



UNIVERSIDAD MICHACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

**EFEECTO DEL CAMPO MAGNÉTICO PERPENDICULAR AL ARCO
ELÉCTRICO EN LA PENETRACIÓN DE LA SOLDADURA EN EL ACERO
AUSTENÍTICO 304 Y SU COMPORTAMIENTO ELECTROQUÍMICO EN LA
ZAT**

TESIS

**Para obtener el grado de:
MAESTRO EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

Presenta:

Ing. Rafael Cortés Rodríguez

Asesor:

Dr. en Ingeniería Rafael García Hernández

Morelia, Michoacán. Mayo del 2014

ÍNDICE.	
ÍNDICE DE FIGURAS	iii
ÍNDICE DE TABLAS.	vii
RESUMEN	viii
ABSTRACT.	ix
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.	1
1.1 Introducción.	1
1.2 Justificación.	2
1.3 Objetivos:	2
1.3.1 Objetivo general:	2
1.3.2 Objetivos particulares:	2
1.4 Hipótesis.	3
CAPÍTULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.	4
2.1 Revisión y discusión del estado del arte.	4
2.1.1 Precipitación de carburos de Cr.	4
2.1.2 Soluciones actuales al fenómeno de sensibilización.	6
2.1.3 Electromagnetismo.	9
2.1.4 Materiales magnéticos.	11
2.1.5 Principios de operación del proceso GMAW.	12
2.1.6 Aplicaciones de campos magnéticos en el proceso de soldadura.	13
CAPÍTULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	21
3.1 Equipos	21
3.2 Materiales	21
3.3 Metodología.	22
3.3.1 Caracterización mecánica y metalúrgica del acero inoxidable 304.	24

3.3.2	Preparación de las placas.	25
3.3.3	Soldadura de las placas.	26
3.4	Caracterización metalográfica y mecánica de las uniones soldadas.	29
3.4.1	Caracterización por microscopía óptica.	29
3.4.2	Ensayo mecánico de tensión.	29
3.4.3	Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB).	30
3.4.4	Ensayo de impacto.	31
3.4.5	Ensayo de microdureza.	31
3.4.6	Caracterización electroquímica de la ZAT .	32
CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.		33
4.1	Análisis y discusión de resultados.	33
4.1.1	Micrografías del material base.	33
4.1.2	Macrografías de los perfiles de soldadura.	33
4.1.3	Micrografías de las uniones soldadas.	37
4.1.4	Perfiles de microdureza	45
4.1.5	Ensayos de tensión.	47
4.1.6	Análisis de fracturas por MEB.	49
4.1.7	Ensayo de impacto.	54
4.1.8	Curvas de polarización potenciodinámica de doble ciclo. [27]	55
4.1.9	Resultados de la resistencia a la polarización en el agua de mar sintética.	69
5	CONCLUSIONES.	75
6	TRABAJO A FUTURO.	77
7	APÉNDICES.	78
7.1	Apéndice 1.	78
8	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	84

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO 2.

- Figura 2. 1.** Solenoide con anillo delgado dz que genera un campo dB en el punto P. 10
- Figura 2. 2.** Orientación preferencial en cristales de Zinc y Bismuto bajo un campo magnético. 20

CAPÍTULO 3

- Figura 3. 1.** Partícula con carga positiva que se mueve con una velocidad v , que pasa por una región donde hay campos magnéticos y eléctricos perpendiculares entre sí. 23
- Figura 3. 2.** Trayectoria helicoidal de partícula cargada. 24
- Figura 3. 3.** Preparación en simple V, unidades en mm. 25
- Figura 3. 4.** Preparación del arco eléctrico modificado, unidades en mm. 25
- Figura 3. 5.** Preparación en simple V en la parte superior, unidades en mm. 25
- Figura 3. 6.** Arreglos para la aplicación perpendicular y paralela del campo magnético. 28
- Figura 3. 7.** Probeta utilizada para la caracterización metalográfica (unidades en mm). 29
- Figura 3. 8.** Probeta de tensión bajo la norma ASTM E8M-04. 30
- Figura 3. 9.** Probeta para ensayo de impacto bajo norma ASTM E23-02A. 31
- Figura 3. 10.** Representación esquemática de la zona donde se midieron los perfiles de microdureza (unidades en mm). 32

CAPITULO 4

- Figura 4. 1.** Microestructura del acero inoxidable austenítico 304 (material base). 33
- Figura 4. 2.** Macrografía de la probeta 12. **Figura 4. 3.** Macrografía de la probeta 11. 35
- Figura 4. 4.** Macrografía de la probeta 1. **Figura 4. 5.** Macrografía de la probeta 2. 35
- Figura 4. 6.** Macrografía de la probeta 3. **Figura 4. 7.** Macrografía de la probeta 4. 35

Figura 4. 8. Microestructura de la ZAT de la soldadura realizada sin campo magnético a 200X y 500X.	37
Figura 4. 9. Microestructura del centro de la soldadura realizada sin campo magnético a 200X y 500X.	38
Figura 4. 10. Microestructura de la interfase de la soldadura realizada sin campo magnético a 200X y 500X.	38
Figura 4. 11. Microestructura de la ZAT de la probeta 1 a 200X y 500X.	39
Figura 4. 12. Microestructura del cordón de soldadura de la probeta 1 a 200X y 500X.	39
Figura 4. 13. Microestructura la interfase de soldadura de la probeta 1 a 200X y 500X.	40
Figura 4. 14. Microestructura de la ZAT de la probeta 12 a 200X y 500X.	41
Figura 4. 15. Microestructura del cordón de soldadura de la probeta 12 a 200X y 500X.	42
Figura 4. 16. Microestructura de la interfase de soldadura de la probeta 12 a 200X y 500X.	42
Figura 4. 17. Microestructura de la ZAT de la probeta 11 a 200X y 500X.	43
Figura 4. 18. Microestructura del centro del cordón de soldadura de la probeta 11 a 200X y 500X.	43
Figura 4. 19. Microestructura de la interfase de soldadura de la probeta 11 a 200X y 500X.	43
Figura 4. 20. Microestructura de la ZAT de la probeta con campo axial a 200X y 500X.	44
Figura 4. 21. Microestructura centro de la soldadura realizada con campo axial a 200X y 500X.	44
Figura 4. 22. Microestructura de la interfase de la soldadura realizada con campo axial a 200X y 500X.	45
Figura 4. 23. Perfiles de microdureza.	46
Figura 4. 24. Perfiles de microdureza.	47
Figura 4. 25. a) Material base, b) Probeta 1, c) Probeta 2, d) probeta 12.	48

Figura 4. 26. Probeta 2 a 100X.	Figura 4. 27. Probeta 11 a 100X.	50
Figura 4. 28. Probeta 12 a 100X.	Figura 4. 29. Probeta 2 a 500X.	50
Figura 4. 30. Probeta 11 a 500X.	Figura 4. 31. Probeta 12 a 500X.	51
Figura 4. 32. Probeta 2 a 4000X.	Figura 4. 33. Probeta 11 a 4000X.	51
Figura 4. 34. Probeta 12 a 4000X.		52
Figura 4. 35. Microanálisis de inclusiones de muestra 2.		53
Figura 4. 36. Microanálisis de inclusiones de muestra 11.		53
Figura 4. 37. Microanálisis de inclusiones de muestra 12.		54
Figura 4. 38. Curva de polarización potenciodinámica de doble ciclo del acero AISI 304.		55
Figura 4. 39.- Curva de polarización potenciodinámica de doble ciclo de las probetas 2, 11 y 12.		56
Figura 4. 40. Morfología de la superficie del MB después del ensayo electroquímico DLEPR.		58
Figura 4. 41. Espectro de los vestigios de las inclusiones no metálicas localizadas en el interior de las picaduras.		59
Figura 4. 42. Morfología del ataque electroquímico a-b) orilla de la probeta 2 y c-d) centro de la probeta 2.		60
Figura 4. 43. a) Forma de ataque de la superficie de la ZAT en el cordón de soldadura sin la aplicación de campo magnético y b) el mapeo de concentración de los elementos en la picadura.		61
Figura 4. 44. Intensidad de los picos del microanálisis realizado al carburo de vanadio encontrado en el centro de la picadura.		61
Figura 4. 45. Morfología de ataque de la ZAT del cordón de soldadura con aplicación de campo magnético opuesto paralelo del cordón de soldadura (continuación).		63
Figura 4. 46. Espectrograma del análisis químico realizado en la partícula de la figura 4.45.		63

Figura 4. 47. Morfología del ataque electroquímico realizado durante el trazado de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo en la ZAT de la soldadura de la muestra número 12.	64
Figura 4. 48. Espectrograma de los compuestos lineales encontrados en la morfología del ataque electroquímico en la superficie de la ZAT de la muestra 12.	65
Figura 4. 49. Curvas de resistencia a la polarización de la ZAT de las 3 condiciones realizadas en este proyecto, así como la del material base.	70
Figura 4. 50. Espectrograma de los componentes de la partícula encontrada en una de las pequeñas picaduras del material base.	70
Figura 4. 51. Morfología encontrada en la superficie de las probetas del material base, después del ensayo electroquímico de resistencia a la polarización en agua de mar sintética.	71
Figura 4. 52. Morfología del picado en la ZAT de la soldadura sin campo magnético.	72
Figura 4. 53. Morfología del picado de la ZAT de las probetas del cordón de soldadura de la muestra número 11.	73
Figura 4. 54. Morfología de las picaduras encontradas en la superficie de la ZAT del cordón de la soldadura de la muestra número 12.	74

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla I. Composición química del material base y su composición nominal máxima.	22
Tabla II. Variables operativas de soldadura para cada juego de placas.	28
Tabla III. Dimensiones (en mm) para las probetas para el ensayo de tensión.	30
Tabla IV. Resumen de defectos presentes en la soldadura.	36
Tabla V. Resultados de ensayos de tensión.	49
Tabla VI. Porcentajes en peso del microanálisis realizado a las inclusiones de las probetas 2, 11 y 12.	52
Tabla VII. Energía absorbida por las probetas en el ensayo de impacto.	54
Tabla VIII. Resultados obtenidos de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo.	57
Tabla IX. Porcentaje en peso de los elementos del compuesto de la figura 4.45 c-d.	64
Tabla X. Porcentajes en peso de los elementos encontrados en el compuesto formado en el interior de las líneas de ataque de la ZAT del codón de soldadura con campo magnético opuesto a la dirección del cordón de soldadura.	66
Tabla A- XI. Fuerzas presentes en las muestras debido al campo magnético.	83

RESUMEN

En el presente proyecto se realizó la soldadura de placas de acero inoxidable austenítico 304 en un espesor de 12.7 mm con diferentes configuraciones para la aplicación del campo magnético externo, con una intensidad constante de 3 ± 0.5 mT (medida mediante un gaussímetro portátil), así como una muestra de referencia soldada sin la presencia de un campo magnético externo. Inicialmente se proyectó utilizar tres preparaciones de unión, sin embargo, debido a problemas de llenado en la morfología de V simple, se decidió únicamente utilizar dos preparaciones (V simple en la parte superior y arco eléctrico indirecto invertido). Aunque la penetración total se logró en 4 muestras, la mejor morfología del cordón se logró con un campo magnético perpendicular aplicado en una sola dirección. Las otras 3 muestras, a pesar de tener una penetración total presentaron problemas de fusión lateral debido a la desviación del plasma y del material fundido, tal desviación fue ocasionada por la presencia de las fuerzas electromagnéticas en ejes diferentes al eje de proyección del material (eje X y Y). Lo anteriormente realizado no generó el cambio previsto en la microestructura y las consecuentes modificaciones a las propiedades mecánicas; lo único que se logró observar en el centro del cordón de soldadura obtenido fue que el campo magnético opuesto (muestra 12) presenta una distribución alotriomórfica de la ferrita. Sobre las propiedades mecánicas no se observó cambio significativo alguno para ninguna configuración de campo magnético perpendicular.

Finalmente, se observó un cambio importante en la resistencia a la corrosión de las probetas soldadas bajo un campo magnético perpendicular y opuesto (muestras 11 y 12). Tales muestras presentaban un ataque generalizado en la superficie, contrario al ataque localizado que se esperaba encontrar. Este cambio se atribuye a la influencia que tienen los campos magnéticos en la difusión del carbono (disminuyéndola) y el cromo (promoviéndola en distancias cortas).

Palabras clave:

Campo magnético perpendicular, resistencia a la corrosión, Caracterización electroquímica, Penetración de la soldadura.

ABSTRACT.

Welding of 12.7 mm thick austenitic steel plates was performed by using several configurations for the application of external magnetic field with 3 ± 0.5 mT. These welds were compared with a reference sample welded without the application of the magnetic field. It was planned to use three joint designs, however, because of filling and lack of fusion problems with single V-groove, it was decided to use only two preparations (single V-groove on top and modified indirect electric arc). Even when full penetration was achieved in 4 samples, the best weld bead morphology was obtained by applying perpendicular magnetic field in a single direction. The other three samples, despite having a total penetration presented lateral fusion problems owing to deviation of the plasma and the molten material, such deviation was caused by the presence of the electromagnetic forces along different axes (X and Y axes) to the axis in which material is projected (Z axis). Welding under the application of the external magnetic fields did not change the microstructure of the weld metal in a significant way, so that, mechanical properties did not change; the only thing that was able to observe at the center of the weld obtained using opposing magnetic fields (sample 12) was an allotriomorphic distribution of ferrite. Regarding the mechanical properties no significant change for any configuration of perpendicular magnetic field was observed.

Finally, a significant change was observed in the corrosion resistance of the test pieces welded under a perpendicular and opposite magnetic field (samples 11 and 12). These samples showed general attack on the surface, opposed to localized attack that was expected to find. This change is attributed to the influence of magnetic fields on the diffusion of carbon (decreasing it) and chromium (promoting it in short distances).

Keywords:

Magnetic field, corrosion resistance, Electrochemical characterization, welding penetration.

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.

1.1 Introducción.

Los aceros inoxidable austeníticos representan el mayor grupo de aceros inoxidable y son producidos en cantidades superiores a cualquier otra clase de estos materiales. Debido a sus propiedades mecánicas y su elevada resistencia a la corrosión son mayormente utilizadas en aplicaciones criogénicas y en atmósferas corrosivas. Uno de los principales procesos para la fabricación de estructuras y piezas metálicas es la soldadura, y los aceros inoxidable no son la excepción. Generalmente se considera que los aceros inoxidable austeníticos poseen buena soldabilidad si se toman ciertas precauciones durante el proceso de fabricación. La soldadura induce ciertas modificaciones en la microestructura de los aceros en la región conocida como zona afectada térmicamente (ZAT), tales cambios se consideran indeseables, ya que la capacidad anticorrosiva se ve deteriorada [1].

Actualmente existen diversos métodos para minimizar los problemas que se presentan al unir los aceros inoxidable austeníticos mediante la soldadura. Estas técnicas principalmente son tratamientos termo-mecánicos pre o post soldadura tal como recocido y deformado en frío [2], fusión parcial de la superficie mediante láser [3] y solubilizado [1]. Aunque estos procedimientos han demostrado ser eficaces requieren gran cantidad de tiempo y energía.

El objetivo principal de este trabajo fue lograr la soldadura de placas de 12.7 mm de espesor utilizando una sola pasada, con lo cual se reduce el aporte térmico durante la realización de la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, esperando como resultado la reducción del ancho de la zona afectada térmicamente y, como consecuencia, llevar al mínimo los problemas que presenta la microestructura en dicha zona, como lo es la precipitación de los carburos de cromo (Cr_{23}C_6 y M_7C_3). Para obtener lo anterior, se utilizó un concepto básico de la física clásica conocido como fuerza de Lorentz, la cual es ejercida sobre una partícula cargada eléctricamente, que se combinó con la selección de las variables operativas del proceso de soldadura que presentaron un resultado satisfactorio, aunque se presentaron algunos defectos en el cordón.

1.2 Justificación.

Debido a las modificaciones microestructurales que se presentan durante la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, (tales como agrietamiento en caliente, agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo, precipitación de carburos de cromo, ataque de cuchillo, fase sigma y chi [1]) se han desarrollado varias técnicas encaminadas a la solución de tales problemas. Recientemente se han realizado diversas investigaciones que tienen como finalidad desarrollar nuevos procedimientos para mitigar la precipitación de carburos que disminuyen el carácter anticorrosivo de los aceros inoxidable [2, 3]. La gran mayoría de estos trabajos se centran en tratamientos térmicos y mecánicos aplicados antes o después de la soldadura, y algunos de ellos en la utilización de campos magnéticos [4-6].

Se ha estudiado la interacción de los campos magnéticos con el material metálico fundido así como el efecto que tienen en la difusión del carbono, sin embargo, en estos últimos trabajos se han usado campos magnéticos relativamente elevados (1-30 T). No existe precedente alguno sobre la utilización de campos magnéticos de baja intensidad (mT) con la intención de mejorar la penetración del cordón de soldadura, sin embargo el efecto conocido como desviación del arco eléctrico o soplo magnético es ampliamente estudiado y se sabe que es provocado por campos magnéticos de baja intensidad inherentes al proceso de soldadura [7].

1.3 Objetivos:

1.3.1 Objetivo general:

Lograr la soldadura del acero inoxidable austenítico 304, con un espesor de 12.7 mm en una sola pasada con la aplicación de un campo magnético perpendicular al arco eléctrico así como utilizando las variables operativas de soldadura apropiadas.

1.3.2 Objetivos particulares:

1. Definir la configuración de campo magnético perpendicular más adecuada para mejorar la penetración del material.
2. Minimizar el ancho de la zona afectada térmicamente.
3. Conocer las variables operativas del proceso que en conjunto con la aplicación del campo magnético puedan incrementar la penetración de la soldadura.

4. Observar si existe una mejora en la resistencia a la corrosión en la ZAT.

1.4 Hipótesis.

De acuerdo a la Fuerza de Lorentz, una partícula eléctricamente cargada que incide sobre un campo electromagnético experimenta una fuerza magnética igual al producto de la carga y el producto vectorial entre la velocidad de la partícula y el campo magnético, así como una fuerza eléctrica igual al producto de la carga y el campo eléctrico, debido a este principio se supondrá que los iones positivos, electrones y material fundido serán impulsados con mayor velocidad e incrementarán la penetración de la soldadura. Con lo anterior se espera que una mejor penetración sea obtenida al realizar la soldadura bajo la acción de un campo magnético externo.

CAPÍTULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Revisión y discusión del estado del arte.

En esta sección se expondrán algunas investigaciones que tienen un carácter relevante en la solución a la problemática que presentan los aceros inoxidables al ser sometidos a un ciclo térmico como el proceso de soldadura.

2.1.1 Precipitación de carburos de Cr.

Aunque los aceros inoxidables se consideran que poseen buena soldabilidad, el proceso de soldadura puede producir modificaciones metalúrgicas que incrementan la susceptibilidad a la corrosión. A medida que la temperatura decrece, la solubilidad del carbono en la austenita también lo hace, dando como resultado la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$, dónde M representa la especie metálica y C el carbono [1].

La nucleación en los sólidos, tal como ocurre en los líquidos, es principalmente de tipo heterogénea. Los sitios preferenciales de precipitación son defectos tales como dislocaciones, bordes de grano, inclusiones, fallas de apilamiento y en general, todos aquellos que incrementen la energía libre del material. Si la creación de un núcleo o precipitado, da como resultado la disminución o destrucción de un defecto, una cantidad de energía libre G_d será liberada y por lo tanto reducirá o incluso eliminará la barrera de energía de activación [8]. Este proceso es representado por la siguiente ecuación:

$$\Delta G_{net} = -V(\Delta G_v - \Delta G_s) + A\gamma - \Delta G_d \dots \dots \dots (2.0)$$

Donde:

- ΔG_{net} Cambio de energía libre al precipitar un núcleo
- ΔG_v Cambio de energía del núcleo por unidad de volumen
- ΔG_s Cambio de energía por unidad de volumen debido a la distorsión de la matriz producida por el precipitado
- A Área superficial del núcleo

γ	Energía libre superficial por unidad de área
ΔG_d	Cambio de energía libre debido a la remoción de un defecto

Carburos $M_{23}C_6$

Poseen una estructura cristalina tipo cúbica centrada en las caras (fcc). Su parámetro de red incrementa con el contenido de Mo y decrece con el contenido de Fe. El contenido de Ni de este carburo es normalmente menor al 5% y su efecto en el parámetro de red no ha sido reportado. El historial térmico parece tener una gran influencia en la composición del carburo $M_{23}C_6$. De acuerdo con Goldschmidt [9], el carburo $M_{23}C_6$ teóricamente puede disolver un 35% de elementos metálicos. Philibert y colaboradores [10] han encontrado hasta un 45% (en peso) de Fe en el carburo en un acero de composición Fe-18% (en peso) Cr, 8% (en peso) Ni después de un corto tratamiento térmico a 750°C. Después de mantener la muestra por 24 horas a esta temperatura, el contenido de hierro disminuyó al 24% (en peso). Un comportamiento similar fue encontrado por Da Casa y colaboradores [11].

Los átomos de Mo y W pueden ocupar únicamente ciertas posiciones en la estructura del carburo. La presencia de nitrógeno en los aceros inoxidable austeníticos inhibe la precipitación de $M_{23}C_6$. Los sitios más favorables para la precipitación de los carburos $M_{23}C_6$ son los límites de grano, maclas coherentes e incoherentes y las dislocaciones dentro de los granos.

La tendencia del carburo $M_{23}C_6$ a precipitar intergranularmente depende fuertemente de la estructura del límite de grano. Los carburos suelen estar asociados a límites de grano con altos valores de Σ (donde Σ es la relación entre el área de la celda unitaria formada por sitios coincidentes de red y el área de la celda unitaria estándar) o grandes ángulos de desorientación ($\Delta\theta$) para sitios coincidentes de red (CSL por sus siglas en inglés) [12]. Además, las altas temperaturas de recocido de disolución pueden acelerar el inicio de la precipitación. La deformación en frío después del recocido de disolución y antes del envejecido también favorece la precipitación en el interior de los granos.

El $M_{23}C_6$ es normalmente el primer carburo en formarse en los aceros inoxidable austeníticos. Dependiendo del contenido de carbono, una significativa cantidad de carburos

se pueden formar después de algunos minutos entre 650 y 750 °C. Los carburos $M_{23}C_6$ son indeseables debido a que están asociados a la corrosión intergranular, ya que empobrecen el contenido de Cr de la matriz disminuyendo su capacidad anticorrosiva alrededor del carburo. Una técnica para evitar la presencia de carburos $M_{23}C_6$ es la adición de elementos estabilizadores como el Ti, Nb y V, ya que éstos poseen más afinidad por el carbono y forman carburos del tipo MC (M representa Ti, Nb y V) [13]. Sin embargo, la adición de estabilizadores no inhibe completamente la precipitación de los carburos tipo $M_{23}C_6$.

Carburos M_7C_3

Este tipo de carburos poseen una estructura cristalina pseudo hexagonal. Aunque se presentan en los sistemas Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni-C no encontrándose en los aceros inoxidable forjados de la serie 300 con un contenido nominal de carbono. Los carburos M_7C_3 sólo se encuentran en aceros inoxidable austeníticos con grandes relaciones C:Cr, por ejemplo en el proceso de cementación. Durante la cementación superficial del acero inoxidable AISI 316, la región cercana a la superficie del acero contiene predominantemente carburos M_7C_3 donde el contenido local de carbono era de cerca del 4 % (en peso) [14].

La relación de las fases $M_{23}C_6$ con M_7C_3 incrementa a medida que el contenido de carbono disminuye de la superficie al centro. Los carburos M_7C_3 son importantes en fundiciones de hierro con alto contenido de Cr que son usadas tradicionalmente en aplicaciones donde se requiere alta resistencia a la abrasión. Dichas fundiciones contienen 11 a 30 % (en peso) Cr y 1.8 a 3.6% (en peso) C, así como adiciones de Mo, Mn, Ni y Cu. En el transcurso la solidificación se forma un eutéctico de M_7C_3 y austenita. Durante el servicio en el rango de 750 a 1000 °C el M_7C_3 se transforma gradualmente en $M_{23}C_6$ que es más estable [15].

2.1.2 Soluciones actuales al fenómeno de sensibilización.

La corrosión intergranular de los aceros inoxidable austeníticos proviene de la precipitación intergranular de carburos ricos en cromo en el rango de temperatura de 500-800 °C. La precipitación intergranular viene acompañada por el desarrollo de una zona empobrecida en cromo adyacente a los límites de grano. Esta condición se define como “sensibilización” [16-18].

Durante la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, particularmente los de alto contenido de carbón, la ZAT se sensibiliza, lo cual afecta de forma adversa su resistencia contra la corrosión intergranular cuando se encuentran en servicio en ambientes susceptibles, tales como agua de mar y ácidos.

Debido a lo anteriormente descrito, se han desarrollado numerosas técnicas para evitar este fenómeno. Una propuesta de solución al problema de sensibilización es el trabajo de Kaul y colaboradores [3] quienes realizaron un tratamiento pre-soldadura utilizando un láser para fundir parcialmente la superficie de lo que se espera fuera la ZAT.

La fundición parcial de la superficie usando láser disuelve inclusiones y regiones de segregación, para homogenizar la superficie tratada, dando como resultado una marcada mejora en resistencia a la corrosión por picaduras. Investigaciones actuales han demostrado que la sensibilización depende fuertemente de la naturaleza del límite de grano [16, 19]; límites de grano de baja energía, tales como los límites del tipo *sitios coincidentes de red* (CSL), tienen una gran resistencia a la corrosión intergranular. Límites de grano con valores bajos de Σ también son resistentes a la corrosión intergranular. Igualmente se ha demostrado que el desarrollo de límites de grano muy aleatorios resulta en una mejora a la resistencia contra la sensibilización, la corrosión intergranular y el agrietado por corrosión bajo esfuerzo intergranular. El efecto benéfico de aumento de la fracción de límites de grano aleatorios fue demostrado mediante la medición de parámetros como: el grado de sensibilización (DOS por sus siglas en inglés), la corrosión bajo esfuerzo y el agrietado por corrosión.

Kaul y colaboradores [3] probaron que en aceros inoxidable austeníticos con bajo contenido de carbono el efecto de este tratamiento pre-soldadura no tenía una gran efectividad al suprimir la sensibilización, sin embargo, en aceros con contenidos de carbono elevados las mejoras eran notables. El porcentaje del grado de sensibilización en el metal base en condiciones de recocido era de 0.0003%, mientras que en las superficies de la ZAT que no recibió el tratamiento de fusión parcial, el porcentaje del grado de sensibilización para la parte superior e inferior era del 12.38 % y 42 %, respectivamente; en contraste, el grado de sensibilización en la superficie de la ZAT que recibió el tratamiento permaneció en un nivel considerablemente bajo de 0.03 %.

La mejora en la resistencia contra la sensibilización se atribuye al aumento significativo en la fracción de límites de grano tipo $\Sigma 1$ (de 0.536 en el metal base a 0.759 en la superficie tratada) debido a la fundición y resolidificación. Este tipo de granos con ángulos de desorientación bajos (0 a 15°) se caracterizan por su baja energía y propiedades de difusión lentas. Los límites de grano mencionados anteriormente, debido a su baja energía, son más resistentes a la nucleación de carburos de cromo.

Aunque el beneficio de aplicar el tratamiento es evidente, el autor [3] no menciona la aparición de una zona afectada térmicamente ocasionada por la fundición parcial del material, pues esto se logra con la utilización de un proceso láser que al ser de una elevada focalización, concentra de una mejor manera la energía.

Ya que la sensibilización depende fuertemente de la naturaleza cristalográfica y de la estructura atómica, y que los límites de grano de baja energía, tal como los CSL, tienen una alta resistencia a la corrosión intergranular, se ha desarrollado el concepto de límites de grano ingenieriles (GBE por sus siglas en inglés) [20, 21], que consiste en tratar de manipular características de los límites de grano para obtener ciertas propiedades benéficas.

Kokawa [2] realizó un experimento para tratar de producir límites de grano ingenieriles en un acero inoxidable austenítico 304 con el fin de obtener una alta resistencia a la corrosión intergranular que se presenta en la ZAT debido al proceso de soldadura.

En su experimento utilizó placas de acero inoxidable 304 y un proceso de soldadura TIG con una corriente de 300 A en modo DCEN a una velocidad de 4 cm/min sin material de aporte. Las placas fueron sometidas a un tratamiento térmico de solubilizado a 1050 °C por 0.5 h. El tratamiento termomecánico consistió en un laminado en frío seguido de un recocido. Los especímenes fueron recocidos a varias temperaturas desde 927 a 1327 °C y después fueron templados en agua fría. La tasa de reducción por laminado fue variada desde el 0 hasta el 60%. En el estudio los límites de grano con $\Sigma \leq 29$ fueron considerados como Σ CSL de baja energía. El material tratado y el material sin tratar fueron soldados y se examinó la ZAT; la corrosión fue evaluada por la técnica DLEPR (curvas potenciodinámicas de reactivación electroquímica de doble ciclo, por sus siglas en inglés) y la ZAT fue observada en un microscopio electrónico de barrido y de transmisión.

Este trabajo demostró que los límites más ordenados, es decir, con menores ángulos de desorientación, necesitan mayor tiempo para la precipitación de carburos y la subsecuente corrosión que los granos que se encuentran menos ordenados. Esta tendencia podría ser resultado de la mayor dificultad de nucleación y la baja tasa de crecimiento de los carburos causada por la baja energía del límite de grano. Todos los especímenes sometidos a tratamiento termomecánico mostraron tener una menor tasa de corrosión en comparación con las muestras que no recibieron el tratamiento. Kokawa [2] probó que una ligera deformación y un recocido a temperaturas relativamente bajas producen una excelente resistencia a la corrosión intergranular debido a la optimización de la distribución de los tipos de límites de grano.

La distribución óptima de frecuencia de CSL, es decir la que dio mejores resultados, fue lograda al tener un laminado con tasa de reducción del 5%; el efecto de la temperatura y el tiempo fueron variados en el tratamiento para la anterior tasa de reducción, encontrándose como valor óptimo una temperatura de 1027 °C; temperaturas de 1127 °C o superiores no mostraron una mejora notable comparada con la lograda a 1027 °C.

El tratamiento termomecánico redujo la susceptibilidad a la corrosión intergranular debido al aumento de la frecuencia de los límites CSL. Los segmentos de baja energía en la red de límites de grano producen una cadena discontinua de zonas empobrecidas en cromo y detienen la filtración de corrosión desde la superficie.

2.1.3 Electromagnetismo.

La relación que existe entre una corriente y el campo magnético que esta produce en el espacio circundante se conoce como ley de Biot-Savart y se expresa de la siguiente manera:

$$d\vec{B} = \frac{\mu_o}{4\pi} \frac{id\vec{s} \times \hat{r}}{r^2} = \frac{\mu_o}{4\pi} \frac{id\vec{s} \times \vec{r}}{r^3} \dots \dots \dots (2.1)$$

Donde $d\vec{B}$ es el campo magnético producido por una corriente en el punto P localizado a una distancia r , $d\vec{s}$ es el vector desplazamiento, \hat{r} es el vector unitario que apunta del elemento de corriente al punto P y μ_o es la constante de permeabilidad magnética en el vacío [22]. **Figura 2.1**

La dirección de $d\vec{B}$ es la misma que la de $d\vec{s} \times \vec{r}$ por lo que la magnitud del elemento de campo $d\vec{B}$ es:

$$dB = \frac{\mu_o}{4\pi} \frac{ids \text{ sen}\phi}{r^2} \dots \dots \dots (2.2)$$

Donde ϕ es el ángulo entre el vector \vec{ds} que indica la dirección de la corriente, y el vector \vec{r} del elemento de corriente al punto de observación donde se desea encontrar el valor del campo magnético.

Para el caso en particular de un solenoide, consideramos un anillo delgado de ancho dz . El número de vueltas de ese anillo es ndz , y por lo tanto, la corriente que transporta es $nidz$ puesto que cada vuelta contiene una corriente i la ecuación queda planteada de la siguiente manera:

$$dB = \frac{\mu_o(nidz)R^2}{2[R^2 + (z - d)^2]^{\frac{3}{2}}} \dots \dots \dots (2.3)$$

Donde $z-d$ representan la posición del anillo en relación con el punto P. La expresión anterior indica el campo sobre el eje de un solenoide a una distancia d de su centro.

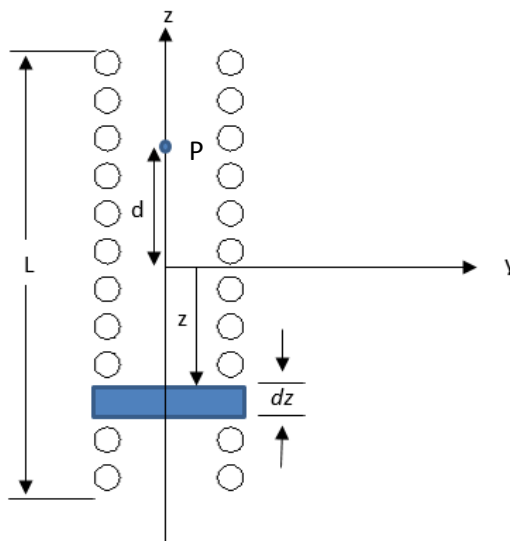


Figura 2. 1. Solenoide con anillo delgado dz que genera un campo dB en el punto P.

2.1.4 Materiales magnéticos.

Existen principalmente tres tipos de materiales magnéticos; esta clasificación se basa en los momentos dipolares magnéticos y por la interacción que se da entre ellos.

Materiales paramagnéticos.

El paramagnetismo se observa en materiales cuyos átomos tienen momentos dipolares magnéticos permanentes, no importa si los momentos son de tipo orbital o de tipo spin. En una muestra de material paramagnético a la que no se le aplica un campo magnético, al inicio los momentos dipolares atómicos se encuentran orientados aleatoriamente en el espacio, la magnetización calculada es cero, debido a que las direcciones aleatorias de $\vec{\mu}_n$ (momento dipolar magnético) provocan que la suma vectorial sea nula. Cuando al material se le aplica un campo magnético externo, el par resultante de los dipolos tiende a alinearlos con el campo. La suma vectorial de los dipolos ya no es cero. El campo dentro del material tiene ahora dos componentes: el campo aplicado \vec{B}_o y el campo inducido $\mu_0\vec{M}$ procedente de la magnetización de los dipolos. Al ser ambos campos paralelos y llevar la misma dirección, los dipolos aumentan la intensidad del campo aplicado.

Cuando el campo magnético externo se retira de un material paramagnético, el movimiento térmico ocasiona que las direcciones de los momentos dipolares magnéticos se vuelvan aleatorias nuevamente [23].

Materiales diamagnéticos.

En los materiales diamagnéticos, los átomos que carecen de momentos dipolares magnéticos permanentes adquieren momentos dipolares inducidos cuando se colocan bajo la influencia de un campo magnético externo. Supongamos que los electrones que giran alrededor de un átomo se comportan como espiras de corriente. Cuando se aplica un campo externo \vec{B}_o , cambia el flujo que pasa a través de dichas espiras. Conforme a la ley de Lenz el flujo del campo magnético debido a la corriente inducida se opone al cambio de flujo que produce a dicha corriente. Es decir, siempre que se aplique un campo magnético externo a

un material diamagnético, los momentos dipolares magnéticos inducidos dentro del material se opondrán al campo exterior [23].

Materiales ferromagnéticos.

El ferromagnetismo, al igual que el paramagnetismo se observa en materiales cuyos átomos tienen momentos dipolares magnéticos permanentes. Lo que los distingue de los materiales paramagnéticos es que los materiales ferromagnéticos muestran una fuerte interacción entre los átomos cercanos que conservan alineados sus momentos dipolares aun cuando se elimine el campo magnético externo. En este tipo de materiales el campo magnético aumenta considerablemente. La magnitud del campo magnético dentro de un material ferromagnético puede ser hasta 10 mil veces superior que el campo magnético externo aplicado [23].

2.1.5 Principios de operación del proceso GMAW.

El proceso GMAW (Gas metal arc welding) incorpora la alimentación automática de un electrodo metálico continuo y consumible que es protegido con un gas suministrado de manera externa. Después de los ajustes iniciales hechos por el operador, el equipo provee una auto-regulación automática de las características eléctricas del arco. Por lo tanto, el soldador únicamente debe controlar la velocidad y dirección de avance, así como la posición de la antorcha. Dados los ajustes y equipos adecuados, la longitud del arco y la corriente son automáticamente mantenidas.

El proceso GMAW puede ser utilizado de manera semiautomática, automática o robotizada. Todos los metales importantes tales como el acero al carbono, aceros de baja aleación, aceros inoxidable y aleaciones de aluminio, titanio, cobre y níquel pueden ser soldados en todas las posiciones con este proceso utilizando el gas de protección, electrodo y variables de soldadura adecuadas.

Algunas ventajas del proceso:

- Es el único proceso de electrodo consumible que puede ser usado para soldar todos los metales y aleaciones comerciales.
- Se puede aplicar en todas las posiciones

- Posee tasas de deposición más elevadas que el proceso de soldadura por electrodo revestido.
- Se requiere un mínimo de limpieza post-soldadura.

Limitaciones:

- El equipo es más complejo, más costoso y menos portable que un equipo de soldadura por SMAW (Shielded metal arc welding).
- El procedimiento es más difícil de aplicar en lugares de acceso complicado debido a la geometría de la antorcha de soldadura.
- Se producen niveles relativamente altos de radiación lo que puede ocasionar que el operador tenga menor rendimiento.

Al utilizar un flujo de gas argón como protección y corriente directa electrodo positivo (DCEP por sus siglas en inglés) es posible obtener un modo de transferencia bastante estable en forma de rocío (o spray) axial sin salpicaduras. La transferencia por rocío consiste en una “tormenta” altamente dirigida de pequeñas gotas que son aceleradas debido a las fuerzas del arco eléctrico a velocidades que superan los efectos de la gravedad, debido a esto, el procedimiento puede ser utilizado en cualquier posición en ciertas circunstancias [24].

2.1.6 Aplicaciones de campos magnéticos en el proceso de soldadura.

Otro efecto interesante que ha sido estudiado recientemente es la influencia de campos magnéticos en diversos aspectos de la soldadura de aceros inoxidables austeníticos así como en la transformación de fase en estado sólido. Watanabe y colaboradores [6] centraron uno de sus trabajos en el efecto del campo magnético en la zona de soldadura en el proceso de soldadura por puntos.

En su estudio utilizaron acero inoxidable 301, la soldadura fue realizada bajo un campo magnético máximo de 2T. El acero fue austenizado por 2 horas a 1050 °C y algunas muestras fueron deformadas por compresión a -196 °C para inducir la aparición de la fase martensita α' .

En la muestra deformada que no es sometida a un campo magnético únicamente se observa una zona de la fase γ en el punto de soldadura; este efecto se explica por el hecho de que la fase martensita α' se transforma en la fase γ debido al calor generado por el punto de soldadura.

En las muestras en las que se aplicó un campo magnético perpendicular a los electrodos de contacto se observó que la superficie alrededor se encontraba “salpicada” de material fundido; dicho fenómeno generalmente ocurre por exceso de corriente, insuficiencia de presión en los electrodos o por tener una superficie contaminada, sin embargo, en este estudio tal efecto no se presentó en las placas a las que no se les aplicó el campo magnético, por lo que este comportamiento se atribuye a la interacción del campo magnético con el material fundido.

El área de la zona que contenía el material líquido dispersado aumentaba a medida que el campo aplicado también lo hacía, lo anterior se presentaba tanto en las muestras deformadas como en las muestras no deformadas. El área era ligeramente mayor en las muestras que habían sido sometidas a deformación, esto debido a la presencia de martensita α' que se magnetiza de manera espontánea.

Como anteriormente se describió, el efecto de dispersión fue causado por la interacción de campo magnético con el material fundido, tal interacción es conocida como fuerza de Lorentz, definiéndose como la fuerza ejercida sobre una partícula cargada en un campo magnético. La partícula experimentará una fuerza $q[\vec{E}]$ debido al campo eléctrico y una fuerza $q[\vec{v} \times \vec{B}]$ debido al campo magnético. Las fuerzas combinadas, F_{EM} (fuerza electromagnética) dan la ecuación (2.4) correspondiente a la fuerza de Lorentz:

$$F_{EM} = q[\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B}] \dots \dots \dots (2.4)$$

En el experimento realizado por Watanabe y colaboradores [6], en algunas muestras el campo magnético fue aplicado perpendicularmente a la dirección de la soldadura y en otros casos de manera paralela. En el caso de la aplicación perpendicular del campo, la fuerza de Lorentz resultante actuaba a lo largo de la superficie de la placa del material, mientras que

cuando el campo se aplicaba de manera paralela la fuerza generada era muy pequeña, por lo que se considera despreciable.

Resumiendo, cuando se aplicó el campo magnético de manera perpendicular, el área del material líquido dispersado alrededor incrementaba a medida que lo hacia el campo magnético. En contraste al aplicar el campo de manera paralela, el área no se veía afectada. La fuerza de Lorentz, producto del campo magnético aplicado, se considera como el principal factor que produjo la dispersión del material alrededor de los puntos de contacto.

Todas las técnicas encaminadas al control de la microestructura de un material y su consecuente mejora en las propiedades utilizando campos magnéticos se conocen como procesamiento electromagnético de materiales (EPM por sus siglas en inglés).

El fenómeno de difusión es uno de los factores dominantes en la formación de la microestructura. Sin embargo, la naturaleza de la difusión bajo la acción de un campo magnético no ha sido completamente comprendida. Debido a lo anterior, Hiromichi y colaboradores [5] llevaron a cabo un trabajo para determinar la difusividad del carbono en el hierro, de forma particular en el Fe- α bajo un campo magnético, ya que la difusión del carbono juega un papel sumamente importante en la conformación de la microestructura del acero.

Para llevar a cabo su experimento utilizaron un acoplamiento formado por una placa de hierro puro (99.9%) y una placa de acero eutectoide (Fe-0.87% C); ambas placas fueron sometidas a un tratamiento de recocido a 700 °C. El acoplamiento fue preparado utilizando soldadura por explosión. Posteriormente algunas muestras fueron introducidas en un horno eléctrico equipado con un magneto superconductor y se aplicó un tratamiento de recocido para propiciar la difusión. Las temperaturas del procedimiento fueron desde 577 hasta 927 °C, el campo magnético aplicado de 0, 2, 4 y 6 T. La dirección del campo magnético fue perpendicular a la interfase hierro-acero, es decir paralela a la dirección de difusión. Los perfiles de penetración del carbono del acero y el hierro fueron medidos por espectroscopía de masa por ionización secundaria (SIMS por sus siglas en inglés). La concentración de carbono de los conteos del análisis por SIMS fue evaluada como función de la distancia

desde la interfase. Los coeficientes de difusión del carbono fueron determinados de acuerdo a la segunda ley de Fick:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \dots \dots \dots (2.5)$$

Donde C es la concentración de átomos, t el tiempo de difusión, D el coeficiente de difusión y x la distancia de difusión.

La difusividad intersticial de los átomos como el carbono esta descrita por:

$$D = \frac{1}{n} v d^2 \exp\left(\frac{S_D}{R}\right) \exp\left(-\frac{H_D}{RT}\right) \dots \dots \dots (2.6)$$

Donde v es la frecuencia de los átomos, d (m) la longitud de salto del carbono, H_D (J/mol) la entalpía de activación para la difusión, S_D (J/K) la entropía de difusión, R (J/mol•K) la constante de los gases y T (K) la temperatura absoluta. Haciendo un rápido análisis fue evidente que el decremento de la difusividad bajo un campo magnético puede ser atribuido a la entropía de difusión, ya que los otros factores se ven afectados de una manera prácticamente despreciable por la influencia del campo magnético y la energía de activación H_D , que corresponde a la pendiente de las rectas en una gráfica de Arrhenius, permanece constante. Una ligera disminución en la entropía de difusión se manifiesta en un decremento exponencial en la difusividad.

Los átomos de carbono en Fe- α se encuentran localizados predominantemente en los sitios octaédricos de la red cubica centrada en el cuerpo (bcc) y solo un porcentaje muy pequeño (0.1 %) se encuentran localizados en los sitios tetraédricos. Por lo anterior un cambio en la entropía de difusión de los intersticiales sería esperado si algunos átomos de carbono se reordenarán de los sitios octaédricos a los sitios tetraédricos. Por lo tanto, la fracción de átomos de soluto localizados en los sitios octaédricos puede afectar significativamente la entropía de difusión. Si un campo magnético pudiese ejercer una influencia sobre la fracción mencionada, la difusividad del carbono podría cambiar. Esto puede ocurrir debido a la magnetostricción, cuando un campo magnético es aplicado en la dirección $\langle 100 \rangle$ ésta se extiende debido al valor positivo de la constante de magnetostricción, por lo que, los sitios octaédricos serían más favorables energéticamente para los átomos de carbono.

Es decir, la disminución de la difusividad del carbono se debe principalmente al decremento en la entropía de difusión que a su vez es resultado del aumento en la fracción de átomos de carbono que se localizan en los sitios octaédricos en el Fe- α por la aplicación de un campo magnético uniforme [5]. Los autores no reportan si el fenómeno se presenta aplicando un campo magnético paralelo, sin embargo los resultados obtenidos con la aplicación de un campo magnético perpendicular son muy similares a los obtenidos mediante el modelo teórico de McLellan y colaboradores de la ocupación dual para la difusión del carbono en hierro.

Otra investigación dirigida a tratar de disminuir el efecto de sensibilización en los aceros inoxidable austeníticos debido a los procesos de soldadura fue el llevado a cabo por Curiel y colaboradores [4]. En el trabajo se utilizaron placas de acero inoxidable 304 de 6 mm de espesor, tales placas fueron sometidas a un tratamiento de recocido de solubilizado a 1050 °C por una hora previo al procedimiento de soldadura. El tipo de soldadura fue GMAW y se utilizó un electrodo de aporte tipo ER309L. Además, algunas de las muestras fueron sometidas a campos magnéticos en el rango de 0 a 14.7 mT. La dirección del campo magnético aplicado fue paralela al electrodo. El grado de sensibilización ($DOS=I_r/I_a$) fue obtenido mediante la técnica DLEPR (curvas potencio-dinámicas de reactivación electroquímica de doble ciclo, por sus siglas en inglés).

Los resultados de las pruebas DLEPR mostraron que los especímenes soldados sin la presencia de un campo magnético presentaban mayores valores para la corriente de reactivación (I_r), por lo tanto poseían un mayor grado de sensibilización. A medida que la intensidad del campo magnético aumentaba, el valor de I_r disminuía, y como consecuencia los valores del DOS también disminuían. Lo obtenido por este autor indica que la aplicación de un campo magnético de baja intensidad durante el proceso de soldadura GMAW reduce el DOS en la ZAT.

En un intento por entender las mejoras obtenidas en el estudio descrito anteriormente, es necesario tener en cuenta que en un proceso de soldadura con DC existe un campo magnético inherente que puede ser considerado perpendicular a la boquilla de soldadura. Si un campo magnético de baja intensidad es aplicado al mismo tiempo que se realiza la soldadura, en dirección paralela al electrodo de aporte, existirá una interacción

electromagnética entre ambos campos magnéticos. Tal interacción producirá una vibración en los átomos, los cuales a su vez, promoverán la difusión del cromo en distancias cortas.

Otro aspecto importante que se debe tomar en cuenta es el efecto de la interacción electromagnética en los átomos de carbono. Es muy probable que la alta difusividad de los átomos de carbono también fuese mejorada por la vibración y se homogenizará la matriz de austenita, eliminando de esta forma la segregaciones de carbono en los límites de grano [4]. Sin embargo, la explicación anterior es solamente una sugerencia, ya que el mecanismo que impulsa estos cambios aun no es comprendido totalmente. El efecto del campo magnético perpendicular no es reportado. La explicación propuesta sobre la disminución de la segregación de carbono en los límites de grano es similar a la dada por Hiromichi y colaboradores [5], sin embargo difieren sobre el papel del campo magnético en la difusión del carbono, pues Curiel y colaboradores sostienen que la difusividad del C se mejora contrario a lo propuesto por Hirochimi y colaboradores. No es posible hacer una comparación concluyente entre ambos trabajos pues la diferencia de magnitud entre los campos magnéticos aplicados es muy grande.

Urusov [25] realizó un modelo matemático tridimensional en estado estable para describir un arco eléctrico formado en una atmósfera de argón con la presencia de un campo magnético longitudinal \vec{H}_x .

El arco eléctrico se produjo entre un electrodo de tungsteno (cátodo) de 3 mm de longitud y un área superficial de 4 mm² y una placa de cobre (ánodo) de 3 mm de espesor en la presencia de un campo magnético longitudinal de 2kA/m, 5kA/m y 10 kA/m. Los resultados demostraron que la columna del arco tenía una forma característica de campana con una ligera asimetría en la distribución de la temperatura y flujo del gas. La interacción de las partículas con el campo magnético produce que la columna tenga un movimiento helicoidal antihorario. El modelo matemático también demostró que los valores de temperatura y velocidad del plasma eran mayores en presencia del campo magnético que aquellos en que el arco se produce sin la presencia de un campo magnético, los resultados en el aumento de velocidad concuerdan con la hipótesis que se planteó al inicio del presente trabajo. Además se encontró que al aumentar la corriente y mantener fijos los valores de \vec{H}_x y la separación entre el electrodo y la placa, el arco se estabiliza (el número de vueltas del

patrón helicoidal disminuye). Sin embargo, al mantener constantes los valores de la corriente y separación y aumentar el valor del campo magnético de 2 a 5 kA/m el arco presenta una forma helicoidal más pronunciada.

Otro aspecto importante que se observó en la simulación fue que las desviaciones de la columna de plasma (formación del patrón helicoidal) empezaban en los alrededores de los electrodos siempre y cuando el gas no fuera suministrado con una velocidad inicial ya que cuando el gas era inyectado con una velocidad inicial de 5 m/s la columna de plasma tenía una forma casi cilíndrica en la cercanía del cátodo y la formación de la hélice se daba en la vecindad del ánodo.

La física del proceso que causa la forma helicoidal de la columna del arco es bastante complicada y hasta la fecha no es totalmente comprendida. La realización de un modelo numérico para describir el comportamiento del arco eléctrico requiere una gran cantidad de cálculos previos para ajustar la correlación entre los parámetros que están siendo regulados.

Sugiyama y colaboradores [26] centraron su trabajo en el efecto que tiene un campo magnético de alta intensidad en la orientación de cristales de metales no magnéticos.

En su investigación utilizaron Zinc y Bismuto, elementos que poseen una estructura tipo hcp; al igual que muchas otras propiedades de los materiales la susceptibilidad magnética depende de la dirección debido a la anisotropía magnética. Teniendo en cuenta lo anterior determinaron cuál de las direcciones era preferencial para la orientación de los cristales bajo un campo magnético, es decir las direcciones en que la energía de magnetización era más grande (ecuación 2.7). Donde U es la energía de magnetización, χ es la susceptibilidad magnética, B el campo aplicado y N el factor de desmagnetización.

$$U = -\frac{\chi}{2\mu_0(1 + N\chi)^2} B^2$$

Donde:

χ Susceptibilidad magnética.

B Campo magnético.

N Factor de desmagnetización.

μ_0 Permeabilidad magnética en el vacío.

Una vez realizados los cálculos concluyeron que las direcciones preferenciales eran las direcciones en el eje c para el zinc, y las direcciones a o b para el bismuto, **Figura 2.2**

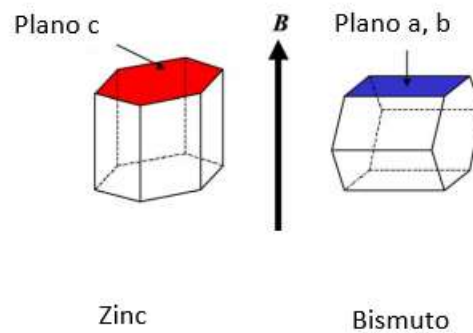


Figura 2. 2. Orientación preferencial en cristales de Zinc y Bismuto bajo un campo magnético [26].

El principio de la orientación cristalográfica usando un campo magnético es que el torque rota el cristal hasta una orientación estable del mismo y por lo tanto disminuye la energía de magnetización. El torque que induce la rotación de la partícula está compuesto por: el torque magnético (torque que tiende a alinear la partícula en la dirección del campo aplicado), el torque causado por la fuerza de Lorentz (al rotar la partícula en un campo magnético se produce una corriente inducida, a su vez, esta corriente produce un campo opuesto que trata de frenar la rotación de la partícula), el torque debido a las fuerzas viscosas (cuando una partícula intenta rotar en un líquido, la viscosidad del fluido intenta evitar esta rotación) y el torque debido a las fuerzas inerciales. Es importante aclarar que la orientación magnética únicamente funciona cuando la energía de magnetización es más grande que la energía térmica kT (k es la constante de Boltzmann y T la temperatura). El campo magnético aplicado fue de 12 T, para ambos casos se logró obtener una alineación de los cristales con la dirección de aplicación del campo magnético, esto se comprobó

mediante difracción de rayos X en la cual se observó que existía un incremento en los picos que correspondían a las direcciones paralelas a la dirección de aplicación del campo magnético. No existe referencia alguna sobre el comportamiento a bajos campos magnéticos como los que se manejan en este trabajo, sin embargo la tendencia podría ser similar, si bien no logrando una alineación total con el campo aplicado, si se podría observar una cierta desviación hacia la dirección de aplicación del campo magnético.

CAPÍTULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

La experimentación se llevó a cabo de acuerdo a como se describe en el siguiente listado.

1. Caracterización mecánica y metalúrgica del acero comercial AISI 304.
2. Preparación y soldadura del acero inoxidable 304, aplicando campo magnético perpendicular al arco eléctrico y sin campo.
3. Caracterización de las uniones soldadas mediante ensayos mecánicos y metalográficos.
 - a) Caracterización microestructural mediante microscopia óptica y de barrido.
 - b) Caracterización mecánica mediante microdureza, tensión e impacto.
 - c) Caracterización electroquímica de la ZAT de las uniones soldadas [27]

3.1 Equipos

- Banco metalográfico.
- Microscopio electrónico de barrido.
- Microdurómetro Vickers.
- Potenciostato.
- Máquina de soldar modelo DELTAMIG 652 marca Infra.
- Máquina universal Zwick/ Roell Z100 con una capacidad máxima de 100 kN.
- Péndulo de impacto Tinus Olsen para ensayo charpy.

3.2 Materiales

- Acero inoxidable austenítico AISI 304 de 12.7mm de espesor.

- Electrodo ER308L SI, de 1.6 mm de diámetro.

Las composición nominal máxima y la composición del material base [28], así como la composición del electrodo se muestran en la Tabla I.

Tabla I. Composición química del material base y su composición nominal máxima.

Materiales		Composición química de los materiales en peso %						
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
Nominal [1].	AISI 304	0.04	0.4	1	0.045 máx.	0.030 máx.	19	9.25
Material base (Lab. Metaltest Inc.)	AISI 304	0.046	0.342	1.543	0.031	0.0011	18.32	8.32
Electrodo	ER308LSi	≤0.03	0.65-1	1-2.5	0.03	0.03	19.5-22	9-11

3.3 Metodología.

Previo al desarrollo experimental se analizó y describió el principio físico en el cual nos basaremos para realizar este proyecto de investigación.

La fuerza de Lorentz se define como la fuerza que experimenta una partícula en movimiento debido a la influencia de un campo electromagnético, **Figura 3.1**. Su representación matemática es la siguiente:

$$F_{EM} = q[\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B}] \dots \dots \dots (3.1)$$

Donde F_{EM} (N) es la fuerza electromagnética, q (C) la carga de la partícula, \vec{E} (N/C ó V/m) el campo eléctrico, \vec{v} (m/s) la velocidad de la partícula y \vec{B} (Teslas) el campo magnético.

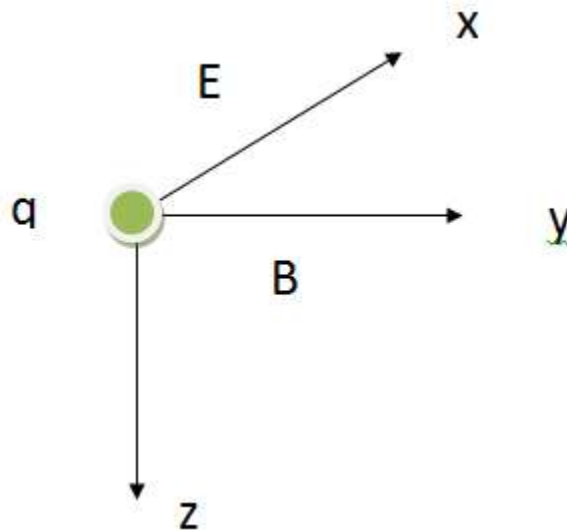


Figura 3. 1. Partícula con carga positiva que se mueve con una velocidad v , que pasa por una región donde hay campos magnéticos y eléctricos perpendiculares entre sí.

Realizando las operaciones correspondientes se tiene lo siguiente:

$$F_{EM} = q[(E - Bv_z)i + Bv_xk] \dots \dots \dots (3.2)$$

Igualando la ecuación 3.2 con la segunda ley de Newton y expresando la aceleración en forma de diferenciales se tiene:

$$\frac{\partial^2 z}{\partial t^2} = \frac{qB}{m} \frac{\partial z}{\partial t} \dots \dots \dots (3.3)$$

$$\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} = \frac{qB}{m} \left[\frac{E}{B} - \frac{\partial x}{\partial t} \right] \dots \dots \dots (3.4)$$

Simplificamos y w representa al término conocido como velocidad angular de la partícula:

$$w = \frac{qB}{m}$$

Resolviendo las ecuaciones 3.3 y 3.4 obtenemos:

$$z(t) = \frac{1}{w} \frac{E}{B} [wt - \text{sen}(wt)] \dots \dots \dots (3.5)$$

$$x(t) = \frac{1}{w} \frac{E}{B} [1 - \text{cos}[wt]] \dots \dots \dots (3.6)$$

Esto demuestra la trayectoria helicoidal que describirá la partícula debido a la aceleración que sufre en las direcciones x y z como la mostrada en la **Figura 3.2**.

Ver Apéndice 1 Para una explicación más detallada de la obtención de las ecuaciones.

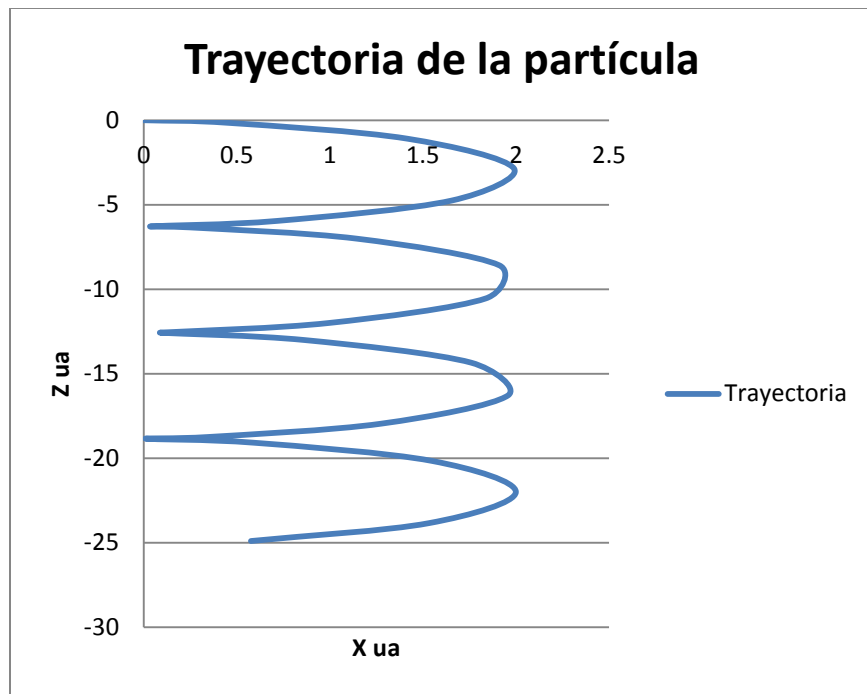


Figura 3. 2. Trayectoria helicoidal de partícula cargada.

3.3.1 Caracterización mecánica y metalúrgica del acero inoxidable 304.

Para caracterizar el material recibido con el que se trabajó se prepararon probetas utilizando técnicas de metalografía estándar, es decir, desbaste con lijas de papel con carburo de silicio de granulometría variable y un pulido a espejo utilizando pastas de diamante de 6 y 3µm, posteriormente se sometieron a un ataque químico utilizando HCl + HNO₃ + etanol finalmente se observó la microestructura en un banco metalográfico marca Nikon con

capacidad de hasta 1000X. Además se prepararon probetas para realizar ensayos de tensión, impacto y microdureza, las medidas y normas bajo las cuales se trabajó son descritas más adelante.

3.3.2 Preparación de las placas.

Se cortaron placas del material de 150 x 150 mm utilizando una sierra cinta y se prepararon 3 tipos de juntas como las que se ilustran en las **Figuras 3.3, 3.4 y 3.5** que muestran las dimensiones de las mismas.

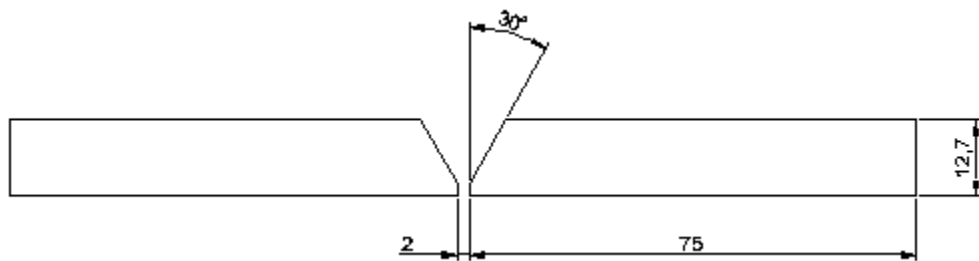


Figura 3. 3. Preparación en simple V, unidades en mm.

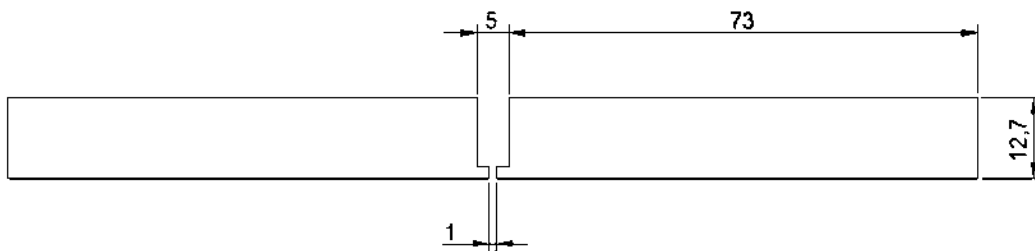


Figura 3. 4. Preparación del arco eléctrico modificado, unidades en mm.

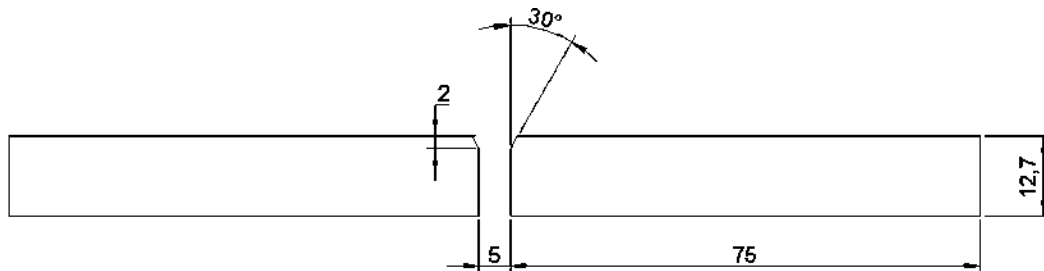


Figura 3. 5. Preparación en simple V en la parte superior, unidades en mm.

El pequeño bisel tipo V simple en la parte superior de la **figura 3.5**, en conjunto con la mezcla de gas de protección utilizada (98% Ar, 2% O₂) y la distancia de separación, ayudan a que el material fundido pueda penetrar adecuadamente en la preparación de unión. Este tipo de preparación al igual que la del arco eléctrico indirecto, que es una variante de la misma, han probado tener buenos resultados al mejorar la penetración en la soldadura de materiales compuestos con matriz de aluminio [29]. Estos materiales, al igual que los aceros inoxidable, tienen problemas de fluidez, por lo que se especuló que las preparaciones mencionadas también ayudarían al mejorar la penetración del acero inoxidable fundido. La preparación en V simple presentó severos problemas de fusión lateral, al punto de que las probetas se rompían al momento de ser maquinadas en la fresadora, por lo que se decidió únicamente trabajar con las otras dos preparaciones.

3.3.3 Soldadura de las placas.

Para realizar las uniones soldadas del acero inoxidable austenítico 304 se utilizó el proceso de soldadura GMAW, aplicado mediante un equipo de soldadura marca Infra modelo DELTAMIG 652 que entrega una corriente máxima de 650 A, con una eficiencia del 60%, un potencial de 60 V a circuito abierto y un potencial de trabajo de 0 a 44 V a plena carga. El campo magnético se aplicó como se ilustra en la **Figura 3.6**, la bobina puede ser alimentada con la corriente del proceso mismo o con una fuente externa. Las variables operativas con las que se soldaron los diferentes juegos de placas se describen en la **Tabla II**. El flujo de la mezcla de gas fue de 33 litros por minuto y la intensidad del campo magnético fue de aproximadamente 3 ± 0.5 mT en todos los casos, el tipo de electrodo usado fue un ER308L Si, de 1.6 mm de diámetro, la posición del electrodo fue perpendicular con respecto a las placas de acero inoxidable.

De acuerdo a la literatura, en una bobina ideal (en la que se considera que el radio es mucho más pequeño que la longitud, pues ésta última se considera infinita) se produce un campo uniforme e intenso al interior de la bobina y en los alrededores el campo magnético es nulo [22]. Sin embargo, las bobinas que se utilizaron en este proyecto no cumplen la condición $\text{radio} \ll \text{longitud}$, por lo que el campo producido en el exterior no puede ser considerado como nulo, sin embargo si existe una variación de aproximadamente 0.5 mT, debido al que la estructura de hierro en la que se montaron las bobinas presentaba magnetismo remanente.

Para nuestro caso en particular la bobina fue realizada con un cable de 25.4 mm de diámetro (incluyendo el revestimiento plástico) y se alimentó con corriente directa, poseía un diámetro interno de 130 mm \pm 10mm y constaba de 3 espiras, fue montada en una estructura de acero. La intensidad del campo magnético fue medida en el centro de la preparación de unión utilizando un gaussímetro portátil, además se comprobó que la lectura fuera uniforme a lo largo de toda la preparación.

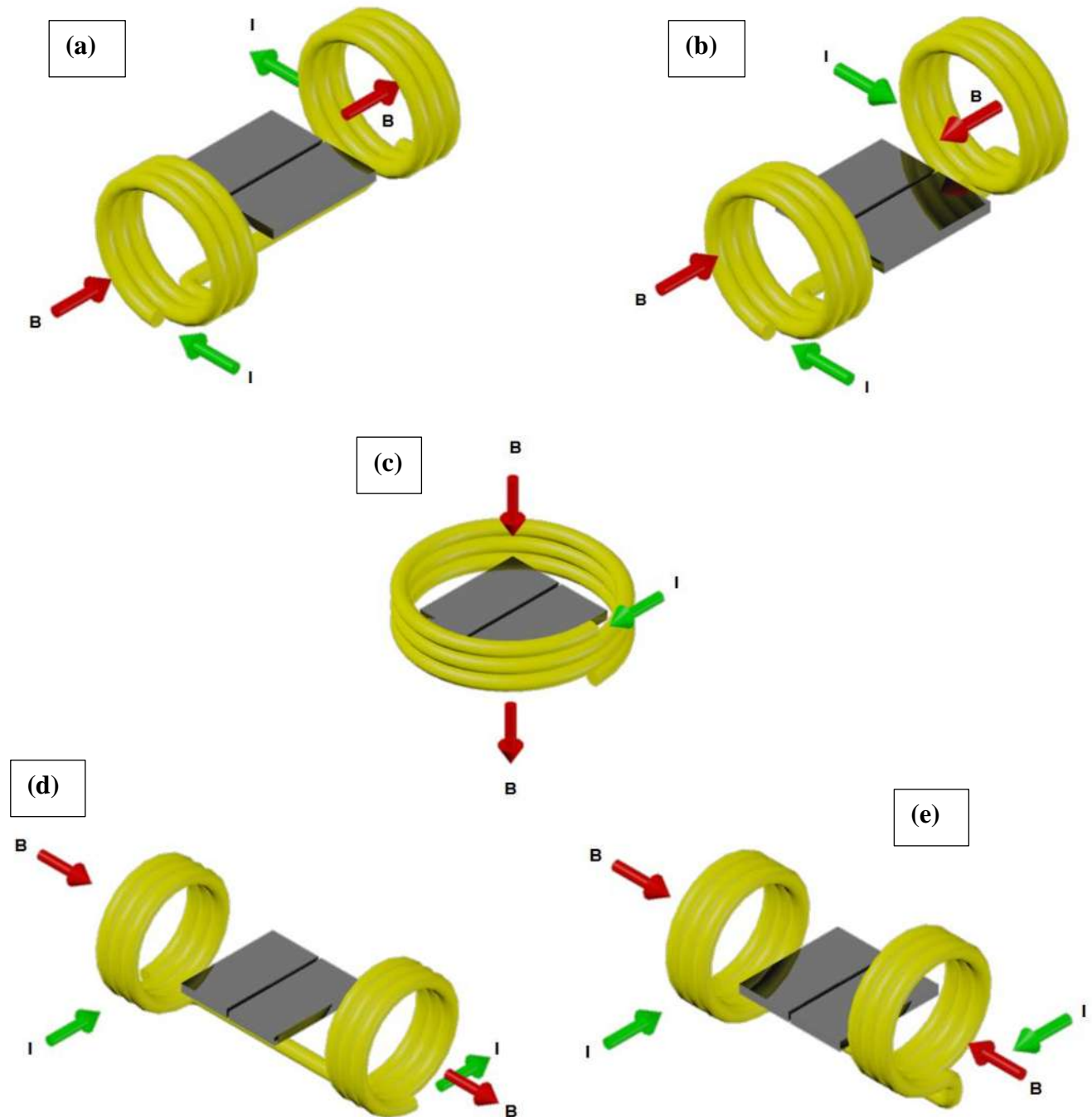


Figura 3. 6. Arreglos para la aplicación perpendicular y paralela del campo magnético.

Tabla II. Variables operativas de soldadura para cada juego de placas.

Probeta	Voltaje	Intensidad de corriente (A)	Velocidad de alimentación del electrodo (cm/s)	Velocidad de avance (mm/s)	Dirección del campo magnético aplicado	Preparación de unión
1	25.3	423	17	2.25	Perpendicular Figura 3.6 d	V simple en parte superior
2	25.5	423	17	2.25	Sin campo	V simple en parte superior
3	26.6	385	17	2.25	Perpendicular Figura 3.6 d	Arco eléctrico modificado
4	25.5	383	17	2.25	Paralelo Figura 3.6 c	Arco eléctrico modificado
11	25.3	414	17	2.25	Perpendicular Figura 3.6 b	V simple en parte superior
12	25.4	425	17	2.25	Perpendicular Figura 3.6 e	V simple en parte superior

3.4 Caracterización metalográfica y mecánica de las uniones soldadas.

3.4.1 Caracterización por microscopía óptica.

Para caracterizar las uniones soldadas se cortaron probetas en forma transversal a la soldadura como la mostrada en la **Figura 3.7** y de igual manera que el material recibido, fueron preparadas utilizando técnicas de metalografía estándar, para finalmente ser observadas en el banco metalográfico.

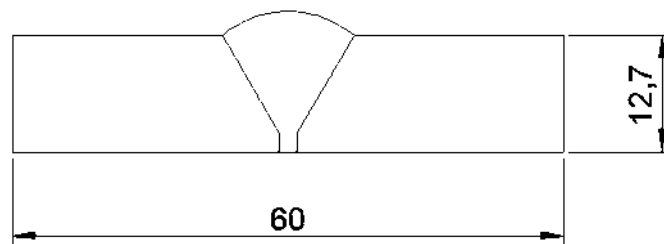


Figura 3. 7. Probeta utilizada para la caracterización metalográfica (unidades en mm).

3.4.2 Ensayo mecánico de tensión.

Para este ensayo se prepararon probetas de acuerdo a la norma ASTM E8M-04 [30] con la forma que describe la **Figura 3.8** y las dimensiones que muestra la **Tabla III**.

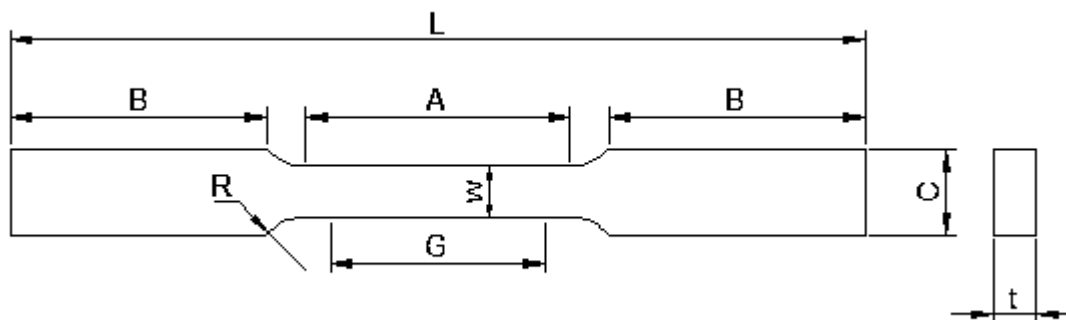


Figura 3. 8. Probeta de tensión bajo la norma ASTM E8M-04.

Tabla III. Dimensiones (en mm) para las probetas para el ensayo de tensión.

Norma ASTM E8M-04	Especímenes tipo estándar		Especímenes pequeños
G.- Longitud calibrada	200 ± 0.2	50 ± 0.1	25 ± 0.1
W.- Ancho	40 ± 2	12.5 ± 0.2	6 ± 0.1
t.- Espesor	Espesor del material		
R.- radio del filete	25	12.5	6
L.- Longitud total	450	200	100
A.-Longitud de la sección reducida	225	57	32
B.- Longitud de la sección de agarre	75	50	30
C.- Ancho de la sección de agarre	50	20	10

En este ensayo se utilizó una máquina universal Zwick/ Roell Z100 que posee una capacidad máxima de 100 kN. La velocidad de desplazamiento utilizada fue de 6 mm/min. Los datos fueron capturados mediante una computadora que está incorporada al equipo.

3.4.3 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB).

Se realizó la caracterización de las fracturas de las probetas ensayadas a tensión y por impacto mediante MEB con el fin de analizar el tipo y morfología de la fractura y correlacionar esta con el tipo de microestructura y el efecto que pudo ocasionar la aplicación del campo magnético, para ello se utilizó un microscopio JEOL JSM-6400 en el modo de operación de electrones secundarios con aumentos desde 50 hasta 4000 magnificaciones.

3.4.4 Ensayo de impacto.

Para realizar este ensayo se maquinaron probetas que incluían la ZAT y el cordón de soldadura de acuerdo a la norma ASTM E23-02A [31] (para ensayo charpy) con la geometría mostrada en la **Figura 3.9**, tales probetas fueron obtenidas de la sección transversal a la dirección de soldadura. La muesca se realizó en la ZAT para inducir la falla en esa sección. Se utilizó una máquina de péndulo charpy marca TINUS OLSEN.

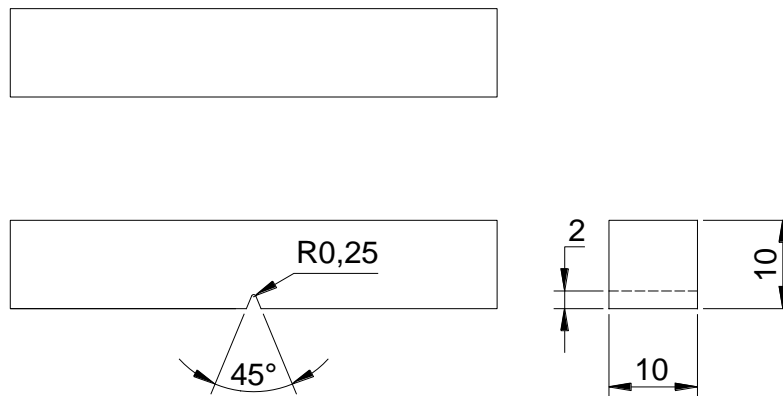


Figura 3.9. Probeta para ensayo de impacto bajo norma ASTM E23-02A.

3.4.5 Ensayo de microdureza.

El ensayo se realizó utilizando un microdurómetro Vickers, se hizo un perfil de barrido, en el centro como lo muestra la **Figura 3.10**, la separación entre cada indentación fue de 250 μm y la longitud del perfil fue de 1.25 cm aproximadamente a cada lado del centro del cordón de soldadura, las probetas con las que se trabajó fueron sometidas a desbaste con lijas de SiC de granulometría 180 a 1500, después pulidas con pastas de 3 y 6 μm y finalmente sumergidas parcialmente en una solución de 56% HCl + 19% HNO₃ + 25% etanol para revelar la microestructura.

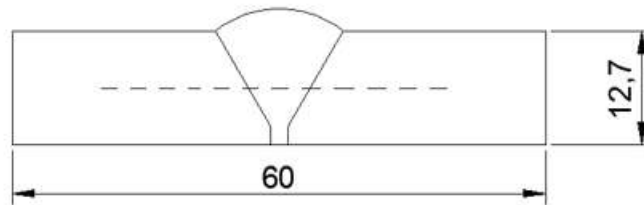


Figura 3. 10. Representación esquemática de la zona donde se midieron los perfiles de microdureza (unidades en mm).

3.4.6 Caracterización electroquímica de la ZAT ¹.

Se realizó mediante dos técnicas que son la resistencia a la polarización en agua de mar sintética y mediante el trazado de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo en una solución de 0.5 M de ácido sulfúrico (H_2SO_4) + 0.01 M de tiocianato de potasio (KSCN). Las probetas fueron encapsuladas en resina epóxica y lijadas con papel de carburo de silicio de granulometría 180 hasta 1500 antes de realizar el pulido. Posteriormente se pulieron con pasta de diamante de 6 μm antes de cada prueba. Se polarizaron anódicamente (activación) a una velocidad de 100 mV/min partiendo del potencial de corrosión E_{corr} hasta un potencial de +500mV y de ahí se invirtió el sentido de polarización para obtener la reactivación hasta llegar nuevamente al potencial de corrosión. Lo anterior se efectuó con la finalidad de determinar en cuanto se afecta o mejora la resistencia a la corrosión por picado y debido al fenómeno de la sensibilidad en la ZAT producida por el ciclo térmico de soldadura con y sin campo magnético.

Los resultados se representaron gráficamente en curvas E vs I de las cuales se determinó el grado de sensibilidad (definido como I_r/I_a) para cada condición. Se utilizó un electrodo de calomel saturado como electrodo de referencia, una barra de grafito como electrodo auxiliar y las muestras de acero inoxidable fueron utilizadas como electrodo de trabajo conformando así una celda electroquímica convencional. Todos los ensayos se realizaron en un potenciostato/galvanostato, marca Solarton instruments SI 1280 B. El equipo fue manipulado con el software CorrWare. Todos los resultados fueron graficadas respecto al

¹ Realizado con la colaboración de la ing. Química Diana García Ruiz.

electrodo de calomel (Hg/HgCl). Las pruebas se realizaron por duplicado para corroborar la reproductibilidad de los resultados.

CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

4.1 Análisis y discusión de resultados.

4.1.1 Micrografías del material base.

En la **Figura 4.1** se ilustra el tipo de microestructura del acero inoxidable austenítico 304, en donde se puede apreciar la matriz austenítica, con presencia de líneas de ferrita δ ubicadas en forma transversal que resulta de la segregación de elementos promotores de ferrita, así como la presencia de martensita α' (en forma de agujas más delgadas). Este tipo de microestructura es típica de esta clase de aceros, la cual se puede formar durante el conformado mecánico en frío del material o durante el proceso de pulido.

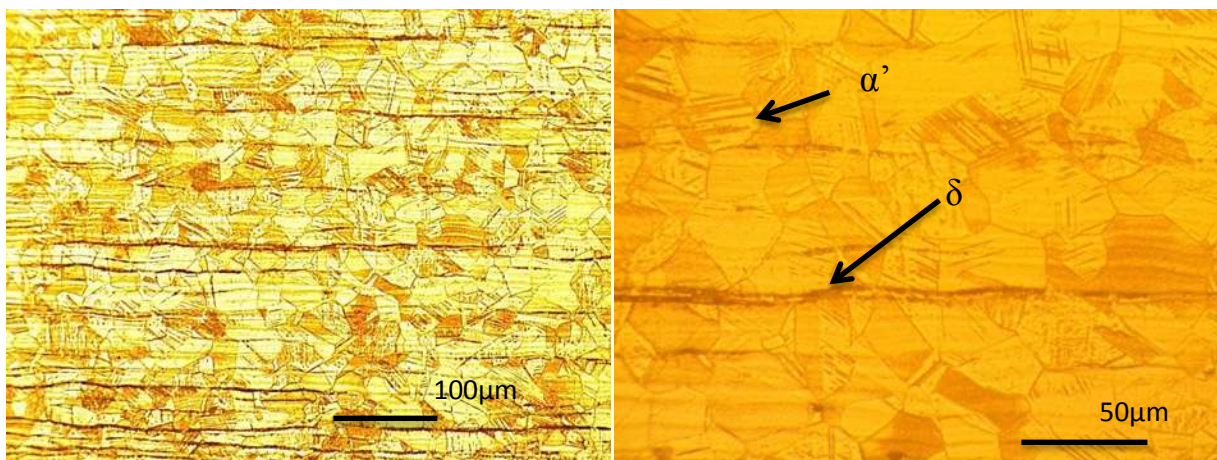


Figura 4. 1. Microestructura del acero inoxidable austenítico 304 (material base).

4.1.2 Macrografías de los perfiles de soldadura.

En las **figuras 4.2-4.7**, se ilustran los perfiles de los cordones de soldadura depositados en las placas de material utilizadas en el presente trabajo. Se puede apreciar que los mejores resultados de penetración se obtuvieron en los cordones de soldadura de las **figuras 4.2, 4.3**

y **4.4**. En la soldadura que muestra la **figura 4.4** se utilizó un campo magnético perpendicular al arco eléctrico de 3 mT y una preparación con una pequeña V en la parte superior de 2 mm de profundidad, es pertinente señalar que esta unión soldada presentó una ligera falta de fusión en la parte inferior (aproximadamente 1 mm). Las **figuras 4.2 y 4.3** corresponden a soldaduras realizadas con aplicación de campos magnéticos opuestos y perpendiculares al arco con dos diferentes configuraciones; en la **figura 4.2** se observó una falta de fusión lateral de cerca del 25% del espesor total en la parte inferior izquierda; mientras que en la **figura 4.3** se presentó también una falta de fusión lateral de las mismas proporciones pero en la parte inferior derecha.

Por otra parte en la **figura 4.5** que corresponde al perfil del cordón de soldadura aplicado sin la presencia de un campo magnético se observa una mejor configuración del perfil, no obstante, se presentó una falta de fusión lateral de casi el 50 % del espesor en la parte inferior izquierda. Las **figuras 4.6 y 4.7** pertenecen a las soldaduras realizadas con campo magnético perpendicular y paralelo respectivamente con un arreglo de unión como el de la **figura 3.4** (arco eléctrico modificado). Se puede observar que en la soldadura ilustrada en la **figura 4.7** no existe una penetración total y presentó falta de fusión lateral (2 mm). La soldadura mostrada en la **figura 4.6** exhibió una falta de fusión lateral (75% del espesor total aproximadamente) y no tiene una penetración total. Ver Tabla IV, resumen de defectos.

Una vez analizados los perfiles de los cordones de soldadura de acuerdo a las diferentes condiciones utilizadas durante la realización de la unión soldada, se puede afirmar que la mejor opción es la aplicación del campo magnético perpendicular al arco eléctrico en sus diferentes configuraciones, debido a la presencia de una fuerza electromagnética ejercida sobre el eje Z (eje que corresponde a la línea de proyección del material fundido) tal como se demostró en las ecuaciones del **Apéndice 1**. Las variables operativas utilizadas en todas las uniones soldadas se encuentran completamente descritas en la **Tabla II**.

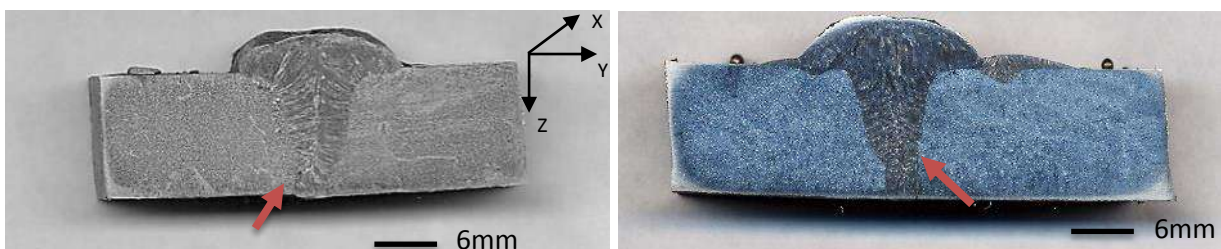


Figura 4. 2. Macrografía de la probeta 12.

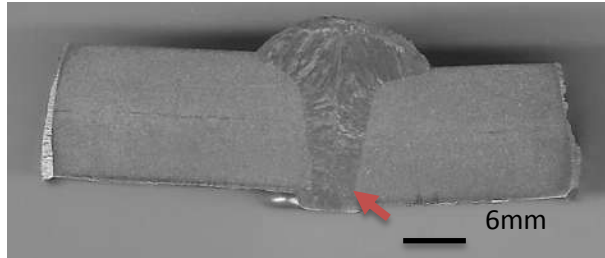


Figura 4. 3. Macrografía de la probeta 11.



Figura 4. 4. Macrografía de la probeta 1.

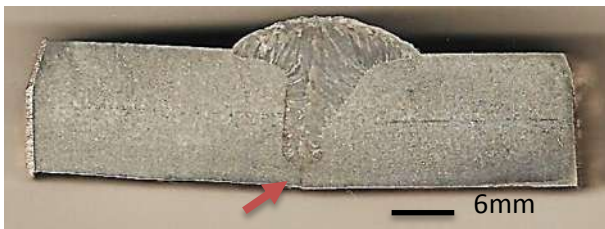


Figura 4. 5. Macrografía de la probeta 2.

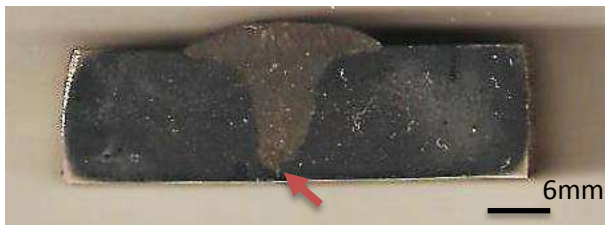


Figura 4. 6. Macrografía de la probeta 3.

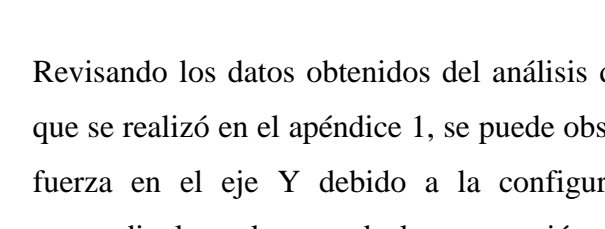
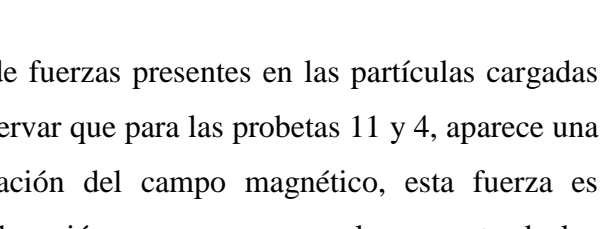


Figura 4. 7. Macrografía de la probeta 4.



Revisando los datos obtenidos del análisis de fuerzas presentes en las partículas cargadas que se realizó en el apéndice 1, se puede observar que para las probetas 11 y 4, aparece una fuerza en el eje Y debido a la configuración del campo magnético, esta fuerza es perpendicular a la cara de la preparación de unión y se presume es la causante de los problemas de falta de fusión en estas muestras debido a que “proyectaba” las partículas cargadas y el material fundido hacia uno de los lados de la preparación de unión, un efecto similar al producido por el cambio de dirección en la corriente que fluye desde la pieza al electrodo, comunmente llamado “soplo magnético”. Las probetas 11 y 12 tienen una penetración total, sin embargo al observar las macrografías es notorio que el material fundido se desvía hacia los lados y se presentan faltas de fusión lateral, tal desviación se atribuye a la presencia de las fuerzas opuestas ocasionadas por los campos magnéticos aplicados que actúan sobre la columna de plasma y material fundido creando pares de fuerzas en los ejes X y Z que desestabilizan la columna de plasma y material fundido. La probeta número 1, únicamente presenta fuerzas en una sola dirección de los ejes X y Z por

lo que no desestabiliza la columna de plasma y material fundido, tales fuerzas proyectan el material de manera helicoidal descendente sin producir desviaciones laterales en el eje Y (ver **Tabla A-X** en **Apéndice 1**); como se puede observar en la macrografía, el cordón tiene el perfil más recto en comparación con las otras muestras que presentan cierto grado de desviación con respecto a la línea vertical o eje Z.

Tabla IV. Resumen de defectos presentes en la soldadura.

	Falta de fusión lateral	Falta de penetración	Sobremonta excesiva
Probeta 1	1 mm, parte inferior	-	Si
Probeta 2	6 mm aproximadamente	-	Si
Probeta 3	9 mm aproximadamente	Si presenta en la parte inferior	Si
Probeta 4	2 mm aproximadamente	Si presenta en la parte inferior	Si
Probeta 11	4 mm aproximadamente	-	Si
Probeta 12	4 mm aproximadamente	-	Si

4.1.3 Micrografías de las uniones soldadas.

Las **figuras de 4.8-4.10** muestran las micrografías de la unión soldada realizada sin la presencia de campo magnético; en las imágenes de la **figura 4.8** se puede observar el tipo de microestructura obtenida en la ZAT después del proceso de soldadura, notándose la presencia de martensita α' , así como una distribución casi puntual y en pequeños listones de la ferrita δ , salvo en la interfase donde forma listones ligeramente más grandes, debido a la alta temperatura alcanzada en tal zona.

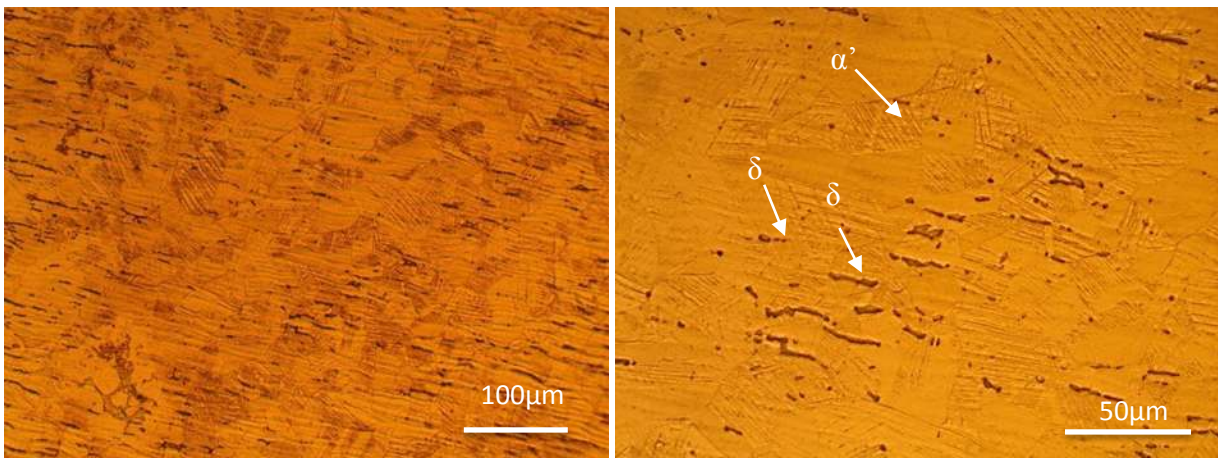


Figura 4. 8. Microestructura de la ZAT de la soldadura realizada sin campo magnético a 200X y 500X.

Por otra parte la **figura 4.9** muestra la morfología de la ferrita δ precipitada durante la solidificación en el centro del cordón de soldadura, esta fase exhibe su representativa estructura esquelética con presencia de algunos pequeños granos tipo alotriomorfos, microestructuras características de la soldadura tradicional de los aceros inoxidables austeníticos. De igual forma, la **figura 4.10**, ilustra la interfase del cordón de soldadura sin la aplicación de un campo magnético que presenta una microestructura típica de estos materiales (una combinación de ferrita en pequeños listones y puntos, así como martensita).

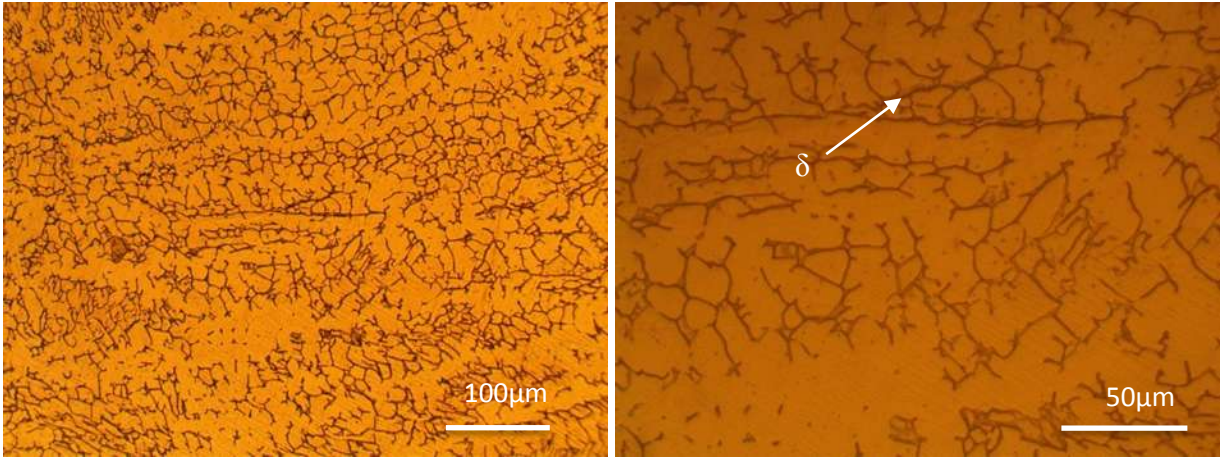


Figura 4. 9. Microestructura del centro de la soldadura realizada sin campo magnético a 200X y 500X.

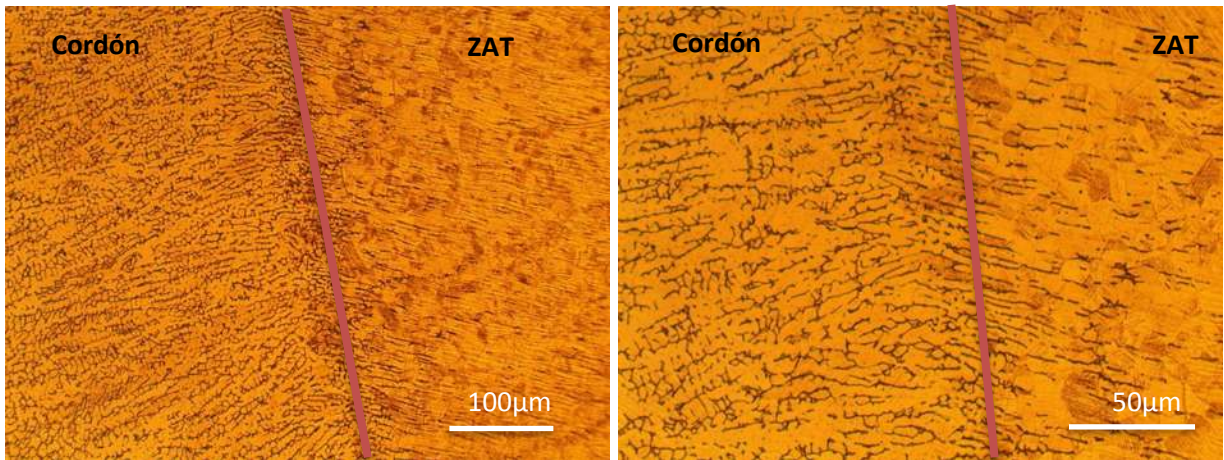


Figura 4. 10. Microestructura de la interfase de la soldadura realizada sin campo magnético a 200X y 500X.

Las **figuras 4.11-4.13** exhiben una morfología similar a la unión soldada sin campo magnético externo tanto en el cordón de soldadura como en la ZAT debido a que las líneas de flujo magnético aplicado coinciden con la dirección del campo magnético inherente al proceso de soldadura por lo que únicamente se adicionan. Sin embargo, es evidente la presencia de martensita α' (en forma de agujas) **Figura 4.12** en el cordón de soldadura en la

zona cercana a la interfase a diferencia de la unión realizada sin campo magnético externo. Se cree que lo anterior es consecuencia del campo externo aplicado, el cual ocasiona que los iones positivos generados en la columna del plasma arranquen material base (tal como sucede en el desbaste iónico) y lo trasladan a la pileta líquida produciendo una fusión parcial de éste y en la parte restante que no logra fundirse se encuentra martensita α' similar a la encontrada en la ZAT.

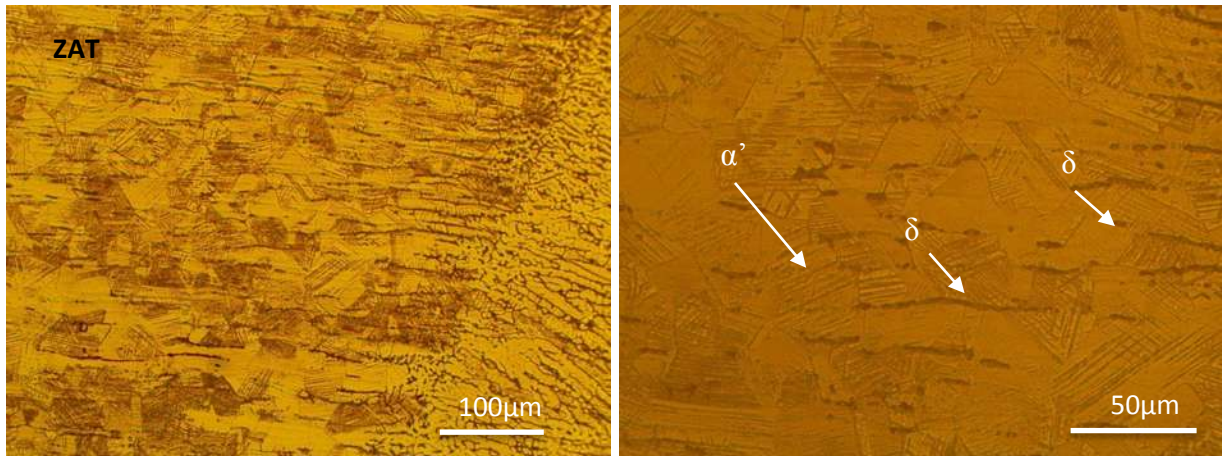


Figura 4. 11. Microestructura de la ZAT de la probeta 1 a 200X y 500X.

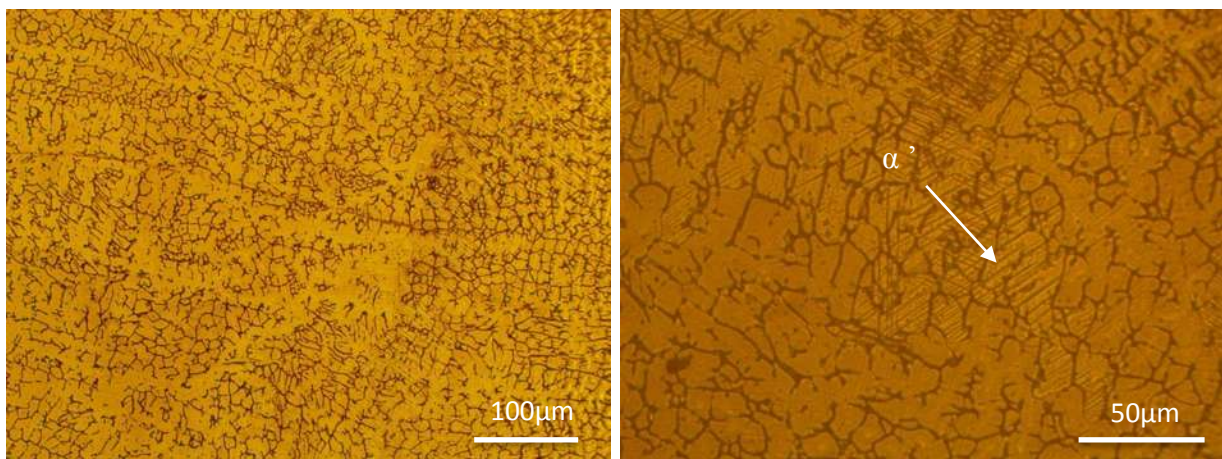


Figura 4. 12. Microestructura del cordón de soldadura de la probeta 1 a 200X y 500X.

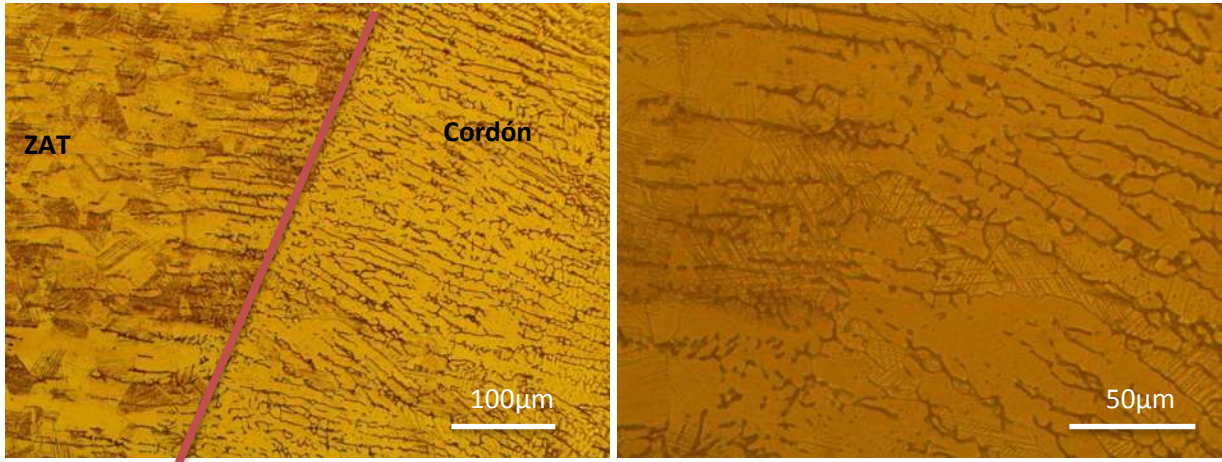


Figura 4. 13. Microestructura la interfase de soldadura de la probeta 1 a 200X y 500X.

Por otra parte las **figuras 4.14-4.16** ilustran la microestructura obtenida en la ZAT, interfase y centro del cordón de soldadura para un campo magnético perpendicular al arco eléctrico y a la dirección del cordón de soldadura (**figura 3.6e**), observándose en la ZAT una distribución de la ferrita δ puntual en algunas zonas y pequeños listones interrumpidos en otras partes, tal distribución es diferente a la que se presenta en forma de listones largos orientados de manera perpendicular a la dirección de laminación observada en el material base; además se tienen algunos granos que presentan martensita α' . La magnitud de dos campos magnéticos opuestos entre sí producidos por dos bobinas idénticas, equidistantes una de la otra, cuyo sentido de arrollamiento es opuesto y por las que circula la misma corriente es cero justo en la región central, donde su magnitud es igual y opuesta, sin embargo, fuera de esa región, la suma vectorial de esos campos no es cero, uno de ellos es mayor que el otro debido a que la intensidad del campo magnético es inversamente proporcional al cuadrado de la distancia tal como lo dice la ecuación de Biot-Savart.

$$\vec{dB} = \frac{\mu_0}{4\pi} \frac{i \vec{ds} \sin\theta}{r^2} \dots \dots \dots (4.1)$$

Donde θ es el ángulo entre el vector \vec{ds} que indica la dirección de la corriente, y el vector \vec{r} del elemento de corriente al punto de observación donde se desea encontrar el valor del campo magnético. Al estar actuando ambos campos se produce una fuerza de constricción que interviene en la manera en que difunden los elementos promotores de ferrita y de austenita. Asimismo el tipo de microestructura dominante obtenida en el centro del cordón de soldadura es mayormente alotriomórfica, tal arreglo de la ferrita se presenta generalmente cuando la tasa de enfriamiento es baja [32]. Lo anterior sugiere que la aplicación de campos opuestos propicia esta clase de morfología al alterar las transformaciones microestructurales que experimenta la ferrita, que, en condiciones normales tiende a formar una distribución en la que predominan las formas esqueléticas y en agujas. Dicha modificación en el desarrollo de la microestructura puede darse por la influencia que tiene la aplicación de campos magnéticos en la manera en que difunden ciertos elementos o bien en la dirección de crecimiento del cristal [5, 26].

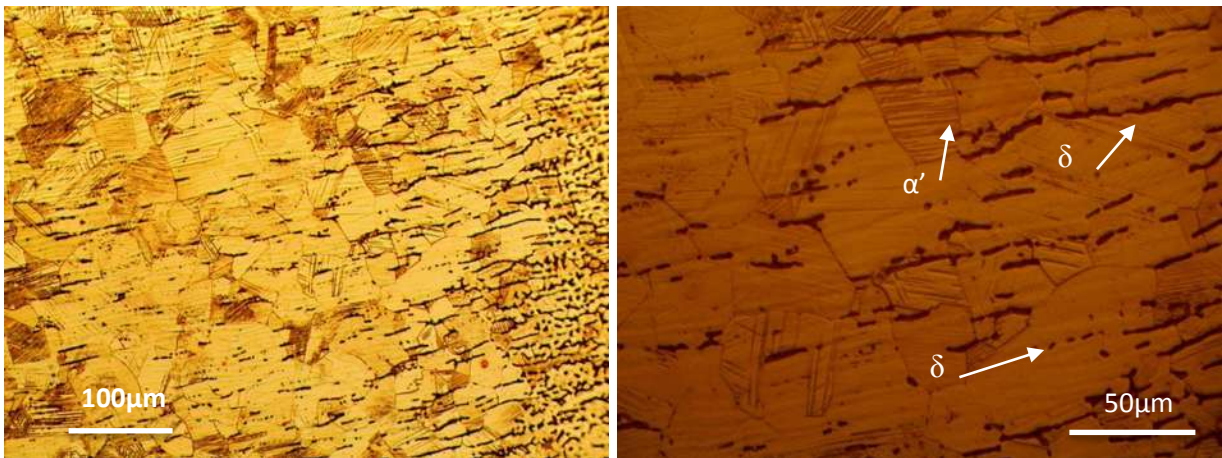


Figura 4. 14. Microestructura de la ZAT de la probeta 12 a 200X y 500X.

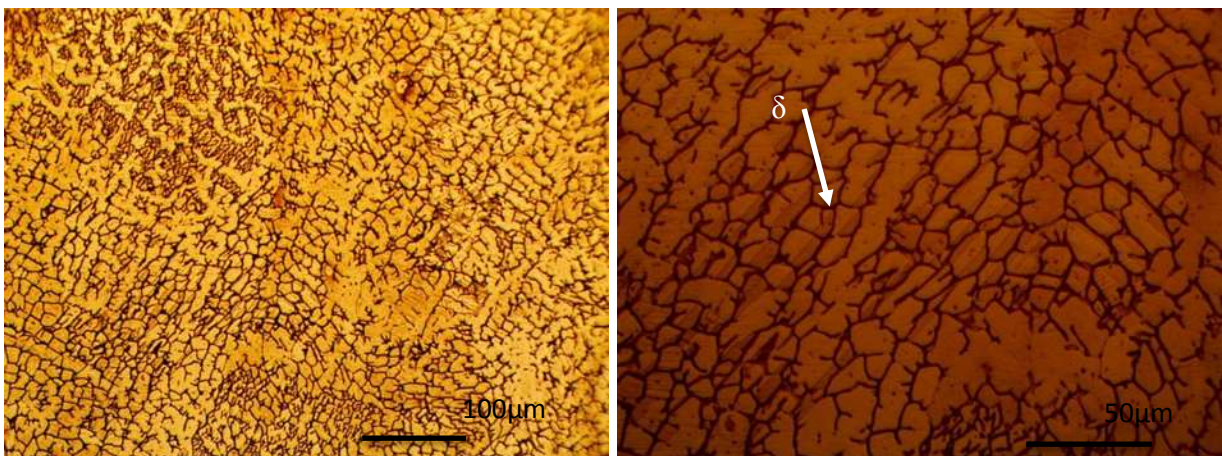


Figura 4. 15. Microestructura del cordón de soldadura de la probeta 12 a 200X y 500X.

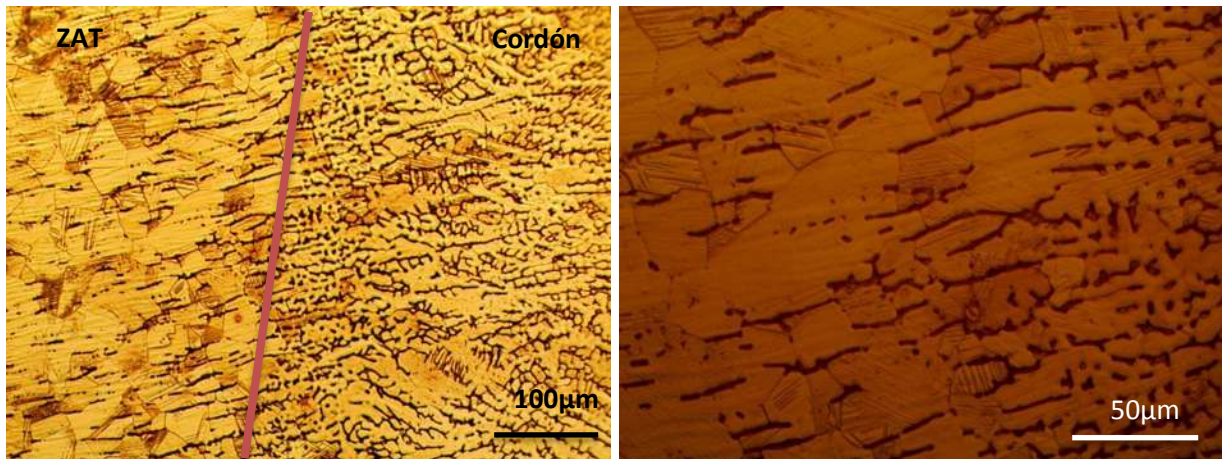


Figura 4. 16. Microestructura de la interfase de soldadura de la probeta 12 a 200X y 500X.

La distribución de ferrita y martensita en la ZAT de la probeta 11 (**figuras 4.17-4.19**) es similar a la obtenida en la probeta 12 (**figuras 4.14-4.16**), sin embargo, la clase de estructura ferrítica que se presenta en el cordón de soldadura es del tipo esquelética, en agujas y alotriomórfica, estructuras que se encontraron en la zona del cordón de soldadura de las otras muestras (1, 2 y 4); asimismo la ferrita se distribuye de manera muy diferente en la ZAT en comparación con las probetas que se sueldan en presencia de un campo magnético axial (**figuras 4.20-4.22**).

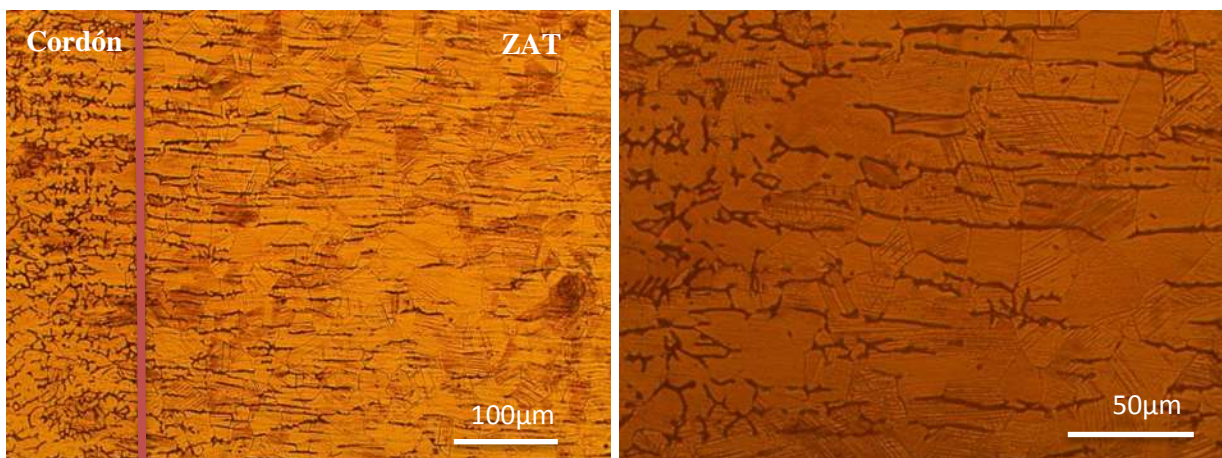


Figura 4. 17. Microestructura de la ZAT de la probeta 11 a 200X y 500X.

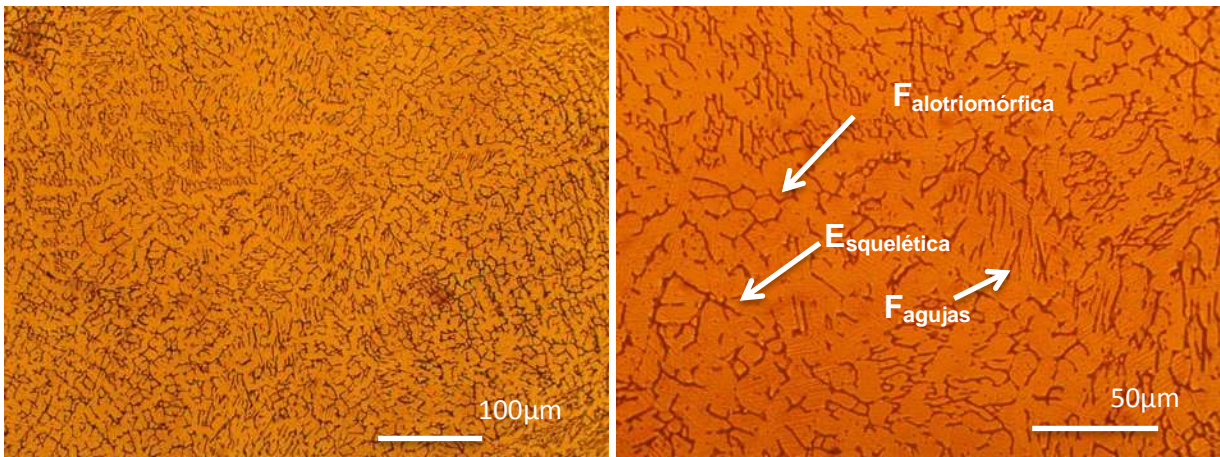


Figura 4. 18. Microestructura del centro del cordón de soldadura de la probeta 11 a 200X y 500X.

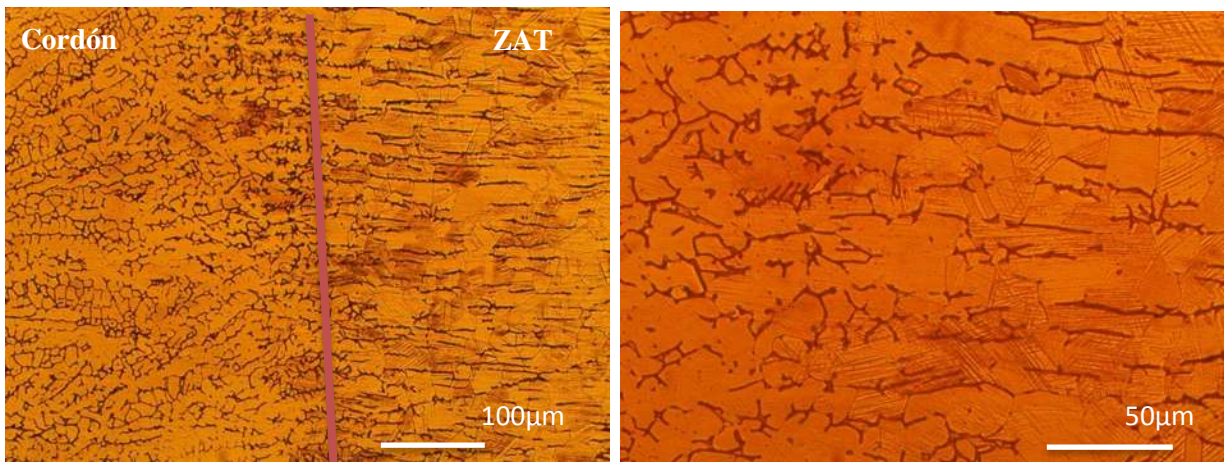


Figura 4. 19. Microestructura de la interfase de soldadura de la probeta 11 a 200X y 500X.

Las **figuras 4.20-4.22** muestran las micrografías obtenidas de una unión soldada bajo la influencia de un campo magnético axial, la principal diferencia que se observa en comparación con las anteriores uniones soldadas es que la distribución de la ferrita en la ZAT es en forma de largos listones orientados perpendicularmente a la dirección de

laminado. Este tipo de configuración de la ferrita es reportada por Curiel y colaboradores [4, 33], quienes indican que esta clase de distribución de la fase δ mejora las propiedades mecánicas, de microdureza y resistencia a la tensión así como la resistencia al fenómeno de sensibilidad en la ZAT, este último, es un problema que se presenta en el material base cuando no se toman las precauciones necesarias durante su fabricación y que además tiende a incrementarse debido al ciclo térmico de soldadura.

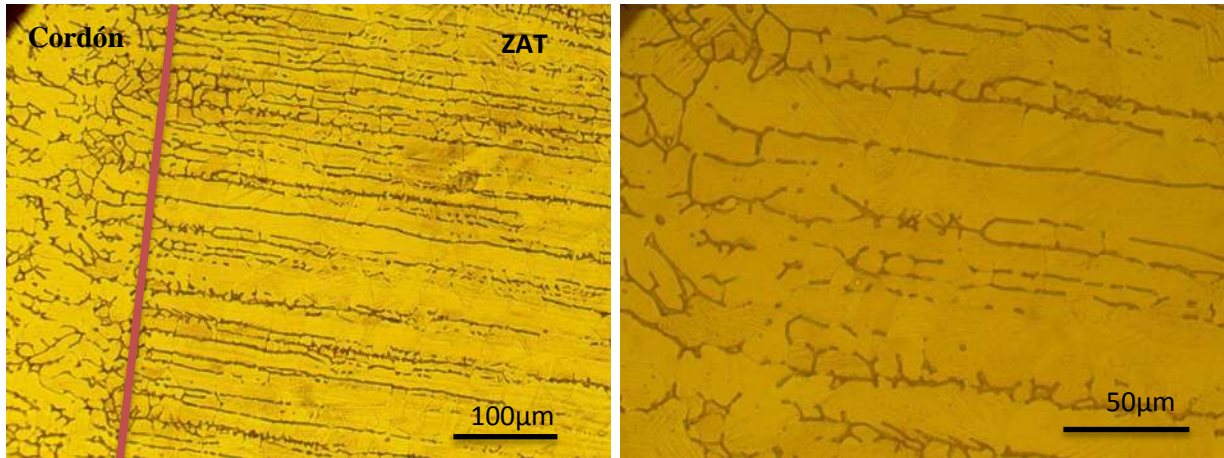


Figura 4. 20. Microestructura de la ZAT de la probeta con campo axial a 200X y 500X.

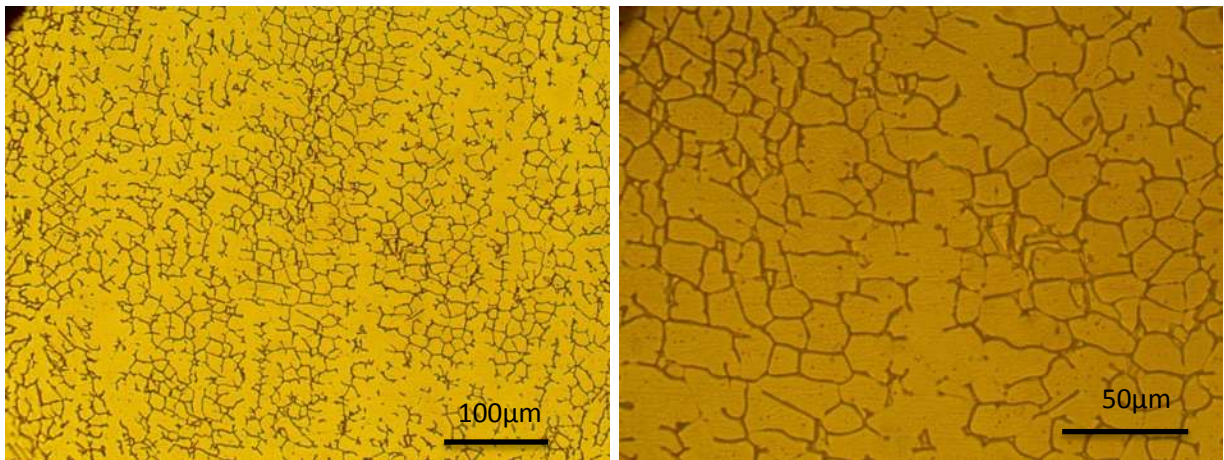


Figura 4. 21. Microestructura centro de la soldadura realizada con campo axial a 200X y 500X.

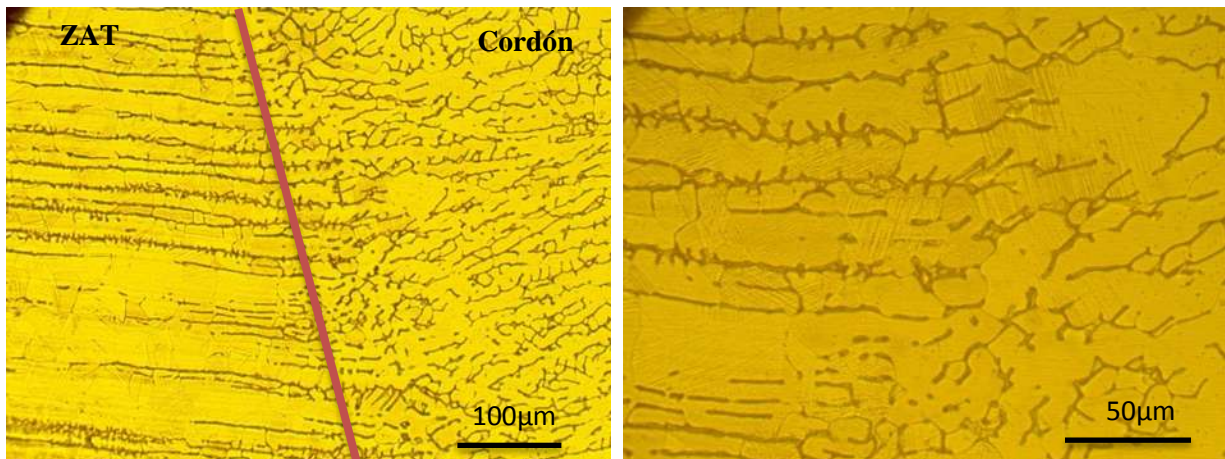


Figura 4. 22. Microestructura de la interfase de la soldadura realizada con campo axial a 200X y 500X.

4.1.4 Perfiles de microdureza

La **Figura 4.23** muestra los perfiles de microdureza de las probetas 1-4 en donde se puede observar que la unión soldada 4 muestra valores de microdureza más elevados que las otras tres uniones, lo que corrobora lo reportado por Curiel y colaboradores [4, 33], en donde se especifica que la interacción electromagnética propicia la formación de la ferrita δ en forma de listones en la ZAT como se muestra en las **figuras 4.20-4.22** y que además arroja valores más elevados de microdureza y resistencia a la corrosión intergranular, sin embargo, a pesar de los altos valores de microdureza, en el presente trabajo, al tratar de realizar la soldadura en una sola pasada se obtuvo falta de fusión lateral significativa y falta de penetración por lo cual las propiedades mecánicas para este tipo de espesores son malas. Por otra parte la probeta identificada con el número 1, mostró valores de microdureza similares al material soldado sin campo magnético externo, pero su resistencia a la tensión es superior en 33MPa, además exhibe una penetración total al aplicarle el campo magnético perpendicular al arco eléctrico en una sola dirección.

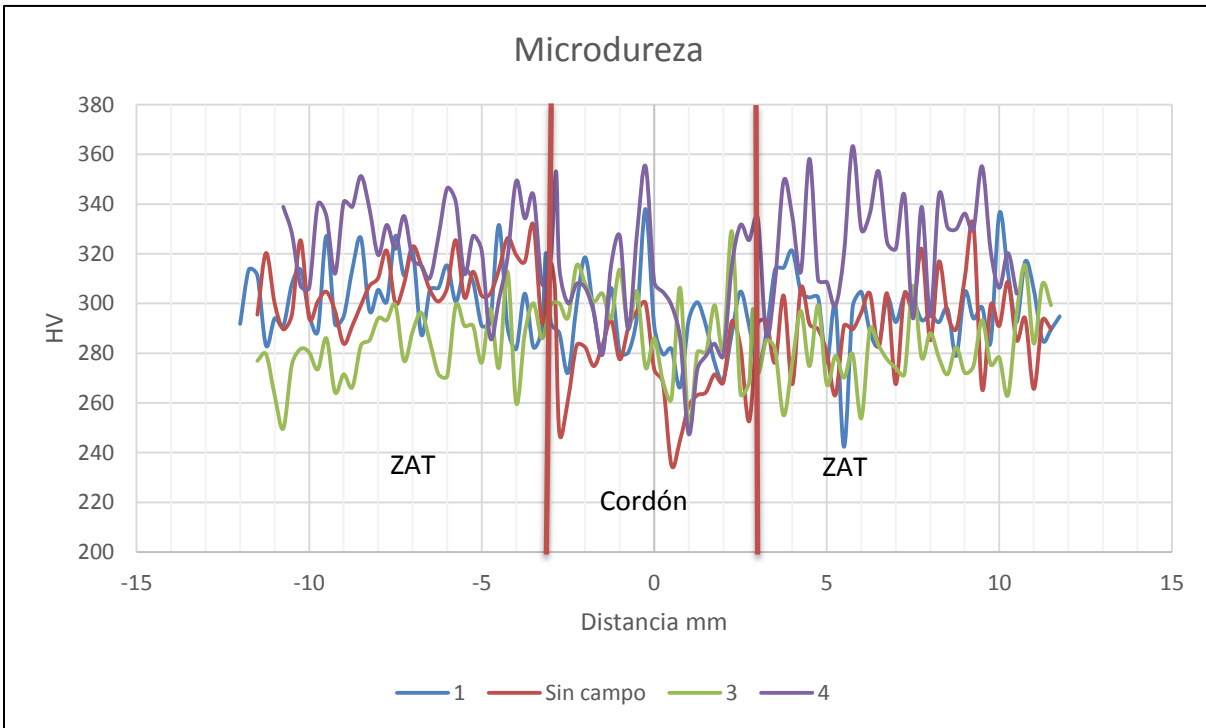


Figura 4. 23. Perfiles de microdureza.

La **Figura 4.24** muestra los perfiles de microdureza de las probetas 2, 11 y 12 en donde se aprecia los valores son uniformes tanto en el cordón de soldadura y la ZAT, sin que se presente un aumento considerable en el cordón de soldadura. Se esperaba que al incluirse pequeñas cantidades de metal base, desprendidas por los iones y depositadas en el cordón de soldadura existiera un cambio en las propiedades mecánicas, sin embargo, aunque si se observaron pequeñas cantidades de material base incluidas en el cordón cerca de la línea de fusión (muestra 12), no fueron determinantes en aumentar las propiedades mecánicas. Es evidente un leve incremento de micro dureza en el centro del cordón de soldadura de la probeta identificada con el número 11 que presenta los tres tipos clásicos de ferrita (esquelética, de agujas y alotriomórfica) como se ilustra en la **figura 4.18**. De igual manera que con las probetas 2, 3 y 4, debido a que se intentó realizar la soldadura en una sola pasada, se presentaron problemas de falta de fusión lateral en la parte inferior el cordón de soldadura.

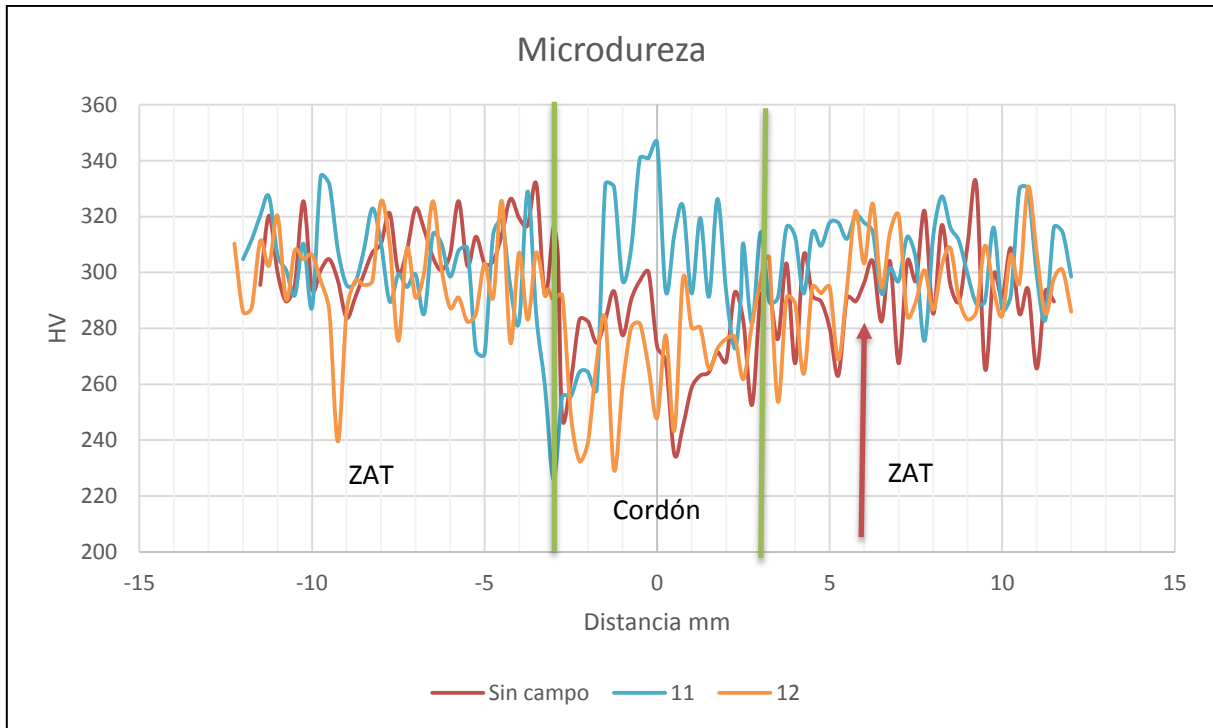


Figura 4. 24. Perfiles de microdureza.

4.1.5 Ensayos de tensión.

Con respecto al comportamiento en los ensayos de tensión (**Tabla V**) se puede decir que no existe mayor diferencia puesto que la tendencia es similar, es decir ninguna de las muestras presentó una mejoría en las propiedades mecánicas ya que presentan valores de resistencia máxima inferiores al material base, además la falla ocurrió en el cordón de soldadura en todos los casos sin importar la diferencia de condiciones utilizadas en la realización de la unión soldada, esto es contrario al comportamiento esperado, pues comúnmente la falla ocurre en la ZAT debido a que los cambios ocurridos en esta zona, tal como el crecimiento de grano, disminuyen su resistencia mecánica; la falla en el cordón se atribuye al tipo de electrodo de aporte utilizado que es un 308L al silicio que presenta una resistencia a la tracción mínima de 520 MPa al encontrarse como metal de depósito en una unión soldada [1], éste elemento le proporciona mayor fluidez al material fundido y actúa como desoxidante, al observarse que las muestras fallaban en el cordón de soldadura se decidió realizar pruebas sobre el electrodo en dos condiciones: tal como se recibía y después de someterlo a un tratamiento de solubilizado para simular la condición en la que se encuentra

al formar el cordón de soldadura. Se encontró que para este último estado la resistencia máxima a la tensión era menor a la del material base. Como se puede observar en las **figuras 4.25 b, 4.25 c y 4.25 d**, algunas de las muestras presentan una desviación abrupta en la curva esfuerzo-deformación y posterior falla a esfuerzos bajos en la zona de deformación plástica, esto debido a que la presencia de falta de fusión lateral que actúa como concentrador de esfuerzos. Por otra parte se consideró omitir la presentación de las gráficas correspondientes a las probetas 3, 4 y 11 ya que presentaron falta de fusión lateral importante y por consiguiente fue imposible obtener resultados representativos debido a que los defectos actuaban como concentradores de esfuerzo y las probetas fallaban a esfuerzos relativamente bajos.

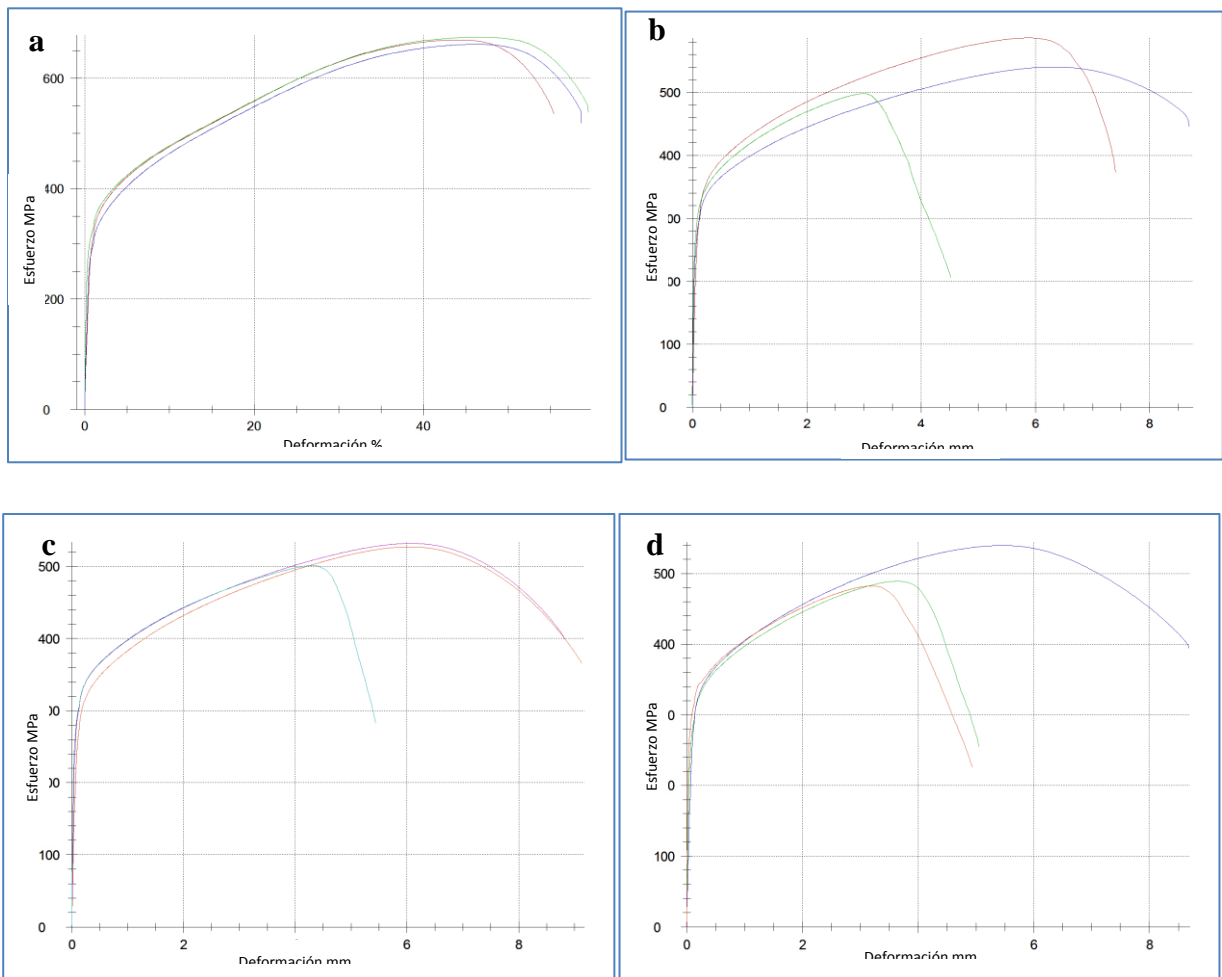


Figura 4. 25. a) Material base, b) Probeta 1, c) Probeta 2, d) probeta 12.

Tabla V. Resultados de ensayos de tensión.

Probeta	Resistencia a la tensión MPa	dL a la fractura %
Material Base	668	40
1	563	32.2
2	530	35.95
12	536	31.9

4.1.6 Análisis de fracturas por MEB.

Las figuras 4.26-4.28 ilustran la morfología de la fractura de las probetas ensayadas a tensión en donde se puede observar a bajas magnificaciones una diferencia significativa de la topografía de la fractura de la probeta 2 con respecto a la 11 que es más uniforme y la 12 que en cierta medida presenta valles ligeramente más profundos, sin embargo a magnificaciones mayores se observa que el tipo de fractura es dúctil en las 3 condiciones como se puede apreciar en las figuras 4.29-4.31; por otra parte en las figuras 4.32-4.34 se observa una mayor presencia de inclusiones no metálicas en el centro de los micro hoyuelos formados durante la deformación en la superficie de fractura de la probeta 11 con respecto a las otras dos muestras (2 y 12), estas inclusiones no metálicas pueden ser las causantes de que se encontrara una mayor presencia de picaduras en esta muestra. Se esperaba que existiera alguna diferencia en la morfología de la fractura debido a la posible modificación en las propiedades mecánicas del cordón de soldadura, sin embargo al no presentarse el cambio en tales propiedades la variación en el tipo de fractura también fue nula.

Los microanálisis realizados en el MEB (Figuras 4.35-4.37) así como su porcentaje en peso representados en la Tabla VI permiten corroborar un incremento del porcentaje de azufre de la inclusión analizada de la probeta correspondiente a la muestra 12 lo que indica un sulfuro de manganeso mientras que en los otros microanálisis no es tan claro definir si es un sulfuro sino que corresponde más bien a una mezcla de óxido de silicio y manganeso.

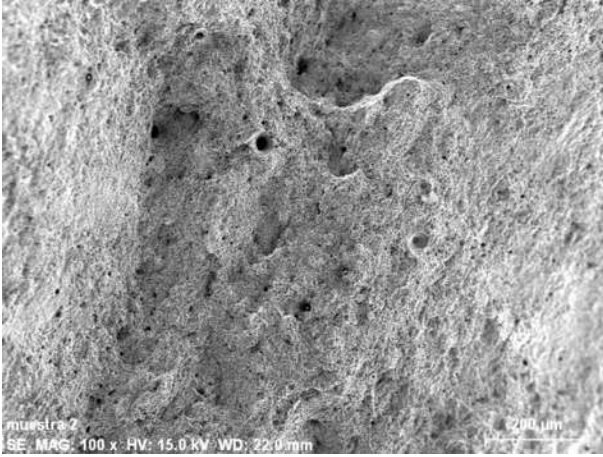


Figura 4. 26. Probeta 2 a 100X.

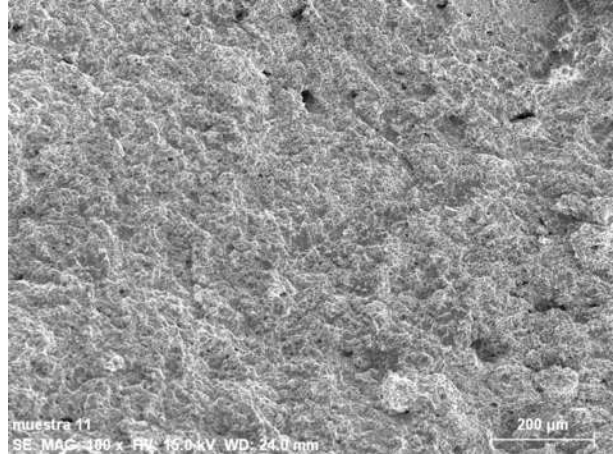


Figura 4. 27. Probeta 11 a 100X.

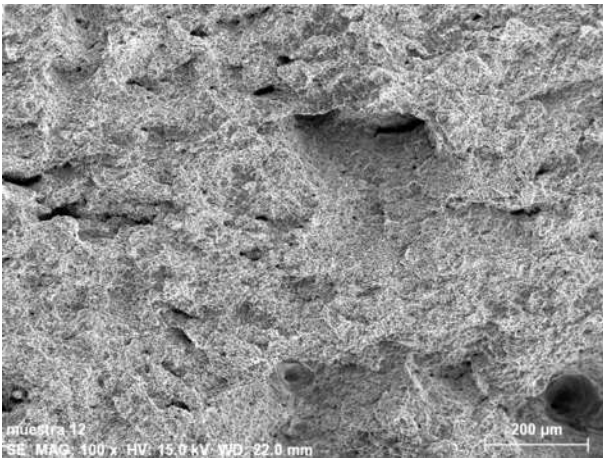


Figura 4. 28. Probeta 12 a 100X.

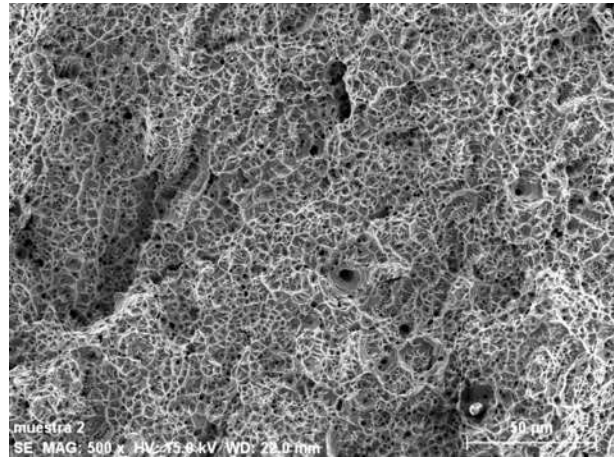


Figura 4. 29. Probeta 2 a 500X.

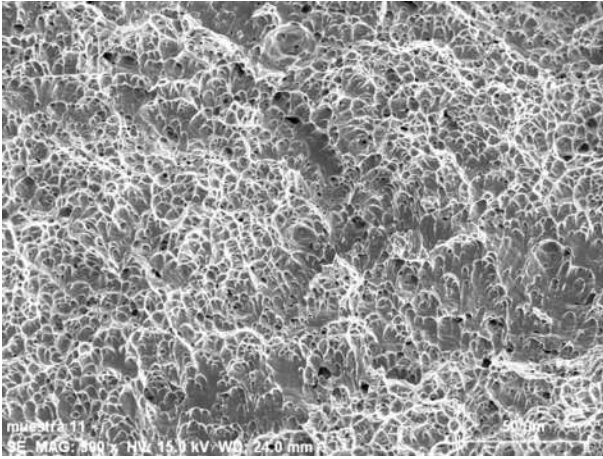


Figura 4. 30. Probeta 11 a 500X.

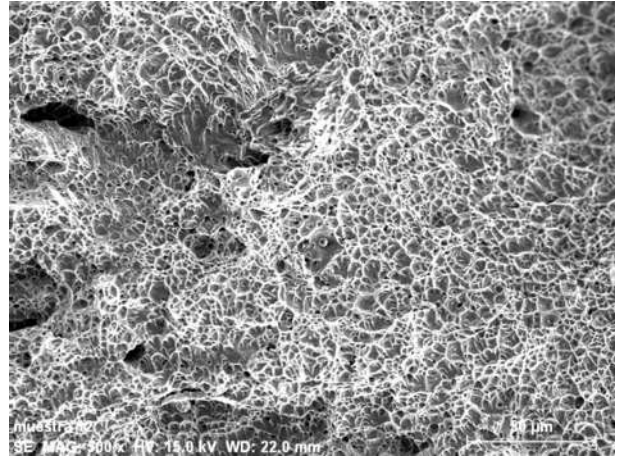


Figura 4. 31. Probeta 12 a 500X.

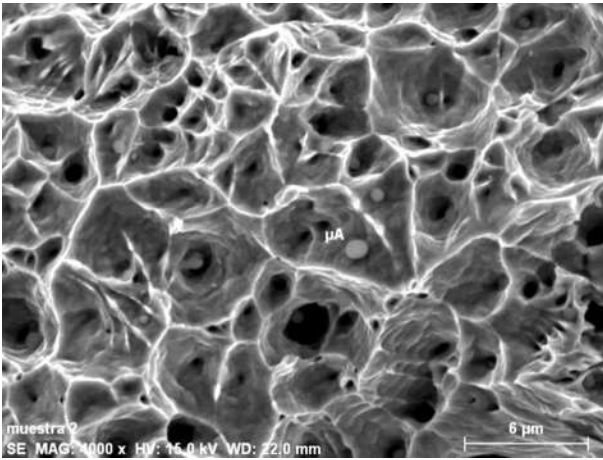


Figura 4. 32. Probeta 2 a 4000X.

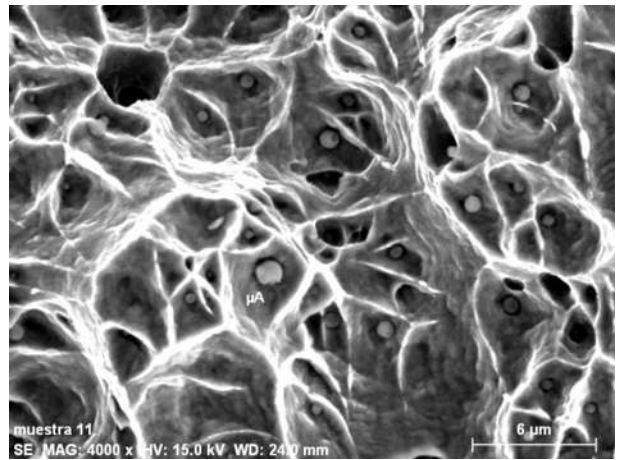


Figura 4. 33. Probeta 11 a 4000X.

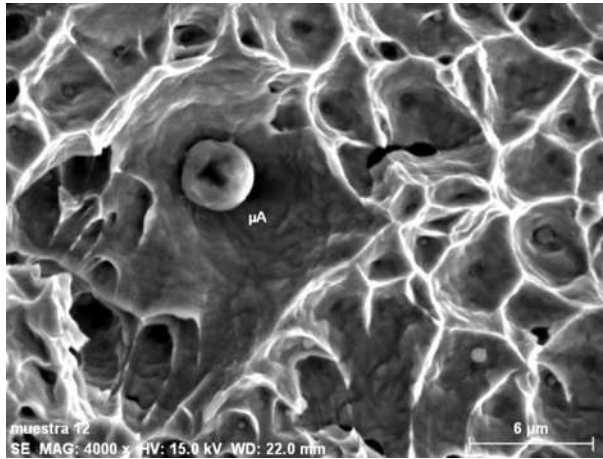


Figura 4. 34. Probeta 12 a 4000X.

Tabla VI. Porcentajes en peso del microanálisis realizado a las inclusiones de las probetas 2, 11 y 12.

Probeta	%Mn	%S	%Si	%Al	%O
2	24.6617	1.069637	10.72346	0.732081	19.23682
11	28.32946	2.213208	11.63082	0.760106	19.21592
12	37.88794	18.48645	2.878714	-	4.364583

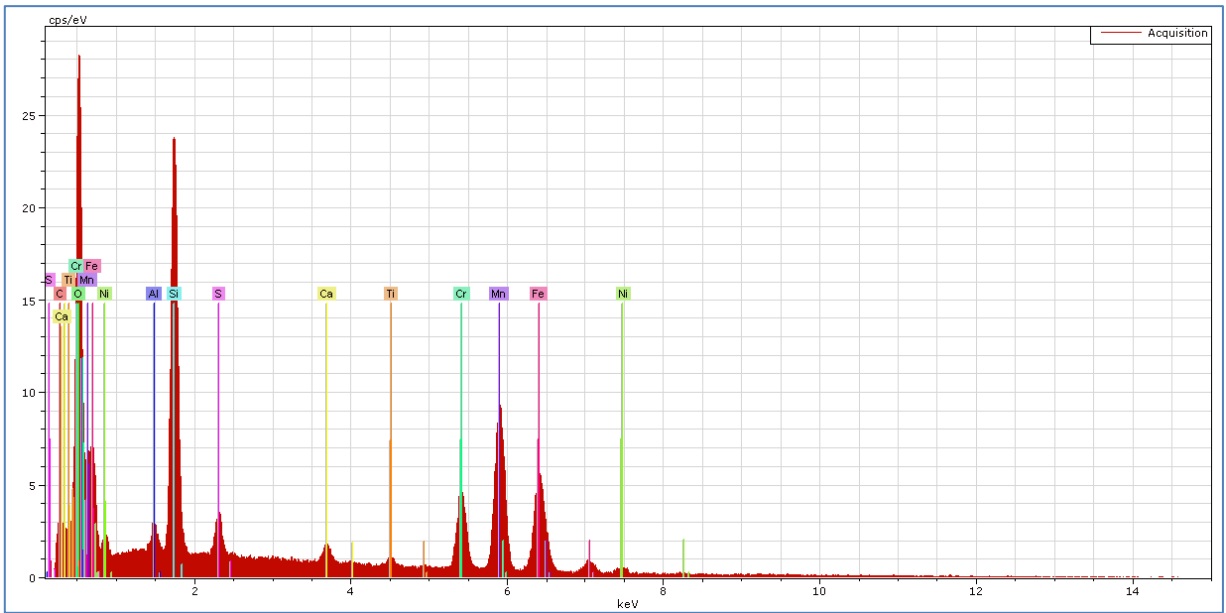


Figura 4. 35. Microanálisis de inclusiones de muestra 2.

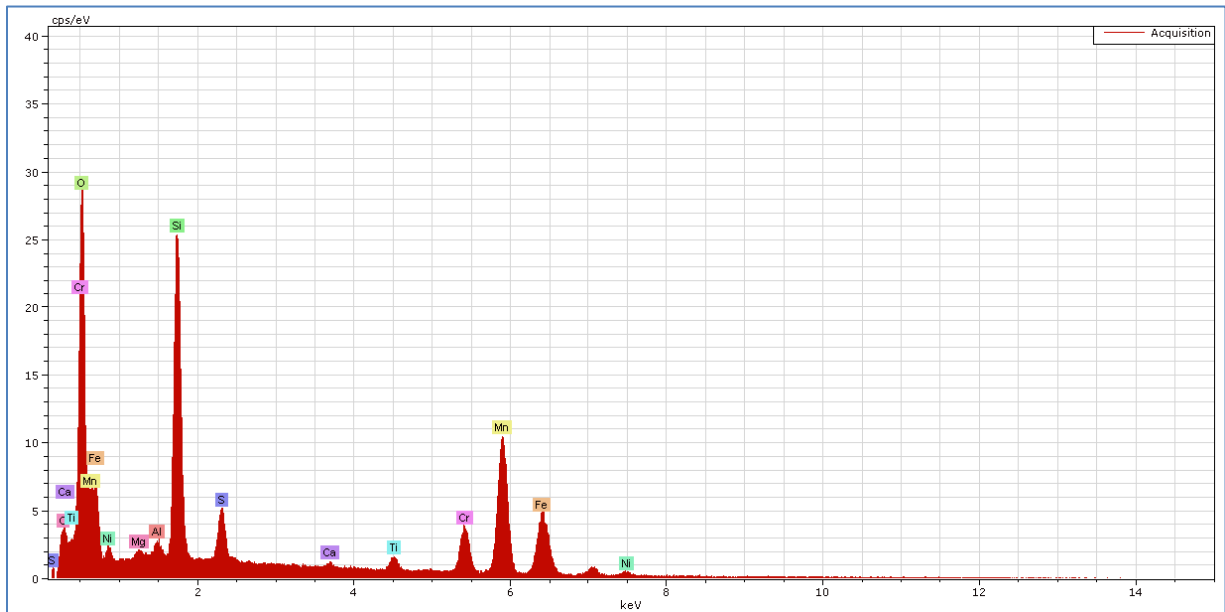


Figura 4. 36. Microanálisis de inclusiones de muestra 11.

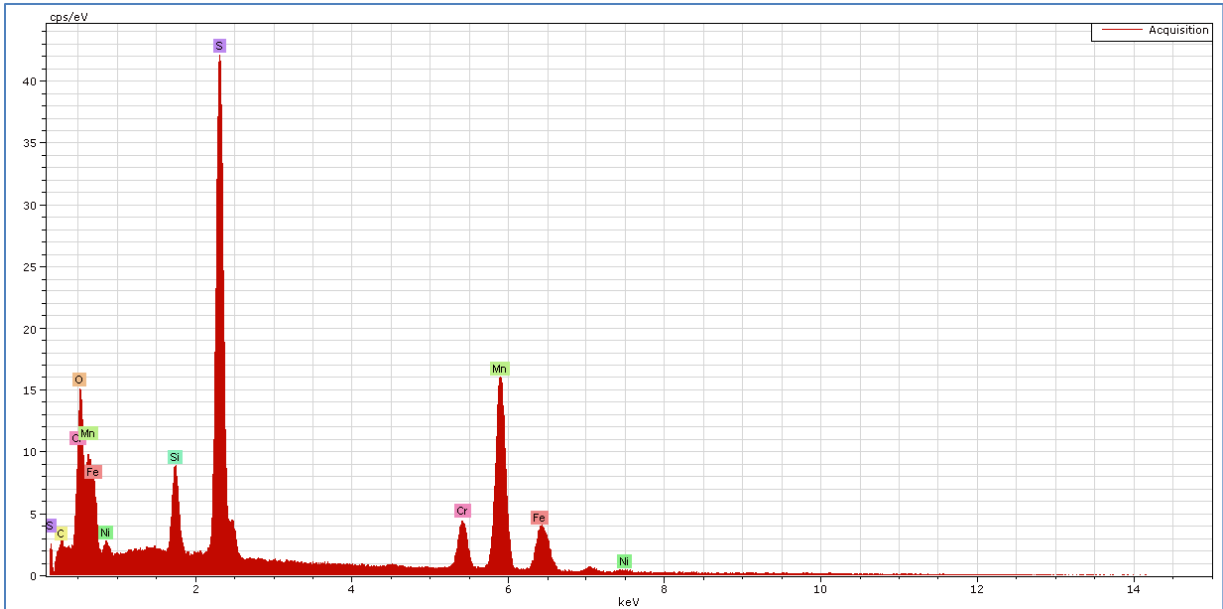


Figura 4. 37. Microanálisis de inclusiones de muestra 12.

4.1.7 Ensayo de impacto.

En el ensayo de impacto se puede observar que los valores de la **tabla VII** concuerdan con los valores de microdureza obtenidos en la **figura 4.24**, la microdureza de las probetas 11 y 12 tienen aproximadamente 20 unidades más que la probeta número 2 en la zona donde se hizo la muesca para inducir la falla, por lo tanto se esperaba que tuvieran menor tenacidad y se corroboró con los resultados de energía absorbida, que en este caso fue menos para las muestras 11 y 12. La probeta número 1 es la que menor energía absorbe, esto se adjudica a la menor presencia de ferrita en la ZAT. Chen y Chou [32] demostraron que la pérdida o disolución de la ferrita reducen la ductilidad en los aceros inoxidable austeníticos.

Tabla VII. Energía absorbida por las probetas en el ensayo de impacto.

Muestra	1	2	3	4	11	12
Energía absorbida (Joules)	93	132	108	99	101	112

4.1.8 Curvas de polarización potenciodinámica de doble ciclo. [27]

En la **figura 4.38** se muestra la curva potenciodinámica de doble ciclo realizada en el material base tal y como se adquirió. En primera instancia el material base no debería presentar sensibilización, debido a que no fue sometido a ningún proceso que involucre un tratamiento térmico a una temperatura por encima de los 450 °C antes de prepararlo para la realización de las uniones soldadas. Sin embargo, los ensayos realizados revelan que el material presenta un grado de sensibilidad, ya que el valor obtenido de la relación I_r / I_a es de 0.086. El hecho de que el material tal como se recibe se encuentre sensibilizado es atribuido al proceso de fabricación y conformado al que es sometido para darle el espesor requerido de acuerdo a la norma estipulada para su comercialización.

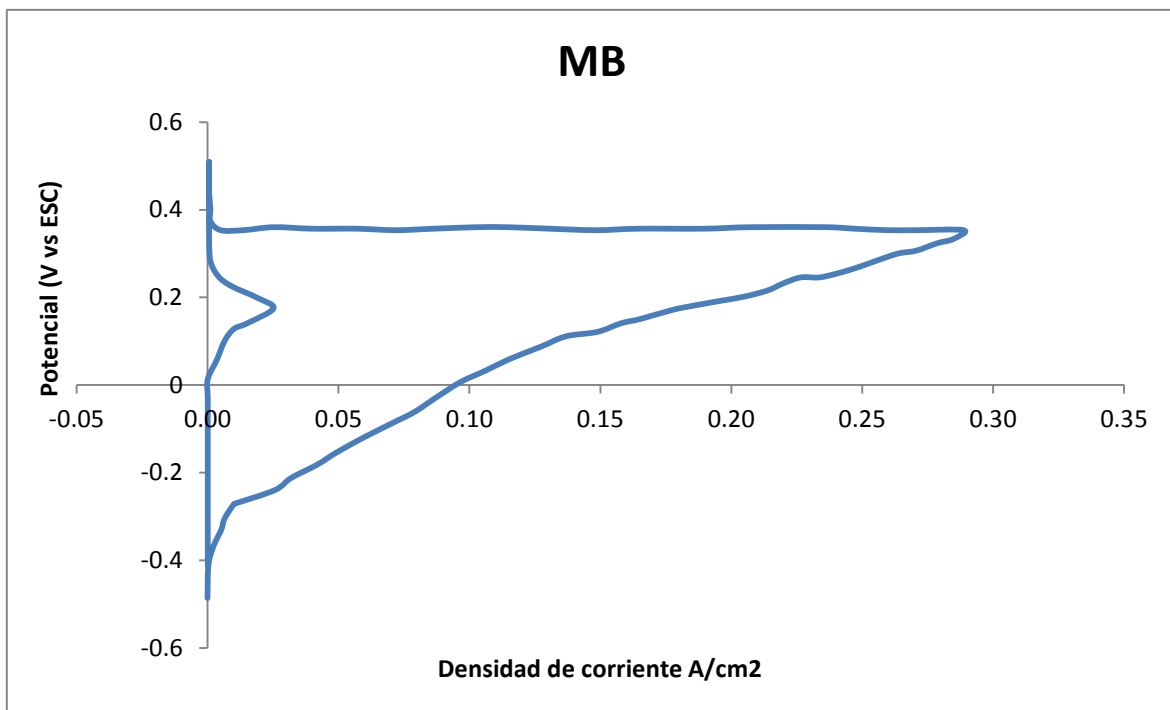


Figura 4. 38. Curva de polarización potenciodinámica de doble ciclo del acero AISI 304.

Por otra parte en la **figura 4.39** se muestran las curvas de reactivación potenciodinámicas de doble ciclo con las cuales se evaluó el grado de sensibilidad en la zona afectada térmicamente del acero 304 que se soldó con un campo magnético opuesto entre sí de 3 mT

(en sus dos configuraciones, **figura 3.6 b** y **figura 3.6 e**) y sin la aplicación del campo magnético.

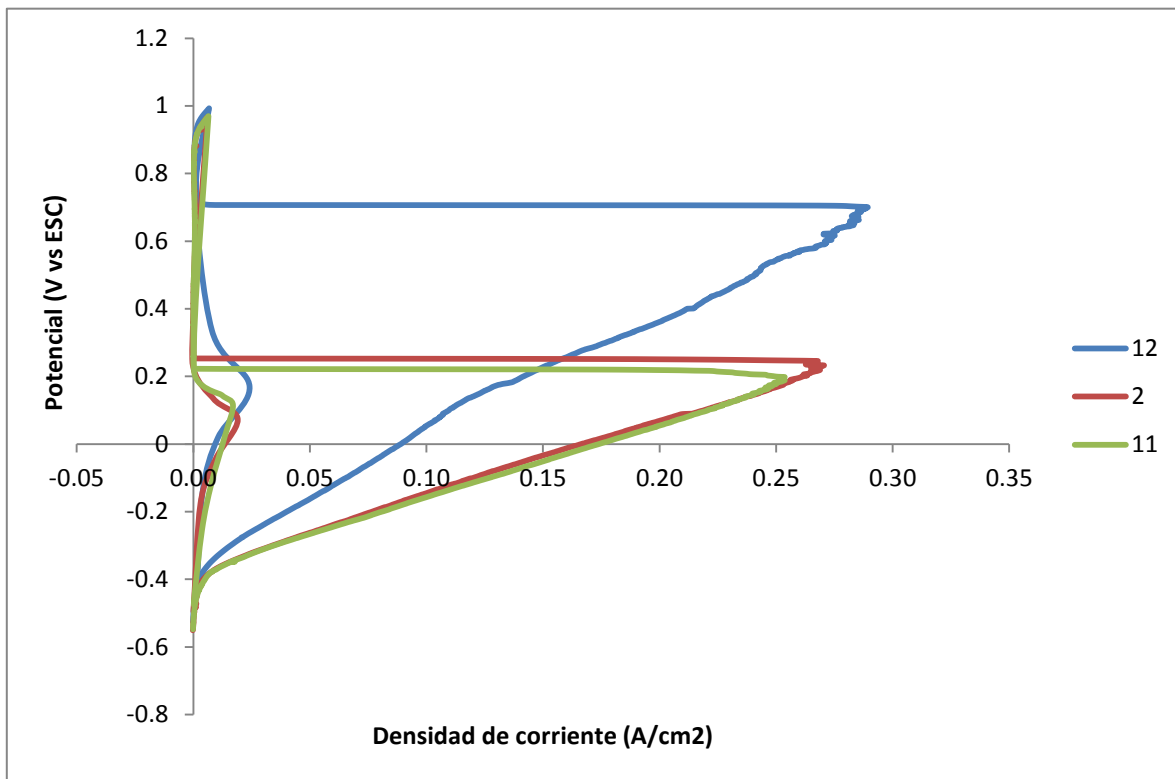


Figura 4. 39.- Curva de polarización potenciodinámica de doble ciclo de las probetas 2, 11 y 12.

En la **Tabla VIII** se muestran los valores de corriente de activación y corriente de reactivación para cada una de las tres muestras sometidas a este ensayo. Se puede observar que la densidad de corriente de activación es un poco mayor para la muestra de la probeta 12, lo que indica que la superficie en la ZAT es más activa que la superficie de la ZAT de la muestra que fue soldada sin la aplicación de campo magnético, esto sugeriría la presencia de corrosión intergranular, sin embargo, una vez examinada mediante microscopía electrónica de barrido se observó algo totalmente diferente, lo cual se mostrará posteriormente. La muestra 11 también presenta un valor que nos muestra que el material tiene cierto grado de sensibilidad, no obstante, una vez analizada la superficie de las muestras ensayadas reflejan que no existe un problema de corrosión localizada, sino que presenta al igual que la muestra anterior, un fenómeno de corrosión generalizado y de igual

forma los resultados serán sustentados mediante lo observado en microscopía electrónica de barrido.

Tabla VIII. Resultados obtenidos de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo.

Ensayo	Ir	Ia	Ir/Ia
Probeta 11	0.0138	0.258	0.05348837
Probeta 12	0.02578	0.2877	0.08960723
Probeta MB	0.025	0.289	0.086
Probeta 2	0.0175	0.27056	0.06468066

En la **figura 4.40** se puede apreciar el material base que presenta daño considerable debido a que fue atacado localmente en sitios donde pudo existir la presencia de carburos de cromo, se puede también apreciar que las picaduras son de forma facetada, mostrando en su interior las caras de los granos en forma hexagonal, así como pequeños vestigios de inclusiones no metálicas que en base al microanálisis se presume podrían ser sulfuro de hierro, tal microanálisis presenta en el espectro de la **figura 4.41** donde se muestra la presencia de azufre y de otros elementos que corresponden al material base; por otra parte, en la matriz de los granos donde existe la formación de martensita, las agujas correspondientes a esta fase se ven perfectamente reveladas por el ataque que se puede denominar generalizado. Lo anteriormente descrito demuestra idoneidad de la técnica estandarizada por la norma ASTM G108, con la solución de 0.5M de H_2SO_4 + 0.01M KSCN, y a su vez también concuerda con lo reportado por Curiel y colaboradores [4], quienes reportan que este tipo de morfología de corrosión se presenta cuando el material base viene sensibilizado debido al proceso de fabricación y la deformación en frío para darle el espesor considerado.

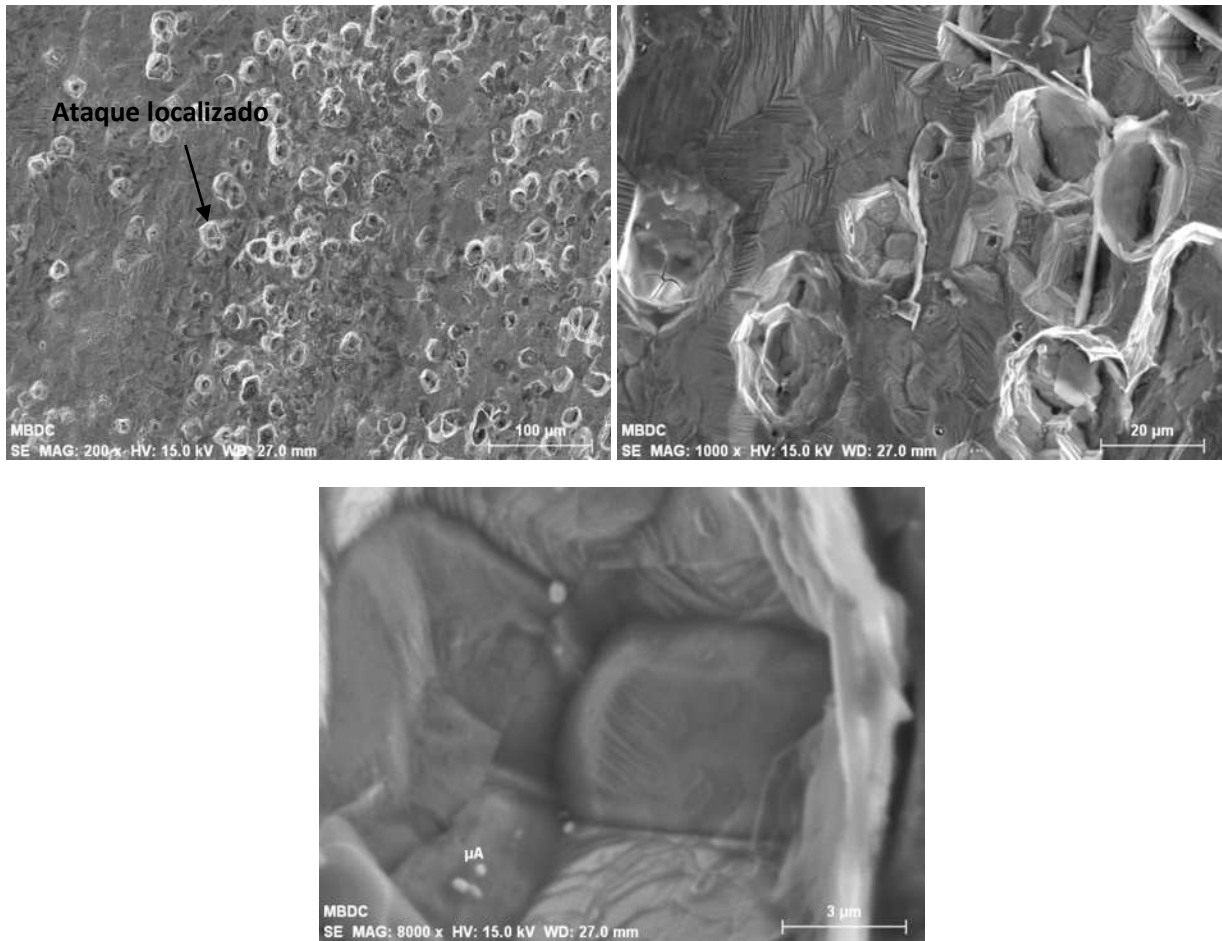


Figura 4. 40. Morfología de la superficie del MB después del ensayo electroquímico DLEPR.

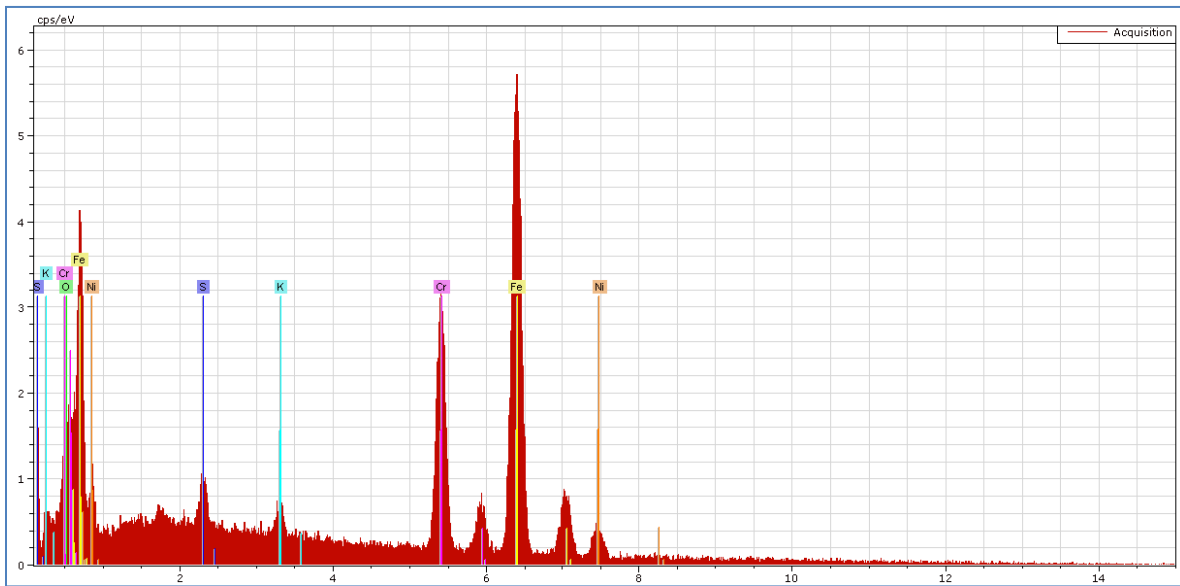


Figura 4. 41. Espectro de los vestigios de las inclusiones no metálicas localizadas en el interior de las picaduras.

La **figura 4.42** muestra la morfología del ataque realizado durante el ensayo electroquímico de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo en la ZAT a tres milímetros de la línea de fusión de la soldadura realizada sin la presencia de un campo magnético, en donde se puede observar que a pesar de que la relación de I_r/I_a da un valor de 0.064, valor inferior al obtenido por el material base, la morfología del ataque superficial es muy similar a la del material base después del ensayo electroquímico realizado. Esto se debe al ciclo térmico experimentado durante la soldadura, ya que se alcanza el rango de temperaturas donde se precipitan los carburos de cromo que son los principales causantes del fenómeno de sensibilización.

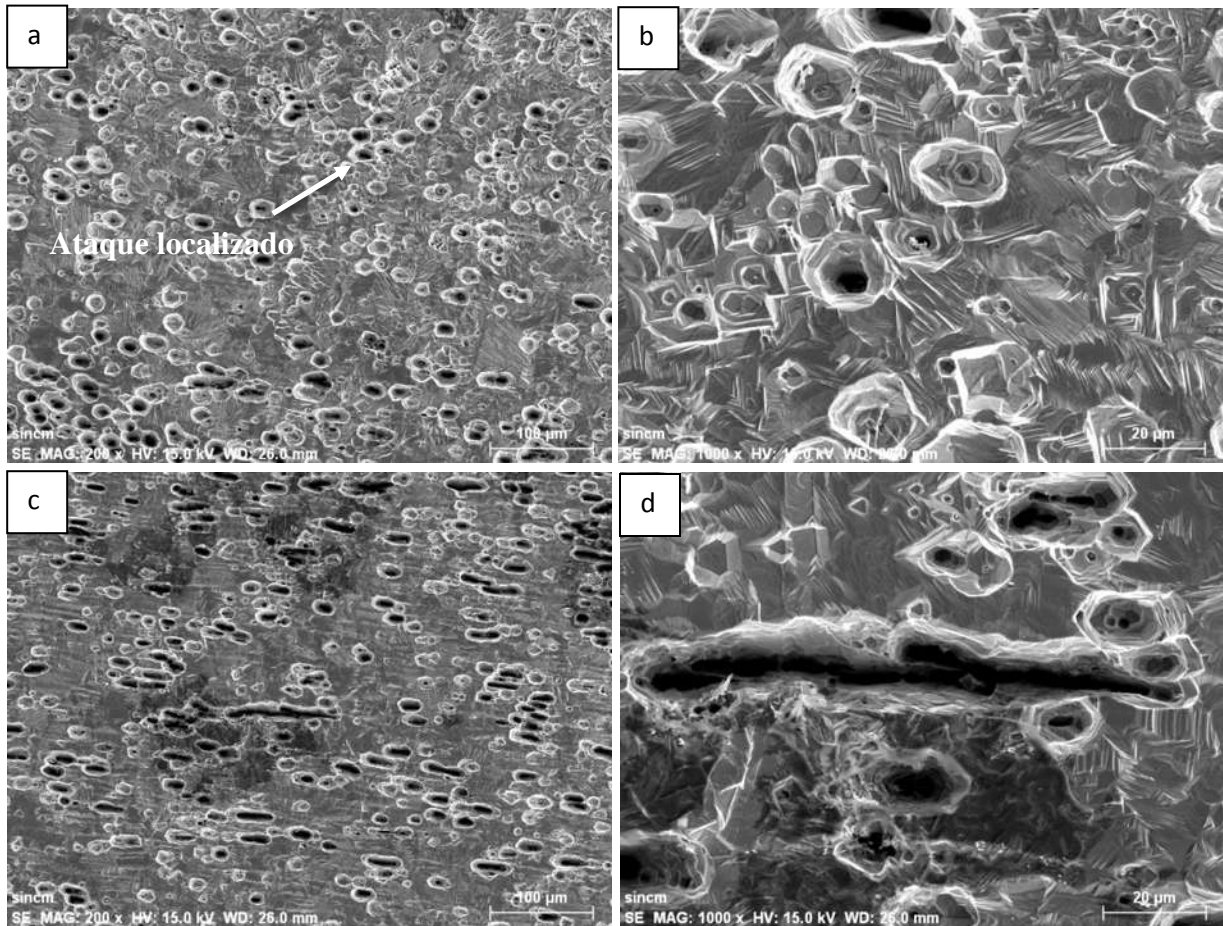


Figura 4. 42. Morfología del ataque electroquímico a-b) orilla de la probeta 2 y c-d) centro de la probeta 2.

De igual manera la **figura 4.43** ilustra una picadura en el centro del grano de la superficie de la ZAT de la soldadura sin campo magnético en donde se muestra el mapeo correspondiente y a su vez en la **figura 4.44** los picos del difractograma del microanálisis realizado a la partícula encontrada en el centro de la picadura la cual debido a su concentración de elementos podría ser un compuesto de carburo de vanadio o titanio, con empobrecimiento de cromo a su alrededor debido al ataque mostrado.

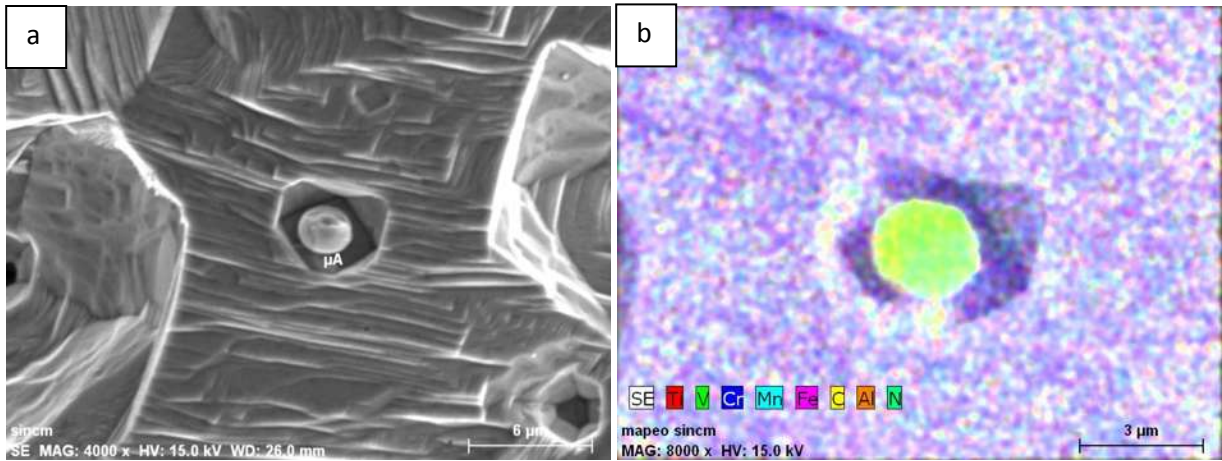


Figura 4. 43. a) Forma de ataque de la superficie de la ZAT en el cordón de soldadura sin la aplicación de campo magnético y b) el mapeo de concentración de los elementos en la picadura.

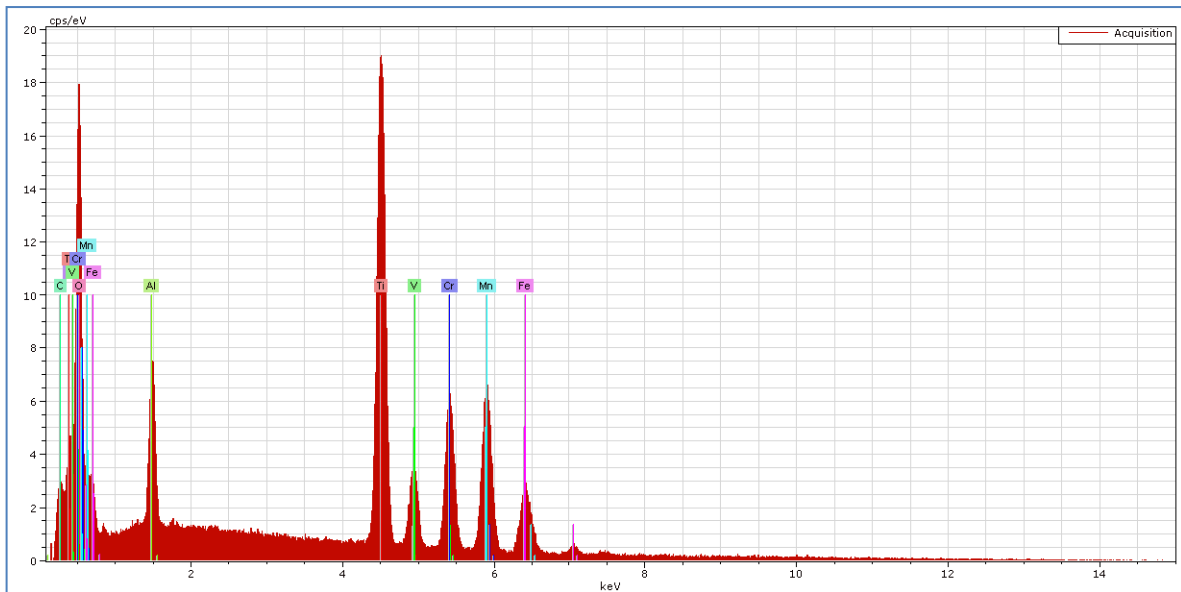


Figura 4. 44. Intensidad de los picos del microanálisis realizado al carburo de vanadio encontrado en el centro de la picadura.

La **figura 4.45** ilustra la forma del ataque electroquímico realizado durante el trazado de las curvas de polarización potenciodinámicas de doble ciclo en la ZAT de la soldadura realizada en el acero AISI 304 utilizando un campo magnético opuesto de 3 mT en el sentido de la dirección de soldadura (probeta 11), en donde la relación de I_r/I_a da un valor de 0.053, que de acuerdo a la norma ASTM G108 está en el límite de inicio del fenómeno de sensibilidad. En la muestra 11 se puede observar un ataque generalizado sobre la superficie paralelo al cordón de soldadura sin presentar ataque localizado como en el material base y ZAT del cordón de soldadura de la probeta 2, algunas de estas líneas de ataque presentan en su parte central un compuesto con alto porcentaje de cromo sin la presencia del carbono, lo cual puede ser atribuido a la formación de algún compuesto como la fase σ o incluso ferrita, pero esta aseveración se realiza en función del porcentaje de cromo y hierro los cuales se muestran en la **tabla IX**, así como debido a la intensidad de los picos del microanálisis realizado en la partícula mostrada en la **figura 4.45c-d**. Para poder comprobar lo anteriormente expresado se sugiere realizar una caracterización mediante microscopía electrónica de transmisión, así como un análisis químico puntual y la determinación de la estructura cristalina del compuesto en un trabajo posterior.

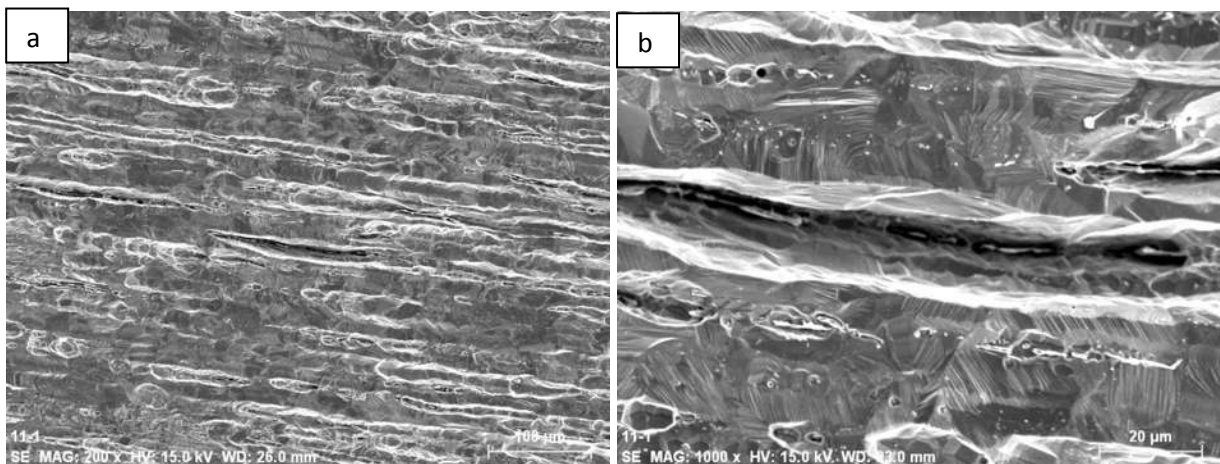


Figura 4.45. Morfología de ataque de la ZAT del cordón de soldadura con aplicación de campo magnético opuesto paralelo del cordón de soldadura.

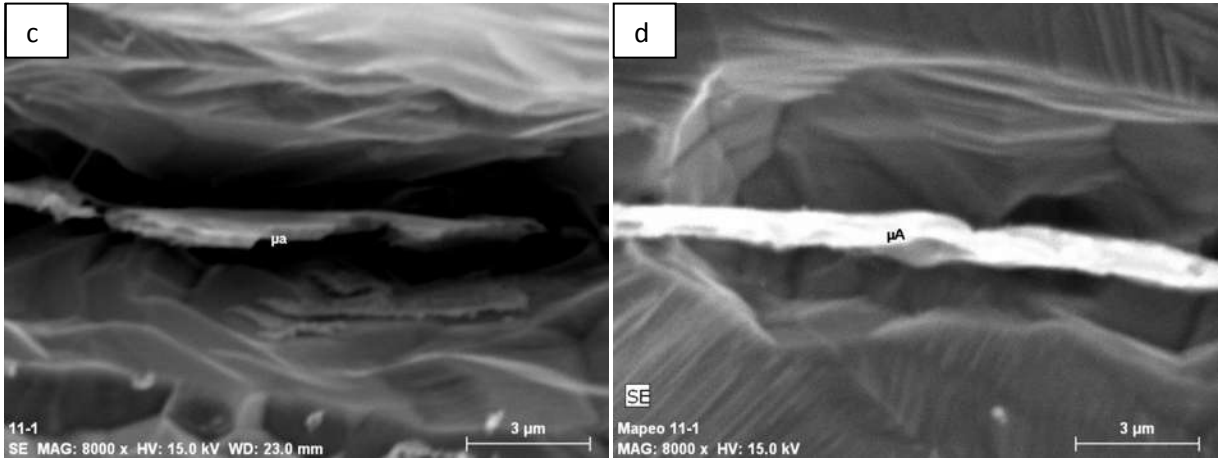


Figura 4. 45. Morfología de ataque de la ZAT del cordón de soldadura con aplicación de campo magnético opuesto paralelo del cordón de soldadura (continuación).

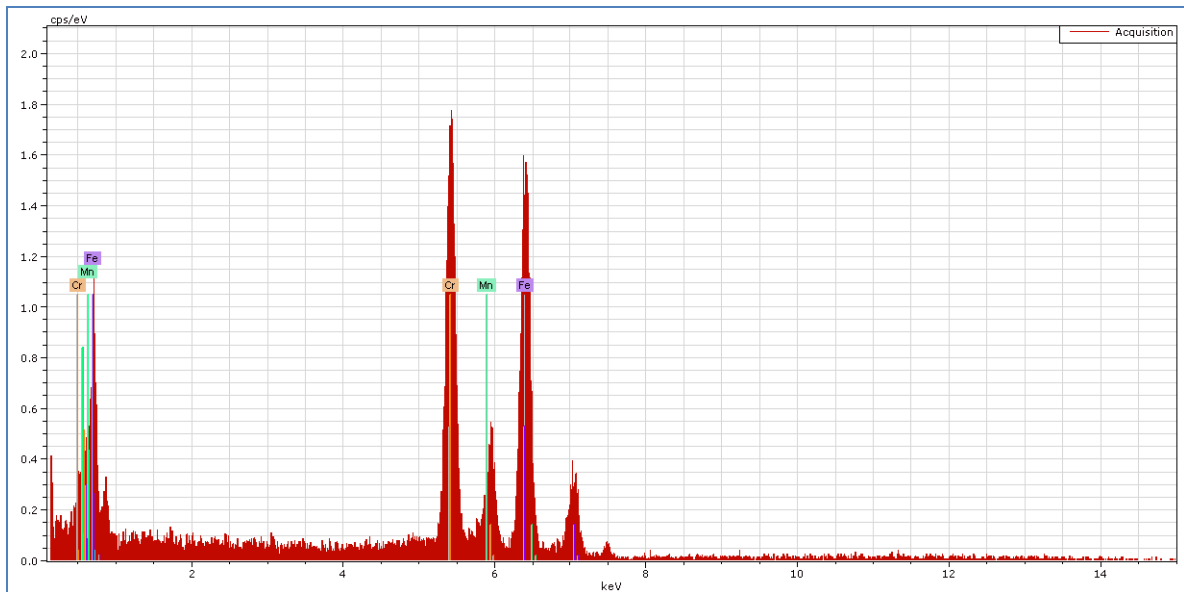


Figura 4. 46. Espectrograma del análisis químico realizado en la partícula de la figura 4.45.

Tabla IX. Porcentaje en peso de los elementos del compuesto de la figura 4.45 c-d.

Elemento	[peso %]	[norm. at.%]	Error en %
Cromo	34.64159652	36.22745358	2.305243
Manganeso	8.398051709	8.312191389	1.257143
Hierro	56.96035177	55.46035504	3.640905
	100	100	

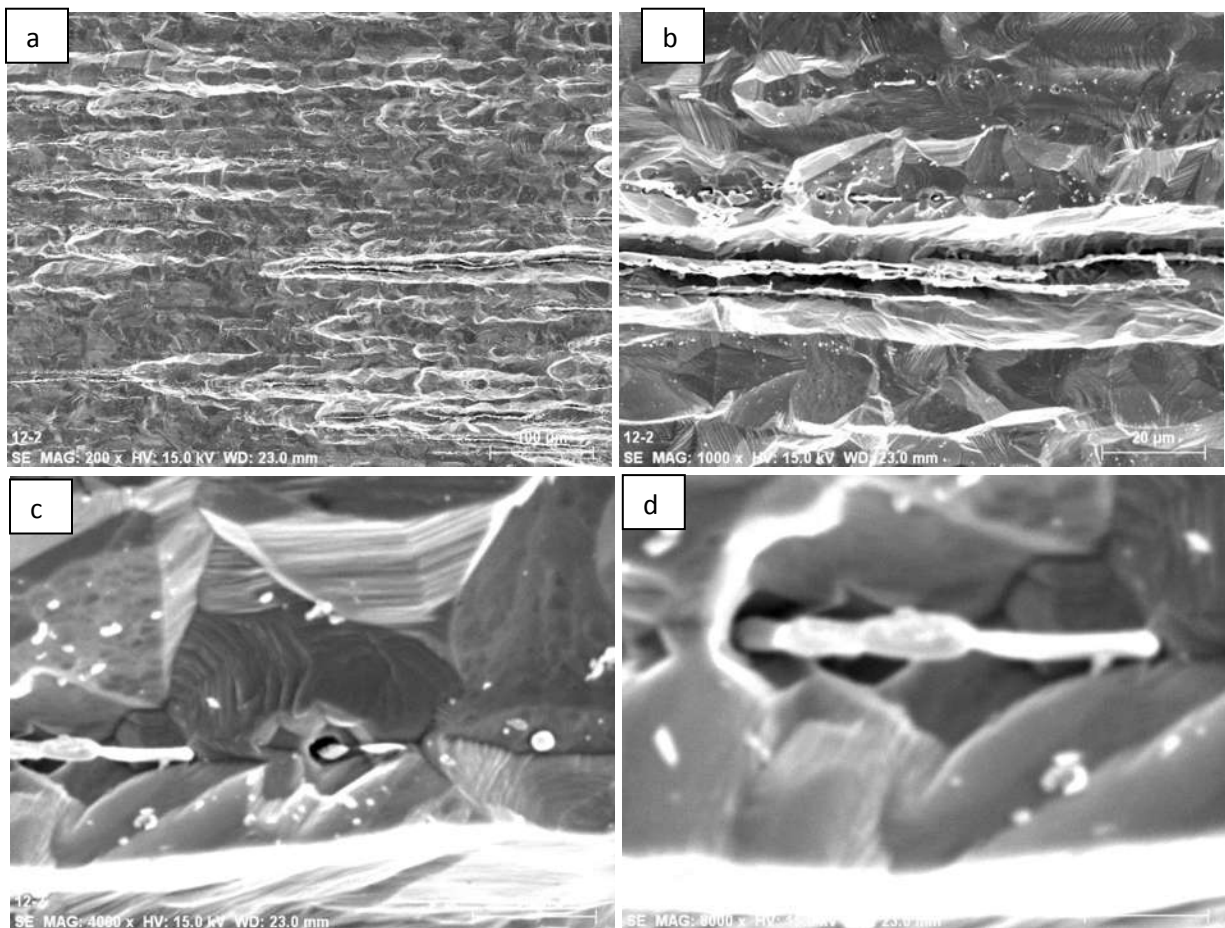


Figura 4. 47. Morfología del ataque electroquímico realizado durante el trazado de las curvas potenciodinámicas de doble ciclo en la ZAT de la soldadura de la muestra número

12.

Por otra parte la **figura 4.47** muestra la morfología del ataque superficial generado en la ZAT de la muestra número 12 donde se aprecia claramente una morfología de ataque similar a las probetas obtenidas de la muestra 11, con líneas de ataque que presentan en el centro un tipo de compuesto correspondiente a la formación de algunos compuestos delgados y alineados en la misma dirección del cordón de soldadura, se presume que son carburos de cromo. Esto se asevera en base a los resultados del análisis cuantitativo realizado en forma puntual y de acuerdo a los porcentajes en peso obtenidos cualitativamente y mostrados en la **tabla X**, así como en el espectrograma de la **figura 4.48**.

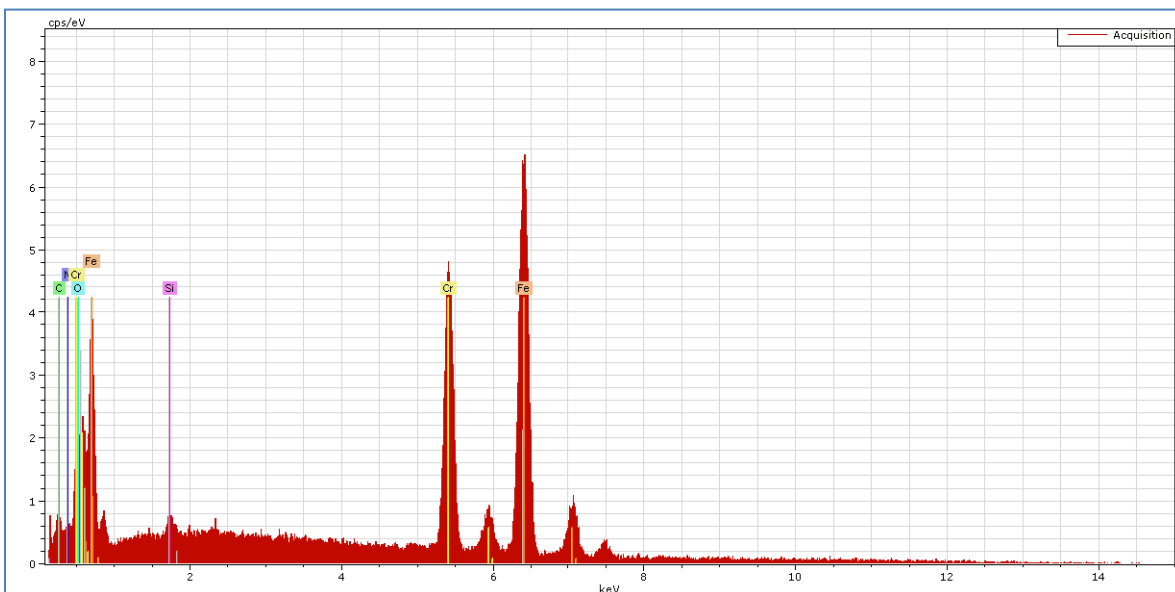


Figura 4. 48. Espectrograma de los compuestos lineales encontrados en la morfología del ataque electroquímico en la superficie de la ZAT de la muestra 12.

Tabla X. Porcentajes en peso de los elementos encontrados en el compuesto formado en el interior de las líneas de ataque de la ZAT del codón de soldadura con campo magnético opuesto a la dirección del cordón de soldadura.

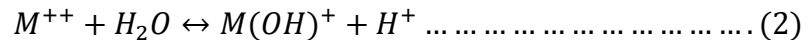
Elemento	[Peso %]	[norm. at.%]	Error en %
Carbono	1.55817538	6.041309733	0.315709
Nitrógeno	3.134370888	10.42097835	0.728978
Oxígeno	1.049608774	3.055045379	0.529382
Silicio	0.312306289	0.517836305	0.046449
Cromo	26.3482929	23.59806923	0.81912
Hierro	67.59724577	56.366761	2.076532
	100	100	

A pesar de que los resultados de las curvas de polarización de doble ciclo muestran que todos los especímenes se encontraban sensibilizados, la morfología del ataque es muy distinta. Ya que en algunas de ellas es localizado y en otras es generalizado.

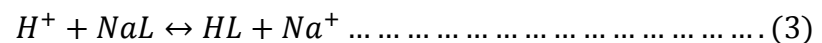
Al corroerse un metal, una parte de este pasa a la solución en forma de iones:



En corrosión se estudian metales cuyos iones no son estables en contacto con el agua, es decir estos iones reaccionan con las moléculas de agua y alcanzan un equilibrio termodinámico según se muestra en la siguiente reacción:



Si el medio corrosivo contiene sales de ácidos débiles, es decir sales poco disociadas, los protones producidos reaccionarán con la sal del ácido débil dando:



Donde L^- es el anión de un ácido débil. Al consumirse los protones producidos en (2), no habrá una modificación importante del pH. Sin embargo, si el medio contiene aniones de ácidos fuertes, éstos no captarán protones, es decir existirá un exceso de estos y se producirán zonas de acidificación localizada. De acuerdo con los diagramas de Pourbaix una disminución del pH (acidificación) hace que los óxidos que pasivan el metal dejen de ser estables y el metal se despasive. Además está demostrado que la velocidad de un ataque localizado es mucho más elevada que la de un ataque generalizado, por lo que es más grave [34].

Al aplicar un campo magnético se produce un efecto conocido como magnetostricción, que es el cambio de dimensiones en el cristal debido al alineamiento de los dominios magnéticos del material con el campo magnético externo. El valor de la constante volumétrica de magnetostricción depende de la dirección en la que se aplique el campo magnético, siendo positiva cuando produce la dilatación del material y negativa cuando produce su contracción.

En el caso del hierro γ (austenita) que posee una estructura cristalina del tipo FCC existen dos posibles lugares para el posicionamiento de átomos intersticiales: posiciones tetraédricas y octaédricas. Para hacer un análisis sobre el tamaño máximo de los átomos intersticiales que pueden ocupar estos lugares sin distorsionar se considera que los átomos se encuentran apilados de la manera más compacta en forma de esferas sólidas, y se obtiene que en los lugares octaédricos el máximo espacio es $0.414D$ y para los tetraédricos es $0.225D$, donde D es el diámetro de los átomos de la matriz cristalina, en el caso del Fe- γ tal diámetro es de 2.52 \AA . El diámetro atómico del carbono es de 1.54 \AA , debido a lo anterior es evidente que los lugares octaédricos son los más favorables para contener carbono debido a que se produce una menor cantidad de distorsión en la red cristalina [35].

Es conocido que para el hierro γ la constante de magnetostricción es negativa para las direcciones $\langle 100 \rangle$, es decir la red se comprime, por lo que es evidente que en las regiones donde el campo esté alineado en esta dirección la difusividad del carbono se verá retardada debido a que los átomos de carbono necesitarán deformar más la red debido a que ésta redujo su tamaño, esto podría evitar que el carbono se segregue en los límites de grano y produzca los carburos de cromo. Sin embargo en las direcciones cristalinas en las que el

coeficiente volumétrico de magnetostricción sea positivo, esta se dilatará y aumentará la difusividad del carbono.

4.1.9 Resultados de la resistencia a la polarización en el agua de mar sintética.

En este tipo de estudio se determinó el potencial de picado para las dos condiciones de orientación de las líneas de flujo magnético opuestas, así como para el material base y la soldadura sin campo magnético. La **figura 4.49** muestra las curvas de polarización potenciodinámicas de resistencia a la polarización para las muestras 2, 11 y 12 así como también respecto al material base. La curva anódica, indica un proceso controlado de activación al iniciar la polarización para posteriormente alcanzar un valor de densidad de corriente que va incrementando paulatinamente al llevar la polarización hacia valores más positivos del potencial. A medida que el material es polarizado a una velocidad de 1mV/s a partir del potencial de corrosión no se refleja claramente la zona de pasivación para las probetas 11 y 2 esto debido a que el cromo no se encuentra distribuido de manera homogénea, por lo que la capa pasiva tiende a perder su estabilidad y disolverse, esto se refleja en el bajo potencial de picado que poseen estas dos curvas; para las probetas del material base y las obtenidas de la ZAT de la muestra 12 la zona de pasivación se observa claramente y se obtiene un potencial de picado por encima del valor del potencial cero, esto debido a la mejor distribución del cromo por lo que la capa pasiva es más estable.

Lo descrito en líneas anteriores corrobora lo reportado en la literatura respecto a que los aceros inoxidable austeníticos son muy susceptibles a la corrosión localizada por picado en el agua de mar, que, en cierta medida puede ser mitigado al aplicar un campo magnético de baja intensidad durante la soldadura en un rango de 0-15 mT, tal como fue reportado por Curiel y colaboradores [4].

La **figura 4.51** muestra el rompimiento de la capa pasiva del material base teniendo una cierta orientación circular sin presentar en el centro una picadura más pronunciada como en otros casos. También se realizó un microanálisis en una partícula encontrada en una de las pequeñas picaduras en donde se encontró una significativa cantidad de azufre, lo cual corrobora lo propuesto por Galvele [34] quien comprobó que el picado en aceros inoxidable no se da únicamente por el simple rompimiento de la capa pasiva de óxido de cromo, sino que inclusiones de sulfuro de manganeso o hierro en una matriz de acero

inoxidable tienden a disolverse por tener menor resistencia a la corrosión, por lo cual son sitios preferenciales de corrosión localizada en este tipo de materiales [36].

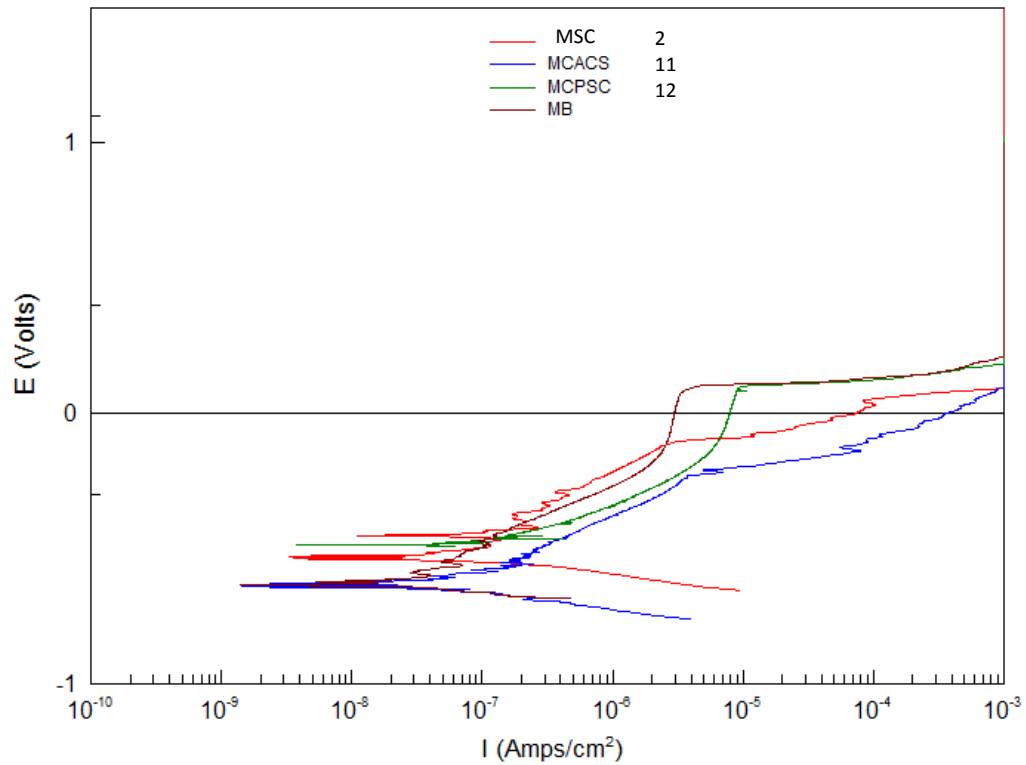


Figura 4. 49. Curvas de resistencia a la polarización de la ZAT de las 3 condiciones realizadas en este proyecto, así como la del material base.

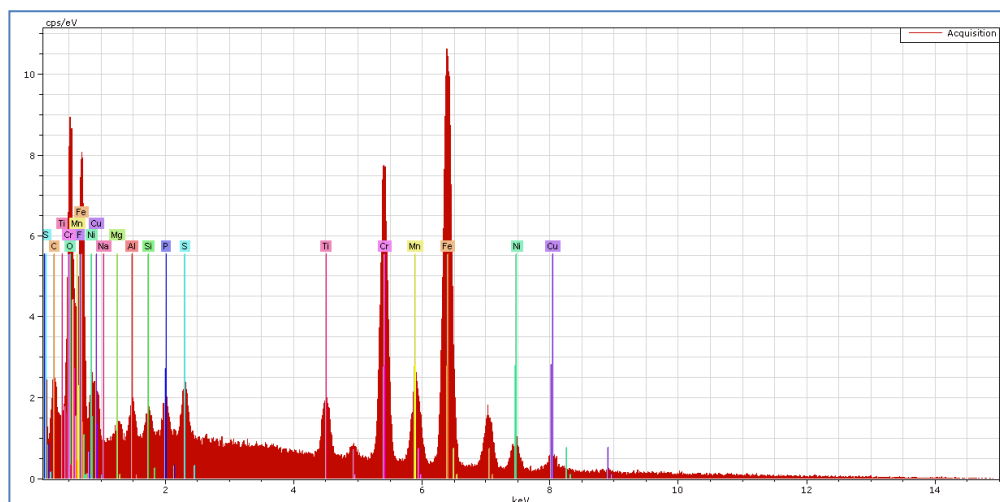


Figura 4. 50. Espectrograma de los componentes de la partícula encontrada en una de las pequeñas picaduras del material base.

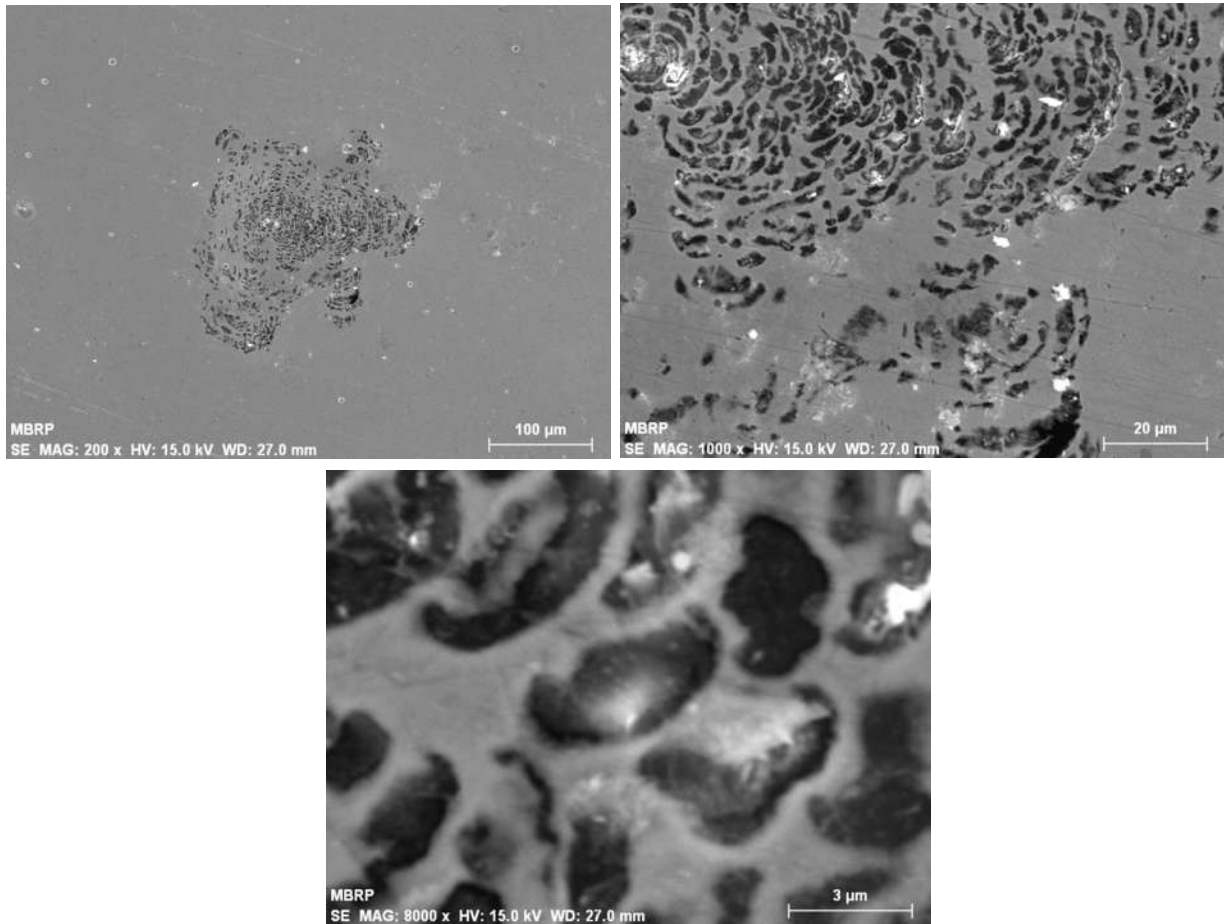


Figura 4. 51. Morfología encontrada en la superficie de las probetas del material base, después del ensayo electroquímico de resistencia a la polarización en agua de mar sintética.

Por otra parte la **figura 4.52** muestra la morfología de las picaduras encontradas en las probetas de la ZAT correspondientes al cordón de soldadura sin la aplicación del campo magnético, en donde se puede observar que el rompimiento de la capa pasiva en forma circular con una picadura de mayor tamaño en el centro, lo cual es típico de estos aceros al presentar un bajo potencial de picado, esto debido a la precipitación de carburos de cromo ocasionada por el ciclo térmico al que es sometida la muestra al momento de realizar la soldadura. Lo anterior se ve reflejado en la cantidad de picaduras que se presentan en el material.

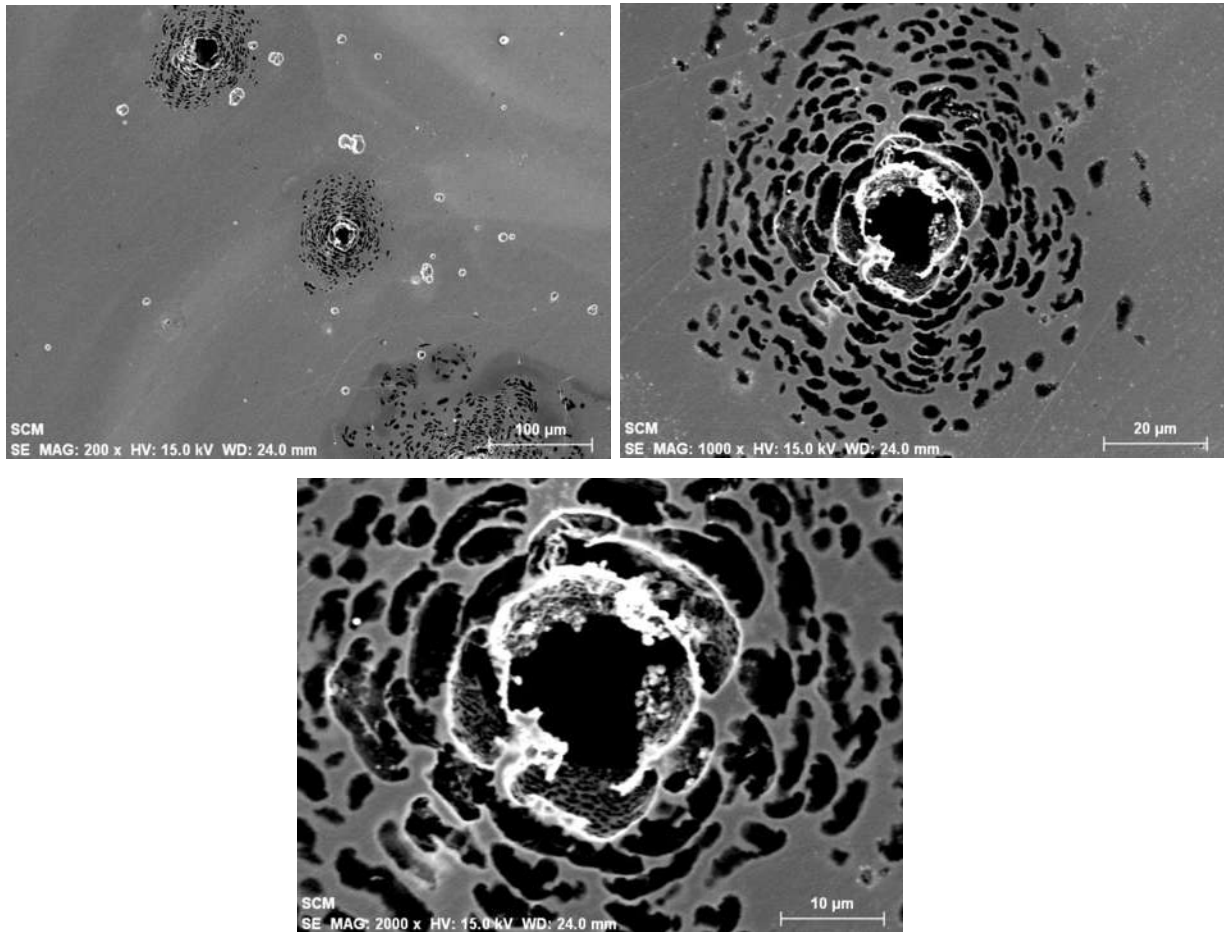


Figura 4. 52. Morfología del picado en la ZAT de la soldadura sin campo magnético.

Respecto a la probeta número 11, la **figura 4.53** ilustra la morfología del picado encontrado en las probetas de la ZAT de esta muestra, la cual es muy similar a la del material soldado sin la aplicación de campo magnético, además teniendo en cuenta las imágenes mostradas (**figuras 4.52, 4.53 y 4.54**) la cantidad de picaduras es superior a las probetas 12 y el material base, esto sugiere que el campo magnético aplicado en esta configuración no tiene mayor efecto en la resistencia al picado.

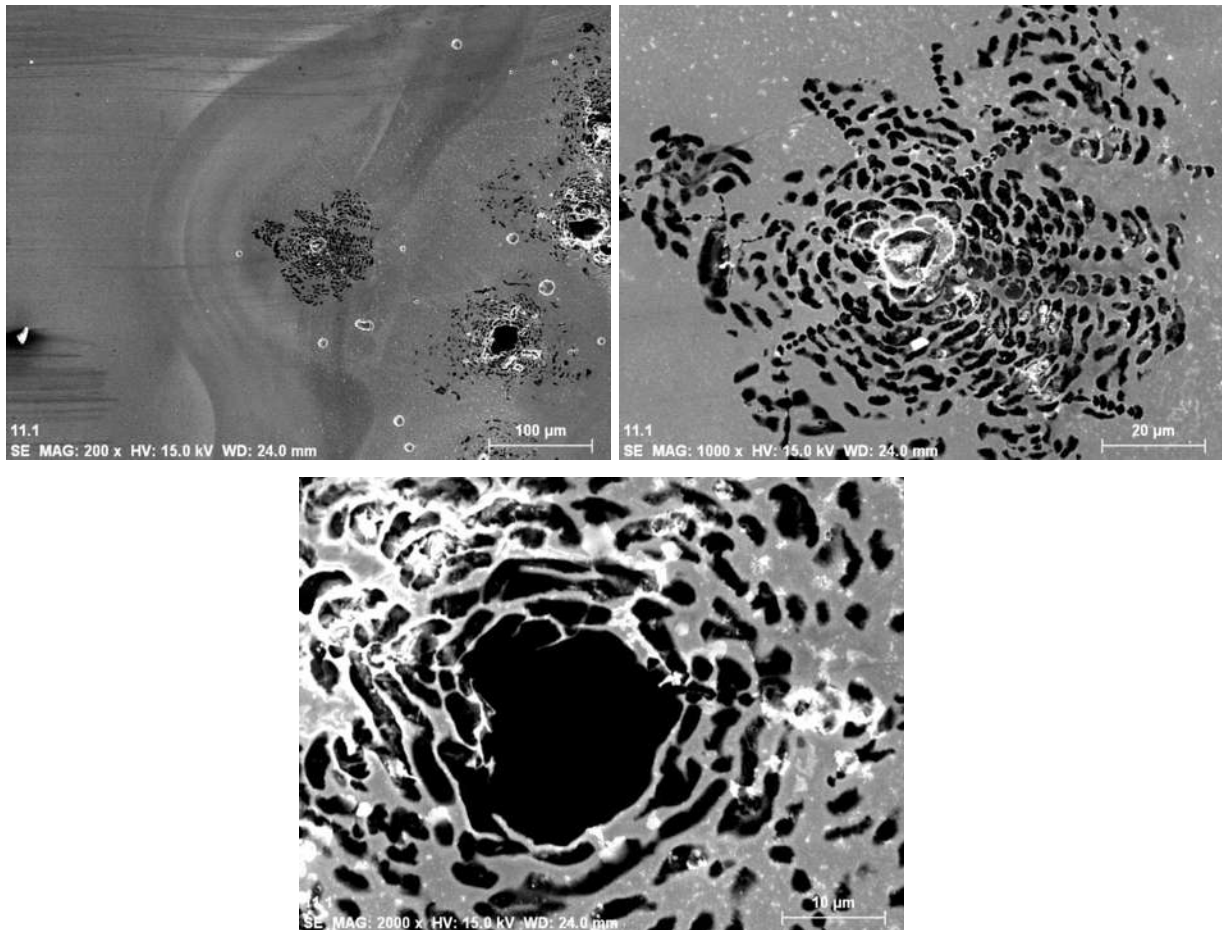


Figura 4. 53. Morfología del picado de la ZAT de las probetas del cordón de soldadura de la muestra número 11.

La **figura 4.54** muestra la morfología de las picaduras encontradas sobre la superficie de las probetas de la ZAT del cordón de soldadura identificado con el número 12, donde se observa que el tipo de morfología tiende a ser en cierta forma similar a la encontrada en la superficie de las probetas de la ZAT en el cordón de soldadura identificado con el número 11, pero en menor cantidad puesto que de acuerdo a las curvas de resistencia a la polarización presenta un potencial de picado superior y muy cercano al del material base, lo que hace que la cantidad encontrada sobre la superficie de las probetas de esta condición son pocas y de menor tamaño, aunque con la misma morfología de la soldadura con campo magnético opuesto axial al cordón de soldadura (probeta 11).

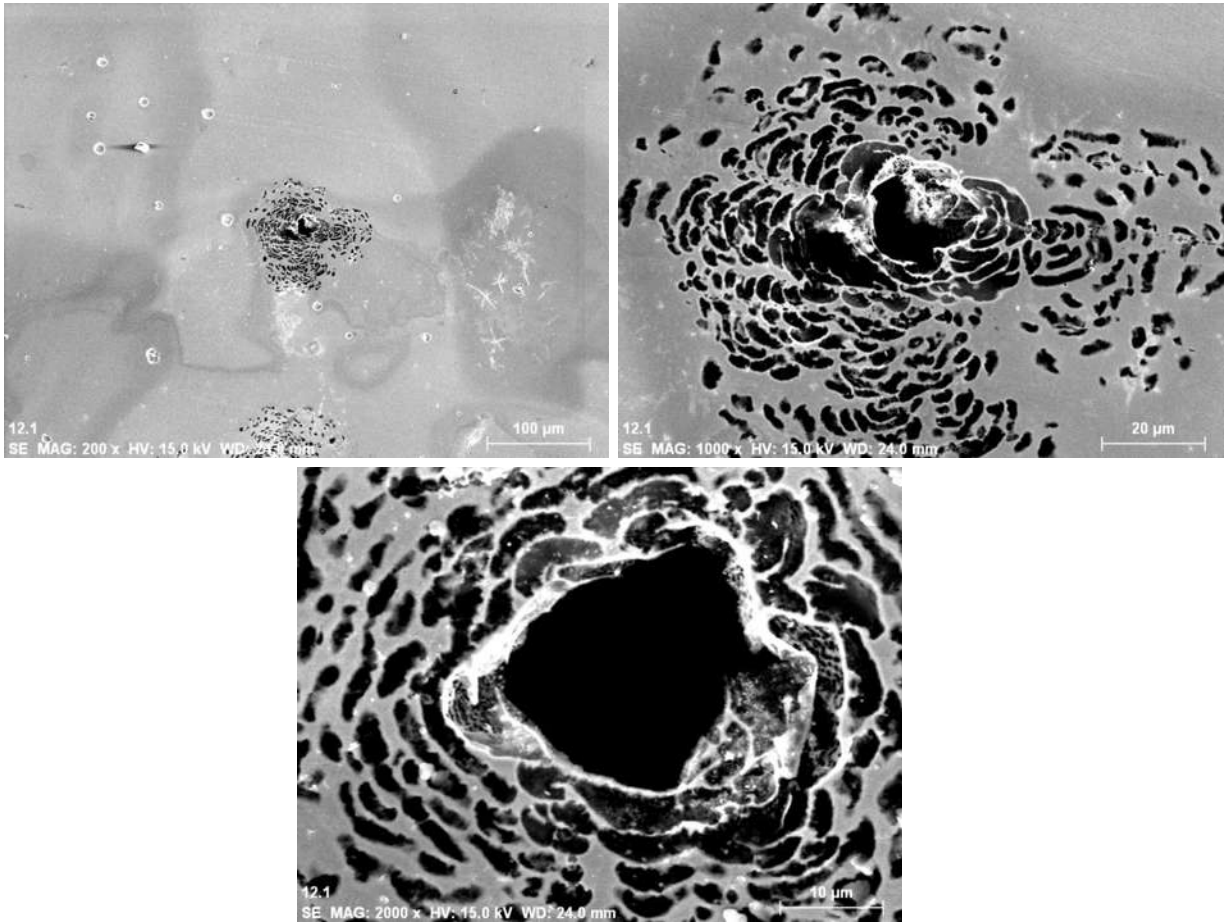


Figura 4. 54. Morfología de las picaduras encontradas en la superficie de la ZAT del cordón de la soldadura de la muestra número 12.

El menor número de picaduras en la probeta 12 se atribuye a que el campo magnético aplicado en esta configuración dificulta la difusión del carbono impidiendo que se acumule en los límites de grano y forme los carburos de cromo como se explicó en páginas anteriores. Debido a que los portadores de carga dentro del material, es decir los electrones, están bajo la influencia de campos magnéticos que interactúan entre sí, describen trayectoria helicoidal lo que da como resultado que la red cristalina vibre de manera diferente a como lo hace cuando no está bajo la influencia de ningún campo externo. Lo anteriormente descrito se ve reflejado en una mejora en la difusión del cromo en distancias cortas que a su vez permite que se redistribuya de manera homogénea en todo el seno del material subsanando las regiones que pudieron haber estado desprovistas de este elemento.

5 CONCLUSIONES.

Una vez realizado el presente trabajo de investigación y analizados los resultados se puede concluir lo siguiente:

1. La interpretación teórica de las ecuaciones de la fuerza de Lorentz debida al campo magnético aplicado en sus diferentes configuraciones fue congruente con los resultados obtenidos, es decir, las fuerzas si interactúan con el material fundido, desviándolo o proyectándolo en determinados ejes.
2. La aplicación del campo magnético perpendicular al arco eléctrico en la configuración mostrada en la **figura 3.6d** presenta los mejores resultados en cuanto la morfología del cordón, pues presenta penetración total y solamente 1 mm de falta de fusión lateral, lo anterior debido a que la fuerza proyecta las partículas de material fundido únicamente en la dirección del eje Z.
3. Al aplicar el campo magnético de manera perpendicular, la trayectoria helicoidal dentro de la unión da como resultado vestigios de material base parcialmente fundido dentro del cordón de soldadura con una morfología similar a la de la ZAT, sin embargo la física que gobierna el comportamiento del movimiento de la columna del plasma es muy complejo y aun no es comprendido en su totalidad.
4. Respecto al comportamiento mecánico del ensayo de tensión, si bien no se logró mejorar la resistencia con respecto al material base, los valores más elevados se obtuvieron con la muestra soldada con un campo magnético perpendicular al arco (**figura 3.6d**) sin embargo, es pertinente mencionar que las demás muestras presentaron bajos valores en este ensayo debido a problemas de falta de penetración y de fusión lateral.
5. En lo referente a los perfiles de micro dureza se puede concluir que el comportamiento de las diferentes condiciones aplicadas del campo magnético, los resultados son muy similares (la dureza se mantiene relativamente homogénea) sin presentar un aumento, a excepción de las muestras 4 y 11 que presentan un ligero incremento en los valores en la ZAT y el centro del cordón respectivamente.
6. Concerniente a la caracterización electroquímica los mejores resultados son obtenidos con la orientación del campo magnético opuesto en sus dos modalidades ya que la morfología del ataque es generalizada (lo que quiere decir que es

homogénea sobre toda la superficie del material) que en la muestra que fue soldada sin campo magnético, esto se atribuye a que dicha configuración disminuye la tasa de nucleación de los carburos de cromo.

6 TRABAJO A FUTURO.

- Aplicar diferentes intensidades de campo magnético para observar cómo evoluciona sobre el efecto de la penetración.
- Incrementar la apertura de la preparación de la unión que tenía un pequeño bisel en la parte superior debido a que fue la que mejor comportamiento presentó durante el experimento.
- Incrementar la velocidad de avance para minimizar las dimensiones de la sobremonta del cordón de soldadura.
- Realizar la soldadura de las placas restringiendo el movimiento de las mismas mediante bridas para evitar su distorsión durante la soldadura.

7 APÉNDICES.

7.1 Apéndice 1.

Deducción de ecuaciones sobre la trayectoria de la partícula cargada.

Definición de la fuerza de Lorentz

$$F_{EM} = q[\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B}] \dots \dots \dots (1)$$

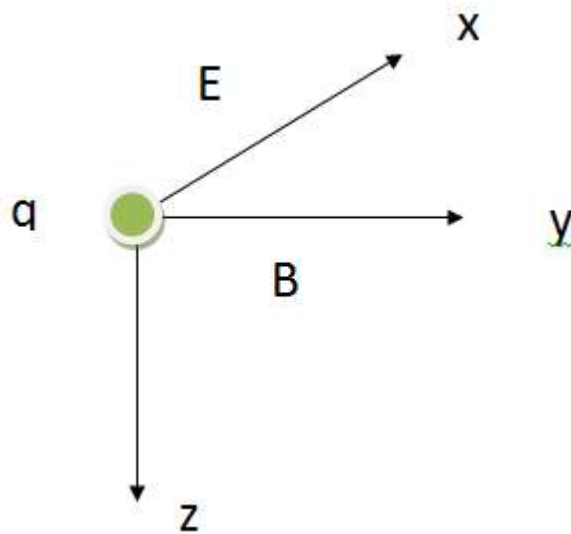


Figura A.1. Partícula con carga positiva que se mueve con una velocidad v , que pasa por una región donde hay campos electromagnéticos, el eje Z es la dirección de proyección del material fundido, el eje Y es perpendicular a la cara de la preparación de unión y el eje X es paralelo a la dirección de soldadura.

Realizando las operaciones correspondientes y desarrollando los productos vectoriales para una configuración como la de la **Figura 3.6d** (probeta 1) con un arreglo de ejes cartesianos como el de la figura A1 tenemos:

$$F_{EM} = q \left[Ei + \begin{vmatrix} i & j & k \\ v_x & v_y & v_z \\ 0 & B & 0 \end{vmatrix} \right] \dots \dots \dots (2)$$

$$F_{EM} = q[(E - Bv_z)i + Bv_xk] \dots \dots \dots (3)$$

Igualando la ecuación (3) con la segunda ley de Newton se tiene:

$$m[a_{xi} + a_{yj} + a_{zk}] = q[(E - Bv_z)i + Bv_xk] \dots \dots \dots (4)$$

Igualando componente por componente:

$$ma_x = q(E - Bv_z) \quad ma_y = 0; \quad ma_z = qBv_x \dots \dots \dots (5)$$

Resolviendo para la aceleración se tiene:

$$\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} = \frac{qB}{m} \left[\frac{E}{B} - \frac{\partial z}{\partial t} \right] \dots \dots \dots (6)$$

$$\frac{\partial^2 z}{\partial t^2} = \frac{qB}{m} \frac{\partial x}{\partial t} \dots \dots \dots (7)$$

$$\text{Donde } w = \frac{qB}{m}$$

$$\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} = w \left[\frac{E}{B} - \frac{\partial z}{\partial t} \right] \dots \dots \dots (6.1)$$

$$\frac{\partial^2 z}{\partial t^2} = w \frac{\partial x}{\partial t} \dots \dots \dots (7.1)$$

Al derivar la ecuación 6.1 respecto del tiempo se tiene

$$\frac{\partial^3 x}{\partial t^3} = -w \frac{\partial^2 z}{\partial t^2} \dots \dots \dots (8)$$

Combinando ambas ecuaciones (8 y 7.1) obtenemos:

$$\frac{\partial^3 x}{\partial t^3} + w^2 \frac{\partial x}{\partial t} = 0 \dots \dots \dots (9)$$

Como se puede observar, es una ecuación diferencial lineal de tercer orden cuya solución general es:

$$x(t) = A \cos(wt) + C \sin(wt) + D \dots \dots \dots (10)$$

Derivando respecto del tiempo

$$\frac{\partial x}{\partial t} = -A w \text{sen}(wt) + C w \text{cos}(wt) \dots \dots \dots (11)$$

Volviendo a derivar respecto del tiempo

$$\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} = -A w^2 \text{cos}(wt) - C w^2 \text{sen}(wt) \dots \dots \dots (12)$$

Sustituyendo este valor en (6.1) se tiene:

$$\frac{\partial z}{\partial t} = \frac{E}{B} - \frac{1}{w} \frac{\partial^2 x}{\partial t^2} = \frac{E}{B} + A w \text{cos}(wt) + C w \text{sen}(wt) \dots (13)$$

Integrando respecto del tiempo

$$z(t) = \frac{E}{B} t + A \text{sen}(wt) - C \text{cos}(wt) + F \dots \dots \dots (14)$$

Las constates A, C, D y F se determinan y sustituyen en las soluciones y se obtiene:

$$z(t) = \frac{1}{w} \frac{E}{B} [wt - \text{sen}(wt)] \dots \dots \dots (15)$$

$$x(t) = \frac{1}{w} \frac{E}{B} [1 - \text{cos}[wt]] \dots \dots \dots (16)$$

Realizando las operaciones para la configuración de campo magnético de la figura 3.6e

(Probeta 12) tenemos:

$$F_{EM} = q \left[E i + \begin{vmatrix} i & j & k \\ v_x & v_y & v_z \\ 0 & -B & 0 \end{vmatrix} \right] \dots \dots \dots (17)$$

$$F_{EM} = q[(E + Bv_z)i - Bv_xk] \dots \dots \dots (18)$$

Igualando la ecuación (18) con la segunda ley de Newton se tiene:

$$m[a_{xi} + a_{yj} + a_{zk}] = q[(E + Bv_z)i - Bv_xk] \dots \dots \dots (19)$$

Igualando componente por componente:

$$ma_x = q(E+Bv_z) \quad ma_y = 0; \quad ma_z = -qBv_x \dots \dots \dots (20)$$

Los valores obtenidos para el análisis de la placa en la que se aplica el campo en la dirección positiva del eje Y son

$$ma_x = q(E-Bv_z) \quad ma_y = 0; \quad ma_z = qBv_x$$

Realizando las operaciones para la configuración de campo magnético de la figura 3.6b

(Probeta 11) tenemos:

$$F_{EM} = q \left[Ei + \begin{vmatrix} i & j & k \\ v_x & v_y & v_z \\ B & 0 & 0 \end{vmatrix} \right] \dots \dots \dots (21)$$

$$F_{EM} = q[(E)i + Bv_zj - Bv_yk] \dots \dots \dots (22)$$

Igualando la ecuación (22) con la segunda ley de Newton se tiene:

$$m[a_{xi} + a_{yj} + a_{zk}] = q[(E)i + Bv_zj - Bv_yk] \dots \dots \dots (23)$$

Igualando componente por componente:

$$ma_x = q(E) \quad ma_y = qBv_z \quad ma_z = -qBv_y \dots \dots \dots (24)$$

Los valores obtenidos para el análisis de la placa en la que se aplica el campo en la dirección negativa del eje X son

$$ma_x = q(E) \quad ma_y = -qBv_z \quad ma_z = qBv_y$$

Realizando las operaciones para la configuración de campo magnético de la figura 3.6c

(Probeta 4) tenemos:

$$F_{EM} = q \left[Ei + \begin{vmatrix} i & j & k \\ v_x & v_y & v_z \\ 0 & 0 & B \end{vmatrix} \right] \dots \dots \dots (25)$$

$$F_{EM} = q[(E + Bv_y)i - Bv_xj] \dots \dots \dots (26)$$

Igualando la ecuación (26) con la segunda ley de Newton se tiene:

$$m[a_{xi} + a_{yj} + a_{zk}] = q[(E + Bv_y)i - Bv_xj] \dots \dots \dots (27)$$

Igualando componente por componente:

$$ma_x = q(E + Bv_y) \quad ma_y = -qBv_x \quad ma_z = 0 \dots \dots \dots (28)$$

Teniendo en cuenta los cálculos realizados se llega a la conclusión que la mejor configuración para aplicar el campo magnético es la de la figura 3.6d (probeta 1) debido a que la fuerzas resultantes se presentan únicamente sobre los ejes X y Z; además de que la fuerza actuante sobre el eje Z tiene una dirección positiva, es decir va en la misma dirección que las partículas de material fundido y los iones positivos por lo que la aceleración que produce tal fuerza les brindará una mayor velocidad.

Tabla A- XI. Fuerzas presentes en las muestras debido al campo magnético.

<i>Probeta</i>	<i>F_x</i>	<i>F_y</i>	<i>F_z</i>
<i>1</i>	$q(E - Bv_z)$	0	qBv_x
<i>2</i>	qE	0	0
<i>3</i>	$q(E - Bv_z)$	0	qBv_x
<i>4</i>	$q(E + Bv_y)$	$-qBv_x$	0
<i>11</i>	$q(E)$	$\pm qBv_z$	$\pm qBv_y$
<i>12</i>	$q(E \pm Bv_z)$	0	$\pm qBv_x$

8 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1] JOHN C. LIPPOLD and KOTECKI D. J. *Austenitic Stainless Steels*. En; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. ed. New Jersey. Wiley-Interscience. 2005
- [2] KOKAWA H., *Weld decay-resistant austenitic stainless steel by grain boundary engineering*. **Journal of Materials Science**. 40 (4), 927-932. 2005.
- [3] KAUL R., et al., *A novel pre-weld laser surface treatment for enhanced intergranular corrosion resistance of austenitic stainless steel weldments*. **Welding Journal**. 233-242. 2009.
- [4] CURIEL F. F., et al., *Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel*. **Corrosion Science**. 53 (7), 2393-2399. 2011.
- [5] FUJII H. and TSUREKAWA S., *Diffusion of carbon in iron under magnetic fields*. **Physical Review B**. 83 (5), 054412. 2011.
- [6] WATANABE Y., TAKEDA T. and SATO H., *Effect of Magnetic Field on Weld Zone By Spot-welding in Stainless Steel*. **ISIJ International**. 46 (9), 1292-1296. 2006.
- [7] HANOVA E., *Magnetic arc blow*. **Welding international**. 5 (12), 995-999. 1991.
- [8] PORTER D. A. and EASTERLING K. E. *Diffusional Transformations in Solids*. En; Phase Transformations in Metals and Alloys. 2 ed. Great Britain. Chapman & Hall. 271-276. 1991
- [9] GOLDSCHMIDT H. J., **J. Iron Steel Inst.** 160 345. 1948.
- [10] PHILIBERT J., et al., **Mem. Sci. Rev. Metall.** . 58 557. 1961.
- [11] CASA C. D., NILESHWAR V. B. and MELFORD D. A., **J. Iron Steel Inst.** 160 1325. 1969.
- [12] KOKAWA H., SHIMADA M. and SATO Y. S., **JOM**. 52 (7), 34. 2000.
- [13] PADILHA A. F. and RIOS P. R., *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*. **ISIJ International**. 42 (4), 325-337. 2002.
- [14] GWYTHYER J. R., HOBDELL M. R. and HOOPER A. J., **Met Technol.** 1 406. 1976.
- [15] W-TAI H. and HONEYCOMBE R. W. K., **Mater. Sci Technol.** 1 385. 1985.
- [16] LIN P., et al., *Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600*. **Scripta Metallurgica et Materialia**. 33 (9), 1387-1392. 1995.

- [17] PALUMBO G. and AUST K. T., *Structure-dependence of intergranular corrosion in high purity nickel*. **Acta Metallurgica et Materialia**. 38 (11), 2343-2352. 1990.
- [18] KOKAWA H., SHIMADA M. and SATO M., *Grain-boundary structure and precipitation in sensitized austenitic stainless steel*. **Journal of Materials**. 52 (7), 34-37. 2000.
- [19] LIN P., et al., *Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600*. **Scripta Metallurgica et materialia**. 33 (9), 1387-1392. 1995.
- [20] WATANABE T., **Res. Mechanics**. 11 47. 1984.
- [21] PALUMBO G., LEHOCKEY E. M. and LIN P., **Journal of Materials**. 50 40. 1998.
- [22] ROBERT RESNICK, DAVID HALLIDAY and KRANE K. *Campo magnético*. En; Física. 5a ed. México, D.F. 2008
- [23] RESNICK R., HALLIDAY D. and KRANE K. S. *Propiedades Magnéticas de los Materiales*. En; Física. 5a ed. México D.F. 2008
- [24] AWS *Gas Metal Arc Welding*. En; Welding Handbook. 8 ed. USA. 110-116. 1991
- [25] URUSOV R. M., *Calculation of Electric Arc in Longitudinal Magnetic Field*. **High Temperature**. 41 (2), 148-154. 2003.
- [26] SUGIYAMA T., et al., *The control of Crystal orientation in non-magnetic metals by imposition of a high magnetic field*. **ISIJ International**. 43 (6), 855-861. 2003.
- [27] RUIZ D. L. G. *Caracterización electroquímica de las soldaduras del acero inoxidable austenítico 304, soldado con interacción electromagnética*. Tesis para obtener el grado de Ingeniero Químico. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. México 2013
- [28] VANDER G. F., LUCAS G. M. and MANILOVA E. P. *Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels, Metallography and Microstructures* En; ASM Handbook. ed. ASM International. 670-700. 2004
- [29] GARCÍA R., LÓPEZ V. H. and BEDOLLA E., *MIG welding process with indirect electric arc*. **Journal of Materials Science Letters**. 21 1965-1967. 2002.
- [30] ASTM, ASTM E8M-04: 2002. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. 2002
- [31] ASTM, ASTM E23-02: 2002. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. 2002

- [32] KOU S. *Post-Solidification Phase Transformations*. En; Welding Metallurgy. 2 ed. New Jersey. Wiley Interscience. 216-242. 2003
- [33] RAFAEL GARCÍA, SALVADOR ESTRELLA and LÓPEZ V. H. *EFFECT OF THE LOW INTENSITY ELECTROMAGNETIC INTERACTION IN THE HAET AFFECT ZONE IN THE STAINLES STEEL WELDED WITH GMAW*. En: Congreso Internacional en Ciencia y Tecnología de Metalurgia y Materiales. E. UNIVERSITARIA Eds. Universidad Nacional de Misiones. 2013
- [34] GALVELE J. R. *Ataque localizado de metales*. En; Corrosión. ed. Washington, D.C. Secretaria general de la Organización de Estados Americanos. 47-52. 1979
- [35] PORTER D. A. and EASTERLING K. E. *Diffusioneless Transformations*. En; Phase Transformations in Metals and Alloys. 2 ed. Great Britain. Chapman & Hall. 383-385. 1991
- [36] SEDRIKS A. J. *Pitting*. En; Corrosion of Stainless Steels. 2 nd ed. John Wiley & Sons Inc. 126-131. 1996