al impacto fueron realizados a temperatura ambiente, induciendo la falla en la ZAT de cada AIA para las condiciones de soldadura convencional y con IEM. Los resultados de este ensayo se muestran en la Tabla 4.3, donde los datos obtenidos concuerdan con los ensayos de microdureza, puesto que a mayor microdureza menor tenacidad. En el caso particular de este estudio el objetivo era evaluar la ZAT de las uniones disimiles de los AIA 347 y 304L que fueron soldados de manera convencional sin IEM. El valor de energía evaluado por el ensayo Charpy para el material 347 de la soldadura convencional sin IEM fue es 70J y para el acero 304L es de 119J. Estos valores se encuentran en función de su composición química y el

porcentaje de ferrita delta presente en el material, así como de la morfología y tamaño de grano basto que se generó en la ZAT.

Respecto a los valores de impacto para las soldaduras con IEM, estos presentan un ligero aumento en su energía absorbida respecto a la soldadura convencional sin IEM, como se muestra en la Tabla 4.4, los valores de la energía absorbida para el acero 347 fueron 89 J mientras que para el acero 304L fueron de 129.5 J.

El AIA 347 soldado con interacción electromagnética y con una dureza de 155 HV₁₀₀ es el que presenta mayor energía absorbida al impacto con una energía de 89 J en comparación con su similar soldado de manera convencional el cual presento una menor energía absorbida de 70 J. El aspecto sobresaliente que se puede mencionar es respecto al incremento de la microdureza en la ZAT de las uniones soldadas sin IEM, que se correlacionan con la caída de la absorción de energía al impacto, por otra parte la soldadura convencional, presenta menor energía absorbida con respecto a las soldaduras realizadas con interacción electromagnética de baja intensidad, lo que concuerda con lo planteado en los objetivos particulares, de mejorar las propiedades mecánicas de las uniones respecto a la soldadura tradicional.

Tabla 4.4 Resultados de los ensayos de impacto de juntas soldadas convencionalmente y con IEM.

AIA	Condición de soldadura	Energía absorbida (J)
347	Convencional	70
		73
304L	Convencional	120
		119
347	Con IEM	89
		85
304L	Con IEM	129.5
		126.5

Las fracturas de las diferentes condiciones de las soldaduras en los MB se presentan en la Figura 4.20 donde se muestra la fractura en una vista general a 15X,. En esencia, al haber inducido la falla

en la ZAT, provoca que las características de las superficies fracturadas difieran una de otra para cada material y para cada condición de soldadura. En los AIA se presenta de manera común un mecanismo de fractura debido a la coalescencia de micro huecos, independientemente de la temperatura del ensayo.

En la Figura 4.20 se muestra que las fracturas para las soldaduras presentan fractura dúctil del tipo copa como para todos los materiales en las distintas condiciones de soldadura, la fractura ocurrió en la muesca inducida en cada probeta en la ZAT.

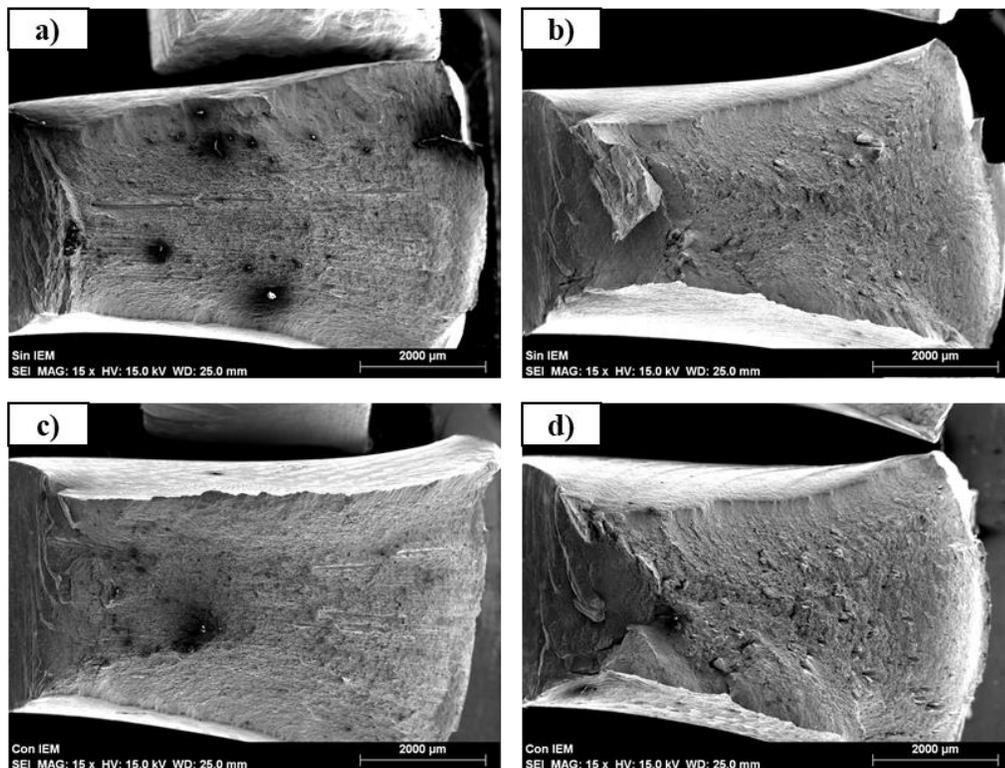


Figura 4.20 Fractura de la ZAT de los aceros soldados a) 347 sin IEM, b) 304L sin IEM, c) 347 con IEM, d) 304L con, producto de los ensayos de impacto.

En la figura 4.21 se muestran fractografías a distintos aumentos del AIA 347 soldado con IEM donde se aprecian Partículas compuestas por niobio, así como de O, Al, C, Cr, Ni y Mn los cuales son corroborados por el espectro de EDX.

Debido a que los NbC precipitan preferencialmente en el límite de grano, es en estos sitios donde nuclean los microhuecos y al experimentar los esfuerzos súbitos generados por el impacto, los microhuecos crecen deformados rápidamente hasta coalescer con otros propagando la grieta principal hasta fracturar el espécimen. La forma globular de los óxidos o inclusiones, así como la circular de los carburos también pueden facilitar la descohesión en interface de la matriz y la inclusión o carburo, características que igualmente contribuyen a la iniciación y propagación de la fractura.

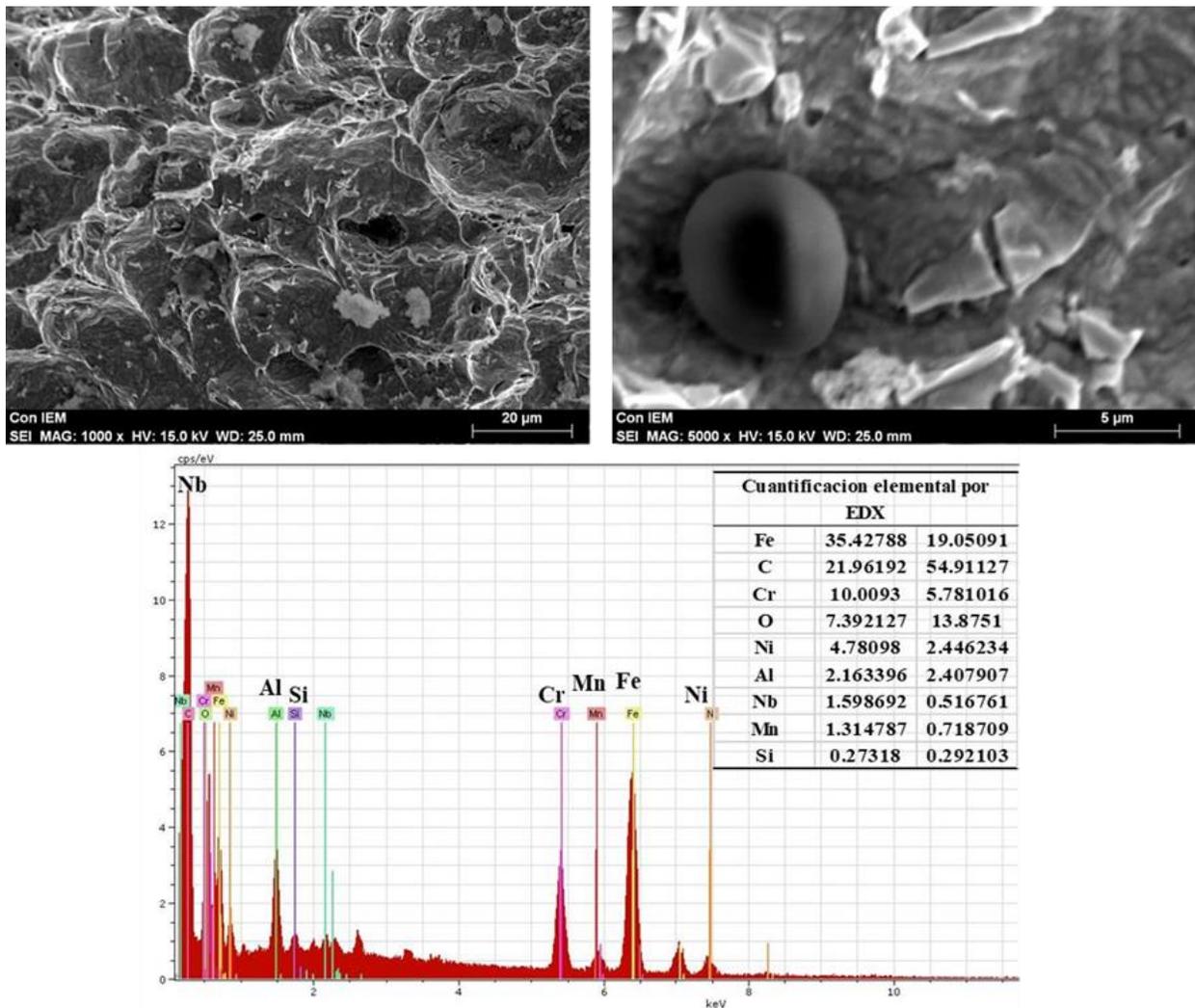


Figura 4.21 Fractografías de la ZAT de la soldadura con IEM del AIA 347 producto de los ensayos de impacto.

En la Figura 4.22 se muestran fractografías del AIA 347 soldado convencionalmente, a distintos aumentos donde se aprecian microhuecos con cierta orientación posiblemente debido a la precipitación de partículas en los límites de grano. En esta misma figura se presenta el espectro de EDX el cual corrobora la posible presencia de partículas de Al_2O_3 así como de otros posibles óxidos.

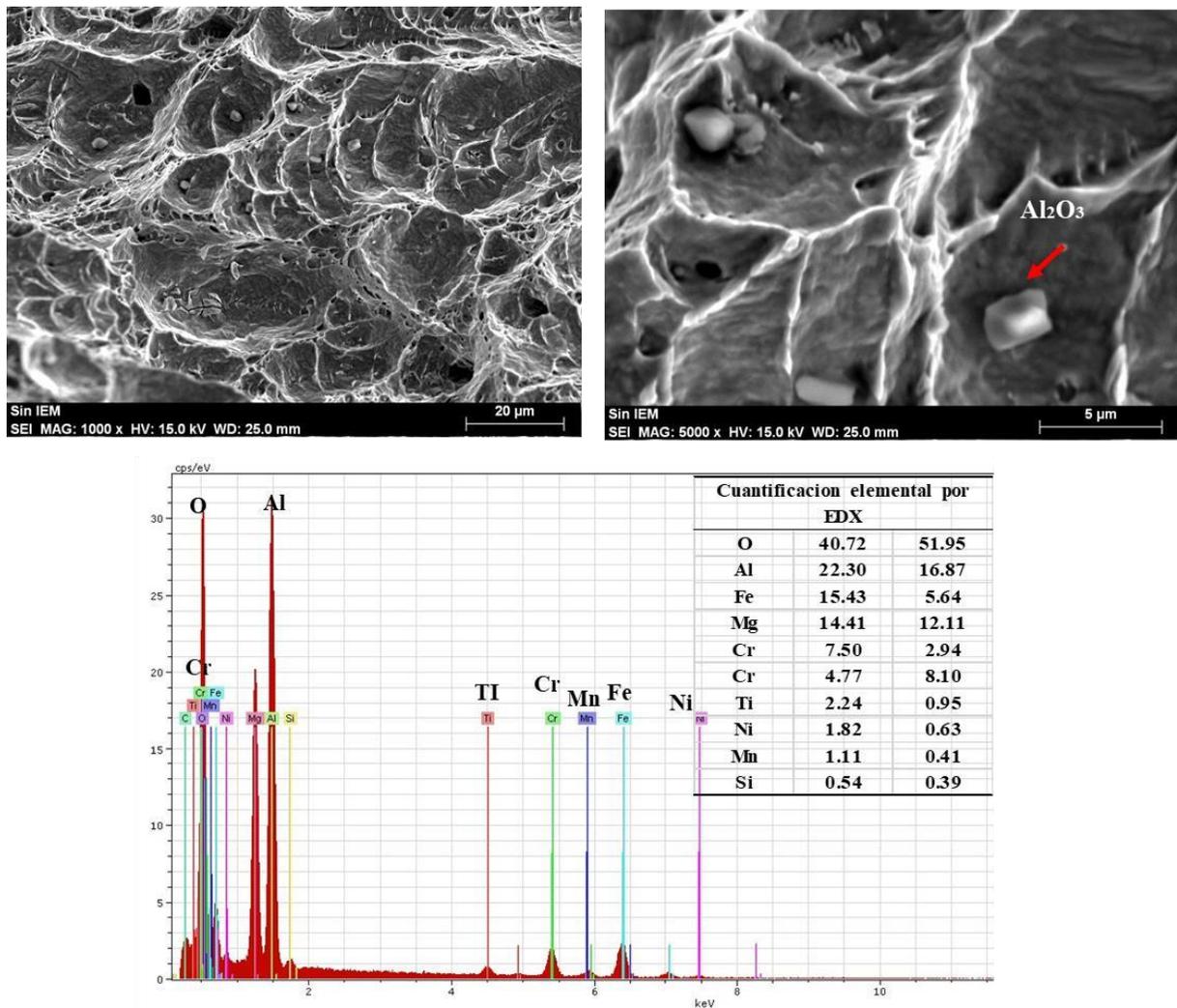


Figura 4.22 Fractografías de la ZAT de la soldadura convencional del AIA 347 producto de los ensayos de impacto

4.9 Resultados de los ensayos de evaluación del grado de sensibilidad de los MB

La caracterización electroquímica fue determinada mediante la técnica de reactivación potenciodinámica de doble ciclo (RPDC) para establecer la resistencia a la corrosión intergranular de los metales base, así como de las juntas soldadas.

Las pruebas se efectuaron con una velocidad de 1 mV/s, desde un sobre potencial catódico de $\eta_c = -200$ mV vs potencial de circuito abierto (OCP), hasta un sobre potencial anódico de $\eta_a = 600$ mV vs OCP en una solución de 0.5M HCL + 1M H₂SO₄ a la temperatura ambiente.

En la figura 4.23 se muestran las curvas obtenidas por la técnica RPDC de los AIA 347 y 304L en condición de recibido, de acuerdo con los resultados obtenidos en los MB se evaluó el efecto en términos de susceptibilidad a la CIG. Se conoce la relación de I_r/I_a como una función del estado metalúrgico para los AIA. En la Tabla 4.5 se muestra que la relación I_r/I_a de las muestras exhiben el comportamiento que era esperado al no mostrar sensibilización ambos MB.

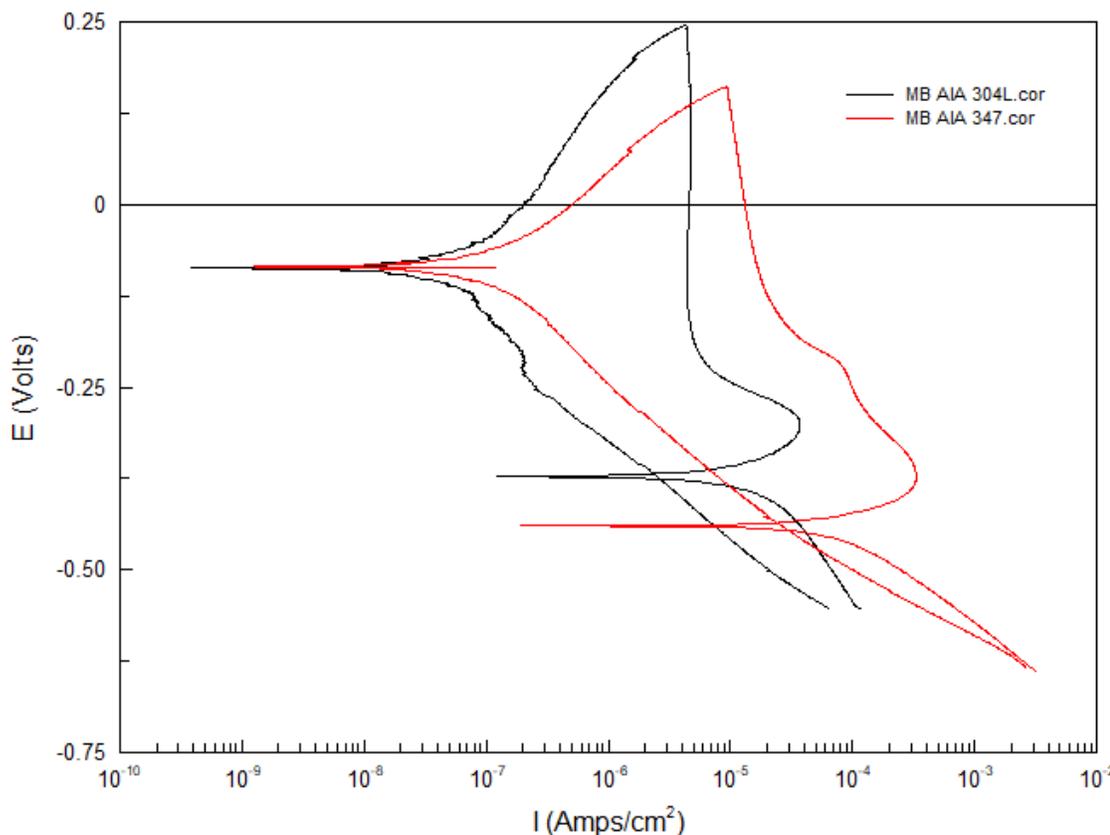


Figura 4.23 Curvas características de la técnica RPDC de los MB 347 y 304L.

La tabla 4.5 refleja los valores obtenidos del grado de susceptibilidad a la sensibilidad en la cual la relación Ir/Ia (corriente de reactivación /corriente de activación) especificada por la norma de la ASTM, que es igual a 0.05 para que inicie la presencia del fenómeno de sensibilidad.

Tabla 4.5 Evaluación del grado de sensibilización de los MB 347 y 304L.

Condición	Material	Ir /Ia	Sensibilizado
MB	304L	0.0055449	No
MB	347	0.0055752	No

4.10 Resultados de los ensayos de evaluación del grado de sensibilidad de las juntas soldadas

Las curvas representativas de las uniones soldadas de manera convencional y con IEM, obtenidas de los ensayos de REPDC en la ZAT se muestran en la figura 4.23 correspondientes al AIA 347, mientras que en la tabla 4.6 se resumen los datos obtenidos a partir de estas curvas en términos de la relación Ir/Ia.

La microestructura de los AIA después de la soldadura se ve afectada, particularmente en la ZAT debido a las temperaturas alcanzadas en esta región, lo que induce el fenómeno de sensibilización en la región que experimenta temperaturas en el rango de 550 y 850 °C. El proceso de sensibilización se controla mediante la difusión de elementos de la aleación, junto con la nucleación y el crecimiento de fases ricas en Cr, comportamiento que se refleja en la figura 4.23

La evaluación del grado de sensibilización reveló que mientras los MB no muestran susceptibilidad a la corrosión localizada, la ZAT del AIA 347 perteneciente a la soldadura convencional, muestra el GDS más alto con una relación Ir/Ia de 0.055, como se observa en la tabla 4.6. Esto es atribuido a que el AIA 347 tuvo un recalentamiento al momento de efectuarse la unión de manera convencional, donde a temperaturas alrededor de los 600 °C la nucleación de los $M_{23}C_6$ es fácil, pero con un crecimiento lento, debido a una baja velocidad de difusión del Cr, mientras que a temperaturas altas, mayores a 800 °C, la nucleación se consigue con dificultad pero la velocidad de crecimiento es alta [50], lo cual es confirmado por las microestructuras obtenidas en la ZAT de la figura 4.3 c), donde se aprecia un crecimiento de grano excesivo para esta condición de

soldadura, donde probablemente los carburos $M_{23}C_6$ formados por efecto del rolado en caliente, tengan mayor tiempo para crecer, o posiblemente después de la precipitación de NbC, aun exista C disponible y puedan precipitar nuevos núcleos. Otra de las causas que contribuyen es que los AIA estabilizados con Nb previo a ser soldados presentan suficiente Nb en solución sólida, pero después de efectuar el proceso de soldadura inicia el proceso de precipitación de NbC de manera intergranular y transgranular formándose zonas empobrecidas en Nb donde átomos de C libres en estado de solución sólida reaccionan con átomos de Cr en la región de menor contenido de Nb, facilitando las condiciones para que precipiten carburos ricos en cromo $M_{23}C_6$ de manera intergranular y con ello de inicio la corrosión intergranular al presentarse las zonas empobrecidas en Cr [19].

Para el caso de la ZAT del AIA 347 soldado con IEM se observa que la relación Ir/Ia es menor que la soldadura efectuada de manera convencional, al obtenerse un valor de 0.0133 como se muestra en la tabla 4.6. Esto se debe al efecto que genera la IEM durante la soldadura, lo que permitió la reducción de la zona de segregación y un menor tamaño de grano para esta condición de soldadura como se muestra en las figuras 4.4 a) y b). Lo que involucra una composición química más homogénea entre el límite de grano y la matriz, que, combinado con el alto contenido de Cr del metal de aporte, promueve una capa pasiva muy estable, además de la presencia del NbC, que refuerza la resistencia a la corrosión, así como la posibilidad de tener zonas empobrecidas en Cr.

De igual manera R. García y colaboradores [42] atribuyen que al interactuar el campo magnético generado por la corriente de soldadura con un campo magnético externo, produce una interacción electromagnética (IEM) de baja intensidad, que, al realizar pruebas de ensayos electroquímicos a las juntas de AIA, encontraron resultados favorables. En tales resultados se observó el mejoramiento de las propiedades de resistencia a la corrosión. Esto fue atribuido a la vibración de la estructura cristalina, fenómeno ocasionado por la perturbación de los electrones, resultado de los dos campos magnéticos actuantes de acuerdo a la fuerza electromagnética de Lorentz.

Otros estudios [37, 39, 51] también señalan que el efecto que tiene la aplicación de campos magnéticos durante el proceso de soldadura del acero en inoxidable 347, es incrementar la resistencia a la corrosión mientras que las soldaduras convencionales de este mismo acero presentan mayor grado de sensibilización debido a su condición de llegada de rolado y soldado donde se alcanzan temperaturas propicias para la precipitación de carburos ricos en cromo y fases

detrimentales. Además, se señala que la aplicación de un campo magnético externo ya sea con una orientación axial o perpendicular mejora la resistencia a la corrosión, aunque no se ha encontrado una correlación lineal para las intensidades aplicadas de campos magnéticos.

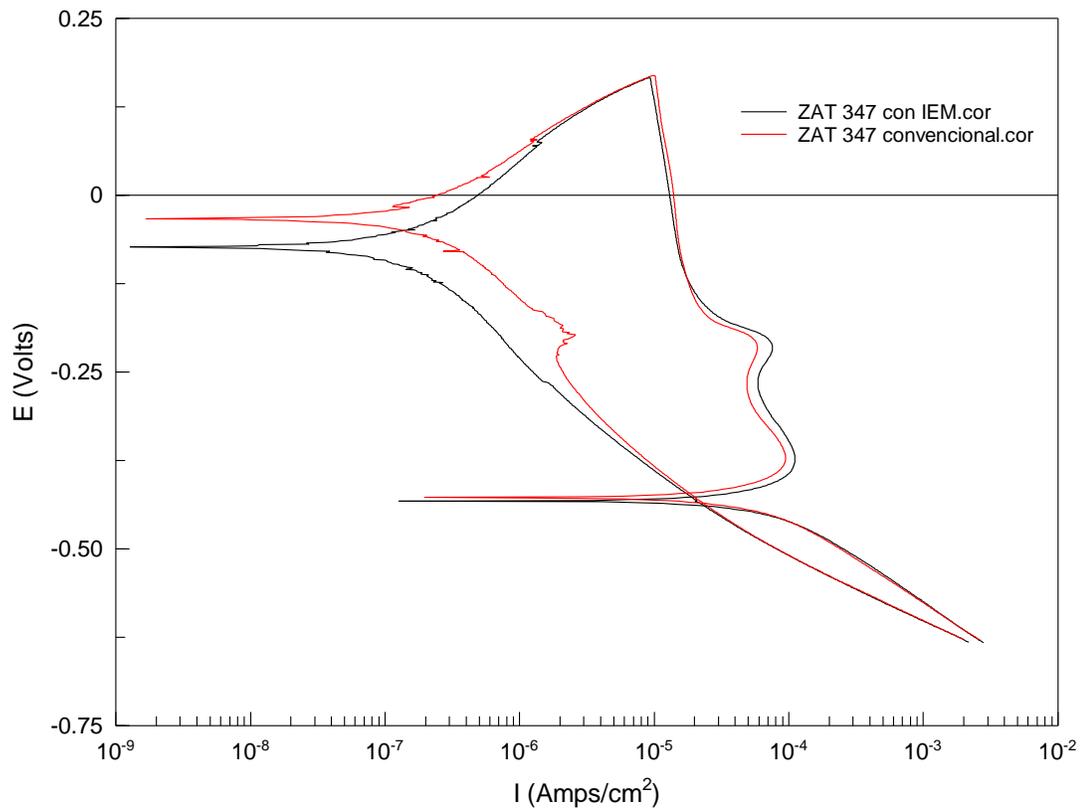


Figura 4.24 Curvas características de la técnica RPDC de la ZAT de las juntas soldadas de manera convencional y con IEM del AIA 347.

Tabla 4.6 Evaluación del grado de sensibilización de las ZAT de los AIA 347 y 304L soldados

Soldadura	Condición	Material	Ir /Ia	Sensibilizado
Convencional	ZAT	347	0.0553817	Si
Con IEM	ZAT	347	0.0133826	No
Convencional	ZAT	304L	0.0021024	No
Con IEM	ZAT	304L	0.0016513	No

En la figura 4.25 se muestran las curvas representativas de las uniones soldadas de manera convencional y con IEM, obtenidas de los ensayos de REPDC en la ZAT del AIA 304L.

Al evaluar el grado de sensibilización para ambas condiciones de soldadura se aprecia que la ZAT del AIA 304L soldado con IEM presenta una mejora respecto a la soldadura convencional del mismo material, al presentar relaciones de I_r/I_a de 0.0021024 y 0.0016513 respectivamente. Ambas condiciones a su vez presentan una mejoría de resistencia a la corrosión intergranular respecto al MB que exhibe una relación de I_r/I_a de 0.0055449.

Esto se atribuye a que los electrones de valencia del cromo presente en el acero inoxidable austenítico 304L, poseen una mayor energía, probando por ende una mayor estabilidad en el óxido de cromo que forma la capa pasiva, el potencial para ambas condiciones de soldadura es similar de 0.13 mV.

Aunque se ha demostrado que los aceros bajo carbono son más propensos a la corrosión intergranular en comparación con los AIA estabilizados [22], en el presente trabajo se mostró menor grado de sensibilización (GDS) en el AIA 304L. Esto se explica debido a que el contenido de carbono tiene la influencia más profunda en la susceptibilidad a la corrosión intergranular en los AIA. El uso de aleaciones de bajo contenido de carbono “grado L” minimiza el riesgo de sensitización por la disminución de la reacción de precipitación de carburos [15]. Esto se relaciona con el contenido de Cr del material de aporte del electrodo ER310 que al contener 27.1 Cr % en peso, y al contener mayor porcentaje de Cr que los MB, que combinado con la agitación de la pileta de soldadura causada por los flujos convectivos, redistribuyen Cr en la zona aledaña a la periferia de la línea de fusión ayudando a homogenizar la composición química que tiende a formar CrC agotando el Cr del AIA 304L. Esto nos da como resultado un menor GDS en la ZAT de ambas condiciones de soldadura.

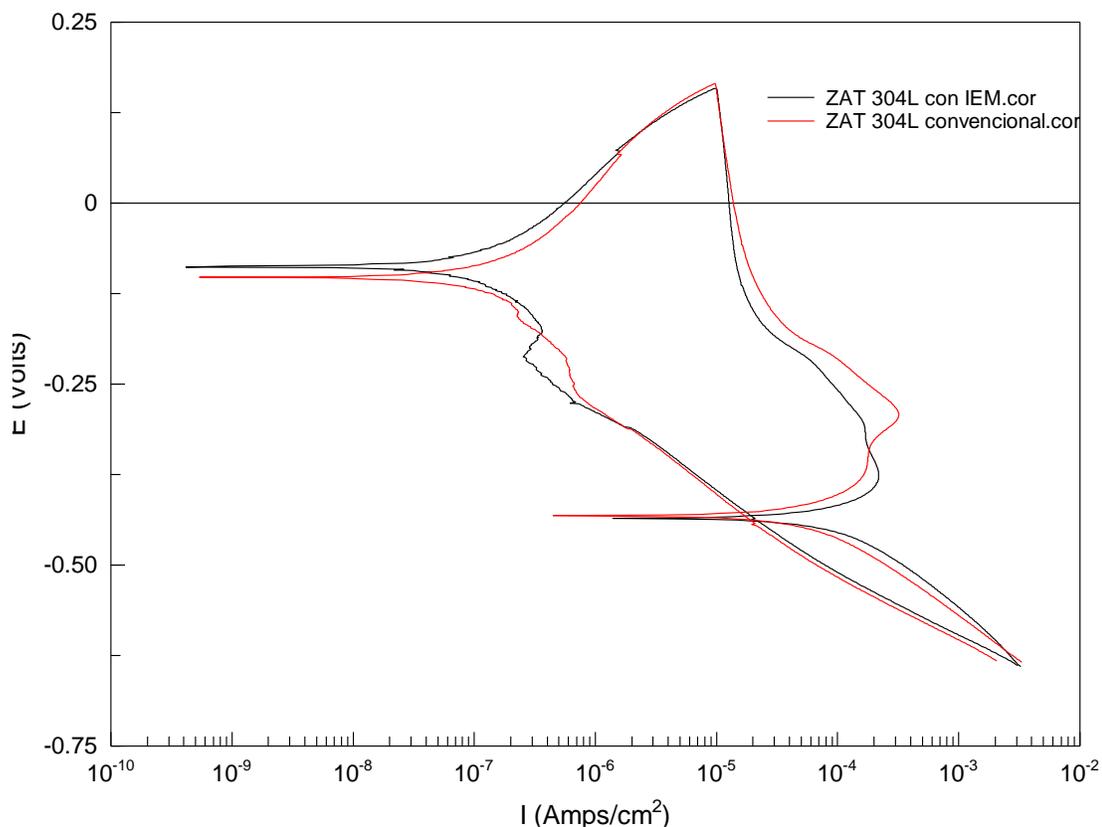


Figura 4.25 Curvas características de la técnica RPDC de la ZAT de las juntas soldadas de manera convencional y con IEM del AIA 304L.

En las micrografías 4.26 y 4.27 observadas mediante microscopio óptico, se pueden apreciar las muestras del AIA 347 después de la prueba de REPDC para la condición de soldadura convencional, así como para la soldadura con IEM. La figura 4.26 pertenece a la ZAT del AIA 347 correspondiente a la soldadura con interacción electromagnética, donde se puede observar indicios de picaduras, además de la manera en que se fueron rompiendo las capas pasivas del material, sin embargo estas picaduras no progresaron debido a que el material no estaba sensibilizado, lo que le permitió formar una capa pasiva rápidamente evitando la continuidad de crecimiento de las picaduras, sin embargo, es importante mencionar que dicha información se observó a simple vista ya que no se realizó el análisis mediante MET para cuantificar el tamaño y profundidad de las picaduras, también se observan listoncillos de ferita que fueron atacados por la solución en la cual fueron sumergidos durante la prueba de REPDC.

EL mejoramiento de la resistencia a la CIG que se muestra en la figura 4.26 es atribuido a la vibración que se genera al interactuar 2 campos magnéticos, que a su vez producen una fuerza resultante, que hace vibrar la red cristalina de los granos en diferente orientación, entre granos vecinos, esto trae como consecuencia una mayor homogeneidad en la composición química tanto en la matriz del grano como en límite del mismo, el cual da como resultado un mejor comportamiento de la ZAT en presencia de medios agresivos como la solución de 0.5M HCL +1M H₂SO₄ a la temperatura ambiente.

Por otra parte, como se mencionó anteriormente, de acuerdo a las curvas de RPDC se indicó que en la muestra donde no se aplica IEM durante la soldadura convencional la capa pasiva se rompe más rápido, esto genera la formación de picaduras de mayor tamaño en los límites de grano, así como en la periferia de los carburos precipitados como se muestra en la figura 4.27, que al estar sensibilizado el AIA 347 como se muestra en la figura 4.24 tiende a tener una menor resistencia a la corrosión en las zonas donde la composición química esta empobrecida en Cr.

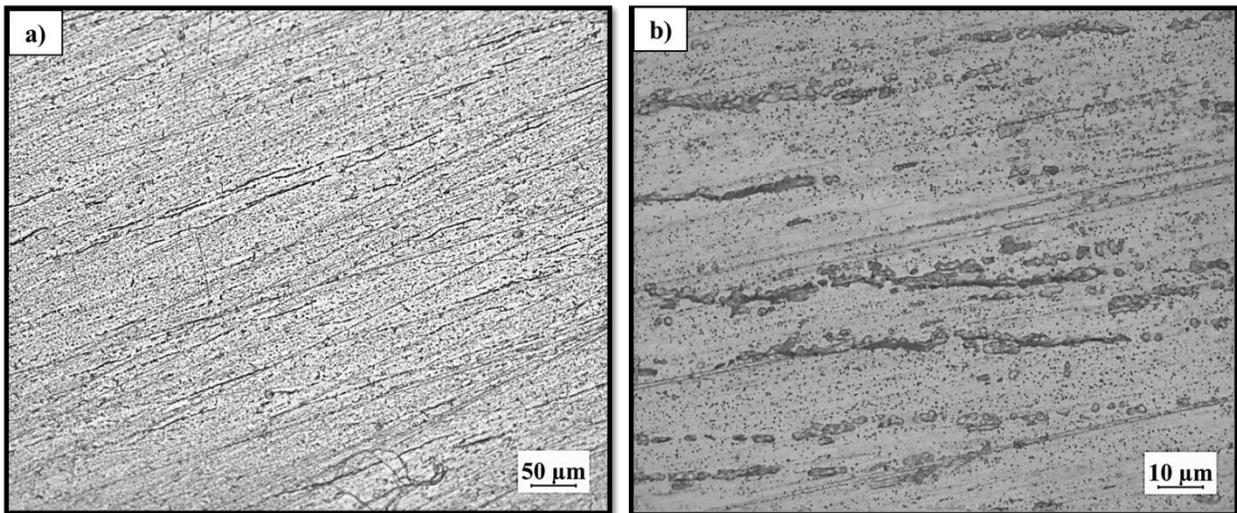


Figura 4.26 Micrografías a) 500x y b) 1000x, de la ZAT de la soldadura SAW con IEM del AIA 347, probetas evaluadas por la técnica REPDC en la solución 1M H₂SO₄+ 0.5M HCl.

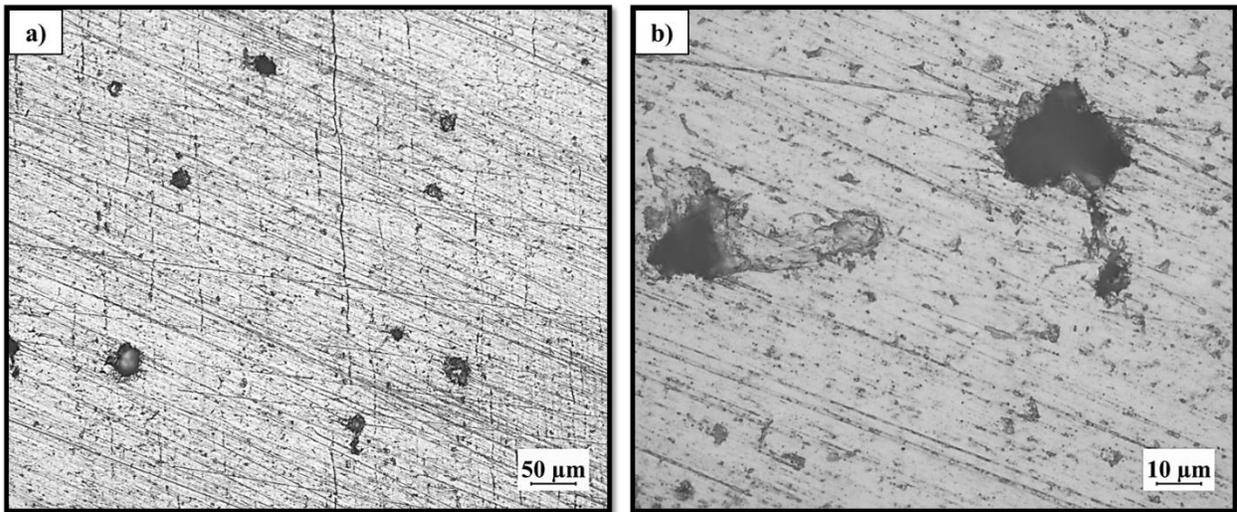


Figura 4.27 Micrografías a) 500x y b) 1000x, de la ZAT de la soldadura SAW convencional del AIA 347, probetas evaluadas por la técnica REPDC en la solución 1M H₂SO₄+ 0.5M HCl.

CAPITULO 5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo de investigación es posible concluir en términos microestructurales así como de propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, las cuales son resultado de la unión disímil de los aceros inoxidable austeníticos 347 /304L, soldados por el proceso de soldadura SAW, de manera convencional sin la aplicación de campos electromagnéticos, y con la aplicación de IEM con un gradiente magnético, generado por la implementación de dos campos electromagnéticos aplicados de forma externa con intensidades de 4.3 - 2.5 mT:

1. Se estableció de manera adecuada las variables, operativas del proceso SAW, el diseño de la junta óptima, la aplicación de IEM durante la soldadura, para poder obtener soldaduras sanas y sin defectos en una sola pasada.
2. En términos microestructurales, la aplicación de IEM durante la soldadura redujo en 337% el tamaño de grano en la ZAT en el AIA 347 con respecto a la soldadura convencional del mismo material, mientras que para el AIA 304L unido con soldadura SAW de manera convencional, el tamaño de grano fue muy similar en comparación al AIA 304L unido con soldadura SAW con IEM.
3. Las propiedades mecánicas de las uniones mostraron mayor microdureza en la ZAT del AIA 347 de la unión convencional, esto ocasionado por el calor de aporte en el proceso de soldadura convencional, resultando en una recuperación, por recristalización y crecimiento del grano austenítico.
4. En las pruebas de impacto de las uniones soldadas con IEM se obtuvo un aumento en la energía absorbida en el AIA 347, respecto a la soldadura efectuada de manera convencional. El aspecto sobresaliente que se puede mencionar es respecto al incremento de la microdureza en la ZAT de las uniones soldadas sin IEM, que se correlacionan con la caída de la absorción de energía al impacto respecto a la soldadura convencional.

5. La falla en las uniones soldadas de manera convencional y con IEM, durante las pruebas de tensión ocurrió de manera consistente en el MS dentro del cordón de soldadura del electrodo ER310 lejos del LF y ZAT con una resistencia menor a la de los MB en condición de llegada. Esto se atribuye a que es la parte más susceptible a fallar al tener una resistencia a la rotura menor.
6. Por otra parte, el efecto de la interacción electromagnética aplicada en forma perpendicular a la antorcha de soldadura con una inclinación de 45° respecto a la línea de soldadura de las placas, favorece la disminución del grado de sensibilidad para el AIA 347. Lo cual se atribuye al refinamiento de grano que se tiene en la ZAT de este acero, así como a la distribución de ferrita y la posible o probable disminución de los carburos de cromo debido a la redistribución de Nb en solución sólida, así como una mejor distribución del carbono en una mayor área.
7. El efecto de la interacción electromagnética aplicada durante la soldadura, no muestra indicios claros de que mejore la microestructura, propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión intergranular en el AIA 304L, ya que el efecto más relevante que propicio la IEM en este acero fue disminuir la longitud de listoncillos de ferrita que precipitan en los límites de grano en la ZAT.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Wahabi M. *Caracterización termodinámica de aceros inoxidable austeníticos AISI*. P.h. tesis., Universitat Politècnica de Catalunya, Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, 2003.
- [2] Anonimo. *Aceros inoxidable: Desarrollo y aplicaciones* [en línea]. Disponible en: <http://www.inoxidable.com/infoutil.htm> [Consultado 02 dediciembre 2019].
- [3] Steel S. *Aleación 304 / 304L* [en línea]. Disponible en: <https://www.sandmeyersteel.com/spanish/304L.html> [Consultado 02 de Diciembre 2019].
- [4] Fukunaga T, Kaneko K, Kawano R, Ueda K, Yamada K, Nakada N, Kikuchi M, Barnard J, Midgley P. *Formation of Intergranular M23C6 in Sensitized Type-347 Stainless Steel*. ISIJ International. 54, 148-152, 2014.
- [5] Leal Alanís S. *Caracterización de aceros inoxidable y estudio de su resistencia mecánica y conformabilidad*. Tesis PhD. Universidad Autónoma de Nuevo León., 2011.
- [6] Colás R. *Aceros Inoxidables, Resistentes a la Corrosión, al Calor y Súper Aleaciones*. 1994.
- [7] Vazquez J. *Estudio de la precipitación de carburos en el acero inoxidable AISI 304 en enfriamiento continuo*. P.h. tesis. Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, 1996.
- [8] Lippold J, Kotecki D. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Wiley Hoboken 2005.
- [9] Sourmail T. *Precipitation in Creep Resistant Austenitic Stainless Steels*. Materials Science and Technology. 17, 1-14, 2001.
- [10] PICKERING F. *Physical metallurgy of stainless steel developments*. International Materials Reviews. . 21, p. 227-268, 1976.
- [11] Pardo A, Merino M, Coy A E, Viejo F, Carboneras M, Arrabal R. *Influence of Ti, C and N concentration on the intergranular corrosion behaviour of AISI 316Ti and 321 stainless steels*. Acta Materialia. 55, 2239-2251, 2007.
- [12] Moura V, Kina Y, Tavares S, Faria M, Mainier F. *Investigation of cracks and sensitization in an AISI 304L stainless steel exposed to 500–600° C*. 1(16), 545-551, 2009.
- [13] Montenegro J. *Estudio de la soldadura en aceros austeníticos*. Tesis de licenciatura, Escuela de Ingeniería Industrial y Sistemas, U.P. Peru, 2005.

- [14] Esquivel R. *Estudio de la precipitación en aceros inoxidable austeníticos y su efecto sobre la tenacidad a la fractura a temperaturas criogénicas*. Tesis, Instituto Politécnico Nacional. 2008.
- [15] Daniel G. *Soldabilidad de Aceros Inoxidables Austeníticos Serie 300 Mediante el Proceso de Soldadura Smaw (Electrodo revestido) en Ambiente Húmedo*. Tesis. Corporación mexicana de investigación en materiales, División de estudios de posgrado, Saltillo, Coahuila. 2013.
- [16] Bain E, Aborn R, and Rutherford. *Steel Treating. Trans. Am. Soc.* . 21(481-509), 1933.
- [17] Mudali U K, P. Pitting Corrosion of Austenitic Stainless Steels and Their Weldments. En; *Corrosion of Austenitic Stainless Steels*. Woodhead Publishing. Khatak H S, Raj B. 74-105. 2002.
- [18] Marshall P. *Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties*. Springer Science Media. 1984.
- [19] Sasmal B. *Mechanism of the formation of M₂₃C₆ plates around undissolved NbC particles in a stabilized austenitic stainless steel*. 32(20), 5439-5444, 1997.
- [20] Kujanp V, Suutala N, Takalo T, Moisio T. *Correlation Between Solidification Cracking and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel*. *Welding Research International* 9(2):55-76. *Welding Research International*. 9, 55-76, 1979.
- [21] Medrano Carvajal J R. *Mejoramiento de las propiedades mecánicas de las juntas soldadas de aceros inoxidable austeníticos mediante los tratamientos térmicos*. Tesis de grado., 2006.
- [22] Lima A, Do Nascimento A, Abreu H, Lima-Neto P. *Sensitization evaluation of the austenitic stainless steel AISI 304L, 316L, 321 and 347*. *Journal of Materials Science - J MATER SCI*. 40, 139-144, 2005.
- [23] Garcia C, Martin F, De Tiedra P, Blanco Y, Lopez M. *"Pitting corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell," Corrosion Science*, vol. 50, p. p. 1184-1194, 2008.
- [24] Wasnik D, Dey G, Kain V, Samajdar I J S M. *Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel*. 49(2), 135-141, 2003.
- [25] Cortés Cervantes I. *Efecto de la interacción de campos electromagnéticos de baja intensidad durante la soldadura de un acero inoxidable superaustenítico AL6XN*. Reporte de Trabajo N°1. Departamento de soldadura. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 2013.
- [26] Park S, Sato Y, Kokawa H, Okamoto K, Hirano S, Inagaki M. *Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stirwelding*. *Scripta Materialia*. 49(12), 1175-1180, 2003.
- [27] Qvarfort R. *Some observations regarding the influence of molybdenum on the pitting corrosion resistance of stainless steels*. *Corrosion Science*. 40(2-3), 215-223, 1998.

- [28] Beltran R, Trillo E, Romero R J. *Combined effects of strain and grain size on carbide precipitation and sensitization in 304 stainless steel*. Scripta Metallurgica and Materialia.30 (8), 1021-1025. 1994.
- [29] Sedriks A J. *Corrosion of stainless steel*, . Second ed. New York. John Wiley & Sons Inc. 1996.
- [30] Majidi A, Streicher M. *The Double Loop Reactivation Method for Detecting Sensitization in AISI 304 Stainless Steels*. Corrosion. 40, 584-593, 1984.
- [31] Lopez F, Garcia R, Lopez V, García M, 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, 122-125, 2013.
- [32] Wu H, Chang Y, Lu L, Bai J. *Review on magnetically controlled arc welding process*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 91, 2017.
- [33] Hartz K B, Marqués J, Forster G, Jenicek A, Müller M, Cramer A, Soyer H, and Schein J. *Stud arc welding in a magnetic field—Investigation of the influences on the arc motion*. Paper presented at the Journal of Physics: Conference Series.2014.
- [34] Yunlong C, Mingxu L, Lin L, Babkin A, Lee B. *Technology. The influence of longitudinal magnetic field on the CO2 arc shape*. 17(4), 321, 2015.
- [35] Zhang X, Zhao Z, Wang C, Yan F, Hu X J T I J o A M T. *The effect of external longitudinal magnetic field on laser-MIG hybrid welding*. 85(5), 1735-1743, 2016.
- [36] Zhu S, Wang Q W, Yin F L, Liang Y Y, Wang X M. (2011). *Research on droplet transfer of MIG welding with alternating longitudinal magnetic field*. Paper presented at the Advanced Materials Research.
- [37] Malinowski-Brodnicka M, Den Ouden G, Vink W. *Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel*, *Welding Journal*. 1990. 2(2), 52-59, 1990.
- [38] Reis R, Scotti A, Norrish J, Cuiuri D. *Investigation on Welding Arc Interruptions in the Presence of Magnetic Fields: Arc Length, Torch Angle and Current Pulsing Frequency Influence*. IEEE Transactions on Plasma Science. 41, 2013.
- [39] Ventura L. *Efecto de los campos magnéticos en la soldadura del acero inoxidable austenítico AISI-347* P.h. tesis. Instituto de Investigacion en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo,1996. 2018.
- [40] Campos de la Cruz A. *Uso del tratamiento térmico de envejecimiento en el acero inoxidable austenítico 316l, y posteriormente soldado mediante el proceso de soldadura GMAW, con interacción electromagnética de baja intensidad*. Tesis. Instituto de Investigación En Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana De San Nicolas De Hidalgo. 2015.

- [41] Garcia M, López V, García R, Dzib L, García E, González J. *Improvement of localised corrosion resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity*. Applied Surface Science. 321, 252-260, 2014.
- [42] García R, López V, Curiel F, Estrella S. *Uso de la interacción electromagnética en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, para mejorar sus propiedades de resistencia a la corrosión y mecánicas en la zona afectada térmicamente*. IBEROMET. 2010.
- [43] Leonardo S, Hernández S, López V, García R, Garcia M, Rentería G, Ruiz A, Martínez J. *Microestructura y propiedades mecánicas de la soldadura 2205/316l con la aplicación de campo electromagnético*. 2018.
- [44] Garcia M, López, V., García R. *Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex*. INGENIUS. (12), 40-45, 2014.
- [45] Garcia M, Rentería G, Hugo V, García R, López F , Lemus R. *Effect on the Microstructure and Mechanical Properties of the Electromagnetic Stirring during GMA Welding of 2205 DSS Plates*. Material Science Forum. 755, 61-68, 2013.
- [46] Asai S. *Electromagnetic Processing of Materials. Outline of Electromagnetic Processing of Materials*. The Journal of the Institute of Electrical Engineers of Japan. 119, 208-211, 1999.
- [47] ASTM-E23. *Notched bar impact testing of metallic material*. 273-296, 2004.
- [48] Mannan S, Dayal R, Vijayalakshmi M, Parvathavarthini N. *Influence of deformation on sensitization kinetics and its microstructural correlation in a nuclear grade 316 stainless steel*. 126(1), 1-8, 1984.
- [49] Muller C, Chumbley L. *Fracture toughness of heat-treated superaustenitic stainless steels*. Journal of Materials Engineering Performance 19(5), 714-720, 2010.
- [50] Parag M , Vivekanand K, Bhupinder D and Samajdar I. *Role of grain boundary nature and residual strain in controlling sensitisation of type 304 stainless steel*. Corrosion Science. 66, 242-255, 2013.
- [51] Ventura L , García R, García H. *Assessment of the Electrolyte Composition in the Degree of Sensitization in AISI 347H Stainless Steel*. 58(2), 225-230, 2017.