



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

EFFECTO DEL AMPERAJE Y FLUJO DE ARGÓN EN
SOLDADURA TIG EN ACEROS INOXIDABLES 316L

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERO QUÍMICO

METALÚRGICO

P R E S E N T A :

ADRIAN JAVIER JAIME TORILLO





Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Jurado asignado:

Presidente	Prof. CARLOS GONZALEZ RIVERA
Vocal	Prof. GERARDO ARAMBURO PEREZ
Secretario	Prof. SERGIO GARCIA GALAN
1er. Suplente	Prof. BALBINA OJEDA RAMIREZ
2º. Suplente	Prof. ADRIAN MANUEL AMARO VILLEDA

Sitio en donde se desarrolló el tema:

FACULTAD DE QUÍMICA EDIFICO D
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
CIRCUITO EXTERIOR s/n, CIUDAD UNIVERSITARIA
DEL. COYOACAN C.P. 04510

Nombre completo y firma del asesor del tema

GERARDO ARAMBURO PEREZ

Nombre completo y firma del supervisor técnico

BALBINA OJEDA RAMIREZ

Nombre completo y firma del sustentante

ADRIAN JAVIER JAIME TORILLO

A mis papás Malu y Javier, que siempre me apoyaron a cumplir mis sueños y mis metas, que no dejaron de creer en el niño caprichoso que quería comerse el mundo a pasos gigantescos.

Los amo papás.....

A mis hermanas Nay y Min, que estuvieron orientando y vigilando mi esfuerzo, fueron y seguirán siendo mi ejemplo a seguir, gracias por compartir mis emociones y culminaciones personales.

A ti abue, por creer en tu nieto en culminar este proyecto, y sobre todo poder dar el siguiente paso tan importante a tu lado.

A ti Gary “el Perro”, gracias por estar ahí a mi lado dándome consejos como mi hermano mayor, guiándome por un buen camino.

A ti Manuel, por orientarme y apoyarme en culminar mi carrera y sobre todo por creer en mí.

A mis sobrinos Irania, Emanuel Y Santi. Por cada sonrisa que me regalaron, la cual sirvió de aliento para poder terminar mi tesis.

A ti Jonhy. Por estar ahí, escuchándome y aconsejándome, gracias por ser mi hermano.

A ti Balbina, que siempre estuviste orientándome y apoyándome hasta el final. Gracias por tus consejos.

A Mis amigos CHAMP´S

Edith (Tambo), Reyes (Cachetón), Enrique (Keto), Edgar (Langaro), Arturo (Arthorius), Ricardo (Richy), Javier (Kork), Gabriela (Kekuda) y Lorena (Pretextos), siempre estuvieron ahí, (cobrándome dinero por no entrar a mis clases) , pero valió la pena. Gracias por todo su apoyo y amistad. Espero que la culminación de este proyecto mío, sea un inicio de cada uno de ustedes..... Los estaré esperando.....

A mis amigos de La LUDOTECA

Horacio (el chavin), Israel, Alfredo, gracias por sus consejos y vivencias que compartimos juntos en las clases y fuera de ellas. Por estar ahí siempre que uno lo requería.....

A ti Marce, por apoyarme en escoger esta carrera, por estar ahí siempre que lo necesitaba, por alentarme a creer en mi mismo y sobre todo creer que existe un destino para cada uno "Si tu puedes, Yo puedo....". Gracias por todo.....

Gracias a todos por estar a mi lado, por creer y apoyarme en mis caprichos.....

..... Esta es mi REALIDAD

EFECTO DEL AMPERAJE Y FLUJO DE ARGÓN EN SOLDADURA TIG EN ACEROS INOXIDABLES 316L

INDICE GENERAL	1
INDICE DE TABLAS	3
INDICE DE FIGURAS	3
INDICE DE IMÁGENES	3
INDICE DE GRÁFICOS	4
INDICE DE APÉNDICES.....	5

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

1.1	INTRODUCCIÓN	6
1.2	OBJETIVO	7

CAPÍTULO 2 ANTECEDENTES

2	ANTECEDENTES.....	9
2.1	TIPOS DE ACEROS INOXIDABLES	9
2.2	PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS ACEROS AUSTENITICOS.....	10
2.3	BREVE RESEÑA DEL PROCESO DE SOLDADURA TIG	12
2.4	APLICACIONES	13
2.5	CONSTRUCCIÓN DEL SOPLETE	14
2.6	ELECTRODOS	14
2.7	PARÁMETROS DE PROCESO	15
2.7.1	CORRIENTE DE SOLDADURA.....	15
2.7.2	LOS GASES DE BLINDAJE	17
2.7.3	PUREZA DEL GAS.....	17
2.7.4	FLUJO DE GAS	17
2.7.5	PURGA DE EMERGENCIA	17
2.7.6	METALES DE RELLENO.....	18

CAPÍTULO 3 MARCO TEÓRICO

3.1	MARCO TEÓRICO	19
3.2	SOLIDIFICACIÓN DIRECCIONAL DE LOS ACEROS	19
3.3	CRECIMIENTO DENDRÍTICO.....	19
3.4	ESPACIAMIENTO DENDRÍTICO PRIMARIO.....	20
3.5	ESPACIAMIENTO DENDRÍTICO SECUNDARIO	21
3.6	RADIO CRÍTICO DENDRÍTICO.....	22

CAPÍTULO 4 DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1	DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	24
4.2	VARIABLES DEL PROCESO	24
4.3	METODOLOGÍA	25
4.4	CORTE Y PREPARACIÓN DE LA MUESTRA	25
4.5	MICRODUREZA VICKERS.....	26
4.6	MICROSCOPIA ÓPTICA	27
4.7	ANÁLISIS QUÍMICO POR ESPECTOMETRÍA DE CHISPA.....	27

CAPÍTULO 5 RESULTADOS Y DISCUSION

5.1	RESULTADOS.....	28
5.1.1	COMPOSICIÓN QUÍMICA.....	28
5.1.2	CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL	24
5.1.3	CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	39
5.1.4	ANÁLISIS DE RESULTADOS	49

CAPÍTULO 6	CONCLUSIONES.....	50
------------	-------------------	----

BIBLIOGRAFÍA	51
--------------------	----

ÍNDICE DE TABLAS

TABLA 1 PROPIEDADES FÍSICAS DEL ACERO 316L.....	11
TABLA 2 VARIABLES DEL PROCESO TIG.....	24
TABLA 3 RESULTADO DEL ANÁLISIS CUANTITATIVO DE INTENSIDAD DE CORRIENTE.....	34
TABLA 4 RESULTADOS DEL ANÁLISIS CUANTITATIVO DE FLUJO DE GAS ARGÓN	37
TABLA 6 PROPIEDADES FÍSICAS DEL SISTEMA Cr-Ni	40
TABLA 7 RESULTADOS DE LOS MODELOS MATEMÁTICOS EN INTENSIDAD DE CORRIENTE	40
TABLA 8 RESULTADOS DE LOS MODELOS MATEMÁTICOS EN FLUJO DE GAS	41

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 2 ESQUEMA DE COMPONENTES Y PARAMETROS TIG	12
FIGURA 2 PRINCIPALES COMPONENTES DE ANTORCHA PARA SOLDADURA TIG	14
FIGURA 3 EFECTO DE POLARIDAD EN LA CONFIGURACIÓN DE SOLDADURA.....	15
FIGURA 4 CONFIGURACIÓN DE SOLDADURA.....	16
FIGURA 5 ESQUEMA DE COMPONENTES Y PARÁMETROS DEL SISTEMA TIG	18
FIGURA 6 MÉTODOS DE CUANTIFICACIÓN DE DENDRITAS	23
FIGURA 7 DIMENSIONES DE LAS MUESTRAS DONADAS	25
FIGURA 8 DIMENSIONES DE LA MUESTRA DESPUÉS DE HACER LOS CORTES	25

ÍNDICE DE IMAGENES

IMAGEN 1 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 100A.....	52
IMAGEN 2 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 100A.....	53
IMAGEN 3 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 120A.....	54
IMAGEN 4 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 120A.....	55
IMAGEN 5 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 140A.....	56
IMAGEN 6 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 140A.....	57
IMAGEN 7 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 10U DE ARGÓN.....	58
IMAGEN 8 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 15U DE ARGÓN.....	59
IMAGEN 9 PROBETA DE ACERO INOXIDABLE A 20U DE ARGÓN.....	60

IMAGEN 10 COMPOSICIÓN QUÍMICA A 100A.....	28
IMAGEN 11 COMPOSICIÓN QUÍMICA A 120A.....	29
IMAGEN 12 COMPOSICIÓN QUÍMICA A 140A.....	29
IMAGEN 13 COMPOSICIÓN QUÍMICA A 10U DE ARGÓN.....	30
IMAGEN 14 COMPOSICIÓN QUÍMICA A 15U DE ARGÓN.....	30
IMAGEN 15 COMPOSICIÓN QUÍMICA A 20U DE ARGÓN.....	31
IMAGEN 16 PERFIL DE DUREZA A 100A	39
IMAGEN 17 PERFIL DE DUREZA A 120A	40
IMAGEN 18 PERFIL DE DUREZA A 140A	41
IMAGEN 19 PERFIL DE DUREZA A 10U DE ARGÓN	42
IMAGEN 20 PERFIL DE DUREZA A 15U DE ARGÓN	43
IMAGEN 21 PERFIL DE DUREZA A 20U DE ARGÓN	44

ÍNDICE DE GRAFICOS

GRÁFICO 1 CRECIMIENTO DENDRÍTICO PRIMARIO VS INTENSIDAD DE CORRIENTE.....	32
GRÁFICO 2 CRECIMIENTO DENDRÍTICO SECUNDARIO VS INTENSIDAD DE CORRIENTE	33
GRÁFICO 3 RADIO CRÍTICO VS INTENSIDAD DE CORRIENTE	33
GRÁFICO 4 CRECIMIENTO DENDRÍTICO PRIMARIO VS INTENSIDAD DE ARGÓN.....	35
GRÁFICO 5 CRECIMIENTO DENDRÍTICO SECUNDARIO VS INTENSIDAD DE ARGÓN.....	36
GRÁFICO 6 RADIO CRÍTICO VS INTENSIDAD DE ARGÓN.....	36
GRÁFICO 7 PERFIL DE DUREZA A 100A.....	39
GRÁFICO 8 PERFIL DE DUREZA A 120A.....	40
GRÁFICO 9 PERFIL DE DUREZA A 140A	41
GRÁFICO 10 PERFIL DE DUREZA A 10U DE ARGÓN	42
GRÁFICO 11 PERFIL DE DUREZA A 15U DE ARGÓN	43
GRÁFICO 12 PERFIL DE DUREZA A 20U DE ARGÓN	44
GRÁFICO 13 COMPARACIÓN DE PERFIL VS INTENSIDAD DE CORRIENTE	45
GRÁFICO 14 COMPARACIÓN DE PERFIL VS INTENSIDAD DE ARGÓN	46

ÍNDICE DE APENDICES

APENDICE 1 RESULTADOS DE EDP, EDS Y RADIO CRÍTICO A 100A	52
APENDICE 2 RESULTADOS DE EDP, EDS Y RADIO CRÍTICO A 120A	54
APENDICE 3 RESULTADOS DE EDP, EDS Y RADIO CRÍTICO A 140A	56
APENDICE 4 RESULTADOS DE EDP, EDS Y RADIO CRÍTICO A 10U DE ARGÓN	58
APENDICE 5 RESULTADOS DE EDP, EDS Y RADIO CRÍTICO A 15U DE ARGÓN	59
APENDICE 6 RESULTADOS DE EDP, EDS Y RADIO CRÍTICO A 20U DE ARGÓN	60

1.1 Introducción

Una manera de iniciar éste tema es preguntarse ¿por qué los Aceros Inoxidables son inoxidables? Los Aceros Inoxidables son inoxidables porque contienen, entre otros elementos, Cromo (Cr).

El Cr es un metal reactivo que, al combinarse con el Oxígeno del aire o de cualquier otra condición oxidante, forma una película sobre el acero que lo aísla del medio agresivo. Las proporciones de contenido de Cr van desde un 10% hasta valores del orden del 30%.

Los aceros inoxidables austeníticos son clasificados como serie 300 por la AISI (American Iron and Steel Institute), su análisis comprende desde el 16% hasta el 26% de Cr, 6% hasta el 16% de Ni y 0.03% hasta 0.25% de carbón, como máximo. Se distinguen fácilmente de otros aceros inoxidables y de hierros de cromo, en que no son magnéticos. Tiene excelentes propiedades resistentes a la tensión y se evitan las costras y caspas que se producen por efecto de altas temperaturas. Tales aceros son fáciles de soldar, a excepción de aquellos que tienen alto contenido de fósforo, azufre, selenio.

Al calentar estos aceros entre 450 y 840 grados centígrados de temperatura, ocurre una emigración interior de cromo que hace disminuir la resistencia a la corrosión, lo cual se debe a la precipitación del cromo hacia los límites del grano, en forma de finas películas de cromo ricas en carburos, en cantidades hasta de 90%. A éste fenómeno se le denomina “precipitación de carburos” que da lugar a la corrosión intergranular.

Al soldarse los aceros inoxidables austeníticos están sujetos a excesivas precipitaciones de carburo en la zona adyacente paralelas a la costura, parte del metal adyacente a la línea de fusión alcanza la temperatura límite de 450 a 830°C, la cual puede originar precipitación de carburos

El remedio adecuado para reducir el contenido de carbón en la aleación la cual impida la precipitación, consiste en el uso de los aceros “ELC” (extra low carbón), que solo contienen un 0.03% como máximo de carbón. Otro recurso para prevenir la pérdida de cromo en los contornos del grano, es la adición de aleantes tales como el titanio y el tantalio, que tiene mayor afinidad con el carbón que la que tiene el cromo.

Muchos de los electrodos de acero inoxidable son los que ofrecen los mejores resultados, usándolos con polaridad invertida (el positivo al electrodo), y algunos se pueden utilizar para soldar con corriente alterna (CA), aplicando intensidades menores que las que aplican con el acero aleado o el electrodo de carbón.

El acero inoxidable de muy bajo carbón, es manejable siempre y cuando la temperatura de servicio no exceda de 450°C.; ya que si excediera, facilitaría la precipitación de carburos. Aún cuando no hay técnicas especiales en la soldadura del acero inoxidable “ELC”, por lo que se sugiere es en utilizar un electrodo que contenga igual porcentaje en peso de carbón.

Para el acero 316L la AISI (American Iron and Steel Institute) ha marcado a éste acero con la letra “L”, la cual indica que el contenido de carbón es de 0.03% máximo.

La soldadura es empleada a nivel industrial como uno de los métodos más comunes de unión de piezas y componentes.

Debido a la variedad inducida en el proceso de soldar, tanto el metal base como el cordón y la zona afectada por el calor (ZAC) poseen propiedades mecánicas diferentes, lo que hace que el comportamiento mecánico del componente soldado se complique una vez que es sometido a carga.

Las uniones soldadas son frecuentemente sometidas a diversos tipos de solicitudes comunes cuando se encuentran en aplicaciones prácticas y, por lo general, se genera un fallo por fatiga.

Para desarrollar este proyecto se realizó un análisis en la unión soldada de placas de acero inoxidable 316L con el fin de conocer el comportamiento que presenta el material al estar sometido a dos variables controlables. (Intensidad de Corriente e Intensidad del Gas protector Argón).

Se seccionaron seis placas en sentido longitudinal. A partir de dicho corte se elaboraron seis diferentes muestras las cuales fueron trabajadas por igual, iniciando con análisis metalográfico, seguido de un análisis microscópico, así como de barrido electrónico y finalizando con ensayos mecánicos de dureza.

Se estableció la relación que presenta la soldadura del acero para cada intensidad de corriente así como intensidad de gas argón.

1.2 Objetivo

El objetivo de éste proyecto es el análisis de la influencia de la cantidad de argón así como la relación de la intensidad de corriente en el proceso de soldadura TIG mediante el estudio de las estructuras dendríticas en el acero inoxidable 316L.

2 Antecedentes

En metalurgia, el acero inoxidable se define como una aleación de acero con un mínimo de 10% en peso de cromo. El acero inoxidable es resistente a la corrosión, dado que el cromo u otros metales que contiene, poseen gran afinidad por el oxígeno y reacciona con él formando una capa pasivadora, evitando así la corrosión del hierro.

Sin embargo, esta capa puede ser afectada por algunos ácidos, dando lugar a que el hierro sea atacado y oxidado por mecanismos intergranulares o picaduras generalizadas. Contiene, por definición, un mínimo de 10,5% de cromo.

Algunos tipos de acero inoxidable contienen además otros elementos aleantes; los principales son el níquel y el molibdeno.

2.1 Tipos de aceros inoxidables

Los aceros inoxidables que contienen únicamente cromo se denominan ferríticos, ya que tienen una microestructura formada básicamente por granos de ferrita. Son magnéticos y se distinguen porque son atraídos por un imán, cuentan con porcentajes de carbono inferiores al 0,1%C, estos aceros no son endurecibles por tratamiento térmico.

En cambio, aceros entre 0,1% y 1% en C sí son templeables y se llaman aceros inoxidables "martensíticos", por tener martensita en su microestructura. Éstos también son magnéticos.

Los aceros inoxidables que contienen más de un 7% de níquel se llaman austeníticos, ya que tienen una estructura formada básicamente por austenita a temperatura ambiente. No son magnéticos.

Los aceros inoxidables austeníticos se pueden endurecer por deformación, pasando su microestructura de austenit a martensita.

También existen los aceros dúplex ($20\% < Cr < 30\%$), ($5\% < Ni < 8\%$), ($C < 0.03\%$), no endurecibles por Tratamiento Térmico, muy resistentes a la corrosión por picaduras y buen comportamiento bajo tensión. Estructura de ferrita y austenita.

2.2 Propiedades físicas de los aceros inoxidables austeníticos

Las propiedades físicas de los aceros al carbono y los inoxidables austeníticos son bastante diferentes, y esto requiere una revisión de los procesos de soldadura.

En la Tabla I de Propiedades Físicas, se incluyen algunos elementos como el punto de fusión, expansión térmica, conductividad térmica, y otros que no cambian significativamente con el tratamiento térmico o mecánico.

Como se ilustra en la Tabla I, el punto de fusión de los aceros austeníticos es menor, así que se requiere menos calor para lograr la fusión. Su resistencia eléctrica es mayor que la de los aceros al carbono, así que se requiere menos corriente eléctrica para la soldadura.

Estos aceros inoxidables tienen un coeficiente de conductividad térmica menor, lo cual causa que el calor se concentre en una zona pequeña adyacente a la soldadura.

Los aceros inoxidables austeníticos también tienen coeficientes de expansión térmica aproximadamente 50% más grandes que los aceros al carbono, lo cual requiere más atención en el control de la distorsión y deformación.

Tabla I Propiedades Físicas del Acero 316L

	Aceros inoxidables austeníticos	Aceros al carbono	Observaciones
Punto de fusión (Tipo 316L)	1150 – 900 °C	1540 °C	El Tipo 316L requiere menos calor para producir la fusión, lo cual significa una soldadura más rápida para el mismo calor, o menos calor para la misma velocidad
Respuesta magnética	No magnético a todas las temperaturas ⁽¹⁾	Magnético hasta de 705 °C	Los aceros inoxidables al níquel no están sujetos a la soldadura de arco
Conductividad Térmica A 20°C	15	0.5%C - 54 1%C - 43 1.5%C- 36	El Tipo 316L conduce el calor mucho más lentamente que los aceros al carbono, lo cual produce gradientes de temperatura más pronunciados. Esto acelera la deformación Una difusión más lenta del calor a través del metal de base significa que la zona soldada permanece caliente por más tiempo, resultado de lo cual puede haber una mayor precipitación de carburos, a menos que se usen medios artificiales para extraer el calor, tales como barras enfriadoras, etc
Resistencia Eléctrica (aleado) (microhm.cm, aprox.) a 20 °C	0.75	12.5	Esto es importante en los métodos de fusión eléctrica. La resistencia eléctrica más grande del tipo 316L resulta en la generación de más calor para la misma corriente, o la misma cantidad de calor con menos corriente, comparado con los aceros al carbono. Esta propiedad, junto con una menor velocidad de conductividad térmica, resulta en la efectividad de los métodos para soldadura por resistencia del Tipo 316L
Expansión térmica en el rango indicado pulg./pulg./°C x 10 ⁻⁸	16.5 (100°C) 17.5 (200°C) 18.5 (400°C) 18.5 (500°C)	11.7 (20 - 628 °C)	El tipo 316L se expande y contrae a una velocidad más alta que el acero al carbono, lo cual significa que se debe permitir expansión y contracción a fin de controlar la deformación y el desarrollo de tensiones térmicas después del enfriamiento. Por ejemplo, para el acero inoxidable deben usarse más puntos de soldadura que para el acero al carbono

2.3 Breve reseña del proceso de Soldadura TIG

La soldadura por arco GAS-Tungsteno (GTAW), también conocida como gas inerte de tungsteno (TIG), se desarrolló a finales de los años 1930, cuando la necesidad de soldar magnesio se hizo evidente.

Russell Meredith ^(Ref. 1) desarrolló un proceso de soldadura mediante el gas inerte helio y un electrodo de tungsteno para fusionar magnesio. Este método de soldadura sustituye al remachado en la construcción de aeronaves con componentes de aluminio y magnesio.

La soldadura de TIG continúa hasta el día de hoy con muchas mejoras y cambios de nombre, pero sin cambio en los fundamentos demostrado por Meredith ^(Ref. 1).

La temperatura de fundición necesaria para soldar materiales en el proceso TIG se obtiene manteniendo un arco entre un electrodo de aleación de tungsteno y la pieza de trabajo ^(Fig. 1). Las temperaturas de la soldadura depositada pueden alcanzar los 2500°C (4530°F).

Un gas inerte sostiene el arco y protege el metal fundido de la contaminación atmosférica. El gas inerte normalmente es argón, helio o una mezcla de helio y argón.

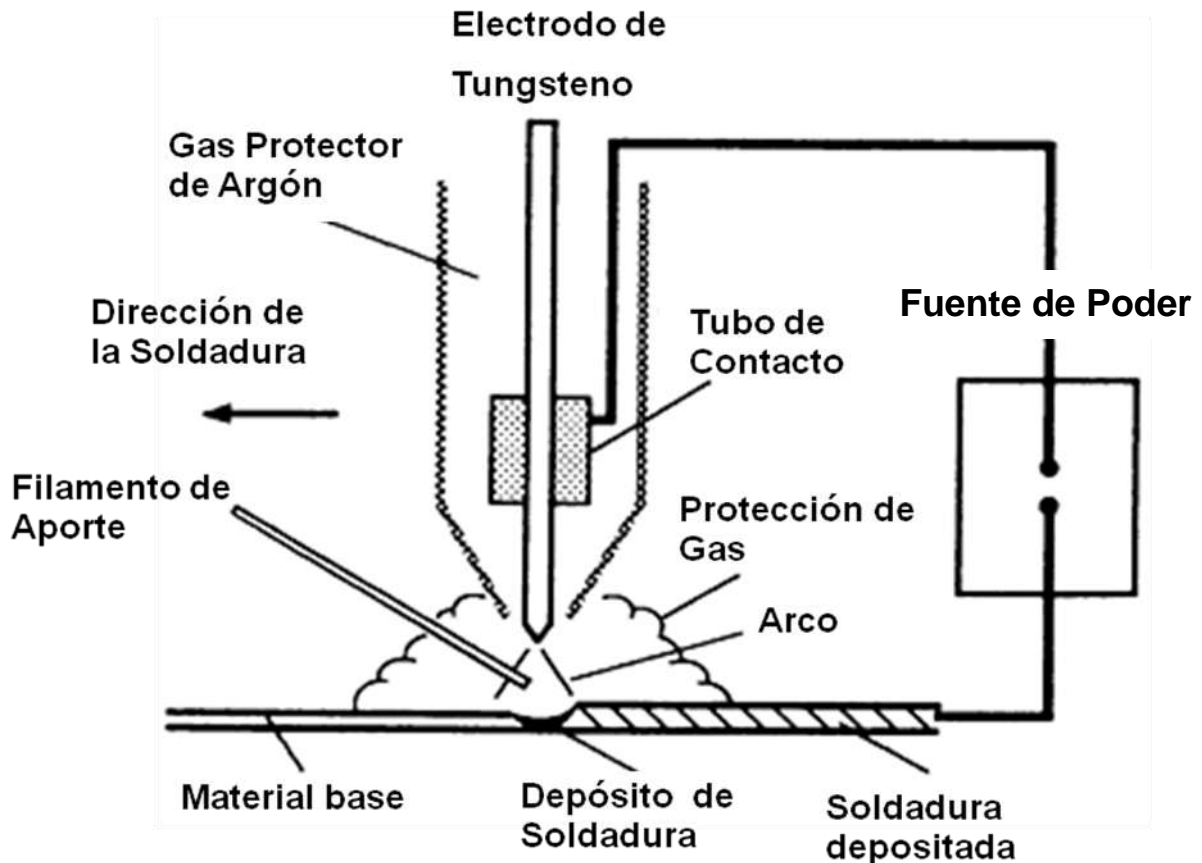


Fig. 1 Esquema de componentes y parámetros del proceso TIG. ^(Ref. 2)

2.4 Aplicaciones

El proceso TIG se utiliza ampliamente para la soldadura de acero inoxidable, aluminio, magnesio, cobre y materiales reactivos por ejemplo el titanio. El proceso también se puede utilizar para unir el carbono y aceros aleados.

Ventajas y Limitaciones

Las ventajas de TIG ^(Ref. 3):

- Produce soldaduras de alta calidad y baja torsión.
- Se encuentra libre de salpicaduras.
- Puede utilizarse con o sin cable relleno.
- Suelda casi todos los metales, incluyendo incompatibles.
- Provee un control preciso de temperatura de soldadura.

El proceso TIG es aplicable cuando se requiere soldadura de la más alta calidad. Se puede utilizar para soldar casi todos los metales.

Limitaciones de incluir TIG ^(Ref. 4):

- Produce menor deposición de soldadura que los procesos de electrodos consumibles.
- Requiere mayor destreza y coordinación.
- Muy cara en comparación con soldaduras con electrodos.
- Puede presentar problemas en la intensidad de corriente en el blindaje de la zona soldada.
- Inclusiones de Tungsteno si el electrodo está en contacto con la soldadura depositada.
- Si el flujo de gas no se mantiene correctamente en el metal, existe contaminación del metal en la soldadura.

2.5 Construcción del soplete.

El soplete contiene un electrodo de tungsteno que conduce la corriente al arco y proporciona un medio de protección del arco y metal fundido. Los principales componentes de una típica antorcha de soldadura se muestran en la siguiente figura:

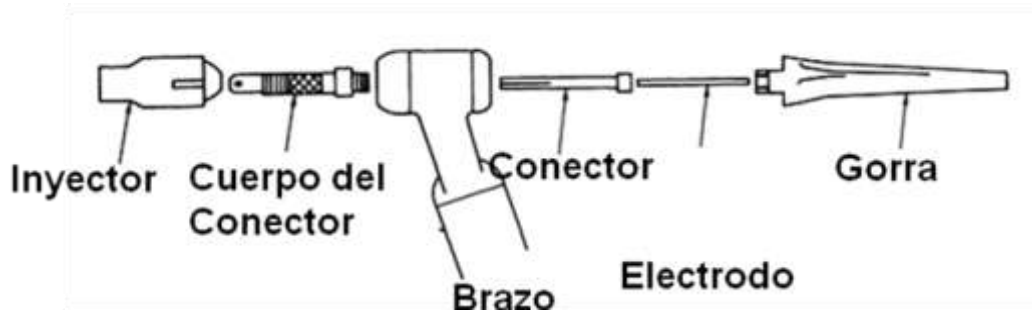


Fig. 2 Principales Componentes de la Antorcha para soldadura TIG

Los sopletes de soldadura tienen un valor nominal de menos de 200 A y son normalmente refrigerados por gas (es decir, las corrientes de gas fluyen alrededor del cable conductor, proporcionando la refrigeración necesaria).

2.6 Electrodo.

Los electrodos no consumibles utilizados en TIG se componen de tungsteno o aleaciones de tungsteno. El electrodo más común es una aleación 2% ThO₂. Este material tiene excelentes características de funcionamiento y una buena estabilidad.

El Thorio es radiactivo, por lo que se debe tener cuidado de no inhalar el polvo cuando se afilen los electrodos. Las rebabas se consideran residuos peligrosos en algunos estados, y su eliminación puede estar sujeta a los reglamentos ambientales.

2.7 Parámetros de proceso

2.7.1 Corriente de Soldadura.

La corriente es una de las condiciones más importantes para el control de la soldadura, porque está relacionada con la profundidad de penetración, la velocidad de soldadura, la tasa de deposición y la calidad de la soldadura.

Fundamentalmente, hay tres opciones de corriente para soldadura:

- ELECTRODO NEGATIVO DE CORRIENTE DIRECTA (DCEN)
- ELECTRODO POSITIVO DE CORRIENTE DIRECTA (DCEP)
- CORRIENTE ALTERNA

Se muestran en las figuras 3 y 4 el efecto de la CD y CA en la forma de la soldadura.

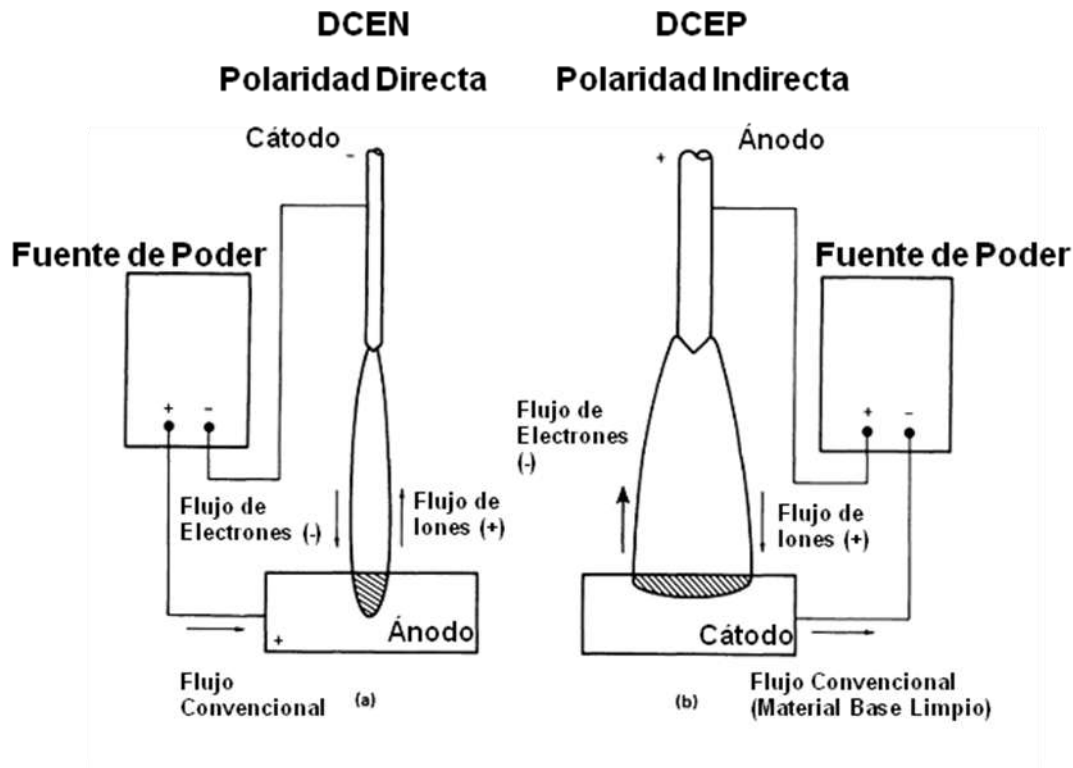


Fig. 3 Efecto de la Polaridad en la configuración de soldadura TIG cuando se utiliza corriente directa.

- (a) DCEN Penetración profunda, zona estrecha fundida 30% de calor aproximadamente en el electrodo y 0% Calor en metal.
- (b) DCEP Penetración superficial, gran área de fundición, aproximadamente 70% del calor en el electrodo y 30% calor en metal.

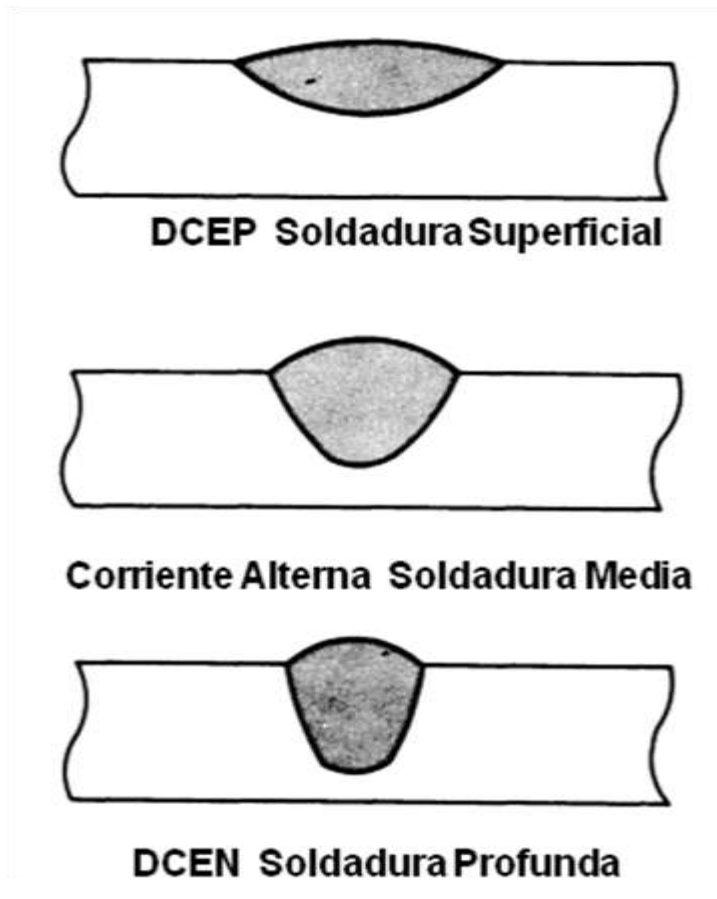


Fig. 4 Configuración de soldadura en función del tipo de corriente (AC o DC) utilizada.

El resultado del uso de corrientes alternas es un calentamiento de electrodo durante el tiempo DCEP de cada ciclo. Esto requiere el uso de electrodos de mayor diámetro, normalmente de tungsteno puro.

La soldadura de polaridad variable permite preestablecer la frecuencia de cambio de polaridad. Esto produce los efectos de limpieza para soldadura AC y la alta eficiencia de la soldadura de DC. La corriente directa electrodo negativo es el más frecuentemente utilizado en el proceso TIG. Esto resulta en un máximo de aplicación de calor al trabajo y la máxima fusión de la pieza.

2.7.2 Los gases de blindaje.

El original proceso TIG utiliza helio como gas de protección para la soldadura de aluminio y magnesio. Hoy en día, el argón es el principal gas de protección.

El argón es el menos costoso de los gases inertes utilizados para la protección de gas de soldadura por arco de tungsteno, que es sólo parcialmente responsable de su uso generalizado.

El argón tiene un bajo potencial de ionización (2.52×10^{-18} J, o 15.7 eV) facilitando la formación de un arco de plasma que con otros gases de blindaje, e es aproximadamente 1.4 veces más pesado que el aire, por lo que desplaza el aire, dando como resultado una excelente protección del depósito de soldadura fundida.

2.7.3 Pureza de gas.

La mayoría de los materiales pueden ser soldados con una pureza del 99,995% o 50 ppm de impurezas. Sin embargo, algunos materiales reactivos (por ejemplo, titanio, molibdeno y tántalo) requieren que el nivel de contaminantes sea inferior a 50 ppm, que pueden exigir certificados de pureza o el uso de filtros y purificadores de gas

2.7.4 Flujo de gas.

En flujo de gas argón se debe utilizar con menor flujo en comparación con el gas helio. Los flujos típicos de argón son 7 L/min y 14 L/min para helio.

2.7.5 Purga de emergencia.

La protección del depósito de soldadura contra la atmósfera es muy importante en TIG. La contaminación atmosférica puede provocar grietas, porosidad y un aspecto granular inaceptable. El contenedor de gas en el soplete es la principal salida del gas de protección para la mayoría de las aplicaciones TIG.

El blindaje trasero es importante porque la presencia de oxígeno puede reducir la penetración de la soldadura de metales y en consecuencia de los efectos mencionados anteriormente

2.7.6 Metales de Relleno.

El espesor de la pieza a soldar determinará la necesidad de adiciones de metal. Materiales más delgados o finos que los 3,2 mm (0,125 pulgadas) se pueden soldar con éxito sin metal adicional.

Cuando se necesita añadir metal, se pueden hacer manualmente en toda la longitud o automáticamente a partir de un rollo o bobina.

El metal es normalmente añadido en frío; alambres calientes se pueden utilizar para aplicaciones automáticas (fig.5). Un inserto de soldadura es material de relleno de varias posibles configuraciones, precolocado para ayudar en la soldadura a raíz de paso.

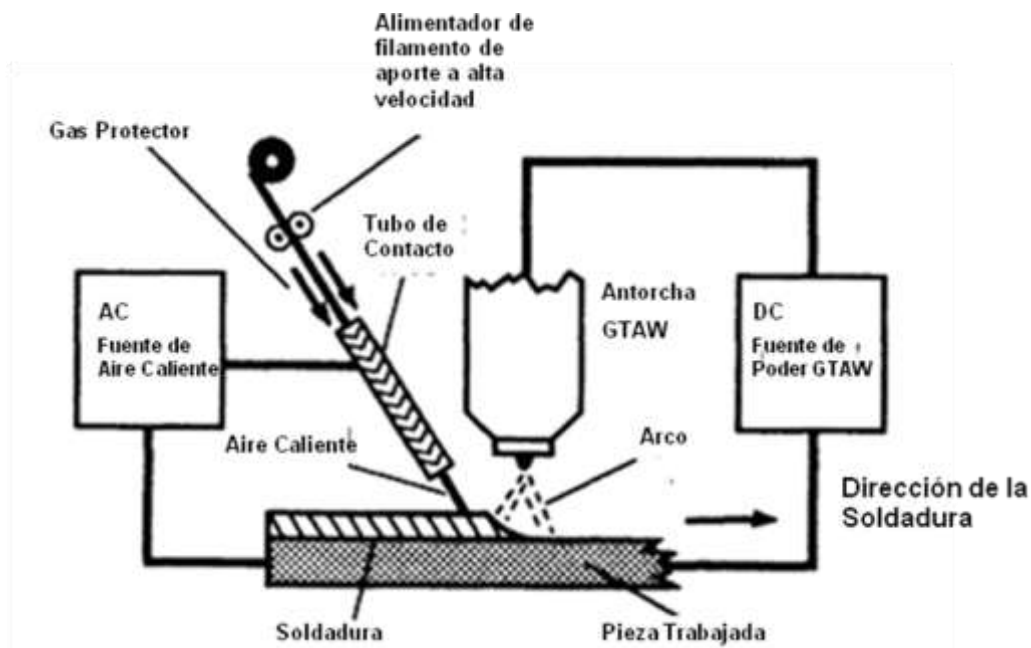


Fig. 5 Esquema de componentes y parámetros clave de un sistema TIG de alambre caliente. ^{Ref.4}

3.1 MARCO TEÓRICO

3.2 SOLIDIFICACION DIRECCIONAL DE LOS ACEROS

Las estructuras dendríticas son observadas frecuentemente durante la solidificación de las aleaciones. La presencia de estructuras dendríticas durante la solidificación, con micro segregaciones, es de gran interés debido a que las características de estas solidificaciones tienen influencia en el comportamiento mecánico.

La solidificación de interfase morfológica ha sido el centro de investigación de muchos metalúrgicos, físicos y matemáticos en las últimas cuatro décadas, y varios estudios sobre solidificación direccional se han realizado para predecir las condiciones de crecimiento para desarrollo o inestabilidad de la interfase sólido-líquida y para caracterizar las propiedades de la microestructura, especialmente el espaciamiento del brazo primario dendrítico λ_1 , el espaciamiento del brazo secundario dendrítico λ_2 , el radio crítico dendrítico R como funciones de las condiciones de solidificación.

En un experimento de solidificación direccional, la interfase planar se vuelve inestable en la frontera de grano, y después la interfase completa desarrolla un perfil periódico.

Las características microestructurales del frente de una dendrita (espaciamiento del brazo primario, radio crítico) alcanzan valores constantes durante el estado estable de solidificación. En contraste, el espaciamiento secundario dendrítico empieza a incrementar su tamaño con el tiempo.

De cualquier forma, las primeras ramas laterales, el espaciamiento secundario inicial λ_2 , siempre se forma con un espacio característico. Así, podemos catalogar las estructuras dendríticas con sus tres parámetros microestructurales de estado estable (λ_1, λ_2, R).

3.3 Crecimiento Dendrítico

Modelo de crecimiento Dendrítico Primario

Existen tres modelos teóricos que pueden ser utilizados para describir el crecimiento dendrítico primario en función de la velocidad de crecimiento, del gradiente de temperatura y de las características de la aleación, éstos en función de los parámetros térmicos del proceso, los cuales muestran que un aumento en la velocidad de crecimiento, produce una disminución en el valor de (λ_1, λ_2).

3.4 Espaciamiento dendrítico primario

Modelos teóricos han sido propuestos en la literatura para describir λ_1 como función de V , G y C_0 (Hunt^(Ref 5), Kurtz^(Ref 6) y Fisher^(Ref 7), Trivedi^(Ref 8) y Hunt^(Ref 5) y Lu^(Ref 6)). Hunt^(Ref 5) intento permitir la interacción de los campos de difusión entre células vecinas utilizando una aproximación sugerida por Bower^(Ref 9).

La relación entre los parámetros de solidificación y λ_1 para el frente de una dendrita esférica con la condición de crecimiento para dendritas, es determinada por el mínimo subenfriamiento. El modelo de Hunt^(Ref 5) nos da:

$$\lambda_1 = 2.83[m(k-1)D\Gamma]^{0.25} C_0^{0.25} V^{-0.25} G^{-0.5}$$

Donde V es la velocidad de crecimiento, G es el gradiente de temperatura en el líquido, m es la pendiente liquidus, k es el coeficiente de distribución de soluto, D es el coeficiente de difusión en líquido, C_0 es composición inicial y Γ es el coeficiente de Gibbs-Thomson.

Otro modelo teórico para caracterizar λ_1 como función de G , V , C_0 fue desarrollado por Kurtz^(Ref 6) y Fisher^(Ref 7). Ellos asumieron que la forma de la célula o dendrita puede ser aproximada a elipsoides y utilizando el criterio de estabilidad para una dendrita o célula aislada, ellos simplificaron sus resultados para los regímenes de baja velocidad ($V < V_{es}/k$) y alta velocidad ($V > V_{es}/k$) donde V_{es} es la velocidad crítica a la cual la interfase plana se vuelve inestable. Para ($V > V_{es}/k$) ellos obtuvieron:

$$\lambda_1 = 4.3[m(k-1)D\Gamma/k^2]^{0.25} C_0^{0.25} V^{-0.25} G^{-0.5}$$

El otro modelo teórico para caracterizar λ_1 como función de G, V, C_0 fue desarrollado por Trivedi^(Ref 8). Su modelo es un resultado del modelo modificado de Hunt^(Ref 5) y el uso del criterio de la estabilidad. El modelo de Trivedi^(Ref 8) presenta:

$$\lambda_1 = 2.83[m(k-1)D\Gamma L]^{0.25} C_0^{0.25} V^{-0.25} G^{-0.5}$$

Donde L es una constante que depende de la solidificación de la aleación. Estos modelos teóricos son muy similares cuando λ_1 crece rápidamente, y la diferencia entre ellos es solo una constante.

3.5 Espaciamiento dendrítico secundario

El espaciamiento dendrítico secundario se expresa usualmente como función de la velocidad de enfriamiento, o el tiempo de solidificación.

Feurer^(Ref 9), Wunderlin^(Ref 10) y Kirkwood^(Ref 11) han derivado la fórmula del espaciamiento dendrítico secundario como una función del tiempo de solidificación y se expresa como:

$$\lambda_2 = K(Mt_s)^{\frac{1}{3}}$$

Donde:

$$M = - \frac{\Gamma D}{(1 - k_0)m(C_E - C_0)} \ln \frac{C_E}{C_0}$$

$K = 5.5$ (Feurer^(Ref 9) y Wunderling^(Ref 10)) o $K = 5$ (Kirkwood),

$\Gamma =$ Coeficiente de Gibbs-Thomson,

$D =$ Coeficiente de difusión del soluto en el líquido,

$K_0 =$ Coeficiente de partición,

$C_0 =$ Composición de la aleación,

$C_E =$ Composición eutéctica y

$m =$ Pendiente de la línea de líquidus.

Otro modelo que predice el comportamiento de la velocidad de enfriamiento respecto al λ_2 es el de Trivedi^(Ref 8) & Somboonsuk^(Ref 12).

$$\lambda_2 = \left(\frac{\partial \Gamma D L}{k v \Delta T_0} \right)^{\frac{1}{2}}$$
$$\Delta T_0 = \frac{m C_0 (k - 1)}{k}$$

3.6 Radio critico dendrítico

La velocidad de crecimiento, la morfología de la dendrita o espaciamiento, son dependientes del comportamiento de la región de la punta solidificada dendrítica.

Durante el crecimiento de la punta, el calor y el soluto son rechazados. Los procesos de difusión son conducidos por gradientes en el líquido y el último es debido a diferencias de temperatura (ΔT_i) y concentración (ΔC).

En el caso de crecimiento dendrítico direccional en una aleación, la situación es algunas veces simple debido que el gradiente de temperatura impuesto al sistema, el calor latente transportado a través del sólido y como una primera aproximación, no se afecta el crecimiento de la punta mientras el soluto es rechazado al frente de las puntas.

Los modelos de Hunt^(Ref 5), Kurz^(Ref 6) y Trivedi^(Ref 8), son usados para encontrar las relaciones entre el radio de la punta R en función de la velocidad de enfriamiento y la composición. De acuerdo al modelo de Hunt^(Ref 5) se tiene:

$$R = \left\{ \frac{2\Gamma D}{m(k-1)} \right\}^{0.5} C_0^{-0.5} V^{-0.5}$$

Es posible realizar la medición de λ_1, λ_2 , Y el radio de la punta mediante un análisis metalográfico, con cortes transversales y longitudinales esto se puede realizar mediante 3 métodos.

- 1.- Método del triángulo.- se crea un triangulo enfocándonos en los centros de tres dendritas, siendo cada uno de los lados del triangulo λ_1
- 2.- Método de cuantificación por área, en éste método los valores de λ_1 se miden delimitando un área fija, como patrón.
- 3.- Método del círculo, sirve para cuantificar el tamaño del radio de la punta, lo cual se hace ajustando un círculo en la punta, de ésta manera podemos determinar en ancho de la punta (el diámetro) y el tamaño de la punta (por el radio).

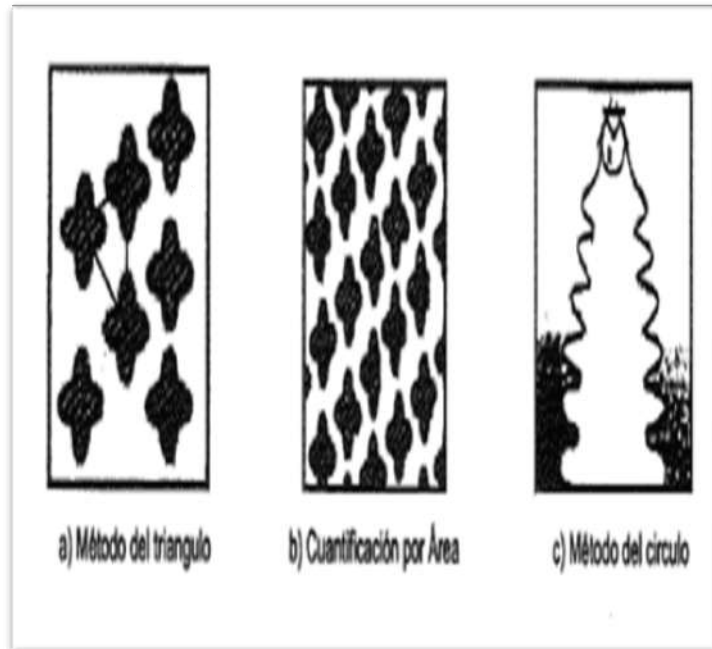


Fig. 6 Métodos de cuantificación de dendritas

4.1 Desarrollo Experimental

En este capítulo se muestra el marco experimental usado en la caracterización del acero inoxidable 316L realizando seis diferentes procesos de soldadura, con el fin de poder determinar la relación que existe entre los cambios microestructurales así como las propiedades mecánicas con respecto a las variables utilizadas en este proyecto.

4.2 Variables del Proceso

El material utilizado en este proyecto fue donado por la empresa **Ingeniería DIFUSA**, la cual se dedica a la fabricación de contenedores alimenticios dando un servicio a clientes como Sabritas, Lala, Jumex entre otras.

Se realizaron 6 diferentes pruebas de soldadura en la empresa las cuales fueron unidas utilizando la soldadura TIG con ayuda de soldadores certificados, las muestras se realizaron por duplicado y se clasificaron en base a los parámetros establecidos para la evaluación (Ver Tabla 2), esto con el fin de tener un campo amplio de análisis.

Tabla 2. Variables del Proceso a Estudiar

Tipo de Soldadura	Amperaje	Respaldo
TIG	100 A	Argón
TIG	120 A	Argón
TIG	140 A	Argón

Tipo de Soldadura	Unidad de RESPALDO	Respaldo
TIG	10 unidades	Argón
TIG	15 unidades	Argón
TIG	20 unidades	Argón

4.3 Metodología

4.4 Corte y Preparación de la Muestra

Se caracterizaron seis diferentes muestras las cuales tenían las siguientes dimensiones de solera 2cm x 15cm x 30cm, las cuales para poder realizar la preparación metalográfica se realizó un corte de 2cm x 5cm x 30cm.

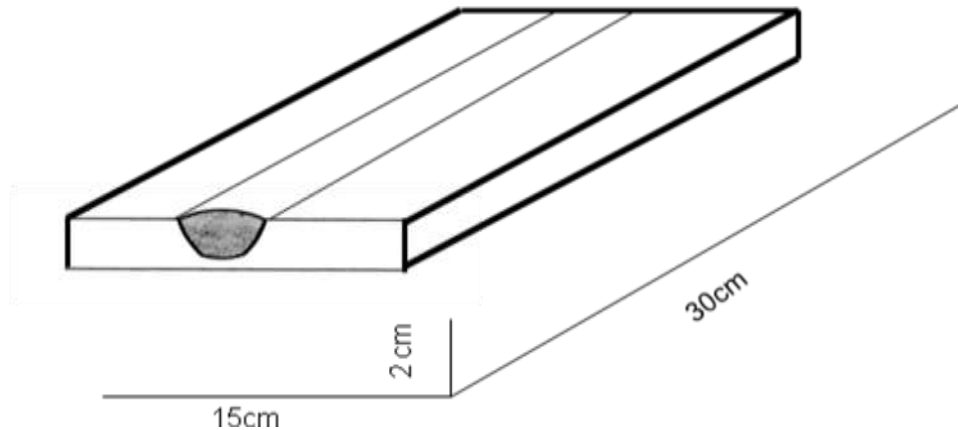


Fig. 7 Dimensiones de las muestras donadas inicialmente

Se realizó un segundo corte en la unión soldada; esto con el fin de poder analizar exactamente el comportamiento de las variables a estudiar en la unión soldada del material.

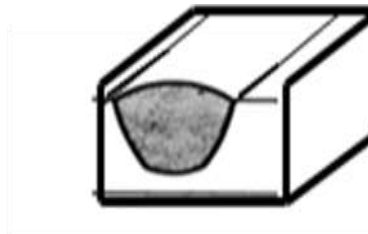


Fig. 8. Dimensiones de la pieza después de realizarse los cortes correspondientes. (2cm x 4cm x 3cm)

La preparación metalográfica de las muestras se llevó a cabo en la empresa CARPENTER Aceros Fortuna. SA de CV. y se llevó de la siguiente manera:

1. La pieza fue montada en baquelita
2. Se realizó el desbaste de la pieza y posteriormente se realizó el lijado con los 4 tipos de abrasivo (240, 320, 400, 600).
3. Se pulió con alumina de $0.5\mu\text{m}$ y se llevó a cabo el pulido fino hasta obtener una superficie tipo espejo.
4. Al tener la muestra preparada, se observó en el microscopio óptico el pulido, esto con el fin de no tener ralladuras o manchas.
5. Se realizó el ataque químico a la muestra con el revelador VILLEDA, con el fin de revelar la microestructura en la zona ZAC, con un tiempo de ataque de 7 a 12 segundos.
6. Por último se hizo la observación de la microestructura en el microscopio óptico modelo Epiphot marca NIKON situado en la empresa Carpenter y posteriormente en el microscopio de barrido electrónico.
7. Se tomaron fotografías en las diferentes condiciones a analizar a diferentes aumentos. (100X, 500X, 1000X)
8. Posteriormente analizamos cada fotografía y cuantificamos el Espacio Dendrítico Primario (EDP), el Espacio Dendrítico Secundario (EDS), y el Radio Crítico (R_c).

El procedimiento anterior se realizó para cada una de las probetas.

4.5 Microdureza Vickers

Para éste ensayo se preparó la superficie de la muestra, realizando un ligero desbaste en lija de 120 a 800, con el propósito de tener siempre una superficie con el mismo acabado, disminuyendo así las variantes en las lecturas, así como reduciendo los errores de medición por una superficie rugosa. Un error común en éste tipo de ensayos por ser un análisis muy puntual.

Se realizó un barrido de dureza Vickers con un durómetro marca LECO modelo M-400 en el cordón de soldadura, desde el material base pasando por la Zona Afectada por el Calor (ZAC) así como en la estructura dendrítica; continuando así hasta regresar al ZAC y terminando en el material base. Utilizando una carga de 0.5kgf (kilogramos fuerza).

4.6 Microscopía Óptica

La metalografía óptica examina materiales usando luz visible para proporcionar una imagen de micro o macro estructura. El microscopio electrónico se utiliza para la caracterización de estructuras a través de revelar los límites de granos, fases, distribución de inclusiones y evidencias de deformación mecánica.

La microestructura de los metales y aleaciones son determinadas por la composición, proceso de solidificación y tratamientos termomecánicos; por lo tanto estas variables de proceso determinan la respuesta de los materiales.

4.7 Análisis Químico por espectrometría de chispa

Se realizaron pruebas en el espectrómetro de chispa modelo MPI Master Plus marca WAS con número de serie 02h0007, el cual consiste en pasar un haz de electrones a través de la muestra, el análisis da información de composición química.

5 RESULTADOS Y DISCUSION

5.1 RESULTADOS

Éste capítulo se divide en dos secciones, en la primera se presenta la caracterización de los aceros inoxidable bajo la influencia de la intensidad de corriente, la caracterización microestructural y propiedades mecánicas de dureza.

En la segunda parte se presenta la caracterización de los aceros inoxidable bajo la influencia del gas protector argón. La secuencia de la presentación de resultados es similar con el propósito de explicar las variaciones que presenta la soldadura TIG en las dos diferentes condiciones.

5.1.1 Composición Química

Se muestran los resultados de los análisis químicos efectuados por espectrometría de chispa modificando la intensidad de corriente.

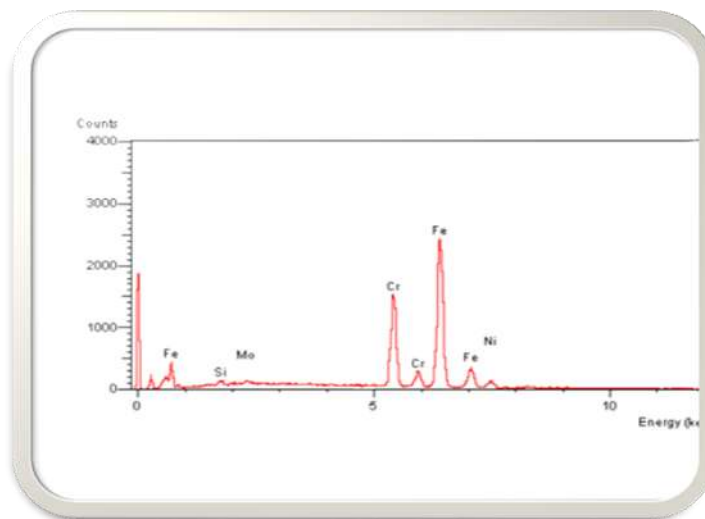


Imagen 10.- Composición Química Probeta 100A

%C	%Si	%Cr	%Fe	%Ni	%Mo
8.5	0.4	20.9	63.0	6.7	0.5

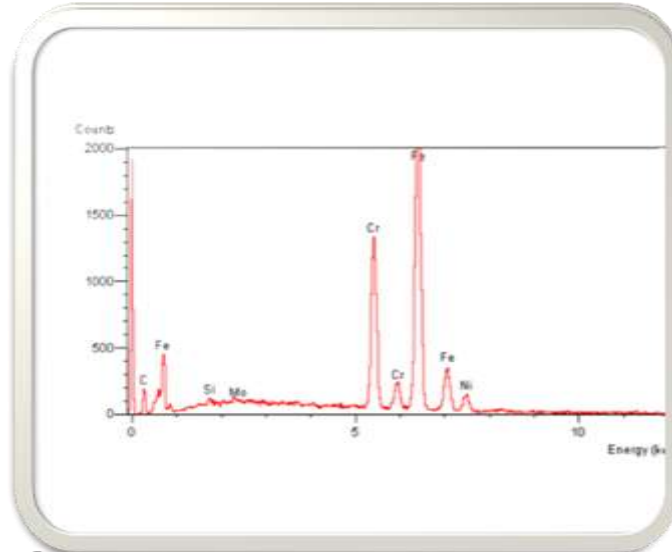


Imagen 11.- Composición Química Probeta 120A

%C	%Si	%Cr	%Fe	%Ni	%Mo
6.4	0.4	19.8	66.5	6.7	0.4

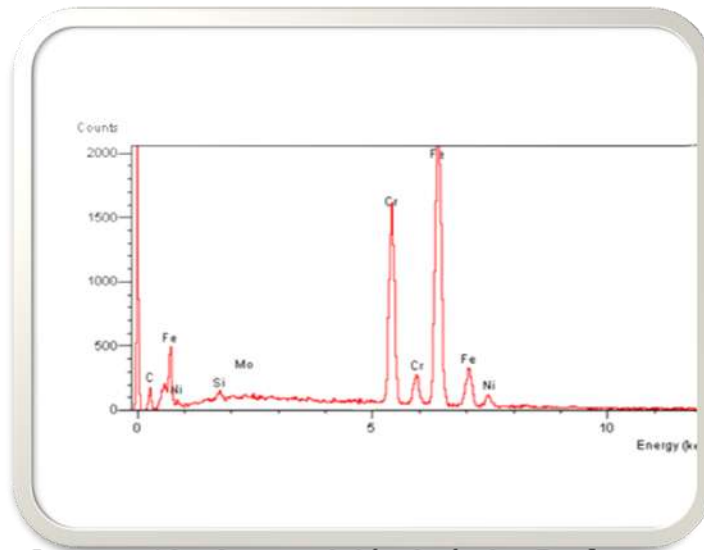


Imagen 12.- Composición Química Probeta 140A

%C	%Si	%Cr	%Fe	%Ni	%Mo
6.0	0.5	17.8	67.6	7.7	0.3

Se muestran los resultados de los análisis químicos efectuados por espectrometría de chispa en las muestras en base a la intensidad del flujo del gas protector Argón

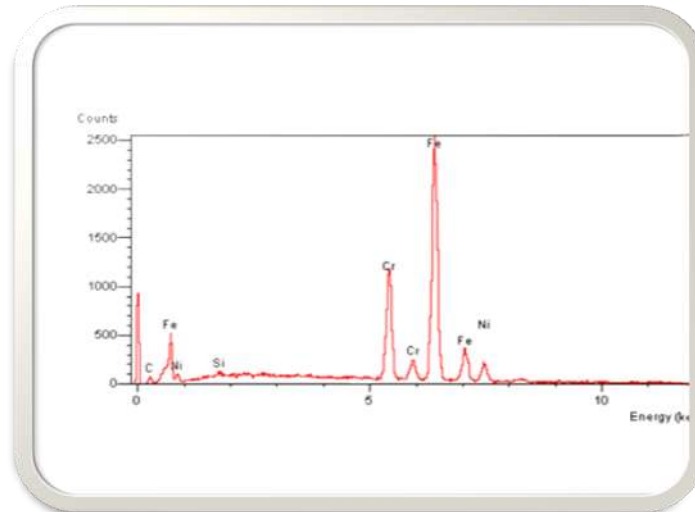


Imagen 13.- Composición Química Probeta 10u

%C	%Si	%Cr	%Fe	%Ni
0.03	10.2	45.5	39.8	8.5

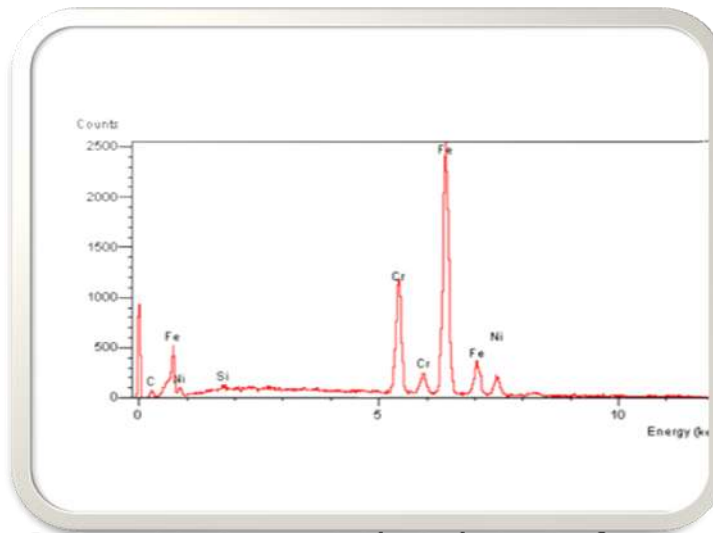


Imagen 14.- Composición Química Probeta 10u

%C	%Si	%Cr	%Fe	%Ni
0.3	10.2	45.5	39.8	8.5

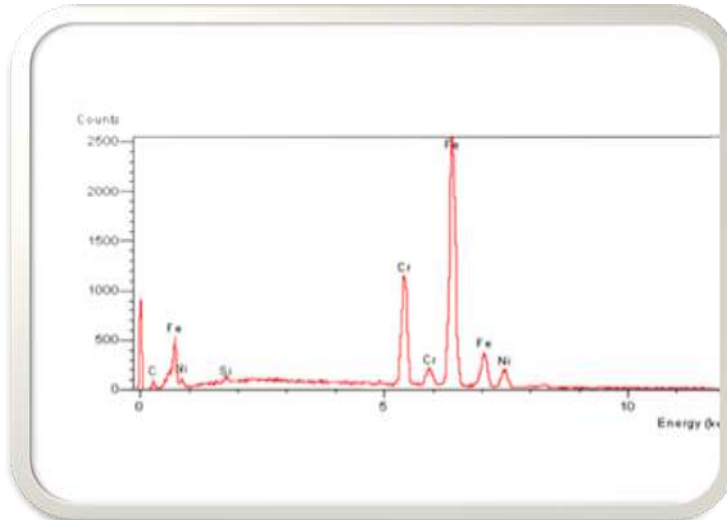


Imagen 15.- Composición Química Probeta 15u

%C	%Si	%Cr	%Fe	%Ni
0.2	0.4	19.8	72.0	7.8

Analizando las imágenes de los análisis químicos realizados a las seis diferentes probetas se observa que el %C se encuentra por debajo del 0.03%, por lo que estamos evitando la precipitación de carburos. Por otro lado podemos decir que los elementos aleantes presentes no muestran algún cambio significativo en su composición química.

Ya que si existiera presencia de éstos produciría una pérdida de cromo en las inmediaciones de las piezas soldadas provocando que la zona quede sensibilizada a la corrosión intergranular.

Ahora bien el elemento Ni (Níquel) nos está ayudando a la estabilización de la zona austenítica ya que aumenta la capacidad de temple de los aceros porque reduce la velocidad crítica de enfriamiento permitiendo así una estructura dendrítica homogénea.

Por otro lado el Si (Silicio) favorece la formación de estructura dendríticas y con esto aumenta la resistencia en caliente al momento de ser elevada la temperatura al estar aplicando la soldadura.

Por último tenemos la presencia del Mo (Molibdeno) el cual aumenta la resistencia mecánica del acero, favorece a la pasividad y resistencia química en presencia de ácidos reductores.

5.1.2 Caracterización Microestructural

Se realizó el análisis microestructural de las muestras teniendo variación de intensidad de corriente, con el propósito de cuantificar la cantidad de dendritas primarias, dendritas secundarias y radio crítico con el fin de analizar las diferencias en las microestructuras aplicando los modelos matemáticos. Esto con el fin de comparar la parte teórica con lo experimental.

Se efectuó el estudio del EDS y EDP en base al método de cuantificación por área, en el cual los valores de λ_1 , λ_2 se midieron delimitando un área fija como patrón (Apéndice 1-2-3).

Para el caso del radio crítico se llevó a cabo el método del círculo, el cual nos sirve para poder cuantificar el tamaño y ancho del radio crítico ajustando un círculo en la punta de la dendrita primaria. (Apéndice 1-2-3)

Se muestran los resultados del análisis microestructural de las muestras de modificando la intensidad del flujo del gas protector Argón. (Apéndice 4-5-6)
A continuación se muestra la comparación del EDP. EDS y Radio Crítico modificando la intensidad de corriente

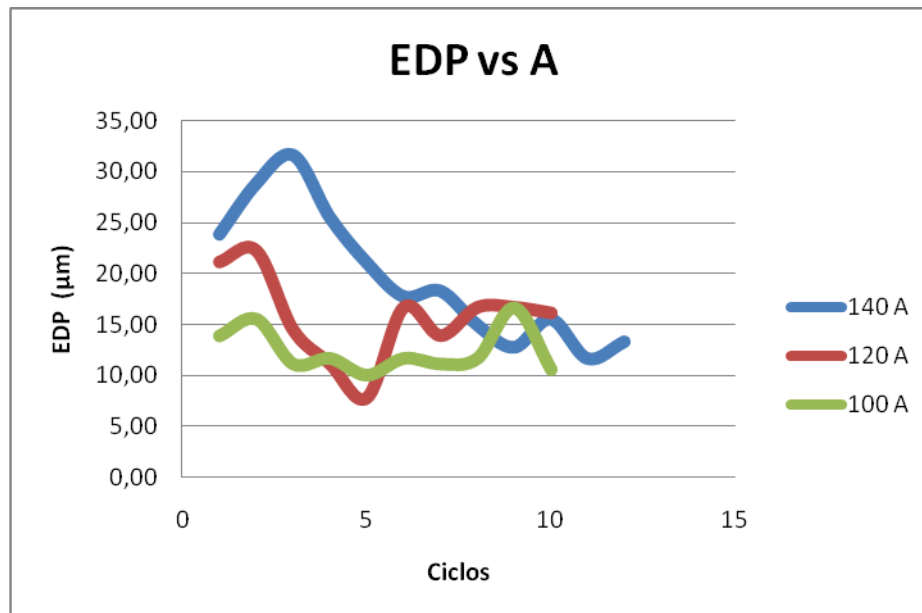


Gráfico 1.- Crecimiento Dendrítico Primario variando la intensidad de corriente

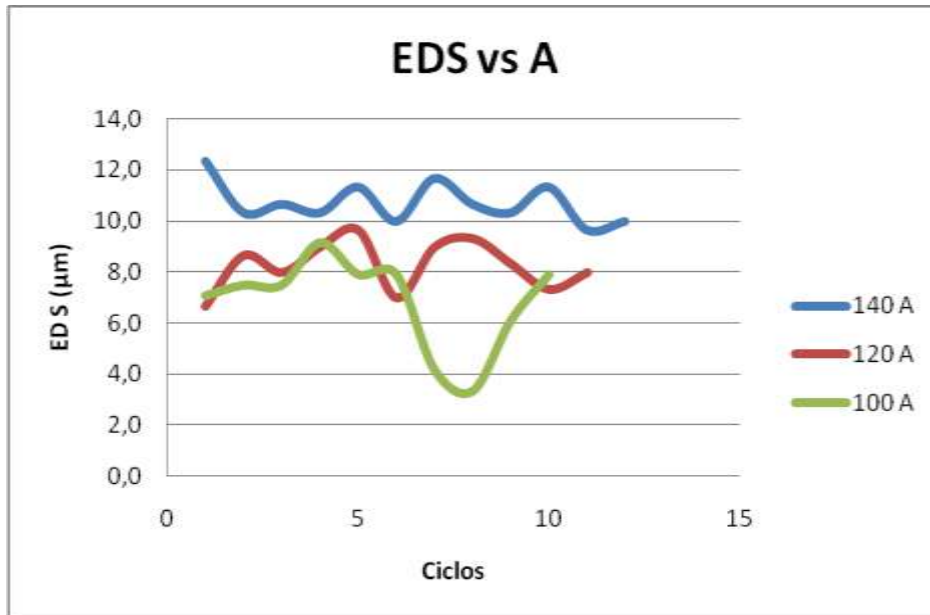


Grafico 2.- Crecimiento Dendrítico Secundario variando la intensidad de corriente

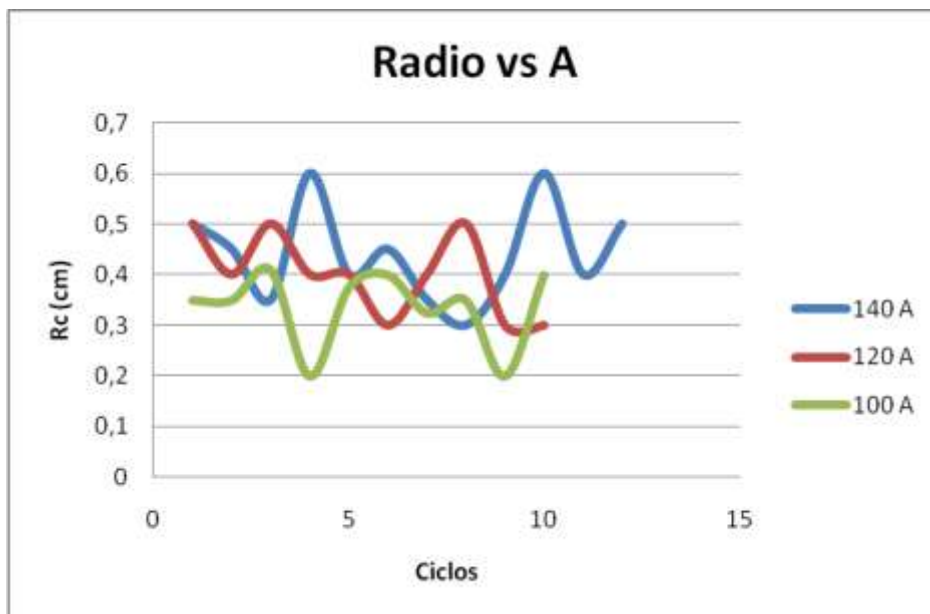


Grafico 3.- Radio Crítico variando la intensidad de corriente

Analizando los gráficos 1, 2, 3 en donde se muestran la variación del comportamiento de los parámetros estructurales variando la intensidad de corriente podemos notar que presentan conductas similares.

En base a los resultados podemos deducir lo siguiente:

Tabla 3. Resultados obtenidos del estudio cuantitativo para cada intensidad de corriente

100 A	
EDP (μm)	12.39
EDS (μm)	6.86
Radio (cm)	0.34
120 A	
EDP (μm)	15.67
EDS (μm)	8.27
Radio (cm)	0.40
140 A	
EDP (μm)	19.63
EDS (μm)	10.59
Radio (cm)	0.45

Partimos de un EDP de $12.39\mu\text{m}$ al 100% al ir incrementado 20A más tenemos un aumento del 23% y al llegar a 140A tenemos un incremento final de 58%

Para el EDS tenemos de inicio un tamaño de $6.86\mu\text{m}$ al incrementar 20A obtenemos un aumento del 20% y al llegar a 140A llegamos a tener un incremento del 54%.

Y por último al partir de un tamaño de radio de $0.34\mu\text{m}$, al tener el aumento de intensidad de 20A obtenemos un 17% de más, y por último al llegar a 140A nuestro incremento de tamaño final será de un 32%

Esto es debido que al incrementar la intensidad de corriente tenemos un aumento en el brazo dendrítico primario, brazo dendrítico secundario y en el tamaño del radio crítico.

Este efecto se debe que en toda la soldadura, el metal al quedar bajo la flama del arco entra inmediatamente al estado de fusión; estableciéndose distintas temperaturas .en cada sección o zona de la pieza de trabajo ^(Ref.13)

La soldadura para los aceros inoxidables implica muy altas temperaturas, con lo cual al tener un incremento en la intensidad de corriente se tiene un aumento de energía dando como resultado el desarrollo de la estructura del grano dentro del área de la soldadura como en la zona inmediata.

Por lo tanto al tener un incremento de corriente tenemos como consecuencia un aumento de energía, el cual provocara que tengamos un mayor tiempo de solidificación induciendo un mayor ensanchamiento del brazo dendrítico primario y a su vez el brazo dendrítico secundario y el radio crítico tendrán más tiempo para crecer.

Se muestra la comparación del EDP. EDS y Radio Crítico modificando la intensidad del flujo de gas Argón

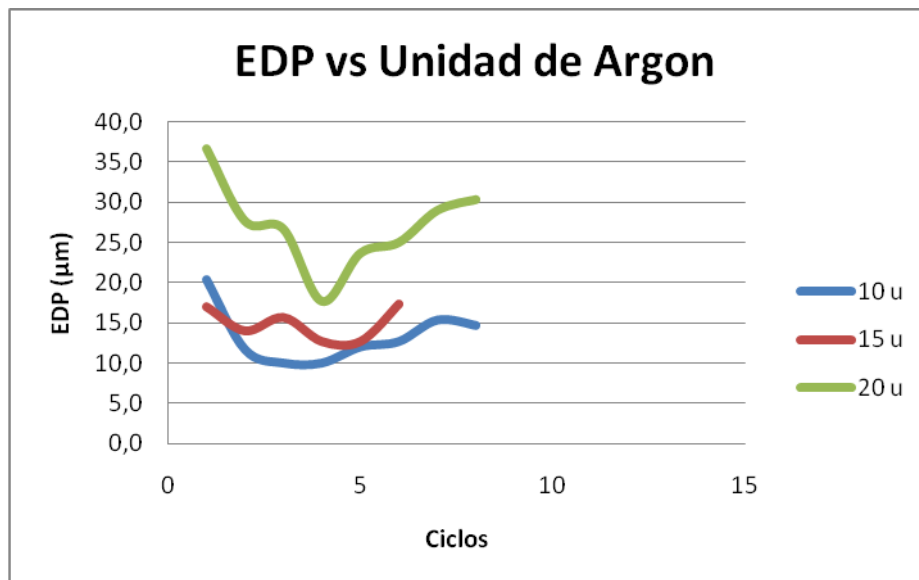


Grafico 4.- Crecimiento Dendrítico Primario variando la intensidad de argón

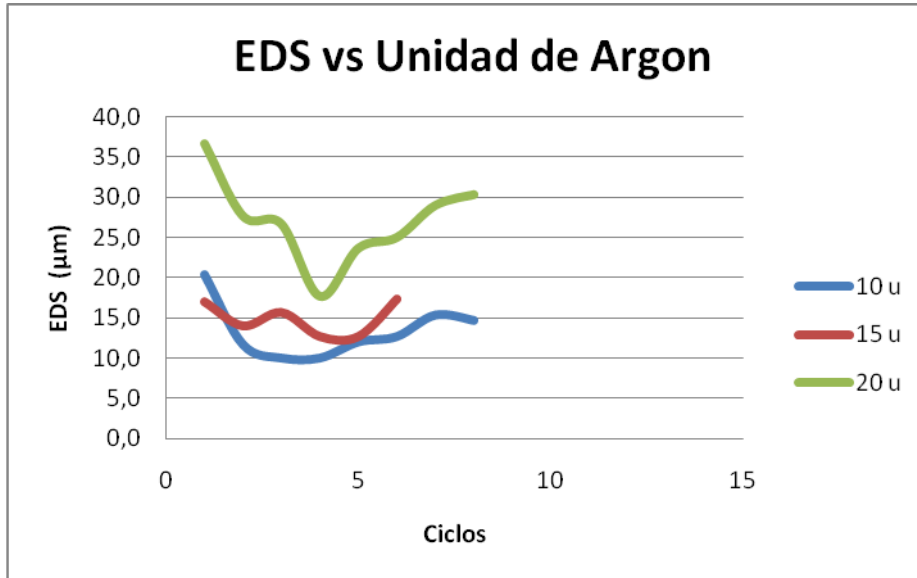


Grafico 5.- Crecimiento Dendrítico Secundario variando la intensidad de argón



Grafico 6.- Radico crítico variando la intensidad de argón

Analizando los gráficos 4, 5, 6 en donde se muestra la variación de la intensidad de flujo de gas, en los parámetros estructurales podemos notar que presentan conductas similares, respecto al flujo de gas.

En base a los resultados podemos deducir lo siguiente:

Tabla 4. Resultados obtenidos del estudio cuantitativo para cada intensidad de flujo de argón aplicado.

10u	
EDP (μm)	27.10
EDS (μm)	15.3
Radio (cm)	1.2
15 u	
EDP (μm)	14.9
EDS (μm)	8
Radio (cm)	0.50
20 u	
EDP (μm)	12.80
EDS (μm)	7.3
Radio (cm)	0.47

Partimos de un EDP de $27.10\mu\text{m}$ al 100% al incrementar 5 unidades de gas s tenemos una disminución del 54% y al llegar a 20u tenemos un decremento total de 53%.

Para el EDS tenemos de inicio un tamaño de $15.3\mu\text{m}$ al incrementar 5 unidades de gas obtenemos una disminución del 48% y al llegar a 20u llegamos a tener un decremento del 53%.

Y por último al partir de un tamaño de radio de $1.2\mu\text{m}$, al tener el aumento de intensidad de argón obtenemos un decremento del 17% y por último al llegar a 20u nuestra disminución de tamaño final será de un 41%.

Al incrementar la intensidad de flujo de gas protector tenemos una disminución en el brazo dendrítico primario, brazo dendrítico secundario y en el tamaño del radio crítico.

Esto es debido que al utilizar la protección de gas inerte favorece a la distribución de energía generada durante el proceso de soldadura, con lo cual se obtiene una mejor distribución en la temperatura y por tanto los tiempos de solidificación son menores al utilizar mayor cantidad de gas.

Caso contrario cuando se tiene una menor cantidad del gas la energía generada no se alcanza a disipar en la soldadura, con lo cual la temperatura se mantiene más alta, lo que hace más lenta la transmisión de calor en la unión soldada provocando un enfriamiento tardío favoreciendo el crecimiento del grano.

Los procesos de soldadura de gas inerte son de preferente aplicación en aceros de bajo carbono

5.1.3 Caracterización Mecánica

Se presentan los resultados obtenidos en los ensayos de dureza Vickers, esto con el fin de analizar el efecto de la intensidad de corriente así como del gas protector argón en el cordón de soldadura.

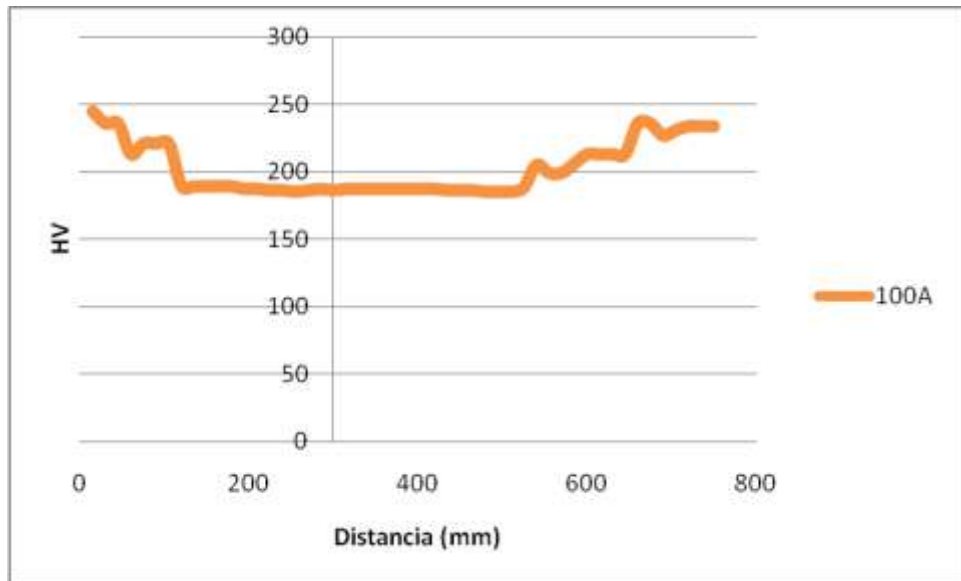


Gráfico 7.- Perfil de dureza aplicando 100A

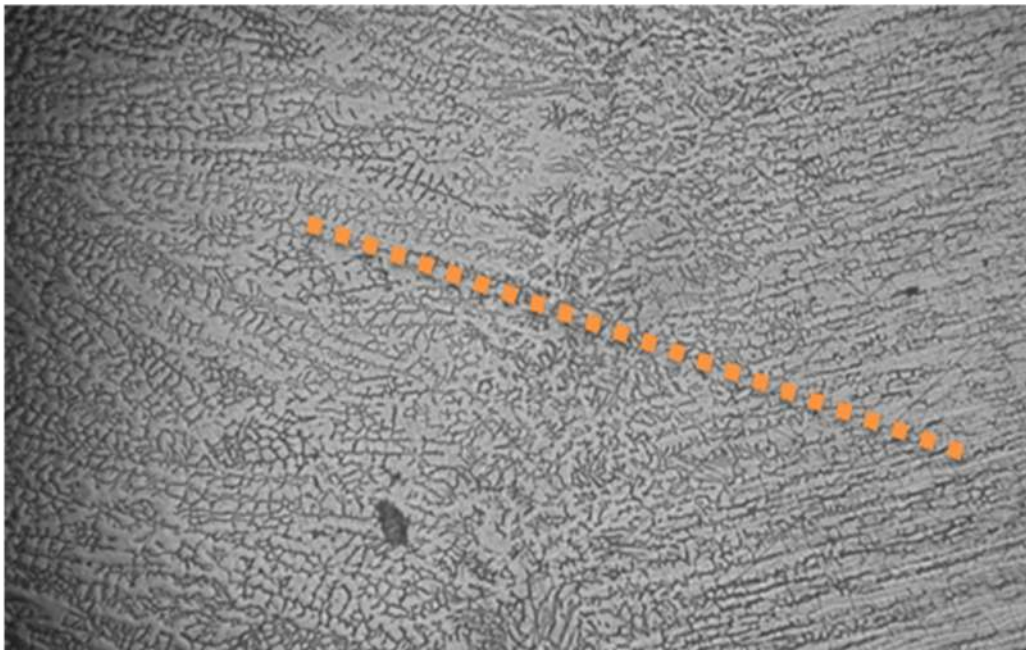


Imagen 16.- Zona de la muestra donde fue realizado el perfil de dureza a 100A

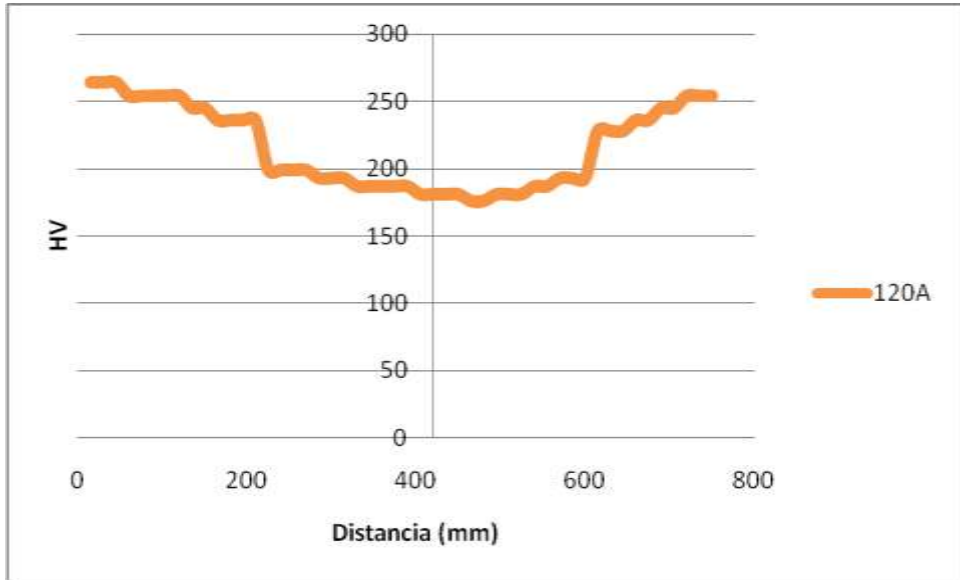


Grafico 8.- Perfil de dureza aplicando 120A

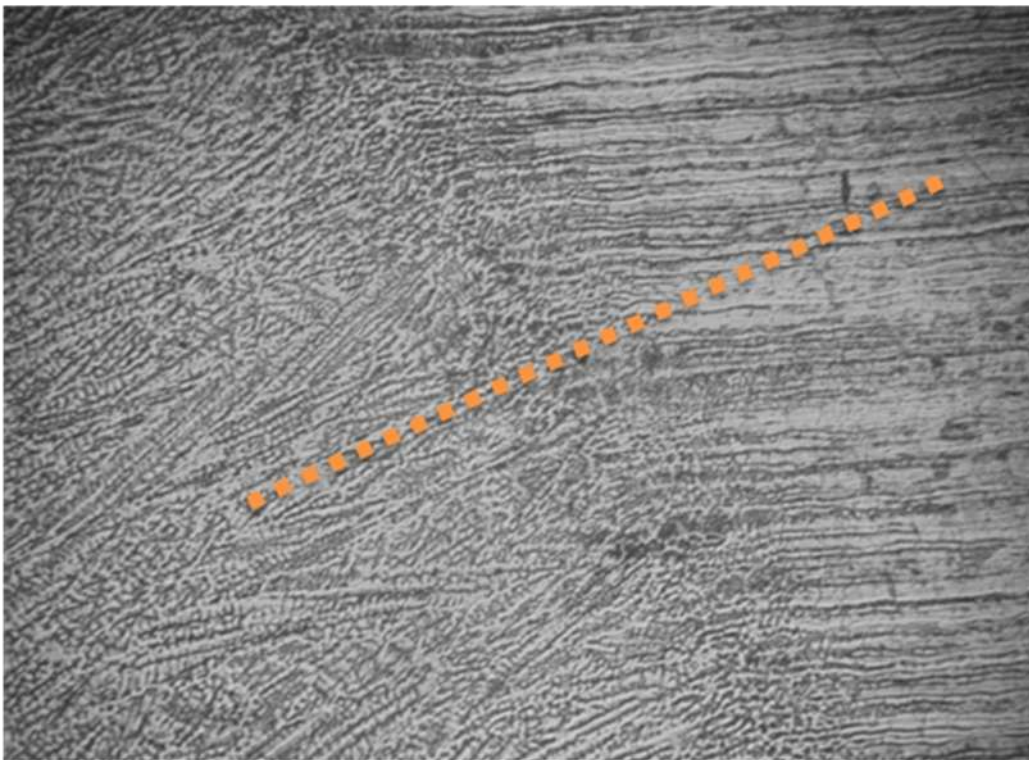


Imagen 17.- Zona de la muestra donde fue realizado el perfil de dureza a 120A

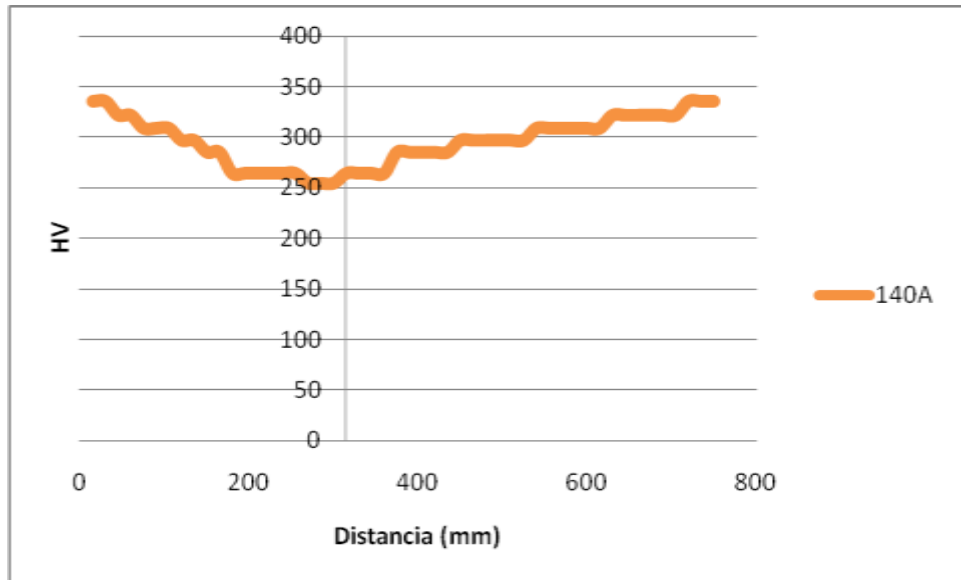


Grafico 9.- Perfil de dureza aplicando 140A

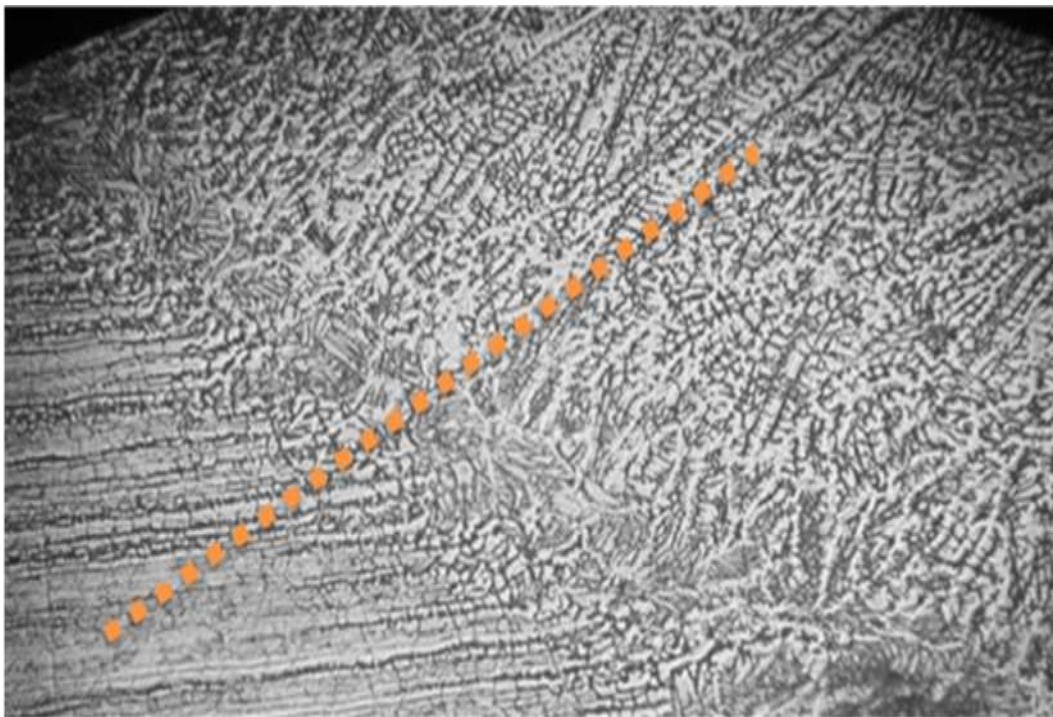


Imagen 18.- Zona de la muestra donde fue realizado el perfil de dureza a 140A

Se muestra la comparación del ensayo mecánico de dureza modificando la intensidad del flujo de gas Argón

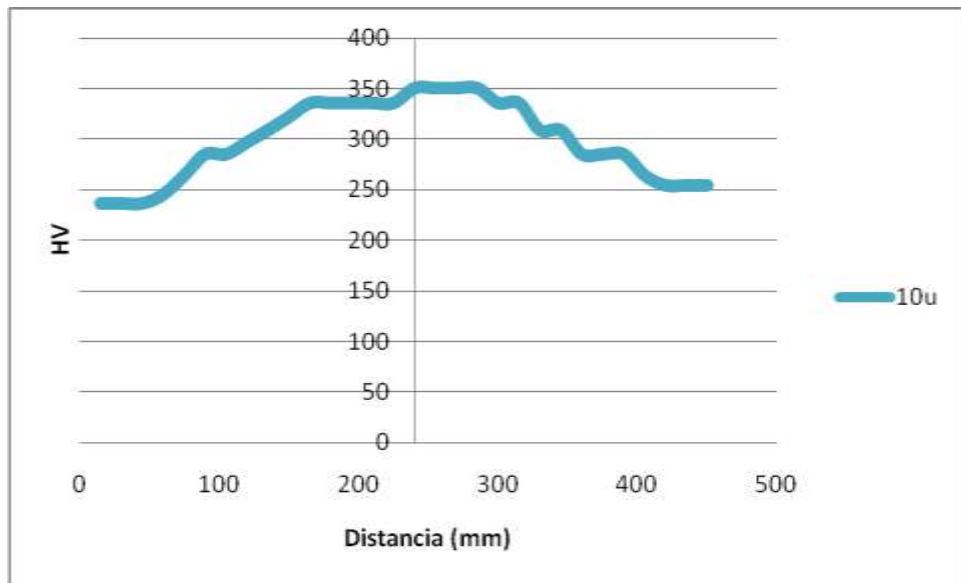


Grafico 10.- Perfil de dureza aplicando 10u

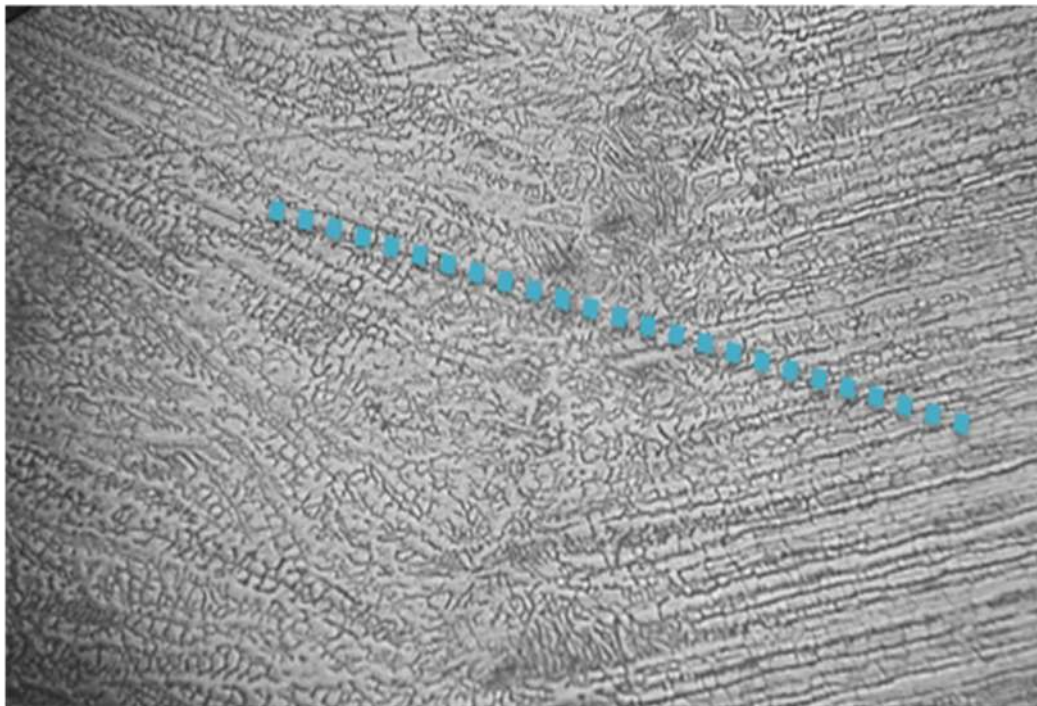


Imagen 19.- Zona de la muestra donde fue realizado el perfil de dureza a 10u

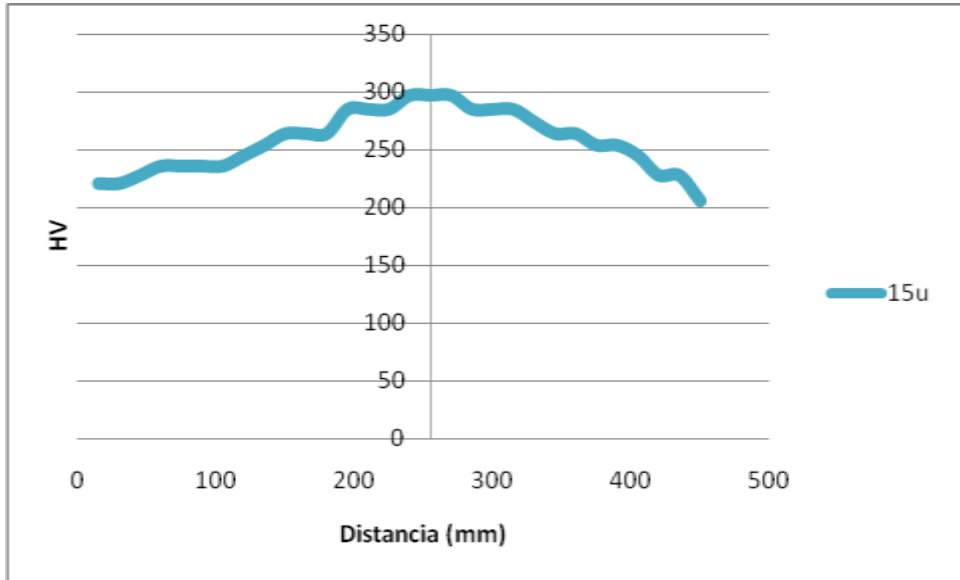


Grafico 11.- Perfil de dureza aplicando 15u

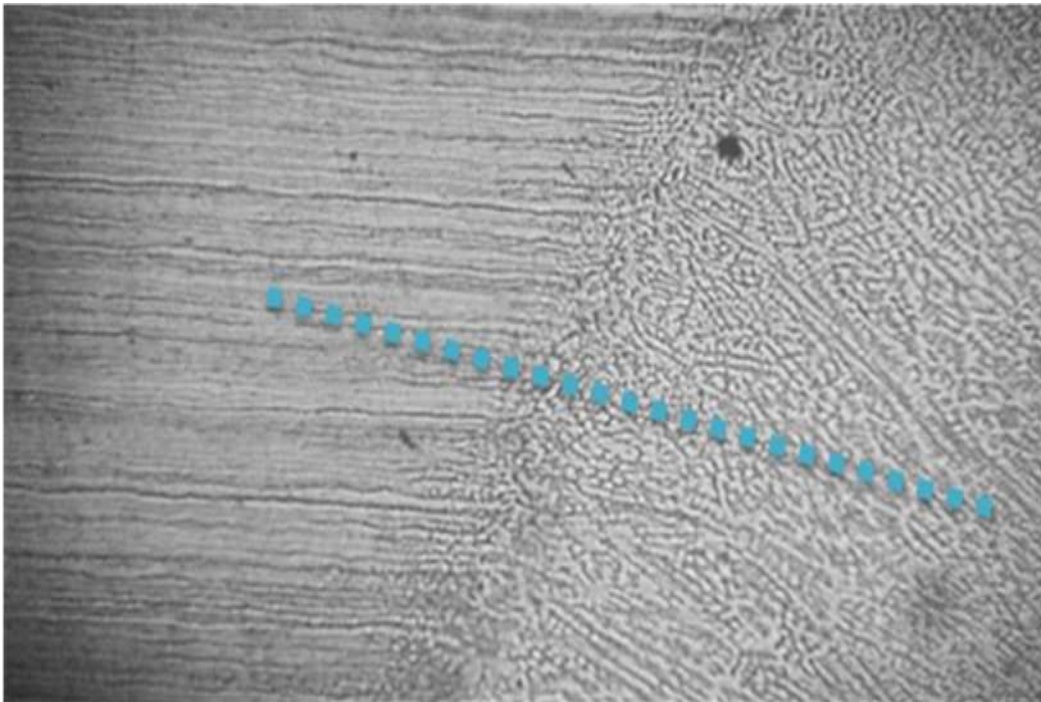


Imagen 20.- Zona de la muestra donde fue realizado el perfil de dureza a 15u

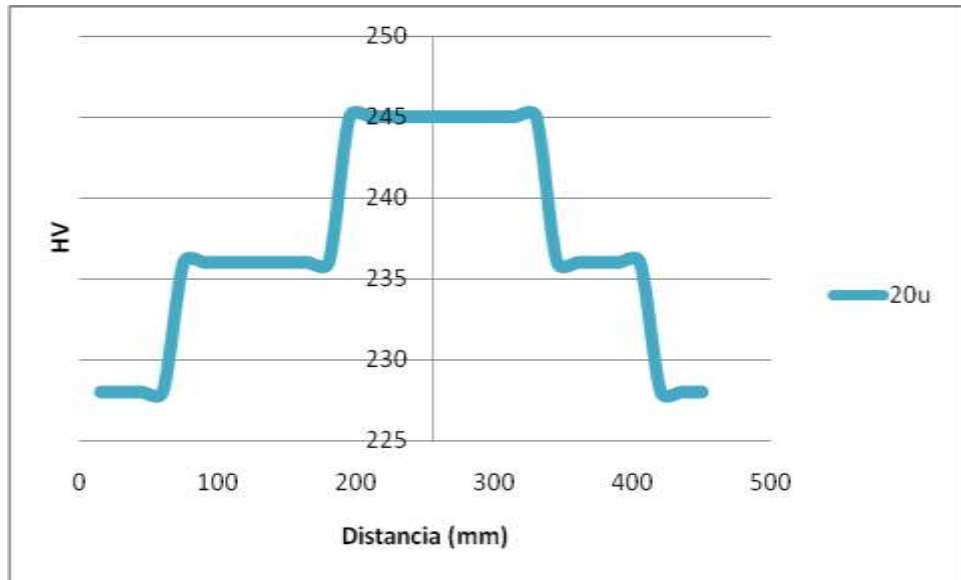


Grafico 12.- Perfil de dureza aplicando 20u

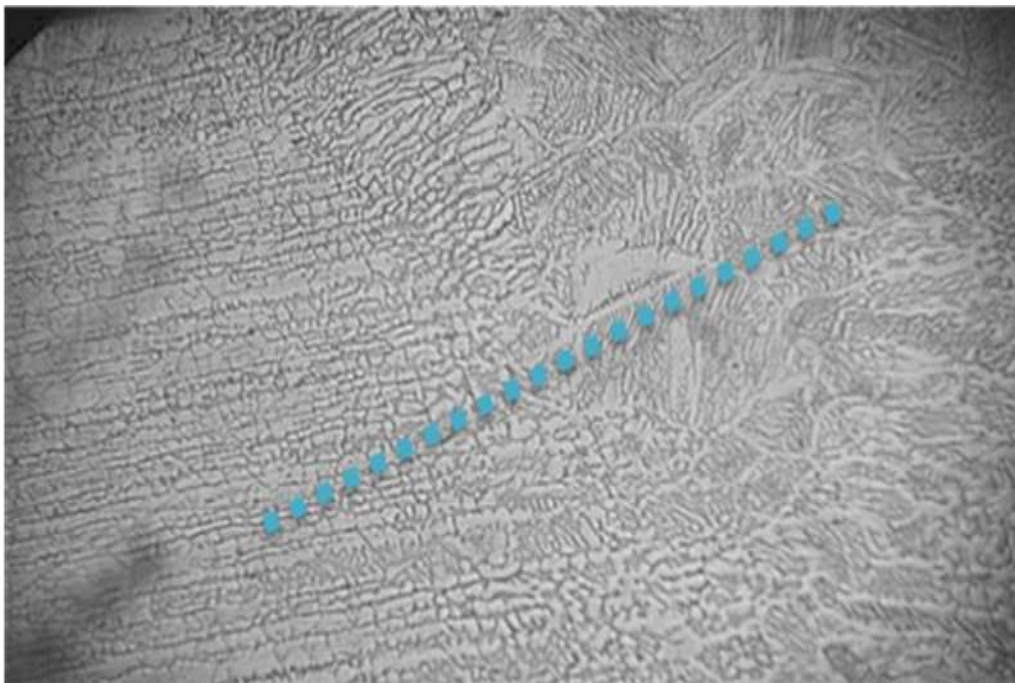


Imagen 21- Zona de la muestra donde fue realizado el perfil de dureza a 20u

En seguida se muestran las comparaciones de las propiedades mecánicas involucrando las diferentes condiciones.

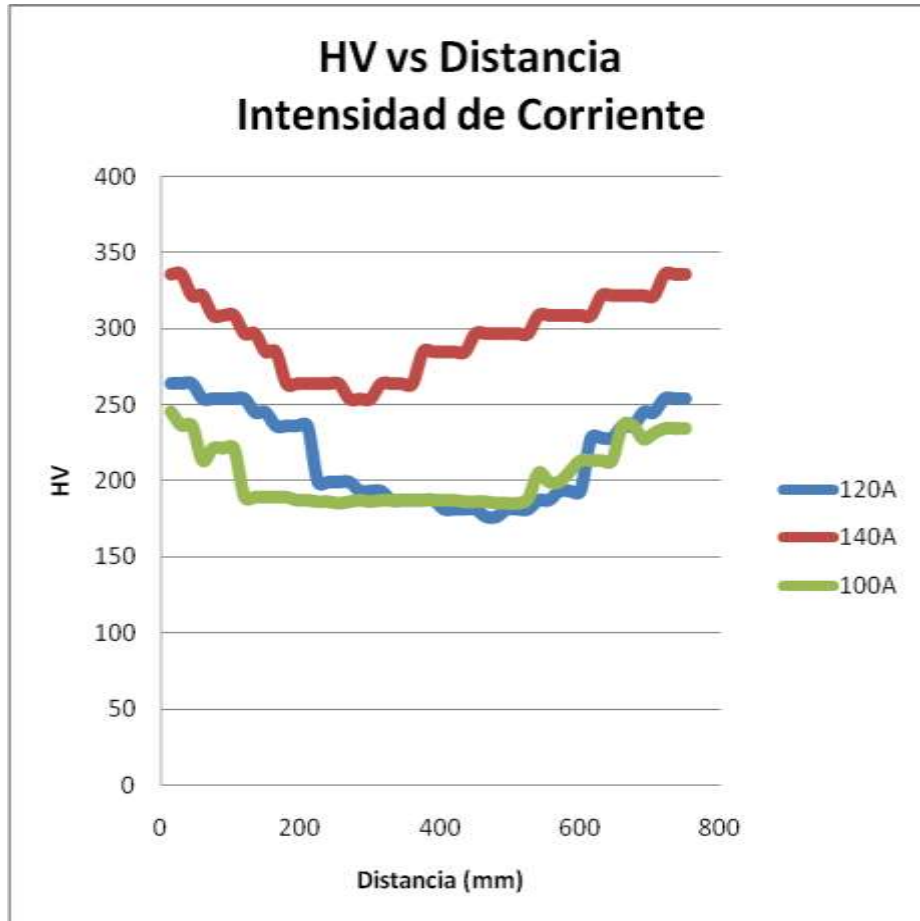


Grafico 13.- Comparación del Perfil de dureza aplicado a diferente Intensidad de Corriente

El calor aplicado al metal lo hace dilatarse y ejerce fuerza sobre el metal que rodea a la parte donde se aplica el calor. El metal que recibe la presión opone resistencia y entonces la expansión se verifica hacia arriba o hacia donde no haya resistencia, o en último caso, donde ésta ejerce menos presión.

Por lo tanto como el calor ejercido tiende a perderse, provoca que el tamaño de grano se incremente por la alta energía aplicada al momento de estar soldando.

Por consiguiente si nuestro tamaño de grano depende de la energía aplicada tendremos una dureza menor a altas corrientes, las cuales pueden provocar fisuras o rupturas en la unión soldada al momento de estar sujetas a variaciones de presiones.

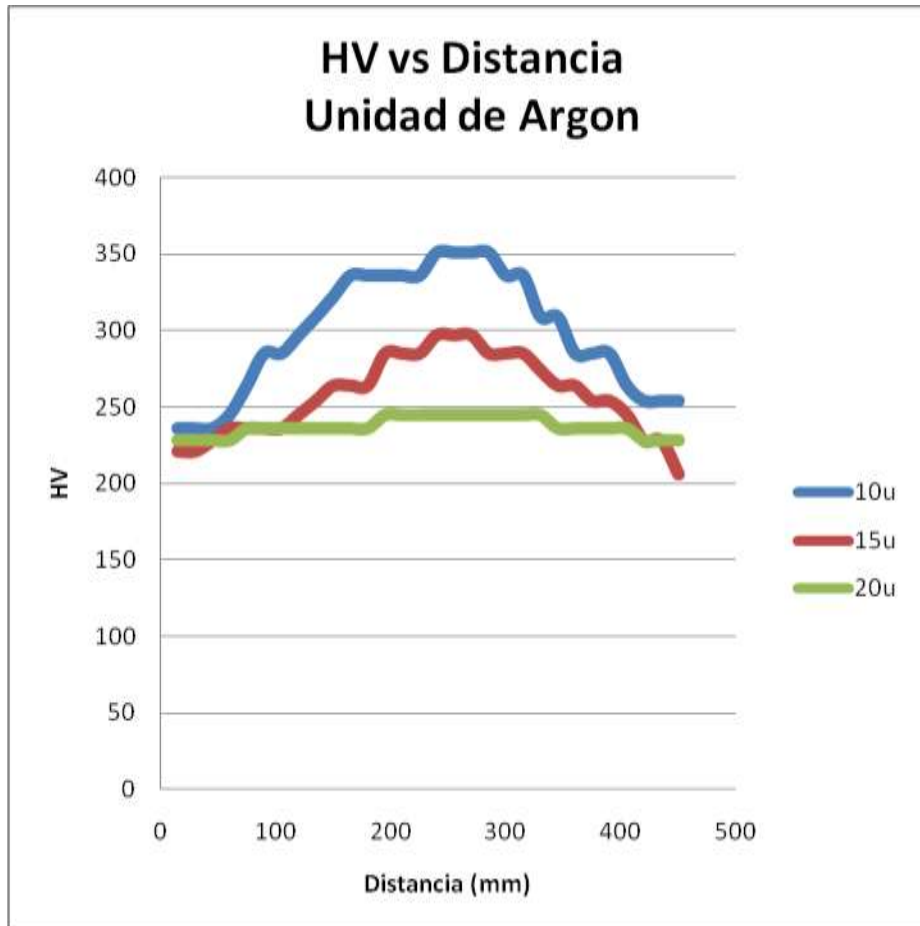


Grafico 14.- Comparación del Perfil de dureza aplicado a diferente intensidad de argón

Por otro lado al tener un flujo de argón mayor nos permite concentrar la energía en la unión soldada y facilita el enfriamiento rápido. La parte más dura se encuentra en la zona de fusión, primero porque el metal de ésta parte disminuye su temperatura rápidamente, que es donde se comienza a formarse una estructura muy fina.

Al tener gas protector en el proceso de soldadura nos ayuda a obtener los cordones con mayor resistencia, más dúctiles y menos sensibles a la corrosión, ya que el gas impide el contacto con el oxígeno de la atmósfera y el baño de fusión.

Además se obtiene soldadura limpias y uniformes debido a la escasez de humos, porosidades e inclusiones metálicas, los cuales pueden afectar en las propiedades mecánicas si se llegaran a estar presentes.

Al cotejar nuestros resultados con los modelos matemáticos ya mencionados se recaba la información de los parámetros a ocupar. (Ref. 14)

Tabla 6.- Propiedades físicas del Sistema Cr-Ni

Diagrama de Fase en equilibrio	
$m_{L=}$	-2.84%C/wt
$k=$	0.03
$T_{L,A}$	1150°C
$T_{L,B}$	1120°C
$T_{L,C}$	1050°C
Propiedades Físicas del sistema Cr-Ni	
$D_{L,Cr=}$	$7.7 \times 10^{-8} \text{ m}^2/\text{s}$
$D_{L,Ni=}$	$8.1 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$
$\Gamma_{Cr=}$	$1.47 \times 10^{-7} \text{ K}^* \text{ m}$
$\Gamma_{Ni=}$	$4.2 \times 10^{-7} \text{ K}^* \text{ m}$

Desarrollando un análisis cuantitativo, esto con el fin de verificar si los resultados obtenidos concuerdan de cierta forma con los modelos matemáticos en los valores EDS, EDP y Radio.

Tabla 7.- Resultados obtenidos de los modelos matemáticos a diferente intensidad de corriente.

	100A	120A	140A
MODELOS	EDP (λ_1)	EDP (λ_1)	EDP (λ_1)
HUNT	14.1	16	22.3
KURZ Y FISHER	14.5	16.3	22.1
TRIVEDI	13.2	15.7	20
	100A	120A	140A
MODELOS	EDS (λ_2)	EDS (λ_2)	EDS (λ_2)
FEURER, KIRWOOD, WUNDERLIN	7.4	9.3	11.3
TRIVEDI & SOMBOONSUK	6.5	8.2	11
	100A	120A	140A
MODELO	Radio (cm)	Radio (cm)	Radio (cm)
HUNT	0.35	0.41	0.47

Tabla 8- Resultados obtenidos de los modelos matemáticos a diferente intensidad de flujo de gas.

	10u	15u	20u
MODELOS	EDP (λ_1)	EDP (λ_1)	EDP (λ_1)
HUNT	30.2	21.4	17.5
KURZ Y FISHER	29.3	19.2	16.8
TRIVEDI	26.9	14.5	12.5
	10u	15u	20u
MODELOS	EDS (λ_2)	EDS (λ_2)	EDS (λ_2)
FEURER, KIRWOOD, WUNDERLIN	17.4	9.3	8.6
TRIVEDI & SOMBOONSUK	14.9	7.8	7.1
	10u	15u	20u
MODELO	Radio (cm)	Radio (cm)	Radio (cm)
HUNT	1.3	0.49	0.46

Analizando y comparando nuestros resultados experimentales con respecto a la modelación matemática, podemos deducir que nuestra predicción en los parámetros calculados se encuentra con semejanza.

Para el cálculo del EDP el modelo que más se asemeja al proyecto es el TRIVEDI. El cual presenta en sus tres condiciones valores similares a los calculados. Tanto para la intensidad de corriente como el flujo de gas.

En el cálculo de EDS podemos decir que el modelo que más se asemeja es el de TRIVEDI & SOMBOONSUK

Y por último para los radios críticos, el modelo de HUNT nos indica que tenemos concordancia con nuestros resultados obtenidos.

5.1.4 Análisis de Resultados

Ya que el objetivo de éste proyecto fue analizar la influencia de la cantidad de argón, así como la relación de la intensidad de corriente en el proceso de soldadura TIG mediante el estudio de las estructuras dendríticas en el acero inoxidable 316L podemos analizar lo siguiente:

- Al tener un incremento en la intensidad de corriente las estructuras, EDS, EDP y Radio crítico, tienden a aumentar, provocando que tengamos un tiempo de solidificación mayor debido a la energía que se genera al momento de soldar. Permitiendo así que el tamaño de grano sea grande, provocando que la dureza disminuya.
- La extensión del cambio de la estructura del grano, depende de la temperatura máxima a la que se sujeta el material; del tiempo que se sostiene esa temperatura; de la composición del acero y del sistema que se siga para enfriarlo.
- Se puede establecer como regla que el modo rápido de enfriamiento produce mayor dureza, menos ductibilidad y tenacidad.
- La velocidad de la soldadura y el promedio del calor aplicado a la unión, ocasiona cambios en la estructura y en la dureza.

La gran ventaja de utilizar este método de soldadura es básicamente, la obtención de cordones más resistentes, más dúctiles y menos sensibles a la corrosión.

La desventaja de éste proceso es que requiere mano de obra especializada provocando un incremento en los costos.

6 Conclusiones

- Al incrementar nuestra intensidad de corriente, la dureza en el cordón de soldadura va disminuyendo con respecto al tiempo de solidificación.
- Al tener mayor intensidad de corriente, las estructuras tienden a aumentar con respecto al tiempo permitiendo que la dureza de igual forma disminuya.
- Si el tiempo de soldadura va aumentando, la dureza disminuye.
- Al incrementar el flujo de argón en el proceso, se obtiene un enfriamiento muy rápido en la soldadura.
- Al incrementar el flujo de gas, la dureza en la soldadura va en aumentando.

Es por lo anterior que el presente trabajo sirvió para poder poner en práctica los conocimientos adquiridos durante la carrera de Ingeniería Química Metalúrgica. También se pudo observar que el trabajo realizado en la Empresa DIFUSA, puede lograr una reducción de costos en su operación, mediante la sustitución de energía eléctrica por gas argón.

Bibliografía

1. R. MEREDITH, U.S. PATENT 2,274,631
2. S. KOU, *WELDING METALLURGY*, JOHN WILEY & SONS, 1987, P 10
3. T. MYERS, WHY THE GROWING INTEREST IN GAS TUNGSTEN ARC WELDING? *THEFABRICATOR*, VOL 22 (NO. 9), NOV 1992, P 38 -39
4. *WELDING HANDBOOK*, 8TH ED., VOL 2, AMERICAN WELDING SOCIETY, 1991, P 74-107
5. J.D.HUNT, SOLIDIFICATION AND CASTING OF METALS, THE METAL SOCIETY. LONDON 1979 P 3
6. W. KURTZ and J. LU , ACTA METAL 29 (1981) P 11
7. FISHER, ACTA METAL 33 (1985) P 1023
8. R. TRIVEDI, METALL TRANS 15 A (1984) P 977
9. M.H BURDEN GROWTH 140 (1994) P 115
10. WUNDERLIN, METALL TRANS 31A (2000) 1461
11. D.H. KIRKWOOD, METALL TRANS 6A (1975) P 197
12. K. SOMBOONSUK, METALL TRANS 15A (1984) P 967
13. SOLDADURA Y METALURGIA, 3a EDICION GUILLERMO FERNANDEZ FLORES P 137, COMPAÑÍA EDITORIAL CONTINENTAL (1966)
14. ACEROS INOXIDABLES Y ACEROS RESISTENTES AL CALOR; ADRIAN INCHAURZA ZABALA P 15, EDIT. LIMUSA 1981
15. INGENIERIA METALURGICA; RAYMOND A. HIGGINS TOMO 1 P 397 EDIT. CONTINENTAL 1980

Apéndice 1.- Resultados de EDP, EDS y Radio crítico aplicando 100A

Influencia del Amperaje

100 A	1	2	3	EDP (cm)	EDP μm	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS prom (cm)	EDS (μm)	Radio Crítico (cm)	Radio Crítico (cm)	Rc prom (cm)	
	0.7	0.8	1	0.83	13.89	0.5	0.3	0.4	0.5	0.4	7.1	0.35	0.35	0.35	
	0.6	1.2	1	0.93	15.56	0.3	0.6	0.5	0.4	0.5	7.5	0.4	0.35	0.35	
	0.6	1.2	0.2	0.67	11.11	0.3	0.6	0.3	0.6	0.5	7.5	0.32	0.5	0.41	
	0.7	0.8	0.6	0.70	11.67	0.6	0.6	0.6	0.4	0.6	9.2	0.3	0.35	0.2	
	0.3	1	0.5	0.60	10.00	0.1	0.5	1	0.30	0.5	7.9	0.4	0.35	0.375	
	0.9	0.7	0.5	0.70	11.67	0.1	0.6	1	0.2	0.5	7.9	0.45	0.45	0.4	
	0.7	0.6	0.7	0.67	11.11	0.2	0.1	0.5	0.2	0.3	4.2	0.2	0.45	0.325	
	1	0.4	0.7	0.70	11.67	0.5	0.6	1	0.5	0.2	3.3	0.3	0.4	0.35	
	1	1	1	1.00	16.67	0.4	0.2	0.5	0.20	0.4	6.1	0.15	0.35	0.2	
	0.9	0.2	0.8	0.63	10.56	0.7	0.9	0.2	0.10	0.5	7.9	0.4		0.4	
					EDP μm	12.39	EDS (μm)		6.86	Radio (cm)		0.34			

En esta sección se puede observar la microestructura de la aleación 316L indicando el crecimiento EDP, EDS y Radio Crítico sometido a 100A

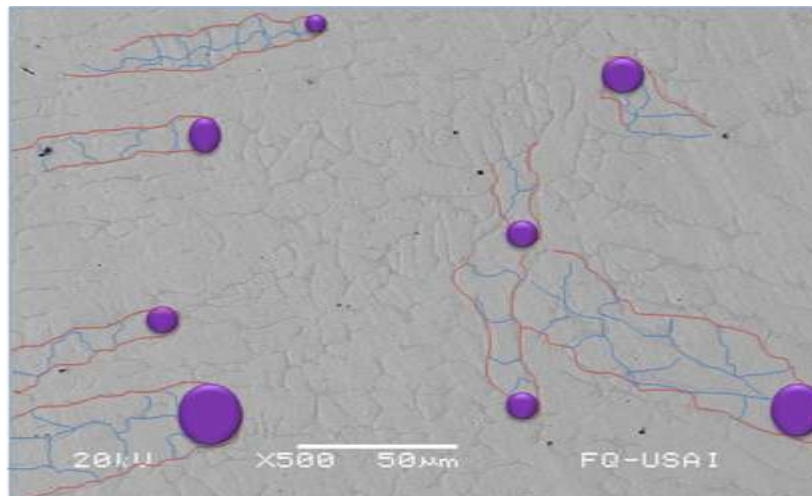


Imagen 1. Probeta a de Acero Inoxidable 100A

Crecimiento Dendrítico a un flujo de corriente constante.

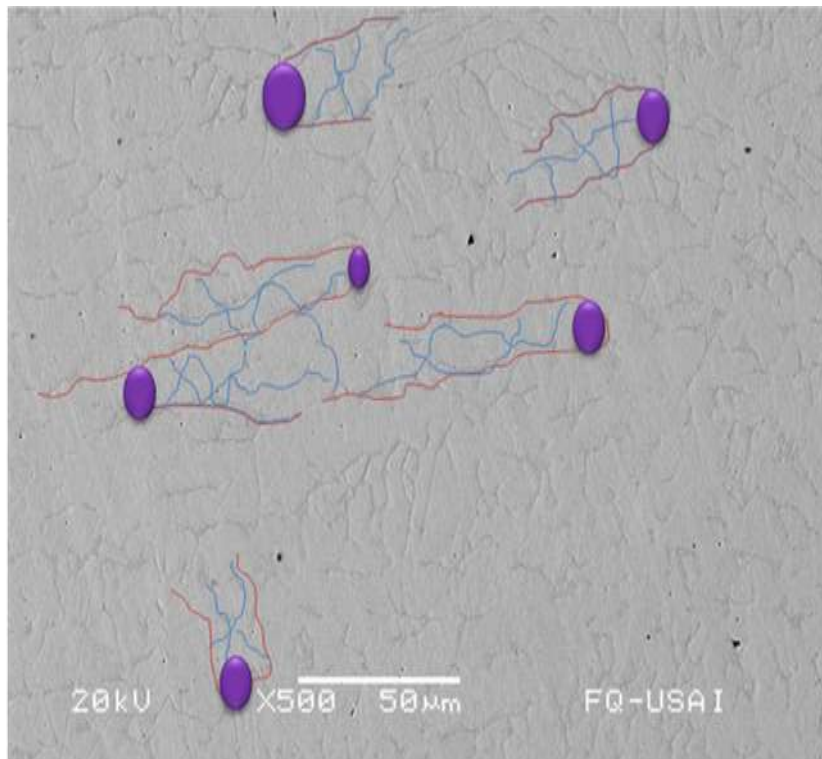


Imagen 2. Probeta a de Acero Inoxidable 100A

Crecimiento Dendrítico a un flujo de corriente constante.

Apéndice 2.- Resultados de EDP, EDS y Radio crítico aplicando 120A

Influencia del Amperaje

120 A	1	2	3	EDP (cm)	EDP μm	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS prom(cm)	EDS (μm)	Radio Crítico (cm)	
	1	1.3	1.5	1.27	21.11	0.3	0.5	0.6	0.3	0.3	0.4	6.7	0.5	
	1.4	1.6	1	1.33	22.22	0.4	0.4	0.9	0.4	0.5	0.52	8.7	0.4	
	0.8	0.9	0.9	0.87	14.44	1.2	0.2	0.4	0.4	0.2	0.48	8.0	0.5	
	0.7	0.7	0.6	0.67	11.11	0.5	0.2	0.3	1.3	0.4	0.54	9.0	0.4	
	0.5	0.5	0.4	0.47	7.78	0.4	1.4	0.3	0.4	0.4	0.58	9.7	0.4	
	0.9	1	1.1	1.00	16.67	0.7	0.3	0.5	0.3	0.3	0.42	7.0	0.3	
	0.6	0.9	1	0.83	13.89	0.6	0.5	0.4	0.6	0.6	0.54	9.0	0.4	
	1	1	1	1.00	16.67	0.4	0.4	0.4	1.3	0.3	0.56	9.3	0.5	
	1	1.2	0.8	1.00	16.67	0.4	0.3	0.7	0.6	0.5	0.5	8.3	0.3	
	0.9	0.9	1.1	0.97	16.11	0.5	0.4	0.5	0.3	0.5	0.44	7.3	0.3	
						0.9	0.2	0.3	0.6	0.4	0.48	8.0		
		EDP μm			15.67		EDS (μm)		8.27		Radio (cm)		0.40	

En esta sección se puede observar la microestructura de la aleación 316L indicando el crecimiento EDP, EDS y Radio Crítico sometido a 120A

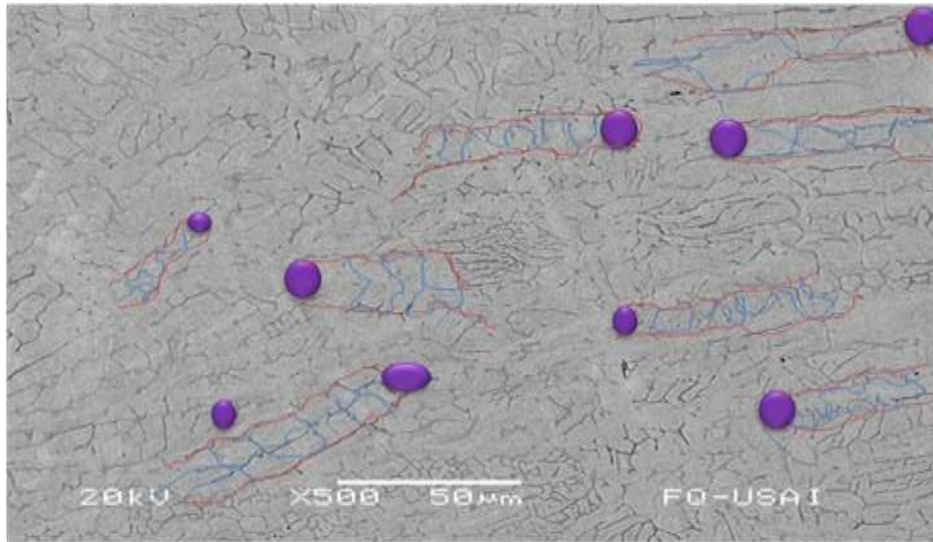


Imagen 3 Probeta a de Acero Inoxidable 120A

Crecimiento Dendrítico a un flujo de corriente constante.

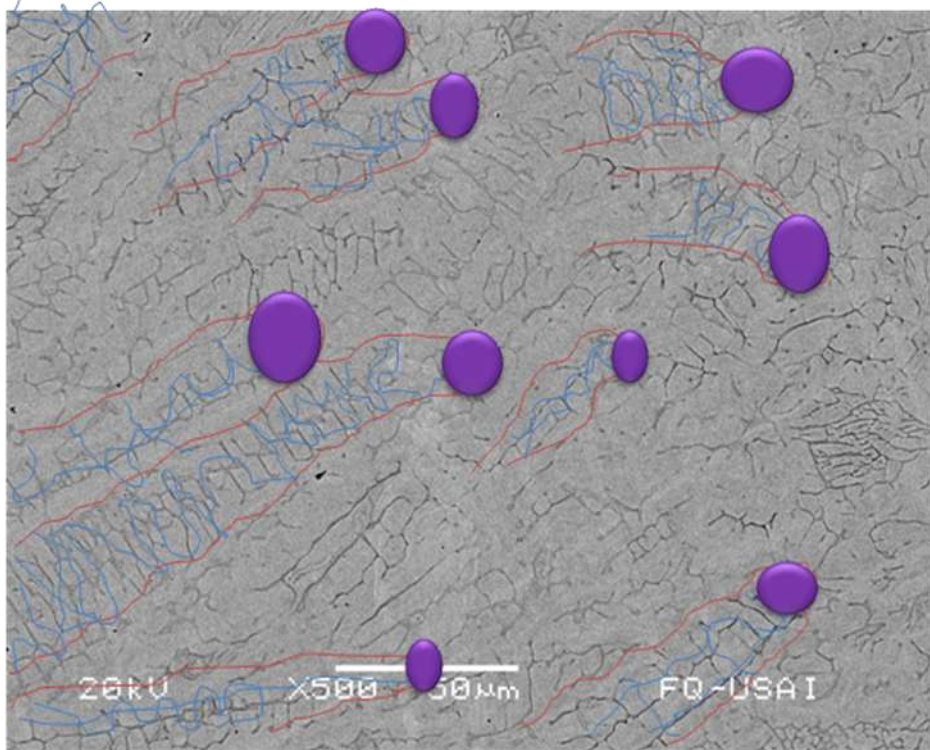


Imagen4. Probeta a de Acero Inoxidable 120A

Crecimiento Dendrítico a un flujo de corriente constante.

Apéndice 3.- Resultados de EDP, EDS y Radio crítico aplicando 140A

Influencia del Amperaje

140 A	1	2	3	EDP (cm)	EDP μm	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS prom(cm)	EDS (μm)	Radio Crítico (cm)
	1.80	1.3	1.2	1.43	23.89	0.8	0.7	0.4	0.8	1	0.74	12.3	0.5
	1.9	1.3	2	1.73	28.89	1	0.4	0.3	0.5	0.9	0.62	10.3	0.45
	2.6	1.3	1.8	1.90	31.67	0.7	0.4	0.8	0.4	0.9	0.64	10.7	0.35
	1.9	1.2	1.5	1.53	25.56	0.7	0.4	0.7	0.9	0.4	0.62	10.3	0.6
	1.00	1.3	1.5	1.27	21.11	0.6	0.4	1.3	0.8	0.3	0.68	11.3	0.4
	1.00	1.5	0.7	1.07	17.78	0.6	0.5	0.8	0.8	0.3	0.6	10.0	0.45
	1.00	1.3	1.00	1.10	18.33	1	0.6	1.2	0.4	0.3	0.7	11.7	0.35
	0.8	0.9	1.00	0.90	15.00	1	0.7	0.8	0.4	0.3	0.64	10.7	0.3
	0.7	0.9	0.7	0.77	12.78	1.2	0.4	0.6	0.5	0.4	0.62	10.3	0.4
	1.00	0.9	0.9	0.93	15.56	1.1	0.4	0.6	0.7	0.6	0.68	11.3	0.6
	0.6	0.8	0.7	0.70	11.67	0.4	1	0.6	0.5	0.4	0.58	9.7	0.4
	1.00	0.7	0.7	0.80	13.33	0.7	0.8	0.5	0.4	0.6	0.6	10.0	0.5
	EDP μm				19.63		EDS (μm)		10.59		Radio (cm)		0.45

En esta sección se puede observar la microestructura de la aleación 316L indicando el crecimiento EDP, EDS y Radio Crítico sometido a 120A

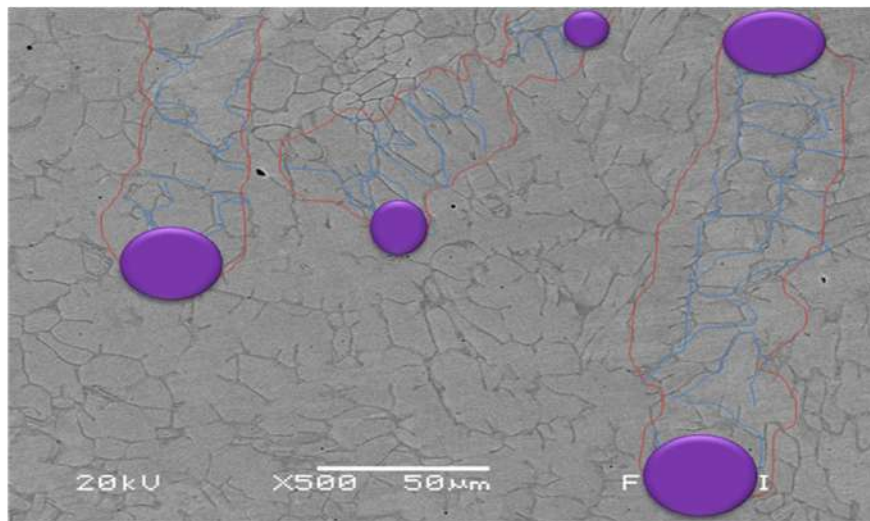


Imagen5. Probeta a de Acero Inoxidable 140A

Crecimiento Dendrítico a un flujo de corriente constante.

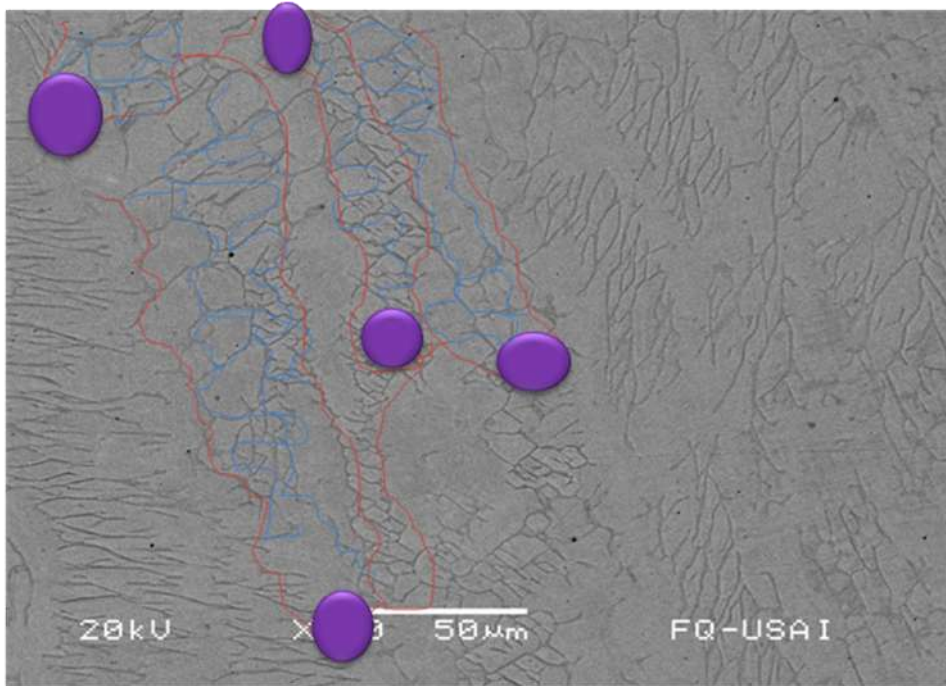


Imagen 6. Probeta a de Acero Inoxidable 140A

Crecimiento Dendrítico a un flujo de corriente constante.

Apéndice 4.- Resultados de EDP, EDS y Radio crítico aplicando 10u

Influencia del Gas Protector Argón

10 u	1	2	3	EDP (cm)	EDP μm	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS prom cm	EDS μm	Radio Crítico (cm)
	2.1	2	2	2.03	20.3	1.7	1.5	1.4	1.1	0.9	1	10.0	1.5
	1	1.2	1.3	1.17	11.7	1	1.9	0.9	0.8	0.6	0.76	7.6	1.2
	1	0.9	1.1	1.00	10.0	0.8	1	1.2	0.6	0.5	0.82	8.2	1
	1	1	1	1.00	10.0	0.9	1.6	0.8	0.6	0.6	0.9	9.0	1.2
	1.2	1	1.4	1.20	12.0	0.9	1.1	0.7	0.5	0.6	0.76	7.6	1.3
	1.2	1.2	1.4	1.27	12.7	0.8	1.4	0.7	0.3	0.5	0.6	6.0	1.2
	1.5	1.8	1.3	1.53	15.3	1	0.7	0.4	0.8	0.6	0.7	7.0	1.1
	1.5	1.6	1.3	1.47	14.7	1	0.9	0.9	0.7	0.7	0.84	8.4	1.1
						1.5	0.6	0.8	1.1	0.7	0.6	6.0	
						0.9	0.7	1	1.3	1.2	0.5	5.0	
						1.2	0.5	0.8	0.7		0.6	6.0	
					EDP μm 27.1		EDS (μm) 15.3					Radio (cm) 1.2	

Ar

En esta sección se puede observar la microestructura de la aleación 316L indicando el crecimiento EDP, EDS y Radio Crítico sometido a 10u Ar

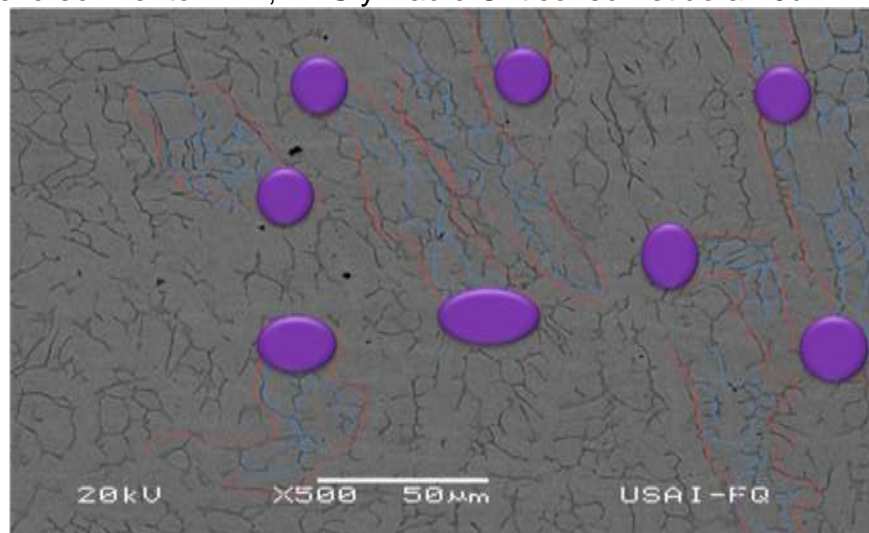


Imagen 7. Probeta a de Acero Inoxidable 10u

Crecimiento Dendrítico a un flujo de gas protector constante.

Influencia del Gas Protector Argón

15 u	1	2	3	EDP (cm)	EDP μm	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS prom (cm)	EDS μm	Radio Crítico (cm)		
	2.3	1.4	1.4	1.70	17.0	0.6	0.5	0.8	0.83	8.30	0.7		
	1.4	1.2	1.1	1.40	14.0	0.8	0.4	1	0.73	7.33	0.45		
	1.5	1.5	1.7	1.57	15.7	0.9	0.4	1	0.77	7.67	0.45		
	1.2	1.2	1.4	1.27	12.7	0.6	0.4	1.1	0.70	7.00	0.5		
	1.2	1.6	1	1.27	12.7	0.5	0.6	0.5	0.53	5.33	0.6		
	1.5	2	1.7	1.73	17.3	0.6	0.7	1.5	0.90	9.00	0.55		
							0.6	0.5	0.5	1.02	10.20	0.4	
							0.7	0.6	0.8	1.08	10.80	0.35	
							0.5	0.8	0.6	0.90	9.00	0.65	
							0.7	0.5	0.6	0.60	6.00	0.6	
		EDP μm			14.9		EDS (μm)			8.0	Radio (cm)	0.50	

En esta sección se puede observar la microestructura de la aleación 316L indicando el crecimiento EDP, EDS y Radio Crítico sometido a 15u Ar

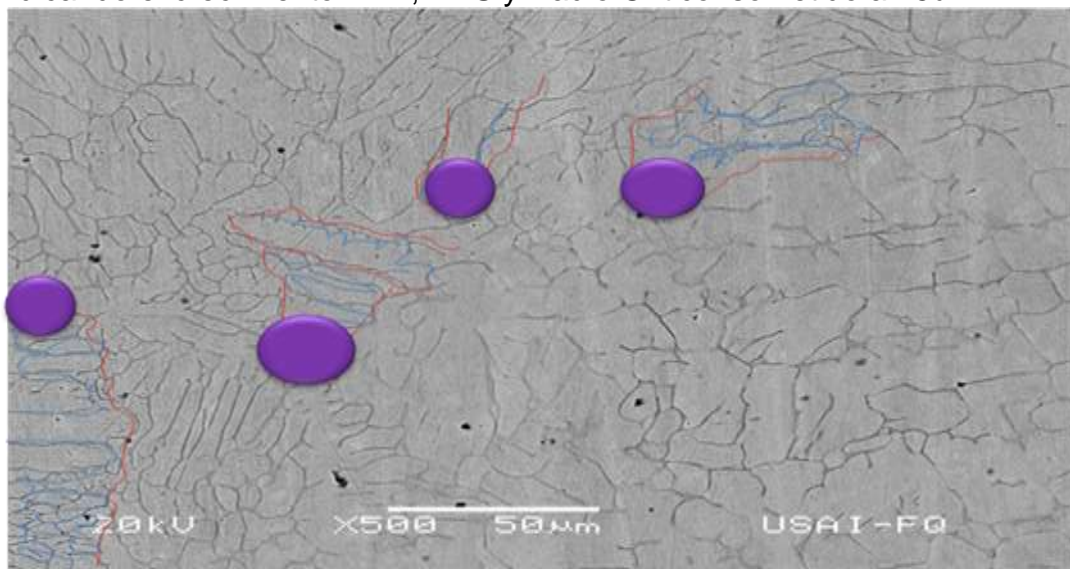


Imagen 8. Probeta a de Acero Inoxidable 15u
Crecimiento Dendrítico a un flujo de gas protector constante.

Influencia del Gas Protector Argón

20 u	1	2	3	EDP (cm)	EDP μm	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS (cm)	EDS prom (cm)	EDS μm	Radio Crítico (cm)	
	3.8	3.7	3.5	3.67	36.7	1.1	1.8	1.1	1.2	1.3	13.0	0.45	
	3	2.5	2.8	2.77	27.7	1.5	1.5	2.5	1.3	1.7	17.0	0.5	
	2.5	3	2.5	2.67	26.7	1.5	1.1	1.4	2	1.5	15.0	0.5	
	1.7	1.8	1.8	1.77	17.7	1.3	1.4	1	1	1.175	11.8	0.45	
	2.4	2.3	2.4	2.37	23.7	2	1	1.8	1.5	1.575	15.8	0.4	
	2.5	2.5	2.5	2.50	25.0	2.4	1.4	1.6	2	1.85	18.5	0.45	
	3	3	2.7	2.90	29.0	2.5	0.8	1.5	1.2	1.5	15.0	0.45	
	2.5	3.5	3.1	3.03	30.3	2.4	1	1.3	2.4	1.775	17.8	0.45	
							2.7	1.2	2.4	1.5	1.95	19.5	0.55
						1.2	1.2	1	0.6	1	10.0		
EDP μm					12.8	EDS (μm)					7.3	Radio (cm)	0.47

Ar

En esta sección se puede observar la microestructura de la aleación 316L indicando el crecimiento EDP, EDS y Radio Crítico sometido a 20u Ar

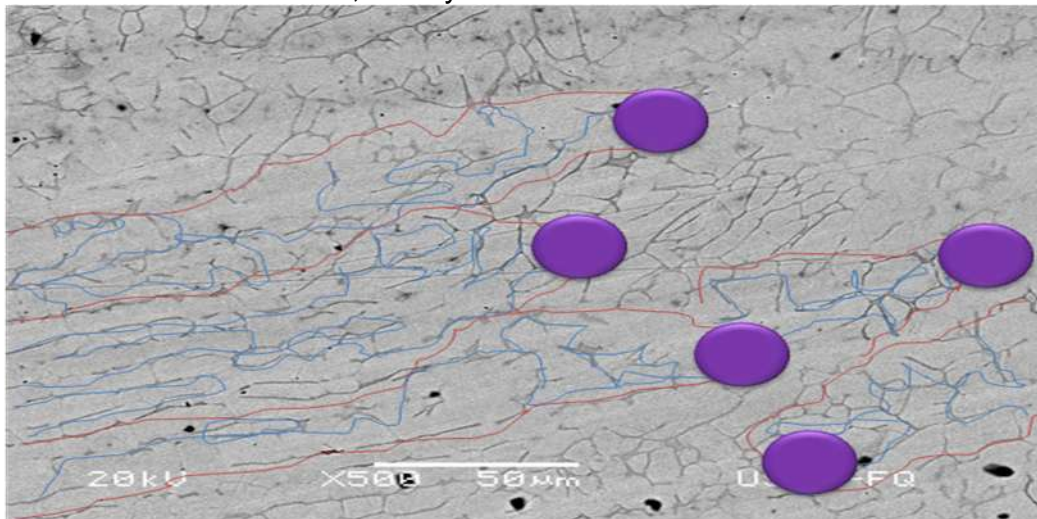


Imagen 9. Probeta a de Acero Inoxidable 10u

Crecimiento Dendrítico a un flujo de gas protector constante.