

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS.

**Caracterización electroquímica de la zona afectada térmicamente
de la soldadura aplicada en placas de acero inoxidable austenítico
304, unidas en una sola pasada, con diferente orientación del
campo magnético.**

Tesis para optar por el grado de:

Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Presenta:

Ing. Cristian Octavio Fernández Abarca.

Asesor:

Dr. Rafael García Hernández.

Doctor en Ingeniería

Fecha:

Agosto 2013

AGRADECIMIENTOS.

Primero agradezco a Dios por darme la vida y el tiempo para ver realizado un paso más en mi crecimiento personal.

A mi familia, gracias a mi esposa e hijos por su amor y paciencia durante este periodo de estudio, por ser siempre la inspiración y el impulso para seguir avanzando. A mis padres y hermanos por su apoyo incondicional, gracias por nunca haberse dado por vencidos conmigo.

A mi asesor el Dr. Rafael García Hernández y el grupo de trabajo del que forma parte, por haberme apoyado en la realización de este proyecto, por todas las facilidades y ayuda que me brindaron.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo y al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la misma por la facilidad de utilizar sus instalaciones y permitirme formar parte de su plantilla de estudiantes.

A todos los doctores que forman parte de la plantilla académica del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas por la formación y conocimientos que tuvieron a bien compartir conmigo.

Y finalmente a CONACyT por el apoyo económico que recibí de su parte en esta etapa de mi vida y sin el cual no podría haber llegado a la culminación.

DEDICATORIA.

Al amor de mi vida, mi esposa Cristina.

Al mayor tesoro que Dios ha puesto en mis manos mis hijos Laya, Carlos y Lucy.

A mis padres, las personas que Dios eligió para formarme y que no pudo haber hecho mejor elección.

A mis hermanos que son mi mejor ejemplo.

“Tal vez en el dinero encuentres un poco de felicidad, en las amistades encuentres alegrías, en las medicinas la cura para tu enfermedad, pero el verdadero amor solo lo encontraras en tu familia.

ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE FIGURAS.....	III
ÍNDICE DE TABLAS.....	VI
RESUMEN.....	VII
ABSTRACT.....	IX
CAPITULO I. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1. Objetivos.....	2
1.1.1. Objetivo general.....	2
1.1.2. Objetivos particulares.....	2
1.2. Justificación.....	2
1.3. Hipótesis.....	3
CAPÍTULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1. Aceros inoxidables.....	4
2.1.1. Clasificación de los aceros inoxidables.....	5
2.1.1.1. Aceros inoxidables austeníticos.....	5
2.1.1.2. Aceros inoxidables ferríticos.....	7
2.1.1.3. Aceros inoxidables martensíticos.....	8
2.1.1.4. Aceros inoxidables dúplex.....	9
2.1.1.5. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación.....	10
2.2. Corrosión.....	11
2.2.1. Corrosión por picaduras.....	11
2.2.2. Corrosión intergranular.....	15
2.2.2.1. Corrosión intergranular en aceros inoxidables austeníticos.....	16
2.3. Electromagnetismo.....	19
2.3.1. Permeabilidad magnética.....	19

2.3.2.	Ferromagnetismo.....	19
2.3.3.	Paramagnetismo.	21
2.3.4.	Diamagnetismo.....	21
2.3.5.	Fuerza de Lorentz.....	22
2.4.	Antecedentes.....	23
2.4.1.	Soldadura con campo magnético.....	26
CAPÍTULO III. METODOLOGÍA DE LA INVESTIGACIÓN		34
3.1.	Materiales y equipos utilizados.	35
3.2.	Ensayos electroquímicos.	38
3.3.	Ensayos electroquímicos.	41
3.3.1.	Resistencia a la polarización.	41
3.3.2.	Reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo (RE-PDC).	43
3.4.	Caracterización de las probetas por difracción de rayos X.	44
3.5.	Microscopía electrónica de barrido.	44
CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.		45
4.1.	Difracción de rayos X.....	45
4.2.	Resistencia a la polarización lineal.....	46
4.3.	Reactivacion electroquímica potenciodinámica de doble ciclo DL-EPR.....	49
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES.....		56
ANEXO I.....		57
REFERENCIAS.....		58

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura II. 1. -Clasificación de los aceros inoxidable en función del porcentaje de cromo y níquel [7]. 4

Figura II. 2. - Diagrama de Schaeffler-Delong [11]. 6

Figura II. 3.- Microestructura AIA [12]. 7

Figura II. 4.- Microestructura típica de acero inoxidable ferrítico [13]. 8

Figura II. 5.- Microestructura típica de un acero inoxidable martensítico [12]. 9

Figura II. 6.- Microestructura de un acero inoxidable dúplex [13]. 10

Figura II. 7.- Se ilustra una curva de polarización anódica, con la zona de pasividad y el inicio del potencial de picado [15]. 12

Figura II. 8.- Esquema donde se ilustra el factor de picadura, la relación del diámetro superior de la picadura y su profundidad hacia el metal [15]. 13

Figura II. 9.- Esquema del mecanismo de corrosión por picadura y crecimiento de una picadura [16]. 14

Figura II. 10.- Esquema teórico idealizado, representa el significado del límite de grano: (a) La composición química y el arreglo atómico del grano es diferente a la del límite de grano; tal situación les hace formar una micro pila de corrosión. (b) Si el ataque intergranular es intenso pueden desprenderse los granos con las correspondientes consecuencias del deterioro [16]. 16

Figura II. 11.- Representación esquemática de la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano de un acero inoxidable austenítico [16]. 17

Figura II. 12.- Esquema de las curvas de polarización anódica de aleaciones hierro-cromo en ácido sulfúrico diluido: (1) Aleación Fe-Cr 18%; (2) Aleación Fe-Cr 7%. Z.C.I: Zona de corrosión intergranular de los aceros inoxidables austeníticos [16]. 18

Figura II. 13.- Muestra de material magnético. a) Dominios magnéticos. b) Los dominios magnéticos han crecido a expensas de sus vecinos cuyas direcciones no eran favorables. c) Los dominios magnéticos se han orientado debido al incremento del campo [17]. 20

Figura II. 14.- Esquema de los momentos dipolares atómicos para materiales ferromagnéticos, anti ferromagnéticos y ferromagnéticos [17]. 22

Figura II. 15.- Microestructuras de especímenes recocidos isotérmicamente a 1273 K por 5 h; (a) 0T; (b) 12T J_c paralelo a H ; (c) 12T J_c antiparalelo a H ; 12T J_c perpendicular a H [22]. 25

Figura II. 16.- Distancia de la difusión del carbono en probetas recocidas con y sin campo magnético [22]..... 25

Figura II. 17.- La zona soldada como una función del campo magnético aplicado, en diferentes direcciones del campo [26]. 27

Figura II. 18.- Microestructuras de la superficie (a) sin y (b) con la aplicación de un campo magnético de 1T. Corte longitudinal de las probetas (c) sin y (d) con un campo magnético aplicado de 1T. Las líneas punteadas en (c) y (d) muestran el área de la ZAT [26]. 27

Figura II. 19.- Esquema de la configuración experimental [2]..... 28

Figura II. 20.- Apariencia de la superficie de las muestras después de un ataque químico; (a) Material base, (b) 0T, (c) 1.5 mT, (d) 3.2 mT y (e) 14.7 mT [2]. 29

Figura II. 21.- Perfil de concentración de Cr en los límites de grano [2]. 29

Figura II. 22.- Representación de la influencia de un campo magnético axial sobre el arco y la pileta de metal fundido [29]..... 31

Figura II. 23.- Muestra el frente de desarrollo de la frecuencia de coincidencias de límites de grano a una distancia de 2 mm de la superficie de una probeta recocida a 1200 K por 48 h [19]. 32

Figura II. 24.- Ilustración esquemática de la coincidencia de límites de grano en el material base (BM) (a), y las probetas tratadas térmicamente con diferentes parámetros (b), (c) y (d) [19]. 32

Figura II. 25.- Tasa de corrosión del material base y probetas tratadas térmicamente en una prueba con sulfuro de hierro-ácido sulfúrico [19]. 33

Figura II. 26.- Micrografía de la ZAT a 4,8 y 12 mm de la línea de fusión para el material base (b) y el material tratado por ILG (c), (a) se aprecia la ubicación de obtención de las muestras. 33

Figura III. 1.- Diagrama de flujo de la metodología experimental.....34

Figura III. 2.- Esquema de la preparación de la junta para la unión..... 35

Figura III. 3.- Esquema representativo de la configuración del proceso de soldadura con un campo magnético axial, aplicado de manera simultánea a la dirección de aplicación del cordón. 36

Figura III. 4.- Esquema representativo de la configuración del campo magnético perpendicular a la dirección de aplicación del cordón de soldadura. 37

Figura III. 5.- Esquema representativo de la configuración del campo magnético perpendicular a la dirección de aplicación del cordón de soldadura. 37

Figura III. 6.- Las placas soldadas fueron seccionadas para obtener las probetas, utilizando una cortadora sierra sin fin marca ARFA modelo RF 812 N. 38

Figura III. 7.- Dimensiones del corte realizado a las placas unidas por soldadura. 38

Figura III. 8.- Cordón de soldadura revelado con Villela..... 39

Figura III. 9.- Diagrama de obtención de las probetas para ensayos electroquímicos. 39

Figura III. 10.- Acabado final probetas de ensayos electroquímicos con grano 800. 40

Figura III. 11.- Representación esquemática de la celda electroquímica formada para llevar a cabo la prueba de resistencia a la polarización. 42

Figura IV. 1.- Resultados de la caracterización de fases por difracción de rayos X..... 45

Figura IV. 2.- Resistencia a la polarización lineal de las probetas ensayadas..... 46

Figura IV. 3.- Morfología de la corrosión en la superficie de las probetas, (a) y (b) corresponde al Material Base, (c) y (d) corresponden a la probeta 1. 47

Figura IV. 4.- Microanálisis por EDS de partículas encontradas. 48

Figura IV. 5.- Microanálisis por EDS de partículas encontrados. 49

Figura IV. 6.- Resultados de la prueba RE-PDC..... 50

Figura IV. 7.- Morfología de la superficie de las probetas después del ensayo RE-PDC en la solución de 0.5 M H₂SO₄ + 0.1 M KSCN + H₂O destilada a temperatura ambiente y presión atmosférica (a) Probeta 1, (b) Probeta 2, (c) MB..... 51

Figura IV. 8.- Morfología de la superficie de corrosión en las probetas (a) material base, (b) probeta 1, (c) probeta 2 y (d) probeta 3. 52

Figura IV. 9.- Microanálisis por EDS de los productos de corrosión del ensayo RE-PDC en la probeta 2. 53

Figura IV. 10.- Microanálisis por EDS de partículas encontrados de la probeta 3. 54

Figura IV. 11.- Morfología de las picaduras (a) probeta 1, (b) probeta 2, (c) probeta 3 y (d) MB. 55

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla III. 1.- Composición química nominal y la composición obtenida en laboratorio del material utilizado..... 35

Tabla III. 2.- Composición química del electrodo ER 308LSi..... 35

Tabla III. 3.- Variables operativas de las soldaduras depositadas..... 36

Tabla III. 4.- Identificación de las probetas de acuerdo a la configuración del campo magnético..... 41

Tabla III. 5.- Composición química del agua de mar sintética [34]..... 42

Tabla IV. 1.- Valores de grado de sensibilidad de acuerdo a los datos obtenidos.....50

RESUMEN.

Durante la fabricación de componentes de aceros inoxidable austeníticos, el proceso más utilizado para la unión de las piezas es la soldadura, sin embargo uno de los principales inconvenientes de este método es el fenómeno de sensibilidad provocado en este tipo de aceros debido al aporte térmico del proceso de soldadura. Este fenómeno consiste en la difusión del cromo y carbono contenidos en el interior del grano que precipitan en los límites de grano en forma de carburos del tipo Cr_{23}C_6 y que debilitan las zonas adyacentes a los límites de grano provocando un decaimiento de la resistencia a la corrosión del material, permitiendo que se den ataques corrosivos localizados.

Es por este fenómeno y debido a la importancia de este tipo de aceros en la industria, que se han buscado diferentes métodos para contrarrestar y tratar de eliminar el problema de la sensibilidad, como disminuir el porcentaje de carbono, adicionar elementos estabilizadores o tratamientos térmicos, sin embargo estos métodos no han resultado ser del todo satisfactorios. Por lo que la búsqueda de un método más eficiente significaría un aporte con gran impacto económico.

Es en este sentido que un grupo de investigación del IIM dentro de la UMSNH ha dedicado parte de sus investigaciones a estudiar la influencia de la aplicación de un campo magnético de baja intensidad de manera paralela a un proceso de soldadura.

Siguiendo esta línea de investigación, se utilizó una bobina eléctrica que aportó un campo magnético de 3 mT que interaccionó de manera conjunta al proceso de unión por soldadura de 2 placas de acero inoxidable austenítico 304 con espesor de $\frac{1}{2}$ ", variando la dirección del campo magnético con respecto a la dirección de aplicación del cordón de soldadura. Se propusieron 3 experimentos en los que se utilizó una preparación de junta a tope, aplicando un solo cordón de soldadura para todo el espesor de la placa, aplicación el campo de manera axial, paralelo y axial-paralelo a la dirección de aplicación del cordón de soldadura, para conocer la influencia de la orientación del campo magnético en el fenómeno de sensibilidad de la aleación utilizada.

Para esto se utilizaron dos técnicas electroquímicas que permitieron conocer el grado de sensibilidad mediante la técnica de reactivación electroquímica potenciódinámica de doble ciclo (REPDC) y la velocidad de corrosión mediante la técnica de curvas de polarización (CP) del material utilizado.

Las probetas ensayadas fueron analizadas mediante difracción de rayos X (DRX) y microscopía electrónica de barrido (MEB) para conocer aspectos metalúrgicos relevantes que permitieron respaldar los resultados obtenidos por las técnicas electroquímicas.

ABSTRACT.

During the manufacture of austenitic stainless steel components, the most widely used process for joining is welding parts, however one of the main drawbacks of this method is the sensitivity phenomenon caused in this type of steel due to the heat input welding process. This phenomenon consists in spreading the chromium and carbon content inside the grain which precipitates at grain boundaries in the form of Cr_{23}C_6 type carbides which weaken the areas adjacent to the grain boundaries causing a decay of the resistance to corrosion material allowing localized corrosive attacks are given.

It is for this phenomenon and because of the importance of this type of steel in the industry, that have sought different methods to counter and try to eliminate the problem of sensitivity, such as decreasing the percentage of carbon, adding stabilizing elements or heat treatments however these methods have not proved entirely satisfactory. So the search for a more efficient method would mean a contribution with great economic impact. It is in this sense that a research group within the IIM at UMSNH has devoted part of his research to study the influence of the application of a low intensity magnetic field parallel to the welding process.

Following this line of research, we used an electric coil that furnish a magnetic field of 3 mT that interacted together to solder bonding process of 2 plates of 304 austenitic stainless steel with thickness of $\frac{1}{2}$ ", varying the magnetic field direction with respect to the direction of application of the weld bead. 3 experiments were proposed to be used in the preparation of butt joint, using a single weld for the entire thickness of the plate, application field axially, parallel and axially-parallel to the direction of application of cord welding, to determine the influence of the magnetic field orientation in the phenomenon of sensitivity on the alloy used.

For this we used two electrochemical techniques allowed to know the degree of sensitization by double loop electrochemical potentiodynamic reactivation (DL-EPR) corrosion rate and using the technique of polarization curves (PC) of the material used. Tested specimens were analyzed using ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) for metallurgical aspects relevant support allowed the results obtained by electrochemical techniques.

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.

Los aceros inoxidables austeníticos (AIA) cuando son sometidos a ciertos procesos de fabricación como un proceso de soldadura sus propiedades se ven afectadas por dichos procesos. En el caso concreto de la soldadura se presenta un fenómeno conocido como sensibilidad [1, 2] el cual los hace particularmente susceptibles a la corrosión localizada, por ejemplo, corrosión por picadura, intergranular, en rendijas y bajo esfuerzos residuales.

La sensibilidad es la primera causa de la corrosión intergranular [3]. Este tipo de corrosión intergranular en los AIA, se da por la precipitación de carburos de cromo en un rango de temperatura de 450-800 °C [1], uno de los principales problemas que se presentan es la corrosión intergranular en la zona afectada térmicamente (ZAT) [4]. La precipitación intergranular de carburos de cromo es acompañada por el desarrollo de una zona adyacente a la frontera de grano empobrecida en cromo. Las zonas con menor cantidad de cromo se convierten en zonas anódicas con respecto al interior del grano y son atacadas preferentemente en un ambiente corrosivo, principalmente por corrosión intergranular [5].

Se han sugerido muchas técnicas para disminuir la corrosión intergranular, tales como reducir el porcentaje de carbono en el material y añadiendo elementos estabilizadores como titanio, niobio o zirconio [4]. Otra solución la práctica de tratamientos térmicos es algo común y efectivo para la disolución de los carburos de cromo del tipo $Cr_{23}C_6$, así como homogenizar la microestructura del material que consiste en la aplicación de un tratamiento térmico de solubilizado a la temperatura de 1050 °C, su estabilización y mantenimiento a esta temperatura por un tiempo determinado y su posterior enfriamiento controlado, sin embargo esto resulta poco viable en proyectos en campo y muy costoso en un taller o laboratorio si las piezas tienen un tamaño relativamente grande.

En el presente trabajo de investigación se analizó el efecto de un campo magnético aplicado de manera paralela a un proceso de soldadura, ya que se ha demostrado que la aplicación de un campo magnético influye ciertos fenómenos metalúrgicos presentes en un proceso de soldadura y que pueden actuar en el fenómeno de sensibilidad. Se realizaron 3 experimentos, donde se unieron 2 placas de 12.7 mm por un proceso de soldadura de arco metálico con protección gaseosa al cual se adaptó una bobina para suministrar un campo magnético de 3 mT de manera simultánea al proceso de soldadura, variando la dirección de dicho campo magnético en referencia a la dirección de aplicación del cordón de soldadura con esto se busca aumentar la interacción electromagnética e influenciar la

difusión de las especies químicas de la aleación, con el fin de controlar el grado de sensibilidad del material.

Se cortaron probetas de ambos lados del cordón de soldadura a una distancia de 3 mm para realizar una caracterización electroquímica de la ZAT que permitió conocer el grado de sensibilidad de los 3 experimentos y su velocidad de corrosión mediante las técnicas de resistencia a la polarización y reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo. Los resultados demostraron que existe diferencia en el comportamiento electroquímico cuando se varía la dirección de aplicación del campo magnético.

1.1. Ojetivos.

1.1.1. Objetivo general.

Determinar que configuración del procedimiento de soldadura (orientación del campo magnético) desarrolla el mejor comportamiento electroquímico, que permita obtener una mayor resistencia a la corrosión en la zona afectada térmicamente del acero inoxidable austenítico 304, unido por el proceso de soldadura de arco eléctrico con protección de gas y electrodo metálico consumible (GMAW) en una sola pasada, para espesores de 12.7 mm.

1.1.2. Objetivos particulares.

Determinar el comportamiento electroquímico (resistencia a la corrosión) en la zona afectada térmicamente (ZAT) de las uniones soldadas obtenidas con cada orientación de las diferentes configuraciones del flujo magnético aplicado.

- a) Con campo magnético axial al arco eléctrico.
- b) Con campo magnético perpendicular al arco eléctrico.
- c) Con una combinación de campos magnéticos axial y perpendicular.

1.2. Justificación.

El fenómeno de sensibilidad es uno de los principales problemas que se presentan en uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos, por lo que la búsqueda de un método

eficiente de soldadura para estos aceros permitirá reducir los costos derivados de la corrosión en este tipo de aleaciones y extender sus aplicaciones.

Por otra parte la aleación utilizada en este estudio, acero inoxidable austenítico 304, es una de las más utilizadas en diferentes industrias debido a su buena soldabilidad, resistencia a la corrosión y costo, comparada con otras aleaciones con mayor contenido de elementos de aleación, representa una buena opción para diferentes componentes.

El estudio de un método de soldadura por fusión que permita obtener piezas del acero inoxidable austenítico 304 con un menor grado de sensibilidad y por lo tanto mayor resistencia a la corrosión localizada, permitirá reducir el costo por uso de estas aleaciones.

1.3. Hipótesis.

El calor aportado en un proceso de unión por soldadura, para un acero inoxidable austenítico, cuando dicha unión se realiza con un solo cordón de soldadura deberá ser menor al calor aportado por un proceso tradicional de varios cordones, esto aunado al efecto de un campo magnético aplicado de manera simultánea a dicho proceso, deberá promover que el comportamiento electroquímico de la ZAT sea mejor en su resistencia a la corrosión comparado con un proceso tradicional de soldadura.

CAPÍTULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

2.1. Aceros inoxidables.

Los aceros inoxidables están constituidos por un grupo de aceros de alta aleación, basados en los sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni. Este tipo de aleaciones requieren de un porcentaje mínimo de cromo de 10.5 % [6] para ser considerados inoxidables, la adición del cromo, promueve la formación de un óxido de cromo de estequiometría $(Fe, Cr)_2O_3$ sobre la superficie del acero proporcionándole su carácter de inoxidable.

Además del cromo, a los aceros inoxidables se les agregan otros elementos de aleación para mejorar sus propiedades. A diferencia de muchas otras aleaciones que se clasifican de acuerdo a su composición química, los aceros inoxidables se clasifican según su microestructura, la cual dependiendo de su composición química puede ser ferrítica, austenítica, martensítica, dúplex, o endurecibles por precipitación.

En la figura II.1 se presentan los diferentes grupos de aceros inoxidables como una función del contenido de cromo y níquel [7].

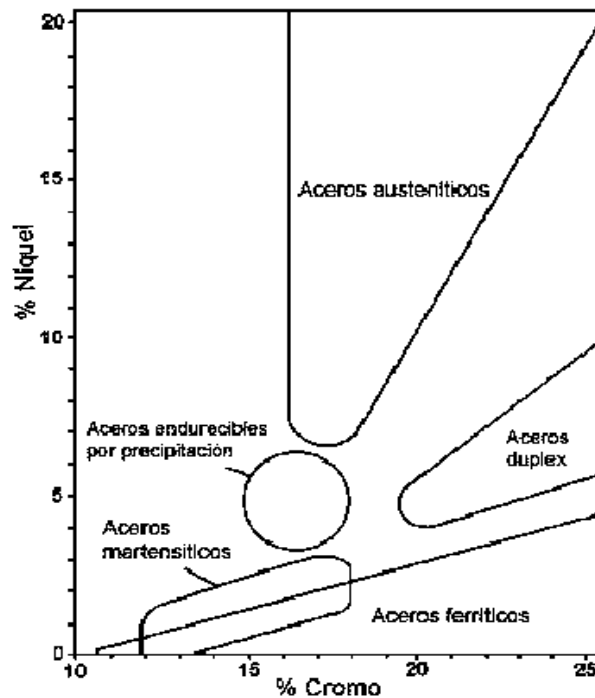


Figura II. 1. -Clasificación de los aceros inoxidables en función del porcentaje de cromo y níquel [7].

2.1.1. Clasificación de los aceros inoxidable.

La producción de aceros inoxidable tuvo su mayor auge durante la década de 1970 con la introducción de las técnicas de decarburización con oxígeno al vacío (AOD y VOD) [8, 9]. Con el uso de estos procesos de producción, se han logrado obtener aceros inoxidable de bajo carbono (menor a 0.04% en peso) de manera satisfactoria. Estos procesos logran también reducir el porcentaje de azufre residual a niveles muy bajos hasta el orden de 0.001% en peso.

2.1.1.1. Aceros inoxidable austeníticos.

Los aceros inoxidable austeníticos representan el grupo de aceros inoxidable que se producen en mayor cantidad en el mundo. En general presentan una buena resistencia a la corrosión en diversos ambientes, así como buenas propiedades mecánicas.

Presentan valores de resistencia en condición de recocido y a temperatura ambiente de aproximadamente 200 MPa y pueden alcanzar valores increíblemente altos de hasta 2000 MPa.

No son endurecibles por precipitación, sin embargo son significativamente endurecidos por trabajado en frío. Su estructura austenítica (fcc) presenta buena dureza y ductilidad a temperaturas sub-cero, dándoles con esto una amplia utilidad a temperaturas criogénicas, conservan sus buenas propiedades a elevadas temperaturas incluso aún más que las aleaciones ferríticas base hierro con estructura bcc [10].

Su esfuerzo de cedencia y resistencia a la corrosión se ven limitadas a altas temperaturas. Debido a la susceptibilidad que presentan estos aceros al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo. Los aceros inoxidable austeníticos más comúnmente utilizados no son los más recomendables para ambientes donde se encuentra el ion cloruro o altamente cáusticos.

Las aleaciones austeníticas pueden tener cualquiera de las composiciones consideradas en la zona marcada como austenita en el diagrama de Schaeffler-Delong, este diagrama también puede ser utilizado para determinar el porcentaje de ferrita delta presente durante la solidificación (figura II.2) este diagrama fue diseñado para mostrar cuáles fases están presentes en las aleaciones durante la condición de solidificación, tal como en un proceso de soldadura.

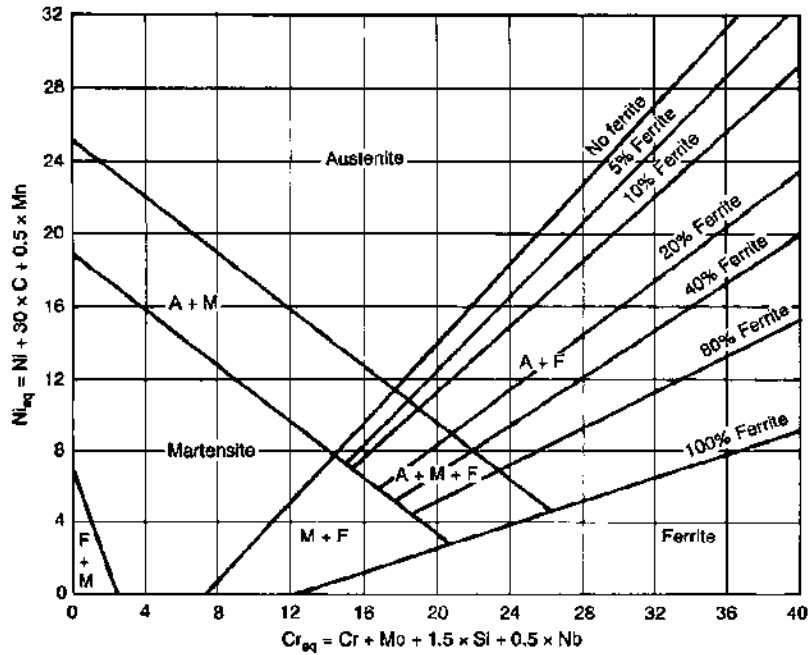


Figura II. 2. - Diagrama de Schaeffler-Delong [11].

A este tipo de aleaciones se les agregan ciertos elementos que tienen como función estabilizar la fase austenita, siendo el níquel el que presenta una mayor influencia por lo que en general lo contienen en porcentajes mayores al 8% en peso, otros elementos estabilizadores de la austenita son el C, N y Cu, aunque estos se encuentran en menores cantidades.

Las aleaciones de la serie 2XX tienen altos contenidos de C, N, Mn y bajo contenido de Ni en comparación con la serie 3XX, para compensar los altos valores de C y N. Las aleaciones de la serie 3XX son las más ampliamente utilizadas y las más antiguas y son también conocidas como del tipo “18-8”, debido a sus contenidos de Cr y Ni, 18 % Cr y 8-10% Ni. Existe una variante en este tipo de serie donde se agrega una L después de 3XX, lo que indica un menor contenido de C, con un porcentaje nominal máximo de C de 0.03 % en peso.

La figura II.3 ilustra el tipo de microestructura del acero inoxidable austenítico 304, mostrando la presencia de martensita α' (granos más oscuros) y algunas maclas (líneas oscuras dentro de granos claros) los granos claros representan la fase austenita que idealmente presenta un grano con forma hexagonal.



Figura II. 3.- Microestructura AIA [12].

2.1.1.2. Aceros inoxidables ferríticos.

Los aceros inoxidables ferríticos, mantienen su estructura ferrítica (bcc) estable desde la temperatura ambiente hasta el punto de fusión, su contenido de cromo varía usualmente de 10 a 30%, algunos grados pueden contener molibdeno, silicio, aluminio, titanio y niobio para proveerle algunas características especiales. Entre sus principales características se encuentran:

- Presentan resistencia a la corrosión buena a moderada y se puede ver incrementada con la adición de molibdeno.
- Son endurecibles moderadamente por trabajo en frío, no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico.
- Son susceptibles al ferromagnetismo.
- Su soldabilidad es pobre, por lo que la unión por soldadura en espesores delgados no es una opción.
- Usualmente antes de un trabajo en frío se les aplica un tratamiento térmico de recocido, con lo que se logra aumentar su ductilidad.
- Tienen valores de dureza bajos, a bajas temperaturas y espesores grandes, por lo que su uso se limita generalmente a piezas que han sido trabajadas en frío.
- Con pequeñas colonias de martensita, la cual está en función del contenido de carbono en el acero.

La figura II.4 muestra la estructura típica de un acero inoxidable ferrítico, donde se pueden apreciar 2 fases, la ferrita en granos de color blanco y una fase perlita en los granos de color oscuro, se logran apreciar algunas colonias de martensita (círculos rojos) esta fase está limitada por el contenido de carbono.

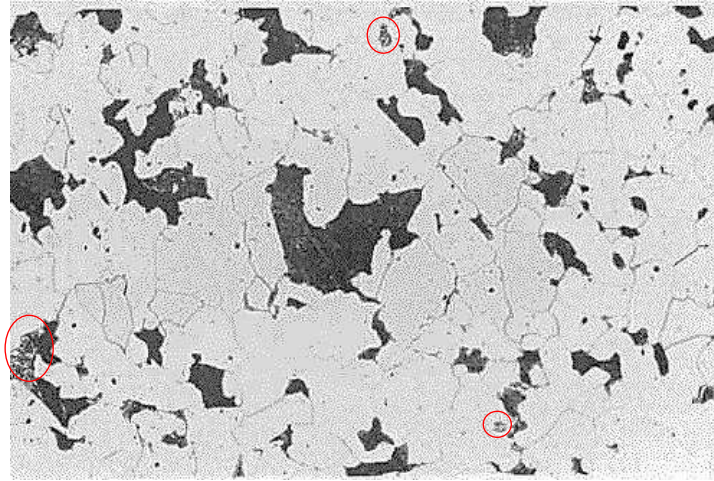


Figura II. 4.- Microestructura típica de acero inoxidable ferrítico [13].

2.1.1.3. Aceros inoxidables martensíticos.

Los aceros inoxidables martensíticos son aleaciones esencialmente Fe-C-Cr que poseen una estructura cristalina bcc distorsionada en condición de endurecimiento, sus contenidos de cromo varían generalmente de 10.5 a 18 %. Son principalmente endurecibles por tratamiento térmico y solo un poco por trabajo en frío, son ferromagnéticos y su resistencia a la corrosión es buena en ambientes moderadamente agresivos y presentan buenas características de fabricación.

La soldabilidad de este tipo de aleaciones varía en función de su composición química, particularmente con su contenido de carbono. El carbono tiene un efecto significativo en el proceso de soldadura, por lo que un mayor contenido de este elemento deberá suponer la aplicación de mayores temperaturas de precalentamiento y aplicación de tratamientos térmicos pos-soldadura para obtener mejores propiedades en las uniones soldadas.

La adición de elementos como niobio, tungsteno, silicio y vanadio permite mejorar su templabilidad.

Los aceros inoxidables martensíticos, en un estado de forjado tienen usos limitados en industrias de procesos, sin embargo piezas fundidas son utilizadas de manera extensiva en diferentes componentes como: corazas de bombas, válvulas, compresores, rodets de

turbina, entre otros. En la figura II.5 se muestra la microestructura martensítica clásica consistente de agujas de cementita o carburo de hierro en una matriz ferrítica, las agujas de cementita son las que proveen la dureza a esta microestructura.



Figura II. 5.- Microestructura típica de un acero inoxidable martensítico [12].

2.1.1.4. Aceros inoxidables dúplex.

Los aceros inoxidables dúplex tienen estructura cristalina mixta compuesta de austenita (fcc) y ferrita (bcc), la cantidad exacta de cada fase, dependerá de su composición química y tratamiento térmico. La mayoría de estas aleaciones están diseñadas para tener una cantidad igual de cada fase en su condición de recocido.

Los principales elementos de aleación son cromo, níquel, molibdeno, nitrógeno, cobre, silicio y tungsteno que son añadidos para controlar el balance estructural y para brindarle ciertas características de resistencia a la corrosión.

En general los aceros inoxidables dúplex presentan algunas ventajas sobre los aceros inoxidables austeníticos, entre las que destacan una mayor resistencia al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo en presencia del ion cloruro, tienen también mayor resistencia y elongación debido a la mezcla de fases presentes.

Los aceros inoxidables dúplex presentan las siguientes características:

- Resistencia a la corrosión generalizada y por picado, igual o mejor que un acero inoxidable austenítico 316L.
- Buena resistencia a la corrosión intergranular debida al bajo contenido de carbono.

- Buena resistencia a la abrasión y a la erosión.
- Un coeficiente de expansión térmica cercano al del acero al carbono, lo cual puede dar como resultado un estado de esfuerzos menor después de un proceso de soldadura.

La microestructura mostrada en la figura II.6 es una microestructura dúplex de ferrita y austenita, los granos claros corresponde a la fase austenita y los granos oscuros a la fase ferrita, se puede apreciar un mayor contenido de austenita aunque en este tipo de aceros lo ideal es tener una composición 50/50 % de cada fase.

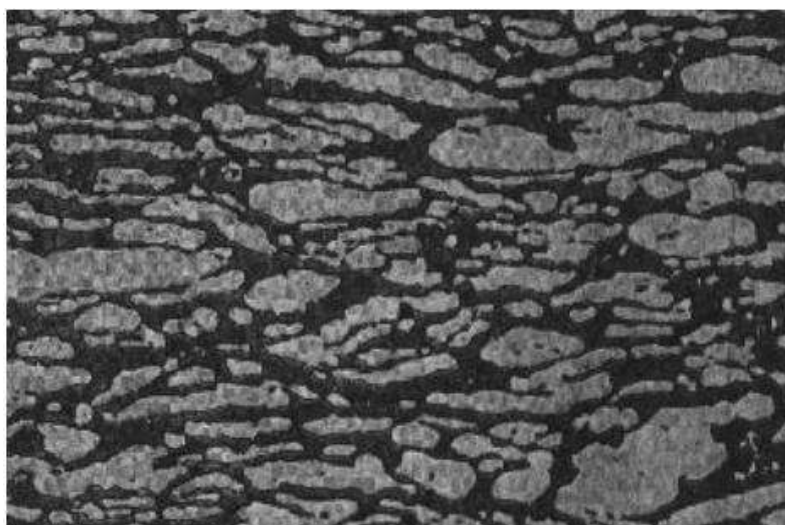


Figura II. 6.- Microestructura de un acero inoxidable dúplex [13].

2.1.1.5. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación.

Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación son aleaciones Fe-Cr-Ni principalmente y contienen elementos que precipitan y endurecen la estructura del acero como cobre, aluminio o titanio. Los aceros endurecibles por precipitación pueden parecer otro acero inoxidable austenítico o martensítico en condición de recocido.

Tienen mejor soldabilidad que los aceros inoxidables austeníticos. Sin embargo, la mayoría de las aplicaciones de este tipo de aceros es en piezas que no requieren unión por soldadura, si es requerida la soldadura es preferible realizarla en su estado de recocido y posterior endurecimiento.

Uno de los principales problemas en el uso de aleaciones de hierro es la degradación de la aleación debida a la corrosión y oxidación de esta debido al ambiente mismo de trabajo

que muchas veces involucra humedad, calor y presión, lo que acelera el proceso de degradación, a continuación se mencionan los tipos de corrosión más relevantes para este estudio.

2.2. Corrosión.

2.2.1. Corrosión por picaduras.

Debido a la precipitación de carburos de cromo en los aceros inoxidable austeníticos en determinados ambientes [14], especialmente en aquellos donde está presente el ion cloruro, el acero inoxidable austenítico 304 muestra cierta tendencia a la corrosión por picado.

La corrosión por picado es una forma de ataque extremadamente localizado que se presenta, generalmente, sobre una superficie cubierta por un óxido denominada capa pasiva y se produce cuando el medio ambiente consigue romper esta capa pasiva permitiendo así el avance de la corrosión. El crecimiento de las picaduras se da en un proceso auto catalítico y aunque la pérdida en peso puede ser a veces insignificante, esta forma de corrosión es muy peligrosa, ya que muchas veces una picadura es suficiente para dejar un equipo fuera de servicio.

La picadura se desarrolla debido a la estimulación preferencial de la reacción anódica, gracias a la presencia de agentes oxidantes y por efecto de superficies catódicas cercanas con baja polarización. Como requisito para que el ataque por picadura ocurra sobre un metal se debe alcanzar como mínimo un valor del potencial conocido como potencial de picado. El potencial de picado se ubica por debajo del potencial de transpasividad dentro del rango de pasividad del material de acuerdo a lo observado en la figura II.7.

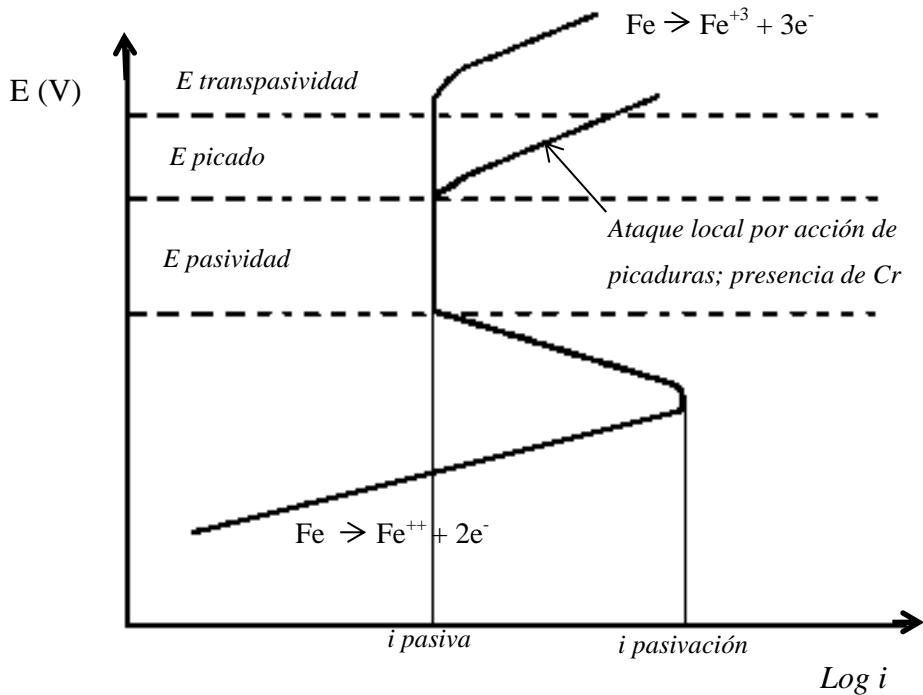


Figura II. 7.- Se ilustra una curva de polarización anódica, con la zona de pasividad y el inicio del potencial de picado [15].

Las picaduras son puntos anódicos en donde la velocidad de corrosión puede ser muy rápida. Se dice que una picadura es superficial cuando mantiene cierta proporción entre la medida del diámetro de la zona de ataque y la medida de la profundidad y una picadura será profunda si la medida de la profundidad es mayor que la medida del diámetro de la zona inicio de ataque (figura II.8).

La profundidad de la picadura se puede expresar por el término factor de picadura (ecuación 1), que se define como la razón de penetración (p) máxima producida en el metal entre la penetración media (x) determinada por la pérdida de peso, de tal manera que si el valor del factor de picadura vale uno se está ante un caso de ataque uniforme.

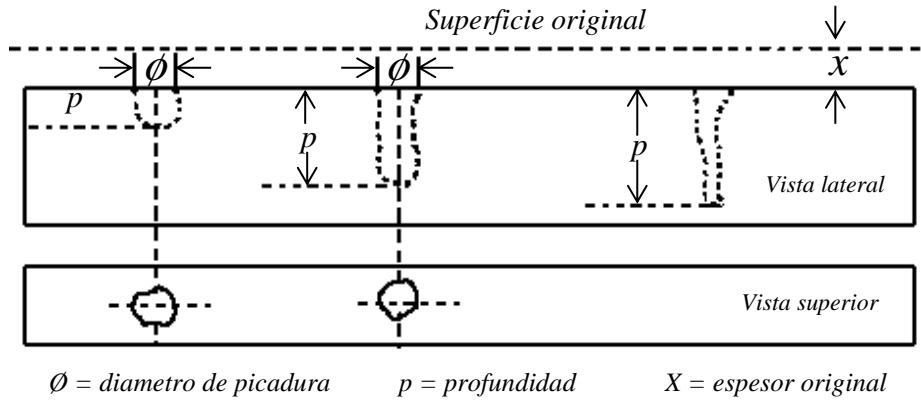


Figura II. 8.- Esquema donde se ilustra el factor de picadura, la relación del diámetro superior de la picadura y su profundidad hacia el metal [15].

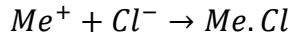
$$\text{Factor de picadura} = \frac{p}{x} \text{ Donde;} \tag{Ec. (1)}$$

p ; es la profundidad de penetración.

x ; es el valor de penetración uniforme producido por pérdida de peso.

Descripción del mecanismo de picado: Una picadura se inicia por la adsorción de iones activos, particularmente iones de cloruro, (Cl^-), sobre ciertos sitios defectuosos en la película de óxido: Los sitios defectuosos pueden ser; partículas de escoria, precipitados de las fases secundarias, inclusiones no metálicas, heterogeneidades estructurales, heterogeneidades de composición, etc. Cuando se alcanza el potencial de picado (figura II.7), el intenso campo eléctrico sobre las partes más delgadas de la película de óxido será tan alto que los iones de cloro, Cl^- , podrán penetrarla. Los iones que penetran, forman el óxido de cloro y como consecuencia la disolución local de la película del óxido metálico. Una vez formada una picadura, continúa avanzando de manera auto catalítico, es decir, en un círculo vicioso, la misma picadura crea condiciones que promueven su propio crecimiento. En la figura II.9, se ilustra el mecanismo de crecimiento de la picadura propuesto por Fontana y Green [16]. En este caso, el metal, Me, sufre picaduras por la acción aireada del cloruro de sodio. Ocurre una rápida disolución en el interior de la picadura, mientras que la reducción del oxígeno se efectúa sobre una superficie adyacente. Este proceso tiene doble efecto, pues, medio estimula y medio propaga los efectos de la picadura. La rápida disolución en el interior de la picadura y la escases de oxígeno libre

tienden a producir un exceso de cargas positivas en el área, que ocasiona la migración de los iones cloruro hacia el interior de la misma para mantener la neutralidad eléctrica (figura II.9). Los iones metálicos reaccionan con los iones de cloruro y forman los cloruros metálicos, según la reacción:



A excepción de los metales alcalinos, las sales metálicas, incluyendo cloruros y sulfatos, se hidrolizan por la acción del agua y forman hidróxido metálico y ácido libre, según la siguiente reacción:

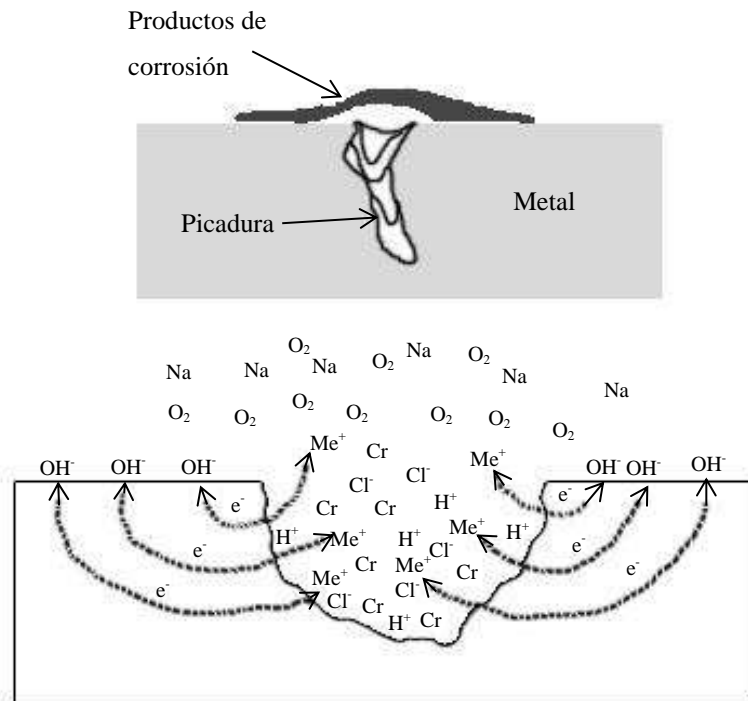
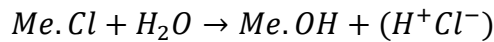


Figura II. 9.- Esquema del mecanismo de corrosión por picadura y crecimiento de una picadura [16].

La adición de elementos de aleación como el molibdeno en los aceros inoxidable se da con el propósito de disminuir su susceptibilidad a la corrosión por picaduras. La presencia de molibdeno permite la formación de una capa pasiva más resistente.

Las condiciones propicias para el picado se pueden resumir en las siguientes situaciones características [16]:

1. En el interior de la picadura:
 - Enriquecimiento de iones cloruro, que migran hacia el interior impulsados por la corriente generada por la celda de la picadura.
 - Producción de ácido en el interior de la picadura por la hidrolización de los cloruros metálicos lo que ocasiona la elevación del potencial de picado.
 - Alta conductividad de la solución salina concentrada en el interior de la picadura.
 - Limitando suministro de oxígeno, debido principalmente a su baja solubilidad en el electrolito concentrado de la picadura.

2. En la boca de la picadura.
 - La formación de costras o incrustaciones de sustancias hidratadas que contrarresten la dilución de la solución de la picadura acentuando los fenómenos citados en el punto número uno.

3. En el entorno de la picadura:
 - Se presenta un efecto de protección catódica por la acción de la corriente de la picadura. Las áreas cercanas actúan como cátodos.
 - Pasivación por álcalis, formados en la reacción del cátodo, particularmente en presencia del carbonato de calcio hidrogenado.
 - Depositación de metales más nobles, sobre los cátodos locales, lo cual los hace más eficientes ya que el potencial del cátodo se mantiene arriba del potencial del picado.

2.2.2. Corrosión intergranular.

Los metales y aleaciones en estado sólido poseen una estructura cristalina. Se conoce así porque está constituida por un conjunto de cristales conocidos también como granos. Una red cristalina se compone de átomos que se acomodan durante la etapa primaria de formación, mediante el proceso de solidificación o cuando se aplica un tratamiento térmico específico. En la figura II.10 (a) se hace una representación ideal de la estructura pulida y corroída para explicar el significado del borde de grano. Las formas circulares representan los granos cristalinos y la parte sombreada a los límites de grano. Por lo que en la figura II.10 (b) se presentan dos situaciones; se oxida el grano o se oxida la frontera, lo cierto es que después de la exposición al medio agresivo es común observar los contrastes.

Es importante aclarar que el ataque se presenta principalmente si el límite de grano tiene un comportamiento anódico frente al grano o bien si proporciona una superficie de baja sobretensión para la reacción catódica. Considerando los precipitados que se forman en los límites de grano. Estos también participan en la formación de pilas locales, como es el caso en la ZAT de la soldadura.

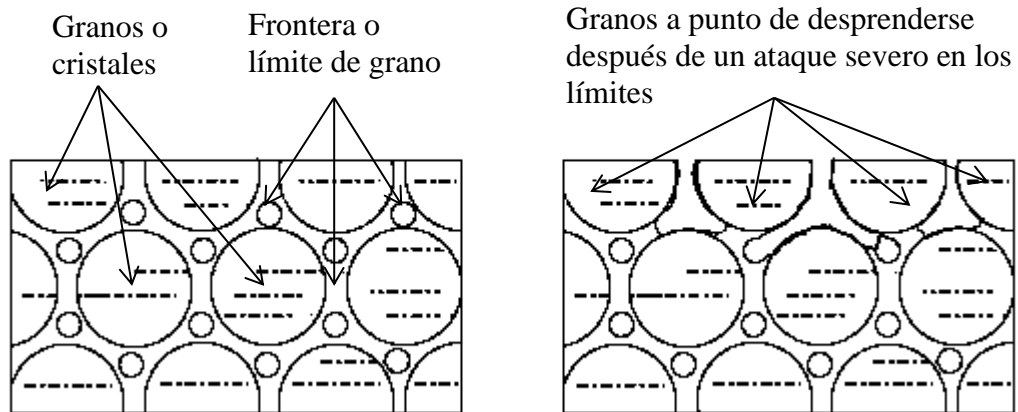


Figura II. 10.- Esquema teórico idealizado, representa el significado del límite de grano: (a) La composición química y el arreglo atómico del grano es diferente a la del límite de grano; tal situación les hace formar una micro pila de corrosión. (b) Si el ataque intergranular es intenso pueden desprenderse los granos con las correspondientes consecuencias del deterioro [16].

2.2.2.1. Corrosión intergranular en aceros inoxidables austeníticos.

Los aceros inoxidables deben al Cr su alta resistencia a la corrosión. Cuando contienen más de un 12 % de Cr, forman en la superficie, una capa protectora de óxido de cromo Cr_2O_3 ; si el contenido de Cr es menor a ese porcentaje la resistencia a la corrosión disminuye bruscamente.

Los aceros inoxidables tienen numerosas aplicaciones técnicas, muchas de ellas en presencia de agentes agresivos. Además, para su utilización deben pasar por procesos de conformado mecánico, soldadura, tratamientos térmicos, etc.

Por lo general, si un acero inoxidable se une mediante soldadura, se encuentra que en la ZAT tiene el problema de la sensibilidad. Si el componente soldado se utiliza en ambientes no muy agresivos, su resistencia a la corrosión será muy similar a la del acero inoxidable sin soldar. En cambio, si se usa en medios ácidos, se observara que en la zona

con sensibilidad, tiene un intenso ataque intergranular que llega a fracturar el acero. Este fenómeno es motivo de estudio y se ha comprobado que la susceptibilidad del acero inoxidable a la corrosión intergranular está ligada al contenido de carbono en la aleación. Los aceros inoxidables austeníticos contienen alrededor del 0.08% de carbono y su sensibilidad se debe al empobrecimiento de cromo a lo largo de los límites de grano (figura II.11).

Este empobrecimiento está relacionado con la precipitación de carburos de cromo comúnmente del tipo $Cr_{23}C_6$, debido a la gran afinidad del carbono por el cromo. Aunque el porcentaje de carbono es relativamente bajo, la estequiometría nos dice que los carburos formados tienen un contenido del 94.3% de cromo, por lo que se requiere de una gran cantidad de cromo para formar los carburos. Este proceso está gobernado por la difusión, por lo que la formación de estos carburos produce a su alrededor una zona muy empobrecida en cromo.

Al aplicar la soldadura en el metal base se produce un amplio gradiente de temperaturas en la zona adyacente (ZAT) al cordón de soldadura, alcanzando temperaturas suficientes para iniciar rápidamente la precipitación de carburos de cromo.

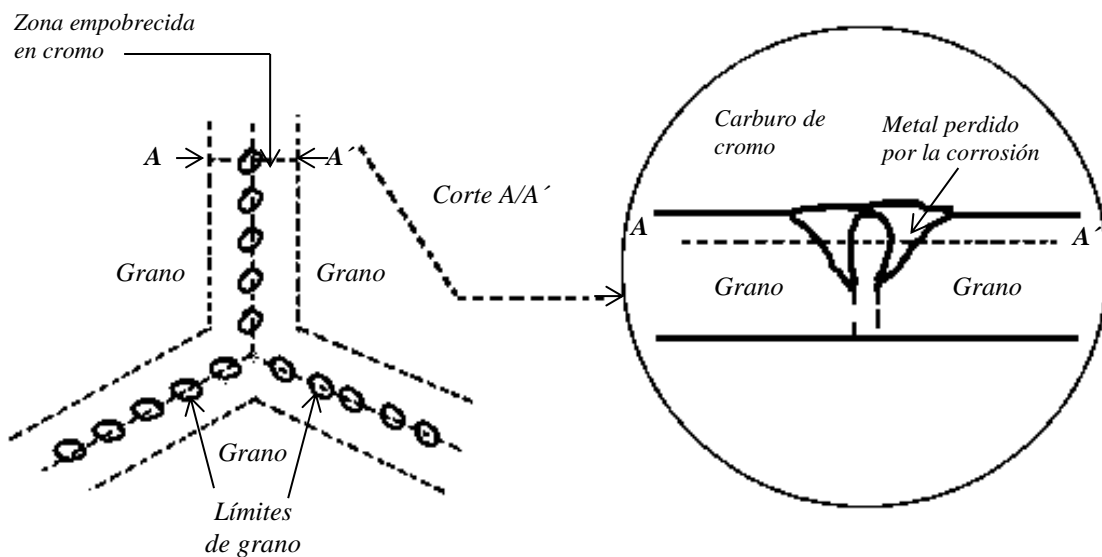


Figura II. 11.- Representación esquemática de la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano de un acero inoxidable austenítico [16].

Lo anterior produce una diferencia de potencial entre $\pm 0,0$ y $\pm 0,40 V$ entre los granos de un acero inoxidable sensibilizado y el límite de grano, permaneciendo pasivos, en tanto los límites de grano, zona pobre en cromo por la precipitación del carburo, no se pasiva y pueden corroerse a una velocidad incluso de 10^6 veces mayor a la matriz del grano [16]. Así, que mientras la velocidad de propagación de la corrosión en los granos es de aproximadamente 1 mm cada 200 años, la de los límites de grano puede llegar a ser del orden de 1 mm cada 3 horas.

En la figura II.12 se ilustra el comportamiento anódico del límite de grano y la matriz del grano.

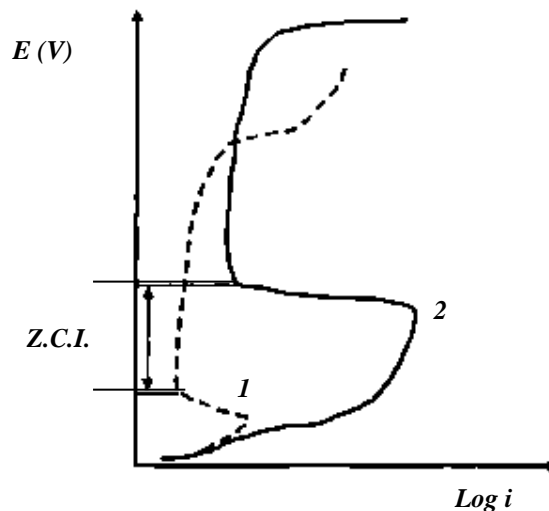


Figura II. 12.- Esquema de las curvas de polarización anódica de aleaciones hierro-cromo en ácido sulfúrico diluido: (1) Aleación Fe-Cr 18%; (2) Aleación Fe-Cr 7%. Z.C.I: Zona de corrosión intergranular de los aceros inoxidables austeníticos [16].

La sensibilidad de los aceros inoxidables se ha logrado disminuir mediante la adición de elementos de aleación, tratamientos térmicos y disminuyendo el contenido de carbono, aunque ninguno ha llegado a ser tan eficaz que termine con el problema.

Por otra parte se ha estudiado el efecto que un campo magnético puede tener sobre diferentes aspectos metalúrgicos como la difusión, por lo que a continuación se mencionan algunos de los conceptos más relevantes del magnetismo y que serán de utilidad para entender los procesos que fueron utilizados en los experimentos descritos en el capítulo III.

2.3. Electromagnetismo.

El electromagnetismo es una teoría de campos; es decir, las explicaciones y predicciones que provee se basan en magnitudes físicas vectoriales o tensoriales dependientes de la posición en el espacio y del tiempo. El electromagnetismo describe los fenómenos físicos macroscópicos en los cuales intervienen cargas eléctricas en reposo y en movimiento, usando para ello campos eléctricos y magnéticos y sus efectos sobre los materiales sólidos, líquidos y gases son diferentes. Por ser una teoría macroscópica, es decir, aplicable a un número muy grande de partículas y a distancias grandes respecto de las dimensiones de éstas, el electromagnetismo no describe los fenómenos atómicos y moleculares.

2.3.1. Permeabilidad magnética.

La permeabilidad magnética es la capacidad de una sustancia o medio para atraer y hacer pasar a través de ella campos magnéticos. La magnitud así definida, el grado de magnetización de un material en respuesta a un campo magnético, se denomina permeabilidad absoluta y se suele representar por el símbolo μ :

$$\mu = \frac{B}{H} \quad \text{Ec.2}$$

Donde B es la inducción magnética (también llamada densidad de flujo magnético) en el material, y H es intensidad de campo magnético.

Para comparar entre sí los materiales, se entiende la *permeabilidad magnética absoluta* (μ) como el producto entre la *permeabilidad magnética relativa* (μ_T) y la *permeabilidad magnética de vacío* (μ_0):

$$\mu = \mu_T \mu_0 \quad \text{Ec.3}$$

Los materiales se pueden clasificar según su permeabilidad magnética relativa en; ferromagnéticos, paramagnéticos y diamagnéticos, se definen de la siguiente manera:

2.3.2. Ferromagnetismo.

El ferromagnetismo es un fenómeno físico en el que se produce ordenamiento magnético de todos los momentos magnéticos de una muestra, en la misma dirección y sentido. Un material ferromagnético es aquel que puede presentar ferromagnetismo. La interacción ferromagnética es la interacción magnética que hace que los momentos

magnéticos tiendan a disponerse en la misma dirección y sentido. Ha de extenderse por todo un sólido para alcanzar el ferromagnetismo.

Generalmente, los ferromagnetos están divididos en dominios magnéticos, separados por superficies conocidas como paredes de Bloch. En cada uno de estos dominios, todos los momentos magnéticos están alineados. En las fronteras entre dominios hay cierta energía potencial, pero la formación de dominios está compensada por la ganancia en entropía.

Al someter un material ferromagnético a un campo magnético intenso, los dominios tienden a alinearse con éste, de forma que aquellos dominios en los que los dipolos están orientados con el mismo sentido y dirección que el campo magnético inductor aumentan su tamaño a expensas de los dominios vecinos cuyas direcciones no eran favorables (figura II.13 (b)).

Al incrementar el campo aplicado, se presenta una mayor orientación de dominios en la posición más favorable (figura II.13 (c)).

Este aumento de tamaño se explica por las características de las paredes de Bloch, que *avanzan* en dirección a los dominios cuya dirección de los dipolos no coincide; dando lugar a un monodominio. Al eliminar el campo, el dominio permanece durante cierto tiempo [17].

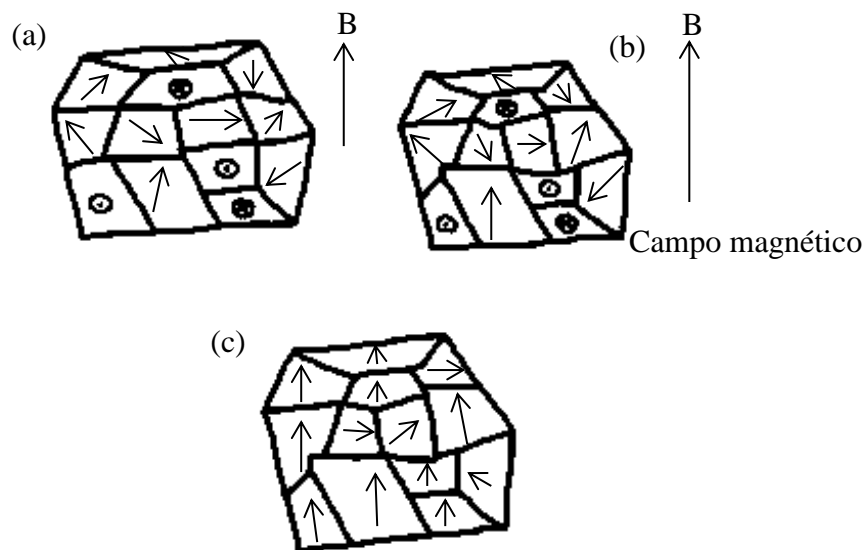


Figura II. 13.- Muestra de material magnético. a) Dominios magnéticos. b) Los dominios magnéticos han crecido a expensas de sus vecinos cuyas direcciones no eran favorables. c)

Los dominios magnéticos se han orientado debido al incremento del campo [17].

2.3.3. Paramagnetismo.

El paramagnetismo es la tendencia de los momentos magnéticos libres (espín u orbitales) a alinearse paralelamente a un campo magnético. Si estos momentos magnéticos están fuertemente acoplados entre sí, el fenómeno será ferromagnetismo o ferrimagnetismo. Cuando no existe ningún campo magnético externo, estos momentos magnéticos están orientados al azar. En presencia de un campo magnético externo tienden a alinearse paralelamente al campo, pero esta alineación está contrarrestada por la tendencia que tienen los momentos a orientarse aleatoriamente debido al movimiento térmico.

Este alineamiento de los dipolos magnéticos atómicos con un campo externo tiende a fortalecerlo. Esto se describe por una permeabilidad magnética superior a la unidad, o, lo que es lo mismo, una susceptibilidad magnética positiva y muy pequeña.

En el paramagnetismo puro, el campo actúa de forma independiente sobre cada momento magnético, y no hay interacción entre ellos. En los materiales ferromagnéticos, este comportamiento también puede observarse, pero sólo por encima de su temperatura de Curie. Se denominan materiales paramagnéticos a los materiales o medios cuya permeabilidad magnética es similar a la del vacío. Estos materiales o medios presentan en una medida despreciable el fenómeno de ferromagnetismo. En términos físicos, se dice que tiene un valor aproximadamente igual a 1 para su permeabilidad magnética relativa, cociente de la permeabilidad del material o medio entre la permeabilidad del vacío.

Los materiales paramagnéticos sufren el mismo tipo de atracción y repulsión que los imanes normales, cuando están sujetos a un campo magnético. Sin embargo, al retirar el campo magnético, la entropía destruye el alineamiento magnético, que ya no está favorecido energéticamente. Es decir, los materiales paramagnéticos son materiales atraídos por imanes, pero no se convierten en materiales permanentemente magnetizados.

Algunos materiales paramagnéticos son: aire, aluminio, magnesio, titanio, wolframio y los aceros inoxidable austeníticos [17].

2.3.4. Diamagnetismo.

En electromagnetismo, el diamagnetismo es una propiedad de los materiales que consiste en ser repelidos por los imanes. Es lo opuesto a los materiales ferromagnéticos los cuales son atraídos por los imanes. El fenómeno del diamagnetismo fue descubierto y

nominado por primera vez en septiembre de 1845 por Michael Faraday cuando vio un trozo de bismuto que era repelido por un polo cualquiera de un imán; lo que indica que el campo externo del imán induce un dipolo magnético en el bismuto de sentido opuesto.

Las sustancias, son en su gran mayoría, diamagnéticas, puesto que todos los pares de electrones con espín opuesto contribuyen débilmente al diamagnetismo, y sólo en los casos en los que hay electrones desaparejos existe una contribución paramagnética (o más compleja) en sentido contrario.

Otro efecto de los campos magnéticos sobre los materiales es el antiferromagnetismo, que resulta en una polarización nula del material, pero produce una ordenación interna de éste.

En la figura II.14 se muestran los diferentes tipos de orientación de los momentos dipolares atómicos, en los diferentes tipos de materiales magnéticos que presentan alineamiento espontáneo [17].

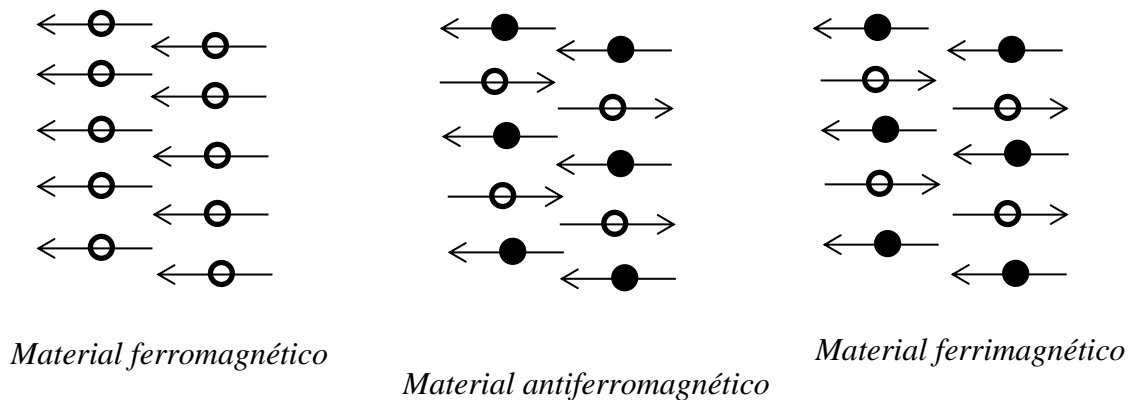


Figura II. 14.- Esquema de los momentos dipolares atómicos para materiales ferromagnéticos, anti ferromagnéticos y ferromagnéticos [17].

2.3.5. Fuerza de Lorentz.

Un campo eléctrico E , es definido por la relación $F_c=qE$, donde F_c es la fuerza aplicada por el campo eléctrico. Puede ser determinada en cualquier sistema de referencia, determinando la fuerza en un punto con carga q estacionario en ese sistema de referencia. Es natural que la electrostática considera que la carga está en reposo. Pero si se retira esta restricción, de tal manera que q es movida por una velocidad diferente de cero v (en el sistema de referencia) se tendrá que adherir a la ecuación $F_c=qE$, se ha encontrado experimentalmente que existe otra fuerza y está dada por:

$$F_m = qvxB \quad \text{Ec.4}$$

Esta es una fuerza magnética conocida comúnmente como la *fuerza de Lorentz*. La expresión B en la ecuación anterior es llamada algunas veces inducción magnética, aunque también es conocida como el campo magnético o solo el campo B . Su existencia es referida por observaciones que establecieron la existencia de una fuerza proporcional a la magnitud de q y v , perpendicular a v y a otra dirección, $\pm \hat{B}$, y tal que la magnitud de F_m varía de acuerdo al ángulo entre v y \hat{B} .

Como ya se mencionó anteriormente, la fuerza de Lorentz es perpendicular al plano definido por v y B . Como consecuencia el trabajo realizado por F_m sobre q (en un tiempo dt) mientras q se mueve con un desplazamiento $dr \equiv vdt$ igual a cero: $dW = F_m \cdot dr = F_m \cdot vdt = 0$ [18].

2.4. Antecedentes.

La soldadura por fusión representa uno de los procedimientos más ampliamente utilizados para la unión de un sin número de aleaciones y componentes metálicos, sin embargo, la problemática generada por este proceso en aceros inoxidable austeníticos debido a estos procedimientos sigue estando presente en la ZAT y que consiste precisamente en un problema de sensibilidad como resultado de las temperaturas alcanzadas y el tiempo de exposición del material soldado, este fenómeno de sensibilidad consiste en un empobrecimiento de Cr en las zonas adyacentes al límite de grano, debido a la formación y precipitación de los carburos de cromo en los límites de grano, preferencialmente [4], siendo los más dañinos aquellos cuya estequiometría es Cr_{23}C_6 [19], debido a la gran cantidad de cromo que requieren para su formación y que debilita enormemente las propiedades de corrosión de estos aceros.

La difusión es uno de los procesos más importantes en la solidificación de la mayoría de los aceros y aleaciones, esta difusión es controlada por varios factores principalmente la temperatura y el tiempo; sin embargo, se ha demostrado que puede ser afectado por otros factores, es por esto que estudios recientes se han enfocado en el estudio de la influencia de un campo magnético externo aplicado durante diferentes procesos donde hay difusión [20-25].

El estudio del efecto de un campo magnético de alta frecuencia en la difusión del carbono al hierro γ , ha demostrado el efecto del campo magnético sobre el carbono hacia el hierro. Shou-Jing Wang, y colaboradores [22], utilizaron una pareja de difusión para realizar estudio de difusión del carbono mediante la aplicación de un campo magnético, el par consistía en hierro puro (99.99%) y una aleación de alta pureza de Fe-0.76 %C (además de Fe y C el total del contenido de otros elementos es menor al 0.01%), estos fueron sometidos a un recocido a una temperatura de 1000 °C durante 5 horas, realizaron experimentos con y sin la aplicación de un campo magnético, la intensidad del campo magnético que ellos aplicaron fue de 12 T, y enfriados posteriormente a 200 °C.

Variaron también la orientación del campo magnético con relación a la interfase, de tal manera que en unas pruebas el campo magnético fue aplicado de manera paralela y en otras perpendiculares a la interface del par difusor Fe puro/aleación de alta pureza de acuerdo a lo que se muestra en la figura II.15.

En la figura II.16 se muestra que la mayor difusión del carbono se presenta cuando el campo magnético es paralelo a la interface del par difusor, incluso mayor que en el par difusor que no fue sometido a ningún campo magnético, lo que indica que para este experimento, con las variables y parámetros mencionados, la aplicación del campo magnético de manera paralela a la interface Fe/aleación promueve la difusión del carbono hacia el hierro puro, mientras que la aplicación del campo magnético de la misma intensidad pero de manera perpendicular limita la difusión del carbono hacia el hierro puro, disminuyendo con esto la cantidad de carbono que se desplaza hacia el interior del Fe puro.

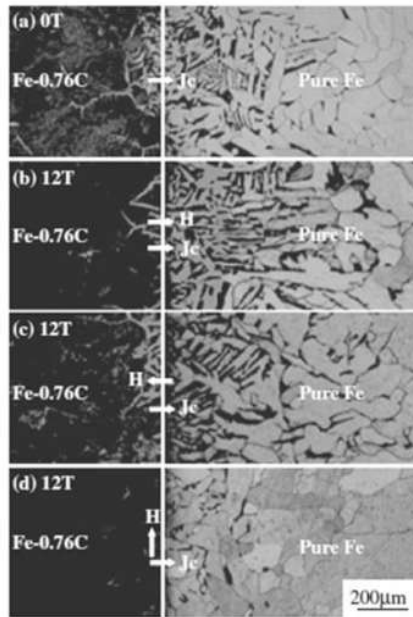


Figura II. 15.- Microestructuras de especímenes recocidos isotérmicamente a 1273 K por 5 h; (a) 0T; (b) 12T J_c paralelo a H ; (c) 12T J_c antiparalelo a H ; 12T J_c perpendicular a H [22].

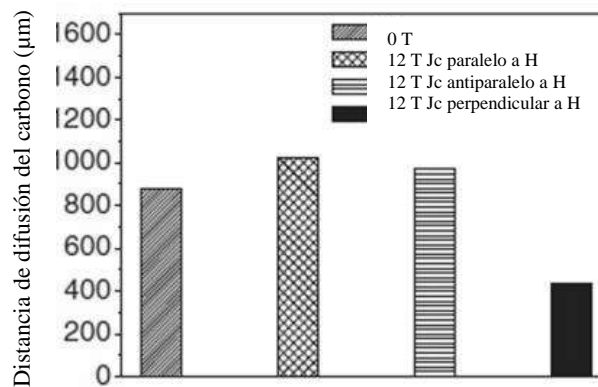


Figura II. 16.- Distancia de la difusión del carbono en probetas recocidas con y sin campo magnético [22].

Con lo anterior se muestra que a una misma temperatura y bajo la influencia de un campo magnético de alta intensidad, se tiene un alto efecto anisotrópico en la difusión del carbono en el hierro γ .

La influencia de un campo magnético sobre la difusión del carbono en hierro γ , muestra que cuando se aplica un campo magnético perpendicular a la dirección de la difusión, desde un punto de vista limitante de la difusión del carbono, esta configuración muestra un

mejor resultado, ya que se reduce la cantidad de carbono que logra difundir hacia una matriz de hierro puro.

El efecto de un campo magnético aplicado de manera simultánea a un proceso de soldadura [19, 26-28], es de gran relevancia, ya que el fenómeno de sensibilidad está gobernado por la difusión del cromo y el carbono hacia los límites de grano, por lo que se han venido realizando algunos estudios recientemente donde se han obteniendo resultados favorables al problema de la sensibilidad.

2.4.1. Soldadura con campo magnético.

La aplicación de un campo magnético aplicado de manera conjunta a un proceso de soldadura fue estudiado por Yoshimi Watanabe y colaboradores [26] ellos estudiaron el efecto de un campo magnético en la zona soldada de un acero inoxidable por el método de soldadura de puntos. Realizaron estudios en la ZAT. Utilizaron un acero inoxidable 301 con deformación y sin deformación. Aplicaron un campo magnético durante la soldadura de 2T, realizando solo un recargue de manera perpendicular a la dirección de aplicación de la soldadura, ya que no hubo unión con otra placa o material.

Ellos mencionan que en la soldadura con campo magnético y sin campo magnético existió una diferencia, en las piezas con campo magnético se observa una mayor zona de metal fundido y la atribuyen a la fuerza de Lorentz que actúa a lo largo de la superficie del material. Esta fuerza actúa sobre partículas cargadas aumentando su carga y con esto genera una influencia sobre el metal fundido.

Para determinar si la posición del campo magnético tiene efecto sobre este fenómeno repitieron el experimento, pero aplicando el campo magnético paralelo y perpendicular a la dirección de soldadura. Determinaron que la fuerza de Lorentz no actúa cuando el campo aplicado es paralelo a la dirección de soldadura, generando una ZAT mayor en esta configuración en comparación con la ZAT generada cuando el campo se aplica perpendicular a la dirección de soldadura (figura II.17).

Determinaron que la intensidad del campo magnético no influencia la zona de soldadura cuando es aplicado de manera paralela a la dirección de soldadura, en contraste existe una notable dependencia cuando el campo es aplicado de manera perpendicular figura II.17.

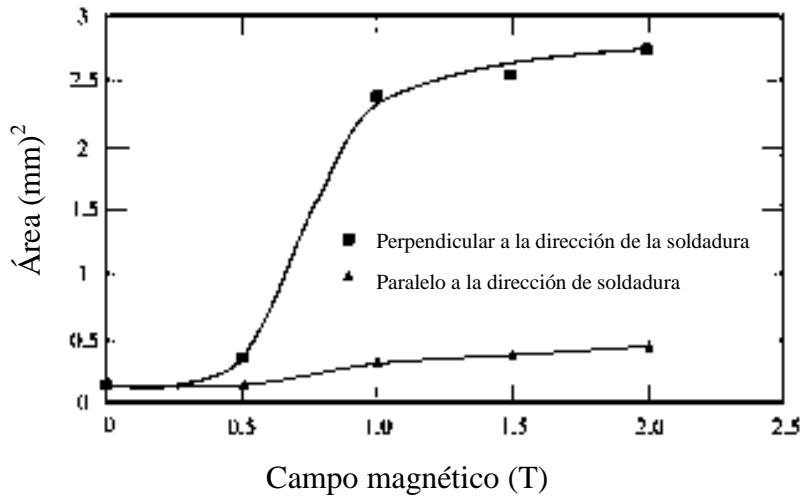


Figura II. 17.- La zona soldada como una función del campo magnético aplicado, en diferentes direcciones del campo [26].

Muestran también que la zona afectada térmicamente es menor en la soldadura de las placas con deformación donde se aplicó el campo magnético de manera perpendicular a la dirección de soldadura figura II.18 (c) y (d).

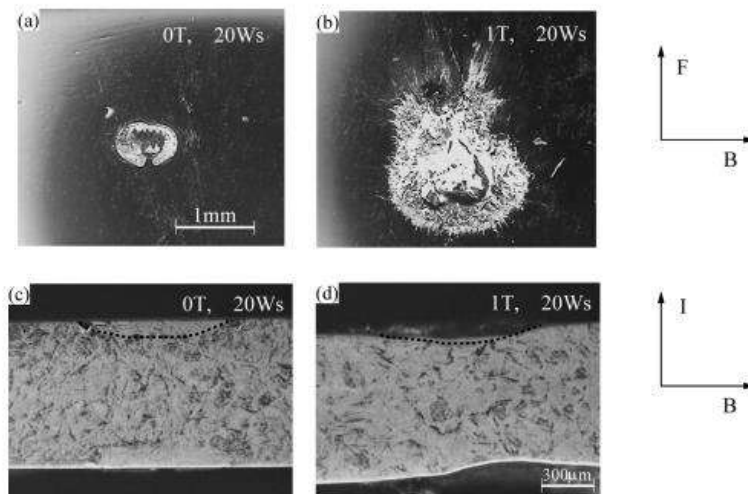


Figura II. 18.- Microestructuras de la superficie (a) sin y (b) con la aplicación de un campo magnético de 1T. Corte longitudinal de las probetas (c) sin y (d) con un campo magnético aplicado de 1T. Las líneas punteadas en (c) y (d) muestran el área de la ZAT [26].

Por otro lado Tsubasa Sugiyama y colaboradores [28] utilizaron la aplicación de un campo magnético impuesto para controlar la orientación cristalográfica en metales no magnéticos.

Realizaron experimentos sobre láminas de zinc y bismuto, calentándolas y aplicando un campo magnético de 12 T, y por medio de difracción de rayos X se determinó la influencia del campo magnético en la orientación cristalográfica de los materiales estudiados.

En sus conclusiones mencionan que al aplicar un campo magnético sobre las láminas, previamente calentadas a una temperatura de transición sólido-líquido, a una partícula le toma menos de un segundo alinearse a un eje del campo magnético aplicado.

F.F. Curiel y colaboradores [2], estudiaron el efecto de un campo magnético aplicado durante el proceso de soldadura por el método soldadura de arco metálico con protección de gas (GMAW, por sus siglas en inglés) en la resistencia a la corrosión localizada en la zona afectada térmicamente en un acero inoxidable AISI 304. Utilizaron placas de 6 mm del acero AISI 304 soldadas por el método GMAW con y sin la aplicación de un campo magnético en el rango de 0 a 15 mT, la dirección de las líneas del campo magnético aplicado fue paralela al electrodo (ver figura II.19).

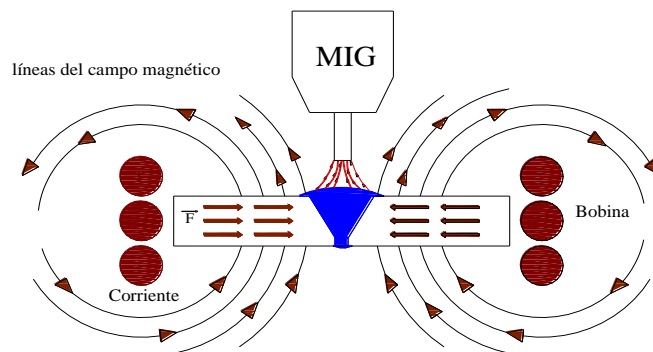


Figura II. 19.- Esquema de la configuración experimental [2].

Ellos mencionan que de acuerdo a un estudio de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo (RE-PDC) tanto el grado de sensibilidad (GDS) como la zona afectada térmicamente se reducen en el proceso de soldadura GMAW con la aplicación de un campo magnético simultáneo a la soldadura.

De acuerdo a su estudio, la intensidad de campo magnético que tuvo un mayor efecto sobre la ZAT fue el de 14.7 mT donde se logra un mínimo en el crecimiento de los carburos en la frontera de grano y favorece la precipitación de estos carburos en la matriz del grano, como se puede apreciar en la figura II.20.

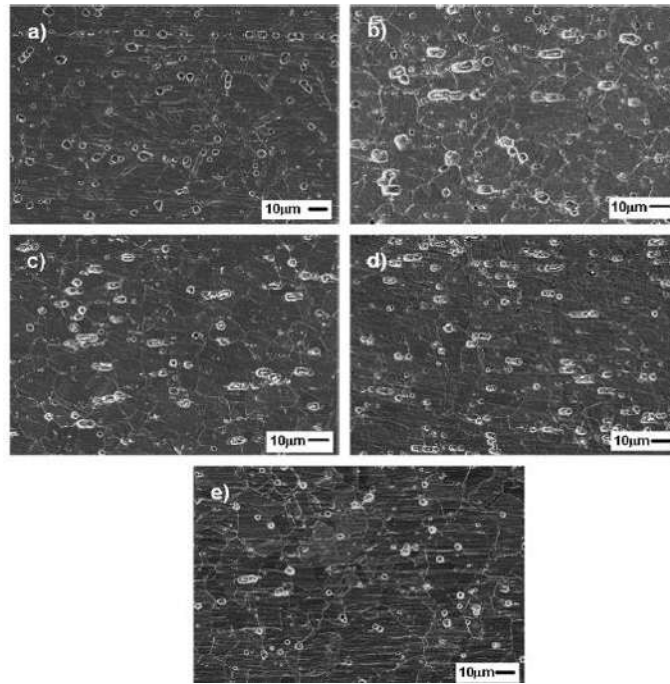


Figura II. 20.- Apariencia de la superficie de las muestras después de un ataque químico; (a) Material base, (b) 0T, (c) 1.5 mT, (d) 3.2 mT y (e) 14.7 mT [2].

Por lo que concluyen que aplicar un campo magnético axial de baja intensidad durante un proceso de soldadura GMAW en un acero AISI 304 incrementa su resistencia a la corrosión por picaduras y la corrosión intergranular, la cual es atribuida a una redistribución de cromo en la ZAT (figura II.21), y se logra disminuir la formación y crecimiento de carburos de cromo preexistentes a lo largo de los límites de grano, esto como una función de la interacción electromagnética durante la soldadura.

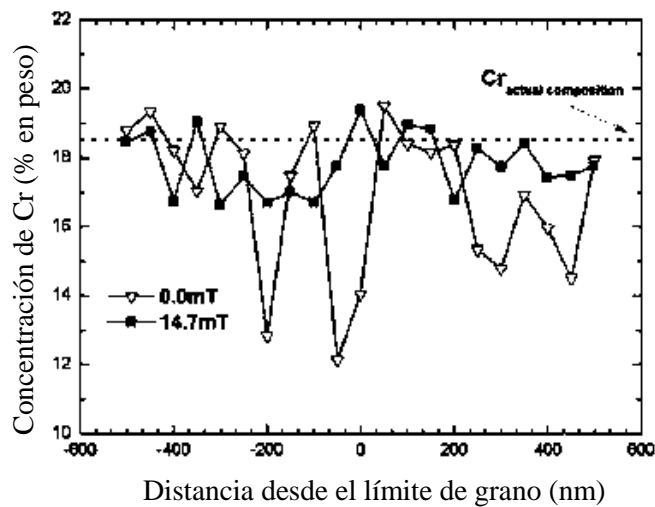


Figura II. 21.- Perfil de concentración de Cr en los límites de grano [2].

Sugieren que esto es debido a que la interacción del campo magnético aplicado durante la soldadura y el campo magnético inducido por la corriente de la soldadura promueven la redistribución del Cr en la matriz austenítica, reduciendo el empobrecimiento de Cr y consecuentemente promoviendo una película pasiva más continua y resistente a la corrosión en la ZAT [2].

Por otra parte como se ha mencionado por algunos autores, un buen control y manejo de las fronteras de granos es de gran importancia en el estudio de la corrosión intergranular, ya que diversos factores están relacionados con este problema como la energía tipo de energía en los límites de grano, la existencia de carburos formados durante una deformación en frío, entre otros [19].

Villafuerte [27], estudio el efecto de la agitación magnética y refinamiento de grano en el proceso de soldadura GTAW de aceros inoxidable, examino diferentes tipos de aceros inoxidable austeníticos y ferríticos. Utilizo campos magnéticos paralelo y transversal a la dirección de soldadura para estudiar la transición columnar a equiaxial.

Concluye que los campos magnéticos paralelo y transversal no tuvieron una influencia observarse en las estructuras de grano austenítico de los aceros austeníticos utilizados en este estudio, por lo que su estructura columnar permanece al interior del grano.

Menciona también que la agitación magnética resulta un método efectivo para el refinamiento de grano en la estructura ferrítica llevando a cabo la transición de la forma columnar del material a una forma equiaxial al interior del grano en los aceros inoxidable ferríticos utilizados en este estudio, debido a la fragmentación de la estructura dendrítica, dando como resultado estos fragmentos agentes nucleantes [27].

Por su parte Malinowski-Brodnicka [29], analizo el efecto de la agitación magnética en el proceso de soldadura GTAW sobre aceros inoxidable austeníticos. Utilizo un acero AISI 310 austenítico, unidos mediante el proceso de soldadura GTAW con y sin la aplicación de campos magnéticos. Los campos magnéticos variaron de 0 a 30 mT, así como las frecuencias de 0 a 30 Hz. El menciona que durante la soldadura por arco, el ambiente del arco y la piletta de fusión son influenciados por la presencia de un campo magnético externo y que esta influencia es gobernada por la fuerza de Lorentz. Para el caso de un campo magnético axial paralelo al eje del arco magnético, la fuerza de Lorentz seria perpendicular tanto al campo magnético como a la componente radial de la corriente a través del arco y la piletta líquida, como se puede apreciar en la figura II.22.

j = Densidad de corriente

B = Inducción magnética

F_a = Fuerza actuando sobre el arco

F_p = Fuerza actuando en el metal líquido de la pileta.

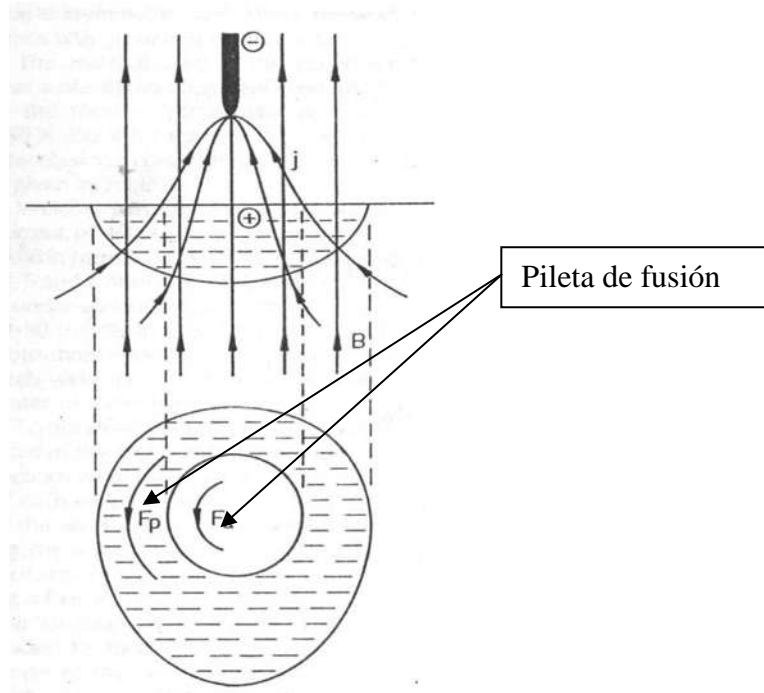


Figura II. 22.- Representación de la influencia de un campo magnético axial sobre el arco y la pileta de metal fundido [29].

Determinando que la aplicación de un campo magnético axial tiene un efecto significativo en el arco, pileta líquida del cordón de soldadura. Teniendo una influencia en la forma y tamaño de los granos, aumentando el refinamiento de grano al aumentar la intensidad del campo magnético y disminuyendo el refinamiento al incrementar la frecuencia [29].

Existen muchos estudios que intentan resolver el problema de la sensibilidad de la zona afectada térmicamente en aceros inoxidable austeníticos.

Kokawa [19] realizó un estudio de la zona con sensibilidad, en la ZAT, mediante ingeniería de límite de grano para mejorar resistencia a la corrosión intergranular y mejorar la zona de empobrecimiento de los aceros inoxidable austeníticos. Utilizó un AIA 304, que fue sometido a un tratamiento termo-mecánico para llevar a cabo la ingeniería de límite de grano. Realizó una caracterización de la distribución en la frontera de grano por el método de microscopía de orientación de imagen.

En sus resultados menciona que la sensibilidad a la corrosión intergranular fue reducida por el tratamiento termo-mecánico e indica un mínimo en una reducción pequeña por rolado en frío. La frecuencia de sitios de coincidencia de los límites de grano fue máxima para una pequeña reducción por rolado en frío.

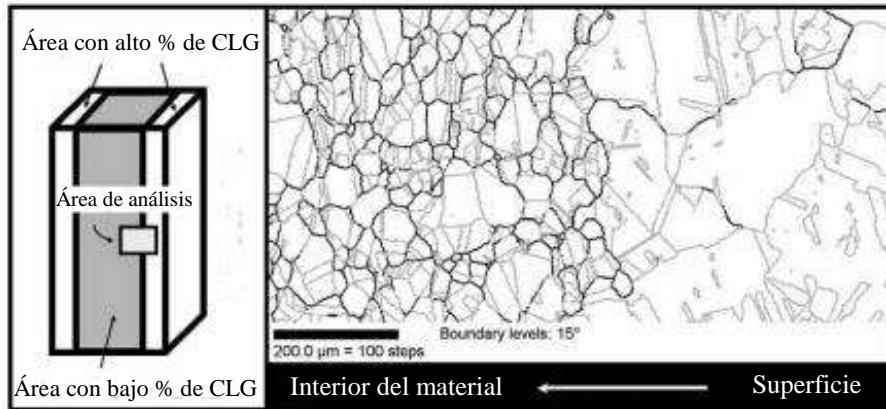


Figura II. 23.- Muestra el frente de desarrollo de la frecuencia de coincidencias de límites de grano a una distancia de 2 mm de la superficie de una probeta recocida a 1200 K por 48 h [19].

Tal como se ilustra en las figuras II.23 y II.24, las superficies que fueron sujetas de la mayor presión durante el rolado en frío muestran también una mayor frecuencia de sitios de coincidencia de acuerdo al estudio que ellos realizaron donde muestran el perfil a partir de una cierta profundidad.

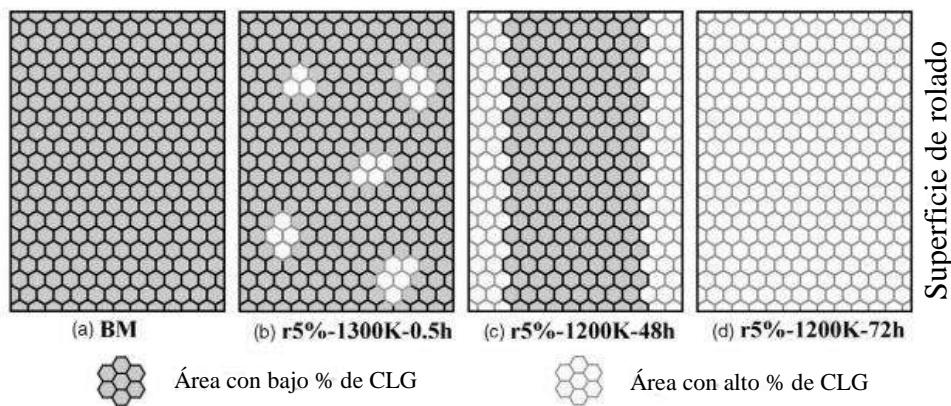


Figura II. 24.- Ilustración esquemática de la coincidencia de límites de grano en el material base (BM) (a), y las probetas tratadas térmicamente con diferentes parámetros (b), (c) y (d) [19].

La tasa de corrosión fue mucho menor en el material tratado termo-mecánicamente que en el material base en tiempos largos de sensibilidad (figura II.25).

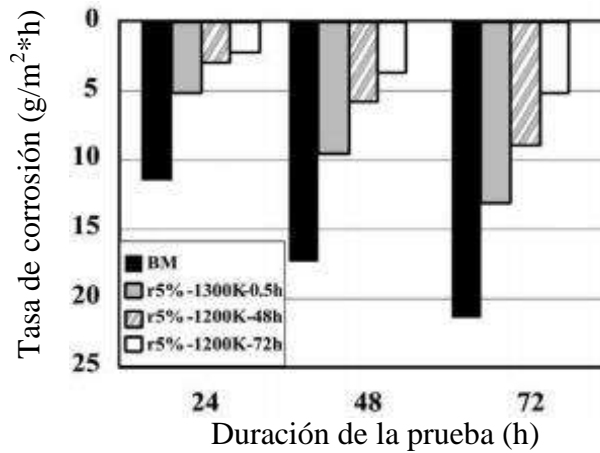


Figura II. 25.- Tasa de corrosión del material base y probetas tratadas térmicamente en una prueba con sulfuro de hierro-ácido sulfúrico [19].

Y un tratamiento termo-mecánico óptimo induce una alta frecuencia de sitios de coincidencia en los límites de grano y una clara discontinuidad de la red de límites corroídos aleatorios, resultando una alta resistencia a la corrosión intergranular, disminuyendo la propagación de la corrosión intergranular desde la superficie [19].

La figura II.26 ilustra la microestructura obtenida a diferentes distancias de la línea de fusión del acero tratado termo-mecánicamente para obtener el límite de grano ingenieril [19].

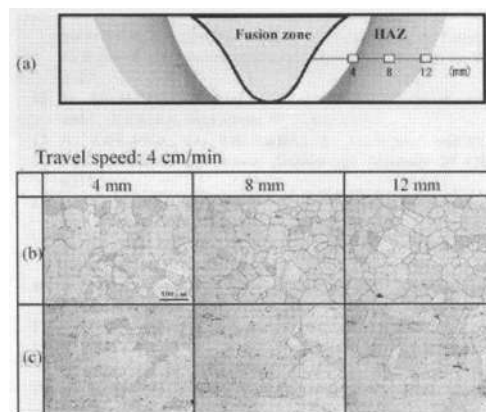


Figura II. 26.- Micrografía de la ZAT a 4,8 y 12 mm de la línea de fusión para el material base (b) y el material tratado por ILG (c), (a) se aprecia la ubicación de obtención de las muestras.

CAPÍTULO III. METODOLOGÍA DE LA INVESTIGACIÓN

Para el desarrollo experimental de la caracterización electroquímica, la figura III.1 muestra el flujo del procedimiento seguido.

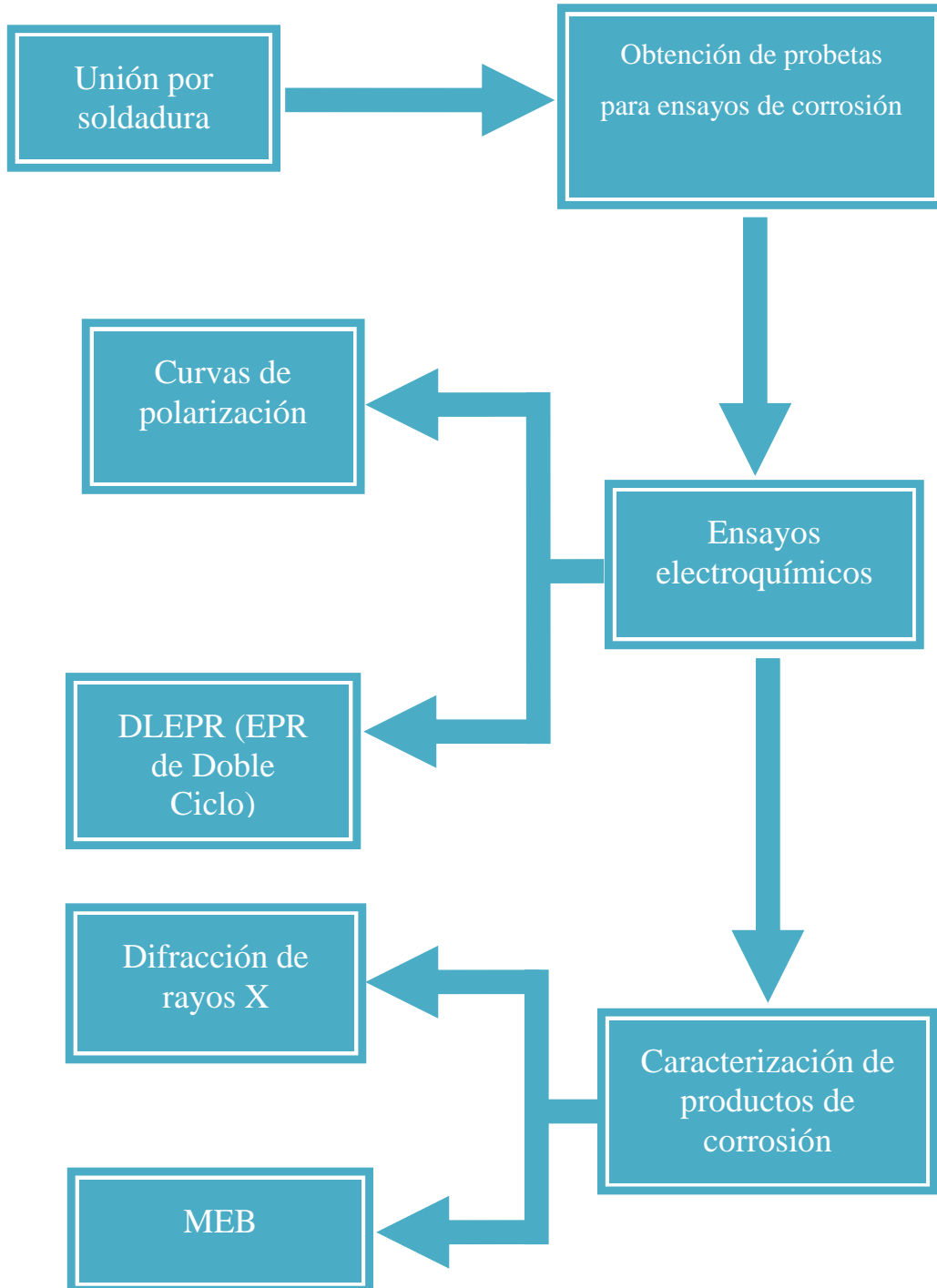


Figura III. 1.- Diagrama de flujo de la metodología experimental.

3.1. Materiales y equipos utilizados.

En el desarrollo experimental se partió de un acero inoxidable austenítico 304, en placa, con un espesor de 12.7 mm, la composición química obtenida en el **donde** de dicho acero se ilustra en la tabla III.1.

Tabla III. 1.- Composición química nominal y la composición obtenida en laboratorio del material utilizado.

Materiales		Composición química del material base % peso						
		C	Mn	Si	P	S	NI	Cr
Nominal máx.	AIA304	0.08	2.0	1.5	0.045	0.030	10	22
Composición real	AIA 304	0.046	1.543	0.342	0.031	0.0011	8.32	18.32

La preparación de la unión para el proceso de soldadura fue realizada como se ilustra en la figura III.2, el electrodo utilizado fue un ER308LSi, con un diámetro de 1.6 mm y cuya composición química se muestra en la tabla III.2.

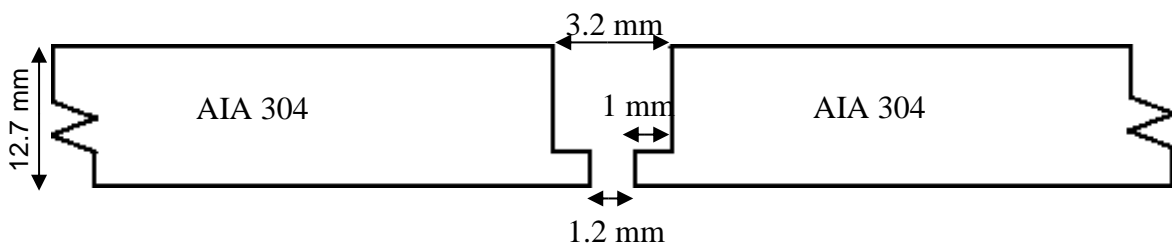


Figura III. 2.- Esquema de la preparación de la junta para la unión.

Tabla III. 2.- Composición química del electrodo ER 308LSi.

Composición química del metal de aporte % peso.								
C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu
0.03	19.5-22	9-11	0.75	1-2.5	0.65-1	0.03	0.03	0.75
Estos valores son considerados máximos para el material de aporte.								

El proceso de soldadura utilizado fue el proceso GMAW, en su variante MIG, este proceso es ampliamente aplicado a la soldadura de aceros inoxidables austeníticos, debido a los

buenos resultados que se obtienen por este método, algunos de los aspectos importantes que se pueden resaltar por el uso de este método son que no genera escoria, se puede llevar a cabo el proceso con una alta velocidad de depositación del material, es relativamente sencillo, con la variante de que se producen salpicaduras mínimas, se puede aplicar en un amplio rango de espesores [30]. En la tabla III.3 se muestran las variables aplicadas al proceso de soldadura mediante el cual fueron unidas las placas del material base.

Tabla III. 3.- Variables operativas de las soldaduras depositadas.

Variables del proceso de soldadura					
Probeta	Voltaje	Corriente (A)	V (mm/s)	Alimentación electrodo	Campo magnético (mT)
Axial	28.5	420	3.8	17.5	3 axial
Perp	28	450	3.8	17.5	3 perp.
Axial + Perp	28	450	3.8	17.5	3 axial y perp.

En las figuras III.3, III.4 y III.5, se ilustran las configuraciones del campo magnético para cada una de uno de los experimentos propuestos de acuerdo a la dirección de aplicación de la soldadura realizados para el presente proyecto de tesis.

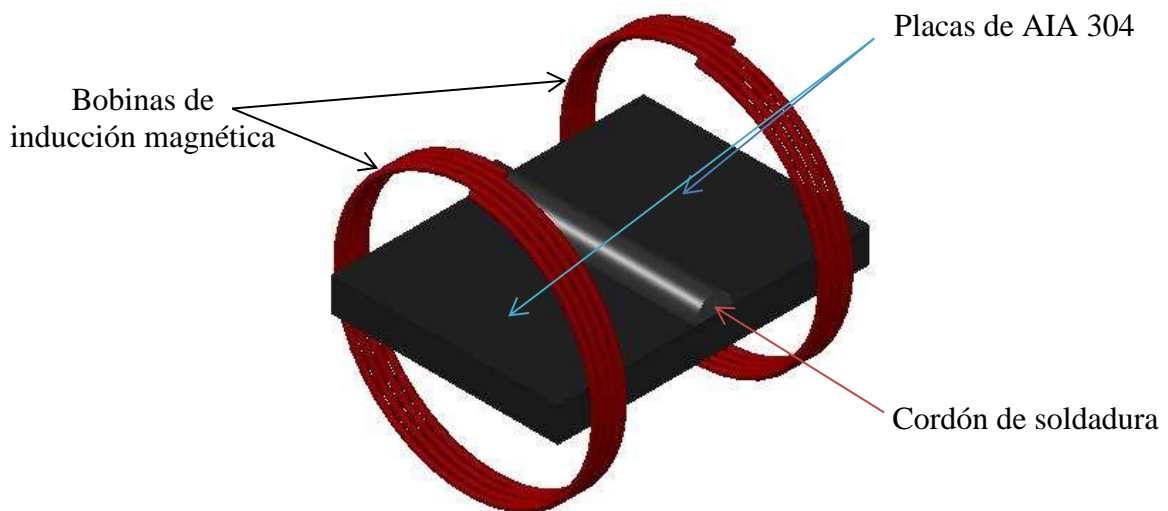


Figura III. 3.- Esquema representativo de la configuración del proceso de soldadura con un campo magnético axial, aplicado de manera simultánea a la dirección de aplicación del cordón.

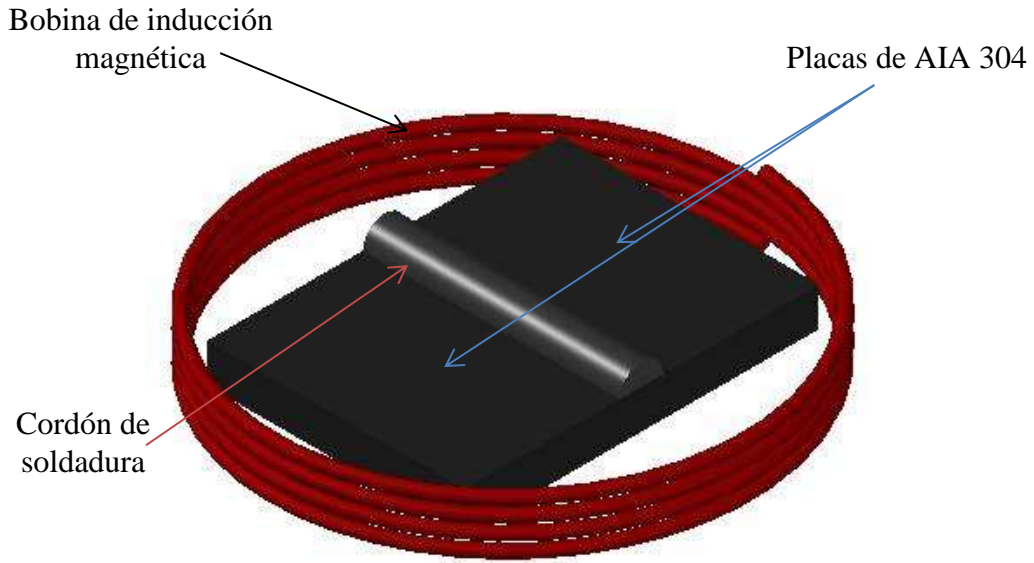


Figura III. 4.- Esquema representativo de la configuración del campo magnético perpendicular a la dirección de aplicación del cordón de soldadura.

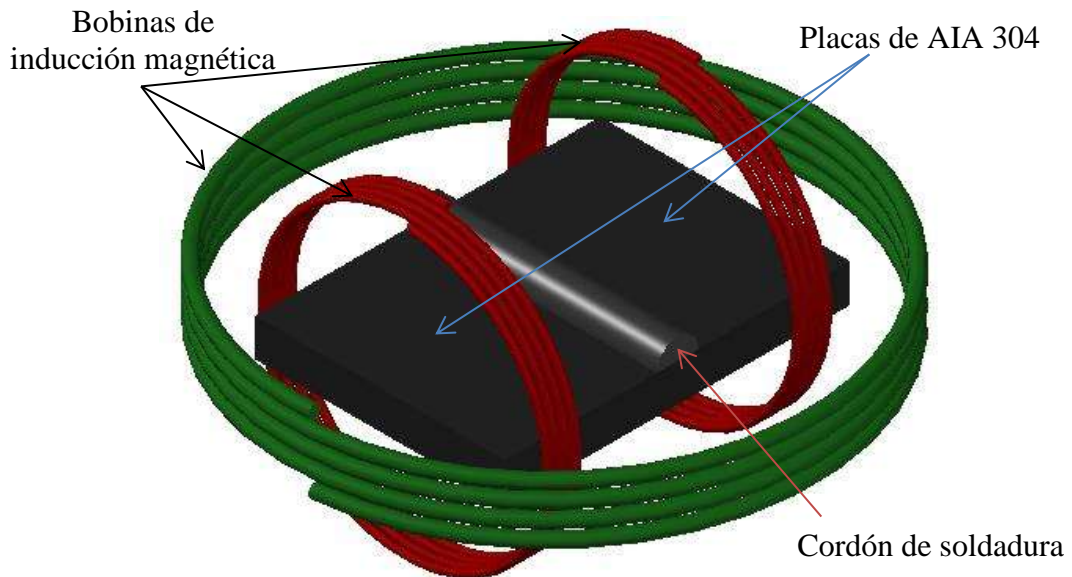


Figura III. 5.- Esquema representativo de la configuración combinando los campos magnéticos perpendicular y axial a la dirección de aplicación del cordón de soldadura.

Por otra parte el equipo de soldadura utilizado fue una fuente de poder de potencial constante, con una capacidad de 650 amperios y una eficiencia del 60%, con corriente directa y polaridad invertida, utilizando como gas de protección una mezcla de 98% Ar +2% O₂ .

3.2. Ensayos electroquímicos.

Se obtuvieron cortes longitudinales a la soldadura como se ilustra en la figura III.6 de las placas soldadas de 12.7 mm de espesor, cortada con una sierra cinta sin fin, marca ARFA modelo RF 812 N.



Figura III. 6.- Las placas soldadas fueron seccionadas para obtener las probetas, utilizando una cortadora sierra sin fin marca ARFA modelo RF 812 N.

A partir de la pieza obtenida se cortó en piezas de menor tamaño para tener un mejor manejo, estas fueron desbastadas y pulidas con papel de SiC hasta un tamaño de grano 1200, las piezas cortadas fueron atacadas con Villela (1 g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorhídrico y 50 ml de alcohol) por un tiempo aproximado de 3 min. Este ataque sirvió para revelar el cordón de soldadura (figura III.7) [31].

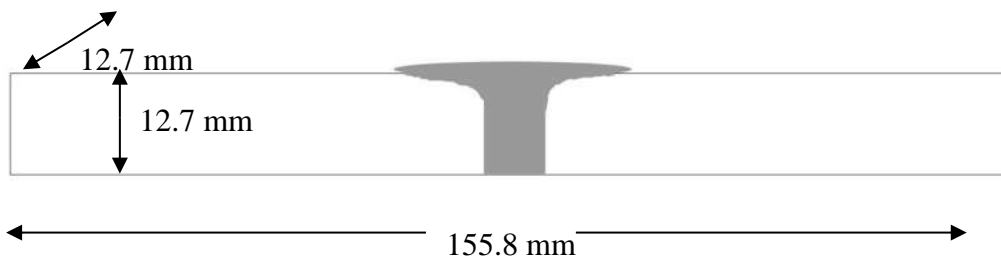


Figura III. 7.- Dimensiones del corte realizado a las placas unidas por soldadura.

Estos cortes fueron reducidos en los extremos con ayuda de una cortadora de disco para facilitar su manipulación y acercar el corte al cordón de soldadura (figura III.8).



Figura III. 8.- Cordón de soldadura revelado con Villela.

Una vez que fue revelado el cordón de soldadura se midió a partir de la mitad del espesor de la pieza y desde la línea de fusión, a 3 mm hacia el material base para obtener un corte sobre la zona afectada térmicamente, de acuerdo a lo publicado por Kokawa y colaboradores [4] quienes mencionan que la ZAT se encuentra incluso hasta los 12 mm . Gunaraj y colaboradores [32], reportan en su estudio que de acuerdo a los resultados de sus modelos, la zona afectada térmicamente en un proceso de soldadura por arco sumergido, alcanza una distancia aproximada a los 3 mm, mientras que el estudio realizado por F.F. Curiel y colaboradores [2] esta distancia fue la más representativa para los estudios electroquímicos que realizaron (ver figura III.9).

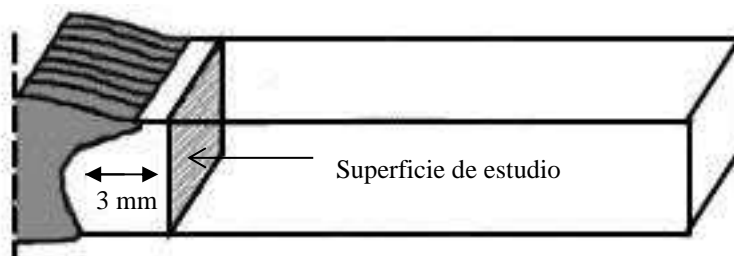


Figura III. 9.- Diagrama de obtención de las probetas para ensayos electroquímicos.

Finalmente se cortaron las piezas hasta obtener probetas de tamaño de 10x10 mm en la cara a ser ensayada para pruebas electroquímicas, estas fueron embebidas en una resina

acrílica auto curable y se les colocó un alambre de cobre que sirve como conductor y conector al potenciostato. Una vez que la resina endureció, la probeta fue desbastada por el lado donde el metal está expuesto hasta una lija de SiC de granulometría de 800 para los ensayos electroquímicos, en diferentes soluciones, mientras que en la cara opuesta a ésta, donde se colocaría el cable de cobre para la conexión al potenciostato, fue desbastada hasta un número de 400.

Posteriormente se encapsularon en metacrilato, con un cable de cobre calibre 14 adherido en la parte posterior. Este cable fue sujetado a las probetas de acero inoxidable AISI 304 dejando una cara expuesta fuera de la resina para los ensayos electroquímicos y comprobando que existiera conductividad en el circuito eléctrico con la ayuda de un multímetro.

Una vez encapsuladas las probetas y desbastadas hasta un grano 800 (figuras III.10) se procedió a realizar los ensayos electroquímicos, que consistirían en el ensayo de resistencia a la polarización, mediante esta técnica se ensayaron cuatro probetas, de las cuales tres corresponden a cada una de las configuraciones de campo magnético propuesto y la cuarta corresponde al material base.

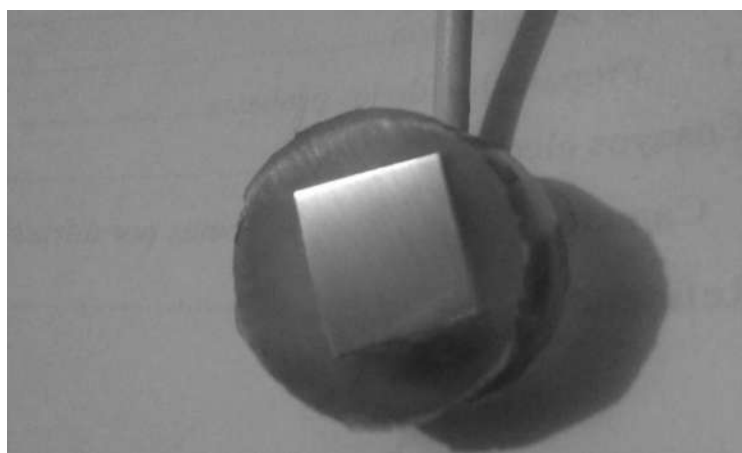


Figura III. 10.- Acabado final probetas de ensayos electroquímicos con grano 800.

En la tabla III.4 se describe la configuración del campo magnético con referencia a la dirección de aplicación del cordón de soldadura y la identificación que se le dió a las probetas de ensayos electroquímicos de acuerdo a esta configuración.

Tabla III. 4.- Identificación de las probetas de acuerdo a la configuración del campo magnético.

Identificación de la probeta	Configuración del campo magnético
P-1	Campo magnético axial a la dirección de aplicación del cordón de soldadura
P-2	Campo magnético paralelo a la dirección de aplicación del cordón de soldadura
P-3	Combinación de campos magnéticos axial y paralelo a la dirección de aplicación del cordón de soldadura
MB	Sin campo magnético ni soldadura

3.3. Ensayos electroquímicos.

3.3.1. Resistencia a la polarización.

Para realizar estos ensayos, primero se debe establecer el E_{corr} esto se logra manteniendo la pieza sumergida en la solución durante 5 minutos para permitir que el potencial se estabilice, después se debe aplicar un sobre potencial en el sentido anódico y catódico de -150 mV hasta 600 mV , a una velocidad de barrido de 1.667 mV/s, con respecto a E_{corr} , posteriormente se mide la variación del potencial del electrodo de trabajo y el electrodo de referencia (un electrodo de calomel), también debe ser medida la corriente entre el electrodo de trabajo y un electrodo auxiliar (de grafito). Una vez realizadas estas mediciones se grafica el potencial (E) contra la densidad de corriente (i), y la pendiente de esta curva nos proporcionara el valor de la velocidad de corrosión [33].

Para determinar la resistencia a la polarización y velocidad de corrosión se utilizó una solución de agua de mar sintética de acuerdo a la norma ASTM D 1141 [34], la configuración de la celda electroquímica como fue realizado el ensayo se muestra en la figura III.11, donde se muestran los 3 electrodos, uno de referencia (Calomel), uno de trabajo (probeta de AISI 304) y un electrodo auxiliar (grafito).

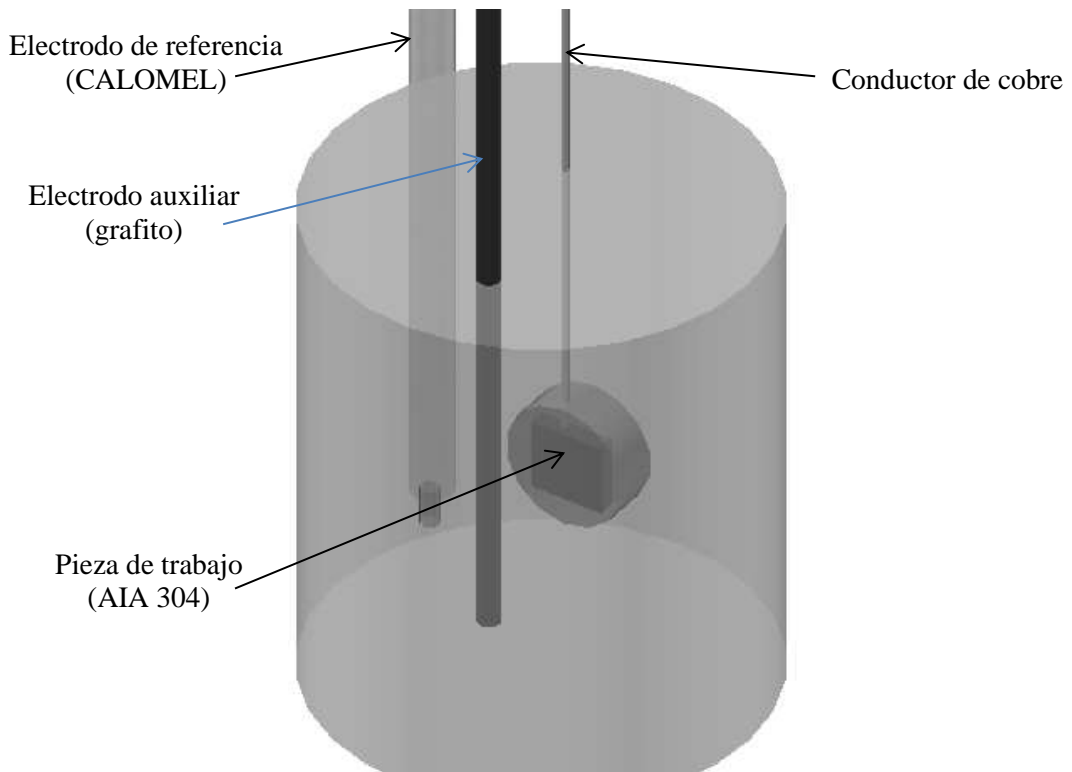


Figura III. 11.- Representación esquemática de la celda electroquímica formada para llevar a cabo la prueba de resistencia a la polarización.

Los ensayos se llevaron a cabo con un potenciostato SOLARTRON, a temperatura ambiente y en una solución de agua de mar sintética, cuya composición se muestra en la tabla III.5 [34].

Tabla III. 5.- Composición química del agua de mar sintética [34].

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

Estas mediciones arrojan curvas de polarización anódica y catódica que en conjunto sirven para obtener la velocidad de corrosión mediante las extrapolaciones de Taffel.

3.3.2. Reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo (RE-PDC).

Se llevó a cabo una prueba de reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo RE-PDC [35], esta prueba consiste en realizar un ataque electroquímico por medio de curvas de resistencia a la polarización para determinar el GDS, se realiza un barrido inicial a partir del potencial de corrosión (E_{corr}) desde -150 mV hasta 600 mV a una velocidad de 1.667 mV/s, donde se da un tiempo para estabilizar la capa pasiva y posteriormente se realiza un barrido inverso hasta -150 mV nuevamente, rompiendo esta capa pasiva y promoviendo el ataque intergranular de acuerdo al grado de sensibilidad del material.

Esta técnica ha sido ampliamente utilizada para determinar el grado de sensibilidad de un acero después de un proceso de soldadura [1,3, 5, 19, 26, 32, 33] debido a que es una prueba no destructiva, a la sencillez del estudio y la información obtenida de sus resultados.

Se obtienen dos curvas, que son identificadas regularmente como curva de activación y curva de reactivación, graficadas potencial vs corriente o viceversa, el grado de sensibilidad se obtiene dividiendo el valor de la cresta de la punta hacia el eje de la corriente, siendo su fórmula:

$$\% DOS = \frac{I_r}{I_a} \times 100 \quad \text{Ec. (3)}$$

Donde se puede observar que a menor valor de I_r (corriente de reactivación) y mayor valor de I_a (corriente de activación) el % de DOS será el menor, se dice que un material tiene sensibilidad cuando el valor de la relación es mayor a 0.05, es decir si la relación $\frac{I_r}{I_a}$ es ≥ 0.05 y entonces el material es susceptible a la corrosión intergranular.

Para realizar este ensayo se utilizó una solución de 0.5 M de H_2SO_4 + 0,01 M KSCN + H_2O destilada, esta prueba se realizó a temperatura ambiente y se conectó la celda electroquímica al potencióstato, se sumergió la probeta en la solución ácida y se midió el potencial en circuito abierto durante 9 minutos, por la acción del ataque y la naturaleza del material se forma una película pasiva sobre la superficie de las probetas.

3.4. Caracterización de las probetas por difracción de rayos X.

Para la caracterización de las probetas, se cortaron dos probetas, una de la zona afectada térmicamente y otra del material base, a estas probetas se les realizó un barrido con difracción de rayos X, en un equipo marca SIEMENS modelo D5000 y filamento de cobre con radiación $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1.5406 \text{ \AA}$), se llevaron a cabo barridos en 2θ desde 20 hasta 130° , con paso de 0.02° y un tiempo entre pasos de 1 segundo.

Esta técnica se utiliza para caracterizar las fases presentes en el material, en el caso de la zona afectada térmicamente este estudio permite conocer si existe una transformación de fase conocida comúnmente como martensita α' , en el cual el patrón de difracción muestra un patrón muy parecido al característico de la fase martensita, debido al efecto del campo magnético sobre la zona afectada térmicamente del proceso de soldadura al cual fue sometido el material.

3.5. Microscopía electrónica de barrido.

Esta técnica se utilizó para llevar a cabo la caracterización de la corrosión generada en la superficie de las probetas, este estudio permitió conocer la morfología y distribución de la corrosión en la superficie atacada, se determinó la morfología y tipo de ataque que recibió el material con las diferentes técnicas y soluciones utilizadas.

El equipo utilizado fue un microscopio JEOL modelo JSM 6400 por la técnica de electrones electro-dispersados con la que se lograron obtener imágenes hasta $8000\times$ que permitieron estudiar la morfología de la corrosión, se localizaron y analizaron productos de corrosión mediante microanálisis puntual.

CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

4.1. Difracción de rayos X.

Esta técnica fue utilizada para caracterizar las fases que se encuentran presentes en la ZAT del acero inoxidable austenítico 304 utilizado en este estudio. La figura IV.1 muestra los patrones de difracción de rayos X obtenidos para el material base y las diferentes configuraciones de campo magnético aplicado, para la cual se realizó un corte a 3 mm a partir de la línea de fusión hacia el material base en la ZAT. El patrón del metal base presenta la fase austenítica con una estructura cúbica centrada en las caras (FCC), observando picos característicos de difracción de la fase ferrítica, la cual difracta aproximadamente a 45°, 65° y 82°, con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) en los planos (111) y (110) respectivamente.

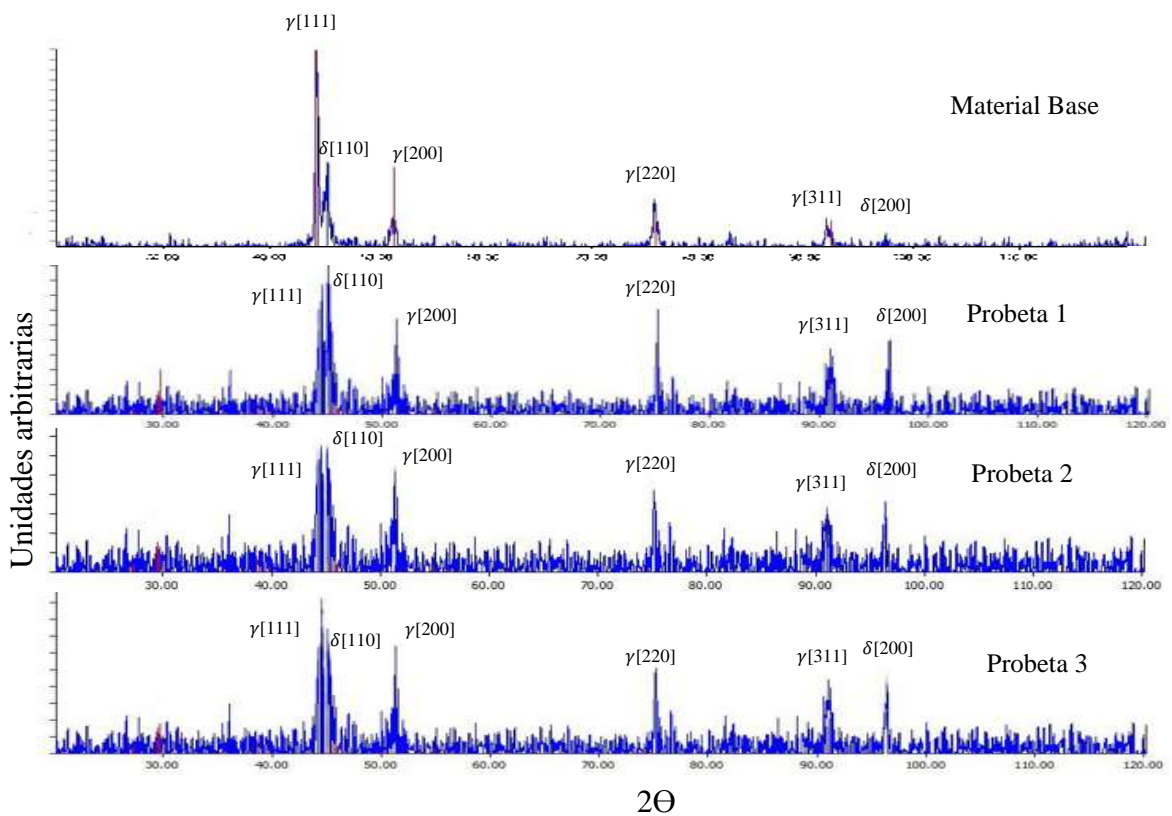


Figura IV. 1.- Resultados de la caracterización de fases por difracción de rayos X.

Por otra parte al aplicar el campo magnético axial al arco eléctrico (probeta 1) y perpendicular al arco eléctrico (probeta 2) se observa una inversión del pico de la austenita con el de la ferrita delta siendo más grande el de la ferrita delta que el de la austenita, por

lo que se deduce que existe un incremento de la presencia de la ferrita delta en la ZAT debido a la influencia del campo magnético aplicado en forma externa.

4.2. Resistencia a la polarización lineal.

Se realizaron ensayos de resistencia a la polarización utilizando una solución de agua de mar sintética de acuerdo a la norma ASTM D 114 [36], manteniendo la solución a temperatura ambiente y la celda electroquímica conectada a un potenciostato SOLARTRON, obteniéndose las curvas de resistencia a la polarización mostradas en la figura IV.2.

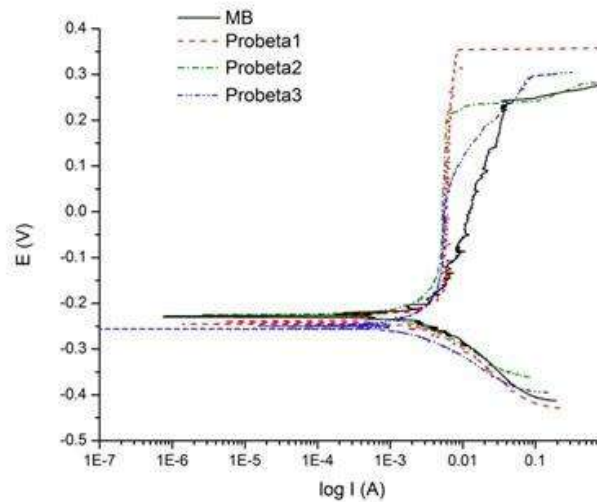


Figura IV. 2.- Resistencia a la polarización lineal de las probetas ensayadas.

Para el cálculo de velocidades de corrosión (V_{corr}) se utilizan las pendientes de Taffel (ver anexo I) y la constante teórica (B) de Stern Geary [36]. Todas las lecturas se hicieron con temperatura ambiente y presión atmosférica, observándose que el mejor comportamiento de la zona pasiva lo presentan las probetas 1 y 2, las cuales presentan en los difractogramas de rayos X la presencia de mayor cantidad de ferrita δ , por lo que puede deducirse también que la ferrita δ contribuye a la estabilidad de la capa pasiva en los aceros inoxidables austeníticos en presencia del agua de mar sintética y que el potencial de picado más elevado lo presenta la ZAT en la cual se le aplicó un campo magnético axial al arco eléctrico, tal como se observa en la figura IV.2, en donde se presentan las cuatro curvas correspondientes al metal base y probetas 1,2 y 3.

Lo anteriormente expresado es congruente con lo reportado por F.F. Curiel y colaboradores [2] en su estudio, donde muestran el efecto de la magnitud de un campo magnético aplicado al proceso de soldadura.

Se puede apreciar que el campo magnético aplicado paralelo a la dirección de aplicación de la soldadura obtiene el potencial de picado más bajo de los experimentos realizados. Esto indica que esta configuración resulta menos benéfica que las otras dos orientaciones de los campos magnéticos aplicados durante la soldadura.

La morfología de las picaduras causadas por el agua de mar sintética se muestran en la figura IV.3, (a) se localizó un racimo de picaduras donde se puede observar un mayor tamaño del daño causado por el ataque electroquímico al material, en (b), (c) y (d) se observan picaduras con una morfología típica y fueron encontradas en la probetas con aplicación de campo magnético axial a la dirección de aplicación del cordón de soldadura y en el material base donde se pueden observar productos de corrosión que fueron analizados para determinar su composición química.

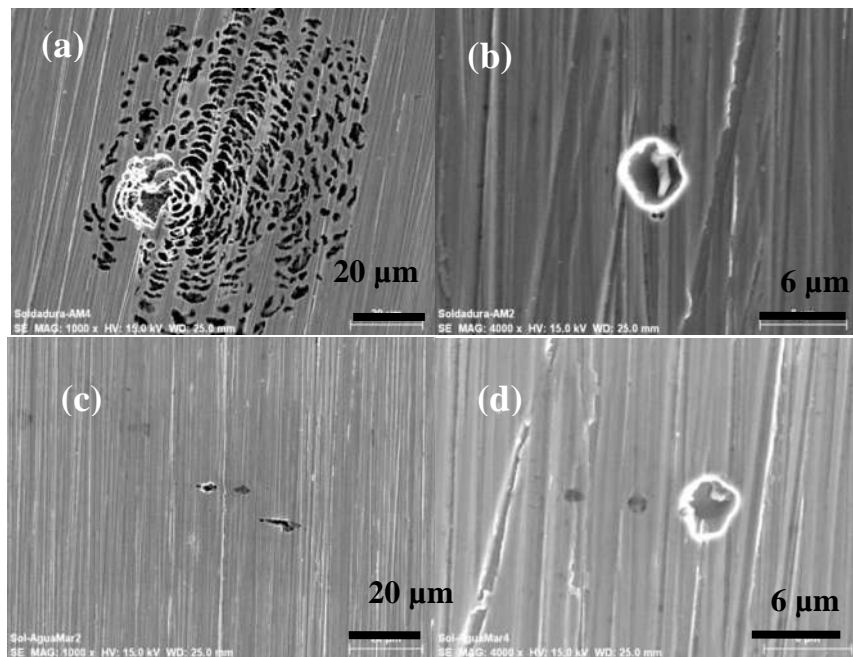


Figura IV. 3.- Morfología de la corrosión en la superficie de las probetas, (a) y (b) corresponde al Material Base, (c) y (d) corresponden a la probeta 1.

El difractograma de la figura IV.4 corresponde a una picadura encontrada en el material base y de acuerdo al microanálisis realizado a la partícula encontrada corresponde a una

rica en hierro y cromo, con un mayor contenido de hierro como se puede observar por los picos obtenidos correspondiente a la fase σ de acuerdo al espectro obtenido, pero para poder acerbar lo anteriormente expresado requiere de un estudio más a fondo.

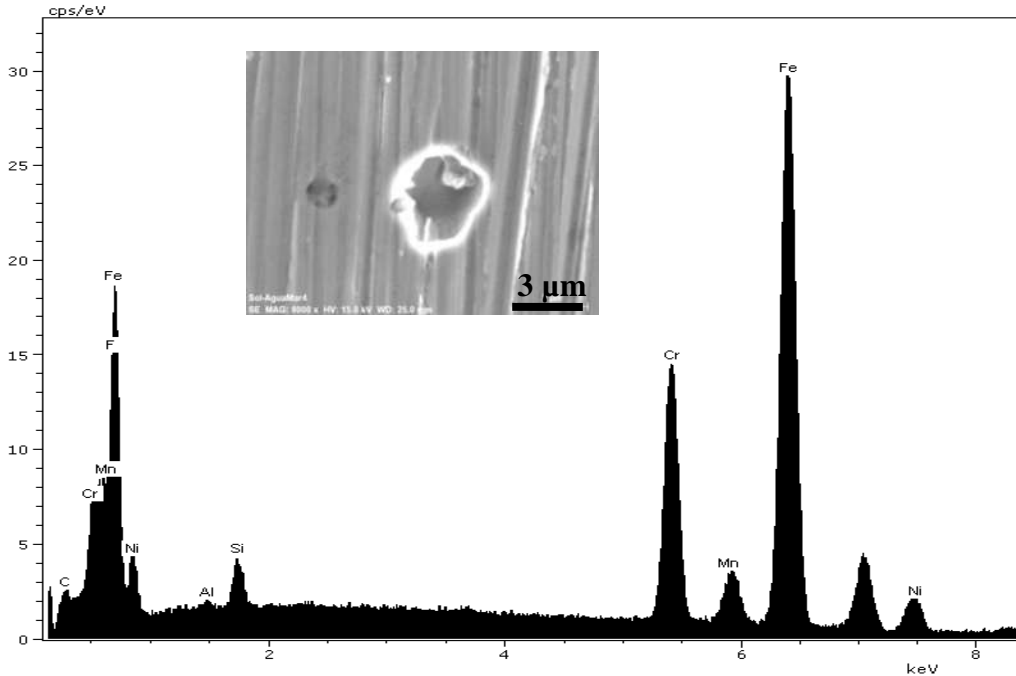


Figura IV. 4.- Microanálisis por EDS de partículas encontradas.

El difractograma de la figura IV.5 corresponde a la probeta 1, la cual fue soldada aplicando un campo magnetico axial a la direccion de aplicación del cordón de soldadura, y se puede apreciar que en comparacion con lo observado en el material base el contenido de cromo fue mayor. Sin embargo, se observa un contenido de azufre alto, que indica más la tendencia a ser una inclusión no metálica de sulfuro de manganeso y de acuerdo a lo expresado en la literatura las inclusiones no metálicas al igual que los carburos y los compuestos intermetálicos son los sitios más probables para generarse las picaduras.

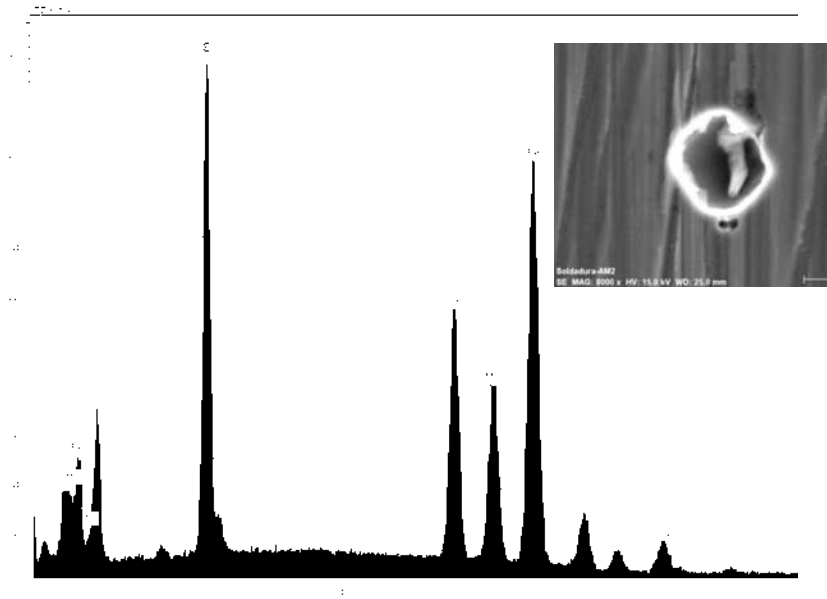


Figura IV. 5.- Microanálisis por EDS de partículas encontrados.

4.3. Reactivación electroquímica potenciodinámica de doble ciclo DL-EPR.

La figura IV.6 muestra que la probeta con el menor grado de sensibilidad es aquella a la que se le aplicó un campo magnético axial a la dirección de aplicación del cordón de soldadura (probeta 1) y esto se comprueba con los valores de la tabla IV.1 donde de acuerdo a los resultados todas las probetas tienen cierto grado de sensibilidad, incluso el material base, por lo que la probeta 1 a la cual se le aplicó el campo magnético axial muestra un menor grado de sensibilidad, mientras la probeta que presentó un mayor porcentaje de sensibilidad fue la probeta 2 a la que se le aplicó un campo magnético perpendicular a la dirección de aplicación del cordón de soldadura.

Los resultados obtenidos muestran una clara diferencia en las curvas de reactivación en donde el comportamiento de la probeta 1 muestra que el rompimiento de la capa pasiva se dio a un potencial más bajo lo que indica una mayor resistencia a la corrosión localizada [37-39].

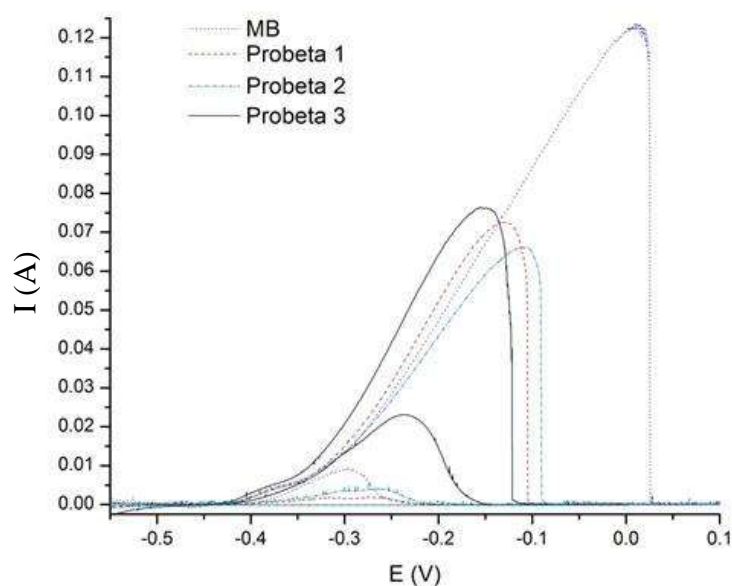


Figura IV. 6.- Resultados de la prueba RE-PDC.

Tabla IV. 1.- Valores de grado de sensibilidad de acuerdo a los datos obtenidos.

Ensayo	I_r	I_a	I_r/I_a
Probeta 1	0.0018	0.0725	0.0253
Probeta 2	0.0230	0.0762	0.3017
Probeta 3	0.0040	0.0661	0.0605
Material Base	0.0090	0.131	0.068

En la figura IV.7 se pueden observar las micrografías obtenidas por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB). La figura IV.7 (a) corresponde a la probeta 1 a la que se le aplicó un campo axial a la dirección de aplicación del cordón de soldadura, la figura IV.7 (b) corresponde a la probeta 2 que tuvo una configuración del campo magnético de manera perpendicular a la dirección de aplicación del cordón de soldadura y la figura IV.7 (c) muestra la corrosión en el material base acero inoxidable austenítico AISI 304.

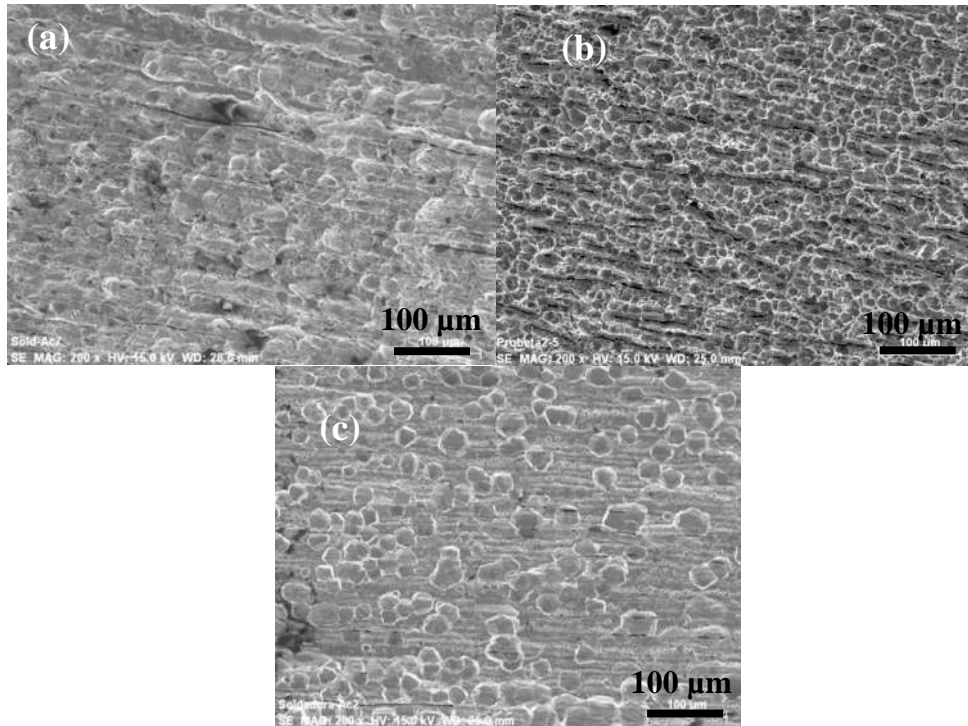


Figura IV. 7.- Morfología de la superficie de las probetas después del ensayo RE-PDC en la solución de $0.5 \text{ M H}_2\text{SO}_4 + 0.1 \text{ M KSCN} + \text{H}_2\text{O}$ destilada a temperatura ambiente y presión atmosférica (a) Probeta 1, (b) Probeta 2, (c) MB.

Todas las probetas fueron sometidas a las mismas condiciones, una solución de $0.5 \text{ M H}_2\text{SO}_4 + 0.1 \text{ M KSCN} + \text{H}_2\text{O}$ destilada [35] y con las mismas variables de temperatura ambiente y presión atmosférica.

Como se puede apreciar en la figura IV.7 (c) las picaduras de corrosión fueron más severas en la que fue sometida un campo magnético axial a la dirección de aplicación del cordón de soldadura (probeta 2).

En la figura IV.7 (a) y (b) se observan las micrografías obtenidas de la probeta 1 y material base respectivamente. Se puede apreciar que mientras en el material base hay un menor número de picaduras, su tamaño es mayor en comparación a la probeta 1, donde existe un mayor número de picaduras distribuidas en la superficie, pero el tamaño de estas en general es menor.

En la figura IV.8 se pueden apreciar algunas diferencias en la distribución de las picaduras pues mientras las probetas donde se aplicó un campo magnético paralelo a la dirección de soldadura (c), la cantidad de picaduras encontradas es mayor y su morfología es de forma

facetada, mientras que en el material base también las picaduras son grandes y algunas pequeñas, mientras que en las figuras IV.8 (b) y (d), la cantidad de picaduras después del ensayo potenciodinámico de doble ciclo correspondientes a las probetas 1 y 3, presentan el menor grado de ataque superficial puesto que presentan el menor número de picaduras en la superficie. Esto es debido a que ambas probetas tienen una interacción electromagnética entre dos campos actuando en forma perpendicular entre sí, el campo magnético externo y el campo eléctrico propio del proceso de soldadura [40], lo anteriormente expresado es congruente con lo mencionado por Curiel y colaboradores [2], ya que ellos mencionan que la aplicación de un campo magnético axial tiende a homogenizar el cromo en la matriz austenítica, haciéndolo más resistente a la corrosión localizada.

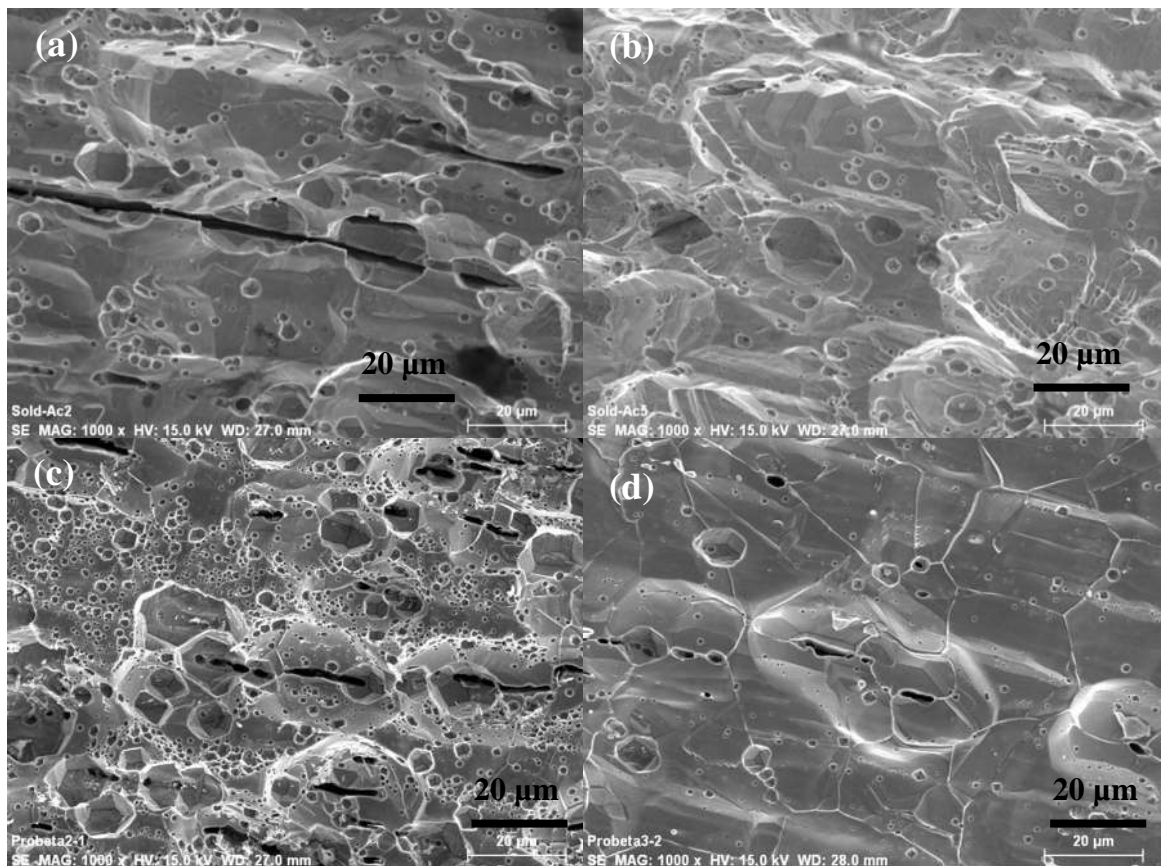


Figura IV. 8.- Morfología de la superficie de corrosión en las probetas (a) material base, (b) probeta 1, (c) probeta 2 y (d) probeta 3.

Por otra parte el material base presenta un ataque líneal, el cual puede ser atribuido a la presencia de ferrita δ puesto que es la única que se presenta en esta forma en el material base. Esto afirmaría los resultados de difracción de rayos X en donde el pico más elevado

de los difractogramas corresponde a la probeta 2, indicando un contenido de ferrita δ superior a la del material base y de las probetas 1 y 3.

En la figura IV.9 se puede observar el microanálisis de una partícula encontrada dentro de una picadura, que muestra una composición rica en hierro y cromo, esta figura corresponde a la probeta 2 donde se aprecia una mayor intensidad del cromo respecto a la del hierro y la figura IV.10, muestra aún más elevado todavía respecto al pico del hierro del mismo espectro, lo que indica que en este caso las partículas; encontradas corresponden a la fase σ rica en cromo, estas lecturas sin embargo no son cuantitativas lo que dificulta determinar con exactitud la composición de las partículas sin embargo son congruentes con lo reportado en la literatura [41, 42] para la fase σ , como ya se ha expresado anteriormente se debe realizar un estudio más profundo para aseverar lo anteriormente expresado.

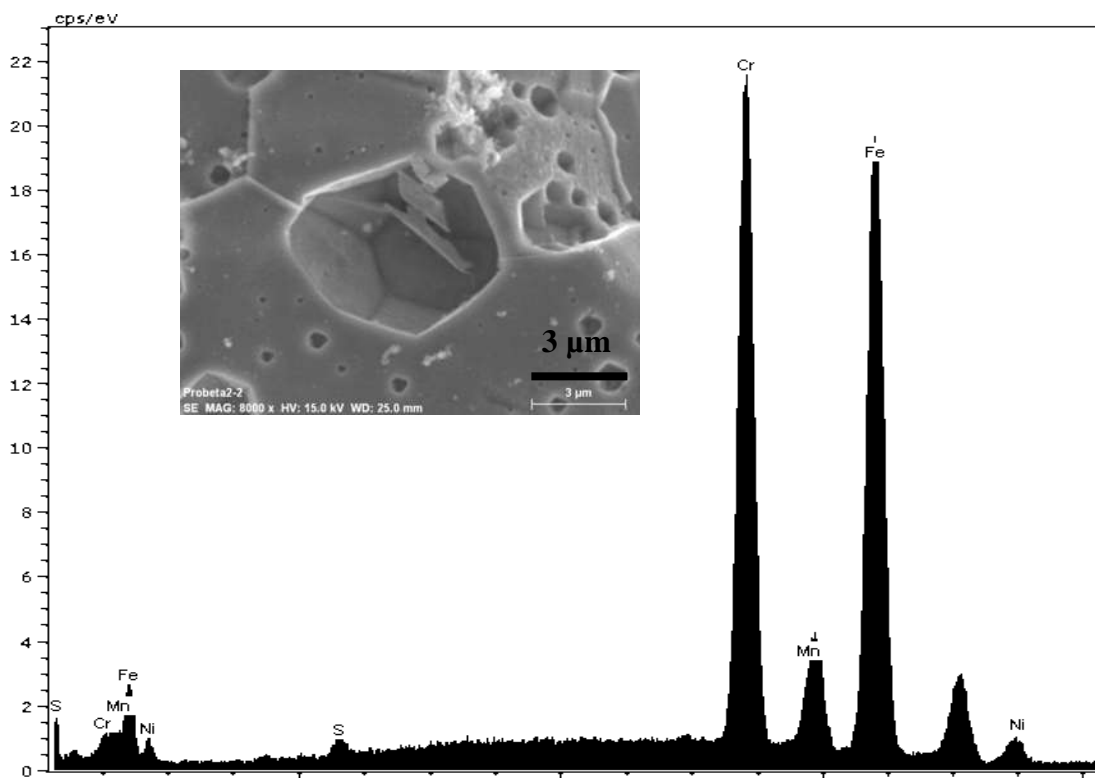


Figura IV. 9.- Microanálisis por EDS de los productos de corrosión del ensayo RE-PDC en la probeta 2.

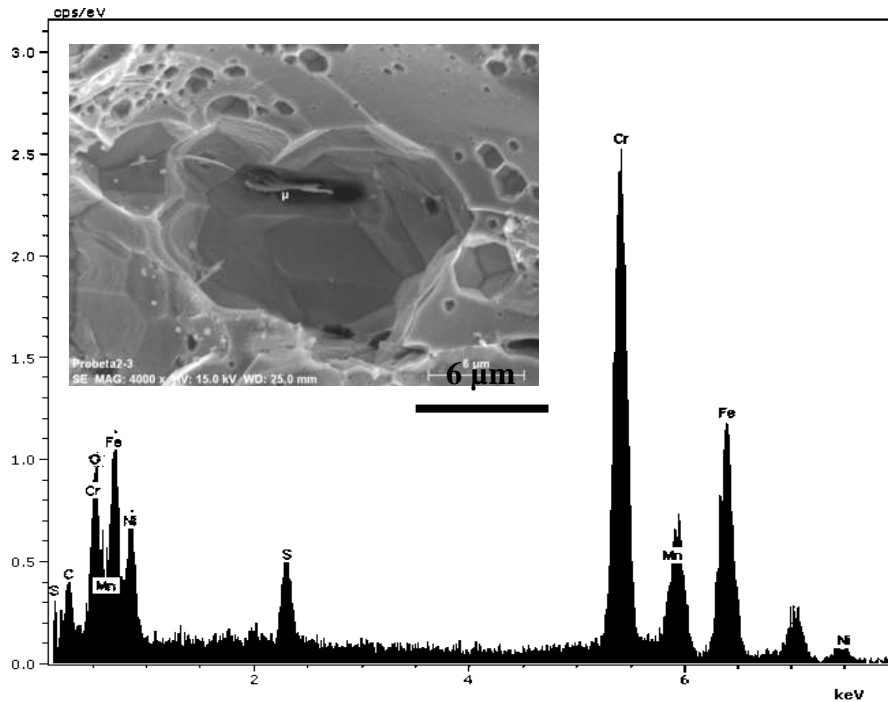


Figura IV. 10.- Microanálisis por EDS de partículas encontradas de la probeta 3.

En todas las probetas se observó la misma morfología en las picaduras del ensayo RE-PDC que como se puede observar en la figura IV.11, son picaduras de forma hexagonal, que es congruente con la forma de los granos austeníticos de la matriz. Estas picaduras cuando se forman de manera transgranular, figura IV.11 (a), crecen hacia el interior del grano, pasando hacia niveles inferiores, en los casos donde la picadura crece de manera intergranular, tiende a perder su morfología hexagonal, mostrando las caras de los granos adyacentes de forma bien definida, como se puede apreciar en la figura IV.11 (c) donde se puede apreciar que las picaduras crecen de manera general hasta alcanzar las picaduras circundantes y coalescen preferentemente en los límites de grano, promoviéndose con esto la corrosión intergranular, en estas imágenes se puede observar que en efecto las piezas donde el campo magnético se aplicó de manera perpendicular a la dirección de aplicación del cordón de soldadura, las picaduras en los límites de grano fueron más frecuentes dando soporte con esto los resultados obtenidos por el ensayo RE-PDC. Sin embargo este tipo de ataque puede ser atribuido de igual manera a la zona donde fue tomada la imagen ya que la parte más cercana a la superficie de la probeta 3 (figura IV.11 (c)) ya que por el proceso de fabricación de este tipo de placas son roladas en frío lo que genera una gran cantidad de

energía interna atribuible a las deformación, y que afecta la propiedades corrosivas del material [43-45] por en general cerca de la superficie.

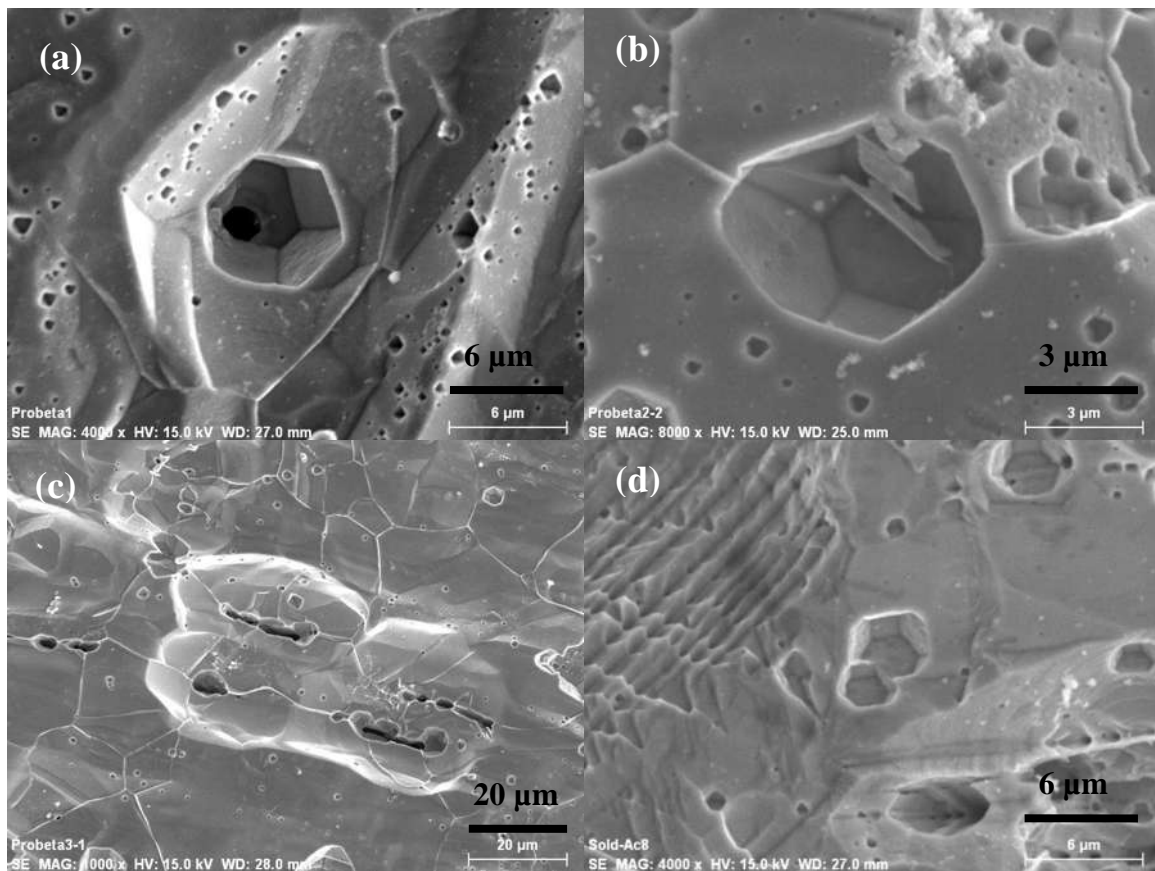


Figura IV. 11.- Morfología de las picaduras (a) probeta 1, (b) probeta 2, (c) probeta 3 y (d) MB.

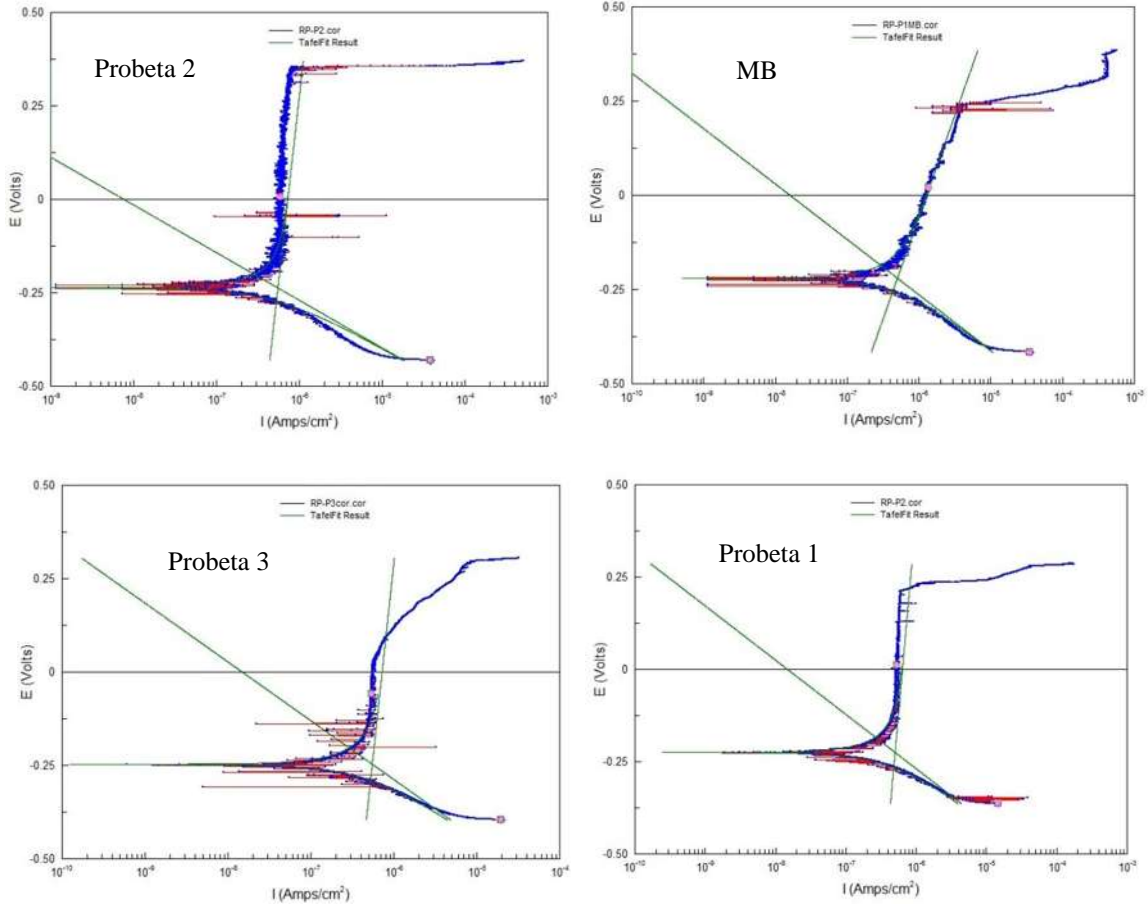
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES.

En base a los resultados obtenidos en este estudio y al conocimiento de la información aquí presentada, se puede concluir que:

- La dirección de aplicación de un campo magnético aplicado de manera simultánea a un proceso de soldadura, tiene una influencia **que influencia?** directa en la sensibilidad que puede alcanzar un acero inoxidable austenítico 304.
- La ZAT que presenta el menor grado de sensibilidad en este estudio fue donde se aplicó el campo magnético de manera perpendicular con respecto a la dirección de aplicación de la soldadura, esto es similar a lo ya obtenido en la literatura y atribuido al efecto que ocasiona la fuerza de Lorentz, ya que en esta posición se suman el campo magnético generado por la corriente de la soldadura y el campo magnético externo que es aplicado en forma axial al proceso de soldadura.
- Para el caso donde el campo magnético fue aplicado de manera perpendicular a la dirección de aplicación de la soldadura, el grado de sensibilidad obtenido fue mayor, lo que nos indica que esta configuración sería la menos indicada para la unión por soldadura del acero inoxidable austenítico 304.
- Los difractogramas de rayos X concuerdan con el grado de sensibilidad obtenido en la caracterización electroquímica de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo, en donde se observa que la presencia de la ferrita δ precipitada por la influencia de un campo magnético paralelo a la dirección de la soldadura es nocivo para la resistencia a la corrosión debido a la sensibilidad.

ANEXO I.

Curvas de resistencia a la polarización con Tafel para determinar la velocidad de corrosión de las probetas.



REFERENCIAS.

1. F.F.Curiel, et al, Enhancing Corrosion Resistance of 304 Stainless Steel GMA Welds with Electromagnetic Interaction. *Materials Transactions*, 2011. 52(8): p. 1701-1074.
2. F.F.Curiel, et al, Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel. *Corrosion Science* 2011. 53: p. 2393-2399.
3. R.Kaul, et al, A Novel Preweld Laser Surface Treatment for Enhanced Intergranular Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steel Weldments. *Welding Journal*, 2009. 52: p. 233-s - 242-s.
4. H.Kokawa, Weld decay-resistant austenitic stainless steel by grain boundary engineering. *Journal of Material Science*, 2005. 40: p. 927-932.
5. M. Shimada, H.K., Z.J. Wang, Y.S. Sato, I. Karibe, Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin-induced grain boundary engineering. *Acta Materialia*, 2002. 50: p. 2331-2341.
6. ASM, 1 Properties and selection, Irons, Steels and High Performance Alloys Vol.1: p. 1309.
7. ASM, Technical Handbook of Stainless Steel. p. 20.
8. Steel, U.S., The making, shaping and treating of steel. 9th ed. *U.S. Steel Corporation*, Pittsburg, PA, 1971.
9. ASM, *Handbook Metals*. 10th ed., Vol. 13, ASM International, Materials Park, OH.
10. International, A., *Stainless Steel for Design Engineers*. Austenitic Stainless Steel, 2008. Charpenter 6: p. 2.
11. Schaeffler, A.L., Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 1949. 56(11): p. 680-680b.
12. Lacombe, P., Baroux, B., and Beranger, G., *Stainless Steels, ed. L.E.d. Physique*. 1993, Les Ulis, France.
13. Peckner, D.B., I.M., *Handbook of Stainless Steels*. McGraw-Hill. 1977, New York.
14. Lippold, J.C., Juhas, M.C., and Dalder, The relationship between microstructure and fracture behavior of fully austenitic type 316L weld filler material. *Metallurgical Transactions* 1985. 16A: p. 1835-1848.
15. J.C.Scully, Fundamentos de la Corrosión. *Editorial Ahlambra*. 1968.
16. M.G.Fontana, et al, Corrosion Engineering. *MacGraw-Hill*. 1986.
17. G. Jaramillo, et al, Electricidad y magnetismo. *Trillas*. 1997.
18. H.Munir, et al, Electricity and Magnetism. Sexta Edición ed. 1985: *Jonh Wiley & Sons*.
19. H.Kokawa, Grain-Boundary Structure and Precipitation in Sensitized Austenitic Stainless Steel. *Alloy Science*, 2000: p. 34-37.
20. Fujii, H. and S. Tsunekawa, Diffusion of carbon in iron under magnetic fields. *Physical Review B*, 2011. 83(5): p. 054412.
21. S. Nakamichi, S.T., Diffusion of carbon and titanium in γ -iron in a magnetic field and a magnetic field gradient. *Journal of Material Science*, 2005. 40: p. 3191-3198.
22. S.J.Wang, et al, Effect of a High Magnetic Field on Carbon Diffusion in γ -iron. *Materials Transactions*, 2011. 52: p. 139-141.
23. Y. Wu, Y.L., X. Zhao, L. Zuo, Effect of High Magnetic Field on Diffusion Behavior of Carbon in Pure Iron. *Advanced Materials Research*, 2011: p. 194-196.

24. Boyu Yuan, C.W., Liang Li, Shenhao Chen, Investigation of the effects of the magnetic field on the anodic dissolution of copper in NaCl solution with holograpy. *Corrosion Science*, 2012. 58: p. 69-78.
25. A.A. Riahi, A.S.R.M.R.H., Effect of Magnetic Field on Corrosion Failures in Chloro-Alkali Plants. *Production of Metal and Physical Chemistry of Surfaces*, 2012. 48(6): p. 692-698.
26. Y.Watanabe, et al, Effect of Magnetic Field on Weld Zone by Spot-welding in Stainless Steel. *ISIJ International*, 2006. 46: p. 1292-1296.
27. J.C.Villafuerte, Electromagnetic Stirring and Grain Refinement in Stainless Steel GTA Welds. *Supplement to the Welding Journal*, 1990: p. 1s-13s.
28. T.Sugiyama, et al, The Control of Crystal Orientation in Non-magnetic Metals by Imposition of a High Magnetic Field. *ISIJ International*, 2003. 43: p. 855-861.
29. M.Malinowski-Brodnicka, Effect og Electromagnetic Stirring on GTA Welds in Austenitic Stainless Steel. *Welding Research Supplement*, 1990: p. 52s-59s.
30. Handbook, A., *Fusion Weldin Prosseces, in Gas-Metal Arc Welding* 1992, D.B. Holliday, Westinghouse Electric Corporation.
31. K.D.Ramkumar, et al, Hot Corrosion Estudios on GTA Welded AISI 304, MONEL 400 Subjected To Air Oxidation and Molten Salt Environment. *Advanced Materials Research*, 2012. 383-390: p. 4688-4692.
32. V.Gunaraj, et al, Prediction of Heat Zone Affected Characteristics in Submerged Arc Welding of Structural Steel Pipes. *Welding Research Supplement*, 2002: p. 94s-98s.
33. C.Avendaño, Determinacion de la Velocidad de Corrosión de las Zonas de Uniones Soldadas, de Tuberia de Acero API X-52, in *IIM*. 2005, UMSNH: Morelia, Michoacán.
34. ASTM, *ASTM D 1141-98 "Standard practice for the Preparation of Sustitute Ocean Water"*. 1998.
35. Akashii M., K.T., Umemura F., Tecniques of reactivation (DL-EPR). *Corrosion Engineering*, 1980. 29: p. 163.
36. J. Genescá, Tecnicas Electroquimicas para el Control y Estudio de la Corrosión, . 2002,,: *Universidad Nacional Autónoma de México*.
37. T.Luz, et al, Use of double loop electrochemical potentiokinetic reactivation (DL-EPR) to evaluate the sensitization of asutenitic steels after welding. *Welding International*, 2010. 20(12): p. 959-964.
38. A.K. Lakshminarayanan, V.B., Use of DL-EPR Test to Asses Sensitization Resistance of AISI 409M Grade Ferritic Stainless Steel Joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013. 22(8): p. 2293-2303.
39. R.Katsura, M.K.S.N., DL-EPR study of Neutron Irradiation in Type 304 Stainless Steel. *Corrosion Science*, 1992. 48(05): p. 224-230.
40. Ursov, R.M., Calculation of Electric Arc in Longitudinal Magnetic Field at High Temperature. *Materials Transactions*, 2003. 41: p. 148-153.
41. Wu, C.C. H.a.W., Overview of Intermetallic Sigma σ Phase Precipitation in Stainless Steels. *Materials Science and Engineering*, 2012. 25(6): p. 586-591.
42. Tang, X., Sigma Phase Characterization in AISI 316 Stainless Steel. *Microscopy and Microanalysis*, 2005. 11(2): p. 78-82.
43. Rahimio, S., Characterisation of the sensitisation behaviour of thermo-mechanically processed type 304 austenitic stainless steel using DL-EPR testing and image analysis methods, in *2nd INTERNATIONAL CONFERENCE CORROSION AND MATERIAL PROTECTION*. 2012: Prague.

44. H.Hännien, J.R., R. Ilola, J. Tervo, , Effects of processing and manufacturing of high nitrogen-containing stainless steels on their mechanical, corrosion and wear properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001. 117(3): p. 424-430.
45. Barragán, A.F., *EFECTO DE LA DEFORMACIÓN EN FRIO EN LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS, EN EL BENEFICIO DE LA APLICACIÓN DE LA INTERACCIÓN ELECTROMAGNÉTICA DURANTE LA SOLDADURA.*, in *Instituto de Investigaciones Metalúrgicas*. 2012, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo: Morelia, Michoacán. p. 68.