



**UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLAS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS**

**“ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO DE LOS ACEROS
INOXIDABLES AUSTENITICOS 316 Y 316L, EN LA ZONA
AFECTADA TERMICAMENTE, UNIDO POR SOLDADURA MIG,
CON APLICACION DE INTERACCION ELECTROMAGNETICA DE
BAJA INTENSIDAD”**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:
MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES**

PRESENTA:

ING. SALVADOR ESTRELLA GARCIA

ASESOR:

DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ

**Morelia, Michoacán
SEPTIEMBRE del 2010**

INDICE GENERAL

OBJETIVOS	- 8 -
OBJETIVO GENERAL.	- 8 -
OBJETIVOS PARTICULARES.	- 8 -
JUSTIFICACION	- 9 -
HIPOTESIS	- 10 -
CAPITULO I. INTRODUCCION	
1.1- Introducción	- 12 -
CAPITULO II. REVISION BIBLIOGRAFICA.	
2.1 Revisión bibliográfica.	- 16 -
CAPITULO III. GENERALIDADES	
3.1 Generalidades de los aceros inoxidable.	- 23 -
3.2 Clasificación de los aceros inoxidable.	- 24 -
3.2.1 Aceros ferríticos.	- 24 -
3.2.2 Aceros martensíticos.	- 25 -
3.2.3 Aceros endurecidos por precipitación.	- 26 -
3.2.4 Aceros dúplex.	- 26 -
3.2.5 Aceros austeníticos.	- 27 -
3.3 Metalurgia física y mecánica de los aceros austeníticos.	- 29 -
3.4 Metalurgia de la soldadura.	- 32 -
3.5 Interfaces en una sola fase de soldadura de metal austenítico.	- 37 -
3.6 Zona afectada térmicamente.	- 38 -
3.7 Soldabilidad.	- 39 -
3.8 Tratamientos térmicos.	- 40 -
3.9 Corrosión.	- 41 -
3.9.1 Corrosión intergranular.	- 42 -
3.9.2 Pruebas de corrosión.	- 43 -
3.9.2.1 Reacciones anódicas.	- 46 -
3.9.2.1.1 Curvas de polarización anódica.	- 46 -
3.9.2.2 Reacciones catódicas.	- 48 -
3.9.2.2.1 Curvas de polarización catódica.	- 49 -
3.10 Teoría del magnetismo.	- 52 -
3.10.1 Campo magnético en la materia.	- 53 -
3.10.2 Campo generado por una bobina.	- 56 -

3.11 Proceso de soldadura MIG.	- 57 -
3.11.1 Gases de protección.	- 57 -
3.11.2 Tipos de transferencia del metal.	- 59 -
3.11.3 Ventajas y desventajas del proceso MIG.	- 61 -
<i>CAPITULO IV: DESARROLLO EXPERIMENTAL.</i>	
4.1 Materiales	- 63 -
4.2 Preparación de las placas para soldadura.	- 64 -
4.3 Soldadura de las placas.	- 66 -
4.4 Aplicación del campo magnético.	- 66 -
4.5 Tratamientos de solubilización.	- 67 -
4.6 Caracterización del material.	- 67 -
4.7 Ensayos mecánicos.	- 68 -
4.8 Pruebas de corrosión.	- 70 -
<i>CAPITULO V: ANALISIS Y DISCUSION DE LOS RESULTADOS.</i>	
5.1 Caracterización microestructural del material base y uniones soldadas.	- 74 -
5.2 Resultados de los ensayos de microdureza	- 80 -
5.3 Resultados de ensayos de tensión.	- 82 -
5.4 Resultados de ensayos de impacto.	- 83 -
5.5 Curvas de polarización.	- 84 -
<i>CAPITULO VI: CONCLUSIONES.</i>	- 88 -
<i>BIBLIOGRAFIA</i>	- 91 -

LISTA DE FIGURAS

CAPITULO I. INTRODUCCION	11
<i>Figura 1.1: Fenómeno de sensitización en el proceso de soldadura. (a) Ataque intergranular en la ZAT de un acero inoxidable austenítico, (b) precipitación de carburos en los bordes de grano y reducción de cromo y (c) corrosión intergranular en la ZAT de un acero inoxidable austenítico.</i>	14
CAPITULO II. REVISION BIBLIOGRAFICA.	15
<i>Figura 2.1. Fundición de la ZAT por medio de laser.</i>	17
<i>Figura 2.2. Representación esquemática de la influencia de un campo magnético axial en el arco y piqueta de soldadura.</i>	19
<i>Figura 2.3: Fragmentación de los brazos secundarios de las dendritas.</i>	20
<i>Figura 2.4: Principio de la generación de la fuerza de Lorentz, 1) cobre refrigerado por agua, 2) electromagnetismo, 3) piqueta del metal fundido, 4) electrodo consumible, 5) piqueta de escoria y 6) lingote.</i>	20
CAPITULO III. GENERALIDADES	22
<i>Figura 3.1. Microestructura de tipo 304. (a) Totalmente austenítico y (b) austenita con líneas de ferrita.</i>	29
<i>Figura 3.2. Sección pseudobinaria del sistema Fe-Cr-Ni en 0.07% de carbono.</i>	30
<i>Figura 3.3. Precipitación de carburos $M_{23}C_6$ en un acero inoxidable tipo 304, con 0.05wt% de carbono.</i>	31
<i>Figura 3.4. Representación de la solidificación del tipo A, a) esquemáticamente y b) metalográficamente.</i>	33
<i>Figura 3.5. Solidificación del tipo AF, a) esquemáticamente y b) metalográficamente.</i>	33
<i>Figura 3.6. Solidificación tipo FA, a) Forma de esqueleto y b) forma de listones.</i>	34
<i>Figura 3.7: Microestructura de la zona de fusión, resultado de la solidificación FA, a) ferrita en forma de esqueleto y b) ferrita en forma de listones.</i>	35
<i>Figura 3.8. Solidificación del tipo F, a) ferrita acicular y b) ferrita y austenita en los bordes de grano.</i>	36
<i>Figura 3.9. Límites observados en la solidificación de metal de soldadura como austenita primaria (Tipos A y AF).</i>	37
<i>Figura 3.10. Ferrita a lo largo de los bordes de grano de la austenita en la ZAT de un acero tipo 304L.</i>	39
<i>Figura 3.11: Diagrama de equilibrio de fase Fe-Cr.</i>	41
<i>Figura 3.12. Corrosión intergranular, agotamiento del Cr adyacente al borde de grano debido a la presencia de carburos.</i>	43

<i>Figura 3.13. Curvas de tiempo-temperatura para la formación de precipitados $M_{23}C_6$.</i>	43
<i>Figura 3.14. Clasificación morfológica de las formas de corrosión.</i>	45
<i>Figura 3.15. Posibles formas que puede tener una curva de polarización anódica.</i>	47
<i>Figura 3.16: Curva típica de polarización catódica. E = potencial del electrodo; ε = potencial de equilibrio de la reacción; η_c= sobretensión de transferencia de carga; η_D= sobretensión de difusión; i = densidad de corriente; i_L = densidad de corriente límite.</i>	50
<i>Figura 3.17. Diagrama para el procedimiento de una prueba EPR de doble ciclo.</i>	51
<i>Figura 3.18. Líneas de campo magnético en un imán.</i>	52
<i>Figura 3.19. Dos mecanismos a los que el electrón debe su magnetismo.</i>	53
<i>Figura 3.20. Orientación de los dipolos en materiales, (a) diamagnético, (b) ferromagnético y (c) paramagnético.</i>	55
<i>Figura 3.21. Representación esquemática de una bobina.</i>	56
<i>Figura 3.22. Proceso de soldadura GMAW, (a) proceso general y (b) región de soldadura amplificada.</i>	58
<i>Figura 3.23. Transferencia por rocío.</i>	59
<i>Figura 3.24. Transferencia globular.</i>	60
<i>Figura 3.25. Transferencia por corto circuito.</i>	61
CAPITULO IV: DESARROLLO EXPERIMENTAL	62
<i>Figura 4.1: Diseño de la junta en simple “V”.</i>	64
<i>Figura 4.2. Nomenclatura de una ranura del tipo “V” sencilla.</i>	65
<i>Figura 4.3. Representación esquemática de la aplicación del campo magnético y su interacción con el campo generado por la corriente (CD) del proceso de soldadura.</i>	66
<i>Figura 4.4. Ciclo del tratamiento de solubilización.</i>	67
<i>Figura 4.5: Esquema de la probeta de acuerdo a la norma de la ASTM E8.</i>	68
<i>Figura 4.6. Elaboración de las probetas de acuerdo a la norma ASTM E-23.</i>	69
<i>Figura 4.7. Diseño de las probetas de tensión induciendo la fractura en la ZAT.</i>	69
<i>Figura 4.8: Diseño de las probetas de Impacto.</i>	70
<i>Figura 4.9: Muestra obtenida para ensayos de corrosión.</i>	71
CAPITULO V: ANALISIS Y DISCUSION DE LOS RESULTADOS.	73
<i>Figura 5.1. Micrografía del metal base de los aceros inoxidable austeníticos, a) 316 y b) 316L.</i>	74
<i>Figura 5.2. Perfiles de soldadura, (a) sin interacción electromagnética, (b) tratamiento de solubilización sin interacción electromagnética, (c) 1 mT y (d) 12 mT.</i>	75

<i>Figura 5.3. Micrografías de la interfase de la soldadura sin campo magnético axial, del acero 316L.</i>	75
<i>Figura 5.4. Micrografías de soldadura con tratamiento de solubilización y sin interacción electromagnética (acero inoxidable 316L).</i>	76
<i>Figura 5.5. Micrografías de soldadura con tratamiento de solubilización y aplicación de interacción electromagnética de 0.8mT (acero inoxidable 316L).</i>	77
<i>Figura 5.6. Micrografías de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 1mT (acero inoxidable 316L).</i>	78
<i>Figura 5.7. Micrografía de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 6mT (acero inoxidable 316L).</i>	78
<i>Figura 5.8. Micrografía de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 12mT (acero inoxidable 316L).</i>	79
<i>Figura 5.9. Micrografía de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 24mT (acero inoxidable 316L).</i>	79
<i>Figura 5.10. Perfiles de microdureza Vickers en el acero AISI 316.</i>	80
<i>Figura 5.11. Perfiles de microdureza Vickers en el acero AISI 316L.</i>	81
<i>Figura 5.12. Grafica de esfuerzos para las condiciones de las probetas soldadas.</i>	82
<i>Figura 5.13. Grafica de impacto para las condiciones de las probetas soldadas.</i>	84
<i>Figura 5.14. Curvas de polarización anódica para muestras del acero inoxidable 316L, (a) soldadura sin campo, (b) tratamiento de solubilizado sin campo y (c) 1mT.</i>	85
<i>Figura 5.15. Micrografía de la soldadura sin campo, después del ensayo de corrosión</i>	86
<i>Figura 5.16. Micrografía de la soldadura con aplicación de 1mT, después del ensayo de corrosión.</i>	86
<i>Figura 5.17. Micrografía del metal base, después del ensayo de corrosión.</i>	87

LISTA DE TABLAS

<i>Tabla 3.1. Precipitados en aceros inoxidables austeníticos.</i>	30
<i>Tabla 3.2: Tipos de solidificación y microestructura resultante.</i>	32
<i>Tabla 3.3. Clasificación de los materiales de acuerdo a su permeabilidad magnética.</i>	54
<i>Tabla 4.1. Composición química de los aceros inoxidables 316 y 316L y del electrodo ER309.</i>	— 63
<i>Tabla 4.2. Variables de soldadura para el acero 316.</i>	63
<i>Tabla 4.3. Variables de soldadura para el acero 316L.</i>	64
<i>Tabla 4.4. Norma E8 de la ASTM, para fabricación de probetas.</i>	68
<i>Tabla 4.5. Composición del agua de mar sintética, norma ASTM.</i>	71

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL.

- Lograr la interacción electromagnética adecuada que propicie el mejoramiento de las propiedades mecánicas (dureza y tensión) en la zona afectada térmicamente de los aceros inoxidable austeníticos AISI 316 y 316L, soldado por el proceso de soldadura MIG.

OBJETIVOS PARTICULARES.

- Obtener un incremento en las propiedades mecánicas (dureza y tensión) en la zona afectada térmicamente, sin afectar las propiedades de resistencia a la corrosión de este acero.
- Establecer las variables de soldadura e intensidades de campo magnético adecuadas, para mejorar las propiedades mecánicas de la ZAT.
- Comparar la resistencia a la corrosión del metal soldado tradicionalmente en la ZAT, con el metal soldado con la aplicación de una interacción electromagnética de baja intensidad, mediante pruebas de corrosión, como lo son las curvas de polarización.

JUSTIFICACION

La justificación del presente trabajo de tesis, se basa principalmente, en que en la actualidad encontrar alternativas de modificación de las condiciones de cualquier material resulta bastante interesante, esto porque cada vez, las aplicaciones de los mismos resultan algunas veces con necesidades específicas, sobre todo en mejorar los problemas de corrosión localizada en la ZAT de los aceros inoxidable austeníticos , en este proyecto, se presentan alternativas de modificación microestructural de los aceros austeníticos 316 y 316L, los cuales presentan un incremento en la microdureza al ser soldados y durante el proceso de soldadura aplicarles una interacción electromagnética, lo cual propicia dicho incremento en la microdureza en la zona afectada térmicamente, mientras que tradicionalmente estos aceros no presentan ninguna modificación al respecto en condiciones normales de soldadura. Existiendo dos postulados o hipótesis al respecto, sobre el fenómeno de endurecimiento, la primera es en que puede ser por la precipitación de algún tipo de carburo de cromo y la segunda en cuanto a la formación de dislocaciones.

HIPOTESIS

La hipótesis que se plantea en el desarrollo del presente trabajo, es que la interacción electromagnética adecuada entre dos campos magnéticos de baja intensidad, puede producir una vibración en la red cristalina del acero, con la cual se propicia una mayor distribución del carbono en la matriz de los granos y con la cual la formación de los carburos de cromo se da en una forma homogénea y no concentrada en los límites de grano. Con esto, se propicia que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable austeníticos se vea favorecida, disminuyendo el fenómeno de sensitización, el cual es uno de los mayores problemas de dichos aceros. Debido a lo anterior, también la microdureza y la tensión se mejoraran, debido a la presencia de carburos o segundas fases, formadas debido a la vibración en la red cristalina, ocasionada por la interacción de los campos magnéticos.

CAPITULO I: INTRODUCCION

En el presente capítulo, se presenta un contenido breve acerca del tema a estudiar, es decir, de la influencia de la interacción de dos campos magnéticos de baja intensidad durante el proceso de soldadura MIG, en los aceros inoxidable austeníticos 316 y 316L, así como también los principales problemas que presentan dichos aceros inoxidable y de una manera simplificada el resumen de los objetivos planteados y la forma en que se desarrollarán.

1.1- Introducción.

Los aceros inoxidable, son inoxidable por que tienen cromo, en una cantidad superior a 11%, hasta valores del orden de 30%. El Cr es un metal reactivo y se combina con el oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película sobre el acero inoxidable que lo aísla del medio agresivo.

Se cree, aunque no por todos los investigadores, que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable es el resultado de la presencia de la capa fina, densa (no porosa), insoluble, adherente, tenaz, autoregenerante e impermeable de óxido hidratado de cromo que se forma en la superficie de estos aceros, la que impide, el contacto del acero con el medio oxidante.

La composición de esta película varía con el tipo de acero y con los diferentes tratamientos tales como laminado, decapado o tratamiento térmico. A esta situación se le denomina pasivación y la película formada es inerte frente a las condiciones oxidantes de la atmósfera terrestre.

Esta película es transparente, brillante y confiere al acero inoxidable la habilidad de retener su apariencia agradable a la vista.

El rango de condiciones bajo las cuales un acero inoxidable desarrolla pasivación puede ser amplio o reducido, la pasividad puede ser destruida por pequeños cambios de las condiciones. En condiciones favorables a la pasivación, el metal adquiere potenciales de disolución cercanos al de los metales nobles.

Cuando la pasividad se destruye el potencial se acerca al del hierro. Hay un número importante de distintos aceros inoxidable. Su resistencia a la corrosión, propiedades mecánicas y costo varía en un rango muy amplio, por esa razón es importante especificar el acero inoxidable más apropiado para una aplicación. El costo se eleva entre 5 y 10 veces el de un acero al carbono.

Necesitamos un ambiente oxidante para formar la película de óxido de cromo. Con 11% de Cr, que es la mínima proporción, la atmósfera terrestre es capaz de formar una película protectora para un ambiente poco agresivo como puede ser el interior de una vivienda, pero con el tiempo si este acero presta servicio a la intemperie acaba corroyéndose.

Aun cuando su resistencia a la corrosión es la propiedad más apreciada no se deben olvidar otras propiedades. Algunos aceros se auto-templan, otros no toman temple, resisten las altas temperaturas, se mecanizan con facilidad, tienen capacidad de deformarse plásticamente y tener buen grado de soldabilidad^[1].

Su aplicación se extiende desde usos arquitectónicos hasta la utilización en equipos de la industria química con condiciones extremas de servicio.

Por otra parte, así como se presentan diversas ventajas, también se pueden encontrar en estos aceros desventajas, entre las cuales está el fenómeno de sensitización, la fisuración en caliente y la formación de la fase sigma^[2].

La mayoría de los investigadores ^[3] se enfocan principalmente al estudio del fenómeno de sensitización, debido a que es uno de los mayores problemas de los aceros inoxidable cuando están en tiempos de permanencia en rangos de temperaturas de 420-850°C y aunque se han logrado numerosos avances satisfactorios, en la actualidad no hay un método que nos garantice la eliminación por completo de este fenómeno, el cual provoca un empobrecimiento de cromo en los bordes de grano, por la formación de carburos de cromo, principalmente Cr_{23}C_6 , haciendo que el acero sea propenso a la corrosión intergranular.

Este fenómeno se ve reflejado principalmente en los procesos de soldadura, y aunque estos aceros presentan una buena soldabilidad no están exentos de presentar deficiencia en la resistencia a la corrosión, debido a que una zona paralela al cordón de soldadura se ve afectada.

Los ciclos térmicos debido al cordón de soldadura, alcanzan temperaturas entre 850 y 420 °C, seguidos de un enfriamiento lento, propiciando con esto la formación del carburo de cromo (Cr_{23}C_6), que por su configuración estequiométrica requerirá aproximadamente

cuatro átomos de cromo por un átomo de carbono, propiciando la corrosión intergranular, como se ilustra en la figura 1.1.

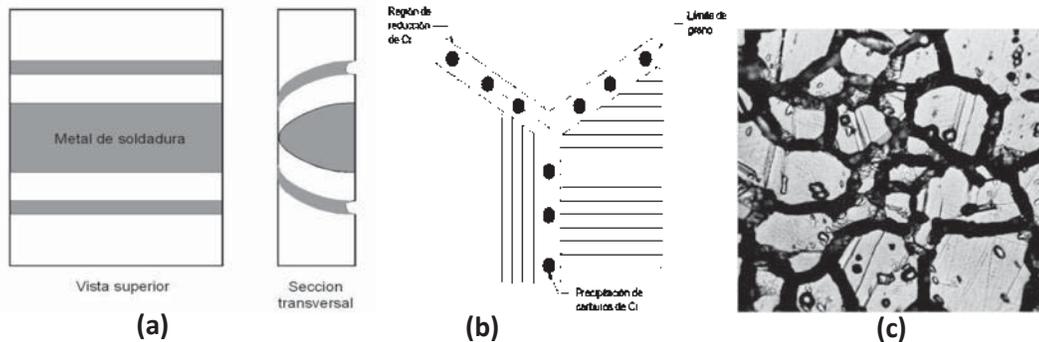


Figura 1.1: Fenómeno de sensibilización en el proceso de soldadura. (a) Ataque intergranular en la ZAT de un acero inoxidable austenítico, (b) precipitación de carburos en los bordes de grano y reducción de cromo y (c) corrosión intergranular en la ZAT de un acero inoxidable austenítico^[3].

En el desarrollo del presente trabajo de tesis se utilizó la aplicación de la interacción electromagnética de dos campos magnéticos de baja intensidad, con el propósito de mejorar las propiedades mecánicas en la zona afectada térmicamente de los aceros inoxidables austeníticos 316 y 316L, principalmente microdureza y tensión.

Utilizando intensidades de campo magnético axial de 0-24 mT, para propiciar una interacción electromagnética con el campo magnético producido por la corriente de soldadura.

CAPITULO II: REVISION BIBLIOGRAFICA

Durante el desarrollo del presente capítulo se presentará una reseña acerca de los aceros inoxidables, así como la forma en que diversos investigadores los han estudiado. Esto con el fin de mejorar sus propiedades de acuerdo a sus diferentes aplicaciones y características deseadas, en el presente trabajo de tesis, se hace énfasis en el estudio del magnetismo como herramienta para mejorar las propiedades en los procesos de procesamiento de materiales, aplicaciones en soldadura y en este caso en particular, el uso de la interacción electromagnética en el proceso de soldadura de los aceros inoxidables austeníticos.

2.1 Revisión bibliográfica.

La soldadura de los aceros inoxidable austeníticos ha sido un problema, tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente. En el cordón de soldadura por el tipo de microestructura formada, la cual es del tipo columnar dendrítica y en la zona afectada térmicamente por el fenómeno de sensitización.

El fenómeno de sensitización es uno de los mayores problemas en la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, debido a que una región de la zona afectada térmicamente se ve perjudicada por la corrosión intergranular, como lo muestra la figura 1.1. La corrosión intergranular es atribuida a la pérdida de cromo debida a la precipitación de carburos, principalmente $M_{23}C_6$, en los bordes de grano de los aceros inoxidable austeníticos y que no se pueden prever completamente por técnicas convencionales, como lo son la reducción del contenido de carbono o tratamientos térmicos locales.

Estudios hechos en los bordes de grano, han revelado que la sensitización depende fuertemente de la naturaleza cristalográfica y la estructura atómica en los bordes de grano^[4]. Tal es el caso de Kokawa y colaboradores^[5] quienes reportan que la sensitización es la causa de la corrosión intergranular en los aceros inoxidable austenítico y que esta puede ser originada por sitios de baja energía en las fronteras de grano. Ellos reportan que induciendo un borde de grano de alta energía en un sitio de coincidencia en la red, logrará disminuir el fenómeno de sensitización utilizando el proceso de soldadura TIG de un acero inoxidable austenítico 304.

Algunos autores^[6], proponen que la sensitización puede deberse a variantes como, deformaciones hechas anteriormente al material, variaciones en el tamaño de grano, elementos de adición para alterar las actividades del carbono y cromo, y el cambio de ambientes corrosivos. Han reportado que el trabajado en frío incrementa la susceptibilidad para el fenómeno de sensitización.

Por otra parte, hay pocos métodos que se han seguido para desaparecer este problema, sin embargo no se ha logrado erradicarlo por completo. Estudios recientes revelan que aún en la actualidad se siguen presentando alternativas para solucionar el problema, ejemplo de ello es lo siguiente.

En la figura 2.1, se puede observar el método de fusión parcial superficial en la región de la zona afectada térmicamente antes de realizar la soldadura, realizado por Kaul y colaboradores, ^[7] quienes propone una alternativa para solucionar el grado de susceptibilidad a la corrosión intergranular. Se aplica un pre-tratamiento por medio de laser en la superficie, en la región de la zona afectada térmicamente, esto provocará una fusión parcial de la superficie y a su vez una resolidificación con pequeños subgranos.

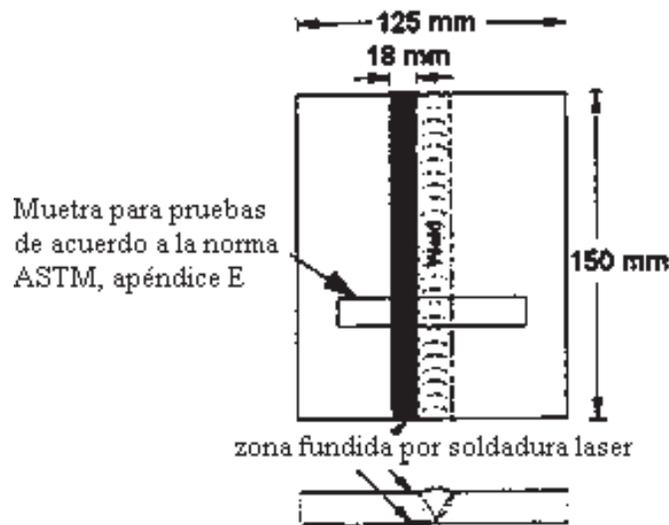


Figura 2.1. Fundición de la ZAT por medio de laser^[7].

Y aunque esto resulta ser una buena opción presenta diversas desventajas, como la utilización de un proceso de soldadura laser, el cual es un proceso caro y que las propiedades que se vean beneficiadas solo sean superficialmente.

No obstante, el estudio del fenómeno de sensitización no ha sido el principal enfoque en estos aceros, como ya se mencionó anteriormente, el tipo de solidificación obtenida en la soldadura, como columnar dendrítica es otro problema, para lo cual se han aplicado otros métodos que ayuden a minimizar el problema.

El uso de la agitación electromagnética en soldadura, es un método que se ha utilizado para el refinamiento de la microestructura del cordón de soldadura, especialmente en procesos de alto aporte térmico, como son la soldadura por electrogas, electroescoria y arco sumergido.

Actualmente se ha aplicado en los procesos de soldadura TIG, MIG, en las aleaciones de aluminio y magnesio, así como también en los procesos de colada continua, reportando muy buenos resultados en su aplicación.

Malinowski - Brodnicka y colaboradores^[8] aplicaron una interacción electromagnética para observar el comportamiento de un acero inoxidable austenítico, dicho campo fue basado por la fuerza de Lorentz, y su representación en el proceso de soldadura se observa en la figura 2.2.

$$\vec{F} = \vec{j} \times \vec{B}$$

Donde:

F = Fuerza de Lorentz.

j = Densidad de corriente

B = Inducción magnética.

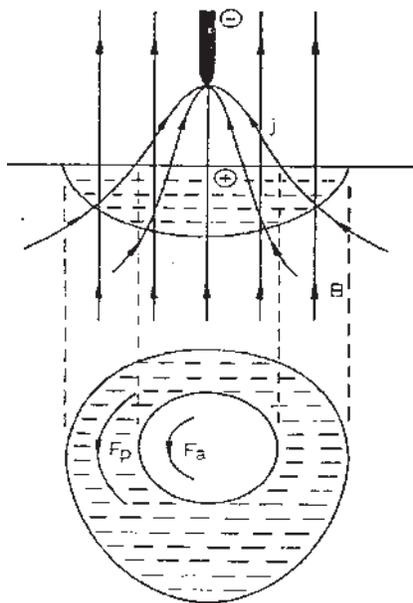


Figura 2.2. Representación esquemática de la influencia de un campo magnético axial en el arco y pileta de soldadura^[8].

Ellos indican que la aplicación de un campo magnético axial durante la soldadura tiene una influencia significativa en la forma y solidificación de la soldadura, expresando también el efecto y la forma de las líneas de corriente en el arco eléctrico y su efecto en la inducción de un campo magnético, así como la generación de las fuerzas de Lorentz y sus efectos (refinamiento en la microestructura del cordón de soldadura) en la pileta de soldadura.^[8]

Villafuerte y colaboradores^[9] quienes reportan que la aplicación de la agitación electromagnética durante la soldadura de los aceros inoxidable puede refinar la estructura ferrítica en una forma heterogénea, pero que la estructura austenítica permanece en una forma columnar.

Por otra parte, Campanella y colaboradores^[10], estudiaron el comportamiento de la solidificación de aleaciones de cobre al aplicar una agitación electromagnética, basándose en el criterio de la fragmentación dendrítica, es decir, cuando el material esta solidificando, la aplicación de una agitación electromagnética provocará el rompimiento de los brazos de las dendritas, ocasionando un refinamiento de grano, tal como lo muestra la figura 2.3.

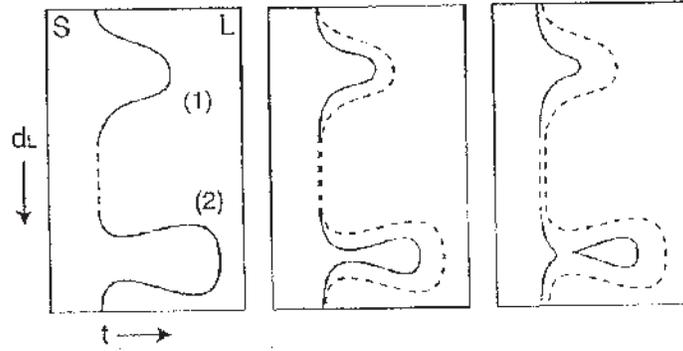


Figura 2.3: Fragmentación de los brazos secundarios de las dendritas^[10].

Murgas y colaboradores^[11], aplican un campo magnético a un proceso de electroescoria, ellos revelan que la aplicación de un campo magnético durante el proceso puede afectar directamente o indirectamente el carácter de solidificación.

La fuerza de Lorentz, actuando en la punta del electrodo consumible, causa vibraciones en la escoria de la pileta, así, mejora la transferencia de calor entre la escoria y la punta del electrodo. Simultáneamente, las fuerzas de Lorentz aceleran el rompimiento y el transporte de las gotas de metal fundido dentro de la escoria, como se muestra en la figura 2.4.

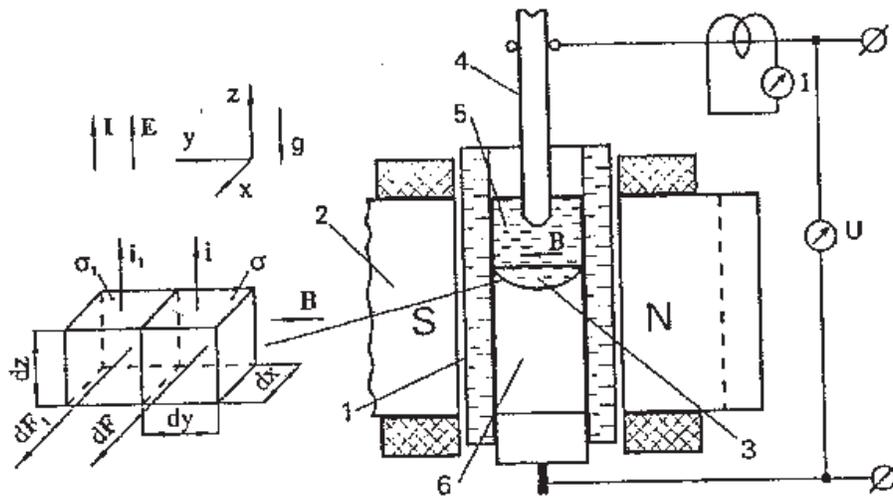


Figura 2.4: Principio de la generación de la fuerza de Lorentz, 1) cobre refrigerado por agua, 2) electromagnetismo, 3) pileta del metal fundido, 4) electrodo consumible, 5) pileta de escoria y 6) lingote^[11].

Así como estos ejemplos se puede hacer mención a muchos más y no solo en soldadura, Jaramillo y colaboradores^[12], usaron una intensidad de 30 Teslas para el estudio de la transformación de un acero bainítico.

Obteniendo que debido a la aplicación de un campo magnético se acelera la transformación de la austenita, y dicha aceleración se manifiesta por dos caminos, primero promoviendo la formación de perlita y segundo la temperatura a la cual se forma martensita ^[12].

Así como se utiliza la agitación electromagnética en los procesos de soldadura, es también utilizada en otros procesos de fabricación de materiales, tal es el caso de colada continua, en el cual la utilización de campos magnéticos es aplicada para realizar una homogenización en la composición del material.

Natajara y colaboradores^[13] hicieron modelado por elemento finito en un proceso de colada continua utilizando agitación electromagnética.

Estos son algunos de los muchos ejemplos de la aplicación del magnetismo en el procesamiento de los materiales y aunque muchos son los avances en la actualidad para erradicar los problemas que se presentan en los aceros inoxidable, todavía no se puede tener un procedimiento que los elimine por completo, por lo que en la actualidad las investigaciones que se desarrollan son bastantes.

CAPITULO III: GENERALIDADES

Se presenta una descripción general y amplia de los aceros inoxidable austeníticos, su metalurgia, su desarrollo a través de la historia, cual fue el motivo de su aparición, hasta los problemas que actualmente siguen presentando dichos aceros, así como sus ventajas y desventajas.

3.1 Generalidades de los aceros inoxidable.

Hace décadas los aceros inoxidable ocupan un lugar cada vez mayor en el campo inmenso de los aceros especiales. La paternidad de los aceros inoxidable así como su aparición, son muy discutidos y dieron lugar a celebres procesos. Su aparición industrial parece realizarse en varios países simultáneamente.

- En Inglaterra, Brearley señala en 1913 la buena resistencia de los aceros que contenían de 9 a 16% de cromo, frente a la corrosión, registrando patentes en Canadá en 1915, en los Estados Unidos en 1916 y lanzó estos aceros al mercado.
- En los Estados Unidos, casi simultáneamente, Elwood Haynes, que había estudiado las aleaciones cobalto-cromo y cobalto-cromo-tungsteno, llamadas <Stellite>, mencionaba su resistencia notable a la corrosión, incluso después de la adición de hierro, pero a condición de que contengan al menos 10% de cromo y 5% de cobalto. También registró una patente en 1915, pero no la explotó hasta 1919.
- En Alemania, Strauss y Maurer indican, en una memoria que apareció en 1914, las propiedades de resistencia a la oxidación y a los ácidos, de aceros que contienen una cantidad considerable de cromo y de níquel, pero aunque las patentes son de 1912, únicamente después de la primera guerra mundial, alrededor de 1920, se publicó un trabajo detallado y se lanzaron estos aceros al mercado.
- En Francia, fue en 1917 y 1918 en que se patentaron, a consecuencia de los trabajos de Chevenard en el laboratorio de Imphy, los aceros que contienen 10-15% de cromo y 20-40% de níquel^[2].

Así, aunque parece que se comercializaron primero en Inglaterra para la elaboración de cuchillos y después en Francia para las turbinas de vapor, los aceros inoxidable nacieron simultáneamente en cuatro países.

De esta manera se pueden hacer muchas otras citas, sin embargo se sabe que el primero que menciona que el hierro fuertemente aleado con el cromo se volvía más resistente a los ácidos y que esta resistencia crecía en función del cromo, fue un francés, Berthier, en 1821^[2].

A la fecha el estudio de los aceros inoxidable es muy amplio, así, se tiene que en la actualidad se conocen diversas aleaciones y de acuerdo a ellas se ha llegado a diversas clasificaciones de los aceros inoxidable.

3.2 Clasificación de los aceros inoxidable.

Las propiedades de los diferentes elementos relacionados con la resistencia a la corrosión y con la estructura, permiten la realización de un número infinito de composiciones que convienen para los diferentes tipos de utilización y que se pueden resumir en cinco grupos^[2].



3.2.1 Aceros ferríticos.

Los aceros inoxidable ferríticos pertenecen a la serie 400, y son clasificados así, debido a la presencia de la fase metalúrgica *ferrita*, estas aleaciones poseen buena resistencia a la corrosión, principalmente a la corrosión debida por agrietamiento, hendiduras y por picado, esto es cuando se encuentran en entornos con cloruros.

Son utilizados en una gran variedad de aplicaciones, de acuerdo a su buena resistencia a la corrosión y a sus buenas propiedades mecánicas (tensión, dureza y tenacidad).

Grados con bajos contenidos de cromo (10.5-12.5%) son usados en sistemas automotrices, donde la resistencia a la corrosión general es superior que la de los aceros al carbono. Grados de medio y alto contenido de cromo, son usados en entornos más agresivos de corrosión. Aleaciones súper-ferríticas son utilizadas en procesamientos químicos, tales como industrias de papel o procesamiento de pulpas, donde el alto contenido de cromo es requerido debido a la alta oxidación.

Los aceros inoxidable ferríticos, se dice que algunas composiciones de estos, no son completamente ferríticos debido a que forman algo de austenita en su estructura durante la solidificación y enfriamiento o cuando son tratados a elevadas temperaturas. La austenita que está presente a elevadas temperaturas se transforma a martensita durante un enfriamiento a temperatura ambiente ^[2].

3.2.2 Aceros martensíticos.

Los aceros inoxidable martensíticos son basados en el diagrama ternario Fe-Cr-C. Estos aceros son sometidos a transformaciones alotrópicas y forman martensita derivada de austenita mediante transformaciones termo-mecánicas en la mayoría de las veces, excepto cuando el enfriamiento es muy lento, por ejemplo cuando este se lleva a cabo dentro del horno.

Estos aceros son denominados *endurecidos al aire*, esto, porque basta con retirar el acero de un horno, para que con el simple aire en calma, sea suficientemente rápido el enfriamiento, de tal manera que se produzca suficiente martensita en el acero.

Una amplia gama de propiedades que se pueden lograr con los aceros inoxidable martensíticos. Límites elásticos que van de 275MPa en condiciones de recocido a 1900MPa en condiciones de temple y revenido, en aceros de alto contenido de carbono. La resistencia a la corrosión de estos aceros comparada con otros tipos, se ve afectada debido principalmente al bajo contenido de cromo (12-14wt%) y alto contenido de carbono, sin embargo las aplicaciones de estos aceros se basan principalmente donde la combinación de alta resistencia a esfuerzos y baja resistencia a la corrosión son requeridas en condiciones atmosféricas.

El bajo cromo y bajos contenidos de elementos de aleación hace también que los aceros inoxidables martensíticos sean menos costosos comparado con otros tipos ^[2].

3.2.3 Aceros endurecidos por precipitación.

El primer acero inoxidable endurecido por precipitación comercial es atribuido a Funk y Granger. Este acero fue desarrollado en Estados Unidos y el cual contenía una composición aproximada de 17% Cr, 7%Ni y 0.7%Ti (% wt). El titanio como elemento de aleación fue el responsable del endurecimiento por precipitación en este acero ^[2].

Los aceros inoxidables endurecidos por precipitación están clasificados por UNS (Unified Numbering System) por las series 100, 350, 360, 450 y 455. Su uso es muy acotado, el fabricante lo entrega con el tratamiento térmico ya realizado. Los hay de estructura austenítica, martensítica y semiaustenítica. Los martensíticos y semiausteníticos son austeníticos a elevada temperatura.

Los martensíticos templan entre 100°C y 150°C denominadas Ms, mientras que para los semiausteníticos Ms se encuentra debajo de $T_{amb.}$ (-70°C). En este caso para inducir la transformación martensítica se puede templar hasta -100°C, deformar plásticamente en frío o calentar a 650°C/850°C para precipitar carburos de los aleantes y así disminuir la cantidad de estabilizantes de la fase austenítica y elevar Ms.

Son aceros que contienen entre 12% y 18 % de Cr y de 4 % a 9 % de Ni además de los aleantes que producen el endurecimiento por precipitación que suelen ser Mo, Ti, N, Cu, Al, Ta, Nb, B, y V. Se les utiliza en ciertas aplicaciones a elevada temperatura como intercambiadores de calor y tubos en el sobrecalentador de calderas de vapor ^[1].

3.2.4 Aceros dúplex.

La serie de aceros dúplex 312, 315, 318 325 y 329. Son aleaciones base hierro con Cr y Mo, con suficiente cantidad de estabilizadores de la austenita, Ni y N para lograr el balance entre ferrita y austenita. El resultado es una combinación adecuada de estas dos fases, la austenita confiere ductilidad y la ferrita una resistencia elevada. El Mo hace más resistente a la capa pasivante y mejora la resistencia al picado ^[1].

Los aceros inoxidable dúplex son utilizados en donde se requiere una ventaja superior de resistencia a la corrosión, dureza o ambas. Porque tienen un contenido de ferrita superior a los aceros austeníticos, son más ferromagnéticos y tienen una mayor conductividad térmica y más bajo coeficiente de expansión térmica.

A menudo son seleccionados por su resistencia a la corrosión y tienen que ser sustituidos por aleaciones austeníticas en muchas aplicaciones, donde la corrosión bajo tensión y corrosión por picaduras son preocupantes. También son muy superiores a los aceros estructurales en aplicaciones corrosivas, así como también pueden tener dureza comparable. Por ejemplo, los aceros inoxidable dúplex son ampliamente utilizados en tuberías para el petróleo o gas.

Estos aceros son más caros que los aceros inoxidable austeníticos, pero no tanto debido al costo de los elementos de aleación, sino principalmente a gastos de fabricación y/o transformación del acero fundido a la placa de acabado, hoja o en forma tubular.

Los aceros inoxidable dúplex son significativamente más fuertes que los aceros austenítico, estos aceros tienen una resistencia a la cedencia de 425MPa comparados con los aceros austeníticos los cuales andan alrededor de 210MPa. La expansión térmica de las aleaciones dúplex esta próxima a la de los aceros al carbono y de baja aleación, como resultado de esta similitud pueden encontrar aplicaciones en situaciones como buques de presión [2].

3.2.5 Aceros austeníticos.

Para este grupo de aceros, se hará mayor énfasis, debido que a este grupo pertenecen los aceros en cuestión en el presente trabajo. Los aceros inoxidable austeníticos representan el grupo más grande de los aceros inoxidable y son producidos por altos tonelajes comparados con cualquier otro grupo. Tienen buena resistencia a la corrosión en más medios, tienen una resistencia equivalente a la de los aceros al carbono, aproximadamente de 210MPa a temperatura ambiente y no tienen puntos de transformación.

Las temperaturas de servicio pueden estar cerca de 760°C o superiores, pero el esfuerzo y resistencia a la corrosión de estos aceros está limitada por altas temperaturas. Los aceros austeníticos pueden adquirir una dureza significativa por un trabajado en frío. Son usados en aplicaciones donde se requiere una elevada resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas a presión atmosférica y son ampliamente considerados por su buena soldabilidad.

Elementos de aleación que promueven la formación de austenita son adicionados a estos aceros, el principal de todo ellos es el níquel, el cual se agrega en cantidades arriba de 8 wt% principalmente. Otros elementos promotores de austenita, son el C, N y Cu, el carbono es adicionado principalmente para mejorar la resistencia a la fluencia a altas temperaturas, mientras que el nitrógeno es adicionado para mejorar la resistencia principalmente al medio ambiente o a temperaturas criogénicas.

Los aceros inoxidable austeníticos generalmente tienen excelente ductilidad y dureza, además de presentar una significativa elongación durante cargas de tensión. Son más caros que los aceros martensíticos y aceros de grado ferrítico de medio Cr, debido al alto contenido de elementos de aleación. A pesar del costo elevado, presentan ventajas principalmente en la soldabilidad, lo cual reduce el costo comparado con otros grupos de aceros inoxidable.

Estos aceros pertenecen a la serie 300 y son basados en el sistema 18Cr-8Ni, con elementos de aleación adicionados para proveer de propiedades únicas o mejoradas. El tipo 304 es la base de aleaciones de esta serie, y junto con el 304L forman los aceros de mayor uso de este grado austenítico.

El tipo 316 sustituyó aproximadamente 2%Mo para una cantidad casi igual de Cr, para mejorar la resistencia a la corrosión por picado.

Los grados estabilizados, 321 y 347, contienen pequeñas cantidades de Ti y Nb, para combinarse con el carbono y reducir la tendencia a la corrosión intergranular, esto debido a la precipitación de carburos de cromo. Los grados *L* iniciaron en los años 60s y 70s, el

significado de estos grados es que están fabricados con porcentajes de bajo carbono, y son usados donde el ataque intergranular puede ser una amenaza para los aceros [2].

3.3 Metalurgia física y mecánica de los aceros austeníticos.

Los aceros inoxidable austeníticos se formulan por procesos termo-mecánicos de tal manera que su microestructura es principalmente austenita. Dependiendo de la promoción de los elementos de aleación, por lo que el acero será totalmente austenítico o una mezcla de austenita y ferrita. En la figura 3.1 se observa la fusión, en la figura 3.1-a se observa que es un acero totalmente austenítico, mientras que en la figura 3.1-b es una matriz austenítica con franjas de ferrita.

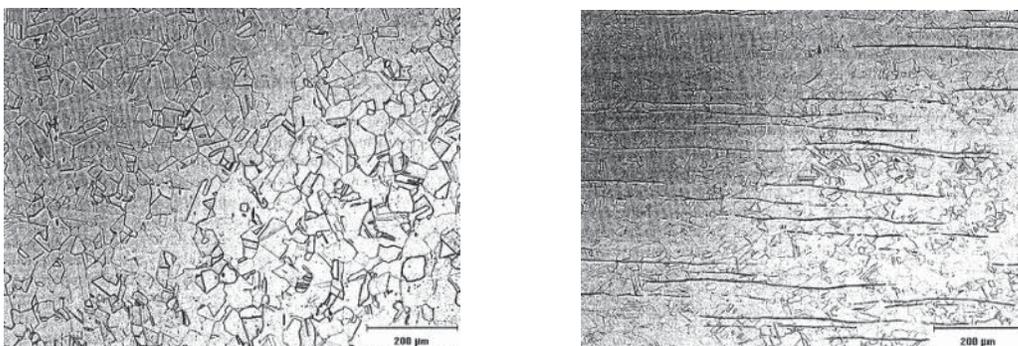


Figura 3.1. Microestructura de tipo 304. (a) Totalmente austenítico y (b) austenita con líneas de ferrita^[3].

En el primer caso, la microestructura consiste de granos austeníticos equiaxiales, mientras que en el otro caso, se aprecia cierta presencia de ferrita residual a alta temperatura (ferrita delta) y es alineada a lo largo de la dirección de laminado. Esta ferrita es el resultado de la segregación de los elementos promotores de ella, principalmente el cromo, durante la solidificación y procesos termo-mecánicos. La presencia de ferrita en la microestructura de un acero forjado, puede reducir la ductilidad y potencialmente, la tenacidad de los aceros inoxidable austeníticos.

También pueden ser sitios preferenciales para la precipitación de carburos $M_{23}C_6$ o fase sigma, la cual es un agente de fragilización de los aceros inoxidable.

El comportamiento de transformación de los aceros inoxidable austeníticos se puede describir usando el diagrama Fe-Cr-Ni pseudobinario manteniendo constante en el porcentaje de carbono (0.07)^[3].

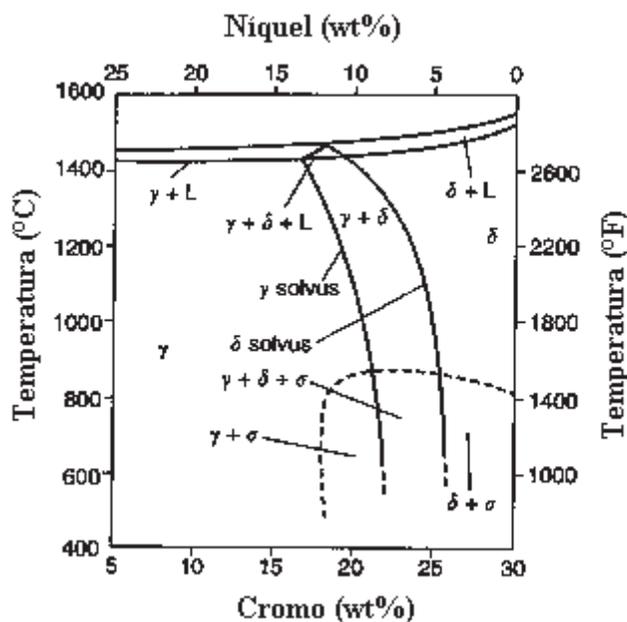


Figura 3.2. Sección pseudobinaria del sistema Fe-Cr-Ni en 0.07% de carbono. ^[3]

Se debe tomar en cuenta que la solidificación de los aceros inoxidable austeníticos puede ocurrir ya sea como austenita o ferrita, la formación entre la solidificación de estas dos fases es aproximadamente 18Cr-12Ni en el sistema ternario. A altos porcentajes de cromo/níquel, la solidificación primaria ocurre como ferrita delta y a baja relación como austenita.

Como ya se ha mencionado anteriormente, una variedad de precipitados pueden estar presentes en los aceros inoxidable austeníticos, dependiendo de la composición y del tratamiento térmico al que se someten.

En la siguiente tabla se enlista la estructura y estequiometría de los carburos de cromo, los carburos están presentes en los aceros austenítico debido al cromo principalmente, este es un fuerte formador de carburos así como también el Mo, Nb y Ti.

Tabla 3.1. Precipitados en aceros inoxidable austeníticos ^[3].

Precipitado	Estructura cristalina	Parámetro de red (nm)	Estequiometría
MC	FCC	a= 0.424-0.447	TiC, NbC
M ₆ C	Diamante cúbico	a= 1.062-1.128	(FeCr) ₃ Mo ₃ C, Fe ₃ Nb ₃ C, Mo ₅ SiC
M ₂₃ C ₆	FCC	a= 1.057-1.068	(Cr,Fe,Mo) ₂₃ C ₆
NbN	FCC	a= 0.440	NbN

Continuación de la tabla 3.1			
Fase Z	Tetragonal	a= 0.307, c=0.7391	CrNbN
Fase Sigma	Tetragonal	a= 0.880, c=0.454	Fe-Ni-Cr-Mo
Fase Laves	Hexagonal	a= 0.473, c=0.772	Fe ₂ Mo, Fe ₂ Nb
Fase Chi	BCC	a= 0.8807-0.8878	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀
Fase G	FCC	a= 1.12	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₇ , Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇
R	Hexagonal, Romboedral	a= 1.0903, c=1.9342 a= 0.9011, α=74°27.5'	Mo-Co-Cr Mo-Co-Cr
ε (Cr ₂ N)	Hexagonal	a= 0.480, c=0.447	Cr ₂ N
Ni ₃ Ti	Hexagonal	a= 0.9654, c=0.1.5683	Ni ₃ Ti
Ni ₃ (Al,Ti)	FCC	a= 0.681	Ni ₃ Al

La precipitación del carburo $M_{23}C_6$ recibe una considerable atención porque el efecto de este, está en la resistencia a la corrosión. Como lo muestra la figura siguiente, este precipitado se forma muy rápidamente a lo largo de los bordes de grano en el rango de temperaturas de 700 a 900°C. Cuando existe la presencia de carburos en los bordes de grano el acero está expuesto a una corrosión intergranular en ciertos medios ^[3].

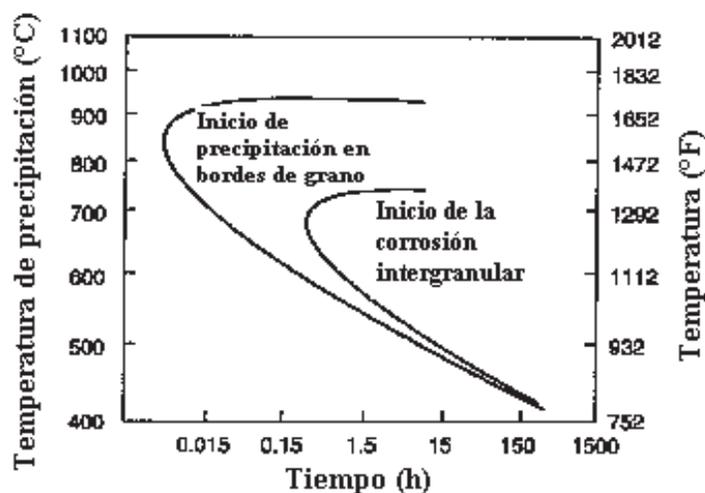


Figura 3.3. Precipitación de carburos $M_{23}C_6$ en un acero inoxidable tipo 304, con 0.05wt% de carbono ^[3].

3.4 Metalurgia de la soldadura.

La microestructura de los aceros inoxidable a temperatura ambiente en la zona de fusión, depende tanto del comportamiento de solidificación, como de las transformaciones posteriores en estado sólido.

Todos los aceros inoxidable solidifican con ferrita o austenita como primera fase, esto dependerá de la composición específica de cada acero.

Hay cuatro posibilidades de solidificación y transformaciones de estado sólido en la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, tal como lo muestra la siguiente tabla.

Tabla 3.2: Tipos de solidificación y microestructura resultante ^[3].

Tipo de Solidificación	Microestructura
A	Completamente austenítico, bien definida la solidificación de la estructura
AF	Ferrita en la celda y bordes de las dendritas.
FA	Ferrita en forma de esqueleto y/o listones, resultado de la transformación de ferrita a austenita.
F	Ferrita acicular o matriz de ferrita con austenita en los bordes de grano

a) Solidificación del tipo A: Solidificación totalmente austenítica.

Cuando la solidificación ocurre como austenita primaria, dos tipos de microestructuras en el metal de soldadura son posibles. Si la microestructura es totalmente austenítica al final de la solidificación, así se mantendrá al enfriarse a temperatura ambiente, y presentará una estructura de solidificación austenítica.

Un ejemplo de la solidificación del *tipo A* se muestra la figura 3.4, esta característica de solidificación como austenita primaria es debido a la segregación de elementos de aleación e impurezas que ocurren durante la solidificación o a la baja difusión de estas, a elevadas temperaturas, que preservan el perfil de segregación durante el desarrollo de la solidificación, figura 3.4-b ^[3].

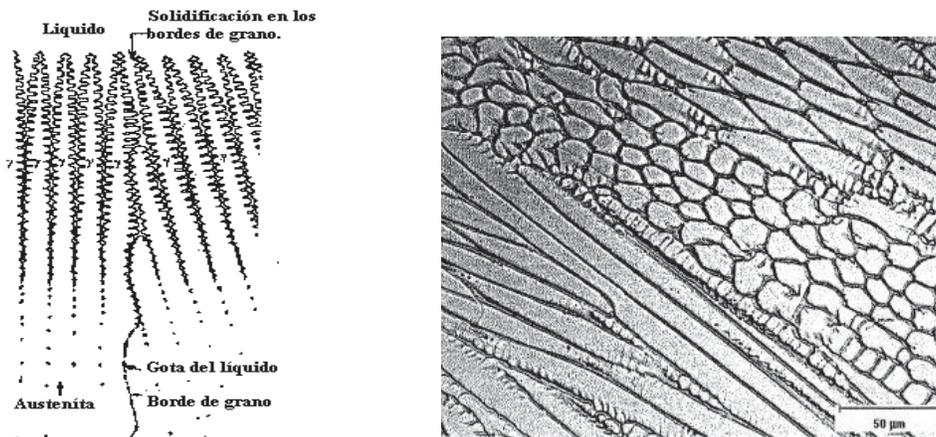


Figura 3.4. Representación de la solidificación del tipo A, a) esquemáticamente y b) metalográficamente ^[3].

b) Solidificación del tipo AF: Ferrita presente en la celda y borde de las dendritas.

Si algunas formas de ferrita se encuentran al final de la solidificación austenítica a través de la reacción eutéctica, la solidificación se denomina del tipo AF. Esto ocurre si existen suficientes elementos promotores de ferrita como es el caso de Cr y Mo, estos participan en la solidificación de subgranos.

La ferrita que se forma a lo largo de los límites de grano es suficientemente estable y resistente a la transformación austenítica durante el enfriamiento de soldadura, debido a que esta enriquecida con elementos que la promueven, esto se puede observar en la figura 3.5 ^[3].

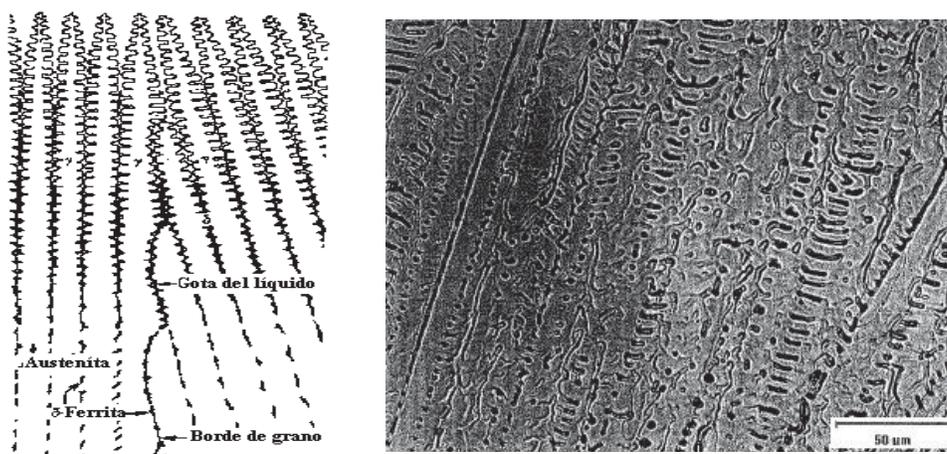


Figura 3.5. Solidificación del tipo AF, a) esquemáticamente y b) metalográficamente ^[3].

En donde se muestra un ejemplo de una microestructura, la cual exhibe ferrita a lo largo de la solidificación de los límites de los subgranos.

c) Solidificación del tipo FA: Ferrita en forma de esqueleto y/o de listones, resultado de la transformación de ferrita a austenita.

Cuando la solidificación ocurre como ferrita primaria, hay también dos posibilidades. Si se forma austenita al final de la solidificación, es llamada solidificación del tipo FA.

Esta austenita se forma a través de una reacción eutéctica-peritética y existe en los límites de la solidificación de la ferrita.

Esta reacción ha sido estudiada extensamente y basado en estas investigaciones se dice que esta secuencia de solidificación y transformaciones ocurren para dar lugar a morfologías de ferrita, durante la solidificación del tipo FA y presenta una morfología similar al que se ilustra en la figura 3.6 ^[3].

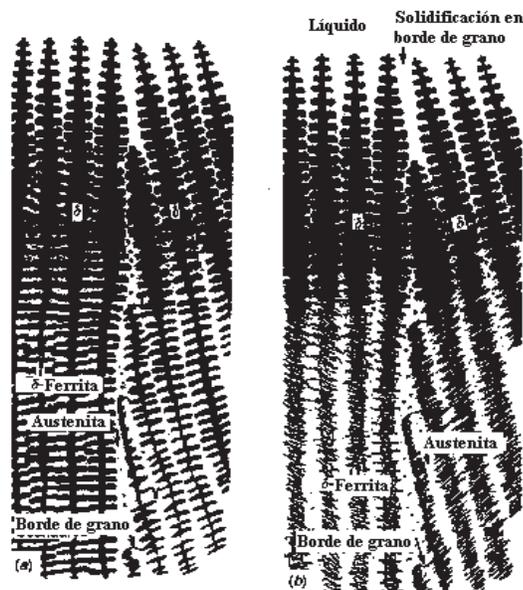


Figura 3.6. Solidificación tipo FA, a) Forma de esqueleto y b) forma de listones ^[3].

1. Al final de la solidificación de ferrita primaria, una reacción eutéctica-peritética resulta en la formación de austenita a lo largo de celdas de ferrita y bordes de las dendritas, es llamada una reacción eutéctica-peritética, porque esta composición

depende de una transición de una reacción peritética en el sistema Fe-Ni y una reacción eutéctica en el sistema Fe-Cr-Ni.

2. Cuando la solidificación es completa, la microestructura consiste en dendritas de ferrita primaria con unas líneas interdendríticas de austenita. La cantidad de la austenita que está presente depende de las condiciones de solidificación y de los valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} , la cantidad de austenita decrece hasta que la solidificación es totalmente ferrítica
3. A medida que el metal de soldadura se enfría a través de dos fases, ferrita delta + austenita, la ferrita se convierte cada vez más inestable y la austenita se empieza a consumir a través de la ferrita por medio de una reacción de difusión controlada tal como se muestra en la figura 3.7 ^[3].

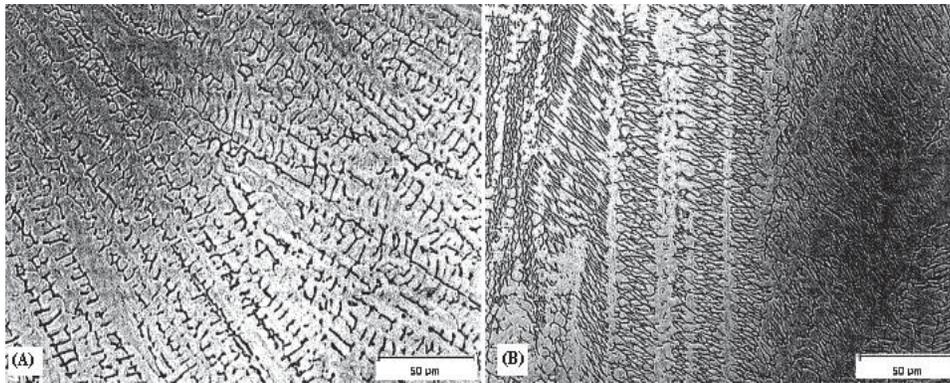


Figura 3.7: Microestructura de la zona de fusión, resultado de la solidificación FA, a) ferrita en forma de esqueleto y b) ferrita en forma de listones ^[3].

d) Solidificación del tipo F: Ferrita acicular o matriz de ferrita con austenita en los bordes de grano.

Si la solidificación ocurre completamente como ferrita, entonces es llamada *tipo F*, la microestructura que se forma como resultado de este tipo de solidificación en los aceros inoxidables austeníticos es otra vez una función de la composición y velocidad de enfriamiento.

A bajos valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} dentro de la fase F, una estructura de ferrita acicular se formara dentro de los granos de ferrita. La estructura esquemática es mostrada en la figura

3.8, en la cual se nota que redes de austenita están presentes en los bordes de grano de la ferrita y que la ferrita acicular no está contenida a lo largo de las dendritas de ferrita original, como ocurre durante la solidificación FA, con la formación de ferrita en forma de listones. Esto ocurre debido a la ausencia de austenita dentro de los granos de ferrita durante la solidificación del tipo F.

La estructura es completamente ferrítica en el estado sólido antes de la transformación del inicio de austenita. Cuando la estructura se forma por debajo de la línea solvus de la ferrita, se forma primeramente austenita en los límites de grano de la ferrita, pero durante la transformación se rompe formando agujas de austenita paralelas dentro de la ferrita.

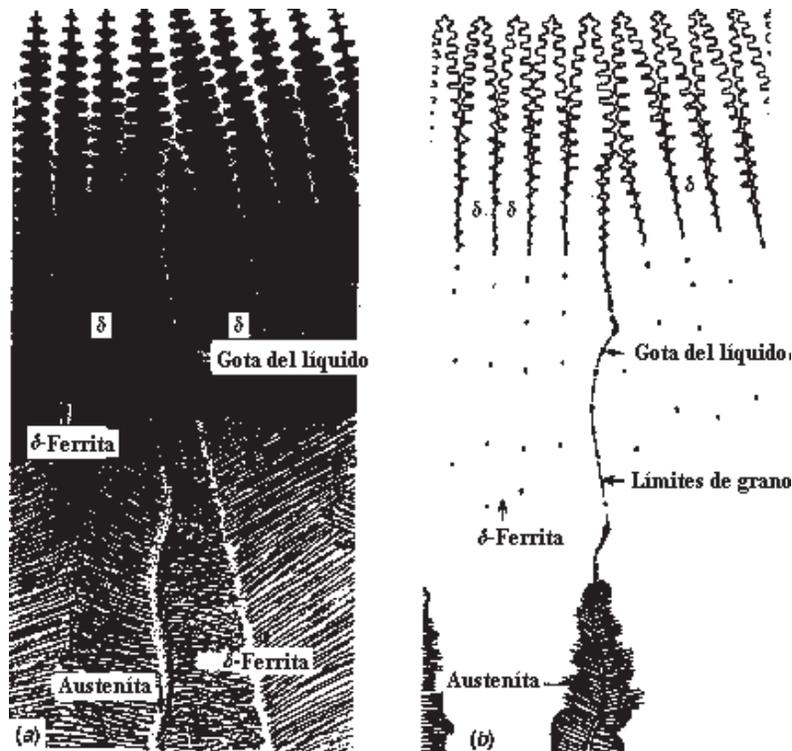


Figura 3.8. Solidificación del tipo F, a) ferrita acicular y b) ferrita y austenita en los bordes de grano ^[3].

En la práctica, la solidificación del tipo F es muy inusual en el metal de soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, la mayoría de los metales de aporte se formulan de tal manera que la solidificación ocurra en el modo FA, con un contenido de ferrita en el metal de soldadura en el rango de 5 a 15 FN (Número de ferrita) ^[3].

3.5 Interfaces en una sola fase de soldadura de metal austenítico.

Es importante conocer la naturaleza de los límites de grano o interfaces presentes en el metal de soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, ya que muchos de los defectos asociados a la zona de fusión, tanto durante la fabricación y en servicio, están asociados a estos límites de grano.

Los límites son especialmente evidentes en los metales de soldadura que solidifican en el tipo A o AF. Ya que la estructura de solidificación es claramente observada después de ser pulida y atacada. Tres tipos de límites pueden ser observados metalográficamente, como se ilustra en la figura 3.9.

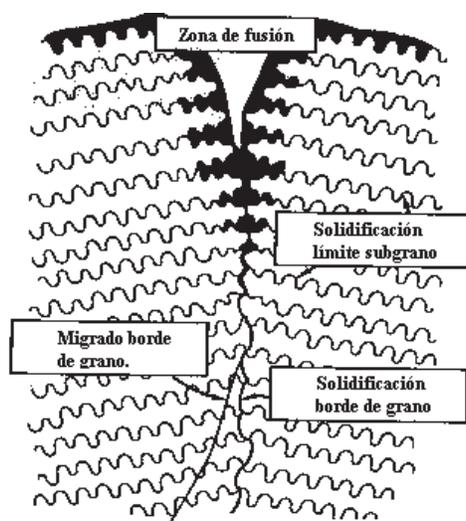


Figura 3.9. Límites observados en la solidificación de metal de soldadura como austenita primaria (Tipos A y AF) ^[3].

1. **Solidificación de límites de subgrano.** La solidificación de subgranos representa una estructura fina que puede ser observada en un microscopio óptico. Estos subgranos están normalmente presentes como células o dendritas.
2. **Solidificación de límite de grano.** Esta solidificación resulta de la intersección de paquetes o grupos de subgranos, por lo tanto, son el resultado directo del crecimiento competitivo que se produce durante la solidificación a lo largo del borde de la pileta de soldadura.
3. **Migración de límites de grano.** La forma de solidificación de límite de grano al final tiene una composición y una componente cristalográfica, en algunas

situaciones, es posible para la componente cristalográfica emigrar lejos de la componente de composición. La fuerza motriz para la migración, es la misma que para el crecimiento de grano en un simple metal ^[3].

3.6 Zona afectada térmicamente.

La zona afectada térmicamente en aceros inoxidables austeníticos depende de la composición y de la microestructura del metal base. Las reacciones que pueden ocurrir en las aleaciones austeníticas son:

- ***Crecimiento de grano.***

La mayoría de los aceros inoxidables se sueldan en condiciones de estado de recocido o laminados en caliente, por lo que el crecimiento de grano suele ser limitado a menos que los aportes de calor de soldadura sean extremadamente altos. Algunos engrosamientos de grano por lo general se pueden observar, pero en la mayoría de los casos esto no es dramático.

- ***Formación de ferrita.***

Algunas composiciones cuando se calientan por debajo de la línea de temperatura de solidus formaran ferrita. La relación de Cr_{eq}/Ni_{eq} de la aleación, ocasionará que sea más probable la formación de ferrita. Cuando se forma ferrita a lo largo de los bordes de grano en la ZAT, esta restringirá el crecimiento y minimizará la susceptibilidad al agrietamiento.

- ***Precipitación.***

Desde que la ZAT es calentada a temperaturas cercanas a la temperatura de solidificación de la aleación, muchos de los precipitados que se encuentran presentes en el metal base se pueden disolver. Esto puede llevar a una sobresaturación de la matriz austenítica, durante el enfriamiento, lo que da como resultado la formación de diferentes tipos de precipitados.

- *Licuación en el límite de grano.*

Fusión local a lo largo de los límites de grano austenítico también puede ocurrir, esto usualmente es el resultado de la segregación de elementos como impurezas, lo cual reduce la temperatura de fusión en los bordes de grano. Estas aleaciones contienen titanio y niobio, los que forman carburos MC ricos en estos elementos, los cuales también pueden conllevar a una licuación constitucional, fenómeno que puede producir un agrietamiento en la ZAT, ver figura 3.10 ^[3].

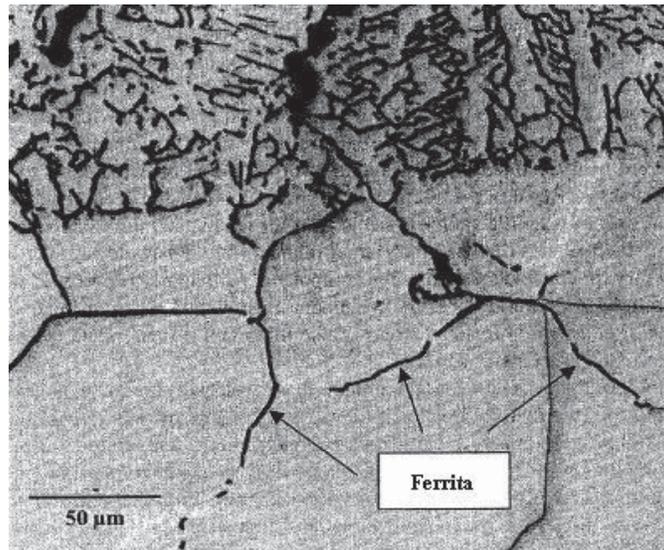


Figura 3.10. Ferrita a lo largo de los bordes de grano de la austenita en la ZAT de un acero tipo 304L ^[3].

3.7 Soldabilidad.

Aunque las aleaciones austeníticas, son consideradas generalmente de buen grado de soldabilidad, están sujetas a un número de problemas de soldabilidad si no se toman las debidas precauciones.

Solidificación de la soldadura y agrietamiento por licuación podrían generarse, dependiendo de la composición del metal base y del metal de aporte o de pequeñas impurezas, particularmente S y P. Agrietamiento en estado sólido, mala ductilidad y contaminación de Cu. A pesar de la buena resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable austenítico, los cuales pueden estar sujetos a formas de corrosión localizada en

los bordes de grano en la zona afectada térmicamente, o concentraciones de esfuerzos en los alrededores de la soldadura. Porque muchos de los metales de soldadura contienen ferrita, la fragilización a temperaturas intermedias puede ocurrir, debido a la formación de la fase sigma y a la formación de carburos.

Como en las aleaciones ferríticas, la reacción de la precipitación de la fase sigma es relativamente lenta y la fragilización por la fase sigma es relacionada con el servicio y no como un problema relacionado a la fabricación. Sin embargo, como se comentó anteriormente, muchas figuras se producen durante el tratamiento térmico posterior a la soldadura de grandes estructuras o secciones de espesor muy grueso, cuando la velocidad de enfriamiento del tratamiento post-soldadura es extremadamente lenta [3].

3.8 Tratamientos térmicos.

Los aceros inoxidable austeníticos no son tratables térmicamente, no se endurecen por un temple como en el caso de los aceros al carbono [1]. Esto es debido al contenido de cromo mayor a 13 %, en el diagrama hierro-cromo, se observa claramente que para contenidos dentro del rango de 13-40 % de Cr, los aceros no presentan ningún punto de transformación, debido a que aun a temperaturas mayores no atraviesan al bucle gamma, a contenidos mayores a 40% de Cr, el acero puede presentar la fase sigma, la cual es una fase tetragonal y compuesto intermetálico Fe-Cr soluble como se ilustra en la figura 3.11 [2].

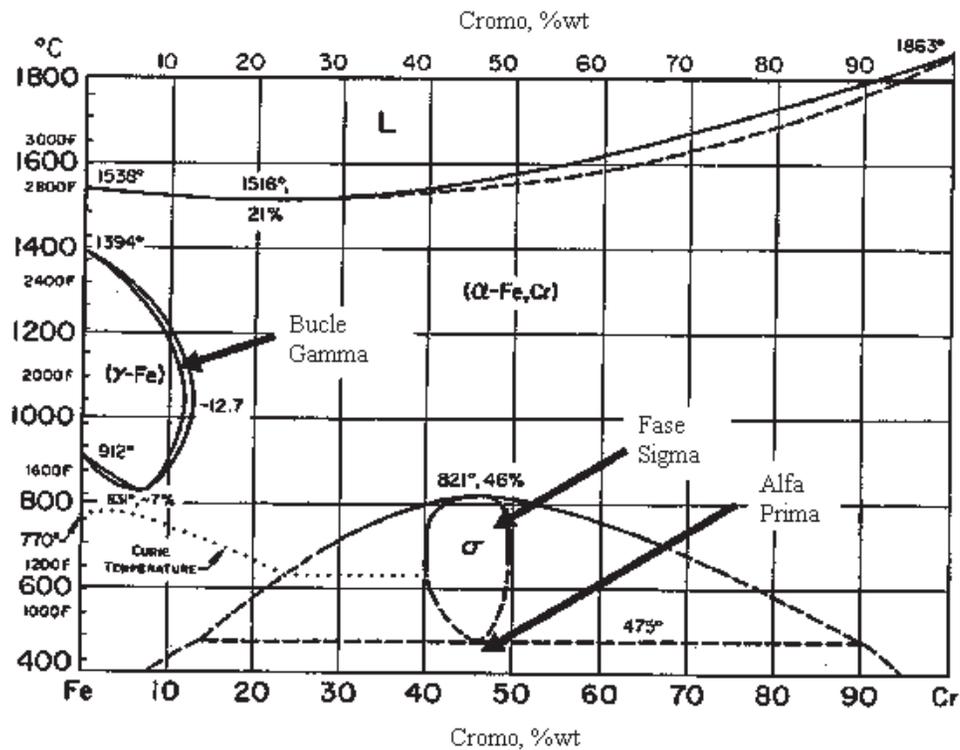


Figura 3.11: Diagrama de equilibrio de fase Fe-Cr ^[3].

3.9 Corrosión.

Aunque los aceros inoxidables austeníticos son seleccionados por su resistencia a la corrosión, algunas precauciones son requeridas cuando las aleaciones son soldadas o expuestas a ciertos medios agresivos. La resistencia a la corrosión en la atmósfera de los aceros inoxidables austeníticos es muy buena. A temperatura ambiente, la corrosión atmosférica es esencialmente cero, y el material se mantendrá indefinidamente inoxidable.

A elevadas temperaturas, las velocidades de corrosión en general aumentarán y la degradación de algunos materiales se producirá con el tiempo. En los ambientes marinos de agua dulce, las velocidades de corrosión también son bajas, en el orden de 2.5×10^{-5} mm/año o menos.

Además de la corrosión general de los aceros inoxidable austenítico, estos también pueden presentar las siguientes formas de corrosión:

- Corrosión por picaduras
- Corrosión intergranular
- Corrosión por esfuerzos asistidos
- Corrosión por hendiduras
- Corrosión galvánica
- Corrosión por erosión
- Corrosión inducida microbiológicamente.

La soldadura puede producir modificaciones metalúrgicas, las cuales pueden inducir a los ataques de la corrosión. En combinación con los esfuerzos residuales siguientes a la soldadura, estas modificaciones pueden acelerar el ataque de la corrosión en esta región. Dos formas de corrosión relacionadas a la soldadura son estudiadas extensamente en los aceros austeníticos debido a que estos son de amplia utilidad en usos ingenieriles o estructurales. Estas dos formas son la corrosión intergranular y la corrosión por agrietamiento debido a esfuerzos residuales.

3.9.1 Corrosión intergranular.

Cuando una cara de la soldadura está expuesta a medios corrosivos, en esta se puede observar un área lineal atacada paralela a la línea de fusión. Es esta sección de la soldadura que decae y es observada una banda de sensitización en la zona afectada térmicamente. Esta línea esta a una misma distancia de la línea de fusión, esto es debido a la precipitación de carburos cuando el acero permanece en un rango de temperaturas de 420 a 850°C, ver figura 3.12, el tiempo que tardan en formarse los carburos es mostrado en la figura 3.13, esto es de acuerdo a la permanencia en el rango de temperaturas y al contenido de carbono del acero ^[3].

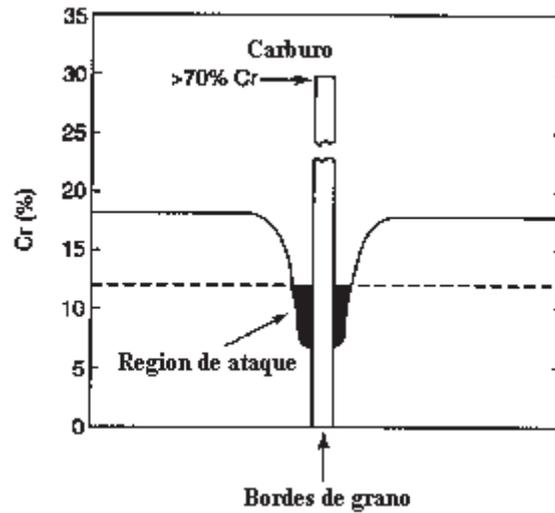


Figura 3.12. Corrosión intergranular, agotamiento del Cr adyacente al borde de grano debido a la presencia de carburos ^[3].

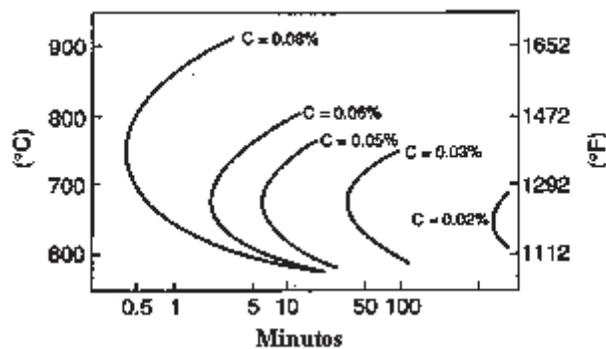


Figura 3.13. Curvas de tiempo-temperatura para la formación de precipitados $M_{23}C_6$ ^[14].

Aunque existen, como ya se mencionó anteriormente muchas formas de corrosión, esta es la más común en los aceros inoxidable austeníticos.

3.9.2 Pruebas de corrosión.

Anteriormente se explicó los tipos de corrosión que existen en los aceros inoxidable austeníticos, pero, ¿Qué es la corrosión?, ¿Cómo se define?, ¿En que nos afecta?, todas estas preguntas pueden surgir si no se entiende el término corrosión.

La **corrosión** se define como el deterioro de un material a consecuencia de un ataque electroquímico por su entorno. De manera más general, puede entenderse como la tendencia general que tienen los materiales a buscar su forma más estable o de menor energía interna. Siempre que la corrosión esté originada por una reacción electroquímica (oxidación), la velocidad a la que tiene lugar dependerá en alguna medida de la temperatura, de la salinidad del fluido en contacto con el metal y de las propiedades de los metales en cuestión ^[15].

La corrosión para su estudio también se puede clasificar de la siguiente manera:

1. Clasificación según el medio.

- **Corrosión química**, todos aquellos casos donde el metal reacciona con un medio no iónico.
- **Corrosión electroquímica**, todos aquellos procesos que implican un transporte simultáneo de electricidad a través de un electrolito, a este grupo pertenece la corrosión en aguas salinas y agua de mar, la corrosión atmosférica, etc.

2. Clasificación según el medio.

- * **Corrosión uniforme**, es la forma más benigna de corrosión, el ataque se extiende en forma homogénea sobre toda la superficie metálica, y su penetración media es igual en todo los puntos
- * **Corrosión en placas**, abarca los casos intermedios entre corrosión uniforme y corrosión localizada, en este caso el ataque se extiende de más en algunas zonas, pero se presenta aún como ataque general.
- * **Corrosión por picado**, este tipo de ataque, así como el intergranular y el fisurante, son las formas más peligrosas en las que se puede presentar la corrosión. En estos casos de ataque localizado la cantidad de material afectado no guarda relación con la magnitud de los inconvenientes que puede causar. Durante el picado, el ataque se localiza en puntos aislados de superficies metálicas pasivas, y se propaga hacia el interior del metal, en ocasiones formando túneles microscópicos.

- * **Corrosión intergranular**, se presenta como una franja estrecha de ataque que se propaga a lo largo de los límites de grano, este ataque se propaga hasta quedar el material inutilizado.
- * **Corrosión fisurante**, conocida también como corrosión bajo tensión, puede presentarse, cuando un metal está sometido simultáneamente a la acción de un medio corrosivo y a tensiones mecánicas de tracción. Se forman fisuras que pueden ser transgranulares o intergranulares y que se propagan hacia el interior del metal, hasta que las tensiones se relajan o el metal se fractura. La velocidad de propagación puede oscilar en general entre 1 y 10 mm/h ^[16].

En la figura 3.14 se observa los diferentes tipos de corrosión en los metales, las cuales fueron descritas anteriormente.

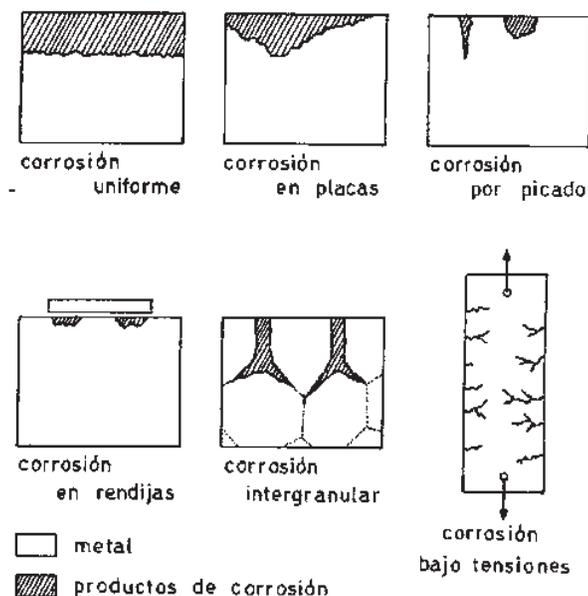
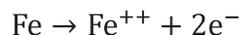


Figura 3.14. Clasificación morfológica de las formas de corrosión ^[16].

3.9.2.1 Reacciones anódicas.

De las numerosas reacciones anódicas posibles, las que interesan en corrosión son las de disolución del material afectado. O sea el paso de iones metálicos de la red metálica al medio corrosivo. Por ejemplo la siguiente ecuación:



El paso directo de iones de la red metálica a la solución tal como implica la ecuación anterior, es relativamente raro. En general el proceso de disolución de un metal suele ocurrir por etapas más o menos complejas y la ecuación anterior muestra solo el inicio y el final.^[16]

3.9.2.1.1 Curvas de polarización anódica.

Si un metal se encuentra al potencial de equilibrio termodinámico, habrá un intercambio de iones entre el metal y la solución, pero no habrá paso neto en ninguna de las dos direcciones. Al circular una corriente neta, el potencial del metal varía y se observa una sobretensión. Esta, que puede mantenerse arbitrariamente en cualquier valor, es la que determina el comportamiento del metal. Cuando la sobretensión es positiva circulará una corriente positiva por la interface metal-solución y el metal se corroerá. Midiendo la corriente que circula a cada sobretensión se obtiene una curva de polarización anódica que tendrá alguna de las formas indicadas en la figura 3.15.

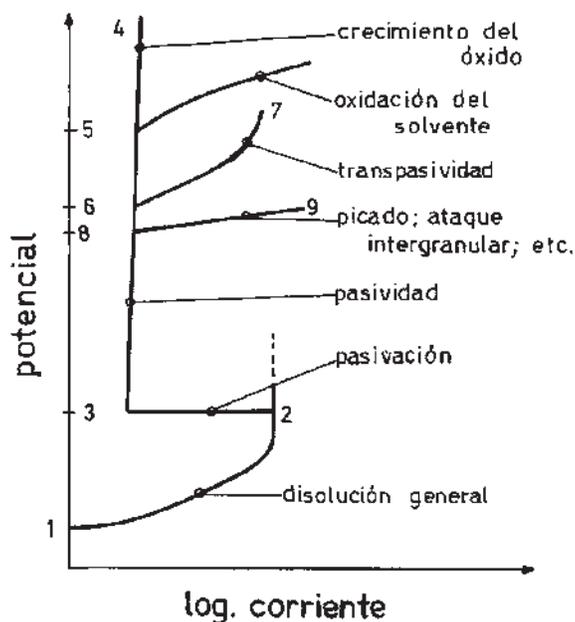


Figura 3.15. Posibles formas que puede tener una curva de polarización anódica ^[16].

Si la sobretensión es pequeña se suele observar una relación lineal entre la sobretensión y el logaritmo de la corriente. A sobretensiones mayores comienzan a influir otros factores y la relación lineal deja de cumplirse.

En la zona 1-2 se dice que el metal se disuelve en forma activa. Si se sigue elevando el potencial, se observa que en algunos casos la velocidad de corrosión permanece alta, en tanto que en otros la corriente cambia bruscamente: 2-3. En estas condiciones la corriente de disolución puede disminuir cuatro, cinco o más órdenes de magnitud, y aparecerá lo que se llama pasividad. Sobre el metal se forma una película muy delgada de óxido que dificulta la disolución. Las propiedades de esta película determinan el comportamiento que presentará el metal a potenciales más altos.

Si la película pasivante es aisladora, al aumentar el potencial el óxido pasivante irá aumentando de espesor, sin que se note un aumento importante de la corriente, 3-4.

Si el óxido pasivante es buen conductor de electrones una vez alcanzado el potencial de desprendimiento de oxígeno, 5, la solución comenzará a descomponerse.

Cuando la película pasivante está formada por elementos que pueden oxidarse a una valencia mayor y dar productos solubles, se nota un aumento de la corriente, 6-7,

acompañado en este caso por disolución del metal, 8-9. Es el fenómeno llamado picado y lo presentan metales tales como el hierro, cromo, circonio, aluminio, etc. También puede observarse en estas condiciones ataque intergranular o la aparición de corrosión bajo tensión.

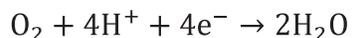
En la práctica es muy poco probable que un metal alcance potenciales superiores al punto 8 sin la aplicación de una corriente externa. Una excepción importante es las del acero inoxidable y otras aleaciones con alto contenido de cromo, cuando se encuentran en presencia de ácido nítrico concentrado. En este caso, puede llegarse al potencial indicado por el punto 6 y se observa ataque por transpasividad. Pero por lo general es usual observar que los metales se encuentran en algún potencial entre los puntos 1 y 6 y se advierte ataque general, pasivación, picado, ataque intergranular, etc.

Cuando, mediante suministro de corriente externa, el potencial de un metal es controlado y mantenido a un valor entre los puntos 3 y 8, la corrosión será despreciable y se tiene la llamada protección anódica.

En cambio si el metal es llevado, también artificialmente, a un potencial por debajo del punto 1, la corrosión se torna termodinámicamente imposible y se dice que el metal se encuentra bajo protección catódica. Esto último solo es estrictamente cierto cuando 1 es el potencial de equilibrio correspondiente a la disolución del metal. Si 1 es un potencial mixto, la corrosión del metal podrá proseguir aun a potenciales inferiores a 1 ^[16].

3.9.2.2 Reacciones catódicas.

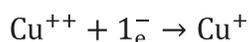
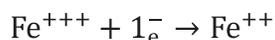
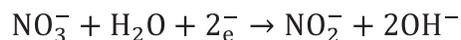
Una de las reacciones catódicas más importantes en los procesos de corrosión es la reducción del oxígeno.



Esta reacción ocurre en casi todos los procesos de corrosión en medios acuosos. Otra reacción importante, en especial en los casos de corrosión en ácidos o en ausencia de oxígeno, es la de desprendimiento de hidrógeno.



El hidrógeno formado en esta reacción puede desprenderse y pasar al medio ambiente, o puede ser absorbido por un metal en proceso de corrosión. En el segundo caso el metal puede formar hidruros o fragilizarse, por ejemplo.



Todas las reacciones catódicas necesitan para producirse la superficie de un metal conductor de electrones.

En cuanto al mecanismo de reacción, las reacciones catódicas pueden presentar las mismas complicaciones que las ya vistas en las reacciones anódicas^[16].

3.9.2.2.1 Curvas de polarización catódica.

En el estudio de los procesos de corrosión es muy importante conocer las características de las reacciones catódicas que participan en el proceso. De la reacción catódica depende que el metal permanezca pasivo, se pique, se ataque en forma activa o no sufra corrosión alguna. Las características más frecuentes de las curvas de polarización catódica se muestran en la figura siguiente.

En una curva de polarización, el efecto de la polarización por difusión aparece como una desviación de la ley de Tafel. Esta desviación irá aumentando hasta alcanzar el valor de la corriente límite^[16].

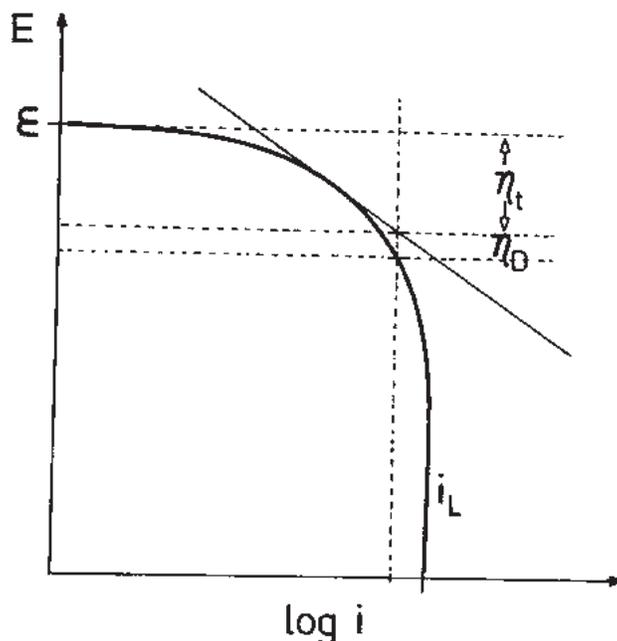


Figura 3.16: Curva típica de polarización catódica. E = potencial del electrodo; ϵ = potencial de equilibrio de la reacción; η_t = sobretensión de transferencia de carga; η_D = sobretensión de difusión; i = densidad de corriente; i_L = densidad de corriente límite ^[16].

Diversas técnicas han sido usadas en los aceros inoxidable, para determinar el grado de sensitización de dichos aceros, tal como lo son las pruebas de doble ciclo.

Investigaciones del año 1984 demuestran que los métodos de reactivación potenciodinámica eran propuestos para detectar los ataques de corrosión intergranular en los aceros inoxidable, esta susceptibilidad es producida por la precipitación de carburos de cromo en los bordes de grano de ciertos aceros, durante procesos de soldadura y exposiciones al calor entre un rango de temperaturas de 450 a 870°C ^[17].

A la fecha, el procedimiento es igualmente usado, Ayadogdu y colaboradores ^[18], emplearon este método para determinar la susceptibilidad a la corrosión intergranular de un acero inoxidable 316L.

La prueba de reactivación electroquímica potenciodinámica (EPR- Electrochemical Potentiodynamic Reactivation), se basa en la suposición de que solo los bordes de grano sensitizados empezaran a activarse.

Las muestras fueron expuestas a una solución de 1M H₂SO₄ y 0.005 M de KSCN a una velocidad de 0.883mV/s a una temperatura de 30°C. La curva característica de este tipo de prueba se muestra en la figura 3.17:

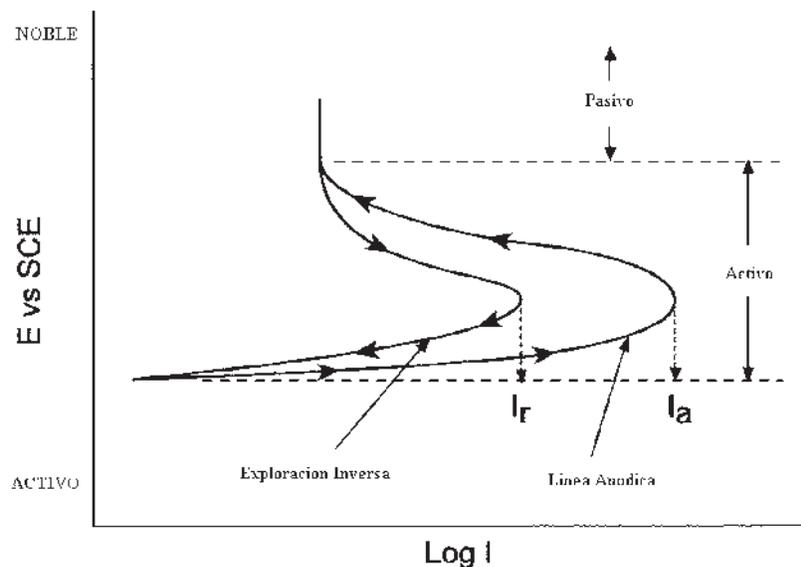


Figura 3.17. Diagrama para el procedimiento de una prueba EPR de doble ciclo ^[17].

En esta prueba en lugar de usar el área bajo la curva de la exploración inversa para medir el grado de sensitización como en el caso de la prueba de simple ciclo, aquí se utiliza, una relación entre las corrientes máximas generadas en ambas curvas $I_r:I_a$ ^[17].

La principal ventaja de esta prueba de doble ciclo, es que la superficie final, de la muestra a ensayar no debe ser pulida hasta 1 μm , se ha afirmado que un acabado de grano final de 140 μm basta, para obtener resultados confiables. Además, se ha afirmado que no es necesario normalizar la relación de corrientes con un tamaño de grano, es decir, no es necesario medir el tamaño del grano del material que se ensaya por medio de un examen microscópico ^[17].

3.10 Teoría del magnetismo.

Se cuenta que cerca de una ciudad llamada Magnesia se encontraron unas piedras que tenían la propiedad de atraer al hierro. Este mineral recibió el nombre de magnetita. Los chinos descubrieron hacia el año 121 A.C. que una barra de hierro que estuviera en contacto con un trozo de este mineral adquiriría sus propiedades y las conservaba una vez separada del mismo. Además si se trataba de una aguja y se suspendía de forma que pudiese girar libremente, esta se orientaba de forma que señalaba la dirección N-S. Este fue el uso que se dio a los imanes hasta principios del siglo XIX.

En relación con los imanes podemos establecer una serie de puntos generales:

1. *La capacidad de atracción es mayor en los polos.*
2. *Los polos reciben los nombres de Norte y Sur por la forma en que se orientan en el campo magnético terrestre.*
3. *Los polos de los imanes no pueden aislarse.*
4. *Los polos del mismo nombre se repelen y los de distinto nombre se atraen.*
5. *Entre ambos polos se crean **líneas de fuerza**, siendo estas líneas cerradas, por lo que en el interior del imán también van de un polo al otro, ver figura 3.18 ^[19].*

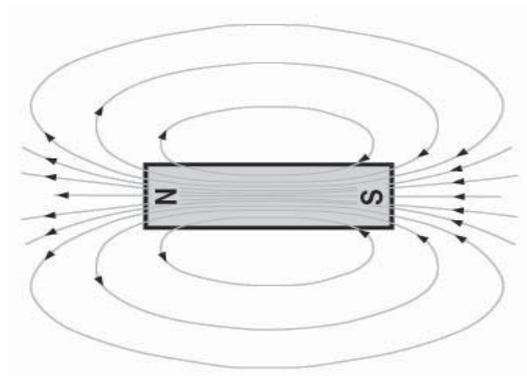


Figura 3.18. Líneas de campo magnético en un imán ^[19].

3.10.1 Campo magnético en la materia.

Todos los efectos magnéticos en la materia pueden explicarse en base a corrientes asociadas con los momentos dipolares magnéticos. Estos momentos pueden surgir tanto del movimiento orbital de los electrones, como de una propiedad intrínseca de los electrones conocida como momento angular. Se sabe que los campos magnéticos se crean por corrientes eléctricas. En forma similar los momentos en un material magnetizado se asocian con las corrientes internas, cada corriente produce un momento dipolar magnético, como se ilustra en la figura 3.19 [20].

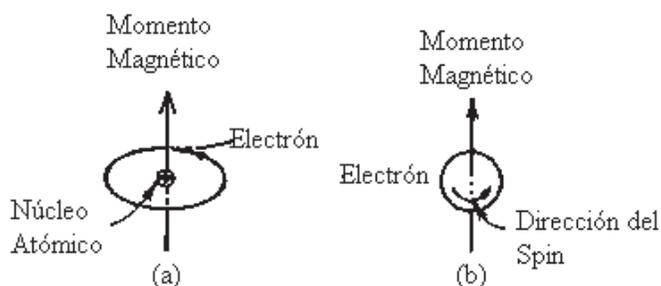


Figura 3.19. Dos mecanismos a los que el electrón debe su magnetismo [19].

Las propiedades magnéticas macroscópicas de los materiales, son consecuencia de los momentos magnéticos asociados con electrones individuales. Cada electrón en un átomo tiene momentos magnéticos que se originan de dos fuentes. Una está relacionada con su movimiento orbital alrededor del núcleo; siendo una carga en movimiento, un electrón se puede considerar como un pequeño circuito cerrado de corriente, generando un campo magnético muy pequeño y teniendo un momento magnético a lo largo de su eje de rotación.

Cada electrón además se puede considerar rotando alrededor de su eje; el otro momento magnético se forma de la rotación (spin) del electrón el cual se dirige a lo largo del eje de rotación y puede estar hacia arriba ó hacia abajo, según sea la dirección de rotación del electrón. En cualquier caso, el dipolo magnético o momento magnético debido al spin del electrón es el magnetón de Bohr, $\mu_B = 9.27 \times 10^{-24} \text{A}\cdot\text{m}^2$, el magnetón de Bohr puede ser positivo o negativo dependiendo del sentido de giro del electrón.

En una capa atómica llena, los electrones están emparejados con electrones de spin opuesto, proporcionando un momento magnético neto nulo ($+\mu_B - \mu_B = 0$) por esta razón los materiales compuestos de átomos que tienen sus orbitales o capas totalmente llenas, no son capaces de ser permanentemente magnetizados. Aquí se incluyen los gases inertes así como algunos materiales iónicos.

Los tipos de magnetismo incluyen diamagnetismo, paramagnetismo y ferromagnetismo. Además el anti ferromagnetismo y el ferri magnetismo se consideran subclases de ferromagnetismo. Todos los materiales exhiben al menos uno de estos tipos y el comportamiento depende de la respuesta del electrón y los dipolos magnéticos atómicos a la aplicación de un campo magnético aplicado externamente^[21].

Un factor que influye en estos tipos de magnetismo es la permeabilidad magnética del material, como se ilustra en la tabla 3.3.

Tabla 3.3. Clasificación de los materiales de acuerdo a su permeabilidad magnética^[22].

Permeabilidad magnética	Clasificación
$\gg 1$	Ferromagnéticos
≥ 1	Paramagnéticos
< 1	Diamagnéticos

La *permeabilidad magnética* es la capacidad de una sustancia o medio para atraer y hacer pasar a través de sí los campos magnéticos, la cual está dada por la relación entre la intensidad de campo magnético existente y la inducción magnética que aparece en el interior de dicho material.

La magnitud así definida, el grado de magnetización de un material en respuesta a un campo magnético, se denomina permeabilidad absoluta y se suele representar por el símbolo μ , y está dada por la siguiente ecuación, donde B es la inducción magnética o también llamada densidad de flujo magnético y H es la intensidad de flujo magnético.

$$\mu = \frac{B}{H}$$

La orientación de los dipolos para cada uno de estos materiales en estado natural es diferente, sin embargo y de acuerdo a su permeabilidad magnética, cuando aplicamos un campo magnético externo estos dipolos reaccionan y tienden a orientarse en el mismo sentido de las líneas de campo magnético regresando a su estado inicial al retirar dicho campo, tal como se ilustra en la figura 3.20 [23].

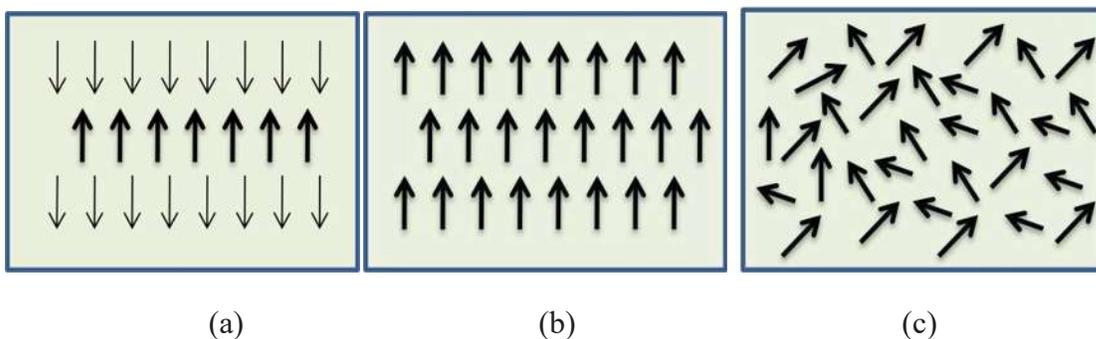
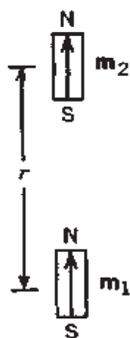


Figura 3.20. Orientación de los dipolos en materiales, (a) diamagnético, (b) ferromagnético y (c) paramagnético [22].

Al aplicar un campo magnético externo, también se estará generando fuerzas magnéticas entre los dipolos magnéticos, los cuales pueden presentarse de las siguientes maneras [24]:

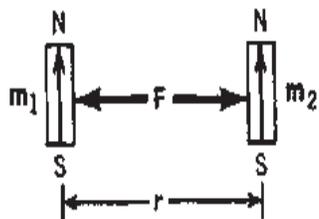
- a) Cuando tenemos una orientación de los dipolos magnéticos lineal.



$m_1 \times m_2 = 0$, $m_2 \times r = 0$. En este caso el torque es igual a 0.

$$F = -\frac{3\mu_0}{2\pi} m_1 m_2 \frac{1}{r^4}$$

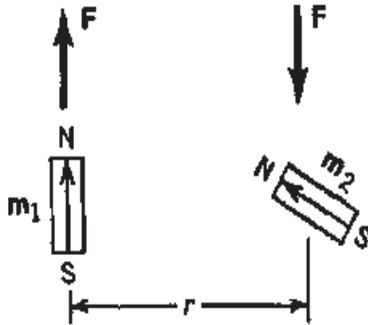
- b) Orientación de los dipolos paralela:



$m_1 \cdot r = 0$, $m_2 \cdot r = 0$.

$$F = \frac{\mu_0}{4\pi} \frac{3m_1 m_2}{r^4}$$

c) Dipolos transversales.



$m_1 \cdot m_2 = 0$, $m_1 \cdot r = 0$, en este caso debido a la orientación si tendremos un torque, que estará dado por:

$$C_{12} = \frac{\mu_0 m_1 m_2}{2\pi r^3}$$

Y la fuerza será:

$$F = \frac{\mu_0 3(m_1 \cdot m_2)m_1}{4\pi r^5}$$

3.10.2 Campo generado por una bobina.

El magnetismo asociado con un conductor a través del cual circula una corriente eléctrica puede intensificarse al formar con el conductor una bobina, cuya intensidad del campo magnético depende del número de espiras.

Una bobina es un alambre largo enrollado en forma de hélice, en la cual la dirección de las líneas de campo estará regida por la regla de la mano derecha como se puede observar en la figura 3.21.

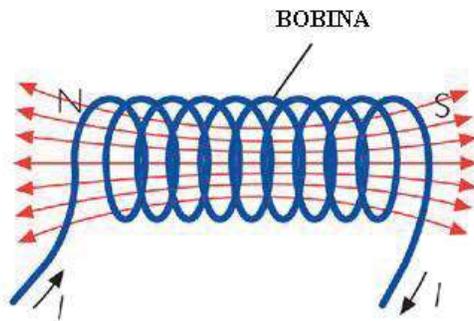


Figura 3.21. Representación esquemática de una bobina ^[25].

Se puede utilizar la ley de Ampere para obtener una expresión para el campo magnético en el interior de una bobina de acuerdo a la siguiente expresión.

$$B = \mu_0 NI$$

Donde:

B = Campo magnético en Teslas (T).

μ_0 = Permeabilidad magnética del vacío en (N/A²).

N = Número de espiras contenidas dentro de una longitud L, L en metros (m); N = n/l.

I = Corriente que circula a través de la bobina, en Amperios (A) ^[20].

3.11 Proceso de soldadura MIG.

El proceso de soldadura GMAW (Gas Metal Arc - Welding) es un proceso que funde y une a los metales, calentándolos por medio de un arco eléctrico que se establece entre un electrodo de alambre que es alimentado continuamente y el metal. La protección del arco y del cordón de soldadura, se obtiene a menudo mediante el uso de gases inertes como el argón y helio, es por eso que el proceso GMAW también es llamado MIG (Metal Gas Inert Gas). Algunos gases no inertes también son utilizados, por ejemplo el CO₂.

El proceso MIG es el más utilizado para soldaduras por arco en aleaciones de aluminio. En una soldadura GMAW, se tiene un arco estable, baja transferencia de humos, existen muy pocas salpicaduras del material y existe una buena penetración de la soldadura, y aunque se puede utilizar con DCEN o CA, sin embargo con esta corriente y polaridad negativa se puede presentar una transferencia del metal errática ^[22].

3.11.1 Gases de protección.

Argón, helio y otras mezclas de gases son usadas para metales no ferrosos, como lo son inoxidable u otras aleaciones de los aceros. La energía de un arco de Ar, es menos uniformemente distribuida que la de un arco con gas de protección de He, esto debido a la baja conductividad térmica del Ar.

Consecuentemente el plasma con un arco de Ar, tiene un núcleo de energía muy alta y una capa externa de menor energía térmica, ver figura 3.22.

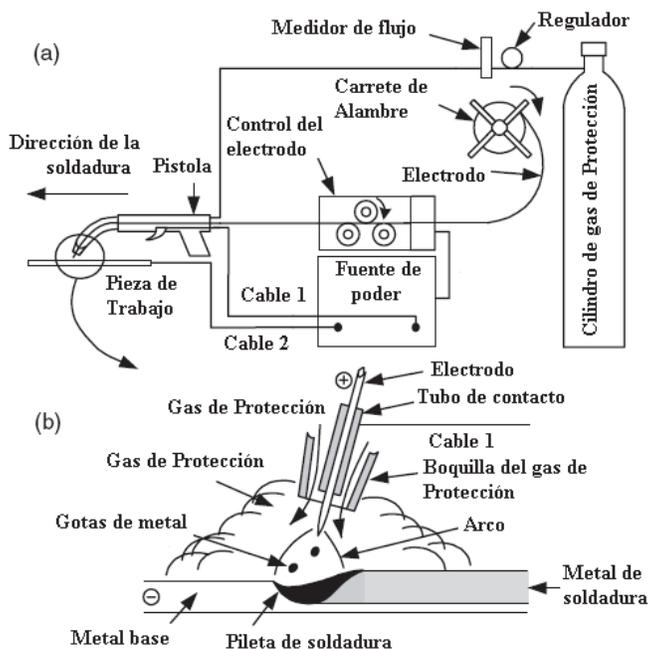


Figura 3.22. Proceso de soldadura GMAW, (a) proceso general y (b) región de soldadura ampliada ^[22].

En metales ferrosos, el He como gas de protección puede producir salpicaduras, el Ar en cambio puede producir bajo corte en las líneas de fusión. Adicionando O₂ (cerca del 3%) o CO₂ (cerca del 9%) con Ar, reduce estos problemas. Aceros al carbono o aleaciones de bajo carbono, a menudo son soldados con CO₂ como gas de protección, las ventajas son, la alta velocidad de soldadura, mayor penetración y bajo costo.

Dado que la protección con CO₂ produce un alto nivel de salpicaduras, una tensión relativamente baja se utiliza para mantener un arco corto y reducir al mínimo las salpicaduras, es decir, la punta del electrodo en realidad está por debajo de la pieza de trabajo ^[22].

3.11.2 Tipos de transferencia del metal.

El metal fundido en la punta del electrodo puede ser transferida a la pileta de soldadura por tres modos de transferencia: rocío, globular y cortocircuito ^[22].

a) *La transferencia por rocío (Spray)*

El metal es transportado a alta velocidad en partículas muy finas a través del arco. La fuerza electromagnética es bastante fuerte para expulsar las gotas desde la punta del electrodo en forma lineal con el eje del electrodo, sin importar la dirección a la cual el electrodo esta apuntado. Se tiene transferencia por rocío al soldar con argón, acero inoxidable y metales no ferrosos como el aluminio ^[22]. La figura 3.23 muestra la transferencia por rocío.

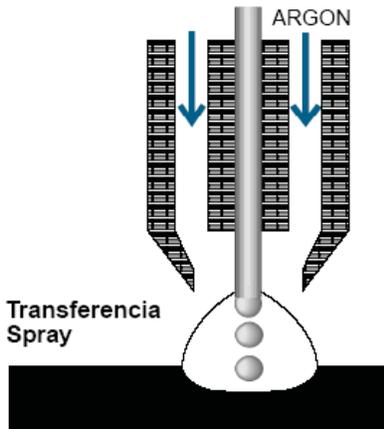


Figura 3.23. Transferencia por rocío ^[26].

b) *Transferencia globular*

El metal se transfiere en gotas de gran tamaño, la reparación de las gotas ocurre cuando el peso de estas excede la tensión superficial que tiende a sujetarlos en la punta del electrodo.

La fuerza electromagnética que actuaría en una dirección para reparar la gota es pequeña con relación a la fuerza de gravedad en el rango de transferencia globular (sobre los 250 Amp.) ^[27].

La transferencia globular se obtiene al soldar acero de bajo carbono en espesores mayores a 1/2" (12.7 mm) en que se requiere gran penetración, la figura 3.24 muestra la transferencia globular.

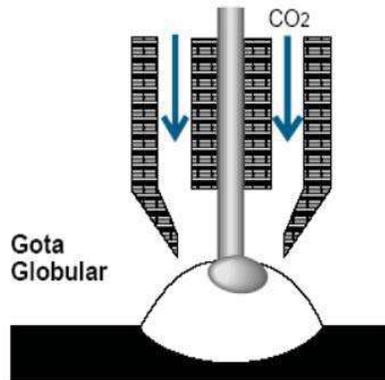


Figura 3.24. Transferencia globular [26].

c) *Transferencia de corto circuito*

La transferencia por cortocircuito, abarca los rangos más bajos de las corrientes de soldadura y del diámetro del electrodo [22].

La soldadura MIG por la técnica de corto circuito se obtiene usando un alambre de bajo calibre de 0.030 in (0.76 mm) hasta 0.045 in (1.2 mm) de diámetro y la operación se efectúa con un arco más corto (bajo voltaje) y corriente más baja. El producto final es un cordón de soldadura más reducido que se enfría más rápido.

Esta técnica de soldadura es particularmente útil para unir materiales más delgados en cualquier posición, así como materiales más gruesos en posición vertical y sobre cabeza, también para rellenar grandes cavidades. La técnica de soldadura por corto circuito deberá ser usada, en donde evitar la distorsión de la pieza a ser soldada sea requerido [26].

El metal es transferido desde el alambre a la soldadura fundida sólo cuando se establece el contacto entre estos, o cada vez que ocurra un corto circuito. El alambre hace cortocircuito con la pieza de 20 a 200 veces por segundo, la representación esquemática de este tipo de transferencia se puede observar en la figura 3.25.

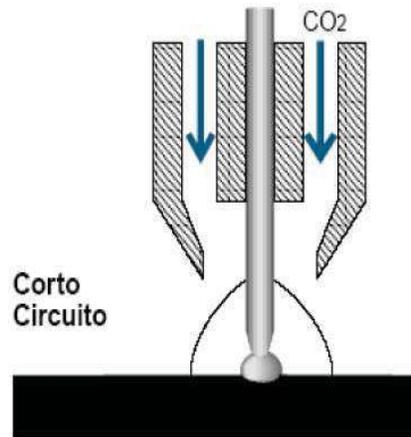


Figura 3.25. Transferencia por corto circuito ^[26].

3.11.3 Ventajas y desventajas del proceso MIG.

Al igual que el proceso de soldadura GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), GMAW es muy limpio al utilizar un gas de protección inerte, la ventaja de GMAW sobre GTAW es la velocidad de depósito mucho mayor, lo que permite soldar piezas más gruesas, a velocidades de soldadura superiores ^[22].

Resumiendo lo anterior, tenemos que dentro de las principales ventajas del proceso MIG, podemos encontrar:

1. No genera escoria.
2. Alta velocidad de deposición.
3. Alta eficiencia de deposición.
4. Fácil de usar.
5. Mínima salpicadura.
6. Aplicable a altos rangos de espesores.
7. Baja generación de humos.
8. Es económica.
9. La pistola y los cables de soldadura son ligeros haciendo más fácil su manipulación.
10. Es uno de los más versátiles entre todos los sistemas de soldadura.
11. Rapidez de deposición.
12. Alto rendimiento.
13. Posibilidad de automatización.

CAPITULO IV: DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se presenta de una forma esquemática la forma de preparación de las placas, las normas consultadas, el proceso de soldadura, la aplicación del campo magnético y caracterización del material.

4.1 Materiales

En el desarrollo del presente proyecto, se utilizaron dos aceros inoxidables austeníticos 316 y 316L, con un espesor de 6.35 mm y cuya composición química se muestra en la tabla 4.1, así como también la composición química del electrodo, el cual es un electrodo ER309, con un diámetro de 1.2mm, el gas de protección utilizado fue una mezcla de 98% argón y 2% oxígeno.

Tabla 4.1. Composición química de los aceros inoxidables 316 y 316L y del electrodo ER309 ^[30, 31].

COMPOSICION													
TIPO	C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni	Mo	Al	V	Ti	Fe
AISI 316 (%wt)	0.029	1.040	0.031	0.004	0.386	0.442	16.88	10.03	2.04	0.009	0.082	0.008	68.54
AISI 316L (%wt)	0.03	2	0.045	0.03	1.00	----	16-18	10-14	2-3				
ER309	0.03	1.5	0.04	0.03	0.95	0.75	23.5	13	0.75				

Las variables operativas utilizadas en el proceso de soldadura se muestran en la tabla 4.2 y 4.3 para ambos aceros, así como las intensidades de campo utilizadas para cada unión.

Tabla 4.2. Variables de soldadura para el acero 316.

No. Probeta	Voltaje (V)	Corriente (A)	Alimentación (cm/s)	Flujo (L/min)	Intensidad de Campo(mT)
1	28	235	18	35	-----
2	28	230	18	35	0.1
3	28	230	18	35	0.6
4	28	230	18	35	0.9

Tabla 4.3. Variables de soldadura para el acero 316L.

No. Probeta	Voltaje (V)	Corriente (A)	Alimentación (cm/s)	Flujo (L/min)	Intensidad de Campo(mT)
1	28.5	235	18	35	-----
2	28.5	230	18	35	*C/T ----
3	28.5	230	18	35	*C/T 0.8
4	28-30	170-220	18	35	1
5	28-30	170-220	18	35	6
6	29	210	18	35	12
7	28.5	210	18	35	24

* C/T – placa con tratamiento de solubilización.

4.2 Preparación de las placas para soldadura.

Por otra parte la figura 4.1 muestra la preparación en simple “V” utilizada para ambos aceros, realizando las soldaduras en una sola pasada, utilizando el proceso de soldadura MIG, con una fuente de poder de 350 amperios y un ciclo de trabajo del 60% a su máxima capacidad con un voltaje a circuito abierto de 40 voltios y un rango de voltaje de trabajo de 0 a 40 voltios.

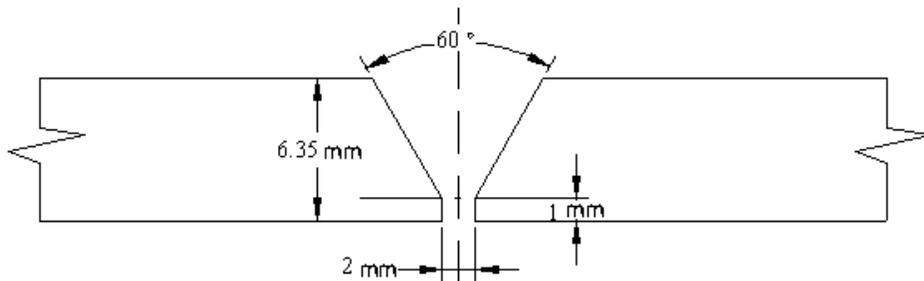


Figura 4.1: Diseño de la junta en simple “V”.

La unión soldada debe presentar propiedades mecánicas iguales o superiores al metal base y un funcionamiento adecuado durante el servicio, para ello debe existir penetración completa en la unión.

La soldadura de los aceros inoxidable presenta una limitante, ya que el metal fundido es menos fluido comparado con el acero al carbono, lo que puede producir una menor penetración. Para contrarrestar este efecto es necesario hacer una preparación adecuada. [32]

En la figura 4.2 se pueden observar los componentes de una junta preparada para soldar. Todos los códigos, estándares y especificaciones establecen las tolerancias específicas para estos componentes.

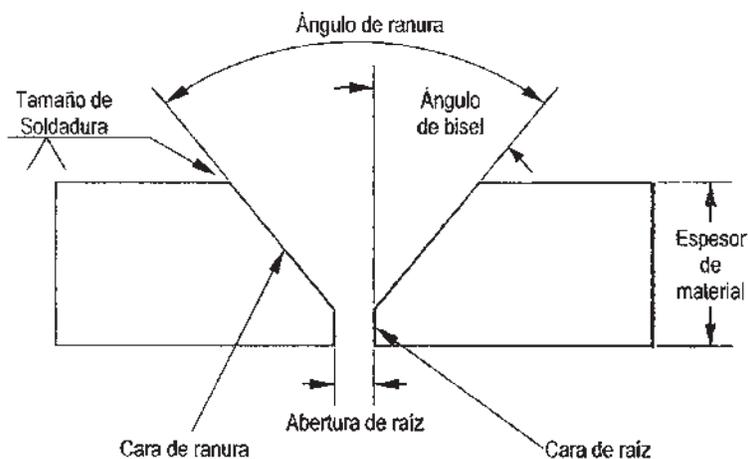


Figura 4.2. Nomenclatura de una ranura del tipo "V" sencilla. [32]

Donde:

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

Ángulo del bisel: El ángulo formado entre la cara de ranura de un miembro que está siendo unido y un plano perpendicular a la superficie del miembro.

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

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

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

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

4.3 Soldadura de las placas.

Los cordones de soldadura se depositaron en forma automática, utilizando un brazo metálico, adaptado a un torno mecánico paralelo. Se realizaron varias uniones, dentro de las cuales se usaron diferentes intensidades de campo magnético y una placa en condiciones normales de soldadura, todas las uniones se realizaron como ya se mencionó anteriormente en una sola pasada.

4.4 Aplicación del campo magnético.

Para la aplicación del campo magnético axial al arco eléctrico, se utilizó una fuente de poder utilizada en el ensayo no destructivo de partículas magnéticas, con corriente alterna y corriente directa, con un rango de variación de 0 a 1200 amperios. La figura 4.3 muestra el modelo propuesto de la forma en que interactúan los dos campos magnéticos, el generado por la fuente externa y el generado por la corriente de soldadura.

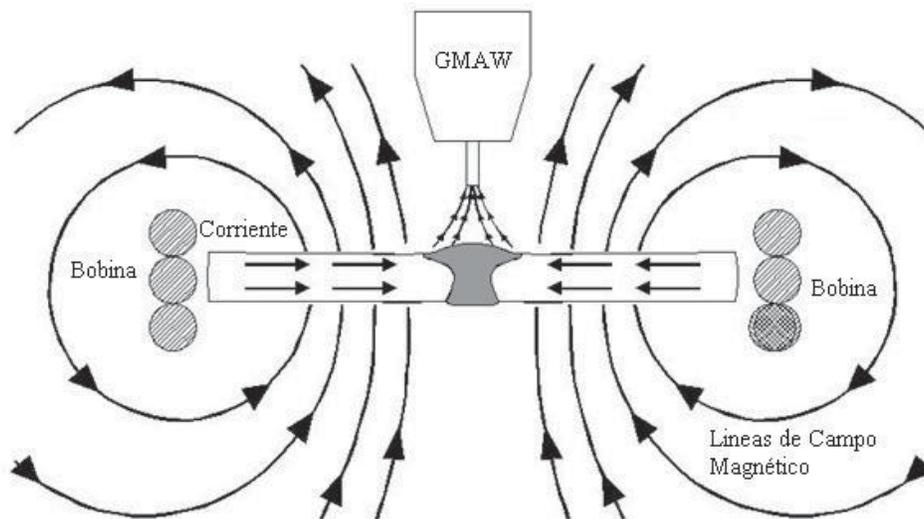


Figura 4.3. Representación esquemática de la aplicación del campo magnético y su interacción con el campo generado por la corriente (CD) del proceso de soldadura.

4.5 Tratamientos de solubilización.

Se llevó a cabo un tratamiento térmico de solubilización, con el único propósito de homogeneizar la composición química en el acero, eliminar impurezas y reducir el fenómeno de sensitización del material inducido por su pre-trabajado en frío durante su laminación, para después ser soldado y compararlo con el material tal como viene de fábrica, la figura 4.4 muestra el ciclo térmico de solubilizado.

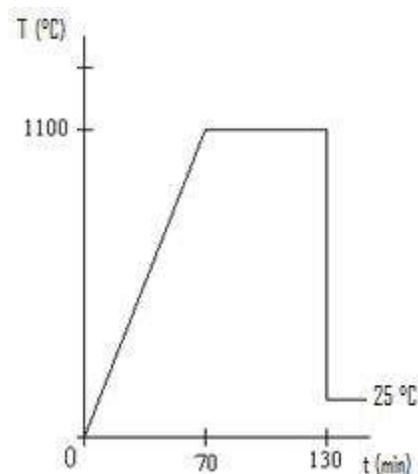


Figura 4.4. Ciclo del tratamiento de solubilización.

El material fue llevado a 1100°C en un tiempo de 70 minutos y mantenido a esa temperatura durante 60 minutos, para después retirar las placas y enfriarlas rápidamente en agua.

4.6 Caracterización del material.

Una vez depositados los cordones de soldadura se prosiguió a su caracterización metalográfica y mecánica, para lo cual se seccionó la soldadura en forma transversal, puliéndose con lija de carburo de silicio de diferente granulometría y finalmente con pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm , para darle un pulido fino a espejo y posteriormente revelar la microestructura, tanto del cordón de soldadura como de la zona afectada térmicamente y material base, utilizando una solución llamada agua regia, la cual es una mezcla de 45 ml de HCl, 15 mL de HNO₃ y 20 mL de alcohol ^[30].

La microestructura fue observada en un banco metalográfico marca Nikon con una capacidad de 50, 100, 200, 500 y 1000 magnificaciones.

4.7 Ensayos mecánicos.

Para los ensayos mecánicos de tensión e impacto, también se cortaron probetas del cordón en forma transversal, maquinándolas de acuerdo a la norma ASTM E8 y ASTM E-23 respectivamente, tal como se muestra en las figuras 4.5 y 4.6, así como la tabla 4.4, donde se muestran las dimensiones correspondientes.

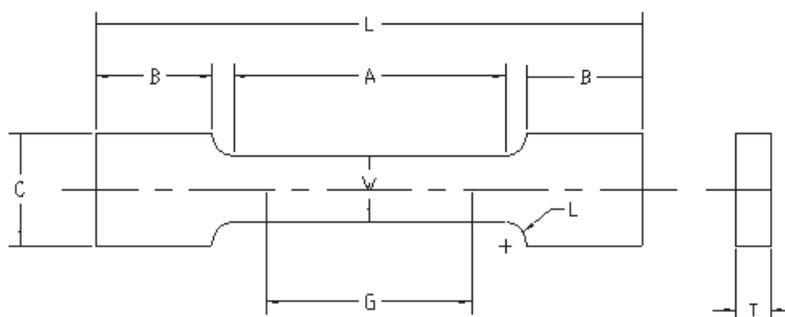


Figura 4.5: Esquema de la probeta de acuerdo a la norma de la ASTM E8.

Tabla 4.4. Norma E8 de la ASTM, para fabricación de probetas. ^[33]

NORMA E8 ASTM	Dimensiones		
	Muestras Normales		Muestras pequeñas
	Placa-Tipo, 1-1/2 in	Hoja-Tipo, 1/2 in	1/4 in
	in	in	in
G.- Longitud calibrada.	8.00 ± 0.01	2.000 ± 0.005	1.000 ± 0.003
W.- Ancho.	1- 1/2 + 1/8, - 1/4	0.005 ± 0.010	0.250 ± 0.005
T.- Grosor.	Grosor del material		
R.- Radio del filete, mínimo.	1	1/2	1/4
L.- Longitud total.	18	8	4
A.- Longitud de la sección reducida, mínimo.	9	2 1/4	1 1/4
B.- Longitud de la sección del apretón.	3	2	1 1/4
C.- Anchura de la sección del apretón, aproximada.	12	3/4	3/8

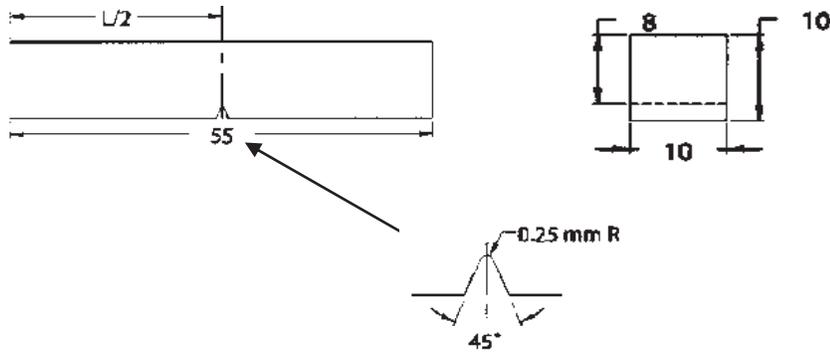


Figura 4.6. Elaboración de las probetas de acuerdo a la norma ASTM E-23. ^[34]

Debido a que el principal interés es el estudio de la zona afectada térmicamente, se optó por elaborar unas probetas rectangulares e inducir la fractura en dicha zona, tal como lo muestran las figuras 4.7 y 4.8, tanto para las probetas de tensión como para las probetas de impacto.

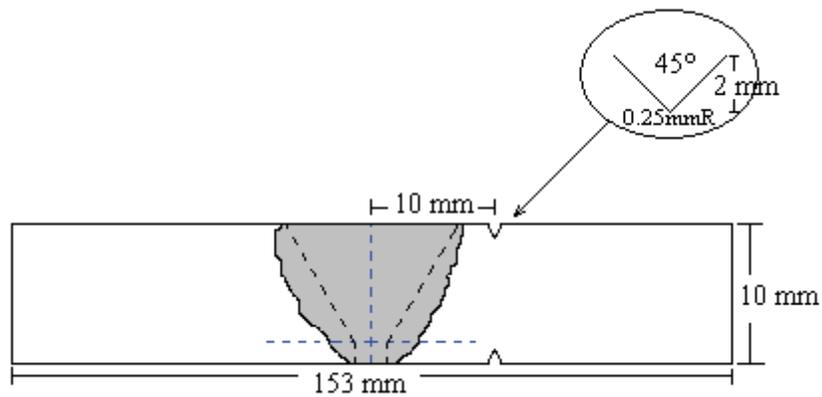


Figura 4.7. Diseño de las probetas de tensión induciendo la fractura en la ZAT.

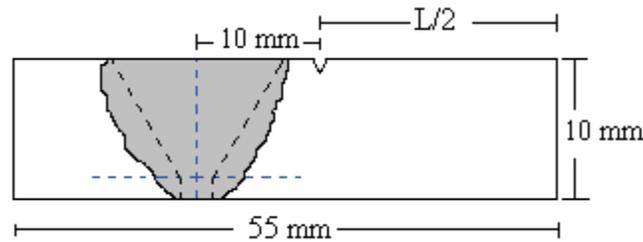


Figura 4.8: Diseño de las probetas de Impacto.

Las probetas de impacto fueron ensayadas en una máquina universal marca Shimadzu, la cual tiene una capacidad de 25000 Kgf, la escala utilizada fue de 5000Kgf, con una velocidad de desplazamiento de 6 mm/seg del cabezal, para los ensayos de microdureza se utilizó un microdurómetro Vickers y la carga que se utilizó fue de 100 grs.

4.8 Pruebas de corrosión.

Como ya se mencionó anteriormente, la principal característica de los aceros inoxidable, es su resistencia a la corrosión y como también es sabido que en la unión de estos aceros, el proceso de soldadura produce efectos debido a las altas temperaturas alcanzadas, a consecuencia del alto aporte térmico. El principal efecto es el fenómeno de sensitización en la zona afectada térmicamente, por lo tanto, se procedió a la elaboración de pruebas de corrosión, como lo fueron las curvas de polarización.

Para lo cual, se procedió a cortar una muestra de la zona afectada térmicamente, justo donde se está estudiando el problema de sensibilidad, a 10 mm del centro del cordón de soldadura, como se muestra en la figura 4.9.

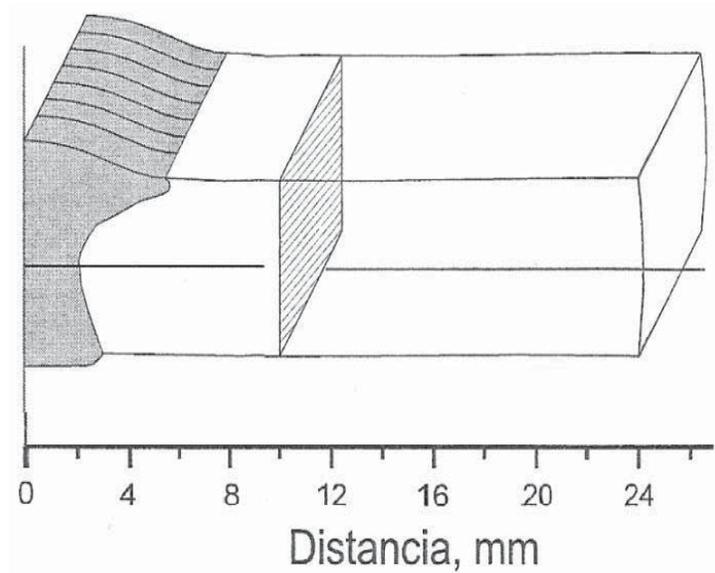


Figura 4.9: Muestra obtenida para ensayos de corrosión.

Las muestras fueron montadas en baquelita para después ser lijadas con papel de carburo de silicio de diferentes granulometrías y después con pasta de diamante de 3 μm .

Posteriormente se desarrolló el ensayo de corrosión en una solución conocida como agua de mar sintética, su composición de acuerdo a la norma ASTM-D1141, es la mostrada en la tabla 4.5. Las pruebas se realizaron con la ayuda de un potenciostato marca Gillac ACM Instruments.

Tabla 4.5. Composición del agua de mar sintética, norma ASTM.

Reactivo	g/L
NaCl	24.5
MgCl ₂	5.20
Na ₂ SO ₄	4.09
CaCl ₂	1.16
KCl	0.695
NaHCO ₃	0.201

Las condiciones para la prueba de las curvas de polarización, fueron las siguientes:

Velocidad de barrido = 60 mV/min

Potencial de inicio = -400mV

Electrodo de referencia= E.S.C. (Electrodo de calomel saturado) (+241mV)

Electrodo auxiliar= Grafito

Tiempo de estabilización de la celda = 120s

CAPITULO V: ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS.

En el presente capitulo se presentan los resultados obtenidos, así como su discusión correspondiente, de acuerdo a la revisión bibliográfica realizada, es decir comparando los resultados obtenidos en este proyecto de tesis, con algunos realizados en otras investigaciones y que fueron descritos en el capítulo correspondiente a la revisión bibliográfica.

5.1 Caracterización microestructural del material base y uniones soldadas.

En la figura 5.1, se muestra la microestructura del metal base de los aceros inoxidable austeníticos 316 y 316L.

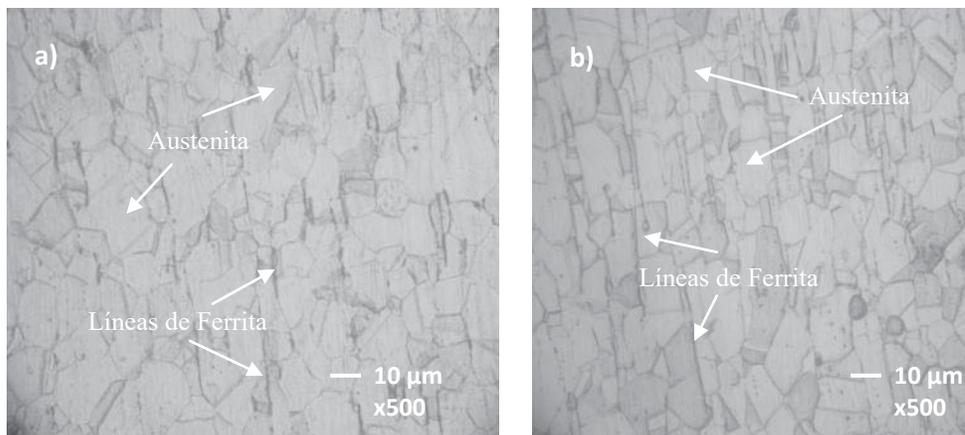


Figura 5.1. Micrografía del metal base de los aceros inoxidable austeníticos, a) 316 y b) 316L.

Las micrografías de los materiales base, presentan la microestructura típica de los aceros inoxidable austeníticos, la cual presenta una matriz de austenita, con presencia de ferrita α en un porcentaje de un 7% aproximadamente, esto fue calculado con ayuda de un software llamado SigmaScan Pro 5, por medio de contraste de áreas.

Por otra parte la figura 5.2, muestra los perfiles de los cordones de soldadura depositados, sin aplicación de campo magnético axial, la unión de las placas con tratamiento de solubilizado con y sin la aplicación de campo magnético axial, así como también se presentan los perfiles de las soldaduras con la aplicación del campo magnético axial de 1mT y 12 mT respectivamente.

Los perfiles de soldadura muestran diferencias en cuanto a su configuración, los dos perfiles obtenidos sin la aplicación del campo magnético axial, figuras 5.2a y 5.2b, en donde su configuración es más uniforme, en lo referente a la penetración y ancho del cordón de soldadura, mientras que el cordón de soldadura obtenido con la aplicación del campo magnético axial de 1 mT, figura 5.2c, presenta mayor ancho en la parte superior, con una desviación hacia la izquierda, esto debido a la acción del arco eléctrico, pero sin presentar problemas de fusión lateral y de penetración.

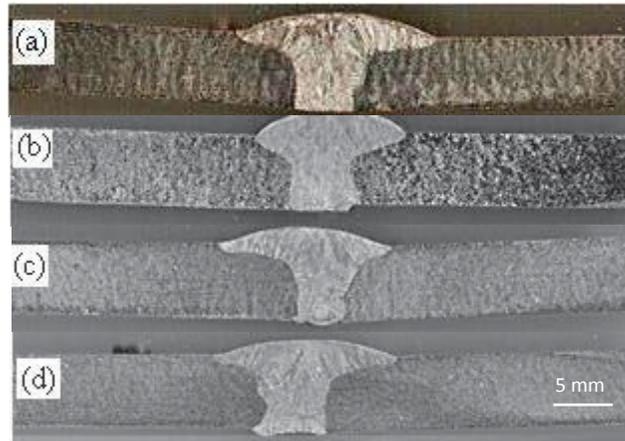


Figura 5.2. Perfiles de soldadura, (a) sin interacción electromagnética, (b) tratamiento de solubilización sin interacción electromagnética, (c) 1 mT y (d) 12 mT.

Finalmente el perfil de soldadura depositado con un campo magnético axial de 12 mT, figura 5.2d, presenta una apariencia más uniforme que el depositado con 1 mT, en cuanto al ancho superficial e interior, además con buena penetración y fusión lateral, esto debido al incremento en el aporte térmico debido a la intensidad de campo utilizada de 12mT. Por otro lado, en cuanto a las micrografías obtenidas en las interfases de los cordones de soldadura se puede deducir lo siguiente. La figura 5.3a muestra la interfase del cordón de soldadura depositado sin campo magnético axial, en la cual se observa un tipo de solidificación columnar dendrítica, típica de estos aceros y remarcada por la literatura, así como una zona afectada térmicamente sin mayores cambios en el tamaño de grano. ^[3]

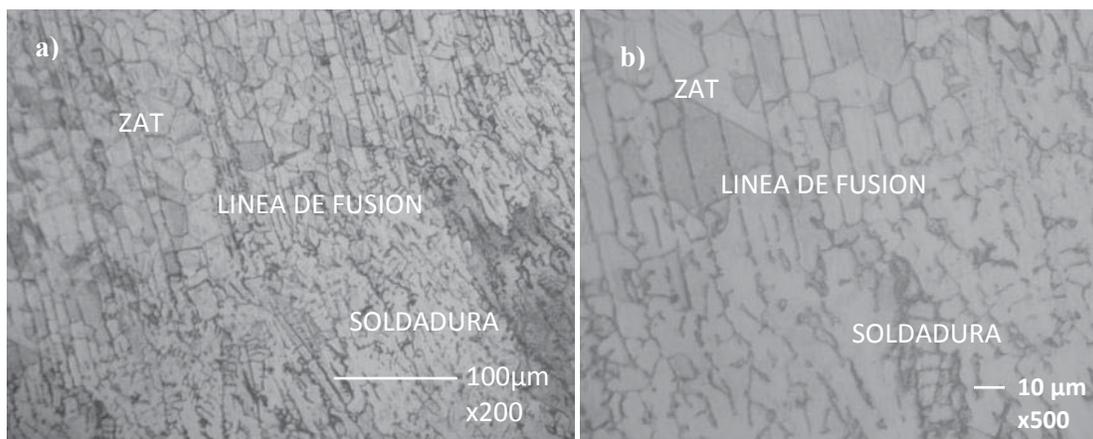


Figura 5.3. Micrografías de la interfase de la soldadura sin campo magnético axial, del acero 316L, a) línea de fusión 200x y b) línea de fusión 500x.

Sin embargo, en cuanto a problemas de corrosión intergranular o por picado en la zona afectada térmicamente si los presenta, debido a la precipitación de carburos de cromo, principalmente Cr_{23}C_6 como se analizará posteriormente.

En cuanto a la interfase del cordón de soldadura depositado sobre las placas que se solubilizaron y soldaron sin la aplicación del campo magnético axial, figura 5.4, se observa que la solidificación es también columnar dendrítica, pero más fina que en el caso de la soldadura del material base sin tratamiento de solubilizado antes de la soldadura, por otra parte la zona afectada térmicamente del cordón de las placas solubilizadas, muestran un tamaño de grano grande, comparado con el del material base de la figura 5.1, el cual creció durante el tratamiento de solubilizado previo a la soldadura y se mantuvo sin cambios durante la realización de la misma.

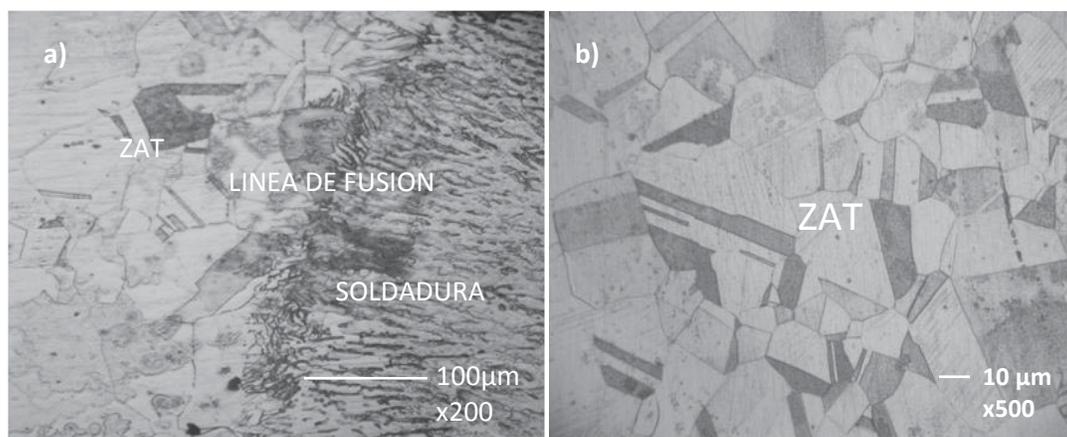


Figura 5.4. Micrografías de soldadura con tratamiento de solubilización y sin interacción electromagnética (acero inoxidable 316L), a) interfase de soldadura 200x y b) ZAT 500x.

La figura 5.5 muestra, el efecto de la aplicación del campo magnético axial al arco eléctrico, con una intensidad de 0.8mT en la soldadura del acero inoxidable con tratamiento de solubilizado previo a la soldadura, apreciándose el efecto de la interacción electromagnética, tanto en el cordón de soldadura, en donde la microestructura es refinada y ya no se presenta la solidificación columnar dendrítica, si no que ahora se presenta la solidificación celular dendrítica, debido a la agitación provocada por la resultante de la interacción de los dos campos magnéticos actuantes.

De igual modo el efecto de la resultante se refleja en la zona afectada térmicamente, puesto que la matriz de los granos presenta presencia de formación de subestructura, la cual no se presenta en la ZAT del material soldado sin aplicación de interacción electromagnética.

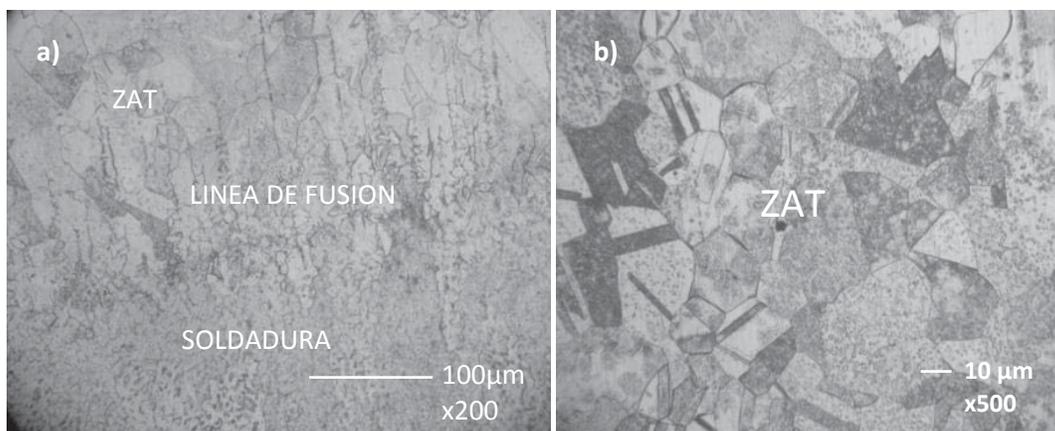


Figura 5.5. Micrografías de soldadura con tratamiento de solubilización y aplicación de interacción electromagnética de 0.8mT (acero inoxidable 316L), a) interfase de soldadura 200x y b) ZAT 500x.

Con la aplicación de intensidades mayores del campo magnético axial, en el acero inoxidable austenítico 316L, presenta diferencias en las interfases de los cordones de soldadura, en los cuales se ve claramente su efecto en la modificación del fenómeno de solidificación de la microestructura, tal como se observa en las figuras 5.6, 5.7, 5.8 y 5.9, respectivamente, las cuales muestran las microestructuras para las intensidades para campos magnéticos axiales de 1, 6, 12 y 24 mT respectivamente, aplicados durante el proceso de soldadura.

En la figura 5.6, se observa un tipo solidificación columnar y un tamaño de grano más grande en la soldadura, comparado con la figura 5.5, en la cual se presenta otro tipo de solidificación, la cual presenta una estructura austenítica con ferrita presente en los bordes de las dendritas, esto de acuerdo a la bibliografía consultada anteriormente [3].

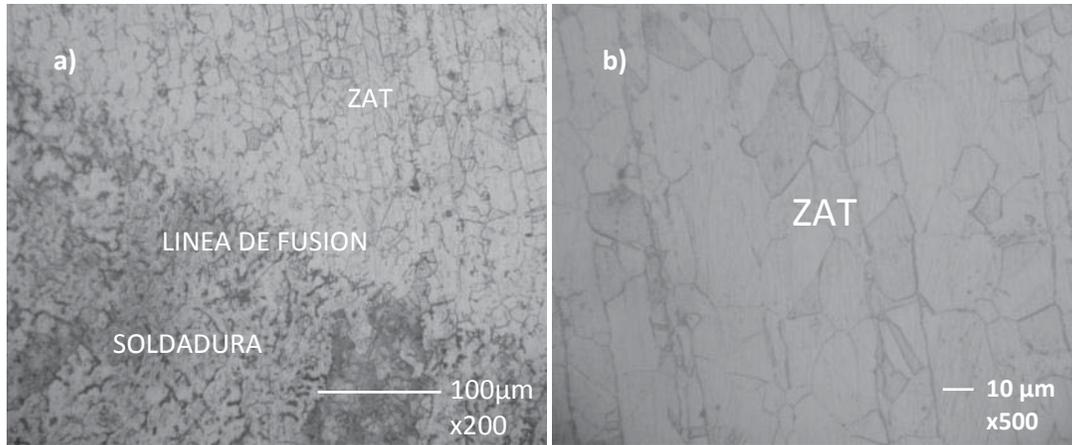


Figura 5.6. Micrografías de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 1mT (acero inoxidable 316L), a) interfase de soldadura 200x y b) ZAT 500x.

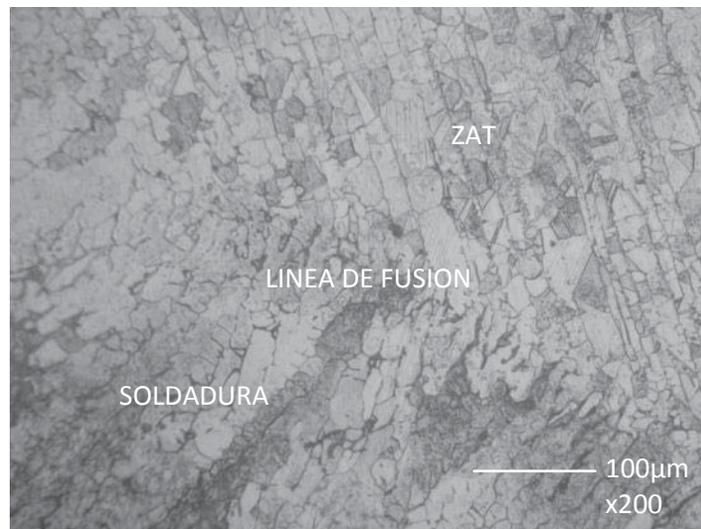


Figura 5.7. Micrografía de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 6mT (acero inoxidable 316L).

La figura 5.8, vuelve a presentar en la soldadura, una microestructura austenítica con presencia de ferrita en los bordes de grano, mientras que en la zona afectada térmicamente presenta granos austeníticos y la ferrita presente se encuentra en forma de listones, una manera semejante ocurre en la figura 5.9, en las cuales no se puede observar la presencia de maclas o formación de precipitados, por lo que se puede decir que por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido no se reúne aun suficiente información para poder comprobar la hipótesis propuesta al inicio del presente trabajo de tesis.

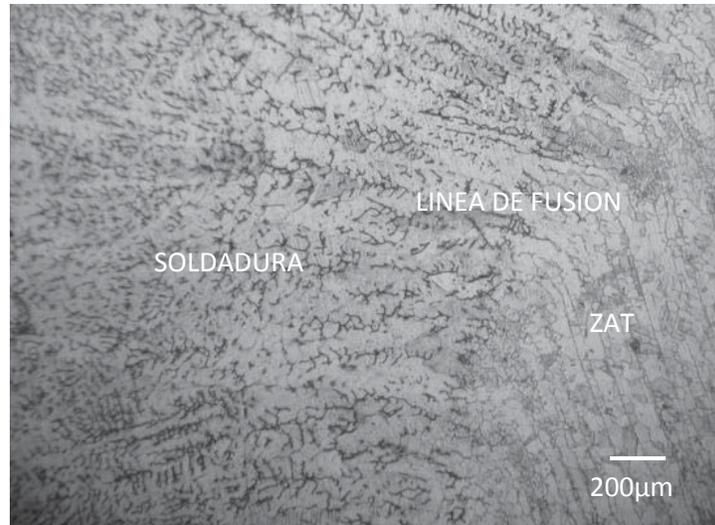


Figura 5.8. Micrografía de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 12mT (acero inoxidable 316L).



Figura 5.9. Micrografía de soldadura con aplicación de interacción electromagnética de 24mT (acero inoxidable 316L).

5.2 Resultados de los ensayos de microdureza

Los perfiles de microdureza realizados a los cordones de soldadura 316 y 316L, se muestran en las figuras 5.10 y 5.11, respectivamente, en donde se aprecia que para el acero 316, con una aplicación de 0.9 mT presenta un leve mejoramiento de la microdureza respecto de los demás y de igual forma en el acero 316L, el mejoramiento de la microdureza se obtuvo con la aplicación del campo magnético axial de 1 mT, lo que significa que cuando la interacción de los dos campos magnéticos perpendiculares entre sí, el generado por la corriente de soldadura y el axial al arco eléctrico, son muy similares, su resultante propicia una mayor vibración en la estructura cristalina de la zona afectada térmicamente, dando una mejor distribución de carbono, a pesar del efecto que propicia el molibdeno en estos aceros, es decir el molibdeno tiende a atrapar el carbono y no dejarlo difundir libremente [2], lo cual se puede ver reflejado en los ensayos de corrosión que posteriormente serán analizados en este capítulo.

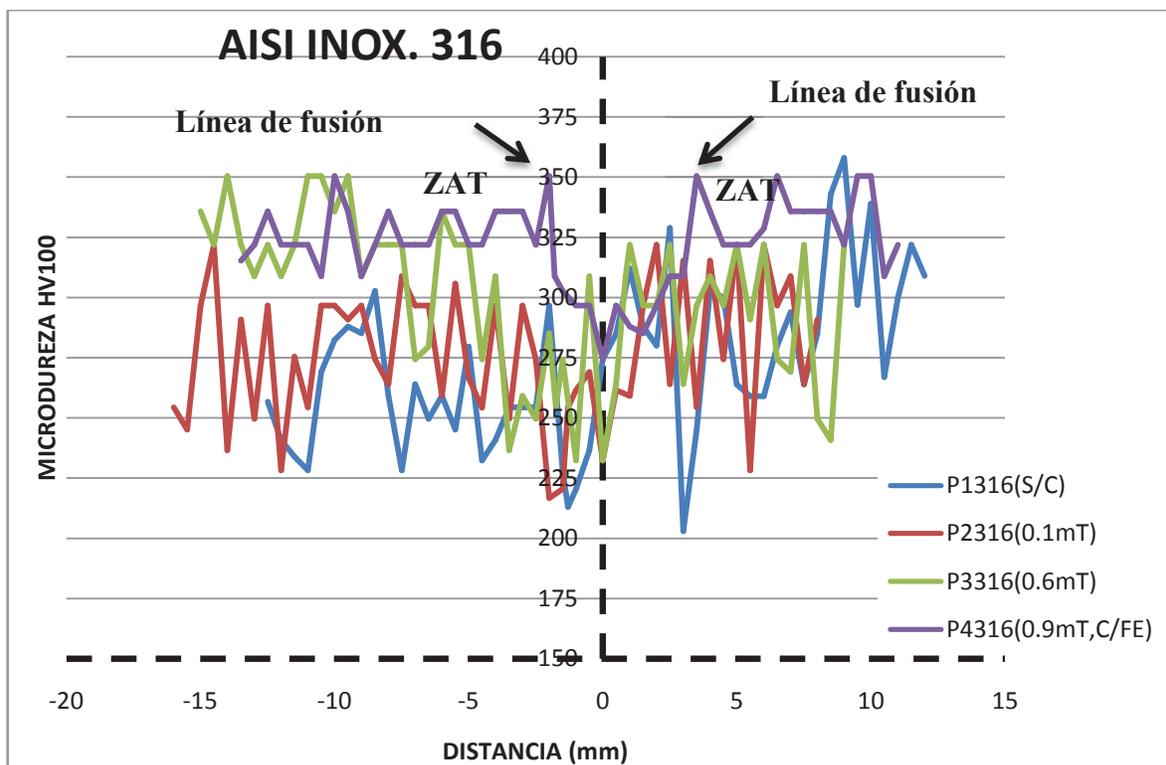


Figura 5.10. Perfiles de microdureza Vickers en el acero AISI 316.

Con estos perfiles de microdureza, se comprueba que se obtienen valores semejantes a los obtenidos en otros trabajos realizados previamente, tesis presentadas [29] y algunas otras que actualmente están siendo desarrolladas, obteniéndose que estos aceros son afectados cuando se les aplica una interacción electromagnética entre dos campos magnéticos de baja intensidad, de esto se llega a la conclusión que dicho fenómeno no se ha reportado, debido a que los investigadores que han utilizado la agitación electromagnética, para refinar la microestructura del cordón de soldadura, han utilizado intensidades mayores a las utilizadas en este proyecto, tal es el caso de Malinowski-Brodnicka y colaboradores^[6] o de Jaramillo y colaboradores^[10], los cuales utilizan intensidades de campo de hasta 30 mT.

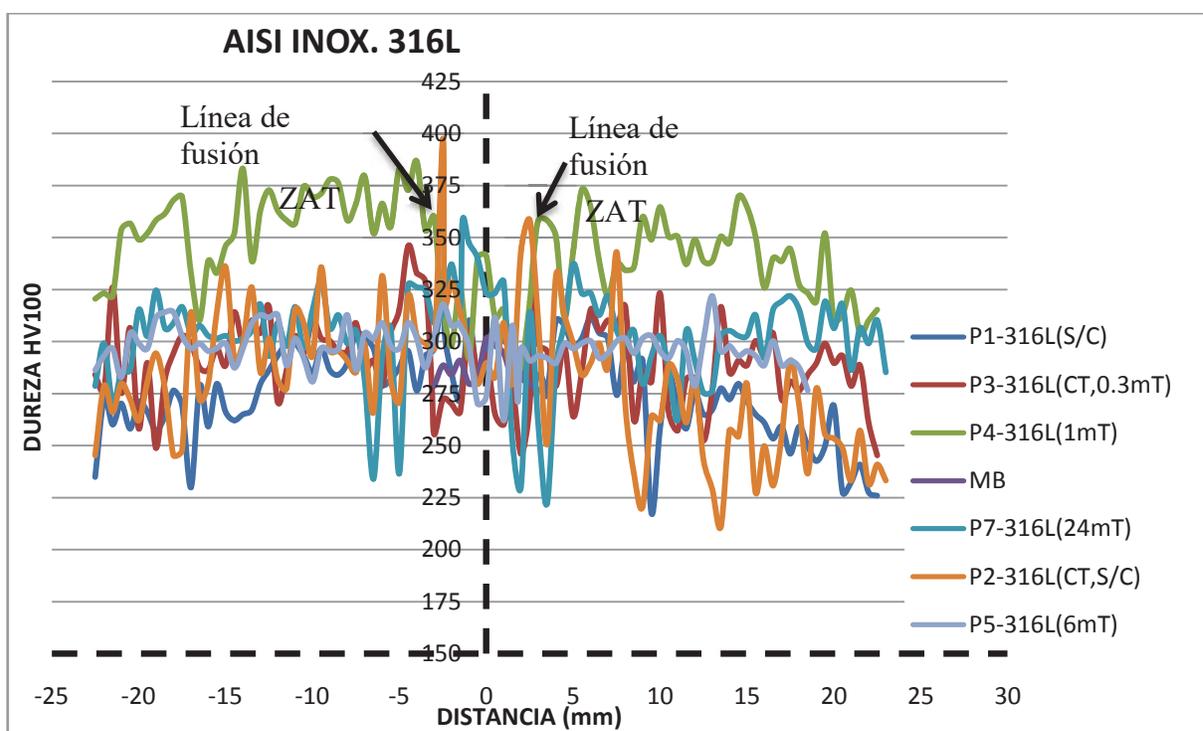


Figura 5.11. Perfiles de microdureza Vickers en el acero AISI 316L.

5.3 Resultados de ensayos de tensión.

Como se menciona en el capítulo anterior, la fractura en las probetas de tensión fue inducida mediante una muesca de 2mm de profundidad y a una distancia de 10 mm del centro del cordón de soldadura, esto se realizó para todas las probetas, con el fin de que todas las probetas fueran uniformes, tanto en dimensiones, como en la forma, la fractura se indujo en esta zona, debido a que en particular para este proyecto de investigación es la zona que se está estudiando, de otra manera las probetas hubieran fallado en la soldadura, debido a que es la parte más susceptible a fallar en una unión.

La figura 5.12 muestra los resultados obtenidos para el acero 316L, en los ensayos de tensión, dichos resultados muestran concordancia con los obtenidos en los ensayos de microdureza, es decir la grafica de la muestra que refleja una mayor microdureza, también arroja una mayor resistencia a la tensión, para un campo magnético axial aplicado de 1 mT, obteniéndose un incremento del 16% en cuanto a microdureza y del 5% respecto a la tensión del material soldado sin aplicación de campo magnético.

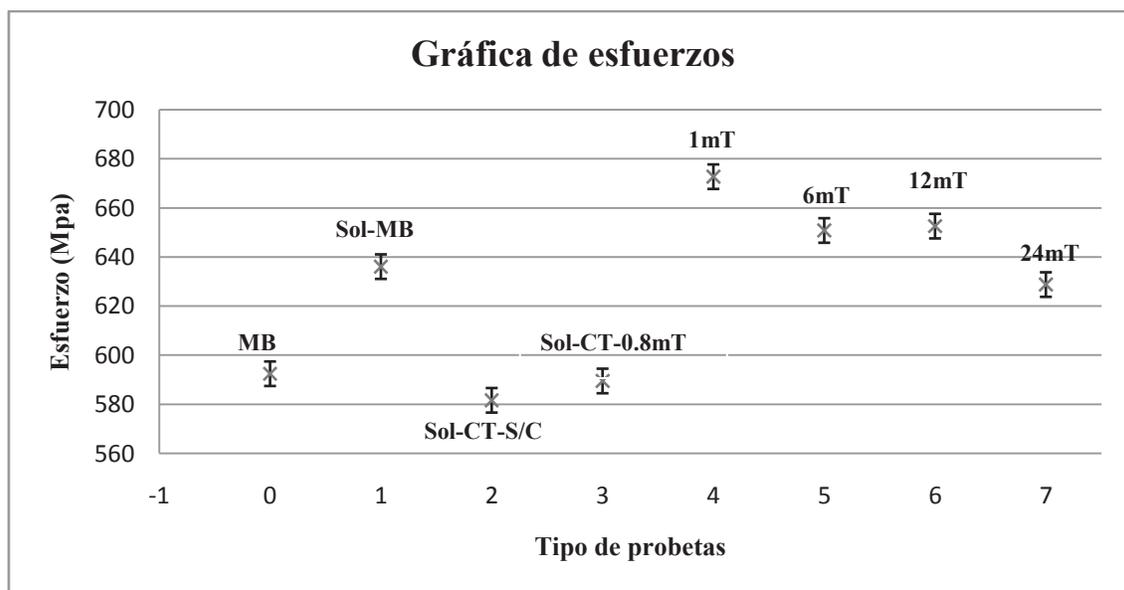


Figura 5.12. Grafica de esfuerzos para las condiciones de las probetas soldadas.

De la gráfica anterior:

MB- material base tal como fue adquirido.

Sol-MB – soldadura del material base, en condiciones normales de soldadura.

Sol-CT-S/C – soldadura del material con pre-tratamiento de solubilización, sin aplicación de campo magnético.

Sol-CT-0.8mT – soldadura del material con pre-tratamiento de solubilización y aplicación de 0.8mT.

5.4 Resultados de ensayos de impacto.

Por otra parte, la figura 5.13, muestra la grafica de los ensayos de impacto que se elaboraron, en la cual se observa aproximadamente un 15% de mejora en la tenacidad del material soldado con aplicación de campo magnético, comparado con el material en el que se soldó de una manera convencional sin aplicación de interacción electromagnética. Con respecto al que se obtuvo mayor tenacidad, el cual es el material con tratamiento de solubilizado, después soldado sin aplicación de campo magnético, tiene una tenacidad inferior del 24.3%, por otro lado, volviendo a la figura 5.12, se puede observar que los resultados son concordantes, a mayor tensión menor es la tenacidad y viceversa, sin embargo los resultados para la probeta soldada con aplicación de un campo magnético de 1mT, los resultados obtenidos, tanto de microdureza, tensión y tenacidad, están por arriba de los valores obtenidos para la probeta soldada de forma convencional, sin aplicación de interacción electromagnética.

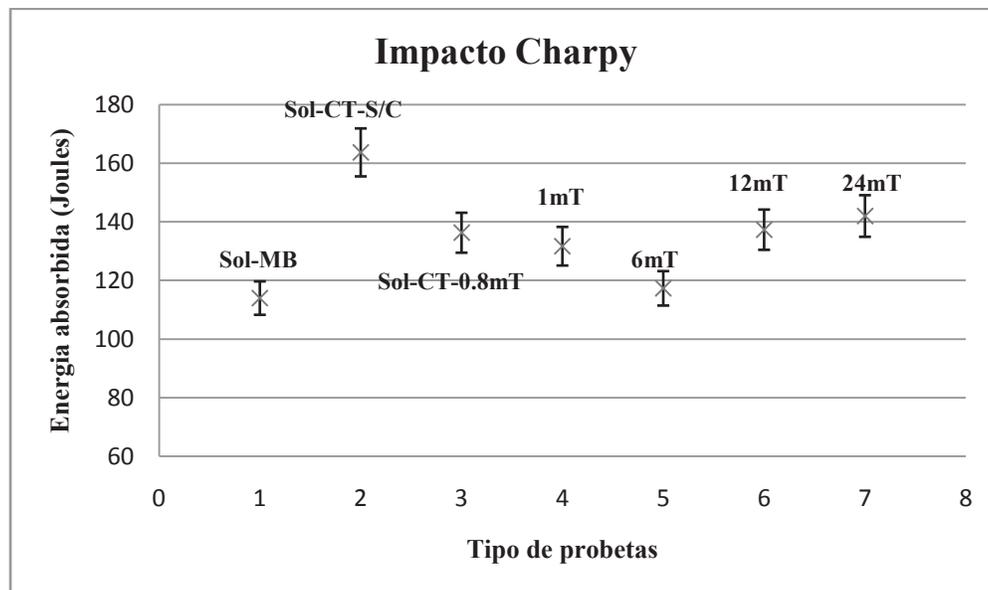


Figura 5.13. Grafica de impacto para las condiciones de las probetas soldadas.

5.5 Curvas de polarización.

La figura 5.14, muestra las curvas de polarización obtenidas de los ensayos de corrosión, para las probetas soldadas sin la interacción electromagnética, con tratamiento de solubilización y para la placa soldada con una interacción electromagnética de 1mT. Los ensayos se realizaron en la zona afectada térmicamente a 10 mm del centro del cordón de soldadura, al igual que las probetas de tensión.

Se observa, claramente que para el material soldado sin campo magnético, la capa pasivante es formada más rápido que para los otros dos casos, sin embargo a medida que se aumenta el potencial, la capa se rompe a un potencial aproximado de 50mV, mientras que la grafica de la placa soldada con aplicación de campo magnético, su capa pasivante tarda en formarse un poco más, pero una vez formada esta resiste hasta un potencial de 300mV aproximadamente antes de romperse, esto puede ser debido a que los electrones de valencia del cromo, poseen mayor energía, con la cual la formación del óxido de cromo (Cr_2O_3), es más estable.

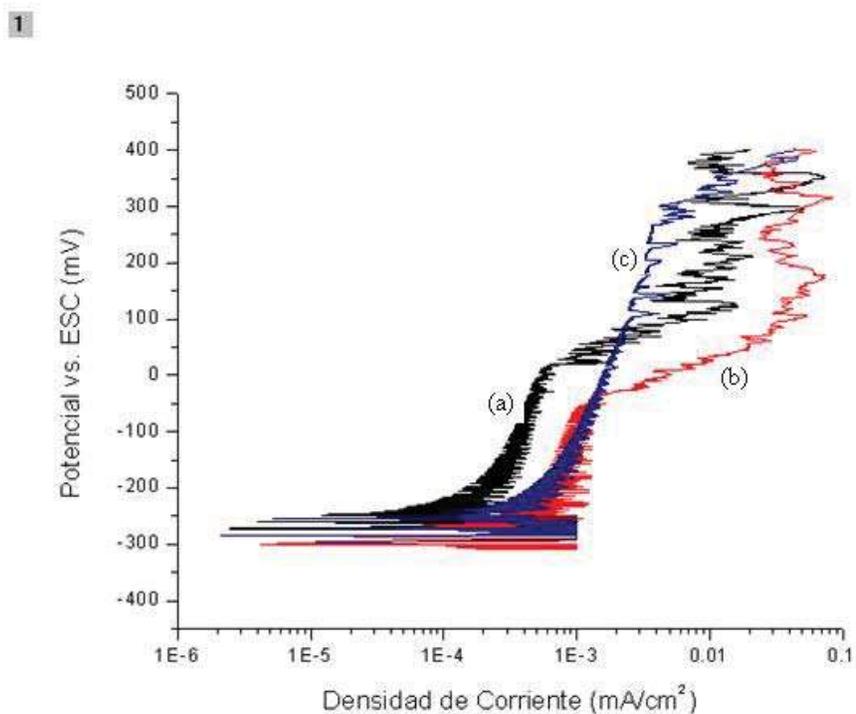


Figura 5.14. Curvas de polarización anódica para muestras del acero inoxidable 316L, (a) soldadura sin campo electromagnético, (b) tratamiento de solubilizado sin campo electromagnético y (c) 1mT.

De acuerdo a la gráfica anterior, se observa que la aplicación de una interacción electromagnética de baja intensidad, durante la soldadura, ayuda a mejorar la resistencia a la corrosión en los aceros inoxidable austeníticos, por lo que un acero soldado con la aplicación de una interacción electromagnética de baja intensidad, resistirá más en entornos con potenciales de corrosión más elevados que un acero soldado de manera convencional, también se aprecia que la capa pasiva es más estable en el material con la aplicación del campo magnético axial, respecto al material donde no se aplica campo magnético, se observa una inestabilidad y estabilidad alternada, debido a la oscilación de la gráfica en la zona pasiva.

Las figuras 5.15, 5.16 y 5.17 muestran las microfotografías de la forma en que el material fue atacado, mediante las pruebas de corrosión, estas fueron obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido. En ellas se observa cómo se fueron rompiendo las capas pasivas del material, las cuales son más notorias en la pieza donde se aplicó una intensidad de 1mT y la del metal base, mas sin embargo, no arrojan información que pudiera ser útil para identificar a simple vista cual de los materiales es más resistente a la corrosión.

Sin embargo, como se mencionó anteriormente, de acuerdo a las curvas de polarización realizadas, se concluyó que la muestra donde se aplicó una intensidad de 1mT, la capa pasiva era más resistente, soportando potenciales aproximadamente de 300mV antes de romperse.

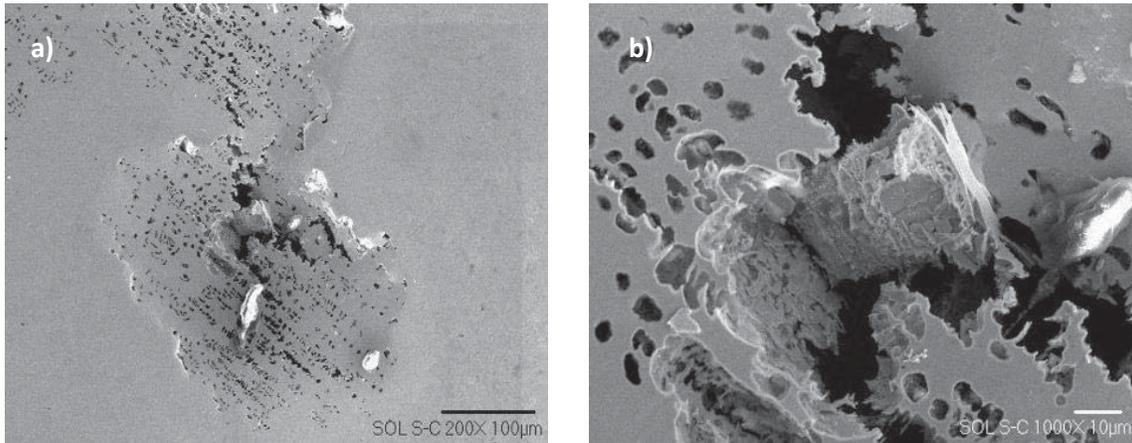


Figura 5.15. Micrografía de la soldadura sin campo electromagnético, después del ensayo de corrosión, a) 200x y b) 1000x

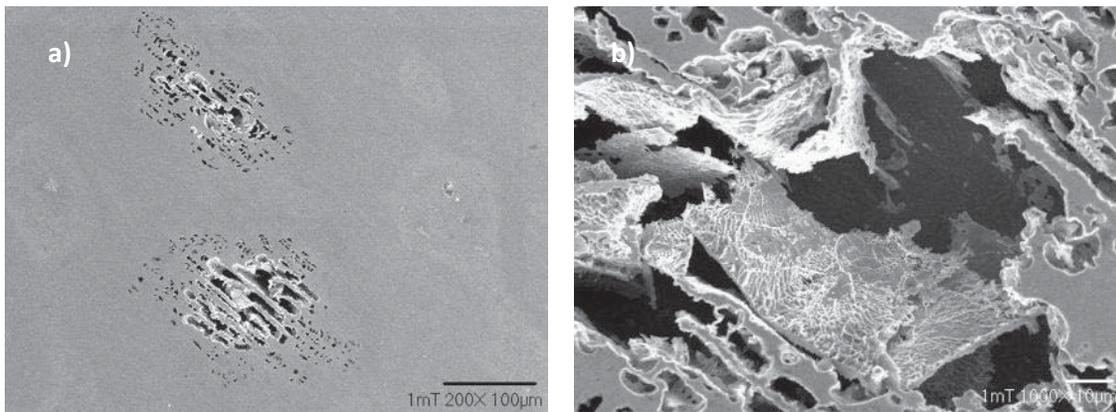


Figura 5.16. Micrografía de la soldadura con aplicación de 1mT, después del ensayo de corrosión, a) 200x y b) 1000x.

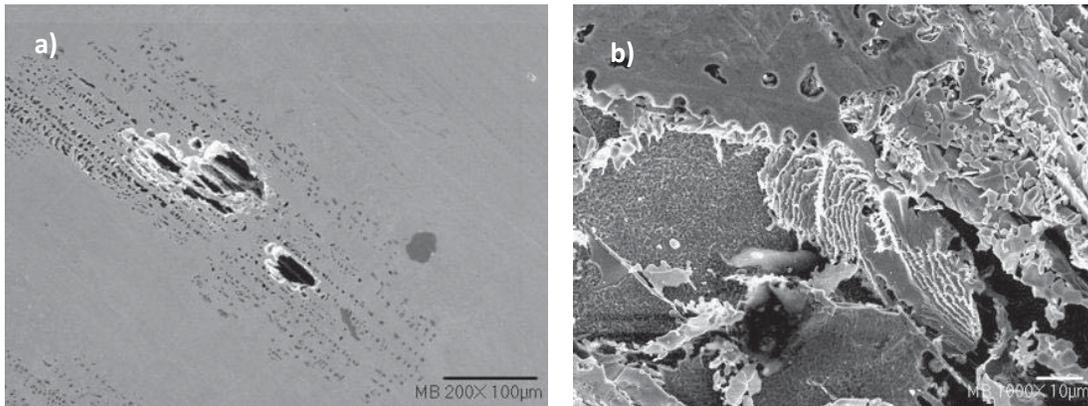


Figura 5.17. Micrografía del metal base, después del ensayo de corrosión, a) 200x y b) 1000x.

Otra observación que se puede hacer respecto a las micrografías de las figuras 5.15, 5.16 y 5.17, es que las micrografías a bajas magnificaciones presentan un panorama más amplio, donde se puede observar una mayor cantidad de picaduras en los materiales donde no se aplicaron intensidades de campo durante el proceso de soldadura.

CAPITULO VI: CONCLUSIONES

En el presente capitulo se enlistan las conclusiones finales a las cuales se llego, de acuerdo con los resultados obtenidos y la discusión de los mismos.

De acuerdo a los resultados obtenidos en el presente trabajo, se pueden escribir las siguientes conclusiones.

1. En base al objetivo principal de comprobar si el acero inoxidable AISI 316 era afectado por la aplicación de una interacción electromagnética ha quedado demostrado, debido a que los resultados muestran que efectivamente este acero tiene una tendencia similar al acero inoxidable AISI 304, aunque en menor porcentaje.
2. Los resultados de los ensayos de microdureza, presentan que existe un incremento en la microdureza del 16%, en la zona afectada térmicamente, cuando se aplica una interacción electromagnética de baja intensidad (1mT).
3. El acero de grado austenítico 316L presenta una mejora en la resistencia a la corrosión en agua de mar, al aplicarle una interacción electromagnética, durante el proceso de soldadura, manteniendo la zona pasiva a potenciales de 300mV, lo que significa un beneficio excelente para su aplicación.
4. Respecto a los ensayos de tensión, su incremento en la resistencia, es de un 5%, lo que equivale a 37MPa aproximadamente para este acero (316L), y si a esto se le suma el mejoramiento de su resistencia al picado en agua de mar, podemos decir que las mejoras en el acero son positivas.
5. En cuanto a los ensayos de impacto, los resultados obtenidos, también resultan interesantes, ya que si se compara la tenacidad del material soldado en forma convencional, con el soldado aplicando una intensidad de campo magnético de 1mT, los valores también están por arriba, aproximadamente en un 15%, por lo que podemos decir, que un procedimiento de soldadura para aceros inoxidables austeníticos, aplicando intensidades bajas de campo magnético (para el caso particular del acero 316L intensidades de 1mT), resulta atractivo, debido a que las

propiedades mecánicas de dureza, tensión y tenacidad, así como la resistencia a la corrosión se ven favorecidas.

6. Debido a lo anterior y de acuerdo a resultados de otros trabajos de investigación que se están desarrollando actualmente, se puede concluir finalmente que los aceros inoxidables austeníticos son afectados al aplicar durante la soldadura una interacción electromagnética de baja intensidad.
7. En cuanto a la hipótesis planteada al inicio del presente trabajo de tesis, no queda comprobada completamente, esto debido a que la información obtenida por medio de MO y MEB no arroja información que aclare el mecanismo que está generando un incremento en las propiedades mecánicas de dureza y tensión, así como de la tenacidad y de la mejora en la resistencia a la corrosión, sin embargo por medio de los ensayos mecánicos se observa que estas propiedades si se ven favorecidas.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Ing. Sergio G. Laufgangg, Aceros inoxidable, Termo Soldex S.A. 2003. pp. 1-40
- [2] R. Colombier and J. Hochmann, aceros inoxidable y aceros refractarios, Ediciones URMO, 1968. p.p.19-22.
- [3] John C. Lippold – Damian J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels. P 202-203
- [4] H. Kokawa, Weld decay-resistant austenitic stainless steel by grain boundary engineering, Journal of materials science 40 (2005), Japan. p. 927-932
- [5] Arrest of weld-decay in 304 austenitic stainless steel by twin-induced grain boundary engineering, H. Kokawa *, M. Shimada, M. Michiuchi, Z.J. Wang, Y.S. Sato, Jul-2007
- [6] S.K. Mannan, R.K. Dayal, M. Vijayalakshmi and N. Parvathavarthini Influence of deformation on sensitization kinetics and its microstructural correlation in a nuclear grade 316 stainless steels, , Journal of Nuclear Materials, p. 1-7.
- [7] R. Kaul, N. Parvathavarthini, P.Ganesh, s.v. Mulki, A novel preweld laser surface treatment for enhanced intergranular corrosion resistance of austenitic stainless steel weldments, Welding Journal, December 2009, p. 233s-242s
- [8] M. Malinowski-Brodnicka, G. den Ouden and W. J. P. Vink, Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel, Welding Journal, February 1990, p.p. 52-s a 59-s.
- [9] J. C. Villafuerte and H. W. Kerr, Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds, , Welding Journal, January 1990, p. 1-s-13-s.
- [10] T. Campanella, C. Charbon and M. Rapaz, Grain refinement induced by electromagnetic stirring: A dendrite fragmentation criterion, Metallurgical and Materials Transactions, Volume 35A, Oct 2004. p.3201-3210
- [11] Marian Murgas, Alexander S. Chaus, Anton Pokusa and Marcela Pokusová, The electroslag remelting of high-speed steel using a magnetic field. ISIJ International, Vol. 40 (2000), No. 10, pp. 980-986.
- [12] R.A. Jaramillo S.S. Babu, G. M. Ludtka, R. A. Kisner, J. B. Wilgen, G. Mackiewicz-Ludtka, D. M. Nicholsan, S. M. Kelly, M. Muruganath, H. K. D. H. Bhadeshia, Effect of 30T magnetic field on transformation in a novel bainitic steel, Scripta Materialia 52, 2004. p. 461-466
- [13] T. T. Natajara, Nagy El-Kaddah, Finite element analysis of electromagnetic and fluid flow phenomena in rotary electromagnetic stirring of steel. Department of Metallurgical and Materials Engineering, Applied Mathematical Modelling 28 (2004), p. 47-61

[14] Peckner, D., and Bernstein, I.M 1977. Handbook of Stainless Steels, Mc Graw-Hill, New York.

[15] <http://es.wikipedia.org/wiki/Archivo:Corrosion.jpg>

[16] José R. Galvele, Departamento de Materiales, Comisión Nacional de Energía Atómica, Buenos Aires Argentina. P.3-5

[17] Azar P. Majidi and Michael A. Streicher, The double loop reactivation method for detecting sensitization in AISI 304 stainless steels, P.p. 584-593

[18] G.H. Aydogdu, M.K. Aydinol, Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behavior of AISI 316L type stainless steel, Science Direct, p.p. 3566-3583

[19] <http://fisicayquimicaenflash.es/campomagn/camagn05.htm>

[20] Ing. Yohnny Lázaro Onofre, Adaptación del proceso de soldadura MIG al proceso de soldadura por electrogas, junio 2007, p.p.24

[21] Ing. Arturo R. Castaño, año 2008. Propiedades magnéticas de la materia, apuntes de magnetismo.

[22] Sindo Kou, *Professor and Chair Department of Materials Science and Engineering University of Wisconsin*, Welding Metallurgy Second Edition, Wiley- Interscience, p.p. 19-22.

[23] R.A. Serway. Física tomo I. Primera edición en español, México, Interamericana, 1987, p.567, 596.

[24] Francis C. Moon-Cornell University, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. Superconducting Levitation, Applications to Bearings and Magnetic Transportation, P. 45-54

[25]http://cl.kalipedia.com/kalipediamedia/cienciasnaturales/media/200709/24/fisicayquimica/20070924klpcnafyq_251.Ges.SCO.png

[26] Ing. Héctor Salomón Bucio, Tesis “Estudio Del Comportamiento Mecánico Metalúrgico En La Unión Soldada Del Acero Inoxidable AISI 304 Realizado Con El Proceso Gmaw”. Septiembre del 2006

[27] http://www.elprisma.com/apuntes/ingenieria_industrial/soldaduramig. Apuntes enviados por: Arturo Bastías, Chile Ingeniería Ejecución Industrial Facultad de Ingeniería Universidad Tecnológica Metropolitana UTEM

[28] <http://es.wikipedia.org/wiki/>

[29] Ing. Salvador Estrella García, Influencia de tratamientos térmicos convencionales y con inducción electromagnética en la soldadura del acero inoxidable AISI 304, 2007.

[30] ASM Handbook, Volume 9, Metallography and Microstructures 2004, ASM International.

[31] Metaltest, INC. 1205 5ta. avenue south, Kent, Washington 9803

[32] Manual de Ultrasonido Industrial II, creado por SIEND S.A. de C.V

[33] Standard test methods for tension testing of metallic materials, Designation: E 8 –00, ASTM.

[34] Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials, E-23, Impacto Charpy, ASTM.