



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

**INFLUENCIA DE LA ORIENTACIÓN DEL FLUJO
MAGNÉTICO DURANTE LA SOLDADURA DEL ACERO
INOXIDABLE 304, PARA MEJORAR LAS PROPIEDADES
MECÁNICAS EN LA ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE
(ZAT), MEDIANTE EL PROCESO DE SOLDADURA MIG.**

PRESENTA: ING. BOGAR URIEL MORA ÁLVAREZ

Tesis para optar al grado de:

Maestro en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los
Materiales

Profesor Supervisor:

RAFAEL GARCIA HERNÁNDEZ



Morelia, Michoacán, México, Febrero 2012

Dedicatorias

A mi familia presente y ausente, que siempre me han dado su apoyo incondicional, por todo su trabajo y dedicación para darme una formación académica y sobre todo humanista y espiritual. De ellos es este triunfo y para ellos es todo mi agradecimiento.

A todos mis amigos obtenidos durante mi formación, y todas aquellas personas que creyeron en mí durante todo este tiempo.

Agradecimientos

Al CONACyT por los recursos otorgada para la realización del presente trabajo. A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo y al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas por ser la base de mi desarrollo profesional

Dr. Rafael García Hernández y al Dr. Víctor López Morelos por su amistad y el apoyo brindado en el desarrollo de la investigación. Así como a los profesores que me impartieron su conocimiento.

ÍNDICE GENERAL

DEDICATORIAS	ii
AGRADECIMIENTOS	ii
ÍNDICE DE TABLAS	v
ÍNDICE DE FIGURAS	v-vii
Justificación	xiii
Objetivos	ix
Hipótesis	x
RESUMEN	xi
ABSTRACT	xii
INTRODUCCIÓN	01
CAPITULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	03
1.1.0.- Teoría electromagnética	12
1.1.1.- Campo magnético en la materia	12
1.1.2.- Permeabilidad magnética	12
1.1.3.- Magnetismo en materiales	13
1.1.3.1.- Diamagnetismo	13
1.1.3.2.- Paramagnetismo	13
1.1.3.3.- Ferromagnetismo	14
1.2.0.- Campo magnético generado por una bobina	15
CAPITULO II.- METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	16
2.1.0.- Material utilizado para el proyecto	17
2.1.1.- Microestructura	17
2.1.2.- Preparación de las placas	17
2.2.0.- Soldadura de las placas	19
2.2.1.- Material de aporte	21
2.3.0.- Las variables de soldadura utilizadas	22
2.4.0.- Caracterización mecánica del material base	23
2.4.1.- Material base	23
2.5.0.-Caracterización de la ZAT	23
2.6.0.-Caracterización de la ZAT por difracción de rayos X	24
2.6.1.- Ensayo mecánico de tensión	24
2.6.2.- Ensayo mecánico de impacto	26
2.6.3.- Ensayo de microdureza Vickers	27

CAPITULO III.- ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS -----	28
3.1.0.- Resultados del AIA 304 utilizado en el presente trabajo -----	28
3.1.1.- Metalografías -----	28
3.1.2.- Microdureza -----	29
3.1.3.-Tensión -----	30
3.1.4.- Impacto -----	32
3.2.0.- Resultados en la ZAT -----	33
3.2.1.- Macrografía -----	33
3.2.2.- Micrografías -----	34
3.2.3.- Microdureza -----	37
3.2.4.- Resultados de difracción de rayos X -----	41
3.2.5.- Resultados de impacto -----	42
3.2.6.- Resultados de tensión -----	44
3.2.7.- Fractografías del material base -----	46
3.3.0. - CONCLUSIONES -----	53
3.4.0. - Recomendaciones y sugerencias para trabajos futuros -----	54
Referencias Bibliográficas -----	55

Índice de tablas

Tabla 2.1.- Composición química del material base y su composición nominal -----	17
Tabla 2.2.- Métodos de corte para el acero inoxidable -----	18
Tabla 2.3.- Se muestran los datos de las variables de soldadura que se utilizaron -----	22
Tabla 2.4.- Dimensiones de las probetas según el espesor a evaluar -----	25
Tabla 3.1.- Estadística del cálculo del tamaño de grano del AISI 304 -----	29
Tabla 3.2.- Ensayo de microdureza en el material base -----	29

Índice de figuras

Capítulo I.

Fig. 1.1.- Representación esquemática de la influencia de un campo magnético externo en la piletta de soldadura. j : densidad de corriente B : inducción magnética F_a : fuerza de acción en el arco F_p : fuerza actuando en la piletta de soldadura -----	4
Fig. 1.2.- Fuerzas que actúan para la convección en la piletta de soldadura a la izquierda se aprecia la dirección de la fuerza y a la derecha el efecto que causa en la piletta (a, b) fuerza de flotación (c, d) fuerza de Lorentz (e, f) esfuerzo de corte debido al gradiente de tensión superficial y (g, h) esfuerzo cortante inducido por el plasma del arco eléctrico -----	5
Fig. 1.3.- Microestructura de las 2 fases en una aleación Fe-0.2%C-0.2%Si-1.3%Mn-0.1%Ti de acero (a) transformación con 12 T con 30% deformación, (b) Transformación con 12 T sin deformación (c) sin campo magnético y 30% de deformación, y (d) sin campo magnético y sin deformación. La deformación y el campo magnético son en forma horizontal -----	6
Fig. 1.4.- Micrografías (a) material base presenta una coincidencia de grano del 60% denotado por las línea gris (b) con tratamiento termomecánico presenta una coincidencia de grano ingenieril de un 80% -----	8
Fig. 1.5.- Micrografías ZAT en diferente distancia (a) Metal base (b) grano coincidente inducido por el tratamiento termomecánico -----	8
Fig. 1.6.- (a) Representación del procesos de soldadura y tipos de unión utilizadas en el proceso de soldadura (b) micrografías del AIA 304 sin tratamiento en la parte superior en la ZAT y la parte superior e inferior donde se aplico la fusión con laser. Reportando el incremento de resistencia a la corrosión debido a la discontinuidad de la red de carburos notorios en ambas partes de la probeta en tanto en la parte inferior como en la parte superior -----	9
Fig. 1.7.- Perfil de concentración de Cr en los límites de grano -----	10
Fig. 1.8.- Imágenes de MEB del AIA 304 después de un ataque químico para inducir daño al material (a) Material base (b) 0.0 mT (c) 1.5mT (d) 3.2 (e) 14.8mT -----	10
Fig. 1.9.- Orientación de los dipolo magnético en un material paramagnético en presencia de un campo externo -----	13
Fig.1.10.- Orientación de los dipolos magnético en un material ferromagnético, Fe (BCC).-----	14
Fig.1.11.- Campo magnético creado por una bobina eléctrica -----	15

Capítulo II.

Fig. 2.1.- Mapa de conceptos del trabajo experimental -----	16
Fig. 2.2.- Nomenclatura para una unión a tope en simple V-----	18
Fig. 2.3.- Tipo de junta para las placas a soldar (a) simple V (b) doble V unidades en milimétricas -----	19
Fig. 2.4.- Equipo utilizado para soldar (a) máquina de soldar (b) bobina de campo magnético -----	20
Fig. 2.5.- Representación esquemática de la aplicación del campo magnético y su interacción con el campo generado por la corriente (CD) del proceso de soldadura -----	20
Fig. 2.6.- Características de la placa y direcciones tomadas de referencia en (mm) -----	23
Fig. 2.7.- Región de estudio de las propiedades mecánicas del presente trabajo -----	24
Fig. 2.8.- Geometría de la probeta para el ensayo tensión -----	24
Fig. 2.9.- Probeta de impacto bajo la Norma ASTM 23 02a -----	26
Fig. 2.10.- Representación esquemática de la depositación de los cordones en las placas soldadas-----	27

Capítulo III.

Fig. 3.1.- Micrografía de AISI 304 utilizado en el presente trabajo -----	28
Fig. 3.2a.- Grafica del ensayo-esfuerzo para las probetas en DLR -----	30
Fig. 3.2b.- Grafica del ensayo-esfuerzo para las probetas en DTR -----	30
Fig. 3.3.- Resultados del ensayo de tensión del MB en DLR Y DTR -----	31
Fig. 3.4.- Resultado del ensayo de impacto del MB en DLT y DRT -----	32
Fig. 3.5.- Perfiles de los cordones de soldadura (a) Macrografía de la unión a tope en simple v (b) Macrografía de la unión a tope en doble V -----	33
Fig. 3.6.- Micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base del AISI 304, sin aplicación del campo magnético durante el proceso soldadura (a) 100x, (b) 200x -----	34
Fig. 3.7.- Micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base del AISI 304, con aplicación del campo magnético durante el proceso soldadura (a) 100x, (b) 200x -----	35
Fig. 3.8.- Micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base del AISI 304, con aplicación del campo magnético y variando la orientación durante el proceso soldadura (a) 100x, (b) 200x -----	35
Fig. 3.9.- Micrografías del cordón de soldadura a 200x (a) sin la aplicación del campo magnético durante la soldadura (b) con la aplicación del campo magnético y variando la orientación de las líneas de flujo magnético -----	36
Fig. 3.10.- Micrografías del cordón de soldadura a 200x (a) sin la aplicación del campo magnético durante la soldadura (b) con la aplicación del campo magnético y variando la orientación de las líneas de flujo magnético -----	37
Fig. 3.11.- Perfil de microdureza de la probeta sin la aplicación del campo magnético unión en simple V -----	38
Fig. 3.12.- Perfil de microdureza de la probeta con la aplicación del campo magnético unión en simple V -----	38

Fig. 3.13.- Perfil de microdureza en la probeta con la aplicación del campo magnético y variando su orientación con unión en simple V -----	39
Fig. 3.14.- Perfil de microdureza en las placas soldadas con unión en simple V -----	40
Fig. 3.15.- Perfil de microdureza en las placas soldadas con unión en doble V -----	41
Fig. 3.16.- Patrones de difracción del MB y la ZAT -----	42
Fig. 3.17.- Resultados de impacto de las placas soldadas en unión en simple V -----	43
Fig. 3.18.- Resultados de impacto de las placas soldadas en doble V-----	44
Fig. 3.19.- Resultados de tensión de las placas soldadas en simple V -----	45
Fig. 3.20.- Resultados de tensión de las placas soldadas en unión en doble V -----	46
Fig. 3.21.- Fractografías del ensayo de tensión realizado al material base a diferente 250x, 500x y 100X (a) En DLR (b) En DTR -----	48
Fig. 3.22.- Fractografías del ensayo de tensión con unión en simple V 100x (a) Material base (b) ZAT, soldada sin campo magnético (c) ZAT, soldada con campo magnético (d) ZAT, soldada con campo magnético y variando la orientación del la líneas del campo ---	49
Fig. 3.23.- Fractografías del ensayo de tensión con unión en simple V 1000x (a) Material base (b) ZAT, soldada sin campo magnético (c) ZAT, soldada con campo magnético (d) ZAT, soldada con campo magnético y variando la orientación del la líneas del campo ---	50
Fig. 3.24.- Fractografías del ensayo de tensión con unión en simple V 3000x (a) Material base (b) ZAT, soldada sin campo magnético (c) ZAT, soldada con campo magnético (d) ZAT, soldada con campo magnético y variando la orientación de las líneas flujo magnético -----	51

Justificación del Trabajo.

El acero inoxidable austenítico 304 es un material paramagnético, no obstante es afectado por la interacción electromagnética aplicada. Por lo que al variar la orientación del flujo magnético se incrementa la vibración y mejorará las propiedades mecánicas de estos aceros en la (ZAT) durante la soldadura.

Objetivo General

Determinar las propiedades mecánicas en la zona afectada térmicamente (ZAT) para el acero inoxidable austenítico 304 soldado por el proceso de soldadura (MIG)

Objetivos Particulares

- Determinar que la variación de la orientación de las líneas de flujo magnético, incrementan las propiedades mecánicas en la ZAT
- Determinar, que el mantener la misma orientación del flujo magnético durante la soldadura de multi-pasadas en el acero inoxidable 304, no produce el mejoramiento de las propiedades mecánicas en la ZAT como lo hace la variación de la orientación de las líneas de flujo magnético en cada uno de los cordones depositados.
- Obtener la zona afectada térmicamente ZAT con el menor daño en acero inoxidable austenítico 304, mediante variación de la orientación del campo magnético durante el proceso de soldadura (MIG)
- Incrementar las propiedades mecánicas en la ZAT del acero inoxidable 304, variando la orientación del flujo del campo magnético durante la soldadura en cordones de multipasadas

Hipótesis

La variación de la orientación de las líneas de flujo magnético proporcionará una mejor interacción electromagnética en el acero inoxidable austenítico 304 contribuyendo a dar una mejor distribución del carbono en la zona afectada térmicamente (ZAT), mejorando las propiedades mecánicas y minimizando el fenómeno de sensitización, el cual consiste en la formación y precipitación de carburos de cromo (Cr_{23}C_6) en los límites de grano.

Resumen.

La soldadura del acero inoxidable austenítico con interacción electromagnética de baja intensidad es un método de soldadura reciente, el cual ha dado por resultado el incremento en la resistencia a la corrosión intergranular y por picado en la zona afectada térmicamente. La soldadura se ha realizado en placas de 6 mm de espesor con una sola pasada mediante el proceso GMAG, con un gas de protección 98% Ar y 2% de O₂. El presente proyecto se utilizó el acero inoxidable austeníticos 304 con el mismo proceso de soldadura, pero para un espesor de 12.5 mm con unión a tope en doble V depositando dos cordones de soldadura y simple V depositando 4 cordones, soldando en forma tradicional, con la aplicación de la interacción electromagnética de baja intensidad y variando el sentido de las líneas de flujo magnético. En la unión en simple V el cambio de la orientación de las líneas de flujo magnético se realizó en la deposición de cada cordón, con el objetivo de incrementar las propiedades mecánicas de microdureza, tensión e impacto en la ZAT, ya que al variar la orientación se obtienen mejores propiedades como se demuestra en los resultados del ensayo mecánico de tensión dio un incremento en el esfuerzo máximo de tensión del 7 al 9 % con respecto a las probetas que no se les aplicó campo magnético y del 10 al 20 % en los ensayos de resistencia al impacto. Mientras que el barrido de microdureza que se realizó del centro del cordón hacia la zona afectada térmicamente presenta un incremento de 20 y 30 unidades en la ZAT. Las fractografías en general presentan una fractura dúctil ocasionada por una falla transgranular característica de este material cuando es sometido a un esfuerzo uniaxial de tensión, obteniendo una reducción del tamaño de los microhoyuelos tipo cono-taza en las fracturas de las probetas donde se varió la orientación de campo magnético y en menor grado a la que se le aplicó campo magnético.

Abstract.

Electromagnetic interaction low intensity process is a recently method to weld austenitic stainless steels which increase resistance to pitting and intergranular corrosion on the heat affected zone (HAZ). Plates of 6 mm of thickness placed inside of a mixture of protecting gas of 98 % and 2 % of Ar and O₂ respectively to single pass were welded by GMAW process. 304 austenitic stainless steel plates of 12.5 mm of thickness joined at double V and single V on which were deposited two and four cordons of weld were welded by GMAW process by applying electromagnetic interaction of low intensity by varying the direction of the magnetic flux lines.

With the aim to increase the mechanicals properties of microhardness, strength and impact on the ZAT the orientation of the magnetic flux lines were changed at each cordon deposited on the samples joined at single V.

The results showed that the ultimate tensile stress (UTS), impact strength was improved from 7 to 9 % and from 10 to 20 % respectively and the microhardness results showed an increasing value from 20 to 30 units compared with the samples welded without magnetic field. The samples welded by varying the orientation of the magnetic field showed a ductile fracture with a cone-cup shape with a reduction of the microholes compared with the samples welded by only magnetic field.

Introducción.

Los aceros inoxidable austeníticos (AIA) son empleados mundialmente en diversas industrias como la alimenticia, petrolera, automotriz y en la generación de energía. Sus propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, son los que los hace idóneos en estos ambientes de trabajos [1].

Sin embargo, durante la elaboración de componentes se utiliza la soldadura de los (AIA), por el proceso de fusión y solidificación, el cual siempre ha ocasionado el problema, conocido como fenómeno de sensitización en la zona afectada térmicamente (ZAT), que consiste en la formación, precipitación y crecimiento del carburo de cromo (Cr_{23}C_6), que de acuerdo a su estequiometría requiere de 23 átomos de cromo y seis de carbono, por lo que, el porcentaje de cromo se ve disminuido en la zona adyacente de los carburos, provocando la corrosión intergranular debido a que el carbono se segrega en los límites de grano, dando como resultado la formación de los carburos de cromo y el empobrecimiento de cromo a su alrededor.

Por este motivo, los aceros inoxidable austeníticos desde su desarrollo han sido limitados en sus aplicaciones, no obstante se han realizado diversos estudios para mitigar este problema, el disminuir el contenido de carbono en su composición química, agregar elementos estabilizadores como (Ti y Nb) y realizando tratamientos térmicos de pos-soldadura [2].

La opción de disminuir el contenido de carbono, es aceptable en alguna condiciones de servicio, sin embargo, numerosos investigadores han reportado que la precipitación de carburos de cromo (Cr_{23}C_6) persisten cuando son expuestos a ciertas temperatura y tiempos de envejecimiento [3, 4].

La adición de elementos estabilizadores con el fin de que se formen los carburos de niobio (NbC) o de carburos titanio (TiC), tomando el carbono a temperaturas de 1050 y 1200 °C respectivamente, y así evitar la formación de los carburos de cromo (Cr_{23}C_6) que inducen la sensitización, no obstante estos aceros cuando tiene cierto grado de deformación en medios agresivos tiende a precipitar los carburos o la fase σ (FeCr), la cual es frágil e induce la fragilización en estas aleaciones por ejemplo en los aceros AISI 321, 347.

El practicar tratamientos térmicos y pos-soldadura, se realizan con el fin de disolver los carburos de cromo (Cr_{23}C_6) y homogenizar la microestructura calentando el material a temperatura de 1000 a 1100 °C por encima del rango de temperaturas donde precipitan los carburos, pero esto no es práctico ni económico, ya que la única forma de efectuar este tratamiento de post-soldadura es en piezas pequeñas, en el laboratorio y en campo es demasiado costoso, de ahí que se han realizado diversas investigaciones al respecto, las cuales se han publicado y se ponen como alternativas de minimizar el problema en la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos.

Capítulo I. Revisión Bibliográfica.

La soldadura de los aceros inoxidable austeníticos se ha realizado tomando en cuenta su buen grado de soldabilidad, tal como se ha expresado en la mayoría de la información reportada J.C.Lippold, et al [1], expresa este buen grado de soldabilidad, manifestando además el crecimiento columnar de la microestructura en el cordón de soldadura, así como el problema de sensitización en la zona afectada térmicamente, producto del ciclo térmico del proceso de soldadura. S. Tedmon, et al [2], reportan tres teorías que tratan de explicar y solucionar el problema de la sensitización en los aceros inoxidable, teoría del carburo noble, teoría de la segregación, y la teoría del empobrecimiento de cromo. Siendo la teoría del empobrecimiento de cromo la más aceptada. R.Dayal, et al [3], reportan el mecanismo de la sensitización consiste en la formación precipitación y crecimiento del carburo de cromo (Cr_{23}C_6), el cual se origina preferencialmente en los límites de granos ocasionando una disminución de cromo en la zona adyacente al carburo, por lo cual el material queda susceptible a la corrosión intergranular en este tipo de aceros.

El problema de la sensitización de los aceros inoxidable austeníticos los hace no aptos para ser usados en medios que contenga iones cloruros, tales como el agua de mar y ácidos muy agresivos tales como el ácido sulfúrico (H_2SO_4) y HCl entre otros.

Se han realizado estudios para mejorar las propiedades de estos materiales, por ejemplo se han realizado investigaciones de cómo modificar la microestructura del cordón de soldadura mediante la agitación electromagnética durante el proceso de soldadura, tal es el caso de J.C Villafuerte, et al [5], quienes reportan que la aplicación de la agitación electromagnética durante la soldadura de los aceros inoxidable, puede refinar la microestructura ferrítica en una forma equiaxiada en los aceros inoxidable ferríticos, debido a la fragmentación de la estructura dendrítica, dichos fragmentos actúan como nucleantes, pero en los aceros inoxidable austeníticos permanece la estructura en forma columnar.

Por otra parte M. Malinowski-Brodnicka, et al [6], aplicaron un campo magnético durante el proceso de soldadura para observar el efecto de las fuerzas de Lorentz en la piqueta de soldadura, reportando que la aplicación de un campo magnético axial durante la soldadura tiene una influencia significativa en la forma y estructura de solidificación del cordón de soldadura, debido al efecto y la forma de las líneas de corriente en el arco

eléctrico, así como la interacción de las fuerzas de Lorentz, originando el refinamiento de grano y concluyendo que con altas intensidades de campo magnético reduce la penetración y se amplía el ancho del cordón de soldadura.

En la **Figura 1.1**, se muestra el esquema de las fuerzas que actúan entre la piletta de soldadura debido al campo magnético y al arco eléctrico.

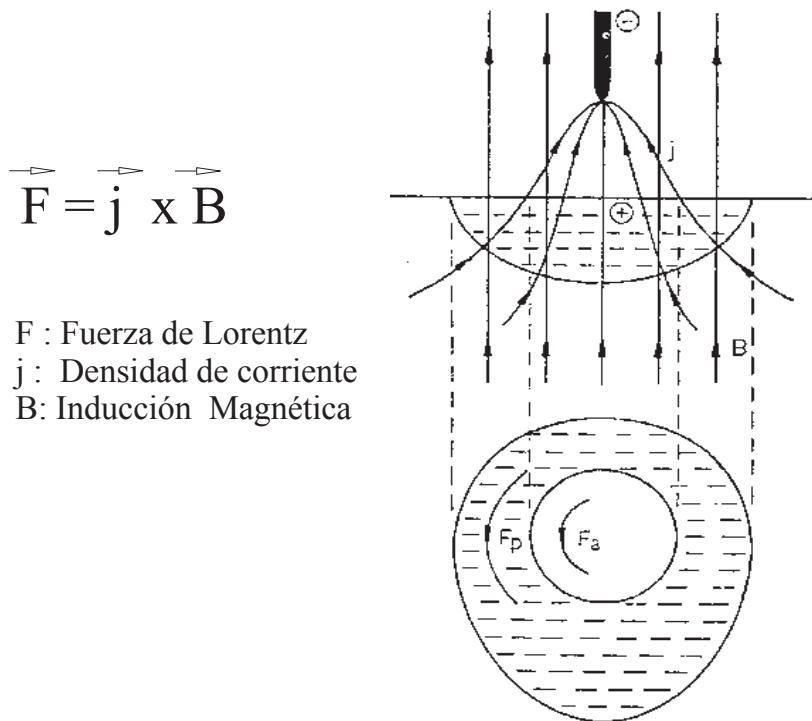


Fig.1.1.- Representación esquemática de la influencia de un campo magnético externo en la piletta de soldadura. j: densidad de corriente B: inducción magnética Fa: fuerza de acción en el arco Fp: fuerza actuando en la piletta de soldadura [6].

Cabe mencionar que las fuerzas que actúan en la piletta de soldadura cuando se ejerce un campo magnético externo, son el origen de la fuerza de flotación o empuje, la fuerza de Lorentz, el esfuerzo cortante inducido por el gradiente de la tensión superficial en la superficie de la piletta de soldadura, y el esfuerzo cortante que actúa sobre la superficie por el plasma del arco. Como se muestra en la **Figura 1.2** [7].

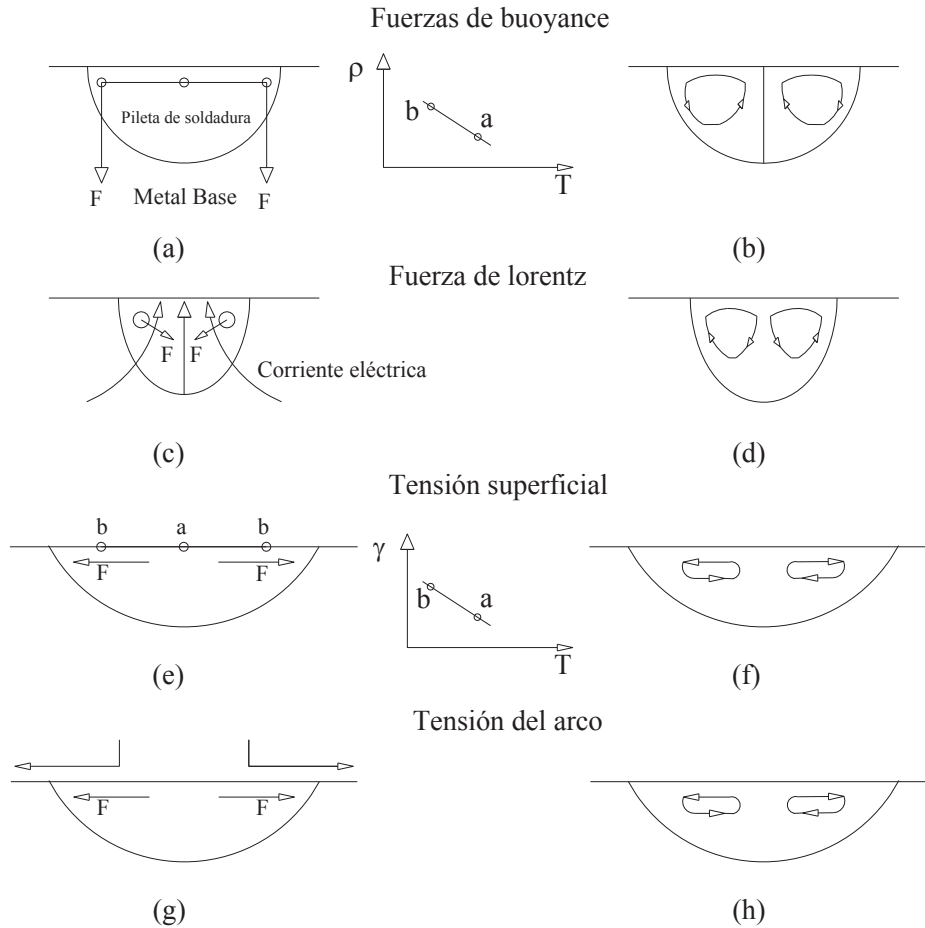


Fig. 1.2.- Fuerzas que actúan para la convección en la pileta de soldadura a la izquierda se aprecia la dirección de la fuerza y a la derecha el efecto que causa en la pileta (a, b) fuerza de flotación; (c, d) fuerza de Lorentz; (e, f) esfuerzo de corte debido al gradiente de tensión superficial y (g, h) esfuerzo cortante inducido por el plasma del arco eléctrico.

La presión del arco es otra fuerza que actúa sobre la superficie de la pileta de soldadura, pero su efecto es pequeño, especialmente por debajo de 200 A que suele ser el caso para el proceso de soldadura con electrodo de tungsteno y gas de protección inerte GTAW [8, 9].

Los campos magnéticos son aplicados en diversas áreas de los procesos de materiales tal es caso de M. Shimotomai, et al [10], quienes concluyen que al aplicar un campo magnético de 6T y una deformación del 30%, la transformación de ferrita a austenita en aleaciones Fe-C se producen microestructuras alineadas en el sentido del campo magnético de las dos fases en forma de cadenas a lo largo de la matriz de la fase ferrítica ferromagnética como se muestra en la **Figura 1.3**, bajo el mecanismo de la interacción dipolar.

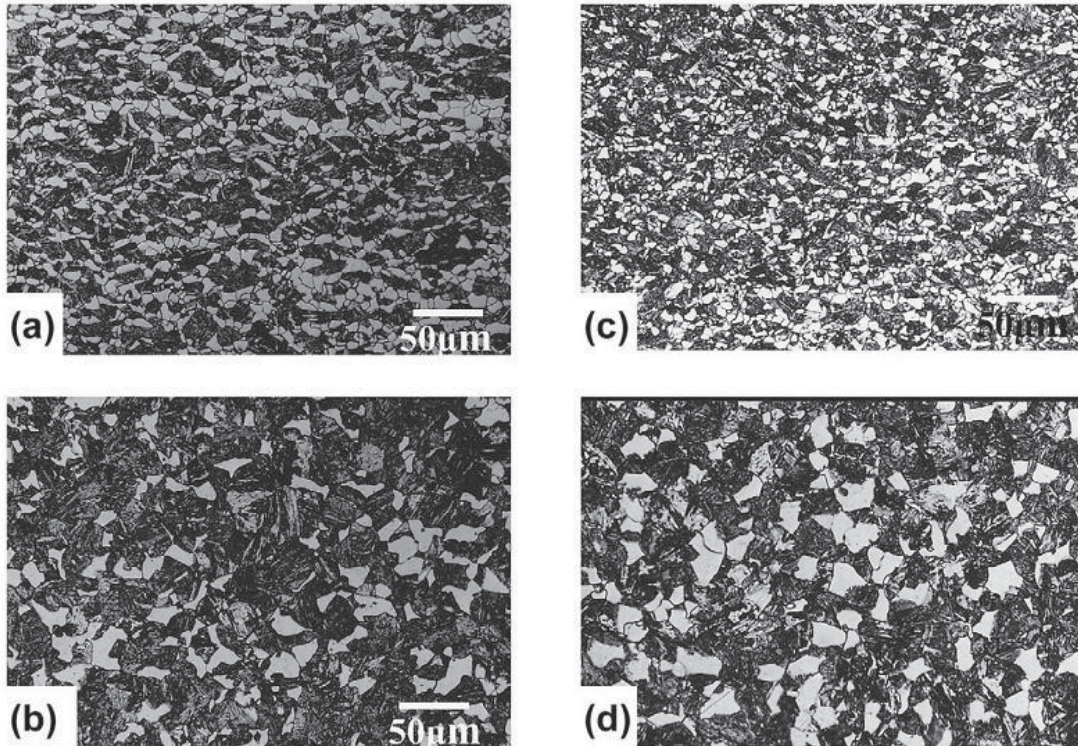


Fig. 1.3.- Microestructura de las 2 fases en una aleación Fe–0.2%C–0.2%Si–1.3%Mn–0.1%Ti de acero (a) transformación con 12 T con 30% deformación, (b) Transformación con 12 T sin deformación (c) sin campo magnético y 30% de deformación, y (d) sin campo magnético y sin deformación. La deformación y el campo magnético son en forma horizontal.

Otros autores son Hideyuki Ohtsuka [11, 12], quienes reportan la alineación de la fase ferrítica de forma elongada en las fronteras de grano austenítico en la orientación de un campo magnético externo durante la transformación de austenita a ferrita de forma isotérmicamente a una temperatura de 745 °C en una aleación de Fe-0.4C, e incrementando la elongación con el incremento del campo magnético en cual fue de 0-10 T. Por otra parte W. Czernysz, et al [13], determinan que la interacción electromagnética aumenta la resistencia al agrietamiento en caliente en aleaciones níquel-cromo y aleaciones de níquel, promoviendo la homogeneidad tanto de la estructura como la composición química del material, lo que disminuye los defectos cristalinos en los límites de grano, e incrementa la dureza del material mediante el refinamiento de grano.

Jaramillo, et al [14], usaron una intensidad de campo magnético de 30 T para el estudio de las transformaciones de un acero bainítico, reportando que la aplicación del campo

magnético acelera la transformación austenítica, mediante dos formas promoviendo la formación de la perlita e incrementando la temperatura de la transformación martensítica.

Mientras que S. Nakamichi, et al [15], estudian el comportamiento de la difusión del titanio y el carbono en un hierro- γ en presencia de un campo externo y un gradiente de campo magnético, reportando que el coeficiente de difusión del carbono en el γ -hierro se reduce a la mitad cuando se aplica un campo magnético constante de 6 T y que al aplicar un gradiente de intensidades de campo magnético incrementa la difusión.

Existe una gran cantidad de artículos que reportan el uso de la interacción electromagnética utilizando su efecto en el refinamiento de grano, cambio de la morfología del cordón de soldadura, en la orientación de fases entre otras aplicaciones, pero sin haber, el beneficio reportado que produce la interacción electromagnética en la zona afectada térmicamente, en lo referente al mejoramiento de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en la ZAT de los aceros inoxidable austeníticos, donde estos materiales presenta el problema principal de sensitización debido al ciclo térmico de soldadura. Esto no ha sido reportado debido a las altas intensidades de campo magnético utilizadas.

Existen diversos estudios del AIA 304 tratando de resolver el problema de la sensitización en la zona afectada térmicamente ZAT tal es el caso de H. Kokawa, et al [16], que proponen el método de ingeniería de límite de grano, para mejorar la resistencia a la corrosión intergranular después de la soldadura en la zona afectada térmicamente, el cual consiste en darle un tratamiento termomecánico al acero inoxidable austenítico 304, para mediante tratamientos de solubilidad y enfriamiento en agua, seguidos de una deformación en frío que va de 0 hasta el 60 % de deformación antes de la soldadura como se muestra en la micrografía antes de la soldadura en la **Figura 1.4** después de la soldadura **Figura 1.5** en diversas área de la ZAT, con lo cual concluyen que los límites de grano coincidentes presentan una mejor resistencia a la corrosión intergranular en la ZAT, después de la soldadura.

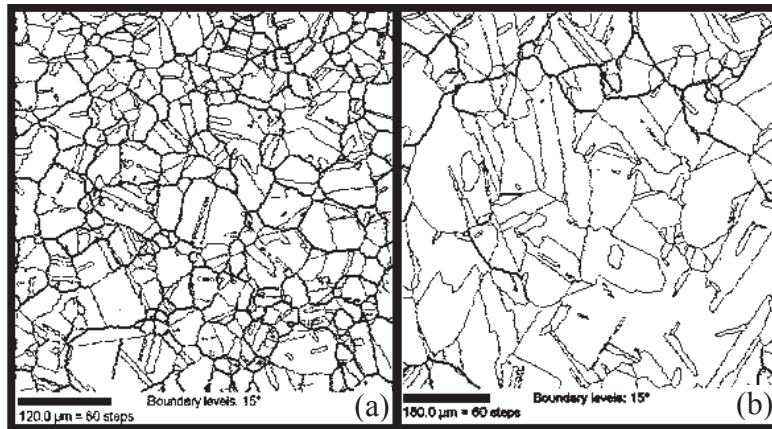


Fig. 1.4.- Micrografías (a) material base presenta una coincidencia de grano del 60% denotado por las línea gris y (b) con tratamiento termomecánico presenta una coincidencia de grano ingenieril de un 80%.

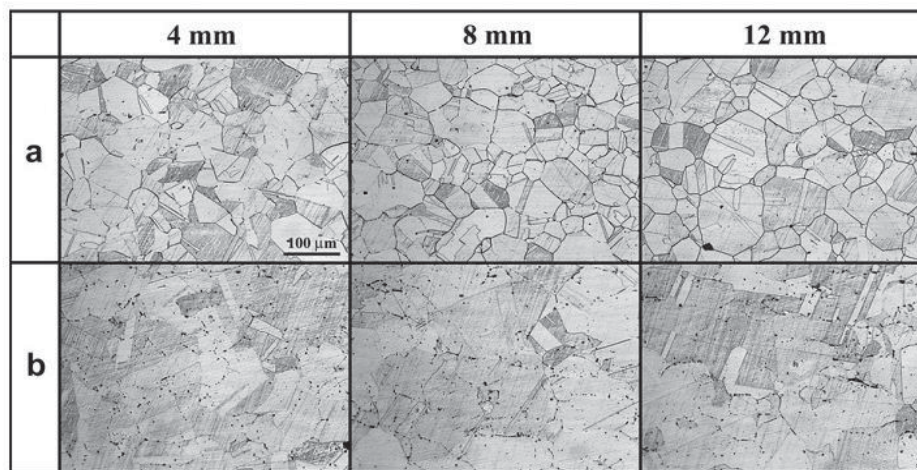


Fig. 1.5.- Micrografías ZAT en diferente distancia (a) Metal base (b) grano coincidente inducido por el tratamiento termomecánico.

Otros han estudiado también la ZAT de los AIA 304 como R. Kaul, et al [17], quienes han propuesto el método de Pre-fusión parcial superficial por medio de la soldadura Laser, lateral al cordón de soldadura, como una alternativa de incrementar la resistencia a la

corrosión de los aceros inoxidables soldados, concluyendo que: las zonas adyacentes al cordón de soldadura previamente fundidas superficialmente, por medio del proceso de soldadura laser y posteriormente unidas por el proceso de soldadura de arco eléctrico con gas de protección y electrodo no consumibles, ocasiona en la zona parcialmente fundida una transformación de fase en estado sólido de una estructura de fusión y solidificación, a una transformación en estado sólido de límites de grano y subgranos, con lo que se incrementa la resistencia a la corrosión intergranular y disminuye el fenómeno de sensitización superficialmente como se muestra en la **Figura 1.6b**.

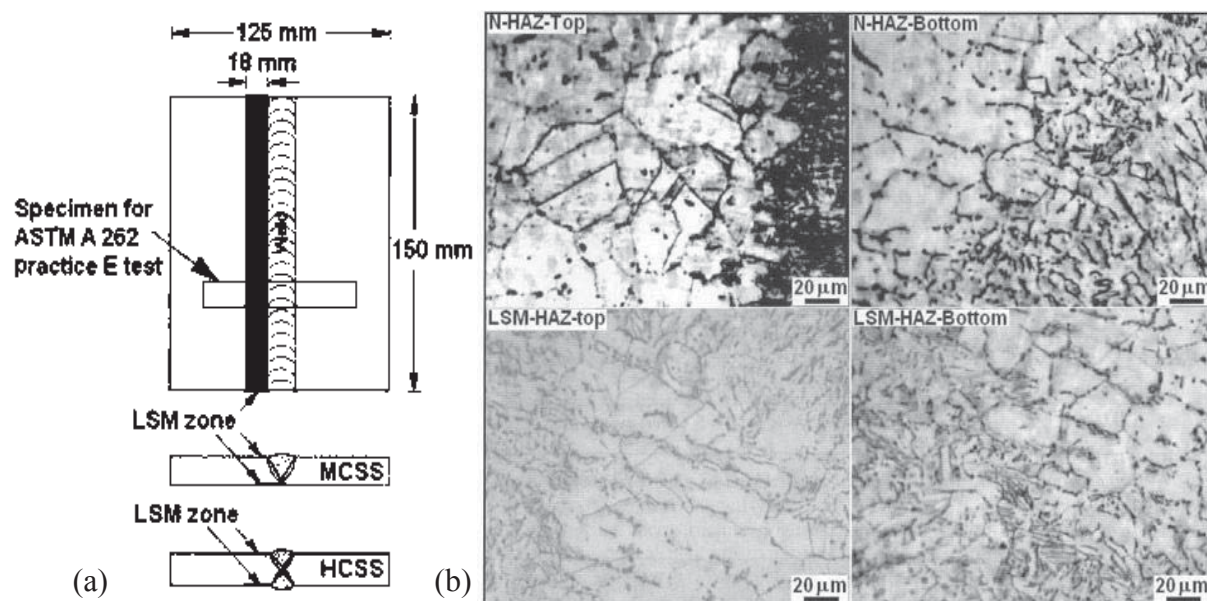


Fig. 1.6.- (a) Representación del procesos de soldadura y tipos de unión utilizadas en el proceso de soldadura (b) micrografías del AIA 304 sin tratamiento en la parte superior en la ZAT y la parte superior e inferior donde se aplico la fusión con laser. Reportando el incremento de resistencia a la corrosión debido a la discontinuidad de la red de carburos notorios en ambas partes de la probeta en tanto en la parte inferior como en la parte superior.

Continuando con los estudios de la ZAT en los AIA, para eliminar o minimizar el problema de la sensitización en los aceros inoxidables se realizó en el instituto de investigaciones metalúrgicas de la U.M.S.N.H, una investigación donde se aplicó una interacción electromagnética de baja intensidad, mediante la aplicación de un campo magnético axial durante el proceso de soldadura MIG en el acero inoxidable austenítico 304, variando la intensidad del campo magnético, donde F. Curiel, et al [18, 19], reporta que existe un portal 1 a 14.8 mT, donde el AIA 304 presenta un incremento en las propiedades mecánica y de

resistencia a la corrosión, la cual es atribuida a una redistribución de cromo en la ZAT como se ilustran en la **Figura 1.7**, lo que minimiza el crecimiento de los carburos en la frontera de grano, y promueve la precipitación de los carburo dentro de la matriz del grano como se ilustra en la **Figura 1.8**.

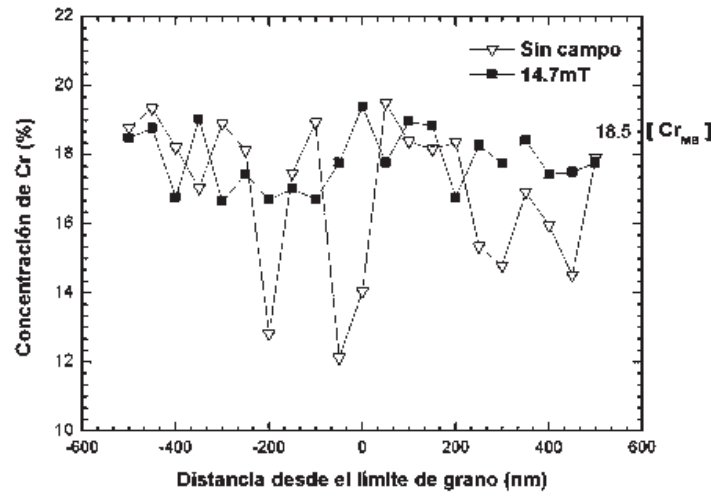


Fig.1.7.- Perfil de concentración de Cr en los límites de grano.

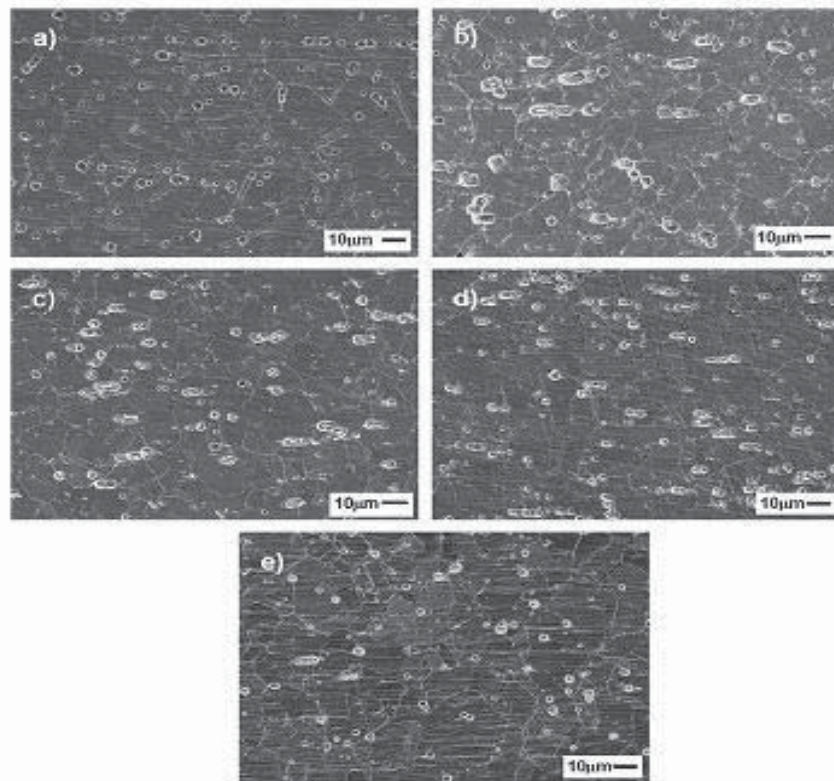


Fig.1.8.- Imágenes de MEB del AIA 304 después de un ataque químico para inducir daño al material (a) Material base (b) 0.0 mT (c) 1.5mT (d) 3.2 (e) 14.8mT.

Existe otro reporte del uso de la interacción electromagnética en una tesis de licenciatura de Salvador Estrella García [20], en AIA 304, quien reporta que la aplicación de un campo magnético durante el proceso soldadura MIG en una unión a tope en simple V en una placa de espesor de 12.5 mm, el campo magnético solo incrementa las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en el primer cordón y que los demás cordones no presentan cambios debido a la magnetización remanente en el material cuando se mantiene la misma orientación de las líneas de flujo magnético durante los cordones de soldadura subsiguientes.

Continuando con esta línea de investigación y tratando de mitigar el problema de los AIA 304, se ha propuesto el presente trabajo de tesis con el objetivo de clarificar el efecto de la orientación de las líneas de flujo magnético durante la soldadura.

Cabe mencionar que se han determinado diversas alternativas metalúrgicas para minimizar la sensitización en los AIA tal y como hace E.Trillo and L.Murr [4], al investigar el comportamiento de los aceros al variar el contenido de carbono, determinando que al disminuir el contenido de carbono en los AIA 304 disminuye la precipitación de los carburos de cromo (Cr_{23}C_6) y para cantidades de 0.01C ya no precipitan los carburos.

Otra herramienta metalúrgica que se utiliza para eliminar la sensitización es el agregar elementos estabilizadores o con afinidad por el carbono para formar carburos a temperaturas más elevadas como Molibdeno (Mo), Titanio (Ti) Niobio (Nb); eliminando las condiciones para la precipitación de los carburos de cromo y así mejorar la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable austeníticos.

Otro proceso metalúrgico empleado para combatir la sensitización de los aceros inoxidable es el someter el material a un tratamiento térmico de pos-soldadura, con el fin de disolver los carburos llevando el material a temperaturas arriba de la línea de solvus de los carburos de Cr_{23}C_6 y homogenizar la microestructura del material restaurando las propiedades del AIA 304, siendo este procedimiento efectivo pero muy costoso y difícil de realizar en situs [3, 21].

1.1.-Teoría electromagnética[22].

El electromagnetismo es el estudio de los fenómenos eléctricos y magnéticos causados por cargas en reposos o en movimiento. La existencia de cargas eléctricas fue descubierta hace más de 2500 años por el astrónomo y filósofo griego Tales de Mileto

1.1.1.- Campo magnético en la materia.

Todos los efectos magnéticos en la materia pueden explicarse en base a corrientes asociadas con los momentos dipolares magnéticos. Los campos creados por los materiales magnéticos surgen de dos fuentes atómicas: los momentos angulares orbitales y del espín de los electrones, que al estar en movimiento continuo en el material se experimentan fuerzas ante un campo magnético aplicado. En resumen cada átomo tiene diferente momento magnético y su combinación determinará las características magnéticas del material.

1.1.2.- Permeabilidad magnética.

Es la capacidad de una sustancia o medio para atraer y hacer pasar a través de sí los campos magnéticos. Los materiales magnéticos se caracterizan por su permeabilidad μ , que es la relación entre el campo de inducción magnética y el campo magnético dentro del material como se muestra en la ecuación 1.1

$$\mathbf{B} = \mu \mathbf{H} \quad \mu = \mu_r \mu_0 = \mu_0 (1 + \chi_m) \quad \dots\dots\dots 1.1$$

Donde:

B = Densidad de flujo magnético (gauss o Teslas)

H = Campo magnético (oersted o A/m)

μ_r = Es la permeabilidad relativa

$\mu_0 = 4\pi * 10^{-7}$ Weber.A⁻¹m⁻¹, permeabilidad magnética del espacio libre

χ_m = La susceptibilidad magnética del material.

1.1.3.- Magnetismo en materiales.

1.1.3.1.- Diamagnetismo.

El diamagnetismo es un efecto universal basado en la interacción entre el campo aplicado y los electrones móviles del material. Las características esenciales del diamagnetismo son: Los materiales diamagnéticos se magnetizan débilmente en el sentido opuesto al del campo magnético aplicado, por lo cual aparece una fuerza de repulsión sobre el cuerpo respecto del campo aplicado. La susceptibilidad magnética es negativa y pequeña y la permeabilidad relativa es entonces ligeramente menor que 1. La intensidad de la respuesta es muy pequeña ya que debido al movimiento orbital de los electrones. El diamagnetismo fue descubierto por Faraday en 1846, algunos materiales diamagnéticos son el cobre y el helio

1.1.3.2.- Paramagnetismo.

Los materiales paramagnéticos se caracterizan por átomos con un momento magnético neto, que tienden a alinearse paralelo a un campo aplicado como se muestra en la **Figura 1.9**. Las características esenciales del paramagnetismo son: los materiales paramagnéticos se magnetizan débilmente en el mismo sentido que el campo magnético aplicado. Resulta así que aparece una fuerza de atracción sobre el cuerpo respecto del campo aplicado. La susceptibilidad magnética es positiva y pequeña y la permeabilidad relativa es entonces ligeramente mayor que 1. A este grupo pertenecen los aceros inoxidables austeníticos y las aleaciones de aluminio, con una permeabilidad magnética de 1.

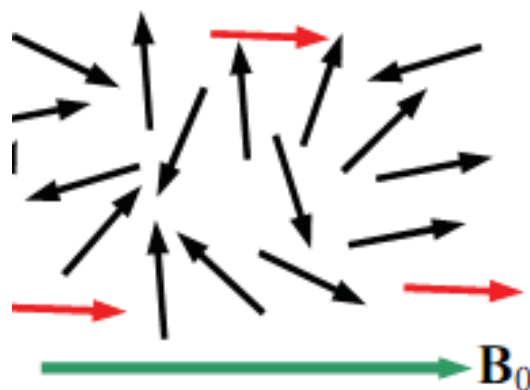


Fig.1.9.- Orientación de los dipolos magnéticos en un material paramagnético en presencia de un campo magnético externo.

1.1.3.3.- Ferromagnetismo[23].

En los materiales ferromagnéticos los momentos magnéticos individuales de grandes grupos de átomos o moléculas se mantienen alineados entre sí debido a un fuerte acoplamiento, aún en ausencia de campo exterior. Estos grupos se denominan dominios, y actúan como un pequeño imán permanente. En ausencia de campo aplicado, los dominios tienen sus momentos magnéticos netos distribuidos al azar. Cuando se aplica un campo exterior, los dominios tienden a alinearse con el campo. Las características esenciales del ferromagnetismo son: Se magnetizan fuertemente en el mismo sentido que el campo magnético aplicado, por lo que aparece una fuerza de atracción sobre el cuerpo respecto del campo aplicado, la susceptibilidad magnética es positiva y grande y la permeabilidad relativa es entonces mucho mayor que 1. La energía térmica tiende a desalinear los dominios, a temperatura ambiente la energía térmica no es suficiente para desmagnetizar un material magnético, sin embargo, por encima de la *temperatura de Curie*, el material se vuelve paramagnético, debido a que los efectos térmicos de desorden son mayores que los efectos de alineamiento de la interacción magnética entre dominios ver **Figura 1.10**.

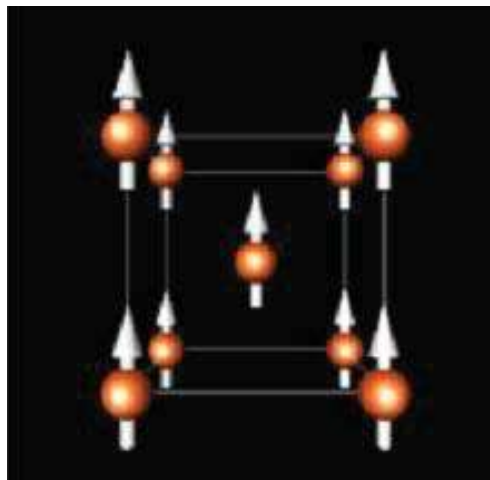


Fig.1.10.- Orientación de los dipolos magnético en un material ferromagnético, Fe BCC [24].

1.2.-Campo magnético generado por una bobina[25].

El magnetismo asociado con un conductor a través del cual pasa una corriente eléctrica puede intensificarse al formar una bobina, donde la intensidad de campo magnético es directamente proporcional a la corriente y al número de vueltas como se ilustra en la ecuación 1.2 y su configuración en la **Figura 1.11**.

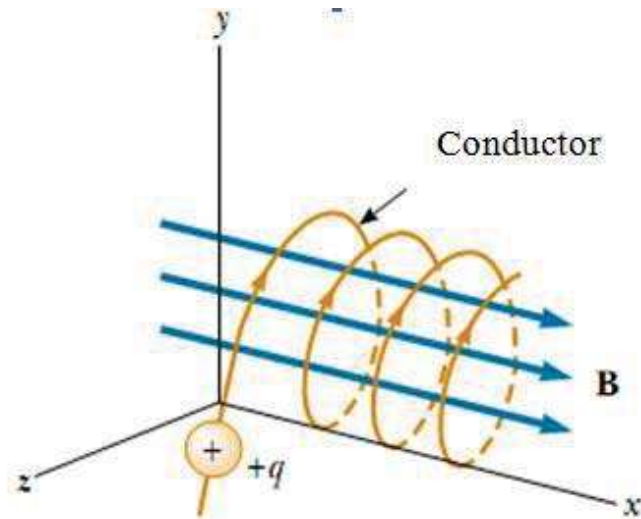


Fig.1.11.- Campo magnético creado por una bobina eléctrica.

$$B = \mu_0 I N \dots\dots\dots 1.2$$

B = Densidad de flujo magnético (gauss o Teslas)

H = Campo magnético (oersted o A/m)

$\mu_0 = 4\pi * 10^{-7}$ Weber. $A^{-1}m^{-1}$, permeabilidad magnética del espacio libre

Capítulo II. Metodología experimental.

El desarrollo experimental de esta investigación del presente trabajo de maestría, se llevó a cabo de la siguiente manera, tal como se muestra en el cronograma de actividades de la

Figura 2.1.

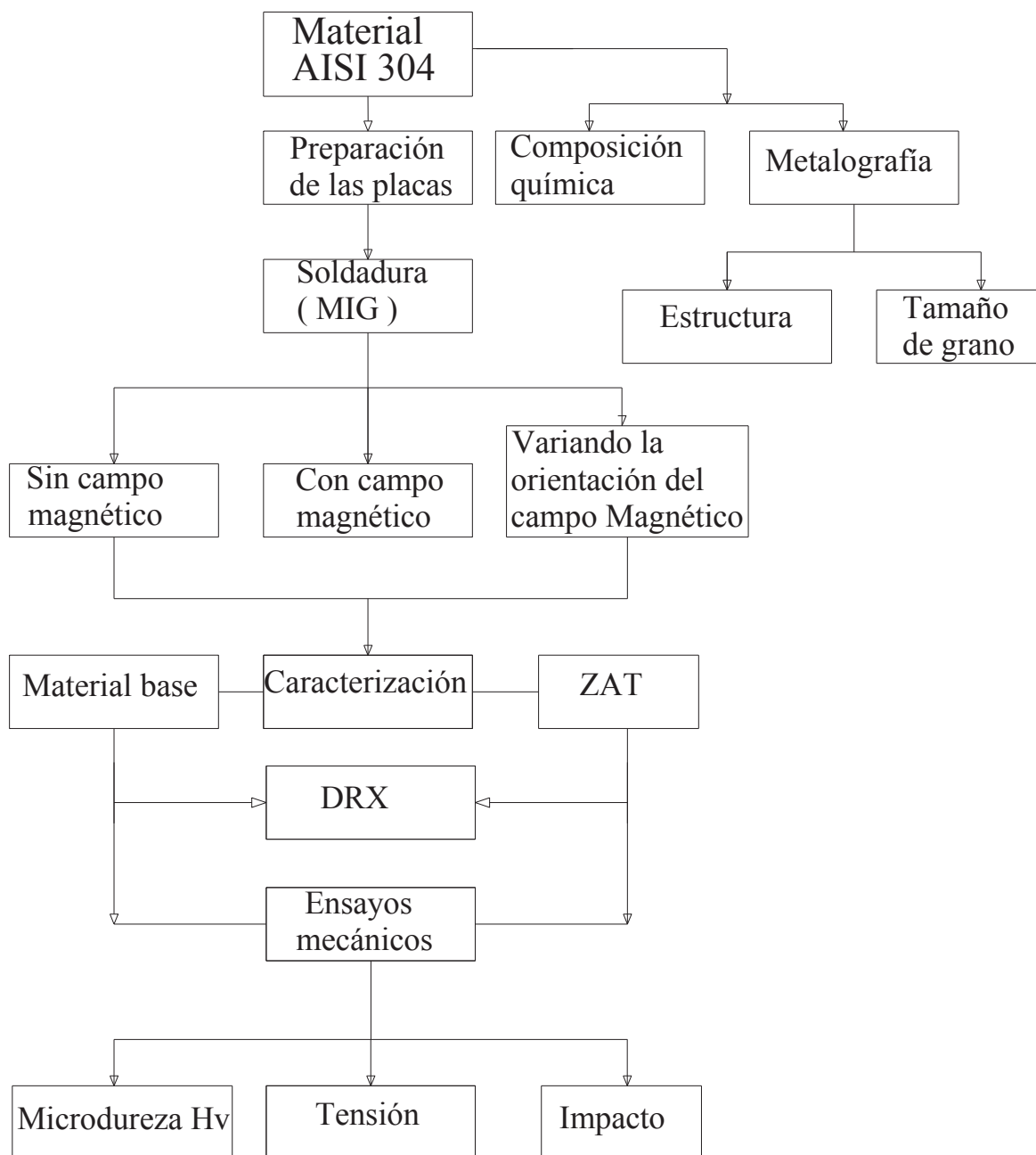


Fig. 2.1.- Mapa de conceptos del trabajo experimental.

2.1.0.- Material utilizado para el proyecto.

En desarrollo experimental del presente trabajo de maestría, se utilizó una placa de acero inoxidable austenítico AISI 304, con un espesor de 12.5 mm (1/2”). La composición del material base y su composición nominal [26] se ilustra en la **Tabla 2.1** con el material de aporte utilizado.

Tabla 2.1.- Composición química del material base y su composición nominal.

Materiales		Composición química de los materiales utilizados en wt%						
		C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr
Nominal max.	AISI 304	0.08	2.0	1.5	0.045	0.030	10	22
Material base	AISI 304	.046	1.543	.342	.031	.0011	8.32	18.32
Electrodo	ER309L	0.04	1.9	1	.025	.0008	12	22

2.1.1.-Microestructura.

Para la caracterización de la microestructura del material, primeramente se prepararon las probetas, utilizando técnicas de metalografía estándar, que incluye desbaste con lijas de papel de carburo de silicio de diferente granulometría y un pulido a espejo con pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm , posteriormente las probetas sometieron a un ataque químico con el reactivo KALLINGS con una composición química de 2.5g de CuCl_2 más 50 mL HCl y 50 mL de etanol para poder observar la microestructura en un banco metalográfico marca NIKON, el cual tiene capacidad hasta 1000X.

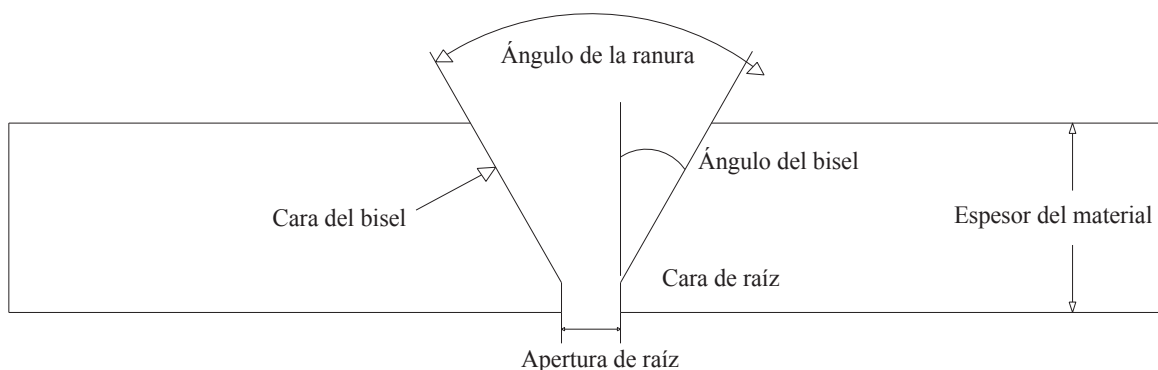
2.1.2.- Preparación de las placas.

Los aceros inoxidables deben ser manejados con mayor cuidado en el corte que los aceros al carbono. El acero inoxidable puede ser cortado con los mismos métodos utilizados para el acero al carbono en la **Tabla 2.2** se muestra algunos métodos de corte.

Tabla 2.2.- Métodos de corte para el acero inoxidable.

Método	Espesor	Comentarios
Guillotina	Lamina, placas finas	Preparar los bordes
Corte por sierra cinta y abrasivos	Amplio rango de espesores	Eliminar lubricantes antes de soldar
Maquinado	Amplio rango de formas	Eliminar lubricantes antes de soldar
Corte por plasma	Amplio rango de espesores	Amoldar las superficies cortadas
Etc.	Etc.	Etc.

En este proyecto se realizaron los cortes con una sierra cinta semiautomática RF 812N. El diseño de junta seleccionada debe producir una soldadura con una resistencia mayor o igual al del material base. Existe una gran variedad de tipos de uniones a tope, pero para el presente trabajo se realizaron 2 tipos de uniones a tope en simple V y doble V [27], tal como se ilustra en la **Figura 2.2**, describiendo la nomenclatura de la unión a tope en simple V siendo muy similar a la unión a tope en doble V, cada parte de la preparación de las placas están bien determinados para el presente trabajo.

**Fig. 2.2.-** Nomenclatura para una unión a tope en simple V.

En la **Figura 2.3** se muestran las dimensiones correspondientes de la placa para la unión a tope en simple V y en doble V

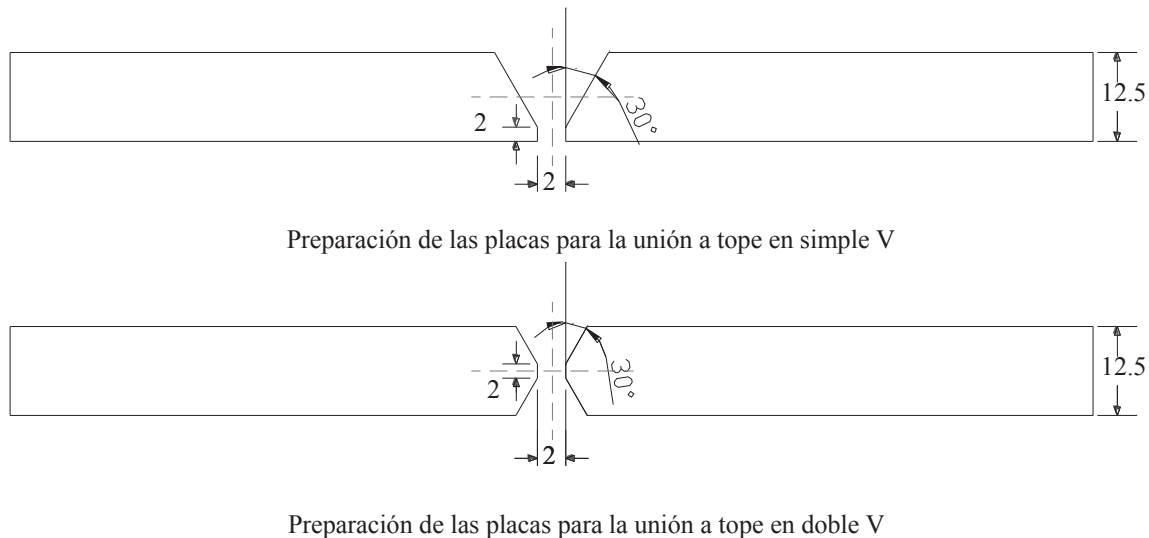


Fig. 2.3.- Tipos de juntas para las placas a soldar (a) simple “V” (b) doble “V” unidades en mm.

2.2.0.- Soldadura de las placas [28].

Para la soldadura de las placas se utilizó el proceso MIG, esto debido a que es un proceso aplicable a los aceros inoxidable, con excelentes resultados, las características que se pueden destacar del proceso son: no genera escoria, cuenta con una alta velocidad de depositación de material, es muy sencillo de usar, produce mínimas salpicaduras, es aplicable a un amplio rango de espesores, en la **Figura 2.4**, se ilustra el equipo que se utilizó para soldar las placas del presente proyecto.

En la **Figura 2.4a**, se muestra el equipo de soldar con una fuente de poder de potencial constante, la cual tiene una capacidad de 300 Amperios, una eficiencia del 80% a su máxima capacidad, un potencial de 40 voltios a circuito abierto, y un rango de voltaje de 0 a 40 voltios. Las uniones se realizaron, sin campo magnético y con aplicación de campo magnético tal y como se muestra en la **Figura 2.4b** y variando la orientación del campo como se muestra en la **Figura 2.5**. Así, como las fuerzas que se ejercen sobre la placa y la piqueta de soldadura en el proceso de soldadura.



Fig. 2.4.- Equipo utilizado para soldar (a) máquina de soldar (b) bobina para inducir el campo magnético.

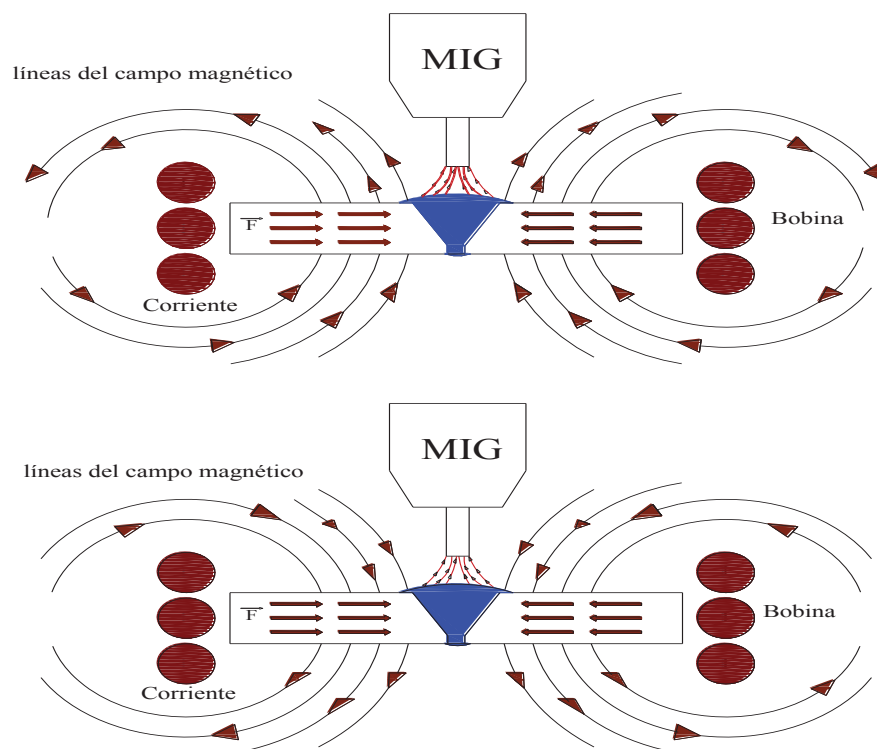


Fig. 2.5.- Representación esquemática de la aplicación del campo magnético y su interacción con el campo generado por la corriente (CD) del proceso de soldadura.

2.2.1.- Material de aporte.

El material de aporte utilizado fue un electrodo ER309L de 1.2 mm de diámetro, dicho electrodo corresponde a un acero inoxidable austenítico, según la clasificación AWS A5.22 [29]. Para las placas con preparación de unión a tope en simple V se depositaron cuatro cordones de soldadura con las variables antes mencionadas asegurando una transferencia metálica por spray o rocío. A las placas con unión a tope en doble V se depositaron dos cordones, durante la deposición de soldadura en los dos tipos de unión se mantuvo constante una velocidad de avance de 3.6 mm.s^{-1} , la velocidad de alimentación del electrodo fue de 180 mm.s^{-1} , con un flujo de gas de protección 98% Ar y 2% O_2 de 30 L.min^{-1} ya que proporciona una excelente protección al arco eléctrico y mejora la fluidez en la pileta de soldadura [30].

Con una intensidad de campo magnético de 1 mT generado mediante una bobina eléctrica como se muestra en la **Figura 2.4b**.

El aporte térmico suministrado a las placas durante el proceso de soldadura fue calculado mediante la ecuación 2.1 y con los registros de las variables de soldadura.

$$HI = \eta \frac{V \times I}{v} \dots\dots\dots 2.1$$

HI= Aporte térmico (J/mm)

V = Voltaje (V)

I = intensidad de corriente (A)

v = Velocidad de avance (mm/s)

η = Eficiencia del proceso (%)

$$HI = ((.8) (28V*215A))/ 3.6\text{mm.s}^{-1}$$

$$HI = 1350 \text{ J/mm}$$

Aporte térmico (HI) promedio suministrado a la placa en cada milímetro durante la depositación del cordón de soldadura.

2.3.0- Las variables de soldadura utilizadas.

En la **Tabla 2.3**, se muestran los registros de las variables de soldadura utilizadas en los depósitos de los cordones de soldadura realizados.

Tabla 2.3.- Se muestran los datos de las variables de soldadura que se utilizaron.

Condiciones de soldadura de los cordones en la unión a tope en simple V		
Sin campo magnético		
Cordones	Voltaje (V)	Amperios (A)
1	28	Amperaje 210
2	28	Amperaje 210
3	28	Amperaje 220
4	28	Amperaje 230
Con campo magnético en una sola dirección		
1	28	200-210
2	28	200-210
3	28	210-220
4	28	220-230
Variando la orientación del flujo del campo magnético en cada cordón		
1	28	210-220
2	28	210-220
3	28	220-230
4	28	220-230
Condiciones de soldadura de los cordones en la unión a tope en doble V		
Sin campo magnético		
1	27	210-220
2	27	220-230
Con campo magnético		
1	28	200-210
2	28	210-220

2.4.0- Caracterización mecánica del material base.

2.4.1.- Material base.

Para la caracterización mecánica del material base se procedió a cortar la placa mediante una cierra cinta con las características ya mencionadas en dirección longitudinal de rolado (DLR) y dirección transversal de rolado (DTR) para determinar la homogeneidad de sus propiedades mecánicas, tal como se muestra en la **Figura 2.6**, caracterizando el material mediante los ensayos de tensión e impacto, tanto así como el análisis de la fractura mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en ambas direcciones.

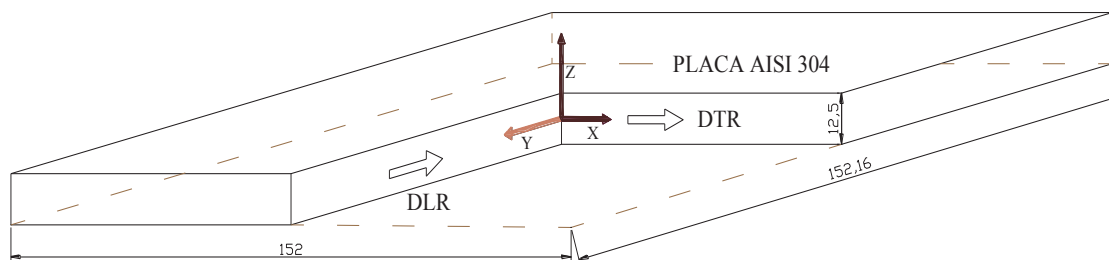


Fig. 2.6.- Características de la placa y direcciones tomadas de referencia en (mm).

2.5.0- Caracterización de la ZAT.

La región de estudio del presente trabajo se eligió en la zona afectada térmicamente que ocasiona el ciclo térmico durante el proceso de soldadura MIG, esta región se muestra en la **Figura 2.7**, siendo esta la que presenta el daño durante el proceso, tal como lo reporta Kokawa [16] y F.F curiel [19] donde el material alcanza las temperaturas de sensitización que van desde los 600 °C a los 800 °C y el tiempo de permanencia en esta región es mayor. Las placas soldadas del AIA 304 se procedió a cortarlas, en forma transversal al cordón de soldadura. Para someterlas a los ensayos mecánicos de tensión e impacto, las cuales se maquinaron en una fresadora de eje vertical, con avance automático.

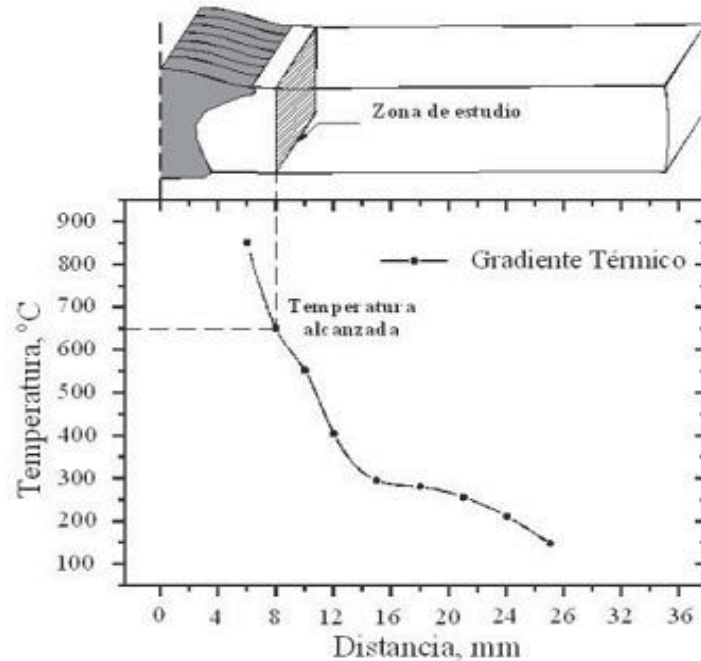


Fig.2.7.- Región de estudio de las propiedades mecánicas del presente trabajo [31].

2.6.0.- Caracterización de la ZAT por difracción de rayos X.

Se cortaron probetas de la ZAT, a dos diferentes distancias del centro del cordón a 6 y 8 mm, tal como se ilustra en la **Figura 2.7**, utilizando barridos en un difractómetro de rayos X marca SIEMENS modelo D5000 con radiación CuK_α ($\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$) realizando el barrido para 2θ de 20 a 130° , con paso de 0.02° y tiempos entre pasos de 2 segundos

2.6.1.- Ensayo mecánico de tensión.

Una vez soldadas las placas, se procedió a preparar las probetas de tensión bajo la norma ASTM E8M-04 [32] para espesor de 12.5mm ($1/2''$) con las medidas que se muestran en la **Tabla 2.4**, y con la forma geométrica que muestra la **Figura 2.8**.

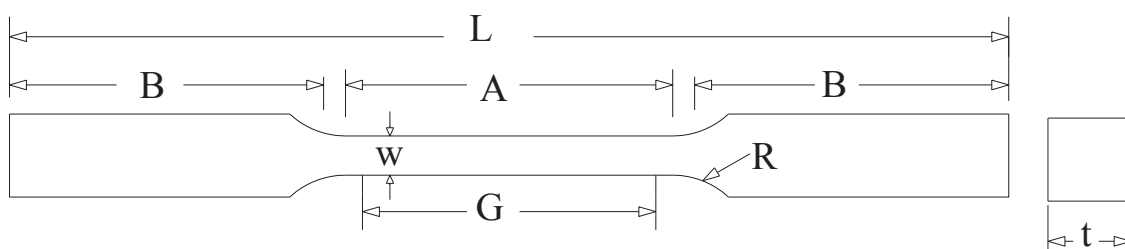


Fig. 2.8.- Geometría de la probeta para el ensayo tensión.

Tabla 2.4.- Dimensiones de las probetas según el espesor a evaluar.

Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]			
Dimensiones, mm			
E 8M – 04	Especímenes con tamaño estándar		Especímenes pequeños
	40mm	12.5 mm	6mm
G.- Longitud calibrada.	200 ± 0.2	50 ± 0.1	25 ± 0.1
W.- Ancho.	40 ± 2.0	6 ± 0.2	6.0± 0.1
t.- Espesor.		Espesor	
R.- Radio del filete	25	12.5	6
L.- Longitud total.	450	200	100
A.- Longitud de la sección	225	57	32

A las probetas para los ensayos de tensión se le induce la falla en ZAT a una distancia de 8mm del centro del cordón, mediante una muesca de 2 mm, para asegurar que las propiedades mecánicas de las probetas sea en esta región para las diferentes condiciones en las que fueron soldadas las placas de acero inoxidable austenítico 304.

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina de tensión universal marca Zwick/Roell Z100, semiautomática con una velocidad de desplazamiento de 6 mm.min⁻¹, la cual arroja los resultado a una computadora, que tiene una capacidad de 0 a 100000 lb. Se realizaron series 3 probetas para cada soldadura ensayada a tensión en sus diferentes condiciones de soldadura, de las probetas ensayadas a tensión se prepararon muestras de las fracturas para ser observadas en el microscopio electrónico de barrido marca JEOL JSM-6400.

2.6.2.- Ensayo mecánico de impacto.

Este tipo de ensayo se le realiza normalmente a la soldadura con la finalidad de conocer la energía absorbida por la probeta hasta su ruptura (tenacidad) y determinar si la soldadura en las placas de metal está dentro de los estándares de resistencia al impacto, pero en el presente trabajo se realizaron en la ZAT, siendo esta región de interés principal, ya que en los aceros inoxidable esta zona es donde presenta el problema debido al ciclo térmico del proceso de soldadura.

Las probetas fueron realizadas bajo la norma ASTM Designacion: E23-02A [33] que designa para el ensayo charpy, para una barra solida con muesca de 45° en V en el centro de la probeta a una profundidad de 2 mm como se indica en la **Figura 2.9**.

Se ensayaron series de 3 probetas de impacto para las diferentes condiciones de soldadura en una máquina de péndulo charpy TINUS OLSEN, con un rango de absorción de energía de 0 a 358 J.

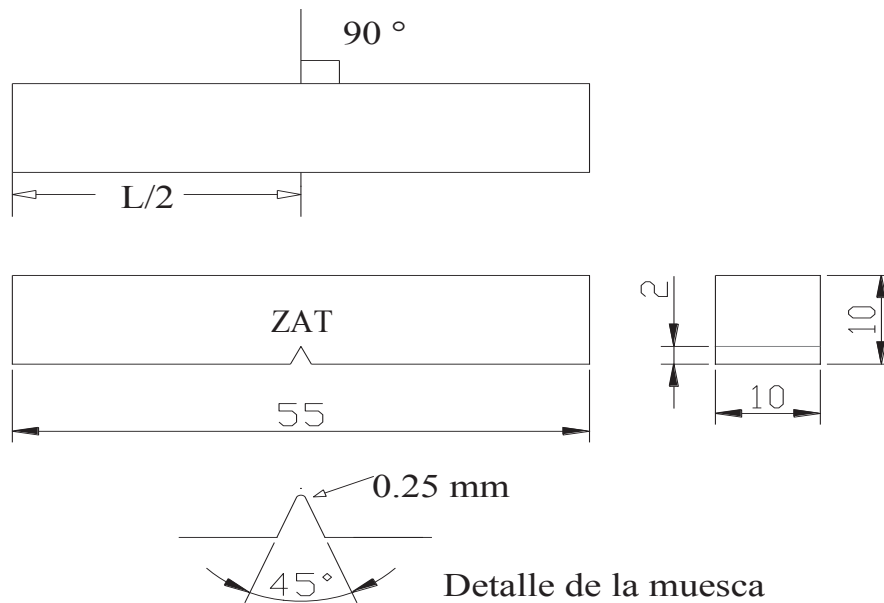


Fig. 2.9.- Probeta de impacto bajo la Norma ASTM E 23-02.

2.6.3.- Ensayo de microdureza Vickers.

El ensayo de microdureza se realizó con un microdurómetro Vickers marca LEITZ WETZLAR 7556, con una carga de 100g, aplicándola suavemente para no propiciar alguna vibración o movimiento, con un tiempo de permanencia de 15 segundos dando un espacio entre los centros de las huellas de 250 μm . Las probetas se pegaron con cinta adhesiva para que estas proporcionen un buen soporte de tal forma que no se moviera durante la prueba.

El barrido de microdureza se realizó del centro del cordón hacia la zona afectada térmicamente en ambas direcciones, realizando indentaciones a cada 250 μm hasta 1.5 cm del centro del cordón.

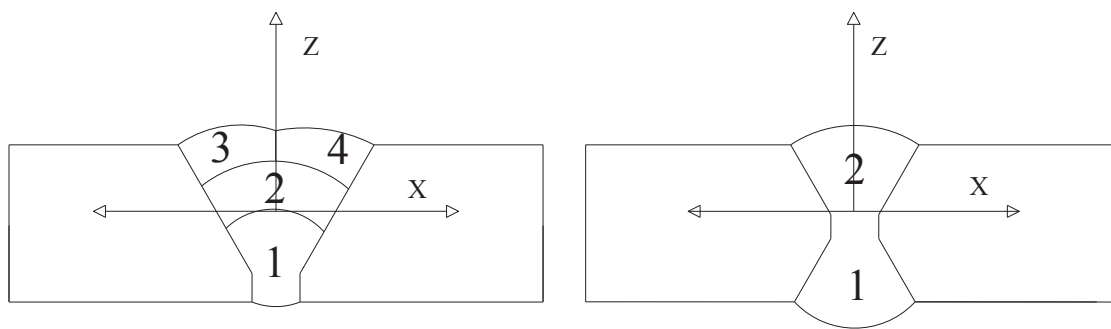


Fig. 2.10.- Representación esquemática de la deposición de los cordones de soldadura en las placas soldadas.

Capítulo III. Análisis y discusión de los resultados

3.1.- Resultados del AIA 304 utilizado del presente trabajo.

3.1.1.- Metalografías.

El material base se caracterizó mediante metalografía para observar la microestructura en las condiciones que se recibió del proveedor, en la **Figura 3.1** se ilustra una micrografía del acero inoxidable austenítico AISI 304, en la cual se puede observar el grano de austenita característico de este material con pequeñas cantidades de ferrita δ y maclas producto del proceso durante la fabricación.

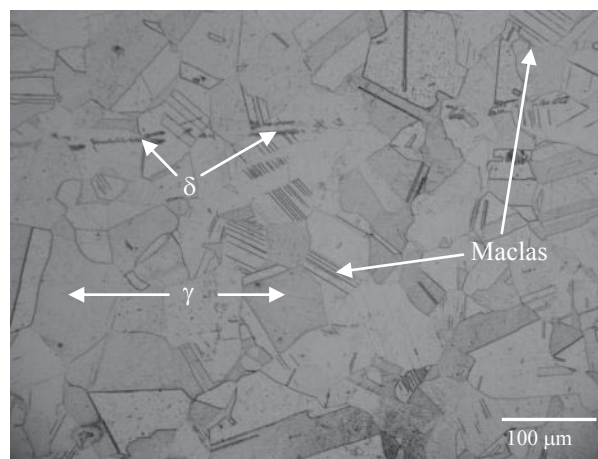


Fig. 3.1.- Micrografía de AISI 304 utilizado en el presente trabajo.

Una vez determinada la microestructura del material se calculó el tamaño de grano del material base mediante el programa sigmascan, el cual calcula el tamaño de grano mediante un análisis de imágenes reportando una serie de datos estadístico como se muestran en la **Tabla 3.1**, dando un tamaño de grano aproximado de $30\mu\text{m}$ con el cual de acuerdo a la norma ASTM E 122 [34] le corresponde un tamaño de grano de 7 .

Mientras que F.F curiel, et al [31], reporta en su tesis de Doctorado que el AIA 304 que utiliza en su trabajo, contiene ferrita y martensita α' debido al procesos de fabricación y determina un tamaño de grano austenítico de $47\mu\text{m}$ medido con el mismo programa sigmascan utilizando otra técnica.

Tabla 3.1.- Estadística del cálculo del tamaño de grano del AISI 304.

Unidades μm	área	eje mayor	eje menor	Factor forma	Diámetro de Feret
Promedio	1271.77	52.24	27.73	0.56	30.10
Numero de granos	101	101	101	101	101
Grano más pequeño	0.139	2.009	1.669	0.017	0.421
Grano más grande	13087.37	552.325	388.161	1.571	129.087

G. Appa Rao, et al [35], reportan un tamaño de grano de $67\mu\text{m}$, pero no explica como lo obtuvieron, mientras que Hadji, et al [36], reportan un tamaño de grano de $15\mu\text{m}$ para el acero inoxidable 304, en el estado de recocido sin reportar ningún método de medición ni micrografía correspondiente.

3.1.2.- Microdureza.

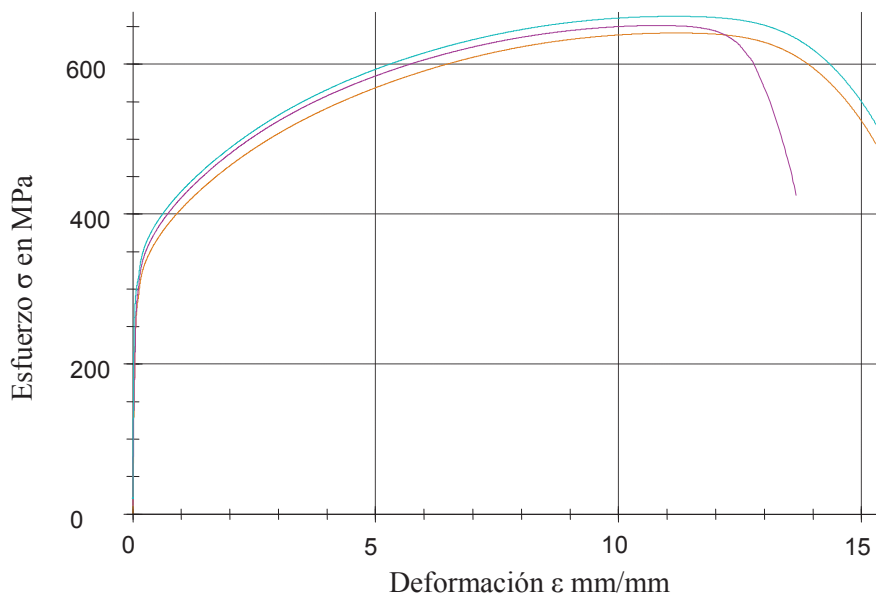
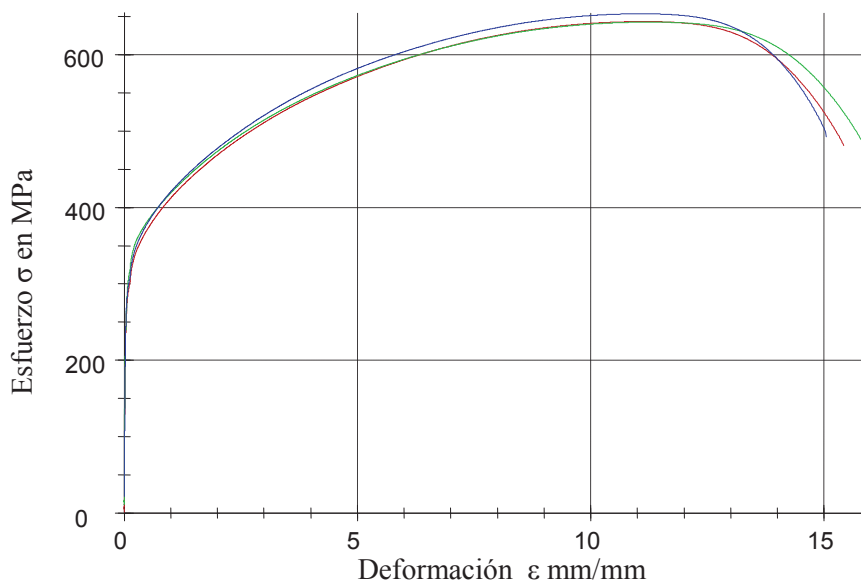
La microdureza del material base se midió mediante el micro-durómetro Vickers, realizándose 9 improntas de forma al azar, tomando un tiempo de permanecía de 15 segundos para cada una de las indentaciones realizadas con una carga de 100g. Obteniendo un promedio de 221.02 Hv en transversal (DTR) y de 216.06 Hv en la longitudinal (DLT) como se muestra en la **Tabla 3.2**. Los valores de microdureza en ambos sentidos son muy similares, lo que demuestra la uniformidad del material en esta propiedad.

Tabla 3.2.- Ensayo de microdureza en el material base.

Dureza Vickers (carga de 100g) Material base		
Indentaciones	DTR	DLT
1	223.80	216.00
2	226.30	214.60
3	218.30	217.60
4	216.53	215.90
5	216.00	210.90
6	224.60	219.30
7	221.60	218.10
Promedio	221.02	216.06

3.1.3 – Tensión.

Los resultados de los ensayos de tensión realizados al material base en la máquina universal ZWICK/ ROELL Z100, en la dirección DLR y en la DTR para determinar su comportamiento de ambas direcciones y verificar la homogeneidad del material. Arrojando las gráficas clásicas esfuerzo-deformación que se muestran en la **Figura 3.2a** para la DLT y la **Figura 3.2b** para la DTR.



El resultado promedio obtenido del esfuerzo máximo se muestra en la **Figura 3.3**, los cuales cumplen con las propiedades nominales del AIA 304. Observando un amplio rango en el esfuerzo de cedencia con una variación de 17 MPa, obteniendo promedio de 298 MPa de la serie realizada en la DLR y de 281 MPa como promedio para la serie realizada en la DTR, con un esfuerzo máximo en la DLR promedio de 635 MPA, un porcentaje promedio de deformación del 60%, mientras que en la DTR el esfuerzo máximo es de 645 MPa y su deformación promedio es de 55% siendo estos valores mayores a los nominales del AIA 304 que se reportan en manuales y reportes de proveedores [37, 38] de 549 MPa.

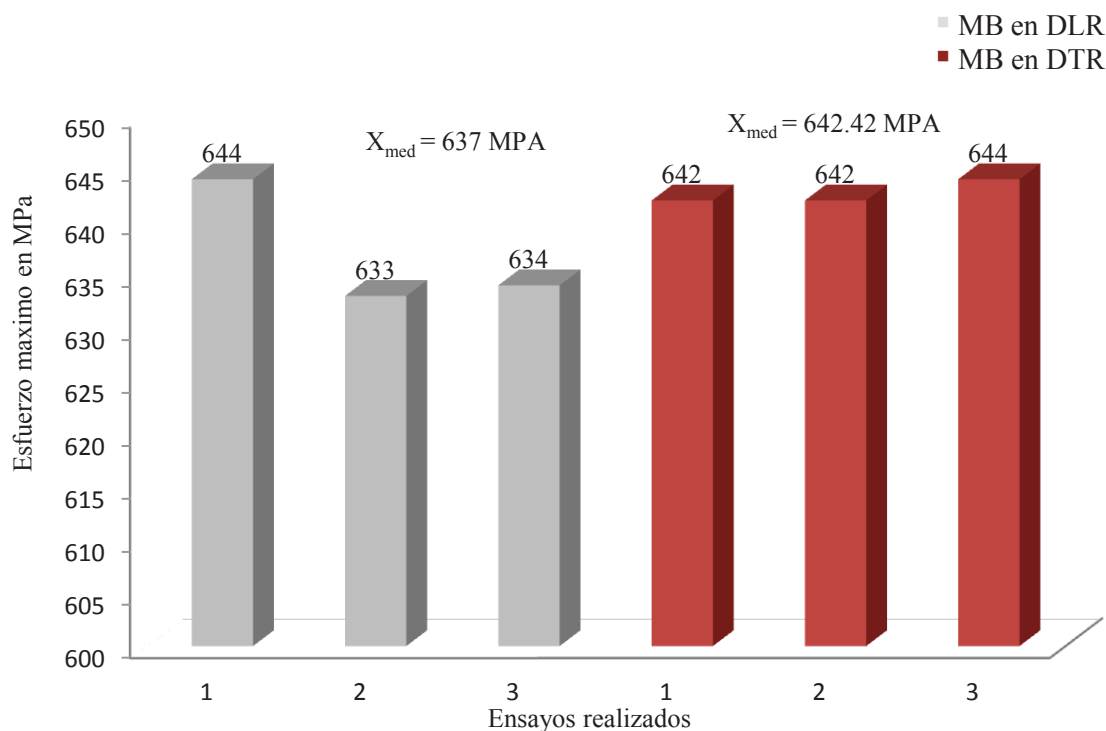


Fig.3.3.- Resultados del ensayo de tensión del MB en DLR Y DTR.

Lo que indica al igual que en el ensayo de microdureza la uniformidad en cuanto a las propiedades mecánicas de tensión en ambas direcciones del material adquirido.

3.1.4.- Impacto.

Continuando con la caracterización de las propiedades mecánicas del AIA 304, se sometió a ensayos de impacto de igual forma en ambas direcciones, se obtuvo un promedio de tenacidad de 295J en DLR, y un promedio de 281J en la DTR, la diferencia de energía absorbida al impacto en ambas direcciones es de 14J, los resultados obtenidos en este ensayo son menores a la nominales, en la **Figura 3.4**, se muestran los resultados de impacto. Mientras G. Appa Rao, et al [35], también caracterizan el AISI 304 en temperatura ambiente y reportan un valor de 126 J de energía absorbida al impacto charpy para el proceso de elaboración con gas inerte de argón para el AISI 304, sin reportar el grado de deformación, como en nuestro caso el proveedor tampoco reporta el grado de deformación. A pesar de que dicha deformación final es la responsable de las propiedades mecánicas finales del material.

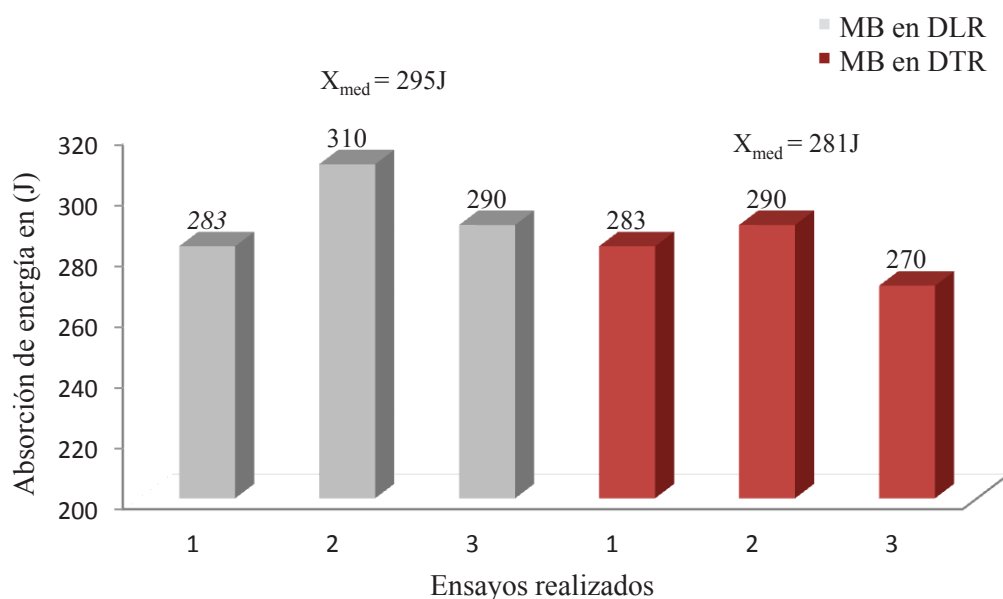


Fig. 3.4.- Resultado del ensayo de impacto del MB en DLT y DRT.

3.2.0.- Resultados en la ZAT.

3.2.1.- Macrografía.

Como ya se mencionó anteriormente se realizó la soldadura con dos tipos de preparación de uniones para las placas del acero AISI 304, en simple V y en doble V, quedando la placas soldadas del AIA 304, tal como se muestra en las macrografía realizadas a ambas probetas, en la **Figura 3.5a** y **Figura 3.5 b**. En la macrografía de la unión a tope en simple V, se muestra los 4 cordones depositados en la **Figura 3.5a**, observándose una distorsión debido al ciclo térmico del proceso de soldadura muy característica del AIA 304, ya que dicho acero tiene un coeficiente de conductividad térmica más pequeño que los aceros al carbono (14.9 W/mK), lo cual produce gradientes de temperatura más pronunciados, por lo cual esto acelera la deformación del material base, ya que tiene un alto coeficiente de dilatación térmica ($3.95 \times 10^6 \text{ m}^2/\text{s}$), provocando que la pieza soldada se deforme más que los aceros al carbono. Una medida de contrarrestar esta distorsión es la realización de la unión a tope en doble V como se muestra en la macrografía de la **Figura 3.5b**, la cual muestra los dos cordones aplicados lo que equilibra la distorsión del material.

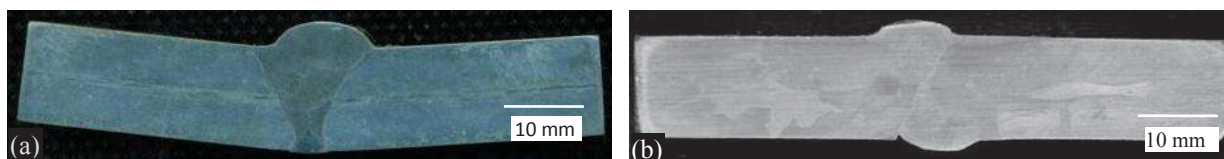


Fig.3.5.- Perfiles de los cordones de soldadura (a) Macrografía de la unión a tope en simple v (b) Macrografía de la unión a tope en doble V.

Desde el punto de vista de la aplicación del campo magnético que es el estudio del presente trabajo, cabe mencionar que el campo magnético no afecta la forma del cordón debido a que se utiliza bajas intensidades, observando un pequeño chisporroteo en las placas que se les aplico campo magnético, debido a la interacción electromagnética que se ejerce entre el campo aplicado axialmente y el campo generado por la corriente del arco eléctrico. En la placa que tiene la preparación en simple “V” los cordones presentan una penetración

completa y una sobremonta adecuada, así mismo en la placa con preparación en doble “V”, observándose la máxima distorsión en la preparación de simple “V”, esto debido a la cantidad de cordones depositados en una sola dirección, mientras que en la preparación de doble “V”, la distorsión es mínima o como se expreso anteriormente, la distorsión se compensa al depositar un cordón de soldadura por ambos lados.

3.2.2.- Micrografías.

Debido a que para el presente trabajo la zona de importancia o de estudio es la zona afectada térmicamente ZAT, las micrografías correspondientes en esta región no presentan cambio microestructural importante, por lo que se tomaron micrografías del cordón de soldadura y la interfase del cordón de soldadura, en la **Figura 3.6** se muestran las micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base sin la aplicación del campo magnético, en la micrografía de la **Figura 3.6a**, se observa claramente parte del cordón de soldadura, la línea de fusión, y la ZAT, mientras que en la micrografía de la **Figura 3.6b**, se puede apreciar el crecimiento columnar de la austenita hacia el centro del cordón con pequeñas cantidades de ferrita tipo esqueleto muy característico de los aceros inoxidable austeníticos 304. Presentando las mismas características las probetas a las que se les aplicó campo magnético en la **Figura 3.7**, y a las que se les aplicó campo magnético y se vario la orientación del campo como se muestran en la **Figura 3.8**.

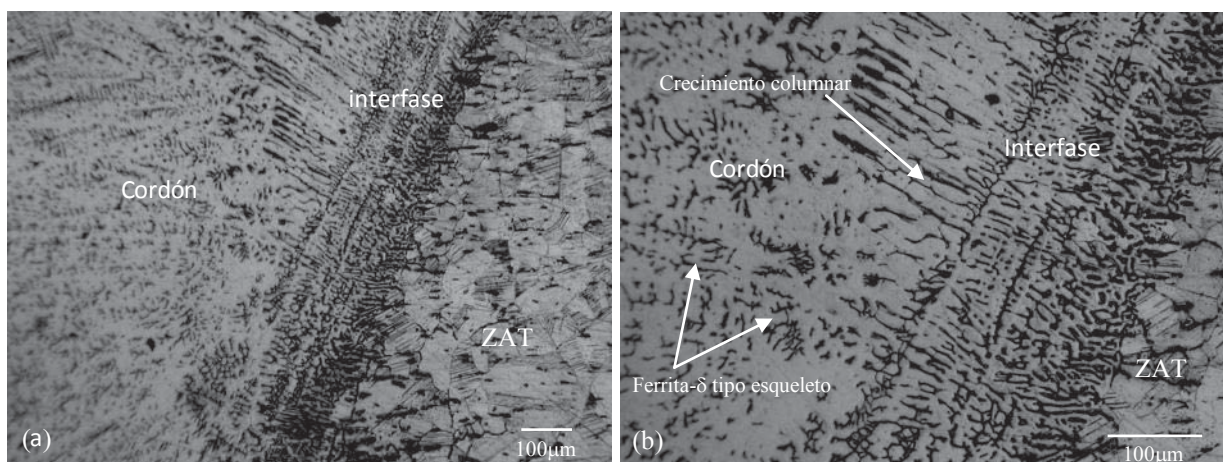


Fig. 3.6.- Micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base del AIA 304, sin aplicación del campo magnético durante el proceso soldadura (a) 100x, (b) 200x.

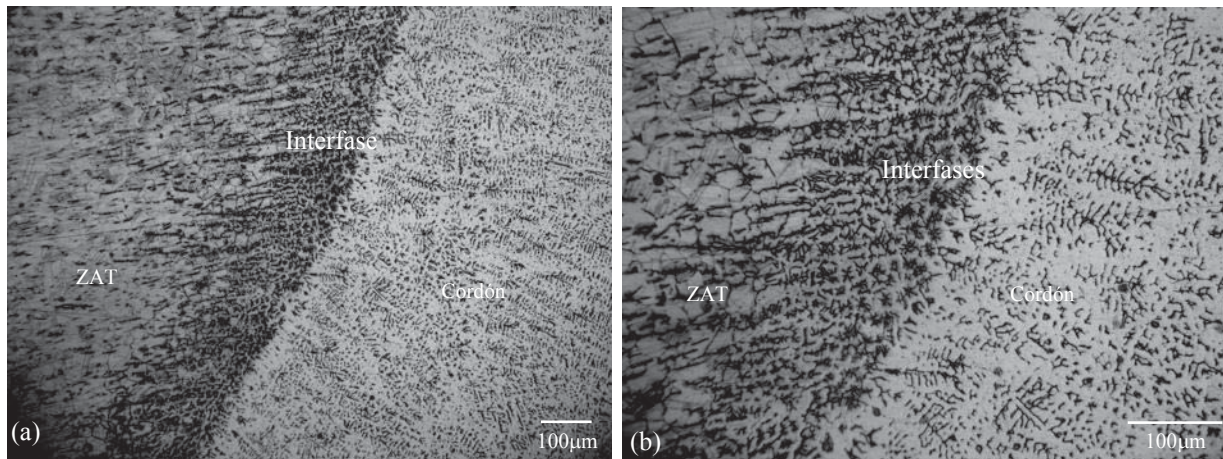


Fig. 3.7.- Micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base del AIA 304, con aplicación del campo magnético durante el proceso soldadura (a) 100x, (b) 200x.

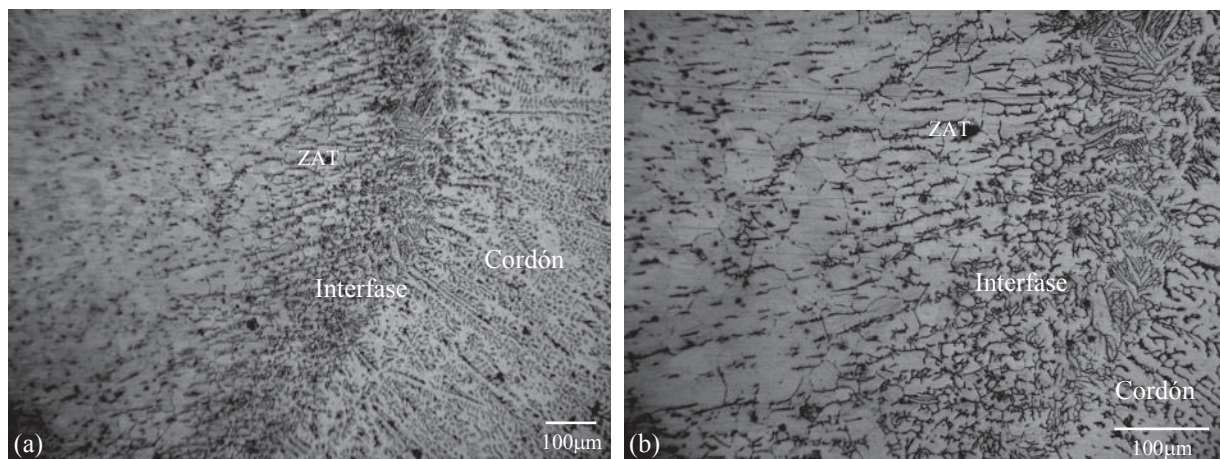


Fig. 3.8.- Micrografías de la interfase del cordón de soldadura y el material base del AIA 304, con aplicación del campo magnético y variando la orientación durante el proceso soldadura (a) 100x, (b) 200x.

Como ya se mencionó anteriormente no se aprecia cambio en la microestructura del ZAT del AIA 304, sólo cerca a la línea de fusión, donde se aprecia un refinamiento de la microestructura en la ZAT, al aplicar el campo magnético de 1 mT, por otro lado, las micrografías tomadas al cordón de soldadura, muestran un cambio en la dirección de solidificación la **Figura 3.9a**, muestra una estructura columnar de la austenita con ferrita

tipo esqueleto en una dirección aproximada de 45° hacia el centro del cordón, para el cordón de soldadura sin la aplicación de campo magnético.

Mientras que en la **Figura 3.9b** muestra un desorden en la solidificación, no existe un patrón o una tendencia debido a la agitación electromagnética que produce la interacción de los dos campos electromagnéticos interactuando durante la soldadura, el generado por la corriente de soldadura y el aplicado en forma externa, mediante una bobina, propiciando el rompimiento de las dendritas de solidificación, propiciando dicho desorden o refinamiento de la microestructura.

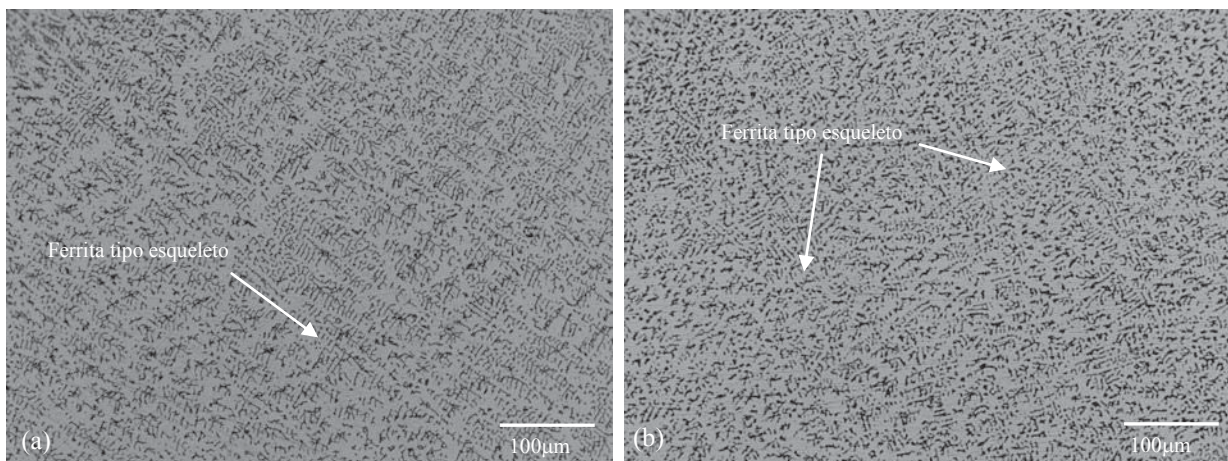


Fig. 3.9.- Micrografías del cordón de soldadura a 200x (a) sin la aplicación del campo magnético durante la soldadura (b) con la aplicación del campo magnético y variando la orientación de las líneas de flujo magnético.

Mientras que en la **Figura 3.10** se puede apreciar más claramente lo anteriormente señalado, tomando las micrografías a mayores magnificaciones, observándose claramente la continuidad de la dirección de solidificación y en la **Figura 3.10b** se puede observar mas claro el cambio en los frentes de solidificación originando una distribución aleatoria sin conservar un orden, tal como se aprecia en la **Figura 3.10a**, en donde las dendritas estan interconectadas siguiendo una orientación preferencial hacia el centro del cordón de soldadura o la fuente de calor. Mientras que en la soldadura con interacción electromagnética de baja intensidad no tiene este patrón de seguimiento.

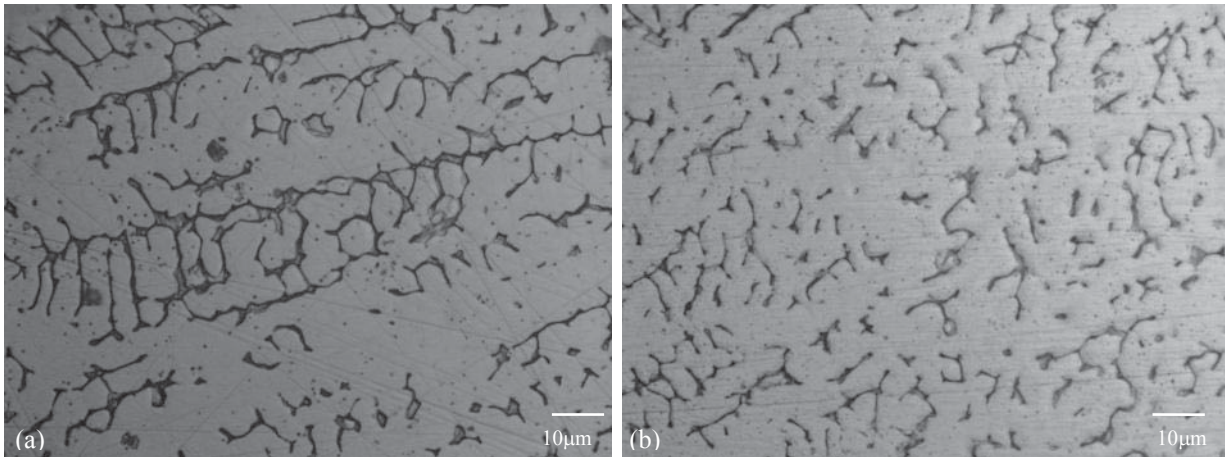


Fig. 3.10.- Micrografías del cordón de soldadura a 500x (a) sin la aplicación del campo magnético durante la soldadura (b) con la aplicación del campo magnético y variando la orientación de las líneas de flujo magnético.

3.2.3.- Microdureza.

Los perfiles de microdureza realizados a los cordones de soldadura para las diferentes condiciones. En la **Figura 3.11**, se muestra el perfil de microdureza realizado a las placas soldadas con preparación de la unión en simple V, sin la aplicación del campo magnético durante el proceso de soldadura, se muestra un amplitud del cordón de 9 mm, con una microdureza promedio de 210 Hv, una zona afecta térmicamente de ambas partes de la línea de fusión de 4 a 5 mm donde se alcanza una microdureza máxima promedio de 225 Hv después de la zona afectada térmicamente, la microdureza se establece en 215 Hv en el material base.

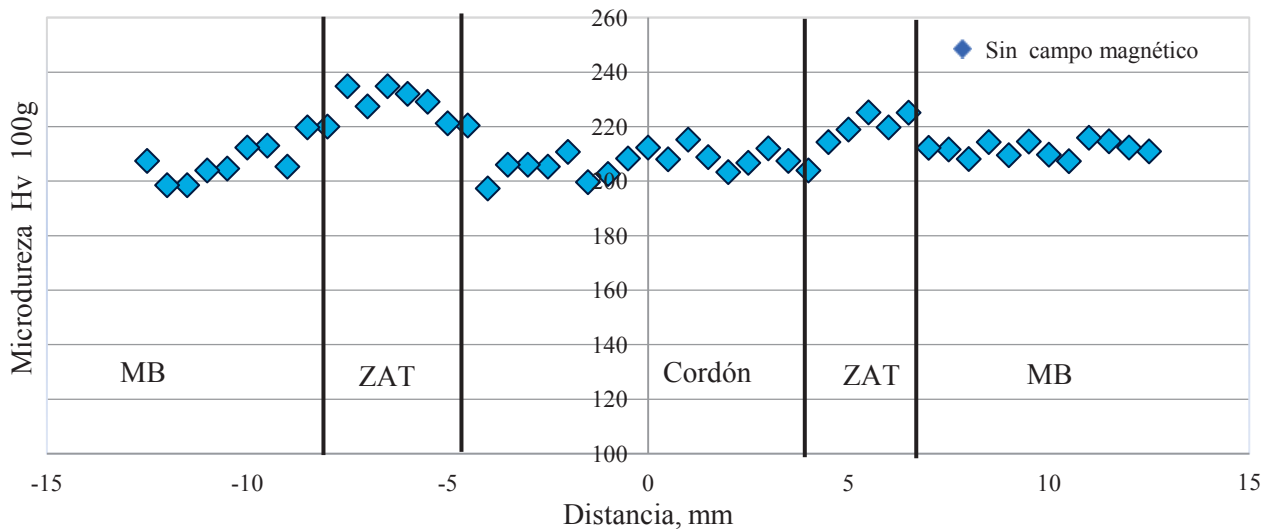


Fig. 3.11.- Perfil de microdureza realizado en la probeta sin la aplicación del campo magnético unión en simple V.

Mientras que para el perfil de microdureza realizado a las placas soldadas con campo magnético con preparación de la unión en simple V, la cual se muestra en la **Figura 3.12**, con la misma amplitud y una microdureza promedio del cordón de soldadura de 200 HV, mientras que la microdureza en la ZAT incrementa a 230 HV y se mantiene en el material base.

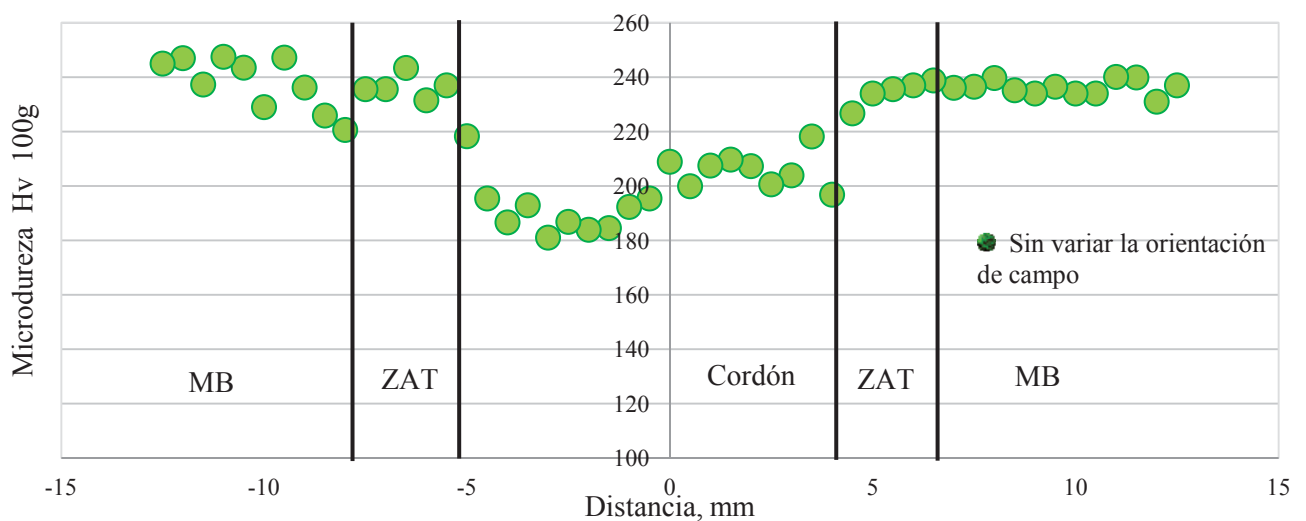


Fig. 3.12.- Perfil de microdureza de la probeta con la aplicación del campo magnético unión en simple V sin variación del campo.

Lo que indica el beneficio de la aplicación de la interacción electromagnética en la ZAT aún sin la variación de la orientación del campo magnético, respecto de las propiedades mecánicas, al variar la orientación de las líneas de flujo magnético en cada uno de los cordones de soldadura, al utilizar una preparación de simple “V” y corroborado cuando se aplica la interacción de campo magnético de baja intensidad en la preparación en doble “V”, al girar la placa y aplicar el otro cordón de soldadura. Lo anteriormente mencionado se ilustra en la **Figura 3.13**, que ilustra el incremento de microdureza en la ZAT del orden de 240 HV.

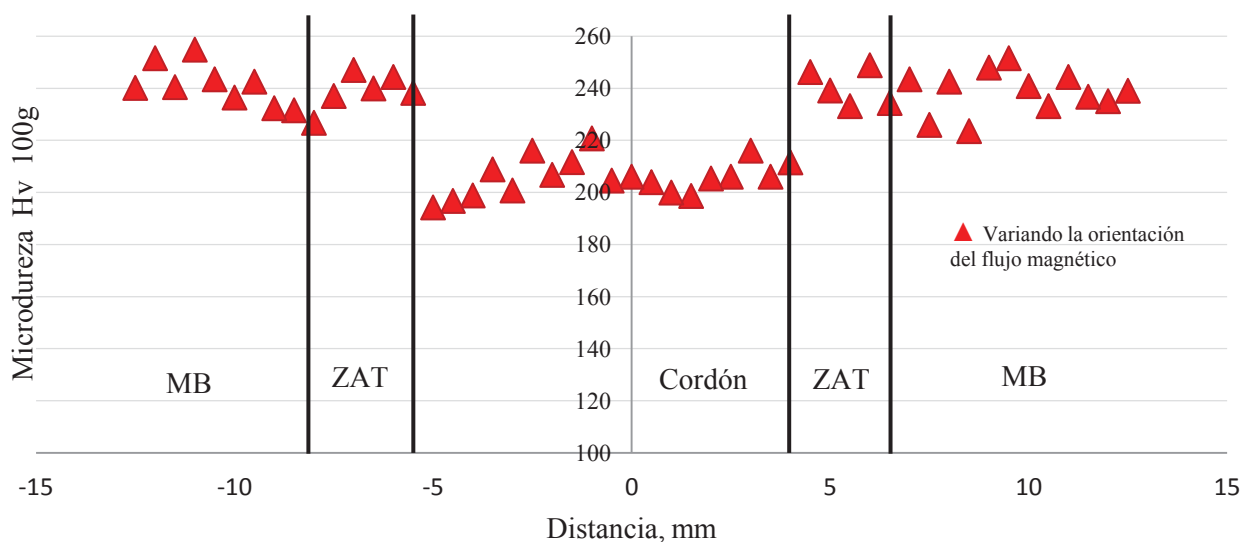


Fig. 3.13.- Perfil de microdureza de la probeta con la aplicación del campo magnético y variando su orientación con unión en simple V.

Para visualizar el cambio en la microdureza de las placas soldadas en simple V se muestran los perfiles realizados en la **Figura 3.14**, donde se observa el cambio de la microdureza para las 3 condiciones, donde se muestra que las placas que tienen campo magnético y variación en la orientación del campo, después de la zona afectada térmicamente aún se mantiene el incremento de la microdureza. Encontrando un incremento de 35 a 40 unidades en la probeta que tiene variación en la orientación con respecto a la que no se le aplicó campo magnético y de 7-10 unidades en la que se le aplicó campo magnético pero no se varió la orientación por lo que sí tiene efecto la orientación de las líneas de campo durante el proceso de soldadura.

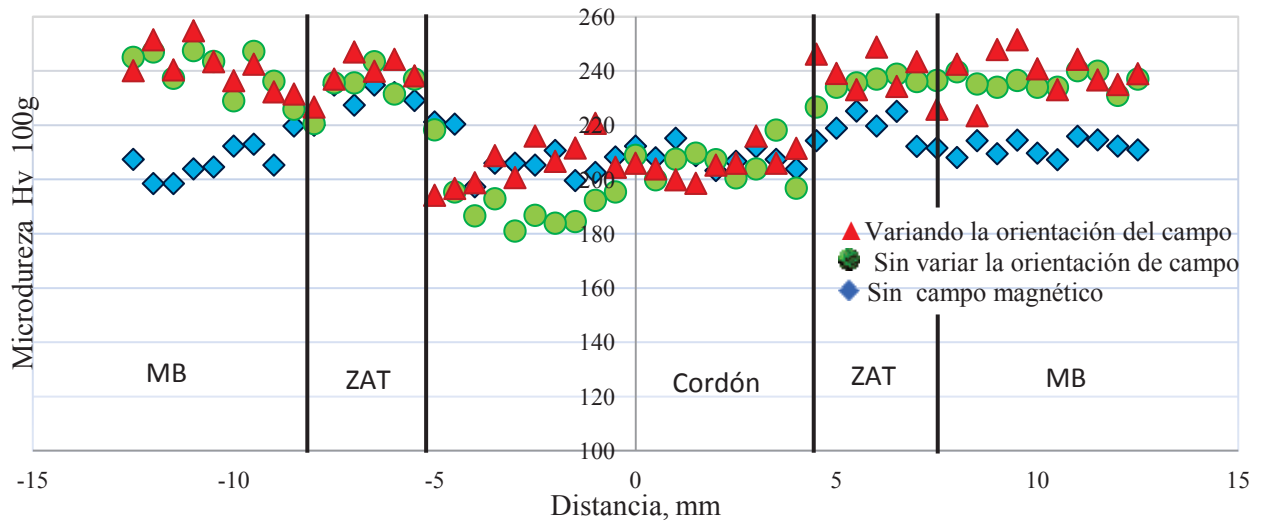


Fig. 3.14.- Perfil de microdureza de las placas soldadas con unión en simple V.

Por otra parte en la **Figura 3.15** se muestran los perfiles de microdureza realizados a las placas soldadas con unión en doble V, el cordón mantiene un promedio de 200 HV, mientras que el incremento en la microdureza es mayor en este tipo de unión teniendo un promedio de 250 HV en la ZAT y se sigue conservando la microdureza hacia el material base hasta una distancia aproximadamente de 18 mm del centro del cordón, siendo en este ensayo uno de los que presenta mayor cambio, el cual es atribuido a que tiene menor aporte térmico en comparación con la unión en simple V, por lo que el efecto de la orientación de las líneas de campo magnético tienen un mayor efecto en estas placas. Kumar [39], en su investigación sobre el efecto del aporte térmico en la microestructura y propiedades mecánicas en el cordón de soldadura del AISI 304, reporta que las probetas con menor aporte térmico presentan un incremento en la microdureza en el cordón soldadura de 205.5 a 228.8 en la escala Vickers mientras que en la interfase el incremento es 272.4, por lo que concuerda con el presente trabajo ya que las probetas en las que se obtuvo un mayor incremento en la microdureza fue en las uniones soldadas en doble V, cabe mencionar que en el presente trabajo las probetas soldadas en doble “V” son las que tienen menor aporte térmico.

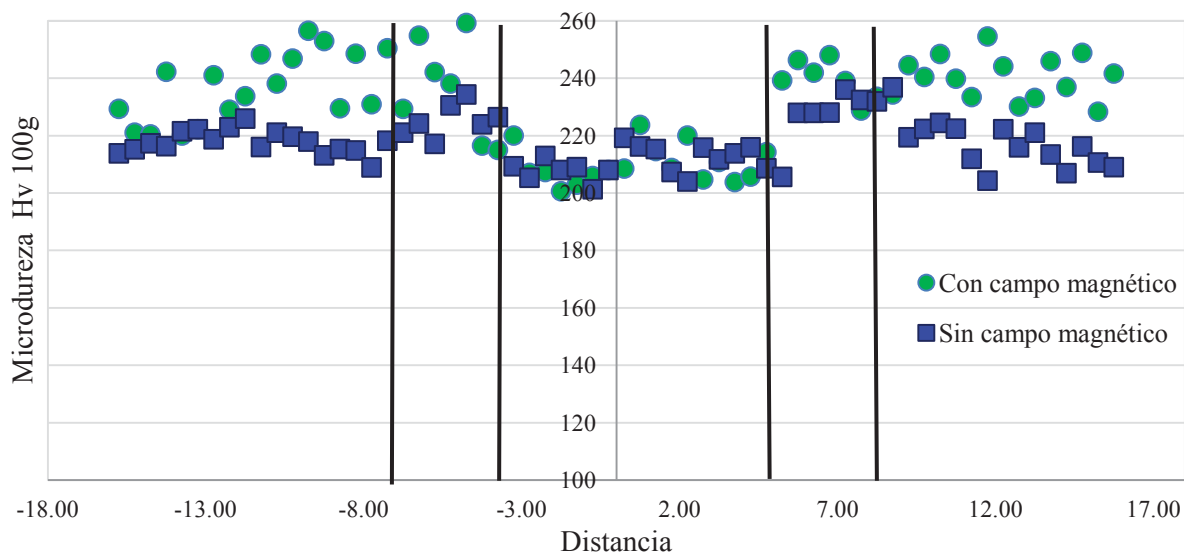


Fig. 3.15.- Perfil de microdureza de las placas soldadas con unión en doble V.

3.2.4.- Resultados de difracción de rayos X.

La técnica de difracción de rayo X fue empleada para caracterizar la fases que se encuentran presentes en la ZAT del AIA 304. Tal como se ilustra en la **Figura 3.16**, donde se muestran los patrones de difracción encontrados en el material base, y en la ZAT para las probetas soldadas en doble V con campo y sin campo a una distancia de 6 y 8 mm del centro del cordón soldadura, el patrón de difracción del material base muestra la presencia de la fase austenítica con una estructura cúbica centrada en las caras (FCC), observando picos característicos de difracción de la fase ferrítica, la cual difracta aproximadamente a 45° , 65° y 82° , con una estructura cubica centrada en el cuerpo (BCC) en los planos (111) y (110) respectivamente. Mientras que en los difractogramas de las probetas soldadas con campo magnético se incrementan los picos de difracción de la fase ferrítica y disminuyen los de la fase austenítica, por lo que se atribuyen el incremento de las propiedades mecánicas y de la microdureza del AIA 304 en la ZAT, ya que la precipitación de la ferrita es en la matriz austenítica, principalmente en la dirección de rolado provocando una distorsión en la red cristalina de la matriz austenítica.

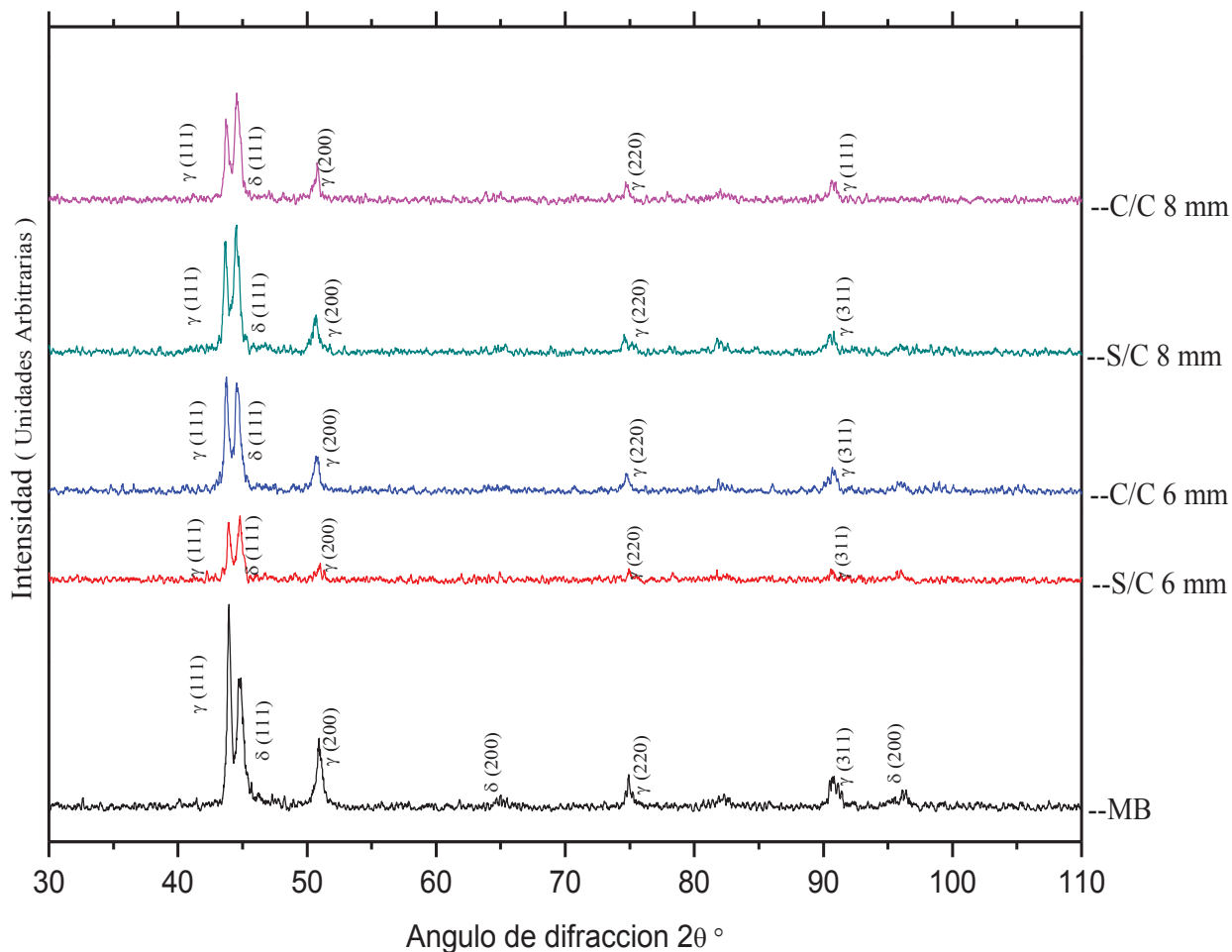


Fig. 3.16.- Patrones de difracción de rayos X del MB y la ZAT a 6 y 8 mm del centro del cordón.

3.2.5.- Resultados de impacto.

En la **Figura 3.17**, se muestran los resultados del ensayo de impacto realizados a las probetas soldadas en simple V en la ZAT, en las cuales se observa un incremento en la tenacidad del material del orden de 24% con un promedio de 238 J en las probetas que se le aplicó campo magnético y se varió la orientación del campo durante el proceso de soldadura y un incremento del 12% con un promedio de energía de 207 J, tomando de referencia las probetas que no se les aplicó campo magnético durante la soldadura con una energía de absorción de 195 J, dentro de los estudios más recientes realizados por Chun-Ming Lin, et al [40], los cuales reporta una tenacidad de (185 ± 5) J en la ZAT del 304L, los cuales corresponden a la tenacidad obtenida en las probetas soldadas sin campo magnético.

La **Figura 3.18**, se ilustran los resultados de impacto realizados a las probetas soldadas en unión en doble V, obteniendo un incremento en la tenacidad del 20% en comparación con las que no tienen campo. Los resultados obtenidos del ensayo de impacto no son comparables con la revisión bibliográfica realizada, ya que los realizan a diferentes temperaturas y no son realizados en la ZAT. Estos resultados obtenidos demuestran que los incrementos de la microdureza no afectan la tenacidad de la ZAT, ya que la tenacidad se mejora comparada con la soldadura tradicional sin la aplicación de interacción de campos magnéticos de baja intensidad.

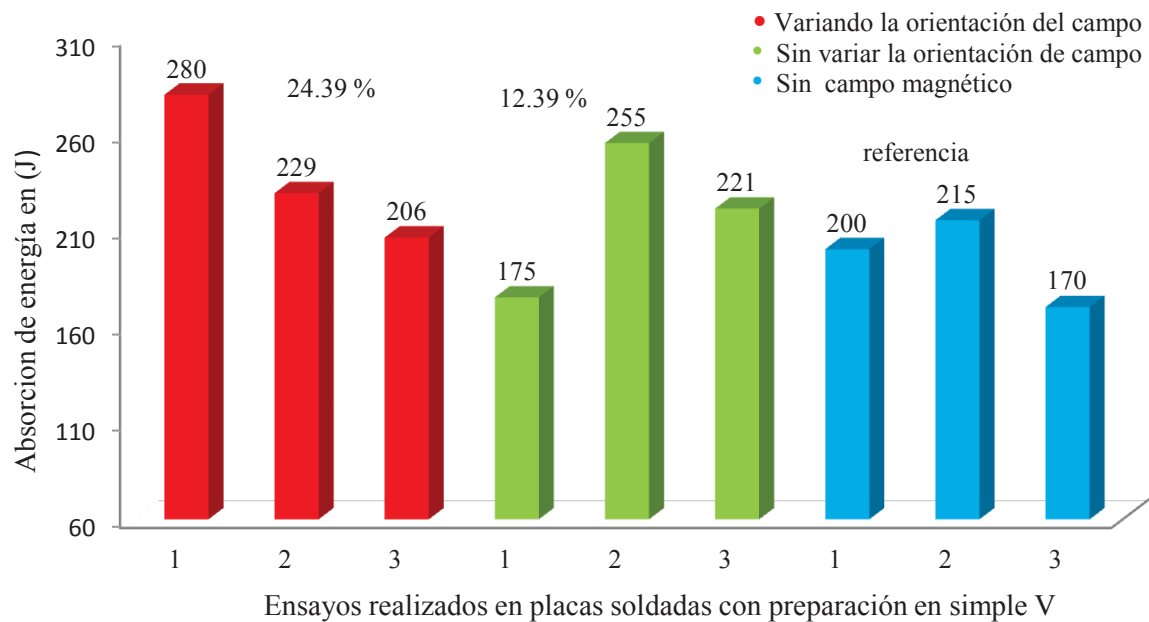


Fig. 3.17.- Resultados del ensayo de impacto a las placas soldadas en unión en simple V.

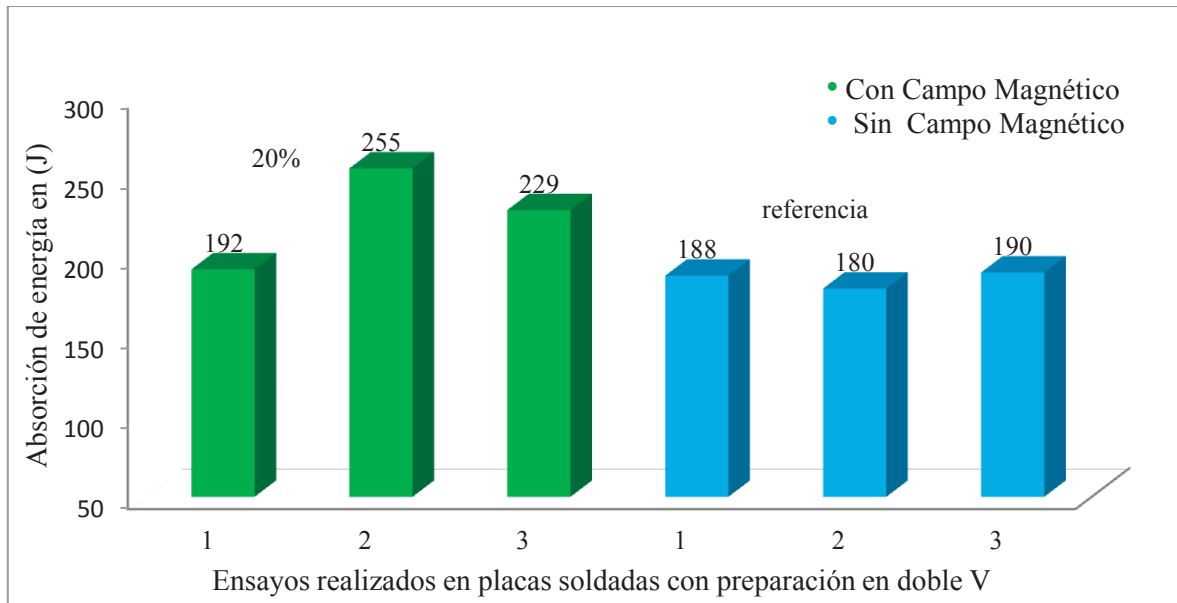


Fig.3.18.- Resultados de los ensayos de impacto a la placa soldadas en doble V.

3.2.6.- Resultados de tensión.

En los resultados de tensión realizados a las probetas soldadas con unión de simple V en la ZAT, se obtienen un incremento del 8% en el esfuerzo máximo con un promedio de 777 MPa, en las probetas que se les aplicó campo magnético y no se varió la orientación, es del 3% en el esfuerzo máximo con un promedio de 739 MPa, con respecto a la probeta que no se le aplicó el campo magnético, los valores obtenidos en todos los ensayos realizados en la ZAT son mayores al nominal del AIA 304, tal como se ilustra en la **Figura 3.19**.

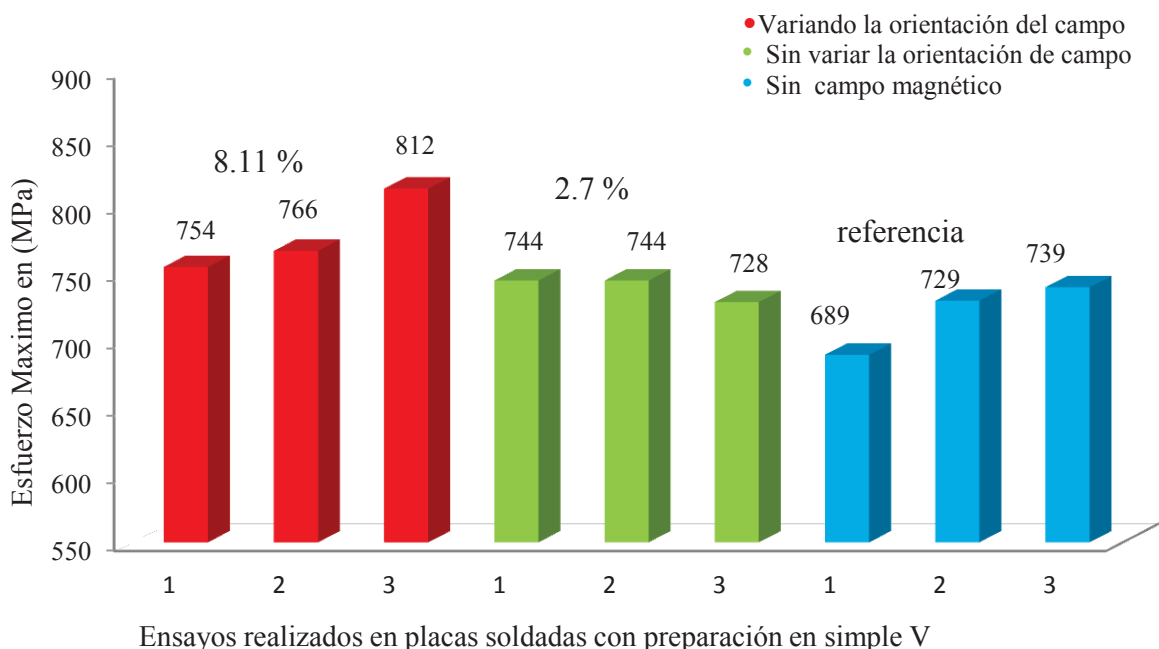


Fig.3.19.- Resultados de tensión en la ZAT a las placas soldadas en simple V.

En la **Figura 3.20**, se muestran los resultados de las probetas en doble V la cual tiene un incremento del 7% en el esfuerzo máximo con un promedio de 712, tomando de referencia las probetas soldadas que no se le aplicó campo magnético, sin embargo la resistencia al esfuerzo máximo es mayor en las probetas soldadas en simple V, el origen del incremento en las propiedades mecánicas en la ZAT de las soldaduras con interacción electromagnética se pueden atribuir a una distorsión de la red cristalina, ya que una variación en la microestructura de la ZAT no es muy visible y si se toma en cuenta lo reportado por Curiel, et al [19], quien haciendo un análisis electroquímico y microscopía de transmisión ha concluido que existe una homogenización de la distribución del carbono en la matriz del acero, así como una homogenización del cromo alrededor de ciertos carburos de cromo como el Cr_7C_3 , el cual tanto en el material base como en la soldadura presentan un empobrecimiento de cromo a su alrededor.

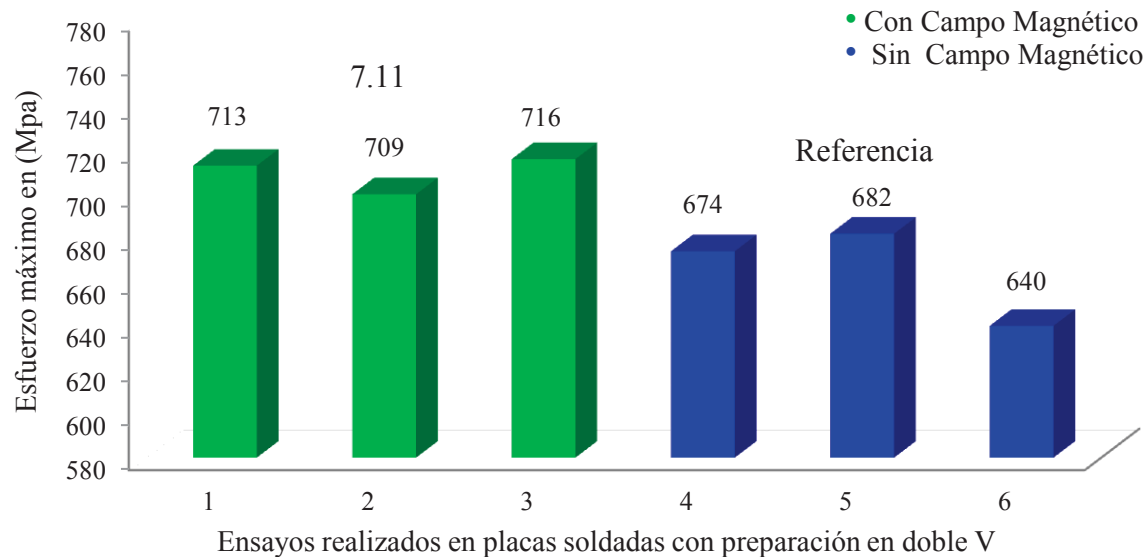


Fig.3.20.- Resultados de tensión en la ZAT a las placas soldadas en unión en doble V.

3.2.7.- Fractografías del material base.

En la **Figura 3.21**, se muestran los tipos de fracturas obtenidas en las probetas ensayadas a tensión para el material base en la **Figura 3.21a**, corresponden a las fractografías de la probetas realizadas en DLR, mientras que en la **Figura 3.21b** corresponde a las probetas realizadas en DTR, para los mismo incrementos en magnificaciones. En la cuales se observa una fractura dúctil en ambas direcciones con microhoyuelos tipo como tasa característicos de la fractura transgranular del material sometido a un esfuerzo uniaxial. Sin embargo, en las fractografías del ensayo realizado en DTR se observan los micro hoyuelos semi-deformados en una sección de la pieza, mostrando un desgarre de los grano, atribuyéndose, a la deformación que sufrió el material al final de su fabricación, para darle las propiedades mecánicas correspondientes, este cambio que se observa en las fractografías es lo que induce la anisotropía de las propiedades mecánicas del material, con incremento del 10 MPa en el esfuerzo último y una reducción en el porcentaje de deformación del 5% en DTR, por lo que se puede concluir que este material tiene un porcentaje de deformación en frío del orden del 5% en el estado que fue recibido, según los

valores arrojados en la caracterización de sus propiedades mecánicas y el difractograma realizado al material base, así como lo reportado por Milad, et al [41], los cuales someten al AIA 304 a diferentes grados de deformaciones que va desde 0-60% y los ensayan a tensión para determinar las propiedades mecánicas, mientras que Ali Hedayati, et al [42], lo reportan también al continuar con esta línea de trabajo, pero ellos realizan la deformación del 0-90%, ambos concluye que el incremento en la dureza es debido a la formación de la martensita α' debido a la deformación.

En la **Figura 3.22**, se muestran las fractografías del material base y de las fracturas de la ZAT de las probetas del ensayo de tensión. En la que solo observa la apariencia de la fractura ya que no se observan los microhoyuelos en esta magnificación, observados, claras diferencias entre el aspecto de la fractura del material base, con respecto al aspecto que presenta la ZAT de la soldadura sin la aplicación de la interacción electromagnética, así como con las apariencias de las fracturas de la ZAT de las soldaduras con aplicación de la interacción electromagnética, en cuanto a su aspecto diferente.

En la **Figura 3.23**, se muestran las fractografías del material base y de las fracturas de la ZAT de las probetas del ensayo de tensión, observándose que los micro hoyuelos de las fracturas con la aplicación de interacción electromagnética son más uniformes que los presentados por la fractura de la ZAT del material soldado sin la aplicación de la interacción electromagnética.

Por otra parte la **figura 3.24**, muestra las fractografías del material base y de las fracturas en la ZAT de la probetas del ensayo de tensión a mayores magnificaciones, en donde la apariencia de los hoyuelos ya son bien definidos, todas las fractografías presentan una fractura dúctil que es característica de este material cuando es sometido a un esfuerzo de tensión uniaxial.

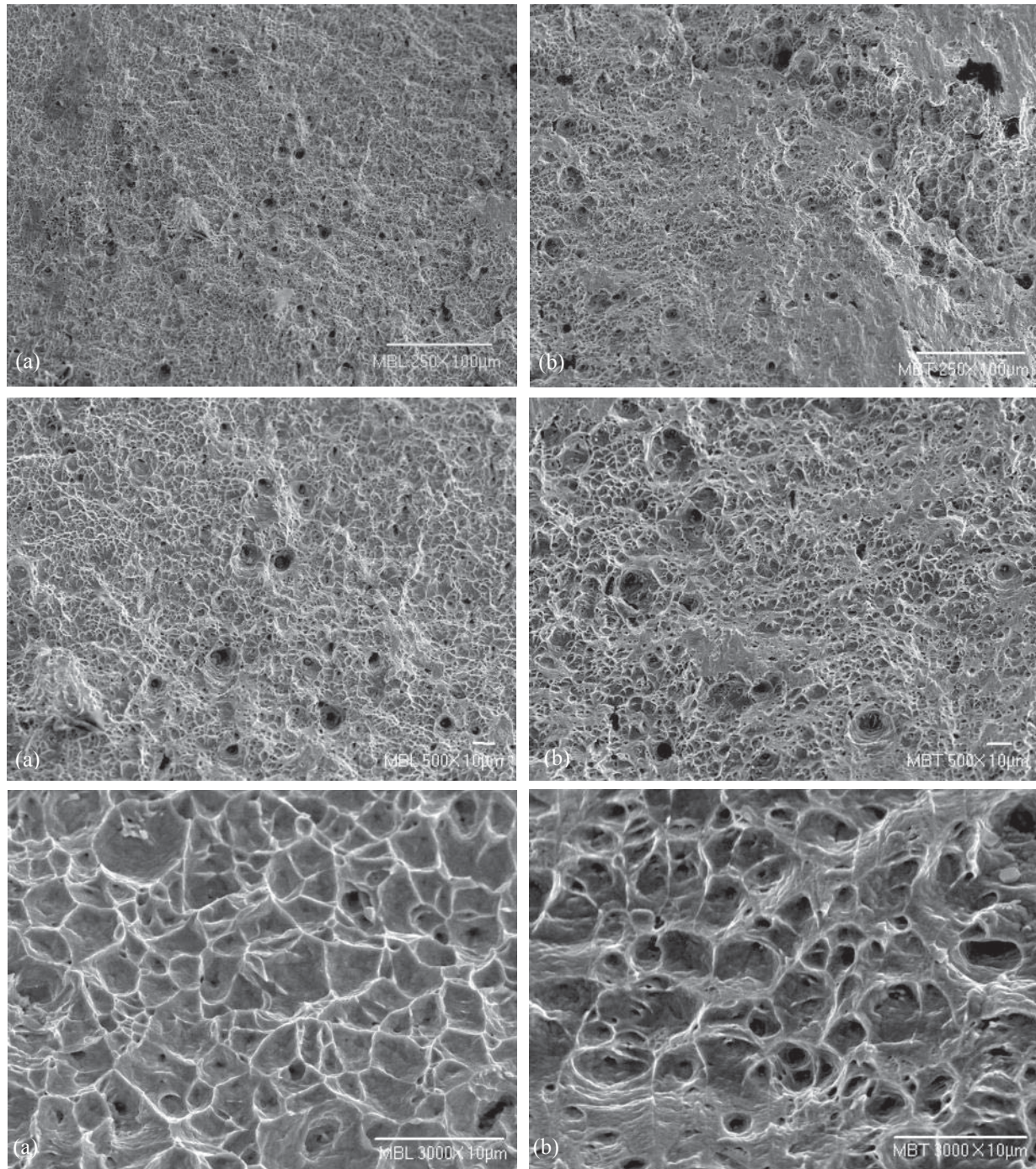


Fig. 3.21.- Fractografías del ensayo de tensión realizado al material base a 250x, 500x y 100X
(a) En DLR (b) DTR.

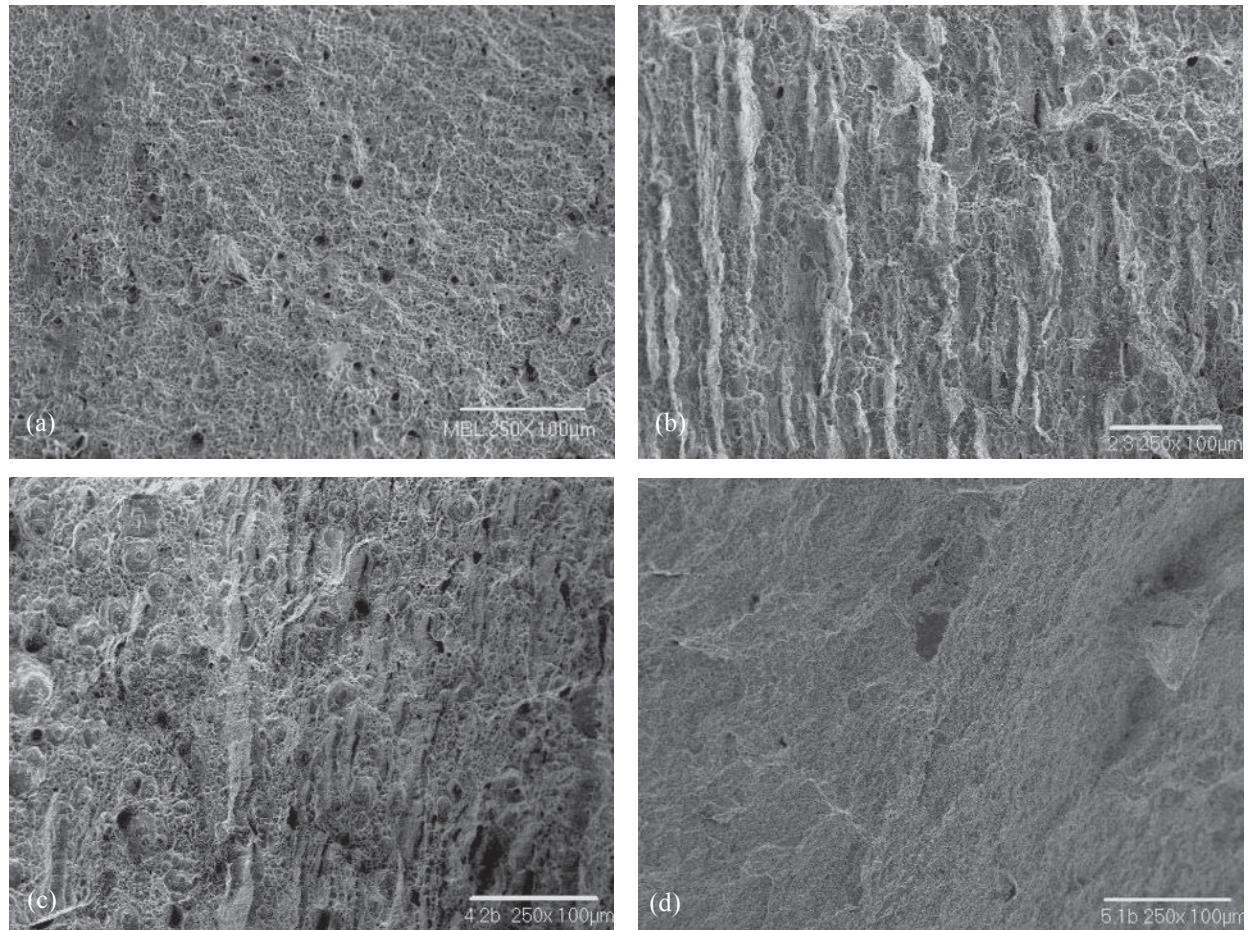


Fig. 3 22.- Fractografías del ensayo de tensión con unión en simple V 100x (a) Material base (b) ZAT, soldada sin campo magnético (c) ZAT, soldada con campo magnético (d) ZAT, soldada con campo magnético y variando la orientación del la líneas del campo.

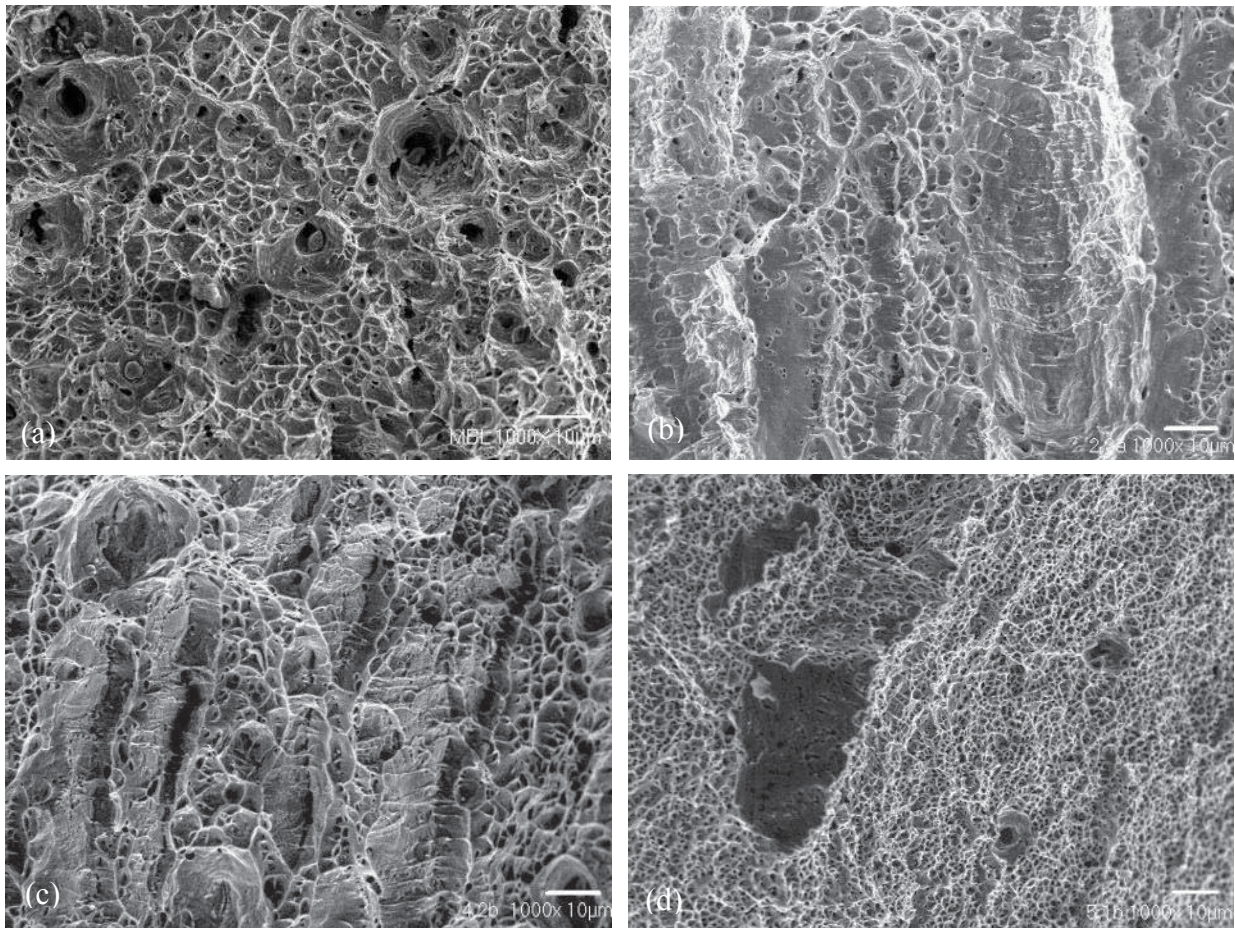


Fig. 3.23.- Fractografías del ensayo de tensión con unión en simple V 1000x (a) Material base (b) ZAT, soldada sin campo magnético (c) ZAT, soldada con campo magnético (d) ZAT, soldada con campo magnético y variando la orientación del la líneas del campo.

Cabe resaltar que la fractura frágil del AIA 304 se presenta cuando el material se deforma con grados de deformación arriba del 50% o cuando son sometidos a trabajo a temperaturas criogénicas, en la fractografía del inciso (d) de la ZAT, presenta una fractura muy regular con una distribución de tamaño de los micro-hoyuelos muy uniforme, a lo que se le atribuye en incremento de la propiedades mecánica en la ZAT, debido al ciclo térmico de la soldadura y la aplicación del campo magnético.

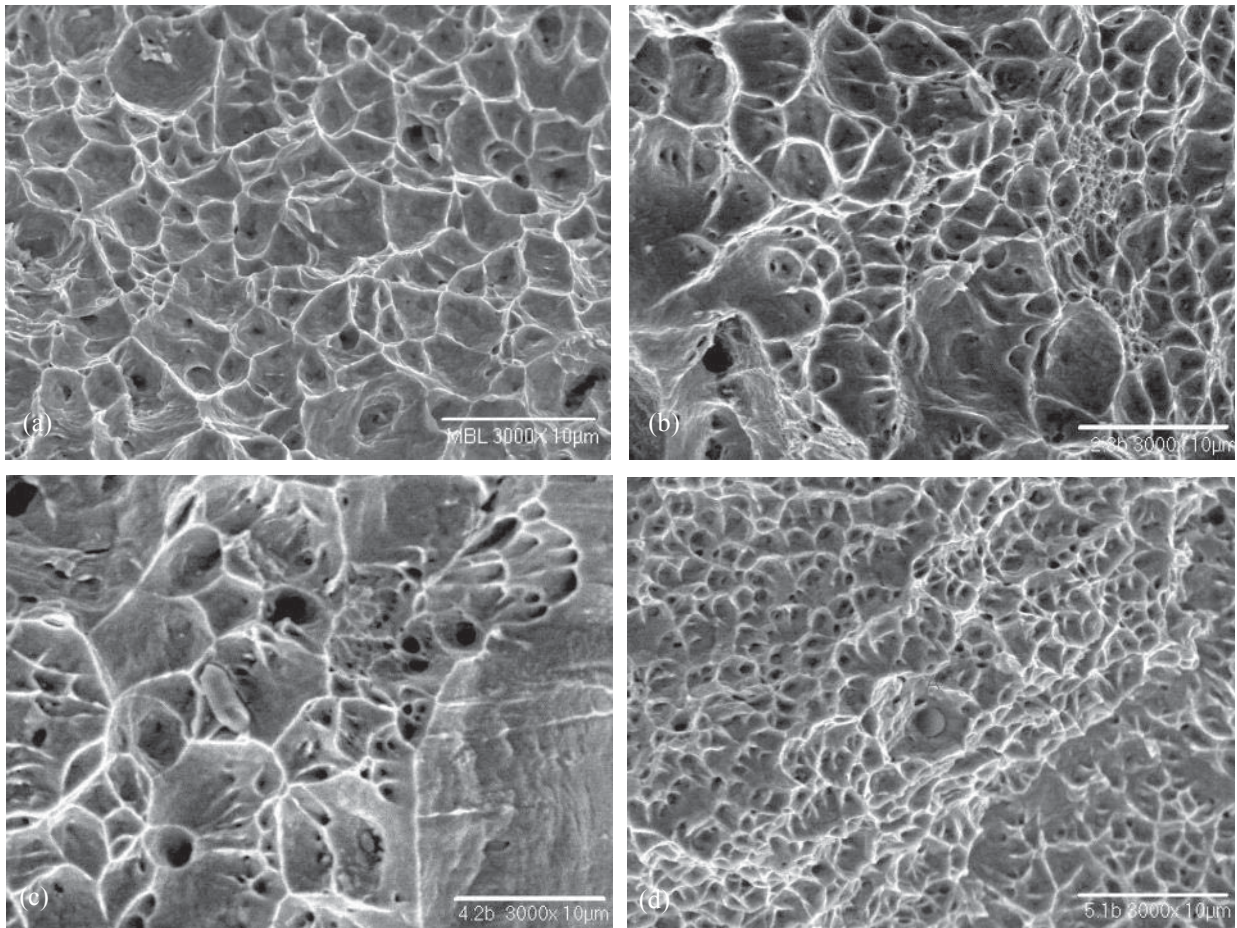


Fig. 3.24.- Fractografías del ensayo de tensión con unión en simple V 3000x (a) Material base (b) ZAT, soldada sin campo magnético (c) ZAT, soldada con campo magnético (d) ZAT, soldada con campo magnético y variando la orientación de las líneas flujo magnético.

En la **Figura 3.24d**, se puede observar una fractura dúctil con microhoyuelos demasiado finos, correspondiente a la ZAT de la soldadura con variación en la orientación de las líneas de flujo del campo magnético durante la soldadura. Este tipo de fractura por lo general corresponde a un material con un refinamiento de grano excesivo, lo cual no es observado microestructuralmente en la ZAT del acero inoxidable austenítico 304. Como se ha podido observar en el desarrollo del presente proyecto de tesis, así como en sus resultados la variación de las líneas de flujo magnético durante la soldadura tiene cierto efecto en las propiedades mecánicas de la ZAT en el acero inoxidable austenítico 304, lo cual servirá como base en las soldaduras de este material cuando su espesor sea mayor de 6 mm y se requiera utilizar más de un cordón para soldadura en la preparación de la unión, quedando

por comprobar si la resistencia a la corrosión también es mejorada, ya que esta es su principal función de cualquier acero inoxidable y si sus propiedades mecánicas son mejoradas no se debe de descuidar la resistencia a la corrosión que mínimo debe de ser igual o superior a lo obtenido tradicionalmente.

Jun Yan, et al [43], estudian el comportamiento de la microestructura y las propiedades mecánicas del AISI 304 en base a 3 procesos de soldadura diferentes con GTAW, Laser e híbrido laser y GTAW, donde hacen énfasis que el proceso de soldadura con una mayor concentración de energía es la que presenta menor daño microestructural y mejores propiedades mecánicas, y la discusión de los resultado de tensión, los relacionan con las fractografías las cuales presentan una fractura dúctil, que la ruptura se da por el deslizamiento de los planos, donde las fracturas de la unión soldada con laser tienen un refinamiento de los micro-hoyuelos, pero no especifican donde ocurre la fractura, en los resultados a tensión de la unión soldada por GTAW será en el cordón de soldadura y los otros dos proceso en el material base, las fractografías presentadas están a diferentes magnificaciones por lo que no quedan claros sus resultados.

3.3.- Conclusiones.

Una vez realizadas las uniones soldadas del acero AISI 304 y analizados los resultados de la variación de la orientación de las líneas de flujo magnético durante la soldadura, puede concluir lo siguiente:

- Los resultados obtenidos en cuanto al mejoramiento de las propiedades mecánicas en la ZAT del cordón de soldadura, se ha comprobado tanto en los ensayos mecánicos de microdureza, tensión e impacto, el incremento de estos al variar la orientación es debido al incremento de la fase ferrita δ .
- Tomando en cuenta los beneficios de las propiedades mecánicas de tensión y microdureza en la (ZAT), se observa que la tenacidad no es afectada en función de la energía absorbida durante el ensayo de impacto, donde se obtuvo un incremento porcentual del 20% mayor en energía absorbida con respecto a la soldadura tradicional sin la aplicación de campo magnético, por que el campo magnético contribuye a conservar el cromo en la matriz del grano formando la fase.
- De igual forma se observó en el análisis de fractura, que a pesar de los tres tipos de soldaduras ensayadas, las fracturas obtenidas son del tipo dúctil, notandose una clara diferencia en tamaño de los micro-hoyuelos correspondientes a las fracturas obtenidas con la variación del campo magnético, en donde el tamaño de los microhoyuelos es mucho más pequeño, debido al incremento de la fase ferrita la cual es una fase suave, pero al precipitar en la matriz del grano austenítico deforma la red cristalina, induciendo el incremento tanto en propiedades de tensión como impacto.
- Finalmente los resultados de la difracción de rayos X, corroboran la presencia de la ferrita delta en la matriz austenítica.

3.4.- Recomendaciones y sugerencias a trabajos futuros

Una de las principales recomendaciones para trabajos futuros es la caracterización electroquímica de las uniones con variación de la orientación de las líneas de flujo magnético durante la depositación de los cordones de soldadura en multipasadas, para corroborar que la resistencia a la corrosión también es mejorada.

Otro de los aspectos a considerar en futuros trabajos es la caracterización por microscopía electrónica de transmisión con la finalidad de analizar si los carburos presentes son del tipo Cr_7C_3 o del tipo Cr_{23}C_6 , y si existe empobrecimiento de Cr alrededor del carburo.

Es importante continuar con la aplicación de la interacción de campos magnéticos de baja intensidad durante la soldadura, ya que su aplicación no afecta el funcionamiento de equipos o instrumentos de medición, como lo haría la aplicación de los campos magnéticos utilizados por otros investigadores en la soldadura de los aceros inoxidable, para refinar la microestructura del cordón de soldadura.

1. J.C.Lippold.etal., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2005: John Wiley
2. S.Tedmon.etal., *Advances in corrosion science and technology*. New York Plenum Press., 1973. 3: p. 293-400.
3. R.Dayal.etal., *Influence of metallurgical variables on sensitisation kinetics in austenitic stainless steels*. International Materials Reviews, 2004. 50 N° 3(2005): p. 129-153.
4. E.Trillo.etal., *Effects of carbon content, deformation, and interfacial energetics on carbide precipitation and corrosion sensitization in 304 stainless steel*. Elsevier Science, 1999. 47: p. 235-245.
5. J.C.Villafuerte, e.a., *Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds*. Welding Journal, 1990. 1: p. 1s-13s.
6. M.Malinowski-Brodnicka.etal., *application of an axial magnetic field during welding has a significant influence on the shape and solidification of the weld*. 1990: p. 52s-59s. Welding research supplement, 1990: p. 52s-59.
7. Sindo.kou.etal., *Welding Metalurgy*. 2003, Canada: Wiley-Interrcience.
8. Lin.etal., *Weld*. 64: p. 985.
9. *Welding Research International*, 1976. 6: p. 1.
10. M.Shimotomai, *Formation of aligned two-phase microstructures by applying a magnetic field during the austenite to ferrite transformation*. Elsevier Science 2003. 51: p. 2921-2932.
11. H.Ohtsuka.etal., *Effects of Magnetic Field and Prior Austenite Grain size on the Structure Formed by Reverse Transformation from Lath Martensite to Austenite in an Fe-.4C Alloy*. Materials Transactions, 2003. 12: p. 2529-2531.
12. H.Ohtsuka, *Structural control of Fe-based alloys through diffusional solid/solid phase transformations in a high magnetic field*. National Institute for material Science, 2008. 9: p. 1-7.
13. W.Czernysz.etal., *Influence of the electromagnetic effect in welding on the increase in weld resistance to hot cracking*. Welding International 2004. 18: p. 257-262.
14. R.A.Jaramillo.etal., *Effect of 30 T magnetic field on transformation in a novel bainitic steel*. 2004. 52: p. 461-466.
15. S.Nakamichi.etal., *Difusion of carbon and titanium in γ -iron in a magnetic field and a magnetic field gradient*. materials science 2005. 40: p. 3191-3198.
16. H.Kokawa.etal., *Weld decay –resistant austenitic stainless steel by grain boundary engineering*. Materials Sciencie, 2005. 40: p. 927-932.
17. R.Kaul.etal., *A novel preweld Laser surface treatment for enhanced intergranular corrosion resistance of austenitic stainless steel weldments*, in *Welding journal*. 2009, AWS: Mumbai India. p. 233s-242s.
18. F.Curiel.etal., *Enhancing Corrosion Resistance of 304 Stainless Steel GMA Welds with Electromagnetic Interaction*. Materials Transactions, 2011. 52, No. 8 p. 1701 to 1704.
19. F.Curiel.etal., *Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel*. Corrosion Science, 2011. 53: p. 2393-2399.
20. S.Estrella, *Influencia de tratamientos térmicos conveccionales con inducción electrotrromagnetica en la soldadura del acero inoxidable AISI 304*, in *Soldadadura*. 2007, IIM de UMSNH: Morelia. p. 127.

21. K.H.Lo.etal., *Recent developments in stainless steels*. Materials Science and Engineering, 2009. 65 p. 39–104.
22. E.Morales, ed. *Fundamentos de electromagnetismo para ingenieros*. 1998, Pearson: Universidad de Complutense de Madrid, España.
23. J.C.Fernández. *Electromagnetismo 2004* Departamento de fisica 2004.
24. Hewat., M., ed. [www. ill.fr/dif](http://www.ill.fr/dif).
25. R.A.Serway, ed. *Fisica*. ed. primera. Vol. 1. 1987, Ineteramericana: Mexico. 567-596.
26. G.F.Vander.etal., *Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels*, in *Metallography and Microstructures*. 2004: ASM Handbook. p. 670–700.
27. H.Horwitz, ed. *Soldadura: Aplicaciones y Practicas*. Vol. 1. 1984, Houghton Mifflin Company: Boston Massachusetts, EUA. 773.
28. Handbook, A., *Fusion Welding Processes*, in *Gas-Metal Arc Welding* 1992, D.B. Holliday, Westinghouse Electric Corporation
29. AWS, *Foller Metal Specification*, in *Materials part C*. 1992.
30. Society, A.W., *Welding Handbook*. 1978. p. 134.
31. F.F.Curiel, *Efecto de la interacion del campo magnético de baja intensidad en la zona afectada termicamente durante la soldadura en el acero AISI 304*, in *Soldadura*. Diciembre, 2011, UMSNH: Morelia. p. 61.
32. Handbook, A., *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*, in *E8M-04*. 2002.
33. Handbook, A., *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, in *E 23-02*. 2002, United States.
34. Handbook, A., *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, in *E 112 – 96*. 2004.
35. G.Appa.Rao.etal., *Structure property correlations in hot isostatically pressed AISI-304 Stainless steel*. ProQuest Science, 2009. 3: p. 224.
36. Hadji.etal., *Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels after cold rolling*. Materials Engineering and Performance, 2002. 11, 2: p. 145.
37. ASM.Handbook. 6: p. 468.
38. [webmat. webmaster@matweb.com](mailto:webmaster@matweb.com). 1996-2012.
39. Subodh.Kumar.and.A.S.Shahi, *Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints*. Materials and Design 2011. 32: p. 3617–3623.
40. Chun-Ming.Lin.etal., *Effect of repeated weld-repairs on microstructure, texture, impact properties and corrosion properties of AISI 304L stainless steel*. Engineering Failure Analysis, 2012. 21: p. 9-20.
41. M.Milad.etal., *The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel*. Materials processing technology, 2008. 203: p. 80-85.
42. A.Hedayati.etal., *The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel*. Materials Processing Technology 2010. 210: p. 1017–1022
43. Jun.Yan.etal., *Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding*. Optics and Lasers in Engineering, 2010. 48.