



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO**

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

**“CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL
DE UNA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN / 316L OBTENIDA POR EL
PROCESO GMAW”**

TESIS

PARA OBTENER EL TITULO DE:

Maestro en Metalurgia y Ciencia de los Materiales

Presenta:

Ing. IVÁN SALVADOR CORTÉS CERVANTES

Asesor:

Dr. VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Coasesor:

Dr. ARIOSTO MEDINA FLORES

Asesor Externo:

M.C. LUIS ZAMORA RANGEL

MORELIA MICHOACÁN, FEBRERO DEL 2012



DEDICATORIA

A mis padres, Salvador Cortés y Rosa Cervantes, por su apoyo incondicional en todo momento durante toda mi formación académica. A todos mis hermanos, por sus motivaciones para concluir con esta meta trazada en mi vida. A mi esposa Ana Belén, por su apoyo y comprensión.

AGRADECIMIENTOS

A mis asesores de tesis, Dr. Víctor Hugo López Morelos y Dr. Ariosto Medina Flores, por sus valiosos comentarios y aportaciones brindadas al presente proyecto de investigación.

A los sinodales revisores de tesis, el Dr. Rafael García Hernández, Dr. Ignacio Mejía Granados y Dr. Gerardo Barrera Cardiel. Por sus observaciones y recomendaciones atinadas, en pro de presentar una tesis completa en todos los aspectos.

Al M.C. Luis Zamora Rangel por su colaboración en este proyecto como asesor externo, la Dra. Aida L. Medina Almazán, Roberto C. González por su apoyo y facilidades prestadas en la elaboración de algunos ensayos realizados durante mi estancia en el ININ.

Al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas (IIM - UMSNH) y su personal académico, por la oportunidad de desarrollo personal y académico, durante mi estadía en la maestría. Y finalmente a CONACYT por la beca económica que se me otorgó.

INDICE

RESUMEN	I
INTRODUCCION	II
OBJETIVOS	III
JUSTIFICACION	IV
HIPOTESIS	V
CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES	1
1.1. Aceros inoxidables	1
1.1.1. <i>Clasificación de los aceros inoxidables.</i>	2
1.1.2. <i>Aceros ferríticos.</i>	5
1.1.3. <i>Aceros martensíticos.</i>	5
1.1.4. <i>Aceros endurecidos por precipitación (PH).</i>	6
1.1.5. <i>Aceros dúplex.</i>	7
1.1.6. <i>Aceros austeníticos.</i>	8
1.1.7. <i>Acero inoxidable austenítico 316L.</i>	8
1.1.8. <i>Acero inoxidable superaustenítico AL6XN.</i>	10
1.2. Metalurgia física de los aceros inoxidables austeníticos	11
1.3. Soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos	16
1.3.1. <i>Problemas que se pueden presentar durante la soldadura.</i>	16
1.3.2. <i>Diagramas de constitución.</i>	19
1.4. Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos[18]	21
1.4.1. <i>Interfases en una sola fase de soldadura de metal austenítico.</i>	22
1.4.2. <i>Zona afectada térmicamente (ZAT).</i>	23
1.5. Trabajos de investigaciones relacionadas con el presente tema de investigacion.	25

CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	29
2.1. Materiales utilizados.....	30
2.2. Caracterización de los materiales base (316L y AL6XN).	31
2.2.1. <i>Caracterización microestructural.</i>	31
2.2.2. <i>Caracterización mecánica.</i>	32
2.2.2.1. <i>Ensayo de microdureza Vickers.</i>	33
2.2.2.2. <i>Ensayo de tensión.</i>	33
2.2.2.3. <i>Ensayo de impacto Charpy-V.....</i>	34
2.3. Preparación de la junta a soldar.....	35
2.4. Procedimiento de soldadura disímil 316L / AL6XN.....	36
2.5. Caracterización de la unión soldada.	37
2.5.1. <i>Caracterización microestructural de la unión soldada.....</i>	37
2.5.2. <i>Caracterización mecánica de la unión soldada.</i>	39
2.5.2.1. <i>Ensayo de microdureza Vickers en la unión soldada.</i>	39
2.5.2.2. <i>Ensayo de tensión en la unión soldada.</i>	40
2.5.2.3. <i>Ensayo de impacto en la unión soldada.....</i>	41
2.5.2.4. <i>Ensayo de dobléz guiado.....</i>	41
2.5.3. <i>Estudio de fractografía.....</i>	42
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	43
3.1. Caracterización microestructural.....	43
3.1.1 <i>Caracterización microestructural de los materiales base.....</i>	43
3.1.2. <i>Unión disímil soldada.....</i>	49
3.1.3. <i>Cálculo de dilución en la unión disímil soldada.</i>	50
3.1.4. <i>Caracterización microestructural de la unión disímil soldada.</i>	52
3.2. Caracterización mecánica.....	56
3.2.1 <i>Caracterización mecánica de los materiales base.</i>	57
3.2.1.1 <i>Ensayo de microdureza Vickers HV₁₀₀ de los materiales base.....</i>	57
3.2.1.2 <i>Ensayo de tensión de los materiales base.....</i>	59
3.2.1.3 <i>Ensayo de impacto Charpy-V de los materiales base.....</i>	61
3.2.2 <i>Caracterización mecánica de la unión disímil soldada.</i>	62

3.2.2.1	<i>Ensayo de microdureza Vickers de la unión disímil soldada.</i>	62
3.2.2.2	<i>Ensayo de tensión de la unión disímil soldada.</i>	65
3.2.2.3	<i>Ensayo de impacto Charpy-V de la unión disímil soldada.</i>	67
3.2.2.4	<i>Ensayo de dobléz guiado de la unión disímil soldada.</i>	70
3.3.	Análisis fractografico.	71
3.3.1	<i>Fractografía de probetas de tensión.</i>	71
3.3.2	<i>Fractografía de probetas de impacto.</i>	74
CAPÍTULO 4. CONCLUSIONES		76
APORTACIONES DEL PRESENTE TRABAJO.		78
RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS.		79
BIBLIOGRAFÍA		80
ANEXOS		82

INDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Familias de aceros inoxidable en función de la relación Cr/Ni [7].	2
Figura 1.2 Diagrama de equilibrio de fases Cr-Fe [7].	4
Figura 1.3 Diagrama de precipitación de fases secundarias en el acero 316L [15]	9
Figura 1.4 Proyecciones del sistema ternario Fe-Cr-Ni: a) liquidus, y; b) solidus. [18]	12
Figura 1.5 Secciones pseudobinarias del sistema Fe-Cr-Ni en: (a) 70% Fe y (b) 60% Fe. [19].	13
Figura 1.6 Micrografía de acero inoxidable austenítico 316L obtenida en el presente proyecto de investigación. donde se observa la presencia de granos austeníticos y pequeñas franjas de ferrita	15
Figura 1.7 Esquema del efecto de la sensibilización de los aceros inoxidable austeníticos [22].	17
Figura 1.8 Muestra esquemática de la zona de sensibilización [22].	17
Figura 1.9 Diagrama de Schaeffler [26].	20
Figura 1.10 Tipo de solidificación en el diagrama de fases pseudobinario [18].	22
Figura 1.11 Límites observados en la solidificación de metal de soldadura como austenita primaria (A y AF) [18].	23
Figura 1.12 Acero inoxidable con ferrita a lo largo de los límites de grano [18].	24
Figura 2.1 Diagrama de flujo del desarrollo experimental del proyecto.	29
Figura 2.2 Materiales utilizados: a) 316L, b) AL6XN y c) E309L.	30
Figura 2.3 Corte de muestras representativas de MB para encapsulado en resina.	32
Figura 2.4 Corte de muestras para ensayos de microdureza Vickers de MB: a) barridos para microdureza, b) Muestra encapsulada en resina en sentido transversal, c) Muestra encapsulada en resina en sentido longitudinal.	33
Figura 2.5 Esquema de la probeta redonda de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8 [38].	34
Figura 2.6 Esquema de la probeta para ensayo de impacto Charpy-V de acuerdo a la norma ASTM E23[39], acotación en mm.	35
Figura 2.7 Dimensiones para la preparación de junta en simple “V”, acotación en mm.	52
Figura 2.8 Corte transversal del arreglo de la unión soldada en 2 pasadas de soldadura, acotación en mm.	36

Figura 2.9 Corte transversal de unión soldada para realizar caracterización metalográfica, acotación en mm.	38
Figura 2.10 Esquema de probeta y barridos lineales para microdureza Vickers en la unión soldada, acotación en mm.	39
Figura 2.11 Esquema de probeta redonda de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8 [38]	40
Figura 2.12 Esquema de la probeta para ensayo de doblez guiado de acuerdo a la norma ASTM E190, acotación en mm.	41
Figura 3.1 Micrografías del material base 316L: a) sentido longitudinal en sección superior, b) medio y c) inferior, del espesor del tubo “t”, respectivamente. La d) en sentido transversal, e) y f) para la sección superior, medio e inferior del “t”, respectivamente	44
Figura 3.2 Micrografías del material base AL6XN: a) sentido longitudinal en sección superior, b) medio y c) inferior, del espesor del tubo “t”, respectivamente. La d) en sentido transversal, e) y f) para la sección superior, medio e inferior del “t”, respectivamente	46
Figura 3.3 Micrografía del acero AISI 316L tomada por MEB.	47
Figura 3.4 Espectro por EDS tomado de la región del acero AISI 316L de la Figura 3.3.	47
Figura 3.5 Micrografía del por MEB del AL6XN.	48
Figura 3.6 Espectro por EDS tomado del acero superaustenítico AL6XN de la Figura 3.5	48
Figura 3.7 a) Diagrama de Schaeffler, b) condiciones de Cr y Ni equivalentes de los materiales utilizados, así también como las condiciones mismas del proceso de soldadura GMAW	49
Figura 3.8 Dilución del metal de soldadura en la unión disímil de soldadura.	50
Figura 3.9 a) Macrografía de la unión soldada, b) micrografía de la región 316L – soldadura, c) micrografía del centro del cordón de soldadura, d) micrografía de la región soldadura – AL6XN.	53
Figura 3.10 Variación de la composición química en las interfases de metales base y metal de soldadura.	54
Figura 3.11 Micrografías tomadas por MEB: a) línea de fusión entre metal de soldadura y el acero AL6XN, b) región de transición entre metal de soldadura y el acero 316L.	55
Figura 3.12 Micrografías tomadas por MO: a) región de transición entre el metal de soldadura y el refinamiento de grano en el centro del espesor del acero 316L, b) región de	

transición entre el metal de soldadura y el acero 316L en el borde inferior de la unión disímil soldada	55
Figura 3.13 Micrografía de Región que presenta corrosión intergranular en la ZAT del acero AL6XN indicada en la Figura 3.14.....	56
Figura 3.14 Vareación de la microestructura desde la línea de fusión, hacia la region de corrosión intergranular en el acero superaustenítico AL6XN.	56
Figura 3.15 Variación de la microdureza Vickers HV ₁₀₀ en el espesor del acero AISI 316L; a) sentido transversal y b) sentido longitudinal	57
Figura 3.16 Variación de la microdureza Vickers HV ₁₀₀ en el espesor del acero AL6XN; a) sentido transversal y b) sentido longitudinal	58
Figura 3.17 Gráfica de microdureza promedio para los materiales base en sentido longitudinal	58
Figura 3.18. Gráfica de los resultados de la resistencia a la tensión de los materiales base.	60
Figura 3.19 Curvas esfuerzo vs deformación de ingeniería obtenida de los ensayos de tensión para los materiales base: a) acero superaustenítico AL6XN, b) acero AISI 316L.....	60
Figura 3.20 Gráfica de resultados de ensayo Charpy-V de los materiales base.....	62
Figura 3.21 Perfiles de microdureza HV ₁₀₀ de la unión soldada: a) barrido superior, b) barrido intermedio, c) barrido inferior. Los 3 perfiles como se indicó en la Figura 2.10.....	63
Figura 3.22 Perfiles de microdureza de unión soldada por GTAW: a) Zamora y colaboradores [28], b) Briones [27]......	65
Figura 3.23 Curvas de esfuerzo vs deformación de ingeniería obtenidas de las probetas de la unión soldada.	66
Figura 3.24 Curvas de esfuerzo vs deformación de ingeniería obtenidas por los trabajos de investigación de: a) Zamora y colaboradores [34] y b) Briones [33].	67
Figura 3.25 Grafica de los resultados obtenidos del ensayo Charpy-V para los materiales base, las zonas afectadas térmicamente, y el cordón de soldadura.....	69
Figura 3.26 Energía al impacto de la soldadura a diferentes temperaturas de recocido [30].....	69
Figura 3.27 Imágenes de probetas de ensayo de doblez guiado: a-b) doblez para inspeccionar soldadura de raíz, c-d) doblez para inspecciona soldadura de vista.	70
Figura 3.28 Fractura dúctil que ocurrió en el cordón de soldadura después del ensayo de tensión.....	71

Figura 3.29 Imágenes de fractura de tensión en la unión soldada: a) Zona donde se realizó el estudio de fractura, b-c) detalles de fractura dúctil con presencia de microhuecos, d) Partícula encontrada en el interior de un microhueco.....	72
Figura 3.30 Espectro por EDS de la partícula número 1 de la Figura 3.29 d).	73
Figura 3.31 Espectro de EDS para la partícula "A" de la Figura 3.32 c).	74
Figura 3.32 Imágenes de fractura de impacto con la muesca en el centro del cordón de vista de la unión soldada: a) Zona donde se realizó el estudio de fractura, b) micrografía con presencia de microhuecos, c) Partícula "A" encontradas en el interior de un microhueco	75

INDICE DE TABLAS

Tabla I.1. Contenido de Cr para algunos aceros inoxidable típicos [5].....	2
Tabla I.2. Designación AISI para los aceros inoxidable [7].....	3
Tabla I.3. Comparación de propiedades entre las familias de los aceros inoxidable [7].....	3
Tabla I.4. Composición nominal para aceros inoxidable 316L	10
Tabla I.5. Composición nominal para el acero inoxidable superaustenítico AL6XN.....	11
Tabla I.6. Estructura cristalina y composición de fases en aceros inoxidable austeníticos [21].....	14
Tabla I.7. Porcentajes de dilución en uniones soldadas [26].....	20
Tabla I.8. Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes	21
Tabla II.1. Especificaciones de los MB (316L y AL6XN)	30
Tabla II.2. Composición química de los MB y el material de aporte (% peso).....	31
Tabla II.3. Norma E8 de la ASTM para la fabricación de probetas redondas de especímenes con espesores pequeños [38].....	34
Tabla II.4. Variables de soldadura utilizadas para el cordón de raíz	37
Tabla II.5. Norma ASTM-E8 para la fabricación de probetas rectangulares planas (¼”).....	40
Tabla III.1. Mediciones de tamaño de grano austenítico de los MB	43
Tabla III.2. Composición química del acero AISI 316L	47
Tabla III.3. Composición química del acero AL6XN de la Figura 3.5	48
Tabla III.4. Áreas de unión soldada obtenidas por el programa SigmaScan®	51
Tabla III.5. Coeficientes de dilución obtenidos en la unión disímil soldada.....	51
Tabla III.6. Promedios de microdureza HV ₁₀₀ de los MB en sentido longitudinal y transversal	59
Tabla III.7. Resultados de los ensayos de tensión para los materiales base	59
Tabla III.8. Comparación con otros trabajos de investigación de los resultados de ensayo de tensión del acero AISI 316L	61
Tabla III.9. Resultados del ensayo de impacto charpy a las probetas de material base.....	61
Tabla III.10. Resultados obtenidos del ensayo de tensión de la unión disímil soldada.....	65
Tabla III.11. Resultados obtenidos del ensayo de impacto charpy realizados para las probetas de la unión disímil soldada.....	68

Tabla III.12. Cargas requeridas para los ensayos de doblado guiado	70
Tabla III.13. Composición química de la partícula "1" de la Figura 3.29 d).....	73
Tabla III.14. Composición química de la partícula "A" de la Figura 3.32 c)	75

RESUMEN

El presente trabajo fue motivado por las necesidades de la industria nuclear en donde actualmente se están haciendo reparaciones de los sistemas de tubería de recirculación y otros componentes que involucran uniones disímiles entre el acero inoxidable AISI 316L y el acero superaustenítico AL6XN. Tubos de estos materiales fueron unidos por medio del proceso de soldadura con protección gaseosa y electrodo metálico consumible en dos pasadas de soldadura utilizando un electrodo ER309L y una mezcla de Ar/2%O₂ como gas de protección. Las variables operativas del proceso fueron ajustadas a un modo de transferencia de metal por rocío.

La inspección visual y por ultrasonido de la junta soldada revelaron, en primera instancia, una unión libre de defectos como fisuras, poros, inclusiones, falta de fusión y socavados. El cálculo del % de dilución con un calor de aporte de 1.67 kJ/mm y 1.79 kJ/mm fue de 37.5% para la pasada de raíz y de 16% para la pasada de vista, respectivamente. El macroataque de la sección transversal de la soldadura mostró una estructura de granos columnares bastos en ambos cordones de soldadura, la caracterización microestructural reveló que el metal de la soldadura esta formada por granos columnares dendríticos y algunas regiones de granos equiaxiales austeníticos en la región central, esto debido a los gradientes de composición y temperatura. La solidificación fue principalmente del tipo A (austenítico), con algunas regiones en donde se observó el tipo AF (Austenita - Ferrita). El ataque químico a la junta soldada también reveló, a una distancia aproximada de 2 mm de la línea de fusión, una zona de 1.5 mm de ancho donde la aleación AL6XN es susceptible a la corrosión intergranular.

Los resultados de la caracterización mecánica de la unión disímil soldada mostraron que se generó una unión dúctil, pero poco tenaz por la estructura de granos columnares bastos en el metal de la soldadura. Los perfiles de microdureza mostraron que la zona que presentó menor dureza es el metal de la soldadura. La resistencia máxima a la tensión promedio fue de 596 ± 9 MPa y una deformación promedio de 55%, generándose una fractura predominantemente dúctil. Finalmente, la unión disímil soldada AISI 316L / AL6XN acreditó los ensayos de doblez guiado y no presentó problemas de acritud.

INTRODUCCION

Las uniones disimiles empezaron a ser usadas desde la década de los 40's, con aplicaciones principalmente enfocadas a la unión de aceros al carbón y aceros inoxidable en componentes de calderas. Posteriormente, en los años 70's y 80's, su uso se incremento en los diferentes sectores industriales como la química, alimenticia y sobretodo petroquímica [1, 2].

En la actualidad los procesos de soldadura por fusión se han convertido en una de las técnicas de preferencia para la unión de aceros y sus distintas aleaciones. La importancia de la soldadura es tal, que sin ella no sería posible la fabricación de muchos de los productos y/o servicios que cotidianamente son requeridos por la sociedad.

En la industria nuclear los sistemas de tuberías de recirculación, así como de otros componentes, están compuestos principalmente por aceros inoxidable austeníticos del tipo AISI 316L y aceros inoxidable superausteníticos AL6XN. La selección de estos tipos de aleaciones se basa principalmente en las propiedades mecánicas que presentan y a la alta resistencia a la corrosión en ambientes altamente corrosivos como por ejemplo el agua de mar.

En el caso de recipientes y tuberías presurizadas se ha demostrado que en sistemas que transportan fluidos, las variaciones en presión y temperatura generan cargas dinámicas que acortan la vida útil del equipo. Además, la resistencia mecánica de la uniones soldadas determinan el comportamiento de toda la estructura, por lo que la soldadura representa un factor importante en la estimación de la vida residual de dichos componentes [3]. Sin embargo, muchas de las fallas en el acero inoxidable AISI 316L han ocurrido debido a corrosión intergranular, que en presencia de esfuerzos promueven el crecimiento de grietas intergranulares. Por lo que para prevenir la posibilidad de que esto suceda, es conveniente realizar una evaluación de la microestructura y de las propiedades mecánicas, tanto de los materiales base como de la unión soldada.

OBJETIVOS

El objetivo general de este proyecto de investigación es valorar el comportamiento mecánico de la soldadura disímil de los aceros inoxidables 316L / AL6XN y relacionarlo con las características microestructurales de la junta soldada usando el proceso de soldadura por arco eléctrico con el electrodo ER309L y con protección gaseosa.

OBJETIVOS PARTICULARES:

- Encontrar las mejores condiciones de operación del proceso de soldadura GMAW para que la transferencia del metal de aporte sea por rocío y obtener soldaduras sanas.
- Realizar la caracterización microestructural mediante metalografía óptica (MO) y metalografía electrónica de barrido (MEB), tanto de los materiales base como de la unión soldada en las tres zonas de interés: material base, zona afectada térmicamente (ZAT) y metal de soldadura.
- Realizar la caracterización mecánica tanto de los materiales base como de la unión soldada obtenida, mediante ensayos de microdureza Vickers, tensión, impacto y doblaje guiado. Para así mismo, poder correlacionar los valores obtenidos de las propiedades mecánicas (resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad) con el tipo de microestructura que se tiene.
- Analizar el tipo de fractura en el microscopio electrónico de barrido posterior a las probetas ensayadas tanto en tensión como a impacto, de los materiales base y la junta soldada en sus diferentes regiones ensayadas para poder determinar el tipo de fractura obtenida.

JUSTIFICACION

En el año 1976 se construyó la central nucleoelectrica de laguna verde Veracruz, y en años recientes se han reportado problemas de deterioro y fallas por corrosión localizada en componentes de acero inoxidable AISI 316L, en especial en los ductos del sistema de enfriamiento del reactor ya que utilizan como fluido de enfriamiento el agua de mar y se sabe que este fluido es altamente corrosivo por la concentración de sales minerales entre las que destaca el cloruro de sodio [4]. Como una solución viable, la empresa que diseñó la central nuclear propone que los componentes dañados sean reparados o sustituidos por una aleación de acero inoxidable con mayor contenido de Ni, Cr y Mo como lo es el superaustenítico AL6XN, es por ello que el estudio de las condiciones propias del proceso de soldadura es de gran interés ya que de ello depende la microestructura generada y las propiedades mecánicas que se obtendrán en la unión disímil soldada AL6XN/316L.

Este proyecto forma parte inicial de una investigación que se centra en el estudio de la caracterización mecánica y microestructural de la unión disímil AL6XN / 316L obtenida por el proceso de soldadura GMAW, utilizando como gas de protección 98%Ar + 2%O₂ y un electrodo de acero inoxidable ER 309L. Se pretende en un futuro complementar la investigación con estudios de corrosión y ampliar el estudio utilizando otro electrodo de aleación base Ni como lo es un inconel, para comparar los resultados obtenidos.

HIPOTESIS

En las uniones soldadas disímiles el calor de aporte que se produce durante el proceso de soldadura controla la cantidad de dilución existente entre los metales base y el metal de aporte. Sin embargo, el proceso de solidificación líquido-sólido en conjunto con la composición química y el grado de subenfriamiento van a generar la microestructura resultante desde el metal de soldadura hasta las diferentes regiones de la zona afectada térmicamente, y por consecuencia las propiedades mecánicas de la unión soldada disímil, ya que están en función de la microestructura resultante.

Capítulo 1. ANTECEDENTES

1.1. ACEROS INOXIDABLES.

Se cree, aunque no por todos los investigadores, que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable es el resultado de la presencia de la formación de una delgada de oxido de cromo de Cr_2O_3 , densa (no porosa), continua, insoluble, adherente, tenaz, autogenerante e impermeable capa de óxido hidratado de cromo en la superficie de estos aceros que impide el contacto del acero con el medio oxidante. La composición de esta película varía con el tipo de acero y con los diferentes tratamientos tales como laminado, decapado o tratamiento térmico.

A medida que aumenta el riesgo de corrosión es necesario aumentar la concentración de Cr, aunque debe recordarse que el aumento de resistencia a la corrosión no es proporcional al aumento del cromo. Sin embargo, con alrededor de 18% de Cr el acero está en condiciones de soportar condiciones rigurosas atmosféricas [5]. Esto se ilustra claramente en la Tabla I.1 donde se ejemplifican algunas composiciones que representan tres de los grados comunes de acero inoxidable:

Tabla I.1. Contenido de Cr para algunos aceros inoxidables típicos [5].

Composición	Grado	Microestructura
12% Cr	409	Martensítico
17% Cr	430	Ferrítico
18% Cr y 8% Ni	304	Austenítico

Las marcadas variaciones en la microestructura que presentan cada uno de los diferentes tipos de aceros inoxidables se deben a la incorporación de elementos de aleación y en consecuencia al cambio de microestructura, las propiedades mecánicas también presentaran variaciones [6].

1.1.1. Clasificación de los aceros inoxidable.

A diferencia de otros sistemas de aleación, donde su clasificación por lo regular es en base a su composición química, los aceros inoxidable se clasifican de acuerdo a su estructura metalúrgica, la cual atendiendo a su composición química puede ser una fase estable austenítica o ferrítica, dúplex (mezcla de ambas), martensítica o una estructura endurecible por precipitación. En la Fig. 1.1, se presenta los diferentes tipos de aceros inoxidable en función del contenido de Cr/Ni [7].

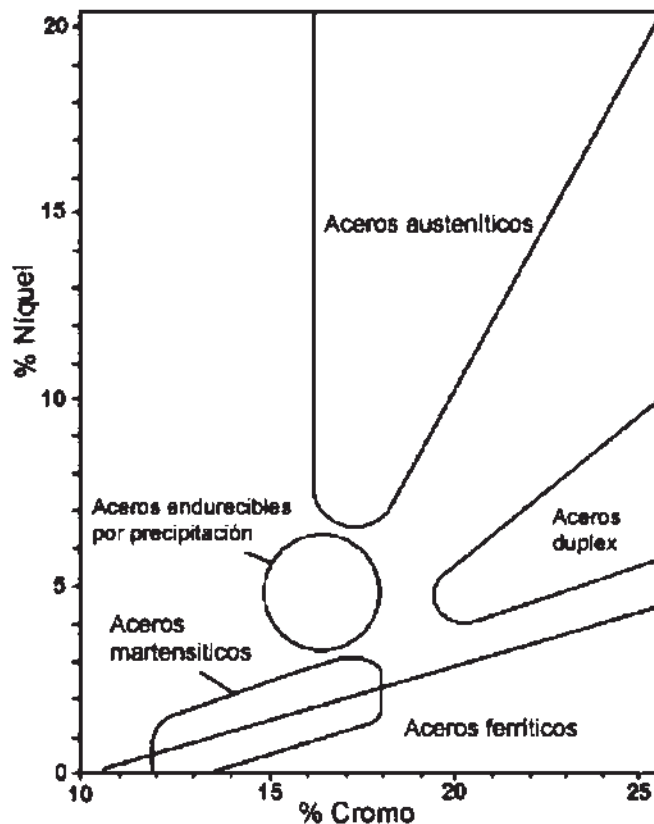


Figura 1.1. Familias de aceros inoxidable en función de la relación Cr/Ni [7].

El Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI), y la Sociedad Americana de Materiales y Pruebas (ASTM), hace muchos años desarrolló una designación de tres dígitos para la identificación de los aceros inoxidable (ver Tabla I.2), algunas veces seguida por una letra: por ejemplo, 304, 304L, 410 y 430. Con el paso del tiempo y el surgimiento de nuevas aleaciones de acero inoxidable, la ASTM y la Sociedad de Ingenieros Americanos (SAE) desarrollaron un nuevo sistema que consta de una letra más 5 dígitos para formar el número UNS (Sistema de Numeración Unificado) para todos los grados: por ejemplo, S30400, S30403, S41000 y S43000.

Tabla I.2. Designación AISI para los aceros inoxidable [7].

Tipos de Aceros Inoxidables
Martensíticos (4XX)
Ferríticos (4XX)
Austeníticos (2XX, 3XX)
Dúplex (austenita y ferrita)
Endurecibles por precipitación (PH)

La gran variedad de aceros inoxidable abarca un amplio rango de propiedades mecánicas deseables para muchas aplicaciones. Las propiedades físicas, tales como la conductividad térmica y la expansión térmica, y las propiedades mecánicas varían ampliamente para los diferentes tipos de aceros inoxidable y tiene influencia sobre su comportamiento durante la soldadura. En la Tabla I.3 se presenta una comparación de algunas propiedades de los diferentes tipos de aleación de los aceros inoxidable.

Tabla I.3. Comparación de propiedades entre las familias de los aceros inoxidable [7].

				Resistencia			
Tipo	Magnético	Endurecible	Ductilidad	Corrosión	Altas Temp.	Bajas Temp.	Soldabilidad
Austeníticos	No	Trabajado en frío	Muy alta	Alta	Muy Alta	Muy alta	Muy buena
Ferríticos	Si	No	Media	Media	Alta	Baja	Mala
Dúplex	Si	No	Media	Muy alta	Baja	Media	Buena
Martensíticos	Si	Temple y Revenido	Baja	Media	Baja	Baja	Mala
Endurecibles por precipitación	Si	Envejecido	Media	Media	Baja	Baja	Buena

Algunos grados austeníticos pueden ser atraídos por un campo magnético si son trabajados en frío. Los grados para maquinarse fácilmente tienen resistencias menores a la corrosión, mientras

que aquellos con altos contenidos de molibdeno tienen resistencias mayores. Los granos austeníticos mantienen su ductilidad a temperaturas criogénicas.

Los diagramas de equilibrio de fases pueden ser usados para describir las transformaciones de fases y su estabilidad en el acero inoxidable. Sin embargo, en el caso de la soldadura solo pueden dar una aproximación de la microestructura actual ya que los metales base y de aporte de acero inoxidable contienen hasta 10 elementos de aleación, los cuales no pueden representarse fácilmente en diagramas estándar de equilibrio de fase. Los diagramas de fase se basan en condiciones de equilibrio, mientras que las condiciones de calentamiento y enfriamiento rápido típicas en la soldadura son condiciones de no equilibrio [7]. En la Fig. 1.2, se muestra el diagrama de fases Fe-Cr, el cual es el punto de partida para describir la estabilidad de las fases en el acero inoxidable, debido a que el Cr es el elemento primario de aleación. Se aprecia que existe solubilidad completa del Cr en el hierro a elevadas temperaturas, y la solidificación de todas las aleaciones Fe-Cr ocurre como ferrita.

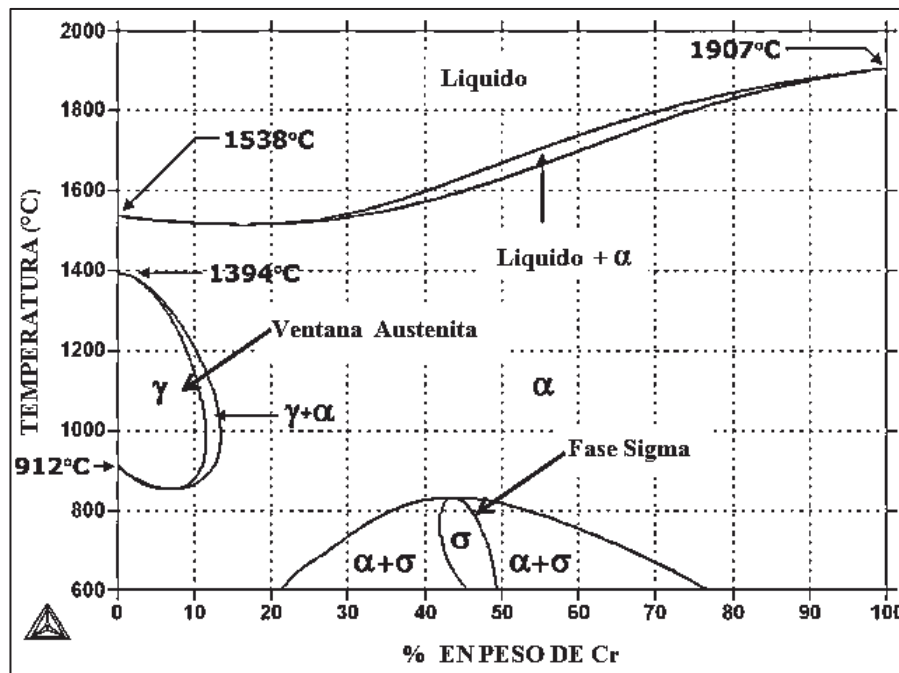


Figura 1.2. Diagrama de equilibrio de fases Cr-Fe [7].

En concentraciones de bajo cromo existe una región de austenita en el rango de temperaturas de 912 a 1394°C, la cual se llama “bucle gamma”. Aleaciones con contenidos mayores del 12.7% en peso de cromo, serán completamente ferríticas a elevadas temperaturas, mientras que aquellas

con cantidades menores de Cr formarán alguna austenita a temperaturas dentro de la zona gamma. Aleaciones con menos de 12% de peso en Cr serán completamente austeníticas en temperaturas dentro de la zona gamma. Bajo enfriamientos rápidos, esta austenita puede transformarse a martensita [8].

1.1.2. Aceros ferríticos.

Los aceros inoxidable ferríticos son aceros aleados solo con Cr y a veces también con Mo. El Cr es un elemento alfégeno que retiene la estructura cúbica centrada en el cuerpo del hierro alfa. Estos aceros tienen como mínimo 10.5% de Cr, con este rango de %Cr su resistencia a la corrosión es mínima, algunos se les suele denominar inoxidable al agua pues no resisten medios más agresivos, son en general los más baratos por tener poco Cr.

Su ductilidad es menor que la de los aceros inoxidable austeníticos debido a la inherente menor plasticidad de la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) del hierro alfa, más el efecto endurecedor que proporciona la gran cantidad de Cr en solución sólida. No endurecen por trabajo mecánico tanto como los austeníticos, no son templables, son magnéticos, y como todos los aceros inoxidable tienen escasa conductividad térmica. Se les prefiere por su resistencia a la corrosión y su bajo costo, más que por sus propiedades mecánicas [5].

Los aceros inoxidable ferríticos tienen tres problemas que pueden acentuarse según sea la aplicación:

- a) Excesivo crecimiento de grano.
- b) Sensitización.
- c) Pérdida de ductilidad por presencia de fase sigma.

1.1.3. Aceros martensíticos.

Los aceros inoxidable martensíticos son aquellas aleaciones Fe-Cr que atraviesan el campo gamma del diagrama de equilibrio Fe-Cr, y por lo tanto pueden austenizarse y templarse martensíticamente. Pueden estar aleados con pequeñas cantidades de otros elementos pero usualmente no con más de 2-3%. Son ferríticos en estado de recocido pero son martensíticos con

un enfriamiento más rápido, ya sea en aire o en un medio líquido desde una temperatura superior a la crítica.

Estos aceros pueden ser templados y revenidos de la misma manera que los aceros aleados. Tienen una excelente resistencia mecánica y son magnéticos. Se templan cuando son enfriados directamente al aire luego del proceso de laminación en caliente, por lo tanto, son recocidos entre 650°C y 760°C por alrededor de 4 horas luego de la laminación. Este recocido del proceso difiere del recocido total, que se realiza a 815-870°C con un enfriamiento dentro del horno a velocidades de 40 a 55 °C/hora hasta los 540°C y luego enfriados en aire hasta temperatura ambiente [5].

La resistencia a la corrosión de estos aceros comparada con otros tipos, se ve afectada debido principalmente al bajo contenido de Cr (12-14 wt%) y alto contenido de carbono. Sin embargo, las aplicaciones de estos aceros se basan principalmente donde la combinación de alta resistencia a esfuerzos y baja resistencia a la corrosión son requeridas en condiciones atmosféricas. El bajo contenido de Cr y bajos contenidos de elementos de aleación hace también que los aceros inoxidables martensíticos sean menos costosos comparados con otros tipos [9].

1.1.4. Aceros endurecidos por precipitación (PH).

Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación o PH (Precipitation Hardening) son aleaciones de hierro, cromo y níquel que se caracterizan por la resistencia obtenida a partir del endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento. Estos aceros pueden ser martensíticos, austeníticos o intermedios entre ambos, dependiendo de la proporción Cr/Ni.

Lo que realmente distingue a estos aceros es la adición de ciertos elementos tales como Al, Ti, Mo y Cu, que dan lugar a la aparición de compuestos intermetálicos de manera controlada. Así, el endurecimiento por medio de estos compuestos se puede realizar por precipitación desde una matriz martensítica. Para ello se somete al material a un tratamiento de solubilización a una temperatura de unos 1050°C con posterior enfriamiento al aire, dando lugar a una matriz martensítica sobresaturada. A continuación, se envejece el acero a una temperatura comprendida entre 455 y 565°C, que da lugar a la precipitación de compuestos intermetálicos endurecedores.

Como aspecto negativo debe destacarse que estas aleaciones trabajan mal en frío. Cuando en vez de una matriz martensítica sobresaturada, se parte de una matriz austenítica sobresaturada se obtienen, después de la precipitación por tratamiento térmico de envejecido, menores resistencias mecánicas pero una considerable mejora de la ductilidad. Estos aceros se utilizan en aplicaciones muy específicas, sobre todo aeronáuticas, como alternativa a las aleaciones de titanio a temperaturas de trabajo de hasta 550°C [10].

1.1.5. Aceros dúplex.

Son una familia de aleaciones que tienen dos fases: ferrita y austenita, con un contenido típico de ferrita entre 40 y 60%. La serie de aceros dúplex 312, 315, 318, 325 y 329; son aleaciones a base hierro con Cr y Mo, con suficiente cantidad de estabilizadores de la austenita, Ni y N para lograr el balance entre ferrita y austenita. El resultado es una adecuada combinación de estas dos fases, la austenita confiere ductilidad y la ferrita considerable resistencia. El Mo hace más resistente a la capa pasivante y mejora la resistencia de corrosión por picado [5].

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

Las aleaciones dúplex ofrecen de manera general:

- a) Resistencia a la corrosión por picado, igual o mejor que la resistencia a la corrosión ofrecida por el inoxidable austenítico 316L en muchos ambientes corrosivos.
- b) Resistencia a la corrosión intergranular, debido al bajo contenido de carbono.
- c) Buena resistencia a la erosión y abrasión.
- d) Un coeficiente de expansión térmica cercano al del acero al carbono, lo cual puede resultar en menores tensiones en las soldaduras que involucren inoxidables dúplex con acero al carbono [11].

1.1.6. Aceros austeníticos.

Son producidos en mayor cantidad que cualquier otro grupo, presentan buena resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes, y valores de esfuerzo de cedencia (σ_0) de aproximadamente 210 MPa como mínimo a temperatura ambiente.

No son endurecibles por transformación, sin embargo, pueden ser endurecidos significativamente por trabajado en frío. Sus propiedades de impacto a bajas temperaturas son muy buenas, haciéndolos útiles en temperaturas criogénicas. En general, tienen buena ductilidad, tenacidad y presentan una elongación significativa (40%) cuando son sometidos a tensión. Debido a la susceptibilidad que poseen estos aceros al agrietamiento por corrosión bajo tensión, los aceros inoxidable austeníticos más comunes no son apropiados para ambientes de agua salina de mar o en medios que contengan cloruros o altamente cáusticos.

Los elementos promotores de la austenita son agregados a estos aceros en grandes cantidades, siendo el Ni el más importante, por lo general se adiciona en un porcentaje mayor a 8% en peso. Otros elementos promotores de la austenita son el C, N y Cu. A pesar de que el contenido de carbono se encuentra por debajo del 0.1% en peso, en solución sólida el C provee un efecto de endurecimiento intersticial, principalmente a temperaturas elevadas. El N de manera similar al C es un poderoso agente endurecedor por solución sólida en adiciones mínimas de tan solo 0.15% en peso, su efecto de endurecimiento es más notable a temperaturas criogénicas [12].

1.1.7. Acero inoxidable austenítico 316L.

El acero inoxidable austenítico 316L es una aleación ampliamente utilizada en procesos industriales que requieren de materiales con una elevada resistencia a la corrosión, inclusive superior a la ofrecida por el acero inoxidable 304. La presencia de molibdeno en su composición química, en el orden de 2-3 % en peso, incrementa su resistencia a picaduras causadas por los cloruros y, por tanto, esta especificada para resistir la acción corrosiva de diferentes agentes químicos.

Por otra parte, el molibdeno también aumenta la resistencia a la fluencia del material a temperaturas elevadas, a través de endurecimiento por solución sólida, lo que hace que la

aleación sea adecuada para la fabricación de componentes para reactores nucleares, equipos para la generación de energía a partir de combustibles fósiles, refinerías petroquímicas y plantas químicas, en general su estructura austenítica representa también, una ventaja para aplicaciones a temperaturas criogénicas, en comparación con otros aceros inoxidables [13, 14].

El acero inoxidable 316L, es la versión del 316 con bajos porcentajes de carbono (máx. 0.03% en peso) por lo que se reduce la sensibilización (precipitación de carburos de cromo en los bordes de grano, que a su vez generan un decremento de cromo en zonas adyacentes, y por consecuente produce lugares propicios para la corrosión intergranular). La estructura austenítica también le atribuye grados de dureza excelente, incluso a temperaturas criogénicas.

En la Fig. 1.3 se muestra el diagrama de precipitación de carburos y segundas fases en el acero inoxidable 316L, donde se puede observar los tiempos y temperaturas para la precipitación de segundas fases y que van a estar en función de la velocidad de enfriamiento que se tenga.

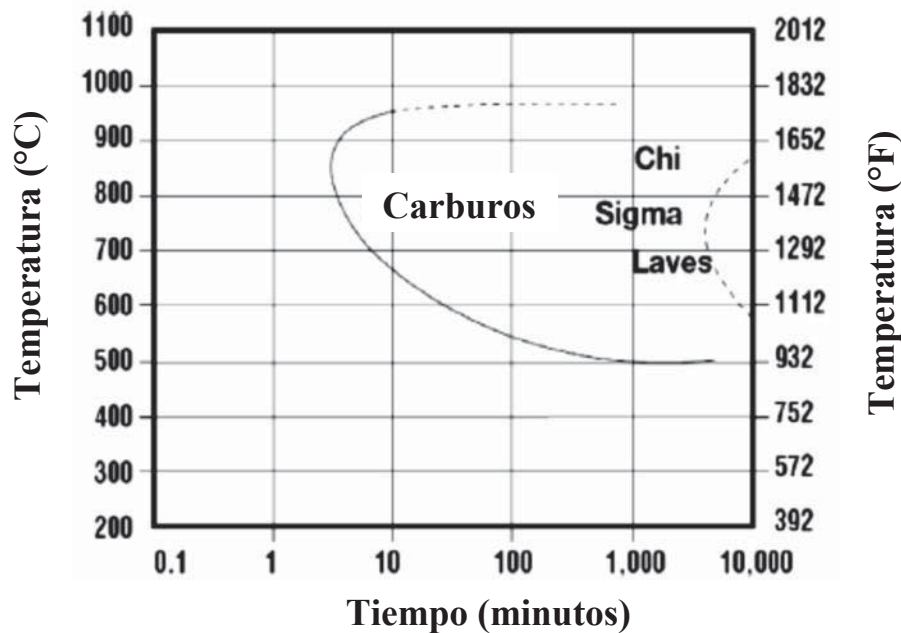


Figura 1.3. Diagrama de precipitación de fases secundarias en el acero inoxidable 316L [15].

En comparación con los aceros austeníticos al cromo-níquel, el acero inoxidable 316L ofrece una mayor resistencia a la fluencia, a la ruptura y resistencia a la tracción a temperaturas elevadas, en la Tabla I.4 se muestra la composición nominal para el inoxidable 316L [16].

Tabla I.4. Composición nominal para aceros inoxidable 316L.

Grado		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N
316L	Min	-	-	-	-	-	16.0	2.00	10.0	-
	Max	0.03	2.0	0.75	0.045	0.03	18.0	3.00	14.0	0.10

1.1.8. Acero inoxidable superaustenítico AL6XN.

Este tipo de acero inoxidable austenítico es una aleación con alto grado de resistencia a la corrosión y es una aleación producida por la tecnología de la empresa Allegheny [17]. Es una aleación con bajo contenido de carbono y de alta pureza, así como elevados contenidos de Ni y de Cr; el nitrógeno funciona como un elemento estabilizador de la austenita y es una de las razones por la cual este tipo de aceros inoxidables se les ha denominado con el término de “superaustenítico”. La aleación AL6XN se diseñó para ser un material resistente al agua de mar y ha demostrado ser resistente a una amplia variedad de ambientes corrosivos.

La aleación AL6XN se diseñó para ser un material resistente al agua de mar y a demostrado ser resistente a una amplia variedad de ambientes corrosivos. La alta resistencia a la corrosión y la elevada resistencia mecánica de la aleación AL6XN lo convierten en una buena elección sobre los convencionales aceros inoxidables dúplex y una alternativa rentable sobre aleaciones más caras a base de níquel como es el caso de las aleaciones de inconel. Es una alternativa rentable sobre aleaciones menos costosas tales como el tipo 316L, que al no cumplir con una adecuada resistencia a la corrosión se ven afectados y tiene continuamente que ser remplazados o sustituidos por otra aleación más resistente como es el caso del superaustenítico AL6XN.

El alto contenido de níquel y molibdeno proporcionan a la aleación AL6XN una considerable resistencia a la corrosión bajo esfuerzo en contacto con soluciones de cloruros. Así mismo, el cobre ha sido intencionalmente adicionado en bajos niveles para mejorar el rendimiento del material en contacto con agua de mar. La composición nominal de la aleación AL6XN que el fabricante proporciona se muestra en la Tabla I.5.

Tabla I.5. Composición nominal para el acero inoxidable superaustenítico AL6XN.

Grado		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu
AL6XN	Min	0.02	0.30	0.35	0.02	0.001	20.5	6.2	24	0.22	0.2
	Max	0.03	2.0	1.0	0.040	0.030	23	7.0	25.5	0.25	0.75

El bajo contenido de carbono de la aleación AL6XN lo distingue como una aleación grado “L”, ofreciendo una alta resistencia a la corrosión intergranular en condición de soldadura. El Cr, el Ni y el contenido de Mo son significativamente mas altos en el acero superaustenítico AL6XN que en los aceros inoxidables austeníticos de los grados 304L, 316L y 317L. La aleación tiene la designación UNS N08367 y esta incluido en las normas de la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM). El acero superaustenítico AL6XN es metalúrgicamente estable a 510 °C, en exposiciones prolongadas a altas temperaturas entre 650 a 980 °C puede precipitar el intermetálico denominado fase sigma en los limites de grano. La fase sigma puede tener un efecto adverso sobre la resistencia a la corrosión antes de influir sobre sus propiedades mecánicas [17].

1.2. METALURGIA FISICA DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

Los aceros inoxidables austeníticos usualmente son fabricados termomecánicamente, por lo cual la microestructura es básicamente austenita, sin embargo la adición del Ni al sistema Fe-Cr es lo que permite a la austenita ser estable a temperatura ambiente. El balance de elementos promotores de ferrita con respecto de los de austenita, determinara sí la microestructura de fundición es totalmente austenita o una mezcla de austenita y ferrita.

El sistema ternario Fe-Cr-Ni es la base de los aceros inoxidables austeníticos y dúplex, y sus proyecciones de solidus y liquidus definen el inicio y la finalización del proceso de solidificación de este sistema.

En la Fig. 1.4, se aprecian las superficies líquidas y sólidas, en la líquida se presenta una línea oscura que inicia cerca de la esquina rica en Fe del triángulo y corre hasta el lado Cr-Ni. Esta línea separa a las composiciones que solidifican en una fase primaria ferrítica (arriba y a la

izquierda), de las que solidifican en una fase primaria austenítica. Se aprecia que en la composición aproximada de 48Cr-44Ni-8Fe existe un punto eutéctico ternario. En estado sólido para contenidos de cromo mayores al 20% en peso, la ferrita es estable a temperaturas elevadas. Conforme la temperatura descende, esta ferrita transformará parcialmente en austenita en el rango de 20 a 25 % de cromo en peso [18].

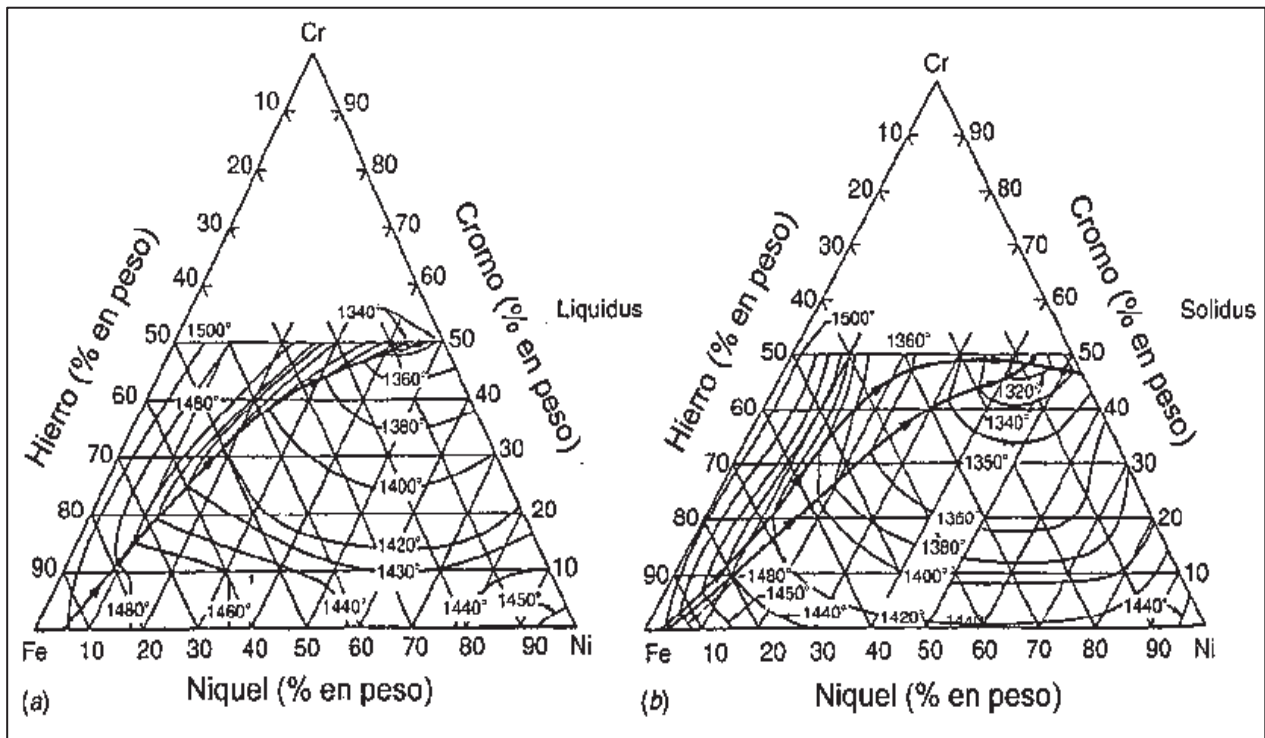


Figura 1.4. Proyecciones del sistema ternario Fe-Cr-Ni: a) liquidus, y b) solidus [18].

Basado en secciones isotérmicas ternarias con 70% y 60% en peso de Fe, dos diagramas pseudobinarios se presentan en la Fig. 1.5, la pequeña zona triangular es una región trifásica de austenita + ferrita + líquido que separa a las aleaciones que solidifican como austenita (a la izquierda) de las que solidifican como ferrita.

Considerando el diagrama pseudobinario con 70% en peso de Fe, el límite entre la austenita y ferrita se encuentra aproximadamente en 18Cr-12Ni en el sistema ternario, para relaciones cromo/níquel más elevadas, la solidificación primaria ocurre como ferrita delta (δ) y en relaciones menores ocurre como austenita. Las aleaciones que solidifican como austenita a la izquierda de esta región triangular son estables en fase austenita bajo enfriamientos hasta

temperatura ambiente. Sin embargo, cuando las aleaciones solidifican como ferrita, pueden ser completamente ferríticas o una mezcla de austenita y ferrita al final de la solidificación. Debido a la pendiente de la línea de solidus de la ferrita y la austenita, la mayoría o toda la ferrita transformará en austenita bajo condiciones de enfriamiento controlado. Durante la soldadura debido a las condiciones de enfriamientos rápidos, esta transformación no ocurre y algo de la ferrita permanecerá en la microestructura.

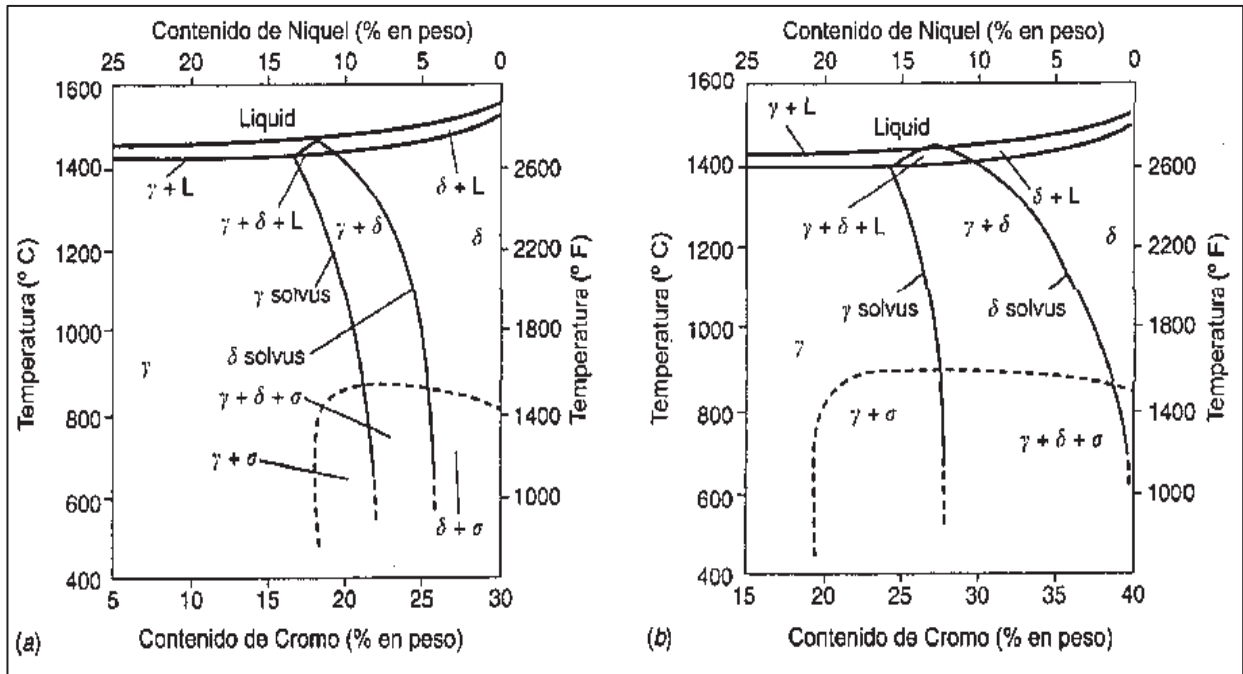


Figura 1.5. Secciones pseudobinarias del sistema Fe-Cr-Ni en: a) 70% Fe y b) 60% Fe [19].

En los aceros inoxidables austeníticos, el predominio de precipitados establecidos a 550 °C son carburos, nitruros y fases intermetálicas. En la Tabla I.6, se indican las estructuras cristalinas y la composición de las principales fases observadas en aceros inoxidables austeníticos. La precipitación de carburos depende de la aleación química, la temperatura de exposición y los sitios y/o lugares de precipitación. La probabilidad de precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ puede ocurrir cuando los aceros inoxidables austeníticos presentan contenidos de hasta 0.15% de carbono [19].

Cuando los aceros inoxidables austeníticos son rápidamente enfriados desde la temperatura de solución y cuando el acero se encuentra térmicamente envejecido entonces ocurre la precipitación de carburos [20]. La precipitación ocurre rápidamente en las interfases ferrita-

austenita, continuando la precipitación en otros límites no coherentes incluyendo inclusiones, maclas, granos o matriz y sobre dislocaciones [19].

Tabla I.6. Estructura cristalina y composición de fases en aceros inoxidables austeníticos [21].

FASE	ESTUCTURA	PARAMETRO RETICULAR (nm)	COMPOSICION
Austenita	FCC	a= 0.598	---
Ferrita	BCC	a= 0.285	Fe-Cr-Mo
Carburos			
M ₂₃ C ₆	FCC	a=1.057	(Cr ₁₆ Fe ₅ Mo ₂)C ₆ ; (FeCr) ₂₃ C ₆ ; (Cr ₁₇ Fe _{4.5} Mo _{1.5})C ₆
M ₇ C ₃	HC	a=0.692 c=0.454	(Cr ₇ C ₃ ;FeCr) ₇ C ₃ ; (Fe _{0.6} Cr _{0.4}) ₇ C ₃
NbC	FCC	a=0.447	NbC
TiC	FCC	a=0.433	TiC
Nitruros			
M ₂ N	HC	a=0.478 c=0.444	BCr ₂ N
NbN	BCC	a =0.440	NbN
TiN	BCC	a =0.424	TiN
Intermetálicos			
Sigma σ	Tetragonal	a=0.870 c=0.454	(FeNi) _x (CrMo) _y FeCr; (FeNi) _x (CrMo) _y
Laves η	Hexagonal	a=0.473 c=0.772	Fe ₂ Mo; Fe ₂ Ti; Fe ₂ Nb
Chi χ	BCC	a=0.880	(FeNi) ₆₃ Cr ₁₈ Mo ₄ ; Cr ₁₆ Fe ₁₈ Mo ₅ ; Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₆
Fase Z	Tetragonal	a=0.303 c= 0.739	CrNbN
Fase G	FCC	a=1.120	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₇ ; Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇
Impurezas menores			
Sulfuros MS	FCC	a=0.524	MnS
Carburo de silicio	Hexagonal	a=0.307 c=0.504	SiC

Las principales consecuencias prácticas de la precipitación de carburos $M_{23}C_6$ es la disminución en la resistencia a la corrosión intergranular y la reducción de propiedades tensiles especialmente ductilidad y tenacidad. La relación de orientación entre la austenita y carburos es que el plano $\{100\}$ de austenita es paralelo al plano $\{100\}$ de carburos. Lo mismo es para las direcciones $\langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 110 \rangle_{M_{23}C_6}$ y los carburos están en el límite de interfaces del plano de baja energía debido a la similitud del arreglo atómico sobre los planos $\{111\}$ de austenita y $M_{23}C_6$. Posteriormente, los carburos $M_{23}C_6$ nuclean sobre defectos de límites y las partículas crecen como placas triangulares, con cortes en las direcciones $\langle 110 \rangle$, a lo largo del límite hasta que coalescen sólo en láminas continuas. La precipitación en los límites no coherentes están en forma de cintas muy delgadas, creciendo a lo largo de las direcciones $\langle 110 \rangle$ [20].

La Fig. 1.6 muestra una micrografía típica de un acero austenítico 316L, donde se aprecia que consiste de granos austeníticos equiaxiales con pequeñas franjas de ferrita residual de alta temperatura (δ) alineada en la dirección de rolado, debido a la segregación de elementos promotores de la ferrita (principalmente Cr) durante la solidificación y el laminado. Por lo general está presente en fracciones de volumen bajas (menores del 2 o 3%).

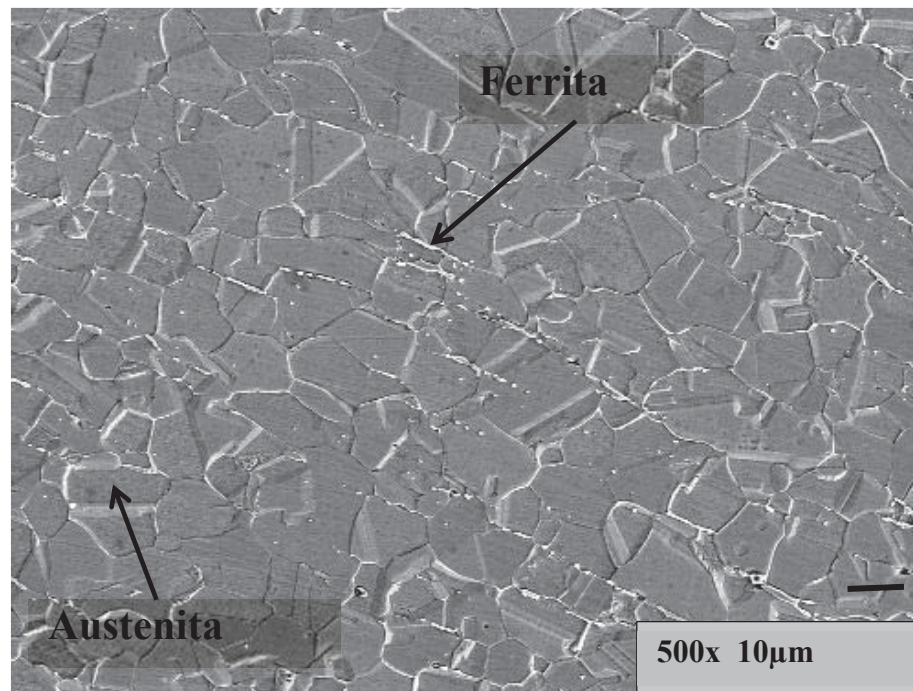


Figura 1.6. Micrografía del acero inoxidable 316L obtenida en el presente proyecto de investigación, donde se observa la presencia de granos austeníticos y pequeñas franjas de ferrita.

1.3. SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

Aunque las aleaciones austeníticas se consideran soldables, están sujetas a un gran número de problemas de soldabilidad si no se toman las precauciones adecuadas. En función de la composición del metal base y de aporte, y del nivel de impurezas, principalmente de azufre y fósforo, pueden ocurrir agrietamientos por solidificación o licuación del metal de soldadura. También se han encontrado agrietamientos en el estado sólido, los cuales incluyen caídas de ductilidad, recalentamiento (liberación de esfuerzos) y contaminación con Cu. Otro problema que se puede presentar durante la soldadura, es la presencia de corrosión localizada en los límites de grano de la zona afectada térmicamente.

1.3.1. Problemas que se pueden presentar durante la soldadura.

a) Sensitización: La sensibilización o sensitización se presenta generalmente en la zona afectada por el calor y se produce cuando el cromo presente en los aceros inoxidable migra hacia los bordes de grano en forma de carburos precipitados como los carburos de hierro y los carburos del tipo $M_{23}C_6$. Estas precipitaciones crean zonas con bajo contenido de cromo y por consiguiente sensibles a la corrosión.

La Fig. 1.7 muestra el efecto de la sensibilización, donde los puntos negros muestran los carburos precipitados en los bordes de grano, y el área entre las líneas punteadas es la zona de material sensible debido a la reducción drástica de cromo.

El área con bajo contenido cromo alrededor de los bordes de grano se comporta como una zona anódica, lo que ocasiona al metal estar susceptible al ataque de la corrosión. La velocidad de formación de carburos es más rápida en el rango de temperatura de 600 a 850°C, a lo que se conoce como el rango de sensibilización.

La sensibilización es más severa cuando:

- Los aceros inoxidable austeníticos contienen altos contenidos de carbono.
- La cantidad de calor suministrado durante la soldadura es alto.
- El metal ha sido conformado o trabajado en frío antes de ser soldado.
- Que no existan aleantes adicionales con gran afinidad por el carbono que por el cromo.

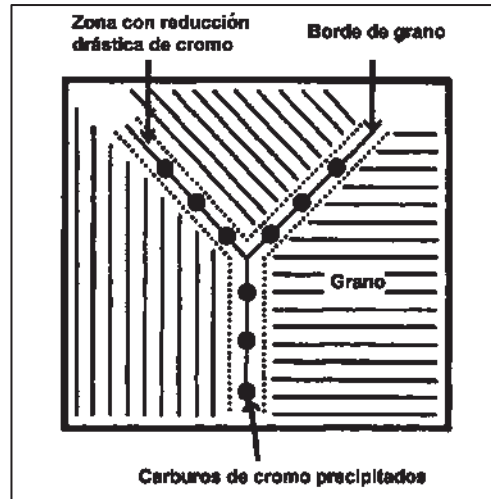


Figura 1.7. Esquema del efecto de la sensibilización de los aceros inoxidables austeníticos [22].

La sensibilización ocurre en un rango pequeño, tanto de temperatura como del metal en la zona afectada por el calor. La Fig. 1.8 muestra el rango de sensibilización como la zona rayada, donde la zona superior (a) no permite la precipitación de carburos porque el tiempo disponible es muy pequeño y está fuera del rango de temperatura, al igual que la zona (c) en donde no se produce la nucleación.

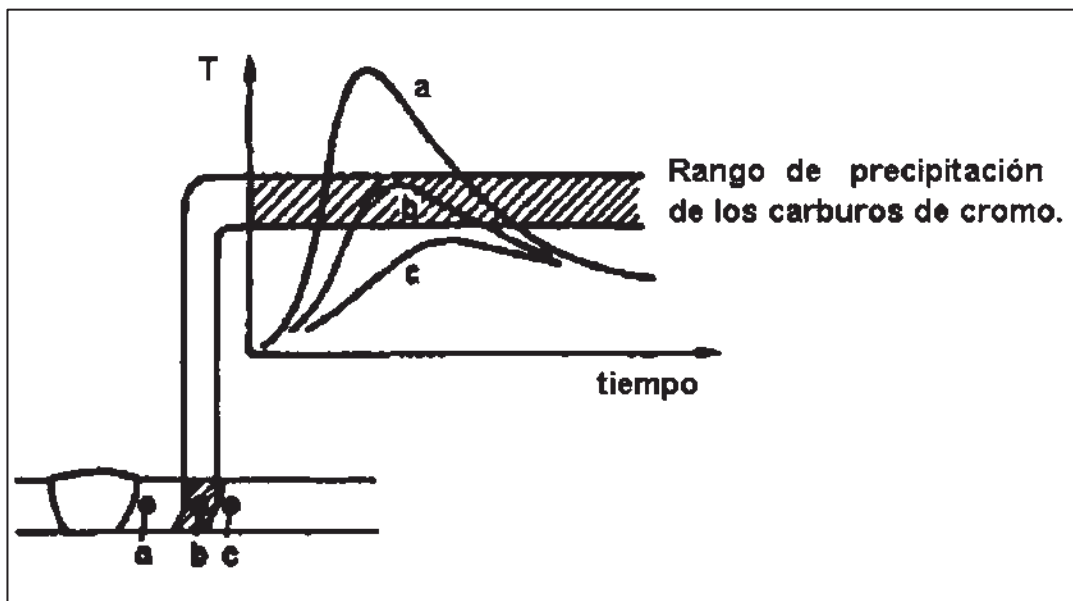


Figura 1. 8. Muestra esquemática de la zona de sensibilización [22].

Existen soluciones para este problema, el primero consiste en bajar el contenido de carbono evitando así la precipitación del cromo. Se considera en la práctica un 0.03% de carbono como máximo para prevenir la sensibilización. Un segundo método de prevención es añadir a la solución titanio, niobio o tantalio. Estos tres elementos tienen alta afinidad con el carbono y preferentemente forman carburos, dejando el cromo en solución. El último método es raramente usado y consiste en realizar un tratamiento térmico de post soldadura con el objeto de disolver los carburos precipitados, mediante un proceso de solubilización. La solubilización se realiza calentando el metal entre 1000 y 1100 °C por 1 hora por pulgada de espesor, seguido por un temple rápido para retener el cromo en solución [22].

Formación de fisuras y la influencia de la ferrita: Bajo condiciones de uniones extremas, en ocasiones se producen fisuras en la soldadura o alrededor de ella, conocidas como fisuras de solidificación. Se ha determinado que una pequeña cantidad de ferrita, alrededor de un 2 a 3 %, liberará a la soldadura de las fisuras de solidificación; principalmente porque la ferrita aumenta el tamaño del límite del grano, aumentando el área disponible de este, lo cual reduce la concentración de segregaciones de impurezas dañinas, que permanecen dentro de los límites y propicia la nucleación de fisuras [23].

Fase sigma: La fase sigma es un compuesto intermetálico concentrado de hierro - cromo, duro y frágil, que puede ser solamente removido mediante un calentamiento a la temperatura de 1010 °C en donde este se disolverá. La formación de esta fase, se ve favorecida si las partes fabricadas son destinadas para servicios con rangos de 590 °C a 930 °C, o porque las piezas fabricadas requieren tener un tratamiento térmico de alivio de tensiones sobre estos rangos, reduciendo notablemente su ductilidad. A temperatura de 730 °C la fase sigma se puede formar rápidamente, pero a bajas temperaturas es necesario un tiempo mayor para su formación. Una variación en la composición, cambiará la velocidad de formación de esta fase y la temperatura a la cual se inicia. El molibdeno y el niobio aceleran la reacción sigma, mientras que el níquel eleva al máximo la temperatura a la cual esta fase aún está presente [24].

1.3.2. Diagramas de constitución.

Los diagramas de constitución ayudan a predecir el comportamiento de la soldadura de los aceros inoxidable. La realización de estos diagramas ha tomado un esfuerzo considerable a los investigadores durante los últimos 75 años. Gran parte de este estudio ha sido enfocado a los efectos de composición en la microestructura de la soldadura.

DIAGRAMA DE SCHAEFFLER.

El diagrama de Schaeffler (Fig. 1.9) se usa principalmente para predecir la estructura del metal de soldadura obtenido en la unión de aceros inoxidable disímiles, o de aceros inoxidable con aceros al carbono con o sin aleación. Este diagrama es válido únicamente cuando los elementos se encuentran en proporciones no mayores a:

C máx. 0.2%, Mn máx. 1.0%, Si máx. 1.0%, Mo máx. 3.0%, Nb máx. 1.5%

Adicionalmente se indican problemas que presentan determinadas estructuras al soldar, dependiendo de su ubicación en el diagrama, que pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el metal de aporte y el procedimiento de soldadura. El cromo y el níquel equivalente del material base y del material de aporte se calculan a partir de las fórmulas dadas a continuación:

Cromo equivalente = $\%Cr + \%Mo + 1,5x\%Si + 0,5x\%Nb$

Níquel equivalente = $\%Ni + 30x\%C + 0,5x\%Mn$

En el caso de materiales disímiles se grafican los puntos correspondientes al cromo y al níquel equivalente de ambos materiales base. Se obtiene el punto medio de la recta trazada entre ambos puntos (siempre y cuando los materiales participen en la misma proporción). Después se une este punto con el punto correspondiente al material de aporte. La composición del material depositado se encontrará dentro de esta recta y dependerá del porcentaje de dilución [25].

La Tabla I.7 muestra algunos porcentajes de dilución de diferentes procesos de soldadura, obtenidos experimentalmente [26].

Tabla I.7. Porcentajes de dilución en uniones soldadas [26].

PORCENTAJES DE DILUCIÓN POR PROCESO		
Proceso	Gas de Protección (%)	Dilución %
SMAW	Ninguno	30
GMAW	Ar:81+He:18+CO ₂ :1	36.5
GMAW	Ar:43+He:55+CO ₂ :2	43.7
GMAW	Ar:98+CO ₂ :2	39.7
GMAW	Ar:100	39.7
GMAW	Ar:98+O ₂ :2	40
GTAW	Ar:95+He:5	43.6

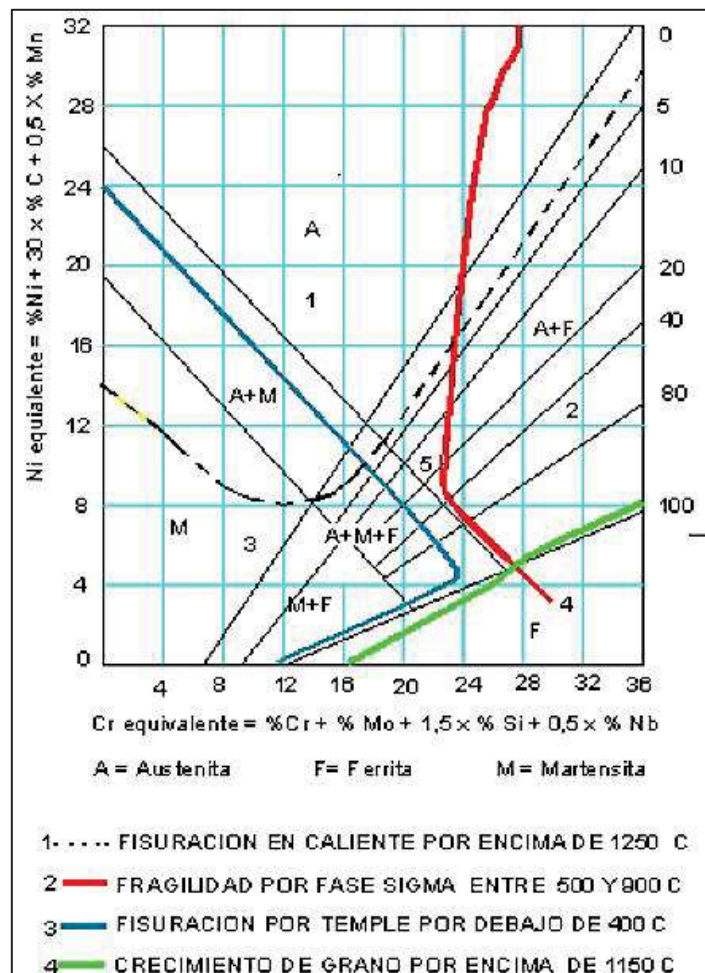


Figura 1.9. Diagrama de Schaeffler [26].

1.4. METALURGIA DE LA SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS [18].

La microestructura de los aceros inoxidable a temperatura ambiente en la zona de fusión depende de 2 factores principales: el primero es el comportamiento durante la solidificación y el segundo factor se atribuye a las transformaciones posteriores en estado sólido. Todos los aceros inoxidable solidifican con ferrita o austenita como primera fase, esto dependerá de la composición específica de cada acero inoxidable. Hay 4 posibles solidificaciones y transformaciones hasta el estado sólido para la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos. Estas reacciones se muestran en la Tabla I.8 y tienen relación con el diagrama de fase Fe-Cr-Ni en la Fig. 1.10, las solidificaciones tipo A (Austenita) y AF (Austenita – Ferrita) están asociados con la austenita primaria. Las solidificaciones tipo FA (Ferrita – Austenita) y F (Ferrita) tienen ferrita delta como fase primaria.

Tabla I.8. Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes.

Tipo de Solidificación	Reacción	Microestructura resultante:
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Totalmente austenítica, estructura de solidificación bien definida.
AF	$L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+(A+F)_{eut} \rightarrow A+F_{eut}$	Ferrita delta formada en los límites de las dendritas.
FA	$L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+(F+A)_{per/eut} \rightarrow F+A$	Ferrita tipo esqueleto o listoncillo resultado de la transformación de ferrita a austenita.
F	$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$	Matriz ferrítica o ferrita acicular con austenita y placas de Widmstätten en los límites de grano.

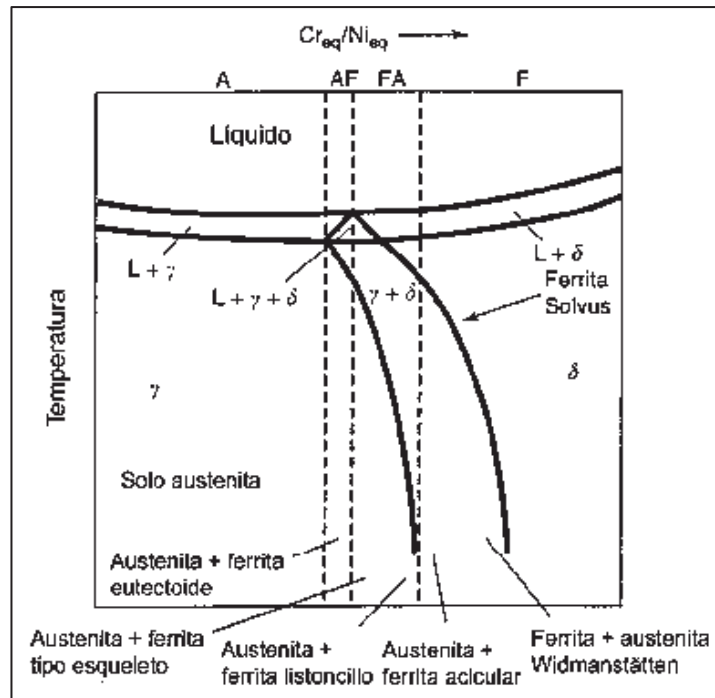


Figura 1.10. Tipo de solidificación en el diagrama de fases pseudobinario [18].

1.4.1. Interfases en una sola fase de soldadura de metal austenítico.

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

1.- **Solidificación de límites de subgranos.** La solidificación de subgranos representa una estructura fina que puede ser observada en un microscopio óptico. Estos subgranos están normalmente presentes como células o dendritas.

2.- **Solidificación de límite de grano.** Esta solidificación resulta de la intersección de paquetes o grupos de subgranos, por lo tanto, son el resultado directo del crecimiento competitivo que se produce durante la solidificación a lo largo del borde de la pileta de soldadura.

3.- **Migración de límite de grano.** La forma de solidificación de límite de grano al final tiene una composición y una componente cristalográfica, en algunas situaciones es posible que la componente cristalográfica pueda emigrar lejos de la componente de composición.

Los límites de grano son especialmente evidentes en los metales de soldadura que solidifican en el tipo A o AF, ya que la estructura de solidificación puede ser observada claramente después de ser pulida y atacada. Tres tipos de límites pueden ser observados en la Fig. 1.11.

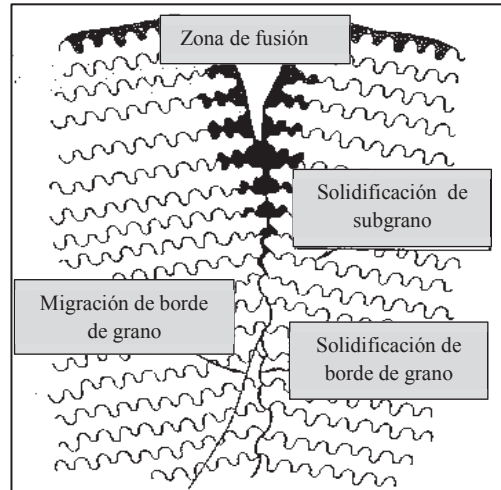


Figura 1.11. Límites observados en la solidificación de metal de soldadura como austenita primaria (A y AF) [18].

1.4.2. Zona afectada térmicamente (ZAT).

La naturaleza de la zona afectada térmicamente (ZAT) en los aceros inoxidable austeníticos depende de la composición y microestructura del metal base. Las siguientes reacciones metalúrgicas pueden ocurrir en la ZAT de las aleaciones austeníticas.

Crecimiento de grano: La mayoría de los aceros inoxidable austeníticos son soldados en la condición de recocido de solubilización o rolado en caliente, por lo que el crecimiento de grano usualmente se encuentra restringido. Sin embargo, cuando el aporte térmico durante la soldadura es extremadamente alto se puede observar algún crecimiento de grano, pero en la mayoría de los casos no es dramático. No obstante cuando la aleación ha sido endurecida mediante trabajado en frío, la recrystalización y el crecimiento de grano pueden conducir al ablandamiento de la ZAT. En este caso, una ZAT distinta resulta y el tamaño del grano es claramente más grande que el del metal base.

Formación de ferrita: Como se aprecia en la Fig. 1.10, aleaciones con composiciones a la derecha del rango de solidificación totalmente austenítico formarán ferrita cuando son calentadas a temperaturas justo por debajo de solidus. Mientras mayor sea la relación Cr equiv / Ni equiv de la aleación, mayor será la formación de ferrita. Cuando se forma la ferrita, por lo general lo hace a lo largo de los límites de grano, como se aprecia en la Fig. 1.12, la formación de la ferrita a través de los límites de grano de la ZAT restringirá el crecimiento de grano, además de minimizar la susceptibilidad a la fisuración en caliente en la ZAT. El grado de formación de la ferrita es usualmente bajo, ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente lenta y el ciclo térmico en la ZAT es por lo general muy rápido. Además, algo de la ferrita que se formó durante la exposición a elevadas temperaturas puede transformar de regreso a austenita durante el enfriamiento.

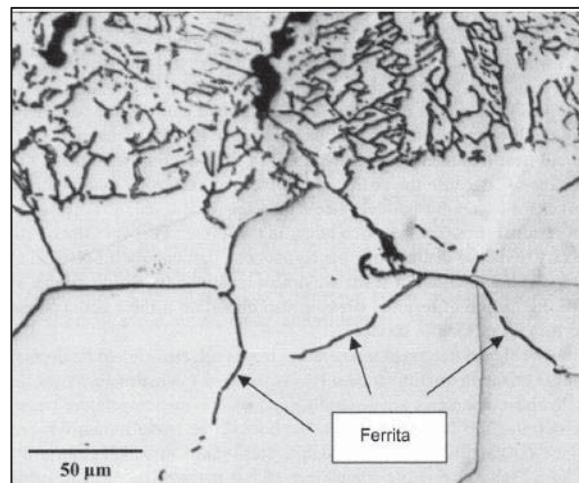


Figura 1.12. Acero inoxidable con ferrita a lo largo de los límites de grano [18].

Fisuración en caliente sobre límites de grano: La fundición local a lo largo de los límites de grano austeníticos puede presentarse, por lo general como resultado de la segregación de elementos de impureza que reducen la temperatura de fusión del límite de grano. Las aleaciones que contienen titanio y niobio, y que por lo tanto, forman carburos del tipo MC ricos en estos elementos pueden experimentar licuación constitucional, un fenómeno que puede conducir al agrietamiento de la ZAT por fisuración en caliente. La segregación de elementos de impureza, particularmente azufre y fósforo, hacia los límites de grano también puede conducir a la fisuración en caliente.

1.5. TRABAJOS DE INVESTIGACIONES RELACIONADAS CON EL PRESENTE TEMA DE INVESTIGACION.

Es importante destacar que dentro del grupo de trabajo de investigación del instituto (IIM-UMSNH), dentro del programa de doctorado el estudiante M.C. Roberto Briones esta realizando a la par un proyecto de investigación de una soldadura disímil con los mismos materiales base utilizados en este proyecto (acero austenítico 316L y acero superaustenítico AL6XN), pero con las variantes de utilizar el proceso de soldadura por arco de tungsteno protegido con gas (Gas Tungsten Arc Welding -GTAW), con un electrodo de aporte ER-NiCrMo-3 y gas de protección argón, esta enfocado principalmente al estudio de ensayos dinámicos de fatiga [27], donde realiza primero una caracterización microestructural de los materiales base y de la junta soldada por medio de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB) y menciona que la microestructura del metal de soldadura esta constituida principalmente por granos columnares dendríticos y pequeñas regiones de granos dendríticos equiaxiales, debido a variaciones y cambios de composición durante la solidificación, indica también la presencia de nitruros de titanio en la ZAT del acero AISI 316L; los perfiles de microdureza obtenidos para la unión soldada muestran una microdureza promedio de 160 HV en el acero AISI 316L, un posterior incremento en el metal de soldadura con un valor máximo de 240 HV y un decremento hacia el acero superaustenítico AL6XN con valores promedio de 180 HV. En lo que refiere a la resistencia a la tensión de la unión soldada, reporta un valor máximo 1080 MPa e indica que la falla ocurrió en la ZAT del acero AISI 316L.

Otra aportación fuertemente relacionada con el tema de investigación es la publicada recientemente en el año 2011 por Zamora y colaboradores [28], en donde caracterizan una unión soldada disímil 316L / AL6XN por el proceso de soldadura GTAW con un electrodo de aporte ER-NiCrMo-3 y gas de protección argón. Su investigación consiste de manera general de una caracterización microestructural de los materiales base, de la zona afectada térmicamente (ZAT), y en la soldadura, para lo cual ellos solamente realizan microscopía electrónica de barrido en zonas de interés a las muestras preparadas, resaltando la presencia de carburos en limites de grano del acero superaustenítico AL6XN; en lo que refiere a la caracterización mecánica reportan una microdureza de 255 HV en el acero AISI 316L, un posterior incremento exponencial en el metal de soldadura con un valor máximo de 315 HV y un decremento hacia el

acero superaustenítico AL6XN con valores promedio de 260 HV; la resistencia máxima a la tensión de la unión soldada fue de 716 MPa con una deformación de ingeniería de 46%.

Banovic y colaboradores [29], analizaron el comportamiento que presenta la dilución de 2 materiales de aporte de aleaciones base níquel (IN625 & IN622) depositadas en una placa de acero inoxidable superaustenítico AL6XN utilizando el proceso de soldadura GTAW. La propuesta aportan es que la dilución depende de los parámetros de velocidad de alimentación de material de aporte (mm/s) y de la cantidad de potencia generada en el arco eléctrico ($V \cdot I$) entre el electrodo y la pieza de trabajo, con ello concluyen que al disminuir la potencia del arco y/o al incrementar la velocidad de alimentación del material de aporte, se tienen menores niveles de dilución en el sustrato (acero superaustenítico AL6XN), lo cual demostraron utilizando un modelo teórico para calcular los coeficientes de dilución así también como corroborando sus resultados con los obtenidos experimentalmente.

Kozuh y colaboradores [30], investigaron el efecto que produce el post-tratamiento térmico de la soldadura (PWHT) en cuanto a sus propiedades mecánicas, la distribución de la dureza a través de las uniones soldadas, así también como la microestructura de la soldadura de un acero inoxidable AISI 316L, para lo cual realizan un tratamiento de recocido de las uniones soldadas a las temperaturas de 600, 700, 800 y 900 °C posterior a la soldadura. La caracterización microestructural la realizaron por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido, demostrando la presencia de austenita, ferrita, así también como pequeñas inclusiones de micro-escoria antes del PWHT; así también como la fase sigma después del PWHT, además de inclusiones de Mn - Cr - Si - Ti en pequeños agujeros después de los ensayos de tensión e impacto Charpy. La resistencia a la tensión aumenta, sin embargo los valores al impacto se reducen con el aumento de la temperatura de recocido. Los ensayos de dureza dan como resultado que son aproximadamente iguales antes y después del PWHT, sin embargo después del PWHT los valores de la dureza en la soldadura fueron mayores a los del metal base y ZAT.

Carvalho y colaboradores [15], presentan el estudio sobre el efecto que provoca el ciclo térmico de soldadura de un acero inoxidable austenítico AISI 316L por el proceso de soldadura SMAW sobre la microestructura utilizando 3 aportes de calor (6, 9 y 12 kJ/cm), así también como de los perfiles de microdureza que se hicieron para cada condición de soldadura, resultando una mayor dureza para la condición de 12 kJ/cm y una dureza muy parecida para las condiciones de 9 y 6

kJ/cm, aun así no existe gran diferencia de valores a lo largo de los 8 mm de longitud medidos desde la zona parcialmente mezclada de la unión soldada para las 3 condiciones de soldadura; ellos reportaron también la presencia de carburos de cromo en ZAT después de que a la junta se le aplicó un tratamiento térmico a 200 y 300 °C por un tiempo de 30 horas en inmersión de petróleo pesado, siendo el mecanismo de sensitización el principal factor para la notable disminución de la resistencia a la corrosión debido a la corrosión intergranular.

Molak Rafael y colaboradores [31], hacen una muy buena aportación relacionada con una caracterización mecánica de una unión soldada de placas de acero inoxidable austenítico AISI 316L utilizando el proceso de soldadura TIG, lo sobresaliente de este trabajo es que debido al poco material de trabajo con el que contaban tuvieron que optimizar al máximo los materiales de prueba, para las probetas de tensión se realizaron con microprobetas de tan solo 5.5 mm de longitud total, el problema de utilizar este tipo de microprobetas es que debido al tamaño mismo, los extensómetros comerciales son demasiado grandes y para este caso en específico no son útiles, es por ello que para la medición de la resistencia mecánica durante el ensayo de tensión se utilizó la técnica o método de correlación de imágenes digitales (DIC por sus siglas en inglés), que permite no solo la determinación macroscópica de la elongación de la microprobeta, sino también determinar el esfuerzo de cedencia. El método DIC consiste en la comparación de imágenes digitales tomadas antes de la deformación (imagen de referencia) y después de la deformación, para poder calcular los desplazamientos alcanzados durante el ensayo y así mismo también poder calcular el esfuerzo de cedencia que se obtiene. Este método de medición es muy confiable, ya que con fines de comparación se prepararon algunas probetas de sección transversal redondas de 60 mm de longitud total y los resultados nos indican que a pesar de que existen algunas variaciones (promedio $\pm 20\%$) con respecto a los ensayos tradicionales de tensión.

Labanowski [32], analiza una unión disímil del acero inoxidable austenítico 316L con un acero dúplex 2205 de placas de 15 mm de espesor utilizando el proceso de soldadura SAW (Submerged Arc Welding por sus siglas en inglés) utilizando un calor de aporte en el rango de 1.15 a 3.2 kJ/mm, y 3 diferentes preparaciones de junta (simple “V”, doble “V”, a tope “I”). Su caracterización mecánica consistió en ensayos de tensión, impacto Charpy y doblez guiado de la unión soldada; en cuanto a la parte microestructural resalta que no hay excesiva presencia de

ferrita en la ZAT, sin embargo del lado de la ZAT del acero dúplex hay evidencia de granos gruesos de ferrita y la existencia de austenita acicular, razón por la cual generan una reducción en la resistencia a la corrosión bajo esfuerzo (SCCR). Los altos valores de aportes térmicos no deterioraron las propiedades mecánicas de la unión soldada.

Pascual y colaboradores [33] presentan una investigación acerca de la influencia que se puede producir al utilizar una cámara de gas inerte sobre la microestructura y las propiedades mecánicas al soldar por el proceso TIG del acero inoxidable austenítico AISI 316L utilizando como metales de aporte AISI ER 316L, AISI ER 308L, y también inconel 625. Cuando se compara con el típico proceso de soldadura GTAW, el uso de una cámara de gas inerte induce cambios en la microestructura, incremento de ferrita vermicular y de laminillas de ferrita, resultando en un aumento en el límite elástico pero a la vez una pérdida en la dureza y reducción de resistencia a la tensión (excepto utilizando el inconel 625 como material de aporte). La mejor combinación de propiedades mecánicas se obtuvo usando el inconel 625 como material de aporte y soldando en la cámara de gas inerte, produciendo condiciones mecánicas muy semejantes a las del metal base 316L.

Dupont y colaboradores [34] investigaron el efecto que tiene el porcentaje de dilución y la presencia de fases secundarias formadas principalmente por la fase Sigma y la fase Laves, durante los rangos de temperatura alcanzada (1368 a 1383 °C) y un posterior enfriamiento a una velocidad de 20 °C/minuto. La soldadura se realizó utilizando el proceso de soldadura GTAW entre un acero superaustenítico (AL6XN) y dos aleaciones distintas base níquel como lo son los inconeles IN622 y IN625. En base a los resultados obtenidos concluyen que la buena resistencia a la fisuración de la soldadura preparada con IN622 se atribuye a la pequeña cantidad de fases secundarias (2% en volumen de fase Sigma y no dependen del grado de dilución) y un estrecho rango de temperatura de solidificación (78°C a 46% de dilución), en contraste la poca resistencia de fisuración en las soldaduras preparadas con el IN625 se atribuye a un amplio rango de temperatura de solidificación (196 °C a 46% de dilución) y una cantidad mayor de fases secundarias (7% en volumen de fase Sigma y fase Laves) promovidas principalmente por la adición de Nb en el IN625 y al disminuir el porcentaje de dilución a un 20%.

Capítulo 2. Desarrollo Experimental.

Se utilizaron 2 tubos de acero inoxidable austenítico de las aleaciones AL-6XN y AISI 316L como materiales base (MB), a los cuales se les hizo una caracterización mecánica y microestructural; la preparación de junta se hizo en simple “V” con un biselado a 35° para posteriormente ser soldados por el proceso de soldadura con gas inerte y electrodo consumible (por sus siglas en inglés GMAW). Las variables operativas generales del proceso fueron manipuladas para producir una transferencia de metal por rocío, con gas de protección Ar + 2%O₂ y electrodo ER 309L de 1.2 mm de diámetro. Una vez obtenida la soldadura disímil de los tubos de materiales base, se procedió a realizar la caracterización mecánica y microestructural de la unión soldada. Las actividades realizadas de manera general se muestran en el diagrama de flujo en la Fig. 2.1.

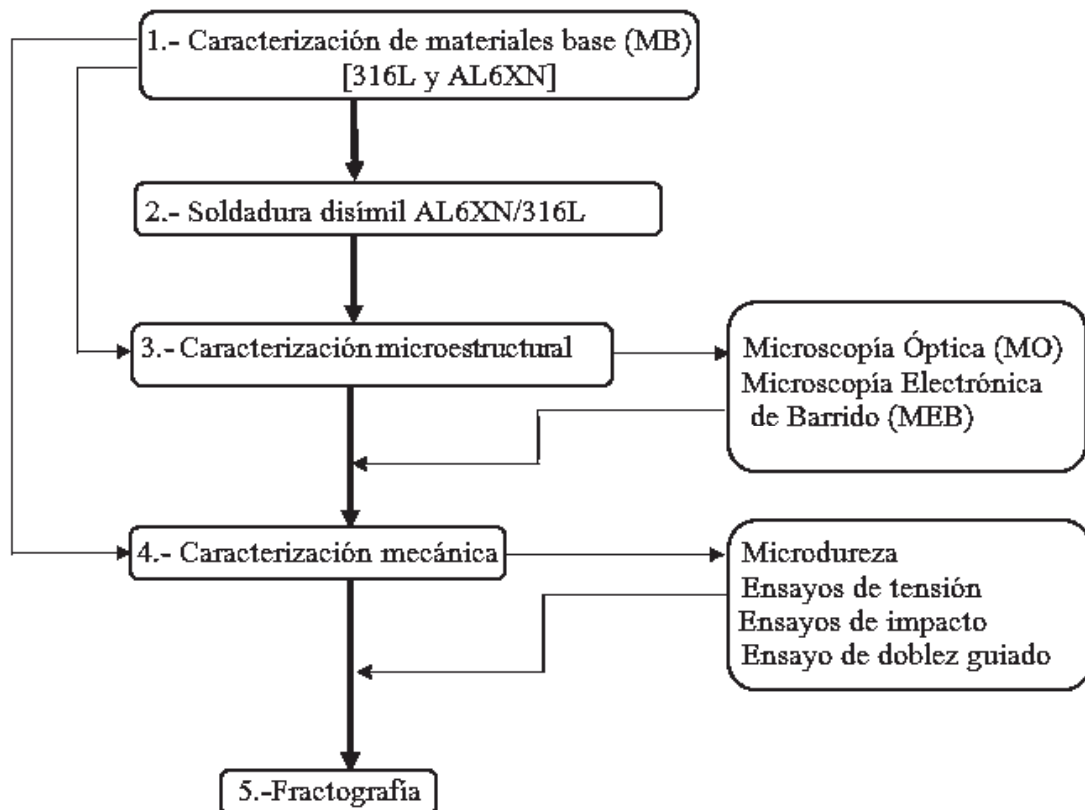


Figura 2.1. Diagrama de flujo del desarrollo experimental del proyecto.

2.1. MATERIALES UTILIZADOS.

Los materiales utilizados para el desarrollo de este proyecto de investigación fueron (Fig. 2.2):

Acero inoxidable austenítico *AISI 316L* (ASTM A-312, UNS S31603) [35].

Acero inoxidable superaustenítico *AL6XN* (ASTM B675, UNS N08367) [35, 36].

Electrodo de acero inoxidable austenítico *E309L*.



Figura 2.2. Materiales utilizados: a) 316L, b) AL6XN y c) E309L.

Los materiales base (MB) fueron proporcionados por el Instituto Nacional de Investigaciones Nucleares (ININ) y se trata de 2 tubos con especificaciones diferentes en lo que se refiere a espesores, diámetro interno y cedula, ver Tabla II.1.

Tabla II.1. Especificaciones de los MB (316L y AL6XN).

Material	Cedula (#)	Espesor (mm)	Diámetro Interno (cm)
316L	80	8	15.2
AL6XN	60	6.35	15.6

La composición química (ver Tabla II.2) se determinó de una muestra representativa que se obtuvo de ambos materiales base de una superficie de 1x1 cm respectivamente, las cuales fueron enviadas al laboratorio METALTEST INC (Washington, EUA, ver anexo A, las muestras están identificadas como: ID IV1 corresponde al 316L y la ID IV2 corresponde al AL6XN) para su análisis químico. La composición química del material de aporte (E309L) también se muestra en la Tabla II.2.

Tabla II.2. Composición química de los MB y el material de aporte (% peso).

Grado	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	B
316L	0.037	1.709	0.53	0.011	0.028	16.45	10.19	2.072	0.143	0.103	0.103	0.017	0.003
AL6XN	0.025	0.65	0.437	0.004	0.026	20.85	23.57	4.98	0.22	0.229	0.03	0.005	0.001
E309L	0.03	1.9	0.95	0.03	0.04	23.5	13.0	0.75	0.75	-	-	-	-

2.2. CARACTERIZACION DE LOS MATERIALES BASE (316L y AL6XN).

La caracterización de los materiales base (MB) se hizo para conocer las condiciones en que se recibieron los materiales a soldar, tanto microestructuralmente como en propiedades mecánicas y poder verificar que efectivamente se trataba de los MB de trabajo (316L y AL6XN) antes de ser soldados. Para ello se caracterizó de la siguiente manera:

2.2.1. Caracterización microestructural.

Se cortó una muestra representativa de cada tubo como se muestra en la Fig. 2.3 para posteriormente ser embebida en resina para comodidad de su manejo y poder iniciar con la preparación metalográfica convencional, comenzando con el desbaste utilizando lijas de carburo de silicio de diferentes granulometrías en el orden siguiente: 400, 600, 1000, 1200, 1500 y 2000; posteriormente fueron pulidas acabado espejo utilizando pasta de diamante de los grados: 6 μ m, 3 μ m y 1 μ m. Una vez que ya se tenían con el acabado espejo deseado y libres de defectos mayores (rayas) se sometieron a un ataque químico para revelar su microestructura utilizando una solución denominada gliceregia (15 ml de HCl, 5ml de HNO₃ y 15 ml de glicerina). El tiempo requerido para revelar la microestructura fue diferente para cada material, para el acero inoxidable austenítico 316L se requirió de 25 minutos, mientras que para la aleación de acero inoxidable superaustenítico se requirió de 35 minutos, en ambos ataques se utilizó la técnica de revelado por inmersión con movimiento oscilante en la solución de la superficie pulida expuesta para el revelado de la microestructura.

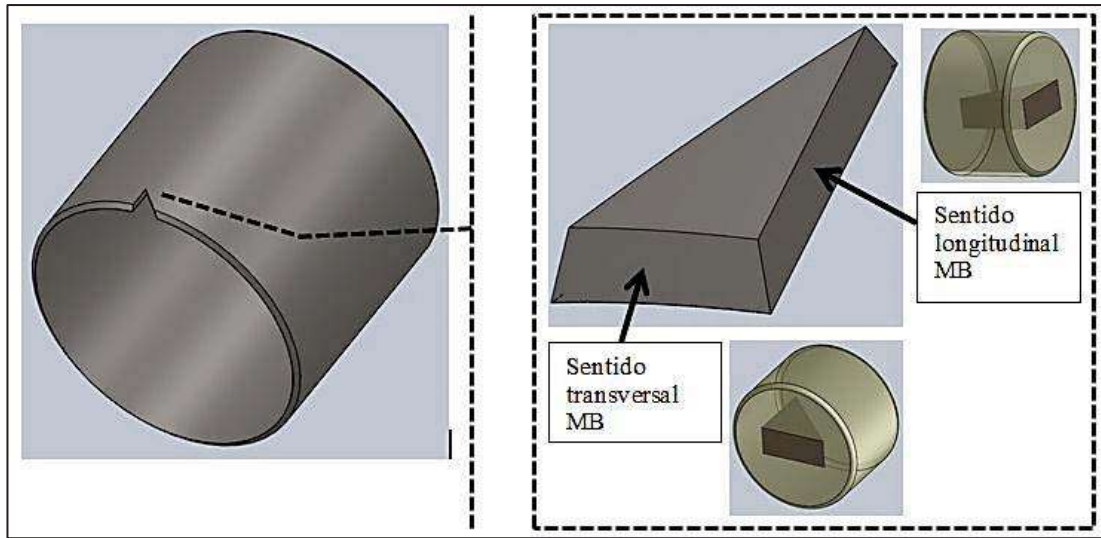


Figura 2.3. Corte de muestras representativas de MB para encapsulado en resina.

Después de ser atacadas las muestras, se procedió a ser analizadas por microscopía óptica (MO) en un banco metalográfico, utilizando diferentes magnificaciones (50x, 100x, 200x, 500x y 1000x) y tomando micrografías en las diferentes zonas de interés. Las muestras atacadas fueron también observadas en un microscopio electrónico de barrido, con la finalidad de observar su estructura de grano y fases presentes, tomando imágenes a diferentes aumentos mediante las técnicas de electrones secundarios y electrones retrodispersados, también se realizaron análisis químicos puntuales mediante espectroscopía de energía dispersiva y mapeos de elementos en diferentes zonas de interés en las muestras.

2.2.2. Caracterización mecánica.

La caracterización mecánica de los materiales base se realizó con el apoyo de la práctica de los siguientes ensayos mecánicos:

- a) Ensayo de microdureza Vickers.
- b) Ensayo de tensión.
- c) Ensayo de impacto Charpy-V.

2.2.2.1. *Ensayo de microdureza Vickers.*

Para este ensayo se, se cortó una muestra representativa de los materiales base y se encapsulo en resina dejando expuesta la superficie a ensayar como lo indica la norma ASTM E-384 [37]. Los barridos de microdureza Vickers se realizaron de manera transversal y longitudinal de los tubos de MB (ver Fig. 2.4 b y c respectivamente), aplicando una carga de 100 gramos durante 15 segundos en un microdurometro de carga automática, utilizando un indentador de diamante piramidal Vickers con ángulo de cara opuesta de 136° . La distancia entre identaciones fue de 250 μm , se realizaron 4 barridos por probeta (3 longitudinales a la muestra 0.25t, 0.5t y .75t, siendo “t” el espesor del material) y un barrido transversal a la muestra, como se indica en la Fig. 2.4 a).

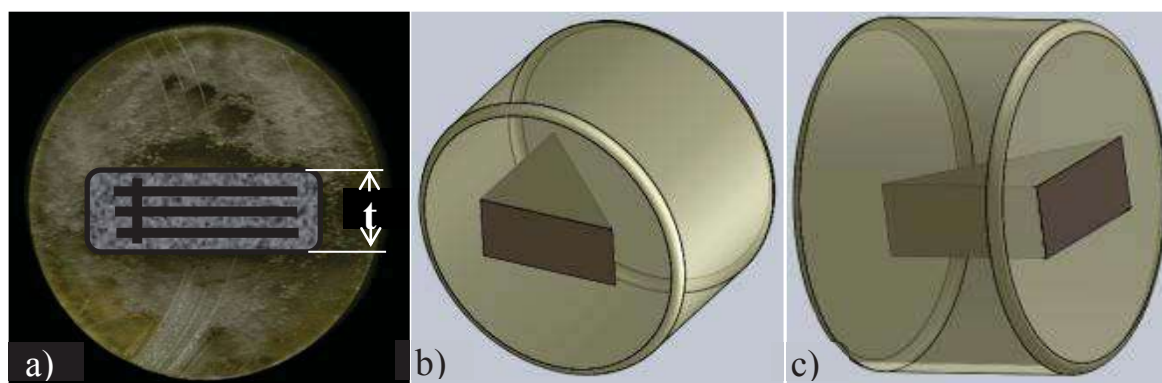


Figura 2.4. Corte de muestras para ensayos de microdureza vickers de MB: a) barridos para microdureza, b) Muestra encapsulada en resina en sentido transversal, c) Muestra encapsulada en resina en sentido longitudinal.

En total se ensayaron 4 probetas de microdureza: 2 para la aleación 316L (Longitudinal y radial al tubo) y 2 para la aleación AL6XN (Longitudinal y radial al tubo).

2.2.2.2. *Ensayo de tensión.*

Se maquinaron 3 probetas redondas de tensión para cada MB en sentido longitudinal a los tubos (ver anexo B), se prepararon de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM E8 [38], en el apartado para especímenes de espesores pequeños (ver Fig. 2.5 y Tabla II.3.). Los ensayos se realizaron en una maquina universal servohidráulica MTS modelo 810, con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 1 mm/minuto. El ensayo se realizó en las instalaciones del

Instituto Nacional de Investigaciones Nucleares (ININ) y el reporte con los resultados obtenidos se presenta en el anexo F.

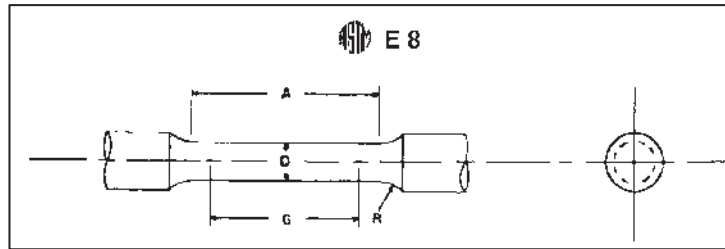


Figura 2.5. Esquema de la probeta redonda de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8 [38].

Tabla II.3. Norma E8 de la ASTM para la fabricación de probetas redondas de especímenes de tamaño reducido [38].

Nomenclatura de Dimensión	Dimensiones (in)	Dimensiones (mm)
G – Longitud calibrada	0.640 ± 0.005	16.256 ± 0.127
D – Diámetro	0.160 ± 0.003	4.064 ± 0.0762
R – Radio del filete, mínimo	5/32	3.97
A – Longitud de la sección reducida, mínimo.	1- 1/4	31.75

2.2.2.3. *Ensayo de impacto Charpy-V.*

Para el ensayo de impacto Charpy-V se maquinaron 3 probetas de cada material base (316L y AL6XN) en sentido longitudinal de cada tubo, las probetas se prepararon de acuerdo a lo que establece la norma ASTM E23 [39], en el apartado A3.1 dedicado a especímenes de tamaño reducido (ver Fig. 2.6 y anexo C).

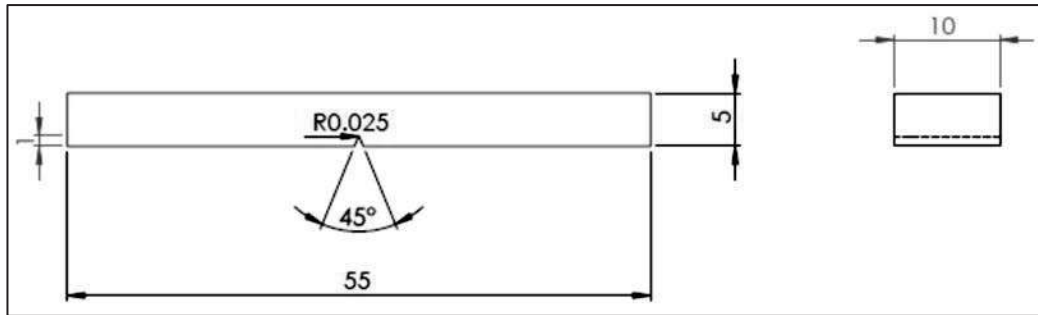


Figura 2.6. Esquema de la probeta para ensayo de impacto charpy de acuerdo a la norma ASTM E23[39], acotación en mm.

2.3. PREPARACION DE LA JUNTA A SOLDAR.

La preparación de borde proporciona acceso al interior de la junta. Sin ella, la porción interna de la junta no se fundiría, haciendo débil a la unión. La soldadura de los aceros inoxidable presenta una limitante, ya que el metal fundido es menos fluido comparado con el acero al carbono, lo que puede producir una menor penetración. Para contrarrestar este efecto es necesario hacer una preparación adecuada. Se seleccionó una junta a tope en simple “V” como se muestra en la Fig. 2.7, debido a que este tipo de diseño se recomienda para soldadura en materiales base con espesores de 5 a 15 mm, de acuerdo a las recomendaciones que marca la especificación AWS B2.1 [40], para el diseño de junta.

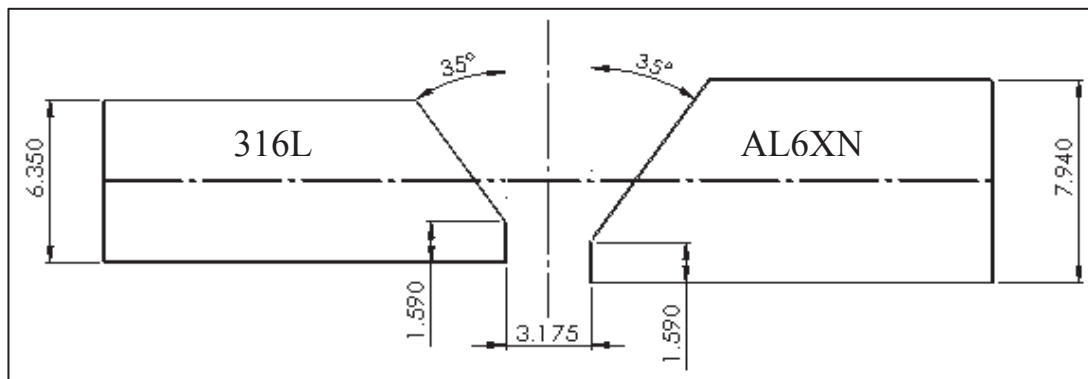


Figura 2.7. Dimensiones para la preparación de junta en simple “V”, acotación en mm.

2.4. PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA DISIMIL 316L / AL6XN.

La unión disímil de los tubos de material base se realizó con el proceso de soldadura MIG utilizando un electrodo E309L y como atmósfera de protección una mezcla de gases 98%Ar + 2% O₂; se manipularon las variables del proceso para que la transferencia de metal de aporte fuera por roció. La soldadura se realizó en 2 pasadas (ver Fig. 2.8 y anexo D), el primer cordón de “raíz” y las variables de soldadura que se utilizaron se muestran en la Tabla II.4, para el segundo cordón de soldadura denominado de “vista” se requirió modificar las variables de soldadura, esto debido a que se requería un incremento en el metal de aporte depositado, por lo cual se aumentó la intensidad de corriente y por consecuente el aporte térmico aumentó. Para el cálculo del aporte térmico se utilizó la siguiente formula [41]:

$$HI = \eta \frac{V * A}{v}$$

Donde:

HI = Aporte térmico (J/mm).

η = Eficiencia del proceso de soldadura.

V = Voltaje (V).

A = Intensidad de corriente (A).

v = Velocidad de avance de soldadura (mm/s).

Dado que para cada proceso de soldadura se considera una eficiencia, en el caso del proceso GMAW en específico se considera de un 70 a 90% de eficiencia [42], para lo cual se ha considerado una eficiencia promedio del 80% para el cálculo estimado del aporte térmico.

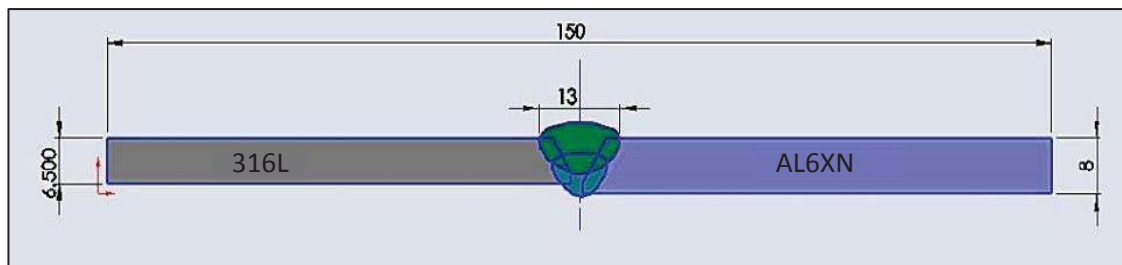


Figura 2.8. Corte transversal del arreglo de la unión soldada en 2 pasadas de soldadura, acotación en mm.

Tabla II.4. Variables de soldadura utilizadas para el cordón de raíz.

Variables Operativas	Pasada de Raíz	Pasada de Vista
Amperaje (A)	180	200
Voltaje (V)	29	28
Velocidad de avance (mm/s)	2.5	2.5
Flujo de gas (L/min)	25	25
Distancia de trabajo (mm)	10	10
Velocidad de alimentación (mm/s)	44	44
Aporte térmico (J/mm)	1670	1792

2.5. CARACTERIZACIÓN DE LA UNIÓN SOLDADA.

La caracterización de la unión soldada se realizó con el propósito de conocer las condiciones obtenidas después de haber efectuado el proceso de soldadura MIG, el estudio se realizó en las tres zonas de interés: material base, zona afectada por el calor (ZAT) y el cordón de soldadura.

La caracterización de la unión soldada consistió en 2 etapas principales:

- a) Caracterización microestructural de la unión soldada.
- b) Caracterización mecánica de la unión soldada.

2.5.1. Caracterización microestructural de la unión soldada.

Una vez que se realizó la soldadura, se cortó una probeta transversal al cordón de soldadura de dimensiones de 1.5 cm de ancho x 6 cm de largo (ver Fig. 2.9) para realizarle una preparación metalográfica convencional (como se describió en la sección 2.2.1 para los materiales base) y observar la microestructura obtenida en la unión soldada.

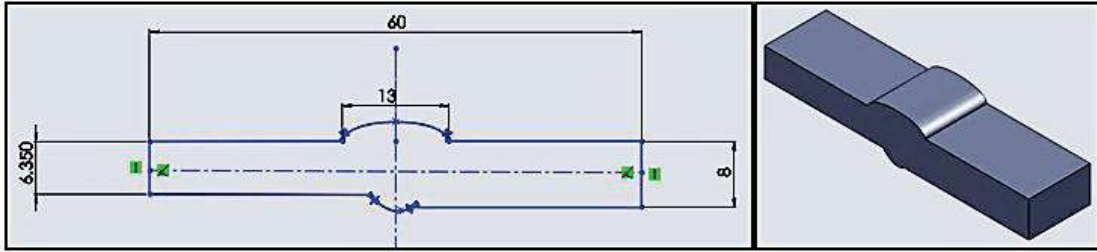


Figura 2.9. Corte transversal de unión soldada para realizar caracterización metalográfica, acotación en mm.

Posterior al pulido se le hizo un ataque químico para revelar su microestructura utilizando gliceregia (15 ml de HCl, 5ml de HNO₃ y 15 ml de glicerina). El revelado de microestructura de la unión soldada (cordón de soldadura, línea de fusión, ZAT y materiales base) se hizo en 2 etapas debido a que se trabajó con 3 materiales diferentes, por lo cual, el tiempo de ataque requerido es diferente, la primer etapa consistió en darle un ataque previo de 15 minutos solo a la mitad de la probeta que contenía la soldadura y el acero AL6XN utilizando la técnica de frotamiento con reactivo solo en la zona de interés, posterior a esta etapa se le dió una ligera pulida a la probeta con pasta de 1 μ m para eliminar una pequeña capa de grasa que se originó debido a la glicerina, finalmente se atacó la probeta completa utilizando la técnica de inmersión y frotamiento por un tiempo de 15 minutos.

Después de ser atacadas, la probeta de la unión soldada se procedió analizarla por microscopía óptica (MO) en un banco metalográfico, utilizando la técnica de campo y contraste con el apoyo de diferentes magnificaciones (50x, 100x, 200x, 500x y 1000x) y tomando micrografías en las diferentes zonas de interés.

La probeta atacada también fue analizada en el microscopio electrónico de barrido, con la finalidad de observar la microestructura obtenida, fases y/o precipitados que se generaron durante el ciclo de trabajo de la soldadura, se tomaron varias imágenes a diferentes aumentos utilizando las técnicas de electrones secundarios y electrones retrodispersados, también se realizaron análisis químicos puntuales mediante espectroscopia de energía dispersiva y mapeos de elementos en diferentes zonas de interés, con especial énfasis en la ZAT.

2.5.2. Caracterización mecánica de la unión soldada.

La caracterización mecánica de la unión soldada se realizó con el apoyo de la práctica de los siguientes ensayos mecánicos:

- a) Ensayo de microdureza Vickers.
- b) Ensayo de tensión.
- c) Ensayo de impacto Charpy-V.
- d) Ensayos de dobléz guiado.

2.5.2.1. Ensayo de microdureza Vickers en la unión soldada.

Para realizar este ensayo se cortó una probeta transversal al cordón de soldadura de dimensiones de 1.5 cm de ancho x 6 cm de largo. Los barridos de microdureza Vickers se realizaron como se indica en la Fig. 2.10, se aplicó una carga de 100 gramos durante 15 segundos en un microdurometro de carga automática, utilizando un indentador de diamante piramidal Vickers con ángulo de cara opuesta de 136° . La distancia entre indentaciones fue de $100\ \mu\text{m}$, se realizaron 3 barridos totales ($0.25t$, $0.5t$ y $0.75t$, donde $t= 6.35\ \text{mm}$).

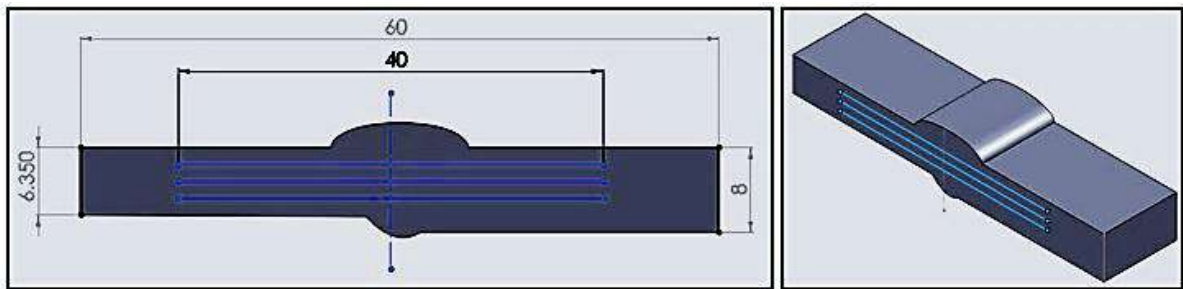


Figura 2.10. Esquema de probeta y barridos lineales para microdureza Vickers en la unión soldada, acotación en mm.

2.5.2.2. *Ensayo de tensión en la unión soldada.*

Se maquinaron 3 probetas de tensión rectangulares planas de la unión soldada en sentido transversal al cordón de soldadura (ver anexo E), las cuales se prepararon de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM E8 en el apartado para especímenes de espesores pequeños menores de ¼ de pulgada de espesor (ver Fig. 2.11. y Tabla II.5.). La velocidad de desplazamiento del cabezal fue de 1 mm/minuto.

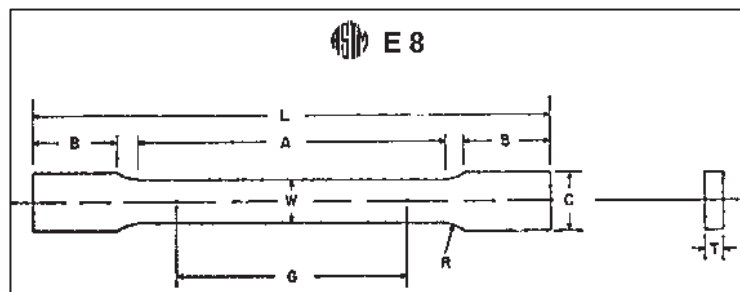


Figura 2.11. Esquema de probeta redonda de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8 [38].

Tabla II.5. Norma ASTM-E8 para la fabricación de probetas rectangulares planas (¼”).

Nomenclatura de Dimensión	Dimensiones (in)	Dimensiones (mm)
G – Longitud calibrada,	2 ± 0.005	50.8 ± 0.127
W– Ancho	0.250 ± 0.005	6.35 ± 0.127
R – Radio del filete, mínimo	1/4	6.35
A – Longitud de la sección reducida, mínimo.	1- 1/4	31.75
B – Longitud de sujeción.	1- 1/4	31.75
C – Anchura de sujeción, aprox.	3/8	9.53
L – Longitud total, mínima.	4	101.6

2.5.2.3. *Ensayo de impacto en la unión soldada.*

Para el ensayo de impacto Charpy-V de la juntas soldadas se maquinaron en total 12 probetas, divididas en 4 lotes de 3 probetas por secciones de interés correspondientes a la inducción de la falla por una muesca maquinada en: centro del cordón de soldadura de vista, centro del cordón de soldadura de raíz, ZAT del lado del acero AISI 316L, ZAT del lado del acero superaustenítico AL6XN (ver Fig. 2.6). Las probetas se prepararon de acuerdo a lo que establece la norma ASTM E23- A3.1 [39].

2.5.2.4. *Ensayo de dobléz guiado.*

Para el ensayo de dobléz guiado se maquinaron 2 probetas de la junta soldada del cordón de vista y otras 2 probetas para el cordón de raíz (ver Fig. 2.12). Este ensayo a diferencia de los otros ensayos mecánicos donde el resultado asignado es cuantitativo, la prueba de dobléz guiado nos da un resultado cualitativo de pasa/no pasa al termino del ensayo; las probetas se prepararon de acuerdo a lo que indica la norma ASTM E190 [43] y el código ASME QW-161.4 [41].

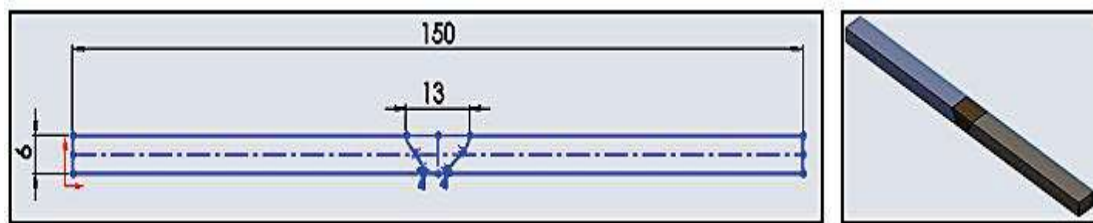


Figura 2.12. Esquema de la probeta para ensayo de dobléz guiado de acuerdo a la norma ASTM E190, acotación en mm.

Las condiciones bajo las cuales se realizó el ensayo son las indicadas en el apartado QW-161.4 dobléz transversal para cara y raíz de especímenes de espesores pequeños [44]:

A= Diámetro del punzón o mandril = 25mm

C= Distancia entre soportes = 40mm

P= Carga del cabezal = Carga de 3.3 a 3.7 KN.

2.5.3. Estudio de fractografía.

Una vez que se realizaron los ensayos de tensión e impacto tanto de los materiales base como de la unión soldada, se seleccionó una probeta ensayada de impacto, y otra de tensión de cada condición (materiales base y condición de soldadura) en base a los resultados obtenidos, con el objeto de realizarles un análisis para verificar que tipo de fractura presentaron. Este estudio de fractura se realizó en el microscopio electrónico de barrido (MEB), se tomaron imágenes a diferentes aumentos y se realizaron análisis químicos puntuales en algunas zonas de interés. Las probetas no requirieron ser encapsuladas en resina, solo se cortaron a 1.2 cm de longitud tomando como referencia el pico más elevado de la fractura hacia la base de la probeta, y teniendo especial cuidado en no contaminar ni dañar la superficie de la fractura.

Capítulo 3. ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1. CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL.

En este apartado se presentan los resultados obtenidos de la caracterización microestructural por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, tanto de los materiales base como de la unión disímil soldada.

3.1.1 Caracterización microestructural de los materiales base.

La Fig. 3.1 muestra las micrografías del acero inoxidable austenítico AISI 316L en ambos sentidos, tanto longitudinal (ver Fig. 3.1 a, b y c) como transversal (ver Fig. 3.1 d, e y f) como se indicó en la Fig. 2.4, donde se puede observar que la microestructura del acero AISI 316L consta de granos austeníticos equiaxiales de un tamaño promedio de $65 \pm 27 \mu\text{m}$ longitudinal y $41 \pm 24 \mu\text{m}$ transversal a los tubos de material base. Sin embargo, se nota un marcado refinamiento de grano en el centro del espesor “t” en comparación con los bordes superior e inferior en ambos sentidos tanto longitudinal como transversal de $34 \pm 12 \mu\text{m}$ y $29 \pm 12 \mu\text{m}$, respectivamente. Los promedios de cada sección de estudio obtenidos se muestran en la Tabla III.1.

Tabla III.1. Mediciones de tamaño de grano austenítico de los MB.

Sección	316L		AL6XN	
	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
Superior	$79 \pm 35 \mu\text{m}$	$38 \pm 27 \mu\text{m}$	$82 \pm 45 \mu\text{m}$	$119 \pm 76 \mu\text{m}$
Media	$34 \pm 12 \mu\text{m}$	$29 \pm 12 \mu\text{m}$	$73 \pm 29 \mu\text{m}$	$92 \pm 51 \mu\text{m}$
Inferior	$81 \pm 33 \mu\text{m}$	$56 \pm 33 \mu\text{m}$	$74 \pm 30 \mu\text{m}$	$86 \pm 40 \mu\text{m}$
Promedios	$65 \pm 27 \mu\text{m}$	$41 \pm 24 \mu\text{m}$	$76 \pm 35 \mu\text{m}$	$99 \pm 56 \mu\text{m}$

316L en sentido longitudinal

316L en sentido transversal

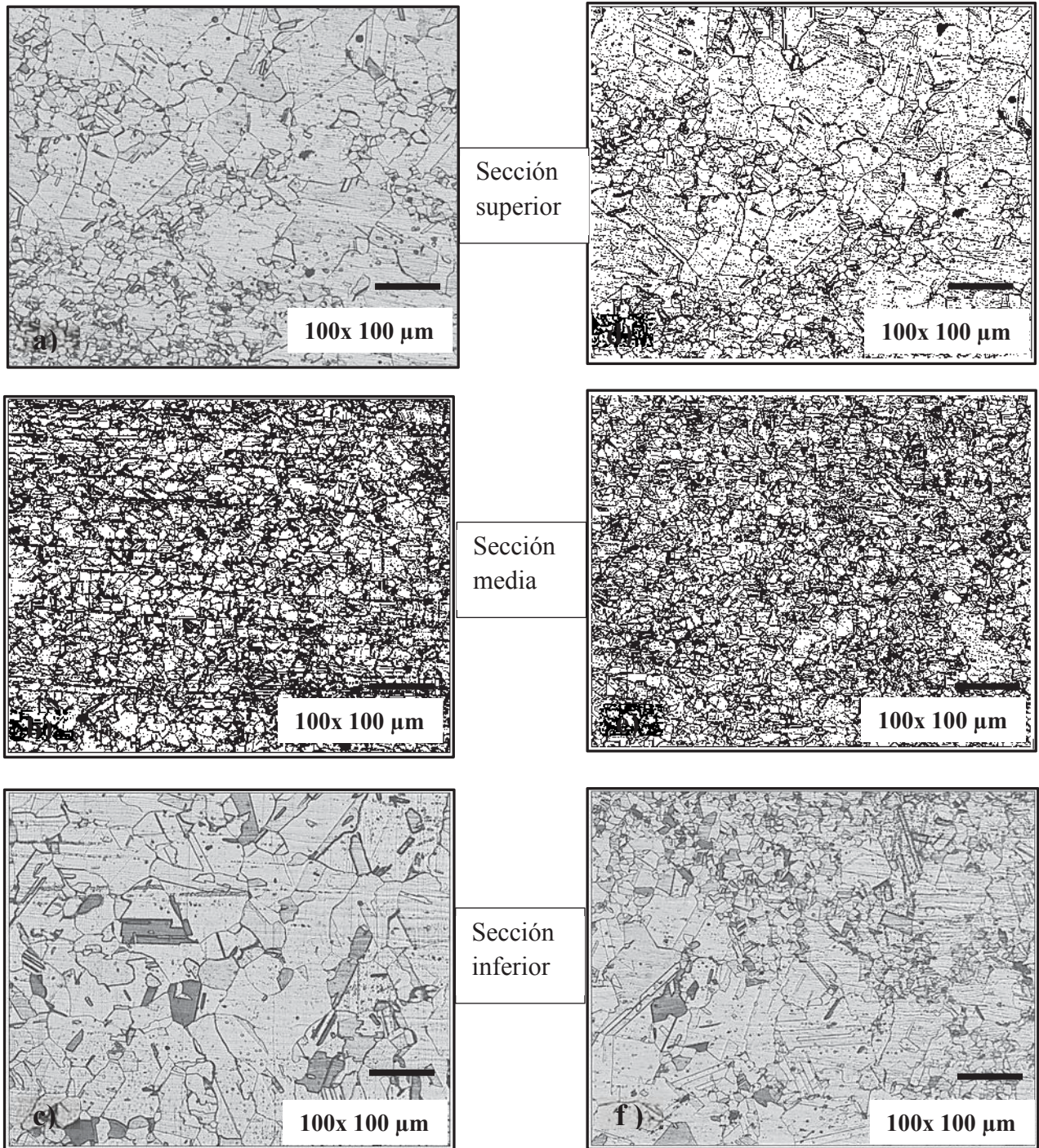


Figura 3.1. Micrografías del material base 316L: sentido longitudinal en sección superior a), medio b), e inferior c) del espesor del tubo “t”, respectivamente. En sentido transversal d), e) y f) para la sección superior, medio e inferior del “t”, respectivamente.

Kim y colaboradores [45] reportan que el acero AISI 316 tiene una diferencia de tamaño de grano austenítico entre las secciones de los bordes y la sección central de hasta un 60 a 80%, y lo atribuyen a las condiciones de fabricación por deformación en caliente, como es la velocidad de deformación y la temperatura a la que se realiza dicha deformación, ya que en el centro de la sección transversal se tienen las condiciones propicias para que se genere una fracción de volumen de recristalización de grano austenítico debido a propiedades intrínsecas del material.

La Fig. 3.2 muestra las micrografías del acero inoxidable austenítico AL6XN en ambos sentidos, tanto longitudinal (ver Fig. 3.2 a, b y c) como transversal (ver Fig. 3.2 d, e y f), donde se puede observar que la microestructura del acero superaustenítico AL6XN consta de granos austeníticos con una marcada presencia de maclas transgranulares, el tamaño promedio de grano es más basto que el presentado en el acero 316L y tiene valores promedio de $76 \pm 35 \mu\text{m}$ longitudinal y $99 \pm 56 \mu\text{m}$ transversal a los tubos de material base, presenta también la existencia de bandas de composición en el centro del espesor del tubo (ver Fig. 3.2 b). Sin embargo, se puede apreciar que no es tan marcado el refinamiento de grano en el centro del espesor “t” como se mostró en el caso del acero 316L (ver Tabla III.1).

Algunos investigadores [46, 47] han estudiado las bandas de composición que se presentan en el acero superaustenítico AL6XN (ver Fig. 3.2 b), concluyen que se trata de bandas formadas por la segregación de algunos elementos como el Cr y Mo; esto debido al rechazo de soluto por el frente de solidificación de los bordes exteriores hacia el centro del espesor durante la fabricación del material, y que una vez que se realiza la deformación en caliente ocurre un aplanamiento y alargamiento en el sentido de deformación de dichas zonas en el centro del espesor generando así las bandas de composición resultantes.

Stauffer y colaboradores [48] coinciden también que se trata de bandas de composición de segregación de soluto de Cr y Mo con un espesor de hasta $300 \mu\text{m}$ paralelas al sentido de deformación y localizadas en el centro del espesor del material, mientras que por microscopía de orientación de imágenes encuentran la presencia de la fase sigma y una fracción de volumen pequeña de la fase chi, y que a pesar de la presencia de estas fases el material tiene una buena ductilidad y propiedades mecánicas.

AL6XN en sentido longitudinal

AL6XN en sentido transversal

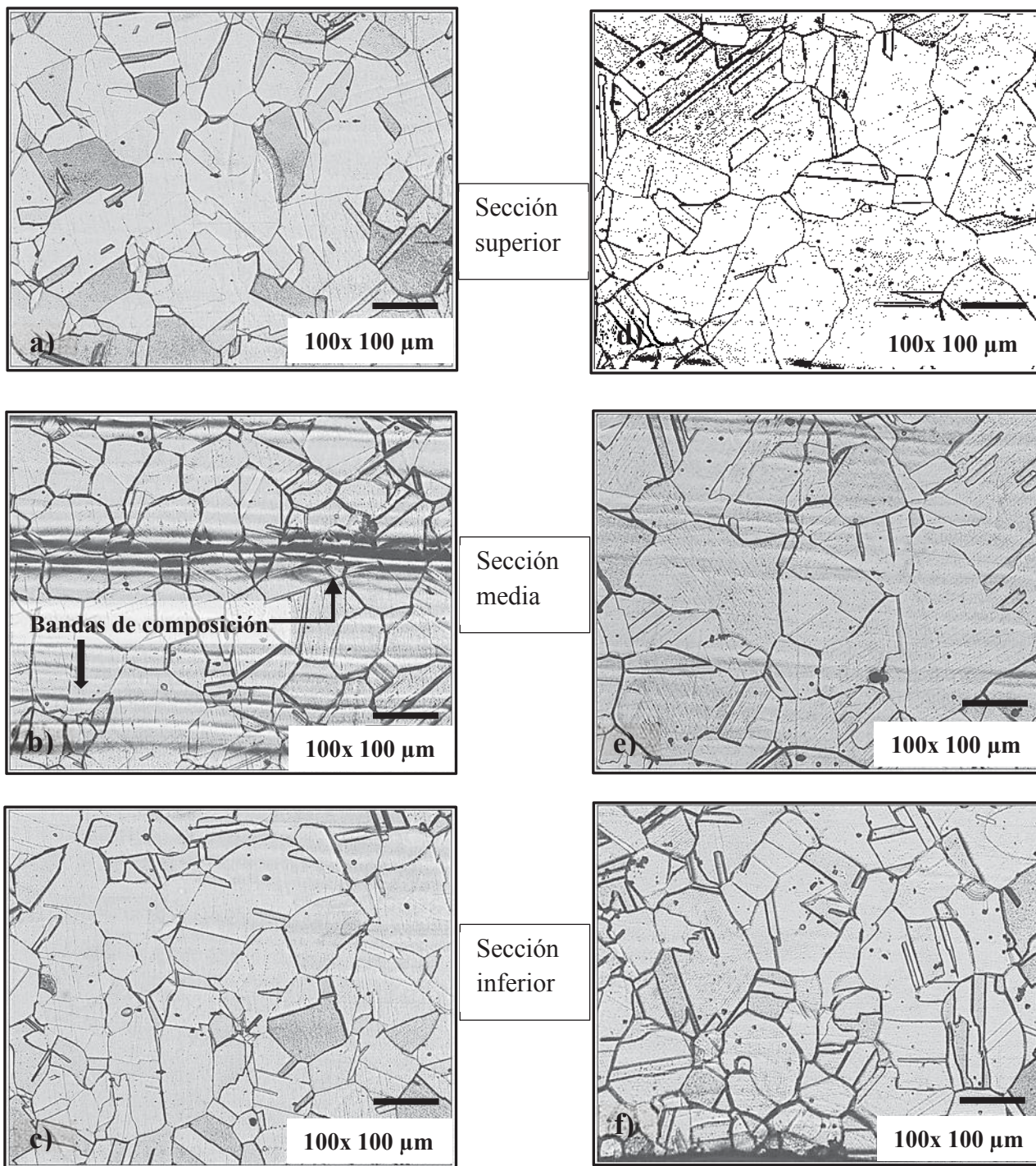


Figura 3.2. Micrografías del material base 316L: sentido longitudinal en sección superior a), medio b), e inferior c) del espesor del tubo “t”, respectivamente. En sentido transversal d), e) y f) para la sección superior, medio e inferior del “t”, respectivamente.

En lo que respecta al análisis por microscopía electrónica de barrido para los materiales base, se muestra en la Fig. 3.3 una micrografía de una región del acero AISI 316L donde se aprecia de manera definida la matriz de granos austeníticos con pequeñas franjas de ferrita en el material, así mismo se muestra el EDS en la Fig. 3.4 con su composición química en la Tabla III.2. Este análisis cuantitativo se correlaciona bastante bien con los análisis de composición química del anexo A (ID IV-1) para el acero 316L.

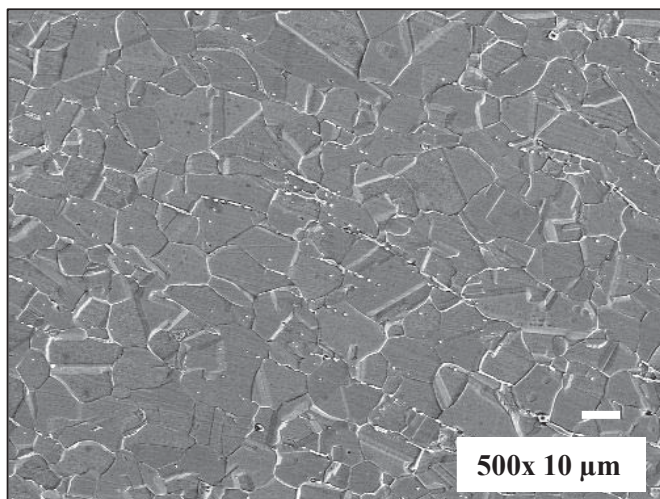


Tabla III.2. Composición química del acero AISI 316L.

Elemento	% peso	% atómico
Silicio	0.46	0.88
Cromo	16.2	16.82
Manganeso	1.71	1.68
Níquel	9.79	9.00
Molibdeno	1.88	1.06
Hierro	67.58	65.34

Figura 3.3. Micrografía por MEB del acero 316L.

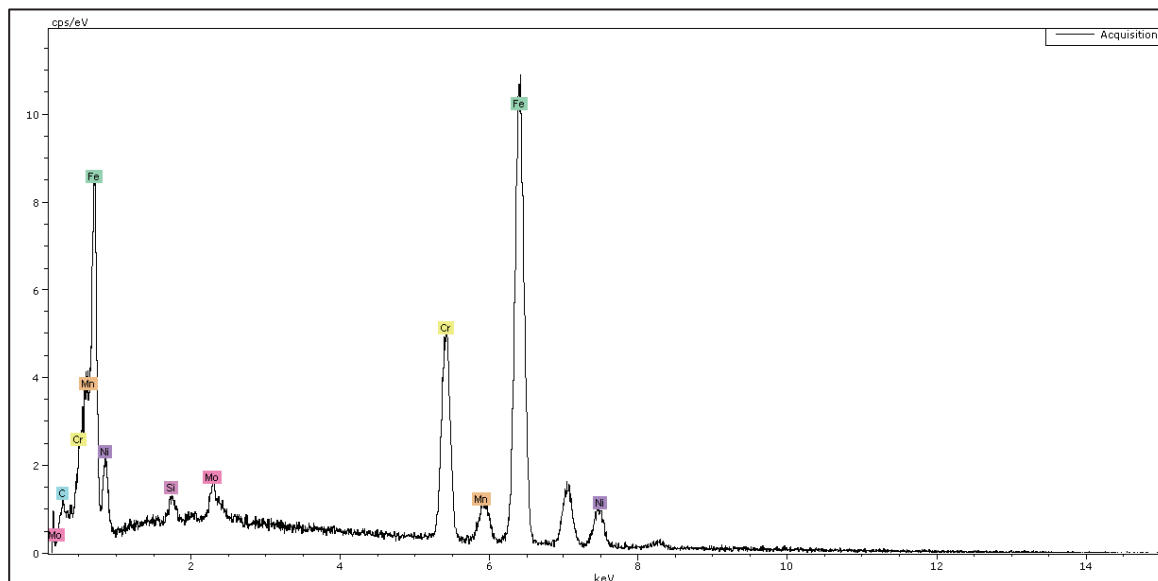


Figura 3.4. Espectro por EDS tomado de la región del acero AISI 316L de la Figura 3.3.

En la a Fig. 3.5, se muestra una micrografía de una región del acero superaustenítico AL6XN donde se aprecia de manera definida la matriz de granos austeníticos y maclas transgranulares presentes en el material, así mismo se muestra el EDS en la Fig. 3.6 con su composición química en la Tabla III.3, este análisis cuantitativo se correlaciona bastante bien con los análisis de composición química del anexo A (ID IV-2) para el acero superaustenítico AL6XN.

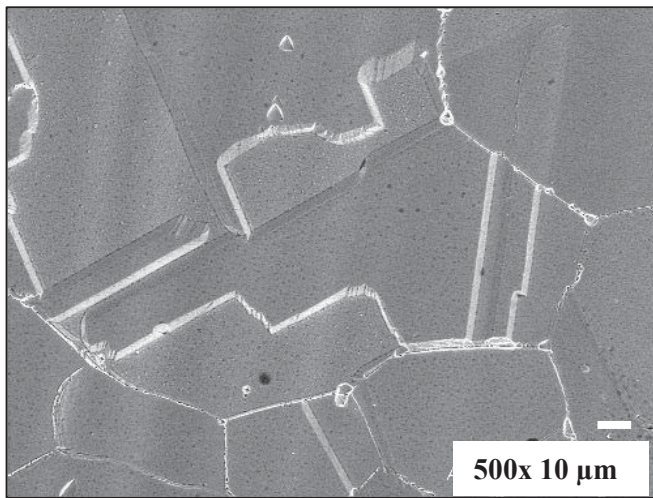


Tabla III.3 Composición química del acero AL6XN de la Fig. 3.5.

Elemento	% peso	% atómico
Carbono	1.38	6.23
Silicio	0.4	0.77
Cromo	19.8	26.62
Níquel	23.8	21.98
Molibdeno	6.1	3.44
Hierro	48.5	46.96

Figura 3.5 Micrografía por MEB del acero AL6XN.

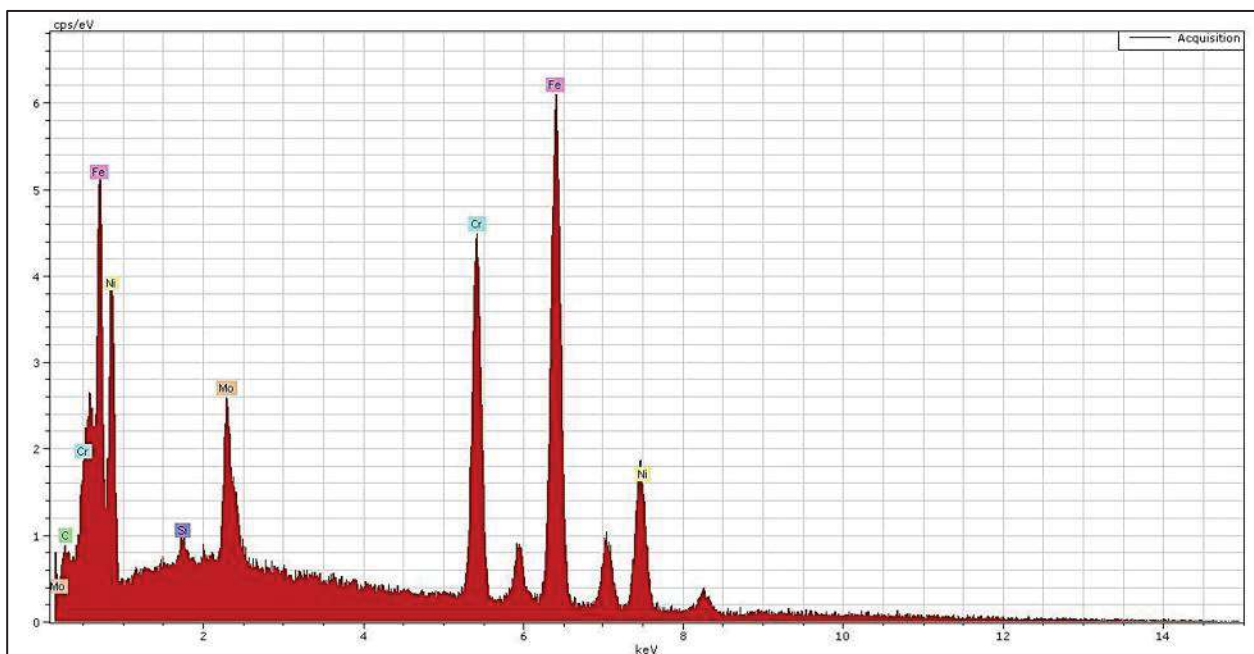


Figura 3.6 Espectro por EDS tomado del acero superaustenítico AL6XN de la Figura 3.5.

3.1.2. Unión disímil soldada.

El material de aporte que se utilizó con las condiciones del proceso de soldadura indicadas en la Tabla II.4, se seleccionó en base a los resultados posibles obtenidos en el diagrama de Schaeffler que se presenta en la Fig. 3.7 a), donde se muestra que la unión soldada quedaría fuera de los problemas de fisuración en caliente y la fragilización por presencia de fase sigma y con un 7% máximo de ferrita. Ospina y colaboradores [26] reportan que lo ideal es que se tenga un rango entre 5 y 10% de ferrita para garantizar que la soldadura tenga buenas propiedades como ductilidad y resistencia aceptable a la corrosión.

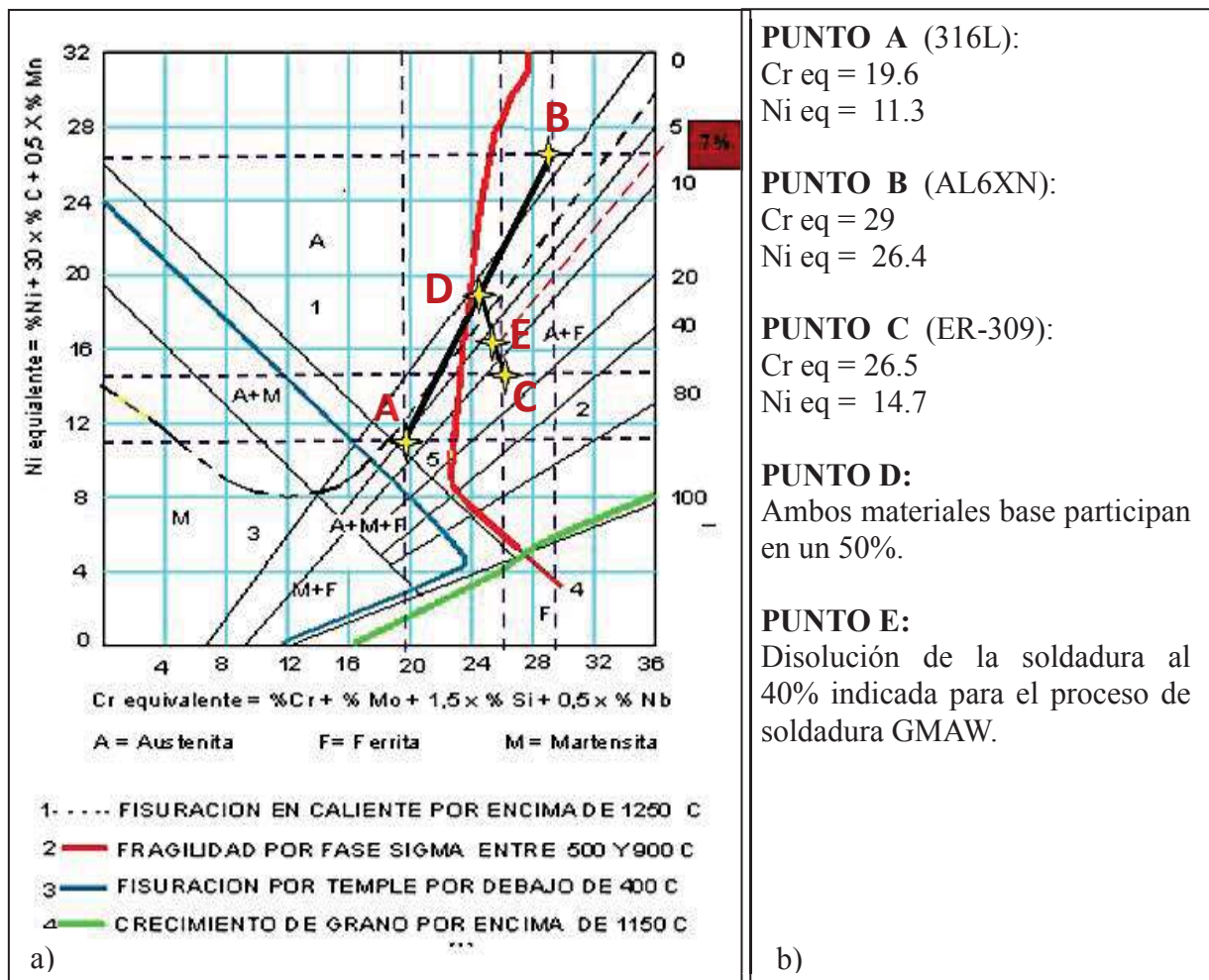


Figura 3.7. a) Diagrama de Schaeffler, b) condiciones de Cr y Ni equivalentes de los materiales utilizados, así también como las condiciones mismas del proceso de soldadura GMAW.

3.1.3. Cálculo de dilución en la unión disímil soldada.

Una vez que se obtuvo la unión soldada, se procedió a hacer el cálculo de dilución para cada paso de soldadura entre los materiales base y el metal de soldadura. Para realizar el cálculo se empleó una macrografía de la unión soldada, la cual se delimitó con las áreas correspondientes a los cordones de soldadura, mismos que a su vez fueron divididos en dos áreas: a) metal de soldadura, el cual es delimitado por la cara del chaflán de las probetas de cada paso de soldadura y b) el área de mezcla del metal de soldadura depositado con los materiales base fundidos durante la pasada de soldadura, tal como se ilustra en la Fig. 3.8.

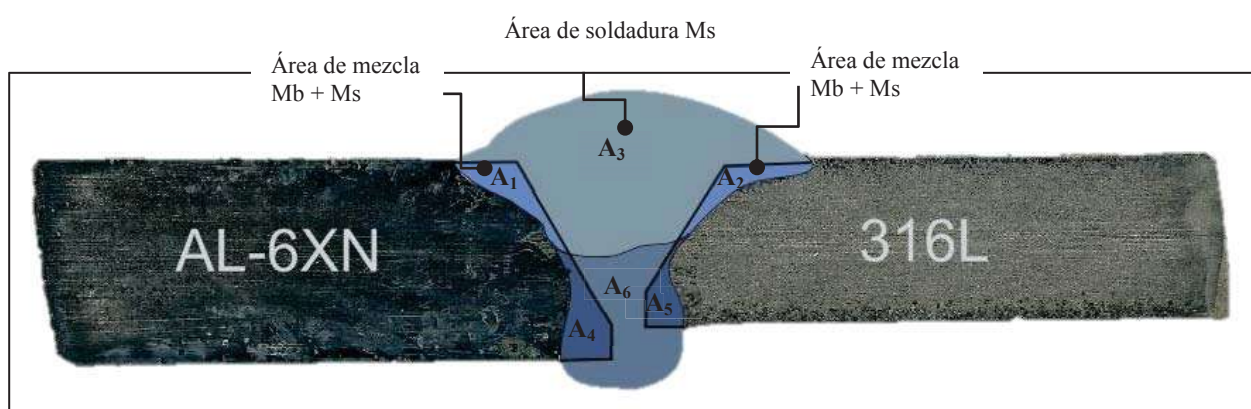


Figura 3.8 Dilución del metal de soldadura en la unión disímil de soldadura.

Una vez delimitadas las diferentes áreas de la unión soldada, se procedió a realizar el cálculo de dilución iniciando con la medición de las áreas (ver Tabla III.4) usando el software de análisis de imágenes SigmaScan[®], las cuales se sustituyeron en la ecuación 3.1 [29], los resultados obtenidos se muestran en la Tabla III.5 donde se aprecia que el valor máximo de dilución se obtuvo para el cordón de raíz a pesar de que el aporte térmico es menor que el utilizado en el cordón de vista, ya que se tiene una mayor interacción de los metales base con el metal de aporte depositado debido a la geometría y separación de los materiales base.

$$D = \frac{A_{bm}}{A_{bm} + A_{fm}} \quad (3.1)$$

Donde:

D = Coeficiente de dilución.

A_{bm} = Área de la zona mezclada entre los materiales base y el metal de aporte depositado.

A_{fm} = Área del metal base depositado.

Tabla III.4 Áreas de unión soldada obtenidas por el programa SigmaScan®.

Identificación	Área (mm ²)
A ₁	5
A ₂	4
A ₃	47
A ₄	6
A ₅	3
A ₆	15

Tabla III.5 Coeficientes de dilución obtenidos en la unión disímil soldada.

Identificación	Cálculo de la disolución	Coeficiente	% Dilución
D _{vista}	$D_{vista} = \frac{A_1 + A_2}{A_1 + A_2 + A_3}$	0.16	16
D _{raiz}	$D_{raiz} = \frac{A_4 + A_5}{A_4 + A_5 + A_6}$	0.375	37.5
D _{soldadura}	$D_{soldadura} = \frac{A_1 + A_2 + A_4 + A_5}{A_1 + A_2 + A_3 + A_4 + A_5 + A_6}$	0.225	22.5

3.1.4. Caracterización microestructural de la unión disímil soldada.

Para revelar la línea de fusión entre los materiales base y el cordón de soldadura se le hizo un macroataque a la sección transversal del cordón de soldadura mostrado en la Fig. 3.9 a), donde se aprecia una soldadura sana realizada en 2 pasadas con buena fusión y penetración en el cordón de raíz, así como también sobremonta ó refuerzo adecuado en el cordón de vista y libres de imperfecciones mayores como falta de fusión, fisuración, socavados, inclusiones y/o poros.

La microestructura del metal de soldadura esta compuesta por granos columnares dendríticos y algunas regiones de granos equiaxiales austeníticos sobretodo en la región central debido a los gradientes de composición y temperatura. La dirección de los granos columnares dendríticos indica como fue el proceso del frente de solidificación de cada lado de los materiales base hacia el centro del cordón de soldadura, los materiales base sirven como extractores de calor y es por ello que la ultima zona en solidificar es el centro del cordón de soldadura, como se puede ilustrar en la Fig. 3.9 c), el tipo de solidificación fue en su gran mayoría austenítico (A), aunque también se tuvieron algunas regiones de solidificación del tipo Austenita-Ferrita (AF). En el caso de la microestructura de la ZAT y los materiales base, existe una pequeña región de refinamiento de grano a un lado de la línea de fusión y posterior al refinamiento de grano un crecimiento de grano, estos cambios se aprecian de manera mas notoria en la ZAT del lado del 316L como se puede observar en la Fig. 3.9 b).

En el caso de la ZAT del AL6XN no se marcó tanto el cambio de microestructura, lo cual se puede apreciar mejor en la micrografía obtenida por microscopia electrónica de barrido de Fig. 3.11 a). Sin embargo, en la Fig. 3.9 d), se aprecia claramente una región de grano epitaxial del tipo AF en la zona parcialmente mezclada paralela a la línea de fusión, debido al incremento gradual del enfriamiento constitucional de la piqueta de soldadura hacia el metal base que ocurre durante el proceso de solidificación [49].

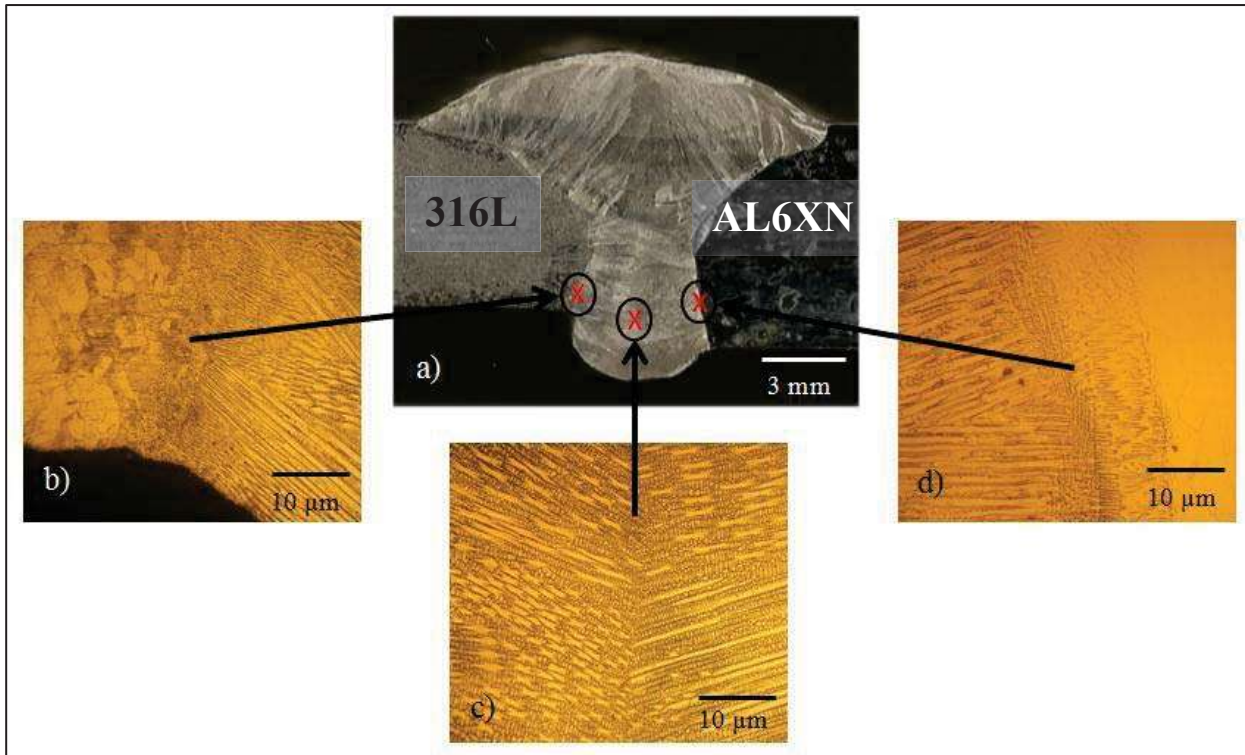


Figura 3.9. a) Macrografía de la unión soldada, b) micrografía de la región 316L – soldadura, c) micrografía del centro del cordón de soldadura, d) micrografía de la región soldadura – AL6XN.

En lo que corresponde a microscopía electrónica de barrido para la unión disímil soldada se realizó un análisis de composición química en las regiones de transición del cordón de raíz para conocer las variaciones de composición química de los diferentes elementos de aleación entre los materiales base, la línea de fusión y el metal de soldadura como se muestra en la Fig. 3.10.

Las variaciones más relevantes se dan hacia la ZAT en el acero superaustenítico AL6XN con respecto a las concentraciones del Ni y Mo. El Cr tiene una distribución de mayor concentración del centro del metal de soldadura, hacia los materiales base y que es lógico, debido a que si se observa la Tabla II.2 de las composiciones químicas de los materiales, el electrodo utilizado tiene un 23.5% Cr, seguido de 20% Cr del acero AL6XN y 16.5%Cr del acero 316L. Los otros elementos de aleación como el Si y Mn no presentan variaciones significativas a través de la unión soldada.

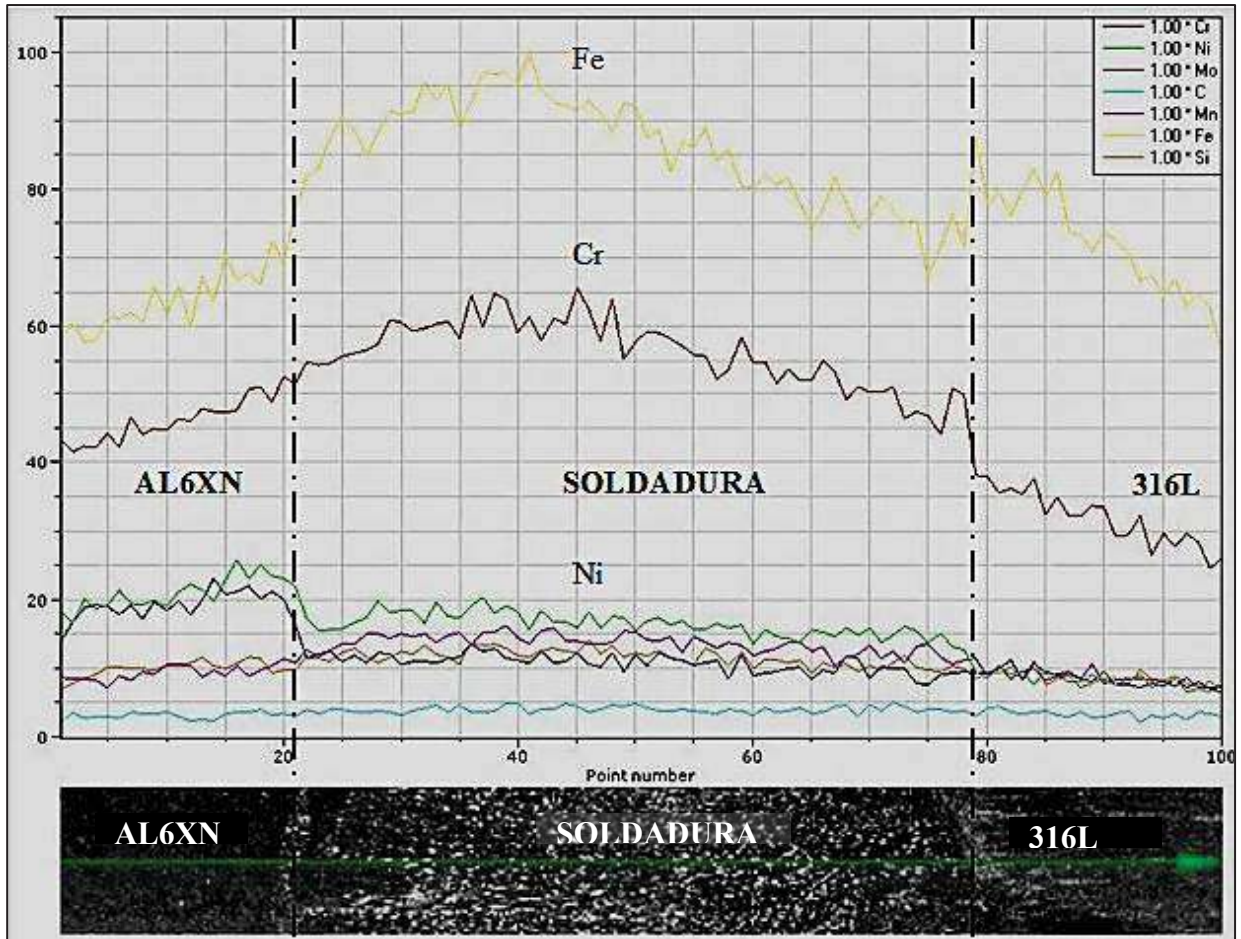


Figura 3.10 Variación de la composición química en las interfases de metales base y metal de soldadura.

Se tomaron algunas micrografías de la línea de fusión entre los materiales base y el metal de soldadura (ver Fig. 3.11), en las cuales se puede observar la marcada diferencia microestructural entre las regiones de transición de cada uno de los metales base, el cordón de soldadura y el refinamiento de grano en el caso de la ZAT del acero 316L, en el centro del espesor es mucho mayor como se puede apreciar en la Fig. 3.12, así también como las vetas de ferrita y las bandas de composición ocasionadas por el proceso de deformación durante su fabricación.

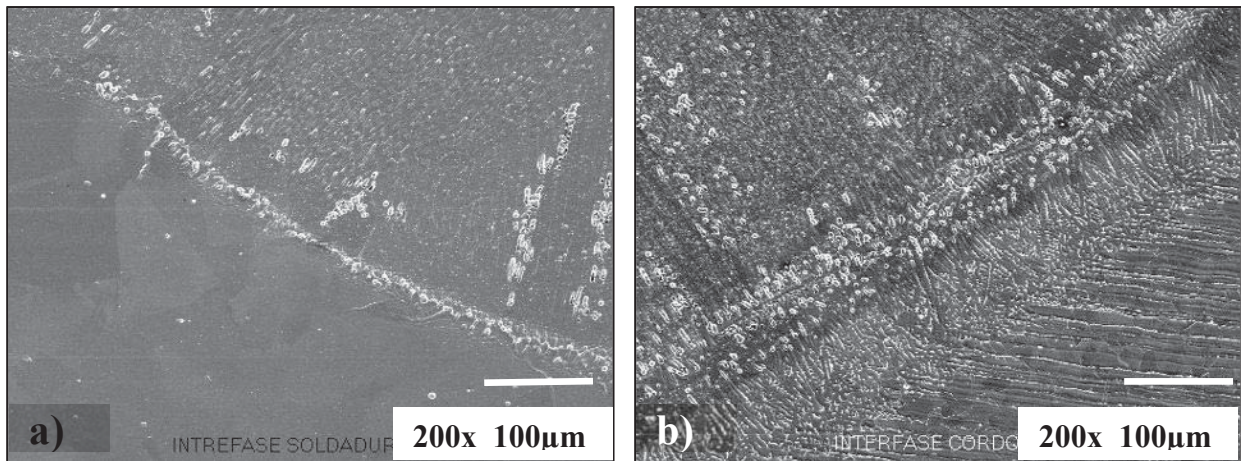


Figura 3.11 Micrografías tomadas por MEB: a) línea de fusión entre metal de soldadura y el acero AL6XN, b) región de transición entre metal de soldadura y el acero 316L.

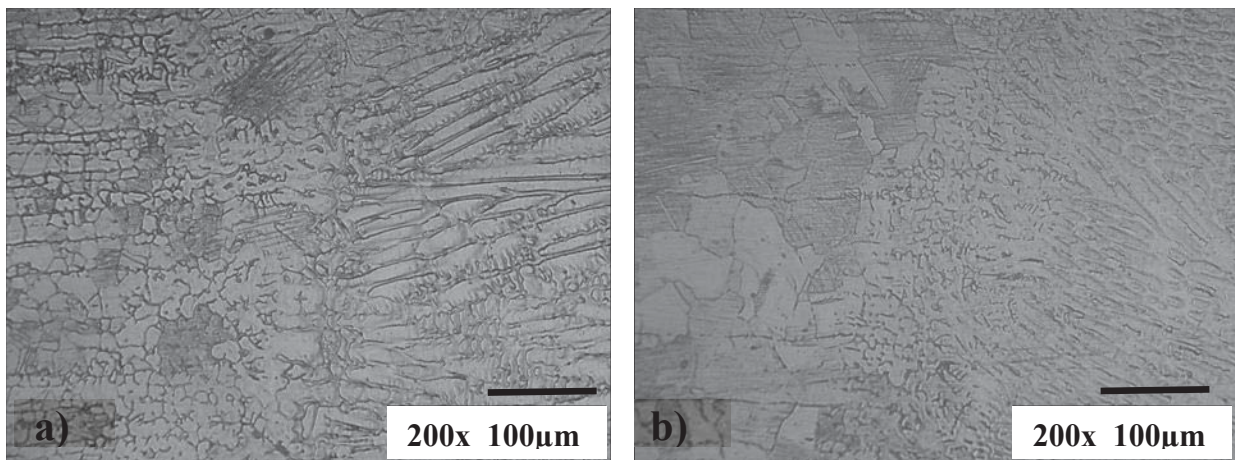


Figura 3.12 Micrografías tomadas por MO: a) región de transición entre el metal de soldadura y el refinamiento de grano en el centro del espesor del acero 316L, b) región de transición entre el metal de soldadura y el acero 316L en el borde inferior de la unión disímil soldada.

En la Fig. 3.13, se observa una región en la ZAT del acero AL6XN, donde se aprecia una marcada presencia de daño por corrosión localizada. Esta característica microestructural se reveló a lo largo del espesor del material, siguiendo una trayectoria paralela al contorno de la línea de fusión. Observaciones en el microscopio óptico muestran que esta región sensibilizada se encuentra a 2 mm de la línea de fusión y tiene un ancho de aproximadamente 1.2 mm.

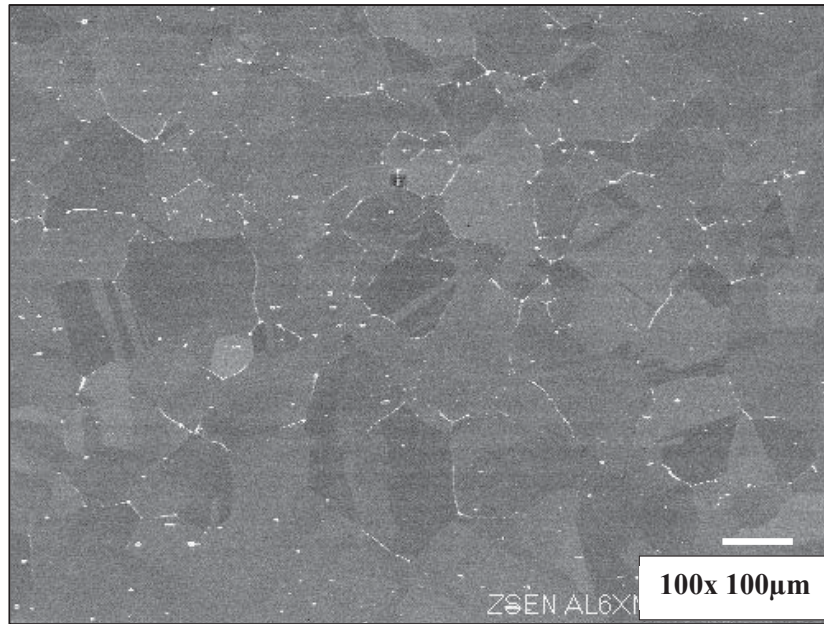


Figura 3.13 Micrografía de la región que presenta corrosión intergranular en la ZAT del acero AL6XN indicada en la Fig. 3.14.

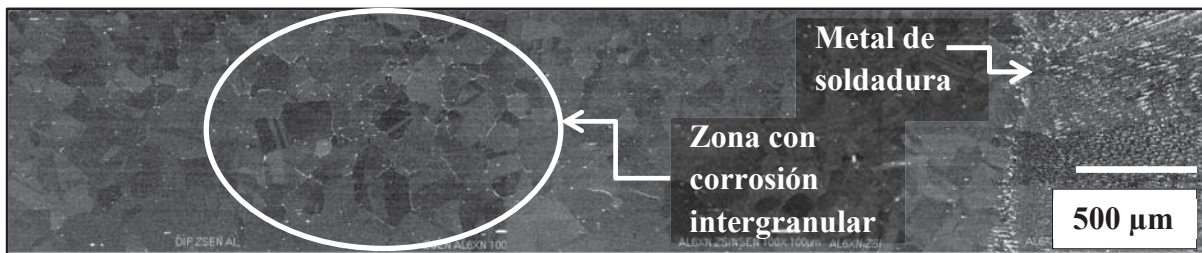


Figura 3.14. Variación de la microestructura desde la línea de fusión hacia la región con corrosión intergranular en el acero superaustenítico AL6XN.

3.2. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.

La caracterización mecánica de los materiales base y de la unión soldada proporciona los parámetros para analizar si es que se tiene un equilibrio en las propiedades mecánicas, tanto de resistencia y ductilidad que sean buenas para predecir el comportamiento de la unión una vez que sea sometida a esfuerzos. Es por ello que a continuación se presentan los resultados obtenidos tanto en los materiales base como en la soldadura disímil AL6XN/316L:

3.2.1 Caracterización mecánica de los materiales base.

En este apartado se presentan los resultados de la caracterización mecánica de los materiales base, obtenidos mediante la realización de los ensayos de microdureza Vickers, tensión e impacto Charpy-V.

3.2.1.1 Ensayo de microdureza Vickers HV_{100} de los materiales base.

La microdureza promedio de los materiales base del acero AISI 316L y el acero superaustenítico AL6XN de los barridos indicados en la metodología se indican en la Tabla III.6. La dureza del acero AISI 316L en sentido transversal muestra variaciones debido a que en el centro del espesor se tiene una microestructura de refinamiento, las curvas promedios en ambos sentidos se muestran en la Fig. 3.15, las cuales son el resultado del promedio de los 3 niveles indicados en la Fig. 2.4. Debido a que la microdureza es un ensayo muy puntual y detallado, tiene la característica de proporcionar variaciones sensibles de una medición a otra dependiendo de la microestructura, ya que las indentaciones que se generaron son muy pequeñas, pueden abarcar el interior de un grano, un límite de grano o una partícula, es por ello la variación entre indentaciones.

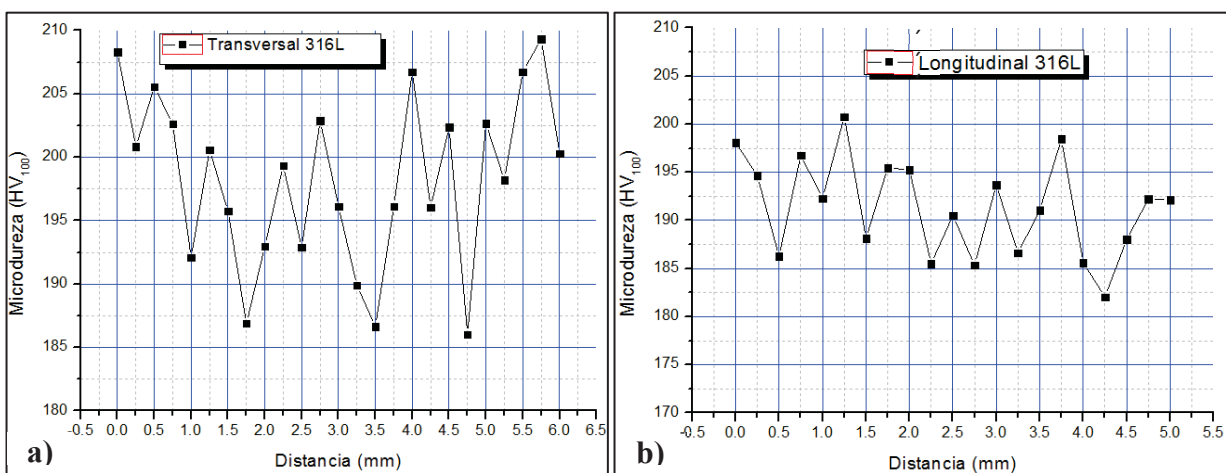


Figura 3.15 Variación de la microdureza Vickers HV_{100} en el espesor del acero AISI 316L;
a) sentido transversal y b) sentido longitudinal.

En el caso del acero superaustenítico AL6XN, no existe una diferencia significativa de dureza en centra del sentido transversal debido a que no es tan marcado el refinamiento de grano como en el caso del AISI 316L. Sin embargo, es un material con mayor dureza que el acero AISI 316L

alcanzando una microdureza promedio mayor en el barrido en sentido longitudinal con un valor promedio de 248 ± 29 . Las indentaciones que se hicieron en el sentido transversal y longitudinal del acero superaustenítico AL6XN se muestran en las curvas de la Fig. 3.16 a) y 3.16 b), las cuales son el resultado del promedio de los 3 niveles indicados en la Fig. 2.4.

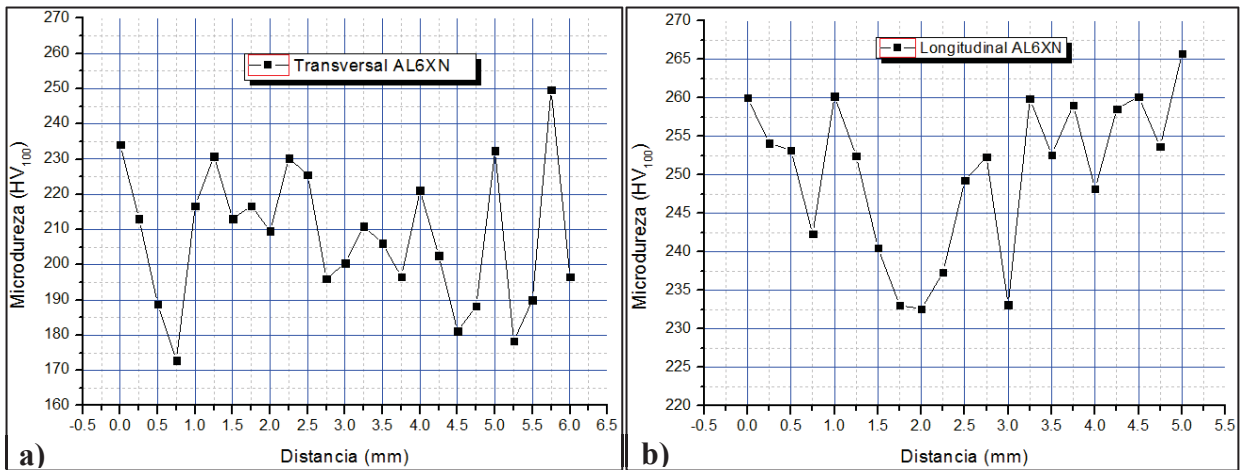


Figura 3.16 Variación de la microdureza vickers HV₁₀₀ en el espesor del acero AL6XN; a) sentido transversal, y b) sentido longitudinal.

En la Figura 3.17 se muestra una grafica de barras con los promedios de microdureza HV₁₀₀ de ambos materiales base en el sentido longitudinal donde se aprecian los promedios de los barridos de los 3 niveles indicados en la Fig.2.4.

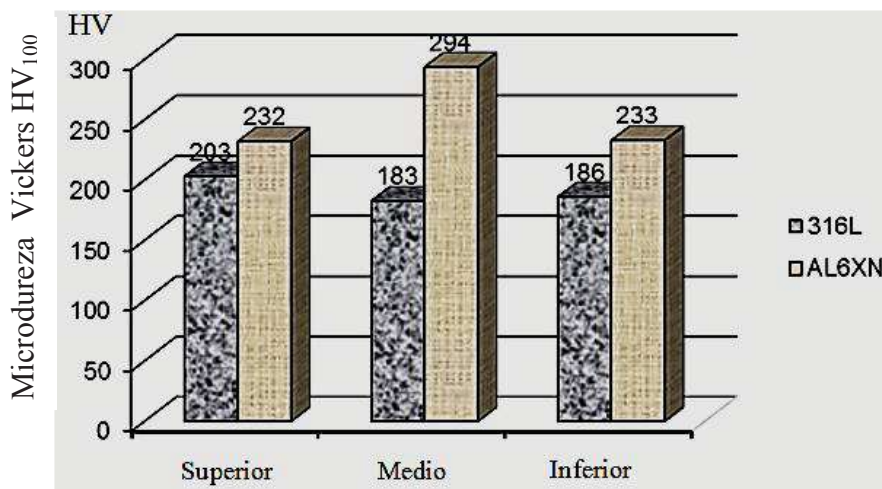


Figura 3.17 Gráfica de microdureza promedio para los materiales base en sentido longitudinal.

Tabla III.6. Promedios de microdureza HV₁₀₀ de los MB en sentido longitudinal y transversal.

	316L		AL6XN	
	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
HV₁₀₀ Promedio	198 ± 20	195 ± 17	218 ± 30	248 ± 29

3.2.1.2 Ensayo de tensión de los materiales base.

Los resultados de los ensayos de tensión para los materiales base se muestran en la Tabla III.7 y la grafica de la Fig. 3.18, así también como las curvas esfuerzo vs deformación de ingeniería obtenidas para cada probeta se muestran en la Fig. 3.19.

Tabla III.7. Resultados de los ensayos de tensión para los materiales base.

Muestra	$\sigma_{\text{máximo}}$ (MPa)	σ_{cedencia} (MPa)	σ_{ruptura} (MPa)	% de deformación de ingeniería
AL6XN - 1	785	410	414	67
AL6XN - 2	707	445	427	62
AL6XN - 3	714	445	397	60
316L - 1	787	400	394	50
316L - 2	779	380	415	50
316L - 3	657	350	386	68

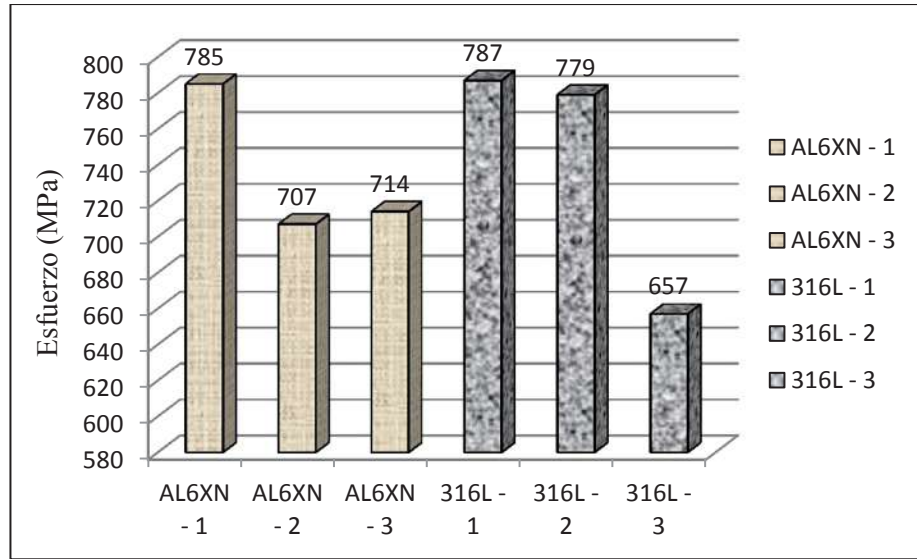


Figura 3.18. Gráfica de los resultados de la resistencia a la tensión de los materiales base.

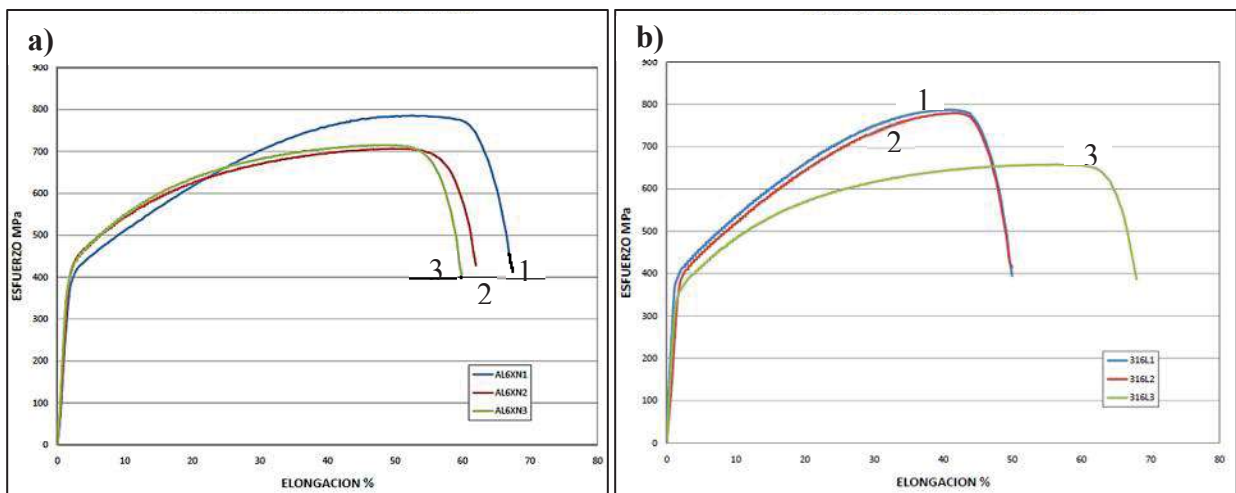


Figura 3.19. Curvas esfuerzo vs deformación de ingeniería obtenida de los ensayos de tensión para los materiales base: a) acero superaustenítico AL6XN y b) acero AISI 316L.

La comparación de los valores de resistencia a la tensión del AISI 316L obtenidos en el presente trabajo de investigación con los reportados por otros investigadores se muestran en la Tabla III.8.

La diferencia significativa de las variaciones se atribuye a que tanto Kozuh, Molak y Labanowski utilizan placas de 316L con un tratamiento térmico de recocido, mientras que en el caso de trabajo de Briones y este proyecto de investigación se utilizaron tubos del material 316L

en condición de deformado en caliente, razón por la cual se ve reflejado en el incremento de estas propiedades mecánicas.

Tabla III.8. Comparación con otros trabajos de investigación de los resultados de ensayos de tensión para el acero AISI 316L.

Autor	$\sigma_{\text{máximo}}$ (MPa)	σ_{cedencia} (MPa)	% de deformación de ingeniería
Molak y colaboradores [31]	559	294	84
Kozuh y colaboradores [30]	606.3	270.7	-
Labanowski [32]	600	220	-
Briones [27]	949.78	555	-
Resultados de este trabajo.	741	377	56

3.2.1.3 Ensayo de impacto Charpy-V de los materiales base.

Los resultados de impacto Charpy-V obtenidos para los materiales base se muestran en la Tabla III.9 y la Fig. 3.20. En términos generales se obtuvo una energía absorbida promedio de 95 ± 3 J para el acero AISI 316L, mientras que el acero AL6XN alcanzo valores de 135 ± 3 J. Kozuh y colaboradores [30] reportan valores de energía absorbida para el acero 316L de 328 ± 4 J, la diferencia es significativa y se atribuye a que de igual forma que se mencionó en los ensayos de tensión, ellos trabajan con placas de 316L en condición de recocido y este trabajo se realizó con tubos de acero 316L en condición de deformación en caliente, y por lo cual se obtiene mayor resistencia a la tensión pero menor resistencia al impacto.

Tabla III.9 Resultados del ensayo de impacto charpy a las probetas de material base.

Materiales	AL6XN			316L		
	1A	2A	3A	1B	2B	3B
Energía absorbida (J)	132	136	136	96	92	98

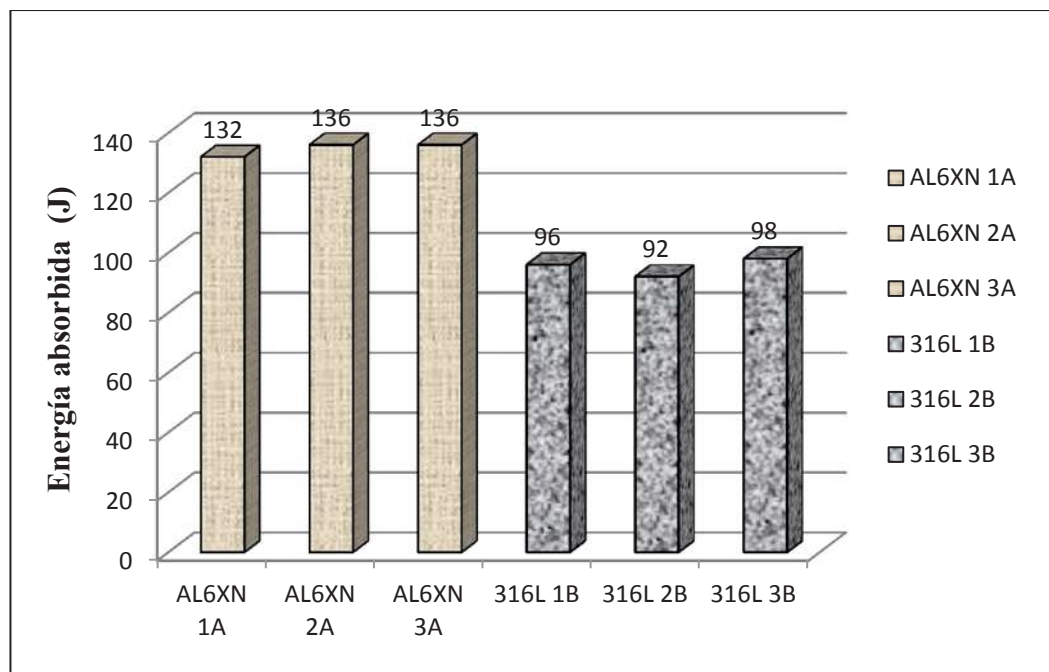


Figura 3.20 Gráfica de resultados de ensayo Charpy-V de los materiales base.

3.2.2 Caracterización mecánica de la unión disímil soldada.

En este apartado se presentan los resultados de la caracterización mecánica de los de la unión disímil soldada, obtenidos mediante la realización de los ensayos de microdureza Vickers, tensión, impacto Charpy-V, dobléz guiado.

3.2.2.1 Ensayo de microdureza Vickers de la unión disímil soldada.

Los perfiles de microdureza Vickers HV_{100} que se obtuvieron de todas las indentaciones que se realizaron a la sección transversal de la unión soldada se muestran en la Fig. 3.21. Donde se puede apreciar que en los 3 perfiles, la zona con mayor microdureza es la del acero superaustenítico AL6XN, después un decremento en el metal de soldadura (ER309L) y un posterior incremento hacia el acero AISI 316L. Lo cual es congruente con la microdureza realizada para cada material base y reportado en la Tabla III.6 (195 ± 17 para el 316L y 248 ± 29 para el AL6XN, ambos resultados en sentido longitudinal y que es el sentido que coincide para la probeta de sección transversal del cordón de soldadura).

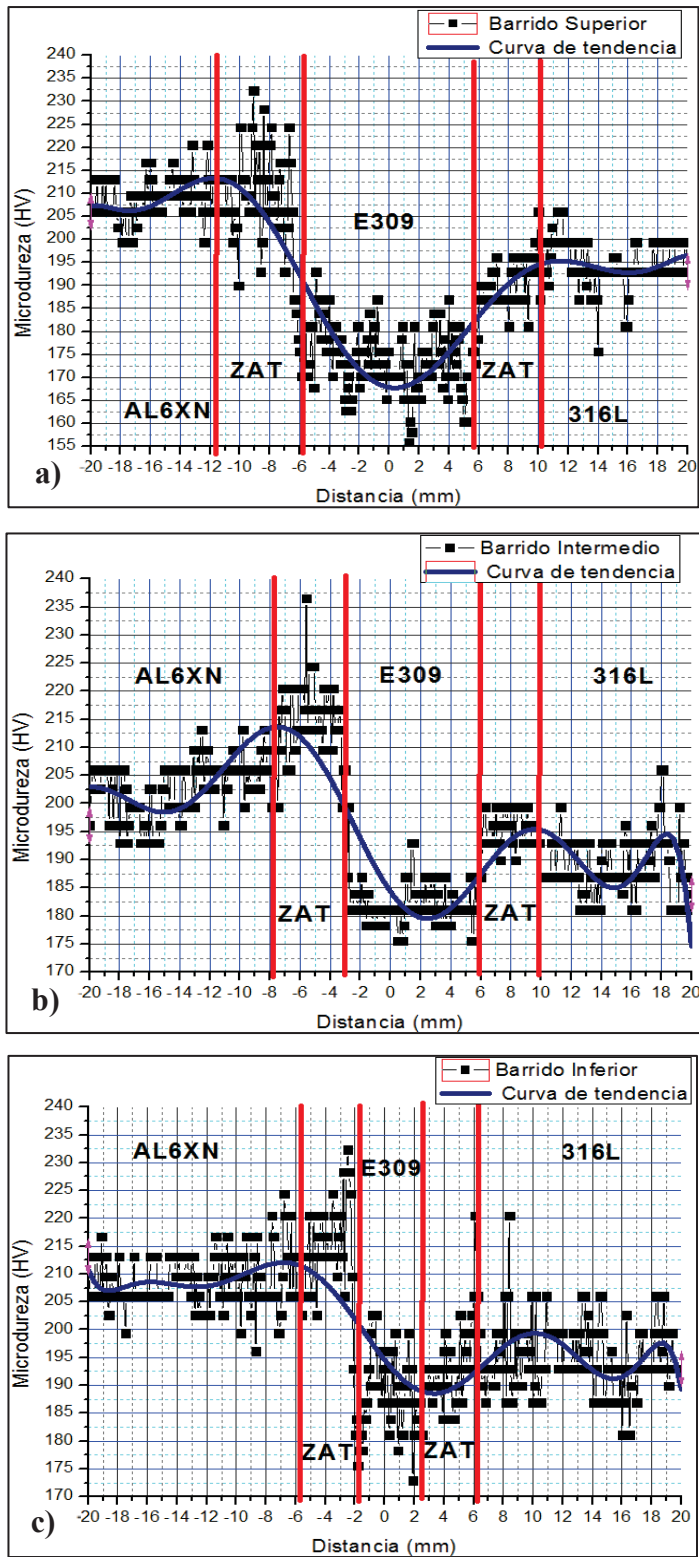


Figura 3.21. Perfiles de microdureza HV₁₀₀ de la unión soldada: a) barrido superior, b) barrido intermedio y c) barrido inferior. Los 3 perfiles corresponden a lo indicado en la Figura 2.10.

Los perfiles de microdureza Vickers obtenidos en las referencias [27, 28] se muestran en la Fig. 3.22. A pesar de que en ambos trabajos de utilizaron los mismos materiales base (AL6XN y 316L), metal de aporte ER-NiCrMo3 y el mismo proceso de soldadura (GTAW), las gráficas que presentan de sus perfiles no concuerdan en su comportamiento, como se puede observar en la Fig. 3.22 a).

Los resultados reportados por Zamora [28], es difícil que se obtengan en un proceso de soldadura, ya que en el perfil de la curva de microdureza que muestra, se puede apreciar un comportamiento cuasi lineal en los materiales base y un comportamiento exponencial creciente que va desde la ZAT del acero 316L al metal de la soldadura y después un decremento en la ZAT del acero superaustenítico AL6XN. Este tipo de perfil de microdureza en una junta soldada es difícil que se presente ya que el proceso mismo de soldadura genera una heterogeneidad en la microestructura por las condiciones de solidificación, como gradientes de temperatura y de composición química que generan subenfriamientos constitucionales diferentes, por la cual existe una diferencia microestructural, y por consiguiente una variación importante en las propiedades mecánicas.

Ambos trabajos coinciden en que los valores máximos se obtienen en el centro del cordón de soldadura, en lo reportado por Zamora y colaboradores [28] su valor máximo de microdureza es de 315 HV y en el caso de Briones [27] es de 240 HV como se puede observar en las gráficas de la Fig. 3.22, a pesar de que ambos utilizan el mismo electrodo y el mismo proceso de soldadura hay una variación importante en los resultados. En el presente trabajo de investigación, la microdureza del cordón de soldadura es menor y alcanza un valor promedio de 190 HV debido al electrodo utilizado (ER309L), ya que el 13 % de Ni y 0.75% de Mo es menor en comparación al electrodo ERNiCrMo3 (64% de Ni y 9% de Mo), por lo cual eleva su resistencia mecánica.

Otra marcada diferencia del reporte de Briones [27] es que analizando los perfiles de microdureza se puede notar que presenta una ZAT del acero 316L de un ancho de aproximadamente 10 mm debido a que aplica multipasadas durante el proceso de soldadura (GTAW), mientras que el presente trabajo de investigación la ZAT del acero 316L es de aproximadamente 4 mm y solo se depositaron 2 cordones de soldadura durante el proceso de soldadura con protección gaseosa y electrodo metálico consumible.

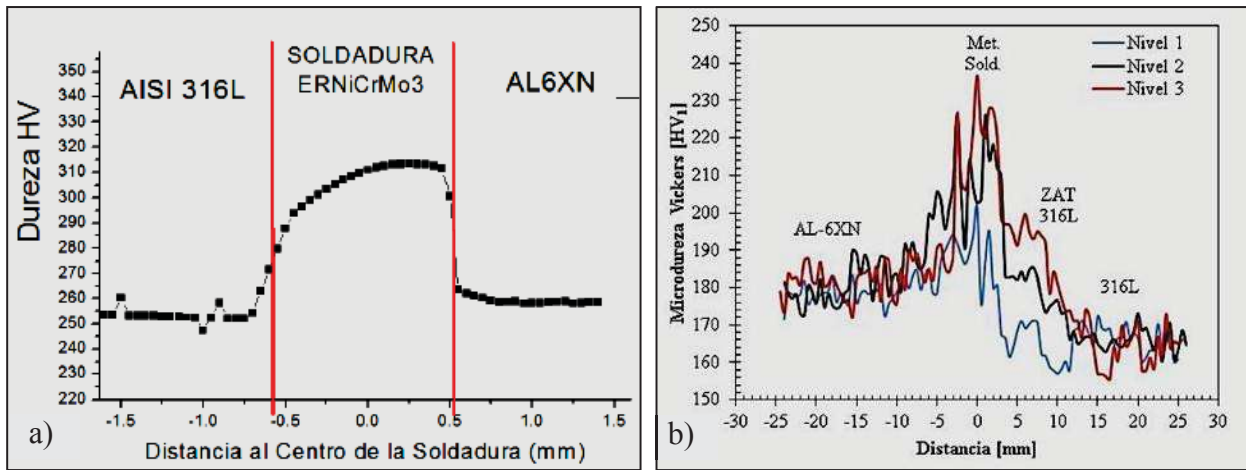


Figura 3.22 Perfiles de microdureza de unión soldada por GTAW: a) Zamora y colaboradores [28] y b) Briones [27].

3.2.2.2 Ensayo de tensión de la unión disímil soldada.

Los resultados del ensayo de tensión para la unión disímil soldada se presentan en la Tabla III.10. Los valores muestran un comportamiento muy semejante con una resistencia a la tensión promedio de 596 ± 9 MPa y muy buena ductilidad con una deformación promedio de 55%. Las curvas esfuerzo vs deformación de ingeniería de las tres probetas que se ensayaron se muestran en la Fig. 3.23.

Tabla III.10. Resultados obtenidos del ensayo de tensión de la unión disímil soldada.

Muestra	$\sigma_{\text{máximo}}$ (MPa)	σ_{cedencia} (MPa)	σ_{ruptura} (MPa)	% ϵ
A	603	353	462	51
B	601	378	494	51
C	585	369	467	60

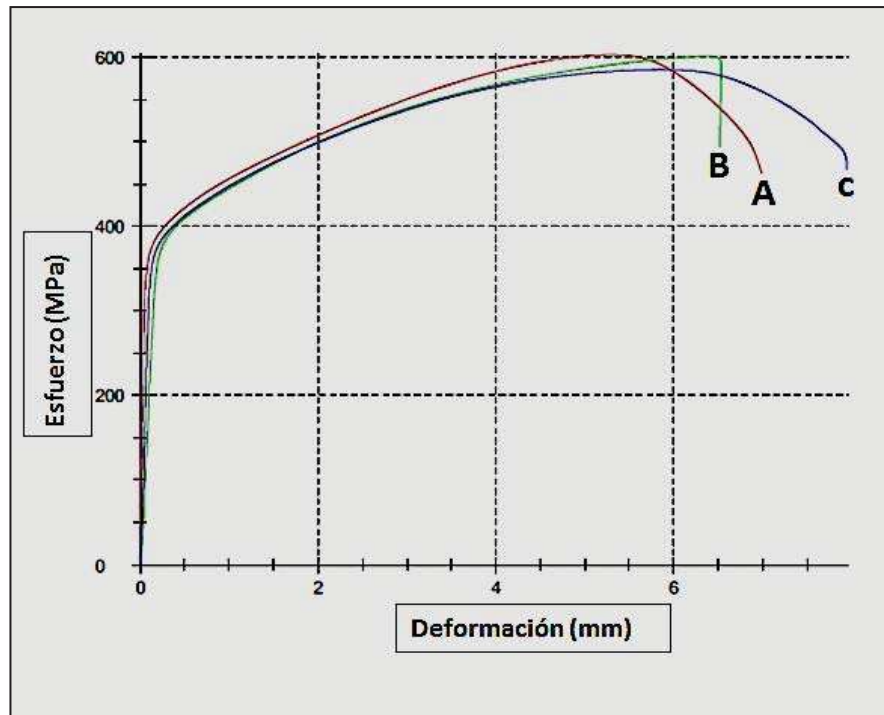


Figura 3.23 Curvas esfuerzo vs deformación de ingeniería, de las probetas de la unión soldada.

Kozuh y colaboradores [30] soldaron placas del acero 316L por el proceso SMAW utilizando un electrodo FOX SAS-4A (0.03%C, 19%Cr, 11.5%Ni y 2.7%Mo) y registraron una resistencia a la tensión de 732.7 ± 19 . Este valor lo atribuyen a la posible precipitación de la fase sigma que mejora considerablemente la resistencia a la tensión pero disminuye la ductilidad y tenacidad. Pascual y colaboradores [33] soldaron placas de acero AISI 316L por el proceso de soldadura GTAW pero utilizando 3 diferentes electrodos (ER 308L, ER316L, inconel 625). Los resultados que estos autores reportan para los ensayos de resistencia a la tensión son: 501 MPa, 496 MPa y 420 MPa para los electrodos ER316L, ER308L e inconel 625, respectivamente. Comparando sus resultados con el presente trabajo se obtiene una resistencia a la tensión promedio aceptable de 600 MPa, la cual está dictada por la resistencia mecánica nominal del electrodo ER309L. Estos resultados se pueden mejorar si se utiliza un electrodo con mejores propiedades mecánicas como lo es el ER310L o el electrodo ERNiCrMo3.

Zamora y colaboradores [28], como se puede observar en la Fig. 3.24 a), obtienen una unión soldada que alcanza una resistencia a la tensión promedio de 716 MPa y una deformación de

46%, mientras que la unión soldada realizada por Briones [27] registró una resistencia a la tensión muy elevada de 1082 MPa y una deformación de 43% como se puede observar en la Fig. 3.24 b). Si bien es cierto que la resistencia mecánica nominal del electrodo usado por estos investigadores esta asociado con la resistencia obtenida, el valor tan alto obtenido por Briones [27] no ha sido todavía explicado.

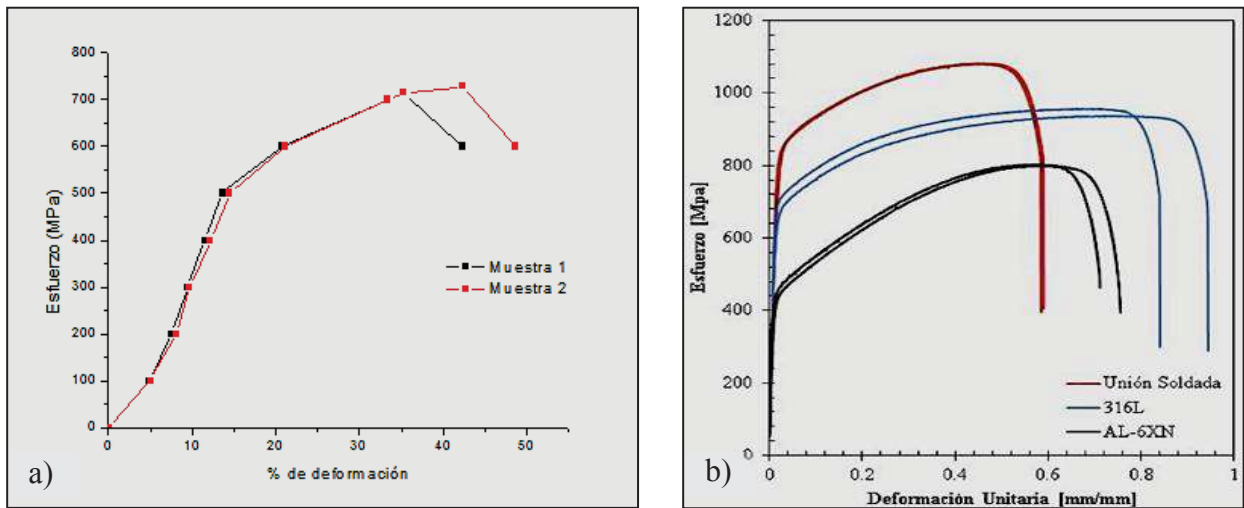


Figura 3.24 Curvas de esfuerzo vs deformación de ingeniería, obtenidas por los trabajos de investigación de: a) Zamora y colaboradores [28] y b) Briones [27].

3.2.2.3 Ensayo de impacto Charpy-V de la unión disímil soldada.

Los resultados del ensayo de impacto Charpy-V a las probetas de la unión disímil soldada se muestran en la Tabla III.11 y la grafica de la Fig. 3.25. Los valores indican que la mayor energía absorbida es en la ZAT del acero AL62XN con 134.7 ± 2 J, y la menor energía absorbida le corresponde a la región del cordón de soldadura con la muesca en el centro del cordón de raíz con 52.3 ± 2 J. No es mucha la variación de energía absorbida que se presenta entre los materiales base y sus zonas afectadas térmicamente. Sin embargo, el cordón de soldadura exhibe una reducida capacidad para absorber energía con tan solo un promedio de 55 ± 1.34 J. Esto es debido a la microestructura dendrítica basta que se tiene en el cordón de soldadura y de la segregación de soluto que se genera en las zonas interdendríticas, por lo cual disminuye drásticamente la capacidad de la unión soldada para absorber energía. Así, es el metal de la

soldadura la zona que presenta las menores propiedades mecánicas como microdureza, resistencia a la tensión y resistencia al impacto.

Tabla III.11. Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy-V realizados para las probetas de la unión disímil soldada.

LOTE DE PROBETAS PARA ENSAYO DE IMPACTO CHARPY-V			
MATERIAL	MARCA DE PROBETA	ENERGIA ABSORBIDA (J)	PROMEDIOS POR SERIES
Acero superaustenítico AL6XN	1A	132	134.7 ± 2.3
	2A	136	
	3A	136	
Acero inoxidable AISI 316L	1B	96	95.3 ± 3.1
	2B	92	
	3B	98	
Muesca en el centro del cordón de vista	1C	58	57.3 ± 1.2
	2C	56	
	3C	58	
Muesca en el centro del cordón de raíz	1D	50	52.7 ± 3.1
	2D	56	
	3D	52	
Muesca en la ZAT del acero AL6XN	1E	142	142.3 ± 3.5
	2E	139	
	3E	146	
Muesca en la ZAT del acero 316L	1F	96	98.7 ± 3.1
	2F	102	
	3F	98	

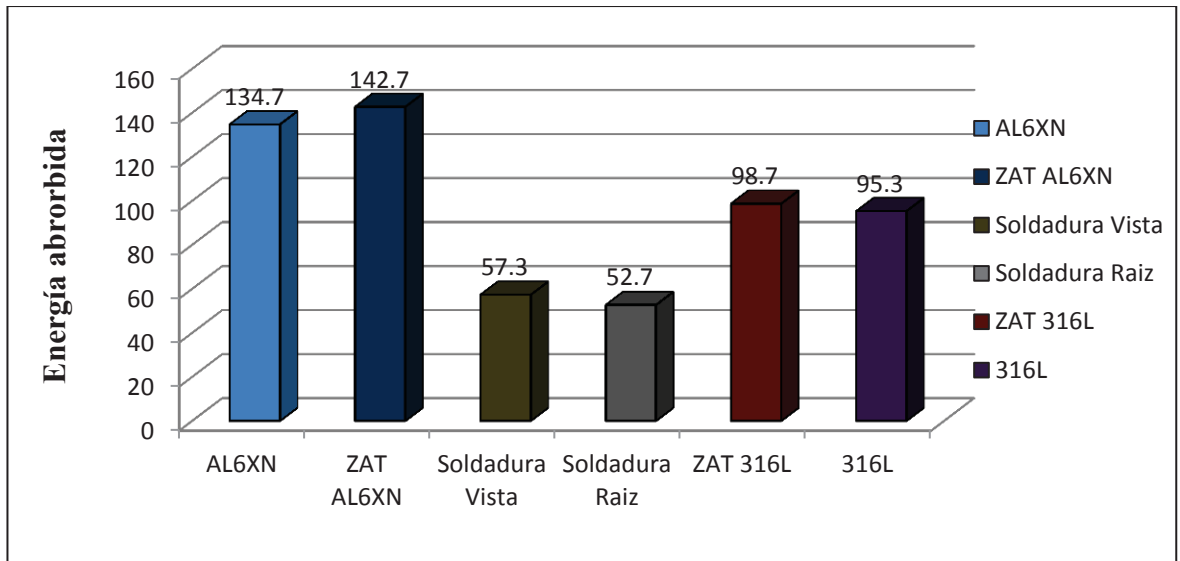


Figura 3.25. Gráfica de los resultados obtenidos del ensayo Charpy-V para los materiales base, las zonas afectadas térmicamente y el cordón de soldadura.

Kozuh y colaboradores [30] obtienen en su unión soldada un valor de 83.3 J de energía absorbida, pero quizás lo interesante de su trabajo es que realizan tratamientos térmicos de post-soldadura a 600, 700, 800 y 900 °C y demostraron que la energía absorbida está en función de la temperatura y que va decreciendo significativamente conforme se incrementa la temperatura del tratamiento térmico como se ilustra en la Fig. 3.26, por la presencia de segundas fases como los carburos de cromo y la fase Sigma principalmente.

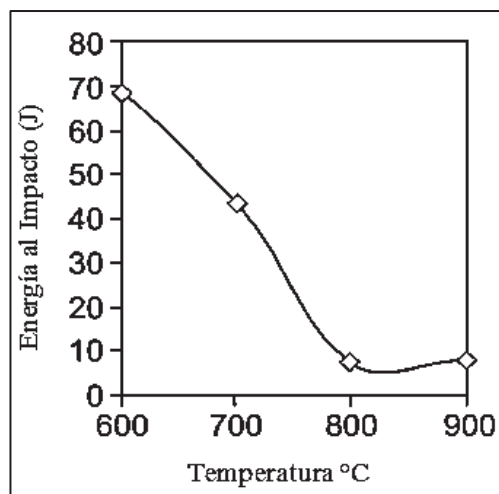


Figura 3.26. Energía al impacto de la soldadura a diferentes temperaturas de recocido [30].

3.2.2.4 Ensayo de doblez guiado de la unión disímil soldada.

Los ensayos de doblez guiado aplicados a la unión disímil soldada se muestran en la Fig. 3.27. Se puede apreciar que las probetas inspeccionadas acreditan la prueba de doblez ya que no muestran agrietamiento y/o defectos superficiales como poros o falta de fusión. Las Figuras 3.27 a-b) muestran imágenes de la probeta de doblez para inspeccionar el cordón de raíz, mientras que las Figuras 3.27 c-d) muestran imágenes de la probeta de doblez para inspeccionar el cordón de vista. Las cargas utilizadas se muestran en la Tabla III.12.

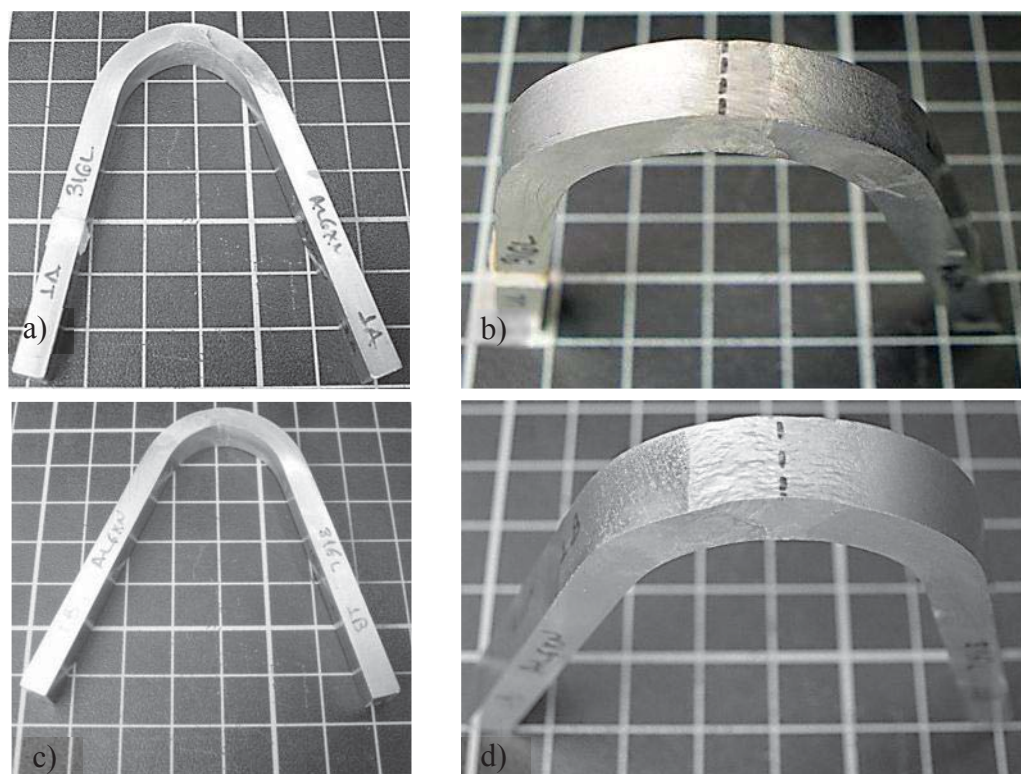


Figura 3.27. Imágenes de probetas de ensayo de doblez guiado: a-b) doblez para inspeccionar la soldadura de raíz, c-d) doblez para inspeccionar la soldadura de vista.

Tabla III.12. Cargas requeridas para los ensayos de doblez guiado.

Muestra	Soldadura de raíz		Soldadura de vista	
	1A	2A	1B	2B
Carga (kN)	3.72	3.3	3.67	3.34
Evaluación	Aprobada	Aprobada	Aprobada	Aprobada

3.3. ANÁLISIS FRACTOGRAFICO.

Debido a que la fractografía describe el proceso de fractura y proporciona evidencia de las posibles causas de falla, se analizó la fractura de una de las probetas sometida al ensayo de tensión y otra de impacto Charpy-V de la unión disímil soldada. La fractura en todas las probetas ensayadas fue predominantemente dúctil causada por el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

3.3.1 *Fractografía de probetas de tensión.*

La fractura después del ensayo de tensión ocurrió en el cordón de soldadura y el tipo de fractura que presentó fue predominantemente dúctil con una morfología del tipo “copa - cono”, la formación del cuello (ver Fig. 3.28) produce un estado triaxial de esfuerzos en el centro del espécimen, el cual promueve la nucleación y crecimiento de huecos. A medida que se va incrementando la deformación, se produce la coalescencia de los huecos, provocando así la falla por bandas de deformación debidas a esfuerzos cortantes a 45° del eje de tensión [18]. La fractura ocurrió en el metal de soldadura ya que la resistencia a la tensión del material de soldadura (ER309L) es de 550 MPa [50] y la resistencia a la tensión de la unión soldada fue de 596 ± 9 MPa y la de los materiales base fue en promedio de 740 MPa.

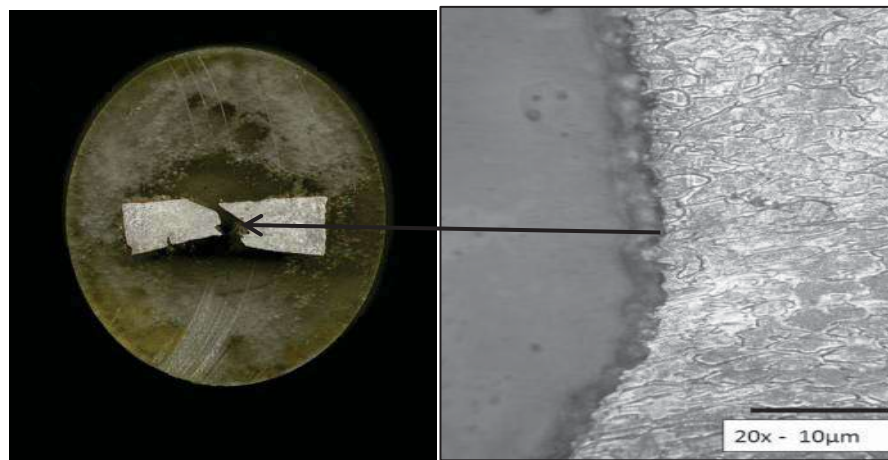


Figura 3.28. Vista longitudinal de la fractura dúctil en el cordón de soldadura después del ensayo de tensión.

La Fig. 3.29 muestra los detalles de la fractura del ensayo de tensión, la fractura muestra la presencia de partículas de oxido de silicio y manganeso en el interior de los microhuecos y que son producto de impurezas generadas durante el proceso de la soldadura, el EDS de la partícula de la Fig. 3.29 d), se muestra en la Fig. 3.30, y su composición química en la Tabla III.13.

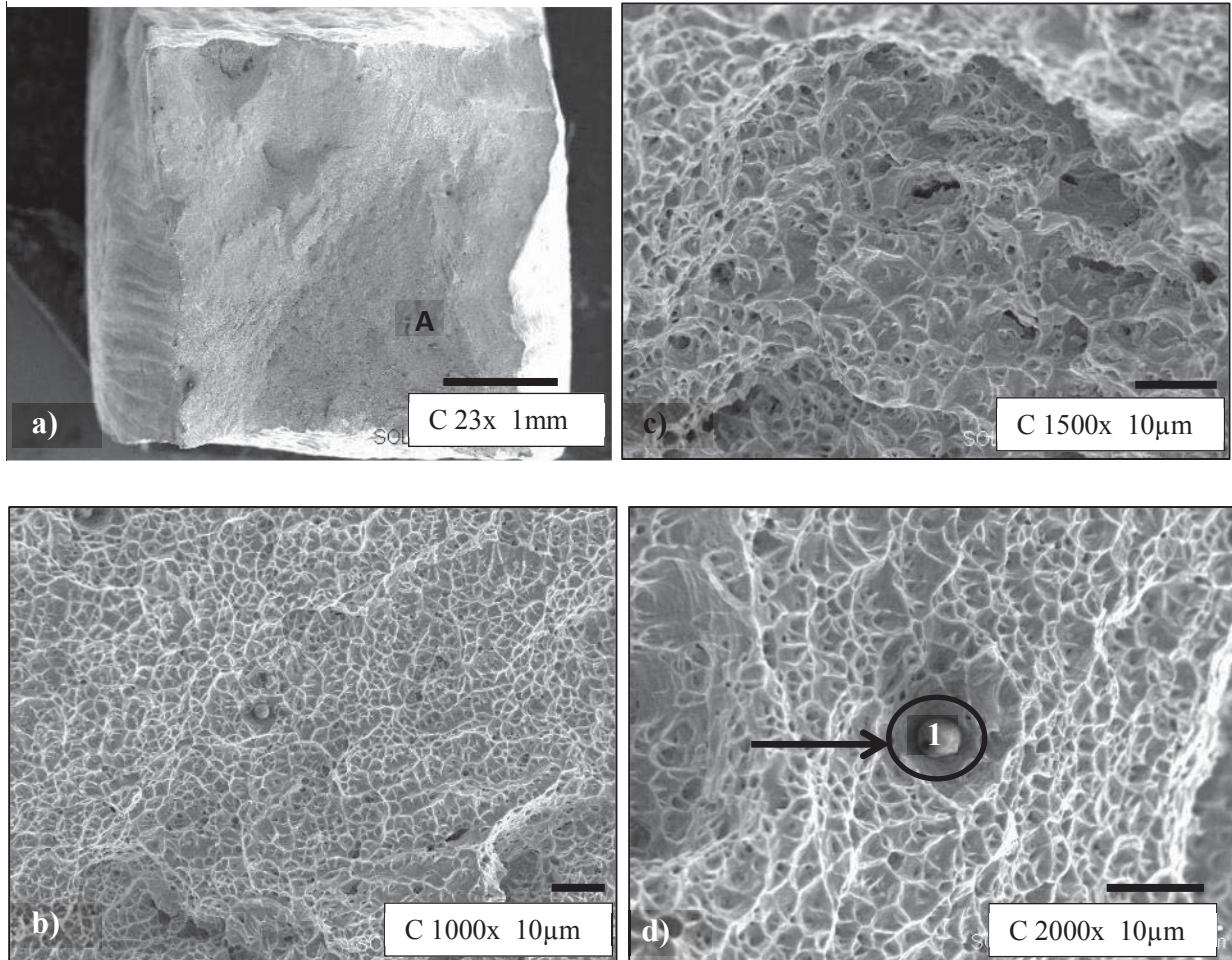


Figura 3.29 Imágenes de fractura de tensión en la unión soldada: a) Zona donde se realizó el estudio de fractura, b-c) detalles de fractura dúctil con presencia de microhuecos, d) Partícula encontrada en el interior de un microhueco.

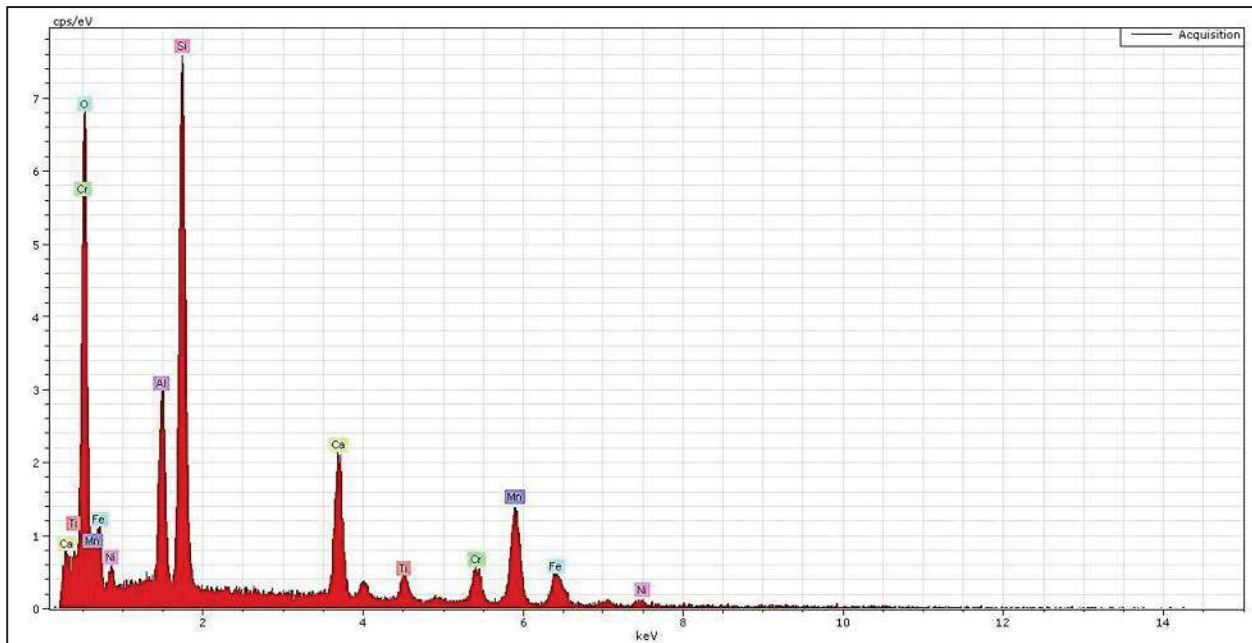


Figura 3.30 Espectro por EDS de la partícula identificada con el numero 1 de la Figura 3.29 d).

Tabla III.13. Composición química de la partícula “1” de la Figura 3.29 d).

Elemento	% peso	% atómico
Calcio	10.15	6.85
Oxígeno	31.12	52.63
Silicio	17.25	16.62
Cromo	5.43	2.83
Níquel	1.39	0.69
Manganeso	18.80	9.26
Titanio	2.67	1.51
Aluminio	6.29	6.31
Hierro	6.89	3.34

El tipo de fractura dúctil que se obtuvo coincide en lo reportado por Briones [27], la única diferencia es que el reporta la falla en la ZAT del acero 316L y las partículas que se originan tienen una composición química con altos contenidos de oxígeno, calcio y silicio, por lo cual él atribuye la falla a impurezas contenidas por defectos de fabricación del acero 316L. En el

presente trabajo la falla ocurrió en el cordón de soldadura y se atribuye a las impurezas y segregación que se genera en las regiones interdendríticas de la microestructura durante la solidificación en el proceso de soldadura.

3.3.2 *Fractografía de probetas de impacto.*

En la Fig. 3.32, se muestran los detalles observados en la fractura de impacto con la falla inducida por la muesca en el centro del cordón de vista y donde la energía absorbida fue muy poca con tan solo 57.3 ± 3 J, la fractura fue dúctil, aunque también se encontraron zonas facetadas y en algunas regiones con partículas de óxido de silicio y manganeso que son impurezas producto del proceso de soldadura, sin embargo, aparece también una pequeña cantidad de azufre, que es altamente afín con el manganeso en los aceros inoxidable y tienden a formar sulfuros de manganeso [21]. En la Fig. 3.32 c), se muestra una micrografía donde se marca una partícula con el número “A”, a la cual se le realizó un microanálisis por EDS (ver Fig. 3.31) y los resultados muestran un alto contenido de oxígeno (21.6 % en peso), 22.8 % en peso de manganeso y 10.7 % en peso de silicio, como se muestra en Tabla III.14.

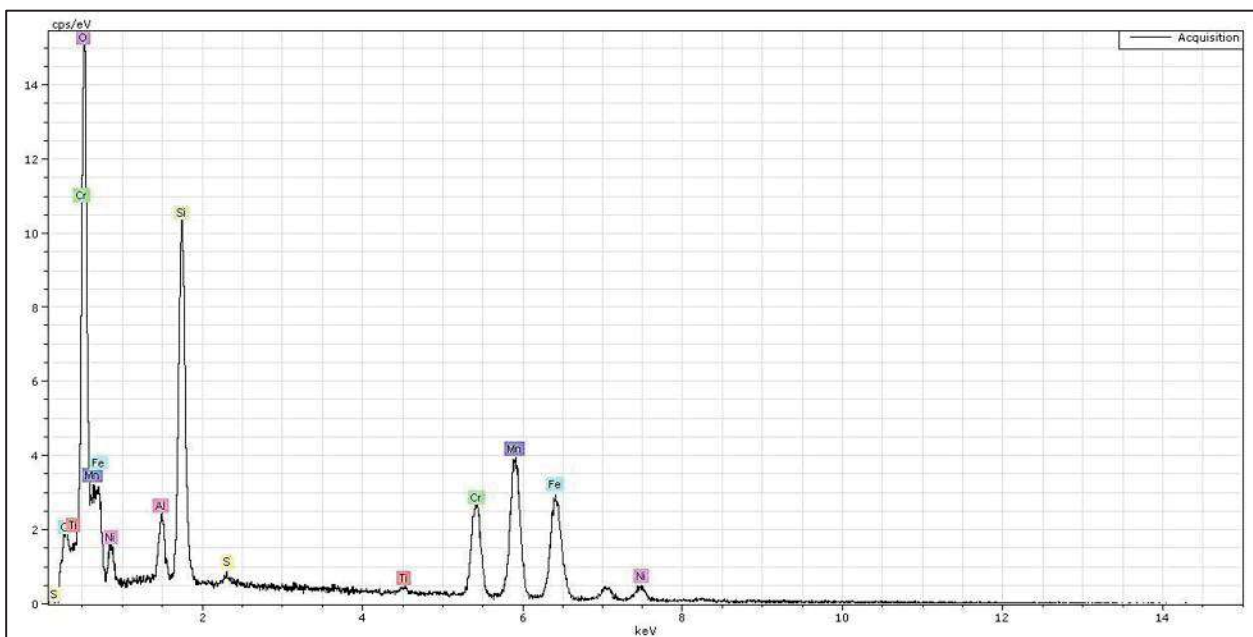


Figura 3.31 Espectro de EDS para la partícula “A” de la Figura 3.32 c).

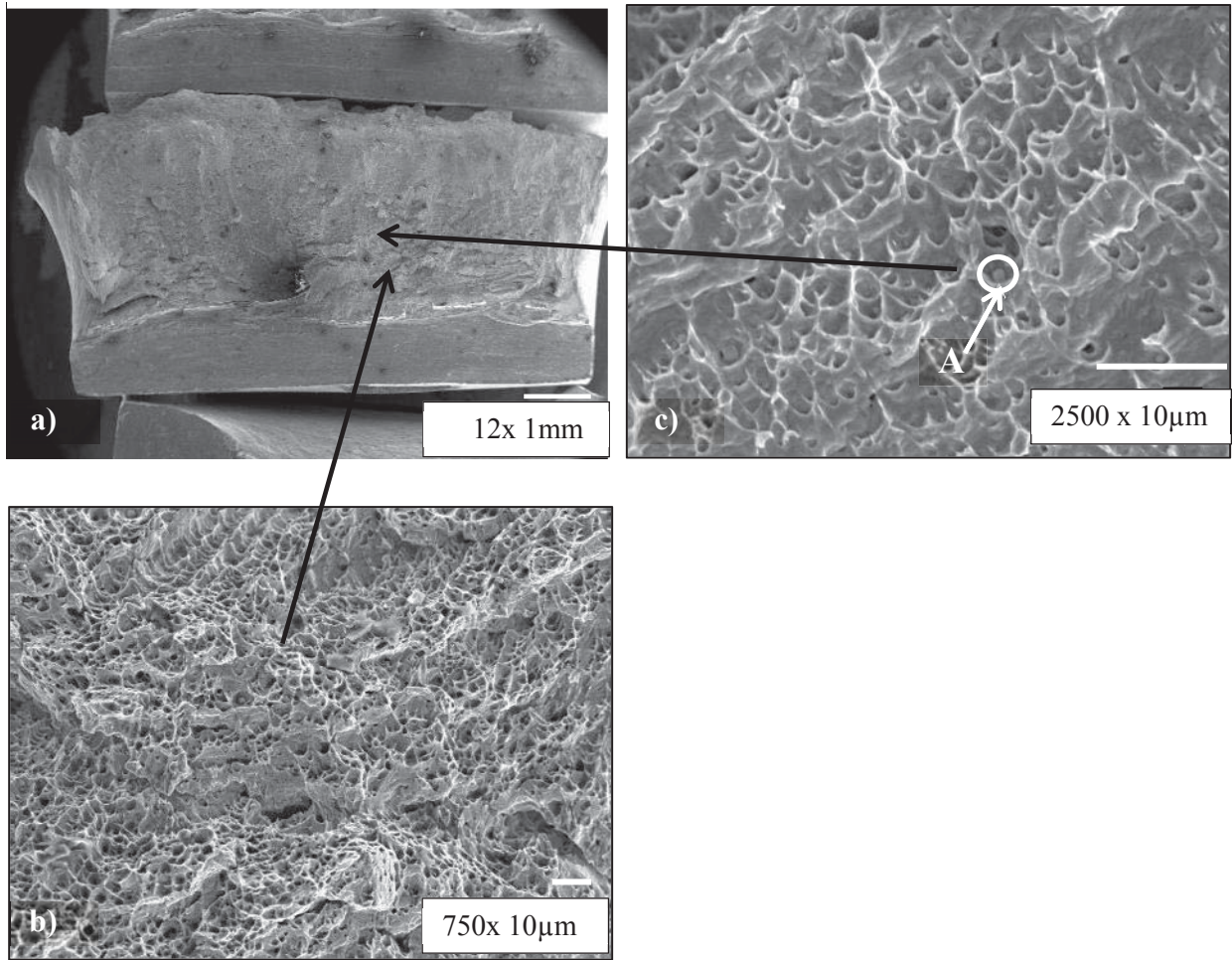


Figura 3.32 Imágenes de fractura de impacto con la muesca en el centro del cordón de vista de la unión soldada: a) zona donde se realizó el estudio de fractura, b) detalles de fractura dúctil con presencia de microhuecos y c) Partícula “A” encontrada en el interior de un microhueco.

Tabla III.14. Composición química de la partícula “A” de la Figura 3.32 c).

Elemento	% peso	% atómico
Silicio	10.7	11.91
Oxígeno	52.6	44.8
Cromo	12.1	7.27
Manganeso	22.8	12.98
Níquel	5.2	2.77
Azufre	0.18	0.18

Capítulo 4. CONCLUSIONES

1. Las variables de soldadura utilizadas para la unión disímil soldada fueron adecuadas ya que se generó una unión libre de defectos como fisuras, poros, inclusiones, falta de fusión y socavados, con un aporte térmico de 1.67 kJ/mm y 1.79 kJ/mm en los cordones de raíz y vista, respectivamente.
2. La unión disímil soldada presentó un mayor porcentaje de dilución en el cordón de raíz con un valor de 37.5%, sobre un 16% de dilución que se obtuvo en el cordón de vista. El porcentaje total de dilución calculado para la unión soldada es de 22.5 % considerando ambos cordones de soldadura como uno solo.
3. La microestructura del metal de soldadura que se generó esta compuesta por granos columnares dendríticos y algunas regiones de granos equiaxiales austeníticos sobretodo en la región central debido a los gradientes de composición y temperatura, la solidificación fue del tipo A (austenítico), aunque algunas regiones se presentó el tipo AF (Austenita - Ferrita).
4. La caracterización mecánica de los materiales base reveló que es mayor la microdureza Vickers del acero AL6XN que la del acero AISI 316L, con valores promedio de 248 ± 29 sobre 195 ± 17 , respectivamente. Mientras que el acero superaustenítico AL6XN presento una mayor energía absorbida que el 316L, con valores promedio de $135 \pm 3J$ sobre $95 \pm 3J$, respectivamente.
5. Los perfiles de microdureza Vickers realizados a la unión disímil soldada sobre la sección transversal al cordón de soldadura indican que el comportamiento de los perfiles de microdureza Vickers HV_{100} fue similar en los 3 barridos realizados, ya que en los 3 perfiles la zona con mayor microdureza es la del acero AL6XN, después un decremento en la ZAT y el metal de soldadura y un posterior incremento en la ZAT y el acero 316L.

6. La resistencia a la tensión de la unión disímil soldada tiene un comportamiento muy semejante en las 3 probetas ensayadas alcanzando una resistencia promedio de 596 ± 9 MPa y una deformación promedio de 55%. El tipo de fractura fue predominantemente dúctil y ocurrió en el metal de soldadura.
7. La energía absorbida es mayor en la ZAT del acero AL6XN con 134.7 ± 2 J y la menor energía absorbida le corresponde a la región del cordón de soldadura de vista con la muesca en el centro del cordón de raíz con 52.3 ± 2 J debido a la basta microestructura columnar dendrítica y microsegregación interdendrítica que se generó durante el proceso de solidificación de la pileta de soldadura.
8. El estudio de fractura para las probetas de tensión de la unión disímil soldada muestra que la fractura fue del tipo dúctil y con presencia de partículas de óxidos de silicio y manganeso, que son impurezas que se generan durante el proceso de soldadura.
9. El estudio de fractura para las probetas de impacto de las probetas de la unión soldada indica que la fractura fue dúctil, aunque también se encontraron zonas facetadas y en algunas regiones con partículas de óxidos de silicio y manganeso, así también como sulfuros de manganeso, impurezas que son producto del proceso de soldadura en aceros inoxidables.
10. La inspección visual y por ultrasonido indicaron que la unión disímil soldada quedo libre de defectos como poros, falta de fusión, socavados; así mismo, el ensayo de doblez guiado mostro que la unión disímil soldada no presentó acritud ni los defectos de soldadura anteriormente mencionados. Las pruebas mecánicas indican que la ductilidad de la unión disímil soldada se reduce en un 5% en comparación con la de los materiales base, así también como baja tenacidad en el cordón de soldadura debido a la microestructura, conformada principalmente de granos columnares dendríticos bastos.

11. En general se obtuvieron buenas propiedades mecánicas, aunque es verdad que utilizando otro electrodo con mayor contenido de Mo, Ni y Cr como el ER310 o un inonel ERNiCrMo3, las propiedades mecánicas se podrían mejorar, es importante mencionar que este trabajo de investigación sirve como una referencia importante para mejoras futuras que se pueden aplicar sobre este tema de investigación.

APORTACIONES DEL PRESENTE TRABAJO.

- Es importante mencionar que este trabajo de investigación sirve como una referencia importante para mejoras futuras que se pueden aplicar a la soldadura disímil del acero inoxidable austenítico AISI 316L y el acero inoxidable superaustenítico AL6XN.
- Se realizó la caracterización mecánica y microestructural del acero AISI 316L y el acero superaustenítico AL6XN, así también como de la unión disímil soldada utilizando el electrodo E309L y el proceso de soldadura GMAW.
- Se encontró una región que presentó corrosión intergranular en la ZAT del acero superaustenítico AL6XN aproximadamente a 2 milímetros de la línea de fusión, lo cual es importante, ya que a la actualidad no existen publicaciones que reporten este problema en soldaduras con este tipo de acero superaustenítico, ya que se presenta como una solución al problema de corrosión intergranular.

RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS.

- Realizar el proceso de soldadura con otro tipo de electrodo con mayor resistencia mecánica y resistencia a la corrosión como podría ser el caso de un electrodo base níquel como es la aleación inconel con contenidos de Ni, Cr, Mo aun más elevados que el utilizado en este proyecto de investigación.
- Realizar el proceso de soldadura con la implementación de termopares del tipo “K” para así mismo poder obtener los ciclos térmicos en tiempo real durante la soldadura y tener una herramienta para poder complementar y correlacionar la explicación de los cambios de microestructura generados por los gradientes térmicos y composición química.
- Ampliar el análisis microestructural con ayuda de microscopia electrónica de barrido tanto a los materiales base como a la unión disímil soldada.

BIBLIOGRAFÍA


1. D. Lundin, *Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literature Review* Welding Journal, 1982. **61**: p. 58 - 63.
2. R. L. Klueh and J. F. King, *A Simple Test for Dissimilar Metal Welds*. Welding Journal, 1983. **62**: p. 154 - 159.
3. E. S. Puchi, R.A. Saya, and J.G. Barbera., *Vida a la Fatiga de Juntas Soldadas del Acero Inoxidable AISI 316L Obtenidas Mediante el Proceso GMAW**. Revista de Metalurgia, 2007. **43**: p. 215-227.
4. Instituto Nacional de Investigaciones Nucleares (ININ). *Energia Nuclear*. http://energia-nuclear.net/es/situacion/energia_nuclear_mexico.html 2010.
5. S. G. Laufgang, *Aceros Inoxidables*. Termo Soldex S.A., 2003: p. 1-3.
6. D.T. Llewellyn and R.C. Hudd, *Steels: Metallurgy and Applications*, Butterworth-Heinemann, Editor. 1998: Oxford E.U.A. p. 294.
7. www.atlasmetals.com.au. *The Atlas Specialty Metals: Thechnical Handbook of Stainless Steel*. July 2003
8. M. Hansen, *Constitution of Binary Alloys*, 1958, McGraw Hill: New York.
9. R. Colombier and J. Hochmann, *Aceros inoxidable y Aceros Refractarios*, URMO. p. 19-22.
10. www.obtesol.es/index2. *Aceros inoxidable endurecidos por precipitación (PH)*. 2011.
11. S.C. Acerind, *Soldadura de Aceros Inoxidables*. Recomendaciones para el ingeniero de materiales.: p. 1-13.
12. J. Irvine, *Journal of the Iron and Steel Institute*. p. 153-169.
13. ASM, *Specialty Handbook: Stainless Steel*, in *Materials science technology*, 1994, J.R. Davis: Materials Park, E.U.A.
14. S. Venugopal, *Materials Science Technology*. 1993. p. 899-906.
15. C. Carvalho, J. Pereira, and H. Batista, *Evaluation of AISI 316L Stainless Steel Welded Plates in Heavy Petroleum Environment*. Materials and Design, August 2008. **30**: p. 1582-1587.
16. www.azom.com/article. *Stainless Steel - Grade 316L - Properties- Fabrication and Applications*. Atlas Specialty Metals 2001.
17. ATI, *AL6XN Alloys*, in *Allegheny Technologies Incorporated*. 2010. p. 1-59.
18. J. C. Lippold and D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2006, United States of America: Jhon Wiley & Sons. 357.
19. D. Bernstein, *Handbook of Stainless Steels*. Mc.Graw Hill Book Company, 1997: p. 4-1,4-75.
20. F. Chavez, *Apuntes de Metalurgia del Convertidor*. Instituto Politecnico Nacional, 1995: p. 111-112.
21. ASM, *Properties and Selection Iron Steels and High Performance Alloys*, in *Metals Handbook* 1990: ASM International. p. 871-875.
22. R. Messler, *Principles of Welding Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy*. Wilwy-Vch Verlag GmbH & Co. KGaA, 2004: p. 553.
23. R. Cortés, *Trincas de Solidificação e Liqueção de Aços Inoxidáveis AISI 904L Soldados por Arco Eléctrico*. 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2001.
24. A.F. Padilha, *Aços Inoxidáveis Austeníticos – Microestrutura e Propriedades*. Ed. Hemus, 1998.
25. INDURA, *Sistemas y Materiales de Soldadura*. Manual acerca de soldadura de aceros inoxidable inoxidable, 1998: p. 131.
26. R.L. Ospina , H. A. Corrales, and L.Parra, *Soldabilidad en Aceros Inoxidables y Aceros Disimiles*. Scientia Et Techica, 2007. **XIII-034**: p. 273-278.
27. R. Briones, *Ensayos Dinámicos de una Soldadura AL-6XN/316L Mediante el Proceso GTAW con Daño Previo por Fatiga*, 2011, U.M.S.N.H.

28. L. Zamora, A.L. Medina, and C.Rivera, *Evaluacion de una Soldadura Disimilar de Acero Inoxidable AL6XN y AISI 316L*. El Hombre y La Máquina, Julio del 2011. **37**(Universidad Autónoma de Occidente, cali colombia.): p. 16-21.
29. S.W. Banovic, J.N. Dupont, and A.R. Marder, *Dilution Control in Gas-Tungsten-Arc Welds Involving Superaustenitic Stainless Steels and Nickel-Based Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions B, Diciembre del 2001. **32B**: p. 1171-1175.
30. S. Kozuh, M. Gojic, and L. Kosec, *Mechanical Properties and Microstructure of Austenitic Stainless Steel after Welding and Post-weld Heat Treatment*. Kovove Mater, February 2009. **47**: p. 253-262.
31. M. Molak, K. Paradowski, and T. Brynk, *Measurement of Mechanical Properties in a 316L Stainless Steel Welded Joint*. Pressure Vessels and Piping, July 2008. **86**: p. 43-47.
32. J. Labanowski, *Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Dissimilar Stainless Steel Welds*. Archives of Materials Science and Engineering, January 2007. **28**(1): p. 27-33.
33. M. Pascual, F. Salas, and F.J. Carcel, *TIG AISI-316 Welds Using an Inert Gas Welding Chamber and Different Filler Metals*. Revista de Metalurgia, 2010. **46**: p. 493-498.
34. J. N. Dupont, S.W. Banovic, and A.R. Marder, *Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys*. Welding Journal, AWS and WRC, June 2003: p. 125-135.
35. ASME, *Part QW welding*, in *Grouping of Base Metals for Qualification 2007*, ASME International. p. 81,126.
36. <http://www.al6xn.com/specifications.php>. 2011.
37. ASTM, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, in E 384 – 99,2004.
38. ASTM, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2004, West Conshohocken, PA, USA: American Society for Testing and Materials. p. 6.
39. ASTM, *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, 2004, West Conshohocken, PA, USA: American Society for Testing and Materials. p. 14-15.
40. American Welding Society, *Standard Welding Procedure Specification for Shielded Metal Arc Welding of Austenitic Stainless Steel.*, in AWS B2.1,2005.
41. ASME, *QW - 409. Electrical Characteristics*, in *Seccion IX, 2007*. p. 68.
42. Cuauhtémoc Maldonado, *Proceso de soldadura GMAW*, in *Diplomado de Soldadura 2005*: U.M.S.N.H.
43. ASTM, *Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds*, in *American Society for Testing and Materials: West Conshohocken, 2004*. p. 2-3.
44. ASME, *Ensayo de dobléz guiado*, in *Seccion IX, QW 161.4 Dobléz transversal de cara y raíz para espesores pequeños*.2007.
45. S. Kim, Y. Lee, and B.L. Jang, *Modeling of Recrystallization and Austenite Grain Size for AISI 316 Stainless Steel and its Application to Hot Bar Rolling*. Materials Science and Engineering A, 2003. **357**: p. 235-239.
46. A.C. Lewis, J.F. Bingert, and D.J. Rowenhorst, *Two- and Three-Dimensional Microstructural Characterization of a Super-austenitic Stainless Steel*. Materials Science and Engineering: A, 2006. **418**(1-2): p. 11-18.
47. R.W. Fonda, E.M. Lauridsen, and W. Ludwig, *Two-Dimensional and Three-Dimensional Analyses of Sigma Precipitates and Porosity in a Superaustenitic Stainless Steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007. **38**: p. 2721-2726.
48. A.C. Stauffer, D.A. Koss, and J.B. Mckirgan, *Microstructural Banding and Failure of a Stainless Steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. **35A**: p. 1317-1324.
49. S. Kou, *Welding Metallurgy*. Second edition ed. 2003. 170-240.
50. www.infra.com.mx. *caracteristicas del electrodo E309*,. 2010.

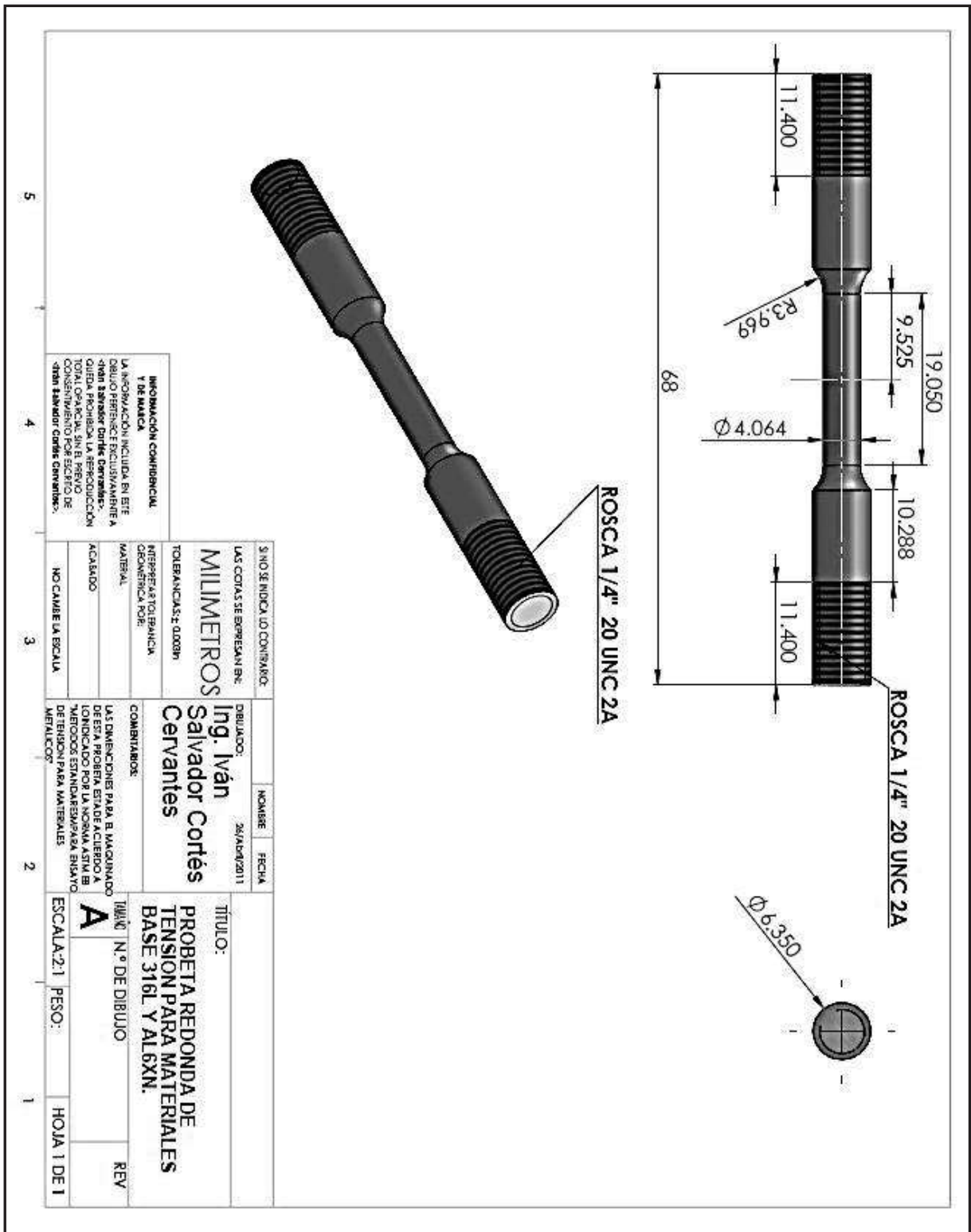
ANEXOS

A. Composición química de materiales base reportadas por el laboratorio Metaltest, inc.

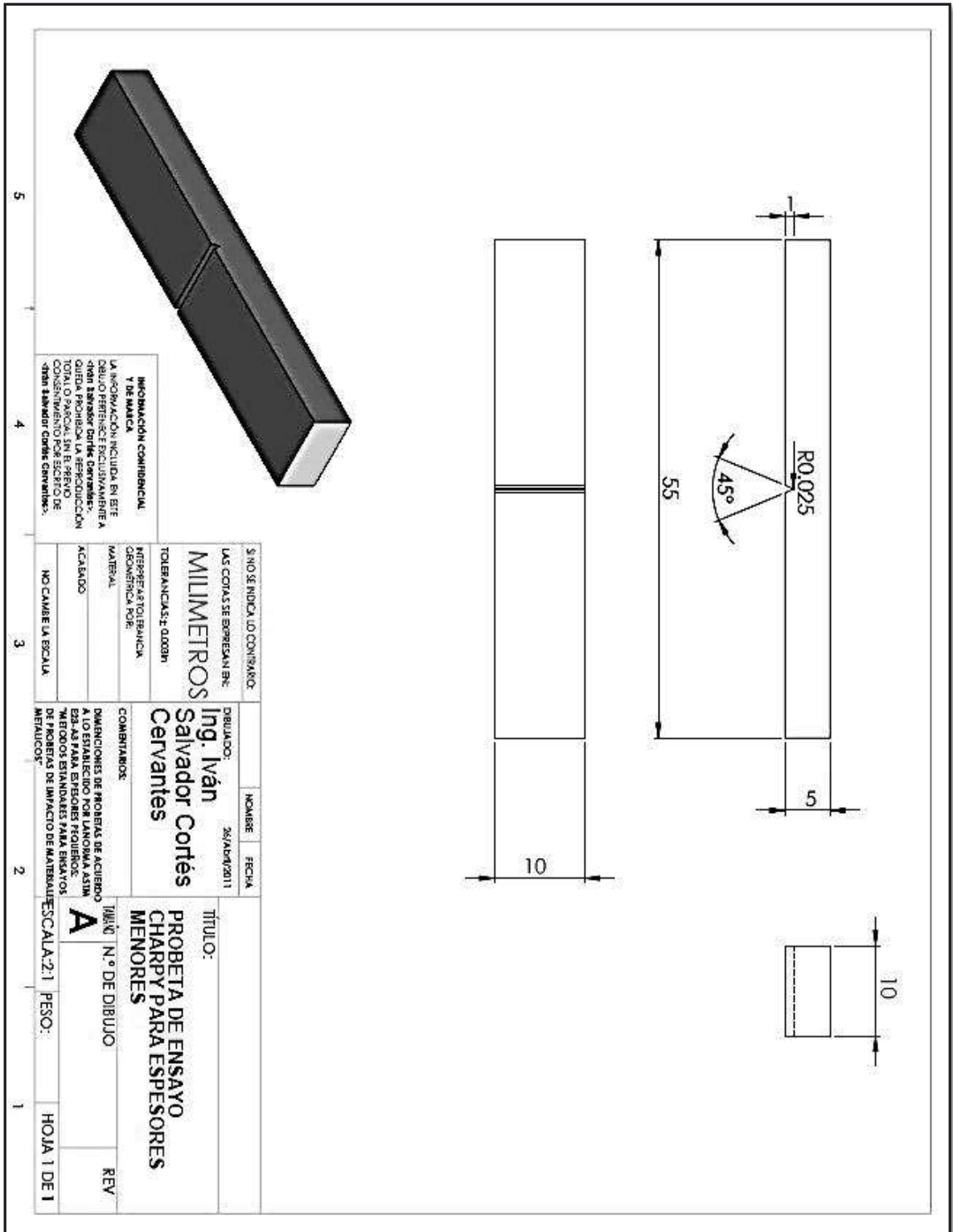
METALTEST, INC. 1205 5th Avenue South Kent, Washington 98032 Phone (253) 813-5970 Fax (253) 813-5971 (800) 200-1376		8/4/2011										

Instituto De Investigaciones Universida Michoacana Morelia, Mich. Mexico	LAB 146297 PC Memo - June 09 th , 2011 MATL Stainless Steel SPEC N/A TEST METHOD ORS - Chemical Analysis SIZE											
Attn: Dr. Victor Hugo Lopez Morelos												
TEST REPORT		Page 3 of 4										
<u>Identification</u>												
<table border="1"><tr><td>ID:</td><td>IV-2, MAGR, IV-1</td></tr><tr><td>Qty:</td><td>3 samples</td></tr></table>		ID:	IV-2, MAGR, IV-1	Qty:	3 samples							
ID:	IV-2, MAGR, IV-1											
Qty:	3 samples											
<u>Chemical Analysis Results:</u>												
ID IV-2												
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	W	V	Co	
0.025	0.650	0.026	0.004	0.437	20.85	23.57	4.979	0.220	0.096	0.229	0.121	
Sn	Al	Nb	Ti	Pb	B	Se	Ta	Zr	Fe			
0.008	0.030	0.016	0.005	0.001	0.001	0.002	0.025	0.028	Rem.			
ID IV-1												
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	W	V	Co	
0.037	1.709	0.028	0.011	0.525	16.45	10.19	2.072	0.143	0.029	0.103	0.363	
Sn	Al	Nb	Ti	B	Se	Ta	Fe					
0.007	0.013	0.005	0.017	0.0025	0.001	0.029	Rem.					
Acceptance criteria not specified, results reported for customer information.												
Respectfully,  Wayne Langley Laboratory Supervisor												
<small>THIS CERTIFICATE SHALL NOT BE REPRODUCED EXCEPT IN FULL, WITHOUT THE WRITTEN APPROVAL OF METALTEST, INC. THE RECORDING OF FALSE, FICTITIOUS, OR FRAUDULENT STATEMENTS OR ENTRIES ON THIS DOCUMENT MAY BE PUNISHED AS A FELONY UNDER FEDERAL LAW.</small>												

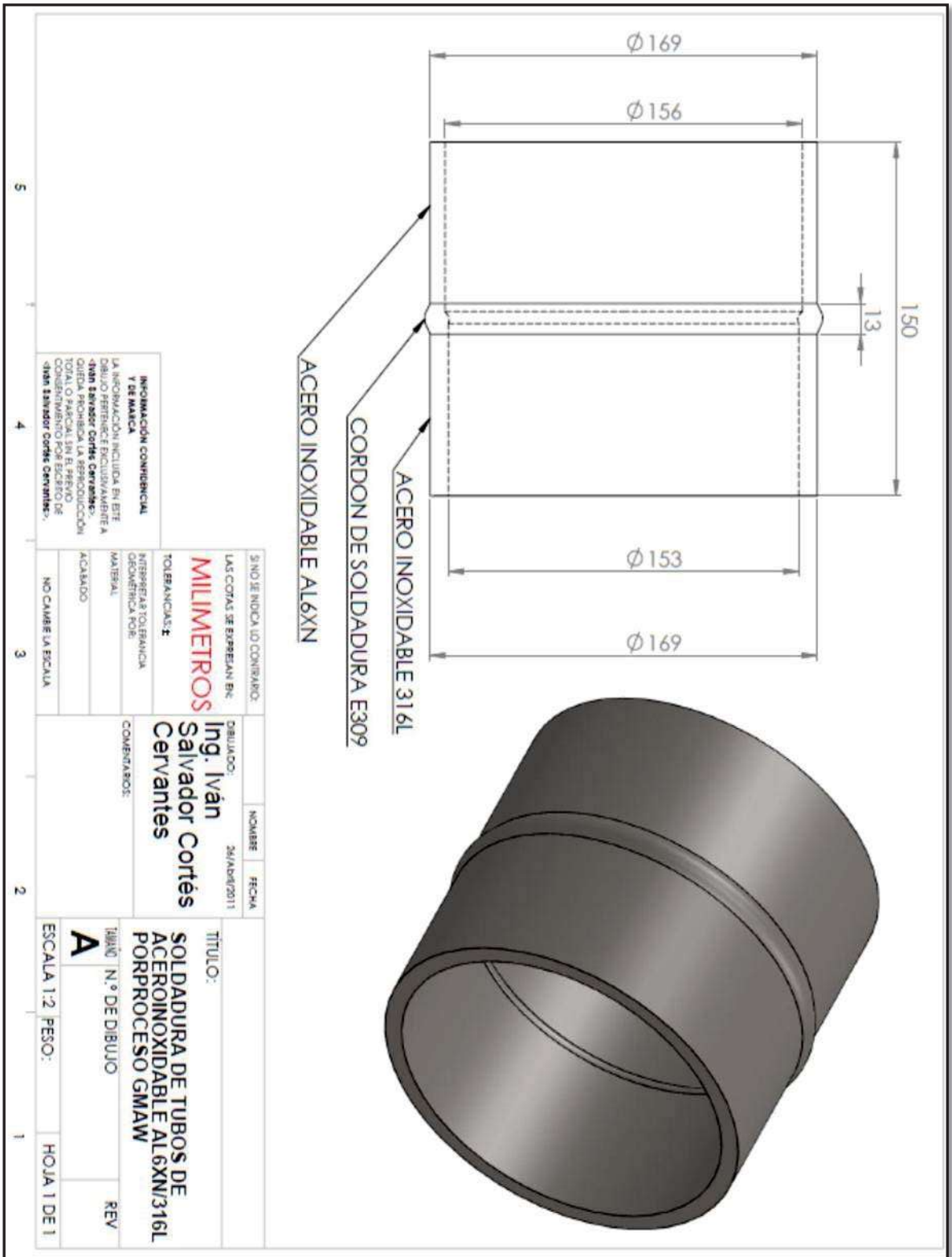
B. Dimensiones de probeta redonda de materiales base para el ensayo de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8.



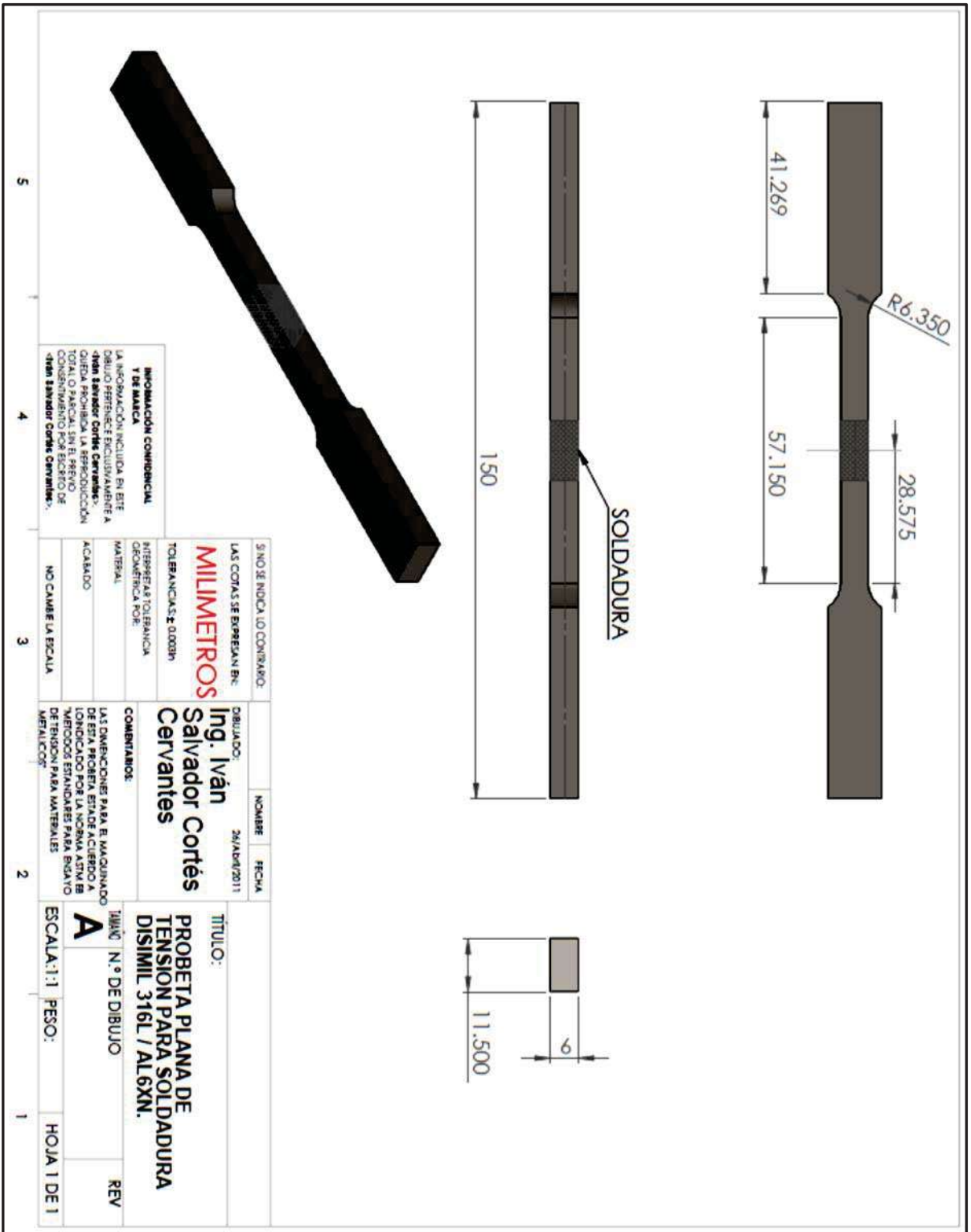
C. Dimensiones de probetas de materiales base para el ensayo de impacto charpy de acuerdo a la norma ASTM E23.




D. Dimensiones y soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AL6XN por GMAW.



E. Dimensiones de probeta rectangular plana para el ensayo de tensión de soldadura de acuerdo a la norma ASTM E8.



F. Resultados del ININ de los ensayos de tensión a los materiales base (316L & AL6XN).

	INSTITUTO NACIONAL DE INVESTIGACIONES NUCLEARES DEPARTAMENTO DE TECNOLOGIA DE MATERIALES Laboratorio de Ensayos Mecánicos			
INFORME DE RESULTADOS DE ENSAYO DE TENSION EN MUESTRAS METALICAS				
DATOS DEL SOLICITANTE NOMBRE: LUIS ZAMORA RANGEL DIRECCION: GERENCIA DE CIENCIAS APLICADAS ININ. FECHA DE RECEPCION: 13/09/2011 DATOS DE LA MUESTRA: ACERO INOXIDABLE SUPERAUSTENITICO AL6XN	INFORME No.: IF.PB.TM/LEM/DI-03C.008/2011 No. DE CONTROL: O.LEM/009.2011 HOJA. 1 DE: 2 FECHA DE REALIZACION DEL ENSAYO: 13/09/2011			
EQUIPO UTILIZADO				
MAQUINA: SERVOHIDRAULICA MARCA: MTS MODELO: 810 CERTIFICADO DE CALIBRACION No.: LCC-IC-234/2010 (LABORATORIO DE CALIBRACION Y CONSULTORIA S.C.)				
CONDICIONES DE LA PRUEBA:				
PROCEDIMIENTO APLICABLE: P.TM(LEM)-03 REV. 7 "ENSAYO DE TENSION EN MUESTRAS METALICAS".				
MATERIAL: ACERO INOXIDABLE DIMENSIONES: L: 55 A: 32 Ø: 4.00 R: 3 (mm) C: T: W: 25 B:				
ESPECIMEN TIPO: SUBTAMAÑO DESPLAZAMIENTO 1 LONG. CALIBRADA : 20 (mm/min): (G) mm				
INTERVALO DE CARGA(KN): 0-20 AREA TRANSVERSAL (mm ²):				
RESULTADOS				
MUESTRA No	σ_{max} MPa	σ_c MPa	σ_r MPa	E %
AL6XN-1	785	410	414	67
AL6XN-2	707	445	427	62
AL6XN-3	714	445	397	60
OBSERVACIONES: SE ANEXAN GRAFICAS ESFUERZO VS. DEFORMACION DE CADA MUESTRA				
PREPARADO POR: ROBERTO CARLOS GONZALEZ D.	FIRMA:	FECHA: SEPT./2011		
REVISADO POR: M. en C. EDUARDO F. ROBLES PIEDRAS	FIRMA:	FECHA: SEPT./2011		
APROBADO POR: DRA. AIDA LILIANA MEDINA ALMAZAN	FIRMA:	FECHA: SEPT./2011		
LOS RESULTADOS EN ESTE INFORME SON VALIDOS PARA LAS MUESTRAS ENSAYADAS Y BAJO LAS CONDICIONES EN QUE SE REALIZARON LOS ENSAYOS. SE PROHIBE LA REPRODUCCION PARCIAL DE ESTE INFORME SIN LA AUTORIZACION DEL LABORATORIO DE ENSAYOS MECANICOS DE LA GERENCIA DE CIENCIAS APLICADAS. Carretera México-Toluca s/n, La Marquesa, Ocoyoacac, México. C.P. 52750 Tel. (5) 329-7200, Fax (5) 329-7303, 329-7272, 71 email: robertoc.gonzalez@inin.gob.mx , http://www.inin.gob.mx				
		RFC: INI-790127.2S2		



INSTITUTO NACIONAL DE INVESTIGACIONES NUCLEARES
DEPARTAMENTO DE TECNOLOGIA DE MATERIALES

Laboratorio de Ensayos Mecánicos

INFORME DE RESULTADOS DE ENSAYO DE TENSION EN MUESTRAS METALICAS

DATOS DEL SOLICITANTE		INFORME No.:
NOMBRE: LUIS ZAMORA RANGEL		IF.PB.TM/LEM/DI-03C.008/2011
DIRECCION: GERENCIA DE CIENCIAS APLICADAS/ ININ.		No. DE CONTROL: O.LEM/009.2011
FECHA DE RECEPCION: 13/09/2011		HOJA: 2 DE: 2
FECHA DE REALIZACION DEL ENSAYO: 13/09/2011		
DATOS DE LA MUESTRA: ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO 316L		

EQUIPO UTILIZADO

MAQUINA: SERVOHIDRAULICA	MARCA: MTS	MODELO: 810
CERTIFICADO DE CALIBRACION No.: LCC-IC-234/2010 (LABORATORIO DE CALIBRACION Y CONSULTORIA S.C.)		

CONDICIONES DE LA PRUEBA:

PROCEDIMIENTO APLICABLE: _P.TM(LEM)-03 REV. 7 "ENSAYO DE TENSION EN MUESTRAS METÁLICAS".					
MATERIAL: ACERO INOXIDABLE	DIMENSIONES:	L: 55	A: 32	Ø: 4.00	R: 3
	(mm)	C:	T:	W: 25	B:
ESPECIMEN TIPO: SUBTAMAÑO	DESPLAZAMIENTO	1	LONG. CALIBRADA	: 20	
	(mm/min):		(G) mm		
INTERVALO DE CARGA(KN): 0-50	AREA TRANSVERSAL (mm ²):				

RESULTADOS

MUESTRA No	σ_{max} MPa	σ_c MPa	σ_r MPa	E %
316L-1	787	400	394	50
316L-2	779	380	415	50
316L-3	657	350	386	68

OBSERVACIONES: SE ANEXAN GRAFICAS ESFUERZO VS. DEFORMACION DE CADA MUESTRA

PREPARADO POR: ROBERTO CARLOS GONZALEZ D.	FIRMA:	FECHA: SEPT./2011
REVISADO POR: M. en C. EDUARDO F. ROBLES PIEDRAS	FIRMA:	FECHA: SEPT./2011
APROBADO POR: DRA. AIDA LILIANA MEDINA ALMAZAN	FIRMA:	FECHA: SEPT./2011

LOS RESULTADOS EN ESTE INFORME SON VALIDOS PARA LAS MUESTRAS ENSAYADAS Y BAJO LAS CONDICIONES EN QUE SE REALIZARON LOS ENSAYOS. SE PROHIBE LA REPRODUCCION PARCIAL DE ESTE INFORME SIN LA AUTORIZACION DEL LABORATORIO DE ENSAYOS MECANICOS DE LA GERENCIA DE CIENCIAS APLICADAS.
Carretera México-Toluca s/n, La Marquesa, Ocoyoacac, México. C.P. 52750
Tel. (5) 329-7200, Fax (5) 329-7303, 329-7272, 71 email: robertoc.gonzalez@inin.gov.mx, <http://www.inin.gov.mx> RFC:INI-790127.2S2