

Tesis de Maestría. Instituto de investigación en metalurgia y materiales.-UMSNH, Morelia, México.

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.

Campos De La Cruz, Antonio.

Cita:

Campos De La Cruz, Antonio (2015). *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 de Maestría). Instituto de investigación en metalurgia y materiales.-UMSNH, Morelia, México.

Dirección estable: <https://www.aacademica.org/antonio.campos.de.la.cruz/2>

ARK: <https://n2t.net/ark:/13683/pEhf/QtF>



Esta obra está bajo una licencia de Creative Commons.
Para ver una copia de esta licencia, visite
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/deed.es>.

Acta Académica es un proyecto académico sin fines de lucro enmarcado en la iniciativa de acceso abierto. Acta Académica fue creado para facilitar a investigadores de todo el mundo el compartir su producción académica. Para crear un perfil gratuitamente o acceder a otros trabajos visite: <https://www.aacademica.org>.



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO
INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGÍA Y MATERIALES

**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

**Para optar el grado de:
Maestro en ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.**

PRESENTA

Ing. Antonio Campos De La Cruz.

Asesor

Dr. Rafael García Hernández.

MORELIA, MICH AGOSTO DE 2015.



RESUMEN

En el presente proyecto se utilizó un acero inoxidable austenítico 316L, el cual recibió un tratamiento térmico de envejecido a 650°C con 10 horas de permanencia sin un tratamiento de solubilizado previo, y soldado posteriormente mediante el proceso de soldadura GMAW (Gas Metal Arc-Welding), utilizando una mezcla de gas de protección con 98% Ar y 2% de O₂. Aplicando un campo magnético generado por una bobina externa de baja intensidad con 0, 1, 2 y 3 mT, que al interactuar con el campo magnético generado por la corriente de soldadura genera un campo magnético resultante. El arreglo utilizado para generar dicho campo fue colocar las bobinas opuestas entre si y paralelos a la dirección del cordón de soldadura. Posteriormente se realizó la caracterización de la zona afectada térmicamente (ZAT) y material base, mediante la realización de metalografía y microscopia óptica, para determinar el tipo de microestructura del material base y ZAT de los cordones de soldadura, posteriormente se caracterizaron mecánicamente por medio de los ensayos de microdureza, tensión e impacto y finalmente la caracterización electroquímica mediante (potencial de picado y evaluación del grado de sensibilidad) de la ZAT de la soldadura convencional y la realizada con la aplicación de 1 mT, 2mT y 3mT, así como del metal base y metal base con tratamiento térmico de envejecimiento. La caracterización electroquímica no se realizó en la ZF ya que dicha zona puede cambiar en función del tipo de electrodo utilizado, de allí que este estudio se enfocó en la ZAT. De acuerdo a lo anterior los resultados mecánicos obtenidos muestran un mejoramiento en cuanto a los perfiles de microdureza de la soldadura realizada con un campo magnético opuesto de 1 mT, con respecto a las demás soldaduras. En cuanto a la caracterización electroquímica el material previamente envejecido presenta un valor de 0.05 resultado de la relación de la corriente de reactivación entre la corriente de activación, que de acuerdo a la norma ASTM inicia a presentarse el fenómeno de sensibilidad, mientras que los que presentan menor grado son el material base sin tratamiento térmico de envejecimiento y la ZAT del cordón de soldadura con una interacción electromagnética de 1 mT.

Palabras clave: Acero inoxidables austenítico, ZAT, ZF, GMAW, ASTM.

ABSTRACT

This paper investigates one 316L austenitic stainless steel, which received an aging heat treatment at 650 ° C with 10 hours spent without prior treatment solubilized and subsequently welded by GMAW (Gas Metal Arc-Welding used in this project welding), using a shielding gas mixture with 98% Ar and 2% O₂. Applying a magnetic field generated by an external coil low intensity with 0, 1, 2 and 3 mT that interact with the magnetic field generated by the welding current generates a resulting magnetic field. The arrangement used for generating said field coils was placed opposite each other and parallel to the direction of the weld bead. Then the characterization of the heat affected zone (HAZ) and base material was performed by conducting metallography and optical microscopy to determine the type of microstructure of materials and HAZ material weld beads then were mechanically characterized by micro hardness testing, tensile and impact and finally by electrochemical characterization (pitting potential and evaluation of the sensitivity) of the HAZ of conventional welding and made with application of 1 mT, 2mT and 3 mT, base metal and base metal with aging heat treatment. The electrochemical characterization was not conducted in the fusion zone (FZ) area, this is because can change depending on the type of electrode used, hence this study focused on the HAZ. According to the above mechanical results show an improvement in terms of the micro hardness profiles of the weld produced with an opposite magnetic field of 1 mT, with respect to the other welds. Regarding the electrochemical characterization material previously aged has a value of 0.05 result of the relationship of the current reactivation between the activation current, which according to ASTM begins to occur the phenomenon of sensitivity, while exhibiting less are the base material without heat treatment and aging of the weld HAZ with an electromagnetic interaction of 1 mT.

Keywords: Austenitic stainless steel, HAZ, FZ, GMAW, ASTM.

INDICE GENERAL

CAPÍTULO I	11
INTRODUCCIÓN	11
1.1 Introducción.....	12
OBJETIVOS	14
JUSTIFICACIÓN	15
HIPÓTESIS	16
CAPÍTULO II.....	17
REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1 Aceros inoxidables.	18
2.1.1 Aceros inoxidables ferríticos.....	18
2.1.2 Aceros inoxidables martensíticos.....	19
2.1.3 Aceros inoxidables endurecidos por precipitación.....	19
2.1.4 Aceros inoxidables dúplex.....	19
2.1.5 Aceros inoxidables austeníticos.....	19
2.2 Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidables austeníticos.	20
2.2.1 Fenómeno de sensibilidad.	20
2.2.2 Efecto del tratamiento térmico de envejecimiento.	24
2.2.3 Soluciones actuales para el fenómeno de la sensibilidad.	28
2.2.4 Formación de la fase sigma.	29
2.2.5 Fisuración en caliente.	31
2.3 Tipos de precipitados.....	34
2.3.1 Precipitados MX.....	34
2.3.2 El carburo M_6C	34
2.3.3 El carburo $Cr_{23}C_6$	35
2.4. La interacción electromagnética en el proceso de soldadura.	36
2.5 Técnica de polarización potenciodinámica de reactivación de doble ciclo (DL-EPR).	40
2.6 Potencial de picado (E_{pit}).....	41
CAPÍTULO III	42
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	42

3.1 Materiales.....	44
3.1.1 Caracterización del metal base acero inoxidable AISI 316L.....	44
3.2 Tratamiento térmico de envejecimiento.....	44
3.3 Preparación de las placas para el proceso de soldadura.....	46
3.4 Soldadura de las placas.....	51
3.5 Aplicación del campo magnético.....	51
3.6 Caracterización microestructural del material.....	55
3.7 Caracterización mecánica.....	56
3.7.1. Ensayo de tensión.....	56
3.7.2 Ensayo de impacto.....	58
3.7.3 Ensayo de microdureza.....	60
3.8 Caracterización electroquímica.....	61
3.8.1 Preparación de las probetas.....	61
3.8.2 Evaluación de resistencia a la polarización.....	62
3.8.3 Evaluación al grado de sensibilidad.....	63
CAPÍTULO IV.....	64
RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	64
4.1 Caracterización microestructural del material base y uniones soldadas.....	65
4.2 Apariencia de las uniones.....	66
4.3 Perfiles de soldadura depositados.....	67
4.4 Resultados de los ensayos de microdureza.....	74
4.5 Resultados de los ensayos de tensión.....	78
4.6 Resultados de los ensayos de impacto.....	80
4.7 Fractografía de los ensayos de tensión.....	81
4.8 Fractografía de los ensayos de impacto.....	87
4.9 Resultados de las pruebas de corrosión.....	88
4.9.1. Potencial de picado.....	88
4.9.2 Evaluación al grado de sensibilidad.....	93
CAPÍTULO V.....	98
CONCLUSIONES.....	98

5.1 CONCLUSIONES.....99
TRABAJO A FUTURO.100
REFERENCIAS.101

ÍNDICE DE FIGURAS.

CAPITULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

Figura 2. 1 Representación esquemática de la clasificación de los diferentes tipos de aceros inoxidables.....	18
Figura 2. 2 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.	22
Figura 2. 3 Muestra esquemática de la zona de sensibilidad.....	23
Figura 2. 4 Precipitación intergranular de la fase σ después de 30.000 horas a 650 °C) (a) en límites en la $\gamma / M_{23}C_6 / \eta$ y (b) en límites γ	30
Figura 2. 5 Acero dúplex SAF 2205 en su condición: a) Original y b) Solubilizada a 1100 °C por 1 hora.....	32
Figura 2. 6 Acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850 °C por 6 horas, a) 1000x y b) 2000x. . Se empieza a observar la presencia de una nueva fase, que se presume sea la fase σ . 32	32
Figura 2. 7 Acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850 °C por 12 horas, a) 1000x y b) 2000x.	33
Figura 2. 8 Acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850 °C por 24 horas, a) 1000x y 3000x.	33
Figura 2. 9 Precipitación de carburos tipo $M_{23}C_6$ para un acero inoxidable tipo 304 [25].....	35
Figura 2. 10 Representación de la influencia de un campo magnético axial en el arco y piletta de soldadura. Fa: fuerza de acción en el arco y Fp: fuerza actuando en la piletta de soldadura [27].....	37
Figura 2. 11. Diagrama representativo de la técnica de (DL-EPR) [32].	40

CAPITULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

Figura 3. 1. Secuencia experimental.....	43
Figura 3. 2 Ciclo del tratamiento térmico de envejecimiento.....	45
Figura 3. 3 Diagrama de precipitación de los carburos de cromo $M_{23}C_6$ en el acero inoxidable 316L solución tratada a 1090 °C [37].....	46
Figura 3. 4 Diseño de la junta en simple “V”.....	47
Figura 3. 5 Diseño de la junta en simple “V” en la parte superior.	47
Figura 3. 6 Nomenclatura de una ranura del tipo “V” sencilla.....	48
Figura 3. 7 Nomenclatura de una ranura del tipo “V” simple en la parte superior.	48
Figura 3. 8 Arreglo del campo magnético aplicado durante el proceso de soldadura.	52
Figura 3. 9 Vista superior que ilustra la forma de aplicar el campo magnético externo durante la soldadura y la interacción con el campo magnético generado por la corriente de soldadura.	52
Figura 3.10 Vista superior de la forma de la interacción electromagnética durante el proceso de soldadura. Simulación utilizando software COMSOL Multiphysics®.	53

Figura 3.11 Vista lateral de la aplicación de campos magnéticos.....	53
Figura 3. 12 Vista superior de la aplicación de campos magnéticos.....	54
Figura 3. 13 Vista lateral superior de la aplicación de campos magnéticos.	54
Figura 3. 14 Representación de la forma transversal a la soldadura acotación en mm. Preparación en simple “V”	55
Figura 3. 15 Representación de la forma transversal a la soldadura acotación en mm. Preparación en simple “V en la parte superior”	55
Figura 3. 16 Diseño de la probeta para tensión de acuerdo a la norma ASTM E8 [40].	57
Figura 3. 17 Diseño de la probeta para tensión con muesca de acuerdo a la norma ASTM E338 [40].	57
Figura 3. 18 Elaboración de las probetas de impacto tipo muesca, de acuerdo a la norma ASTM E23-56T [41].	59
Figura 3. 19 Diseño de la probeta de impacto de acuerdo a la norma E23.	59
Figura 3. 20 Representación esquemática de la forma en que se realizó el barrido para la obtención de la microdureza: a) soldadura convencional y b) soldadura con TTE e interacción electromagnética.	60
Figura 3. 21 Diseño de la muestra para las pruebas de corrosión.	61
Figura 3. 22 Celda electroquímica y configuración de los electrodos, utilizada para la evaluación de resistencia a la corrosión.	63

CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Figura 4. 1 Micrografía del acero inoxidable austenítico 316L a 500x (a) y micrografía con tratamiento térmico de envejecimiento (b) a 500x.	65
Figura 4. 2 Apariencia superficial de las placas después del proceso de soldadura.	67
Figura 4. 3 Macrografías de las diferentes condiciones de soldadura.	68
Figura 4. 4 Micrografía de la ZAT soldadura convencional a 500x (a) y soldadura con aplicación de campo magnético de 1 mT y tratamiento térmico de envejecimiento previo a 500x (b).	70
Figura 4. 5 Microestructura de la ZAT. 2mT (a) y 3mT (b). Ambas a 500x.	71
Figura 4. 6 Micrografías de la soldadura convencional, interfase de la soldadura a 200x (a) y (b) interfase a 500x.	71
Figura 4. 7 Micrografías de la soldadura con aplicación de la interacción electromagnética de 1 mT. Interfase de la soldadura a 200x (a) y (b) 500x.	72
Figura 4. 8 Micrografías de la soldadura con aplicación de la interacción electromagnética de 2 mT. (a) Interfase de la soldadura a 200x y (b) a 500x.	73
Figura 4. 9 . Micrografías de la soldadura con aplicación de la interacción electromagnética de 3 mT. (a) Interfase de la soldadura a 200x y (b) a 500x.	73
Figura 4. 10 Microdureza del metal base y metal base con TTE sin soldadura ni aplicación de campos magnéticos.	74
Figura 4. 11 Microdureza del metal base con soldadura convencional.	75

Figura 4. 12 Perfiles de microdureza en las distintas condiciones de soldadura; a) 1 mT, b) 2 mT y c) 3 mT.	77
Figura 4. 13 Grafica de esfuerzos para las condiciones de las probetas soldadas.	80
Figura 4. 14 Comportamiento al impacto del acero 316L con las condiciones utilizada en el proyecto.	81
Figura 4. 15 Fractografía del ensayo de tensión del metal base sin muesca a) 1000x, c) 4000x. Soldadura convencional sin muesca b) 1000x y d) a 4000x.	82
Figura 4. 16 Fractografía para fractura frágil metal base con TTE a) 1000x y b) a 4000x.	83
Figura 4. 17 Soldadura convencional a) 1000x, c) 4000x. Soldadura con interacción electromagnética de 1mT b) 1000x y d) a 4000x.	84
Figura 4. 18 Fractografía de la probeta de 1mT a) 4000x y b) análisis EDS de la figura 4.18 a).	84
Figura 4. 19 Soldadura con intensidad de campo de 2 mT a) 1000x, c) 4000x. Soldadura con interacción electromagnética de 3 mT b) 1000x y d) a 4000x.	85
Figura 4. 20 Metal base con muesca a) 1000x y b) a 4000x.	86
Figura 4. 21 Metal base con TTE a) 1000x b) Soldadura convencional a 1000x.	87
Figura 4. 22 Soldadura con campo magnético de 1mT a) 1000x y b) 2mT a 1000x.	87
Figura 4. 23 Soldadura con intensidad de campo de 3mT a) 1000x y b) metal base a 1000x.	88
Figura 4. 24 Muestra la tendencia de las curvas de polarización anódica de las condiciones de soldadura.	89
Figura 4. 25 Micrografías del metal base (a). ZAT de la soldadura convencional (b). Ambas en agua de mar sintética 2000x.	90
Figura 4. 26 EDS que muestra la presencia de carburos de cromo presentes en el acero inoxidable austenítico 316L.	91
Figura 4. 27 Micrografías ZAT 1mT (a) ZAT 2mT (b) y (c) ZAT 3mT, después del ensayo de corrosión todas en agua de mar sintética 2000x.	92
Figura 4. 28 Comportamiento al fenómeno de la sensibilidad.	94
Figura 4. 29 Micrografías tomadas por MEB del metal base a) 2000x y b) ZAT de la soldadura convencional a 2000x en la solución 1M H ₂ SO ₄ + 0.5M HCl, probetas evaluadas por la técnica DL-EPR.	95
Figura 4. 30 Metal base con tratamiento térmico de envejecimiento en H ₂ SO ₄ + 0.5M HCl a) 500x y b) 2000x.	96
Figura 4. 31 Micrografía de la ZAT de la soldadura con 1mT a 2000x.	96
Figura 4. 32 Micrografía de la ZAT de la soldadura con 2 mT (a) 500x y (b) 2000x.	96
Figura 4. 33 Micrografía de la ZAT de la soldadura con 3 mT (a) 500x y (b) 2000x.	97

INDICE DE TABLAS

CAPITULO III

Tabla 3. 1 Composición química del acero inoxidable 316L y el electrodo ER309 % peso [34,35].....	44
Tabla 3. 2 Parámetros operativos de la soldadura.....	50
Tabla 3. 3 Norma ASTM E8, para fabricación de probetas [40].	58
Tabla 3. 4 Composición química del agua de mar sintética, de acuerdo a norma ASTM-D114.....	62

CAPITULO IV

Tabla 4. 1 Porcentaje de ferrita y tamaño de grano.	66
Tabla 4. 2 Porcentaje de ferrita y tamaño de grano de la ZAT.	70
Tabla 4. 3 Valores promedio de microdureza para las distintas condiciones. Así como el aporte térmico.	78
Tabla 4. 4 Valores obtenidos de la resistencia a la tensión.	78
Tabla 4. 5 Valores del potencial de picado (Epit y Ecorr).	88
Tabla 4. 6 Valores de la relación Ir/Ia en las distintas condiciones.	93

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción.

Los aceros inoxidable son producidos en altos tonelajes comparados con cualquier otro grupo. Tienen buena resistencia a la corrosión generalizada en diferentes medios agresivos, pero presentan el problema de la corrosión localizada, en medios donde existe la presencia de iones cloruros, por ejemplo en el agua de mar y en presencia de algunos ácidos tales como el ácido clorhídrico, sulfúrico y nítrico. Estos aceros tienen una resistencia mecánica equivalente a la de los aceros al carbono, aproximadamente de 500 MPa a temperatura ambiente y no tienen puntos de transformación. Los aceros austeníticos pueden adquirir una dureza significativa por un trabajado en frío y son usados en aplicaciones donde se requiere una elevada resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas a presión atmosférica y son ampliamente considerados por su buena soldabilidad.

Elementos de aleación que promueven la formación de la austenita son adicionados a estos aceros, el principal de todos ellos es el níquel, el cual se agrega en cantidades arriba de 8 % en peso principalmente. Los aceros inoxidable austeníticos generalmente tienen excelente ductilidad y dureza, además de presentar una significativa elongación durante cargas de tensión. Pertenecen a la serie 300 y son basados en el sistema 18Cr-8Ni, con elementos de aleación adicionados para proveer las propiedades únicas de estos aceros o mejorarlas.

Otra característica importante de los aceros inoxidable austeníticos es la disminución o eliminación del fenómeno de sensibilidad, este fenómeno provoca un empobrecimiento de cromo en los bordes de grano, por la formación de carburos de cromo, principalmente Cr_{23}C_6 , haciendo que el acero sea propenso a la corrosión intergranular esta corrosión es atribuida a la pérdida del cromo debida a la precipitación de los carburos en los bordes de grano de los aceros inoxidable austeníticos [1].

La sensibilidad depende fuertemente de la composición química y la segregación del carbono en los borde de grano. Esta se ve reflejada principalmente en los procesos de soldadura, y aunque estos aceros presentan una buena soldabilidad, no están exentos de presentar deficiencia en la resistencia a la corrosión, debido a que una zona paralela al cordón de

soldadura se ve afectada por el ciclo térmico de soldadura [2]. De modo que en el presente trabajo de investigación se utilizó la interacción electromagnética de baja intensidad 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.

OBJETIVOS

Objetivo general:

El objetivo general de este trabajo es aplicar la interacción electromagnética de baja intensidad durante la soldadura con gas de protección y arco metálico, a un acero inoxidable austenítico 316L con tratamiento térmico de envejecimiento realizado previamente a la soldadura, analizando el efecto de la interacción electromagnética sobre la disminución del fenómeno de sensibilidad.

Objetivos particulares:

- Incrementar las propiedades mecánicas de la unión tales como microdureza, tensión e impacto, mediante la interacción de campos magnéticos de baja intensidad aplicados durante el proceso de soldadura.
- Evaluar el comportamiento electroquímico en la ZAT, mediante la disminución de la susceptibilidad a la sensibilidad e incrementar el potencial de picado de las uniones realizadas con la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad.
- Minimizar el ancho de la zona afectada térmicamente ZAT, mediante la variación de la intensidad de campo magnético aplicado durante el proceso de soldadura (MIG).

JUSTIFICACIÓN

El estudio de la interacción electromagnética de baja intensidad y su efecto durante el proceso de soldadura, resulta ser un aspecto relevante, ya que aunque la información en la actualidad en este campo es aun escasa dentro de la literatura abierta, resulta ser el principal sustento del presente proyecto de investigación (impacto científico) generando conocimiento nuevo sobre el efecto de la interacción electromagnética. Dicho conocimiento toma sus principales fundamentos en algunos beneficios que se han reportado al utilizar campos magnéticos durante el proceso de soldadura, y aunque en la actualidad, con la información recabada no se ha tenido una aplicación industrial de manera directa, en lo que respecta a este tipo de investigaciones (impacto tecnológico), dado que los resultados de la aplicación de la **interacción** electromagnética de baja intensidad minimizan un problema existente de los aceros inoxidable austeníticos al ser soldados. Por lo anterior, la interacción electromagnética puede aportar algunas propiedades ya existentes al material original, buscando de esta manera un impacto al medio ambiente, puesto que se obtienen soldaduras con mayor resistencia a la corrosión, lo que contribuirá a prolongar el tiempo de vida útil de los componentes fabricados con estos materiales. Por tal motivo se pretende en este proyecto beneficiar tales efectos mediante la interacción electromagnética de baja intensidad, acompañada del uso del tratamiento térmico de envejecimiento previo, con el cual se pretende simular lo que acontece durante el ciclo térmico de soldadura en el material base, el cual consiste en propiciar la formación de los carburos de cromo (Cr_{23}C_6 o M_7C_7), y de esta manera corroborar el beneficio que se ha reportado respecto al uso de la interacción electromagnética de baja intensidad en estos aceros. **Beneficio que se ha reportado por ser una técnica reciente descubierta en el Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales IIMM.**

HIPÓTESIS

a) Argumentos.

Los aceros inoxidable austeníticos son de gran interés debido a sus características de formabilidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión. Es sabido que la resistencia a la corrosión y las características de fractura en estos materiales se ven afectados por la precipitación de carburos de cromo principalmente Cr_{23}C_6 , dando origen al fenómeno conocido como sensibilidad. Por otra parte ha sido reportado que el uso de la interacción electromagnética de baja intensidad durante el proceso de soldadura ayuda a minimizar el fenómeno de la sensibilidad, mediante la interacción del campo magnético generado por la corriente de soldadura y la aplicación de un campo magnético externo, generado por una bobina externa que en consecuencia producen un campo magnético resultante, que como primera función induce una perturbación en el movimiento de los electrones, así como una vibración en la red cristalina del material base en la ZAT, que como consecuencia propicia una difusión de corto alcance en los átomos de cromo restableciendo las zonas empobrecidas, debido a la formación de los carburos de cromo.

b) Proposición

Se espera que la interacción electromagnética de baja intensidad aplicada durante la soldadura en los aceros inoxidable austeníticos propicie una vibración de la estructura cristalina de estos materiales, con lo cual se ha establecido que dicha vibración ayuda a la distribución del carbono en forma homogénea tanto en la matriz del grano como en los límites de grano, así como también la difusión de corto alcance de los átomos de cromo alrededor de la interfase de los carburos de cromo precipitados, minimizando el fenómeno de la sensibilidad del acero inoxidable austenítico 316L.

CAPÍTULO II

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

En este apartado se hará una breve descripción de los avances que se han tenido respecto a este tipo de investigaciones, así como de las investigaciones que se están realizando respecto al tema y que de alguna manera tengan un carácter relevante al problema que se presenta en este tipo de aceros inoxidables.

2.1 Aceros inoxidables.

El uso y aplicación de este tipo de aceros es indispensable en múltiples aplicaciones. Para que el acero pueda impartir la inoxidable, se le añade el cromo en aproximadamente 11% en peso. Además de Cr, contienen también una serie de otros elementos de aleación cuya presencia realza las propiedades específicas. Tal es el caso del Mo [3]. Dentro del grupo de los aceros inoxidables, estos a su vez se dividen en distintas clases: figura 2.1.

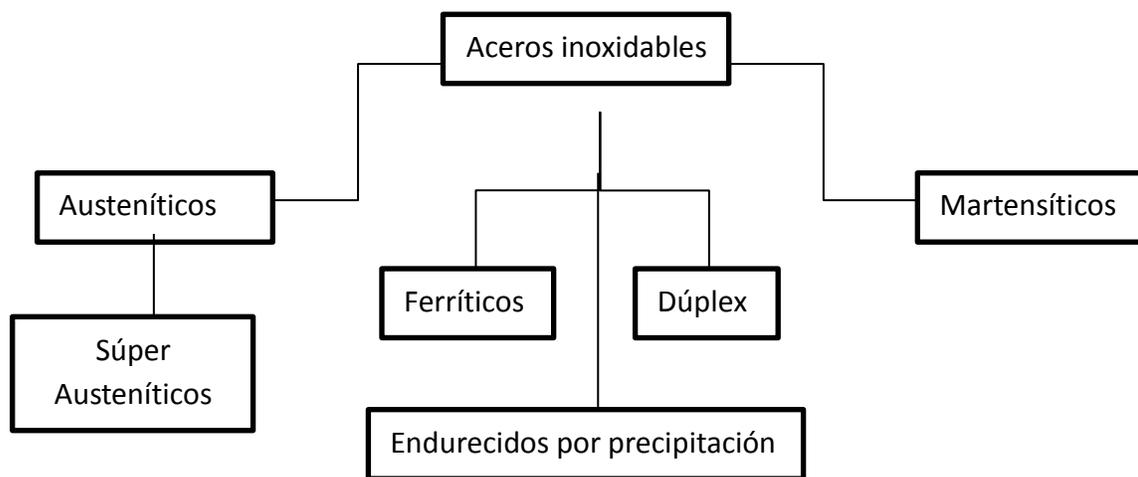


Figura 2. 1 Representación esquemática de la clasificación de los diferentes tipos de aceros inoxidables.

2.1.1 Aceros inoxidables ferríticos.

Estos aceros inoxidables de la serie AISI 400 [3] (American Iron & 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.

2.1.2 Aceros inoxidables martensíticos.

Representan una porción de la serie 400 [3], 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.

2.1.3 Aceros inoxidables endurecidos por precipitación.

Ofrece una alternativa a los aceros inoxidables 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 [3].

2.1.4 Aceros inoxidables dúplex.

Son aleaciones cromo-níquel-molibdeno, 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, presentan buena soldabilidad además de poseer magnetismo.

2.1.5 Aceros inoxidables austeníticos.

Dentro de estos aceros destaca el que se ha utilizado para esta investigación (acero inoxidable austenítico 316L) por ende se hará un énfasis especial. Los aceros inoxidables austeníticos constituyen la familia con el mayor número de aleaciones disponibles, integra las series AISI 200 y 300. Su popularidad se debe a su excelente formabilidad y superior resistencia a la corrosión. Los Austeníticos se obtienen adicionando elementos formadores de austenita, tales como níquel, manganeso y nitrógeno. El contenido de cromo generalmente varía del 11 al 26% y su contenido de carbono es del rango de 0.03 al 0.08%. El cromo proporciona una resistencia a la oxidación en temperaturas aproximadas de 650° C en diferentes medios [3,4].

En la familia de los aceros inoxidable austeníticos, se distinguen dos grupos el de los austeníticos al cromo-níquel, por una parte y al cromo-manganeso-níquel por otra. El primer grupo es el más importante dado que a él pertenecen la mayor parte de los aceros inoxidable comúnmente empleados, y está compuesto por aleaciones hierro-carbono-cromo-níquel con aporte ocasional de otros elementos, como el molibdeno, el titanio, el niobio. El segundo grupo es cuantitativamente más modesto y está formado por aleaciones de hierro-carbono-manganeso-níquel con contenido de níquel inferior al 6% [4]. Por lo anterior destacan algunas características principales como son: excelente resistencia a la corrosión, endurecidos por trabajo en frío y no por tratamiento térmico, excelente soldabilidad, son funcionales en temperaturas extremas y por ultimo son paramagnéticos.

2.2 Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidable austeníticos.

Durante el proceso de soldadura de los aceros austeníticos se presentan tres problemas principales, estas son: fenómeno de sensibilidad, formación de la fase sigma y fisuración en caliente.

2.2.1 Fenómeno de sensibilidad.

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 los aceros son enfriados lentamente desde la temperatura de disolución (1100°C) o recalentados en el rango de temperaturas 450 – 850 °C [5].

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 inoxidables austeníticos y ha sido causa de fallas prematuras por ejemplo en plantas nucleares [5,6].

Consecuencias del fenómeno de sensibilidad se tienen reportadas fallas de elementos del acero inoxidable 316L usado en estaciones de vapor costeras en rangos de temperatura que oscilan entre 620 a 650 °C, falló 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 [7]. Lewis y colaboradores [8] quienes 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 °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 [9] 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. 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 MET como se observa en la Fig. 2.2.

Etapa 1: Formación de precipitados finos alrededor de dislocaciones individuales a 61 minutos. Fig. 2.2 a).

Etapa 2: Formación de finos precipitados no mayores a 20 nm hacia los bordes de grano a 114 minutos. Fig.2.2 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. Fig.2.2 c).

Etapa 4: Precipitación de carburos ricos en cromo (Cr_{23}C_6) en límites de grano y puntos triples a 360 min. Fig.2.2 d).

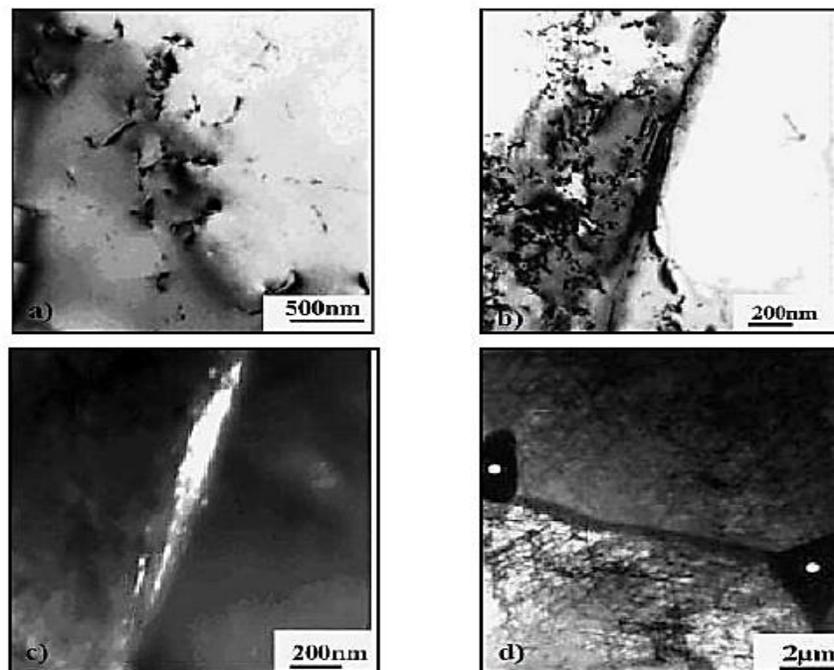


Figura 2. 2 Microestructura obtenida por MET de muestras de acero inoxidable 316L tratados a 500 °C y diferentes tiempos: a) 61 minutos, b) 114 minutos, c) 176 minutos, y d) 360 minutos.

Como se ha venido mencionando 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 [10] 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 Fig. 2.3 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.

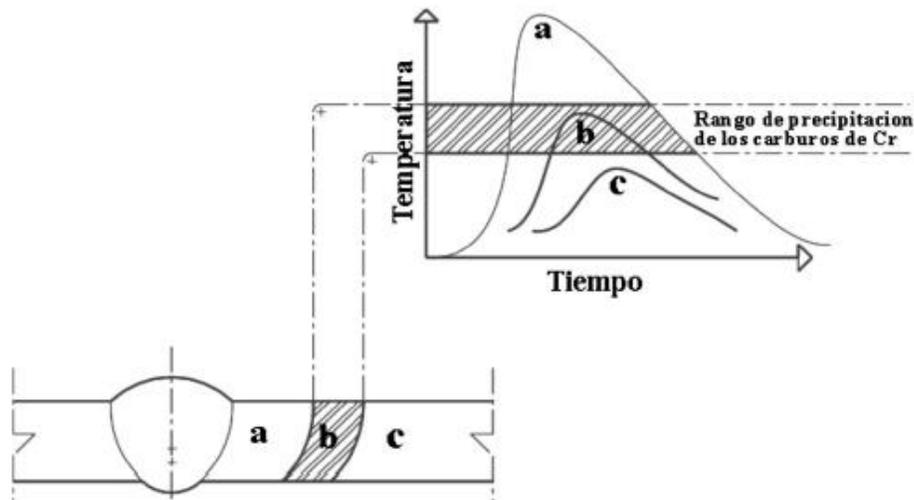


Figura 2. 3 Muestra esquemática de la zona de sensibilidad.

C. García y colaboradores [11] 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 [12] analizaron la soldadura del acero AISI 304L respecto a la corrosión por picaduras, variando la relación de Cr/Ni 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 localizada.

Por lo descrito en párrafos anteriores, respecto al fenómeno de la sensibilidad, también se presenta este fenómeno cuando por elevados ciclos térmicos como el proceso de soldadura, o tratamientos térmicos se presentan áreas empobrecidas de cromo en los límites de grano. De allí la importancia de describir la manera en que un tratamiento térmico repercute en este tipo de aceros.

2.2.2 Efecto del tratamiento térmico de envejecimiento.

W. Tsai, y colaboradores [13] evaluaron el comportamiento electroquímico mediante la técnica electroquímica de reactivación potenciodinámica de doble ciclo (DLEPR) a una aleación 182 el cual fue sometido a un tratamiento térmico. La aleación 182 es un metal de aporte empleado para la soldadura de aleaciones base níquel, cuya composición química es 29% Ni, 0.10% C, 5% Mn, 10 % Fe, 1% Si, 13% Cr y 1% Ti, determinan que la aleación 182 a 650°C con una permanencia de 24 horas era susceptible a presentar la corrosión intergranular ocasionado por el fenómeno de la sensibilidad, resultado del ciclo térmico de la soldadura y aunado a esto también observaron que se presentaba la corrosión interdendrítica cuando se sensibilizó la soldadura. Ambos investigadores determinan que tanto la corrosión intergranular y la corrosión interdendrítica se encontraron en el sensibilizado de la aleación de la soldadura 182. Durante la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, particularmente los de alto contenido de carbón, la ZAT se sensibiliza, lo cual afecta de forma adversa su resistencia contra la corrosión intergranular cuando se encuentran en servicio en ambientes susceptibles, tales como agua de mar y ácidos.

De forma similar G. Gutiérrez [14] analizó la precipitación de carburos de cromo en un acero inoxidable 316 soldado y tratado térmicamente. En su experimento utilizó placas de acero inoxidable 316 y el proceso de soldadura TIG, cuya capacidad máxima es 350 A y 70 V, utilizando además como gas de protección Ar ($45 \text{ ft}^3/\text{hr}$) y un electrodo de tungsteno al 2% de torio. Se seleccionó un solo cordón que no presentara defectos como la falta de penetración, discontinuidades, socavado entre otros defectos. De estas muestras se procedió a dejar una con el objeto de comparar la precipitación de carburos entre la soldadura no tratada y los demás cordones de soldadura sometidas a diferentes tratamientos térmicos. La temperatura osciló entre 500 y 1300 °C en tiempo de 5 minutos utilizando agua o aire como medio de enfriamiento. Demostrando que los cambios morfológicos de la ferrita estuvieron relacionados directamente con la temperatura y el tiempo de exposición de las muestras. Por lo anterior la morfología de la muestras se transformó a medida que la temperatura de tratamiento fue aumentando. Dicho esto cuando la soldadura es expuesta por determinado tiempo y que la temperatura oscile entre los 500 y 800 °C, la precipitación de los carburos se hará presente y por ende la soldadura quedará expuesta a sufrir corrosión intergranular e intragranular rápidamente. Otro factor que influyó en la precipitación de carburos, es el medio de enfriamiento, ya que cuando se usó agua como medio de enfriamiento, la precipitación de carburos fue mínima, pero cuando se usó aire como medio de enfriamiento, la precipitación de carburos fue máxima, esta comparación fue hecha a especímenes tratados a 1300 °C. La formación de precipitados de carburo en una soldadura que estuvo expuesta a temperaturas de entre 500 y 800 °C, una manera de evitarlos es llevarlos a temperaturas de 1300 °C por un determinado periodo de tiempo, seguido de un enfriamiento rápido utilizando agua como medio de enfriamiento, para con ello evitar la formación de los carburos de cromo.

Por otra parte L.M. Carrera [15]. En su trabajo soldó placas con el proceso de soldadura TIG de acero austenítico inoxidable 316L con un mismo material de aporte, las dimensiones de las placas fueron 6.35x50x200 mm, obteniendo de esta forma una placa soldada de 100 mm de ancho por 200 mm de largo, se obtuvieron placas soldadas con uno, dos y tres cordones de soldadura. Con estas placas realizaron pruebas de tracción de acuerdo a la norma ASTM, E-8, obteniéndose tres tipos de probetas deformadas hasta la fractura. El resultado que muestra este trabajo es que los patrones de difracción de la fase austenita puede verse transformado por la

presencia de partículas de segunda fase, en este caso el carburo de cromo posee la misma estructura cristalina que la austenita por lo que se considera un precipitado coherente dentro de la red. Además determina la presencia de precipitados en la superficie de la fractura y dentro de la ZAT de las muestras soldadas usando MET, con mucha certeza establece que hay presencia del carburo de cromo Cr_{23}C_6 y del carburo Ni_xC .

N. Terao y colaboradores [16] analizaron un estudio sobre la secuencia de precipitación de carburos de tipo M_{23}C_6 en un acero inoxidable austenítico 316L a temperaturas comprendidas entre 700°C y 800°C . Determinan que este tipo de carburos se verán favorecidos en sitios donde existan imperfecciones metalográficas tales como dislocaciones, vacancias entre otras, lo anterior debido a que este tipo de defectos producen esfuerzos localizados generando sitios aptos para que tome lugar la nucleación de precipitados.

Aunado a lo anterior T. Sourmail [17] en su estudio sobre la precipitación de carburos tipo M_{23}C_6 , determina que este tipo de carburos se ve favorecida cuando existe la presencia de esfuerzos residuales, esfuerzos que están presentes en el acero inoxidable austenítico por el proceso de conformado que recibe. Además de lo anterior, otro factor que propicia la precipitación de estos carburos son las condiciones de operación en las cuales son sometidos. Por otra parte R. Beltrán y colaboradores [18] 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, y que la sensibilidad disminuía cuando más pequeño era el tamaño de grano.

Mejías y colaboradores [19] centraron su estudio en un acero dúplex SAF 2507, para determinar el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura del mismo, para su investigación, el tratamiento fue realizado en dos fases: solubilización del material (para ensayos de tensión e impacto) durante 1.30 horas de permanencia a 1100°C , para posteriormente temprarlas en agua, seguido del proceso de envejecimiento, en el cual el material permaneció en el horno a 900°C durante 0.1, 0.2, 0.3, y 0.4 horas. El análisis se realizó mediante MO, MEB, así como EDX. Observaron que después del tratamiento térmico de envejecimiento se endurece el material, su resistencia a la tracción aumenta y presenta una disminución en la ductilidad. Determinan que la principal fase formada después del envejecimiento es la fase sigma (σ) a temperatura de 900°C, la cual precipita en la intercara austenita/ferrita (γ/δ) y crece en la fase ferrita. Además de la formación de la fase (σ), también promueve la formación de la fase chi, ya que la cinética de precipitación en ambas fases es similar por darse en tiempos cortos de 0.1 horas.

2.2.3 Soluciones actuales para el fenómeno de la 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 explicaran brevemente algunos medios empleados para evitar este fenómeno.

Una manera 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 [4].

Un segundo método, 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 [4].

Otro método para eliminar el problema del carbono en el metal base, es especificar aceros inoxidable 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 [4].

Por otra parte R. Qvarfort [20] 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.

2.2.4 Formación de la fase sigma.

Cabe mencionar que otro de los problemas de los aceros inoxidables austeníticos está asociado con la fragilidad, cuando los componentes están destinados a trabajar en temperaturas que oscilen entre 450-950°C, debido a la formación de la fase sigma.

El grado de fragilidad de los aceros inoxidables austeníticos debido a la formación de la fase sigma en el rango de temperaturas entre 500-950°C, se controla principalmente por tres factores: La composición química, el tiempo de residencia en el rango de temperaturas críticas y la presencia de esfuerzos, propios de la soldadura. Generalmente las piezas soldadas de mayor espesor son más propensas a la fragilidad por fase sigma, que las piezas de menor espesor, debido a que se necesita un mayor aporte de calor durante la soldadura [4].

De forma similar O. Conejero y colaboradores [21] analizaron la fractura por corrosión de un componente de acero inoxidable AISI 316L debida a la presencia de la fase sigma generalizada, ya es sabido de antemano que la fase sigma provoca la pérdida de la resistencia a la corrosión esto para aceros dúplex, sin embargo, también se ha reportado que esta fase no solo afecta a los aceros inoxidables dúplex, sino también se presenta en el acero inoxidable austenítico 316L cuando está en servicio, reportando que efectivamente la fase sigma se produce a temperaturas comprendidas entre los 600-1000 °C, siempre y cuando el acero haya sido sometido a un tratamiento térmico o un proceso de soldadura para que se presente este fenómeno, determinan que este fenómeno es uno de los más indeseables en los aceros inoxidables por ser el principal precursor de la pérdida de ductilidad, tenacidad y por ende la resistencia a la corrosión.

Por su parte H. Sahlaoui y colaboradores [22] estudiaron también la predicción de la precipitación de la fase σ en un acero inoxidable austenítico 316L. Mencionando que los aceros inoxidables austeníticos presentan buena resistencia a la corrosión, pero el alto contenido de cromo y molibdeno son los principales precursores de la resistencia a la corrosión, hacen que la fase austenita sea inestable en el rango de temperatura que oscila entre los 600-900 °C, con respecto a la formación de carburos de cromo y fases intermetálicas. La formación de la fase σ minimiza la resistencia a la corrosión ya que elimina el cromo y el molibdeno de la matriz austenítica. Aunado a esto la formación de esta fase es un problema sumamente grave cuando son sometidos a elevadas temperaturas como la soldadura. En su trabajo, hacen uso de un acero inoxidable austenítico 316L, con el fin de obtener información detallada sobre la extensión, morfología y el tiempo de precipitación de la fase σ , para ello realizan un tratamiento térmico de envejecimiento de 80.000 horas con temperaturas entre 550-800°C. Determinan que la fase σ se forma después de períodos más largos de exposición y a temperaturas relativamente altas, que satisfacen las condiciones cinéticas y termodinámicas para su nucleación y crecimiento. La nucleación de la fase σ requiere un mayor tiempo de envejecido de 100.000 horas a (600 ° C) y el mayor de 30.000 horas (650 ° C). Ver fig. 2.4.

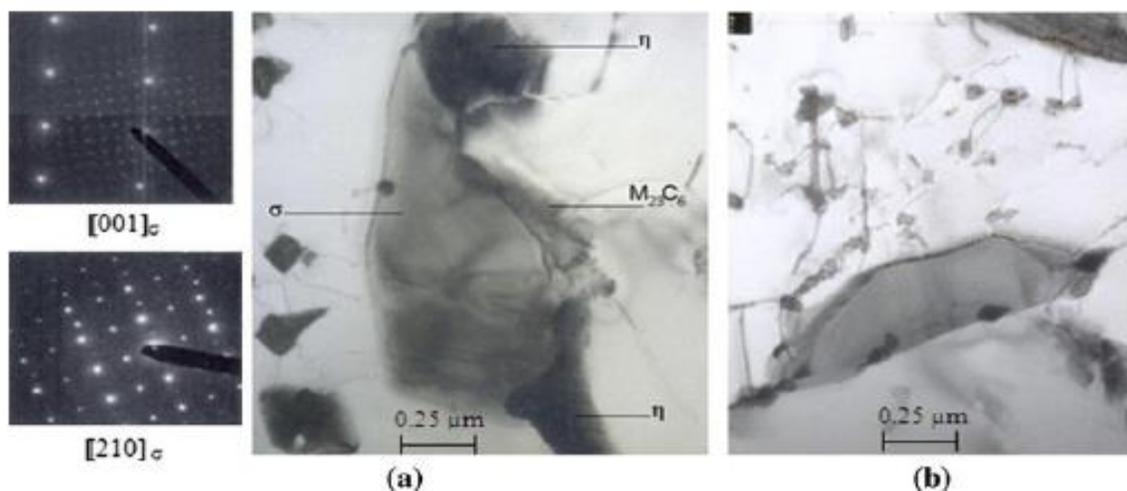


Figura 2. 4 Precipitación intergranular de la fase σ después de 30.000 horas a 650 ° C) (a) en límites en la $\gamma / M_{23}C_6 / \eta$ y (b) en límites γ .

2.2.5 Fisuración en caliente.

Los aceros austeníticos, particularmente los que no contienen ferrita, son susceptibles a la fisuración en caliente durante la soldadura. Dicho fenómeno, se ha investigado, en fundiciones y metales soldados, por varias décadas. Haciendo alusión a la fisura que ocurre durante la soldadura, o trabajo en caliente a temperaturas cercanas al punto de fusión del material. La fisuración puede ocurrir en la temperatura de *liquidus* conocido como fisuración *supersolidus* o en el estado sólido llamado fisuración *subsólidas*.

La fisuración *supersolidus* podría manifestarse como una fisuración durante la solidificación, el cual ocurre en presencia de fase líquida en la zona de fusión. Si el agrietamiento se presenta en la zona afectada térmicamente, en los límites de grano, se le conoce como fisuración *subsólidas*. La fisuración en caliente es considerada el problema más perjudicial y común de los aceros austeníticos [4].

Por su parte L. Sáenz y colaboradores [23] realizaron un estudio sobre la fragilización de un acero inoxidable dúplex SAF 2205, en el cual dicho acero fue sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850°C por 48 y 54 minutos y 6, 12 y 24 horas, solubilizaron el material a 1100°C, durante 1 hora para luego ser templado en agua a temperatura ambiente. Observaron que la muestra de 6 horas presentó los valores más altos de esfuerzos en la microestructura del material, además de la presencia de la fase sigma, la cual tiende a endurecer y fragilizar el material por tener un alto contenido de cromo, según lo revelaron los estudios de EDX, además de lo anterior el material presenta un mecanismo de fractura dúctil que cambia a fractura frágil después de la aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento. Las imágenes de MEB (figuras 2.5-2.8) corresponden a la evolución del material al ser sometido al tratamiento térmico de envejecimiento.

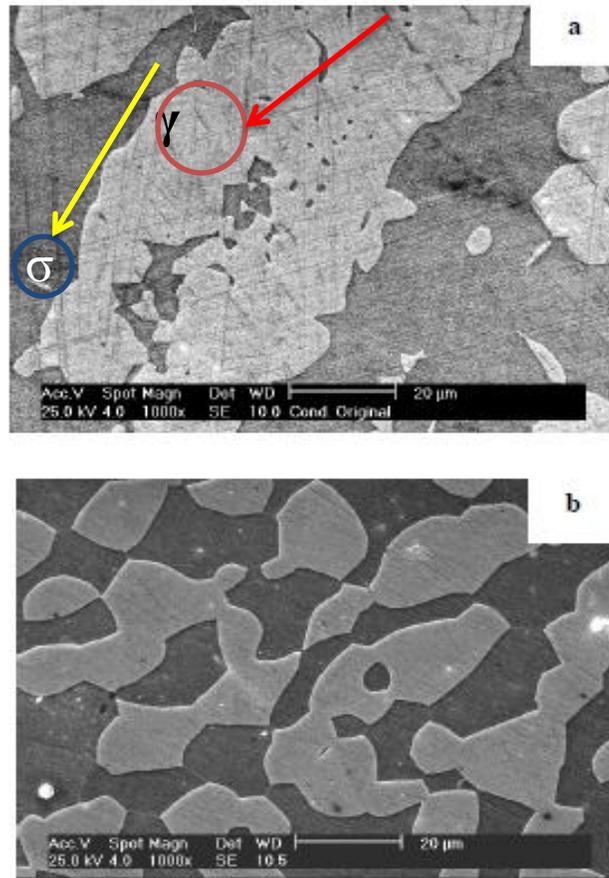


Figura 2. 5 Acero dúplex SAF 2205 en su condición:
a) Original y b) Solubilizada a 1100 ° C por 1 hora.

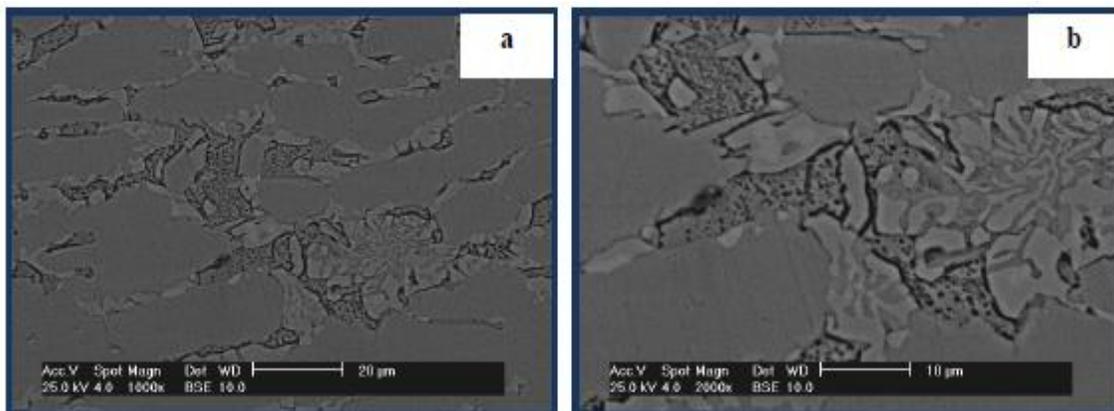


Figura 2. 6 Acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850 ° C por 6 horas, a) 1000x y b) 2000x. . Se empieza a observar la presencia de una nueva fase, que se presume sea la fase σ .

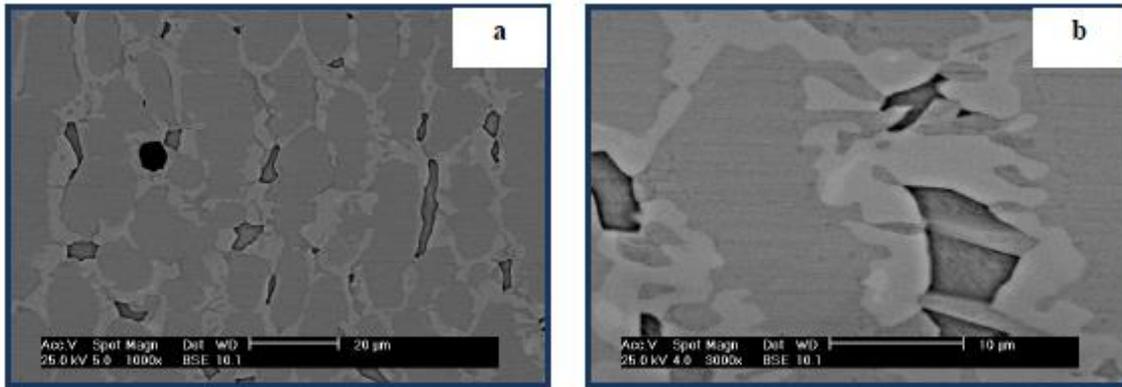


Figura 2. 7 Acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850 ° C por 12 horas, a) 1000x y b) 2000x.

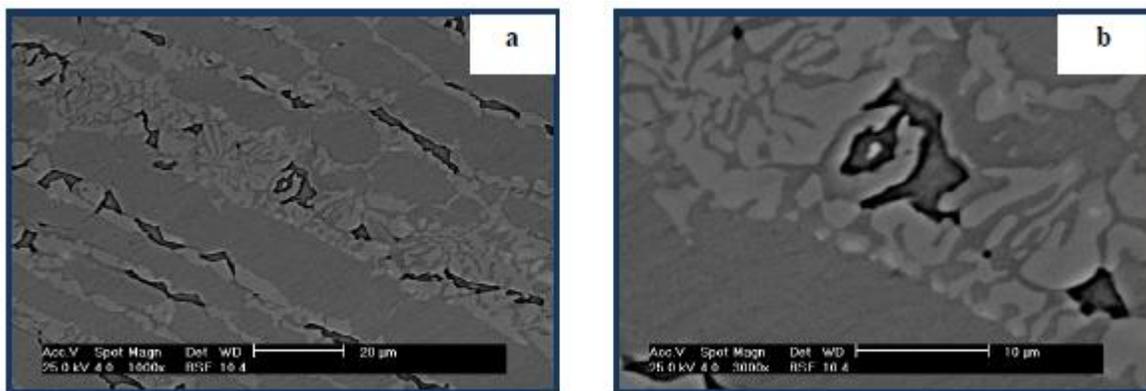


Figura 2. 8 Acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850 ° C por 24 horas, a) 1000x y 3000x.

En las figuras 2.6 -2.8 se observa el efecto del tiempo de envejecimiento del material: a medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento (6, 12 y 24 horas de envejecimiento) se incrementa la presencia de una fase nueva, la presunta fase sigma; además, la ferrita va disminuyendo su presencia en el material, para dar paso a la formación de la fase sigma.

2.3 Tipos de precipitados.

Dada la importancia y la trascendencia que los carburos pueden generar en un acero inoxidable austenítico como el 316L, 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 familia 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.

2.3.1 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:

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

2.3.2 El carburo M_6C .

Se le conoce como el carburo η . 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 300 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 [4].

2.3.3 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 $(\text{CrFeMo})_{23}\text{C}_6$ [24]. Este carburo puede precipitar durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre $500\text{-}850^\circ\text{C}$. 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 aprecia en la figura 2.9. Investigaciones han demostrado que la composición de este carburo puede variar en los inicios de la precipitación, además de depender del tipo de acero [4,25].

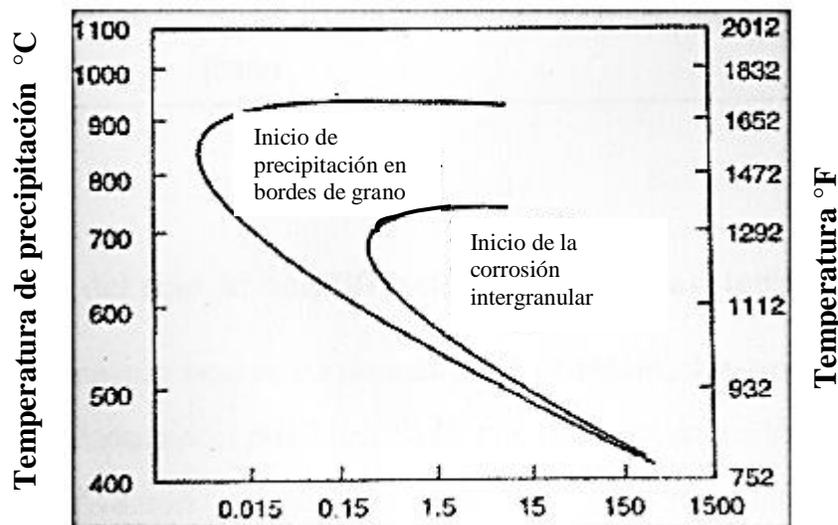


Figura 2. 9 Precipitación de carburos tipo M_{23}C_6 para un acero inoxidable tipo 304 [25].

2.4. La interacción electromagnética en el proceso de soldadura.

El uso de la interacción electromagnética es una técnica que recientemente se ha empezado a aplicar en la soldadura de aceros inoxidables austeníticos, para mejorar la resistencia a la corrosión en la ZAT, debido al fenómeno de la sensibilidad, ocasionado por la precipitación de los carburos de cromo. Tal es el caso de R. García y colaboradores [26] quienes han iniciado a estudiar el efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en los aceros inoxidables austeníticos enfocando su atención en la zona afectada térmicamente mediante el proceso de soldadura GMAW. En su estudio utilizaron un acero inoxidable 316L, la soldadura fue realizada aplicando un campo electromagnético externo de baja intensidad (0,0.8, 1.6, 12 y 24 mT) que al interactuar con el campo magnético generado por la corriente de soldadura produce una interacción electromagnética (IEM) de baja intensidad. Durante las pruebas posteriores como son ensayos electroquímicos, así como las pruebas mecánicas arrojan resultados favorables. Tales resultados se pueden observar en el mejoramiento de las propiedades mecánicas y sobre todo en la resistencia a la polarización en agua de mar sintética. Atribuyen este mejoramiento 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 realizadas en esta 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). Resultados semejantes obtuvieron Malinowski-Brodnicka y colaboradores [27] 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 2.1 así como su representación en el proceso de soldadura se observa en la figura 2.10.

$$\vec{F} = \vec{J} \times \vec{B} \dots\dots\dots(2.1)$$

Donde:

F= Fuerza de Lorentz.

J= Densidad de corriente.

B= Inducción magnética.

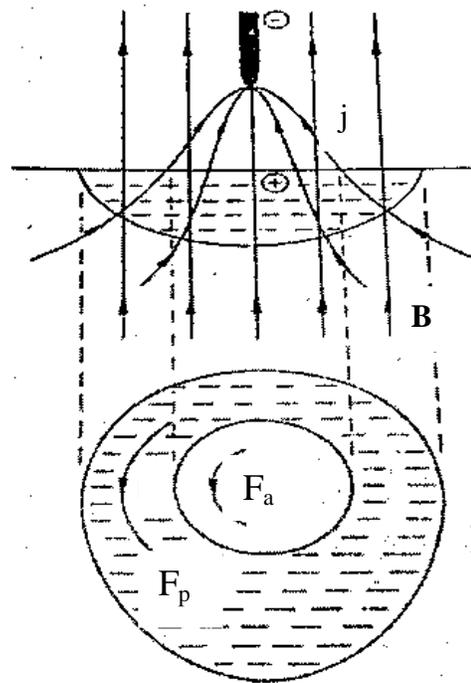


Figura 2. 10 Representación de la influencia de un campo magnético axial en el arco y piqueta de soldadura. F_a : fuerza de acción en el arco y F_p : fuerza actuando en la piqueta de soldadura [27].

Indican 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 piqueta de la soldadura [27].

Watanabe y colaboradores [28] centraron su trabajo en el efecto del campo magnético en la zona de soldadura en el proceso de soldadura por puntos de un acero inoxidable 301. La soldadura fue realizada bajo un campo magnético máximo de 2 T. El acero fue austenizado por 2 horas a 1050 °C y algunas muestras fueron deformadas por compresión a -273 °C para inducir la aparición de la fase martensita α' . En la muestra deformada en la que no se aplica un campo magnético únicamente se observa una zona de la fase γ en el punto de soldadura; este efecto se explica por el hecho de que la fase ferromagnética martensita α' se transforma en la fase γ debido al calor generado por el punto de soldadura.

Las muestras en las que se aplicó un campo magnético perpendicular a la dirección de la soldadura se observó que la superficie alrededor se encontraba “salpicada” de material fundido; fenómeno que ocurre por exceso de corriente o insuficiencia de presión en los electrodos. En este estudio tal efecto no se presentó en las placas a las que no se les aplicó el campo magnético, esto se atribuye a la interacción del campo magnético con el material fundido. El área de la zona que contenía el material líquido dispersado aumentaba a medida que el campo aplicado también lo hacía, lo anterior se presentaba tanto en las muestras deformadas como en las muestras no deformadas. El área era ligeramente mayor en las muestras que habían sido sometidas a deformación. Esto es debido a la presencia de martensita α' que se magnetiza de manera espontánea. El efecto de dispersión fue causado por la interacción de campo magnético (fuerza de Lorentz: fuerza ejercida sobre una partícula cargada en un campo magnético) con el material fundido.

Por lo descrito anteriormente R. García y colaboradores [29] 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 6mm 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 H_2SO_4 + 0.01 KSCN).

Por otra parte, M.A García y colaboradores [30] soldaron placas de acero inoxidable dúplex 2205, mediante el proceso de soldadura GMAW con intensidades de campo magnético de 3, 9 y 15 mT. Con una mezcla de gas de 98% Ar + 2% O_2 y un electrodo ER-2209 de 1.2 mm de diámetro. Reportando que la interacción electromagnética reduce la zona afectada

térmicamente refinando de esta manera el tamaño de grano en el metal de soldadura, para dar paso a una mejora preferente entre las fases ferrita/austenita, relación de fases deseada, ya que en estas condiciones microestructurales se obtienen una mejora en lo que a propiedades mecánicas se refiere y también a la resistencia a la corrosión.

Investigaciones similares han reportado M.A García y colaboradores [31] quienes estudiaron el efecto de la agitación electromagnética en la zona afectada térmicamente y pileta líquida. Para ello utilizaron un acero dúplex 2205, con un electrodo ER-2209, con una mezcla de gases de 98%Ar + 2%O₂ y el proceso de soldadura GMAW. Los resultados que obtienen muestran que el proceso de soldadura aumenta su eficiencia, debido a la agitación de la pileta líquida (provocado por la interacción electromagnética, resultado de la fuerza total de Lorentz) lo anterior respecto al comportamiento mecánico, obteniendo un mejor balance de fases [30,31] en el metal de soldadura, modificando de esta manera el modo de solidificación de granos columnares extendidos al centro de la pileta por granos de menor elongación por efecto del refinamiento de grano de la matriz ferrítica, acompañada de la reducción de la zona afectada térmicamente.

Debido a que la resistencia a la corrosión resulta ser una de las principales características que debe tener un acero inoxidable, en este caso el acero inoxidable 316L el cual se utilizó en este proyecto, y que algunos de los objetivos de esta investigación es aumentar esta propiedad, es importante mencionar la técnica de polarización potenciodinámica de reactivación de doble ciclo (DL-EPR, por sus siglas en ingles) para medir el grado de sensibilidad, así como el potencial de picado para evaluar la resistencia a la corrosión por picaduras.

2.5 Técnica de polarización potenciodinámica de reactivación de doble ciclo (DL-EPR).

Esta técnica es una de las alternativas para determinar el grado de sensibilidad que presenta el 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 2.11.

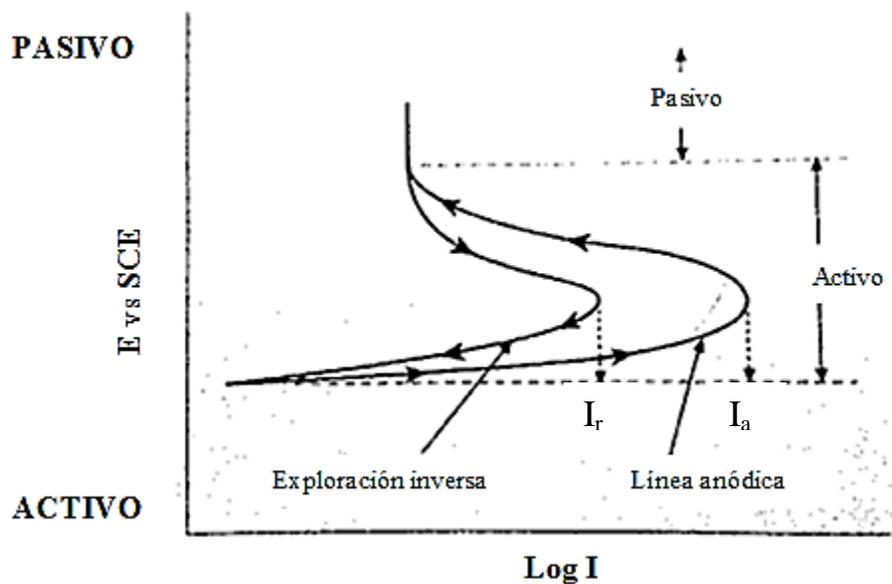


Figura 2. 11. Diagrama representativo de la técnica de (DL-EPR) [32].

En esta técnica se utiliza una relación entre las corrientes máximas generadas en ambas curvas anódicas, es decir el grado de sensibilidad está dado por la corriente de reactivación entre la corriente de activación I_r/I_a [32].

2.6 Potencial de picado (E_{pit}).

El ataque por picado es una forma de corrosión muy localizada, presentándose como un ataque muy intenso en áreas del orden de 1 mm^2 , en tanto que el resto del metal permanece pasivo. Para que dicho fenómeno tenga lugar es necesario que el medio agresivo contenga ciertos iones agresivos, destaca con frecuencia el cloruro, debido a su gran distribución en la naturaleza. Cabe destacar que además del cloruro también existen otros iones como los bromuros, yoduros, percloratos entre otros. Se ha observado que el potencial de picado de un material es afectado por la composición de la solución en el cual esté expuesto [33].

La resistencia a la corrosión por picaduras se evalúa mediante la relación de valor de potencial de picado (E_{pit}), comparándose con el valor del potencial de corrosión (E_{corr}), para de esta manera obtener el valor de $\Delta E = E_{pit} - E_{corr}$, relación usado para determinar la resistencia a la corrosión por picadura.

CAPÍTULO III

DESARROLLO EXPERIMENTAL.

En este apartado se presenta de forma esquemática, la forma de preparación de las placas, las normas que se consultaron para dicha selección, el proceso de soldadura GMAW (MIG), la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad y posteriormente la caracterización mecánica, electroquímica y metalúrgica del material.

La presente investigación se desarrolló de acuerdo a la secuencia experimental mostrada en el siguiente diagrama de flujo. Figura 3.1.

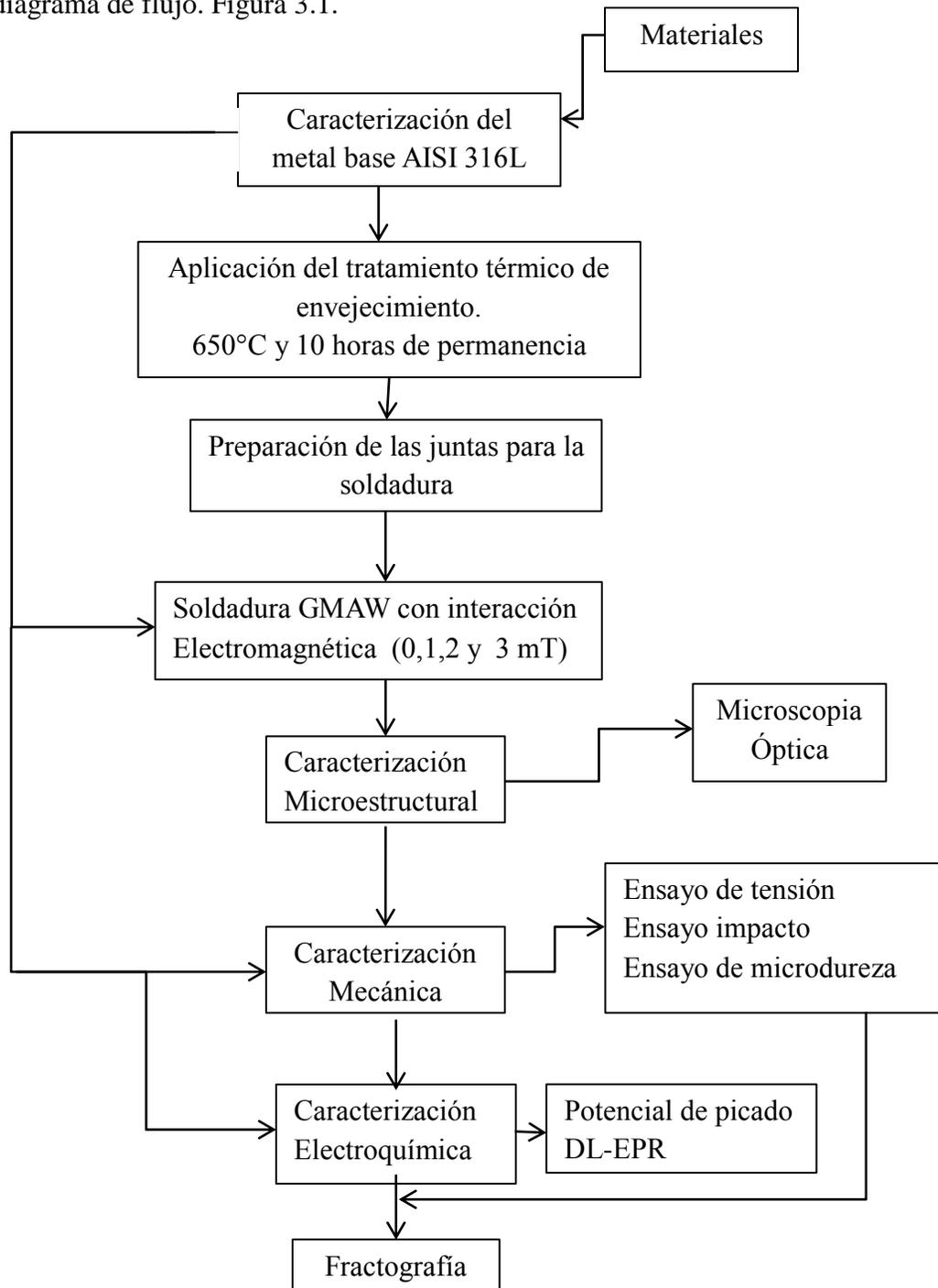


Figura 3. 1. Secuencia experimental.

3.1 Materiales.

En el desarrollo del presente proyecto, se utilizó un acero inoxidable austenítico 316L, con espesor de 6.1 mm y cuya composición química se muestra en la tabla 3.1, así como también la composición química del electrodo, el cual fue un electrodo ER309, con un diámetro de 1.2 mm, el gas de protección utilizado fue una mezcla de 98% argón y 2% oxígeno.

Tabla 3. 1 Composición química del acero inoxidable 316L y el electrodo ER309 % peso [34,35].

TIPO	C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni	Mo
AISI 316L Nominal	0.03	2	0.045	0.03	1.00	-----	16-18	10-14	2-3
Certificado	0.03	2.00	0.045	0.03	1.00	-----	17.5	12.3	2.25
ER309	0.03	1.5	0.04	0.03	0.95	0.75	23.5	13	0.75

3.1.1 Caracterización del metal base acero inoxidable AISI 316L.

El metal base fue preparado con técnicas de metalografía estándar, pulido en un acabado tipo espejo con pastas diamante de alta concentración, para posteriormente ser atacado con una solución de 8.43 ml de HCl, 2.8 ml de HNO₃ y 3.75 ml de etanol con el objetivo de revelar su microestructura, y observarlo en un microscopio óptico marca Nikon con capacidad de 50, 100, 200, 500 y 1000 magnificaciones.

3.2 Tratamiento térmico de envejecimiento.

Para este proyecto se llevó a cabo un tratamiento térmico de envejecimiento, con el único propósito de propiciar la precipitación de los carburos de cromo (Cr₂₃C₆ o M₇C₇) del acero inoxidable austenítico 316L [36]. En lo que respecta a la solubilización ha sido reportado que este se realiza con el objeto de homogenizar la composición química en el acero, eliminar impurezas así como minimizar el fenómeno de la sensibilidad, generado por su pre-trabajado en frío durante su proceso de laminación, debido a lo anterior se omitió este paso ya que lo que se pretendía era simular de manera más real las condiciones reales en las que están

expuestas este tipo de aceros, por consiguiente de llevarse a cabo resultaría difícil reportar el efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad, pues es sabido de antemano que en los procesos de soldadura en lo que respecta a la industria el solubilizado no se aplica.

El tratamiento térmico se realizó en un horno marca Nabertherm modelo L08/14, con una temperatura de operación máxima de 1400°C. Las condiciones que se manejaron fueron: velocidad de calentamiento fue de 15°C/min, hasta 650°C de calentamiento, con 10 horas de permanencia seguido de un enfriamiento rápido, usando agua a temperatura ambiente como medio enfriante. Posteriormente, las placas fueron preparadas para la aplicación del proceso de soldadura y junto con ella la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad. La figura 3.2 muestra el ciclo del tratamiento térmico de envejecimiento.

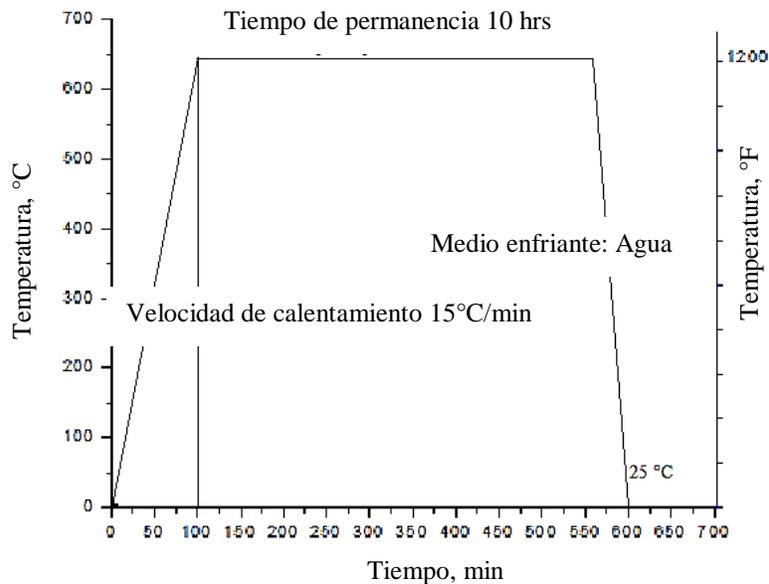


Figura 3. 2 Ciclo del tratamiento térmico de envejecimiento.

La figura 3.3 muestra el rango de precipitación de los carburos $M_{23}C_6$, para dicha figura se puede apreciar que durante el tratamiento térmico de envejecimiento se tomó como referencia 10 horas de permanencia y un calentamiento a 650 °C como se aprecia en la figura 3.2. Por lo anterior se corrobora que en efecto, las variables operativas que se usaron para el tratamiento térmico demuestran que a esa temperatura hay presencia de precipitados del tipo $M_{23}C_6$ como lo muestra la figura 3.3.

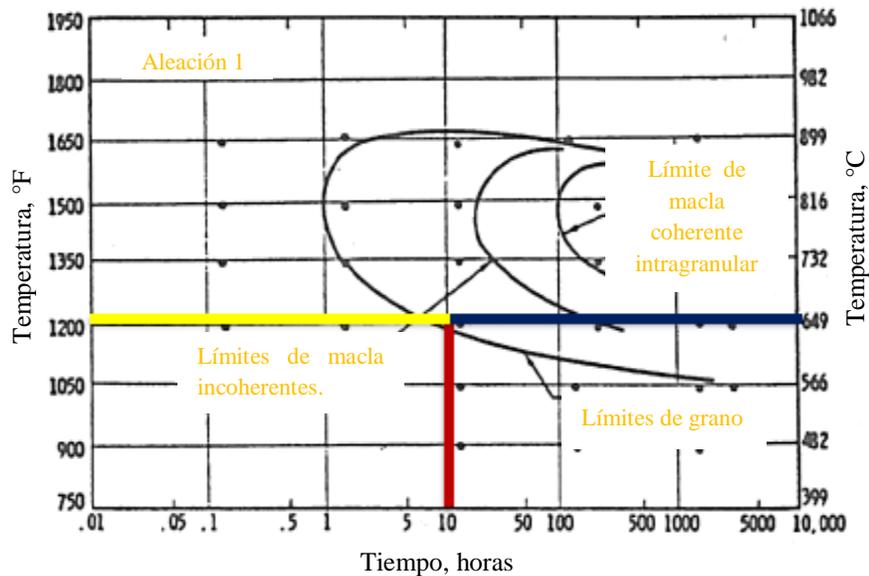


Figura 3. 3 Diagrama de precipitación de los carburos de cromo $M_{23}C_6$ en el acero inoxidable 316L solución tratada a 1090 °C [37].

3.3 Preparación de las placas para el proceso de soldadura.

Se cortaron placas de acero inoxidable austenítico 316L de 150x150 mm utilizando una sierra cinta tipo RF 812N y mediante una fresadora se prepararon 2 tipos de uniones como el que se ilustra en la figura 3.4 en donde se muestra la preparación en simple “V” utilizada para el proceso de soldadura de manera convencional sin la aplicación de campos magnéticos ni del tratamiento térmico de envejecimiento. Realizando la soldadura en una sola pasada, utilizando el proceso de soldadura GMAW, con una fuente de poder de 650 amperios y un ciclo de trabajo del 60% a su máxima capacidad con un voltaje a circuito abierto de 50 voltios y un rango de voltaje de trabajo de 0 a 50 voltios.

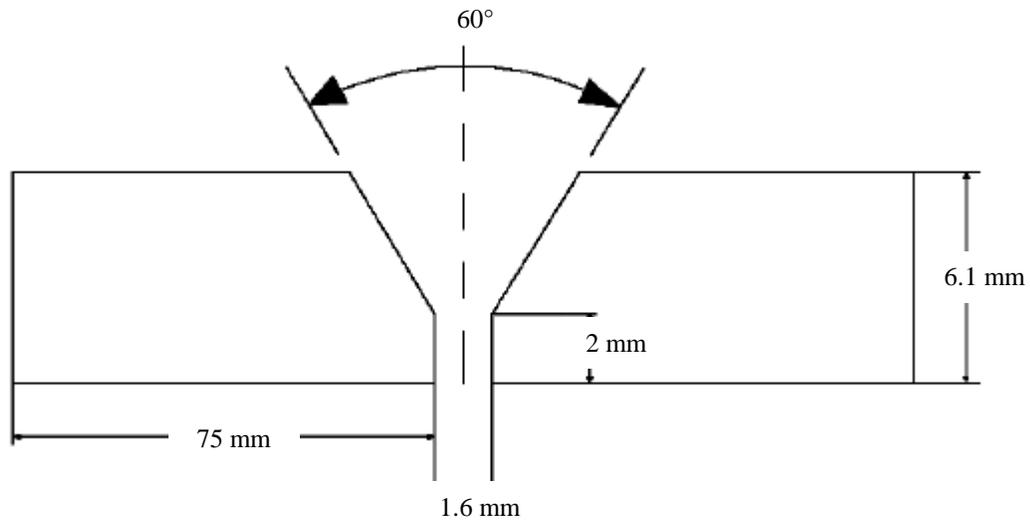


Figura 3. 4 Diseño de la junta en simple “V”.

La figura 3.5 muestra la preparación de las placas que fueron tratados térmicamente y soldados mediante la interacción electromagnética de baja intensidad, con los parámetros operativos mencionadas en la tabla 3.2.

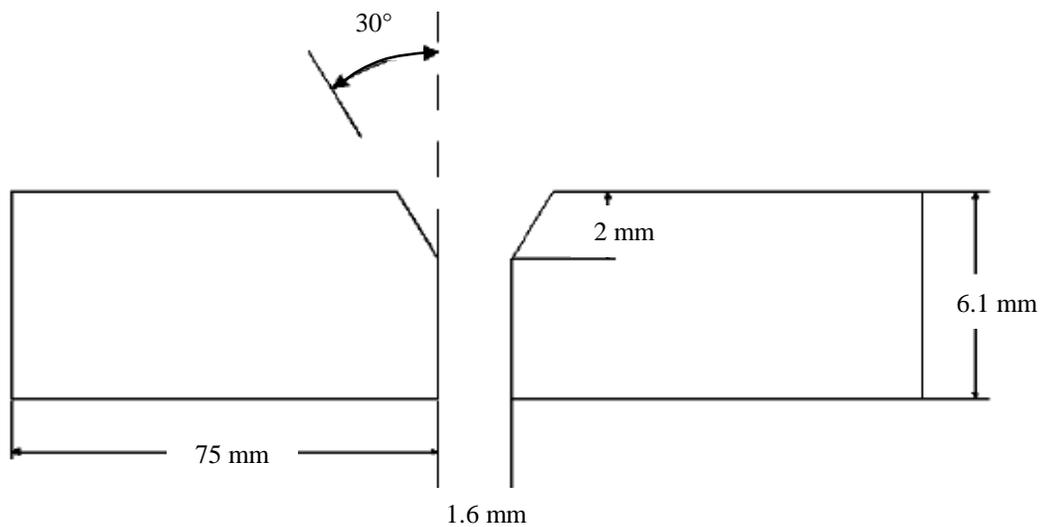


Figura 3. 5 Diseño de la junta en simple “V” en la parte superior.

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 inoxidable 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 [38].

Las figuras 3.6 y 3.7 muestran los componentes principales de una junta antes de ser sometidas al proceso de soldadura. En dichas figuras se pueden apreciar los códigos, estándares y especificaciones establecidos, marcando las tolerancias específicas para este tipo de componentes.

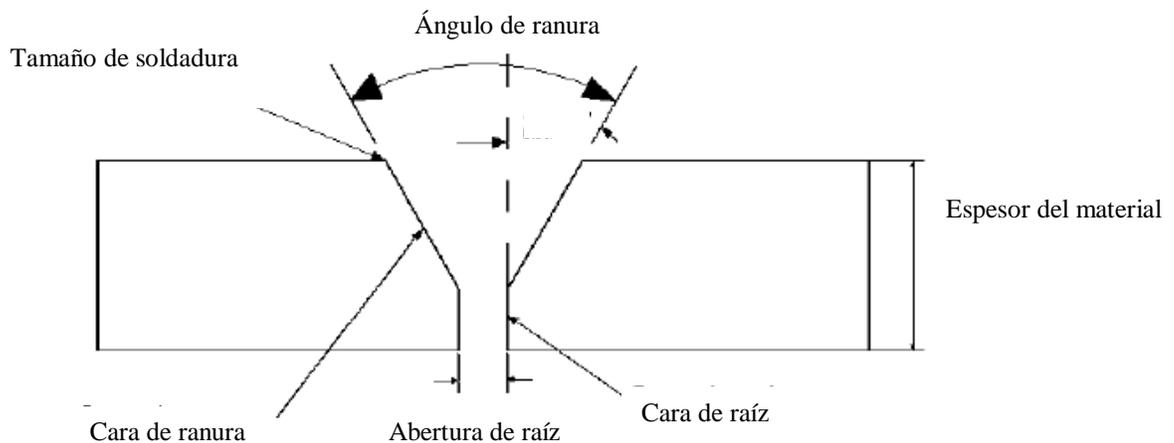


Figura 3. 6 Nomenclatura de una ranura del tipo “V” sencilla.

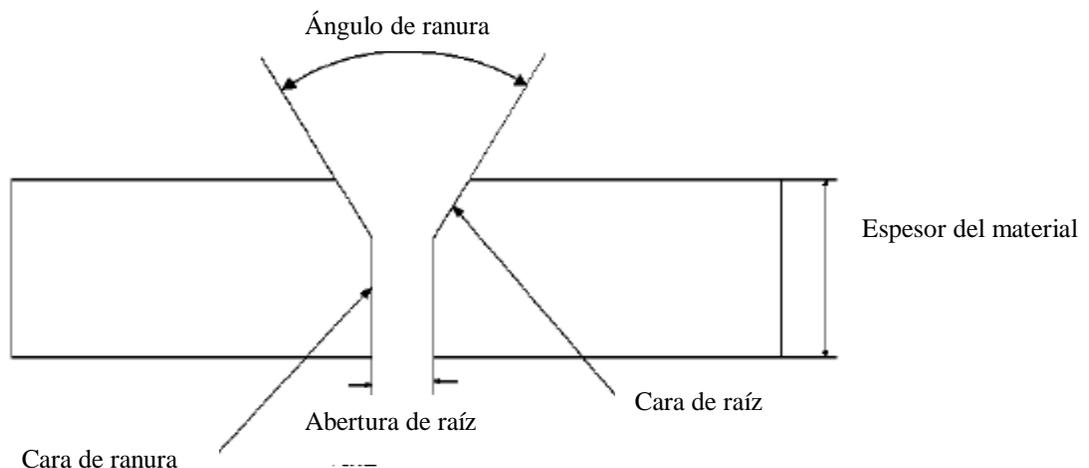


Figura 3. 7 Nomenclatura de una ranura del tipo “V” simple en la parte superior.

Donde:

Angulo de ranura: El ángulo total incluido entre las caras de ranura de los miembros que están siendo unidos.

Cara de la ranura: La superficie de un miembro incluida en la ranura.

Cara de raíz: La cara de ranura adyacente a la raíz de la junta.

Abertura de raíz: La separación entre los miembros que serán unidos en la raíz de la junta.

Espesor del material: Espesor del material que está siendo soldado.

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 campo magnético ni tratado térmicamente. Esto con el objeto de hacer las comparaciones pertinentes en las propiedades mecánicas y cambios microestructurales que se pudieran generar. Una vez soldadas las placas de acero inoxidable austenítico 316L de forma convencional, se procedió a soldar las placas envejecidas a una temperatura de 650°C y 10 horas de permanencia acompañada del uso de la interacción electromagnética de baja intensidad. Con las condiciones especificadas también en la tabla 3.2.

Tabla 3. 2 Parámetros operativos de la soldadura.

Probeta	Soldadura convencional	1 mT	2 mT	3 mT
Corriente (A)	257.2	255.7	261.5	265.9
Voltaje (V)	26.8	26.8	26.8	26.5
Velocidad de desplazamiento (mm/s)	3.8	3.8	3.8	3.8
Dirección del campo magnético aplicado	Sin campo	Perpendicular al arco eléctrico	Perpendicular al arco eléctrico	Perpendicular al arco eléctrico
Intensidad de campo (mT)	0	1	2	3
Velocidad de alimentación (cm/seg)	19.4	19.4	19.4	19.4
Aporte térmico (J/mm)	1359	1352.5	1383.19	1391
Flujo de gas (L/min)	40	40	40	40
Tratamiento térmico de envejecimiento	No aplicado	Aplicado	Aplicado	Aplicado
Temperatura (°C)	-----	650	650	650
Velocidad de calentamiento (°C/min)	-----	15	15	15
Tiempo de permanencia (hrs)	-----	10	10	10
Medio de enfriamiento	-----	Agua	Agua	Agua

3.4 Soldadura de las placas.

Durante el proceso de soldadura. Los cordones fueron depositados de manera semiautomática, utilizando un proceso de soldadura GMAW (MIG), aplicado mediante un equipo de soldadura marca Infra modelo DELTAMIG 652. Que entrega una corriente máxima de 650 A, con una eficiencia del 60%, un voltaje a circuito abierto de 50 V y un potencial de trabajo de 0 a 50 V. Además de lo anterior se utilizó una cremallera horizontal, para depositar los cordones de soldadura en forma automática. Como ya se mencionó anteriormente para generar la interacción electromagnética durante el proceso de soldadura, se utilizó un campo magnético que es generado por la corriente, y otro aplicado desde un campo magnético externo mediante el cual se hace fluir corriente de diferentes magnitudes. Para este proyecto se utilizó una fuente portátil marca PARKER modelo DA-1500. Realizándose los cordones en una sola pasada.

3.5 Aplicación del campo magnético.

Para la aplicación del campo magnético, la simulación que se muestra a continuación (figuras 3.10-3.13) representan las diferentes apreciaciones de la forma en que se aplicaron los campos magnéticos. R. Cortés [39] determina que cuando una bobina presenta la idealidad (*“en la que se considera que el radio es mucho más pequeño que la longitud, pues esta última se considera infinita”*) como consecuencia se producirá un campo intenso y uniforme al interior de la bobina, presentándose de esta manera un campo magnético nulo en los alrededores. Sin embargo, como se aprecia en las figuras 3.10-3.13 para este proyecto en específico no se cumple con esta condición $\text{radio} \ll \text{longitud}$, lo anterior trae como consecuencia que el campo producido en el exterior no puede ser considerado como nulo, comprobándose entonces como se muestra en la simulación (3.10-3.13) el campo tiende a cero pero no llega a tal valor, presentándose una variación de aproximadamente ≈ 0.15 mT. Esta configuración de orientación de campo magnético fue de manera perpendicular al arco eléctrico. La corriente que se manejo fue alterna. La figura 3.8 y 3.9 muestran el modelo de la forma en que interactúan los campos magnéticos y como ya se mencionó, este modelo fue de manera perpendicular al arco eléctrico.

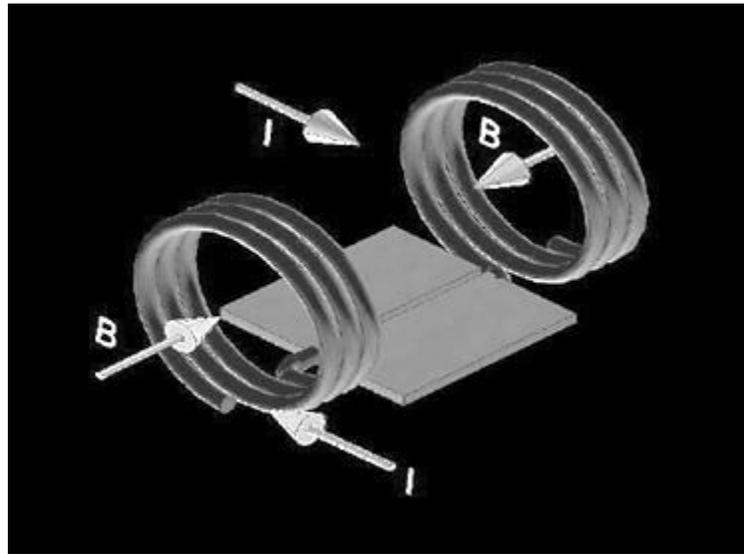


Figura 3. 8 Arreglo del campo magnético aplicado durante el proceso de soldadura.

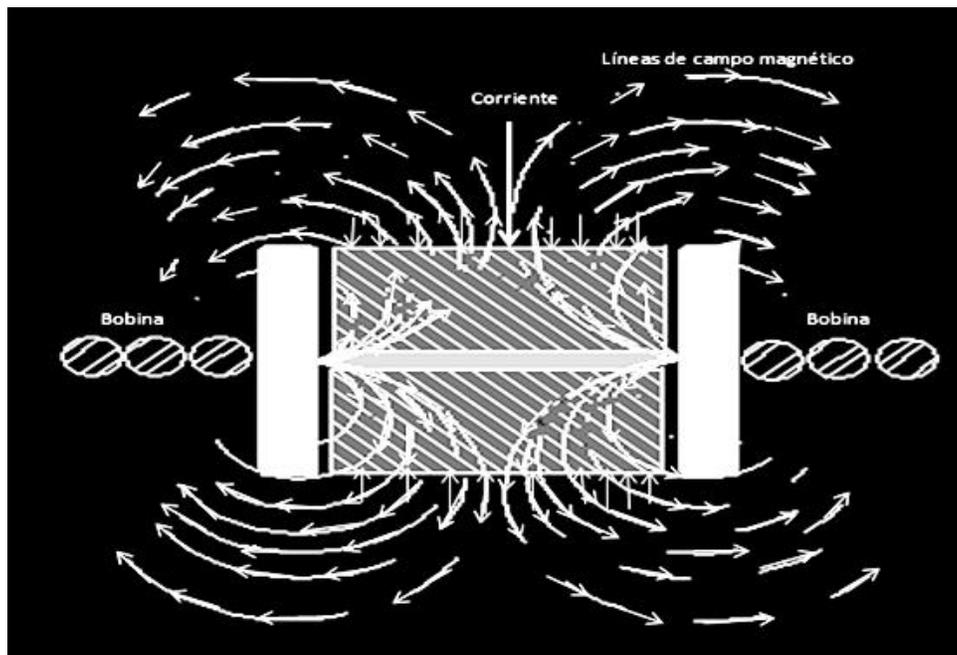


Figura 3. 9 Vista superior que ilustra la forma de aplicar el campo magnético externo durante la soldadura y la interacción con el campo magnético generado por la corriente de soldadura.

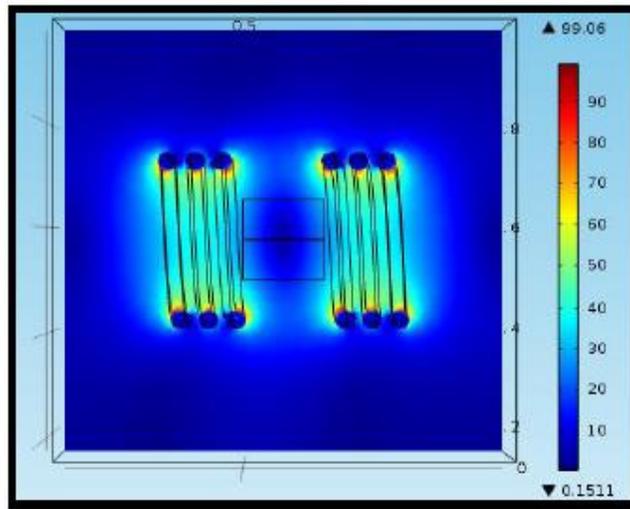


Figura 3.10 Vista superior de la forma de la interacción electromagnética durante el proceso de soldadura. Simulación utilizando software COMSOL Multiphysics®.

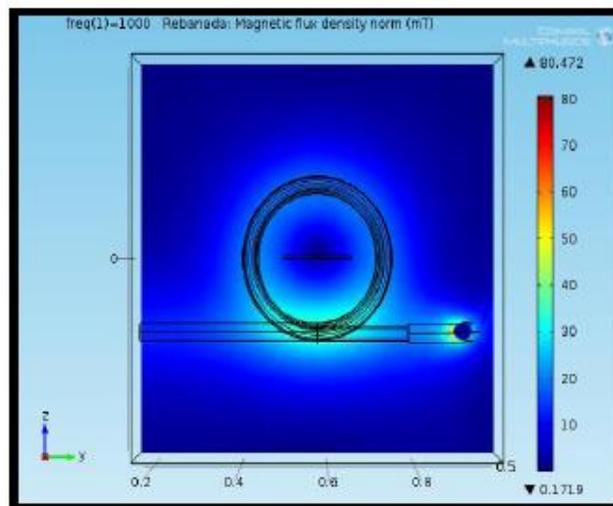


Figura 3.11 Vista lateral de la aplicación de campos magnéticos.

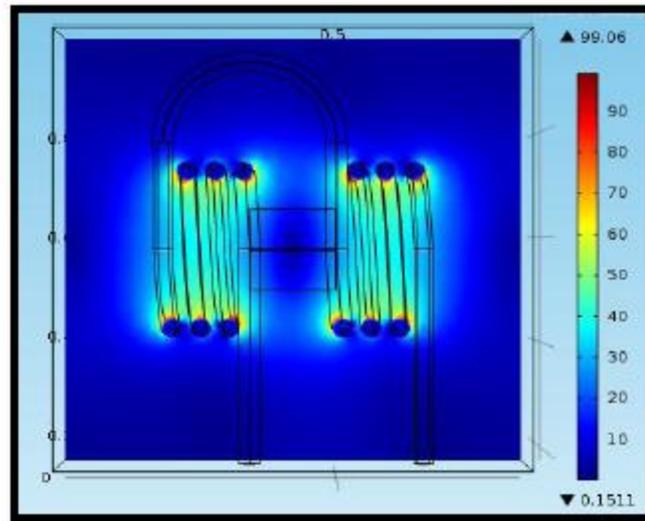


Figura 3. 12 Vista superior de la aplicación de campos magnéticos.

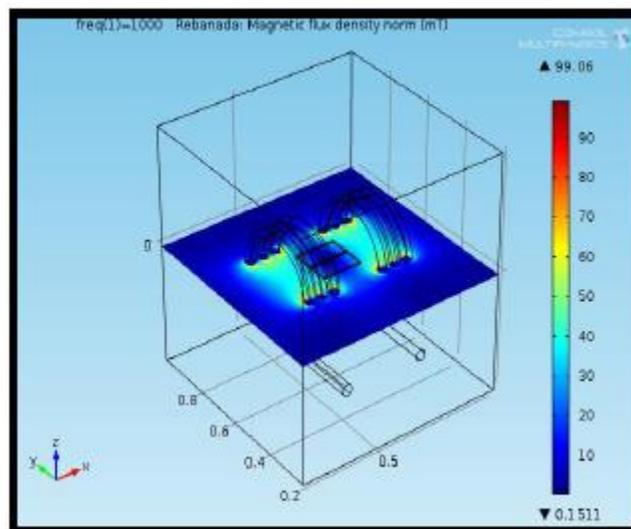


Figura 3. 13 Vista lateral superior de la aplicación de campos magnéticos.

3.6 Caracterización microestructural del material.

Una vez depositados los cordones de soldadura para las distintas condiciones, se cortaron probetas transversales para la caracterización metalográfica utilizando técnicas de metalografía estándar. Desbastando con lijas de papel de carburo de silicio de diferente granulometría, seguido de un pulido fino utilizando pastas de diamante de 3 y 6 μm . Ver figuras 3.14 y 3.15.

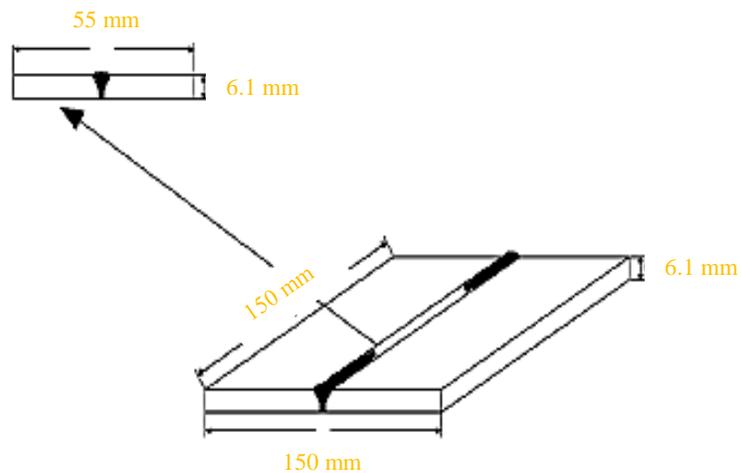


Figura 3. 14 Representación de la forma transversal a la soldadura acotación en mm. Preparación en simple "V".

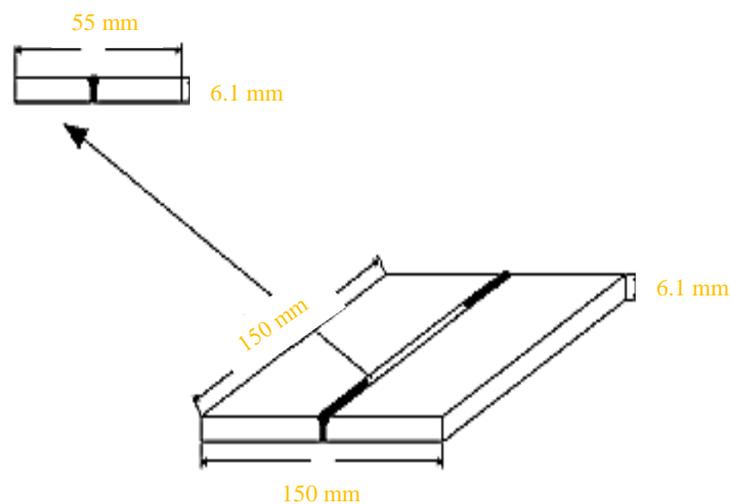


Figura 3. 15 Representación de la forma transversal a la soldadura acotación en mm. Preparación en simple "V en la parte superior".

Posteriormente se sometió a un ataque químico mediante el método de inmersión utilizando una solución, la cual se compone de (8.43 ml de HCl, 2.8 ml de HNO₃, 3.75 ml de etanol) con tiempo de 2 minutos de permanencia con el objeto de revelar la microestructura, esto tanto en el cordón de soldadura, interfase, zona afectada térmicamente y material base poniendo especial atención en que la pieza no sufriese sobre ataque [29]. Una vez concluido esto, las muestras fueron observada en un microscopio óptico marca Nikon con capacidad de 50, 100, 200, 500 y 1000 magnificaciones.

3.7 Caracterización mecánica.

3.7.1. Ensayo de tensión.

Para este ensayo mecánico también se cortaron probetas de forma transversal al cordón de soldadura, estas probetas fueron maquinadas y acopladas de acuerdo a la norma ASTM-E8 como se muestra en la figura 3.16, así como la tabla 3.3. Para propiciar que la falla se indujera en la ZAT debido al comportamiento observado por la aplicación del campo magnético, fue necesario realizar muescas en cada una de las probetas a 3 mm de la zona de fusión con una profundidad de 2 mm. Tal como se ilustra en la figura 3.17 en donde se ilustra la zona donde se realizaron las ranuras, esto de acuerdo a la norma ASTM E338.

Una vez realizado esto se procedió a someter las probetas normalizadas a un esfuerzo axial de tracción que va en aumento hasta que se produce la rotura de la probeta en cuestión. Dicha prueba de tensión se llevó acabo en una maquina universal marca Zwick/Roell Z100 con una velocidad de desplazamiento de 6 mm/min y una carga máxima de 100 KN. Posteriormente se procedió a analizar las fracturas en el microscopio electrónico de barrido (MEB) marca Jeol JSM6400.

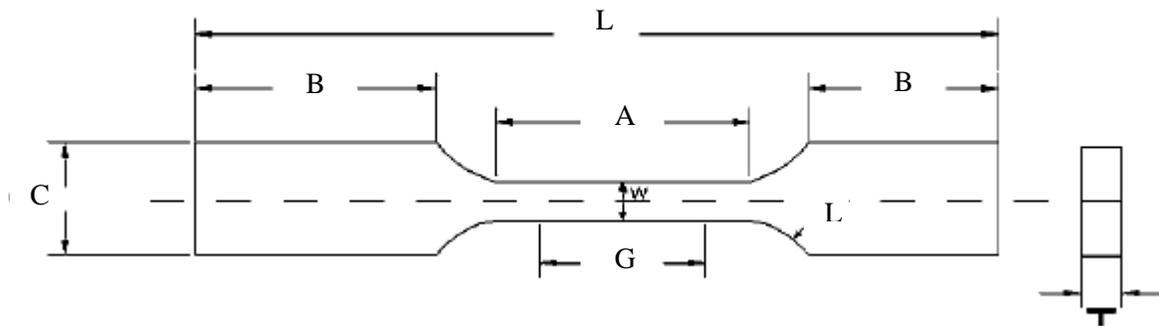


Figura 3. 16 Diseño de la probeta para tensión de acuerdo a la norma ASTM E8 [40].

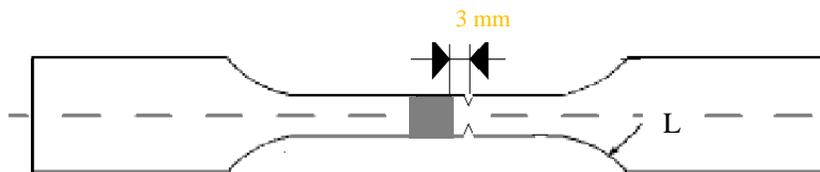


Figura 3. 17 Diseño de la probeta para tensión con muesca de acuerdo a la norma ASTM E338 [40].

Tabla 3. 3 Norma ASTM E8, para fabricación de probetas [40].

	Muestras normales		Muestras pequeñas
	Placa-Tipo, $1 - \frac{1}{2}$ in	Hoja-Tipo, $\frac{1}{2}$ in	$\frac{1}{4}$ in
	in	in	in
G.-Longitud calibrada	8.00 ± 0.01	2.000 ± 0.005	1.000 ± 0.003
W.-Ancho	$1 - \frac{1}{2} + \frac{1}{8}, - \frac{1}{4}$	0.005 ± 0.010	0.250 ± 0.003
T.-Grueso	Grueso del material		
R.-Radio mínimo del filete	1	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{4}$
L.-Longitud total	18	8	4
A.-longitud mínima de la sección reducida	9	$2 \frac{1}{4}$	$1 \frac{1}{4}$
B.-Longitud de la sección de sujeción	3	2	$1 \frac{1}{4}$
C.-Anchura aproximada de la sección de sujeción	12	$\frac{3}{4}$	$\frac{3}{8}$

3.7.2 Ensayo de impacto.

También se cortaron probetas del cordón en forma transversal, y para estas pruebas se seleccionaron tres tantos de cada muestra. Estas muestras fueron: metal base tal como se recibió de la fábrica, metal base con tratamiento térmico de envejecimiento, soldadura convencional sin aplicación de la interacción electromagnética ni tratamiento térmico, para finalizar con probetas tratadas térmicamente y soldadas con la interacción electromagnética de baja intensidad (1, 2 y 3 mT). Todas fueron maquinadas de acuerdo a la norma ASTM E-23 [41,42]. Figura 3.18.

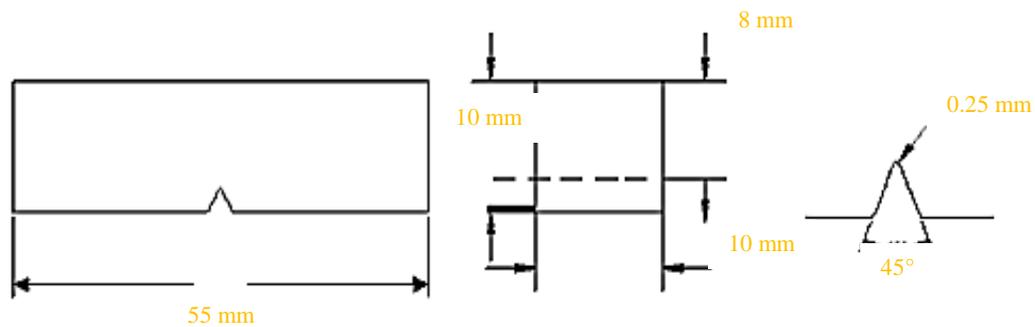


Figura 3. 18 Elaboración de las probetas de impacto tipo muesca, de acuerdo a la norma ASTM E23-56T [41].

Al igual que en las prueba mecánica 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. Figura 3.19.

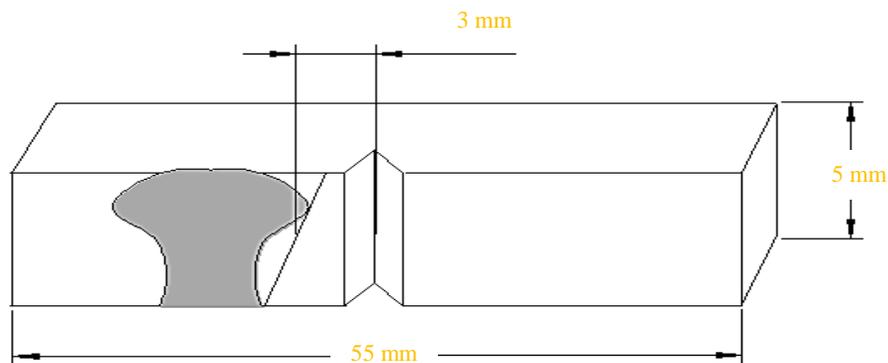


Figura 3. 19 Diseño de la probeta de impacto de acuerdo a la norma E23.

Las probetas de impacto fueron ensayadas en una maquina universal marca TINIUS OLSEN número 134280, con una capacidad de 358J.

3.7.3 Ensayo de microdureza.

Para las pruebas de microdureza se realizó en un microdurómetro Vickers marca MITUTOYO/ VISION UNIT HM-200. La carga aplicada a todas las probetas con diferente condición fue de 100g valor que se ha tomado como referencia por los trabajos anteriores, dando un espacio entre los centros de huellas de 250 μ m. Fueron seleccionados las probetas de inicio, centro y fin de cada placa con tratamiento térmico de envejecimiento y aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad figura 3.20 b). También fueron ensayadas probetas con soldadura convencional sin aplicación de campos magnéticos ni tratamiento térmico figura 3.20 a). El barrido de microdureza se realizó partiendo del centro del cordón hacia la derecha, y del centro del cordón hacia la izquierda en la misma dirección para ambas uniones.

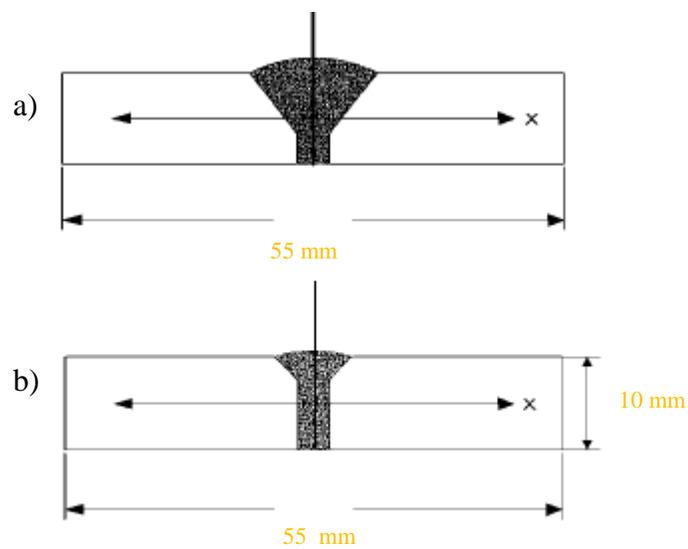


Figura 3. 20 Representación esquemática de la forma en que se realizó el barrido para la obtención de la microdureza: a) soldadura convencional y b) soldadura con TTE e interacción electromagnética.

3.8 Caracterización electroquímica.

Otros de los aspectos principales que se han venido mencionando de los aceros inoxidable son las características de su resistencia a la corrosión. Para la cual se realizaron dos tipos de ensayos electroquímicos, el de la determinación del potencial de picado y el de la determinación del grado de sensibilidad. Para ambos casos en la ZAT.

3.8.1 Preparación de las probetas.

Para la elaboración y preparación de las probetas correspondientes para las pruebas de corrosión los cortes fueron realizadas en las dos placas 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 3.21.

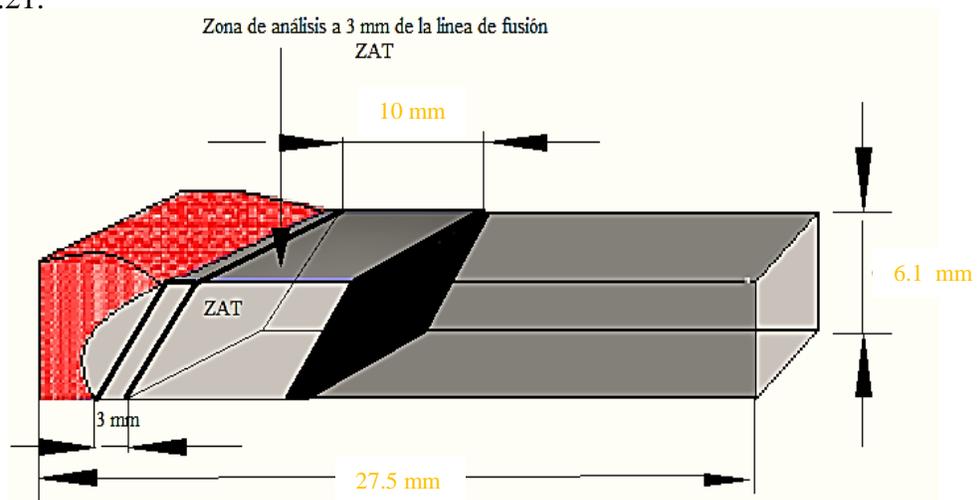


Figura 3. 21 Diseño de la muestra para las pruebas de corrosión.

Los cortes realizados anteriormente, tuvieron el objetivo de que se tuviesen cuatro probetas de la ZAT, justo donde se está estudiando el fenómeno de la sensibilidad, para la primer placa de soldadura convencional y con campos magnéticos, para el metal base tal como se recibió del proveedor se cortaron probetas con las dimensiones siguientes: 1cm de largo x 1cm de ancho y 1cm de espesor.

3.8.2 Evaluación de resistencia a la polarización.

Para la caracterización electroquímica se encapsulo cada probeta en resina en pequeños moldes de plástico a temperatura ambiente, posteriormente estas fueron pulidas con lijas de carburo de silicio de diferente granulometría. Posteriormente una de las probetas de la ZAT de la soldadura convencional, soldadura con interacción electromagnética y metal base se llevaron a pruebas electroquímicas, utilizando la técnica de resistencia a la polarización, con esta técnica se obtiene el valor del potencial de picado en agua de mar sintética cuya composición de acuerdo a la norma ASTM-D114 se ilustra en la tabla 3.4.

Tabla 3. 4 Composición química del agua de mar sintética, de acuerdo a norma ASTM-D114.

Compuesto	Cantidad en g/ 1L
NaCl	24.5
MgCl	5.2
Na ₂ SO ₄	4.09
CaCl ₂	1.16
KCl	0.695
NaHCO ₃	0.201

Para la realización de esta prueba se utilizó una celda electroquímica de vidrio, aunado a esto se dispuso de tres electrodos; electrodo de trabajo (probeta), electrodo de referencia de calomel saturado, y un electrodo auxiliar de grafito, y su arreglo o configuración se muestra en la figura 3.22. El potenciostato en el cual se realizaron las pruebas fue el SOLARTRON modelo SI1280B, y para el análisis de datos se utilizó el software CorrView2. Para que corrieran las pruebas fue necesario primero estabilizar el potencial durante 5 minutos en la rama anódica y catódica con una velocidad de barrido de 1 mV/s con un rango de potencial de ± 500 mV. Después de cada prueba las probetas fueron observadas y analizadas por microscopia electrónica de barrido, en un equipo JOEL JSM6400.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este apartado se presentan los resultados obtenidos en este trabajo de investigación, así como su discusión y análisis de acuerdo a la revisión bibliográfica consultada.

4.1 Caracterización microestructural del material base y uniones soldadas.

En las figuras 4.1 se pueden apreciar las microestructuras del metal base tal como se recibió de fábrica (a) y metal base con tratamiento térmico de envejecimiento (b).

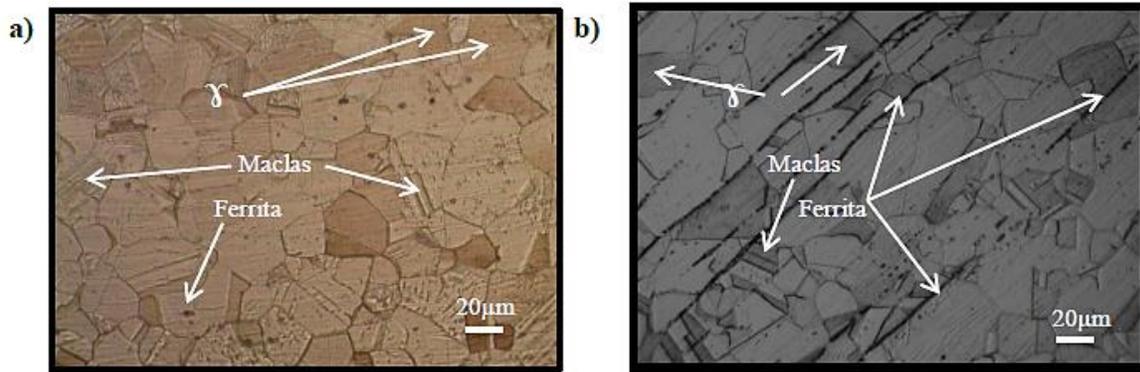


Figura 4. 1 Micrografía del acero inoxidable austenítico 316L a 500x (a) y micrografía con tratamiento térmico de envejecimiento (b) a 500x.

La micrografía 4.1 (a) muestra la microestructura común de un acero inoxidable austenítico, en él se puede apreciar que en efecto, se presenta una matriz austenítica, con presencia de algunos vestigios de ferrita en cantidad aproximada de 0.071% en área, además se presenta algunos indicios de maclado, resultado del laminado en frío al cual fue sometido. Para la micrografía 4.1 (b) se puede apreciar que también presenta una matriz austenítica (γ) a pesar de haber sido sometido a un tratamiento térmico, cabe mencionar que en la micrografía se observan líneas de ferrita acicular en forma de listones, que se encuentran en una cantidad de aproximadamente de 2.386% en área, las cuales se presentan alineadas en la dirección de la laminación de este material, lo anterior debido al tratamiento térmico al cual fue sometido, denominado tratamiento térmico de envejecimiento, a 650 °C por un tiempo de 10 hrs. Los porcentajes de ferrita fueron calculados mediante el software *Image-Pro Plus*, utilizando la técnica de contraste de áreas. Debido a lo anterior S. Estrella y colaboradores [42] reportan para el acero inoxidable austenítico 316L, tal como viene del proveedor, una cantidad de 0.07% de ferrita utilizando la misma técnica. Por otra parte, la ferrita contenida para ambas condiciones es el resultado de la segregación de los elementos promotores de ella, tal 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 la fase sigma, la cual es un agente de fragilización de los aceros inoxidable. Tal como se ha reportado en otras investigaciones [21,22]. La tabla 4.1 muestra el porcentaje de ferrita así como el tamaño de grano aproximado para el acero inoxidable austenítico 316L en sus dos condiciones. Se observa que la diferencia del porcentaje de ferrita entre ambas condiciones es de ≈ 2.315 (% área), mientras que la diferencia del tamaño de grano de la fase austenita es de ≈ 1.13 μm , lo que pone de manifiesto que el tratamiento térmico aplicado al material base es más susceptible a presentar sitios preferenciales para la precipitación de carburos $M_{23}C_6$ a diferencia del metal base sin TTE. Investigaciones señalan que el grado de sensibilidad de un acero inoxidable incrementa, a medida que estas son deformadas, aunado a esto, el grado de sensibilidad tiende a disminuir cuando menor es el tamaño de grano [18]. S.K. Mannan y colaboradores [43] hablan sobre la cinética de la sensibilidad llegando a la misma conclusión. El estudio de los precipitados del material envejecido no se realizó ya que no se hizo microscopía electrónica de transmisión para esta investigación.

Tabla 4. 1 Porcentaje de ferrita y tamaño de grano de la fase austenita.

Condición	Porcentaje de ferrita (% área)	Tamaño de grano Fase γ (μm)
Metal base	0.071 ± 0.005	14.32 ± 0.190
Metal base con tratamiento térmico de envejecimiento	2.386 ± 0.159	15.45 ± 0.254

4.2 Apariencia de las uniones.

La figura 4.2 muestra la apariencia superficial de los cordones de soldadura depositados con interacción electromagnética de 1, 2 y 3mT 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 3mT figura 4.2 c) esta presenta mayor cantidad de salpicaduras, lo cual F.F Curiel y colaboradores [44] atribuye a “*que al aplicar una intensidad mayor, se produce una intensa cantidad de salpicaduras, por el efecto de la elevada*

intensidad del campo magnético, cuyas líneas hacen levitar el plasma en el arco eléctrico, minimizando la penetración del cordón de soldadura e incrementando la sobremonta”.

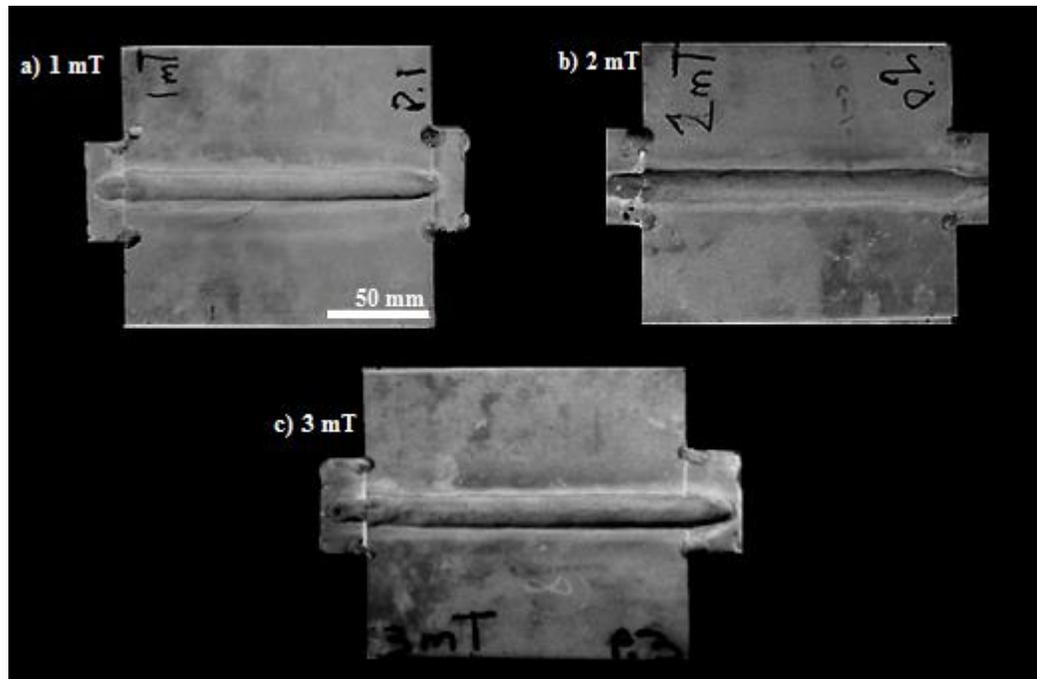


Figura 4. 2 Apariencia superficial de las placas después del proceso de soldadura.

4.3 Perfiles de soldadura depositados.

En la figura 4.3 se muestran los perfiles transversales de los cordones de soldadura depositados, en donde se puede apreciar la morfología de las soldaduras, destacando una mayor uniformidad del cordón de soldadura depositado con un campo magnético de **1mT** figura 4.3 a), uniformidad que se desea como fundamental cuando se efectúa la soldadura en una sola pasada y con material de aporte, como es el proceso de soldadura MIG. **Dicha uniformidad es atribuida a la agitación electromagnética en la pileta líquida, propiciado por la interacción de campos magnéticos [29].** Los demás perfiles transversales figura 4.3 b, c y d presentan una desviación de la sobremonta hacia un costado, al igual que la soldadura sin la aplicación de campo magnético.

Este comportamiento se debe al efecto de la fuerza de Lorentz ejercida sobre el plasma del arco eléctrico al interactuar con un ángulo de inclinación lo que hace levitar el plasma y el material de aporte, propiciando una falta de penetración y un ancho de sobremonta grande y de menor espesor [26]. Por otra parte el perfil transversal de la soldadura depositado con el campo magnético externo de 3mT es el que presenta un ancho mayor en la parte inferior respecto de las demás condiciones de soldadura. Lo cual indica que a campos magnéticos superiores se producen soldaduras geoméricamente inadecuadas por la alta penetración [30,31].

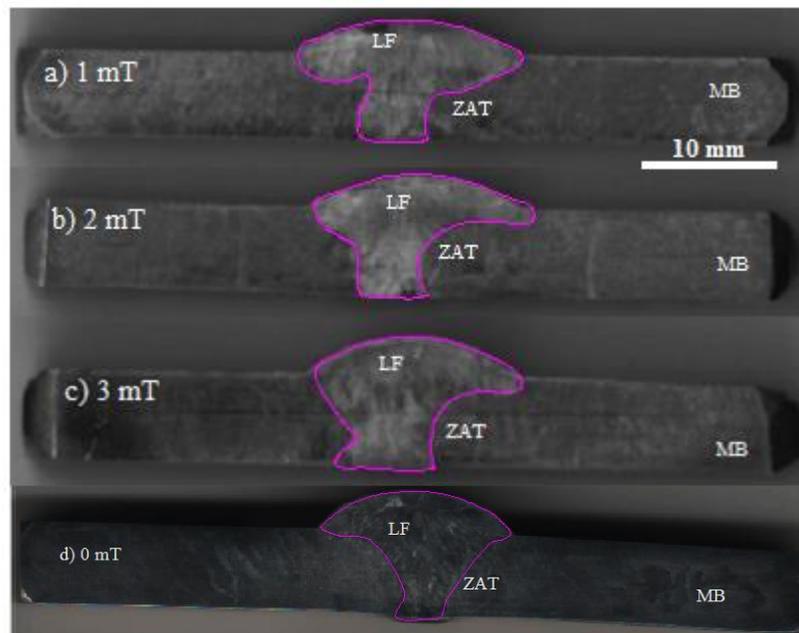


Figura 4. 3 Macrografías de las diferentes condiciones de soldadura.

En el análisis de la microestructura de la figura 4.4 (a) de la zona afectada térmicamente de la soldadura convencional a 3 mm de la línea de fusión, se observa una cantidad de ferrita delta mayor en comparación con el metal base mostrado en la figura 4.1 (a), pero a diferencia de la microestructura de la zona afectada térmicamente de la soldadura con intensidad de 1 mT y envejecido previamente figura 4.4 (b), se puede apreciar claramente una mejor distribución de la ferrita delta, y dado que esta investigación está enfocada a la ZAT, lo anterior se atribuye a los dos campos magnéticos actuantes, que dan origen a una fuerza resultante llamada fuerza de

Lorentz, dichas ecuaciones ya han sido establecidas [26,45] en el cual la fuerza resultante de acuerdo a las ecuaciones diferenciales 4.2 y 4.3 obtenidas de la fuerza electromagnética de Lorentz ecuación 4.1, **igualada a la segunda ecuación de Newton**, y resolviendo dichas ecuaciones de manera independiente para el análisis de un sistema de coordenadas como el del anexo A, 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 4.4 b, 4.5 a y 4.5 b, correspondientes a las ecuaciones 4.2 y 4.3. Dicha fuerza al perturbar 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. b).

$$F_{EM} = q[B_i v_{zj} + (E - B_i v_y)_k] \dots \dots \dots (4.1)$$

$$\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} = -\frac{1}{w} \frac{\partial^3 z}{\partial t^3} \dots \dots \dots (4.2)$$

$$\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} = -\frac{1}{w} \frac{\partial^3 z}{\partial t^3} \dots \dots \dots (4.3)$$

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

$$z(t) = \frac{E}{wB} [1 - \text{cos}(wt)] \dots \dots \dots (4.4 b)$$

$$x(t) = \frac{E}{wB} [1 - \text{cos}(wt)] \dots \dots \dots (4.5 a)$$

$$y(t) = \frac{E}{wB} [wt - \text{sen}(wt)] \dots \dots \dots (4.5 b)$$

En donde B es la densidad de flujo, E es la intensidad del campo eléctrico, w es la frecuencia de oscilación de los electrones ocasionada por el efecto del campo eléctrico y el flujo magnético y t el tiempo de actuación del B y E durante la soldadura.

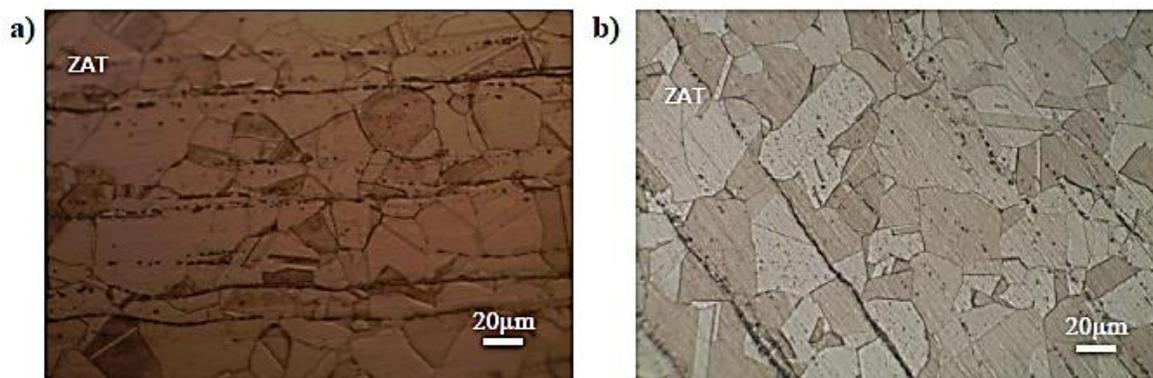


Figura 4. 4 Micrografía de la ZAT soldadura convencional a 500x (a) y soldadura con aplicación de campo magnético de 1 mT y tratamiento térmico de envejecimiento previo a 500x (b).

En lo que respecta al porcentaje de ferrita en la tabla 4.2 se muestra el contenido de esta en las distintas condiciones, para la ZAT de la soldadura convencional es de 1.657 % mientras que para la ZAT de la soldadura con intensidad de campo de 1 mT fue de 1.488 %, lo que indica que la soldadura convencional presentará mayores sitios preferenciales para la nucleación de carburos $M_{23}C_6$ y por ende a presentar la fase sigma, el cual como ya se ha mencionado es un agente que causa la fragilización de estos aceros. Sin embargo el tamaño del grano presenta una diferencia de $\approx 8.40 \mu\text{m}$ entre ambas condiciones, para el caso de la ZAT con intensidad de campo de 1 mT, el tamaño de grano aumento debido al tratamiento térmico aplicado previo a la soldadura, el cual esa diferencia de tamaño de grano se verá reflejado en las pruebas de corrosión descritas más adelante.

Tabla 4. 2 Porcentaje de ferrita y tamaño de grano de la fase γ en la ZAT.

Condición	Porcentaje de ferrita (% área)	Tamaño de grano de la fase γ (μm)
ZAT soldadura convencional	1.657 ± 0.055	16.326 ± 0.292
ZAT soldadura con interacción electromagnética de 1mT	1.488 ± 0.058	24.733 ± 0.545

Por otra parte la figura 4.5 muestra las microestructuras de la ZAT para la soldadura con interacción electromagnética, para 2mT (a) y 3mT (b), en donde se puede observar que el tamaño de grano de la **austenita** aumenta ligeramente $\approx 0.14 \mu\text{m}$, respecto de la ZAT de la soldadura convencional, mientras que en la ZAT para 3mT el tamaño de grano de **la austenita** se conserva es decir, sigue teniendo un valor cercano al metal base $\approx 14.3 \mu\text{m}$, sin embargo la ferrita en forma de listones tiende a desaparecer, lo que indica que la ferrita δ es distribuida de manera uniforme en la matriz del material al aplicar la interacción electromagnética de baja intensidad ver figura 4.5 (b)

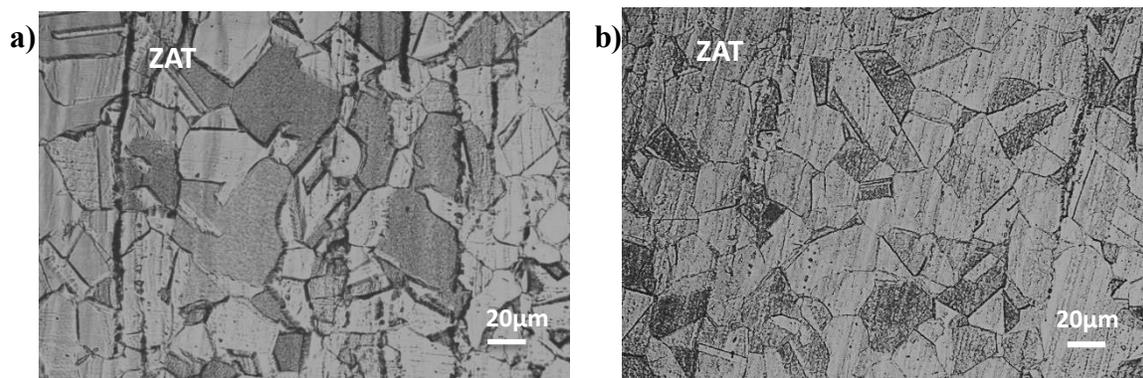


Figura 4. 5 Microestructura de la ZAT. 2mT (a) y 3mT (b). Ambas a 500x.

Respecto a las micrografías obtenidas en las interfases de los cordones de soldadura de manera convencional y con la aplicación de la interacción electromagnética se deducen los siguientes aspectos, mostrados en la figura 4.6.

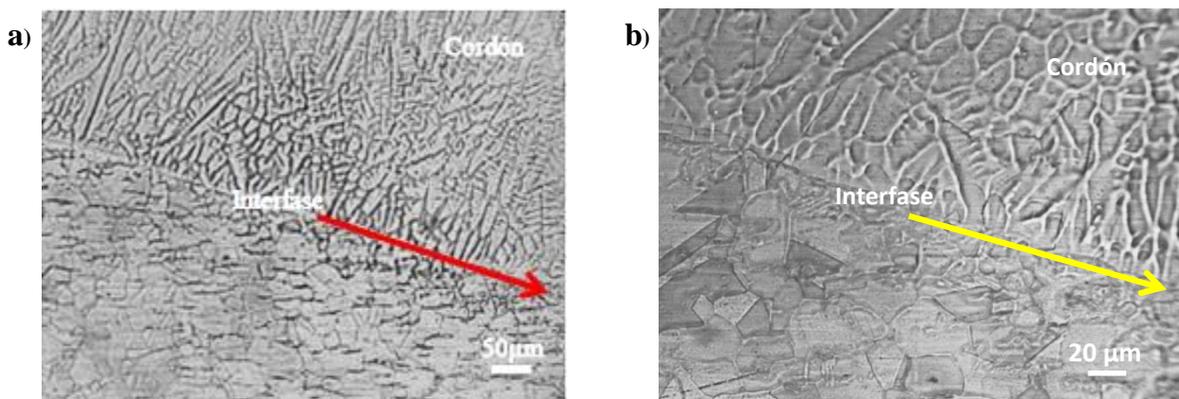


Figura 4. 6 Micrografías de la soldadura convencional, interfase de la soldadura a 200x (a) y (b) interfase a 500x.

En la micrografía de la figura 4.6 (a) se puede apreciar claramente que la línea de solidificación tiene un orden preferencial, esta preferencia consiste en que las dendritas están orientadas siguiendo el frente de solidificación hacia el centro del cordón de soldadura o la fuente de calor. La micrografía de la figura 4.6 (b) presenta una característica típica también de los aceros inoxidable austeníticos soldados de manera convencional, en donde se puede apreciar que el tamaño de grano es más homogéneo, y a diferencia de la figura 4.6 (a) la dendritas tienden a desaparecer.

La figura 4.7 muestra las micrografías de la soldadura aplicado con un campo magnético externo con una intensidad de 1 mT a diferentes magnificaciones (a) 200x y (b) 500x respectivamente. Además en lo que respecta a las líneas de ferrita se hace alusión de que con la aplicación de la interacción electromagnética estas líneas de ferrita en forma de listones, tienden a desaparecer, observándose pocos vestigios.

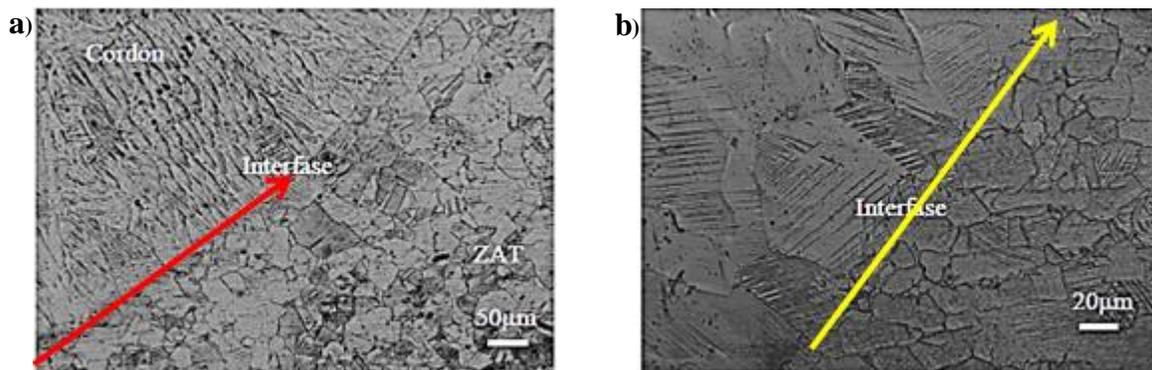


Figura 4. 7 Micrografías de la soldadura con aplicación de la interacción electromagnética de 1 mT. Interfase de la soldadura a 200x (a) y (b) 500x.

La figura 4.8 representa las uniones soldadas con la interacción electromagnética con intensidad de 2 mT. Se vuelve apreciar una microestructura típica de los aceros inoxidable, es decir matriz austenítica, con pequeños vestigios de ferrita, mientras que en la ZAT presenta granos austeníticos con la diferencia de que la ferrita se encuentra en pequeños vestigios. En estas imágenes no se puede observar la presencia de maclas o alguna formación de precipitados.

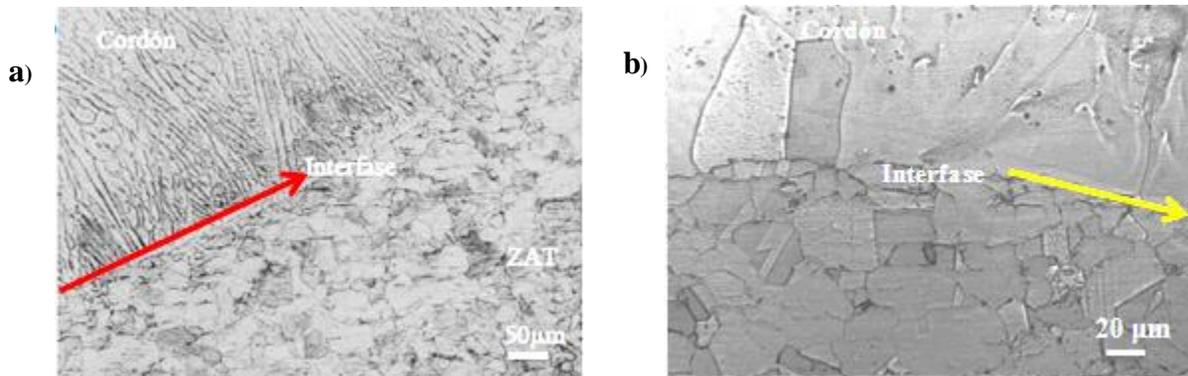


Figura 4. 8 Micrografías de la soldadura con aplicación de la interacción electromagnética de 2 mT. (a) Interfase de la soldadura a 200x y (b) a 500x.

En lo que respecta a las micrografías obtenidas con la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad para el caso de 3 mT, figura 4.9, se puede apreciar que a diferencia de la micrografía de 2 mT figura 4.8 (b) en la figura 4.9 (a) se observa que la líneas de ferrita distribuidos en pequeños vestigios vuelven a aparecer lo anterior es atribuido a lo que ha reportado F.F Curiel y colaboradores [44] que a mayores intensidades de campo aplicado la interacción electromagnética ya no se puede dominar, puesto que la resultante se alinea hacia la magnitud de mayor intensidad, minimizando de esta forma el campo magnético generado por la corriente de la soldadura.

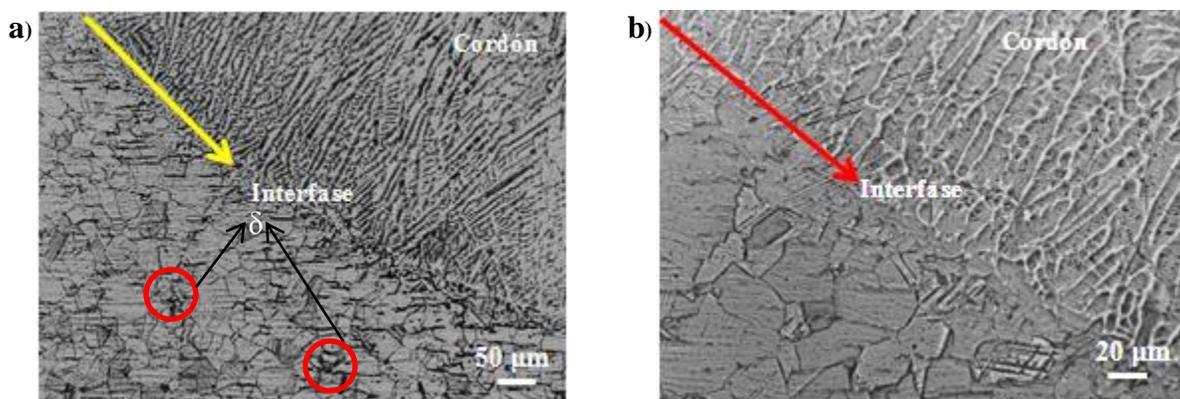


Figura 4. 9 . Micrografías de la soldadura con aplicación de la interacción electromagnética de 3 mT. (a) Interfase de la soldadura a 200x y (b) a 500x.

4.4 Resultados de los ensayos de microdureza.

La figura 4.10 muestra la variación de la microdureza medida al material base tal como se recibió del proveedor y después del tratamiento térmico de envejecimiento a 650 °C por un tiempo de 10 hrs, se muestra en ambos materiales que la microdureza no presenta una uniformidad, **dado que el promedios de microdureza para el metal base fue de 225.63 ± 15 Hv mientras que para el material base con tratamiento térmico de envejecimiento fue de 206.1 ± 19 unidades en la escala Vickers. Aunado a esto se sabe que el ensayo de microdureza tiene como característica principal de generar variaciones sensibles a la medición en función de la microestructura, ya que pueden abarcar el interior de un grano u un límite de la misma.**

Por otra parte el material tratado térmicamente presenta un ablandamiento debido a que este tipo de aceros durante la fabricación reciben un proceso de deformación en frío para darles las propiedades mecánicas adecuadas y el espesor requerido, por lo cual al ser mantenidos a una temperatura de envejecimiento, estas pierden sus propiedades mecánicas, razón por lo cual la microdureza se ve disminuido. Cabe mencionar que el barrido se realizó únicamente a lo largo del eje x.

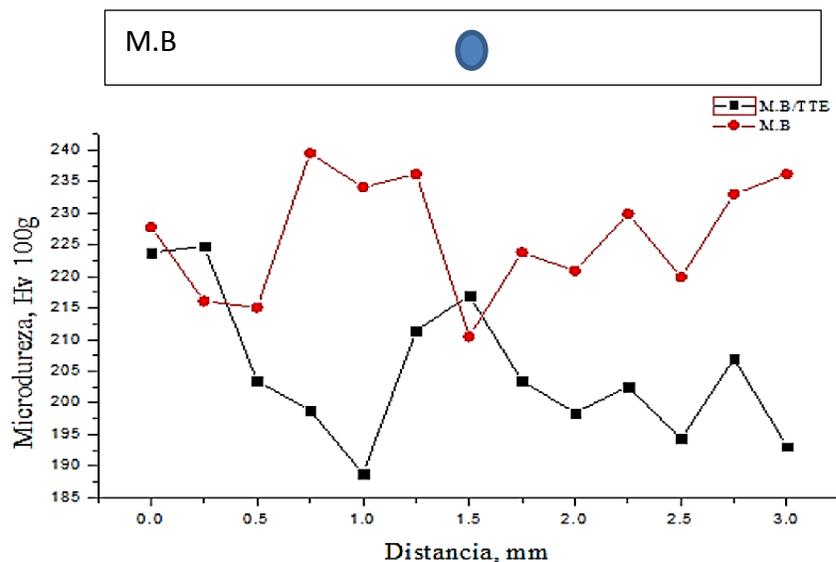


Figura 4. 10 Microdureza del metal base y metal base con TTE sin soldadura ni aplicación de campos magnéticos.

La figura 4.11 muestra el perfil de microdureza transversal del cordón de soldadura depositado sin la aplicación de campo magnético externo o también denominado soldadura convencional o tradicional, en donde se puede observar que la microdureza promedio es muy similar entre un extremo de la ZAT y el cordón de soldadura y material base, mientras que el extremo derecho su microdureza promedio es un poco más elevado 294.20 Hv que el cordón de soldadura y al extremo izquierdo donde se ubica la ZAT, los puntos máximos y mínimos 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 interfase de γ y δ 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) se aprecia que en efecto concuerda con los resultados obtenidos del aporte térmico ya que para esta condición, el resultado de la misma estuvo solamente por debajo la muestra con intensidad de 1mT, el cual refleja condiciones apropiadas de la microdureza.

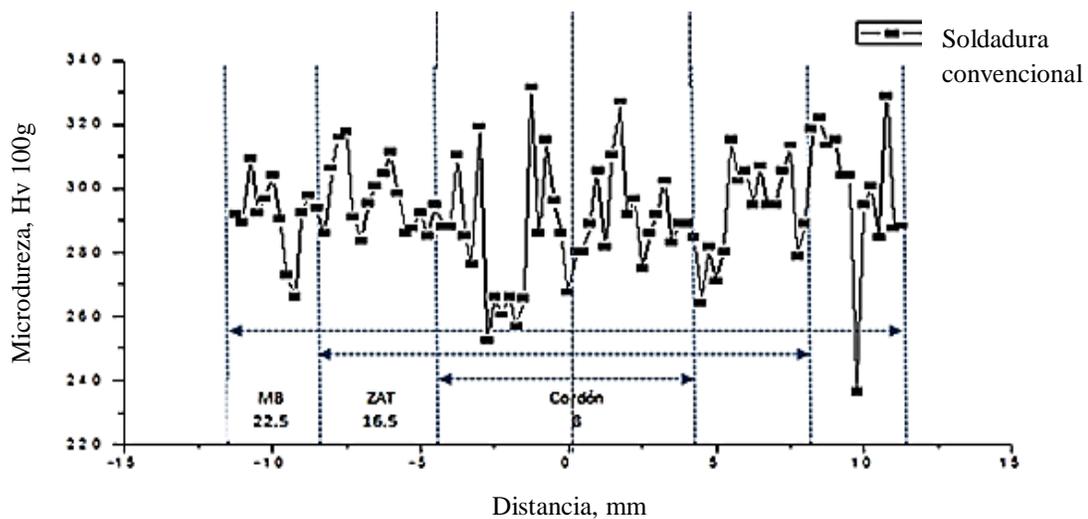


Figura 4. 11 Microdureza del metal base con soldadura convencional.

La figura 4.12 muestra el comportamiento de microdureza de las placas con las distintas condiciones de soldadura. Cabe destacar que para cada placa se seleccionó el inicio, el centro y final para de esta manera realizar pruebas de microdureza con el objeto de obtener valores promedio y así poder observar los cambios presentados. Las gráficas muestran que de todas las intensidades aplicadas, la probeta con intensidad de 1mT, fue la que obtuvo mejores resultados de microdureza por encima de las condiciones de 2 y 3mT. La tabla 4.3 refleja estos valores. Esto de alguna forma, comprueba que en efecto se han obtenido valores semejantes a otras investigaciones realizadas previamente [11, 26, 39,44-46]. 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. Por ejemplo B.U. Mora [46] en su investigación sobre el afecto del aporte térmico en la microestructura y propiedades mecánicas en el cordón de soldadura del AISI 304, hace alusión de que aquellas probetas que presentan un menor aporte térmico presentan un incremento en la microdureza. Para el cordón de soldadura un rango de ≈ 205 a 228, mientras que en la interfase el incremento que se reporta es de ≈ 272 . Por lo que en efecto concuerda con el presente proyecto de investigación, ya que el menor aporte térmico registrado fue precisamente la probeta con intensidad de campo de 1mT, siendo la misma la que presentó el mayor incremento de microdureza. Por otra parte se observa que al igual que en la figura 4.11 se observan puntos máximos y mínimos cuyos antecedentes proceden de las improntas realizadas en los límites de grano o en el maclado. Ya que como se menciona anteriormente tanto en el límite de grano y maclado son sitios preferenciales donde la microdureza tiende a aumentar, ya que las indentaciones generadas, podrían haber sido en el interior de un grano, un límite o una partícula.

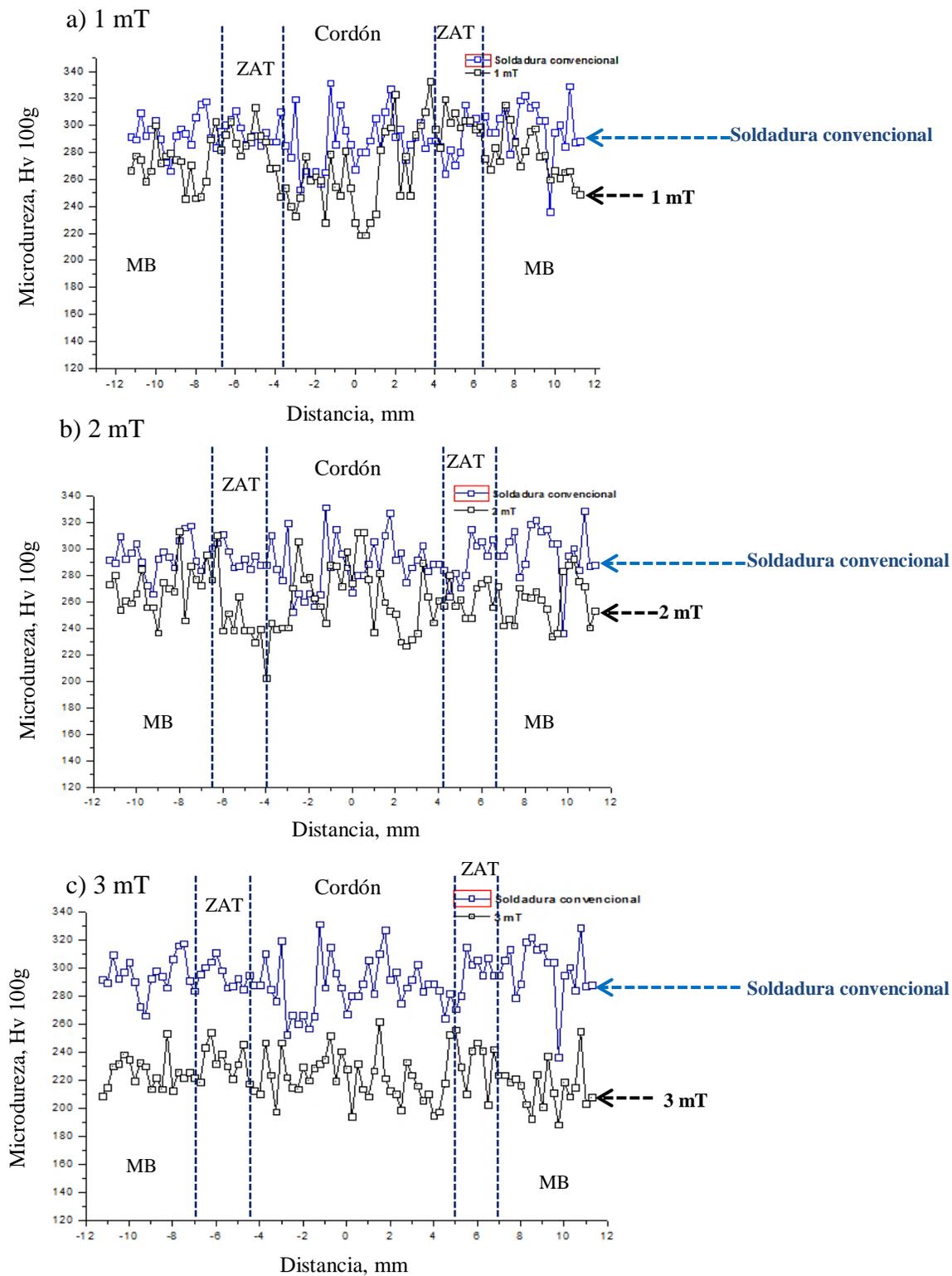


Figura 4. 12 Perfiles de microdureza en las distintas condiciones de soldadura; a) 1 mT, b) 2 mT y c) 3 mT.

Tabla 4. 3 Valores promedio de microdureza para las distintas condiciones.

Condición	Promedios de microdureza (Hv)	Cordón de soldadura	ZAT	Interfaz derecha	Interfaz izquierda	Aporte térmico (J/mm)
Soldadura convencional	350 ± 4	288 ± 4	291 ± 2	294 ± 6	296 ± 15	1359
Soldadura 1mT	351 ± 3	354 ± 7	298 ± 52	329 ± 10	369 ± 16	1352.5
Soldadura 2mT	333 ± 31	323 ± 8	266 ± 67	334 ± 17	340 ± 4	1383.1
Soldadura 3mT	267 ± 17	264 ± 4	260 ± 24	267 ± 10	265 ± 6	1391
MB/TTE	206.1 ± 19	-----	-----	-----	-----	-----
MB	225.63 ± 15	-----	-----	-----	-----	-----

4.5 Resultados de los ensayos de tensión.

La tabla 4.4 muestra los valores obtenidos con las diferentes condiciones de soldadura. Como ya se mencionó anteriormente, la fractura en las probetas de tensión (fue inducida a una distancia de 3mm de la línea de fusión con una muesca de 2mm de profundidad (para que todas las probetas fueran uniformes) esto solo para algunas condiciones (M.B*, 1,2 y 3 mT*). Ya que para las condiciones M.B, Sol-Conv y M.B-TTE la muesca no fue inducida ya que se quería simular las condiciones reales en las que están sujetas. Por lo anterior se puede ver que respecto a las condiciones M.B, Sol-Conv y M.B-TTE, la Sol-Conv presentó un esfuerzo máximo de 571 MPa, valor que refleja un esfuerzo máximo por debajo del M.B y M.B-TTE. Lo anterior es atribuido a que para esta condición la parte más susceptible a fallar es la parte de la soldadura.

Tabla 4. 4 Valores obtenidos de la resistencia a la tensión.

Cantidad de probetas	Condición	σ_y (MPa)	σ Máximo (MPa)
3	M.B ■	372 ± 2	614 ± 21
3	Sol-Conv ■	373 ± 5	571 ± 13
3	M.B-TTE ■	368 ± 1	618 ± 3
3	M.B*	475 ± 4	746 ± 11
3	Sol-TTE-1mT*	510 ± 37	748 ± 35
3	Sol-TTE-2mT*	496 ± 14	708 ± 15
3	Sol-TTE-3mT*	500 ± 40	722 ± 62

Leyenda

* Con muesca.

■ Sin muesca.

Derivado de la Tabla 4.4 se indica el significado de la nomenclatura:

M.B[■]-material base tal como fue adquirido.

Sol-Conv[■] soldadura convencional, sin aplicación de campo magnético.

M.B-TTE[■] metal base con tratamiento térmico de envejecimiento.

M.B*-metal base con muesca.

Sol-TTE-1mT*-soldadura con tratamiento térmico de envejecimiento, muesca y aplicación de campo magnético de 1mT.

Sol-TTE-2mT*-soldadura con tratamiento térmico de envejecimiento, muesca y aplicación de campo magnético de 2mT.

Sol-TTE-3mT*-soldadura con tratamiento térmico de envejecimiento, muesca y aplicación de campo magnético de 3mT.

La figura 4.13 muestra la tendencia de los resultados obtenidos de manera muy general en lo que respecta a los ensayos de tensión para todas las condiciones utilizadas, en ella se puede apreciar que al igual que en la gráfica de los perfiles de microdureza, el resultado de tensión más sobresaliente fue en la ZAT de la soldadura que fue soldado mediante la interacción electromagnética de baja intensidad, de manera específica el de 1 mT. Esto se atribuye a como lo reportan R. García y colaboradores [29] al efecto ejercido por la interacción electromagnética al refinar el tamaño de grano, a una mejor distribución de la ferrita delta en la ZAT, a la presencia de líneas de maclado y de la martensita α' .

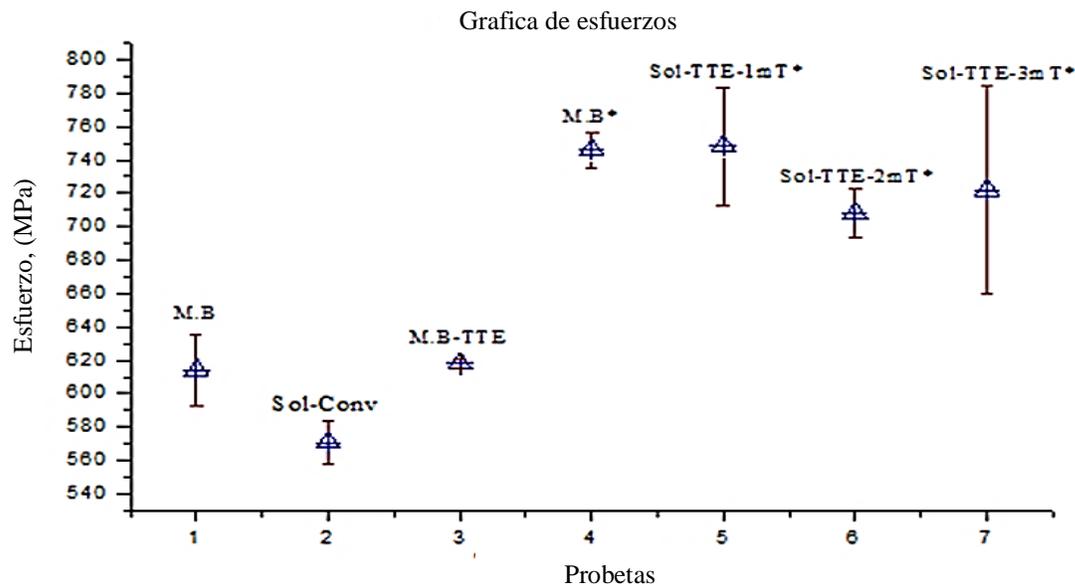


Figura 4. 13 Grafica de esfuerzos para las condiciones de las probetas soldadas.

4.6 Resultados de los ensayos de impacto.

En cuanto a los ensayos de impacto, los resultados se presentan en la Figura 4.14, también concuerdan con los ensayos de microdureza, puesto que a mayor microdureza menor tenacidad y en este caso el estudio radica en los materiales que fueron soldados de manera convencional y los que fueron soldados con la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad, el material que presenta menor microdureza con respecto a los soldados con interacción electromagnética es el de 3 mT y por consiguiente es el que presenta mayor energía absorbida al impacto. El aspecto sobresaliente que se puede mencionar es respecto al incremento de la microdureza en la ZAT de las uniones soldadas, 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. Además como ya se mencionó anteriormente, se tomó como referencia la ZAT ya

que es la zona donde se presenta el fenómeno de la sensibilidad mas no así la zona de fusión ya que esta puede cambiar en función del tipo de electrodo utilizado.

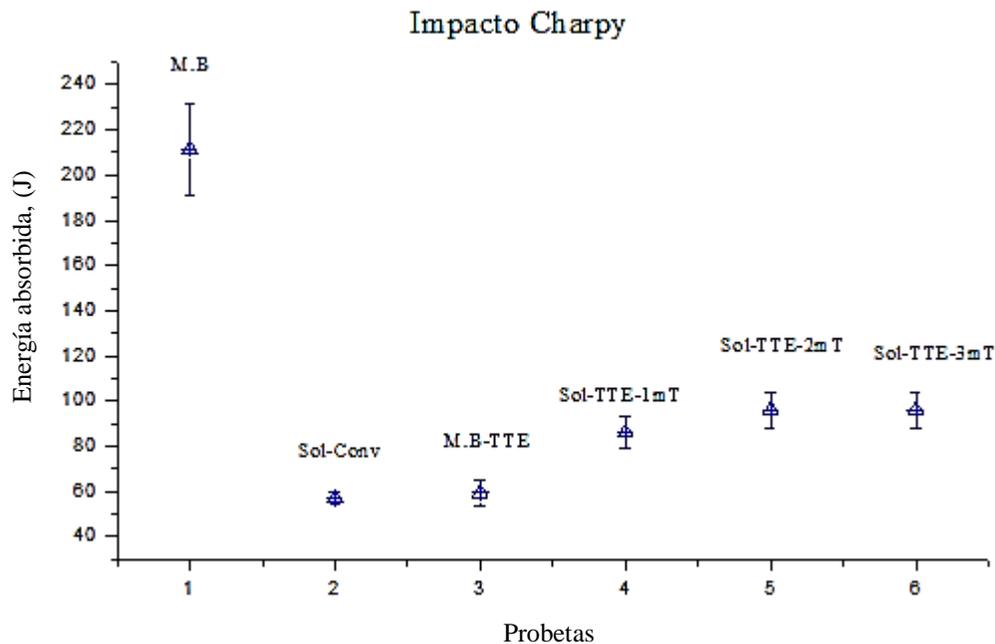


Figura 4. 14 Comportamiento al impacto del acero 316L con las condiciones utilizada en el proyecto.

4.7 Fractografía de los ensayos de tensión.

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 4.15 a) y c) se muestra la fractura del material base que presenta un tipo de fractura dúctil con algunos vestigios de fractura frágil, debido a desgarres de las caras de los granos. Figura 4.15 c). Mientras que en las figuras 4.15 b) y d) corresponden a la fractura de la soldadura sin aplicación de campo magnético, presentando una fractura completamente dúctil ya que esta ocurrió en el cordón de soldadura.

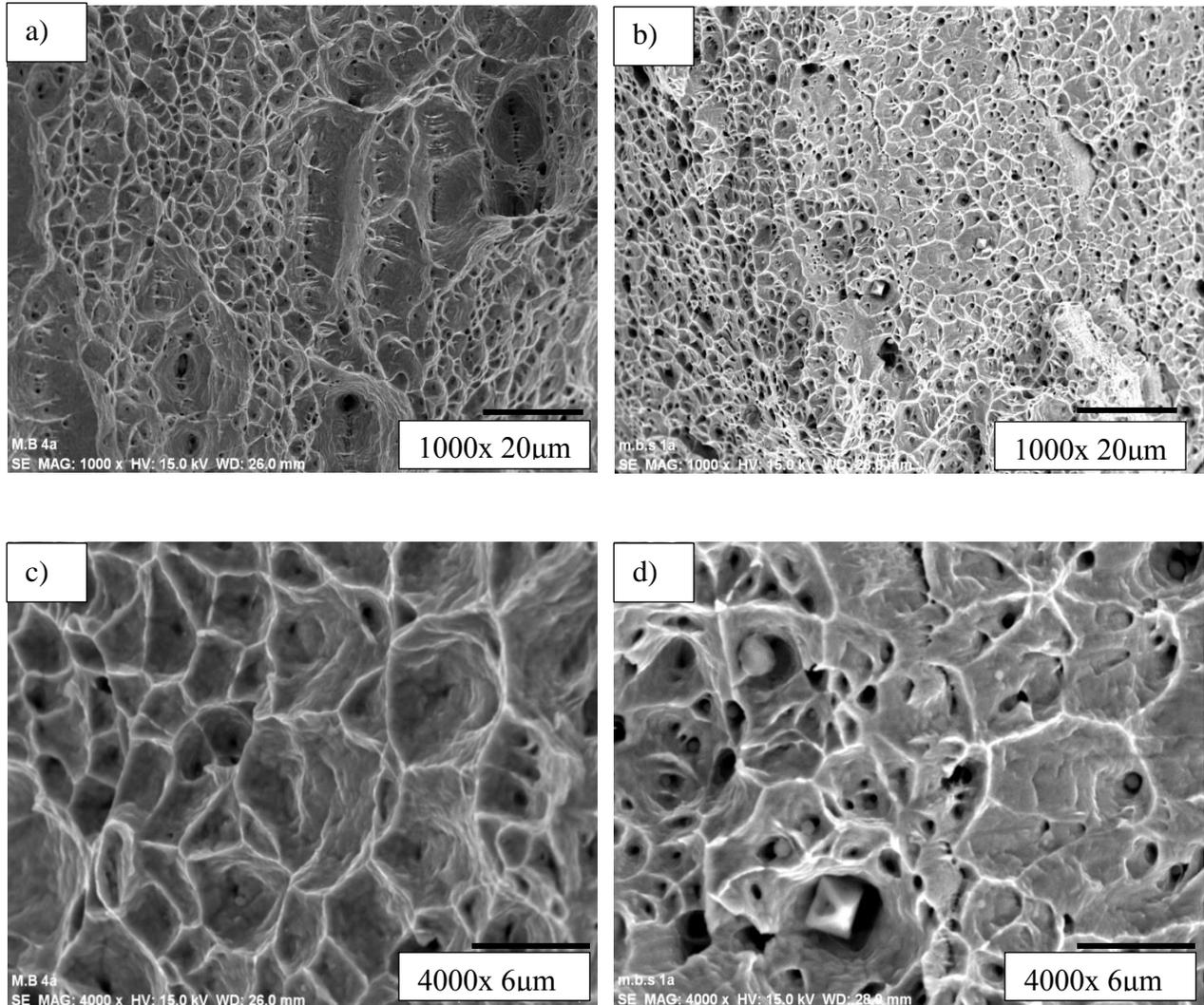


Figura 4. 15 Fractografía del ensayo de tensión del metal base sin muesca a) 1000x, c) 4000x. Soldadura convencional sin muesca b) 1000x y d) a 4000x.

Además de lo anterior se aprecia que para las fractografías 4.15 a) y c) se observan microhoyuelos con una morfología tipo cono-tasa, que corresponden a una fractura transgranular del propio material, derivado del esfuerzo uniaxial en el cual fue sometido. También se aprecia que para las figuras 4.15 b) y d) debido a la formación del cuello en el que se genera un esfuerzo triaxial esta promueve el crecimiento huecos, trayendo consigo que a medida que incrementa el grado de deformación, se genera la coalescencia de los huecos, además de la nucleación. Por consiguiente provoca la falla por bandas de deformación atribuida a los esfuerzos cortantes [25].

En cuanto a la apariencia de la fractura del materia base con tratamiento térmico de envejecimiento corresponde a una fractura completamente frágil, esto es atribuido al aumento del tamaño de grano y a la presencia de la ferrita el cual es el principal precursor de la fase sigma, causando la fragilización tal como se ilustra en la figura 4.16 a) y b), de forma similar es la apariencia de las fracturas para la ZAT de la soldaduras sin campo magnético y con aplicación de campo magnético de 1 mT, mostradas en las figuras 4.17 a) y c) y b) y d) respectivamente.

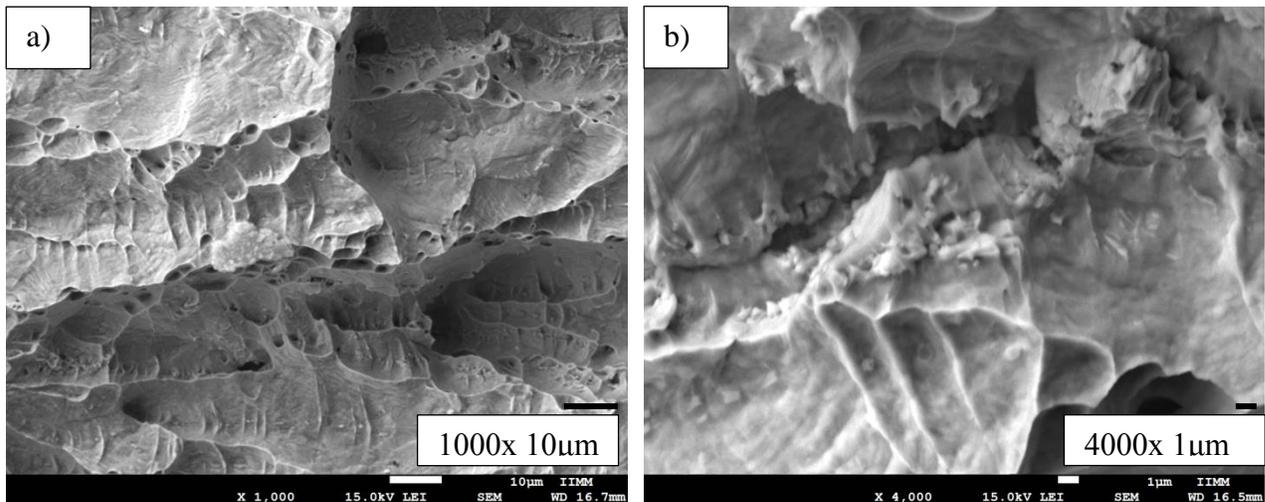
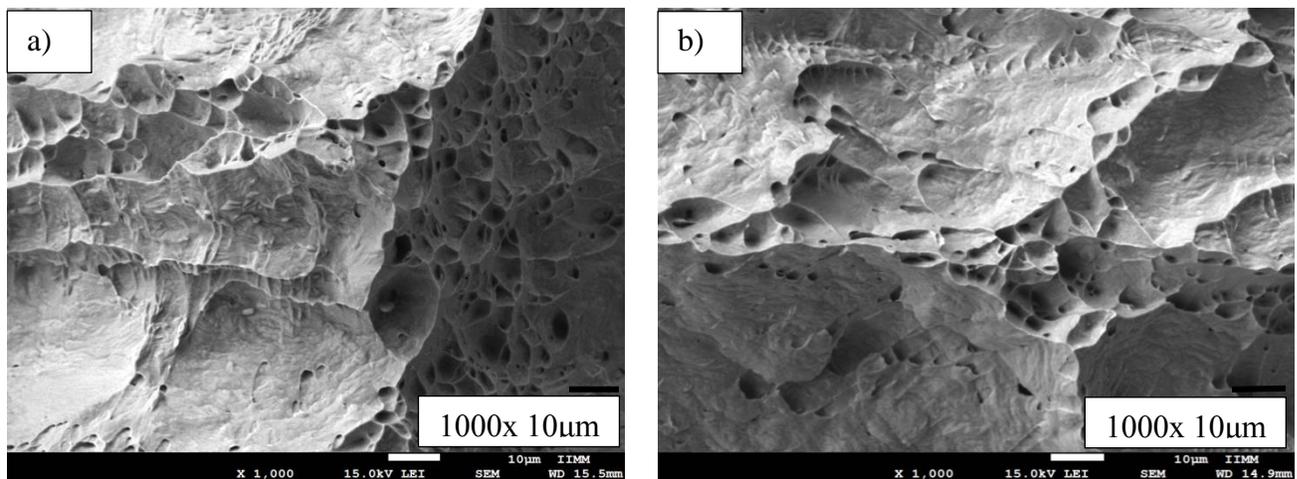


Figura 4. 16 Fractografía para fractura frágil metal base con TTE a) 1000x y b) a 4000x.



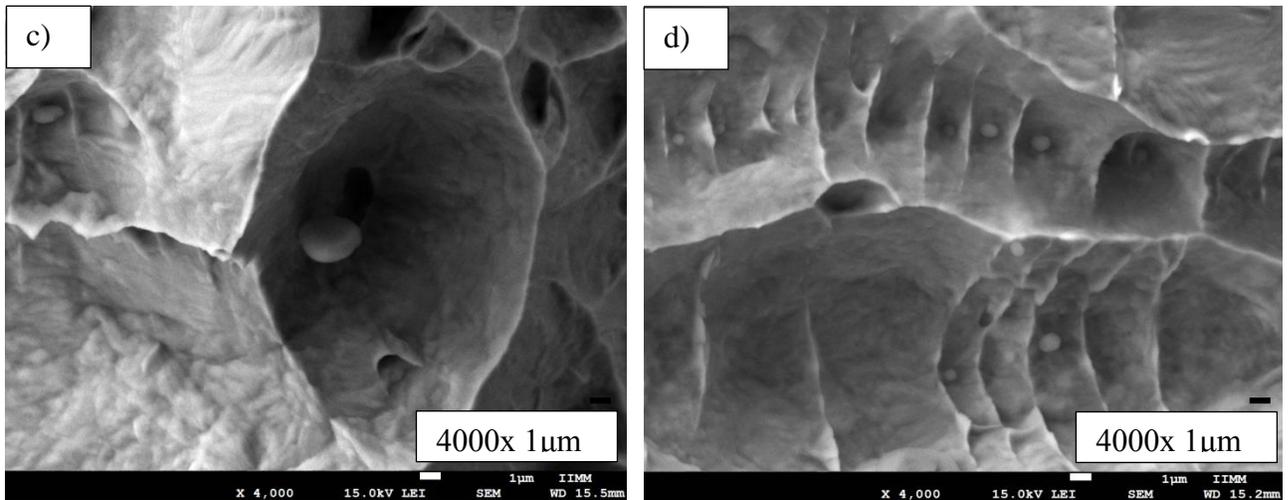


Figura 4. 17 Soldadura convencional a) 1000x, c) 4000x. Soldadura con interacción electromagnética de 1mT b) 1000x y d) a 4000x.

Por otra parte en la figura 4.18 se muestra la micrografía 4.18 a) en donde se aprecian algunas partículas a las cuales se les realizó un microanálisis puntual detectando la presencia de varios elementos entre las cuales aparece el C, Cr, Si y O correspondientes a la ZAT de la soldadura realizada con un campo magnético de 1 mT.

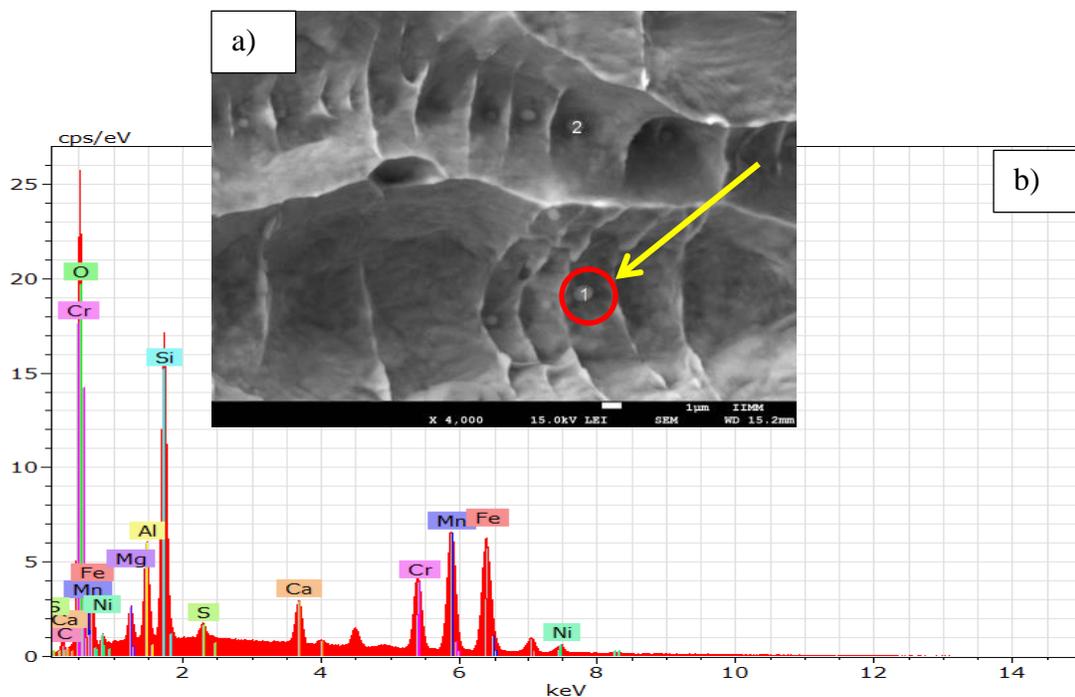


Figura 4. 18 Fractografía de la probeta de 1mT a) 4000x y b) análisis EDS de la figura 4.18 a).

En el microanálisis químico puntual realizado en una de las partículas dispersas en las fractografías para la condición de 1 mT se observa la presencia de micro hoyuelos dentro de las cuales existe la presencia de partículas esféricas, y debido a estas partículas que se distribuyen en toda la soldadura se genera el fallo en esta región debido a que actúan como núcleo de los microhuecos durante el ensayo de tracción uniaxial. Los espectros de dichas esferas localizados en los microhuecos corresponden a distintos intermetálicos entre las cuales destaca el óxido de silicio de acuerdo al espectro de EDS, figura 4.18 a), el efecto de los óxidos es atribuido o causado por la mezcla del gas de protección, debido a que cuando estos gases se disocian, da pauta a la fácil generación de inclusiones [31].

Por otra parte la fractura de la soldadura realizada con 2 mT, presenta un fractura frágil ver figura 4.19 a) y c), mientras que las fracturas correspondientes a las soldaduras realizadas con 3 mT, tienden a presentar vestigios de ductilidad como se aprecia en las figura 4.19 b) y d).

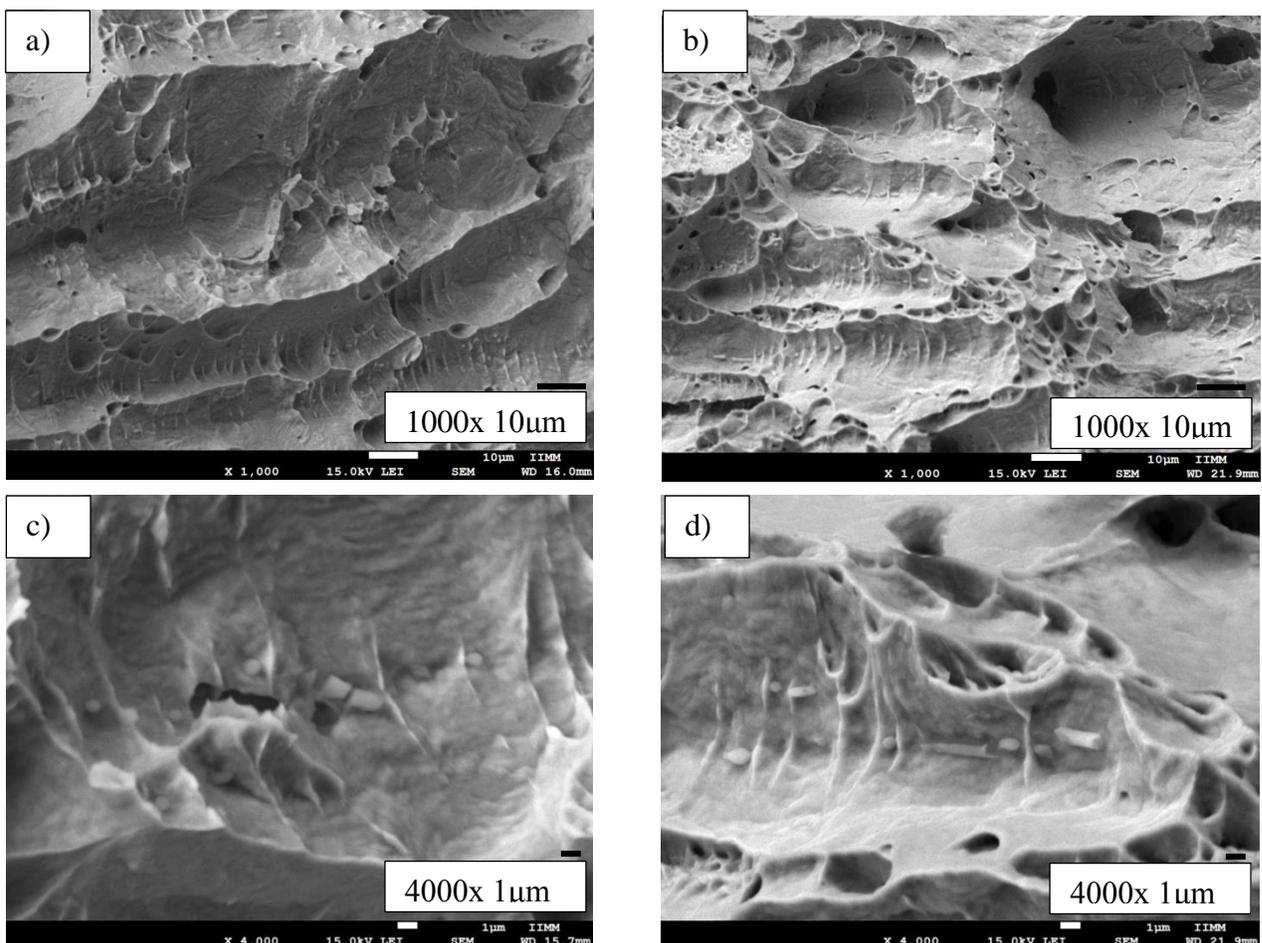


Figura 4. 19 Soldadura con intensidad de campo de 2 mT a) 1000x, c) 4000x. Soldadura con interacción electromagnética de 3 mT b) 1000x y d) a 4000x.

Así mismo la figura 4.20 a) y b) muestra las fracturas del metal base con muesca, se aprecia un tipo de fractura dúctil característico de la fractura transgranular del material sometido a un esfuerzo uniaxial, mostrando que la deformación de los micro huecos siguen una dirección perpendicular a la carga aplicada y en dirección de la muesca. En la figura 4.20 b) se observa la presencia de pequeñas inclusiones, estas inclusiones se encuentran alineadas a la misma dirección de la fractura causando de esta forma zonas de deformación alrededor de los micro huecos en forma de desgarramiento del material base.

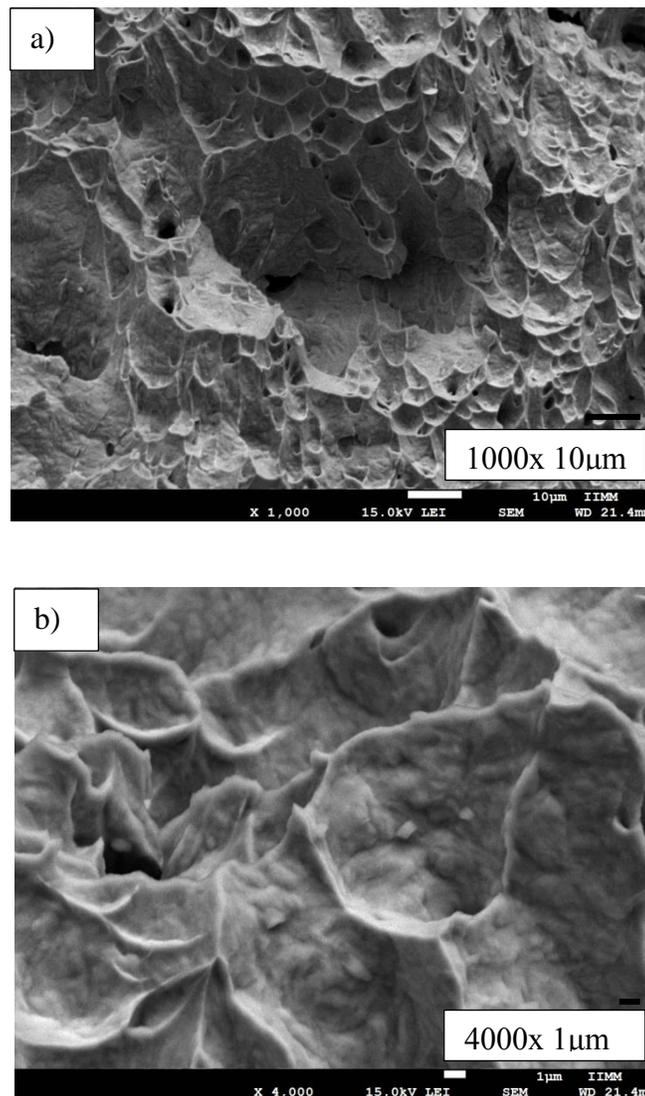


Figura 4. 20 Metal base con muesca a) 1000x y b) a 4000x.

4.8 Fractografía de los ensayos de impacto.

Respecto a las fracturas obtenidas en el ensayo de impacto se puede observar lo siguiente: para el material base, soldadura sin aplicación de campo magnético, así como para las soldaduras con aplicación de un campo magnético de 1 y 2 mT, la fractura presenta ser completamente frágil ver figuras 4.21 y 4.22 respectivamente. Mientras que la soldadura realizada con un campo magnético externo de 3 mT, presenta una apariencia de fractura dúctil- frágil como se muestra en la figura 4.23.

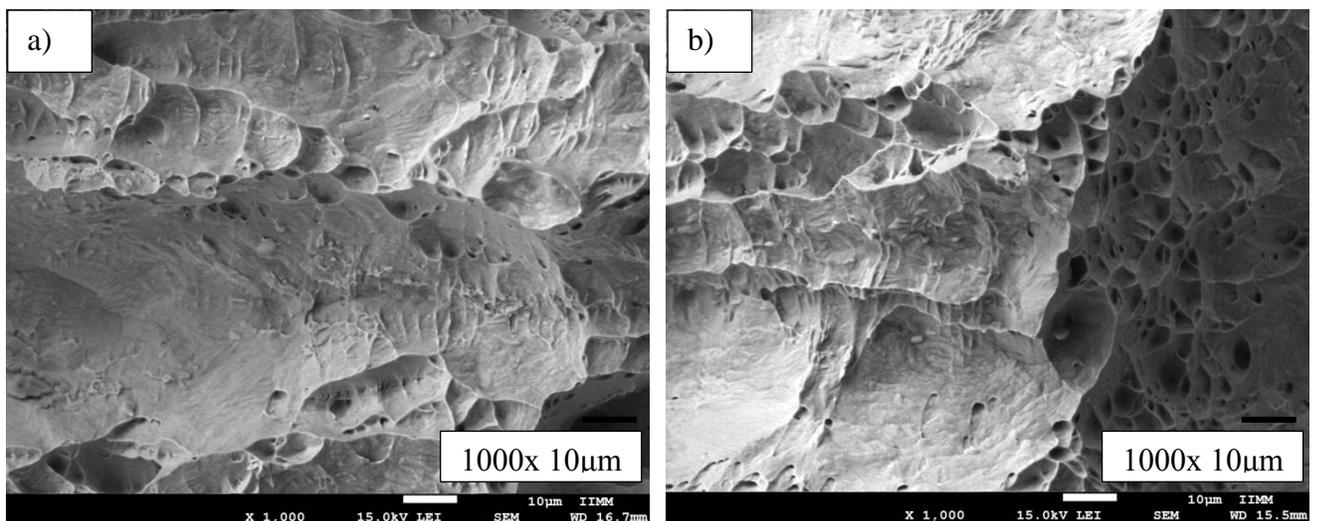


Figura 4. 21 Metal base con TTE a) 1000x b) Soldadura convencional a 1000x.

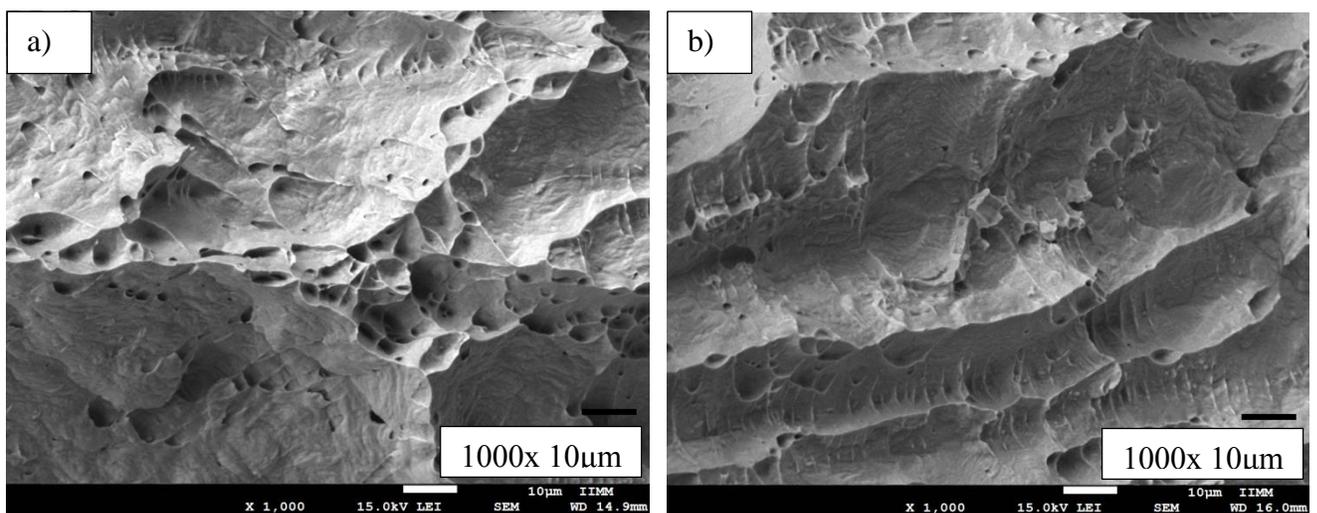


Figura 4. 22 Soldadura con campo magnético de 1mT a) 1000x y b) 2mT a 1000x.

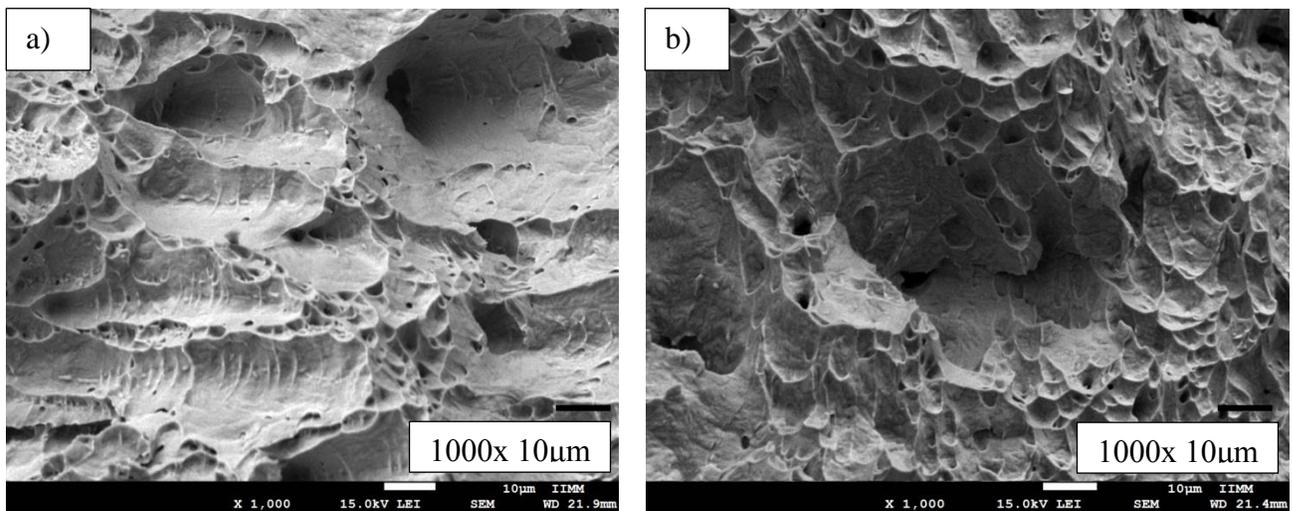


Figura 4. 23 Soldadura con intensidad de campo de 3mT a) 1000x y b) metal base a 1000x.

La variación de la temperatura en las pruebas de impacto está en función de las diferencias que existen entre la resistencia de la matriz y la morfología de inclusiones no metálicas, cuyo principal trabajo consiste en ser sitios potenciales para la nucleación de micro-hoyuelos. Por otra parte fractura dúctil- frágil es atribuido a la morfología, observándose si están combinadas la presencia de micro huecos y la separación de la intercaras de los granos o presencia de clivaje. Y cuya características se aprecian en las figura 4.23.

4.9 Resultados de las pruebas de corrosión.

4.9.1. Potencial de picado.

Los siguientes valores (tabla 4.5) muestran los resultados de evaluación del potencial de picado en agua de mar sintética para las distintas condiciones de soldadura.

Tabla 4. 5 Valores del potencial de picado (E_{pit} y E_{corr}).

Condición	E_{pit} (V)	E_{corr} (Volts)	Potencial de picado ($E_{pit} - E_{corr}$)
Soldadura convencional	0.4820 ± 0.001	-0.2327	0.714
1 mT	0.35885 ± 0.016	-0.34202 ± 0.003	0.7008
2 mT	0.37564 ± 0.002	-0.27438 ± 0.005	0.6500
3 mT	0.35165 ± 0.027	-0.29775 ± 0.015	0.6494
M.B	0.3895 ± 0.012	-0.2404 ± 0.011	0.6299

En la tabla 4.5 se puede ver que la relación $E_{Pit}-E_{Corr}$ para la soldadura convencional es el que presentó el más alto valor de $E_{Pit}-E_{Corr} \approx 0.714$ por encima de las demás condiciones de soldadura. Cabe destacar que para la condición de 1mT el valor obtenido es muy cercano al resultado obtenido por la soldadura convencional ≈ 0.7008 , existiendo una diferencia de ≈ 0.0132 unidades entre ambas condiciones. Sin embargo es importante mencionar que, la soldadura convencional no fue tratada térmicamente como la condición de 1mT. La tendencia de las distintas condiciones de soldadura se muestra en la figura 4.24 en donde se observa que la capa pasiva tanto para el metal base y para la soldadura convencional es más estable a diferencia de las de 1 y 2 mT, sin embargo el potencial de corrosión para 1 mT es más elevado que para las demás condiciones de soldadura, dicho comportamiento se asocia a la energía suministrada debido a la vibración ocasionada durante la soldadura por la IEM de baja intensidad, que propicia una mejor estabilidad de la capa de óxido de cromo formado y con menor susceptibilidad al rompimiento del mismo en presencia de iones cloruros [26] lo que se debe considerar, puesto que un potencial de corrosión más positivo es más difícil de alcanzar en condiciones de servicio que un potencial más negativo. “cualquier zona como inclusiones de azufre, carburos, puntos triples donde converjan los límites de grano, martensita, segundas fases, serán sitios preferenciales para que se dé el ataque por picaduras” [43].

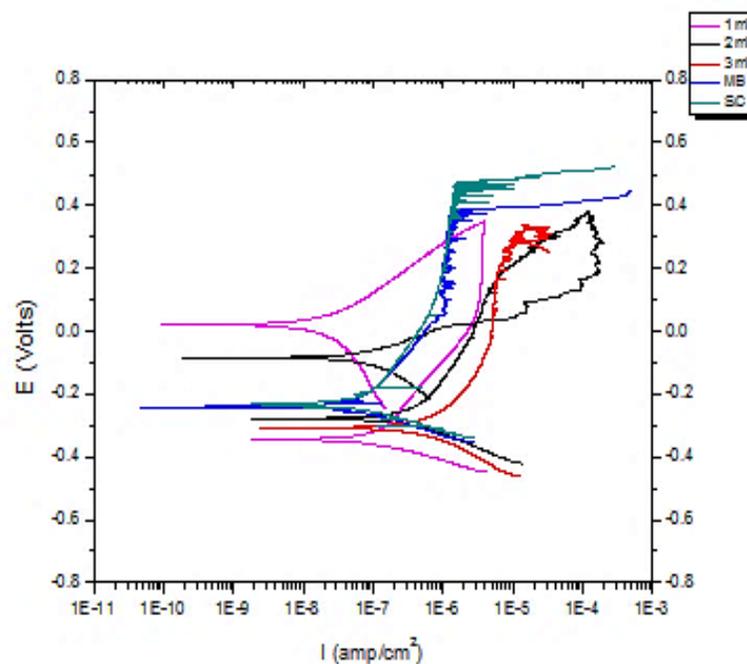


Figura 4. 24 Muestra la tendencia de las curvas de polarización anódica de las condiciones de soldadura.

En la Figura 4.25 se observan las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las probetas del metal base y de la ZAT de la soldadura convencional a 3 mm de la línea de fusión, en donde se puede observar la presencia de picaduras en la superficie de las probetas analizadas después del ensayo electroquímico y algunos vestigios de partículas que corresponden a la presencia de carburos de cromo tal como lo especifica el espectrograma de la figura 4.26, realizado mediante la técnica de EDS, correspondiente a la partícula observada en la figura 4.25 b), el espectro muestra varios picos correspondientes a diferentes elementos, los cuales corresponden a los elementos del acero inoxidable austenítico 316L, pero lo que hace factible corroborar que corresponde a un carburo de cromo son los picos de carbono y cromo, haciendo notar que este análisis es realizado de forma cualitativa y no cuantitativa.

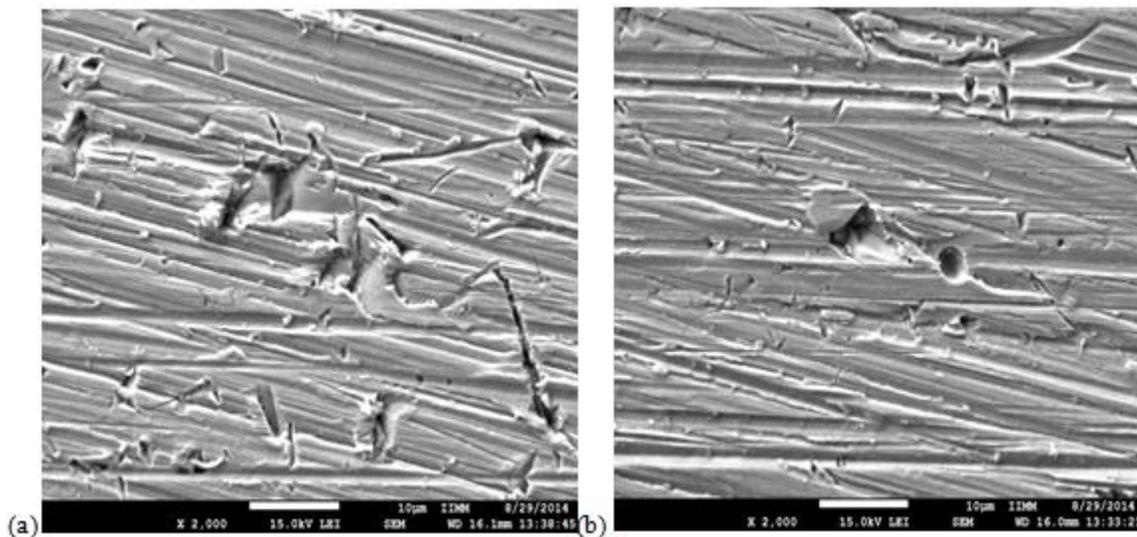


Figura 4. 25 Micrografías del metal base (a). ZAT de la soldadura convencional (b). Ambas en agua de mar sintética 2000x.

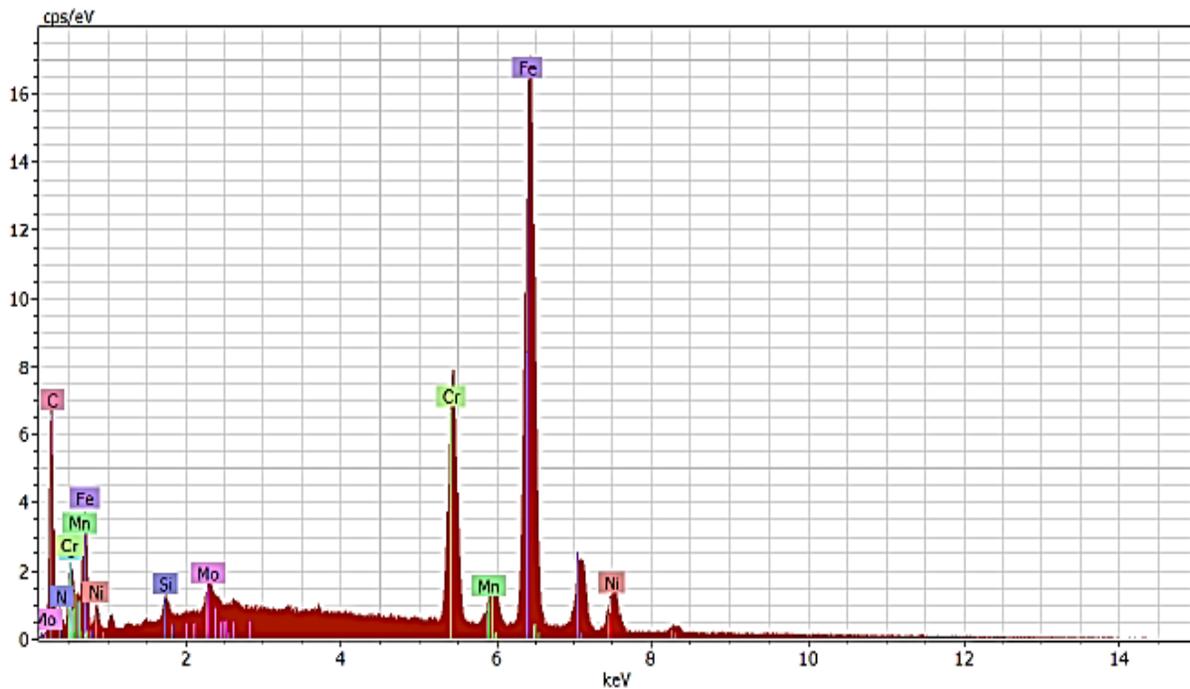


Figura 4. 26 EDS que muestra la presencia de carburos de cromo presentes en el acero inoxidable austenítico 316L.

Las micrografías de la (figura 4.27) muestran los resultados después de la prueba de corrosión (potencial de picado) para 1, 2 y 3 mT. La información que puede apreciarse es que para la condición de 1mT la presencia de picaduras disminuyó ligeramente en comparación con las demás condiciones de soldadura y por encima del metal base. Y aunque no se realizó un análisis cuantitativo, dicho de otra forma esto puede corroborarse ya que el potencial de picado para 1 mT fue de ≈ 0.7008 haciéndolo menos susceptible a la corrosión por picadura por encima del metal base ya que este presentó un potencial de picado de ≈ 0.6299 , existiendo una diferencia de ≈ 0.0709 unidades entre ambas condiciones. Esto puede ser atribuido a la capa pasiva que se formó en la soldadura de 1mT ya que esta presenta mayor resistencia, solo la soldadura convencional está ligeramente por arriba.

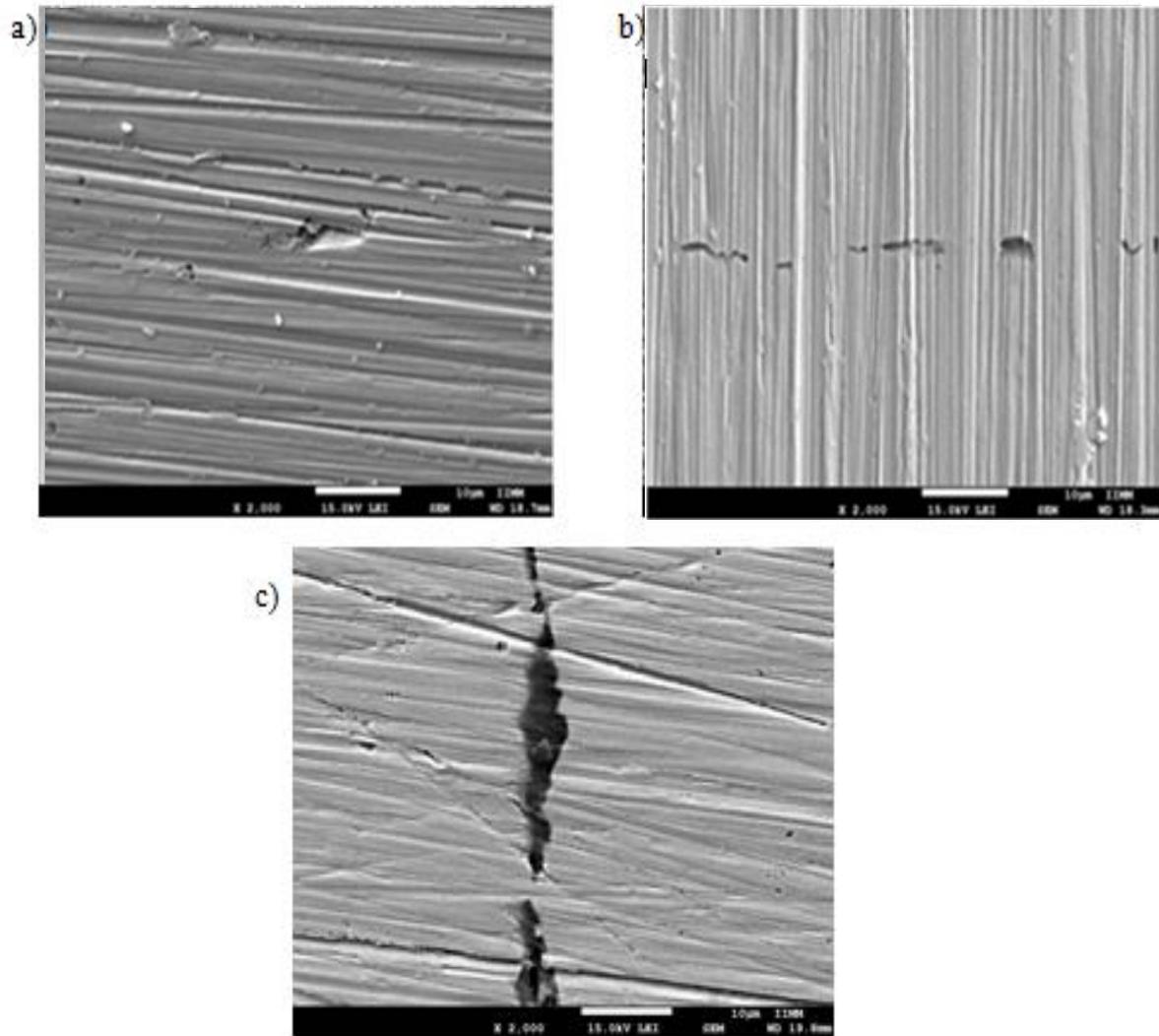


Figura 4. 27 Micrografías ZAT 1mT (a) ZAT 2mT (b) y (c) ZAT 3mT, después del ensayo de corrosión todas en agua de mar sintética 2000x.

4.9.2 Evaluación al grado de sensibilidad.

Finalmente para este análisis se observa el grado de sensibilidad de las dos soldaduras realizadas en este proyecto, las cuales fueron medidas por la técnica de polarización potenciodinámica de reactivación de doble ciclo (DL-EPR por sus siglas en inglés). La tabla 4.6 refleja los valores obtenidos del grado de susceptibilidad a la sensibilidad en cual la relación I_r/I_a (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. Se observa que la mayor susceptibilidad a la sensibilidad lo presenta el metal base con tratamiento térmico de envejecimiento con una relación de 0.05, mientras que la soldadura convencional está por debajo de esta condición ≈ 0.0334 . Para 2 mT el valor que se refleja está por debajo de la soldadura convencional ≈ 0.0076 . En lo que respecta a 1 mT se observa un mejoramiento respecto del metal base con tratamiento térmico de envejecimiento y de la soldadura convencional así como para 2 mT, sin embargo la mejor resistencia a la susceptibilidad la obtuvo la condición de 3 mT por encima del metal base, lo cual pone de manifiesto que aunque la soldadura de 1mT haya ganado algunas propiedades se ve ligeramente superada por la condición de 3 mT, cuya diferencia es de ≈ 0.0025 .

Tabla 4. 6 Valores de la relación I_r/I_a en las distintas condiciones.

Condición del material	I_r/I_a
a) Metal base sin TTE	0.0038
b) ZAT a 3mm de la línea de fusión Soldadura convencional	0.0166
c) Metal base con TTE e IEM	0.05
d) ZAT a 3mm de la línea de fusión Soldadura con IEM 1mT	0.006
e) ZAT a 3mm de la línea de fusión Soldadura con IEM 2mT	0.009
f) ZAT a 3mm de la línea de fusión Soldadura con IEM 3mT	0.0035

La figura 4.28 muestra las curvas potenciodinámicas de doble ciclo para la evaluación al fenómeno de la sensibilidad. De tal manera que se corrobora lo descrito en el párrafo anterior. La capa pasiva para la condición de 1 mT a diferencia del resto de las condiciones se forma más rápido, sin embargo debido al incremento del potencial esta presenta una ligera inestabilidad rompiéndose dicha capa. En lo que concierne a la soldadura convencional la capa pasiva tarda más en formarse, pero a diferencia de la condición de 1 mT esta alcanza un potencial ligeramente superior ≈ 0.22 V. Esto se atribuye a que los electrones de valencia del cromo presente en el acero inoxidable austenítico, poseen una mayor energía, provando por ende una mayor estabilidad en el óxido de cromo. Sin embargo cabe mencionar que aunque la soldadura convencional presento un potencial ligeramente superior es menester mencionar que para la condición de 1 mT fue sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento previo a la soldadura. Por lo que un acero soldado con la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad, resistirá más en entornos con potenciales de corrosión más elevados a diferencia de un acero soldado de manera tradicional.

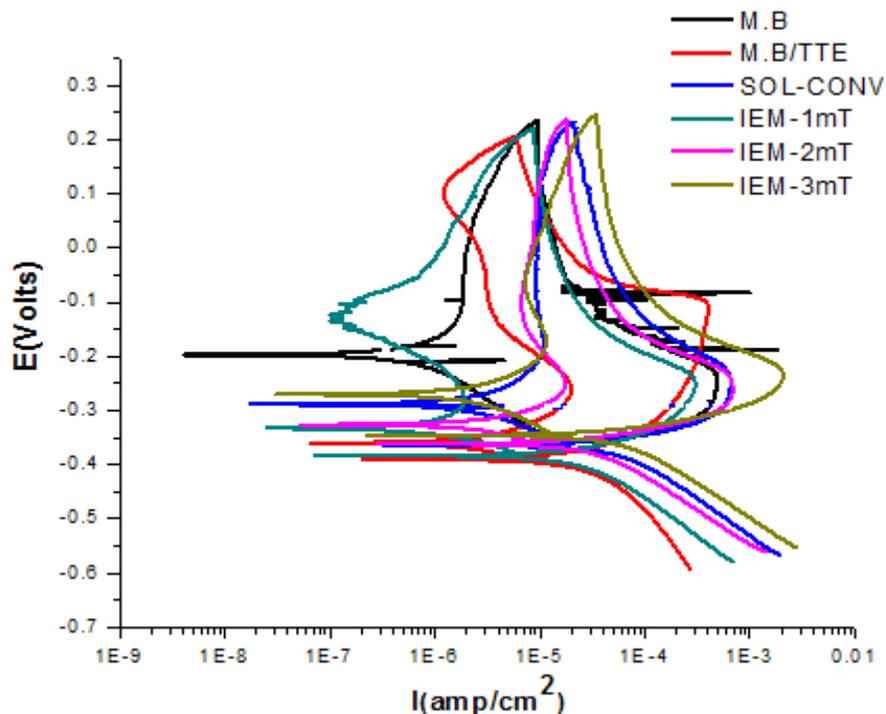


Figura 4. 28 Comportamiento al fenómeno de la sensibilidad.

En las micrográficas 4.29, 4.30 y 4.31 observadas mediante microscopia electrónica de barrido se puede apreciar que los únicos vestigios del ataque localizado son pequeñas picaduras presentadas para el material base sin tratamiento térmico, figura 4.29 (a), mientras que para el material base con tratamiento térmico de envejecimiento figura 4.30 se observan picaduras más severas. Las superficies de la ZAT con soldadura convencional, figura 4.29 (b), muestran picaduras también severas que el metal base, sin embargo dichas picaduras son mínimas en comparación con las del metal base con TTE. En la figura 4.31 de la ZAT correspondiente a la soldadura con interacción electromagnética de 1 mT se puede observar indicios de picaduras, además de la manera en que se fueron rompiendo las capas pasivas del material, 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. Por otra parte como se mencionó anteriormente, de acuerdo a las curvas de polarización se indicó que en la muestra donde se aplica una intensidad de 1 mT la capa pasiva se rompió más rápido, esto es atribuido a la oscilación que provoco una estabilidad e inestabilidad de la gráfica en la zona pasiva. Pero a diferencia de la soldadura con 2 mT, como se muestra en la figura 4.32 estas tienden a reducirse y no se presenta en forma de poros ni de manera alargada como la soldadura de 3 mT ver figura 4.33.

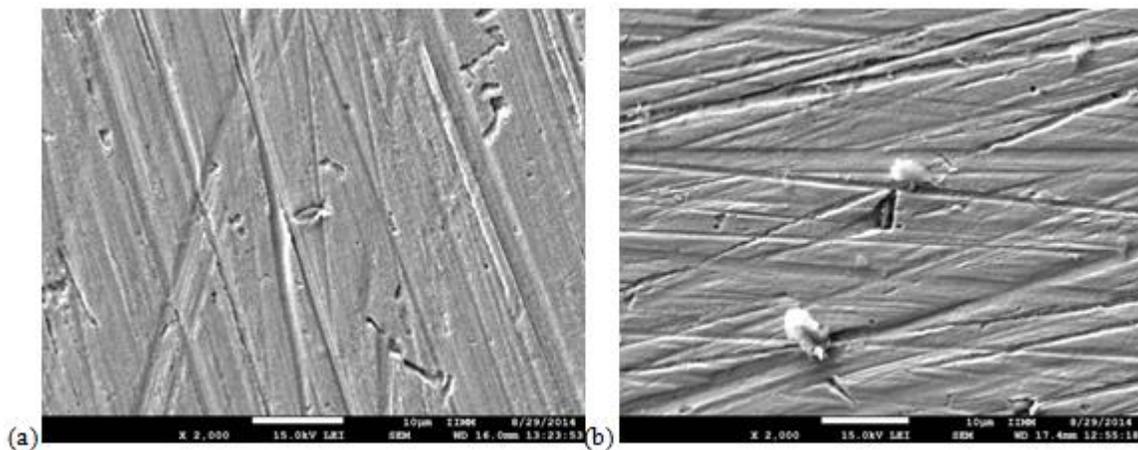


Figura 4. 29 Micrográficas tomadas por MEB del metal base a) 2000x y b) ZAT de la soldadura convencional a 2000x en la solución 1M H_2SO_4 + 0.5M HCl, probetas evaluadas por la técnica DL-EPR.

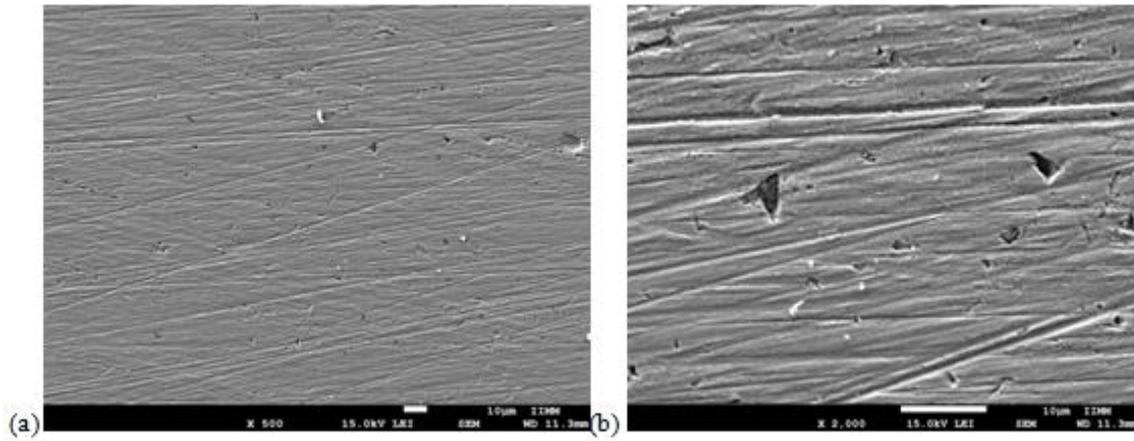


Figura 4. 30 Metal base con tratamiento térmico de envejecimiento en $H_2SO_4 + 0.5M HCl$ a) 500x y b) 2000x.

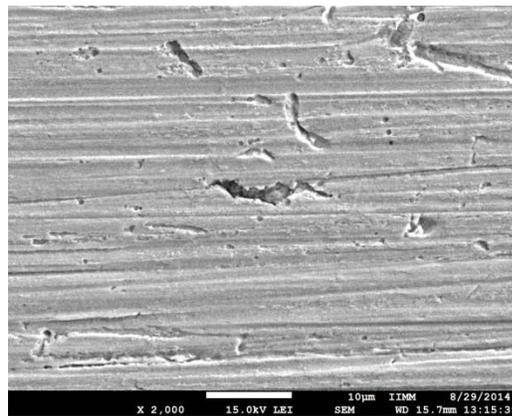


Figura 4. 31 Micrografía de la ZAT de la soldadura con 1mT a 2000x.

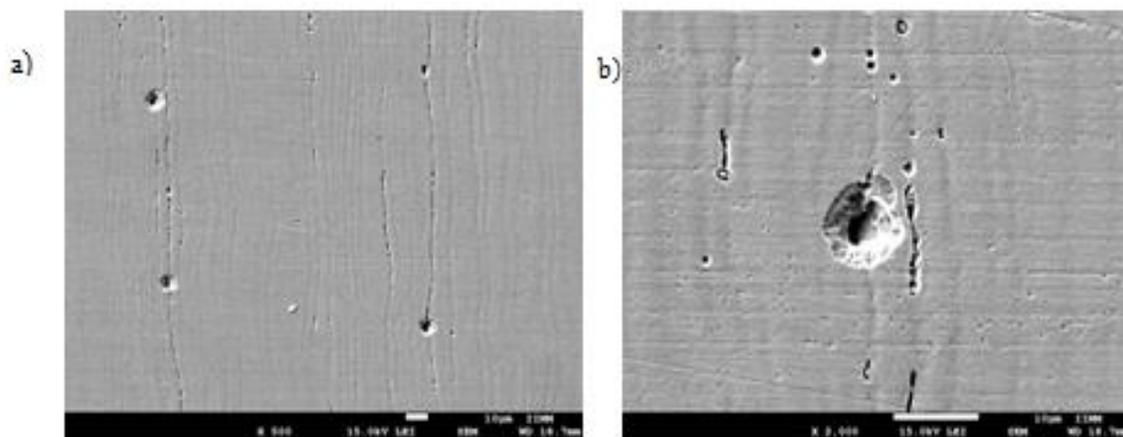


Figura 4. 32 Micrografía de la ZAT de la soldadura con 2 mT (a) 500x y (b) 2000x.

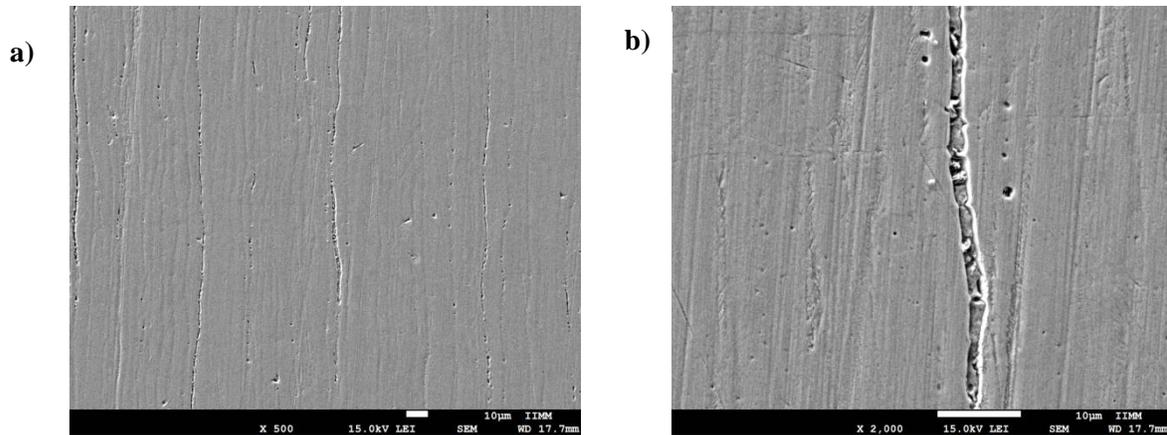


Figura 4. 33 Micrografía de la ZAT de la soldadura con 3 mT (a) 500x y (b) 2000x.

En relación con lo anterior, para la condición de la ZAT de una 1 mT (figura 4.31) se observa también la morfología de pequeñas picaduras alrededor de una picadura mayor, sin embargo para la ZAT de la soldadura convencional (figar 4.29 b) el daño es menor. Cabe destacar que para la condición de 1 mT este recibió un tratamiento térmico de envejecimiento previo a la soldadura, por lo que por consiguiente a grandes rasgos se podría decir que para 1 mT el resultado es positivo. Esto es atribuido a la vibración que se genera al interactuar 2 campos magnéticos, que 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, además de los anterior una mayor homogeneidad en la composición química (tanto en la matriz del grano como en límite de la misma), el cual da como resultado un mejor comportamiento de la ZAT en presencia de medios agresivos [26, 29].

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES.

5.1 CONCLUSIONES.

1. Uno de los aspectos más relevantes es que la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad, el cual es producido por la corriente de la soldadura y el campo magnético generado por una bobina externa, en el cual la intensidad de campo magnético de 1 mT es el que presento mejores propiedades mecánicas de microdureza y tensión en la ZAT del acero inoxidable austenítico 316L, en comparación de las demás condiciones de soldadura utilizadas en este trabajo de investigación.

2. Aunque las propiedades mecánicas tales como el incremento de la microdureza y resistencia a la tensión en la ZAT con intensidad de campo de 1mT y envejecido previamente hayan sido favorecidas, la resistencia al impacto se encuentra por debajo de las soldaduras con 2 y 3 mT esto es atribuido al efecto de la fragilización.

3. En lo que respecta a las pruebas de corrosión, se demostró que la interacción electromagnética de 1 mT, presentó un valor muy cercano a la soldadura convencional (0.7008 ± 0.714) en lo que refiere a la resistencia al picado, sin embargo para las condiciones de 2 y 3 mT la resistencia al picado no es muy noble, lo que pone de manifiesto que a mayor intensidad de campo aplicado, el efecto de esta no se ve reflejado.

4. Por otra parte, el efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad aplicado en forma externa de 1 mT favorece la disminución del grado de sensibilidad. Lo cual se atribuye a la distribución de ferrita y la posible o probable disminución de los carburos de cromo, debido a que no se realizó microscopia electrónica de transmisión para corroborar dicha aseveración de manera certera. Por otra parte dado que se ha establecido que si el material excede un valor de I_r/I mayor a 0.05 presentará susceptibilidad a la sensibilidad, valor que disminuye con la aplicación de la interacción electromagnética aplicada durante la soldadura.

TRABAJO A FUTURO.

- Disminuir la intensidad de campo magnético aplicado para analizar el efecto producido en la corrosión, estas intensidades podrían ser 0.5 mT, 1.5 mT y 2.5 mT.
- Aplicar el uso de la interacción electromagnética de baja intensidad a las placas sin ningún tratamiento térmico previo, para posteriormente comparar el efecto de esta, mediante pruebas electroquímicas (potencial de picado y grado de sensibilidad).
- Para un mayor análisis resulta pues importante analizar las pruebas electroquímicas (potencial de picado) con agua de mar natural, y así observar la diferencia entre esta y el agua de mar sintética, y el efecto que produce la interacción electromagnética de baja intensidad en las dos condiciones.
- Otros de los aspectos que deben ser considerados es la caracterización por microscopía electrónica de transmisión, con el objeto de analizar la cuantificación, medida y profundidad de las picaduras presentes en las muestras donde se practicaron las pruebas electroquímicas. Ya que como se mencionó en párrafos anteriores estas no fueron caracterizados debido a que el estudio fue solamente mediante inspección visual.
- No menos importante resulta también el estudio por microscopía electrónica de transmisión para corroborar y analizar si los carburos son del tipo Cr_7C_3 o Cr_{23}C_6 , y si la interacción electromagnética de baja intensidad frena o mitiga el empobrecimiento del Cr alrededor del carburo restableciendo las zonas empobrecidas.

REFERENCIAS.

1. R. Colombier and J. Hochmann, *aceros inoxidable y aceros refractarios*, Ediciones URMO, 1968. p. 19-22.
2. H. Kokawa, S.H. Park, Y.S. Sato, H.K. Okamoto, S. Hirano and M. Inagaki. *Corrosion resistance of friction stir welded 304 stainless steel*. **Scripta Materialia**. 51(2), P.P 101-105, 2004.
3. *Aceros inoxidables* [en línea]. Disponible en URL <http://www.bonnet.es/clasificacionacerinox.pdf> [Consultado el 3 de noviembre de 2014].
4. Montenegro J. I., *Estudio de la soldadura en aceros austeníticos*. Tesis de licenciatura, Escuela de Ingeniería Industrial y Sistemas, U.P. PERU, 2005.
5. NIDI, "Welding of Stainless Steel", Nickel Development Institute, 1988. p. 3-14. <http://www.ssina.com/publications/welding.html>.
6. V. Moura, Y.A Kina, S.M. Tavares, and F. B. Mainier, "Investigation of cracks and sensitization in an stainless steel exposed to 500-600 °C," *Engineering Failure Analysis*, p.p. 545-551, 2008.
7. Medrano J. R., "Mejoramiento de las propiedades mecánicas de las juntas soldadas de aceros inoxidables austeníticos mediante tratamientos térmicos," *Tesis de grado*. p. 55-60, 2006.
8. M.H Lewis and B. Hattersley, "Precipitation of $M_{23}C_6$ in austenitic steels," *Acta metalúrgica*", vol. 23, pp. 1159-1168, 1965.
9. D.N. Wasnik, G.K. Dey, V. Kain, and I. Samajdar, "Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel," *Scripta Materialia*, vol. 49, pp. 135–141, 2003.
10. CORTÉS I. *Efecto de la interacción de campos magnéticos 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.
11. C. García, F. Martín, P.D. Tiedra, Y. Blanco, and M. López, "Pitting corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell," *Corrosion Science*, vol. 50, p. p. 1184-1194, 2008.

-
12. S. H. Park, Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S. Hirano and M. Inagaki. *Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stirwelding*. **Scripta Materialia**. 49(12), 1175-1180, 2003.
13. W.T. Tsai. *Effect of heat treatment on the sensitization of Alloy 182 weld*. **ELSEVIER**. 2005.
14. Gutiérrez O.G., *Análisis de la Precipitación de Carburos de Cromo en un Acero Inoxidable 316 soldado y tratado térmicamente*. Tesis de Licenciatura, Departamento de Ingeniería Mecánica, FIM, UMSNH, México. 1989.
15. LUZ MARIA CARRERA GARCÍA. *Identificación de precipitados en uniones soldadas de acero inoxidable 316L*. IX encuentro de investigación metalúrgica. Instituto Tecnológico de Saltillo. 1. Saltillo Coahuila. 79-95. 1987.
16. N. Terao and B. Sasmal, "Precipitation of $M_{23}C_6$ type carbide on twin boundaries in austenitic stainless steels," *Metallography*, pp. 117-133, 1980.
17. T. Sourmail, "Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels," *Materials Science and Technology*, vol. 17, pp. 1-14, 2001.
18. R. Beltran, E.A. Trillo, and R.J. Romero, *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.
19. A. Mejías, M.J. Arruti, M.J, and I.L Cepeda. *Efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable dúplex*. Revista Ingeniería UC, 2010. **17**(1): p. 16 – 27.
20. R. Qvarfort., *Some observations regarding the influence of molybdenum on the pitting corrosion resistance of stainless steels*. **Corrosion Science**, 1998. 40(2/3): p.215-223.
21. O. Conejero, E. Mielgo. *Fractura por corrosión de un componente de acero inoxidable AISI 316l debida a la presencia de fase sigma generalizada*. **ITMA Materials Technology**. 2003.
22. H. Sahlaoui, H. Sidhom. *Experimental investigation and analytical prediction of σ -phase precipitation in AISI 316l austenitic stainless steel*. **Metals & Materials Society**, 2013.

-
23. L. Sáenz, L. Plaza, A. Ocando and L. Grippi. *Estudio de la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido*. Revista Ingeniería UC, 2007.14 (3): p.68-76.
24. Esquivel R.G., *Estudio de la precipitación en aceros inoxidables austeníticos y su efecto sobre la tenacidad a la fractura a temperaturas criogénicas*. Tesis de grado, Departamento de ingeniería metalúrgica, IM, IPN, 2004, México, 2004.
25. J. C. Lippold and D. J. Kotecki, "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", 2005. P. 202-203.
26. R. García, V. H. López. *Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la zona afectada térmicamente de los aceros inoxidables austeníticos soldados con GMAW*. SAM/CONAMET. 2013.
27. M. Malinowsky- Brodnicka, G. Ouden and W.J.P Vink, *Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel*, **Welding Journal**. 1990.
28. Y. Watanabe , T. Takeda and H. Sato. *Effect of Magnetic Field on Weld Zone By Spot-welding in Stainless Steel*. **ISIJ International**. 46(9) ,1292-1296, 2006.
29. R. García, V.H. López. F.F. Curiel and S. Estrella. *Uso de la interacción electromagnética en la soldadura de aceros inoxidables austeníticos, para mejorar sus propiedades de resistencia a la corrosión y mecánicas en la zona afectada térmicamente*. **IBEROMET**. 2010.
30. M.A. García. V.H. López Y R. García. *Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex*. **INGENIUS**. 2014.
31. M. A. García. V. H. López. R. García and J. Lemus. *Agitación electromagnética durante la soldadura de un acero inoxidable dúplex*. XVIII congreso internacional anual de la SOMIN. Salamanca Guanajuato. México.2012.
32. P. Majidi and Michael A. Streicher, *The double loop react-ivation method for detecting sensitization in AISI 304 stainless steels*, p.p. 584-593.
33. J. R. Galvele, *Corrosion*. Departamento de Materiales, Comisión Nacional de Energía Atómica, Buenos aires Argentina. P. 47-48.
34. ASM Handbook, volume 9, *Metallography and Microstructures 2004*, ASM International.

-
35. Metal test, INC. 1205 5ta. Avenue south, Kenth, Washington 9803.
36. AVNER H. *Introducción a la metalurgia física. 2 da edición. New York. McGraw Hill.1988.*
37. G.F. Vander. *Atlas of Time-Temperature Diagrams for irons and steels. 3 ra edición. 1972.p.p 639-641.*
38. Manual de ultrasonido Industrial II, creado por SIEND S.A. de C.V.
39. Rodríguez. R.C., *Efecto del campo magnético perpendicular al arco eléctrico en la penetración de la soldadura en el acero austenítico 304 y su comportamiento electroquímico en la ZAT. Tesis para obtener el grado de maestro en metalurgia y ciencia de los materiales., in IIMM.UMSNH. México. 2013.*
40. ASTM-E8, *Standard test methods for tension testing of metallic materials (Metric). 2001. 3.01: p.77-98.*
41. ASTM-E23, *Notched bar impact testing of metallic materials.2004.p.273-296.*
42. Estrella. S. *Estudio del comportamiento de los aceros inoxidable austeníticos 316 y 316L, en la zona afectada térmicamente, unido por soldadura MIG, con aplicación de interacción electromagnética de baja intensidad. Tesis para obtener el grado de maestro en metalurgia y ciencia de los materiales., in IIMM. UMSNH México 2011.*
43. S.K. Mannan, R.K. Dayal, M. Vijayalakshmi, and N. Parvathavarthini, *Influence of deformation on sensitization kinetics and its microstructural correlation in a nuclear grade 316 stainless steel. Journal of Nuclear Materials, 1984. 126: p. 1-8.*
44. Curiel F.F. *Efectos de la interacción de campos magnéticos de baja intensidad en la zona afectada térmicamente durante la soldadura en el acero AISI 304. Tesis para obtener el grado de doctor en metalurgia y ciencia de los materiales., in IIMM. UMSNH México 2011.*
45. F.F. Curiel. R. García .V.H. López. M.A. García and J. Lemus. *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, Vol. 54, No. 1, (2013), p 123-125.*

46. Mora B.U. *Influencia de la orientación del flujo magnético durante la soldadura del acero inoxidable 304, para mejorar las propiedades mecánicas en la zona afectada térmicamente (ZAT), mediante el proceso de soldadura MIG. Tesis para obtener el grado de maestro en metalurgia y ciencia de los materiales., in IIMM. UMSNH México 2012.*