



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

*“Caracterización mecánica y resistencia a la corrosión
de la ZAC de una unión de acero inoxidable 304
soldada bajo una interacción electromagnética.”*

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE:

**MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS
DE LOS MATERIALES**

PRESENTA:

ING. CESAR MENDOZA GÓMORA

ASESOR:

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

MORELIA, MICHOACAN, AGOSTO DEL 2012





INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS
MORELIA, MEXICO

Of. Núm. IIM-ST-041-2012.

Morelia, Mich., Julio 13 del 2012.

**C. ING. CESAR MENDOZA GOMORA
P R E S E N T E**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales, con la tesis titulada **"CARACTERIZACION MECANICA Y RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LA ZAC DE UNA UNION DE ACERO INOXIDABLE 304 SOLDADO BAJO UNA INTERRACION ELECTROMAGNETICA"**, le ha sido asignado la siguiente mesa sinodal:

0500269-9	DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(Presidente)
0200161-6	DR. CARLOS ALBERTO LEON PATIÑO	(Vocal)
8200860-4	DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ	(Vocal)
0300379-5	DR. H. GUILLERMO CARREON GARCIDUEÑAS	(Vocal)
0100153-1	DR. JOSE LEMUS RUIZ	(Vocal)
0100306-2	DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE	(Suplente)

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirvan prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

A T E N T A M E N T E



DR. CARLOS ALBERTO LEÓN PATIÑO
DIRECTOR
INST. DE INVEST. METALURGICAS

CALP/letg

DEDICATORIA

A mis padres, Juan Mendoza Enríquez y Estela Gómora Martínez, que me han brindado apoyo incondicional en cada etapa de mi vida y, esta no podía ser la excepción. Personas que no necesitan decir palabras para saber que se cuenta con ellos, seres queridos a los que no se les necesita decir que se tienen problemas porque desde la primer mirada ya saben que uno los tiene. Por esa forma de ser tan especial que tienen y, ese gran amor que nos brindan sin necesidad de que haya palabras de por medio, les dedico este triunfo que con ayuda de ustedes y de todos mis hermanos hemos logrado, un triunfo que sé, les hará sentir orgullo por nosotros. No tengo con que agradecerles todo lo que han hecho por mí, solo puedo brindarles mi respeto, mi inmensa gratitud y mi cariño. Gracias por todo papás los QUISERO.

A mis hermanos (Juan, Gustavo, Ángel, Ana Rosa y Yara) que han visto la manera de apoyarme en cada uno de los problemas que se me presentan en la vida cotidiana, por eso y más les agradezco su apoyo hermanos queridos y, ojalá Dios siga prestándonos vida para seguir cosechando frutos que orgullescan a papá y mamá.

AGRADECIMIENTOS

A **Gladys y Adriana**, por brindarme su cariño y apoyo de diferentes índoles desde el principio hasta el fin de esta etapa de mi vida, mujeres de gran dedicación que sin duda son ejemplo a seguir, gracias muchachas no sé como agradecerles, se les quiere.

A **Kiabeth Rodríguez Velasco**, que sin duda alguna tiene el carácter y la actitud de mujer sobresaliente, lo cual sirvió de ejemplo a seguir y, que con ayuda de su cariño, consejos y comprensión supo darme ánimos de la mejor manera para sobresalir de la etapa más difícil de mi vida. Por eso y más te agradezco ángel de Dios. Besos!!!

A mi asesor Dr. Víctor Hugo López Morelos, por brindarme su amistad, confianza y conocimientos.

A mi compañero y amigo Dr. Francisco Fernando Curiel por su amistad y por su apoyo brindado durante este proyecto de investigación.

Al Dr. Jorge Antonio González Sánchez, por el apoyo brindado dentro y fuera de CICORR, durante mi estancia en Campeche.

A lo sinodales revisores de tesis, Dr. Rafael García, Dr. Guillermo Carreón, Dr. José Lemus, Dr. Carlos Alberto León y al Dr. Arnoldo Bedolla. Por sus observaciones y recomendaciones con el fin de realizar una tesis completa en todos los aspectos.

A mis amigos y compañeros de la UMSNH, ya que cada uno colaboró con su grano de arena para la elaboración de este proyecto.

A los Compañeros de la 1^a y 2^a generación del centro de investigaciones en corrosión (CICORR), por tenderme la mano durante mi estancia realizada en Campeche.

Al instituto de investigaciones metalúrgicas (IIM-UMSNH) y al centro de investigaciones en corrosión (CICORR-UACAM), por la oportunidad de desarrollo personal y académico, durante mi formación como maestro en ciencias.

A CONACYT por la beca económica otorgada para poder llevar a cabo este proyecto de investigación.

ÍNDICE

RESUMEN.....	I
INTRODUCCIÓN.....	III
OBJETIVOS.....	IV
JUSTIFICACIÓN.....	V
HIPÓTESIS.....	VI
CAPÍTULO 1.- Revisión Bibliográfica.....	1
1.1.- ACEROS INOXIDABLES.....	1
1.1.1.- Aceros inoxidables austeníticos.....	1
1.2.- CORROSIÓN.....	2
1.2.1.- Clasificación de los procesos de corrosión.....	3
1.2.1.1.- Corrosión localizada.....	4
1.3.- SENSIBILIZACIÓN EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.....	6
1.3.1.- Técnicas para caracterizar la sensibilización.....	9
1.3.1.1.- Reactivación potenciodinámica de doble ciclo (RPDDC).....	11
1.4.- ENSAYO DE CORTE CON PUNZÓN (ECP).....	13
1.4.1.- Efecto del espesor de las muestras.....	16
1.4.2.- Efecto de la holgura entre el dado y el punzón.....	16
1.5.- EL USO DE CAMPOS MAGNÉTICOS EN EL PROCESAMIENTO DE MATERIALES.....	17
1.6.- TÉCNICAS PARA MITIGAR EL PROBLEMA DE SENSIBILIZACIÓN.....	21
CAPÍTULO 2.- Procedimiento Experimental.....	27
2.1.- MATERIALES UTILIZADOS Y PREPARACION DE LAS JUNTAS.....	28
2.2.- SOLDADURA DEL MATERIAL.....	29
2.3.- CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE (MB).....	30
2.3.1.- Caracterización microestructural.....	30
2.3.2.- Caracterización electroquímica.....	31
2.4.- SIMULACIÓN DE LA DISTRIBUCIÓN DE TEMPERATURAS.....	33
2.5.- CARACTERIZACION DE LAS UNIONES SOLDADAS.....	34
2.5.1.- Caracterización microestructural.....	34
2.5.2.- Caracterización electroquímica.....	35
2.5.3.- Caracterización mecánica.....	35
2.5.3.1.- Ensayos de microdureza.....	36
2.5.3.2.- Ensayos de tensión.....	36
2.5.3.3.- Ensayos de corte con punzón.....	37
CAPÍTULO 3.- Análisis y discusión de resultados.....	39
3.1.- CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE.....	39
3.1.1.- Caracterización microestructural del metal base.....	39

3.1.2.- Caracterización electroquímica del metal base.	41
3.1.3.- Caracterización mecánica del metal base.	43
3.2.- CARACTERIZACIÓN DE LAS UNIONES SOLDADAS.	44
3.2.1.- Caracterización macroscópica de las uniones soldadas.	44
3.2.2.- Caracterización microestructural de las uniones soldadas.	46
3.2.3.- Caracterización electroquímica de las uniones soldadas.	50
3.2.3.1.- Determinación del grado de sensibilización.	50
3.2.3.2.- Caracterización de la resistencia a la corrosión por picaduras.	59
3.2.4.- Caracterización mecánica de las uniones soldadas.	63
3.2.4.1.- Perfiles de microdureza Vickers de las uniones soldadas.	63
3.2.4.2.- Cálculo del factor de corrección entre el ensayo de tensión y el de corte con punzón.	65
3.2.4.3.- Ensayo de corte de las uniones soldadas.	68
3.2.4.4.- Análisis fractográfico del ensayo de corte.	72
CONCLUSIONES.	80
BIBLIOGRAFÍA.	83

RESUMEN

El acero inoxidable AISI 304 tiene una gran aplicación en la industria aeronáutica, química, nuclear, etc. Sin embargo, presenta problemas al momento de ser soldado puesto que la zona adyacente al cordón de soldadura denominada zona afectada por el calor (ZAC), sufre el fenómeno de sensibilización (por empobrecimiento de Cr en las zonas adyacentes a los carburos de cromo $M_{23}C_6$, los cuales precipitan en los límites de grano), al alcanzar temperaturas comprendidas entre 450 y 850°C. Debido a este problema se llevó a cabo este proyecto de investigación, el cual pretende minimizar el fenómeno de sensibilización sobre placas unidas por un proceso de soldadura bajo una interacción electromagnética de baja intensidad. Placas de acero inoxidable AISI 304 fueron unidas por el proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa (GMAW) utilizando un electrodo E309 y una mezcla de 98%Ar/2%O₂. Las variables operativas fueron ajustadas para que la transferencia del metal fuera por rocío. Se unieron placas con condiciones en forma tradicional y otras con la presencia de una interacción electromagnética de 3.2mT con fines comparativos.

De las placas unidas se realizaron cortes transversales al cordón de soldadura en donde se pudo visualizar claramente que la interacción electromagnética causó un cambio en la morfología del cordón de soldadura. Posteriormente se realizaron pequeños cortes paralelos cada 2 mm a partir del centro del cordón de soldadura, estos fueron caracterizados microestructuralmente, electroquímicamente y mecánicamente. La caracterización microestructural por difracción de rayos X muestra en primera instancia que el campo magnético genera una orientación preferencial de los planos de difracción de la fase austenita y ferrita.

Los resultados electroquímicos obtenidos por reactivación potenciodinámica de doble ciclo muestran un pequeño cambio en el grado de sensibilización en las probetas a 4 y 6 mm del centro del cordón de soldadura, este pequeño cambio de la condición con interacción electromagnética respecto a la otra condición se atribuye a una mayor concentración de calor en esa zona como lo demuestra la simulación de la distribución de temperaturas. Como el cambio es pequeño se concluye que sobre la resistencia a la sensibilización no se tuvo un cambio significativo. En lo que respecta a la resistencia a la polarización (RP), se pudo

observar un cambio muy ligero en cuanto a la resistencia al picado a partir de la distancia de 10 mm, atribuyendo que sobre las primeras distancias no se notó un cambio benéfico ya que esa zona es más activa debido a la presencia de cordón de soldadura.

Los perfiles de microdureza mostraron que la condición con un campo magnético de 3.2mT obtuvo un mejor comportamiento que la condición sin campo magnético al tener una microdureza mayor y al mantener una mejor estabilidad a medida que se aleja del centro de la unión.

Las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión fueron obtenidas mediante el ensayo de corte con punzón el cual tiene una correlación con el ensayo de tensión, los resultados no mostraron gran cambio entre ambas condiciones, como lo reflejan los ensayos por difracción de rayos X, sin embargo, mostraron una correlación con los perfiles de microdureza.

Se logró obtener un factor de corrección que relaciona al ensayo de corte con punzón con el ensayo de tensión siendo su valor 2.022. Las muestras obtenidas del ensayo de corte con punzón fueron analizadas por medio de microscopía electrónica de barrido mostrando tener fracturas tipo dúctil y con presencia de inclusiones no metálicas que generan nucleación de microhuecos y posteriormente la falla.

La resistencia a la corrosión intergranular del metal base (MB) fue buena, sin embargo, esto causó que el gradiente composicional del contenido de cromo en el MB fuera mínimo, dificultando con esto el proceso de difusión del cromo causado por la interacción electromagnética. De primera instancia se tiene que lo anterior ocasiono que no se hayan obtenido los resultados esperados.

INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable austeníticos son popularmente usados debido a que tienen diversas aplicaciones en la industria alimenticia, industria del petróleo e industria nuclear. Debido a su alto contenido de cromo (10-18%), son idóneos donde los requerimientos de resistencia a la corrosión son exigidos. El acero inoxidable austenítico del tipo 304 es el más comúnmente empleado, lo que lo vuelve tema de interés a estudiar a pesar de los problemas que presenta cuando es expuesto en un rango de temperaturas ente 450 y 850°C. El fenómeno de sensibilización es el que se presenta entre estas temperaturas y se debe a la precipitación de carburos de cromo sobre el límite de grano dejado las zonas aledañas pobres en cromo, lo que lo vuelve susceptible a la corrosión intergranular. Este problema se agrava cuando el material es soldado, ya que la zona adyacente a la pileta líquida de soldadura alcanza las temperaturas antes mencionadas, dicha zona es denominada zona afectada por el calor (ZAC).

Desde hace décadas la sensibilización ha sido tema importante a estudiar, se han llevado a cabo distintas investigaciones y diversos procedimientos para disminuir dicho fenómeno, entre los que tenemos los tratamientos térmicos, aleaciones con contenidos bajos de carbono, aleaciones con elementos estabilizadores de carburos, tratamientos termo-mecánicos y tratamientos térmicos superficiales con laser. Sin embargo, algunas de estas alternativas siguen siendo costosas y otras más son poco factibles cuando se trata de hacer uniones en campo.

El presente proyecto de investigación está enfocado en el estudio del efecto de un campo magnético de intensidad 3.2mT como una nueva herramienta para minimizar el fenómeno de sensibilización en la zona afectada por el calor sobre el acero AISI 304. La aplicación de este campo magnético junto con el generado por la corriente directa del proceso de soldadura, pueden interactuar para modificar la difusión de elementos de aleación en la matriz austenítica, minimizando la precipitación y crecimiento de carburos de cromo, logrando con ello la disminución del grado de sensibilización y posiblemente una mejora de propiedades mecánicas.

OBJETIVOS

El objetivo general de este proyecto de investigación: consiste en evaluar el efecto de la aplicación de un campo magnético durante la soldadura en la ZAC de placa de acero inoxidable AISI 304, en términos de propiedades mecánicas y grado de sensibilización.

OBJETIVOS PARTICULARES:

- Realizar la caracterización microestructural por microscopía óptica del metal base así como por difracción de rayos X de la ZAC.
- Analizar mediante pruebas electroquímicas el grado de sensibilización y la resistencia al picado del metal base y la ZAC.
- Obtener un factor de correlación entre el ensayo de corte con punzón y el ensayo de tensión.
- Analizar las propiedades mecánicas por medio del ensayo de corte con punzón del metal base y de la ZAC.

JUSTIFICACIÓN

El fenómeno de sensibilización en uniones soldadas de aceros inoxidable austeníticos ocurre en la ZAC, al alcanzar elevados ciclos térmicos de soldadura el cromo y el carbono difunden inevitablemente para formar carburos de cromo. Esto provoca que cerca de los límites de grano de la matriz austenítica se genere un empobrecimiento de cromo, lo que favorece a la corrosión intergranular.

La sensibilización de estos aceros ha causado la falla prematura de componentes soldados, para combatir este problema se ha empleado lo siguiente:

- Disminución del contenido de carbono.
- Adición de elementos estabilizadores de carburos (Nb, Ti).
- Tratamientos térmicos de solubilización.
- Tratamientos termomecánicos.
- Tratamientos superficiales con laser.

Este estudio propone un método instantáneo redituable económicamente, ya que se aplica junto con el proceso de unión minimizando el fenómeno de sensibilización en la ZAC. El método consiste en aplicar un campo magnético de baja intensidad durante la soldadura de placas de acero inoxidable AISI 304 por el proceso GMAW.

HIPÓTESIS

La aplicación de un campo magnético axial de baja intensidad en el proceso de soldadura con gas de protección y electrodo consumible (GMAW por sus siglas en inglés), puede causar la difusión de elementos de aleación, como el C en la matriz austenítica y el Cr en los alrededores de los carburos $M_{23}C_6$ que generan la sensibilización en aceros inoxidable austeníticos, inhibiendo el crecimiento de los carburos preexistentes y la formación de nuevos carburos, a la vez que se disminuye el empobrecimiento de Cr y por consecuencia se disminuirá la susceptibilidad a la corrosión intergranular en la ZAC.

CAPÍTULO 1.- Revisión Bibliográfica.

1.1.- ACEROS INOXIDABLES.

Los aceros inoxidables deben contener como mínimo el 11% en peso de cromo para que al estar en contacto con el oxígeno se pueda formar una capa pasiva de óxido de cromo (Cr_2O_3), para lograr que el acero sea resistente a la corrosión. Los aceros inoxidables se clasifican en cinco familias diferentes; cuatro de ellas corresponden a las particulares estructuras cristalinas formadas en la aleación: austenita, ferrita, martensita y dúplex (austenita más ferrita); mientras que la quinta son las aleaciones endurecidas por precipitación, que están basadas más en el tipo de tratamiento térmico usado que en la estructura cristalina [1].

1.1.1.- Aceros inoxidables austeníticos.

Los aceros inoxidables austeníticos constituyen la familia con el mayor número de aleaciones ya que integra las series AISI 200 y 300, son los que más se fabrican debido a su excelente formabilidad y elevada resistencia a la corrosión. La matriz austenítica en estos aceros se debe a la adición de elementos tales como el níquel, manganeso y nitrógeno. El cromo generalmente varía entre 16 y 26%. El carbono se encuentra presente en un rango de 0.03 a 0.08% y ayuda a obtener una buena resistencia mecánica a altas temperaturas (termofluencia) debido a que genera un efecto de endurecimiento intersticial. Debido a su buena resistencia mecánica, a su excelente factor de higiene y limpieza, así como a su buena resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidables austeníticos tienen aplicaciones en usos arquitectónicos, equipamientos de cocina, soportes estructurales, así como en la industria petroquímica y nuclear.

El acero inoxidable austenítico AISI 304 es el más comúnmente usado, por lo que ha sido muy estudiado. Entre sus principales características está que no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico, sino por deformación en frío (debido a que hay transformación de fase

austenita γ a martensita α') [2-3], son levemente magnéticos debido a la fase martensita que puede estar presente, y presentan buena soldabilidad.

Cuando estos aceros son expuestos entre 450 y 850 °C se presenta el fenómeno de sensibilización. Durante la aplicación del proceso de unión por fusión hay una zona en particular que se ve dañada por el ciclo térmico de soldadura, esta zona es denominada zona afectada por el calor (ZAC), esto causa que el material se vuelva susceptible a la corrosión intergranular causando fallas prematuras en los componentes, como se puede observar en la Figura 1.1. El acero inoxidable AISI 304 no puede ser empleado en ambientes en los que se tenga presente el cloro debido a la susceptibilidad que tiene a la corrosión intergranular y al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo, fenómenos que afectan al metal base, metal de soldadura y la ZAC [4]. Esta problemática ha motivado trabajos de investigación por muchos años orientados a prevenir o mitigar dicho fenómeno para incrementar el periodo de vida útil de componentes soldados.



Figura 1.1.- Falla por corrosión intergranular en la ZAC de un acero soldado 316 [5].

1.2- CORROSIÓN.

El estudio de la corrosión consiste en la investigación del deterioro de los materiales por el medio en el que son usados. El corrosionista se ve en la necesidad de tener que predecir el comportamiento a largo plazo de los materiales, basado en ensayos relativamente cortos. Para ello se requiere un buen conocimiento de los mecanismos involucrados en los

procesos de corrosión, y el estudio de tales mecanismos muestra que la corrosión es un problema muy complejo, y típicamente multidisciplinario.

1.2.1.- Clasificación de los procesos de corrosión.

Los procesos de corrosión pueden ser clasificados para su estudio según el medio en el que se desarrollan o según su morfología. Una posible clasificación se presenta en la Figura 1.2

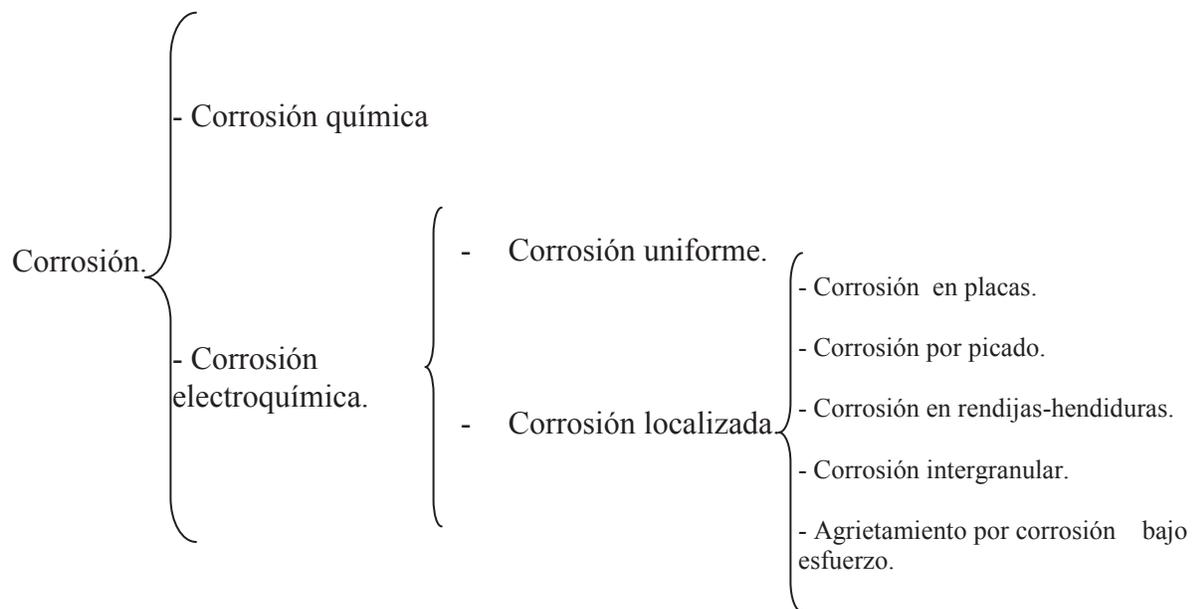


Figura 1.2.- Clasificación de los mecanismos de corrosión [6].

Bajo la corrosión química se estudian todos aquellos casos en los que el metal reacciona con un medio no-iónico (por ejemplo: oxidación en aire a alta temperatura, reacción con una solución de yodo en tetracloruro de carbono, etc.).

Considerados desde el punto de vista de la participación de iones metálicos, todos los procesos de corrosión serían electroquímicos. Sin embargo, es usual designar como corrosión electroquímica aquella que se produce en una interfase electrificada en donde se

genera una transformación de la especie y al mismo tiempo se realiza un transporte de carga. A este importante grupo pertenecen la corrosión en soluciones salinas y agua de mar, la corrosión atmosférica, la corrosión en suelos, etc. [6].

1.2.1.1- Corrosión localizada.

El ataque por picado es una forma de corrosión localizada que se presenta en metales que normalmente están pasivados como el níquel, magnesio, zirconio, cobre, estaño, zinc, titanio y en numerosas aleaciones, entre ellas los aceros inoxidable. El ataque se observa como un ataque intenso en áreas pequeñas, en tanto que el resto del metal permanece pasivo.

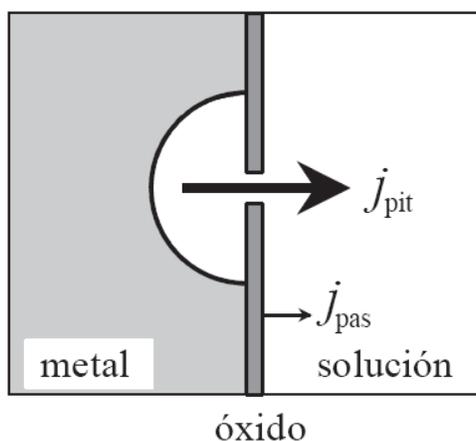


Figura 1.3.- Vista esquemática de una picadura. Sobre la superficie de un metal pasivo aparecen puntos de corrosión activa, que crecen con una densidad de corriente varios órdenes de magnitud mayor que la de la zona pasiva [6].

Para que ocurra el picado se necesita que el medio corrosivo contenga ciertos iones que suelen calificarse como agresivos. El ión que con mayor frecuencia aparece como el causante de picado es el cloruro, esto se debe a su amplia distribución en la naturaleza. En general se observa que los iones agresivos son aniones de ácidos fuertes. Se encuentra en la literatura [7] que hay tres tipos diferentes de picado: a) depasivación electroquímica, b) depasivación química, c) figuras de corrosión (ataque por picado). Donde la depasivación electroquímica es la forma más común y desde el punto de vista práctico la forma más

relevante de picado y se observa en soluciones neutras o alcalinas. Se desarrolla sobre metales pasivos y se caracteriza por tener asociado un potencial de picado.

Los sitios de nucleación de picaduras han sido frecuentemente relacionados con fallas microscópicas de la superficie metálica. En aceros inoxidable, la localización de picaduras está generalmente asociada a la presencia de inclusiones. Estas picaduras se inician en inclusiones no metálicas, siendo las de sulfuro de manganeso las más efectivas [8].

De acuerdo con Kolotyркиn [9], a temperatura ambiente, las picaduras sobre el acero inoxidable se nuclean sobre inclusiones de óxidos mixtos que contienen, además de oxígeno, elementos tales como silicio, calcio, aluminio o magnesio. Ni titanio ni manganeso aparecen en dichas inclusiones. A su vez, a 95°C, las picaduras se nuclean sobre compuestos oxigenados azufrados, que además de oxígeno y azufre contienen manganeso y/o titanio.

En aceros inoxidable, principalmente en los aceros dúplex, existe un rango de temperaturas (300-500°C) en el cual puede ocurrir la precipitación de carburos de cromo, nitruros de cromo, fase chi (χ) y la fase sigma (σ) sobre la interfase austenita-ferrita, estos cambios en la microestructura causan una disminución en la resistencia al picado ya que consumen cromo de la matriz para su formación ocasionando que las zonas aledañas a ellas queden pobres de este elemento.

La técnica electroquímica de resistencia a la polarización (RP) se emplea para medir la velocidad de corrosión de los materiales por medio de la aplicación de sobrepotenciales anódicos y catódicos no mayores a 15 mV respecto al potencial de corrosión (E_{Corr}). La relación entre la corriente que fluye a través de la interfase electrificada y el sobrepotencial aplicado es lineal y la pendiente de la curva es precisamente la R_p . Este parámetro es inversamente proporcional a la corriente de corrosión, por eso en los casos de procesos de corrosión controlados por transferencia de carga la R_p , se utiliza para determinar velocidad de corrosión en mm/año. Existe también la técnica de extrapolación de Tafel, en la cual la interfase electrificada se polariza más de 130 mV tanto en sentido anódico como catódico respecto al E_{Corr} . A sobrepotenciales mayores a 130 mV, la relación entre el $\log |i|$ de la corriente con el potencial es lineal (comportamiento Tafeliano), la región lineal se extrapola

al E_{Corr} y así se determina la i_{Corr} . Esto es aplicable a materiales que se corroen uniformemente, ya que está reportado que la cantidad de material desprendido es directamente proporcional a la densidad de corriente que fluye a través de él [10]. Sin embargo, en materiales que se pasivan como es el caso del acero AISI 304 esta prueba se utiliza para evaluar la resistencia que tiene al picado, en estos materiales la capa pasiva impide el contacto entre el electrolito y el metal activo y donde esta capa sea más débil habrá un momento en el que haya una gran salida de corriente y se formará la picadura

1.3.- SENSIBILIZACIÓN EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.

La corrosión intergranular es otra forma de corrosión localizada que ocurre por la disolución preferencial de las zonas correspondientes a los límites de grano. Es un fenómeno de mucha importancia debido al efecto que tiene sobre las propiedades mecánicas de un componente, ya que con una cantidad relativamente pequeña de material atacado, se puede generar una falla catastrófica en un componente metálico. En la Figura 1.4 se muestra un material que ha sufrido corrosión intergranular, denotándose como un ataque localizado sobre el límite de grano. Algunos de estos materiales (aceros inoxidable sensibilizados) presentan ataque intergranular en diversos medios corrosivos y en un amplio intervalo de potenciales.

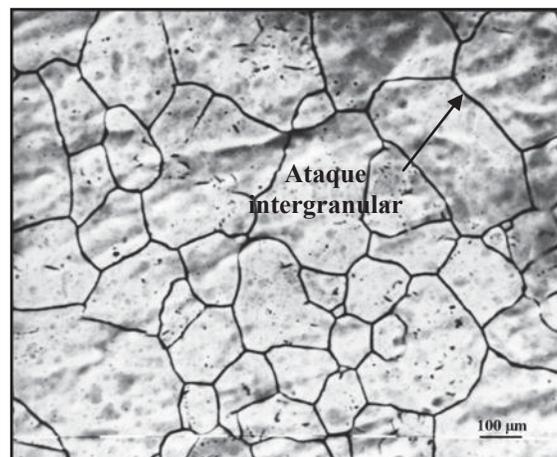


Figura 1.4.- Aspecto superficial de una probeta de acero inoxidable AISI 304 que ha sufrido corrosión intergranular [6].

La buena resistencia a la corrosión generalizada que presentan los aceros inoxidable es debida a una película superficial protectora de óxido de cromo. Sin embargo, se han producido numerosas fallas en aceros inoxidable austeníticos del tipo 18Cr-8Ni en medios donde la aleación debería exhibir una excelente resistencia a la corrosión. En la mayoría de los casos, el motivo de esas fallas es atribuido a la corrosión intergranular. Este ataque es particularmente intenso cuando dichos aceros son calentados en un rango de temperaturas entre aproximadamente 450 y 850 °C, donde se produce un fenómeno denominado sensibilización ó sensitización.

El mecanismo de corrosión intergranular de estos materiales está basado en el empobrecimiento de cromo en las zonas aledañas a los límites de grano. Si el contenido de cromo es menor al 11%, se obtiene una pobre resistencia a la corrosión [6].

La causa del ataque intergranular es que en un intervalo aproximado de temperaturas entre 450 y 850°C, el carburo de cromo $M_{23}C_6$ empieza a precipitar en la austenita en forma de dendritas fuera de la solución sólida (en los límites de grano). Si el contenido de carbono es superior al 0,02% el cromo es removido de la solución sólida, y el resultado es una aleación con bajo contenido de cromo en las zonas adyacentes a los límites de grano. Los carburos de cromo producidos no son atacados por los reactivos químicos, pero la zona adyacente a los límites de grano, donde se produce el empobrecimiento en cromo, es fuertemente corroída puesto que no contiene suficiente cromo para que le imparta resistencia a la corrosión. El acero inoxidable 18Cr-8Ni (AISI 304) generalmente contiene entre 0.04 y 0.08% de carbono, por lo tanto hay un exceso de carbono disponible para combinarse con el cromo y precipitar en forma de carburos. La situación generada se muestra esquemáticamente en la Figura 1.5.

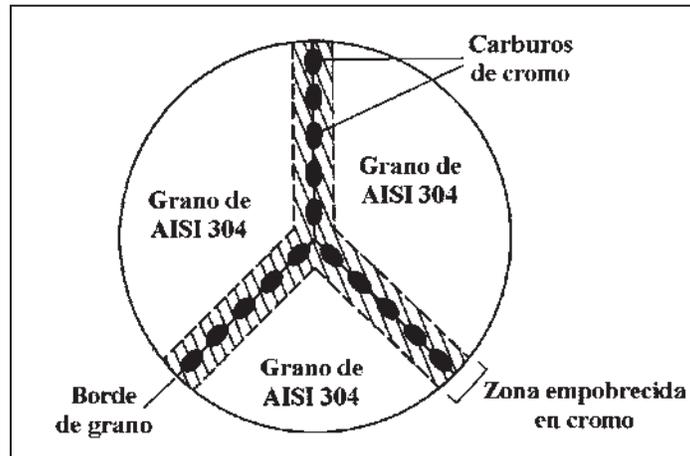


Figura 1.5.- Representación esquemática del borde de grano de un acero inoxidable sensibilizado [11].

El carbono, al ser un elemento aleante intersticial, difunde rápidamente hacia los límites de grano a las temperaturas de sensibilización, pero el cromo es mucho menos móvil. Las evidencias experimentales revelan que el contenido de cromo en las zonas adyacentes a los límites de grano es reducido a valores por debajo del límite de protección. Por ejemplo, Wells y colaboradores [12], por medio de microscopía electrónica de transmisión observaron que en el límite de grano la concentración de cromo de un acero inoxidable sensibilizado es del 9%, y que se restablece la concentración correspondiente al seno del material a 50 μm de distancia del límite de grano. Por ese motivo, la resistencia a la corrosión se ve disminuida y el efecto neto es un rápido ataque en las áreas empobrecidas, con poco o ningún ataque en los granos mismos.

Muchas fallas en aceros inoxidables 18Cr-8Ni ocurrieron durante las primeras aplicaciones de este material debido al desconocimiento del mecanismo de corrosión intergranular, y aún siguen ocurriendo cuando este efecto no se toma en cuenta. Estas fallas están asociadas generalmente con estructuras soldadas y la región del material atacada intergranularmente es denominada zona afectada por el calor. Esta zona es una banda de material paralela al cordón de soldadura, y su aspecto se muestra en la Figura 1.6. La micrografía mostrada corresponde a un material que ha sido sumergido en ácido nítrico en ebullición posterior a su soldadura [13]. La parte derecha de la soldadura corresponde a un acero inoxidable AISI 304, mientras que la izquierda corresponde a un acero inoxidable estabilizado AISI 321. La

ausencia de zona afectada por el calor sobre la parte izquierda de la soldadura se debe a la presencia de elementos estabilizadores de carburos.

Debe enfatizarse que los aceros inoxidable austeníticos no fallan en todos los medios corrosivos conocidos, puesto que en algunos de ellos la corrosión localizada no es un problema o porque estos materiales son generalmente empleados en condiciones donde no se requiere que se ponga de manifiesto toda su resistencia a la corrosión. De todas formas es deseable que todos los materiales se encuentren en las condiciones de su mejor resistencia a la corrosión. Es por ello el interés de solucionar o disminuir el fenómeno de sensibilización que se da en los procesos de soldadura mediante técnicas para mitigar el problema de sensibilización.

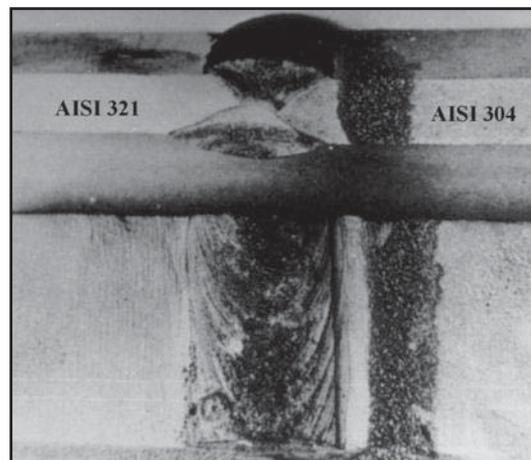


Figura 1.6.- Corrosión intergranular sobre el acero inoxidable AISI 304 en la zona afectada por el calor cercana a la soldadura. El acero inoxidable AISI 321 permanece inalterado [13].

1.3.1.- Técnicas para caracterizar la sensibilización.

Existen varias pruebas para evaluar el grado de sensibilización (GDS) en los aceros inoxidable austeníticos, algunas de ellas están estandarizadas por la norma ASTM A-262. Cuatro de estas prácticas (B-E) corresponden a una exposición prolongada del acero dentro de una solución acida en ebullición, determinando el grado de sensibilización por pérdida de peso conllevando a que dichas pruebas resulten tediosas y destructivas [14]. Otra prueba

es la ASTM A-262A que consiste en dar un ataque con ácido oxálico al material seguido de un análisis metalográfico, es fácil de realizar solo que tiene la desventaja de dar resultados solo cualitativos con la ventaja que no es destructiva, la clasificación de las estructuras que se obtienen se ilustran en la Figura 1.7.

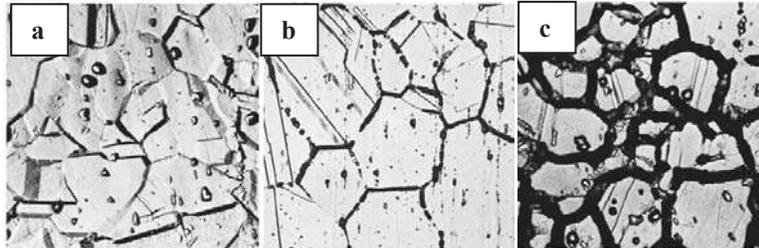


Figura 1.7.- Estructuras obtenidas de las técnicas de caracterización de la sensibilización; a) escalón b) dual c) zanja [15].

Otras técnicas que se utilizan a menudo para detectar el grado de sensibilización son las pruebas electroquímicas, debido a que éstas detectan bajos grados de sensibilización permitiendo obtener una medida cuantitativa, fácil y rápida de realizar. En estas pruebas se expone la superficie a una solución de ácido sulfúrico diluido con tiocianato de potasio como activador o despasivador. La muestra es polarizada anódicamente hasta el rango pasivo, donde luego se restituye el potencial catódicamente hasta el potencial de corrosión. De acuerdo con Luz y colaboradores [15], cuando se tiene una relación I_r/I_a menor a 0.01 el material tiene una estructura tipo escalón, cuando es mayor a 0.01 pero menor a 0.05 el material tiene una estructura tipo dual y cuando se es mayor a este 0.05 el material tiene una estructura tipo zanja que es indicativo de que el material presenta abundante precipitación de carburos de cromo lo que induce empobrecimiento de Cr en áreas considerables, adyacentes a los límites de grano. Al caer la concentración de Cr por debajo del 11%, la aleación no es inoxidable y sí altamente susceptible a la corrosión intergranular.

1.3.1.1.- Reactivación potenciodinámica de doble ciclo (RPDDC).

Las curvas de reactivación potenciodinámica (RPD) representaron un gran avance en la determinación cuantitativa, rápida y no destructiva del grado de sensibilización. Esta técnica está basada en un barrido de potenciales (barrido de reactivación) desde un potencial pasivo hasta el potencial de corrosión sobre una muestra plenamente pulida, sumergida en una solución ácida (0.5M H₂SO₄ + 0.01M KSCN a 30°C), la cual activa en forma rápida la zona empobrecida en cromo. Como resultado del barrido se obtiene una curva que presenta un pico de corriente en la zona activa (pico de reactivación). El área bajo el pico de reactivación mide el GDS. Las ecuaciones para el cálculo del grado de sensibilización se muestran a continuación:

$$GDS = Q/GBA \text{ (coulombs/cm}^2\text{)} \quad \text{ec. (1.1)}$$

$$GBA = A \times [(5.095 \times 10^{-3}) \times (e^{0.347X})] \quad \text{ec. (1.2)}$$

Q= Carga eléctrica (coulombs).

X= Tamaño de grano ASTM a una magnificación de 100X.

A= Área de la muestra (cm²).

Factores como el acabado superficial, la temperatura y el tamaño de grano hacían complicada esta técnica para poder realizarla en campo, debido a que se dificultaba el control de dichos factores. Para dar solución a esto, se desarrolló la técnica de RPDDC.

El resultado de la técnica de RPDDC da dos curvas, una correspondiente a la polarización anódica y otra que resulta de la reactivación, ver Figura 1.8, y en lugar de tomar la carga Q integrada bajo la curva para la evaluación del GDS, se utiliza la relación de las corrientes máximas de reactivación y la de activación (anódica). La ventaja principal de esta técnica es que la superficie de prueba no debe ser necesariamente pulida con pasta de diamante de 1 μm, sino que se puede utilizar un acabado superficial desde 140 μm (lija de grado 100). La técnica de doble ciclo se desarrolla bajo condiciones básicas basadas de la técnica RPD, esto es utilizando una solución de 0.5M H₂SO₄ + 0.01M KSCN deareada con nitrógeno y una velocidad de barrido de 6 V/h.

Dicha prueba se inicia con la determinación del potencial de corrosión. Una vez establecido este potencial la muestra se polariza anódicamente hasta un potencial de 300mV vs ESC a la velocidad de 6 V/h, y cuando ese potencial es alcanzado la velocidad de barrido se revierte hasta alcanzar nuevamente el potencial de corrosión. Se toman las densidades de corriente máximas para determinar el GDS. El valor de $I_r/I_a=0.05$ es la frontera para decidir si un material esta sensibilizado o no. Valores inferiores a 0.05 indican que el material no está sensibilizado.

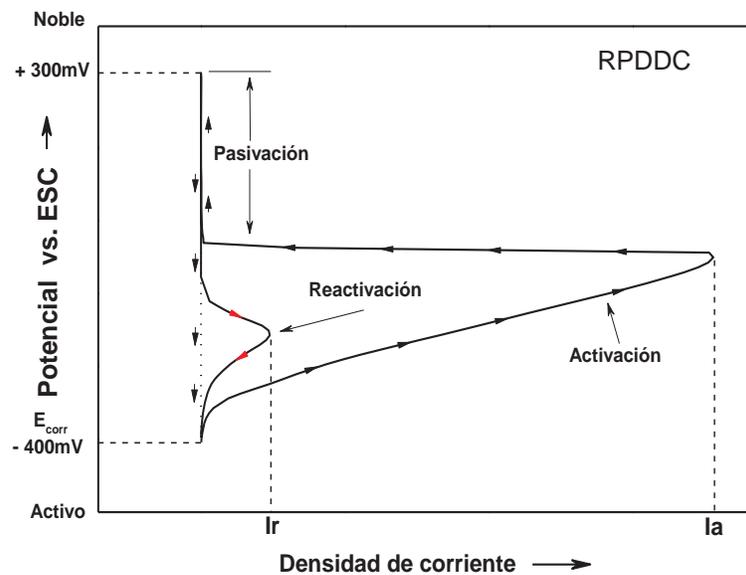


Figura 1.8.- Curva típica generada por la técnica de RPDDC [16].

1.3.1.1.1.- Reproducibilidad.

La reproducibilidad de esta prueba ya ha sido estudiada antes [16], esta prueba tiene una mejor reproducibilidad que la de curva sencilla. En la de doble ciclo, la magnitud de la corriente anódica es independiente del GDS y la magnitud de la curva de reactivación se ve afectada por este GDS, llegando a ser muy baja ($10^{-6}A$) para materiales no sensibilizados y alta ($10^{-2}A$) para materiales muy sensibilizados.

1.3.1.1.2.- Efecto de la velocidad de barrido.

A cualquier nivel de sensibilización se ha encontrado que la relación I_r/I_a aumenta cuando se disminuye la velocidad de barrido, este aumento es debido a un incremento en la corriente de reactivación ya que, además de una mayor disolución de material en las regiones del límite de grano, también hay un mayor ataque por corrosión uniforme en el material. La velocidad de barrido de 6 V/h, parece ser el mejor compromiso entre una baja velocidad de corrosión uniforme y un elevado grado de ataque intergranular [16].

1.3.1.1.3.- Efecto del acabado superficial.

Los resultados obtenidos de las probetas ensayadas con acabado superficial desde 1 μm hasta 140 μm (lija de grado 100), revelan que no son dependientes del acabado superficial ya que, durante el barrido anódico la superficie de la muestra se activa y con esto las primeras capas superficiales son removidas y por tanto el barrido de reactivación se efectúa en una superficie limpia [16].

1.3.1.1.4.- Efecto de la concentración de KSCN.

El tiocianato de potasio es agregado al electrolito de prueba como activador o despasivador selectivo del límite de grano, con el fin de aumentar la corriente de reactivación. Se sabe que a valores mayores de 0.03 M de KSCN, no se tiene un aumento en la relación I_r/I_a de los materiales sensibilizados. Para la concentración de 0.01 M existe una variación de $\pm 10\%$ que afecta la relación de corrientes en ± 0.003 para materiales con un gran grado de sensibilización y en ± 0.0003 para materiales medianamente sensibilizados [16].

1.4.- ENSAYO DE CORTE CON PUNZÓN (ECP).

En ingeniería se necesita saber cómo responden los materiales sólidos a fuerzas externas como la tensión, la compresión, la torsión, la flexión o el corte. Los materiales sólidos

responden a dichas fuerzas con una deformación elástica, una deformación permanente o una fractura. El ensayo de tensión es un ensayo destructivo que se utiliza para evaluar varias propiedades mecánicas de los materiales, en especial la resistencia máxima a la tensión. Dicho ensayo nos genera una grafica esfuerzo – deformación como se ilustra en la Figura 1.9.

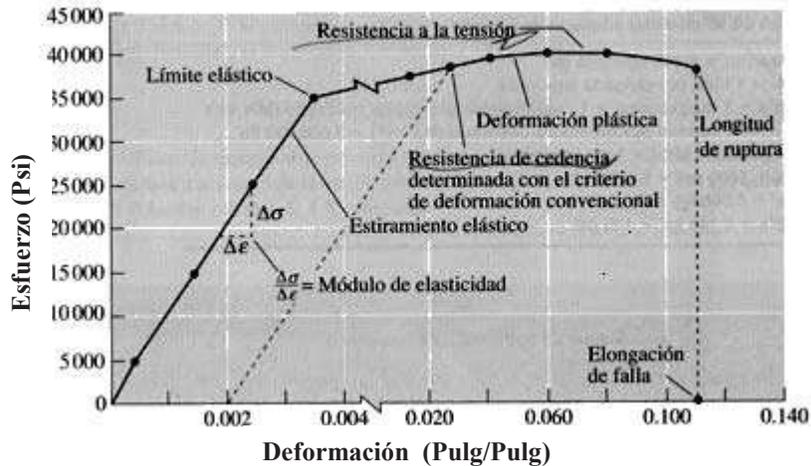


Figura 1.9 -. Gráfica esfuerzo Vs deformación, para una aleación de aluminio [17].

En los procesos de soldadura por fusión se generan varias transiciones microestructurales en una región relativamente estrecha, lo que a su vez produce variaciones localizadas en las propiedades mecánicas. Una manera común de monitorear estas variaciones es mediante la generación de barridos de microdureza en las secciones transversales. Recientemente, el ensayo de corte se ha utilizado para cuantificar de manera análoga a un ensayo de tensión sobre las propiedades mecánicas locales en una junta soldada [18].

El ensayo de corte con punzón, es una técnica eficiente para evaluar las propiedades mecánicas cuando el material de trabajo es limitado, o cuando se requiere trabajar con pequeñas cantidades, tal es el caso de materiales irradiados. Diferentes investigadores han estudiado una correlación lineal entre el ensayo de corte y el ensayo de tensión [18-20].

El esfuerzo último al corte, el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo último de tensión se calculan con las ecuaciones 1.3, 1.4 y 1.5 respectivamente.

$$\tau = \frac{L}{2\pi r t} \quad \text{ec. (1.3)}$$

$$\sigma_y = A\tau_y \quad \text{ec. (1.4)}$$

$$\sigma = m\tau \quad \text{ec. (1.5)}$$

Donde:

- σ = esfuerzo de tensión uniaxial (MPa).
- τ = esfuerzo efectivo de corte (MPa).
- L = carga (N).
- r = radio del punzón (mm).
- t = espesor de la muestra (mm).
- σ_y = esfuerzo de cedencia a la tensión uniaxial (MPa).
- τ_y = esfuerzo de cedencia de corte (MPa).
- A = coeficiente de correlación para el esfuerzo de cedencia.
- m = coeficiente de correlación para el esfuerzo ultimo de tensión.

El resultado de este ensayo es una curva carga-desplazamiento, que es similar a la obtenida de un ensayo de tensión esfuerzo-deformación, en ambas curvas se presenta una región lineal elástica, punto de cedencia, una región de deformación plástica y la carga máxima soportada. Las curvas típicas de ECP para diferentes espesores de Al 6061 y acero inoxidable martensítico son mostradas en la Figura 1.10.

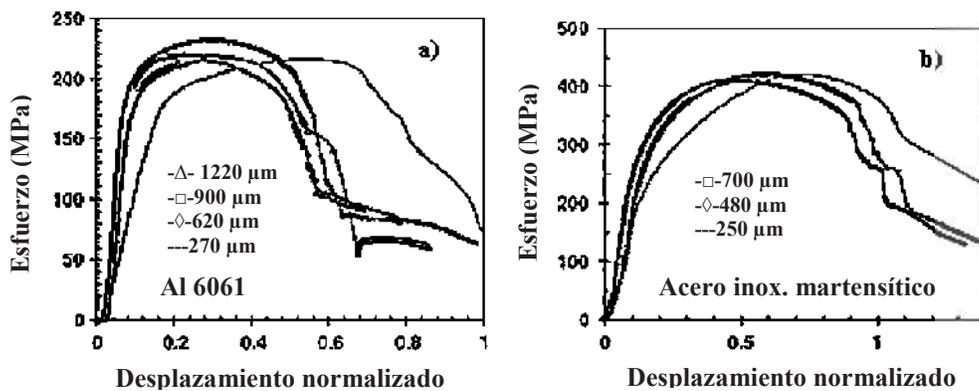


Figura 1.10.- Curvas ECP para: a) Al 6061 y b) Acero inoxidable martensítico [21].

1.4.1.- Efecto del espesor de las muestras.

Guduru y colaboradores [21] analizaron el efecto que tiene el espesor de la muestra en las propiedades mecánicas obtenidas por el ensayo de corte con punzón, haciendo pruebas en aluminio, zinc y en un acero inoxidable martensítico a diferentes espesores. La Figura 1.11 muestra como el espesor no tiene ningún efecto significativo sobre el esfuerzo último de corte, sin embargo, en la Figura 1.12 hay un pequeño cambio en el esfuerzo de cedencia al corte en el acero inoxidable martensítico, este cambio se puede observar solamente en el espesor menor.

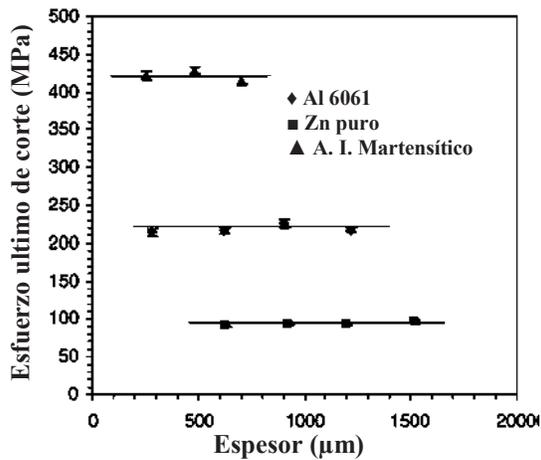


Figura 1.11.- Esfuerzo último al corte vs espesor [21].

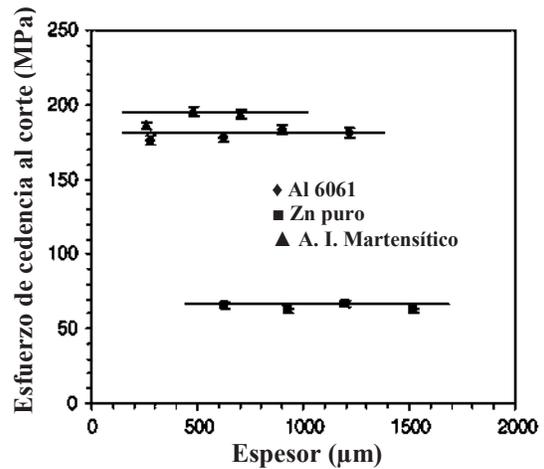


Figura 1.12.- Esfuerzo de cedencia al corte vs espesor [21].

1.4.2.- Efecto de la holgura entre el dado y el punzón.

De acuerdo a la literatura si se excede el límite de la holgura el ensayo no cortara causando solo deformación, sin embargo, si se realiza por lo mínimo permisible el ensayo no se realizará (holgura para aceros martensíticos 27-54 μm). Guduru [21] realizó los ensayos con holguras de 5, 10, 15 y 20 μm, como se puede observar las holguras están por debajo de lo establecido (27-54 μm). Sin embargo, no se observa ningún cambio significativo en

el esfuerzo de corte, así como en el esfuerzo de cedencia, en las Figuras 1.13 y 1.14 se puede observar claramente estos efectos.

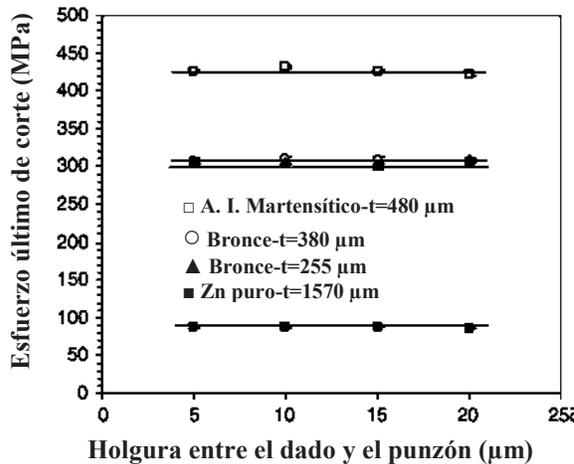


Figura 1.13.- Efecto de la holgura sobre el esfuerzo último al corte [21].

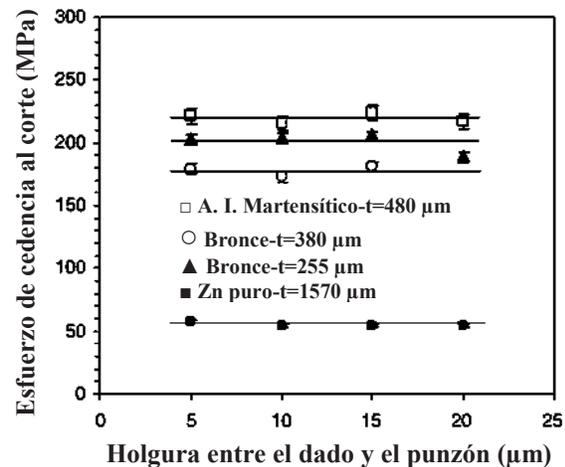


Figura 1.14.- Efecto de la holgura sobre el esfuerzo de cedencia al corte [21].

1.5.- EL USO DE CAMPOS MAGNÉTICOS EN EL PROCESAMIENTO DE MATERIALES.

El uso de campos magnéticos es muy amplio, va desde lo más típico, como lo es en generadores hasta la aplicación en medicina y la agricultura. Sin embargo, aquí se mencionaran algunos estudios en los que se han aplicado los campos magnéticos sobre materiales, y el efecto que éstos tienen sobre ellos. Nakamichi y colaboradores [22] dedujeron que la intensidad de un campo magnético afecta la difusión del carbono. Utilizando la aplicación de un campo magnético de 6T en un proceso de descarburación en un hierro γ entre un rango de temperaturas de 600 a 1050°C, logrando con ello que el coeficiente de difusión del carbono aumente alrededor de 4 veces.

Watanabe y colaboradores [23] hacen uso de campos magnéticos para llevar a cabo la ingeniería de límite de grano, esta técnica es basada en generar una recristalización seguida de un crecimiento de grano. Aplican un campo magnético de 3T a 600°C durante 6 h en una

aleación de hierro que contenía una alta concentración de estaño de 0.8 at%. Con ello, además de tener un control sobre la dirección y el crecimiento de grano disminuyen la segregación de Sn, que causaría fragilización, dando como resultado que el material sea más tenaz. La Figura 1.15 muestra la distribución de estaño en función del campo magnético utilizado. Al aumentar el campo magnético a 6T la tenacidad también aumenta debido a que se obtuvo un tamaño de grano menor.

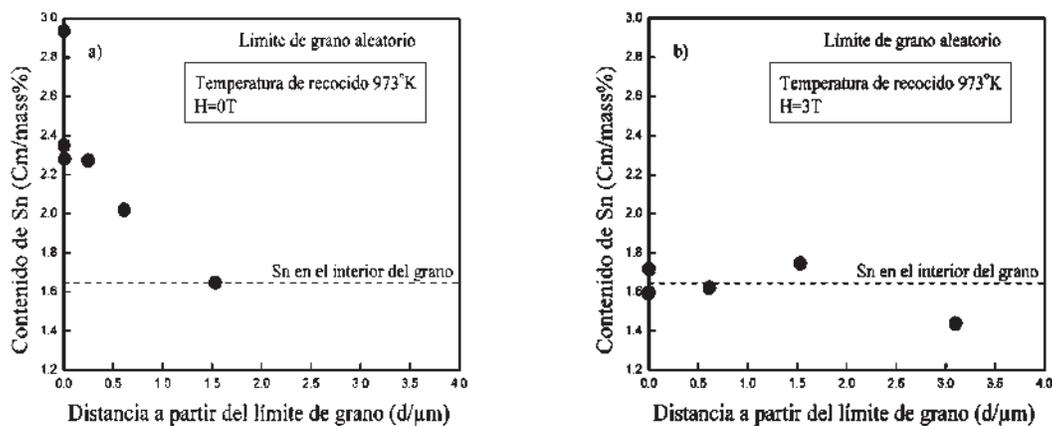


Figura 1.15.- Efecto del recocido magnético a 600°C sobre la segregación de Sn en una aleación Fe-0.8 mol% Sn: a) recocido normal sin aplicación de campo magnético, b) recocido con aplicación de campo magnético de 3T [23].

Otro efecto que tienen los campos magnéticos en aleaciones base hierro es en la temperatura de transformación de la austenita a ferrita de acuerdo con Hao y Ohtsuka [24], las aleaciones estudiadas fueron Fe puro, Fe-0.8C y Fe-25Co, la intensidad del campo magnético utilizada fue de 30T, y la dirección del campo magnético fue perpendicular a la superficie de la muestra ensayada. El registro de las curvas de calentamiento y enfriamiento se realizó por medio de termopares y con estas se pudieron observar las temperaturas de transformación de fase. La Tabla 1.1 muestra los resultados obtenidos en dicha experimentación.

Tabla 1.1- Temperaturas ($^{\circ}\text{C}$) de transformación de fase austenita-ferrita para aleaciones Fe, Fe-0.8C y Fe-25Co [24].

Aleación	Campo magnético	Calentamiento	Enfriamiento	Temperatura promedio de transformación	Aumento de la temperatura de transformación mediante la aplicación de 30 T
Fe	0T	923.5	906.2	914.9	----
	30T	948.5	939.3	943.9	29.0
Fe-0.8C	0T	744.5	704.9	724.7	----
	30T	769.7	742.0	755.9	31.2
Fe-25Co	0T	967.5	961.5	964.5	----
	30T	1015.6	1010.2	1012.9	48.4

El cambio de las temperaturas de transformación se debe a un cambio en las energías libres de Gibbs, ya que sin la aplicación de campos magnéticos, las fases austenita y ferrita tienen una temperatura de equilibrio donde sus energías libres de Gibbs son iguales. Pero al aplicar un campo magnético la energía libre de Gibbs de la ferrita disminuye debido a la energía magnética, ya que la magnetización de la austenita es mucho más pequeña que la de la ferrita.

En cuanto a estudios de campos magnéticos sobre aceros inoxidable tenemos el estudio de Fukuda y colaboradores [25], quienes aplicaron un campo magnético de 49T a una temperatura de -196°C a 4 materiales diferentes: SUS304, SUS304L, SUS316 y SUS 316L, para determinar la estabilidad de la fase austenita. A las muestras ensayadas se les realizó un tratamiento de solubilización y uno de sensibilización para obtener dos condiciones diferentes. Estas condiciones se les hicieron 5 ensayos diferentes. Los resultados se pueden observar en la Tabla 1.2, en donde “NI” señala que no hay martensita inducida, “T” indica la condición de solubilizado y “S” la condición de sensibilización.

Tabla 1.2.- Secuencia de transformación austenítica en aceros inoxidables austeníticos inducida por tratamiento isotérmico a -196°C (IH), por aplicación de un campo magnético sin tratamiento isotérmico (HMF), por aplicación de un campo magnético a -196°C después del tratamiento isotérmico (IH-HMF), por deformación a -196°C (DF), y por aplicación de un campo magnético después de la deformación (DF-HMF) [25].

Tipo	IH	HMF	IH→HMF	D	DF→HMF
SUS304(T)	NI	NI	NI	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS304(S)	$\gamma \rightarrow \alpha'$	NI	NI	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS304L(T)	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI	$\epsilon' \rightarrow \alpha'$	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS304L(S)	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha', \gamma \rightarrow \alpha'$	NI	$\epsilon' \rightarrow \alpha'$	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS316(T)	NI	NI	NI	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS316(S)	NI	NI	NI	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS316L(T)	NI	NI	NI	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI
SUS316L(S)	NI	NI	NI	$\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$	NI

Como ya se mencionó anteriormente estos materiales tienden a endurecerse mediante el trabajado en frío debido al cambio de fase austenita γ a martensita α' , sin embargo la aplicación de un campo magnético bajo temperaturas criogénicas causa una reversión de fases, lo que ayudaría a que exista un exceso de más del 4% en volumen de martensita se promueve la nucleación y crecimiento de grietas.

En otro estudio [26], se evaluó el efecto de campos magnéticos en función de la dirección en la que se aplica el campo magnético en el momento en que se aplica una soldadura de puntos sobre un acero AISI 301. El campo magnético es aplicado de forma paralela y perpendicular a la dirección en la que se aplica la soldadura. Los resultados muestran que hay un aumento en el tamaño de la ZAC cuando se aplica el campo en dirección perpendicular, además que este aumento de ZAC también está en función de la intensidad del campo magnético aplicado como se puede ver en la Figura 1.16.

Este cambio en la ZAC se atribuye a la fuerza de Lorentz, que es la fuerza que recibe una carga que se desplaza dentro de un campo magnético. Cuando se aplica el campo magnético en dirección paralela dicha fuerza no actúa por eso no hay un cambio significativo en el tamaño de la ZAC. Sin embargo, cuando el campo se aplica en dirección

perpendicular esta fuerza actúa de tal modo que afecta el tamaño de la ZAC y entre más grande es la magnitud del campo más fuerte es dicha fuerza.

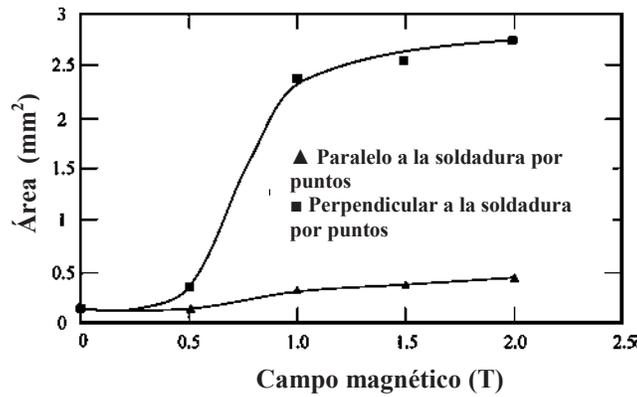


Figura 1.16.- Área de la zona afectada como una función del campo magnético aplicado de las muestras soldadas bajo diferentes direcciones de campo magnético [23].

1.6.- TÉCNICAS PARA MITIGAR EL PROBLEMA DE SENSIBILIZACIÓN.

Como ya se ha mencionado la sensibilización es un fenómeno que puede afectar a los aceros inoxidable austeníticos cuando están en operación o cuando son soldados debido a la presencia de carburos de cromo $M_{23}C_6$ que son termodinámicamente estables entre las temperaturas de 450 y 850°C.

Matula y colaboradores [27], caracterizaron el grado de corrosión intergranular de un acero AISI 316L por medio de pruebas electroquímicas. Las muestras fueron tratadas térmicamente a 1050°C por 1200 s con atmósfera controlada de argón, para así tener un material homogéneo libre de sensibilización. Estos materiales fueron sometidos a una temperatura de 650°C durante 3.6×10^4 y 1.91×10^7 s también con una atmósfera de argón controlada. Sobre el grano realizaron mediciones para saber la concentración de cromo a lo largo de él, como se ilustra en la Figura 1.17, encontrando que en los límites de grano había una concentración del 16% en peso mientras que en el centro era de 11.5%, determinando que cuando el contenido es inferior al 13% de cromo, la capa pasiva no es eficiente y el material se corroe intergranularmente. Las muestras también fueron analizadas por la

norma ASTM A262, llegando a la conclusión que el uso de ácido oxálico solo es un método cualitativo, mientras que a partir del uso de técnicas electroquímicas permite cuantificar el fenómeno de sensibilización.

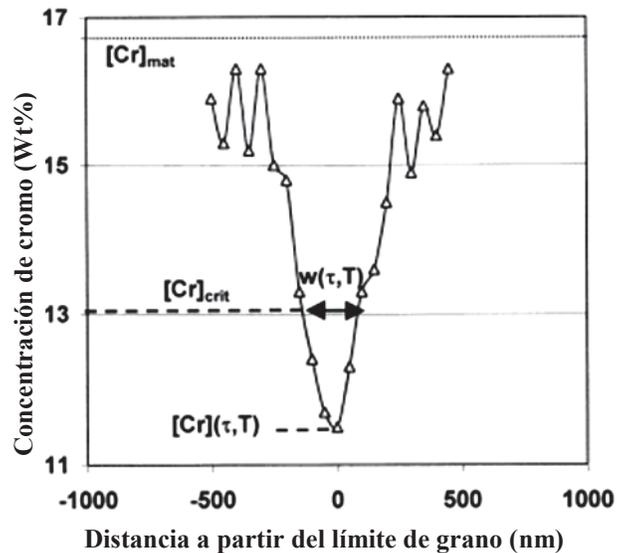


Figura 1.17.- Perfil de concentración de cromo medido perpendicular al límite de grano en una muestra sensibilizada a 650°C por 3.78×10^6 s [27].

Para minimizar el fenómeno de sensibilización se han realizado diferentes estudios. Trillo y Mur [28], estudiaron el comportamiento que tiene el contenido de carbono sobre la resistencia a la corrosión en un acero AISI 304. Probetas con diferente contenido de carbono fueron tratadas térmicamente para propiciar el fenómeno de sensibilización y así poder medir cuantitativamente el grado de corrosión generado. Como se puede observar en la Figura 1.18 el hecho de tener un contenido mayor de carbono genera un grado de corrosión mayor. Lo anterior es debido a que el incremento de carbono favorece la precipitación y crecimiento de carburos de cromo.

Otro estudio para prevenir la sensibilización es el de Kokawa y colaboradores [29], la técnica que utilizan es la llamada ingeniería de límite de grano. Dicha técnica consta de modificar el ángulo que hay entre los límites de grano, esto es mediante un tratamiento termomecánico que causa una recrystalización y un crecimiento de grano en un acero AISI

304, con este crecimiento de grano se tiene menor cantidad de límite de grano y con ello una mayor resistencia a la corrosión. La Figura 1.19 muestra este comportamiento. Una vez tratado el material se soldó por el proceso GTAW con el fin de estudiar el comportamiento de la ZAC, mostrando efectivamente que el proceso disminuye el grado de corrosión en los límites de grano.

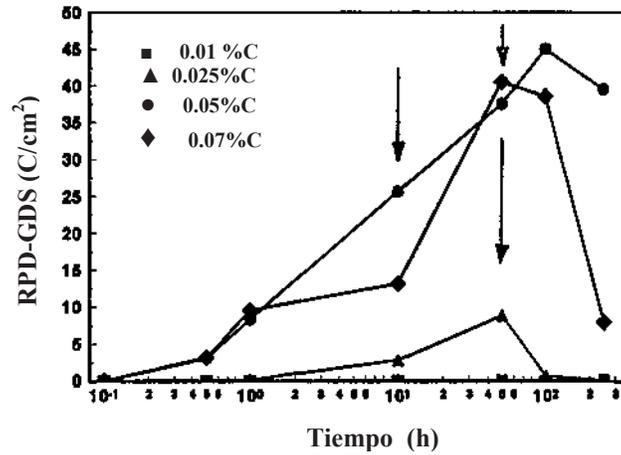


Figura 1.18.- RPD-GDS vs Tiempo de sensibilización, para diferentes porcentajes de contenido de carbono a 670°C [28].

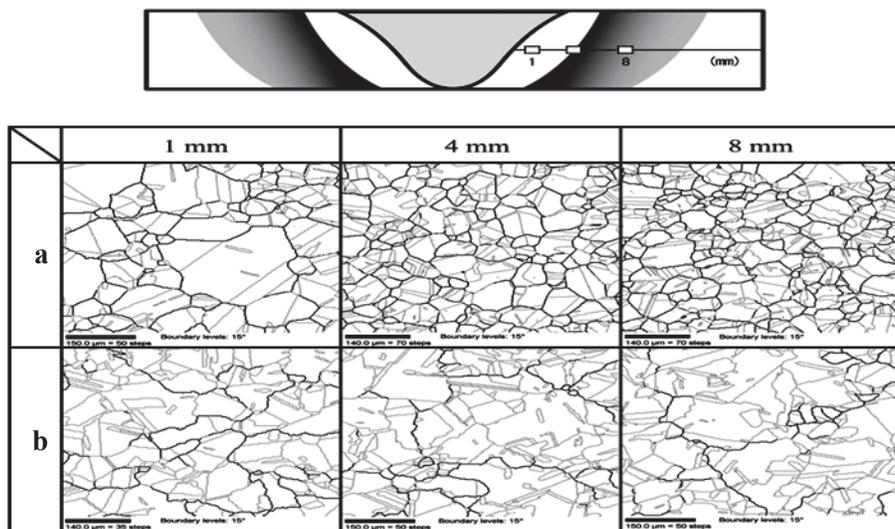


Figura 1.19.- Distribución del límite de grano en la ZAC mostradas por microscopia de orientación de imágenes (MOI); a) metal base b) material tratado termomecánicamente [29].

Kaul y colaboradores [30], analizaron un acero AISI 304 con un contenido de carbono de 0.044% en peso (medio contenido de carbono) y otro con 0.1% en peso (alto contenido de carbono), a estos materiales se les aplicó un tratamiento térmico superficial por medio de laser con lo cual disuelven la presencia de carburos existentes. Posteriormente los unen por medio del proceso de soldadura GTAW para analizar el comportamiento de la ZAC en cuanto a resistencia a la corrosión por medio de la técnica RPDDC, estos resultados son comparados con la unión de estos mismos materiales sin ser tratados superficialmente.

La Tabla 1.3 muestra los resultados obtenidos por Kaul donde se puede observar que el hecho de tener un contenido de carbono mayor se tiene una resistencia a la corrosión menor, recordando que si el grado de sensibilización (GDS) es mayor a 0.05 el material estará sensibilizado. También, se ve que al aplicar un tratamiento superficial se va disminuyendo en gran medida la corrosión intergranular.

Tabla 1.3.- Resultados del ensayo RPDDC [30].

Muestra		% Grado de sensibilización (GDS)	
		Superficie superior	Superficie inferior
Mediano-CSS	Metal Base	Sin pico de reactivación	
	N-HAZ	0.45	0.26
	LSM-HAZ	0.0123	0.0109
Alto-C SS	Metal Base	0.0003	
	N-HAZ	12.38	42
	LSM-HAZ	0.031	0.029

En cuanto a la aplicación de campos magnéticos sobre uniones soldadas poco se ha investigado. Malinowski y colaboradores [31] estudiaron el efecto de la agitación

electromagnética en un acero AISI 301. El método de unión de estos materiales fue por el proceso de soldadura GTA variando la magnitud del campo magnético de 0-40 mT, encontrando que el campo magnético tiene una gran influencia sobre el cordón de soldadura, como se observa en la Figura 1.20. Aunado a esto, encontraron que la influencia de dicha agitación electromagnética también causaba un refinamiento de grano sobre el cordón, este refinamiento aumenta cuando se incrementa la intensidad del campo magnético, pero disminuye con el incremento de la frecuencia.

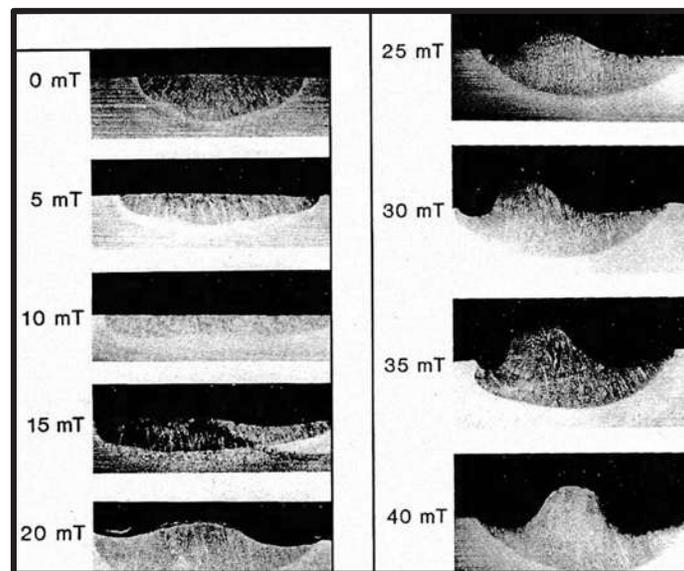


Figura 1.20- Secciones transversales de los cordones de soldadura obtenidos con la presencia de un campo magnético axial variando la intensidad del campo magnético (velocidad de avance 3 mm/s) [31].

Como se vio anteriormente, se ha estado estudiando el uso de campos magnéticos de altas magnitudes para modificar la microestructura en diferentes materiales, pero su uso a bajas escalas no se ha estudiado a detalle en el efecto que podrá tener sobre la ZAC en uniones soldadas por procesos de fusión. Actualmente se trabaja en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas perteneciente a la UMSNH, sobre el efecto que tiene la aplicación de campos magnéticos de baja intensidad sobre la ZAC en diferentes aceros inoxidable. Curiel y colaboradores [32], estudiaron el efecto que tiene el uso de campos magnéticos de baja intensidad en un acero AISI 304 unido por el proceso GMAW. Caracterizaron electroquímicamente el material a una distancia de 8 mm a partir del centro del cordón de

soldadura, encontrando que el uso de campos magnéticos tenía un efecto benéfico al disminuir el GDS. La Figura 1.21 indica las diferentes intensidades de campo magnético utilizadas, así como la resistencia a la corrosión intergranular y por picaduras a 8 mm a partir del centro de la unión de los materiales.

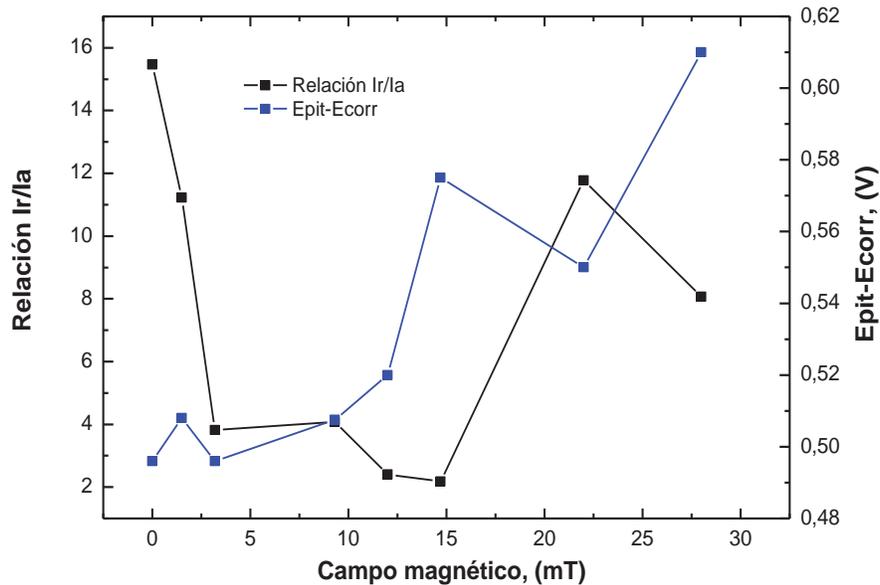


Figura 1.18.- GDS y resistencia a la corrosión por picaduras en función de la intensidad del campo magnético aplicado durante la soldadura [32].

Basados en el trabajo de Curiel se realiza este tema de investigación en el cual se toma una magnitud de campo magnético de 3.2mT, con el fin de analizar el comportamiento en toda la ZAC y así determinar el tamaño de la ZAC en términos de susceptibilidad a la corrosión y en las variaciones sobre las propiedades mecánicas en la sección transversal de las juntas soldadas.

CAPÍTULO 2.- Procedimiento Experimental.

En este capítulo se presenta a detalle la metodología utilizada en las diferentes etapas del proyecto de investigación. En el diagrama de la Figura 2.1 se muestra de manera general el desarrollo experimental realizado.

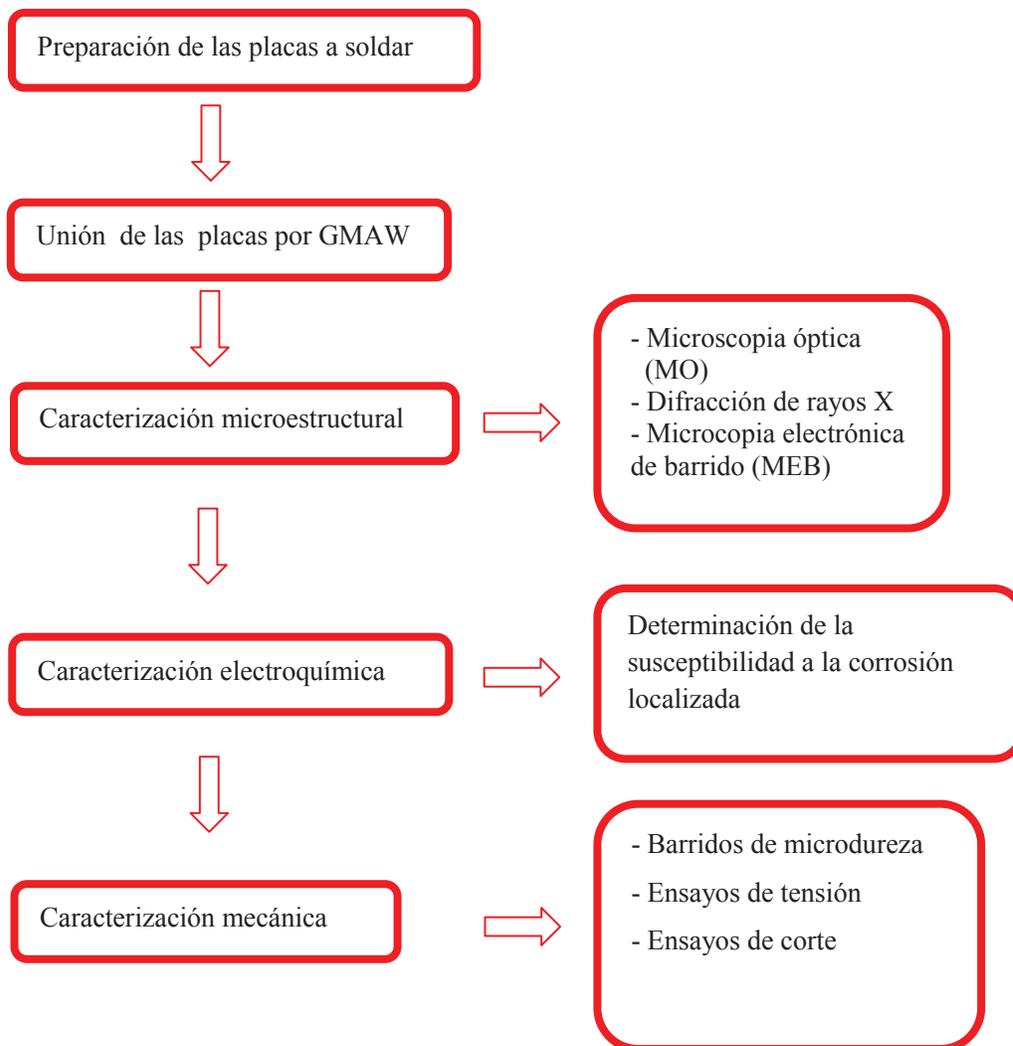


Figura 2.1.- Diagrama de flujo del desarrollo experimental del presente proyecto de investigación.

2.1.- MATERIALES UTILIZADOS Y PREPARACION DE LAS JUNTAS.

El material con el que se realizó el presente estudio es un acero inoxidable AISI 304 y se utilizó tal y como lo vende el proveedor para soldar las placas. Se seleccionó como material de aporte un electrodo E309 con un diámetro de 1.2 mm. La composición química de ambos materiales se lista en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1.- Composición química del acero inoxidable 304 y del material de aporte.

Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
AISI 304	0.04	1.358	0.023	0.007	0.391	18.54	8.08
Electrodo 309	0.15	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	22-25	12-14

Para realizar la preparación de las juntas se cortaron 4 placas con dimensiones de 152mm×70mm×6.4mm, a las cuales se les realizó una preparación de acuerdo a la especificación AWS B2.1-8-023 94 [33]. La Figura 2.2 muestra el diseño de la junta.

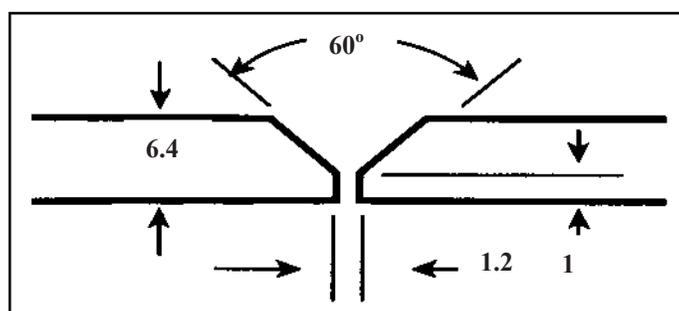


Figura 2.2.- Diseño de la junta para soldar las placas (mm).

2.2.- SOLDADURA DEL MATERIAL.

El proceso de soldadura con gas inerte y electrodo consumible (por sus siglas en inglés GMAW) se utiliza para la unión de placas de estos aceros inoxidable por ser un proceso económico y práctico. Para obtener una transferencia por roció se ajustaron las variables operativas del proceso, utilizando una mezcla de 98%Ar/2%O₂ como gas de protección.

En la Tabla 2.2 se muestran los parámetros óptimos utilizados para las uniones de placas de 6.4 mm de espesor de acero inoxidable 304 en una pasada.

Tabla 2.2.- Variables operativas para la unión de las placas.

Corriente (A)	Voltaje (V)	Vel. De Alim. (mm/min)	Vel.De Desp. (mm/min)	Flujo de gas (L/min)	Distancia de trabajo (mm)
190	27	1080	216	30	10

Se realizaron dos condiciones de soldadura, una sin la aplicación de campo magnético para tomarla como referencia, y otra con aplicación de campo magnético de 3.2mT.

El campo magnético se aplicó mediante una bobina axial de 3 espiras con un diámetro de 23 cm con una fuente de corriente variable marca PARKER modelo DA-1500, aplicando una intensidad de corriente de 500A. La Figura 2.3 ilustra el experimento con interacción electromagnética. La intensidad electromagnética de 3.2mT se midió con un gaussímetro digital marca FW BELL.



Figura 2.3.- Arreglo experimental para soldar con interacción electromagnética.

2.3.- CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE (MB).

El MB AISI 304 fue caracterizado para conocer las condiciones en que se recibió el material, esta caracterización se realizó microestructuralmente y electroquímicamente.

2.3.1.- Caracterización microestructural.

Se tomó una muestra representativa del MB AISI 304 a la cual se le dio una preparación convencional, comenzando con un lijado con papel de carburo de silicio de diferentes granulometrías hasta el grado 2000, posteriormente fue pulida a espejo utilizando pasta de diamante de 3 μm y 1 μm . Para revelar la microestructura se utilizó el reactivo Kalling's [34], que contiene CuCl_2 , HCl y ethanol en diferentes cantidades, el ataque se realizó por inmersión por un tiempo de 4 minutos. Una vez atacada la muestra se analizó por microscopía óptica (MO) en un banco metalográfico marca NIKON.

De la metalografía obtenida se realizó un dibujo con el software Autocad 2009 remarcando los límites de grano, para después en esa imagen cuantificar el tamaño de grano en el software Sigmascan pro 5.

Otra técnica que se empleó para la caracterización microestructural fue la de difracción de rayos X (DRX), dicha prueba se realizó con un difractómetro marca SIEMENS modelo D5000 con radiación CuK_α ($\lambda=1.5406\text{\AA}$), haciendo un barrido para 2θ de 30 a 100° , con pasos de 0.02° y tiempo entre pasos de 1 segundo.

2.3.2.- Caracterización electroquímica.

La evaluación de forma cuantitativa del grado de corrosión se realizó con un potenciostato/galvanostato modelo 273A de la firma EG&G Princeton Applied Research, conectado a una unidad de adquisición y análisis de datos con el software Power-Suite.

Para la evaluación de la resistencia a la corrosión intergranular se utilizó la técnica de RPDDC. La solución que se usó como electrolito fue una mezcla de 0.5M H_2SO_4 (ácido sulfúrico) y 0.01M KSCN (tiocianato de potasio) a temperatura ambiente, como electrodo de referencia se utilizó un electrodo saturado de calomel (ESC) y un electrodo de grafito como auxiliar. La Figura 2.4 muestra el acomodo de la celda electroquímica convencional de 3 electrodos.

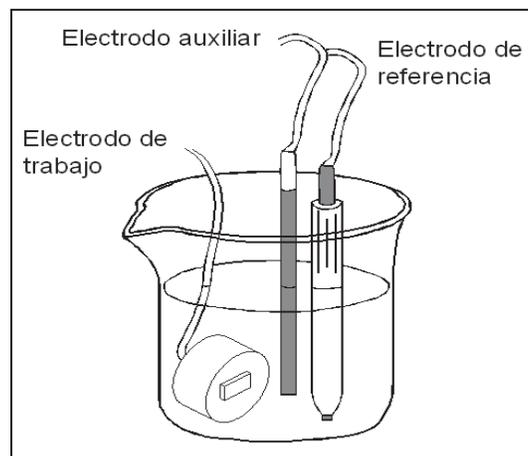


Figura 2.4.- Colocación de los electrodos para la prueba de reactivación potenciodinámica de doble ciclo y resistencia a la polarización.

Para realizar las pruebas electroquímicas se realizó una preparación especial ya que la probeta funcionó como electrodo de trabajo. Se lijó la cara contraria a analizar para quitar suciedad, sobre esa cara se unió un cable de cobre con cinta adhesiva, para después ser encapsulada en resina de secado rápido (NIC-TONE) como se ilustra en la Figura 2.5.



Figura 2.5.- Electrodo de trabajo para las pruebas electroquímicas.

La superficie que estuvo en contacto con el electrolito fue desbastada con papel de carburo de silicio de grado 600, esta fue aislada con cinta adhesiva esto con el propósito de evitar corrosión por hendiduras en donde une la resina con la probeta.

Durante la prueba se polarizó anódicamente (activación) a una velocidad de 100 mV/min, partiendo del potencial de corrosión (E_{corr}) hasta un potencial de 300 mV, y de allí en reactivación hasta llegar nuevamente al potencial de corrosión [35].

Para evaluar la resistencia a la polarización (RP), se utilizaron los mismos electrodos ya mencionados, y como electrolito se usó un sustituto de agua de mar (3.5% en peso NaCl) [36], se partió de un potencial de -500mV con respecto al ESC a una velocidad de barrido de 50mV/min y hasta que hubo una salida de corriente abrupta se detuvo la prueba. Estos ensayos se realizaron por triplicado para así obtener un promedio de los resultados.

2.4.- SIMULACIÓN DE LA DISTRIBUCIÓN DE TEMPERATURAS.

Con el objetivo de conocer las diferentes temperaturas alcanzadas durante la aplicación de un cordón de soldadura y así relacionar estos datos con la resistencia a la corrosión se realizó una simulación en el software ANSYS haciendo uso de ciertas condiciones de frontera [37]. Las condiciones de frontera utilizadas se presentan en la Tabla 2.3. Se realizaron dos condiciones de simulación basados en la diferencia de la morfología de los cordones de soldadura que hay entre la aplicación del campo magnético y sin la aplicación del mismo. La Figura 2.6 muestra el tipo de mallado utilizado para el análisis de la distribución de temperaturas.

Tabla 2.3.- Condiciones de frontera utilizadas durante la simulación.

Temperatura del líquido (T_L)	2027 °C
Temperatura del sólido (T_S)	1270 °C
Conductividad térmica (K)	16.2 W/m-K
Área transversal (A)	$2.286 \times 10^{-5} \text{ m}^2$
Longitud (L)	0.0344 m
Flujo de calor (H_1)	22 W

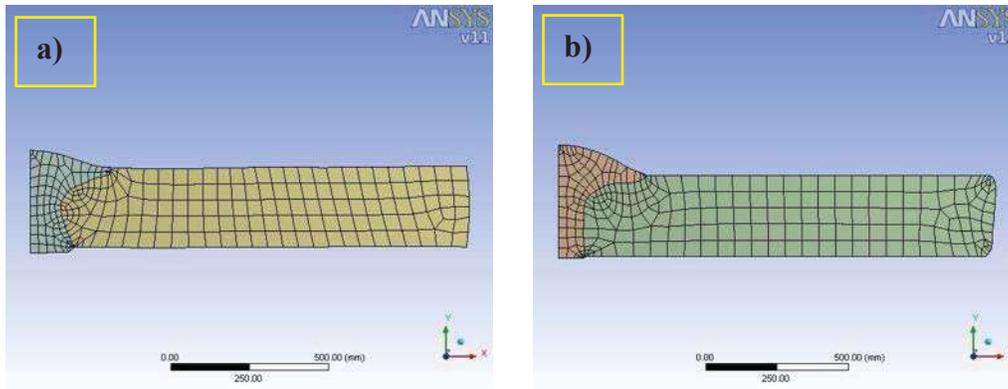


Figura 2.6.- Mallado utilizado para el análisis de distribución de temperaturas; a) sin campo y b) con campo magnético.

2.5.- CARACTERIZACION DE LAS UNIONES SOLDADAS.

Con el fin de analizar el comportamiento del material después de haber sido efectuado el proceso de soldadura, se procedió a realizar cortes transversales al cordón de soldadura. En donde se pudo estudiar el cordón de soldadura, la ZAC y el material base. Dichos estudios consistieron en la caracterización microestructural, electroquímica y mecánica.

2.5.1.- Caracterización microestructural.

A las probetas transversales al cordón de soldadura obtenidas se les hicieron pequeños cortes cada 2 mm a partir del centro del cordón de soldadura hasta una distancia de 36 mm, como se ilustra en la Figura 2.7. Esto se realizó con una cortadora de disco de diamante de baja velocidad para hacer una evaluación localizada y, así determinar el tamaño de la ZAC, y cuantificar variaciones en resistencia mecánica a lo ancho de la junta soldada.

En total se obtuvieron 18 muestras de cada condición, las cuales fueron desbastadas con lija de carburo de silicio de grado 1000, estas muestras fueron caracterizadas por difracción de rayos X como se indicó en la **sección 2.3.1**

- b) Ensayo de tensión.
- c) Ensayo de corte.

2.5.3.1.- Ensayos de microdureza.

De las placas soldadas en ambas condiciones, se hicieron cortes en sentido transversal al cordón de soldadura, estos cortes fueron maquinados en una fresadora vertical, para después ser lijadas y pulidas por el método tradicional para poder observar claramente las marcas generadas por el indentador (improntas). Estos barridos se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E-384 [38] con un microdurómetro Vickers marca Leitza. Las mediciones se realizaron en sentido longitudinal sobre la mitad de las muestras como se ilustra en la Figura 2.8, con una carga de 100 gr aplicada durante 15 segundos cada 250 μm , hasta una distancia de 34 mm a partir de centro del cordón.

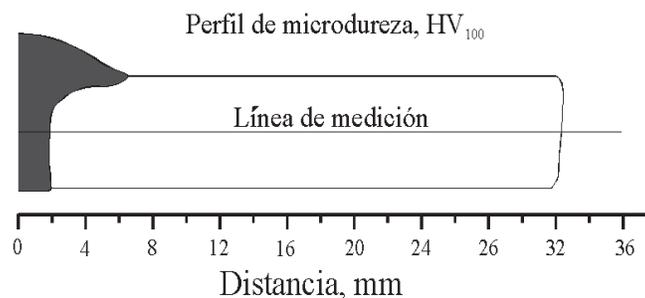


Figura 2.8- Esquema de la probeta para barrido de microdureza Vickers en la unión soldada.

2.5.3.2.- Ensayos de tensión.

Con el fin de obtener un factor de correlación entre los ensayos de tensión y de corte, se realizaron 2 pruebas de tensión a 4 materiales diferentes (AISI 304, AISI 316L, Acero A36 y Aluminio 6063). Los ensayos fueron realizados en una maquina universal de ensayos mecánicos marca ZWICK/ROELL, modelo Z100 con una capacidad de 100 kN, de acuerdo

a la norma ASTM E8M [39]. La Figura 2.9 nos muestra la forma de las probetas de tensión y, la Tabla 2.4 las dimensiones correspondientes.

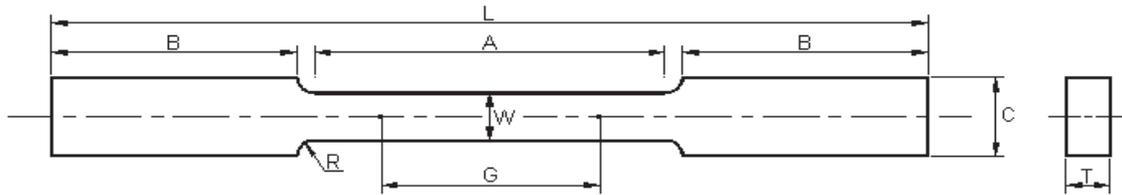


Figura. 2.9.- Forma de las probetas de tensión de acuerdo a ASTM E8M [39].

Tabla 2.4.- Dimensiones de las probetas ensayadas de tensión [39].

Nomenclatura de dimensión	Dimensiones (in)	Dimensiones (mm)
G- Longitud calibrada.	1±0.003	25±0.10
W- Ancho.	0.0250±0.005	6.35±0.127
R- Radio del filete, mínimo.	1/4	6.35
A- Longitud de la sección reducida.	1-1/4	31.75
B- Longitud de sujeción.	1-1/4	31.75
C- Anchura de sujeción.	3/8	9.53
L- Longitud total.	4	101.6

2.5.3.3.- Ensayos de corte con punzón.

Una vez realizadas todas las pruebas anteriores, se llevaron a cabo los ensayos de corte, ya que éste es un ensayo destructivo, por eso se ejecutó hasta el final. Para llevar a cabo este ensayo se fabricó un dispositivo en el cual el punzón tiene un diámetro de 3 mm y el dado un orificio de 3.1 mm, este mecanismo se adaptó a la máquina de ensayos universal ZWICK/ROELL, modelo Z100. La Figura 2.10 muestra la adaptación de este dispositivo.

La preparación de las muestras consistió en dar un desbaste con papel de carburo de silicio hasta dejarlas con un espesor entre 300 μm y 350 μm y un acabado superficial con lija de grado 600.

Inicialmente se realizaron 3 ensayos a cada uno de los materiales a los que se les realizaron los ensayos de tensión, esto con el propósito de obtener un promedio del esfuerzo último al corte y el esfuerzo de cedencia al corte, para así correlacionarlos con los obtenidos de los ensayos de tensión y obtener un factor de corrección. La velocidad de desplazamiento fue constante ($1.6 \times 10^{-3} \text{mm/s}$) [20]. Posteriormente se realizaron los ensayos a las probetas obtenidas de las uniones soldadas.

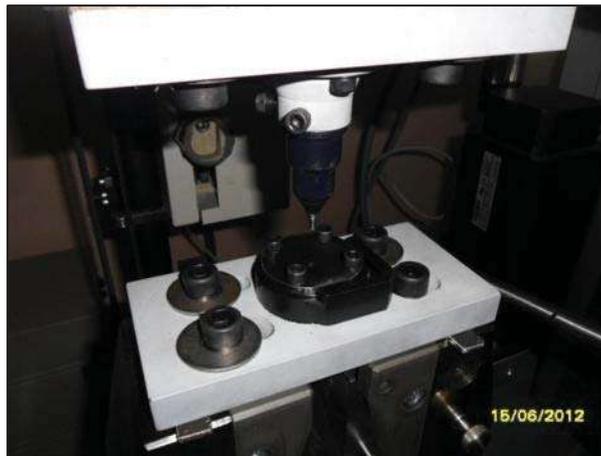


Figura. 2.10.- Dispositivo utilizado para llevar a cabo las pruebas de corte.

CAPÍTULO 3.- Análisis y discusión de resultados.

3.1.- CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE.

3.1.1.- Caracterización microestructural del metal base.

La Figura 3.1 muestra las micrografías obtenidas del metal base AISI 304, tanto de un extremo como del centro, donde se observa una matriz de granos austeníticos con morfologías irregulares y en algunos casos equiaxiados con bandas de ferrita, esto es debido a que no se tiene un control sobre el balance de los elementos promotores de ferrita, sin embargo, en este acero es permitido de un 2 a 3% de fase ferrita [4]. En particular, en este caso en el que la unión se realiza por fusión con arco eléctrico, su presencia es benéfica, ya que ayuda a evitar la fisuración en caliente gracias a que tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), lo que hace que actúe como sumidero de esfuerzos residuales. Se observa también martensita ϵ sobre algunos granos, esto es debido a la preparación metalográfica que se realizó sobre el material, en el cual el lijado causó transformación de la fase austenita a martensita, propiedad que tiene este material cuando es deformado en frío.

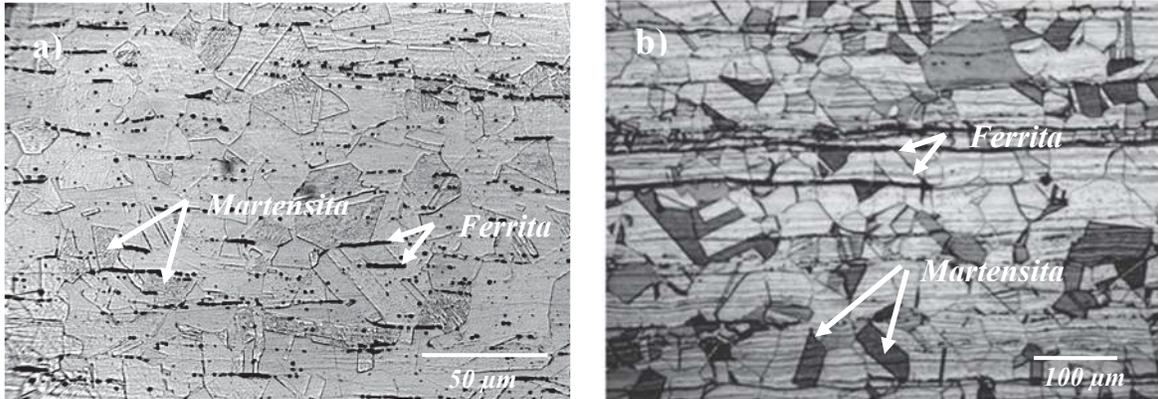


Figura 3.1.- Micrografías obtenidas del metal base; a) de un extremo de la placa y b) del centro de la misma.

Otra caracterización microestructural se realizó por medio de difracción de rayos X, la Figura 3.2 muestra el difractograma del metal base, en donde se puede observar las reflexiones características de la austenita γ y de la fase ferrita σ . Cabe señalar que la fabricación de este material es por conformación en placas, por lo que requiere de una deformación por rolado en frío para su acabado final. Esto puede ocasionar la aparición de maclas de deformación en donde puede precipitar la fase martensita α' . Esta fase tiene una estructura BCC al igual que la fase ferrita, ambas fases tienen un parámetro de red muy similar, 2.88 \AA para la martensita y 2.86 \AA para la ferrita, lo que ocasiona que estas fases difracten en el mismo ángulo. Un efecto de orientación preferencial puede ocasionar incrementos en las intensidades relativas de ciertos planos de difracción de las fases presentes.

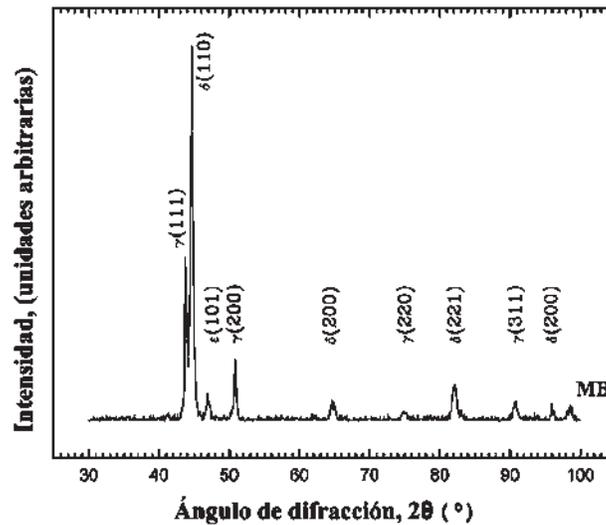


Figura 3.2.- Difractograma del metal base.

La Tabla 3.1 muestra los resultados estadísticos de la medición de tamaño de grano de las metalografías obtenidas, donde se puede observar que el tamaño promedio para el extremo corresponde a 33.8 μm , mientras que para el centro es 29.3 μm . La deformación por rolado que sufre el material para su conformación introduce una mayor energía hacia el centro de la placa lo que ocasiona cambios microestructurales, que en este caso se ve reflejado en el cambio del tamaño de grano.

Tabla 3.1.- Resultados estadísticos de la medición de tamaño de grano.

Zona	Long. Mayor (μm)	Long. Menor (μm)	Cantidad de granos	Desviación estándar (μm)	Tamaño promedio (μm)
Extremo	59.40	31.06	51.00	17.89	33.84
Centro	44.54	22.37	268.00	17.51	29.33

3.1.2.- Caracterización electroquímica del metal base.

Los métodos electroquímicos aplicados en este trabajo incluyen el de Reactivación Potenciodinámica de doble ciclo (RPDDC) para la determinación del grado de sensibilización (ataque intergranular facilitado por precipitación de carburos de cromo en

limites de grano) del acero y la polarización potenciodinámica para la determinación de la resistencia a la corrosión por picaduras. La Figura 3.3 muestra las curvas de activación (I_a) y reactivación (I_r) obtenidas de la aplicación de esta técnica (RPDDC) al metal base en la zona afectada térmicamente, la relación entre estas corrientes es indicativa del grado de sensibilización (GDS) que tiene el material base, para este caso $I_r/I_a=0.024$, lo que indica que tiene una estructura tipo dual, indicativo de que el material base tiene un ligero grado de sensibilización.

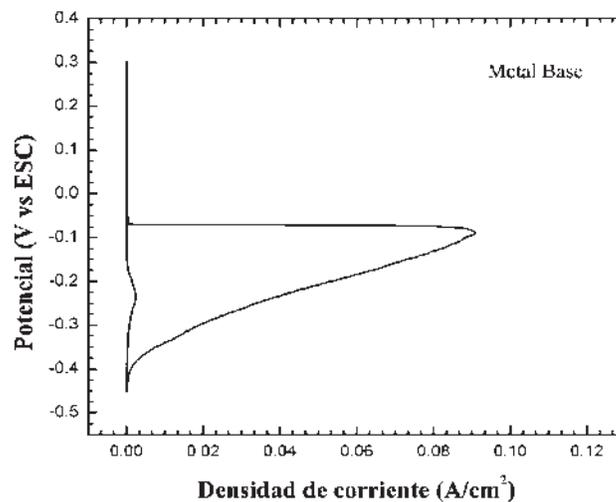


Figura 3.3.- Gráfica del ensayo de RPDDC para determinar el grado de sensibilidad del MB.

La Figura 3.4 muestra la curva de polarización del metal base obtenida por RP, en donde se puede notar que tiene un potencial de corrosión de -0.220 V y un potencial de picado de 0.335 V, la diferencia de estos potenciales proporciona la resistencia al picado de este material, para este caso es 0.555 V.

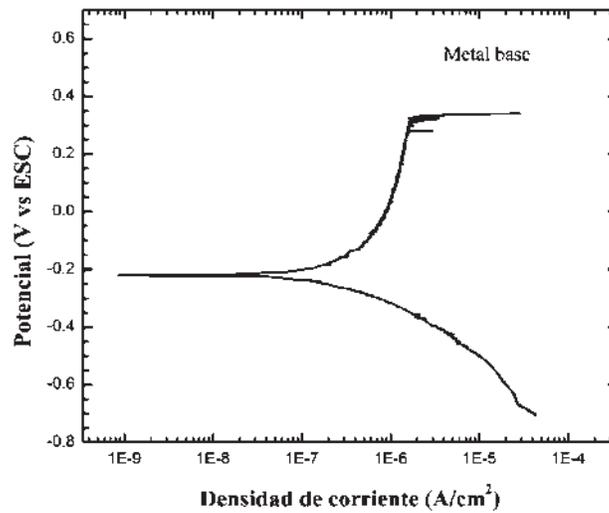


Figura 3.4.- Curvas de polarización del metal base.

3.1.3.- Caracterización mecánica del metal base.

El promedio de resistencia máxima a la tensión del metal base fue de 651.5 MPa, el valor nominal corresponde a 505 MPa. El esfuerzo de cedencia promedio real del MB fue de 324 MPa mientras que el nominal es de 215 MPa. Como se puede ver el material si cumple con los valores nominales establecidos. El incremento en la resistencia del material es debido al porcentaje de deformación en frío que sufrió el material al ser conformado en placas, ya que este acero tiene la capacidad de endurecerse al ser deformado por la transformación de austenita a martensita α' . También se le realizó el ensayo de corte, la Figura 3.5 muestra la curva promedio obtenida, en donde se obtiene un valor máximo al corte de 289.19 MPa, al cual se le aplicó el valor del factor de corrección calculado en la sección 3.2.4.2 obteniéndose un valor de resistencia máxima a la tensión de 585 MPa el cual sigue estando por encima del valor nominal.

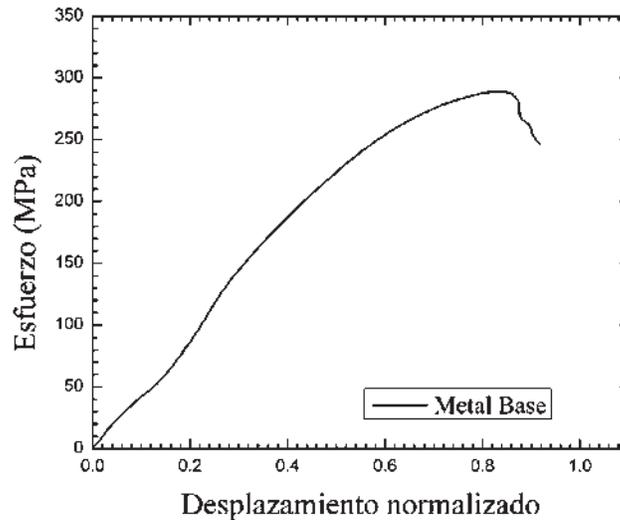


Figura 3.5.- Gráfica esfuerzo-desplazamiento normalizado para el metal base.

El valor del esfuerzo de cedencia al corte fue de 182.47 MPa al cual se le aplicó un factor de corrección de 1.73, para obtener así el valor del esfuerzo de cedencia a la tensión que resulto ser de 315.67 MPa. Si bien es cierto no se tienen los resultados obtenidos por el ensayo de tensión, para el esfuerzo de cedencia se tienen valores muy aproximados, mientras que para el esfuerzo máximo, hay una diferencia significativa de 65 MPa. No obstante, en ambos esfuerzos el valor registrado esta también por encima de los valores nominales y este ensayo se puede usar con cautela para valorar las variaciones en propiedades mecánicas en las diferentes partes que componen una junta soldada.

3.2.- CARACTERIZACIÓN DE LAS UNIONES SOLDADAS.

3.2.1.- Caracterización macroscópica de las uniones soldadas.

La Figura 3.6 muestra las características macroestructurales de las juntas soldadas con y sin aplicación del campo magnético axial. Se puede decir que las variables utilizadas fueron adecuadas, pues se obtuvieron juntas soldadas con penetración completa y sobremonta adecuada, con mínima distorsión.

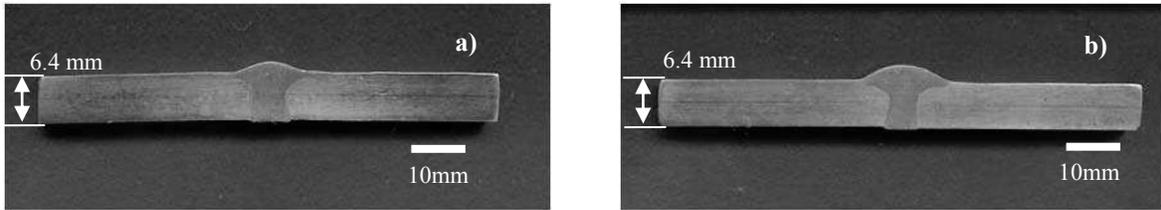


Figura 3.6.- Perfiles transversales de las uniones soldadas; a) sin campo y b) con un campo magnético de 3.2mT.

Se puede notar que en la Figura 3.6b se tiene un efecto macroscópico debido a la interacción electromagnética tal y como lo describe Malinowski [31], se tiene una disminución en el ancho del cordón de soldadura así como una acumulación de material depositado sobre la superficie, es por eso que hay una sobremonta mayor con respecto a la Figura 3.6a. De los cortes realizados cada 2 mm a partir del centro de las uniones, se realizaron macroataques a las muestras 4 mm y 6 mm de ambas condiciones. La Figura 3.7 muestra las piezas atacadas químicamente, donde se puede observar tanto material base como material de aporte. La línea punteada blanca indica la línea de fusión, se puede observar que a 4 mm se tiene mayor cantidad de material de aporte como es de esperarse debido a que es una zona que está más cerca al cordón de soldadura.

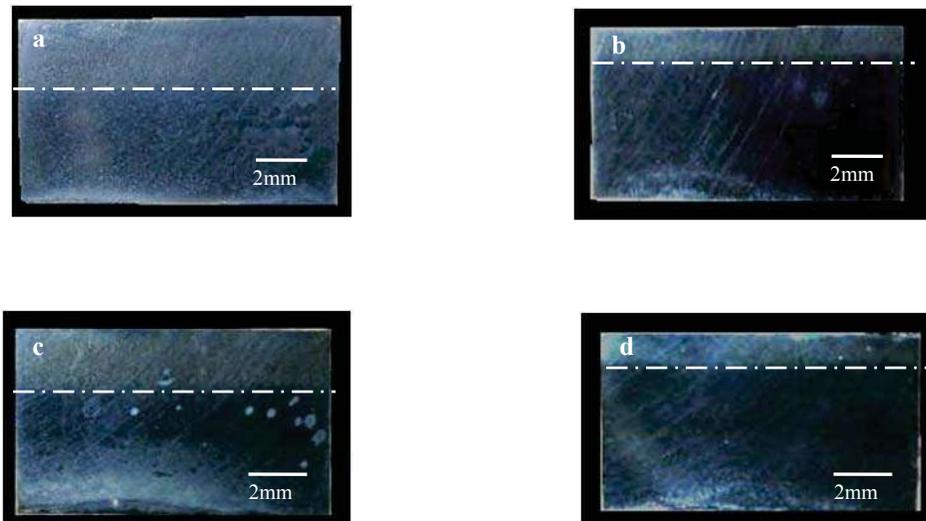


Figura 3.7.- Macrografías de las muestras analizadas. a) 4 mm-0.0mT, b) 6 mm-0.0mT, c) 4 mm-3.2mT, d) 6 mm-3.2mT.

La Tabla 3.2 presenta la cuantificación aproximada de las áreas correspondientes al metal de soldadura y metal base en las muestras. Debido a que el macroataque es muy agresivo solo se mantuvo el material en exposición el tiempo necesario para que a simple vista se lograra divisar la separación entre el cordón y el MB. El hecho de que las áreas totales sean diferentes se debe a que el tamaño de la sobremonta varia, y el que se tengan diferentes porcentajes a la misma distancia es debido a la penetración del material de aporte y al ensanchamiento del cordón de soldadura. Esto se puede notar en la Figura 3.6.

Tabla 3.2.- Cuantificación de las áreas presentes en las muestras analizadas.

Muestra	Área total (mm ²)	% de MB	% de Cordón
4 mm 0.0mT	96.77	60.63	39.37
6 mm 0.0mT	88.90	81.43	18.57
4 mm 3.2mT	86.24	65.57	34.43
6 mm 3.2mT	77.33	83.36	16.64

3.2.2.- Caracterización microestructural de las uniones soldadas.

Los cortes realizados cada 2 mm a partir del centro de la unión fueron analizados por difracción de rayos X para determinar las fases presentes en el material de trabajo, dichos difractogramas se muestran en la Figura 3.8 para la condición de 0.0mT y en la Figura 3.9 para la condición de 3.2mT. Sobre la Figura 3.8 se puede observar que a la distancia de 0 mm y 2 mm se tiene la presencia prácticamente de la fase austenita esto debido a que es puro cordón de soldadura compuesto del material de aporte el cual contiene un alto contenido de Ni y C que son elementos de aleación promotores de esta fase. En general, en el resto del material se presentan los mismos picos característicos, tanto de austenita como de ferrita, basados en los difractogramas hasta ahora no hay algún cambio causado por el ciclo térmico de soldadura debido a que el material a partir de la distancia de 4 mm

presenta las mismas características que el metal base, esto se corrobora con el difractograma de la Figura 3.2 que corresponde al material base.

En la Figura 3.9 podemos ver que a la distancia de 0 mm y 2 mm se encuentra presente mayoritariamente la fase austenita debido a la composición química, sin embargo, se puede ver un efecto del campo magnético a nivel microestructural en la muestra 0 mm, en este caso está sucediendo una orientación preferencial en el plano (220), esto se denota por un incremento en la intensidad del pico correspondiente a dicho plano.

El cambio de orientación preferencial está basado en el estudio sobre el control de la orientación cristalográfica en metales no magnéticos por imposición de un alto campo magnético realizado por Sugiyama [40], quien argumenta que el efecto del campo magnético estará basado en la anisotropía magnética que tenga el material, cierta anisotropía magnética hace que aparezca a lo largo de una dirección privilegiada, el llamado eje preferencial de imantación, a lo largo del cual es energéticamente favorable la alineación del momento magnético. También la baja densidad del material así como la dirección del campo magnético ayudara a generar la orientación preferencial.

Para el resto de las muestras se puede observar en general una inversión en los picos de difracción con respecto a los resultados obtenidos de la condición de 0.0mT, esto puede atribuirse también a una orientación preferencial causada por el campo magnético, debido a que durante el ciclo térmico de soldadura el material es calentado y como resultado tenemos una disminución en la densidad del material. Un cambio de orientación preferencial tendría como consecuencia un efecto sobre las propiedades del material.

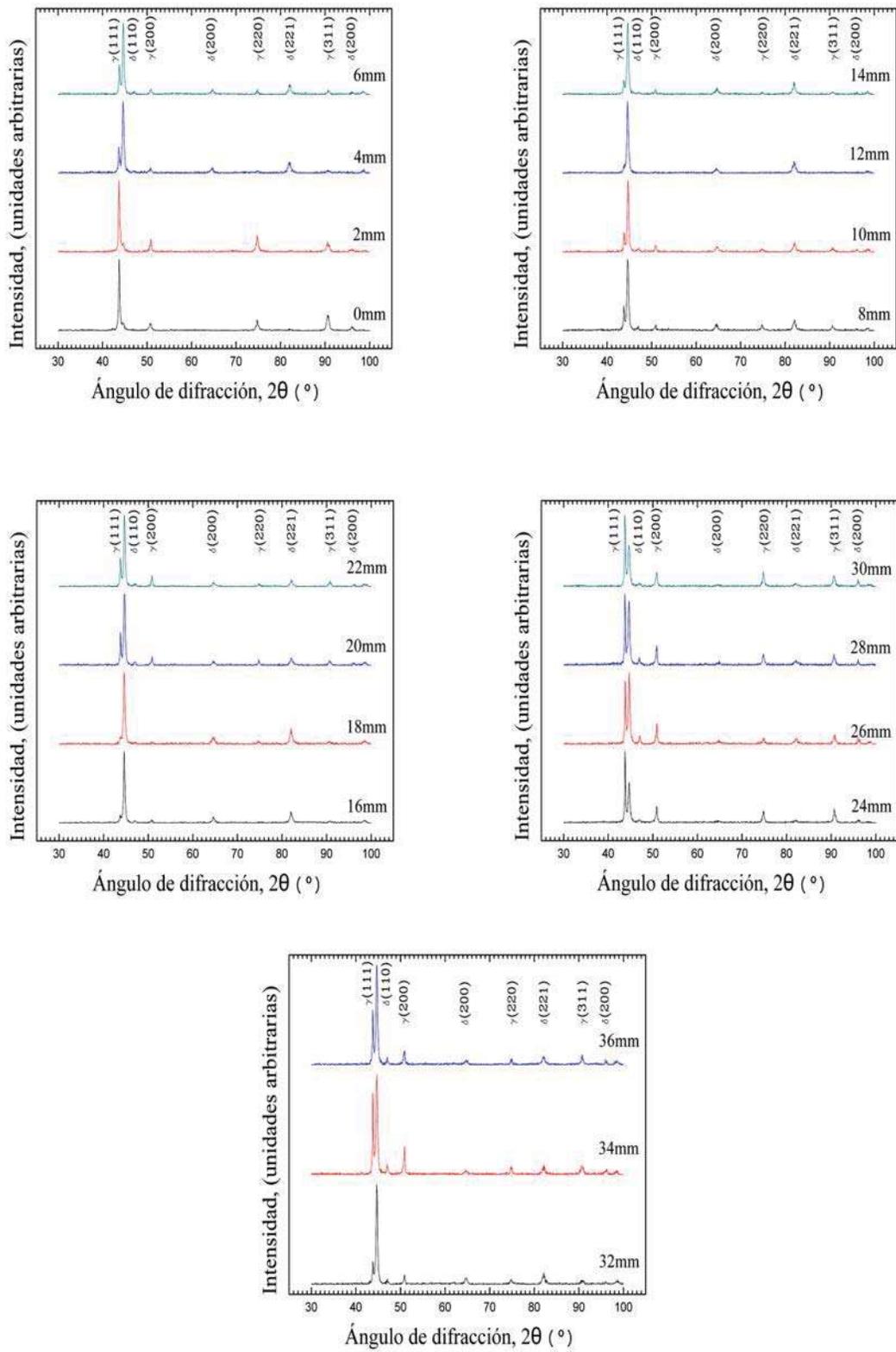


Figura 3.8.- Difractogramas de las muestras de la condición 0.0mT.

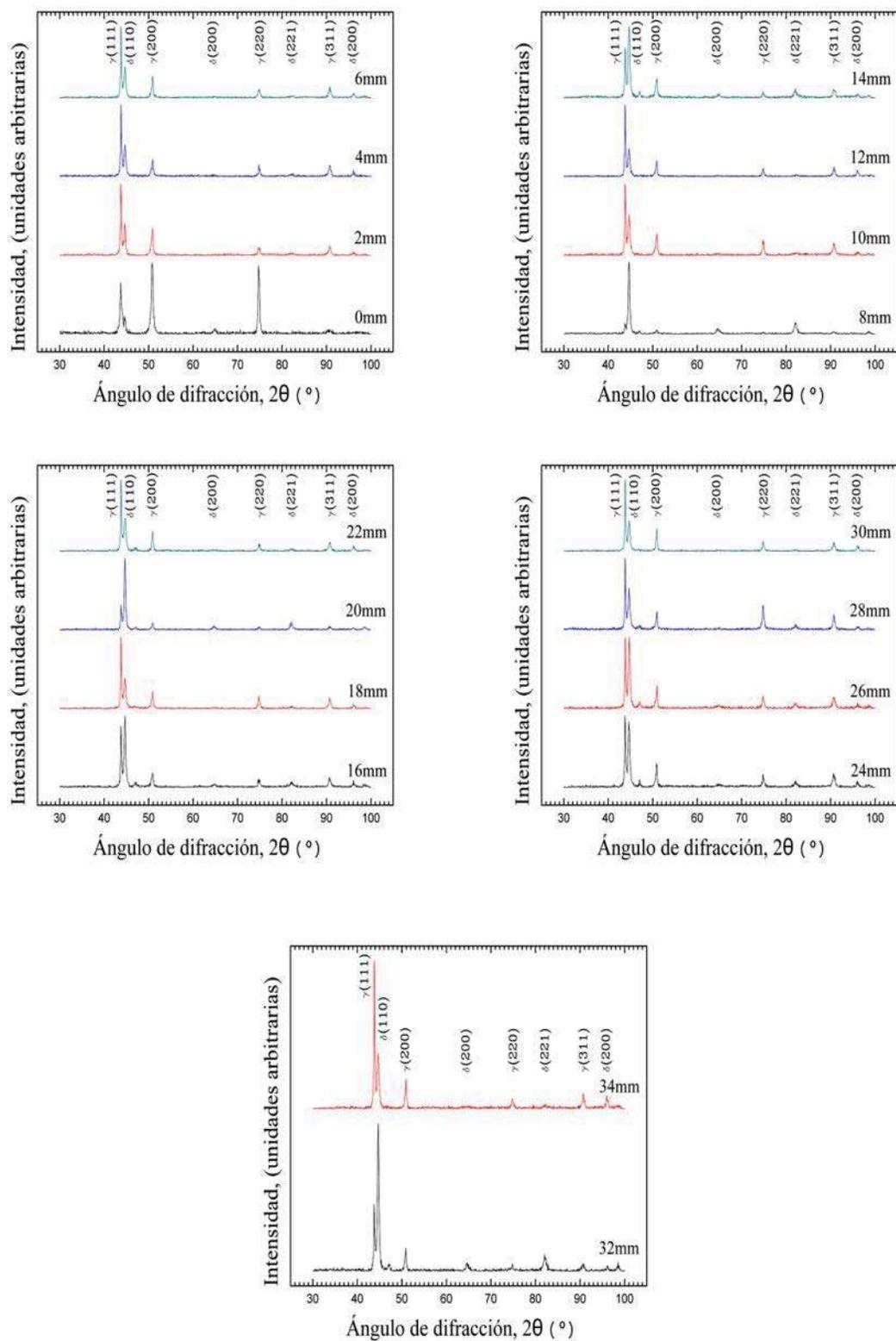


Figura 3.9.- Difractogramas de las muestras de la condición 3.2mT.3.2.3.- Caracterización electroquímica de las uniones soldadas.

3.2.3.- Caracterización electroquímica de las uniones soldadas.

3.2.3.1.- Determinación del grado de sensibilización.

En la Figura 3.10 se muestra el resultado del ensayo de RPDDC para la muestra a 4 mm de distancia del centro del cordón de soldadura con la condición 3.2mT, se puede observar que es una medición errónea del equipo, sin embargo se sigue llevando a cabo el proceso de corrosión ya que se presenta el pico de reactivación, esto se debe al par galvánico generado por la presencia de MB y cordón de soldadura.

Como se pudo visualizar en la Figura 3.7, las muestras correspondientes a 4 mm y 6 mm de ambas condiciones presentan este comportamiento, para solucionar el problema se aisló con cinta adhesiva el MB quedando expuesto el cordón, el resultado obtenido se muestra en la Figura 3.11, donde se puede observar que no hay susceptibilidad a la corrosión intergranular, por lo que a esta muestra y al resto de las muestras que presentaron la misma situación se les aisló la zona del cordón para dejar en exposición únicamente al MB.

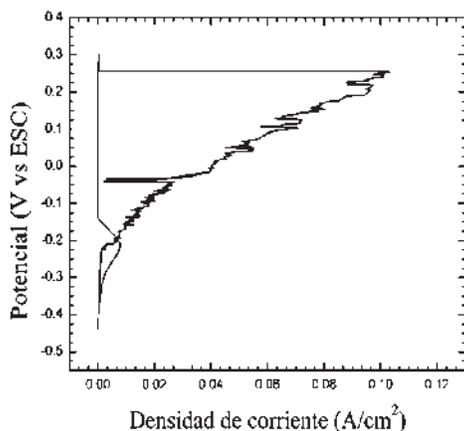


Figura 3.10.- Gráfica potencial-densidad de corriente de la muestra 4mm-3.2mT sin aislamiento de zonas.

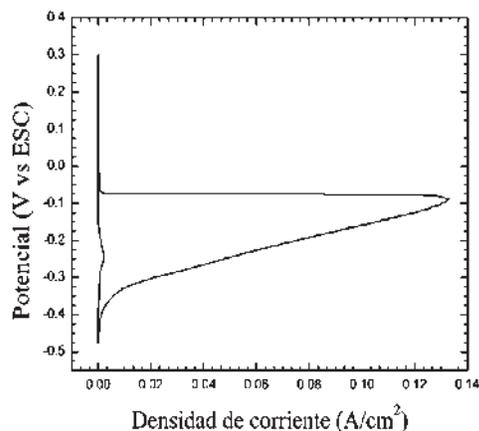


Figura 3.11.- Gráfica potencial-densidad de corriente de la muestra 4mm-3.2mT aislando la zona del MB.

La Figura 3.12, muestra las gráficas obtenidas para la condición 0.0mT de 0 a 34 mm.

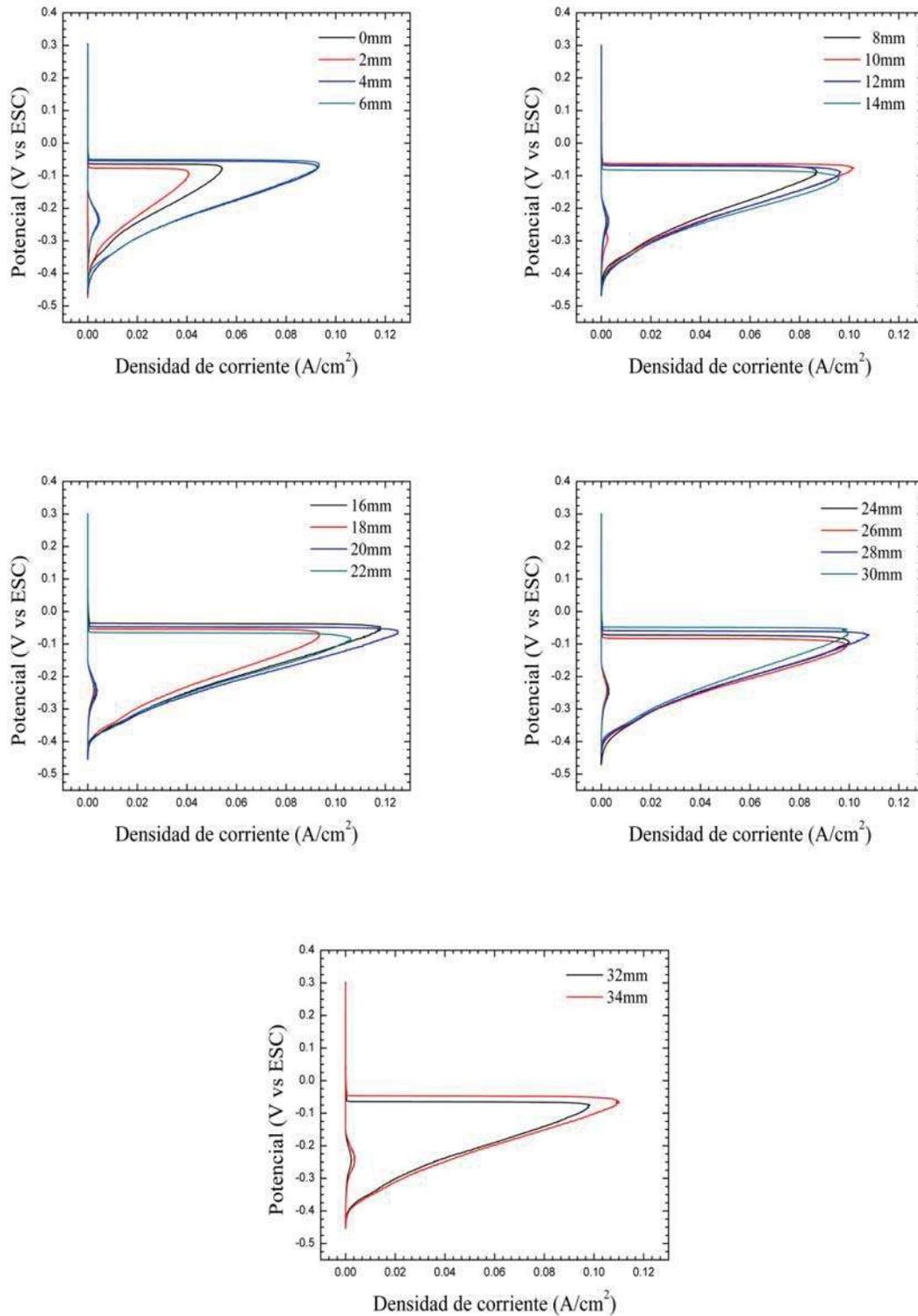


Figura 3.12.- Gráficas potencial-densidad de corriente de los cortes de la condición 0.0mT.

Se puede ver que las muestras 0 mm y 2 mm de la Figura 3.12, que corresponden al cordón de soldadura no presentan pico de corriente de reactivación, esto debido a que tiene una concentración más alta en cromo, ya que el metal de aporte contiene entre 22-25% de cromo que es mayor al que contiene el metal base, este aumento en cromo es el que hace que no sea susceptible a la corrosión intergranular.

En las curvas de reactivación de las muestras 4 mm y 6 mm se observa que hay un gran aumento en la corriente de reactivación, lo que indica que el ciclo térmico de soldadura indujo la precipitación de carburos de cromo en límites de grano, lo cual se debe a que a esas distancias del cordón de soldadura, se alcanzan temperaturas en el intervalo en el que se induce la sensibilización. Este acero por tener un coeficiente de conductividad térmica bajo ($16.2 \text{ W/m}^\circ\text{K}$) [41], tiende a tener una velocidad de enfriamiento más lenta lo que da lugar a que se puedan formar los carburos de cromo que son termodinámicamente estables entre las temperaturas de 450 y 850 °C.

El resto de las muestras presentan el mismo comportamiento, teniendo un pico de reactivación menor a los de las muestras 4 mm y 6 mm. En la muestra 10 mm la curva presenta dos picos de reactivación al igual que la muestra 10 mm de la condición 3.2mT como se mostrará posteriormente. De acuerdo con Park y colaboradores [42], el pico mayor corresponde a la disolución del metal, mientras que el menor corresponde a la reducción de hidrógeno. A pesar de que todos los ensayos fueron realizados a las mismas condiciones, solo aparecen a esta distancia, por lo que esto puede ser atribuido más a un fenómeno microestructural. Kain y colaboradores [43] reportan que a 500°C puede ocurrir sensibilización a baja temperatura, donde la presencia de martensita inducida en el acero AISI 304 se refleja como un segundo pico en la curva de reactivación del ensayo de RPDDC.

La Figura 3.13 muestra las gráficas obtenidas de los ensayos aplicados a las muestras de la condición 3.2mT. Se observa que las curvas prácticamente tienen el mismo comportamiento con respecto a la condición de 0.0mT

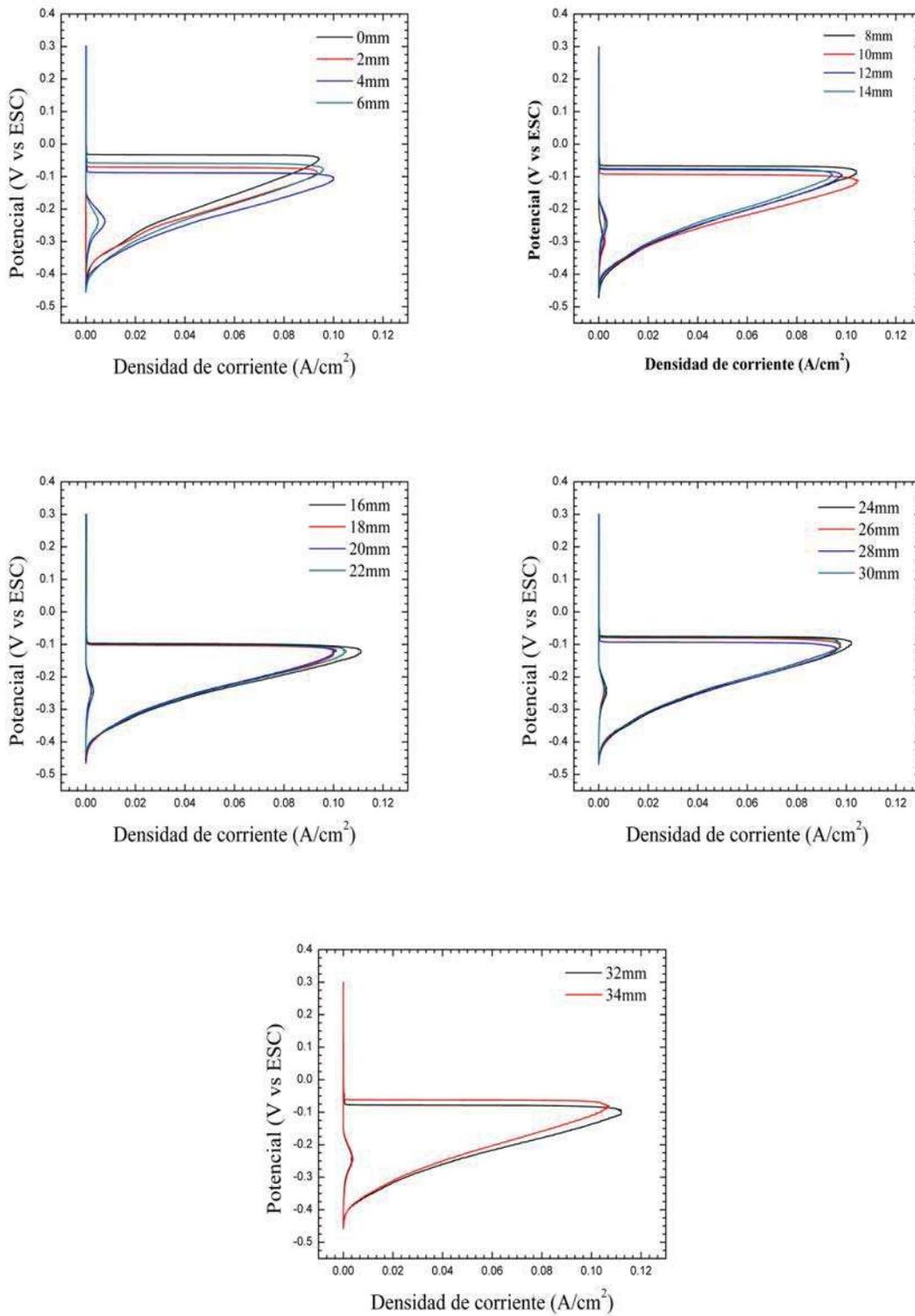


Figura 3.13.- Gráficas potencial-densidad de corriente de los cortes de la condición 3.2mT.

La Figura 3.14 muestra el comportamiento del grado de sensibilización con respecto a la distancia de ambas condiciones, se puede observar que entre 4 mm y 6 mm el material sufre mayor daño como se pudo observar en los picos de reactivación.

Un objetivo del proyecto es definir la ZAC en términos del grado de sensibilización, en esta se ve claramente que para las condiciones empleadas de unión, la distancia de la ZAC corresponde hasta 8 mm ya que a partir de 10 mm el comportamiento del material es prácticamente el mismo del material base. de Lima Neto y colaboradores [44] también determinan la extensión de la ZAC en términos de la susceptibilidad a la corrosión intergranular en un acero AISI 304 y reportan que es de 6 mm, para un calor de aporte de 2.2 kJ/mm sin preparación de junta a unir. De igual manera, Luz y colaboradores [15] reportan que la extensión de la ZAC corresponde a 5 mm, para un calor de aporte de 1.1 kJ/mm sin preparación de junta a unir. En este proyecto se empleó un calor de aporte de 1.43 kJ/mm. Basados en los resultados se reporta que la ZAC en términos de susceptibilidad a la corrosión en el acero AISI 304 está en función del calor de aporte así como de la preparación de la junta.

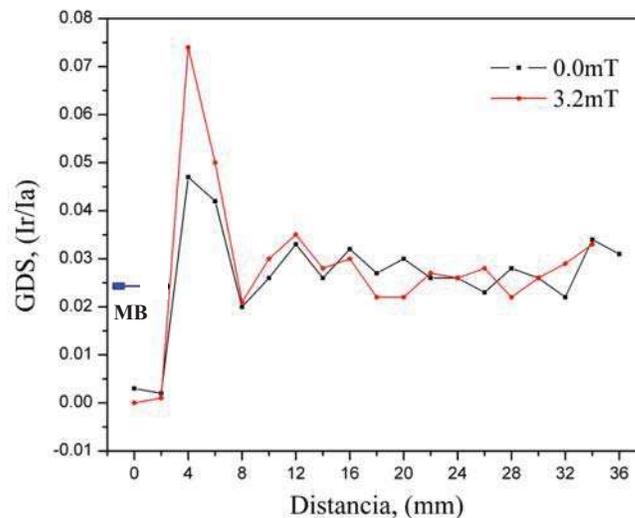


Figura 3.14.- Variación del grado de sensibilización con respecto al centro del cordón de soldadura.

Los resultados muestran claramente que la aplicación del campo magnético de 3.2mT no causó ningún efecto en términos de susceptibilidad a la corrosión intergranular como se esperaba, esto se atribuye al grado de sensibilización del material de llegada. Estudios previos [32] demuestran que sí se obtiene un efecto benéfico al aplicar campos magnéticos de baja intensidad al momento de soldar, esto se ilustra en la Figura 1.20 (capítulo 1), donde se puede ver que a una distancia de 8 mm a partir del centro del cordón de soldadura las muestras a las que se les aplican campos magnéticos tienen una disminución del GDS comparadas con la muestra a la que no se le aplica la interacción electromagnética, pero hay que notar que el material base de partida, tiene un grado de sensibilización de $GDS=0.13$ mientras que para este proyecto el metal base tiene un $GDS=0.024$. Considerando que si el GDS es mayor a 0.05 el material está sensibilizado, entonces el material de partida está sano comparado por el empleado por Curiel y colaboradores [32]. Esto indicaría que el material más dañado tiene más zonas pobres de cromo, en donde con la ayuda de la interacción magnética pueda darse más fácil la difusión de cromo en distancias cortas hacia las zonas empobrecidas, lo que explicaría el porqué en su material si tuvo efecto la interacción electromagnética. Debido a que los GDS de los materiales base de ambos estudios son diferentes y teniendo en cuenta que para el estudio correspondiente al $GDS=0.13$ se obtuvo un efecto benéfico de la aplicación de campo magnético durante la soldadura y que para el de $GDS=0.024$ fue prácticamente despreciable, es conveniente realizar un estudio más a fondo partiendo de un material del cual se tenga establecido su GDS, esto por medio de tratamientos térmicos de sensibilización o por deformación inducida, para poder así aceptar o rechazar la hipótesis de que el efecto del campo magnético está en función del gradiente composicional que hay en el material.

En cuanto a las muestras que corresponden a las distancias 4 mm y 6 mm, se pudo ver que constan tanto de cordón como de metal base (Figura 3.7), esto explica el porqué son las zonas más dañadas, además que denotan la presencia de un par galvánico en el cual el material que tenga el potencial de corrosión más negativo será el que preferencialmente se corroa, en este caso el metal base. Es claro que en la morfología del cordón de soldadura el campo magnético si tuvo un efecto, el cual causo que se depositara una mayor cantidad de sobremonta sobre la unión soldada, generando una mayor concentración de calor en estas zonas y por tanto la velocidad de enfriamiento fuera más lenta, lo que promueve la

precipitación de carburos de cromo. Para poder sustentar lo anterior se realizó la simulación de la distribución del gradiente de temperaturas en la soldadura tomando como referencia la morfología de los cordones de soldadura. La Figura 3.15 muestra los resultados obtenidos de la simulación.

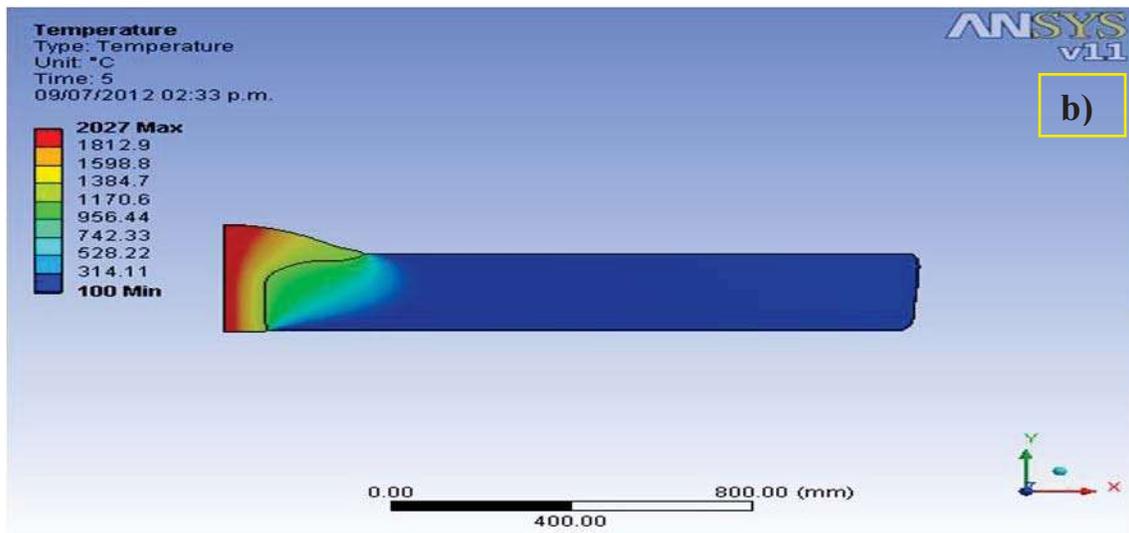
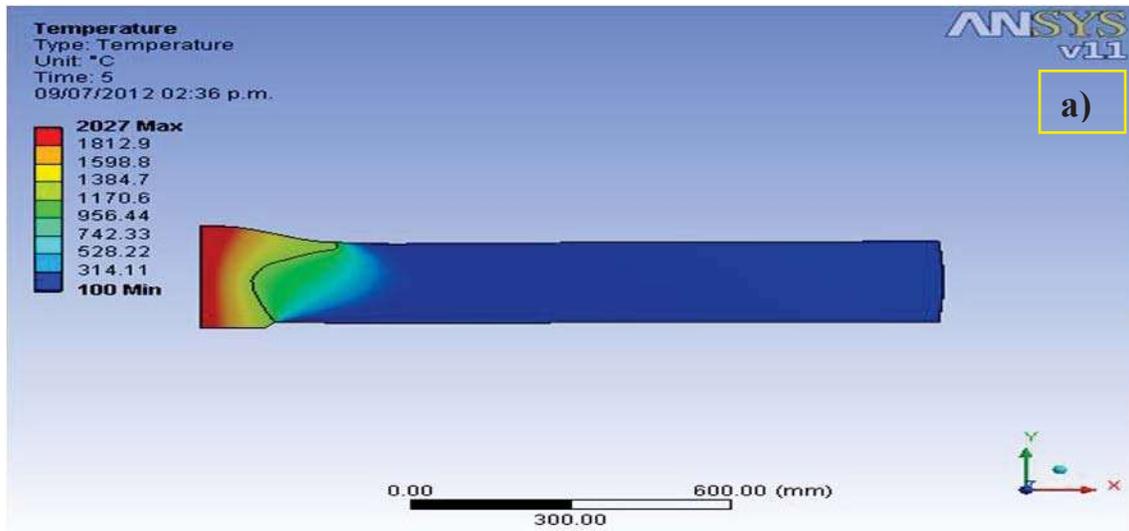


Figura 3.15.- Perfiles de temperaturas obtenidos en el software ANSYS; a) sin campo y b) con un campo magnético de 3.2mT.

Sobre la línea de fusión se puede ver un cambio en el gradiente de temperaturas, siendo un poco mayor en la Figura 3.15b, ya que por encima de la línea de fusión se puede ver más clara la temperatura 1598.8 °C (color mas amarillo), mientras que sobre la línea de fusión de la Figura 3.15a se observa que el gradiente de temperaturas es alrededor de 1384.7 °C (mezcla de color amarillo con verde). Este cambio de concentración de calor es capaz de llevar a cabo cambios microestructurales sobre la matriz, viéndose reflejado en el grado de sensibilización.

Una vez realizado el estudio cuantitativo sobre la resistencia a la corrosión intergranular, se llevó a cabo el estudio cualitativo por medio de microscopía electrónica de barrido. La Figura 3.16 muestra el daño generado en el extremo de la muestra una vez realizado el ensayo de RPDDC, se puede ver como tiene un GDS menor con respecto al centro de la misma (Figura 3.17). Esto se debe al estado de conformabilidad del material, ya que el proceso de fabricación involucra deformación plástica severa inducida por el rolado en frío aplicado. La energía de deformación y esfuerzos residuales generados en el material se concentra principalmente en el centro de la placa, esta energía que se presenta en forma de dislocaciones, maclas, o presencia de fase martensita es la que ocasiona que el centro del material sea preferencialmente atacado. Con base en lo anterior, el análisis del daño causado a las muestras durante el ensayo de RPDDC se realizó sobre el centro del material en el resto de las muestras.

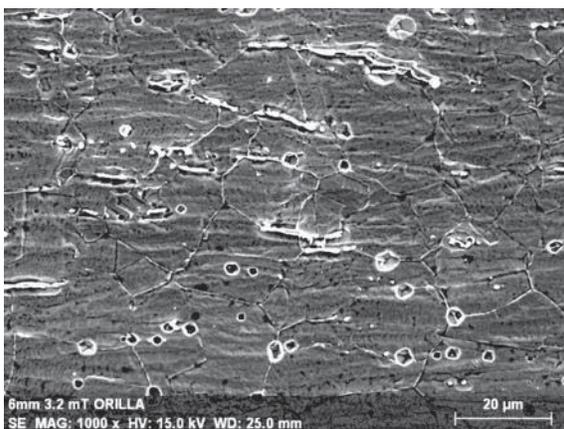


Figura 3.16.- Micrografía obtenida por MEB del extremo de la muestra 6 mm-3.2mT a 1000X.

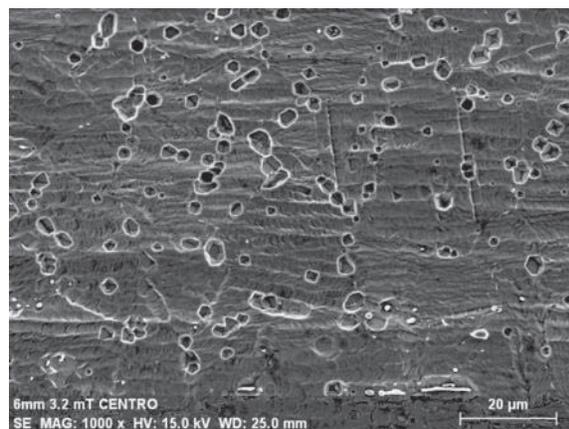


Figura 3.17.- Micrografía obtenida por MEB del centro de la muestra 6 mm-3.2mT a 1000X.

La Figura 3.18 presenta las micrografías obtenidas por MEB de las muestras 4 mm, 6 mm y 8 mm de ambas condiciones.

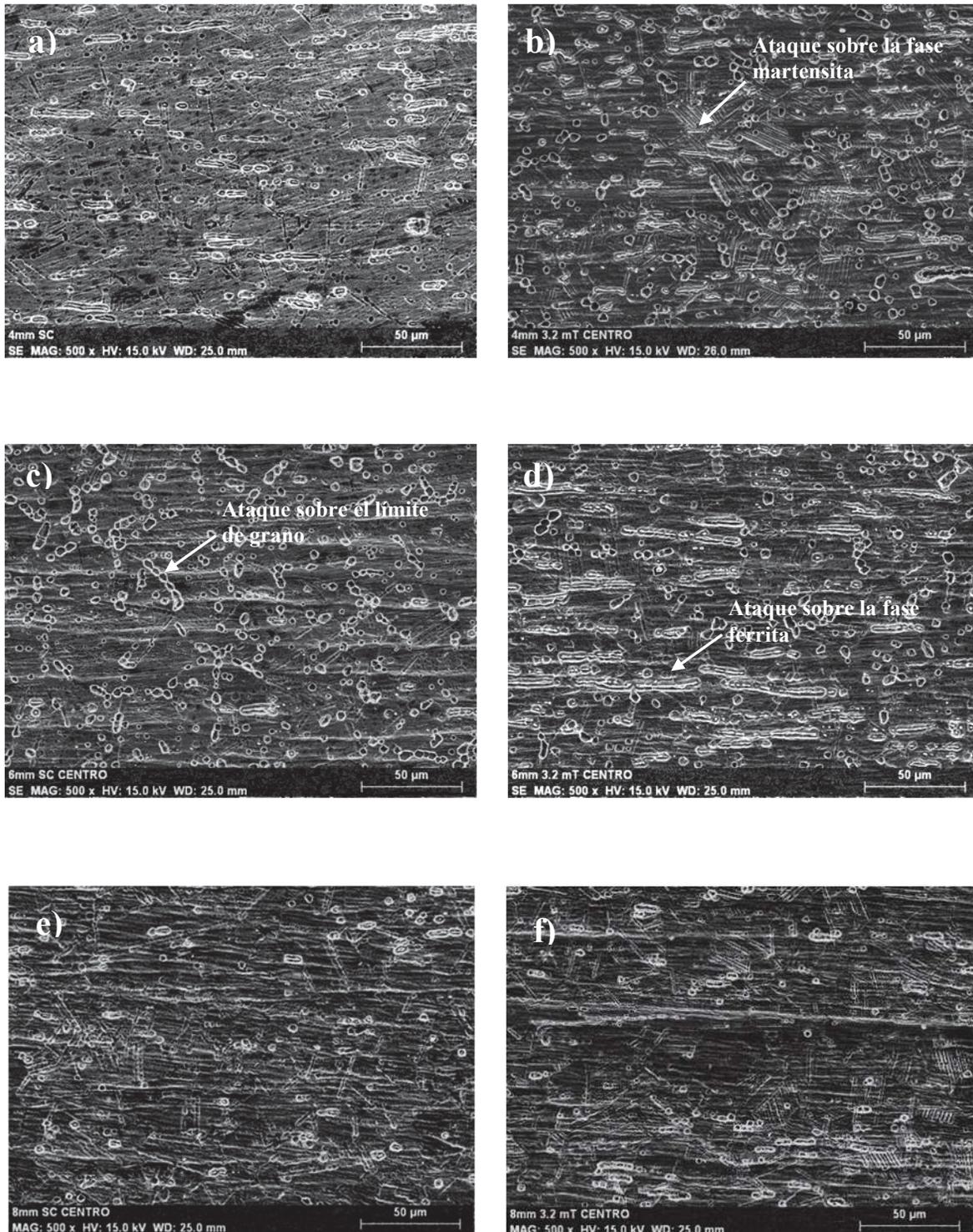


Figura 3.18.- Micrografías obtenidas por MEB a 500X: a) 4 mm-0.0mT, b) 4 mm-3.2mT, c) 6 mm-0.0mT, d) 6 mm-3.2mT, e) 8 mm-0.0mT, f) 8 mm-3.2mT.

Se puede ver en general que hay una disminución del GDS a medida que se aleja del cordón de soldadura. Lo que concuerda con los resultados obtenidos por la técnica electroquímica. Se nota claramente las zonas donde el material fue más sensibilizado, esto es generalmente sobre el límite de grano (corrosión intergranular). La precipitación de la fase ferrita (rica en cromo) causa que la interfase austenita-ferrita quede con un porcentaje inferior al resto de la matriz, por eso es que esta zona se ataca preferencialmente y se puede ver en la Figura 3.18d. Por otro lado el incremento de dislocaciones por deformación genera una mayor difusión del cromo, dando lugar a la precipitación de la martensita, lo que causa que las zonas aledañas queden pobres en cromo llevándose a cabo ataque preferencial alrededor de la martensita, tal y como se puede observar en la Figura 3.18b.

3.2.3.2.- Caracterización de la resistencia a la corrosión por picaduras.

La Figura 3.19 presenta las curvas de polarización obtenidas de los ensayos realizados, las curvas inician con una polarización catódica, la cual es controlada por un proceso de activación hasta llegar al potencial de corrosión del material, para después llevarse a cabo la polarización anódica en la cual se pasiva el material hasta alcanzar el potencial de picado. En general, se puede observar que las curvas de las muestras que fueron sometidas a la interacción electromagnética presentan más discontinuidad en el rango de pasividad, esto puede ser causa de diferentes factores, como una inestabilidad de la capa pasiva, introducción de ruido por aparatos cercanos que estén encendidos al momento de realizar la prueba o posiblemente a un pequeño magnetismo remanente el cual es suficiente para introducir ruido a la prueba.

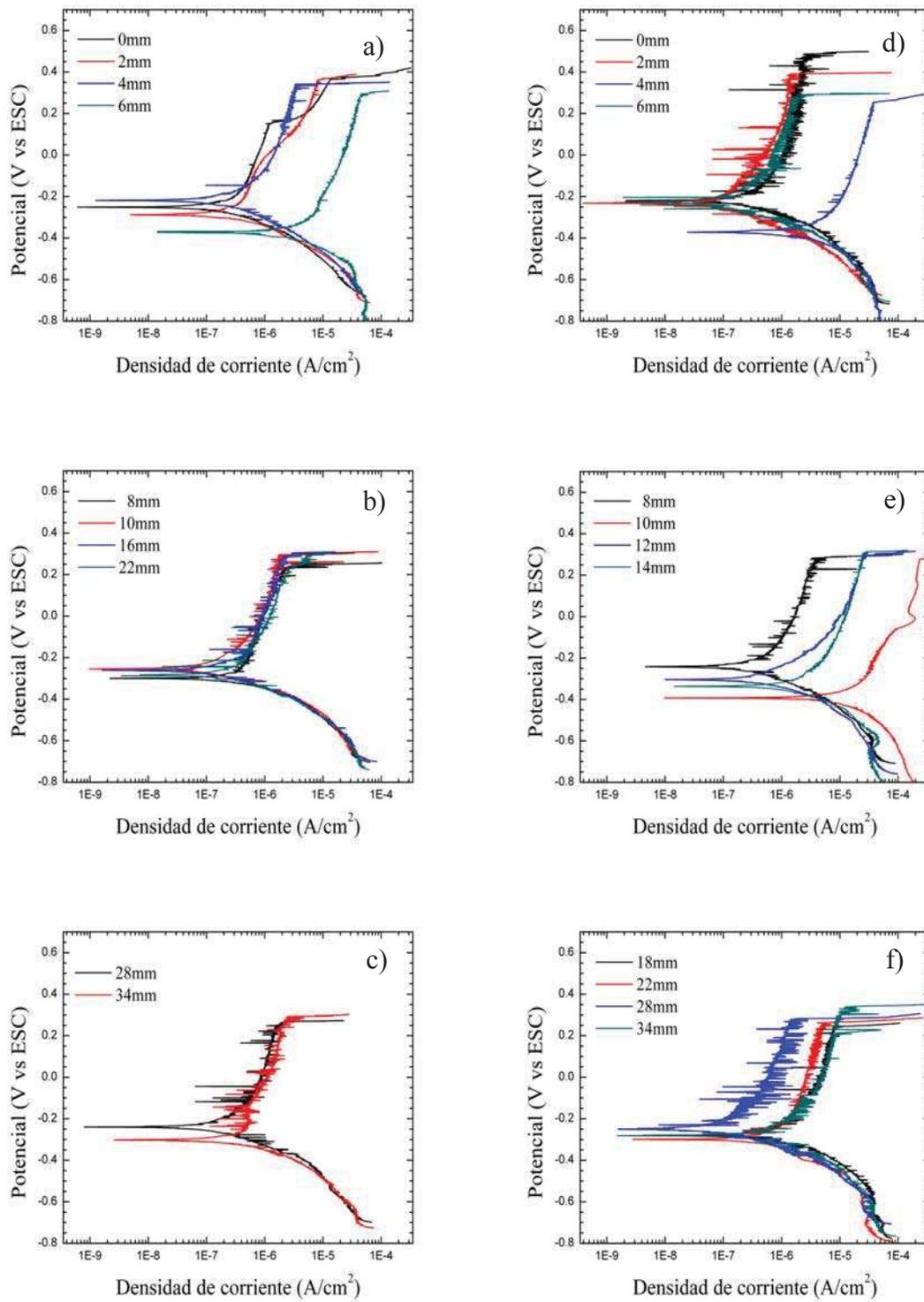


Figura 3.19.- Curvas de polarización para ambas condiciones: a), b) y c) para la condición 0.0mT, d), e) y f) para la condición 3.2mT.

También, se pueden observar algunas curvas desplazadas hacia la derecha con respecto a la mayoría lo cual representa mayor velocidad de corrosión aun en estado pasivo. Lo anterior se puede deber a las características propias de la condición de la aleación así como al aumento de temperatura y a la concentración de iones cloruro [11], esto último se descarta ya que los ensayos se llevaron a cabo a la misma temperatura y con la misma solución. Características metalúrgicas como inclusiones de sulfuros, segregación de carbono, nitrógeno y fósforo sobre el límite de grano, la orientación cristalográfica de los granos, los límites de grano al tener mayor energía, los elementos de aleación, la deformación en frío etc. tienen fuertes efectos sobre la formación, estabilidad, continuidad y porosidad de la capa pasiva. Estas características microestructurales están presentes en el material y a estas se les atribuye a que haya zonas que sean más activas (en este caso las muestras en las que se presenta el desplazamiento), lo que conlleva a que se generen zonas de mayor susceptibilidad al ataque localizado en las que la capa pasiva sea incipiente, porosa o no se haya formado como en el caso de las inclusiones no metálicas. Si estos sitios son muchos, son la causa de una salida mayor de corriente, manifestándose en el desplazamiento de las curvas.

La Figura 3.20 muestra la gráfica de resistencia a la corrosión por picaduras en función de la distancia. Se puede ver que no tiene un comportamiento parecido al obtenido en la prueba de RPDDC, pues la resistencia a la corrosión por picaduras es dependiente de la integridad de la capa pasiva, pero no puede ser directamente relacionada con el GDS del material. La resistencia a la corrosión por picaduras depende del número de sitios de nucleación de picaduras incluyendo zonas pobres de cromo, por tanto un material sensibilizado no necesariamente disminuye la resistencia a la corrosión por picaduras.

El comportamiento hasta la distancia de 8 mm es muy variado, como se mencionó la resistencia a la corrosión por picaduras no depende solo de la distribución homogénea sobre la matriz y lo que indica la Figura 3.20 es que se tiene la presencia de imperfecciones a diferentes escalas, en caso de haber un pequeño efecto de la interacción electromagnética no se podría distinguir por la presencia de dichas imperfecciones. En general se observa que cerca del cordón de soldadura hay mayor resistencia a la corrosión por picaduras con dispersión para las distancias de 4 a 8 mm, que representan la zona de mayor efecto térmico

durante la soldadura. A partir de la distancia 8 mm se puede apreciar un ligero aumento de la resistencia al picado que va disminuyendo hasta la distancia 28 mm, a partir de ahí el comportamiento es igual para ambas condiciones, esta parte de la gráfica indica que hay un pequeño efecto del campo magnético en cuanto a la resistencia al picado. Sin embargo, se esperaría haber obtenido un comportamiento similar desde la distancia 4 mm. La irregularidad en las muestras cercanas al cordón de soldadura se debe a que en esa zona las muestras tienen tanto metal base como material de aporte siendo este último catódico respecto al metal base, los dos tipos de aleación presentan intercaras con mayor actividad electroquímica preferencialmente en el metal base induciendo así la disminución a la resistencia al picado, y a medida que se aleja del centro del cordón de soldadura la energía de activación de los sitios preferenciales a la corrosión por picado disminuye.

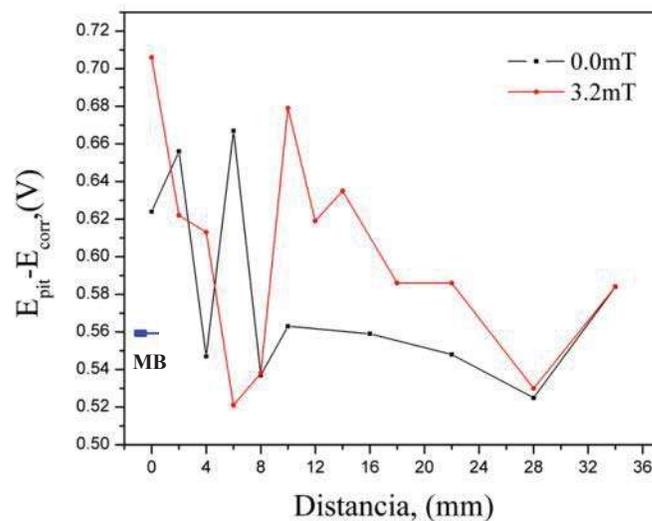


Figura 3.20.- Gráfica resistencia al picado vs distancia de las condiciones estudiadas.

Con el propósito de visualizar la presencia del daño por picaduras, se capturaron micrografías por medio de MEB las cuales se ilustran en la Figura 3.21. Se puede ver claramente la presencia de daño causado por corrosión por picaduras en ambas condiciones, las picaduras generadas presentan la misma morfología, lo que indica que la presencia del campo magnético sobre la morfología de las mismas no tuvo efecto. Por medio de un análisis visual sobre las micrografías obtenidas, se determinó la densidad de picaduras por

unidad de área en ambas condiciones sobre las muestras 6 mm, para la condición sin campo se tienen 22 picaduras en un área de $9 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$, que corresponde al área de la micrografía, mientras que para la condición 3.2mT son 17 picaduras en un área equivalente. Este análisis muestra un comportamiento inverso con respecto al mostrado en la Figura 3.20, en donde se ve claramente que la resistencia al picado es mayor en la condición sin campo, mientras que en el análisis visual se ven más picaduras por unidad de área, esto se atribuye a que sobre el material están presentes picaduras muy pequeñas las cuales no se pueden estudiar visualmente mientras que la técnica de reactivación potenciodinámica si las toma en cuenta.

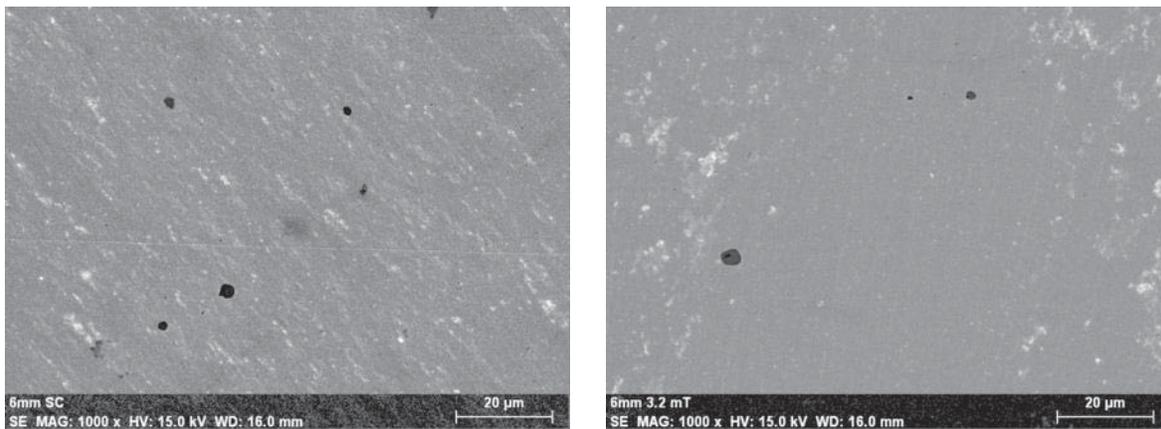


Figura 3.21.- Micrografías obtenidas por MEB a 1000X: a) 6 mm-0.0mT, b) 6 mm-3.2mT.

3.2.4.- Caracterización mecánica de las uniones soldadas.

En este apartado se presentan los resultados de la caracterización mecánica de las uniones soldadas sin y con interacción electromagnética, obtenidos por los ensayos de microdureza Vickers, tensión y corte.

3.2.4.1.- Perfiles de microdureza Vickers de las uniones soldadas.

La Figura 3.22 presenta el barrido de microdureza que se realizó a la muestra sin interacción electromagnética, así como con interacción de la misma. En general, se puede

observar un pequeño aumento de aproximadamente 35 unidades de la soldadura con interacción electromagnética con respecto a la que no se le aplicó. La tendencia de disminución hacia la distancia 2 mm en ambas condiciones es causa del proceso de solidificación, ya que a medida que la solidificación se acerca a la línea de fusión se tiene una solidificación de granos columnares dendríticos acompañado de segregación de impurezas, lo que causa que las propiedades mecánicas disminuya en esta zona.

La microdureza del metal base corresponde a un promedio de 210 HV, que es el valor que tiende a alcanzar la condición sin campo a medida que se aleja de las altas temperaturas alcanzadas. Hasta una distancia de 15 mm se observa un incremento en la microdureza hasta valores de 270 Vickers, lo cual sugiere que en esta zona se tuvo un efecto en la microestructura debido al aporte térmico del proceso de soldadura. Con el aumento de la temperatura el carbono que es un elemento intersticial, puede difundir fácilmente sobre la matriz logrando deformar la red y con esto aumentar la microdureza del material. De primera instancia se nota que el campo magnético causa una estabilidad sobre la microdureza, ya que ésta no tiende a disminuir a medida que se aleja del centro del cordón, esto debido a que el campo magnético junto con la temperatura, logran aumentar la zona de difusión del carbono. Estos ensayos serán comparados con los esfuerzos de tensión obtenidos por el ensayo de corte.

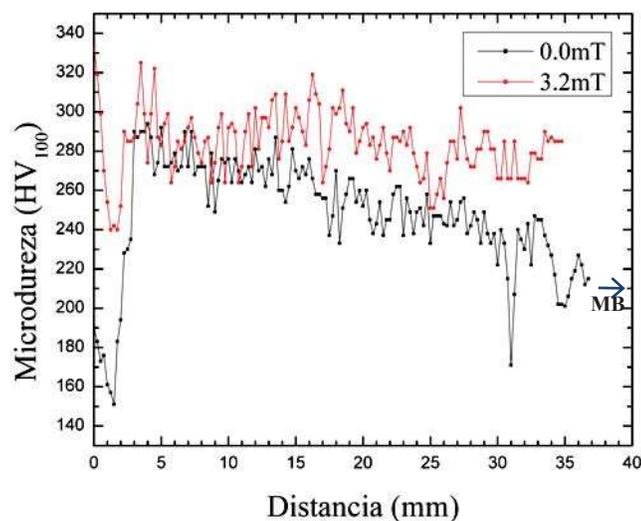


Figura 3.22.- Perfiles de microdureza para las uniones soldadas sin y con interacción electromagnética.

3.2.4.2.- Cálculo del factor de corrección entre el ensayo de tensión y el de corte con punzón.

El poco volumen de material a estudiar limita a no poder realizar ensayos de tensión para poder analizar el comportamiento en la ZAC. Sin embargo, existe el ensayo de corte con punzón el cual se puede correlacionar con el ensayo de tensión, para lo cual es necesario un factor de corrección que es único para cada equipo en el que se lleven a cabo los ensayos. Para poder obtener el factor de corrección se realizaron dos pruebas de tensión y 3 de corte a 4 diferentes materiales, Al 6063, A 36, 316L y 304. Las curvas obtenidas del ensayo de tensión se muestran en la Figura 3.23, donde se puede ver una región elástica, así como una región plástica, en la cual se puede ver el esfuerzo máximo de tensión que es el que se necesita para obtener el factor de corrección. Este último valor se presenta en la Tabla 3.3.

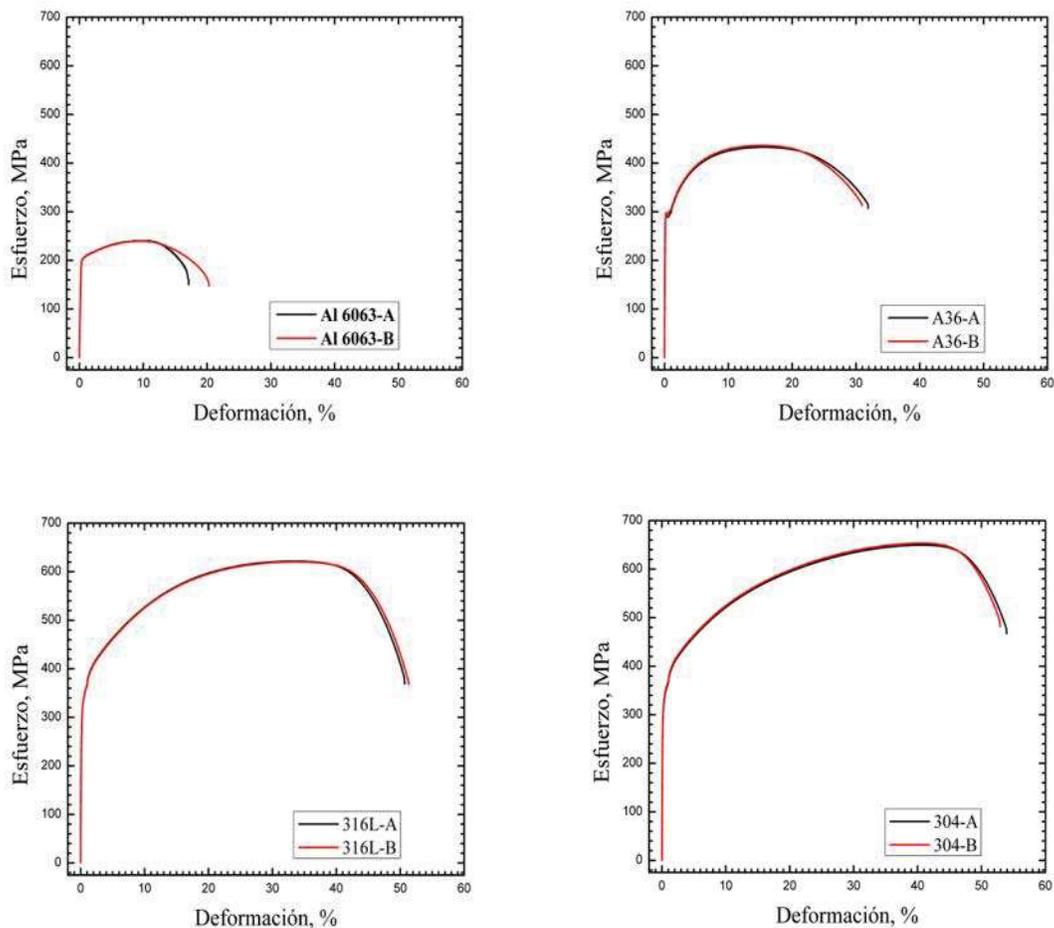


Figura 3.23.- Gráfica esfuerzo-deformación para distintos materiales.

Tabla 3.3.- Promedio del esfuerzo máximo de tensión (σ_{\max}) para los distintos materiales.

	σ_{\max} nominal (MPa)	σ_{\max} real (MPa)
Al-6063	241	240±0.00
A-36	400-550	434±2.12
AISI 316L	560	621±1.41
AISI 304	505	651±2.12

Al igual que las curvas del ensayo de tensión las curvas obtenidas por el ensayo de corte presentan una región elástica y una plástica. La Figura 3.24 muestra las gráficas obtenidas de los ensayos de corte realizados a los diferentes materiales, sobre estas curvas se puede encontrar fácilmente lo que es el esfuerzo máximo al corte, sin embargo, en particular para los aceros inoxidable, el poder visualizar el esfuerzo de cedencia es más complicado.

En el estudio realizado por Karthik y colaboradores [20], reportan que para este ensayo se utiliza el criterio del 1% para el cálculo del límite elástico en vez del 0.2% como lo es para el ensayo de tensión. Además, hacen énfasis en que un factor de corrección universal para el cálculo del esfuerzo de cedencia a la tensión en función del esfuerzo de cedencia al corte corresponde a 1.73. Para este estudio se tomó en cuenta este factor para el cálculo del esfuerzo de cedencia así que solo se calculó el factor correspondiente al del esfuerzo máximo.

La Tabla 3.4 lista los valores promedio de los esfuerzos máximos al corte de cada material. La obtención del factor de corrección para el esfuerzo máximo se obtiene por regresión lineal entre los esfuerzos máximos de corte y tensión como se puede ver en la Figura 3.25, calculándose para este factor el valor de 2.022.

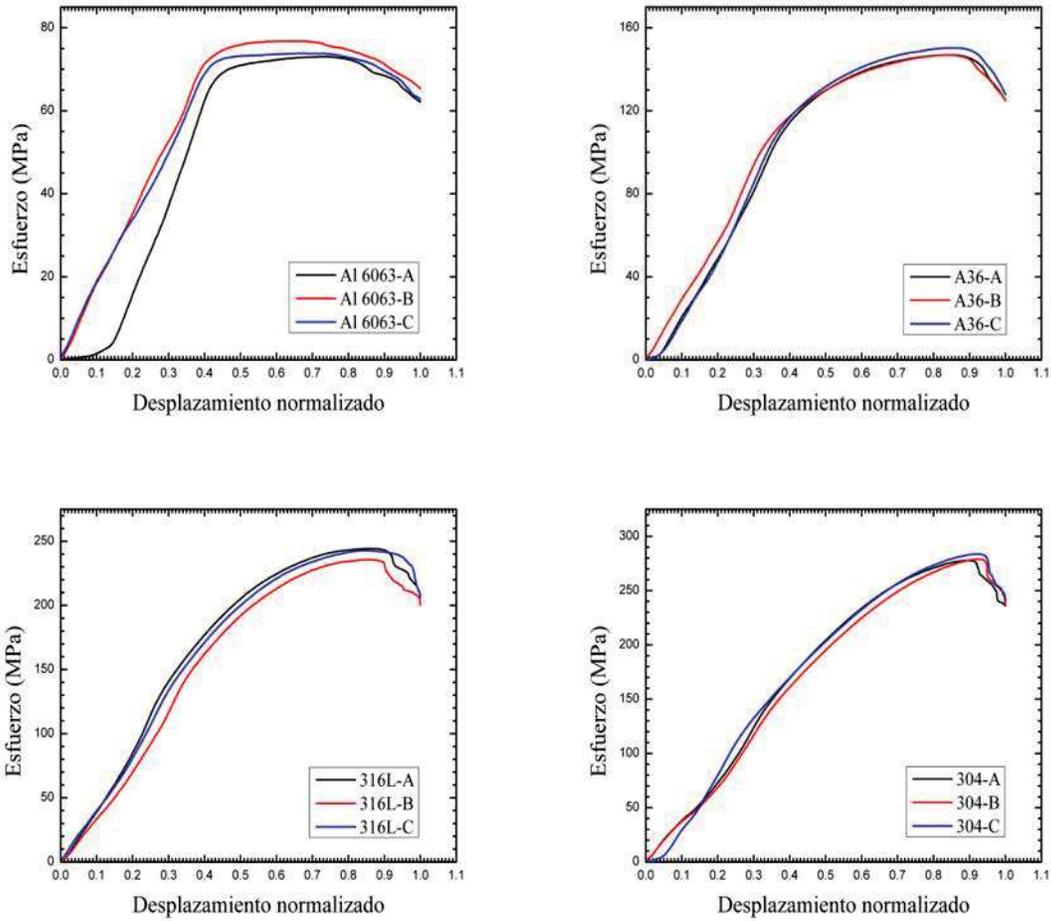


Figura 3.26.- Gráficas esfuerzo-desplazamiento normalizado para distintos materiales.

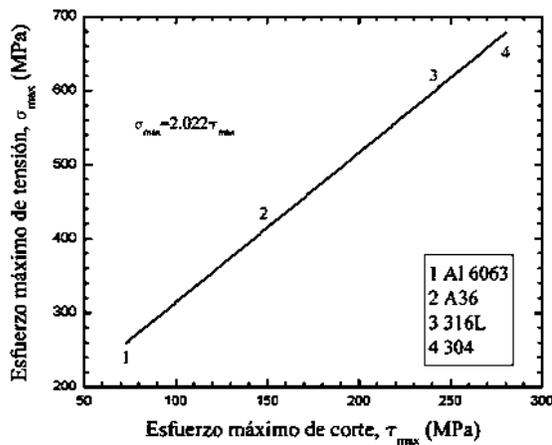


Figura 3.25.- Gráfica de correlación lineal entre el esfuerzo máximo de tensión y de corte.

Tabla 3.4.- Promedio del esfuerzo máximo de corte (τ_{max}) para los distintos materiales.

Material	τ_{max} real (MPa)
AL-6063	73.87±1.98
A-36	148.04±1.96
AISI 316L	241.02±4.68
AISI 304	280.25±3.20

3.2.4.3.- Ensayo de corte de las uniones soldadas.

Las Figuras 3.26 y 3.27 muestran las curvas obtenidas del ensayo de corte hasta una distancia de 30 mm a partir del centro del cordón de soldadura para la condición de 0.0mT y 3.2mT, respectivamente.

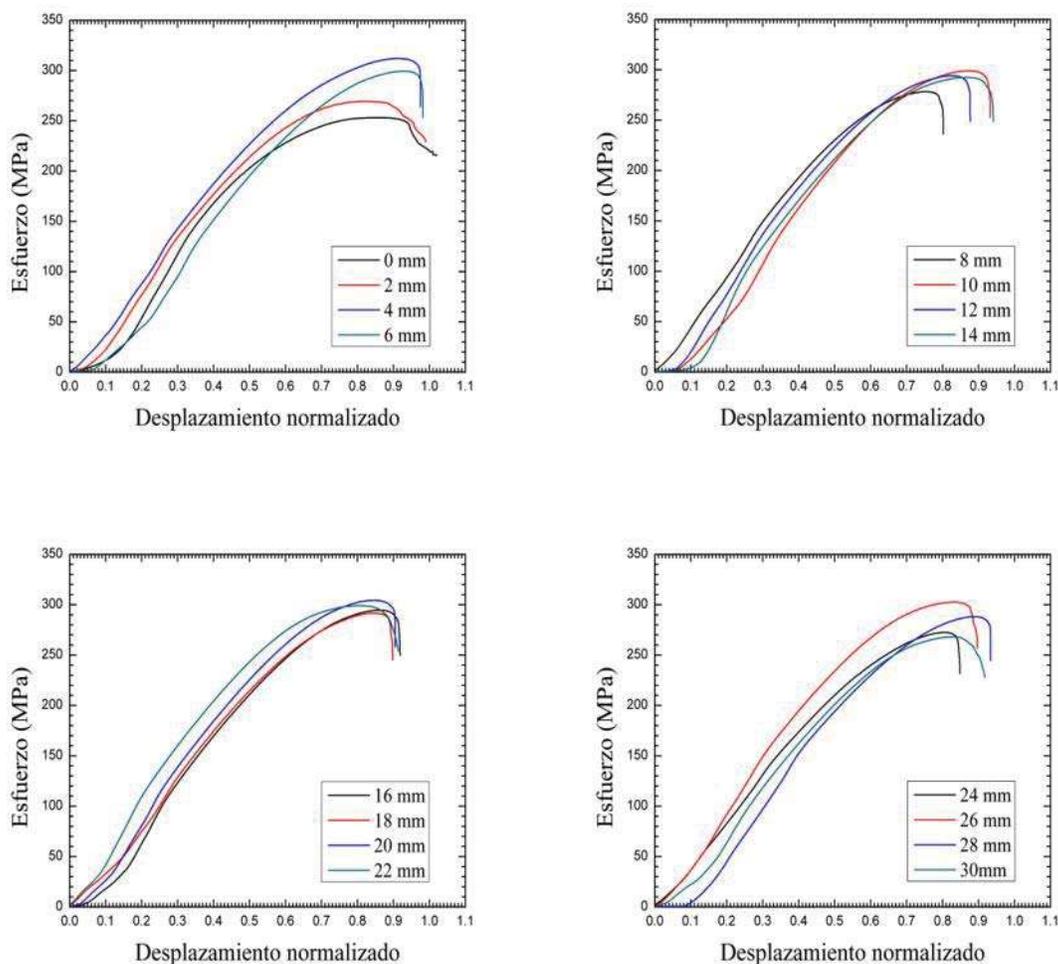


Figura 3.26.- Gráficas esfuerzo-desplazamiento normalizado para las muestras en la condición 0.0mT.

Los resultados obtenidos de los esfuerzos máximos de corte de ambas condiciones se ilustran en la gráfica de la Figura 3.28, mientras que la Figura 3.29 presenta el esfuerzo máximo a la tensión una vez que se le aplicó el factor de corrección calculado a los datos de la Figura 3.28. Se puede apreciar que los valores mínimos de resistencia al corte se

encuentran a la distancia 0 mm y 2 mm que corresponden al cordón de soldadura. Está comprobado experimentalmente que durante una prueba real de tensión sobre una unión por soldadura, la zona de fractura sucede en el cordón de soldadura, esto se debe a diversos factores como lo es la composición química y/o la microestructura, lo que indica que es la zona de menor resistencia a la tensión, lo cual se corrobora en estos ensayos.

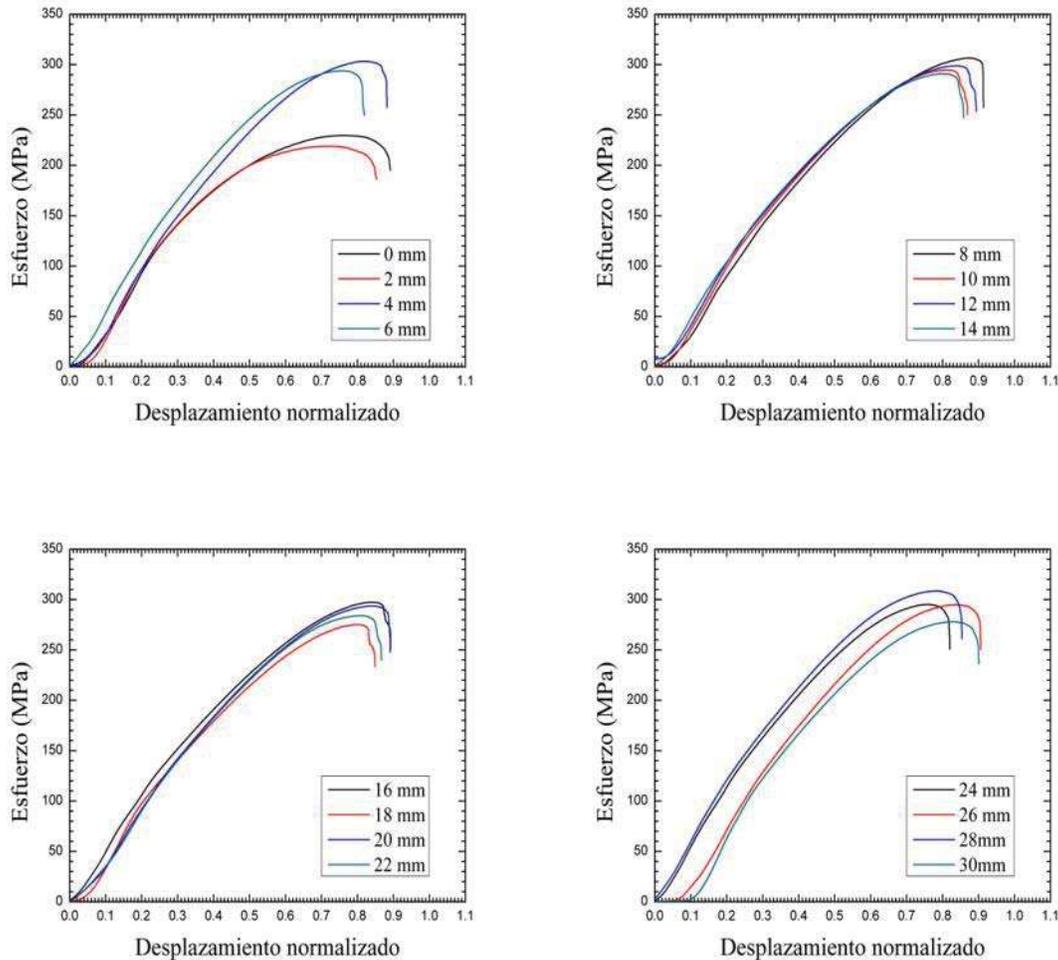


Figura 3.27.- Graficas esfuerzo-desplazamiento normalizado para las muestras de la condición 3.2mT.

En general, el ensayo de corte mostró efectividad para poder obtener los resultados de esfuerzos máximos. Tomando en cuenta la distribución de temperaturas, las muestras se dividen en tres zonas. Se tomó de 0 mm y 2 mm como cordón de soldadura, de 4 mm a 9 mm como ZAC ya que alcanza temperaturas superiores a 400°C y resto del material, para

generar una evaluación estadística. Los resultados se presentan en la Tabla 3.5. Analizando estos datos, son pocas unidades de diferencia entre la ZAC y el resto de material, así como estas dos zonas comparadas con la condición 3.2mT, por lo que se puede decir que no hubo un efecto notable de la interacción electromagnética. Tomando en cuenta estas pequeñas variaciones de unidades se puede indicar que la extensión de la ZAC en términos de propiedades mecánicas corresponde hasta la distancia de 9 mm, sin embargo, esto no queda completamente claro. En el cordón de soldadura se observa una diferencia con respecto al comportamiento obtenido en el ensayo de microdureza, en esta zona los resultados del ensayo de microdureza para la condición 3.2mT presenta mejores propiedades con respecto a la condición sin campo. Sin embargo, en el ensayo de corte ocurre lo contrario, se observa que hay una diferencia de 66.5 unidades entre ambas condiciones, si bien el efecto causó disminución en la resistencia mecánica sobre el material de la condición con interacción electromagnética, pero probablemente causó mayor ductilidad. Este cambio de comportamientos está atribuido a las inclusiones no metálicas generadas durante los procedimientos de soldadura y que causan la disminución de propiedades mecánicas al realizar un ensayo de tensión o de corte sobre el material y que no actúan de igual manera sobre el ensayo de microdureza.

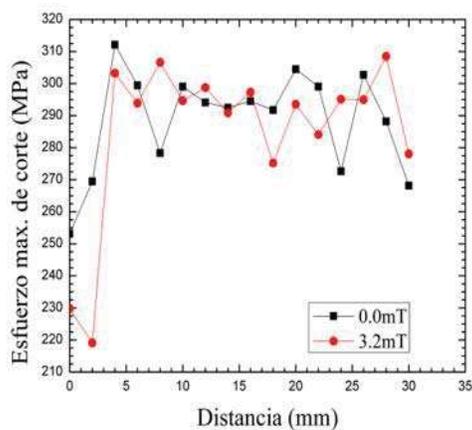


Figura 3.28.- Gráfica esfuerzo máximo al corte-distancia para ambas condiciones.

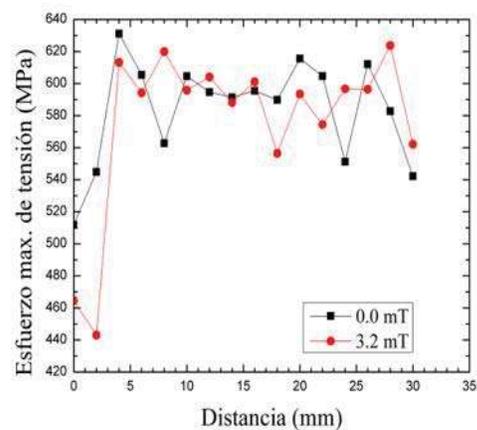


Figura 3.29.- Gráfica esfuerzo máximo a la tensión-distancia para ambas condiciones.

Tabla 3.5.- Resultados estadísticos de las 3 zonas en cuanto a esfuerzos máximos de tensión, así como de esfuerzos de cedencia a la tensión de ambas condiciones.

Condición	Zona de análisis	Media σ_{max} (MPa)	Media σ_y (MPa)
MB	MB	585.00	315.67
0.0mT	Cordón de soldadura	528.35±23.34	281.36±4.81
	ZAC	600.10±28.26	305.59±13.01
	Resto del material	588±24.07	294.12±16.78
3.2mT	Cordón de soldadura	453.77±15.24	221.92±25.21
	ZAC	605.78±12.76	292.02±10.40
	Resto del material	589.70±20.29	264.17±13.55

Los valores de los esfuerzos de cedencia al corte fueron obtenidos trazando la pendiente paralela a la región elástica generada en la curva, el criterio tomado es al 1% como se mencionó anteriormente, los resultados obtenidos se muestran en la Figura 3.30, mientras que en la Figura 3.31 se ilustran los valores obtenidos aplicando el factor de corrección de 1.73.

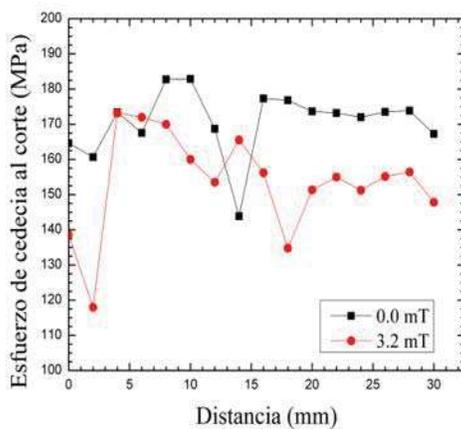


Figura 3.30.- Gráfica esfuerzo de cedencia al corte-distancia para ambas condiciones.

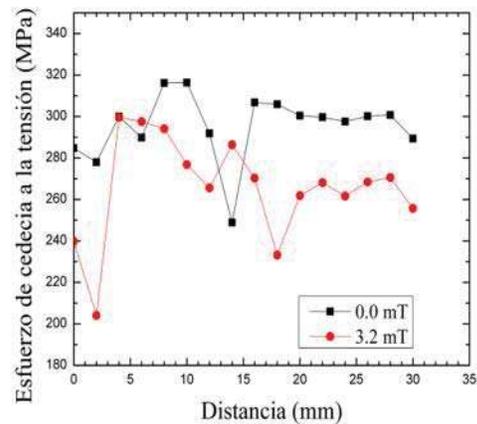


Figura 3.31.- Gráfica esfuerzo de cedencia a la tensión-distancia para ambas condiciones.

Los resultados estadísticos de esfuerzos de cedencia se pueden observar en la Tabla 3.5, donde se indica que tienen el mismo comportamiento que los resultados de esfuerzos máximos, es decir, el cordón de soldadura tiene un cambio un poco más significativo de 60 unidades. A pesar que los difractogramas mostraron un cambio de orientación preferencial esto no es tan notorio sobre las propiedades mecánicas, ya que en los resultados estadísticos con respecto a los esfuerzos de cedencia no hay efecto alguno del campo magnético. Sin embargo, los valores promedios de esfuerzo máximo de la ZAC en la condición 3.2mT están un poco por encima del resto del material y del MB que tienden a tener el mismo valor. Este comportamiento de manera general se ve reflejado en el perfil de microdureza donde se pudo ver que la ZAC también tiene un comportamiento un poco superior al resto del material y al material base.

3.2.4.4.- Análisis fractográfico del ensayo de corte.

Con el propósito de observar el tipo de fractura y la posible causa de falla al corte se analizaron las fracturas obtenidas de este ensayo, así como la probeta de tensión del metal base ensayada. Las muestras analizadas en general mostraron fracturas tipo dúctil debido a proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. La probeta ensayada de tensión presentó fractura dúctil con morfología tipo copa-cono, característica de este acero, al formarse el cuello sobre la probeta se genera una concentración de esfuerzos sobre el centro de la misma, lo que promueve la nucleación y crecimiento de microhuecos. Estos microhuecos coalescen a medida que la deformación aumenta provocando así la falla por bandas de deformación debidas a esfuerzos cortantes a 45° del eje de tensión [45]. Además, se observaron inclusiones no metálicas como se puede ver en la Figura 3.32, las cuales son sitios potenciales para la nucleación de microhuecos.

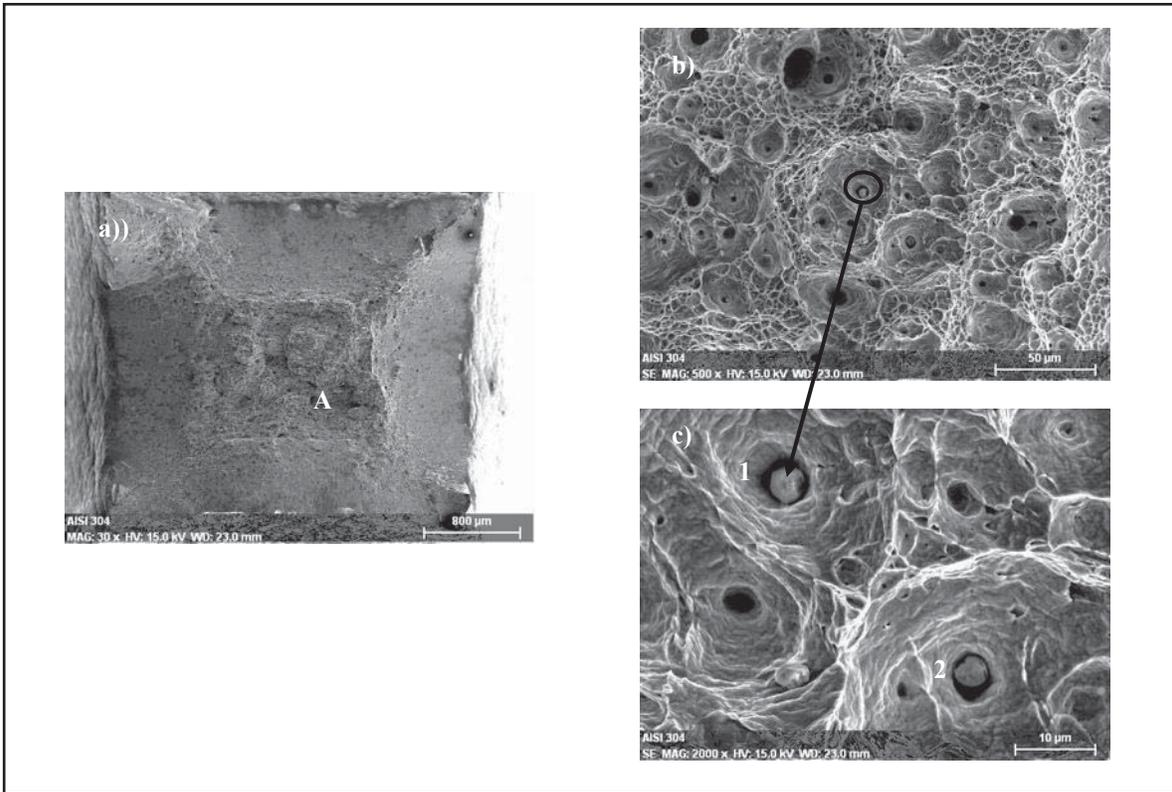


Figura 3.32.- Imágenes de fractura de tensión del metal base: a) “A” zona donde se realizó el estudio de fractura, b) detalle de fractura dúctil con presencia de microhuecos, c) Partículas encontradas en el interior de los microhuecos.

El microanálisis de composición química de las partículas se muestra en la Figura 3.33, así como su composición en la Tabla 3.6. Dichas inclusiones están ricas en Al, Si, Mn y Ca. Las inclusiones presentes en los aceros inoxidables pueden contener Mn, Fe, Cr, Si y otros elementos, los cuales pueden estar asociados con óxidos que generalmente son perjudiciales en la resistencia a la corrosión por picaduras y por hendiduras.

La fractura del metal base ocasionada por el ensayo de corte también fue analizada, la Figura 3.34 muestra las imágenes obtenidas. En condiciones de carga de corte, las piezas se fracturan por deslizamiento de unas con otros, produciendo una textura suave. Esto se puede observar en la parte gris claro de la derecha de la Figura 3.34a y un poco más en la Figura 3.38c. Sin embargo, se observa en todos los casos una zona áspera (zona A) en donde se analiza la fractura.

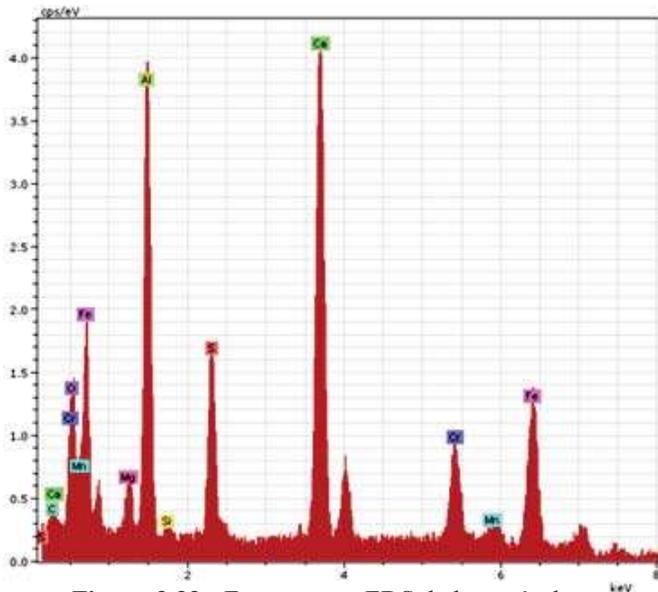


Figura 3.33.- Espectro por EDS de la partícula identificada con el número 1 de la Figura 3.32c.

Tabla 3.6.- Composición química de la partícula 1 de la Figura 3.32c.

Elemento	%peso	%atómico
Carbono	1.54	5.82
Oxígeno	8.70	24.77
Magnesio	0.72	1.36
Aluminio	7.62	12.86
Azufre	2.82	4.00
Calcio	17.98	20.42
Cromo	10.15	8.89
Manganeso	4.11	3.41
Hierro	22.65	18.47

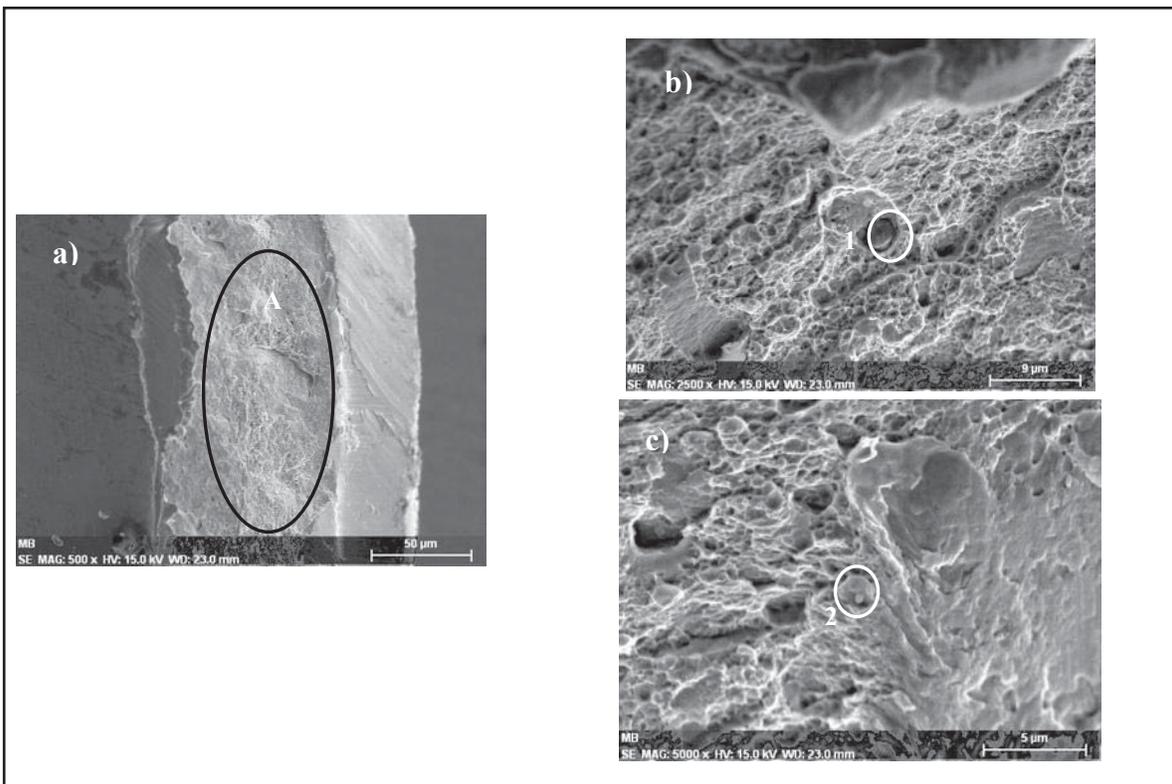


Figura 3.34.- Imágenes de fractura de corte del metal base: a) “A” zona donde se realizó el estudio de fractura, b) y c) detalle de fractura dúctil con presencia de microhuecos, así como partículas encontradas en el interior de los microhuecos.

Por la forma de las probetas de corte se dificultó el análisis de las mismas, ya que no se tiene un buen ángulo de enfoque, sin embargo, fue suficiente para poder realizar el análisis. Como se puede ver sigue predominando la fractura dúctil pues la presencia de los microhuecos es notoria, pero en esta ocasión también se presenta una pequeña parte de fractura frágil, esto es por el cizallamiento que se genera en el material mediante la prueba al corte, entre los microhuecos se halló la presencia de inclusiones no metálicas, éstas además de los elementos encontrados en la prueba de tensión tiene alta concentración en titanio, que es común hallarse en este tipo de material aunque la composición química no lo describa, el titanio presente es un estabilizador de carburos el cual impide que el carbono se una con el cromo aumentando en cierto grado la resistencia a la corrosión intergranular. El espectro del microanálisis de la partícula 1 de la Figura 3.34b, se muestra en la Figura 3.35, mientras que en la Tabla 3.7 se muestra la composición química de dicha partícula.

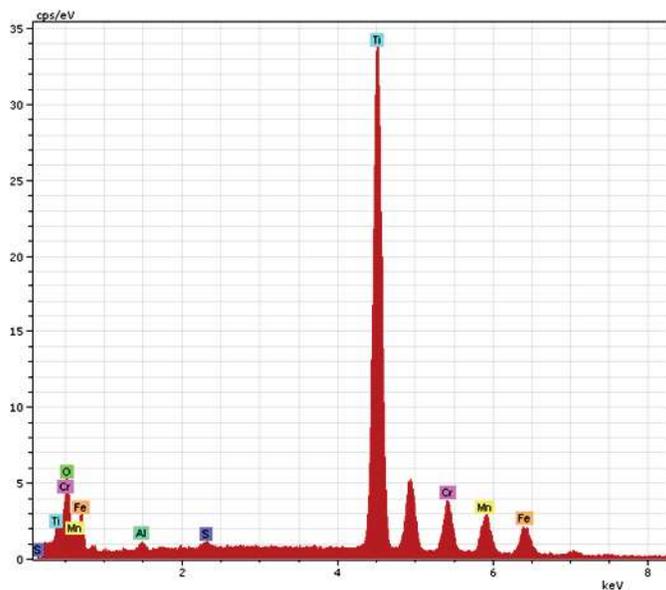


Tabla 3.7.- Composición química de la partícula 1 de la Figura 3.34b.

Elemento	%peso	%atómico
Oxígeno	10.07	21.80
Azufre	0.03	0.03
Titanio	76.84	55.57
Cromo	13.27	8.84
Manganeso	10.92	6.88
Hierro	11.09	6.88

Figura 3.35.- Espectro por EDS de la partícula identificada con el número 1 de la Figura 3.34b.

Las imágenes obtenidas de las muestras a 2 mm de ambas condiciones (cordón de soldadura) se muestran en la Figura 3.36, se puede visualizar una gran cantidad de inclusiones a diferencia del metal base que se presentan en menor cantidad. Las partículas

presentes en ambas condiciones y para esta distancia son del mismo tipo según se puede apreciar en los espectros por EDS, estas partículas presentes en los microhuecos son de óxido de silicio y de manganeso que son impurezas generadas durante el proceso de soldadura. La segregación de dichas inclusiones aparenta ser el origen del inicio de las fracturas y de cierto modo facilitan su propagación. La forma globular de estas inclusiones puede facilitar aun más la decohesión en la interface de la matriz y la inclusión, la cual puede ser la fuente de iniciación de la fractura. La forma de los microhuecos en estas muestras indican que estas muestras tuvieron mayor deformación que el metal base, se tiene una forma más alargada del labio de corte, y si a esto se le agrega la gran cantidad de inclusiones se explica el porqué las muestras presentaron menos resistencia mecánica. La composición química de las impurezas se presenta en las Tablas 3.8 y 3.9.

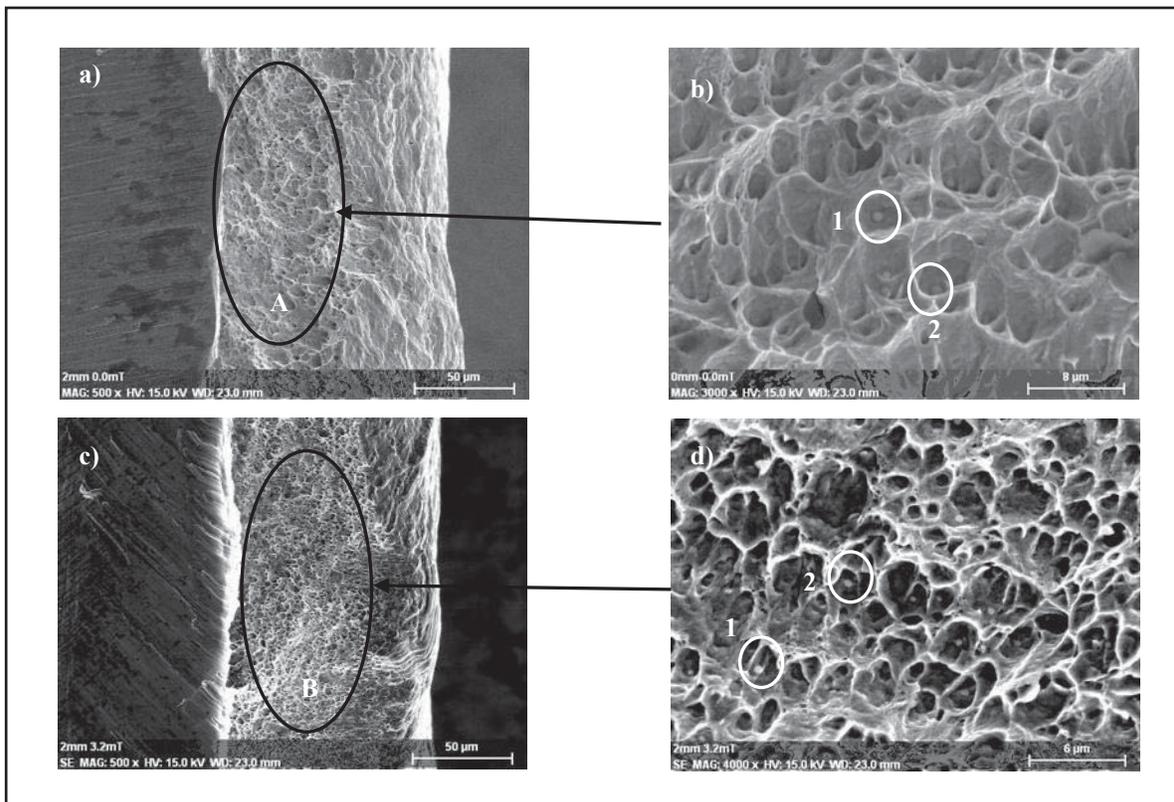


Figura 3.38.- Imágenes de fractura de corte de la muestra 2mm: a) “A” zona donde se realizó el estudio de fractura de la Figura 3.36b de la condición 0.0mT, c) “B” zona donde se realizó el estudio de fractura de la Figura 3.36d de la condición 3.2mT. Ambas b y d son detalles de fractura dúctil con presencia de microhuecos, así como partículas encontradas en el interior de los microhuecos.

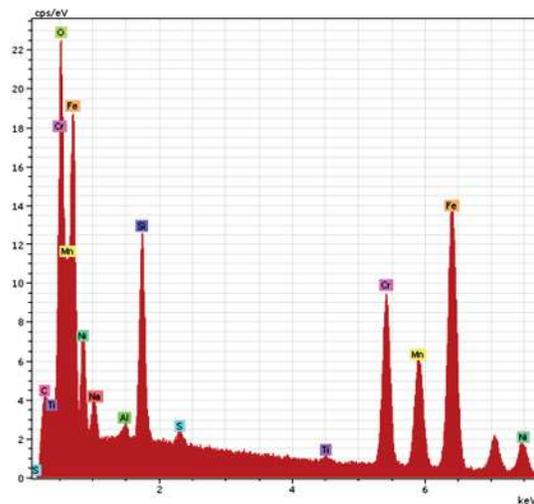
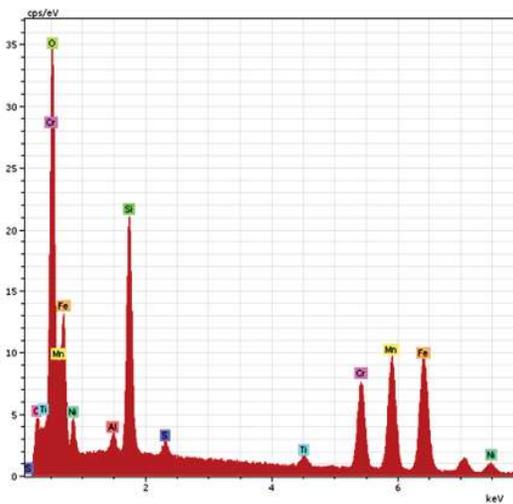


Figura 3.37.- Espectros por EDS de la partícula identificada con el número 1: a) de la Figura 3.36b, b) de la Figura 3.36d.

Tabla 3.8.- Composición química de la partícula 1 de la Figura 3.36b.

Elemento	% peso	% atómico
Carbono	2.91	8.62
Oxígeno	19.10	42.54
Silicio	8.20	10.40
Azufre	0.47	0.52
Titanio	0.66	0.49
Cromo	10.44	7.16
Manganeso	20.64	13.38
Hierro	21.94	14.00
Níquel	3.36	2.04
Aluminio	0.64	0.85

Tabla 3.9.- Composición química de la partícula 1 de la Figura 3.36d.

Elemento	% peso	% atómico
Carbono	2.83	9.33
Oxígeno	8.84	21.85
Silicio	4.83	6.80
Azufre	0.43	0.53
Titanio	0.35	0.29
Cromo	14.57	11.08
Manganeso	11.39	8.20
Hierro	40.99	29.03
Níquel	8.52	5.74
Aluminio	0.78	1.14

Por otro lado, se analizó una muestra de la ZAC (8mm) de ambas condiciones, las imágenes se muestran en la Figura 3.38, donde se puede ver que se caracteriza generalmente por fractura dúctil, la presencia de los microhuecos es más parecida a los del metal base que a los del cordón, hay que recordar que la resistencia al corte de estas

muestras fue más similar al del metal base por eso su mismo comportamiento. Sobre la Figura 3.38b están presentes las inclusiones no metálicas, las cuales tienen una composición similar a las encontradas en el meta base. La Figura 3.39 muestra el espectro por EDS de estas partículas así como la Tabla 3.10 muestra la composición química. Sobre la condición de 3.2mT de la muestra 8 mm no se notó la presencia de partículas, esto se debe a que no se obtuvo un buen ángulo para su visualización, sin embargo sobre esta muestra se pudo visualizar un corte más uniforme (Figura 3.38c), a ello se le atribuye el pequeño cambio en el esfuerzo máximo al corte en la Figura 3.28.

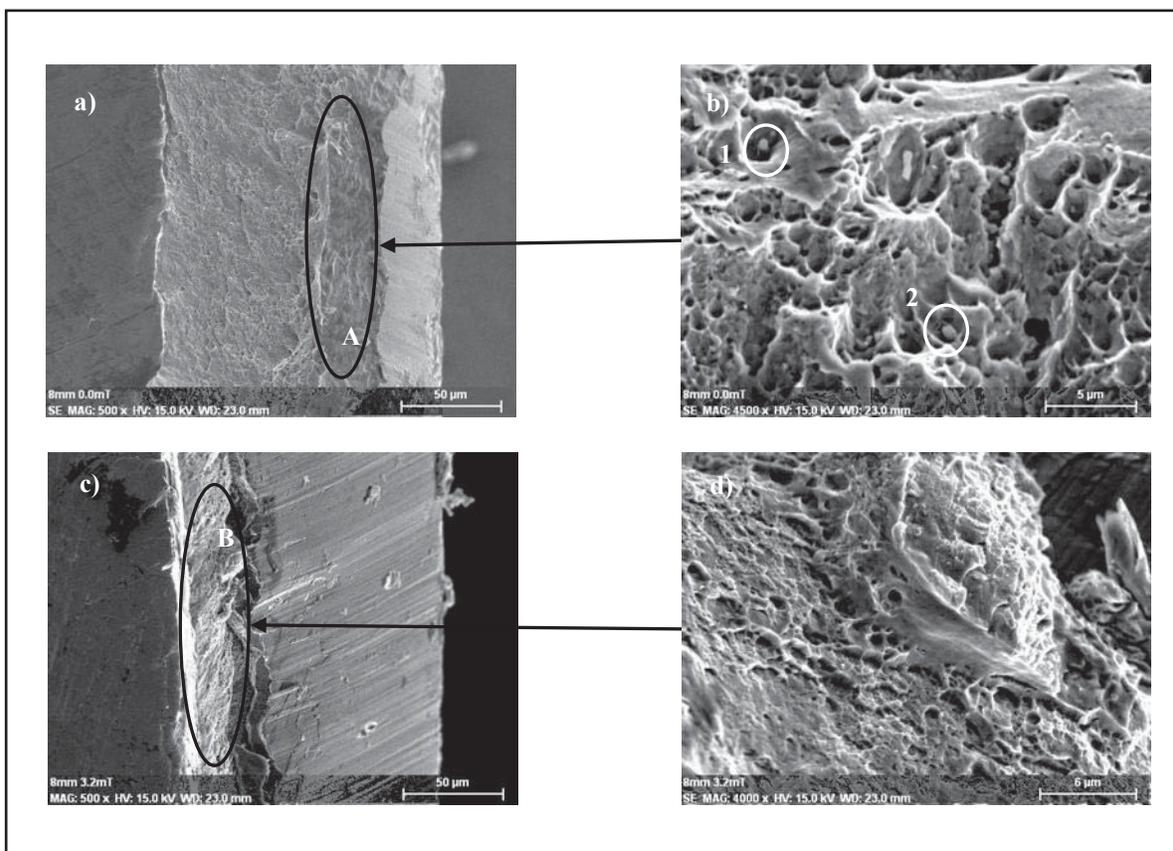


Figura 3.41.- Imágenes de fractura de corte de la muestra 8 mm: a) “A” zona donde se realizó el estudio de fractura de la Figura 3.38b de la condición 0.0mT, c) “B” zona donde se realizó el estudio de fractura de la Figura 3.38d de la condición 3.2mT. Ambas b y d son detalles de fractura dúctil con presencia de microhuecos, así como partículas encontradas en el interior de los microhuecos de la Figura 3.38b.

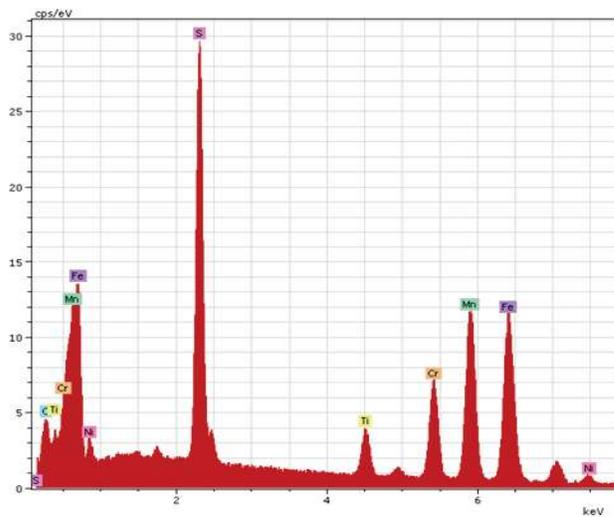


Figura 3.40.- Espectro por EDS de la partícula identificada con el número 1 de la Figura 3.38b.

Tabla 3.10.- Composición química de la partícula 1 de la Figura 3.38b.

Elemento	%peso	%atómico
Carbono	2.02	8.13
Azufre	8.60	13.00
Níquel	4.94	4.08
Cromo	15.77	14.70
Manganeso	18.20	16.06
Hierro	50.74	44.03

CONCLUSIONES

Una vez realizada la experimentación y analizados los resultados se puede concluir lo siguiente:

1. Las variables de soldadura fueron las adecuadas logrando obtener la deposición del metal por rocío, obteniendo cordones de soldaduras libres de poros y con buena penetración. La influencia del campo magnético de 3.2mT fue notoria sobre el cordón de soldadura, logrando así, disminuir el ancho del cuello del cordón de soldadura aumentando la cantidad de sobremonta, causando cambios sobre la ZAC con respecto a la unión a la que no se le aplicó la interacción electromagnética.
2. Las simulaciones de distribución de temperaturas por ANSYS demostraron que en la condición de soldadura con interacción electromagnética se concentra ligeramente más calor en la zona correspondiente a 4 mm y 6 mm con respecto a la condición sin aplicación de campo magnético.
3. Se pudo observar que la aplicación del campo no tuvo un efecto directo sobre las propiedades de resistencia a la corrosión en la ZAC, sin embargo, el efecto que tuvo sobre el cordón de soldadura causó que el grado de sensibilización fuera un poco mayor a las distancias correspondientes a 4 mm y 6 mm.
4. Se pudo determinar la ZAC en términos de susceptibilidad a la corrosión, siendo ésta hasta la distancia de 9 mm. Esta distancia de la ZAC está determinada por el calor de aporte introducido por el proceso de soldadura, así como la preparación de la junta a unir.
5. Los difractogramas mostraron que los picos característicos del acero AISI 304 corresponden a la fase austenita y ferrita. También mostraron que el campo magnético causó orientación preferencial sobre la microestructura del material, lo cual no se vio claramente en los ensayos de corte con punzón al no haber un cambio significativo sobre las propiedades mecánicas.

6. Se logró obtener el factor de corrección entre los ensayos de corte y los de tensión, siendo este 2.022. con el cual se pudo obtener el esfuerzo máximo de tensión para cada distancia estudiada.
7. Los ensayos de corte con punzón se pudieron realizar de buena forma, sin embargo, no hubo un cambio significativo entre las propiedades mecánicas de ambas condiciones. Si bien es un ligero cambio pero que pudo tener correlación con los ensayos de microdureza obteniéndose que la ZAC en términos de propiedades mecánicas corresponde hasta una distancia de 9 mm para estas condiciones.
8. Las fracturas obtenidas por el ensayo de corte con punzón mostraron ser de tipo dúctil, con presencia de inclusiones no metálicas que por ser impurezas causan falla en el material.
9. En general, no se pudieron observar cambios significativos en la resistencia a la corrosión y en las propiedades mecánicas con la presencia del campo magnético sobre el material, esto debido a que de inicio no presentó daño el MB. Lo que indicó que el material base tenía distribuida homogéneamente su composición química, impidiendo que el campo magnético no tuviera gran efecto en la difusión del cromo sobre la matriz.

RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS

Cabe señalar que el estudio de campos magnéticos sobre uniones soldadas tiene poco que se inició, por lo que hay que realizar más estudios con otras variantes para ver que tanto efecto puede tener esto sobre las propiedades de la ZAC. Ya que como se pudo observar, Curiel [32] obtuvo resultados positivos por lo que se esperaría que aquí también hubiesen ocurrido, sin embargo a diferencia de este estudio con el de él, su material de partida presento un alto grado de sensibilización.

Algunos puntos a tomar en cuenta para trabajos futuros se dan a continuación:

1. Realizar un estudio teniendo material base de partida el cual tenga alto grado de sensibilización, causado por tratamientos térmicos.
2. Llevar a cabo el mismo procedimiento con material base de partida, el cual tenga también grado de sensibilización causado por deformación plástica. Para así poder ver claramente el efecto del campo magnético sobre uniones soldadas.

BIBLIOGRAFÍA

1. K.H. Lo, C.H.S., J.K.L. Lai, *Recent Developments in Stainless Steels*. Materials Science and Engineering R, (2009). **65**: p. 39.
2. J.Y. Choi, W.J., *Strain Induced Martensite Formation and Its Effect on Strain Hardening Behavior in the Cold Drawn 304 Austenitic Stainless Steels*. Scripta Materialita, (1997). **36**: p. 99.
3. A.K. De, D.C.M., M.C. Mataya, J.G. Speer, D.K. Matlock, *Quantitative Measurement of Deformation-Induced Martensite in 304 Stainless Steel by X-Ray Diffraction*. Scripta Materialita, (2004). **50**: p. 1445.
4. Kotecki, J.C.L., D.J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Interscience, ed. Wiley. (2005). 376.
5. R. K. Dayal, N.P., B. Raj, *Influence of Metallurgical Variables on Sensitisation Kinetics in Austenitic Stainless Steels* International Materials Reviews, (2005). **50**: p. 129.
6. J.R. Galvele, G.S.D., *Degradación De Materiales* (2003), Instituto Sabato Unsam – Cnea
7. Galvele, *Treatise on Materials Science and Technology*, ed. E. J.C. Scully. Vol. 23. (1983), Academic Press (London).
8. M. Smialowski, Z.S.-S., M. Rychcik y A. Szummer, *Corrosion Science*, (1969). **9**: p. 123.
9. Ya.M. Kolotykin, L.I.F., S.A. Glazkova and G.S. Raskin, *Zashchita Metallov*, (1974). **10**: p. 508.
10. Ahmad, Z., *Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control*, ed. Ichem. (2006).
11. Jones, D.A., *Principles and Prevention of corrosion*. 2a ed, ed. Maxwell-Macmillan. 1992, New York.
12. D.B. Wells, J.S., R. Davidson, P.M. Scotty and D.E. Williams, *The Mechanism of Intergranular Stress Corrosion Cracking of Sensitised Austenitic Stainless Steel in Dilute Thiosulphate Solution*. *Corrosion Science*, (1992). **33**: p. 39.
13. Fontana, *Corrosion Engineering*. 3rd ed, ed. McGraw-Hill. 1986, New York.
14. O. González, G.S., *Evaluación del grado de sensibilización en el acero inoxidable AISI 304*. *Review Metallurgy*, (2003). **Extr.** : p. 80.
15. T. Luz, J.P.F., P. Neto, *Use of Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR) to Evaluate the Sensitization of Austenitic Steels After Welding*. *Welding International*, (2006). **20**: p. 959.
16. A. P. Majidi, M.A.S., *The Double Loop Reactivation Method for Detecting Sensitization in AISI 304 Stainless Steels*. *Corrosion Science*, (1984). **40**: p. 584.
17. Askeland, *Ciencia e Ingeniería de los materiales*. 4 ed, ed. Thomson. p.243.

18. G.R. Stewart, A.M.E., R. Varano, N. Pokutyłowicz, S. Yue, J.J. Jonas, *Shear Punch Testing of Welded Pipeline Steel*. Materials Science and Engineering A, (2006). **420**: p. 115.
19. R.K. Guduru, K.A.D., R.O. Scattergood, C.K. Koch, K.L. Murty, *Mechanical Properties of Electrodeposited Nanocrystalline Copper Using Tensile and Shear Punch Test*. Materials Science and Engineering A, (2007). **42**: p. 5581.
20. V. Karthik, P.V., A. Vijayraghavan, K.V. Kasiviswanathan, B. Raj, *Tensile-Shear Correlations Obtained from Shear Punch Test Technique Using a Modified experimental approach*. Journal of Nuclear Materials, (2009). **339**: p. 425.
21. R.K. Guduru, K.A.D., R.O. Scattergood, C.K. Koch, K.L. Murty, *Evaluation of Mechanical Properties Using Shear-Punch Testing*. Materials Science and Engineering A, (2005). **395**: p. 307.
22. S. Nakamichi, S.T., Y. Morizono, T. Watanabe, M. Nishida, A. Chiba, *Diffusion of Carbon and Titanium in γ -iron in a Magnetic Field and a Magnetic Field Gradient* Materials Science and Engineering, (2005). **40**: p. 3191.
23. T. Watanabe, S.T., X. Zhao, L. Zuo, C. Esling, *A New Challenge: Grain Boundary Engineering for Advanced Materials by Magnetic Field Application*. materials Science and Engineering (2006). **41**: p. 7747.
24. X. Hao, H.O., *Effects of a High Magnetic Field on Transformation Temperatures in Fe-based Alloys*. ISIJ International, (2006). **46**: p. 1271.
25. T. Fukuda, T.K., K. Kindo, *Effect of High Magnetic Field and Uniaxial Stress at Cryogenic Temperatures on Phase Stability of Some Austenitic Stainless Steel*. Materials Science and Engineering A, (2006). **438-440**: p. 212.
26. Y. Watanabe, T.T., H. Sato, *Effect of Magnetic Field on Weld Zone by Spot-Welding in Stainless Steel*. ISIJ International, (2006). **46**: p. 1292.
27. M. Matula, L.H., M. Svoboda, V. Vodarek, C. Dagbert, J. Galland, Z. Stonawska, L. Tuma, *Intergranular Corrosion of AISI 316L Steel*. Materials Characterization, (2001). **46**: p. 203.
28. E. A. Trillo, L.E.M., *Effects of Carbon Content, Deformation, and Interfacial Energetics on Carbide Precipitation and Corrosion Sensitization in 304 Stainless Steel* Acta materialia, (1999). **47**: p. 235.
29. H. Kokawa, M.S., M. Michiuchi, Z.J. Wang, Y.S. Sato, *Arrest of Weld-Decay in 304 Austenitic Stainless Steel by Twin-Induced Grain Boundary Engineering*. (2007). **55**: p. 5401.
30. R. Kaul, N.P., P. Ganesh, S. V. Mulki, I. Samajdar, R. K. Dayal, L. M. Kukreja, *A Novel Preweld Laser Surface Treatment for Enhanced Intergranular Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steel Weldments*. Welding Journal, (2009). **88**: p. 233.
31. M. Malinowski-Brodnicka, G.d.O., W. J. P. Vink, *Effect of Electromagnetic Stirring on GTA Welds in Austenitic Stainless Steel*. Welding Research Supplement, (1990): p. 52.
32. F.F. Curiel, R.G., V.H. Lopez, J. González-Sánchez, *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.
33. AWS, *Standard Welding Procedure Specification for SMAW Welding of Austenitic Stainless Steel*. (1994): p. 1-17.

34. HandBook, A., *Metallography and Microstructures*, ed. A. International. Vol. 9. (2004).
35. A.P. Majidi, M.A.S., *The Double Loop Reactivation Method for Detecting Sensitization in AISI 304 Stainless Steels*. National Association Of Corrosion Engineers, (1984) **40** p. 584-593
36. ASTM, *Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water*. (2003).
37. J. Choi, J.M., *Numerical and Experimental Analysis for Solidification and Residual Stress in the GMAW Process for AISI 304 Stainless Steel*. Journal of materials science, (2002). **37**: p. 2143
38. ASTM, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, in E 384-399*. (2004).
39. ASTM, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. (2004): p. 6.
40. T. Sugiyama, M.T., K. Sassa, S. Asal, *The Control of Crystal Orientation in Non-magnetic Metals by Imposition of a High Magnetic Field*. ISIJ International, (2003). **43**: p. 855.
41. www.matweb.com. (2009).
42. C.J. Park, V.S.R., H.S. Kwon, *Effects of Sigma Phase on the Initiation and Propagation of Pitting Corrosion of Duplex Stainless Steel*. Corrosion Science, (2005). **61**: p. 76.
43. V. Kain, K.C., K.N. Adhe, P.K. De, *Detecting Classical and Martensite-Induced Sensitization Using the Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Test*. Corrosion Science, (2005). **61**: p. 587.
44. P. de Lima-Neto, J.P.F., L. F. G. Herculano, and H.C.d. Miranda, *Determination of the Sensitized Zone Extension in Welded AISI 304 Stainless Steel Using Non-Destructive Electrochemical Techniques*. Corrosion Science, (2008). **50**: p. 1149.
45. J.C. Lippold, D., J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. (2006), United States of America: Jhon Wiley & Sons. 357.