

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



TÍTULO

**ANÁLISIS DE LA SOLDABILIDAD DE ACEROS INOXIDABLES
AUSTENITICOS UNIDOS MEDIANTE EL PROCESO GMAW APLICADOS A
LA FABRICACIÓN DE TANQUES DE LIXIVIACIÓN**

POR

LUIS ARTURO GÁMEZ CAMPOS

REPORTE DE PROYECTO

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA 22 DE DICIEMBRE DEL 2017

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ANÁLISIS DE LA SOLDABILIDAD DE ACEROS INOXIDABLES
AUSTENITICOS UNIDOS MEDIANTE EL PROCESO GMAW APLICADOS A
LA FABRICACIÓN DE TANQUES DE LIXIVIACIÓN”**

POR

ING. LUIS ARTURO GÁMEZ CAMPOS

REPORTE DE PROYECTO


**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que el Reporte de Proyecto **“Análisis de la soldabilidad de aceros inoxidables austeníticos unidos mediante el proceso GMAW aplicados a la fabricación de tanques de lixiviación”**, realizado por el alumno (a) **Luis Arturo Gámez Campos**, con número de matrícula 17ES-224 sea aceptado para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

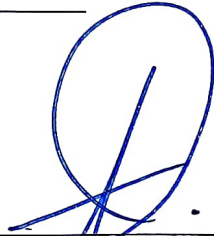
El Comité Tutorial



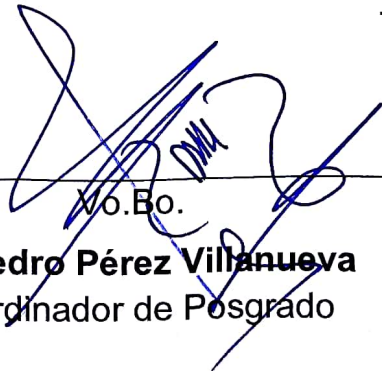
Dr. Fernando Macías López
Tutor Académico

Alejandra Hernández R.

Dra. Alejandra Hernández
Rodríguez
Co-Director



Dr. José Jorge Ruíz
Mondragón
Tutor en Planta



Vo.Bo.
Dr. Pedro Pérez Villanueva
Coordinador de Posgrado

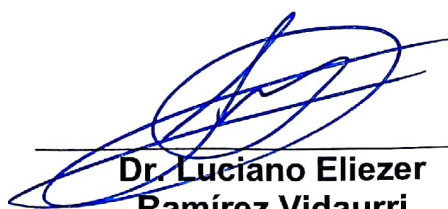
Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de Especialización del alumno **Luis Arturo Gámez Campos**, una vez leído y revisado el Reporte de proyecto titulado “**Análisis de la soldabilidad de aceros inoxidables austeníticos unidos mediante el proceso GMAW aplicados a la fabricación de tanques de lixiviación**”, aceptamos que el referido Reporte de Proyecto revisado y corregido, sea presentado por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa del Reporte de Proyecto correspondiente.


Y para que así conste firmamos la presente el día 22 de Diciembre de 2017.



**Dr. Luciano Eliezer
Ramírez Vidaurri**
Presidente



**Dra. Alejandra Hernández
Rodríguez**
Secretario



Dr. Fernando Macías López
Vocal

ÍNDICE GENERAL

SINTESIS	1
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN	2
1.1 ANTEDECENES	2
1.1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	3
1.2 OBJETIVOS	4
1.2.1 Objetivo general	4
1.2.2 Objetivos específicos	4
1.3 JUSTIFICACIÓN	5
1.4 APORTE CIENTÍFICO, TECNOLÓGICO E INDUSTRIAL.....	5
CAPITULO 2. MARCO TEORICO	6
2.1 Aceros inoxidables.....	6
2.1.1 Producción de los aceros inoxidables.....	6
2.1.2 Metalurgia de los aceros inoxidables.....	7
2.1.2.1 Efecto de los elementos de aleación (9) (11)	8
2.2 Clasificación de aceros inoxidables	10
2.2.1 Aceros inoxidables martensíticos.....	10
2.2.2 Aceros inoxidables ferríticos	11
2.2.3 Aceros inoxidables austeníticos	12
2.2.3.1 Metalurgia de los aceros inoxidables austeníticos	13
2.2.3.2 Acero inoxidable 304L.....	19
2.2.3.3 Acero inoxidable 316 y 316L.	19
2.2.3.4 Soldabilidad de los aceros inoxidables 304L y 316L.....	20
2.3 Soldadura de arco eléctrico.....	24
2.3.1 Variables en los procesos de soldadura.	25
2.4 Soldadura de arco Gas-Metal (GMAW)	28

2.4.1 Mecanismos de transferencia en la soldadura de arco Gas-Metal (GMAW)	30
2.5.2 Gases de protección	34
2.5.3 Soldadura GMAW en los aceros inoxidables.....	34
2.5.4 Ventajas y desventajas del proceso GMAW.....	36
CAPITULO 3. DESARROLLO DEL PROYECTO	37
3.1 Metodología.....	37
3.2 Materiales	38
3.1.1 Composición química de los electrodos utilizados	38
3.2 Procedimientos.....	40
3.2.1 Elaboración de cupones de soldadura	40
3.2.2 Segmentación de los cordones de soldadura.....	41
3.2.3 Análisis químico.....	42
3.2.4 Preparación metalográfica	42
3.2.5 Análisis por macroscopía óptica	42
3.2.6 Análisis por microscopía óptica.....	43
3.2.6.1 Medición de porcentaje de fases	43
3.2.7 Ensayo de dureza Vickers (microdureza)	43
3.2.7 Pruebas de resistencia a la tensión.....	44
3.2.9 Pruebas de sanidad	45
CAPITULO 4. RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	46
4.1 Análisis químico.....	46
4.2 Análisis por macroscopía óptica	47
4.2.1 Macroscopía unión ER308L.....	47
4.2.2 Macroscopía unión ER312.....	49
4.2.3 Zona afectada por el calor en Acero 304L.....	51
4.2.4 Macroscopía de la unión 316L	52
4.2.5 Zona afectada por el calor en Acero 316L.....	53
4.3 Análisis por microscopía óptica.....	54
4.3.1 Metal base	55
4.3.2 Microscopía ER308L.....	55

4.3.3 Microscopía ER312.....	59
4.3.4 Microscopía ER316L.....	64
4.3.5 Medición del porcentaje de fases.....	66
4.4 Microdureza Vickers (HV).....	68
4.5 Ensayo de resistencia a la tensión.....	71
4.6 Ensayos de Sanidad.....	76
4.6.1 Ensayos de sanidad de la soldadura ER308L.....	76
4.6.2 Ensayos de sanidad de la soldadura ER312	77
4.6.3 Ensayos de sanidad de la soldadura ER316L.....	78
CAPITULO 5. CONCLUSIONES	79
TRABAJO FUTURO	81
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	82

SINTESIS

En el presente se estudia la soldabilidad del acero inoxidable austenítico 304L, unido con materiales de aporte ER308L, ER312 y el Acero Inoxidable 316L con material de aporte ER316L unidos por el proceso GMAW. La soldabilidad fue analizada mediante los resultados por macrográficas las cuales mostraron discontinuidades en la soldadura como faltas de fusión y porosidad, también revelaron la nula o reducida zona afectada por el calor en el metal base, lo cual es un indicador de la buena soldabilidad del materia. El análisis por microscopia óptica mostró la microestructura de las soldaduras realizadas presentando una estructura dendrítica de Austenita (ER308L y 316L) y una granular con fases de Ferrita Widmanstätten y ferrita acicular dentro de una matriz Austenítica (ER312). El análisis de Microdureza mostró como el metal base no se vio afectado por el proceso de soldadura, teniendo una Microdureza homogénea a través de todo el cupón de soldadura (ER308L) y un aumento en la Microdureza en la zona de soldadura (ER312) siendo este otra muestra de la buena soldabilidad del material. Las pruebas de resistencia a la tensión mostraron que las soldaduras son capaces de soportar la carga mínima, sin embargo, debido a las discontinuidades analizadas previamente la resistencia a la tensión se redujo considerablemente. Las pruebas de sanidad mostraron que la soldadura no tuvo la calidad requerida y que el cupón debía volver a realizarse. Todas las pruebas realizadas para analizar la soldabilidad del material, fueron realizadas en base al código AWS D1.6 para la calificación del proceso de soldadura.

Palabras clave: Soldadura GMAW, 304L, 316L, soldabilidad, Aceros inoxidables, Tanques de lixiviación.

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 ANTEDECENES

Los aceros inoxidable son utilizados en una amplia gama de aplicaciones debido a su excelente resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas y buena soldabilidad (1) (2) (3). Principalmente estas propiedades a la mecánicas, aunadas a su comportamiento con las soluciones a las cuales están expuestos, han sido estudiados por Lokesh Choudhary y colaboradores para ver como son afectados estos aceros con al estar en contacto con Tiosulfatos, nuevos químicos utilizados en la lixiviación del oro como alternativa al cianuro (4). Estos aceros inoxidable comúnmente soldados por el proceso de soldadura de arco eléctrico de Tungsteno con gas GTAW por sus siglas en inglés (Gas Tungsten Arc Welding), debido a la alta limpieza y calidad del proceso (5) (6). Este proceso de soldadura tiene el inconveniente de no poder soldar placas de acero inoxidable de grandes espesores, requeridos para el proceso de lixiviación. Debido a esta limitante, el presente trabajo propone utilizar el proceso de soldadura de arco eléctrico de metal y gas, por sus siglas en ingles GMAW (Gas Metal Arc Welding), buscando los parámetros óptimos para garantizar una soldadura de calidad, que tenga los requerimientos de sanidad, dimensiones, resistencia mecánica y libre de defectos perjudiciales que deterioren la calidad de la soldadura, disminuyendo su efectividad, lo cual se traduce en subsecuentes fallas en la soldadura, causando fugas de los reactivos utilizados para el proceso de lixiviación de metales, causando contaminación y pérdida de recursos.

Para esto, el presente trabajo muestra los fundamentos teóricos de la manipulación de variables como velocidad de avance, corriente eléctrica, voltaje para realizar los cupones de soldadura y la subsecuente inspección visual, medición de dimensiones, caracterización microestructural, pruebas mecánicas y el análisis a los resultados obtenidos, para determinar los valores óptimos de las variables del proceso de soldadura y garantizar una buena soldabilidad requerida para la aplicación de los aceros inoxidable austeníticos de bajo contenido de carbono en la fabricación de tanques de lixiviación.

1.1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Actualmente la industria de la minería, en el área de recuperación de metales por lixiviación, al fabricar los tanques las placas unidas por el proceso de soldadura, presentan grietas transversales en toda la longitud del cordón de soldadura, por lo que determinar la soldabilidad de los aceros inoxidable Austeníticos con parámetros del proceso de soldadura definidos, son una necesidad para la correcta fabricación de los tanques de lixiviación.

1.1.2 ALCANCES Y DELIMITACIONES

Como alcances se tiene analizar la soldabilidad del acero 304L unido con material de aporte ER308L y ER312; y del acero 316L unido con aporte ER316L, comparando las propiedades mecánicas (microdureza y resistencia a la tensión) y las características de sanidad.

Realizar la unión de estas placas en posición 1G, con proceso de soldadura GMAW manual semiautomatizado, utilizando gas protector mezcla de ArCO₂ (98-2).

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo general

Determinar el material base y la unión más adecuada de Aceros inoxidables Austeníticos 304L y 316L en base a sus propiedades mecánicas y sus características de sanidad basados en el Código AWS D1.6 de Aceros inoxidables estructurales.

1.2.2 Objetivos específicos.

Medir y comparar mediante macroscopía óptica las dimensiones de la soldadura, así como las discontinuidades presentes en los cordones de soldadura realizados para este proyecto.

Comparar el nivel de afectación de las placas de metal base por el proceso de soldadura, utilizando mediciones de zona afectada por el calor y microdureza.

Analizar cómo afecta la microestructura de la soldadura a las propiedades mecánicas de esta, mediante la medición de su microdureza y su resistencia a la tensión.

Analizar y comparar los resultados de resistencia a la tensión entre las uniones realizadas para determinar la aprobación de estas soldaduras mediante la utilización del código AWS D1.6. .

Analizar, medir y comparar los resultados de pruebas de sanidad entre las uniones de Acero inoxidable 304L y 316L, para determinar la aprobación de estas soldaduras mediante la utilización del código AWS D1.6.

1.3 JUSTIFICACIÓN

La lixiviación es un método acuoso para la recuperación de metales, tales como el Oro, Plata y Cobre. Para la recuperación de estos metales, se utilizan químicos que son altamente corrosivos como el Cianuro y el Cloruro Férrico. Es por esto, que la fabricación de los tanques de lixiviación, principalmente durante el proceso de unión y soldadura de las placas de acero inoxidable.

El inadecuado diseño de unión, y la incorrecta selección de las variables del proceso de soldadura (Voltaje, amperaje, gas protector y velocidad de avance) en la soldadura GMAW, puede causar la presencia de defectos externos e internos en la soldadura. Estos defectos, principalmente grietas, porosidad y socavados, son lugares donde la corrosión se localiza, causando una aceleración de la degradación del material mediante el mecanismo “corrosión por grieta” (por su traducción Crevice corrosión), esta degradación se ve acelerada, debido a las soluciones altamente acidas por un tiempo prolongado y a la agitación que se realiza durante el proceso de lixiviación a la cual las placas de acero inoxidable están expuestas.

1.4 APORTE CIENTÍFICO, TECNOLÓGICO E INDUSTRIAL

El aporte del presente trabajo, es la comparación de la soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos 316L y 304L con los electrodos adecuados para estos, brindando una comparación de comportamiento mecánico (Resistencia a la tensión y microdureza), la microestructura de ambas soldaduras y la sanidad obtenida en estas, unidas mediante el proceso de soldadura GMAW. Esto para poder realizar la selección del material adecuado, que cumpla con los requerimientos de soldadura necesarios para su aplicación en tanques de lixiviación.

CAPITULO 2. MARCO TEORICO

2.1 Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables constituyen un grupo de aceros de alta aleación basados en los sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-Ni, y Fe-Cr-C, los cuales tienen una gran resistencia a la corrosión y poseen un porcentaje mínimo de 12% Cr (1). El Cromo presente en la composición ayuda a que en la superficie del metal se genere una capa pasiva rica en Óxido de Cromo, la cual previene la oxidación y la corrosión en ambientes corrosivos. Para cumplir con las características requeridas de estos aceros, también son agregados diferentes elementos de aleación para mejorar características particulares, estos elementos son el Níquel (Ni), Molibdeno (Mo), Cobre (Cu), Titanio (Ti), Aluminio (Al), Silicio (Si), Niobio (Nb), Nitrógeno (N), Azufre (S) y Selenio (Se) y en casos peculiares la suma del contenido de estos elementos excede el 5%, mientras que el contenido de Carbono es menor a 0.03% (1). Los aceros inoxidables son utilizados en diferentes aplicaciones como, industria aeroespacial, química, energética, de alimentos, farmacéutica y nuclear (3), (8).

2.1.1 Producción de los aceros inoxidables

La producción de aceros inoxidables se lleva a cabo en cuatro diferentes etapas La primera es fundir en un horno de arco eléctrico (HAE) chatarra de acero o acero alto horno hierro cochino).

Después de que el metal es fundido, se lleva a un convertidor de acero para reducir el contenido de Carbono, Azufre y Nitrógeno. Este proceso de reducción se puede realizar en un Convertidor decarburizador de Argón y Oxígeno (AOD por sus siglas en inglés) donde se le agregan las ferro aleaciones necesarias o bien el mineral de Cromita para ajustar la composición química del acero inoxidable. Como una alternativa al AOD se puede utilizar la decarburización por Oxígeno al vacío (VOD por sus siglas en inglés). Posteriormente se hacen ajustes químicos (como la adición de Níquel y Molibdeno) de calidad necesarios en una operación al vacío secundaria, para poder vaciar el acero inoxidable líquido en lingotes (9), (10).

2.1.2 Metalurgia de los aceros inoxidables.

Debido a que el elemento de aleación principal es el Cromo (Cr) el cual genera una capa pasiva resistente a la corrosión y estabiliza la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) (7). Los aceros inoxidables y la estabilidad de sus fases son descritos en el diagrama Hierro-Cromo (Fe-Cr) (Fig.2.1), donde se pueden observar las diferentes fases que conforman la microestructura de los aceros, como la ferrita (α), Martensita (α_M), Austenita (γ) y la fase Sigma (σ) (7).

La microestructura de aceros con un contenido mayor a 12.7% en peso. Cr es totalmente Ferrítica a elevadas temperaturas. A bajas temperaturas aceros con un contenido de Cr mayor a 20% de Cr tienen en su microestructura la fase Sigma, la cual puede fragilizar al material (8). Los elementos aleantes que no son solubles en el hierro (impurezas) como el Fosforo, Azufre y Oxígeno no tienen influencia en cual fase se formara en el proceso de solidificación (7)

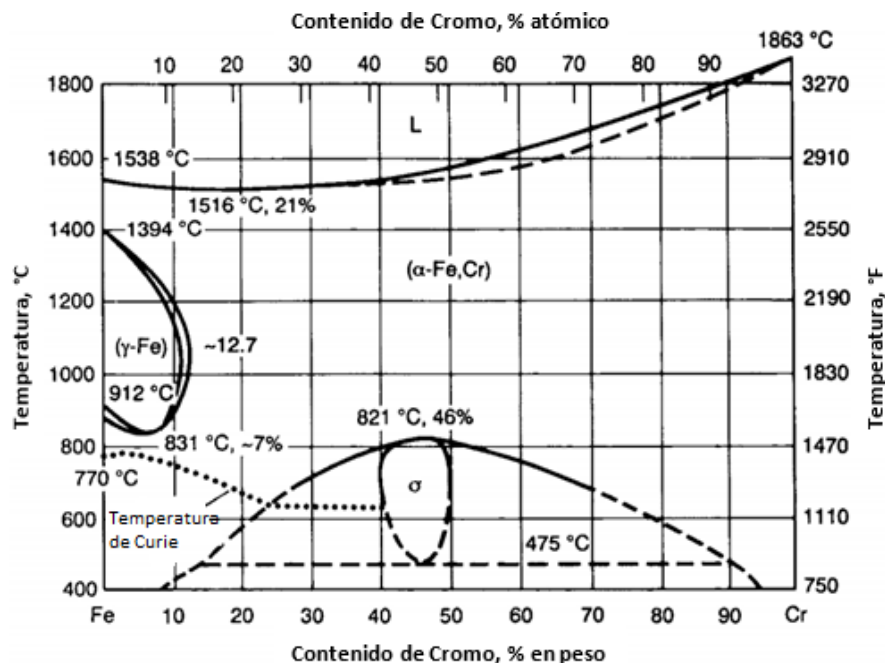


Figura 2.1 Diagrama binario sistema Hierro-Cromo (7).

2.1.2.1 Efecto de los elementos de aleación (9) (11)

Cromo (Cr). Elemento principal de aleación en los aceros inoxidable. A partir de un porcentaje de 10.5-13% le confiere a este tipo de aceros la alta resistencia a la corrosión.

Níquel (Ni). Aumenta la ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión en ambiente ácido. Es un elemento altamente Gamágeno (que promueve la formación y estabilización de la Austenita). En los aceros inoxidable endurecibles por precipitación, forma compuestos intermetálicos que aumentan la resistencia mecánica.

Cobre (Cu). Aumenta la resistencia a la corrosión en ambientes ácidos y es un elemento Gamágeno. En los aceros inoxidable endurecibles por precipitación, forma compuestos intermetálicos que aumentan la resistencia mecánica.

Manganeso (Mn). Aumenta la ductilidad en caliente. Sus propiedades alfégenas o gamágenas varían dependiendo de la temperatura. A altas temperaturas favorece la formación de ferrita y a baja temperatura es un gran estabilizador de la Austenita. Aumenta la solubilidad del Nitrógeno (N), por lo que es usado en aceros inoxidable con altos contenidos de este elemento.

Silicio (Si). Incrementa la resistencia a la corrosión en altas y bajas temperaturas en ambientes fuertemente oxidantes.

Carbono (C) y Nitrógeno (N). En los aceros inoxidable ferríticos disminuye la tenacidad y la resistencia a la corrosión. En los aceros inoxidable austeno-martensíticos y martensíticos aumenta la resistencia mecánica y la dureza, disminuyendo la tenacidad. Es un elemento energéticamente Gamágeno.

Titanio (Ti) y Niobio (Nb). Elemento fuertemente alfégeno. Formador de carburos con lo que disminuye el C presente. En los aceros inoxidable austeníticos estabiliza y aumenta la resistencia a la corrosión intergranular y las propiedades mecánicas a altas temperaturas.

Aluminio (Al). En cantidades sustanciales mejora la resistencia a la oxidación. En los inoxidable endurecibles por precipitación aumenta la resistencia al formar compuestos intermetálicos.

Cobalto (Co). Mejora la templabilidad especialmente a elevadas temperaturas.

Azufre (S). Aumenta la maquinabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión, la ductilidad, soldabilidad y la resistencia a altas temperaturas.

Cerio (Ce). Perteneciente a las tierras raras, se añade en pequeños porcentajes para mejorar la resistencia a altas temperaturas, aumentando la resistencia a la oxidación y a la corrosión a elevadas temperaturas.

2.2 Clasificación de aceros inoxidables

Son utilizados para aplicaciones donde la resistencia a la corrosión y la resistencia a altas temperaturas son requeridas. Este tipo de aceros son separados en 5 familias, basadas en su microestructura característica, Ferrítica, Martensítica, Austenítica, Duplex (Austenítica y Ferrítica) y la quinta familia son los aceros endurecibles por precipitación (3). Para distinguir los aceros inoxidables se utiliza un sistema de 3 dígitos, los cuales corresponden a los elementos aleantes del acero y la fase predominante en la estructura del acero. El primer dígito indica el tipo específico de aleación (1), (8). En la tabla 2.1 se muestra la clasificación de aceros inoxidables (7).

Tabla 2.1 Clasificación de aceros inoxidables.

Designación	Elementos aleantes	Fase
2XX	Cr-Ni-Mn	Austenítico
3XX	Cr-Ni	Austenítico
4XX	Cr-Mn-Si-C-Ni	Martensítico
4XX	Cr-C-Mo	Ferrítico
5XX	Bajo % Cr	Resistente a la temperatura

2.2.1 Aceros inoxidables martensíticos

Son esencialmente aleaciones FeCrC. Estos aceros inoxidables tienen una transformación alotrópica de Austenita (γ) a Martensita (α_M), bajo la mayoría de las situaciones termo-mecánicas del procesado. Los aceros inoxidables martensíticos son ferromagnéticos, endurecibles por tratamiento térmico y son resistentes a la corrosión en ambientes relativamente suaves.

Su contenido de Cromo está en un rango aproximado de 10.5 a 18% en peso y su contenido de Carbono puede exceder el 1.2%. Los elementos aleantes como el Ni, Nb, W, V pueden ser agregados para mejorar la respuesta al templeado, el Ni particularmente es agregado para mejorar la resistencia a la corrosión y aumentar la tenacidad del material (1)- (8).

Las aplicaciones principales de los aceros inoxidable martensíticos son utilizados cuando se requiere buena resistencia a la tensión, a la fluencia y a la fatiga en combinación con una moderada resistencia a la corrosión y a altas temperaturas (3).

2.2.2 Aceros inoxidables ferríticos

Como su nombre lo indica, son aquellos en los que la fase predominante en la estructura es la ferrita. Estas aleaciones proveen una buena resistencia al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos y corrosión por grietas.

Son usados donde la prioridad es la resistencia a la corrosión que las propiedades mecánicas (resistencia, ductilidad, tenacidad).

Los aceros inoxidables con bajo contenido de Cr (10.5 a 12.5 % en peso) son utilizados en la industria automotriz, mientras que los aceros súper ferríticos son utilizados en la industria de la pulpa o del papel, donde los ambientes oxidantes son más severos.

Por lo general, los aceros inoxidables ferríticos tienen un contenido de Cr aproximado de 11 al 30 % en peso. Algunos elementos aleantes como Mo, Si, Ti, Al, Nb son agregados para aumentar la maquinabilidad de este acero.

En contraste a los aceros inoxidable martensíticos los aceros ferríticos no son endurecibles por tratamiento térmico y debido a que la velocidad de deformación- enfriamiento de la ferrita es baja, no pueden ser trabajados en frío (11).

2.2.3 Aceros inoxidables austeníticos

Conforman la familia más grande de aceros inoxidables en términos del número de aleaciones y usos. Este grupo tiene una cantidad de Cromo en los rangos del 16 al 26% En peso. Por lo que tienen una gran resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes.

Estos aceros pueden ser endurecibles por trabajo en frío, pero no pueden ser endurecibles por tratamiento térmico. Los aceros inoxidables austeníticos de la serie 300 tienen una mayor cantidad de Níquel y pueden contener hasta un 2% de Mn.

Los elementos que promueven la formación y estabilización de la austenita (Y) en estos aceros son el Níquel (Ni), Nitrógeno (N), Carbono (C) y Cobre (Cu), en particular el contenido de Níquel para los aceros inoxidables austeníticos es aproximadamente de 8% e.p. (1), (8), (11).

Los aceros inoxidables Austeníticos tienen buena ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión, y presentan una gran elongación durante la aplicación de cargas tensiles. Otras ventajas que ofrecen estos aceros son la gran soldabilidad y formabilidad que presentan.

En la Tabla 2.2. Se muestra un comparativo de las aleaciones de aceros inoxidable pertenecientes a la serie 300 (3).

Tabla 2.2 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidable serie 300.

Tipo de Aleación	UTS (psi)	YS (psi)	E en 2" (%)	Dureza (RB)
304	85000	35000	60	80
304L	75000	30000	60	75
316	80000	40000	55	80
316L	75000	30000	60	75
321	85000	40000	55	80

2.2.3.1 Metalurgia de los aceros inoxidable austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos, se encuentran en el sistema Hierro-Cromo-níquel (Fe-Cr-Ni). La adición de Níquel en la aleación expande más la zona de la Austenita y la hace estable a temperatura ambiente y el Manganeso estabiliza la Austenita para evitar la transformación de Austenita a Martensita a bajas temperaturas (8) (12).

Las líneas de *solidus* y *liquidus* en el diagrama ternario (fig 2.2) pueden ser utilizadas para explicar el comienzo y final del proceso de solidificación de las aleaciones de la composición correspondiente.

En el diagrama ternario se pueden observar dos líneas, la cuales separan las aleaciones que solidifican en ferrita primaria (parte superior y a la izquierda) de las que solidifican en austenita primaria (debajo y a la derecha) y el campo donde estas dos microestructuras coexisten. Aproximadamente en la composición 48Cr-44Ni-8Fe, existe un punto eutéctico (3) (12).

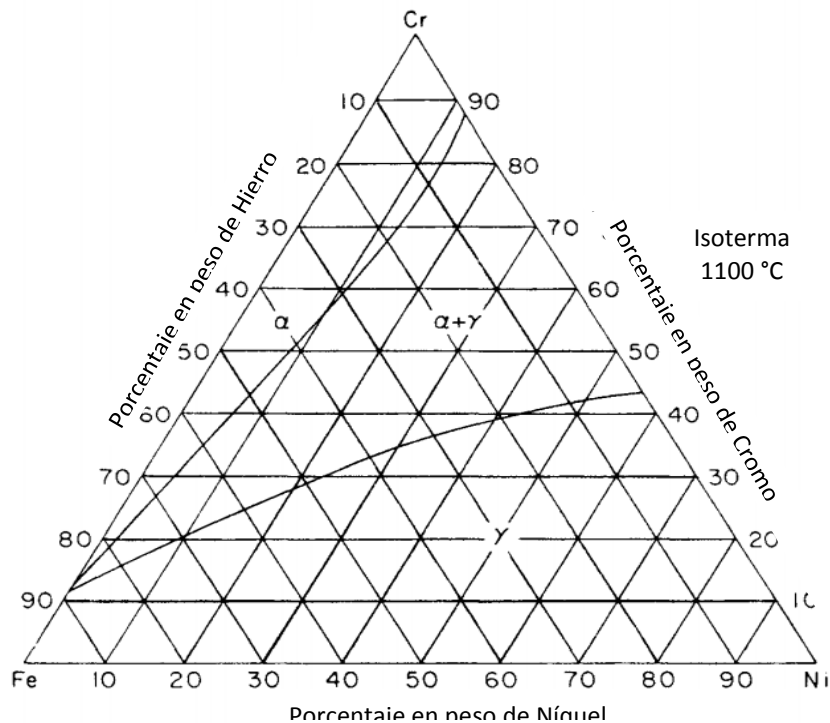


Figura 2.2 Diagrama ternario del sistema Hierro-Cromo-Níquel (3)

En el sistema Fe-Cr-Ni, si el contenido de Cr excede el 18% se debe aumentar el contenido de Ni para evitar la transformación a Ferita. El contenido de Níquel y otros elementos aleantes, no solo aumentan el campo de transformación Austenítica, también bajan la línea de transformación Martensítica (M_s) (1) (12) (13).

El efecto combinado de los elementos aleantes se puede observar en el diagrama Schaeffler (figura 2.3) en el cual podemos ubicar en base al contenido de Cr y Ni equivalentes la aleación y su constituyente microestructural principal. El diagrama Schaeffler es muy preciso para la predicción de fases de los aceros inoxidable de la serie 300, cuando estos son unidos por procesos convencionales de soldadura (13).

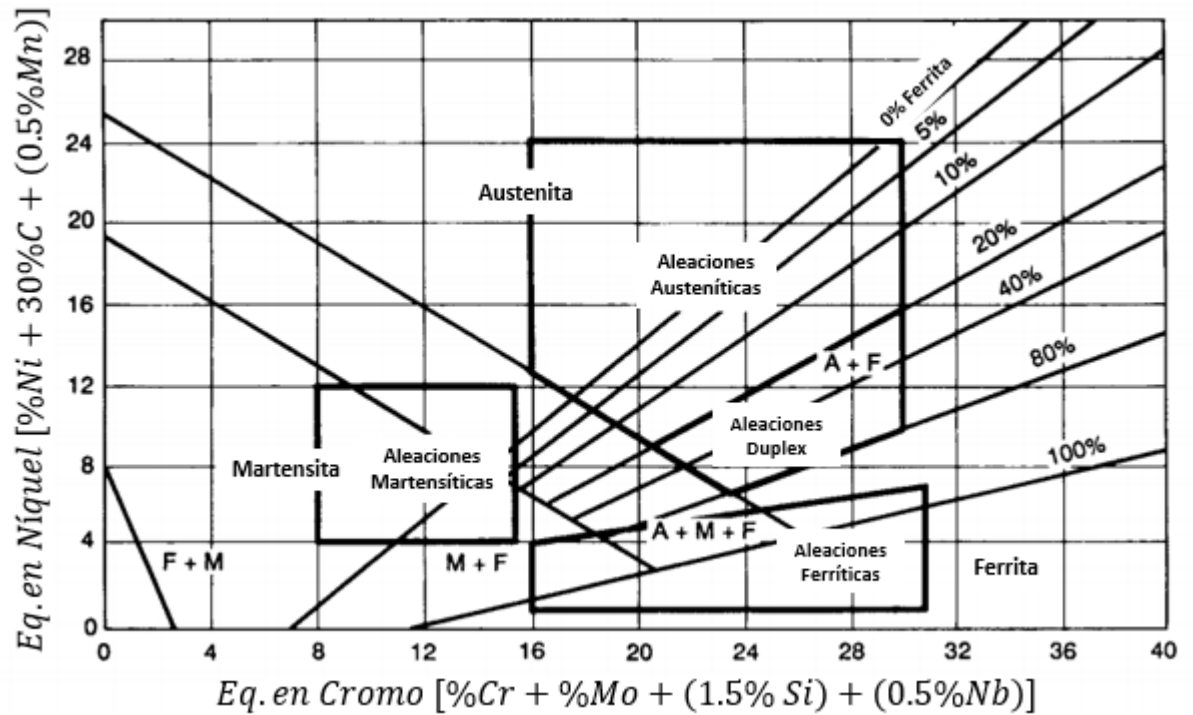


Figura 2.3 Diagrama Schaeffler para la determinación de fases en los aceros inoxidables con respecto al contenido de Ni y Cr (3).

Los aceros inoxidables presentan cuatro tipos diferentes de solidificación dependiendo de la cantidad de elementos aleantes que afectan la estabilidad de las fases de Austenita o Ferrita Delta. Esta cantidad de fases se relaciona directamente con los indicadores de Cromo equivalente y Níquel equivalente.

El primer tipo de solidificación es la **solidificación "A"** donde la microestructura solidifica como Austenita primaria donde dos microestructuras posibles, la celular y la dendrítica, donde los elementos estabilizadores de la ferrita delta segregan en el espacio interdendrítico. Una microestructura del tipo de solidificación de la soldadura se muestra en la figura 2.4 (8).

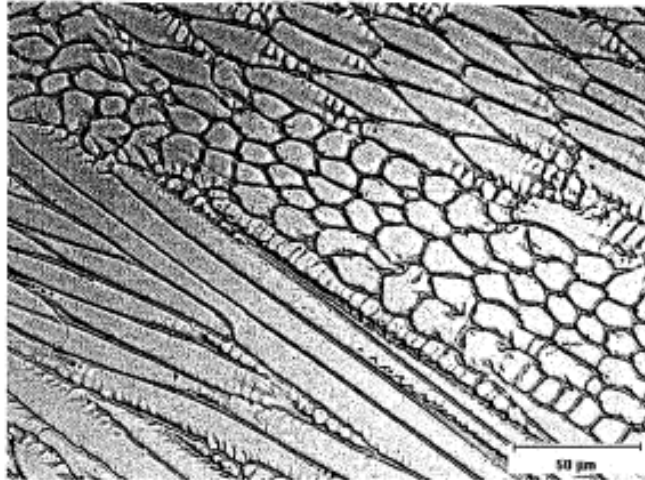


Figura 2.4 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo A (7).

Tipo de Solidificación AF: Si algo de Ferrita se forma al final de la solidificación de la Austenita primaria mediante reacción eutéctica, el proceso se clasifica como Solidificación tipo AF. Esto ocurre cuando los elementos estabilizadores como el Cr y el Mo, se presentan en la partición de los límites de los subgranos generando Ferrita Delta como producto final de la solidificación. Una micrografía de la microestructura resultante se muestra en la figura 2.5.

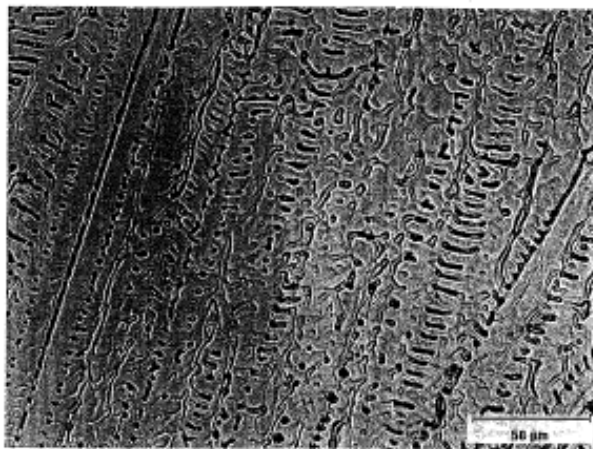


Figura 2.5 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo AF (7).

Tipo de solidificación FA: Cuando la solidificación ocurre como Ferrita primaria, hay dos posibilidades, que esta sea la fase final o que la Austenita se forme al final de la solidificación, a este proceso se le conoce como solidificación FA. La Austenita se forma mediante la reacción Peritectica-eutectica, en la cual la Austenita se forma en el líquido interdendrítico, al terminar el proceso de solidificación mediante la pérdida de elementos Alfágenos y ganancia de elementos Gamágenos, la Austenita empieza a consumir las dendritas y células de Ferrita. Si las velocidades de enfriamiento y el cociente de Cromo y Níquel equivalente aumentan, se hace presente la Ferrita esqueleto y si estas son rápidas se hace presente la Ferrita lateral en los límites de la matriz Austenítica (Fig. 2.6 y 2.7) (7).



Figura 2.6 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo FA Ferrita esqueleto (7).

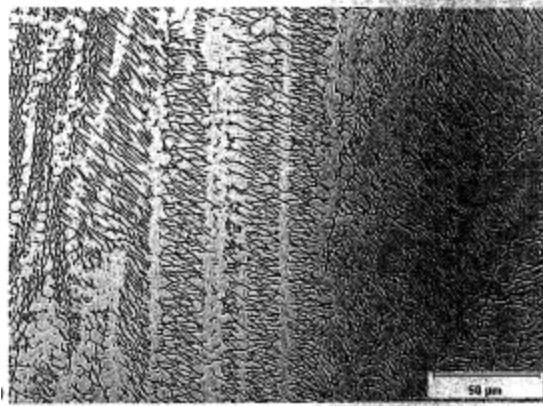


Figura 2.7 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo FA Ferrita lateral (8).

Solidificación tipo F: Esta se denomina así porque la soldadura solidifica completamente en Ferrita Delta. Cuando la solidificación ocurre debajo de la línea de solvus de la Ferrita la Austenita se forma en los granos de Ferrita, si las velocidades de enfriamiento y el gradiente de Cr equivalente y Ni equivalente, La Austenita consume los granos de Ferrita. Se presentan las fases de Ferrita Widmanstätten y Ferrita acicular. La solidificación F en los aceros inoxidable austeníticos es muy poco común y esta depende de la cantidad de elementos aleantes y velocidades de enfriamiento (Fig. 2.8) (7).

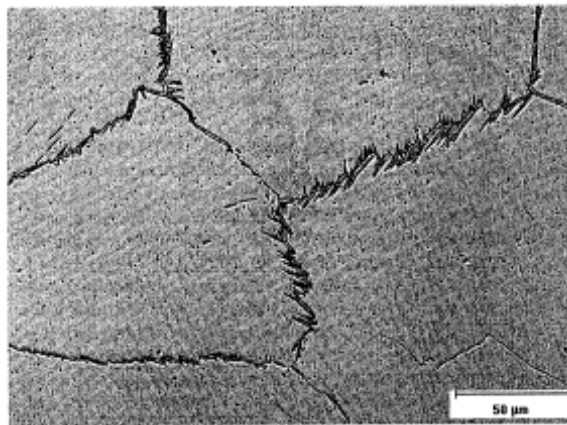


Figura 2.8 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo F (7).

2.2.3.2 Acero inoxidable 304L

La denominación “L” en los aceros inoxidables se refiere a que tiene un bajo contenido de Carbono (13) (14). El acero inoxidable 304L es obtenido mediante la adición de una cantidad de Níquel alta (mayor al 8%), lo que estabiliza la Austenita y previene la formación de Ferrita, Martensita o Carburos. El contenido de Carbono máximo es de 0.03% en peso.

En términos de resistencia a la corrosión es similar al acero inoxidable 304, pero por su bajo contenido de Carbono, previene la formación de carburos dañinos que fragilizan en material y promueven la corrosión intergranular. El acero 304L es comúnmente utilizado en aplicaciones de soldadura debido a que su bajo contenido de carbono previene la formación de carburos durante el proceso de soldadura (15).

2.2.3.3 Acero inoxidable 316 y 316L.

El acero inoxidable 316 y 316L son aceros inoxidables en los cuales el contenido de molibdeno del 2 al 3% dentro del balance químico del material, lo cual incrementa la resistencia a la corrosión por picadura debido a los Cloruros, así como a los agentes de corrosión presentes en la industria, textil, de pulpa y papel, y en la producción de Elastómeros o también utilizados en la fabricación de implantes quirúrgicos (4) (5) (16).

Además la presencia del contenido de Molibdeno mejora la resistencia a la tensión, precisamente mejora el esfuerzo de cedencia, y el aumento de resistencia por solución sólida, lo que hace que sea un material de selección adecuada para componentes de usos especiales (4).

El acero 316L es usado en aplicaciones donde se requerirá el uso de soldadura, debido a que por su bajo contenido de Carbono, se previene de la precipitación de Carburos en los límites de grano durante el proceso de la soldadura (4) (17).

2.2.3.4 Soldabilidad de los aceros inoxidables 304L y 316L

Los aceros son los materiales comúnmente más soldados. La soldabilidad describe como los materiales afectados por la soldadura (material de aporte y material base) retienen sus propiedades como resistencia, resistencia a la corrosión (5).

La American Welding society la define como la capacidad de un material para ser soldado bajo condiciones de fabricación impuestas dentro de una estructura específica y convenientemente diseñada para tener un rendimiento satisfactorio en el servicio que se pretende (18).

Por otro lado, la soldabilidad significa la susceptibilidad del acero a la fractura debido a la fragilización por hidrógeno, la cual sucede principalmente en los aceros de alta resistencia. Debido a esto ya se tienen métodos, técnicas y materiales para evitar la presencia de hidrógeno dentro de la soldadura (19) (20).

Las propiedades de las soldaduras son determinadas por la selección del material de aporte, el metal base, el método de soldadura y la metodología de soldadura, mientras que las propiedades de la zona afectada por el calor son principalmente determinadas por la composición química del metal base y la cantidad de energía térmica recibida durante el proceso de soldadura (18) (21).

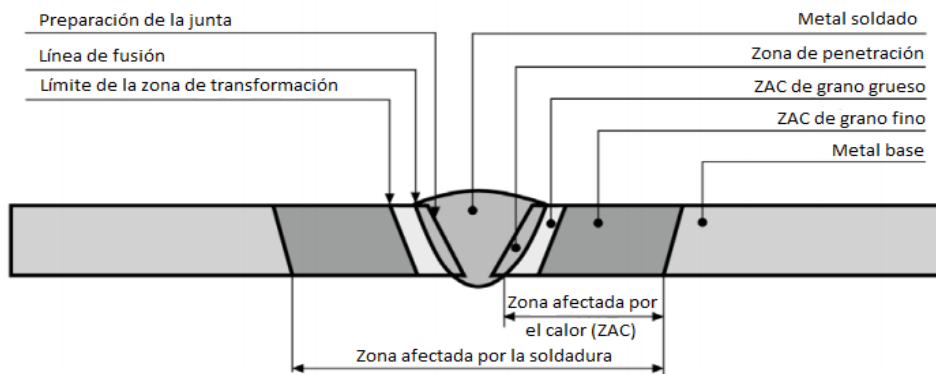


Figura 2.9 Zonas afectadas por la soldadura (15).

En los aceros inoxidable, la zona afectada por el calor (ZAC) es de un tamaño muy reducido o prácticamente nulo en comparación con los aceros al carbono debido a su baja conductividad térmica (12).

La naturaleza de la zona afectada por el calor en los aceros inoxidable depende de la composición química y de la microestructura del metal base. Las siguientes son las reacciones que ocurren en la zona afectada por el calor de los aceros inoxidable austeníticos al ser soldados (7).

Crecimiento de grano: El crecimiento del grano austenítico en los aceros inoxidable no es de tamaño considerable a menos que el calor utilizado en el proceso de la soldadura sea muy alto, en algunos casos se puede ver el crecimiento de este, pero aun así no es muy drástico.

Formación de Ferrita: En las aleaciones las cuales se tiene una composición muy a la derecha del diagrama Hierro Cromo Níquel, se formara Ferrita cuando el metal base este debajo de la línea de Solvus. Cuando la Ferrita Delta se forma, lo hace a lo largo de los límites de grano, esto hace que se restrinja el grano y a su vez se reduzca la susceptibilidad al agrietamiento por licuación (Fig. 2.10)

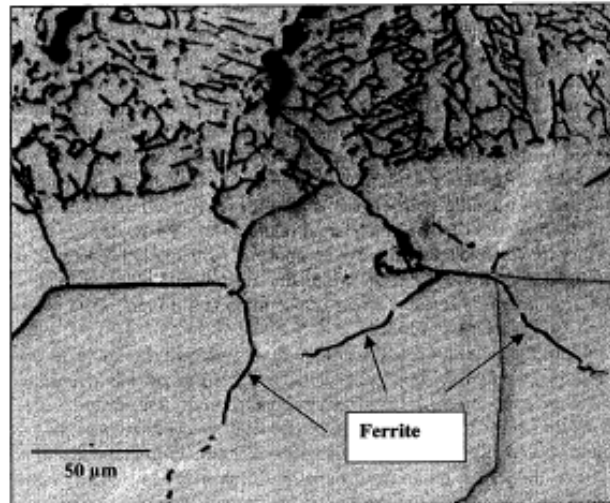


Figura 2.10 Micrografía de la precipitación de ferrita en la ZAC (7).

Precipitación: A medida que la temperatura aumenta, varios precipitados aparecen y se disuelven en el metal base y estos se pueden presentar a lo largo de los límites de grano (8).

Licuación del límite de grano: La fusión local a lo largo de los límites de grano de la Austenita. Esto se debe a la segregación de impurezas a los límites de grano que reducen el punto de fusión de la soldadura (8).

La microestructura final resultante del proceso de soldadura, dependen del proceso de solidificación y las subsecuentes transformaciones en estado sólido. Todos los aceros inoxidable solidifican en ferrita o Austenita primaria, dependiendo de la composición química de la aleación (8).

La sencitización o precipitación de Carburos es causada por un decremento en el contenido de Cr lo cual genera una pérdida en la resistencia a la corrosión local promoviendo el ataque intergranular (20).

Esto puede ocurrir cuando los aceros inoxidable austeníticos son calentados en un periodo de tiempo en el rango de temperaturas aproximado de 425 a 870 C. Esta precipitación tiene lugar en los límites de grano austeníticos, causando un decremento de Cr en el área adyacente. Estos Carburos pueden ser de dos clases: $(CrFe)_{23}C_6$ y $M_{23}C_6$. La precipitación de estos carburos es constante y causa no solo una disminución en la resistencia a la corrosión intergranular, sino también a la corrosión por picadura y por grietas (10).

Para el proceso de soldadura, la temperatura de sencitización afecta a la zona adyacente de la soldadura, la zona afectada por el calor (14). El cálculo del Cromo y Níquel equivalentes nos ayuda a predecir la tendencia a la fractura en la soldadura debido a que considera la cantidad de elementos estabilizadores de Ferrita (Cr_{eq}) en relación con los elementos estabilizadores de la Austenita (Ni_{eq}) (3).

En el diagrama De Long (Fig. 2.11), podemos predecir la microestructura para los aceros inoxidable soldados calculando el contenido de Cr y Ni equivalentes, para las uniones soldadas con el proceso GTAW se utiliza un contenido de Nitrógeno de 0.06% y para las uniones realizadas con el proceso GMAW se utiliza un contenido de N igual a 0.08, estos valores son aplicables cuando no se tiene la medición del porcentaje de nitrógeno en la aleación (10).

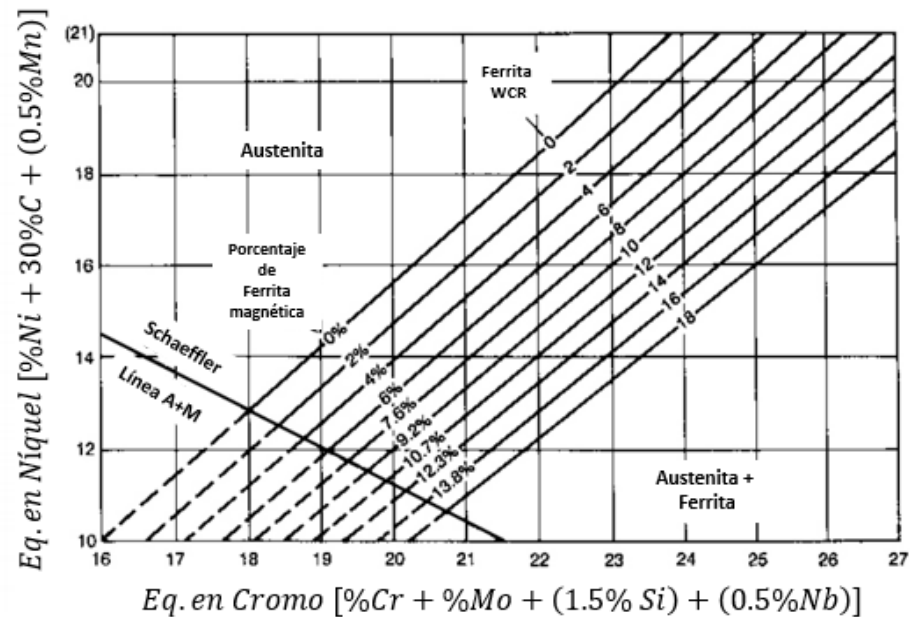


Figura 2.11 Diagrama De Long para la determinación de fases de la zona soldada con respecto al contenido de Ni y Cr **(3)** (10).

2.3 Soldadura de arco eléctrico.

Es uno de muchos procesos que por fusión generan la unión de metales. El proceso consiste en la unión de dos piezas, la cual es posible debido al calentamiento de los metales en la interface los cuales, se funden y se mezclan, generalmente con un material de aporte. Este proceso de fusión es causado por un arco eléctrico generado entre un electrodo y la pieza de unión (18) (22) (23).

Existen varios procesos derivados de la soldadura por arco, los cuales se enlistan a continuación.

- Soldadura de arco metal revestido (SMAW)
- Soldadura de arco Gas-Tungsteno (GTAW)
- Soldadura de arco por plasma (PAW)
- Soldadura de arco Gas-metal (GMAW)
- Soldadura de arco con núcleo fundente (FCAW)
- Soldadura de arco sumergido (SAW)
- Soldadura de electro escoria (ESW)

2.3.1 Variables en los procesos de soldadura.

Los procesos de soldadura, tienen variables que definen el éxito del proceso, las cuales afectan directamente las propiedades químicas, mecánicas y micro estructurales de la soldadura. En este apartado se enumeran las variables existentes en los procesos de soldadura de arco y su efecto en la soldadura resultante (24).

Metal base. Su composición química, y sus propiedades (conductividad térmica, coeficiente de expansión térmica, resistencia a la corrosión, y sensibilidad a la fractura) son consideradas como el parámetro más importante en la soldadura.

Geometría de la soldadura. Esta variable refiere al tipo de unión a generar con el proceso, éstas son 5 uniones universales y pueden ser:

- Unión a tope
- Unión de solapa
- Unión T
- Unión de borde
- Unión de esquina

En la figura 2.12 se muestran las 5 uniones existentes.

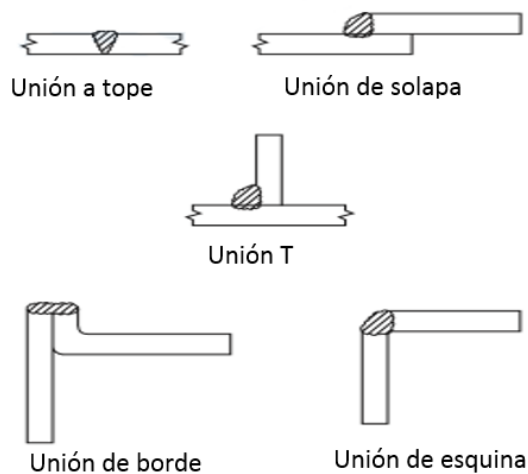


Figura 2.12 Uniones básicas en los procesos de soldadura (24).

Posición de soldadura. Puede ser plana, vertical, horizontal y en cabeza. Las posiciones vertical y horizontal son las comúnmente utilizadas. La geometría del cordón de soldadura es afectada por la posición en la cual la pieza a soldar esta sujeta con respecto a la antorcha. En la figura 2.13 se muestra el esquema de las posiciones para soldar.

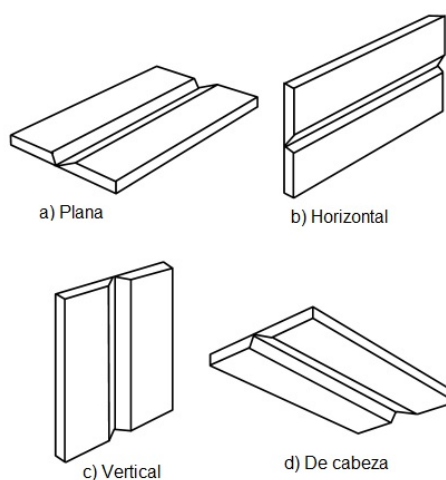


Figura 2.13 Posiciones básicas para el proceso de soldadura por arco eléctrico (21).

Gas protector (L/min). Es utilizado para prevenir la contaminación atmosférica. Es comúnmente utilizado en los procesos de soldadura GTAW y GMAW. La velocidad del flujo de gas protector tiene un efecto significativo en la forma del cordón de soldadura, lo cual se traduce a efectos de distorsión, esfuerzos residuales, zona afectada por el calor (ZAC) y en las propiedades mecánicas del material a ser soldado.

Velocidad de desplazamiento (cm/min o In/min). Este parámetro afecta la penetración de la soldadura y el espesor del cordón de soldadura. La máxima penetración de la soldadura es a una velocidad de desplazamiento específica y ésta disminuye si la velocidad varía. El incremento en el calor de entrada por unidad de largo aunado a la reducción de velocidad resulta en un incremento del espesor del cordón de soldadura y viceversa.

Velocidad de alimentación del alambre. Este parámetro controla la velocidad de alimentación del material de aporte. Es normalmente atribuido al aumento de resistencia al calentamiento el cual es mayor al aumentar la velocidad de alimentación. La corriente de soldadura varía con el cambio de alimentación de material de aporte y su relación es lineal a velocidades de alimentación baja.

Espesor del material (mm). Este parámetro juega un rol vital en la selección del proceso de soldadura a utilizar. El espesor del material es utilizado para definir el calor de entrada y el control de la velocidad de enfriamiento. Mayor espesor se traduce en mayor velocidad de enfriamiento resultando en el aumento de la zona afectada por el calor y la dureza del material soldado.

Corriente de soldadura (A). Este es uno de los parámetros más importantes debido a que afecta directamente la penetración y la falta de fusión lo que afecta la velocidad de soldadura. La corriente de soldadura es la corriente utilizada en el circuito mientras se efectúa la soldadura. Si la corriente es un alta a determinada velocidad de desplazamiento, la penetración de la soldadura será muy grande.

Voltaje de soldadura (V). Este parámetro afecta directamente el espesor de la soldadura. El voltaje influencia la micro estructura resultante y también define si el proceso será exitoso o no. Como la corriente, el voltaje afecta la forma del cordón de soldadura y su composición química.

2.4 Soldadura de arco Gas-Metal (GMAW)

El proceso GMAW al igual que los procesos de soldadura mencionados anteriormente, es un proceso en el cual por medio de un arco eléctrico se funden dos piezas con un metal de aporte para establecer una unión permanente.

Esta unión es generada por el arco eléctrico establecido entre el electrodo consumible y las piezas a unir, utilizando un gas para proteger al metal fundido durante el proceso de fusión. También referido como MIG (por sus siglas en inglés Metal Inert Gas) y MAG (Metal active gas) (23). En la figura 2.14 se muestra el esquema del proceso de soldadura GMAW a grandes rasgos (a) y el proceso enfocado en la zona de soldadura (b) (25) .

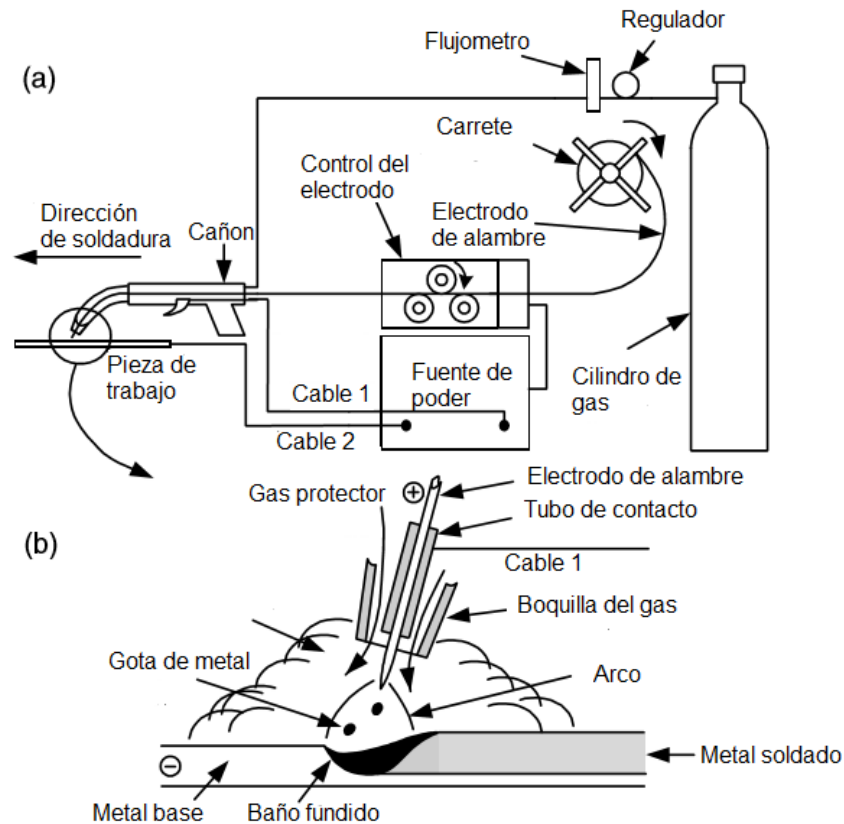


Figura 2.14 Esquema general del proceso de soldadura GMAW (a) y esquema del área donde se efectúa la soldadura (23).

El proceso de soldadura GMAW puede ser utilizado en todas las aleaciones comerciales (aceros al carbono, inoxidable, microaleados, aleaciones de Aluminio, Cobre y Níquel), en todas las posiciones de soldadura, ya sea semi automática y robotizada, si el gas protector, el electrodo y las variables de soldadura, son seleccionados correctamente (26).

2.4.1 Mecanismos de transferencia en la soldadura de arco Gas Metal (GMAW)

En el proceso GMAW, el arco es establecido entre el alambre de electrodo y la pieza de trabajo. La estabilización del arco se logra mediante la alimentación del electrodo consumible a velocidad continua o mediante una fuente de corriente continua y velocidad de alimentación variable.

El tipo de arco obtenido en el proceso GMAW es identificado mediante el modo de transferencia de las gotas de metal fundido que van desde la punta del electrodo al baño de soldadura fundida. Pueden ser transferidas por tres mecanismos básicos. En la siguiente figura (Fig. 2.15) se muestran los mecanismos de transferencia en relación con la corriente y el voltaje aplicado (18), (27).

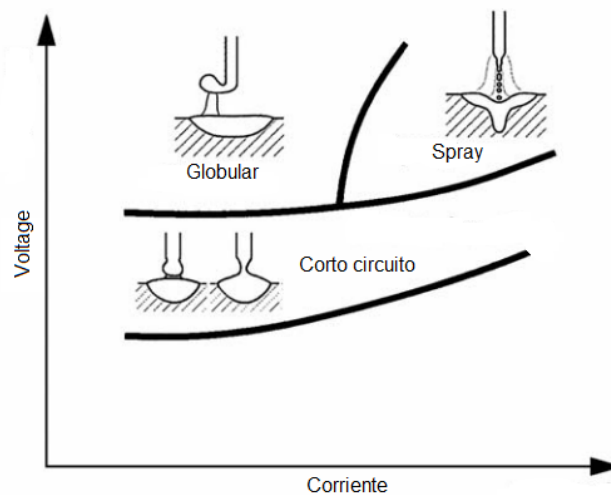


Figura 2.15 Relación entre el voltaje y la corriente, y el modo de transferencia generado (18).

a) **Transferencia globular.** Ocurre a bajas densidades de corriente y es caracterizada por la formación de gotas discretas de metal aproximadamente del diámetro del electrodo que viajan a través del arco por la influencia de la gravedad. A una corriente relativamente baja la transferencia globular sin importar el gas de protección que se use. Con dióxido de carbono o Helio, puede ocurrir a cualquier corriente utilizada (18), (26).

En la figura 2.16 se muestra la transferencia globular desde el electrodo al baño de soldadura fundida a 180 A y 29 V (26).

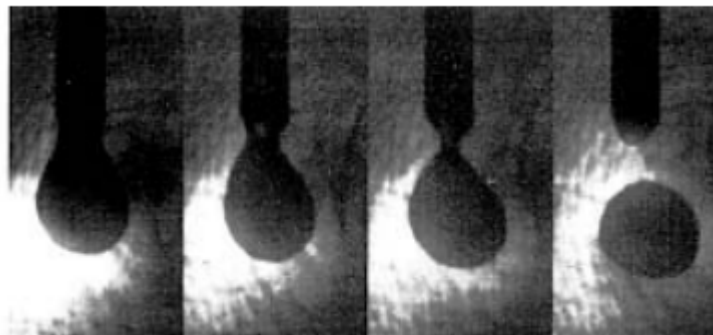
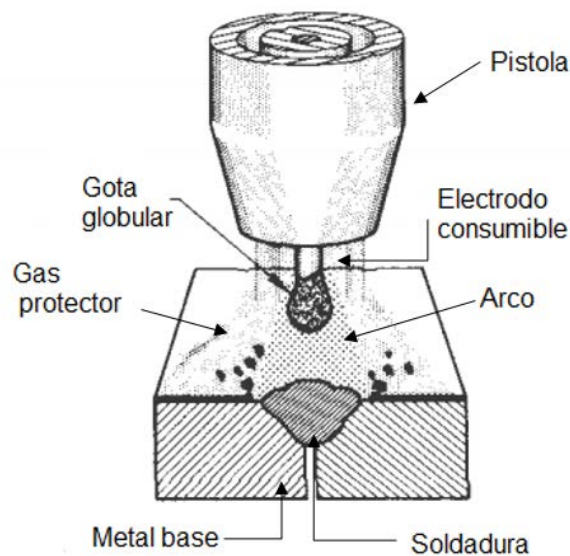


Figura 2..16 Modo de transferencia globular (23), (26).

b) Transferencia en spray. Arriba de un nivel crítico de corriente, pequeñas gotas de metal viajan a través del arco bajo la influencia de la fuerza electromagnética a mayor frecuencia y velocidad que la transferencia globular. La corriente crítica depende del material y del tamaño del electrodo y la composición química del gas protector. En la figura 2.17 se muestra el mecanismo de transferencia por spray [(18)- (26)].

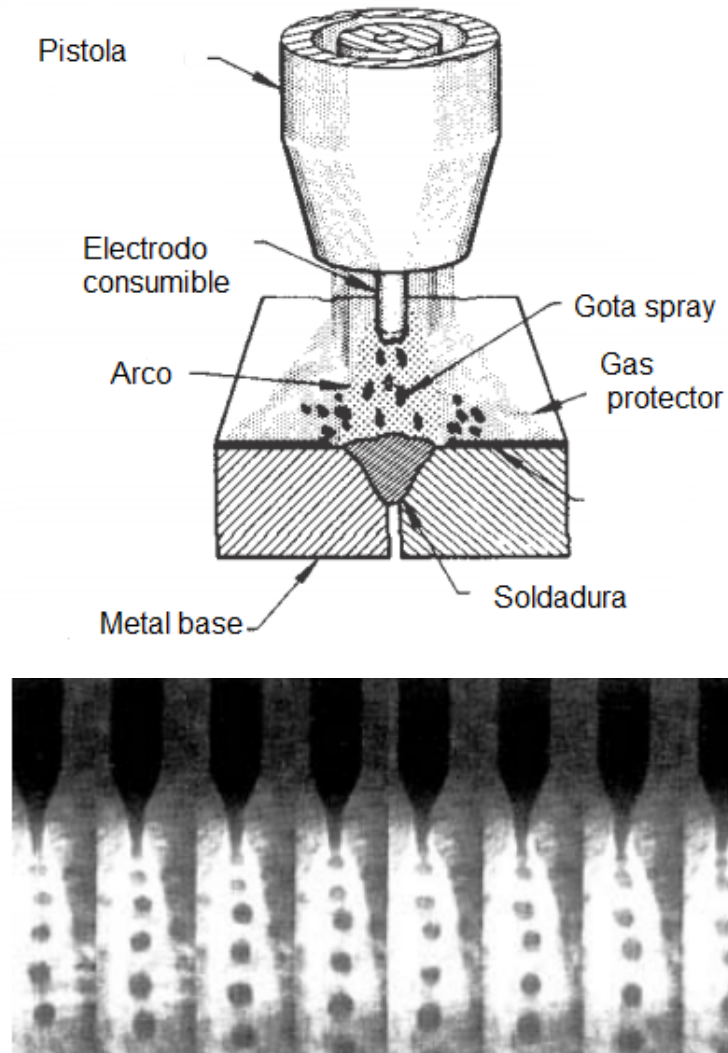


Figura 2.17 Modo de transferencia spray (22), (28).

c) **Transferencia de corto circuito.** Utilizado en la mayoría de las uniones soldadas por el proceso GMAW. Este modo de transferencia es utilizado cuando se deben soldar secciones delgadas. El material fundido es transferido desde la punta del electrodo al baño fundido cuanto esta toca la superficie, en ese momento es cuando ocurre un corto circuito (figura 2.18). Este tipo de transferencia se presenta en voltaje y amperajes bajos (18).

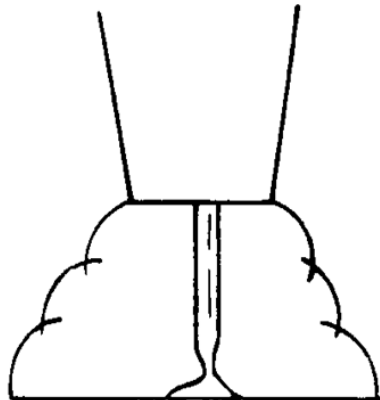
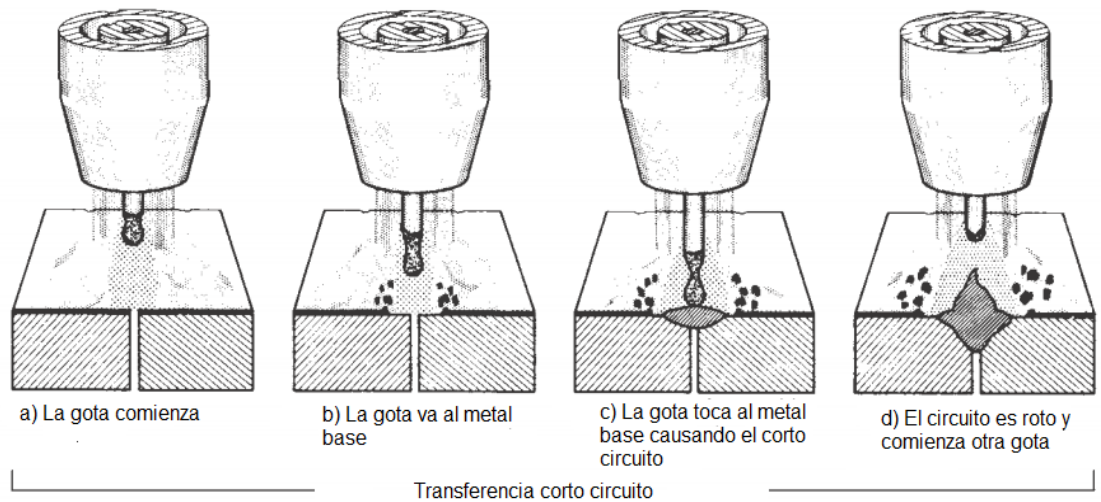


Figura 2.18 Modo de transferencia de corto circuito (26), (27)

2.5.2 Gases de protección

Como para el proceso GTAW, el proceso GMAW utiliza gases de protección para asegurar la buena calidad de la soldadura, protegiendo el metal fundido del aire. En el proceso GMAW generalmente se utilizan los gases Argón (Ar) y dióxido de Carbono (CO₂).

En la tabla 2.2 se presentan los diferentes gases protectores utilizados en el proceso GMAW aplicado en aceros mediante el mecanismo de transferencia corto circuito (29).

Tabla 2.2 Gases protectores utilizados en soldadura GMAW

Metal	Gas protector	Espesor	Ventajas
Acero inoxidable	90% Helio 7.5% Ar + 2.5% CO ₂	-	No afecta en la resistencia a la corrosión, menor ZAC. Distorsión mínima
	Ar + CO ₂ (90 -10 o 80-20)	-	Mayor estabilidad del arco.

2.5.3 Soldadura GMAW en los aceros inoxidables

Para la soldadura de aceros inoxidables por el proceso GMAW se pueden utilizar las variables enlistadas en la tabla 2.3 y en las figuras 2.19 y 2.20, se pueden observar los parámetros utilizados para el proceso, corriente de soldadura, velocidad de alimentación, velocidad de fusión y su relación (26).

Tabla 2.3 Parámetros para la unión de aceros inoxidable por soldadura GMAW (29)

Espesor del material		Tipo de soldadura	Diámetro del electrodo		Corriente y Voltaje (DCEP)		Velocidad de alimentación de alambre		Gas protector	Flujo de gas	
In	mm		In	Mm	A	V	IPM	mm/s		C.Q	CFM
.062	1.6	A tope	.030	0.8	85	21	185	78	90%He + 7.5%Ar + 2.5% CO ₂	30	14
.093	2.4	A tope	.030	0.8	105	23	230	97	90%He + 7.5%Ar + 2.5% CO ₂	30	14
.125	3.2	A tope	.030	0.8	125	24	280	118	90%He + 7.5%Ar + 2.5% CO ₂	30	14

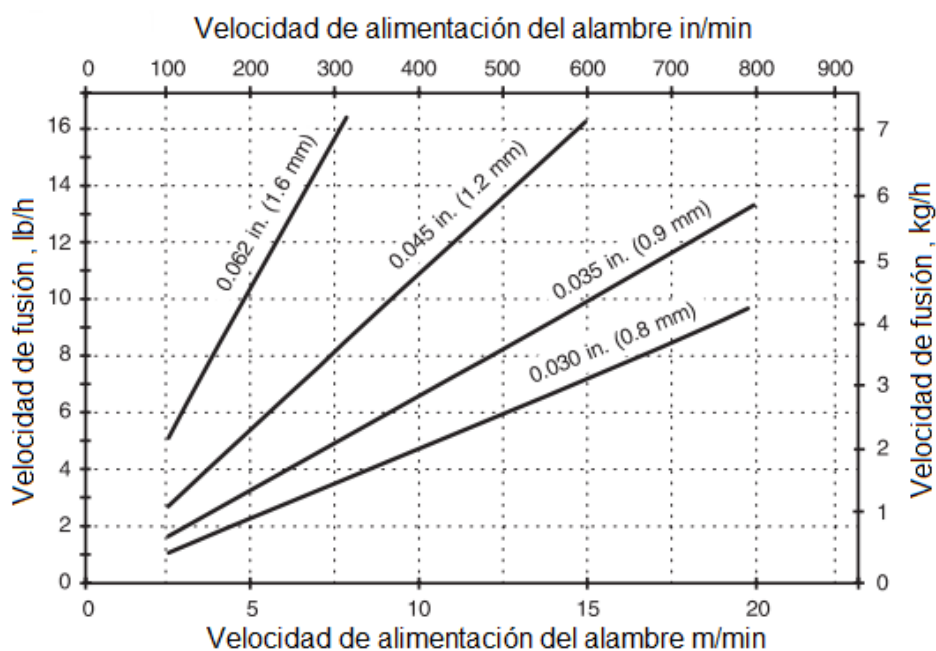


Figura 2.19 Relación entre la velocidad de alimentación y la velocidad de fusión (29).

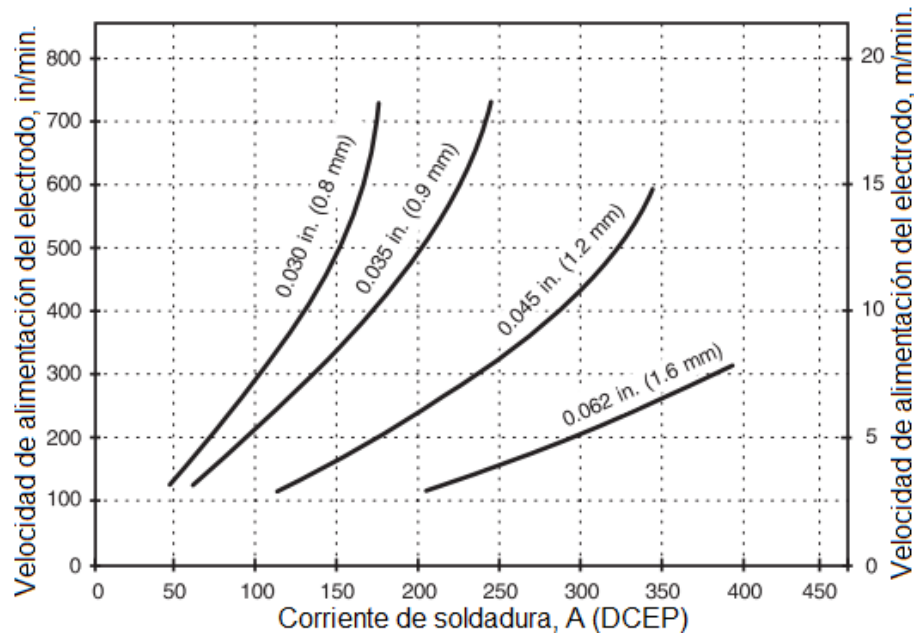


Figura 2.20 Relación entre la corriente de soldadura y la velocidad de alimentación (29).

2.5.4 Ventajas y desventajas del proceso GMAW

- Como el proceso GTAW, el proceso GMAW es muy limpio debido al uso de gases de protección.
- El proceso GMAW tiene mayores rangos de deposición que los procesos GTAW y SMAW, por lo que se puede soldar piezas más gruesas o la preparación de las piezas puede ser menor.
- La habilidad de mantener un arco estable y de corto tamaño no es requerido en este proceso.
- Puede soldar piezas a partir de 0.5 mm de espesor, debido al bajo calor de entrada, lo que la hace particularmente muy útil para soldar láminas delgadas, minimizando la deformación y la distorsión de la lámina.
- Tiene la capacidad de soldar desde metales estructurales como aleaciones especiales y aleaciones no ferrosas.

CAPITULO 3. DESARROLLO DEL PROYECTO

3.1 Metodología

En este capítulo se muestra detalladamente el proceso mediante el cual se realizó la experimentación, partiendo desde el diseño de la unión hasta llegar a las pruebas mecánicas, para analizar la soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos utilizados. En la Figura 3.1 se muestra un diagrama del proceso experimental para el desarrollo de este estudio.

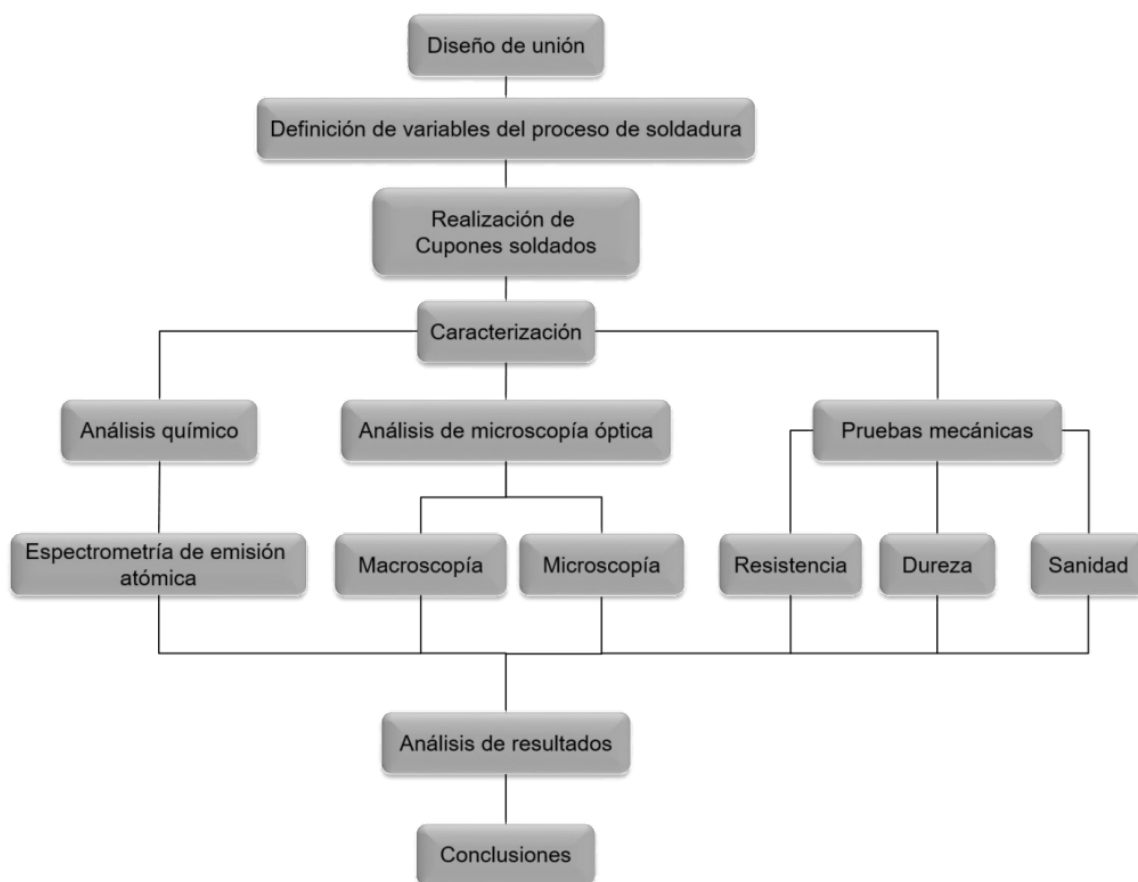


Figura 3.1 Diagrama del procedimiento experimental.

3.2 Materiales

Se utilizaron cuatro placas de acero inoxidable Austenítico 304L con un espesor de 3/8 in, un largo de 12 in y un ancho de 6 in para la elaboración de dos cupones de soldadura. Se utilizaron dos electrodos de alambre consumible diferentes, de un diámetro de 0.045 in, el primer electrodo fue un Proweld ER308L y el segundo un electrodo J.W. Harris ER312.



Figura 3.1 Vista general de los cupones de soldadura, electrodos ER308L y ER312.

3.1.1 Composición química de los electrodos utilizados

Para la unión de las placas de Acero inoxidable se usaron dos diferentes electrodos, el ER308L y el ER312, para la unión de las placas de acero inoxidable 316L se utilizó un electrodo de la misma designación. En la tabla 3.1, 3.2 y 3.3 se muestran la composición química de los electrodos utilizados.

Tabla 3.1 Composición química del electrodo ER 312

Electrodo	Composición química (% e.p.)							
ER 312	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	Fe
	0.12	28-32	8-10.5	0.75	1-2.5	0.30-0.65	0.75	Balance

Tabla 3.2 Composición química del electrodo ER 308L

Electrodo	Composición química (% e.p.)							
ER 308L	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	Fe
	0.03	19.5-22	9-11	0.75	1-2.5	0.03	0.75	Balance

Tabla 3.3 Composición química del electrodo ER 316L

Electrodo	Composición química (% e.p.)							
ER 316L	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	Fe
	.03	18-20	11-14	2.2	1-2.5	.30-.65	<1.	Balance

3.2 Procedimientos

3.2.1 Elaboración de cupones de soldadura

Los cupones de soldadura fueron realizados por un soldador certificado por la American Welding Society (AWS) utilizando una máquina de soldar multiprocesos Miller modelo Deltaweld 452, con un voltaje de 23 volts y una corriente de 175 A.

Para la alimentación del electrodo consumible se utilizó un alimentador Miller modelo 60 Series con una velocidad de alimentación del alambre de 400 in/min. La velocidad de avance durante el proceso de soldadura fue de 6 in/min. Como gas protector se utilizó una mezcla de 98% Ar y 2% CO₂.

Para la realización de los cupones de soldadura, se utilizó una unión a tope con una ranura cuadrada, con una separación de 1/8 in, el diseño de unión se hizo en base al código estructural para aceros inoxidables AWS D1.6 (figura 3.3). Antes de soldar las placas, cada una de ellas en la superficie de unión fue preparada adecuadamente por medio de una limpieza con cepillo de alambre especial para aceros inoxidables. Se realizó un saneado de cara y de raíz, con un pulidor eléctrico, con un disco de desbaste.

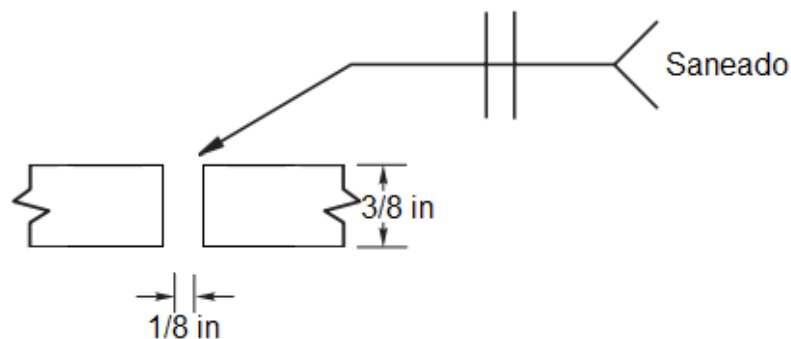


Figura 3.2 Diseño de unión de los cupones de soldadura.

3.2.2 Segmentación de los cordones de soldadura

La segmentación de los cupones de soldadura se hizo en base al código AWS D1.6. Para la segmentación de los cupones de soldadura se utilizó una sierra cinta Rong-Fu modelo RF-20SAA. Se dividió cada cupón de soldadura en dos secciones para el análisis químico y análisis metalográfico con un ancho de 1.75 in, dos secciones para las probetas de tensión con un ancho de 1.25 in, y cuatro secciones para las pruebas de doblez (dos de cara y dos de raíz) cada una con un espesor de 1.5 in. Esta segmentación se muestra en la figura 3.4.

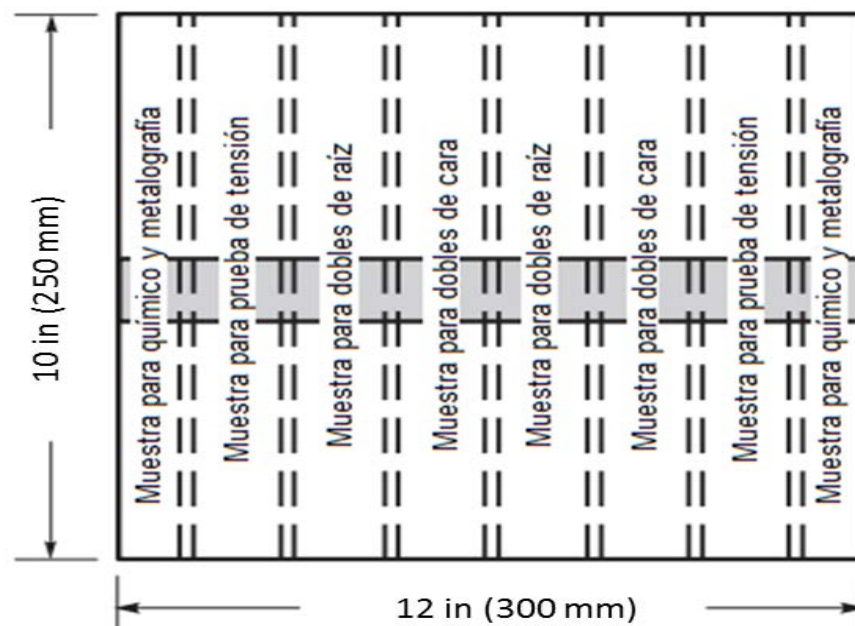


Figura 3.3 Esquema de la segmentación de los cupones de soldadura.

3.2.3 Análisis químico

El análisis químico por espectrometría de emisión óptica en un equipo Oxford instruments PMI Master smart. Se utilizaron dos muestras desbastadas y pulidas del metal base y de cada uno de los cupones de soldadura. Se realizaron tres análisis en la zona del metal base y la zona de fusión.

3.2.4 Preparación metalográfica

Para la preparación metalográfica, se cortaron las secciones destinadas para el análisis metalográfico, estas muestras fueron cortadas en una cortadora Struers modelo Discotom 10.

Las muestras cortadas fueron desbastadas en una pulidora metalográfica DSY modelo DEM P2020, con una secuencia de lijas con número de grano 120, 240, 400 y 600.

El pulido se realizó en una pulidora metalográfica DSY modelo DEM P1020 marca, con paño de satín impermeabilizado, utilizando como abrasivo pasta de diamante de 1 μm y como agente lubricante alcohol.

3.2.5 Análisis por macroscopía óptica

Para el análisis óptico macroscópico se utilizó un estereoscopio marca Nikon modelo SMZ 745T. Este análisis se realizó para caracterizar y medir las propiedades dimensionales de la soldadura realizada como tamaño de refuerzos de cara y de raíz, tamaño de la zona de fusión de soldadura y el tamaño de la zona afectada por el calor.

3.2.6 Análisis por microscopía óptica

Para el análisis se utilizó un microscopio óptico marca Nikon modelo Eclipse MA200. En análisis se llevó a cabo utilizando la secuencia de aumentos de 5x, 10x, 20x, 50x, 100x y 200x. Se analizaron las zonas de soldadura de metal base, ZAC y zona de fusión, las muestras fueron atacadas con Berahas.

3.2.6.1 Medición de porcentaje de fases

Para predecir el porcentaje de fase resultantes en la soldadura se utilizaron las ecuaciones para el cálculo del Cromo Equivalente (Eq. 1) y Níquel equivalente (Eq. 2) para localizar el punto de porcentaje de fases en el diagrama Scheaffler.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb \quad Eq. 1$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn \quad Eq. 2$$

Posteriormente se utilizó el paquete de medición de fases acoplado en el software Nikon NX utilizando el método de medición de campos por medio de colorimetría. Posteriormente se compararon los resultados obtenidos de la medición con los resultados predichos por el diagrama de Schaeffler.

3.2.7 Ensayo de dureza Vickers (microdureza)

Para el ensayo se utilizó un durómetro Vickers Wilson Hardness modelo Tukon 2500. Éste se hizo realizando un mapeo de microdurezas en el metal base, zona de fusión y zona afectada por el calor (ZAC). En la figura 3.5 se muestra el mapeo de microdureza Vickers.

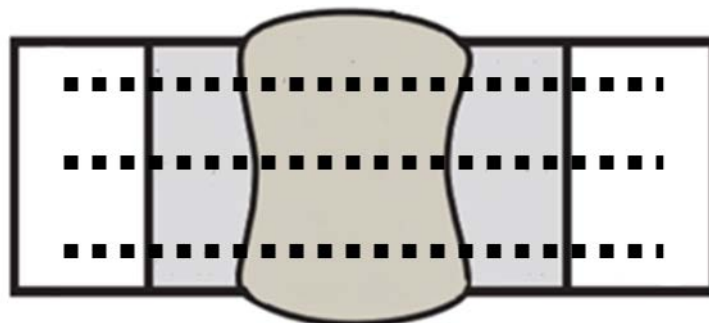


Figura 3.4 Esquema del mapeo de dureza Vickers realizado en la muestra.

3.2.7 Pruebas de resistencia a la tensión

Para realizar las pruebas se prepararon las probetas en base a la norma ASTM E8 y al código AWS D1.6, a las probetas se les retiraron los refuerzos de soldadura de cara y de raíz con un pulidor con disco de desbaste.

Las pruebas de tensión se realizaron en un equipo de pruebas universales Shimadzu modelo UH-300kNX. En la figura 3.6 se muestra el diseño de la probeta para las pruebas de tensión.

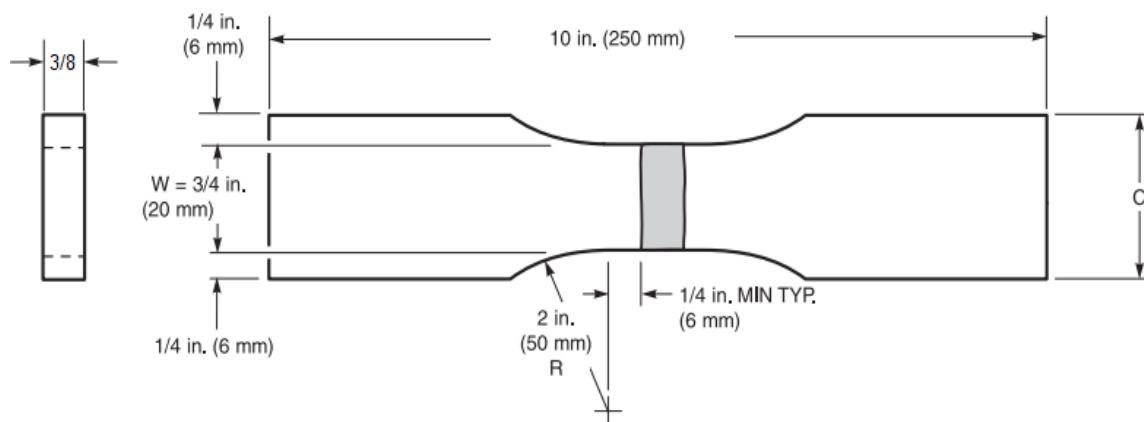


Figura 3.5 Esquema y dimensiones de las probetas para la prueba de resistencia a la tensión.

3.2.9 Pruebas de sanidad

Las pruebas se realizaron en base al código AWS D1.6. Para las pruebas se utilizaron dos muestras para doblez de cara y dos muestras para doblez de raíz por cada cupón de soldadura, se les retiraron los refuerzos de soldadura de cara y de raíz con un pulidor con disco de desbaste. Las dimensiones de las probetas para la prueba de sanidad se muestran en la figura 3.7.

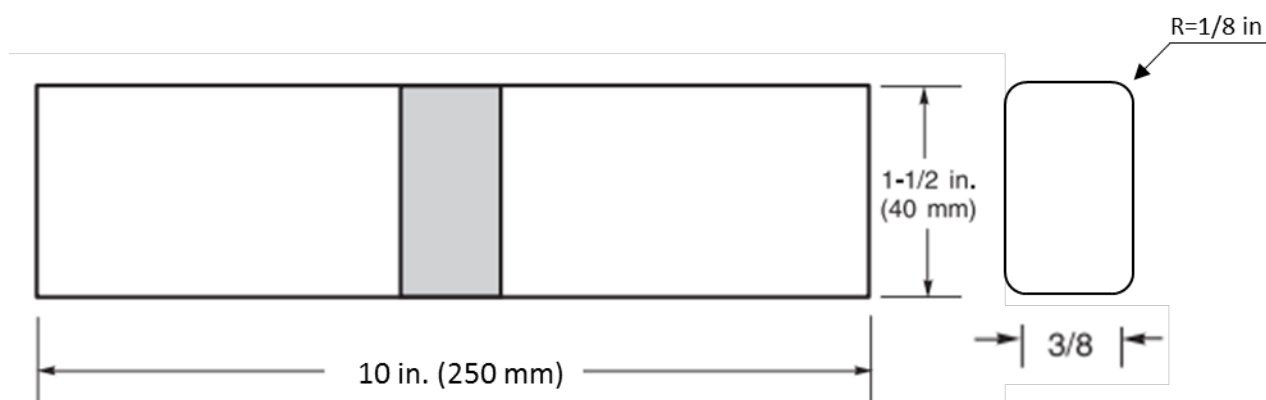


Figura 3.6 Esquema y dimensiones de las probetas para la prueba de sanidad.

CAPITULO 4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 Análisis químico

En la tabla 4.1 se muestran los resultados del análisis químico realizado en los cupones de soldadura mediante espectrometría de emisión óptica.

Tabla 4.1 Composición química de las soldaduras y metal base.

Aleación	Composición química (% e.p.)											
	Fe	Cr	Ni	C	Si	Mn	Nb	Mo	Al	Co	Cu	V
304L	70.8	19	8	0.03	0.34	1.34	0.05	0.02	0.01	0.18	0.10	0.09
ER308L	68.5	20.2	8.67	0.11	0.43	1.6	0.05	0.04	0.03	0.11	0.16	0.06
ER312	61.8	27.4	8.24	0.16	0.38	1.55	0.08	0.06	0.03	0.10	0.06	0.11

Aleación	Composición química (% e.p.)											
	Fe	Cr	Ni	C	Si	Mn	Nb	Mo	Al	Co	Cu	V
316L	69.1	17.6	8.50	.03	.204	1.38	.0158	1.99	.0091	.0556	0.462	.081
ER316L	67.1	18.4	9.10	.12	.59	1.52	2.44	2.44	.019	.415	.253	.078

Se puede observar la diferencia en composición química en las diferentes soldaduras y metal base, teniendo un contenido de carbono de 0.037 en el metal base reducido para mejor resistencia a la corrosión, un porcentaje de C en la soldadura realizada 308L de 0.119, la cual diferencia del %C del electrodo de 0.03.

El contenido de Carbono aumento debido al gas CO₂ utilizado dentro del proceso de soldadura. Se tiene un contenido de Cr en el metal base de 19, mientras que en la soldadura ER308L se presenta un contenido de Cr de alrededor de 20.2% estando dentro de la composición química dada por norma, sin embargo, en la soldadura ER312 se presenta un contenido mayor de Cr alrededor de 27.4%.

El contenido de Níquel del metal base y las soldaduras está alrededor de 8 teniendo un mayor contenido de Ni la soldadura ER308L de 8.67.

En la soldadura realizada en la placa de Acero 316L se puede observar una composición química similar, entre el metal base y la soldadura. Se presenta comportamiento similar, el aumento de Cr, C y ni, en el área de soldadura.

4.2 Análisis por macroscopía óptica

4.2.1 Macroscopía unión ER308L

En la figura 4.1 se observa la imagen por estereoscopio, en esta se muestra un desfaseamiento de la unión soldada, el cual se atribuye a una sujeción inadecuada, lo que permite el movimiento de la placa al momento que la soldadura empieza a efectuarse, y a la posición desnivelada de las placas al momento de soldar el material, se muestran las dimensiones de las propiedades de soldadura, se muestra que la distancia entre los cordones de soldadura de refuerzo de cara y de raíz es de 2.713 mm, se tiene que la máxima penetración de la cara es de 3.74 mm y la mínima penetración es de 1.58 mm debido al traslape que se generó entre las dos placas. Para la soldadura de raíz tenemos que la máxima penetración fue de 4 mm y la mínima penetración fue de 1.41 mm, siendo muy similares las penetraciones de ambos refuerzos del cordón de soldadura.

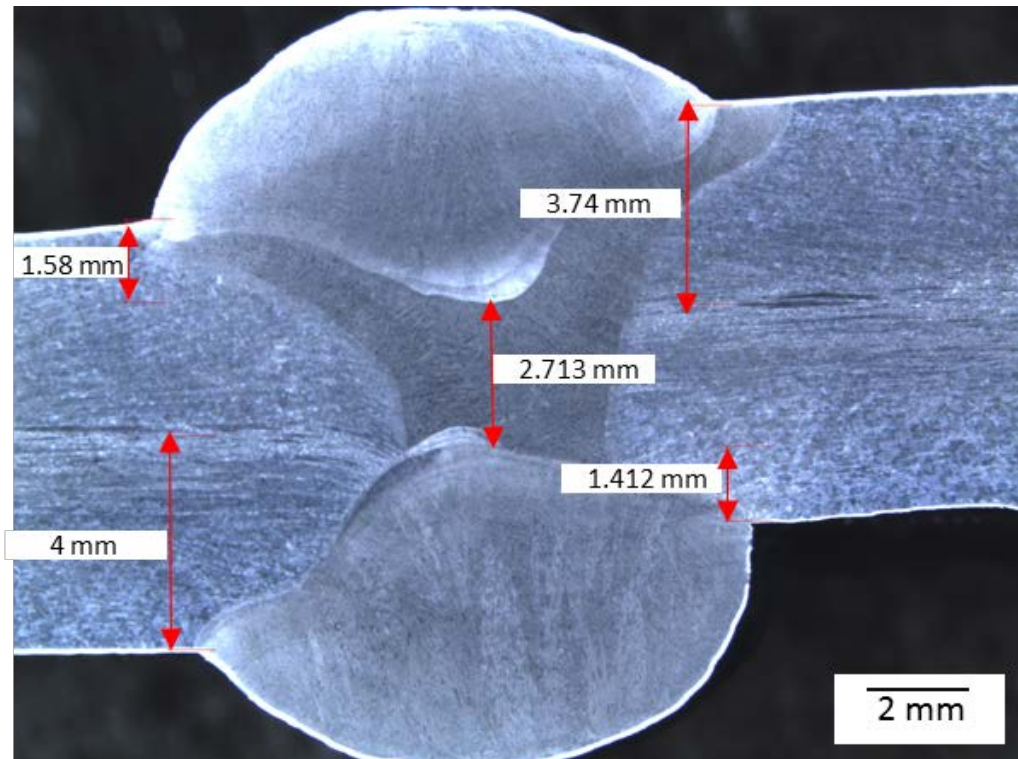


Figura 4.1 Imagen por macrografía óptica de la soldadura mostrando las características dimensionales.

En la figura 4.2 se muestra una falta de fusión, el cual se identifica como con un perfil recto y uniforme, que no fue afectado por la soldadura. Esta sección de la soldadura se presenta más uniforme, con refuerzos de cara y de raíz con perfiles muy similares. El tamaño de la zona afectada por el calor (ZAC), el cual es aproximadamente de 0.23 mm de la soldadura realizada al metal base, .196 del refuerzo de cara al metal base y de 0.138 del refuerzo de raíz al metal base.

Se tiene que la penetración del refuerzo de soldadura en la cara es de 3.02 mm y la altura del refuerzo de cara es de 3.17 mm. La penetración de la soldadura en la raíz es de 3.10 mm y la altura del refuerzo de raíz es de 2.56 mm.

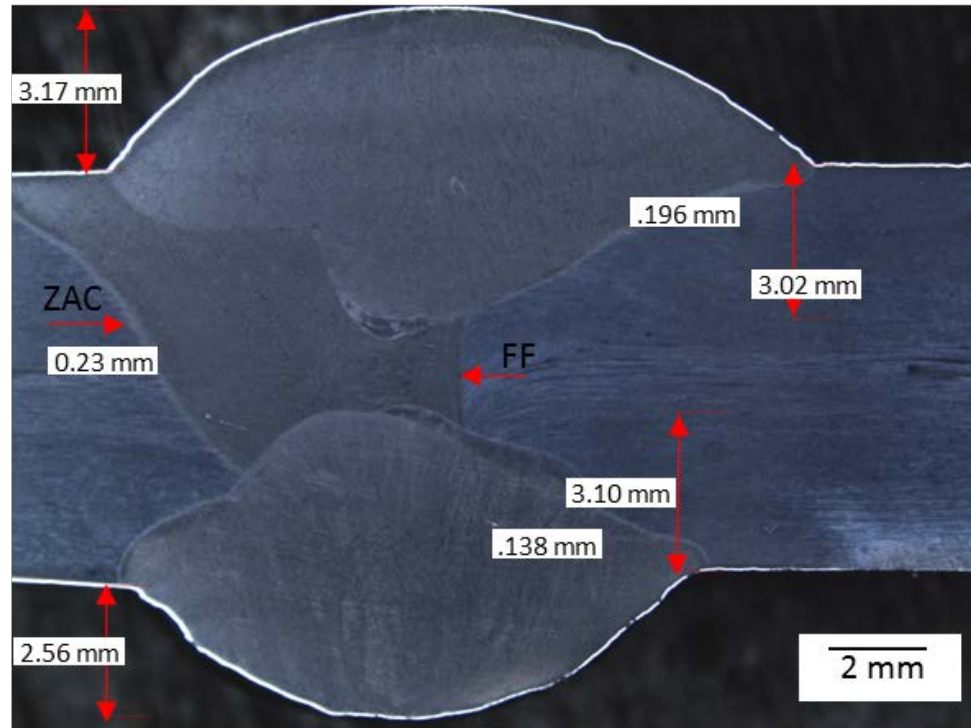


Figura 4.2 Imagen por macrografía óptica de la soldadura mostrando las características dimensionales y puntualizando la zona afectada de calor (ZAC) y la discontinuidad de falta de fusión (FF).

4.2.2 Macroscopía unión ER312

En la figura 4.3 se puede observar una inclinación de una de las placas de metal base, la cual se genera por un mal soporte en el área de la soldadura. Se pueden observar el refuerzo de cara en muy similar al refuerzo de cara visto en la soldadura generada con ER308L, sin embargo, el refuerzo de raíz es mayor a los antes mencionados, esto es debido al cambio de velocidad de avance subsecuente al ser un proceso semi automatizado que genera un mayor aporte de soldadura en el área de la raíz. Se muestra que el refuerzo de raíz es mayor al refuerzo de cara teniendo una altura de 3.21 mm y el refuerzo de raíz de 4.91 mm.

En esta soldadura no se observa saneado, se ve una penetración completa de cara y de raíz, las cuales se puede observar la interface de union de estas dos soldaduras.

En esta soldadura se puede observar que la zona afectada por el calor es cercana a las dimensiones de 1 mm en ambas placas de soldadura, siendo la ZAC con mayor tamaño la que presenta una longitud de 1.4 mm en el metal base.

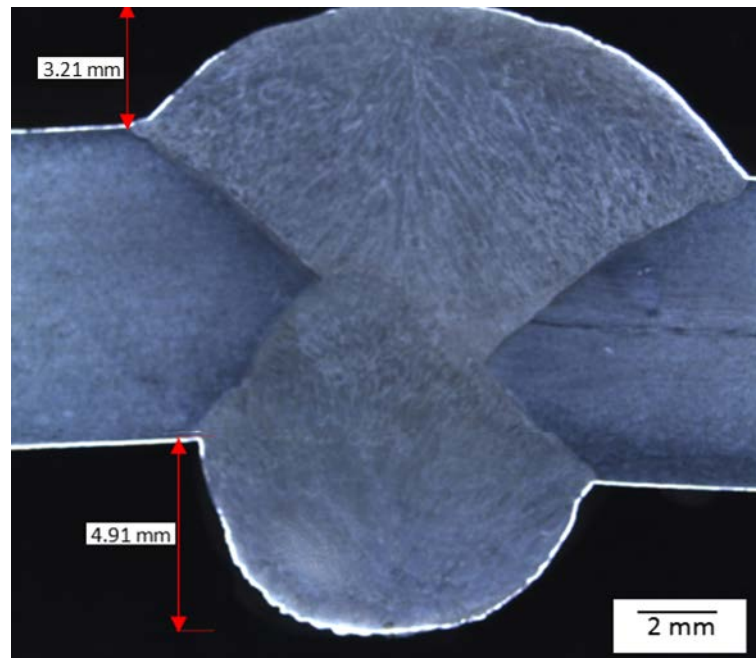


Figura 4.3 Imagen por macrografía óptica de la soldadura con las dimensiones de las propiedades de la soldadura.

En la figura 4.4 se puede observar el incremento en la zona afectada por el calor llegando a dimensiones cercanas a los 2 mm de longitud en ambas placas de soldadura, también se denota una disminución del refuerzo de cara a 2.85 mm, sin embargo, el mayor cambio se dio en el refuerzo de raíz, el cual tuvo una reducción hasta 2.35 mm de altura. El diámetro de la porosidad mostrada en la interface de soldadura del refuerzo de raíz y la zona soldada es de 0.54 mm

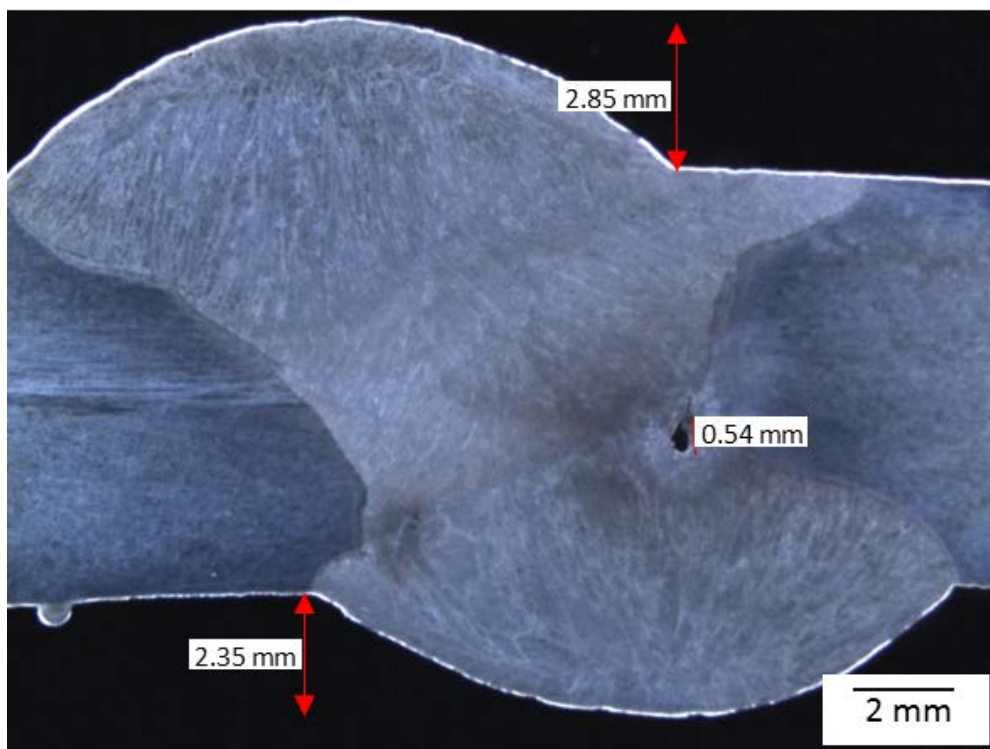


Figura 4.4 Imagen por macrografía óptica de la soldadura con las dimensiones de las propiedades de la soldadura.

4.2.3 Zona afectada por el calor en Acero 304L.

En la soldadura realizada en el acero inoxidable 304L, con ambos materiales de aporte, se tuvo que la zona afectada por el calor tiene un tamaño reducido. En figura 4.5 se muestra la zona afectada por el calor resultante del acero 304L.

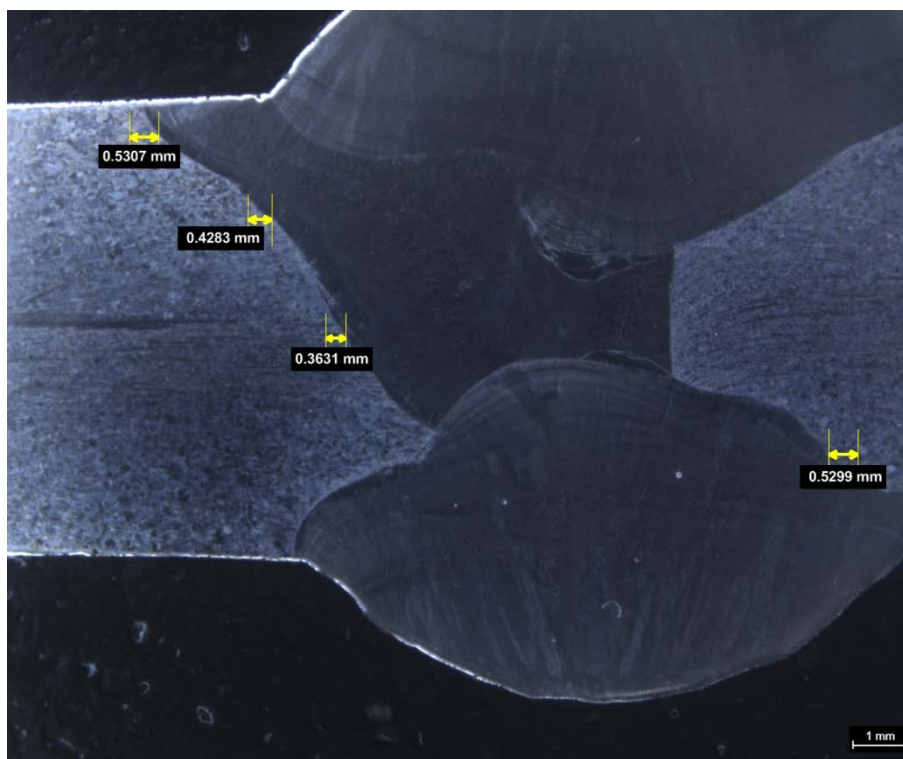


Figura 4.5 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308L atacada con Berahas.

4.2.4 Macroscopia de la unión 316L

En la figura 4.6 se muestra la macroscopia de la soldadura realizada con el electrodo ER316L, se muestra que el tamaño del refuerzo de cara es de 3.7198 mm y el de la raíz de 1.78 mm. Se puede observar un desfase en la pieza, esto debido a la sujeción inadecuada para la realización de los cupones de soldadura. Se tiene que el pie de la soldadura es considerablemente mayor con una longitud superior a los 5 mm.

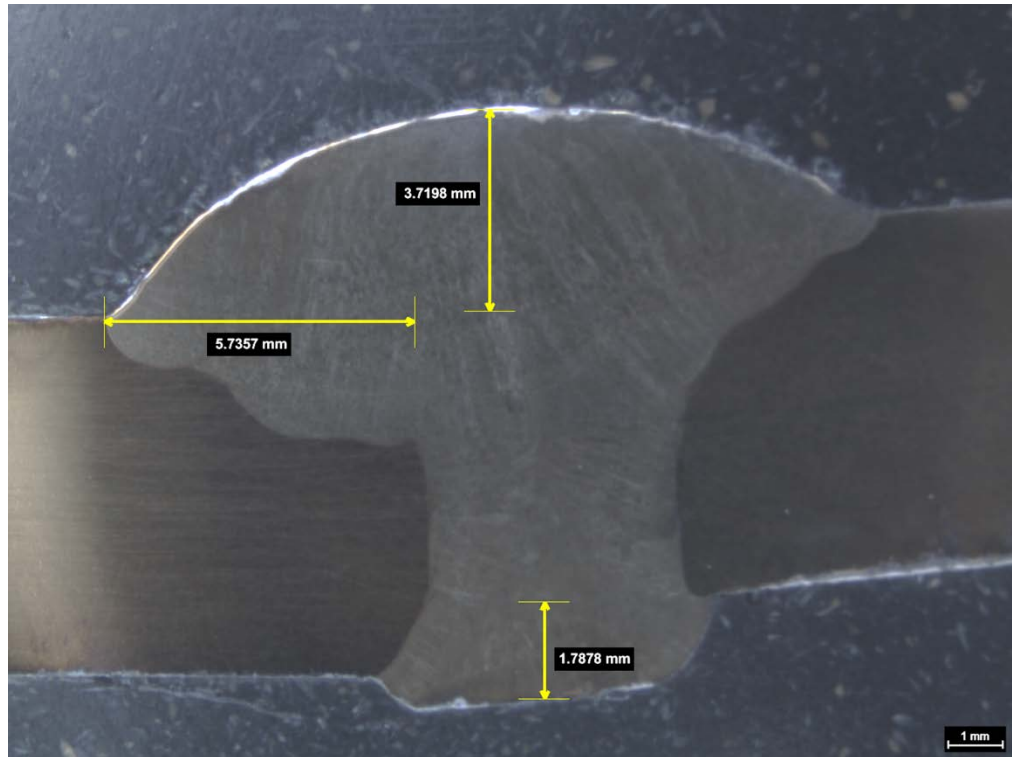


Figura 4.6 Imagen por macrografía óptica de la soldadura con las dimensiones de las propiedades de la soldadura ER316L.

4.2.5 Zona afectada por el calor en Acero 316L.

Como se observa en la figura 4.7, no se aprecia cambio en el tamaño del grano del metal base en la zona adyacente a la soldadura por lo que esta pieza, no fue afectada térmicamente por el proceso de soldadura. Las líneas que se pueden apreciar son las marcas del rolado del proceso de fabricación de la placa utilizada para la experimentación.

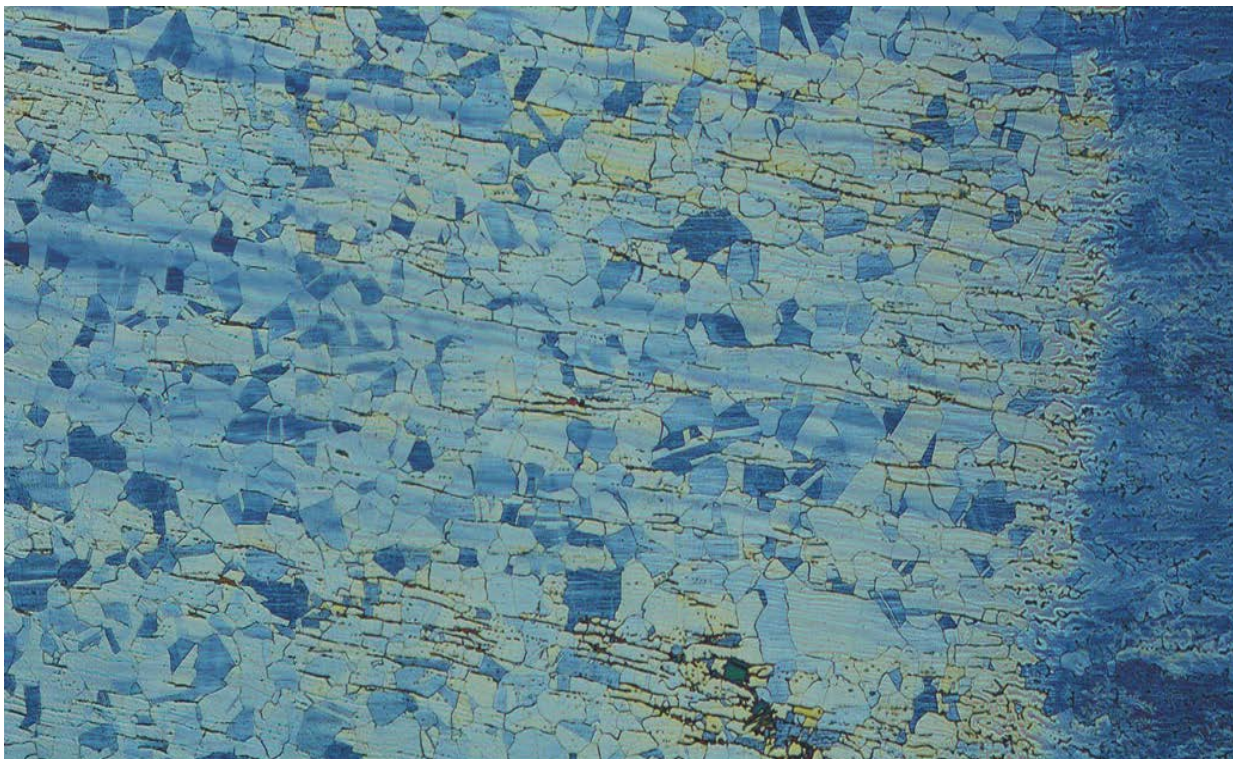


Figura 4.7 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308L atacada con Berahas.

4.3 Análisis por microscopía óptica

Los resultados del análisis por microscopía óptica se muestran en las figuras 4.8 a 4.13. Las micrografías tomadas muestran la estructura del metal base, los refuerzos y la soldadura principal de la zona de fusión de las uniones con material de aporte 308L, 312 y 316L.

4.3.1 Metal base

En la figura 4.8 se muestra la microestructura del metal base, la cual consiste completamente en granos de Austenita.

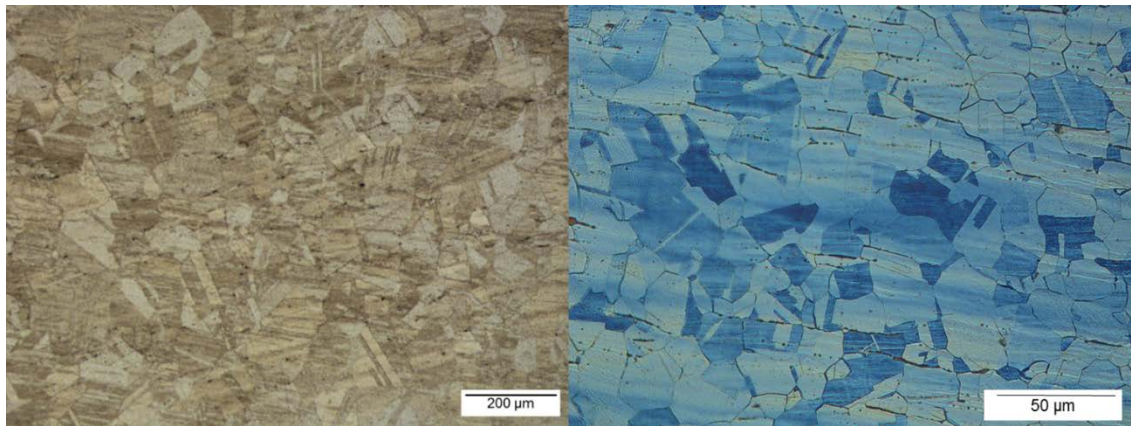


Figura 4.8 Imagen por microscopía óptica del metal base (304L Izquierda y 316L derecha) atacada con Berahas.

4.3.2 Microscopía ER308L

En la figura 4.9 se muestra la transición entre el metal base y la zona de soldadura. Se puede observar las dimensiones de la zona de transición a la zona de Fusión, con la presencia de precipitación de la Ferrita en la zona afectada por el calor la cual va aumentando al incrementar la profundidad de la soldadura. Esto es debido a que en la zona inferior de la soldadura la pieza es afectada por la temperatura alcanzada durante el proceso de soldadura. Se puede observar el cambio a una estructura dendrítica. Esta estructura es debida a las altas velocidades de enfriamiento y a la composición química del material de aporte.

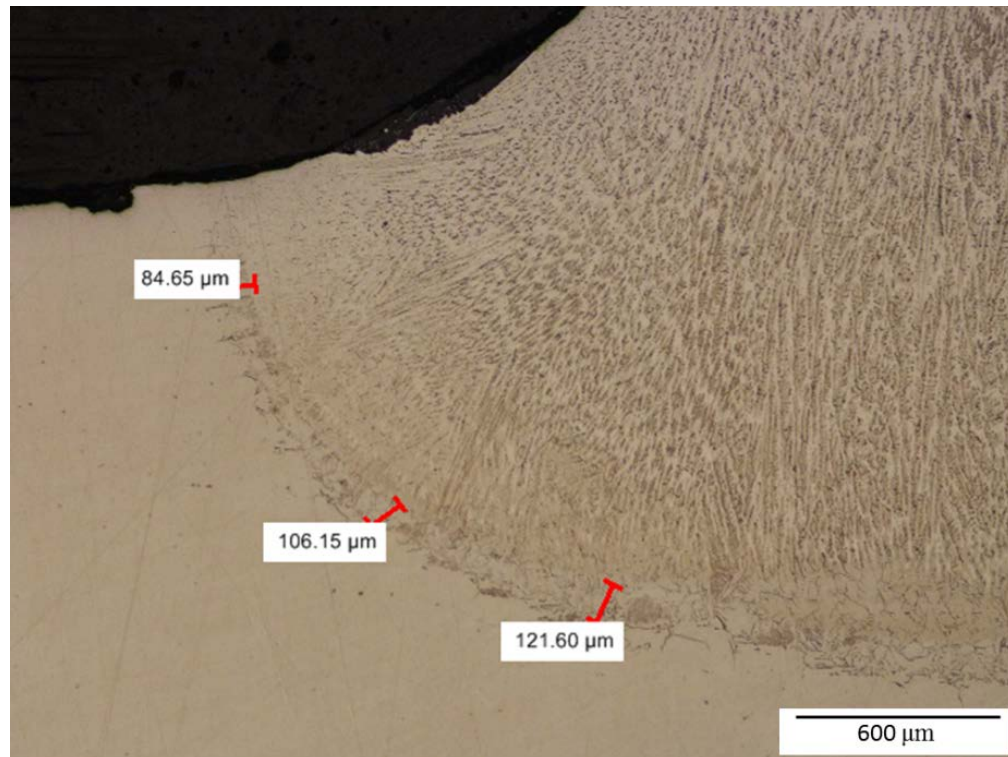


Figura 4.9 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308 L atacada con Berahas.

En la figura 4.10 se muestra la transición del metal base a la zona de soldadura, la cual cambia de la estructura granular equiaxial a una dendrítica columnar de la soldadura, igualmente podemos ver el frente de solidificación de la soldadura debido a la dirección de las dendritas, las cuales ascendente con respecto a la zona afectada por el calor. Se puede observar que el tamaño de la zona de transición está alrededor de los 100 μm .

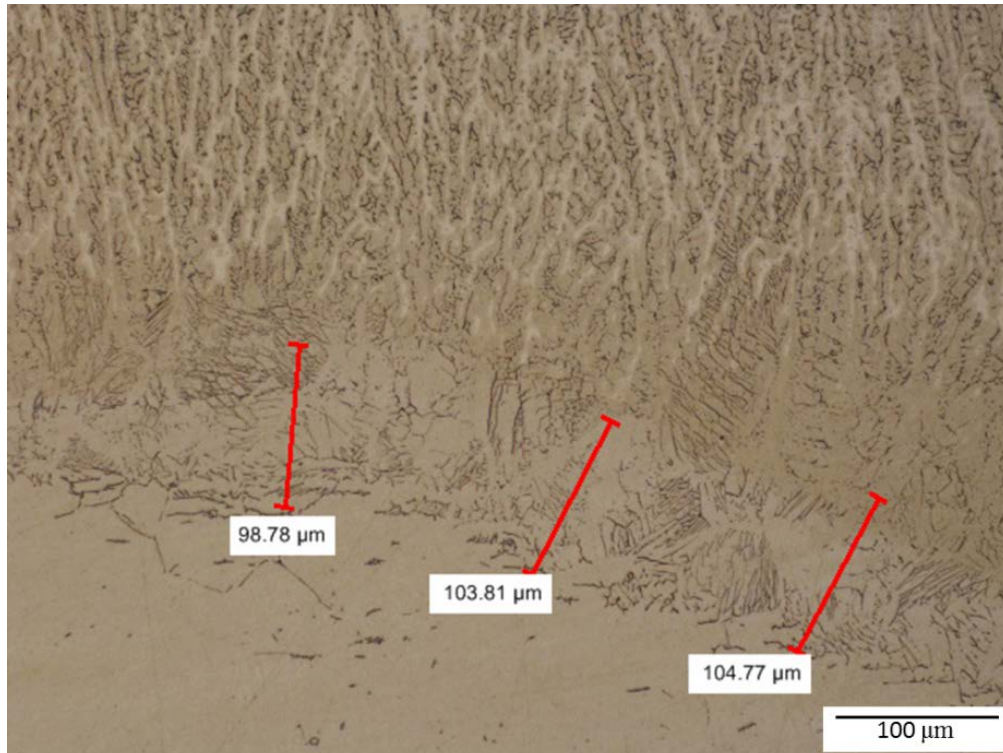


Figura 4.10 Imagen por microscopía óptica de la zona afectada por el calor de la soldadura 308L atacada con Berahas.

En la figura 4.12 se muestra la microestructura presente por toda la zona de soldadura. Se puede observar la estructura dendrítica y el frente de solidificación de estas. Se puede observar que las dendritas sufren un cambio de ángulo en la dirección de la solidificación.

La microestructura de la soldadura ER308L, se presentan las fases ferrita lateral y de Ferrita de esqueleto, en una matriz de Austenita, esto se debe al mecanismo de solidificación que se presentó durante el proceso de soldadura, el cual fue el mecanismo FA, la cual al principio del proceso de enfriamiento, la estructura son dendritas de Ferrita primaria, la cual conforme avanza el enfriamiento, es consumida por la fase Austenita.

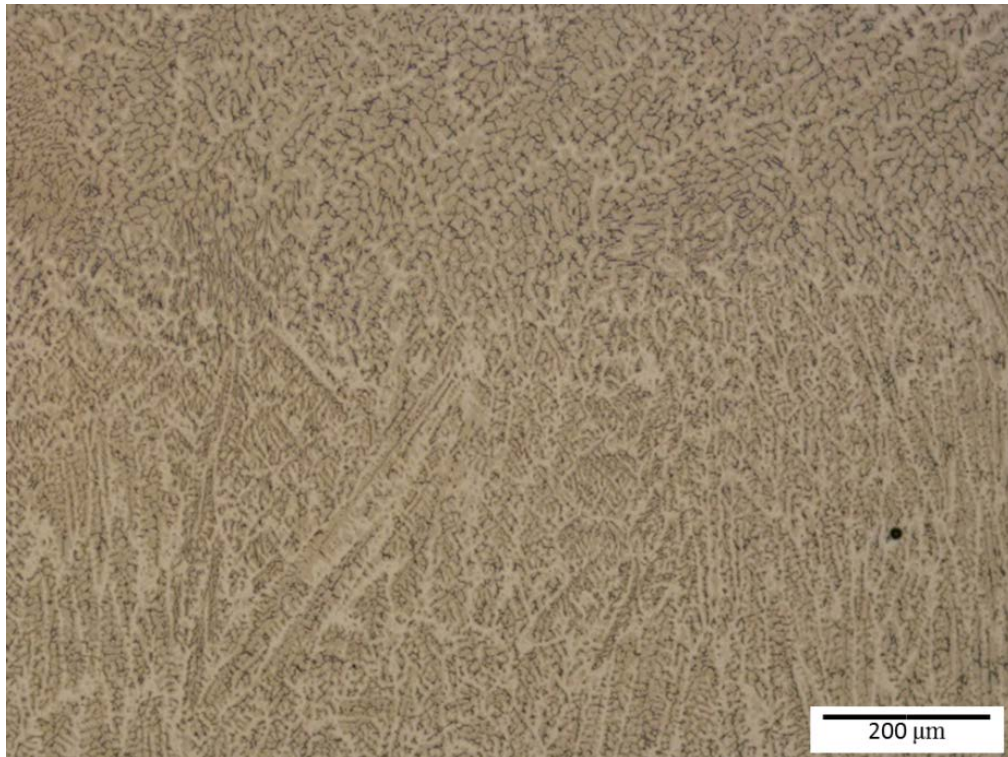


Figura 4.11 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308L atacada con Berahas.

Cuando las velocidades de enfriamiento son moderadas la estructura resultante de la Ferrita es de esqueleto, debido a que esta es consumida por la Austenita hasta que la Ferrita se enriquece de elementos Alfégenos que la estabilizan. Cuando las velocidades son rápidas, la estructura de la ferrita es lateral, debido a la difusión restringida, lo que hace que la ferrita resulte en patrones residuales que cortan la dendrita original.

En la figura 4.12 se muestra la transición de la microestructura de grano Austenítico equiaxial a la estructura dendrítica de la soldadura.



Figura 4.12 Transición del metal base a la zona de fusión de la soldadura en la unión de la placa de Acero 304L.

4.3.3 Microscopía ER312

En la figura 4.13 se muestra la micrografía de la punta de la soldadura, esta presenta Ferrita Widmanstätten y Ferrita acicular dentro de una matriz de Austenita. Estas estructuras se deben a las rápidas velocidades de enfriamiento que el metal sufrió en esta zona de la soldadura. Se puede observar como la estructura de la Ferrita Widmanstätten es más homogénea en la parte inferior de la punta de la soldadura, esto debido al menor gradiente de enfriamiento durante el proceso de solidificación.

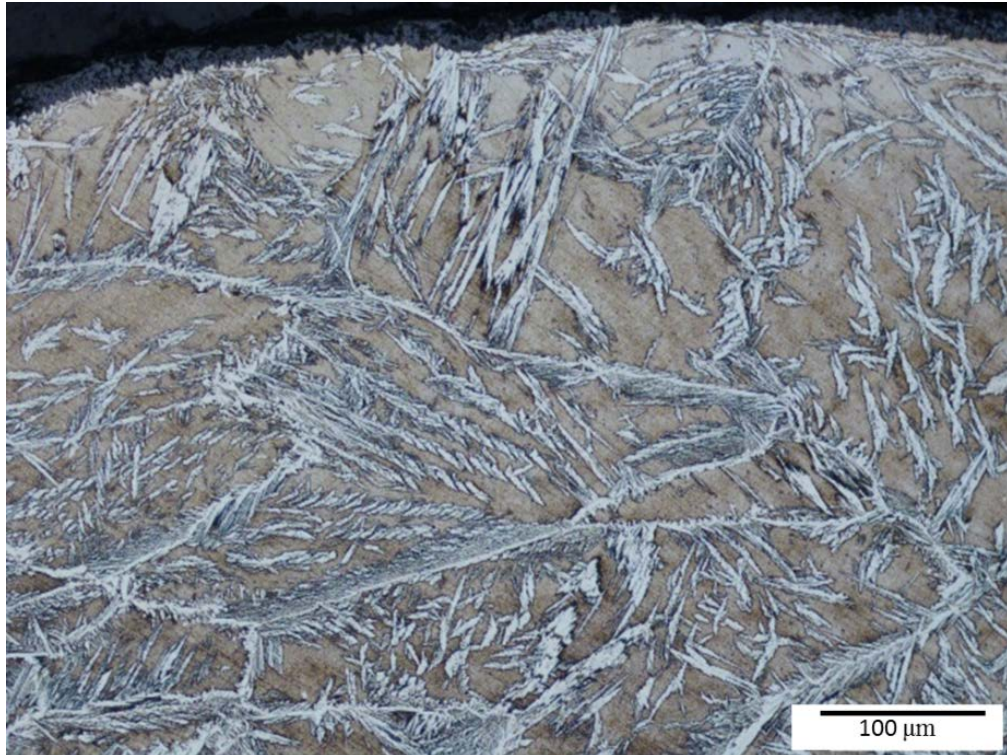


Figura 4.13 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.

En la figura 4.14 se muestra la zona de transición del metal base a la zona de soldadura, con una longitud máxima de 73 μm. Se puede observar cómo cambia del metal base a una estructura columnar para la formación de la microestructura de la zona de fusión.

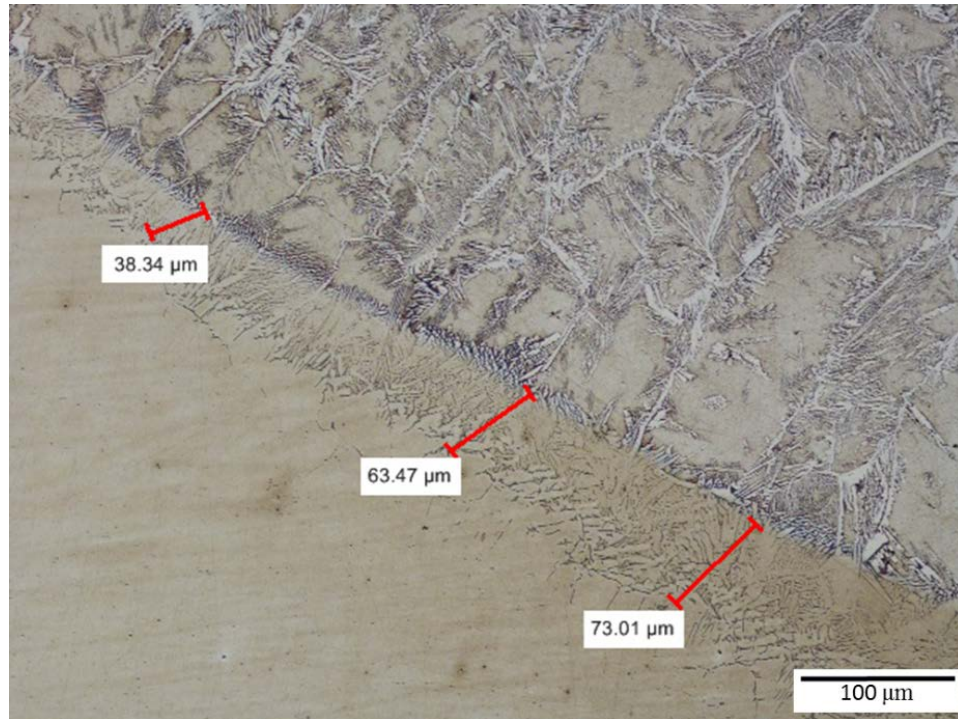


Figura 4.14 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.

En la figura 4.15 se muestra la estructura de la soldadura de refuerzo, esta está constituida de ferrita Widmanstätten y a diferencia de la estructura de la punta de la soldadura, ésta si presenta un orden en la estructura de la ferrita Widmanstätten, lo cual nos indica el frente de solidificación de la soldadura.

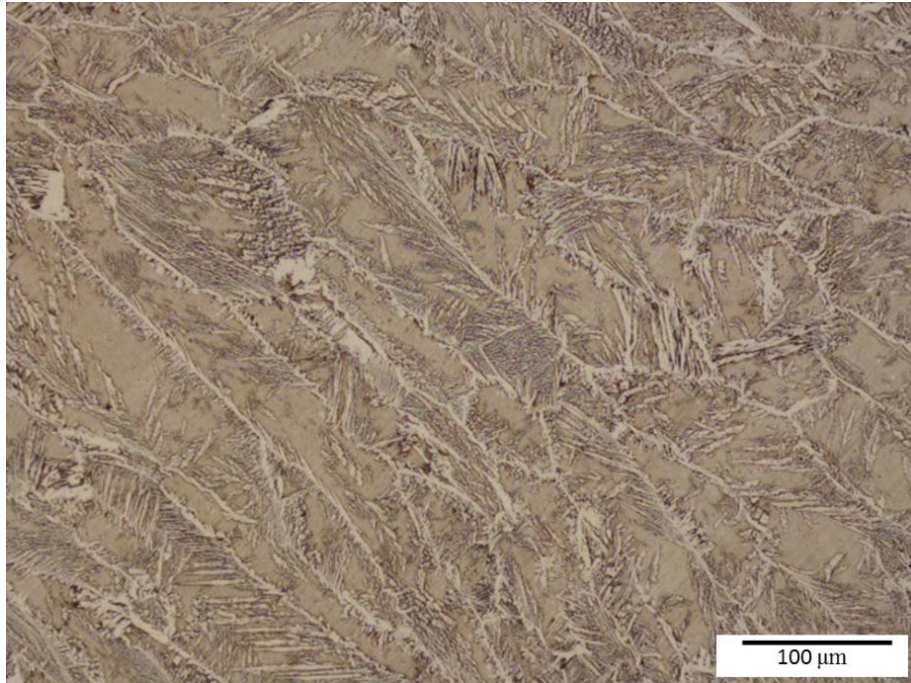


Figura 4.15 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.

En la figura 4.16 se muestra la microestructura de la primera soldadura realizada, se muestra la zona de transición del metal base a la soldadura y el cambio de microestructura que la soldadura tuvo de la parte de unión con el metal base, a la zona central de esta. Se puede observar el cambio de una microestructura constituida por ferrita Widmanstätten y ferrita acicular, pasando por una zona de bloques de ferrita, para finalmente llegar a una zona de ferrita Widmanstätten.

Esto es debido a las diferencias en velocidad de enfriamiento, mientras que en la zona de unión se tuvieron velocidades de enfriamiento relativamente bajas en comparación a la zona central de la soldadura, debido a que esta estaba en contacto con el metal base, el calor se mantuvo debido a la baja conductividad del calor del acero inoxidable, mientras que en la zona central, esta estaba en contacto con el ambiente, lo cual generó velocidades de enfriamiento más severas.

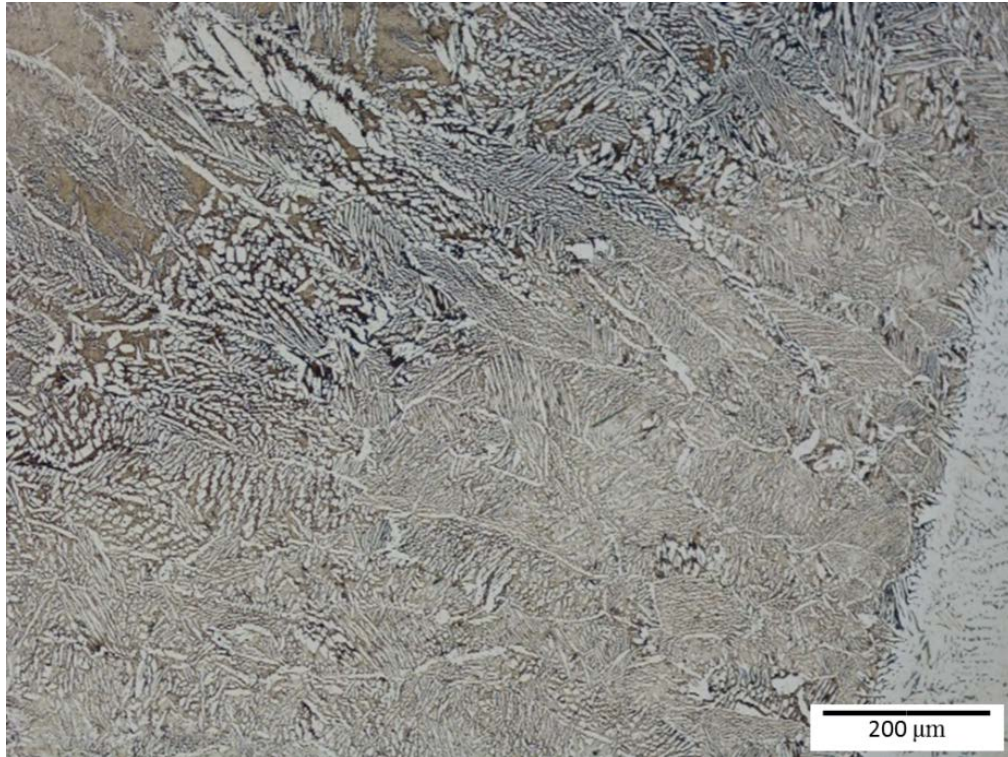


Figura 4.16 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.

En la figura 4.17 se muestra la microestructura de la parte central de la soldadora, la cual se presenta Ferrita en bloques, Ferrita Acicular y Ferrita Widmanstätten en una matriz de Austenita. Esta estructura es como resultado de las velocidades de enfriamiento menos severas, al estar en contacto con el material base que con el medio ambiente, lo cual origina que la ferrita no solidifique principalmente en estructuras que necesitan un sobrefriamiento severo, como la ferrita Widmanstätten pudiendo solidificar en bloques de Ferrita.

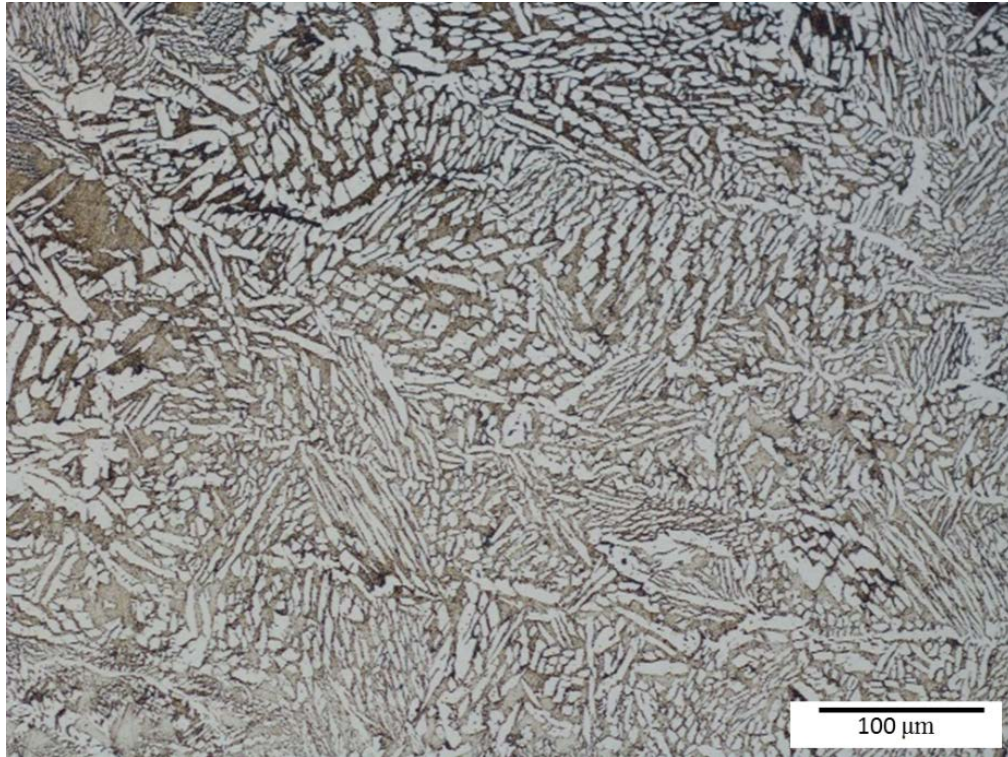


Figura 4.17 Imagen por microscopía óptica de la soldadura y refuerzo atacada con Berahas.

4.3.4 Microscopía ER316L

En la Figura 4.18 se muestra la microestructura resultante de la soldadura realizada en el material 316L. La microestructura de la soldadura está formada por Austenita, con una leve presencia de Ferrita Esqueleto y lateral, esta microestructura se hace presente por toda la zona de soldadura.

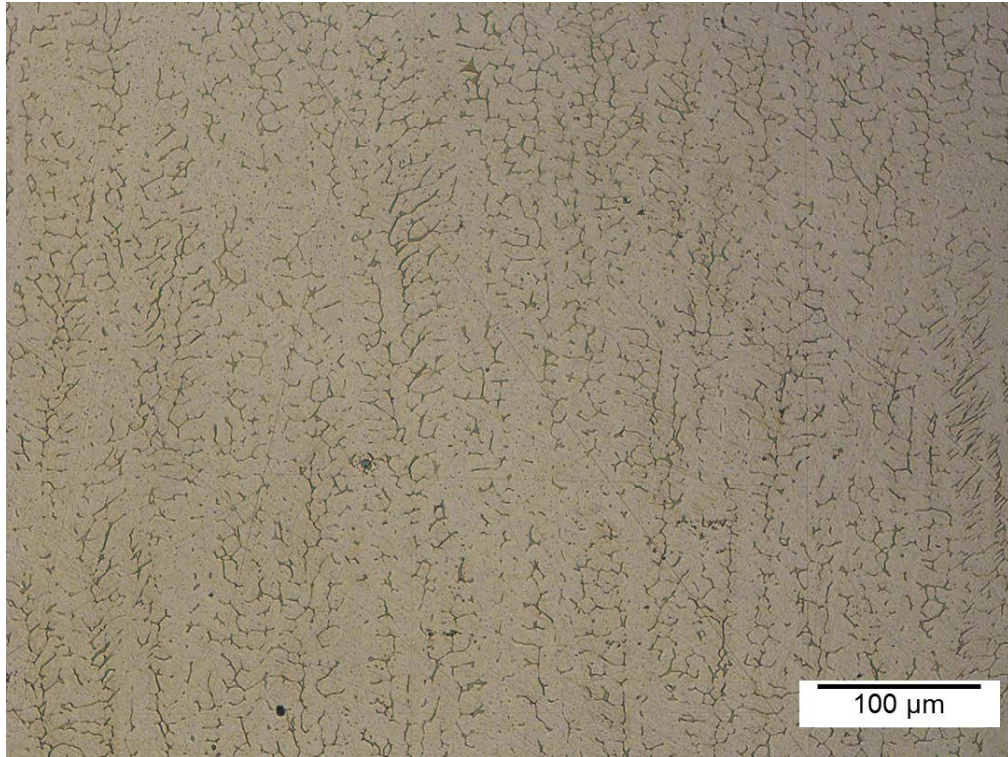


Figura 4.18 Imagen por microscopía óptica de la soldadura ER316L y refuerzo atacada con Berahas.

En la figura 4.19 se muestra la zona de transición del material base a la soldadura, la cual va cambiando de una microestructura con granos equiaxiales de Austenita, a una estructura dendrítica resultante del proceso de solidificación de la soldadura. Esta zona de transición tiene una distancia máxima de 64 μm .

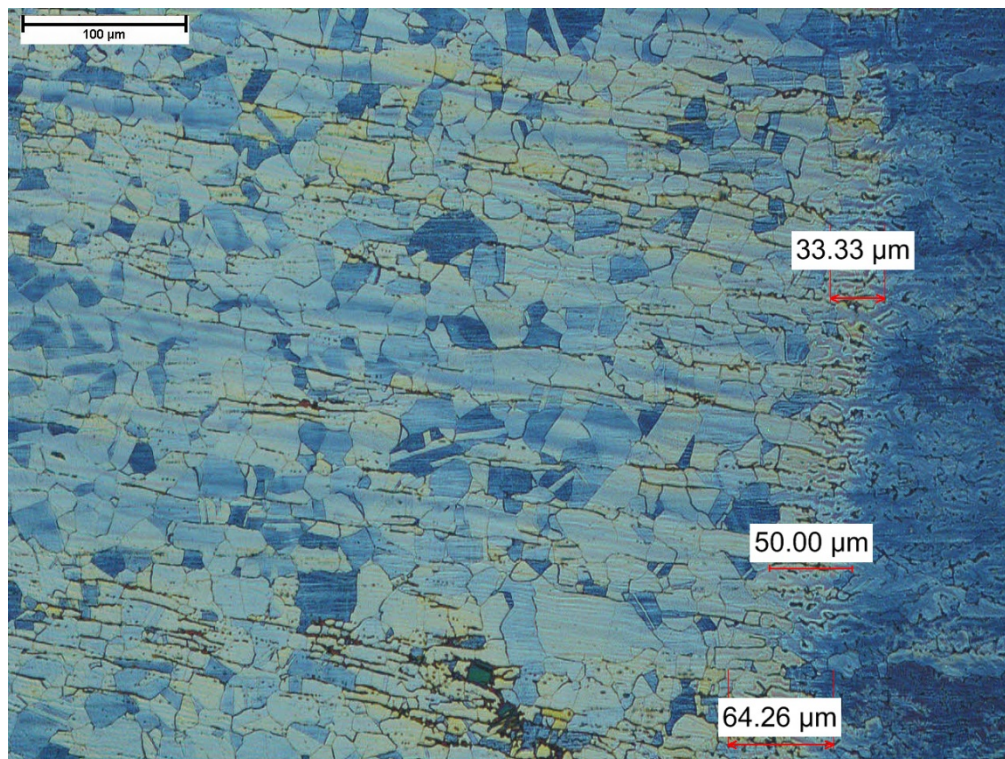


Figura 4.19 Zona de Transición del metal base a la zona de fusión.

4.3.5 Medición del porcentaje de fases

En la tabla 4.2 se muestra los resultados de Cromo y Níquel equivalentes para la estimación de porcentaje de fases de las soldaduras y en la figura 4.20 se muestra el diagrama Schaeffler para la estimación de porcentaje de fases obtenidos mediante las ecuaciones de Cromo y Níquel equivalente de las diferentes soldaduras.

Tabla 4.2 Porcentaje de elementos equivalentes.

Soldadura	Cromo equivalente (%)	Níquel Equivalente (%)
ER308L	21.185	12.77
ER312	28.43	10.85
ER316L	21.74	13.46

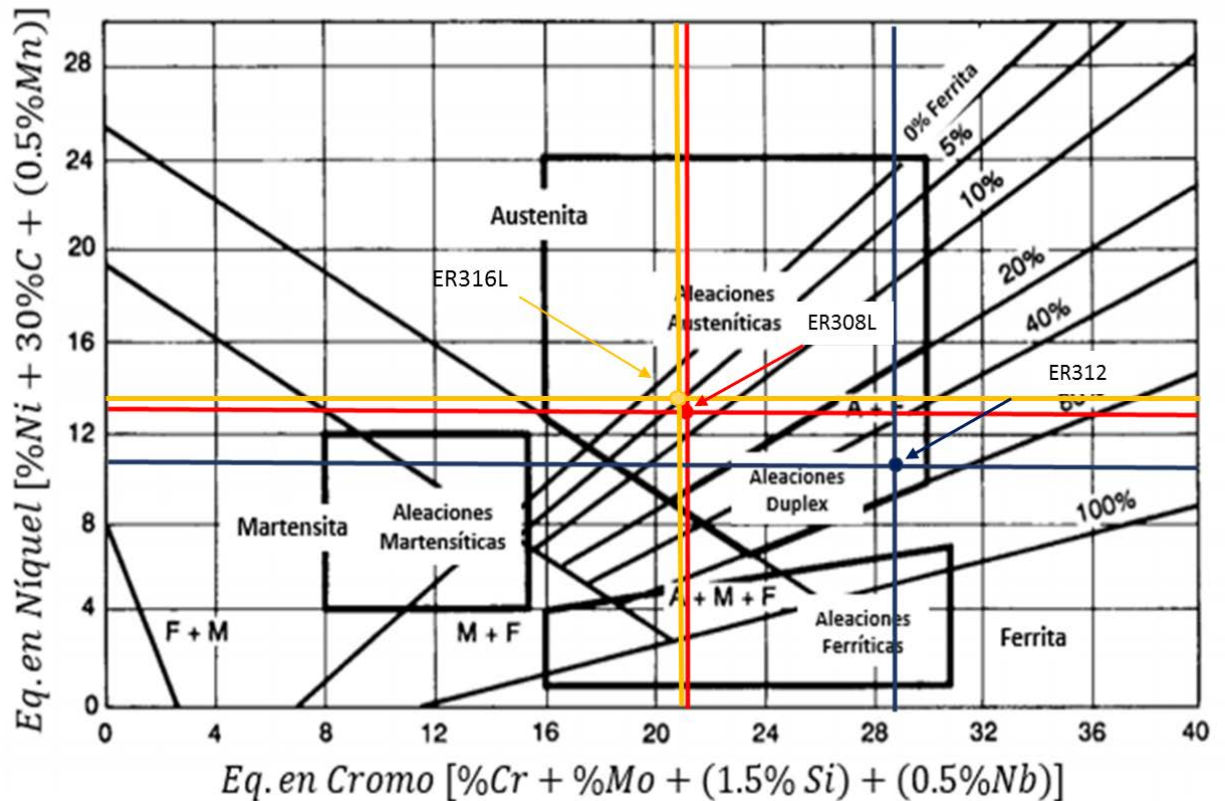


Figura 4.20 Ubicación de los resultados de Equivalentes Químicos en las zonas de fases del diagrama Schaeffler.

En base a la estimación de porcentaje de fases se tiene que la aleación 308L es y la 316L tiene entre 5 y 10% de Ferrita Delta aproximadamente, mientras que la soldadura realizada con aleación 312, se tiene que es en un rango de 40 a 60% de Ferrita aproximadamente entrando en las zonas de las aleaciones Duplex.

En la tabla 4.3 se muestra el porcentaje de fases de las soldaduras realizadas. Se muestra que el porcentaje de Ferrita en la soldadura ER308L es de 11.4%, en la soldadura ER312 es de 51.7%, y en la soldadura 316L es del 9.7% lo cual está dentro de los resultados obtenidos en el diagrama Schaeffler.

Tabla 4.3 Resultados del porcentaje de fases de las soldaduras.

Soldadura	Ferrita δ (%)	Austenita (%)
ER308L	11.4	88.6
ER312	51.7	48.3
ER316L	9.7%	90.3%

4.4 Microdureza Vickers (HV)

En las gráficas de microdureza se utiliza la nomenclatura MB: Metal base y SO: Soldadura.

En la figura 4.21 se muestra el perfil de microdureza de la unión soldada con ER308L, se observa que a través del metal base y la zona de fusión se mantuvieron los mismos valores de microdureza, alrededor de 200 HV.

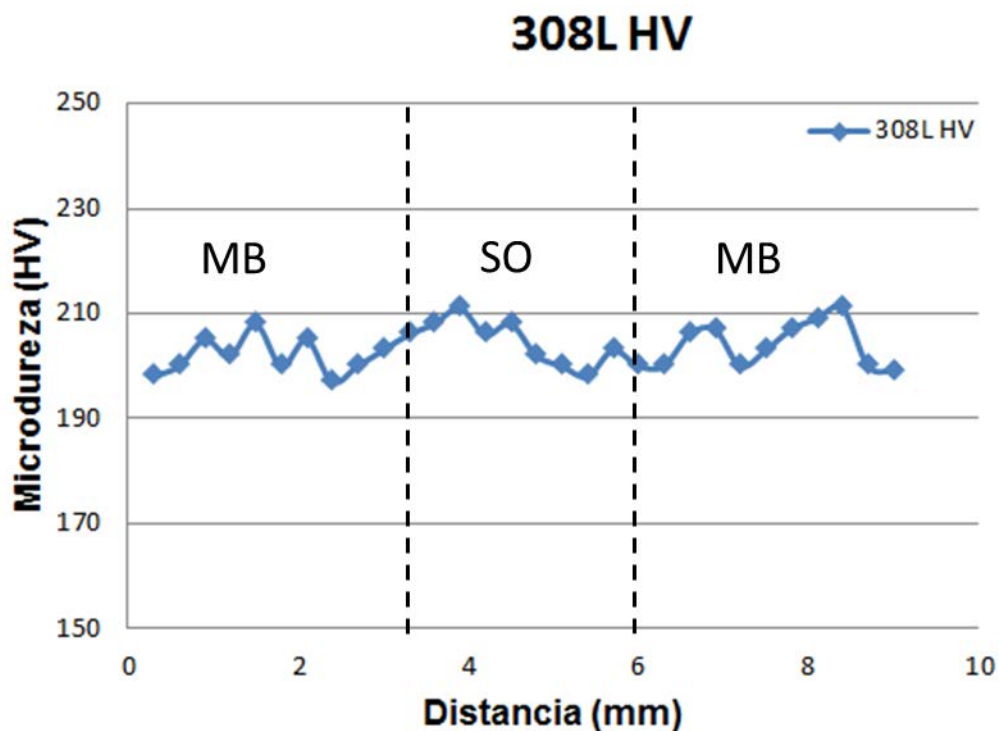


Figura 4.21 Perfil de Microdureza promedio de la unión soldada.

En la figura 4.22 se muestra el perfil de Microdureza realizado en la unión soldada con material de aporte ER312. Se muestra que en la zona de la soldadura esta presenta un aumento en la Microdureza, la cual llega a un valor máximo de 258 HV.

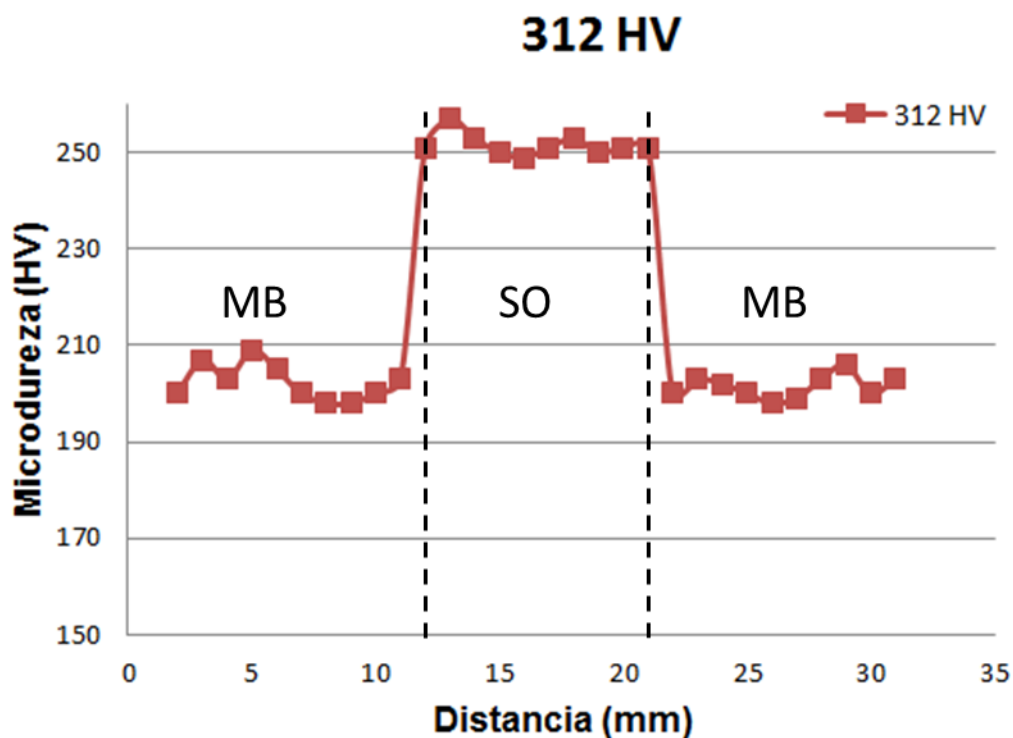


Figura 4.22 Perfil de Microdureza promedio de la unión soldada ER312.

Esta diferencia de microdureza se debe a la diferencia microestructural de ambas soldaduras, teniendo mayor dureza la zona de fusión del material de aporte ER312 debido a que presenta Ferrita Widmanstätten y Ferrita acicular, otro factor que favorece el aumento en la Microdureza es la precipitación de Carburos presente dentro de la microestructura debido al mayor contenido de Carbono en comparación a la zona de fusión de la soldadura con material de aporte ER308L el cual presenta una estructura dendrítica de Ferrita y Austenita sin la precipitación de carburos en la microestructura.

En la figura 4.23 se muestra la microdureza del metal base y de la zona de fusión de la soldadura, se puede observar que hay un ligero aumento alrededor de los 20 HV en la zona de la soldadura con respecto al metal base.

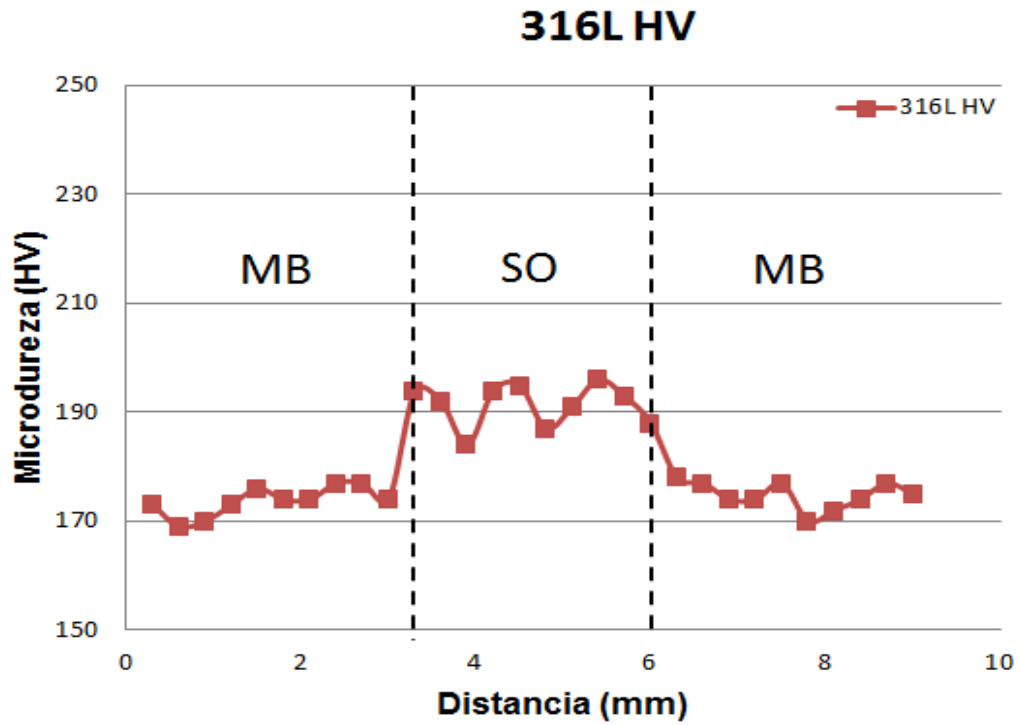


Figura 4.23 Perfil de Microdureza promedio de la unión ER316L

4.5 Ensayo de resistencia a la tensión

En la tabla 4.4 se muestra la comparación de los valores de esfuerzo de cedencia (σ_y), La última resistencia a la tensión (UTS), esfuerzo de fractura (σ_f) y elongación de las uniones soldadas.

Tabla 4.4 Resultados de los ensayos de resistencia a la tensión de las uniones soldadas.

Material	Prueba	Ensayo de tensión		
		σ_y (MPa)	UTS (MPa)	σ_f (MPa)
ER308L	T1	490.04	551.29	522.87
	T2	407.20	413.47	413.47
ER312	T1	547.24	577.26	507.16
	T2	550.37	560.58	531.80
ER316L	T1	.	601.00	
	T2		627.00	

En la figura 4.24 Se muestran las gráfica donde se reporta el esfuerzo último a la tensión (UTS), se muestra que las soldaduras del ER308L sobrepasaron el esfuerzo requerido por el material base, mencionado en el Handbook de aceros inoxidables, teniendo la resistencia a la tensión del acero inoxidable 304L en 480 MPa y el Acero inoxidable 316L en 485 MPa [3].

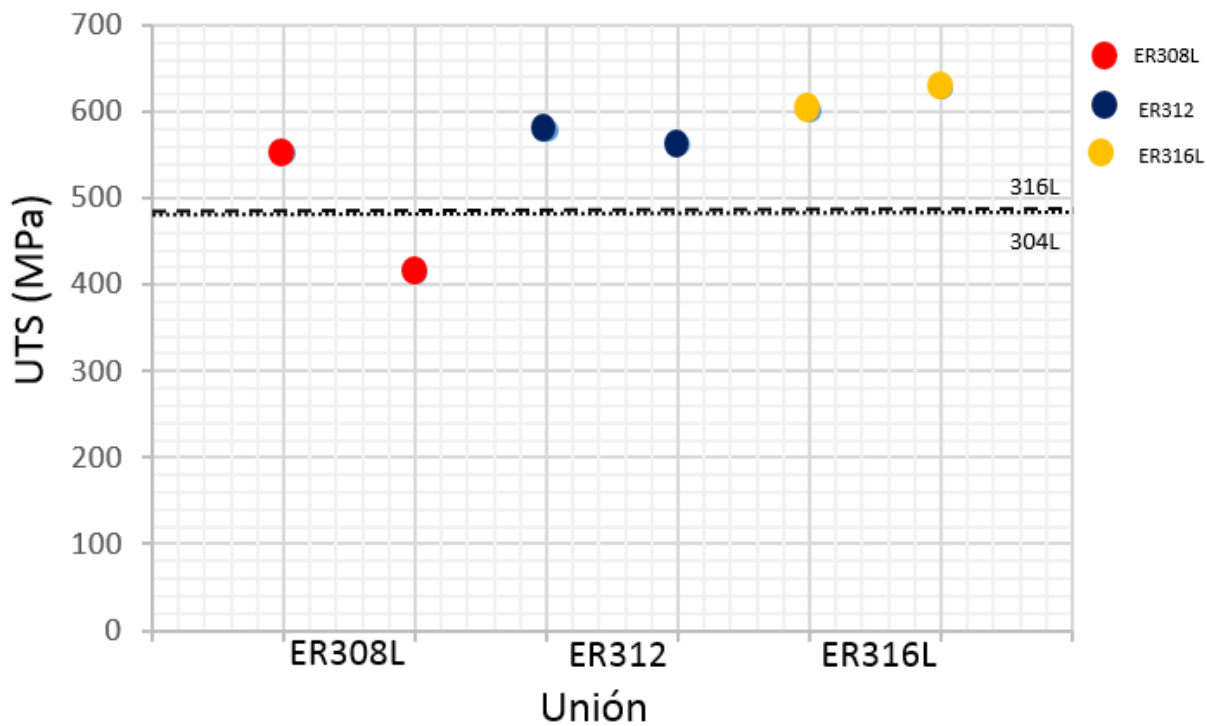


Figura 4.24 Grafica de los últimos esfuerzos a la tensión de las uniones soldadas.

En la figura 4.25 se muestra la fractografía del análisis de tensión T1-308L, donde se muestra la separación de la soldadura y el metal base (MB), teniendo una fractura dúctil y la porosidad presente en la soldadura (P).

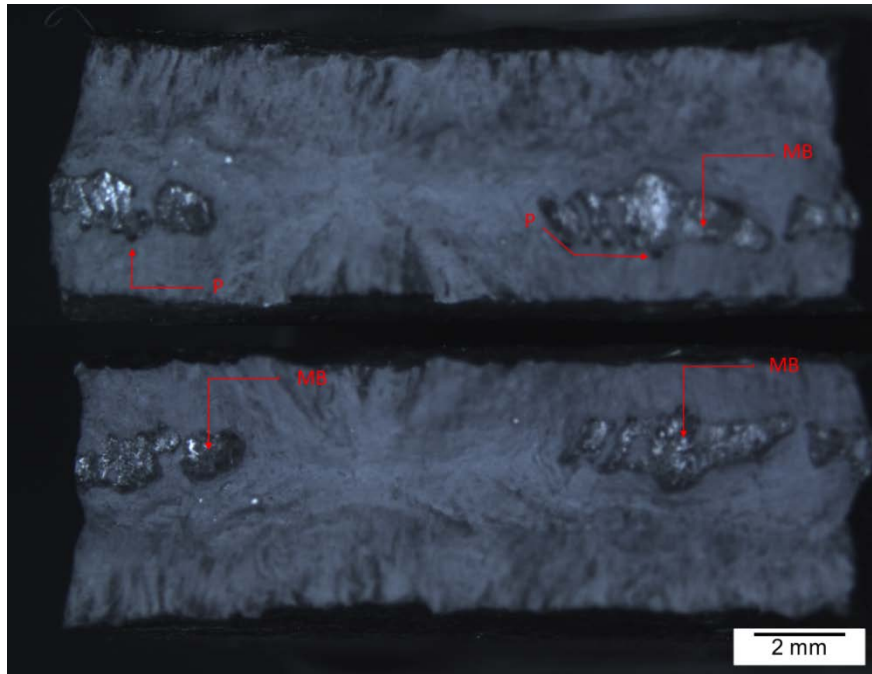


Figura 4.25 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T1 unión soldada ER-308L.

En la figura 4.26 se muestra la fractografía de el ensayo de tensión T2 de la unión ER308L, se puede observar el defecto de falta de fusión (FF), donde se presenta el metal base. También se puede observar la porosidad dentro de la soldadura. Estos dos defectos, principalmente la falta de fusión (que se puede observar también en la figura 4.3), son los causantes de la disminución en la resistencia a la tensión de la unión soldada en el segundo ensayo aproximadamente de 138 MPa.

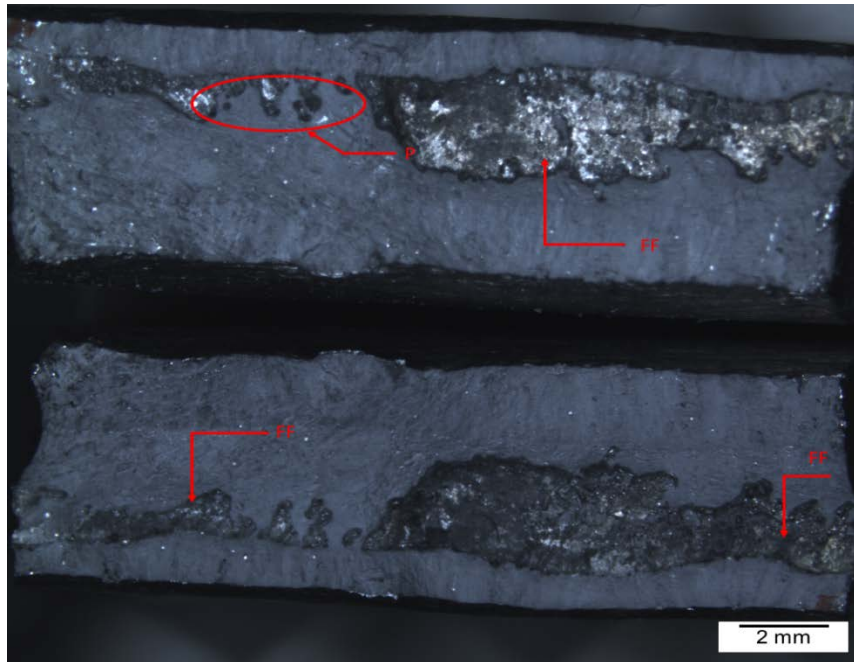


Figura 4.26 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T2 unión soldada ER-308L.

En la figura 4.27 se muestra la fractografía tomada por estereoscopio de la fractura de la muestra del ensayo de tensión T1 de la unión soldada con el material ER 312. Se puede observar el tipo de fractura dúctil, teniendo solo un sitio de desprendimiento de soldadura en uno de los bordes de material, debido a una falta de fusión presente en la soldadura.

En la figura 4.28 se muestra la fractografía tomada por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T2 de la unión soldada ER 312. Se muestra una falta de fusión (FF) a través de todo el material, mostrando la separación del metal base y la soldadura de ambas secciones de la fractura. Esta discontinuidad fue la principal causa de la disminución de la resistencia a la tensión de la unión soldada.

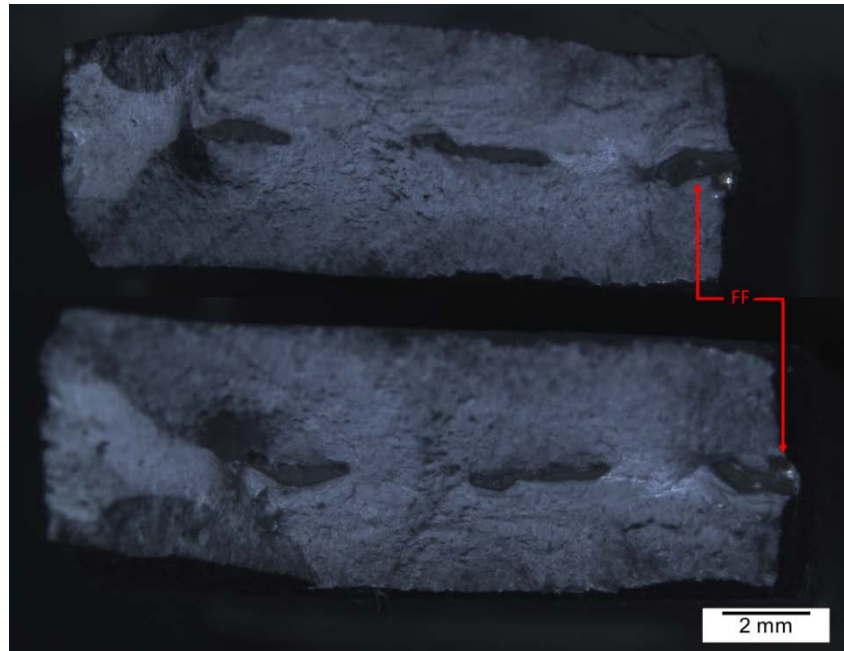


Figura 4.27 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T1 unión soldada ER312.

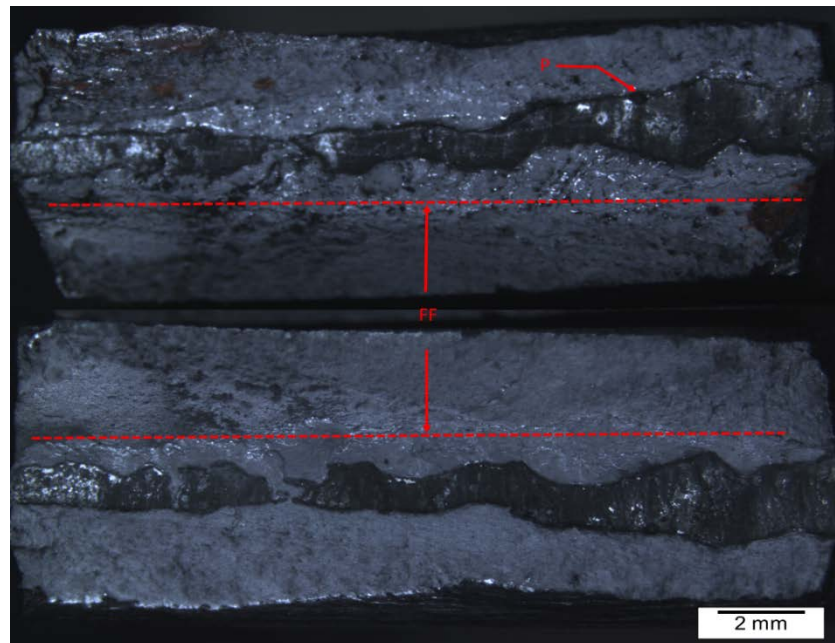


Figura 4.28 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T2 unión soldada ER312.

4.6 Ensayos de Sanidad

4.6.1 Ensayos de sanidad de la soldadura ER308L

En la figura 4.28 se muestran los resultados de las pruebas de doblez de cara y de raíz realizadas a la unión soldada ER308L, En las cuales se muestra una porosidad de 3 mm y 4 mm de longitud en la interface de la soldadura con el metal base. Tomando las especificaciones del código D1.6 para la calificación de los proceso de soldadura en aceros inoxidable, la soldadura debe de realizarse nuevamente para resolver las discontinuidades encontradas. Al estar estas en la interface de la soldadura, podemos decir que fue una mala unión por posicionamiento de las placas al ser unidas.

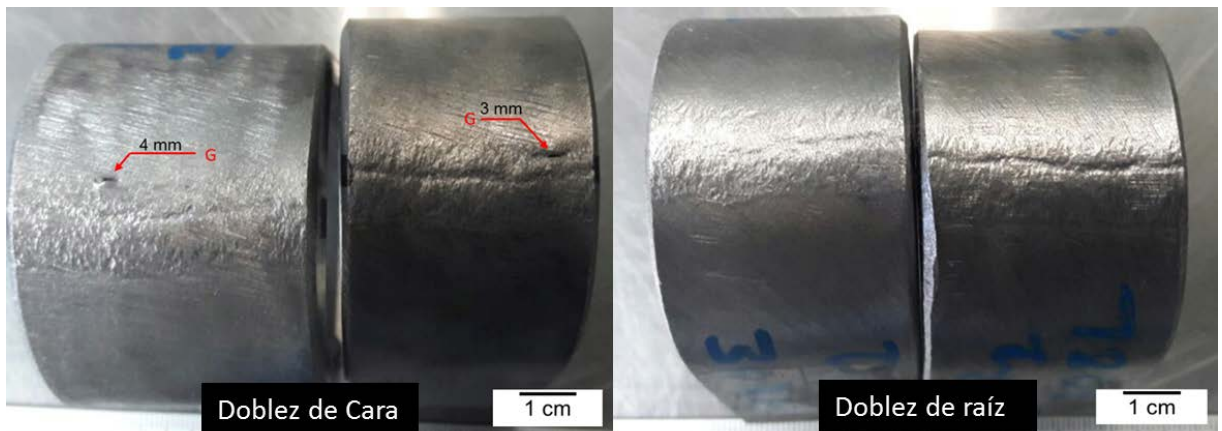


Figura 4.29 Resultados de la prueba de doblez de cara y de raíz realizada a la unión ER308L.

4.6.2 Ensayos de sanidad de la soldadura ER312

En la figura 4.29 se muestran los resultados de las pruebas de doblado de cara y de raíz realizadas a la unión soldada ER312, en las cuales se muestran grietas de 11 mm y 2 mm. Estas discontinuidades están dentro de la soldadura, estas pueden partir de la falta de fusión y porosidad presente en la soldadura. En base a los estándares del código D1.6 la soldadura debe volver a realizarse debido a que presenta discontinuidades excedentes a 3 mm.

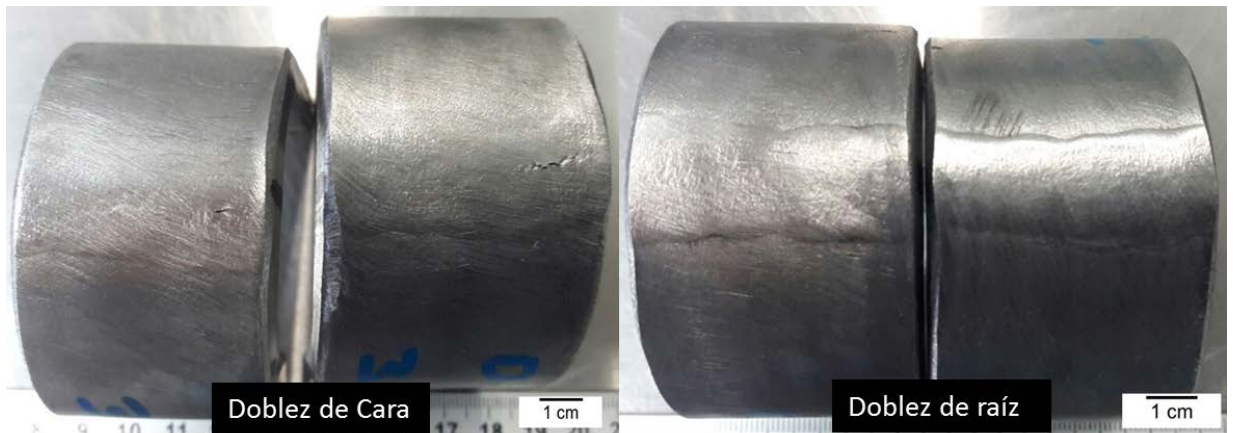


Figura 4.30 Resultados de la prueba de doblado de cara realizada a la unión ER312.

4.6.3 Ensayos de sanidad de la soldadura ER316L

En la Figura 4.30 se muestran los resultados de las pruebas de dobles y de raíz realizadas al cupón de soldadura 316, donde se puede observar que no se hizo presente discontinuidad alguna en ambas zonas analizadas, lo cual quiere decir que las soldaduras son Sanas y en los estándares del código D1.6 las soldaduras son aceptadas.

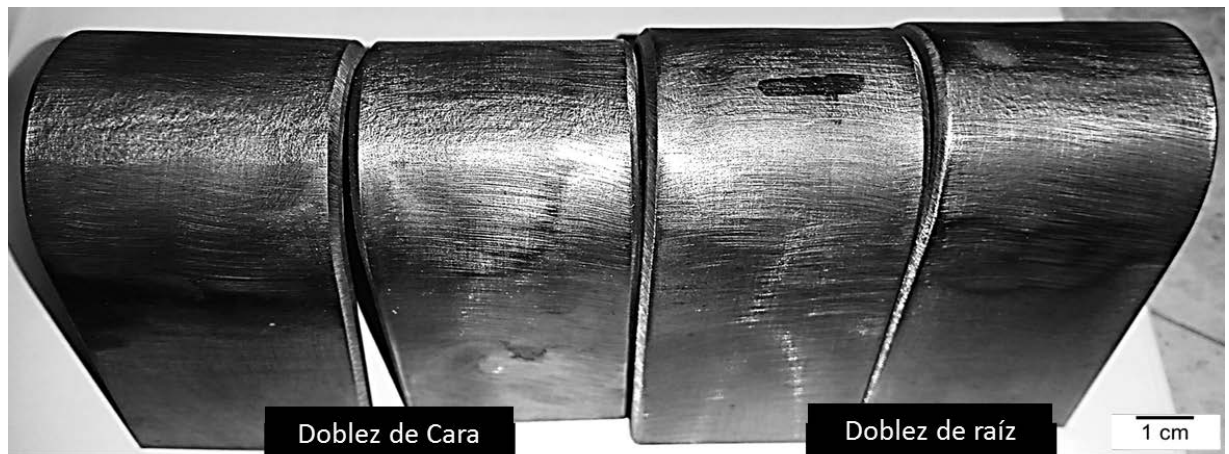


Figura 4.31 Pruebas de dobles de cara y de raíz de la soldadura 316L.

CAPITULO 5. CONCLUSIONES

1. Las macrografías realizadas a las soldaduras ER-312 y ER308L, muestran la presencia de discontinuidades como faltas de fusión y porosidad, esto debido a las variables inadecuadas del proceso de soldadura y a un incorrecto diseño de unión. También se muestra la zona afectada por el calor de las soldaduras, la cual es nula o de un tamaño reducido, esto es debido a la conductividad térmica del acero inoxidable 304L el cual evita que el material se vea afectado térmicamente. Sin embargo la Macrografía de la soldadura ER316L no exhibió ningún tipo de discontinuidad.
2. Los resultados de las pruebas de doblez de las soldaduras ER312 y ER308L, mostraron las discontinuidades presentes en la soldadura, especialmente en la cara, estas debido a la porosidad presente y faltas de fusión, por lo tanto, el cupón de soldadura debe volver a realizarse con distintos parámetros de soldadura para solucionar este problema. Las soldaduras ER316L no mostraron discontinuidad alguna en las pruebas de doblez.
3. Los resultados de los análisis de Microdureza del material base y la soldadura, muestran en el caso de la union ER308L, una Microdureza homogénea a lo largo del cupón de soldadura, lo cual representa aunado a la ausencia de la zona de calor en el metal base la buena soldabilidad del acero inoxidable con respecto al material de aporte ER308L.

4. En el caso de la unión ER312, en la zona de soldadura hay un aumento en la Microdureza alrededor de los 50 HV, debido a la presencia de ferrita Widmastatten y Ferrita acicular. Para la soldadura del acero ER316L esta mostro un aumento en la zona de soldadura de 20 HV, sin embargo es menos dura que la soldadura ER308L
5. Los resultados de tensión muestran que las dos soldaduras son capaces de resistir la carga mínima requerida (ER308L y 312 ,480 MPa ; ER316L 485 MPa), sin embargo la reducción en la resistencia a la tensión de las soldadura ER308L es debido a las discontinuidades de la soldadura, principalmente la falta de fusión.
6. Se concluye que el acero inoxidable 304L presenta una buena soldabilidad al ser unido con materiales de aporte ER308L y ER312, pero debido a las discontinuidades de la soldadura presente se deben modificar los parámetros de soldadura en voltaje y Corriente, para mejorar la calidad de la unión soldada.
7. La Soldadura ER316L en unión con el material base 316L muestra una buena soldabilidad debido a su semejanza química y de propiedades que esta no se ve afectada por el proceso de soldadura.
8. El porcentaje de Ferrita δ presente es de 11.4 en la soldadura ER308L, de 9.7% en la soldadura ER316L de 51.7 en la soldadura de ER312, por lo tanto se puede utilizar el diagrama Schaeffler para obtener un porcentaje aproximado de fases con el cual se puede predecir cómo se va a comportar la soldadura.
9. Los resultados obtenidos muestran que la soldadura de las placas de material 316L –ER316L tienen mejores propiedades mecánicas y microestructurales de unión que las uniones 304L-308L y 304L-312.

TRABAJO FUTURO

Las uniones 304L-308L y 316L-316L presentan propiedades muy similares, se debe de escoger un diseño de unión más adecuado y en futuro hacerles pruebas de corrosión para determinar cuál es la adecuada para la fabricación de tanques de lixiviación.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. **Singh, Ramesh.** *Applied welding Engineering: processes, Codes and standards.* Londres, Inglaterra : ELSEVIER, 2012. 9780123919175.
2. **Nürnbergger, Ulf.** *Stainless steels in concrete, state of the art report.* Londres, Inglaterra : European Federation of corrosion, 1996. 9781861250087.
3. **Davis J.R .** *ASM specialty handbook: Stainless steels.* Ohio : ASM International, 2014.
4. **LOKESH CHOUDHARY, WEI WANG, and AKRAM ALFANTAZI.** *Corrosión electroquímica de aceros inoxidables en soluciones de Tiosulfatos importantes para la lixiviación del Oro.* Vancouver, Canada : ASM international, 2015.
5. **Steve, Trigwell.** *Effects on Welding on the metallurgy of electropolished 316L stainless Steel.* San Jose : San Jose State University, 1998.
6. **Kuang-Hung Tseng, Ya-jie Shiu.** *Effect of termal stability of powered oxide on joint penetration and metallurgical feature of AISI 4130 steel TIG weldment.* Institute of Materials Engineering, National Pingtung University of Science and Technology, Pingtung 91201, Taiwan : ELSEVIER, 2015.
7. **Lippold, John C.** *Welding Metallurgy and weldability of stainless steels.* s.l. : WILEY, 2005. 978-0-471-47379-4.
8. **Outokumpu.** *Stainless Steel Handbook.* Finlandia : Outokumpu Oyj, 2013.
9. **Atlas Steels.** The Atlas Steels technical Handbook of Stainless Steels. *Atlassteels.com.au.* [En línea] 20 de Agosto de 2013. [Citado el: 18 de Abril de 2017.] <http://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas%20Technical%20Handbook%20rev%20Aug%202013.pdf>.
10. **McGuire, Michael F.** *Stainless steels for desing engineers.* Ohio, Estados Unidos : ASM International, 2008. 978-0-87170-717-8.
11. **Muthupandia V., Srinivasana Bala, Seshadri S.K., Sundaresan S.** *Efecto de la composición química de la soldadura y el calor de entrada en la estructura de la soldadura en los aceros inoxidables duplex.* Madras, India : ELSEVIER, Octubre, 2003.
12. **Universidad Autonoma de Coahuila.** Tema 8 Soldabilidad de los aceros inoxidables. [aut. libro] Ingeniería industrial. *Tecnologías de Unión.* Saltillo, México : de Coahuila Universidad Autonoma, 2009.

13. **Davis J.R.** *Metals handbook desk edition, 2nd Edition., Stainles steels.* Ohio, Estados Unidos : ASM international, 2014. 06542G.
14. **Korinko P.S., Malene S.H.** *Considerations for the Weldability of Types 304L and 316L Stainless Steel.* Ohio, E.U.A. : ASM International, 2001.
15. **Tasalloti H., Kah P., Martikainen J.** *Effects of welding wire and torch weaving on GMAW of S355MC and AISI 304L dissimilar welds.* Lappeenranta, Finland : The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014.
16. **Ebrahimi E., Ahmadi A.R.** *Soldadura de acero inoxidable Austenitico 316L unidos por soldadura de Tungsteno Activo con gas inerte.* Tehran, Iran : ASM International, Septiembre, 2017.
17. **Puchi-Cabrera E.S., Saya-Gamboa R.A. , La Barbera-Sosa J.G., Staia V.** *Vida de Fatiga de aceros inoxidable 316L soldados por el proceso GMAW.* Caracas, Venezuela : Welding international, 2009.
18. **Weman, Klas.** *Welding Processes handbook 2th Edition.* Estocolmo, Suiza : ELSEVIER, 2011. 9780857095183.
19. **Tumuluru, M.** *How Composition Affects Weldability of Steel.* s.l. : Welding Journal, 2015.
20. **American Weldin Society.** *Design and Planning Manual for Cost-Effective Welding.* Miami, Florida : American Weldin Society, 1993.
21. **kim Y.S., Eagar TW.** *Analysis of metal transfer in GMAW.* Nueva York, E.U.A. : Welding Journal , 1993.
22. **Bhattacharya Anirban, Tumar Bera Takum, Kumar Suri Vinod.** *Influence of head imput in automatic GMAW: penetration prediction and microestructural observation.* Thapar : Materials and manufacturing processes, 2014.
23. **Kou, Sindo.** *Welding Metallurgy 2thEdition.* s.l. : Wiley, 2003.
24. **Asif Iqbal, Naeem Ullah Dar, Qureshi Muhammad Ejaz.** *Automation indetermining the optimal parameters for TIG welding Shells.* s.l. : Welding Journal, 2011.
25. **Arivazhagan B., Vasudevan M.** *Studies on A-TIG welding of 2.25Cr-1Mo (P22) Steel.* s.l. : Welding journal, 2015. Vol. Journal of manufacturing processes 18.
26. **Campbell, F.C.** *Joining: Understanding the basics.* Ohio, E.U.A. : ASM international, 2011.
27. **Kah P., Suoranta R., Martikainen J.** *Advanced gas metal arc welding .* Lappeeranta, Finlandia : The International Journal of Advanced Manufacturing Technology Volume 67, 2013. Issue 1–4, pp 655–674.

28. **Lu S.P., Qin M.P., Dong W.C. Dong.** *Highly efficient TIG welding of Cr13Ni5Mo martensitic stainless Steel.* Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China : ELSEVIER, 2012. Vol. Journal of Materials Processing Technology vol. 213.
29. **American Welding Society.** *The Everyday pocket handbook for GMAW and FCAW.* Miami, Florida : American Welding Society, 1997.
30. **Contanza G., Sili A., Tata M.E.** *Soldabilidad de los aceros inoxidable Austeniticos por soldadura de arco con diferente gas protector.* Roma, Italia : ELSEVIER, junio 2016.
31. **Nabendu G., Prapid Kumar Pal, Goutam N.** *Soldadura disimil por GMAW de acero inoxidable AISI 409 con AISI 316L usando AISI 308 como material de aporte .* ELSEVIER : Kolkata, India, 2017.
32. **American Welding Society.** *Design and Planning Manual for Cost-Effective Welding.* Miami, E.U.A. : AWS American Welding Society, 1993.

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Clasificación de aceros inoxidables.....	10
Tabla 2.2 Gases protectores utilizados en soldadura GMAW.....	34
Tabla 2.3 Parámetros para la unión de aceros inoxidables por soldadura GMAW (29).....	35
Tabla 3.1 Composición química del electrodo ER 312.....	39
Tabla 3.2 Composición química del electrodo ER 308L.....	39
Tabla 3.3 Composición química del electrodo ER 316L.....	39
Tabla 4.1 Composición química de las soldaduras y metal base.....	46
Tabla 4.2 Porcentaje de elementos equivalentes.....	66
Tabla 4.3 Resultados del porcentaje de fases de las soldaduras.....	68
Tabla 4.4 Resultados de los ensayos de resistencia a la tensión de las uniones soldadas.....	71

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Diagrama binario sistema Hierro-Cromo (7).....	8
Figura 2.2 Diagrama ternario del sistema Hierro-Cromo-Níquel (3).....	14
Figura 2.3 Diagrama Schaeffler para la determinación de fases en los aceros inoxidables con respecto al contenido de Ni y Cr (3).	15
Figura 2.4 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo A (7).....	16
Figura 2.5 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo AF (7).	16
Figura 2.6 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo FA Ferrita esqueleto (7).....	17
Figura 2.7 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo FA Ferrita lateral (8).....	18
Figura 2.8 Micrografía de la microestructura resultante de la solidificación tipo F (7).....	18
Figura 2.9 Zonas afectadas por la soldadura (15).....	21
Figura 2.10 Micrografía de la precipitación de ferrita en la ZAC (7).	22
Figura 2.11 Diagrama De Long para la determinación de fases de la zona soldada con respecto al contenido de Ni y Cr (3) (10).	24
Figura 2.12 Uniones básicas en los procesos de soldadura (24).	26
Figura 2.13 Posiciones básicas para el proceso de soldadura por arco eléctrico (21).....	26
Figura 2.14 Esquema general del proceso de soldadura GMAW (a) y esquema del área donde se efectúa la soldadura (23).....	29
Figura 2.15 Relación entre el voltaje y la corriente, y el modo de transferencia generado (18).....	30
Figura 2.16 Modo de transferencia globular (23), (26).....	31
Figura 2.17 Modo de transferencia spray (22), (28).....	32
Figura 2.18 Modo de transferencia de corto circuito (26), (27)	33
Figura 2.19 Relación entre la velocidad de alimentación y la velocidad de fusión (29).	35
Figura 2.20 Relación entre la corriente de soldadura y la velocidad de alimentación (29).....	36

Figura 3.1 Diagrama del procedimiento experimental.....	37
Figura 3.2 Vista general de los cupones de soldadura, electrodos ER308L y ER312.....	38
Figura 3.3 Diseño de unión de los cupones de soldadura.....	40
Figura 3.4 Esquema de la segmentación de los cupones de soldadura.....	41
Figura 3.5 Esquema del mapeo de dureza Vickers realizado en la muestra.....	44
Figura 3.6 Esquema y dimensiones de las probetas para la prueba de resistencia a la tensión.....	45
Figura 3.7 Esquema y dimensiones de las probetas para la prueba de sanidad.....	46
Figura 4.1 Imagen por macrografía óptica de la soldadura mostrando las características dimensionales.	48
Figura 4.2 Imagen por macrografía óptica de la soldadura mostrando las características dimensionales y puntualizando la zona afectada de calor (ZAC) y la discontinuidad de falta de fusión (FF).	49
Figura 4.3 Imagen por macrografía óptica de la soldadura con las dimensiones de las propiedades de la soldadura.....	50
Figura 4.4 Imagen por macrografía óptica de la soldadura con las dimensiones de las propiedades de la soldadura.....	51
Figura 4.5 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308L atacada con Berahas.	52
Figura 4.6 Imagen por macrografía óptica de la soldadura con las dimensiones de las propiedades de la soldadura ER316L.	53
Figura 4.7 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308L atacada con Berahas.	54
Figura 4.8 Imagen por microscopía óptica del metal base (304L Izquierda y 316L derecha) atacada con Berahas.	55
Figura 4.9 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308 L atacada con Berahas.	56
Figura 4.10 Imagen por microscopía óptica de la zona afectada por el calor de la soldadura 308L atacada con Berahas.	57
Figura 4.11 Imagen por microscopía óptica del cordón de la parte superior de la soldadura 308L atacada con Berahas.	58
Figura 4.12 Transición del metal base a la zona de fusión de la soldadura en la unión de la placa de Acero 304L.	59
Figura 4.13 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.....	60
Figura 4.14 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.....	61
Figura 4.15 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.....	62
Figura 4.16 Imagen por microscopía óptica del cordón de soldadura atacada con Berahas.....	63
Figura 4.17 Imagen por microscopía óptica de la soldadura y refuerzo atacada con Berahas. ..	64
Figura 4.18 Imagen por microscopía óptica de la soldadura ER316L y refuerzo atacada con Berahas.	65
Figura 4.19 Zona de Transición del metal base a la zona de fusión.	66
Figura 4.20 Ubicación de los resultados de Equivalentes Químicos en las zonas de fases del diagrama Schaeffler.	67
Figura 4.21 Perfil de Microdureza promedio de la unión soldada.....	68
Figura 4.22 Perfil de Microdureza promedio de la unión soldada ER312.	69
Figura 4.23 Perfil de Microdureza promedio de la unión ER316L.	70
Figura 4.24 Grafica de los últimos esfuerzos a la tensión de las uniones soldadas.....	72

Figura 4.25 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T1 unión soldada ER-308L	73
Figura 4.26 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T2 unión soldada ER-308L	74
Figura 4.27 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T1 unión soldada ER312.....	75
Figura 4.28 Imagen por estereoscopio de la fractura del ensayo de tensión T2 unión soldada ER312.....	75
Figura 4.29 Resultados de la prueba de doblez de cara y de raíz realizada a la unión ER308L.	76
Figura 4.30 Resultados de la prueba de doblez de cara realizada a la unión ER312.....	77
Figura 4.31 Pruebas de doblez de cara y de raíz de la soldadura 316L.	78