COMPARACIÓN FRACTOMECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL DE SOLDADURAS UTILIZADAS EN LA RECUPERACIÓN DE RODETES DE TURBINA PELTON

JULIÁN MORENO CASTILLO

UNIVERSIDAD DEL VALLE

FACULTAD DE INGENIERÍA

ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA

2013

COMPARACIÓN FRACTOMECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL DE SOLDADURAS UTILIZADAS EN LA RECUPERACIÓN DE RODETES DE TURBINA PELTON

JULIÁN MORENO CASTILLO

PROYECTO DE GRADO PARA OPTAR AL TÍTULO DE

INGENIERO MECÁNICO

DIRECTOR

Ph. D. JOHN JAIRO CORONADO

CO-DIRECTORA

Ph. D. SARA AIDA RODRIGUEZ

UNIVERSIDAD DEL VALLE

FACULTAD DE INGENIERÍA

ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA

2013

Nota de aceptación

Director Proyecto de Grado

Jurado

Jurado

Entregado el 27 de febrero de 2013.

A mi familia, que siempre confía en mí,

les dedico este trabajo por todo el apoyo,

paciencia y las enseñanzas que he recibido

de ustedes.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a los profesores John Jairo Coronado y Sara Aida Rodríguez, por ofrecerme la oportunidad de trabajar bajo su guía, he aprendido valiosas lecciones no solo académicas, sin duda puedo decir que cambiaron mi vida.

A mis amigos, que infundieron ánimo y alegría en mí para continuar, además han hecho grandes favores que espero poder retribuir.

A Diana Lucía Montoya, a quien le debo el poder haber terminado este trabajo, se presentó como una solución cuando nadie menos lo esperaba.

CONTENIDO

RESUMEN. 19

INTRODUCCIÓN. 20

OBJETIVOS 21

OBJETIVO GENERAL 21

1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA. 22

1.1 FRACTURA Y MICROESTRUCTURA 22

1.1.1 MECÁNICA DE FRACTURA 22

1.1.2 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES DE LOS MATERIALES A EVALUAR 23

1.1.3 COMPOSICIÓN DE LOS MATERIALES. 26

1.2ENSAYOS FRACTOMECÁNICOS 27

1.2.1 MODELO DE LA MECÁNICA DE FRACTURA LINEAL ELÁSTICA. 29

1.2.2 ANÁLISIS ELASTOPLÁSTICO DE LA FRACTURA. 30

1.3 MODOS DE FRACTURA 33

2. MATERIALES Y MÉTODOS. 38

2.1 OBTENCIÓN DE MUESTRAS 38

2.1.1 PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA. 38

2.1.2PROCESO DE MECANIZADO DE MUESTRAS. 39

2.1.3 MUESTRAS METALOGRÁFICAS Y DE DUREZA. 40

2.1.4 Tratamiento térmico 41

2.2 DISEÑO DE DISPOSITIVO 41

2.2.1 Metodología de diseño. 41

2.3 ENSAYOS DE CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DE MATERIALES 44

2.3.1 Ensayos de tensión. 44

2.3.2 Ensayos CTOD. 45

3. DISPOSITIVO DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS. 51

3.1 INGENIERÍABÁSICA 51

3.1.1 Propuestas de geometría. 51

3.2 INGENIERÍA DE DETALLE 55

3.2.2 Selección de materiales 61

3.2.3 Factor de seguridad estático. 62

3.2.4 Frecuencia natural. 62

3.2.5 Diseño a fatiga 63

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN. 69

4.1. COMPARACIÓN MICROESTRUCTURAL 69

4.1.2 Soldadura de acero austenítico con alto contenido de cobalto (SAC). 76
4.1.3 Acero martensítico E410 Ni Mo. 82

4.2 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA 88

4.2.1 Mediciones de dureza y microdureza 88

4.2.2 ENSAYOS DE TENSIÓN 89

4.2.2 ENSAYOS CTOD. 90

4.3 MODOS DE FRACTURA DE LOS MATERIALES DE APORTE 97

4.3.1 IMÁGENES SEM DE APORTE E309. 97

4.3.2 IMÁGENES SEM DE MATERIAL DE APORTE SAC. 101

4.3.3 IMÁGENES SEM DE APORTE E410 NI MO. 106

4.4 DISCUSIÓN 110

5. CONCLUSIONES 112

TRABAJOS FUTUROS 114

BIBLIOGRAFÍA 115

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Microestructura acero inoxidable 309, obtenida por soldadura. 24

Figura 2. Microestructura acero inoxidable con Cobalto, obtenida por soldadura. 25

Figura 3 Microestructura de acero E410 Ni Mo. 26

Figura 4. Probetas para tenacidad de fractura. Adaptado de (ASTM, 2011) 27

Figura 5. Validez de los modelos en función del tamaño de la zona plástica. 29

Figura 6. Modelo de la punta de la grieta en la que se aplica la integral J. 31

Figura 7. Modelo de rótula plástica aplicado a una probeta 32

Figura 8. Obtención del V a partir de la curva P – u. 33

Figura 9. Coalescencia de microhoyuelos. 35

Figura 10. Apariencia del clivaje. Patrón de río. 35

Figura 11. Fractura intergranular. 36

Figura 12. Perfiles estructurales llenados con capas de soldadura. 38

Figura 13. Esquema de extracción de las probetas, en las placas de soldadura. 40

Figura 14. Plano de la probeta CTOD. Dimensiones en mm. 40

Figura 15. Forma de los enmallados y su refinamiento en el agujero. 43

Figura 16. Posibles respuestas del material en el ensayo de flexión. 47

Figura 17. Probeta tipo SEN (B) posicionada para ensayo CTOD, note la holgura que debe dejarse antes del prefisurado. 48

Figura 18. Probeta marcada y ajustada para iniciar un ensayo. 49

Figura 19. Dispositivo de flexión en tres puntos de acuerdo a la norma ASTM E1290 (ASTM, 2011) construido por Hinestroza (Hinestroza, 2004) en donde se indica el punto en donde se realizaría la modificación. 51

Figura 20.Segunda propuesta de diseño para el dispositivo. 52

Figura 21. Modificación a la segunda propuesta para variar el tamaño de probeta. 52

Figura 22. Gancho o clip medidor de desplazamientos. 53

Figura 23. Sistema de portarrodillos. 54

Figura 24. Guía de cola de milano o “T” invertida. 54

Figura 25. Dispositivo para ensayos de flexión en tres puntos, funcionamiento. 55

Figura 26. Dimensiones de la sección transversal de la guía, dimensiones en mm. 56

Figura 27. Diagrama de cuerpo libre para determinar los esfuerzos presentes en la viga. 57

Figura 28. Diagrama de cuerpo libre para una sección. 57

Figura 29. Agujeros para tornillos de sujeción con la base. 58

Figura 30. Condiciones de borde para el análisis en el software de elementos finitos. 59

Figura 31. Campo de esfuerzos de von Mises de un cuarto de dispositivo sometido a carga máxima 60

Figura 32. Factor de seguridad de acuerdo a criterio de von Mises para cada zona de la guía. 62

Figura 33. Diagrama de Goodman Modificado. La línea a trazos indica las parejas de esfuerzo de la tabla 5. 68

Figura 34. Diagrama de Schaeffler con la ubicación de los tres materiales de aporte, los rectángulos contienen el rango de valores máximos y mínimos de la composición del material. 69

Figura 35. Diagrama ternario de fases Fe – Cr – Co a 600°C. Las líneas a trazos señalan el punto en el que se encuentra la aleación SAC. Las fases corresponden a hierro α (austenita) y a fase σ 70

Figura 36. Diagrama de Schaeffler que indica las zonas en las que se producen microestructuras perjudiciales para las propiedades mecánicas de los materiales de aporte. 71

Figura 37. Microestructura aporte E309, zona de aplicación a 100 aumentos. La vista superior corresponde a la sección longitudinal, la vista frontal a la sección transversal, la lateral derecha a otra región de la misma sección transversal. 72

Figura 38. Micrografía de la sección longitudinal del material de Aporte E309, a 250 aumentos. 73

Figura 39. Aporte E309, micrografía a 400 aumentos, se señalan las inclusiones no metálicas. 74

Figura 41. Microestructura de zona de aporte SAC 100 aumentos. 76

Figura 42. Microestructura SAC 250 aumentos. 77

Figura 43. Microestructura de SAC 400 aumentos. 78

Figura 44. Microfisura presentada en el material de aporte SAC. Fotografía a 250 aumentos. 79

Figura 45. Microestructura de SAC. 250 aumentos. Sección Transversal. 80

Figura 46. Microestructura SAC 250 aumentos. Sección transversal. 81

Figura 47. Microestructura obtenida por (Musardo, 2006), para la interfaz entre dos cordones 81

Figura 48. Microestructura zona de aporte E410 Ni Mo 100 aumentos. 82

Figura 49. Microestructura E410 Ni Mo, 250 aumentos. 83

Figura 50. Microestructura de E410 Ni Mo zona de martensita sin alterar 250 aumentos. 84

Figura 52. Microestructura E410 Ni Mo, 250 aumentos. Sección transversal. 86

Figura 53. Microestructura E410 Ni Mo, 400 aumentos. Sección transversal. 87

Figura 54. Probetas de tracción de los tres materiales de aporte en tamaño *SUBSIZE* llevadas a la fractura, de izquierda a derecha se presentan las probetas de E309, SAC y E410 90

Figura 55. Curva CTOD para las tres pruebas realizadas en el material E309. 93

Figura 56. Curvas CTOD de material de aporte SAC. 94

Figura 57. Curvas CTOD para material de aporte E410 Ni Mo. 94

Figura 58. Zona de propagación por fatiga de aporte E309. 97

Figura 60. Fractura final de acero E309. Completamente dúctil. 99

Figura 62. Superficie de grieta de SAC propagada por fatiga. 101

Figura 63. Zona de fractura final de material SAC. Se observan zonas de fractura frágil y zonas de fractura dúctil. 102

Figura 64. Zona de fractura final de aporte SAC. La coalescencia se encuentra distribuida sobre la falla intergranular. 103

Figura 65. Cambio en el mecanismo de fractura de un grano a otro. Material de aporte SAC. 104

Figura 66. Bandas de deslizamiento producidas por la deformación plástica. 105

Figura 67. Superficie de propagación de grieta por fatiga. En el material E410 Ni Mo 106

Figura 68. Zonas de coalescencia presentes en el material. 107

Figura 69. Zona en la fractura final de aporte E410 Ni Mo completamente intergranular. 108

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Composición de los materiales que son objeto de estudio en este trabajo. 26

Tabla 2. Parámetros de soldeo de los materiales de aporte sobre el perfil. 39

Tabla 3. Valores de la sección transversal. 56

Tabla 4 Propiedades mecánicas de los materiales usados en la construcción del dispositivo 62

Tabla 5. Rango de cargas medias y alternantes. 67

Tabla 6. Dureza de los materiales de aporte. 88

Tabla 7. Mediciones de microdureza de los tres materiales de aporte. Datos tomados en escala Vickers. 89

Tabla 8 resultados ensayos de tensión de los materiales de aporte. Entre paréntesis los intervalos de confianza. 89

Tabla 9 Valores cargas calculados para etapa de prefisurado 90

Tabla 10. Ciclaje aplicado a cada probeta de los 3 materiales de aporte. En miles de ciclos. 91

Tabla 11. Promedio de los ciclos aplicado a los tres materiales de aporte. Entre paréntesis los intervalos de confianza. 91

Tabla 12. Resultados medios y desviación estándar de los ensayos CTOD para cada material de aporte. En paréntesis los intervalos de confianza. 95

RESUMEN.

Debido a los mecanismos de desgaste que se presentan en los rodetes de turbina Pelton y al estado de cargas dinámicas en que se encuentran durante su vida útil, se generan grietas que los deterioran. Se realizó la comparación fractomecánica y microestructural de tres materiales de aporte por soldadura empleados en la recuperación de rodetes de turbina Pelton para identificar el material más resistente a la propagación inestable de grietas; apuntando a incrementar la confiabilidad de las reparaciones realizadas en estas turbinas. Se evaluó la tenacidad a la fractura por ensayos CTOD, lo que requirió el diseño y construcción de un dispositivo para pruebas de flexión en tres puntos, además se realizó un examen microestructural por microscopio óptico y electrónico, con el fin de relacionar los valores obtenidos de las pruebas CTOD con las características microestructurales y los mecanismos de fractura de cada material. El máximo valor de tenacidad a la fractura CTOD fue alcanzado por el aporte austenítico E309, bajo esfuerzo de fluencia, el material de estructura martensítica E410 Ni Mo presentó el mínimo valor de tenacidad CTOD, de alta dureza y microestructura no homogénea con falla intergranular. El material de soldadura de alto cobalto y Manganeso, que ha sido reportado en la literatura como el más resistente al desgaste por cavitación y erosión, presentó un valor medio en su CTOD y un mecanismo de fractura mixto.

INTRODUCCIÓN.

En las centrales hidroeléctricas se utilizan rodetes Pelton para la generación de energía eléctrica mediante la transformación de la energía cinética de un chorro de agua en energía mecánica. El agua impacta sobre los cangilones (palas ahuecadas que cambian la dirección del flujo del agua) y se aprovecha el momento producido por el chorro para hacer girar el rodete (Ferreño, 2011). A la rueda se acopla un generador eléctrico que convierte la energía mecánica en eléctrica. El chorro de agua proviene de un embalse y contiene partículas de arena, que al colisionar contra la superficie del cangilón causan desgaste. Además los rodetes podrían desgastarse por cavitación: la velocidad del chorro y la rotación del rodete dan lugar a un flujo turbulento, con burbujas que colapsan, crean ondas de choque que impactan sobre los cangilones y desprenden material.

Estos mecanismos de desgaste son las principales causas de la pérdida del perfil hidráulico, que además al deteriorarse reduce la eficiencia de la turbina. Para recuperarlos se aplica capas de soldadura. Las fallas catastróficas inician en el momento que nuclean grietas en las zonas donde se ha perdido material, el esfuerzo se intensifica y las grietas propagan por la carga dinámica del rodete. Es indispensable identificar el material más apropiado, desde el punto de vista de la mecánica de fractura y del estudio del desgaste, para ser aplicado como recubrimiento que reduzca la probabilidad de falla. Identificar materiales más resistentes a la propagación de las grietas, garantizará una mayor tolerancia al tamaño de grieta y por tanto un incremento del tiempo requerido entre inspecciones y mantenimientos. El objetivo de este proyecto de grado es comparar materiales de aporte para recubrir los cangilones, por medio del valor conocido como CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*). Para evaluar el CTOD, se construyó un dispositivo que permite realizar ensayos de flexión en tres puntos y que es utilizado en la máquina de ensayos dinámicos de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad del Valle cuya función consiste en prefisurar y hacer mediciones de CTOD y K_{IC}. Los materiales evaluados son típicos de la recuperación de rodetes Pelton, de los que se ha evaluado su resistencia a la corrosión y al desgaste, pero no se ha reportado su resistencia a la propagación de grietas, los resultados que se pueden obtener de este proyecto tendrán utilidad en el criterio de selección de las soldaduras de recuperación para esta aplicación.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

Comparar fractomecánicamente tres materiales de aporte utilizados en la recuperación por soldadura de turbinas Pelton.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Diseñar y construir un dispositivo que permita realizar el prefisurado y el ensayo CTOD por flexión en tres puntos, en la máquina de ensayos dinámicos de la escuela de ingeniería mecánica.

Determinar la resistencia a la propagación de grietas de los tres materiales de aporte por medio de ensayos CTOD y de tensión.

Caracterizar microestructuralmente las soldaduras observando que fases o elementos de aleación incrementan la sensibilidad a las grietas mediante ensayos de dureza y observación metalográfica, examinando además la calidad del depósito.

Determinar a partir de los resultados el material de aporte más apropiado para la recuperación de los rodetes Pelton.

1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

1.1 FRACTURA Y MICROESTRUCTURA

1.1.1 Mecánica de fractura

El estudio de la mecánica de fractura permite predecir o calcular los esfuerzos y deformaciones en grietas, siendo un hecho conocido que las fisuras intensifican los esfuerzos alrededor de ellas. Se ha observado que luego de cierto nivel de esfuerzo y longitud de fisura, la grieta empieza a crecer de forma inestable, el componente no soporta los esfuerzos a los que está sometido y se rompe (Hinestroza, 2004). La tenacidad a la fractura, es decir, la resistencia a la propagación inestable de grieta, es una propiedad del material que se tiene en cuenta cuando los componentes mecánicos se ven sometidos a fatiga o esfuerzos excesivos en presencia de defectos (Hertzberg, 1996).

El diseño mecánico, que permite dimensionar componentes y seleccionar materiales no considera la presencia de defectos, así el criterio clásico de selección de materiales, toma la información de ensayos de dureza y tracción. Sin embargo en la presencia de grietas, los componentes fallan a cargas menores a las de diseño (CITEFA, 2010). Sin embargo existen métodos de selección de materiales (Gonzales, 2004), que incluyen la mayor cantidad de propiedades del material en relación con las características del componente, por ejemplo, la relación entre la resistencia mecánica y la densidad (peso) del material o el tamaño crítico de grieta de acuerdo a una geometría y a las cargas impuestas.

La metodología de diseño mediante el uso de la mecánica de fractura sigue dos enfoques (CITEFA, 2010): el control de iniciación de grietas y el control de propagación de grietas. En el control de iniciación de grieta, se busca que la probabilidad que un defecto existente en el material permita la iniciación de una grieta sea mínima o nula durante la vida útil del componente, en este enfoque la selección de materiales desempeña un papel importante, los materiales deben ser de alta tenacidad y otras propiedades como el esfuerzo de fluencia se sacrifican

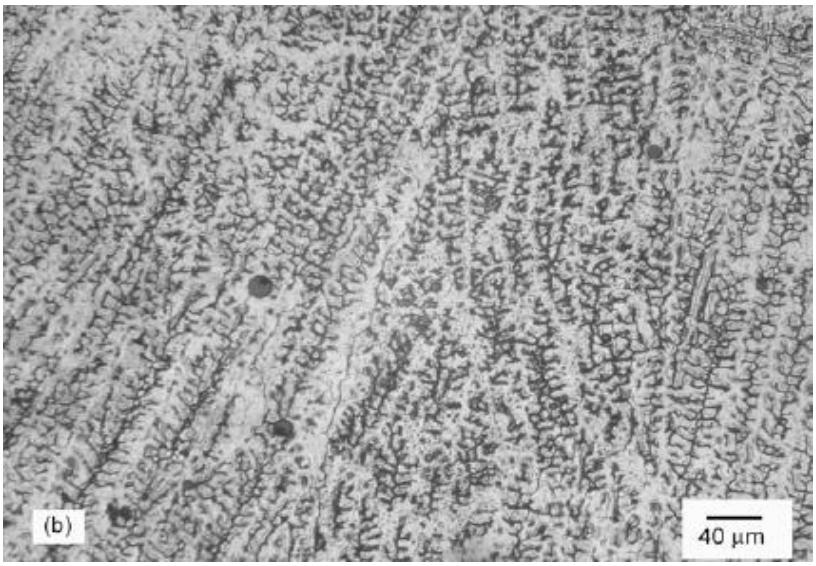
con este fin, lo que lleva al uso de dimensiones mayores para mantener el factor de seguridad de fluencia. El control de propagación de grieta implica un conocimiento más profundo del fenómeno de fractura, pues prevé el crecimiento del defecto y busca evitar que se alcance el tamaño crítico de la fisura, el tiempo entre inspecciones se elige de forma que se pueda reparar o reemplazar la pieza antes de llegar al tamaño crítico. En general, conocer las propiedades fractomecánicas de los materiales ofrece un criterio más riguroso en la selección y brinda la ventaja de predecir el comportamiento del material ante los defectos.

1.1.2 Características microestructurales de los materiales a evaluar

La microestructura de los materiales tiene una influencia importante en la falla de los componentes mecánicos, de manera que debe establecerse la influencia de las variables que llevan a la obtención de las microestructuras como los procesos de manufactura. Además la microestructura brinda un punto de vista del comportamiento del material frente a las exigencias del entorno en que opera el componente, por ejemplo, en soldaduras aplicadas sobre turbinas hidráulicas, se tiene que las aleaciones con contenido de cobalto tienen alta resistencia al desgaste (Santa, 2011), porque forma una estructura FCC inestable con baja energía de apilamiento (Musardo, 2006), esta estructura inestable aparece porque el cobalto puro tiene una estructura FCC, en el acero el níquel estabiliza esta estructura, cuando se presentan los impactos (cavitación, erosión) esta estructura tiene la capacidad de cambiar a martensita (Musardo, 2006), debido a la deformación plástica y postergar el inicio de la pérdida de masa.

Los materiales a evaluar en este proyecto de grado son aceros inoxidables comúnmente usados en el recubrimiento de turbinas hidráulicas debido a su resistencia a la corrosión y la erosión. El primero de estos materiales es el acero E309, conocido por su alta resistencia a la corrosión (Avner, 1988), este acero es del grupo austenítico, cuando es aplicado por soldadura, este acero desarrolla una microestructura dendrítica donde el líquido interdendrítico solidifica en una estructura de ferrita δ que siempre aparece debido a la microsegregación de elementos alfágenos (Cr especialmente). Este tipo de ferrita se considera indeseable porque reduce la resistencia a la corrosión y cambia la tenacidad, al reducir la ductilidad e incrementar las propiedades mecánicas (Musardo, 2006), la cantidad de ferrita δ en un diagrama de Schaeffler – DeLong indicará un volumen de ferrita de 15 – 20 % (Musardo, 2006), pero Musardo (Musardo, 2006) reporta un volumen entre 30 – 40%, condicionada por el efecto de dilución que ocurra durante la aplicación. La Figura 1 muestra la apariencia de esta microestructura:

Figura 1. Microestructura acero inoxidable 309, obtenida por soldadura.



Fuente: **Musardo G.** Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação. - [s.l.] : Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Unesp, 2006 .

El acero inoxidable austenítico con 8% de Cobalto y 9,5 de Manganeso, conocido como Cavitec® al ser aplicado por soldadura desarrolla un crecimiento epitaxial dendrítico, hay una orientación común en las dendritas que constituyen granos con morfología columnar (Musardo, 2006), se presentan conjuntos de granos con orientaciones paralelas que chocan con otros conjuntos, lo cual indica un fenómeno descrito por Kou *et al.* (Kou, 2003) y que se conoce como crecimiento competitivo de los granos.

La estructura cristalina del acero con alto Cobalto corresponde a la FCC, esta estructura presenta defectos de apilamiento, son defectos cristalinos que interfieren el desplazamiento de las dislocaciones. La energía asociada a los defectos de apilamiento depende de la composición química de la soldadura, de la temperatura y su variación en el tiempo. Así cuanta menor energía de defectos de apilamiento haya, es más fácil el movimiento de las dislocaciones a través del deslizamiento cruzado, y se facilita la ocurrencia de transformaciones ocurridas por deformación plástica o maclaje del material. El cobalto reduce la energía de defectos de apilamientos, cuando se absorbe energía (impactos), se produce deformación plástica que transforma la estructura FCC a martensita. Los defectos de apilamiento, contribuyen a incrementar la dureza de la matriz y de este modo facilita la propagación de grietas (Musardo, 2006). La Figura 2 muestra esta microestructura.

Figura 2. Microestructura acero inoxidable con Cobalto, obtenida por soldadura.



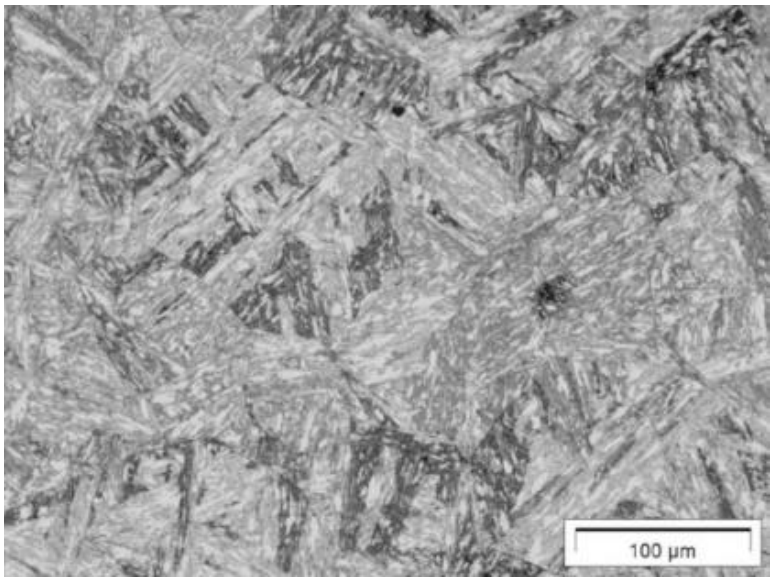
Fuente: **Musardo G.** Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação. - [s.l.] : Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Unesp, 2006 .

El acero inoxidable E410 Ni Mo, es un acero martensítico blando, obtenido a partir de la necesidad de mejorar la soldabilidad, propiedades mecánicas y de disminuir la sensibilidad al agrietamiento en frío de los aceros inoxidables martensíticos normales. Es denominado blando por la reducción en el contenido de Carbono (Bilmes, 2000), tienen formabilidad y buena tenacidad (Pickering, 1978), el contenido de Níquel evita la aparición de ferrita δ que reduce la tenacidad, su resistencia a la corrosión y la fragilización por revenido se mejora por medio de la adición de 0,5% a 2% de Molibdeno, cantidad que depende de la aplicación (Bilmes, 2000). Este acero tiene gran cantidad de aplicaciones en la industria petroquímica, aeronáutica y en la maquinaria hidráulica.

Al ser aplicado este acero presenta una microestructura martensítica con bajo contenido de Carbono, con cierta cantidad de ferrita δ y austenita retenida resultantes de la solidificación fuera de equilibrio. La martensita de bajo Carbono tiene estructura cristalina BCC, se revela clara ante la Vilella (Rojas, 2009), y en algunas regiones al revenirse libera carbono, transformándose en carburos de hierro y ferrita α que hacen que se revele oscura ante el mismo ataque químico, como el contenido de Carbono es menor al 0,2% el tipo de martensita dominante tiene forma de listones y textura de pelusa (Gualco, 2011). Presenta inclusiones no metálicas de gran tamaño que facilitan la nucleación de grietas por clivaje en la condición de aplicado sin tratamiento (Bilmes, 2000). La influencia del tratamiento

térmico está en la generación de microestructuras más uniformes que llevan a mecanismos de deformación como TRIP (Transformation Induced Plasticity) y fractura dúctil (Bilmes, 2000). La microestructura de este acero se muestra en la Figura 3.

Figura 3 Microestructura de acero E410 Ni Mo.



Fuente: **Thibault D. [y otros]** Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr–4%Ni stainless steel / Material Science and Engineering. - [s.l.] : Elsevier, 2011. - 528 : Vol. A.

1.1.3 Composición de los materiales.

Santa *et al* (Santa, 2011) indica que las composiciones de los tres materiales son las que se listan en la tabla 1.

Qué fueron determinadas por medio del sistema EDS de un microscopio SEM

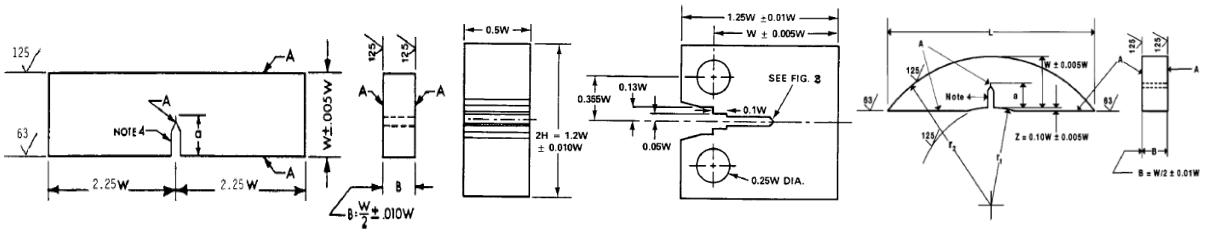
Tabla 1. Composición de los materiales que son objeto de estudio en este trabajo.

Material	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Co
E410	0,032	0,464	0,660	0,002	0,020	4,556	13,05	0,286	0,027	0,046	-
E309	0,048	0,531	1,258	0,011	0,029	11,796	22,042	0,045	0,22	0,087	-
SAC	0,15	2,3	9,5	-	-	0,4	19,5	0,28	-	-	8,2

1.2ENSAYOS FRACTOMECÁNICOS

La determinación de las propiedades fractomecánicas viene dada por el cumplimiento de ciertas condiciones, los ensayos de tenacidad a la fractura, por ejemplo, consisten en someter a tensión (modo I), una probeta cuya forma varía según la condición a la que se aproxime el estado de cargas de la aplicación en la que se use el material que se investiga, la geometría puede ser de tres tipos como se muestra en la Figura 4.

Figura 4. Probetas para tenacidad de fractura. Adaptado de (ASTM, 2011)



(a) Flexión en tres puntos *(b) Tensión Compacta* *(c) Arqueada para flexión*

Fuente: **ASTM** Crack Tip Opening Displacement Fracture Toughness Measurement. Specimen configurations dimensions and preparation. E1290. ASTM International, 2011.

Otra condición para realizar los ensayos, es tener una grieta presente en la probeta. Para lograr este objetivo, previo al ensayo que lleva la probeta a la fractura completa, se realiza un procedimiento llamado prefisurado, el cual consiste en generar una grieta por fatiga a partir de la entalla que tienen las probetas, se considera que el material que se caracteriza sigue la ley de Paris (Hertzberg, 1996) que indica que la velocidad de crecimiento de una grieta está relacionada con el rango de intensidad de esfuerzo aplicado sobre la probeta (Hertzberg, 1996). La ecuación que describe la ley es:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (1.1)$$

$da/_{dN}$ Es la velocidad de crecimiento de grieta, ΔK es el factor de intensidad de esfuerzo aplicado sobre la probeta que es proporcional al esfuerzo alternante y tamaño de grieta, como se observará en la siguiente sección, C y m son constantes que dependen del material.

Cuando se obtiene la grieta, el ensayo consiste en aplicar carga y registrar desplazamientos para presentar gráficas carga *vs* desplazamiento (ASTM, 2011),

con la información obtenida se calculan los parámetros que se quieren determinar, estos parámetros difieren según el modelo que se tome para el comportamiento del material, que van desde materiales frágiles completamente elásticos, hasta materiales dúctiles de alta plasticidad. Los parámetros que se calculan son la tenacidad a la fractura K_C, la tasa de liberación de energía llamada integral J_I y el desplazamiento de abertura en la punta de grieta CTOD.

Como la fisura es un concentrador de esfuerzo de alto valor, se presentan grandes esfuerzos y ocurre que el valor del esfuerzo supera con facilidad el esfuerzo de fluencia, se observa una zona plástica alrededor de la punta de la grieta, esta zona plástica puede obtenerse de un campo de esfuerzo que es descrito mediante las ecuaciones, para el caso de un elemento con fisura cargado en modo I (Unger, 2001):

$$\sigma_{xx} = K_I(2\pi r)^{-1/2}\cos(\theta/2)\{1 - sen(\theta/2)sen(\theta/2)\} (1.2)$$

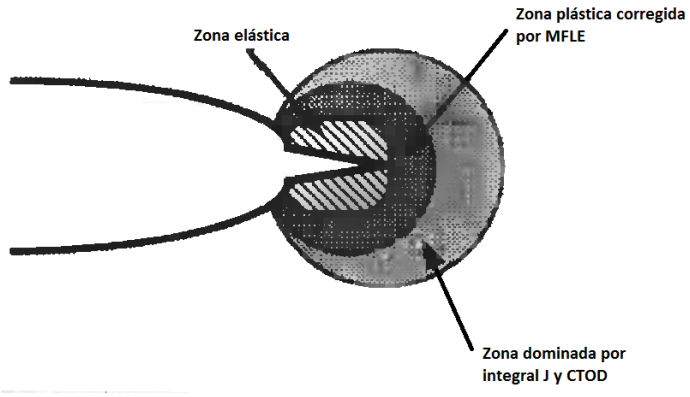
$$\sigma_{yy} = K_I(2\pi r)^{-1/2}\cos(\theta/2)\{1 + sen(\theta/2)sen(\theta/2)\} (1.3)$$

$$\sigma_{xy} = K_I(2\pi r)^{-1/2}\,\mathrm{sen}(\theta/2)cos(\theta/2)cos(3\theta/2)\ (1.4)$$

Donde los σ son las componentes del tensor esfuerzo en un punto dentro del campo, *r* es la distancia de la punta de grieta al punto donde se calcula esfuerzo, θ es el ángulo formado entre *r* y la grieta y *K* es el factor de intensidad de esfuerzo, que se considera como un factor de escala, en función del tamaño de grieta.

En este punto según la apreciación de la zona plástica y del tipo de fractura que se espera del material se asumen modelos diferentes para estimar el tamaño del campo de esfuerzo (Unger, 2001). La validez de los modelos que se utilizan está dada por el tamaño de la zona plástica, en Figura 5 se muestra el concepto, en un material dúctil:

Figura 5. Validez de los modelos en función del tamaño de la zona plástica.



Fuente: **Unger D** Analytical fracture mechanics - [s.l.] : Dover, 2001.

1.2.1 Modelo de la mecánica de fractura lineal elástica.

Si la zona plástica es pequeña y se espera una fractura frágil, para un material en particular, el modelo utilizado será el de mecánica de fractura lineal elástica, donde el parámetro primario es el K_I, el factor de intensidad de esfuerzo alrededor de la punta de grieta, sitio hacia el cual se atrae el flujo de esfuerzo. La ecuación es:

$$K_I = f(\frac{a_o}{w}) \cdot \sigma \sqrt{\pi(a + r_y)} \quad (1.5)$$

Donde *a* es longitud de grieta, *w* es ancho de la pieza, σ es el esfuerzo nominal aplicado, $f\left(\frac{a_o}{w}\right)$ es un factor determinado por la geometría de la pieza y de la fisura.

r_y es la extensión de la zona plástica y su valor dependerá de si hay un estado de esfuerzo plano o de deformación plana.

Para esfuerzo plano: $r_y = \frac{1}{2\pi}(\frac{K_c}{S_Y})^2$ Para deformación plana: $r_y = \frac{1}{6\pi}(\frac{K_c}{S_Y})^2$ (Hertzberg, 1996), en donde K_c es el valor de K_I en el cual se da una propagación inestable de grieta.

Cuando existe una condición de deformación plana el valor de K_c es conocido como K_{Ic} su valor es estimado a partir de la carga aplicada a una probeta de Tensión Compacta CT o de Muesca Simple en el Borde SEN, con los factores de corrección que ofrece el procedimiento ASTM E-399(ASTM, 2011). Las normas

ASTM recomiendan realizar las mediciones de tenacidad en la condición de deformación plana, porque en esta condición existe un espesor de elemento a partir del cual el K_{IC} es mínimo y estable, lo cual hace que el valor que se obtiene de la prueba sea la propiedad del material K_{IC}, el espesor B debe cumplir la condición, determinada experimentalmente(Hertzberg, 1996):

$$B \geq 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{S_Y}\right)^2 \quad (1.6)$$

La mecánica de fractura lineal elástica sin embargo, es de uso práctico limitado, porque aplica para materiales muy frágiles o materiales que si bien son dúctiles requieren tamaños de probeta muy grandes y alcanzar la carga que permita la propagación inestable de grieta puede ser problemático.

1.2.2 Análisis elastoplástico de la fractura.

Integral J

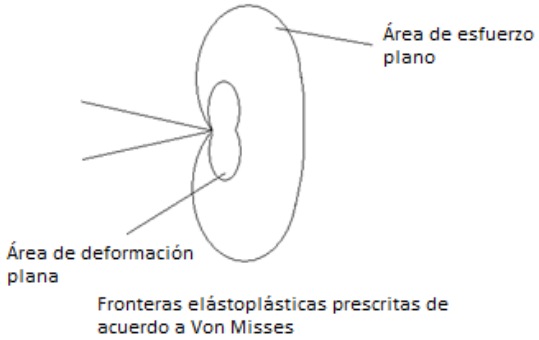
La integral J tiene como significado físico la cantidad de energía por unidad de área, que se libera durante la apertura de la grieta y se calcula a partir del área bajo la curva del diagrama carga desplazamiento (P – u) (Hertzberg, 1996), y en su forma más general viene expresada por la ecuación:

$$J = \oint \left(W dy - \overrightarrow{T} \cdot \frac{d\vec{u}}{dx} ds\right) \quad (1.7)$$

Donde W es la densidad de energía de deformación calculada en la zona plástica como: $\int \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$

T es el vector esfuerzo que actúa sobre el contorno de la zona plástica como se muestra en la Figura 5, u es el vector de desplazamiento, x e y son las coordenadas normales al frente de la grieta. En la Figura 6 se muestra el tamaño de la zona plástica en las condiciones de deformación plana y esfuerzo plano, prescritas por Von Mises.

Figura 6. Modelo de la punta de la grieta en la que se aplica la integral J.



Fuente: **Unger D** Analytical fracture mechanics - [s.l.] : Dover, 2001.

En la práctica el cálculo de la integral J viene dado por la suma de las energías plástica y elástica que existen en la grieta y vienen dadas por las propiedades del material (Hertzberg, 1996):

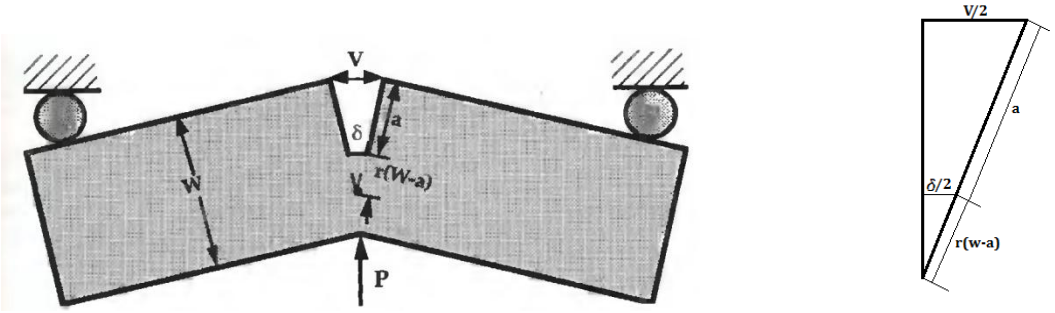
$$J_I = \frac{K_I^2}{E}(1-\mu^2) + \frac{2A}{Bb} \quad (1.8)$$

Donde K_I es el factor de intensidad de esfuerzo, E es el módulo de elasticidad, μ es el módulo de Poisson. A, área bajo la curva del diagrama $P - u$, B es el espesor de la probeta, b es la distancia desde la punta de la grieta hasta el borde.

CTOD Desplazamiento de abertura en punta de grieta.

A medida que una fisura crece, existe una separación o abertura en la punta de la fisura que se incrementa hasta un valor crítico y la grieta crece de forma inestable hasta la fractura. El CTOD incluye el valor del desplazamiento producido por la parte elástica y la parte plástica con lo que se pueden realizar los cálculos de la tenacidad a la fractura con un modelo de plasticidad generalizada (Hinestroza, 2004). Uno de los modelos que se utiliza es conocido como de “Rotula plástica” la Figura 7 muestra como se establece el valor de CTOD.

Figura 7. Modelo de rótula plástica aplicado a una probeta



(a) Modelo de rótula plástica *(b) Relación de triángulos para determinar CTOD*

Fuente: **Hertzberg R** Deformation and fracture mechanics of engineering materials. - [s.l.] : John Wiley & Sons., 1996. - Fourth Edition.

Donde *r* es el factor plástico rotacional que es adimensional y vale 0,4, y *V* es la abertura de las paredes de la grieta que puede ser medida con una galga extensiométrica y de la semejanza de triángulos se halla:

$$\frac{\delta}{r(w-a)} = \frac{V}{a+r(w-a)} \quad (1.9)$$

La norma ASTM E-1290 (ASTM, 2011), recomienda que a δ se agregue la abertura provocada por la parte elástica de manera que la ecuación resulta en:

$$\delta = \frac{K^2(1r\mu^2)}{2\sigma_{ef}E} + \frac{r(w-a)V}{a+r(w-a)} \quad (1.10)$$

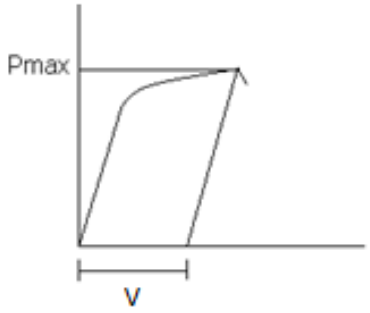
Donde *K* es la intensidad de esfuerzo con la carga máxima aplicada, $K = \frac{f\left(\frac{a_o}{W}\right)P}{BW^{1/2}}$

Y *V* es el componente plástico o desplazamiento plástico de abertura de grieta, que también se conoce como *COD* (*Crack opening displacement*).

Este componente plástico se obtiene de la curva *P –u*, trazando una paralela a la línea elástica que intercepte la carga máxima o la última carga del ensayo, elección que dependerá de la presencia de crecimiento de grieta inestable, como se observa en la Figura 8

.

Figura 8. Obtención del V a partir de la curva P – u.



Fuente: **ASTM** Crack Tip Opening Displacement Fracture Toughness Measurement. Specimen configurations dimensions and preparation. E1290. ASTM International, 2011.

El CTOD proporciona un elemento comparativo de las cualidades de los materiales que se evaluarán, mejor que el K_{IC} en este caso porque el material base se asume dúctil y la soldadura deberá tener el mismo comportamiento, además es una característica que se puede calcular de forma más directa que la integral J.

1.3 MODOS DE FRACTURA

La fractura es el proceso de separación de un cuerpo en varias partes, cuando está sometido a fuerzas externas (CITEFA, 2010), para que haya fractura debe existir previamente una cantidad de deformación plástica, que dependerá de la tenacidad o resistencia a la propagación de grieta mostrada por el material (Hertzberg, 1996). La apariencia de las superficies generadas en la fractura provee información sobre la tenacidad de los materiales. Además de ser fundamental en el análisis de falla de componentes mecánicos.

Se clasifica el aspecto macroscópico de las superficies de fractura como planas e inclinadas (de enfoque parcial) (Hertzberg, 1996) y por su textura, es decir, lisas y rugosas, es evidente que el aspecto plano de la fractura está ligado a una textura lisa, y el aspecto inclinado está relacionado a una superficie rugosa. En general a mayor resistencia a la propagación de grieta, los materiales tienden a presentar superficies inclinadas y rugosas, lo que quiere decir que tienen mayor ductilidad.

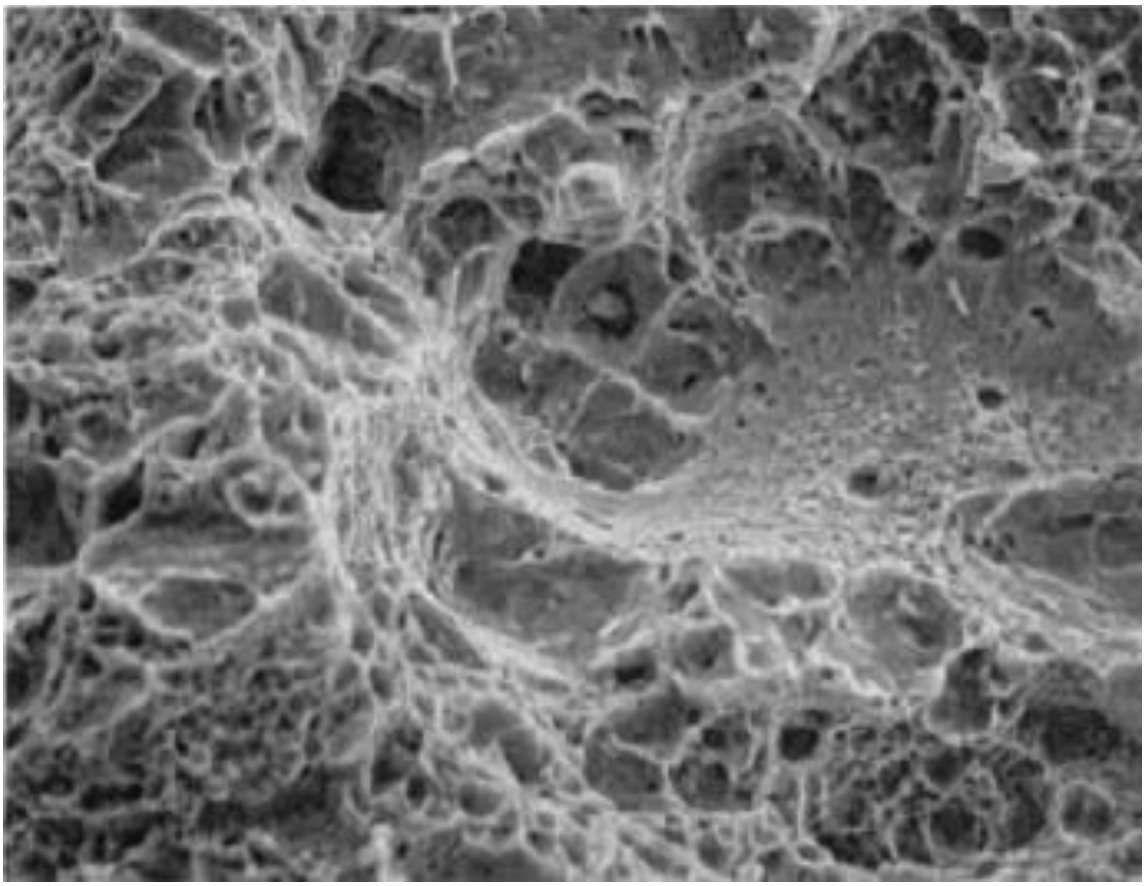
Sin embargo, debe considerarse el contexto en que ocurrió la falla, el estado de cargas, efectos ambientales, etc (CITEFA, 2010).

Con el fin de analizar completamente la fractura, se ha creado en la literatura un marco de trabajo en el que se clasifican las fracturas como dúctiles o frágiles, que considera el aspecto macroscópico, y también el microscópico, para poder explicar satisfactoriamente las causas que llevan a la falla. Aún existe cierta confusión sobre la clasificación de una superficie de fractura como dúctil o frágil, lo que ha llevado a la proposición de diferentes criterios (CITEFA, 2010), que consideran la deformación global producida durante la fractura, o la deformación localizada en la punta de grieta.

Las fracturas dúctiles o frágiles, tienen en sí mismas distintas formas de presentarse que se denominan mecanismos de fractura, en las que se observa la evidencia de su ocurrencia mediante microscopio. El primero de estos mecanismos es:

Coalescencia de microhoyuelos. Fenómeno observado en la mayoría de las aleaciones metálicas (Hertzberg, 1996), el proceso de formación consiste en la nucleación, crecimiento y luego unión de estos microhoyuelos. La iniciación de los microhoyuelos, se atribuye al agrietado de una inclusión o precipitado, o a la falla de la interfaz entre la inclusión y el material circundante (matriz) (Hertzberg, 1996). La coalescencia consume gran parte de la energía necesaria para fracturar el material (Hertzberg, 1996). El proceso de coalescencia lleva a la fractura final reduciendo el área de fractura (encuellamiento). La Figura 9 muestra la apariencia de este mecanismo.

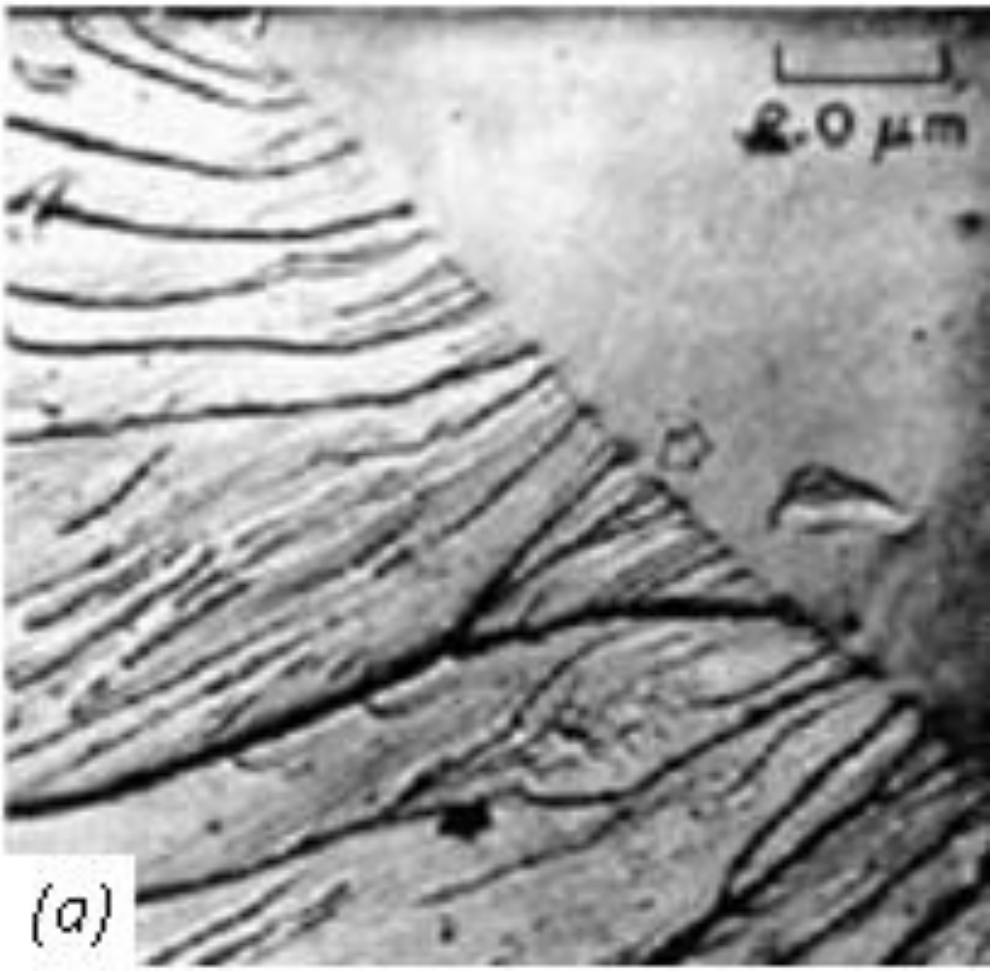
Figura 9. Coalescencia de microhoyuelos.



Fuente: American Society for Metals Fatigue and Fracture Handbook [Libro]. - [s.l.] : ASM International, 1996. - págs. 114-119.

Clivaje. Tipo de fractura transcristalina que sigue planos cristalográficos específicos, que tienen baja energía de fractura (Hertzberg, 1996). Mecanismo que se observa en estructuras BCC, HCP y cristales unidos por enlaces iónicos y covalentes, también ocurre en metales FCC bajo condiciones ambientales severas (Hertzberg, 1996), el clivaje es plano, este tipo de fractura es de naturaleza súbita, y forma zonas con mesetas, rebordes y conjuntos de líneas llamadas patrón de río, que se muestran en la Figura 10

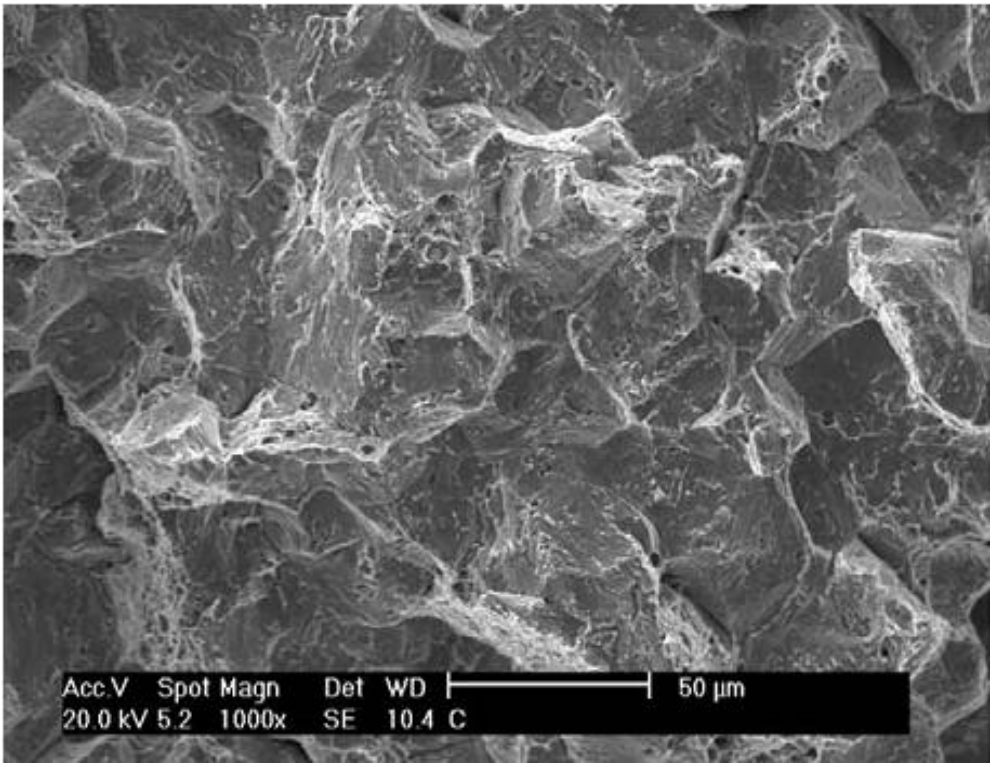
Figura 10. Apariencia del clivaje. Patrón de río.



Fuente: **American Society for Metals** Fatigue and Fracture Handbook [Libro]. - [s.l.] : ASM International, 1996. - págs. 114-119.

Fractura Intergranular. Separación de los granos por sus bordes, fácilmente reconocible por revelar la naturaleza tridimensional de los granos (Hertzberg, 1996). Este mecanismo se asocia con la ocurrencia de nucleación de microhoyuelos, coalescencia en las inclusiones que se hallan en los bordes de grano, presencia de impurezas en los bordes de grano que producen separación (Hertzberg, 1996). La Figura 11 muestra la apariencia del mecanismo.

Figura 11. Fractura intergranular.



2. MATERIALES Y MÉTODOS.

La realización del proyecto se dividió en tres etapas, la primera de estas etapas fue la obtención de las muestras para metalografía para la comparación microestructural, las pruebas de tracción y CTOD para la comparación fractomecánica, la segunda etapa consistió en el diseño del dispositivo para pruebas de flexión que permitió realizar las pruebas CTOD, por último la realización de las pruebas CTOD, estas etapas son descritas en este capítulo.

2.1 OBTENCIÓN DE MUESTRAS

2.1.1 Procedimiento de soldadura.

Una vez definidos los materiales a evaluar, se decidió que el procedimiento de soldadura con el que recubren los cangilones es SMAW, porque los tres materiales de aporte están disponibles en electrodo revestido además este procedimiento es el que utilizan las empresas que realizan las aplicaciones. Se realizó un recubrimiento sobre tres cortes de un perfil estructural de acero A36 con un colchón de acero E309 para evitar la dilución de los elementos de aleación de los otros aceros. La Figura 12 muestra los perfiles con la aplicación ya realizada.

Figura 12. Perfiles estructurales llenados con capas de soldadura.



El equipo para soldar es de corriente continua y constante en el cual la variable es el voltaje, tiene 20 KW de potencia de entrada, se utilizaron electrodos de 5/32 pulgadas en todos los casos y los parámetros de soldeo se muestran en la tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de soldeo de los materiales de aporte sobre el perfil.

Material	Voltaje [V]	Corriente [A]	Velocidad Paso [mm/min]	Velocidad Consumo Elec. [mm/min]	Heat Input [KJ/mm]
E309	24,4	110	166,66	300	0,72
E410NiMo	24,8	120	330	350	0,41
SAC	24,8	120	200	300	0,67

Se ha definido el acero Cavitec®, como Soldadura de Alto Cobalto SAC.

2.1.2Proceso de mecanizado de muestras.

A partir de los bloques realizados en el proceso de soldadura, se inició el corte de los perfiles con el fin de obtener una placa que fuese sólo de material depositado, para esto se utilizó un disco de corte abrasivo que rota a 3440 rpm y con una profundidad de corte de 0,75mm, la velocidad corte de estuvo en el rango de 14-20 cm/minuto, el refrigerante utilizado fue Brumol. Además se utilizó una limadora para remover el material base, para los aceros E309 y SAC, se utilizó un buril de acero rápido H13 a una velocidad de 32 carreras/minuto una profundidad de corte de 1 mm en el material base y 0,5 mm en la interface, el avance fue aproximado a 0,2 mm/carrera.

El cuello de las probetas de tensión se realizó en una fresadora convencional con un escariador de carburo de tungsteno de 12 mm de diámetro a profundidad de 0,4 mm por cada paso.

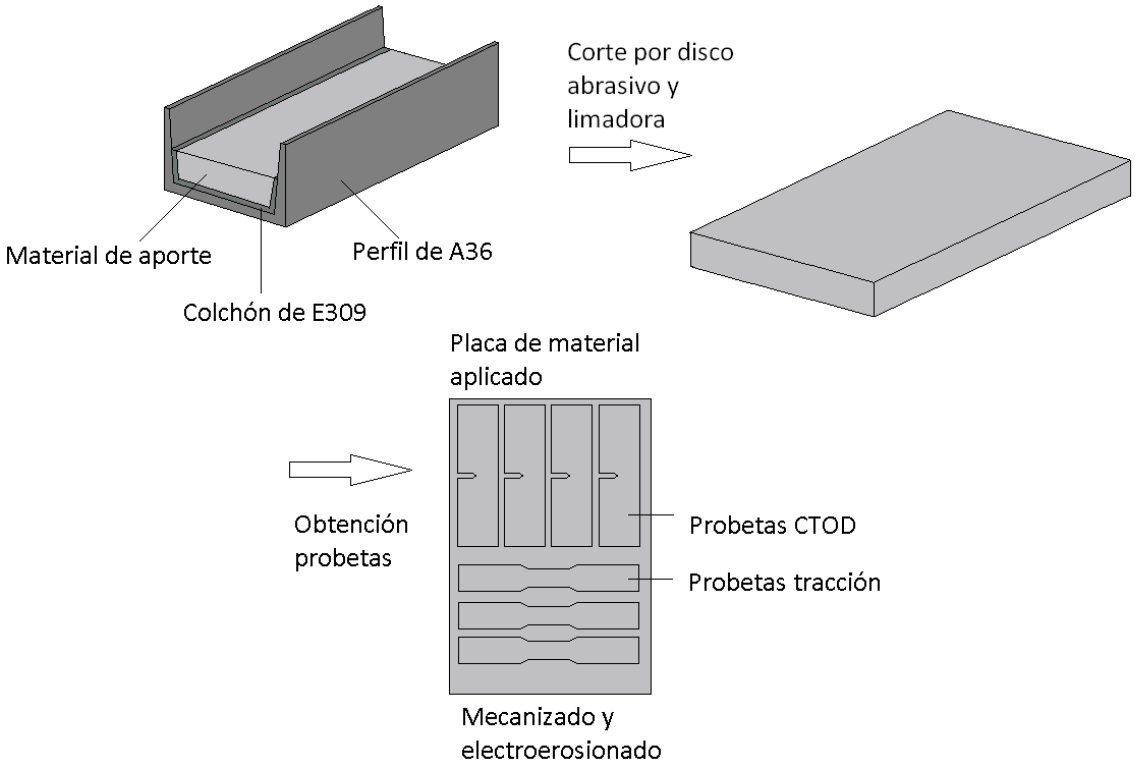
Para el acero E410Ni-Mo se siguió un proceso de remoción de la zona de interface “material base – protección de E309 – material aportado” por medio de una piedra de desbaste, con los mismos parámetros del corte con disco abrasivo, excepto la profundidad que se redujo a 0,3 mm. Al obtener la placa se llevó a un proceso de corte por electroerosión del cual se obtuvieron las probetas listas, el cual se realizó con los siguientes parámetros.

Corriente: 17 Amperios. Potencia consumida: 22KW. Velocidad de corte: 2 mm/min.

Refrigerante: Agua desionizada. Alambre: Bronce Latón de 0,25mm de diámetro.

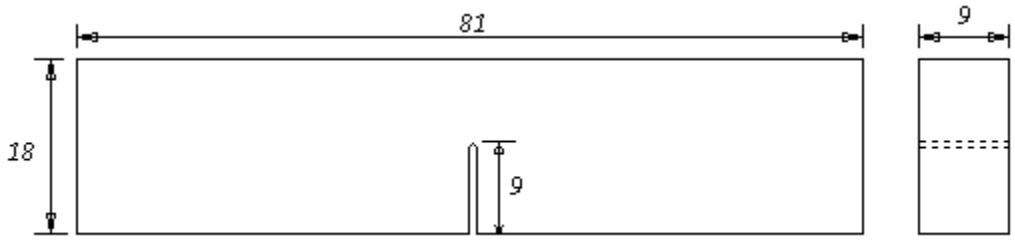
La Figura 13 muestra un esquema donde se explica la ruta de manufactura para obtener las probetas de los tres materiales, dentro del perfil llenado con soldadura.

Figura 13. Esquema de extracción de las probetas, en las placas de soldadura.



Las dimensiones finales de estas probetas se muestran en la Figura 14, se elaboraron 4 probetas de cada material para ensayos CTOD.

Figura 14. Plano de la probeta CTOD. Dimensiones en mm.



2.1.3 Muestras metalográficas y de dureza.

Para el muestreo metalográfico se tomaron cortes durante el proceso de mecanizado, se buscó obtener microfotografías de la superficie de la capa más alta y de la sección transversal. Se realizó encapsulado en resina Poliéster 115

para fibra de vidrio, un tipo de resina que libera calor al solidificarse, se desbastó con lijas de carburo de silicio desde la referencia 150(≈100µm) hasta 1200(≈7 µm) en tamaño de grano y se pasó a pulido mediante máquina con uso de polvo de óxido de aluminio de 1µm y 0,3µm. El ataque químico se realizó con Vilella's (ácido pícrico + HCl+ etanol) durante 30 segundos para el E410NiMo que revela la martensita y Agua Regía al 70% (HNO_3+HCl +agua) durante 60 segundos para el acero E309 y 30 segundos para SAC.

Las micrografías se realizaron con una cámara Sony UHCCD, con software de adquisición de imágenes, se realizaron a 100, 250 y 400 aumentos. Las muestras de dureza tuvieron el mismo procedimiento de pulido y atacado que las muestras metalográficas, debido a su tamaño se pudieron realizar tomas de datos de macro y microdureza. Las mediciones fueron realizadas en la Escuela de Ingeniería de Materiales de la Universidad del Valle, la macrodureza, en un durómetro Rockwell marca Wilson modelo 1JR-0con disponibilidad para escala B y C, fueron 7 datos por muestra. Los datos de microdureza se tomaron en escala Vickers con un durómetro marca Wilson modelo 401 con conversión a Rockwell C, se tomaron 15 datos por muestra con 50 g de carga de indentación durante 15 segundos.

2.1.4 Tratamiento térmico

El único material tratado fue el acero inoxidable E410 Ni Mo, se llevó la placa inicial previo a cortes, se sometió a un tratamiento de alivio de tensiones al llevarla a 300°C durante dos horas, en un horno de la escuela de ingeniería de materiales y se dejó enfriar dentro del horno.

2.2 DISEÑO DE DISPOSITIVO

2.2.1 Metodología de diseño.

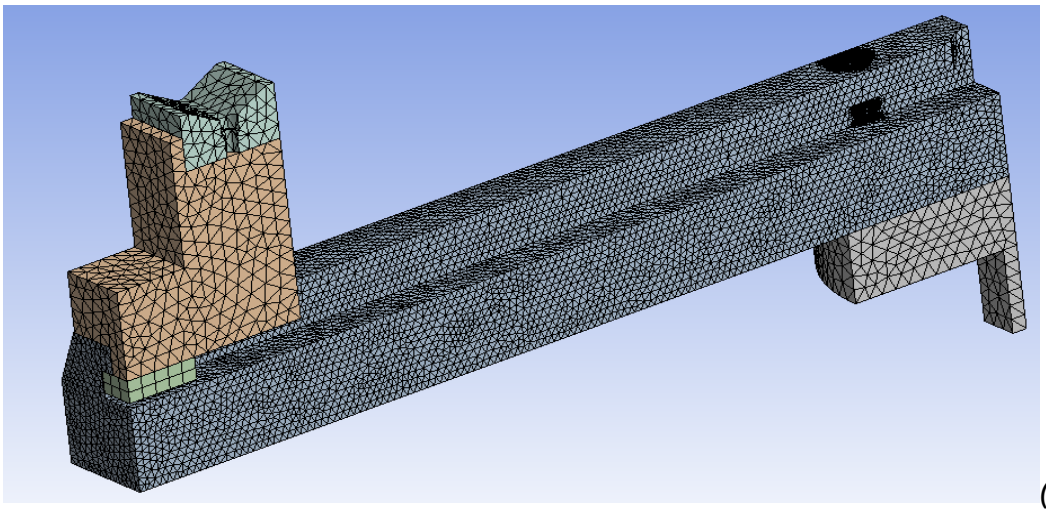
A partir de los requerimientos del proyecto, se realizó una serie de propuestas de geometría y cualidades que se denomina etapa de ingeniería básica, se observaron otras necesidades, incluso aquellas que no estaban en el marco del proyecto, pero que podían ser resueltas con la construcción del equipo, se alteró la geometría y se logró tener un dispositivo que abarca varias posibilidades en distintos ensayos y permite ampliar su capacidad mediante la construcción de accesorios.

Con las características definidas se procedió a establecer una configuración segura, es decir, realizar la ingeniería de detalle al repetir el análisis del equipo en las condiciones críticas hasta que pueda resistirlas sin inconvenientes, sin demandar grandes cambios en la geometría. Para lograr esto se utilizaron los métodos de diseño estático, a fatiga y análisis de velocidad crítica analíticos, con excepción de un concentrador de esfuerzo que fue evaluado mediante el método de elementos finitos.

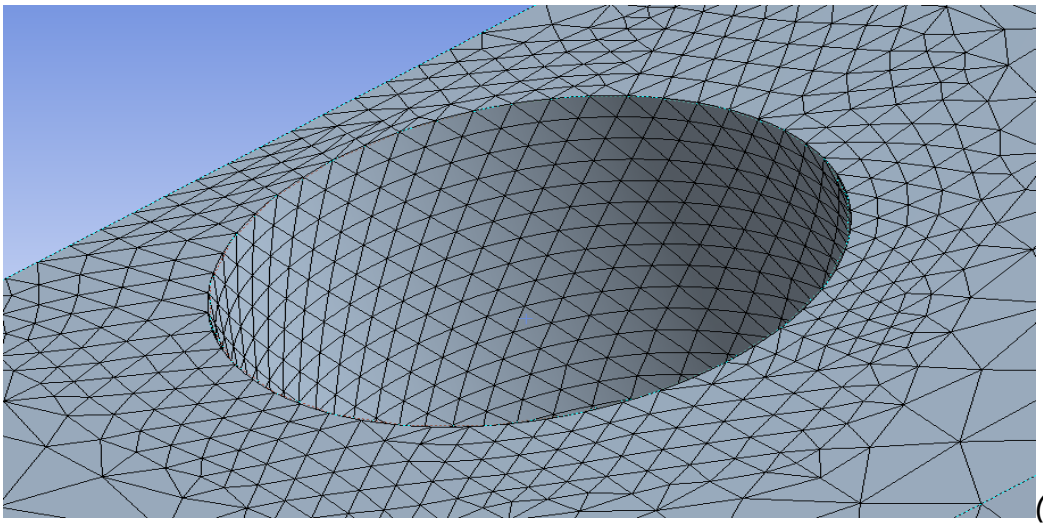
Para encontrar el valor del esfuerzo en el concentrador, se utilizó el software comercial de elementos finitos. Se importó la geometría realizada en un software CAD, luego se modeló el contacto entre las partes, se impusieron las condiciones de borde y la carga. Se utilizaron dos tipos de malla, que se describen a continuación y se muestran en la Figura 15:

1. Malla tetraédrica (Figura 15 a y b) con tamaño 2,5 mm en el componente principal, 5 mm en los demás componentes, refinado en la superficie del agujero con tamaño de 0,6 mm sobre la superficie del concentrador (Figura 15 b).
2. Malla hexaédrica (Figura 15 c y d) con tamaño 1,5 en el componente principal, 5 mm en los demás componentes, ajuste de tamaño en la superficie del concentrador a 0,2 mm (Figura 15 d).

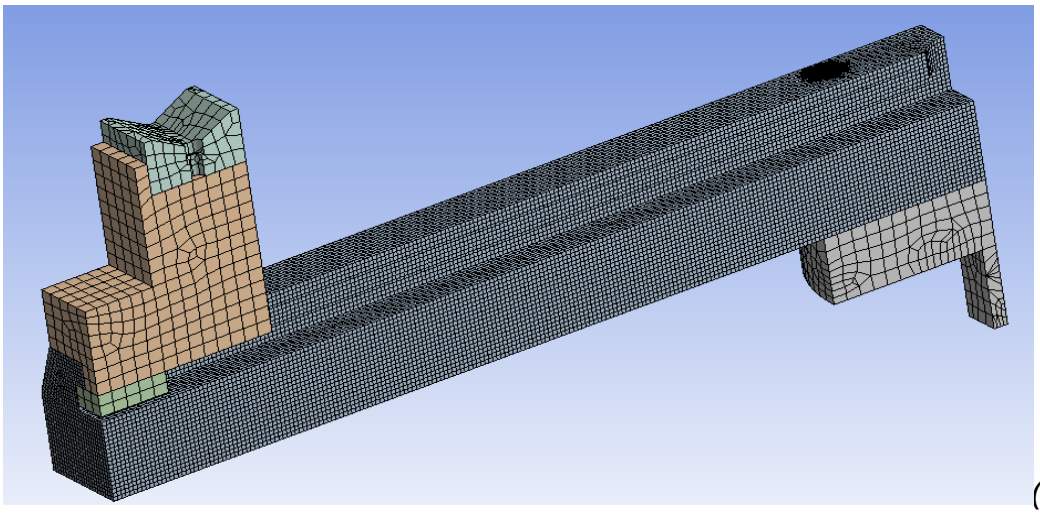
Figura 15. Forma de los enmallados y su refinamiento en el agujero.



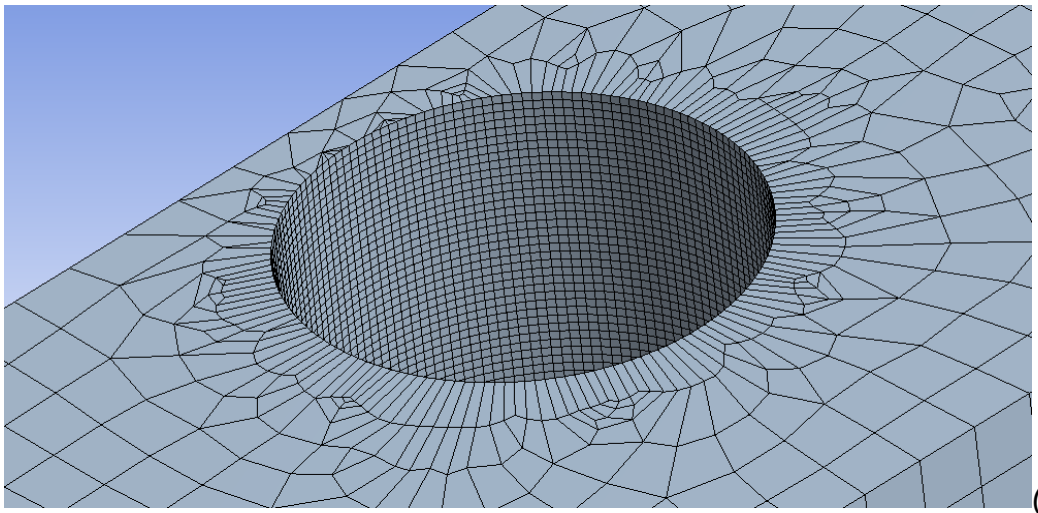
(a)



(b)



(c)



(d)

2.3 ENSAYOS DE CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DE MATERIALES

2.3.1 Ensayos de tensión.

Las probetas de tensión se extrajeron de los materiales de aporte como se describió en la sección 2.1. Las dimensiones de las probetas se basaron en los lineamientos propuestos por la norma ASTM E8 (ASTM, 2009), debido a la limitación de costo de material se realizaron tres probetas por cada aporte en el tamaño denominado *SUBSIZE* en la norma el cual es el más pequeño, las probetas de E309 y SAC se mecanizaron hasta obtener el máximo espesor permitido en la norma de 6 mm. El acero E410 Ni Mo se mecanizó hasta un espesor de 3 mm, pues de acuerdo a la dureza medida se esperaba un esfuerzo último que probablemente no sería cubierto por las máquinas de ensayos disponibles en la Universidad.

Con el fin de obtener la carga de prefisurado que se aplica en la parte inicial del ensayo CTOD, se realizaron pruebas de tracción en la Escuela de Ingeniería de Materiales, en una máquina Tinius – Olsen *H50KS* con una celda de carga con capacidad de 50 KN para los aceros E309 y SAC, la deformación fue medida con el cabezal de la máquina y el ensayo se realizó a velocidad de desplazamiento constante de 5 mm/min. Para el acero E410 Ni Mo se realizaron los ensayos en la Escuela de Ingeniería Mecánica en la máquina HUNG – TA HT-9711 con celda de carga de 25 KN de capacidad. Al igual que en los otros materiales, el

desplazamiento se midió con el cabezal, pero la velocidad fue de 1 mm/min. En todos los casos se realizaron al menos dos repeticiones de cada ensayo.

2.3.2 Ensayos CTOD.

La medición del CTOD está basada en la norma ASTM E-1290 (ASTM, 2011), que indica que se debe conocer la composición del material y las dimensiones de las probetas (se determinan a partir del ancho *W* que se elige).

El ensayo de flexión en tres puntos consiste en la generación de una grieta inicial por fatiga, (prefisurado), donde la carga central se controla en la máquina de ensayos dinámicos al alcanzar un longitud de fisura de 1,3 mm, se aplica la carga de manera continua hasta que se produzca una fractura completa mientras se registra la abertura. La carga de prefisurado es la máxima carga que se alcanza mientras se realiza el procedimiento de generar y propagar la grieta. Esta carga se determina mediante la ecuación (2.1) una vez se tienen resultados de los ensayos de tensión.

$$P_f = \frac{Bb^2\sigma_{ef}}{2L} \quad (2.1)$$

Donde *B* es el espesor de la probeta, *b* es la distancia de la punta de entalla al borde superior, *L* es la longitud de la probeta (Figura 14) y σ_{ef} es el valor medio entre el esfuerzo de fluencia y el último. $\sigma_{ef} = \frac{\sigma_y + \sigma_u}{2}$.

A partir de este valor de carga de prefisurado, se elige una relación de carga *R* definido como P_{min}/P_{max}, que determina el rango de intensidad de esfuerzo al que se somete la probeta teniendo en cuenta que la carga no debe sobrepasar P_f, la norma E1290 sugiere utilizar R=0,1. Luego debe determinarse el número de ciclos a los que se somete la probeta para generar un tamaño de fisura entre 1, y 1,35 mm (ASTM, 2011), para este fin se utiliza la ecuación de Paris al considerar la entalla de la probeta como una grieta ya formada.

La ecuación de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m$$

Donde $\Delta K = n\sigma \cdot f(\frac{a_o}{w}) \cdot \sqrt{\pi a}$

Para una probeta de flexión en tres puntos el esfuerzo alternante es: $\Delta\sigma = \frac{6\Delta P}{BW} = \frac{6P_f(1-R)}{BW}$

De manera que el rango de intensidad de esfuerzo es (Hertzberg, 1996): $\Delta k = \frac{6P_f(1\,R)}{BW} \cdot f(\frac{a_o}{w}) \cdot \sqrt{\pi a}$

Al separar las variables de la ecuación diferencial (1.1) la ecuación queda:

$$dN = \frac{1}{C} \cdot \left(\frac{6P_f(1-R)}{BW} \cdot f(\frac{a_o}{w}) \cdot \sqrt{\pi a} \right)^{-m} da \quad (2.2)$$

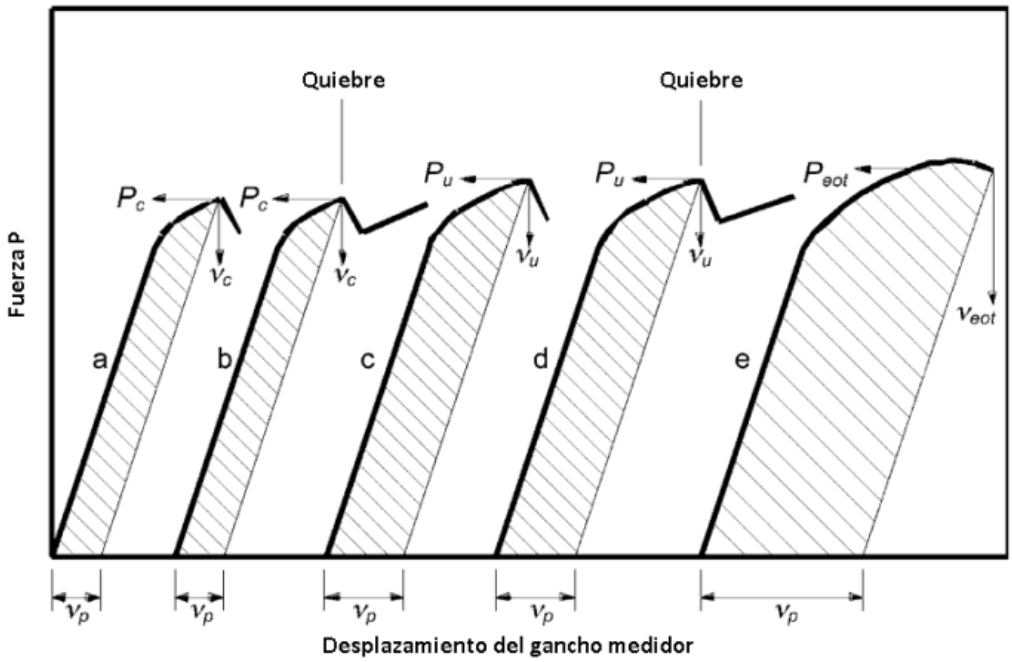
La integración entre el tamaño inicial que es la altura de la entalla y el tamaño deseado resulta en:

$$N = \frac{2 \cdot ({a_f}^{1-m/2} - {a_o}^{1-m/2})}{C \cdot (2-m) \cdot \left(\frac{6P_f(1-R)}{BW} \cdot f(\frac{a_o}{w}) \cdot \sqrt{\pi} \right)^m} \quad (2.3)$$

Debe notarse que la ley de Paris es aplicable a partir de un rango de intensidad de esfuerzo mínimo llamado umbral, a partir del cual se puede iniciar una grieta y que se simboliza como ΔK_{th} (Hertzberg, 1996).

Una vez obtenida la grieta se aplica la carga continua para producir la falla, habrá cinco posibles respuestas del material que se identifican con un diagrama de carga contra abertura, de acuerdo a la respuesta se denomina el valor CTOD como δ_c, δ_u o δ_{eot}. Donde δ_c es el valor de CTOD sin crecimiento estable de grieta (figura 16a y 16b), δ_u es el valor CTOD con crecimiento estable e inestable de grieta (figura 16c y 16d), δ_{eot} es el CTOD sin crecimiento inestable de grieta (figura 16e).

Figura 16. Posibles respuestas del material en el ensayo de flexión.



Fuente: **ASTM** Crack Tip Opening Displacement Fracture Toughness Measurement. Specimen configurations dimensions and preparation. E1290. ASTM International, 2011.

Los datos obtenidos en las pruebas se introducen en la ecuación (1.10) y la intensidad de esfuerzo *K* se estima mediante la ecuación (ASTM, 2011):

$$K = \frac{P_Q S}{B W^{3/2}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.4)$$

Donde P_Q es la carga de quiebre o carga máxima del ensayo, *B* es el espesor de probeta y $f(\frac{a_0}{W})$:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = 3\sqrt{\frac{a_0}{W}} \cdot \frac{1.99 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\left(1-\frac{a_0}{W}\right)\left[2.15 - 3.93\frac{a_0}{W} + 2.7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]}{\left(1+\frac{2a_0}{W}\right)\left(1-\frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \quad (2.5)$$

Para operar la máquina de ensayos dinámicos debe recibirse capacitación y leer el manual detalladamente. Los pasos para realizar un ensayo CTOD son:

1. Situar la probeta en el dispositivo de flexión en tres puntos: El desplazamiento de la mordaza inferior de la máquina se controla por medio del software, al momento de situar la probeta debe permitirse una pequeña holgura (1 mm -3 mm) entre la probeta puesta sobre los rodillos y el punzón, como se muestra en la Figura 17. Posteriormente se realiza el

contacto entre punzón y la probeta. En el software se ajusta el desplazamiento deseado de la mordaza, debe hacerse de manera que el contacto sobre la probeta sea suave para que la celda de carga no sufra impacto, pero suficiente para mantener la probeta firme, de manera que no se pueda mover con las manos, una carga de apriete de 150 N debe ser suficiente. Es recomendable hacer marcas sobre la probeta, que indiquen la línea de acción de las fuerzas en los apoyos, el centro (Figura 18), y hacer una línea límite para la grieta que se quiere desarrollar.

Figura 17. Probeta tipo SEN (B) posicionada para ensayo CTOD, note la holgura que debe dejarse antes del prefisurado.

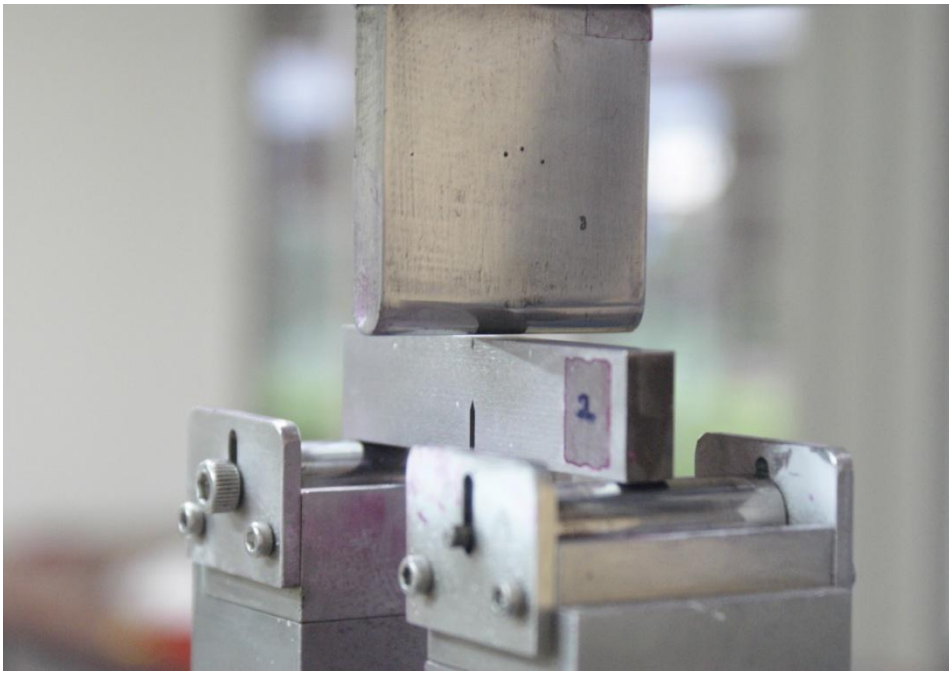
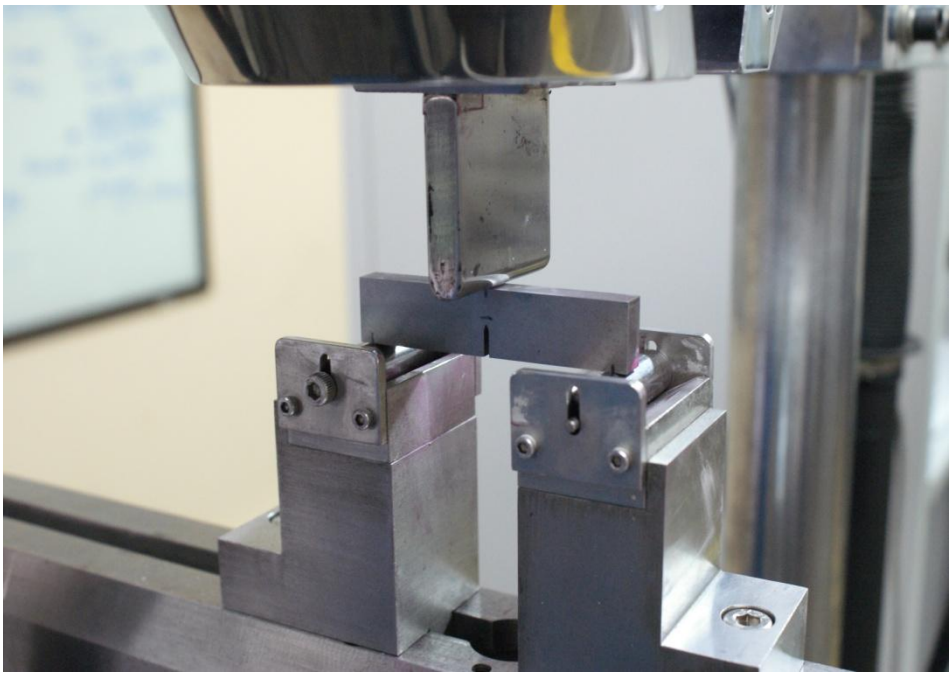


Figura 18. Probeta marcada y ajustada para iniciar un ensayo.



2. Ajustar el método en el software: El software demanda la forma de onda de la carga dinámica, la frecuencia de esa onda, la amplitud y la precarga. La norma E1290 (ASTM, 2011) indica que la onda debe ser sinusoidal, no hay efecto conocido de la frecuencia sobre el material, sin embargo, por encima de 30 Hz se requieren cargas de apriete de la probeta mucho mayores que pueden afectar el ensayo, que si no se aplican la probeta se desplaza y la línea de acción de la fuerza no cae sobre la entalla. Para un R=0,1 la amplitud corresponde al 45% de la carga de prefisurado y la precarga al 55%, debe tenerse en cuenta que la precarga siempre es negativa, para lograr flexión, si el signo menos se omite, la mordaza inferior entra en error y vuelve a punto de origen e impacta la probeta dañándola.

3. Ajuste de las ganancias de fuerza: En el ensayo se controla la carga que aplica la máquina, al inicio los valores máximo y mínimo se separan a partir de un valor distinto de cero, esto es normal, pero si en 30 segundos no se observa un acercamiento importante a los valores puestos en el método deben ajustarse las ganancias de fuerza. En el software aparecerán dos valores que se modifican según se presenten estos casos: si no se llega a los valores de fuerza, incremente el valor llamado *GainForce* y reinicie el ensayo, si se llega al valor de fuerza, pero la onda no es estable en la gráfica incremente el valor *LearnGainForce* y reinicie el ensayo.

4. Progreso del ensayo: Una vez ajustados los parámetros, es importante recordar que al momento de iniciar el ensayo no existe una grieta real, sino que se ha supuesto que la entalla es parte de la grieta para el cálculo del número de ciclos necesarios para la propagación, debido a esto debe darse un tiempo adicional para que haya nucleación de la grieta, este tiempo debe determinarse experimentalmente, por lo que se sugiere realizar una prueba preliminar, con el fin de afinar este tipo de detalles.

5-. Para examinar la aparición y crecimiento de grieta, debe llevarse la probeta al microscopio, en un software de adquisición de imagen que esté calibrado se realiza la medición de la longitud de la grieta. Las tintas penetrantes funcionan luego de que la grieta tiene cierta longitud y ha desarrollado abertura, que permita a la tinta actuar.

6. Aplicación de la carga estática: En el software para pruebas estáticas de la máquina HUNG – TA HT-9711,Se buscó aplicar el menor cambio de intensidad de esfuerzo por unidad de tiempo (*dK/dt*) para evitar efectos de temperatura sobre la deformación de la probeta, la mínima velocidad de trabajo del cabezal de la máquina de ensayos dinámicos HT-9711, es 0,3 mm/minuto, la adquisición de datos de carga fue realizada con la máquina HT-9711, y los datos de deformación fueron adquiridos con el sistema DC-104R de la compañía Tokio Seyukko.. El ensayo se detienen en el momento en que se produzca un quiebre para el caso de materiales que presentan crecimiento inestable o cuando se note un descenso en la carga para los materiales que no presenten crecimiento inestable. El criterio para detener el ensayo en los casos sin crecimiento inestable suele ser ambiguo debido a que la norma no proporciona un valor con relación a la carga máxima.

3. DISPOSITIVO DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS.

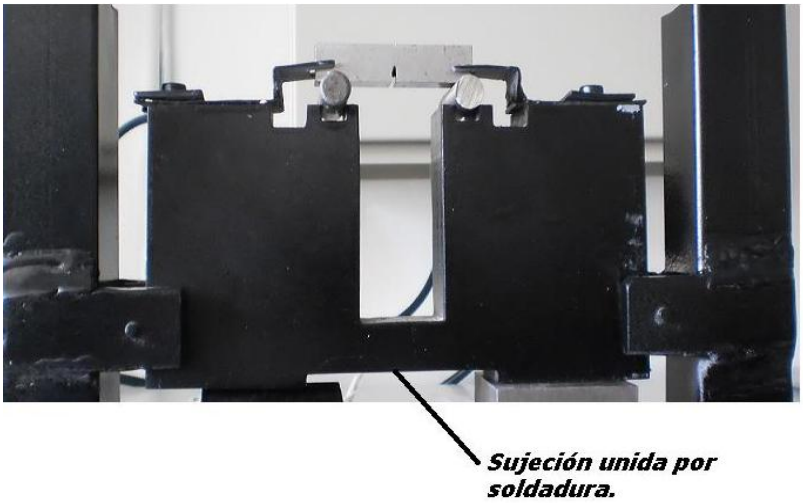
Con el fin de realizar las pruebas de flexión en tres puntos requerida para la determinación del CTOD, se diseñó y construyó un dispositivo que se adapta a la máquina de ensayos dinámicos de la Escuela de Ingeniería Mecánica. Usando como base el dispositivo propuesto por la norma ASTM E1290 (ASTM, 2011), se inició el proceso de ingeniería básica del equipo.

3.1 INGENIERÍABÁSICA

3.1.1 Propuestas de geometría.

La primera propuesta consistió en realizar una adaptación del dispositivo de flexión en tres puntos realizado por Hinestroza (Hinestroza, 2004) (Figura 19), por medio de la unión mediante soldadura del dispositivo base a una barra de sujeción en la parte inferior, y fabricar un punzón que transmitiera la carga de la máquina en la parte superior aplicado sobre la probeta.

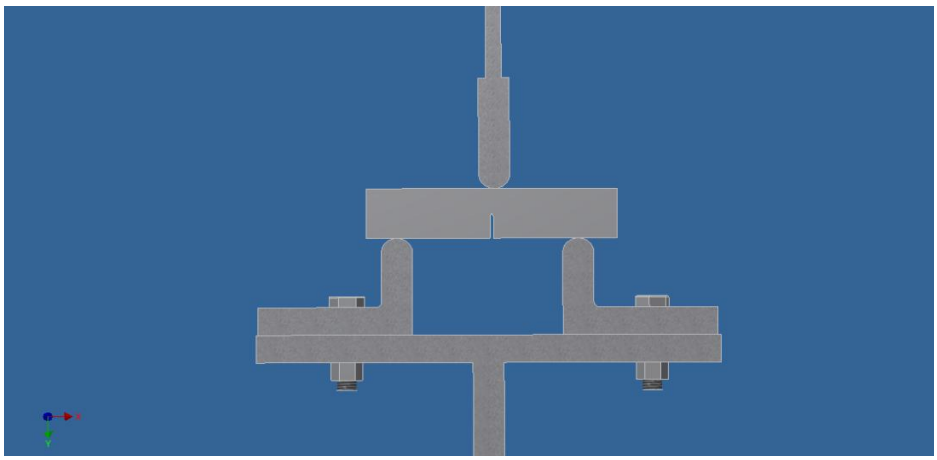
Figura 19. Dispositivo de flexión en tres puntos de acuerdo a la norma ASTM E1290 (ASTM, 2011) construido por Hinestroza (Hinestroza, 2004) en donde se indica el punto en donde se realizaría la modificación.



La primera desventaja de esa geometría es que el tamaño de probeta es único, evaluar otros tamaños requería construir otros dispositivos. La segunda propuesta buscaba eliminar la aplicación de soldadura, evitar la rápida propagación de

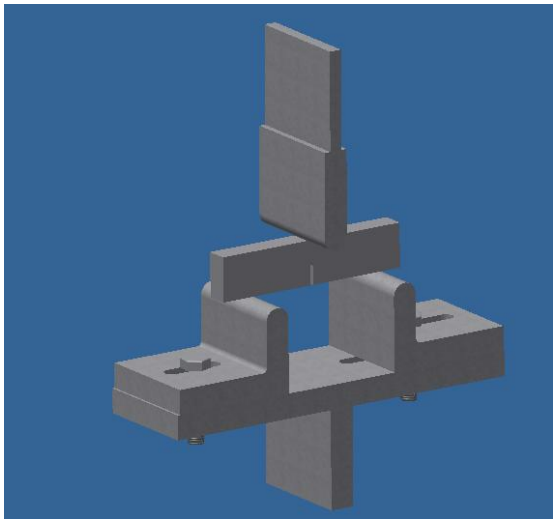
grietas por aparición de defectos es de vital importancia, porque se necesita un dispositivo durable, además conseguir una configuración más adaptable a la máquina. Lo que llevó a concluir que la unión por tornillos era más favorable como se indica en la Figura 20.

Figura 20.Segunda propuesta de diseño para el dispositivo.



Luego se notó que si se convertían los agujeros de los pernos en ranuras, era posible variar la longitud de probeta en un rango pequeño como se ve en la Figura 21, al cambiar los apoyos, era posible variar el ancho de probeta.

Figura 21. Modificación a la segunda propuesta para variar el tamaño de probeta.



En el proceso de diseño se cambió de manera completa la configuración del dispositivo al tener en cuenta las siguientes necesidades: Poner el gancho medidor de desplazamiento de forma adecuada, brindar estabilidad al sistema

mediante un apoyo adecuado de la probeta, realizar pruebas de flexión estática, tener un rango continuo que permita variar el tamaño de probetas a evaluar, conservando únicamente los requerimientos esenciales de la norma ASTM E1290 (ASTM, 2011) que son la relación entre el diámetro del rodillo y el ancho de probeta y el acabado superficial de los rodillos y el punzón.

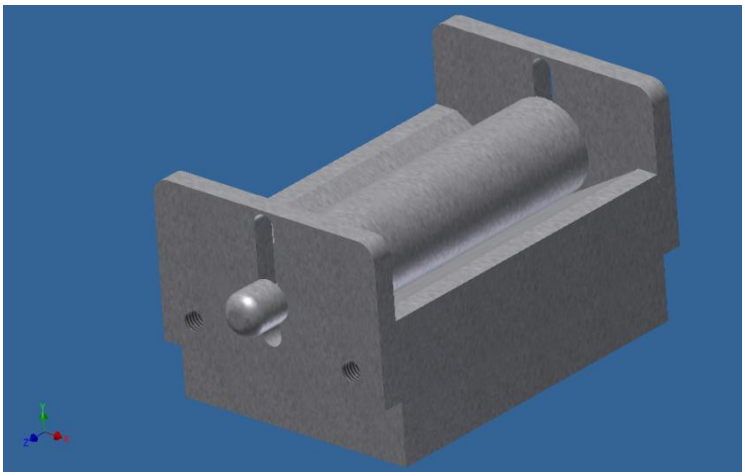
El gancho o clip medidor de desplazamiento mostrado en la Figura 22, tiene una altura que se tuvo en cuenta como mínima para la realización de los soportes móviles que permiten instalar el medidor de manera más cómoda.

Figura 22. Gancho o clip medidor de desplazamientos.



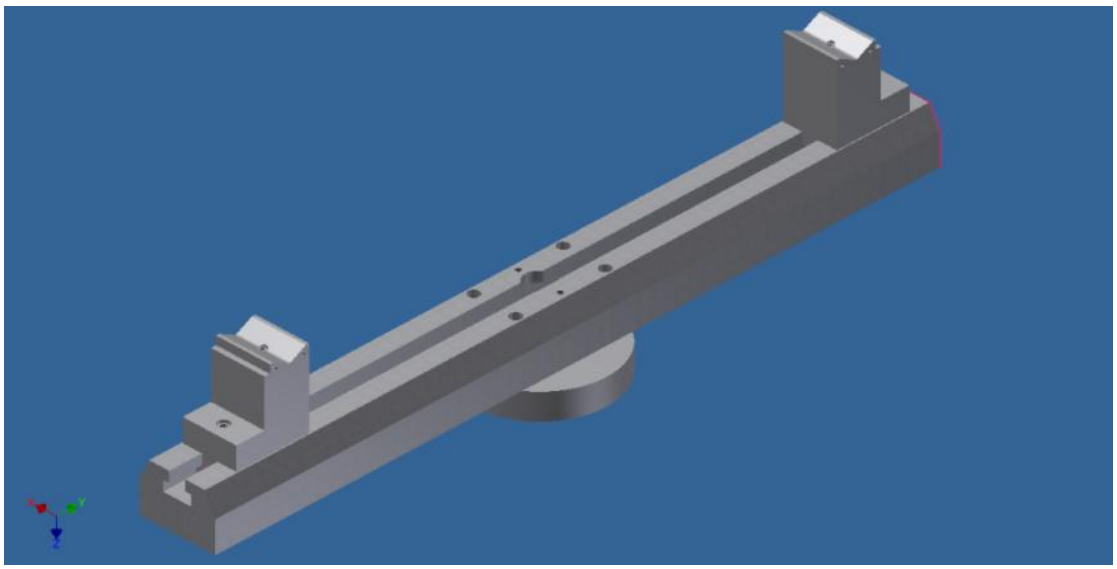
Para variar el tamaño de rodillo y obtener un buen soporte de la probeta de flexión, se idearon unos portarrodillos usando una guía en V como se muestra en la Figura 23, ante un posible deslizamiento de la probeta al ser aplicada la carga, una restricción mediante un retenedor y un pasador limitan cualquier carga en la dirección axial del rodillo que pudiese aparecer.

Figura 23. Sistema de portarrodillos.



La forma de resolver la variación del tamaño de probeta fue con una guía de cola de milano o ranura en T invertida que permite mediante el apriete de tornillos ajustarlos al sitio requerido como se muestra en la Figura 24. En esta misma figura se muestra la configuración final seleccionada.

Figura 24. Guía de cola de milano o "T" invertida.



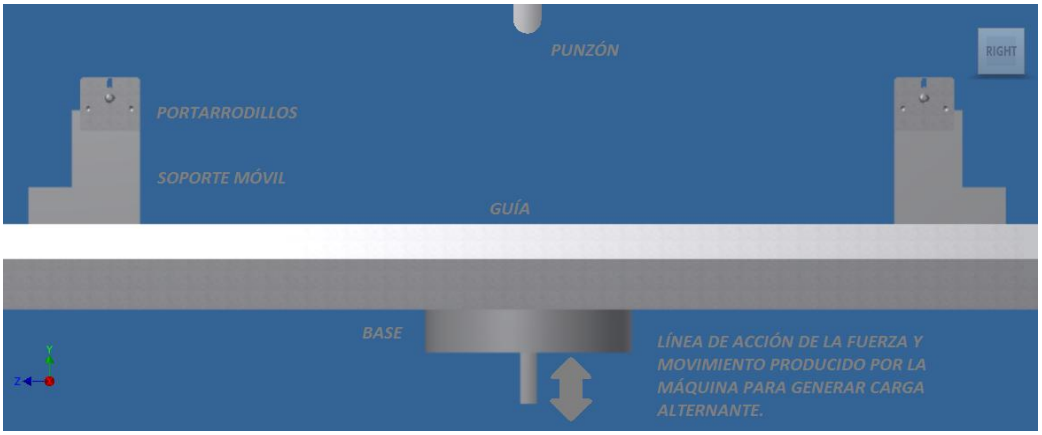
3.2 INGENIERÍA DE DETALLE

Se realizaron cálculos de resistencia mecánica bajo carga estática y dinámica, análisis de deflexiones y velocidades críticas para obtener un dimensionamiento seguro y que se pueda utilizar en la máquina de ensayos dinámicos de la Escuela de Ingeniería Mecánica.

El componente principal del dispositivo es la guía de ranura en T invertida, pues es este elemento es el que sostiene las probetas y absorbe las cargas impuestas. La condición a la que está sometido el dispositivo es enteramente a fatiga, aunque también se ha diseñado para que resista la aplicación de la carga máxima de la máquina de ensayos dinámicos en pruebas de flexión estáticas.

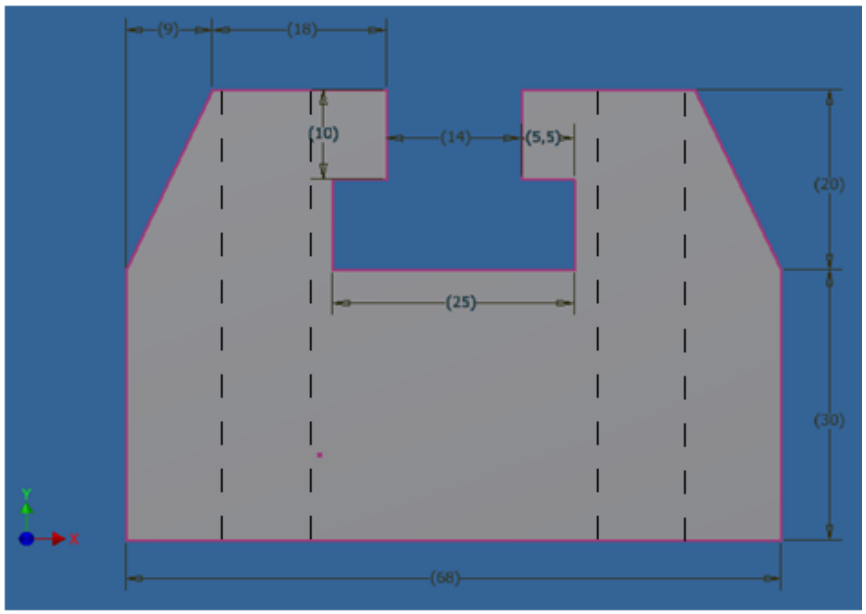
La guía es una viga sometida a flexión, de manera que se determina por estática las reacciones que ofrece de acuerdo a las cargas aplicadas, aunque las cargas están distribuidas en las áreas de contacto con la base inferior y los soportes móviles, se considera que la carga se transmite de manera directa sobre la guía en un punto, lo que facilita los cálculos y resulta en un valor de esfuerzo más alto que aquel que se pueda obtener en cualquier condición de carga distribuida sobre estos elementos de soporte. La longitud de la viga es 64,75 cm, la carga se transmite desde la parte inferior en la base hacia los rodillos y el punzón ofrece la reacción en la parte superior Figura 25.

Figura 25. Dispositivo para ensayos de flexión en tres puntos, funcionamiento.



Para la configuración de la sección transversal de la guía existen dos requisitos importantes en el diseño: lograr un valor de inercia suficiente para obtener una rigidez máxima manteniendo en mente el costo y adicionalmente que permita la colocación de una cinta reglada que indique el centro de la guía y sea de fácil lectura. Los cálculos que se muestran a continuación muestran el valor del factor de seguridad de la guía a fatiga. La Figura 26 muestra las dimensiones de la sección.

Figura 26. Dimensiones de la sección transversal de la guía, dimensiones en mm.



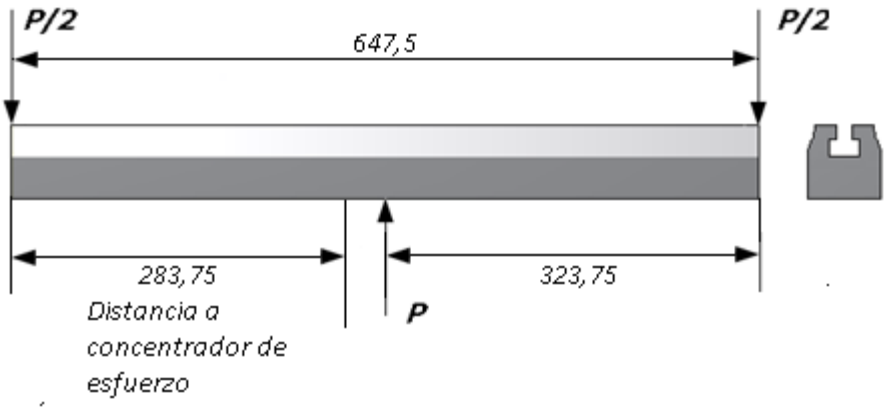
En la tabla 2 se presentan las características de la viga.

Tabla 3. Valores de la sección transversal.

Característica	**Valor**
Área	$A = 2830\ mm^2$
Inercia	$I = 533449{,}06$
Centroide*(x', y')	$x' = 34\ mm$ $y' = 21{,}96\ mm$
Modulo Elástico	$E = 200000\ MPa$
Rigidez	$EI = 1{,}06e10^6\ Mpa \cdot mm^4$

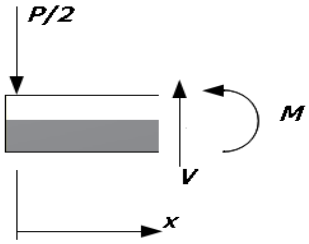
Cálculos de esfuerzos y resistencia de material.

Figura 27. Diagrama de cuerpo libre para determinar los esfuerzos presentes en la viga.



A partir del diagrama de cuerpo libre (Figura 27), se realiza el diagrama de momento, y se determinan las secciones críticas. Para una sección cualquiera de la viga (Figura 28).

Figura 28. Diagrama de cuerpo libre para una sección.



$$\sum M_x: \; M - \frac{Px}{2} = 0 \qquad M = \frac{Px}{2} \; (3.1)$$

El valor de los esfuerzos en la viga para una carga determinada y una sección cualquiera mediante la fórmula de la flexión:

$$\sigma = \frac{Mc}{I} = \frac{Pxc}{2I} \; (3.2)$$

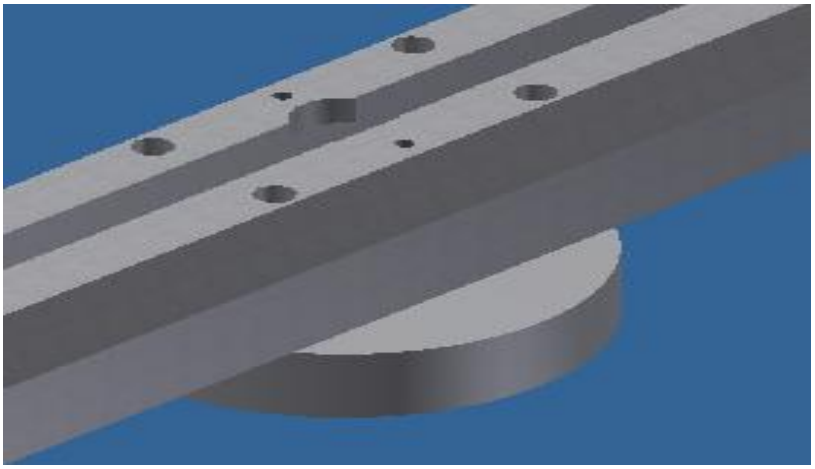
En este caso se toma el valor máximo de carga que puede transmitir la máquina de ensayos dinámicos, correspondiente a 25 KN. Que produce un esfuerzo máximo en el centro de la viga de 212,72 MPa para una distancia entre cargas de 647,5 mm y un esfuerzo 186,43 MPa en el concentrador de esfuerzo.

Sin embargo el dispositivo no permite la aplicación de la carga con una distancia entre cargas 647,5 mm debido a la configuración del carro que requiere un espacio de soporte (Ver Figura 25), teniendo en cuenta la distancia entre cargas de 553 mm el esfuerzo nominal que se presenta en el lugar del concentrador de esfuerzo es 155,38 MPa.

Concentración de esfuerzo.

La guía está unida a una base circular de 150 mm de diámetro, la cual posee una pestaña que es sujetada por la mordaza inferior de la máquina. La guía y la base se sujetan por medio de tornillos DIN 912 de acero inoxidable. Los agujeros que se necesitan para los tornillos como el de la Figura 29, producen en la guía una concentración del esfuerzo que debe ser tenida en cuenta en los cálculos tanto de la parte estática como de la parte dinámica.

Figura 29. Agujeros para tornillos de sujeción con la base.

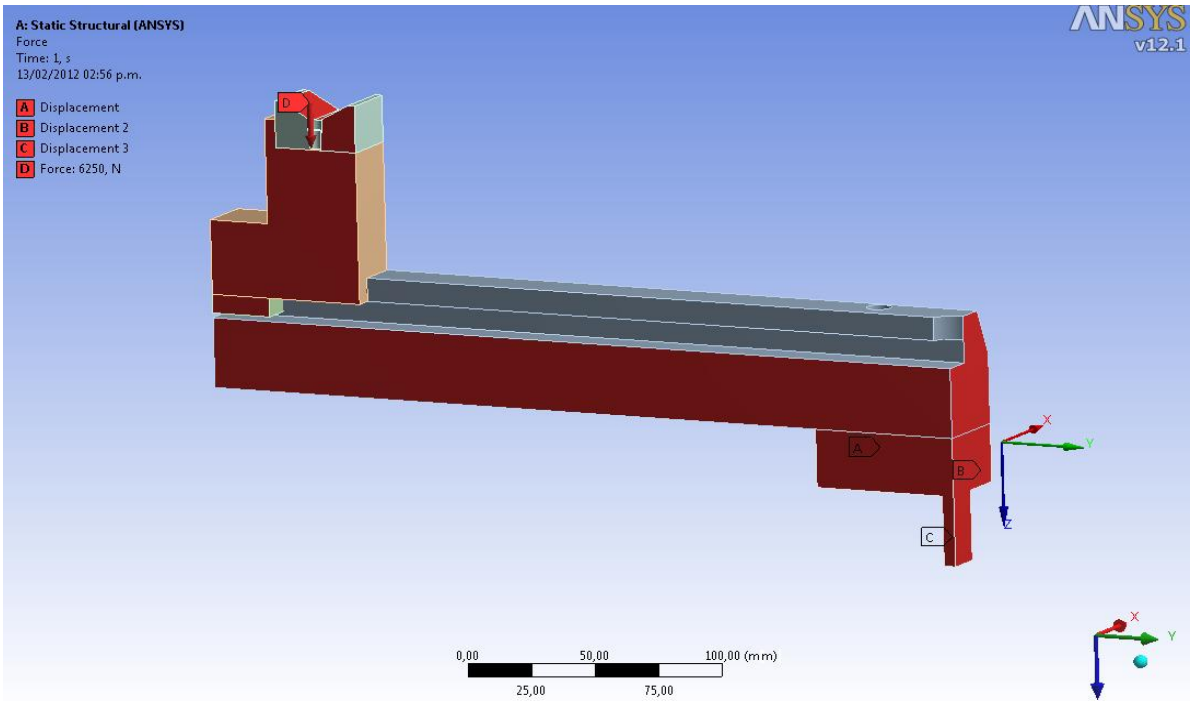


El valor del factor de concentración de esfuerzo producido por los agujeros no pudo ser encontrado en la literatura, por tanto se utilizó un software que emplea el método de elementos finitos para determinar este factor.

Al dibujo tridimensional realizado en el software CAD se realizó una partición y se tomó la cuarta parte debido a la simetría del sistema y se exportó a un software de elementos finitos. En este programa se editó el contacto entre las superficies de las distintas partes y se insertaron las condiciones de borde, se aplicaron la sujeción de mordaza y la fuerza de 6250 N correspondiente a la cuarta parte de la fuerza máxima de la máquina. En la Figura 30, las superficies correspondientes a los cortes son aquellas que presentan una condición de borde dada por la simetría del sistema, la superficie denominada en la figura como A, corresponde a la

condición de simetría en la cual no debe haber desplazamientos en el eje X, por la parte faltante del dispositivo, la superficie llamada B, no se desplaza en el eje Y porque la otra mitad del dispositivo no se lo permite, la superficie C, es una restricción que se impone para simular el agarre que hace la mordaza sobre esa superficie restringiendo el desplazamiento en Z. La flecha que apunta hacia abajo es la fuerza aplicada sobre las superficies del portarrodillo.

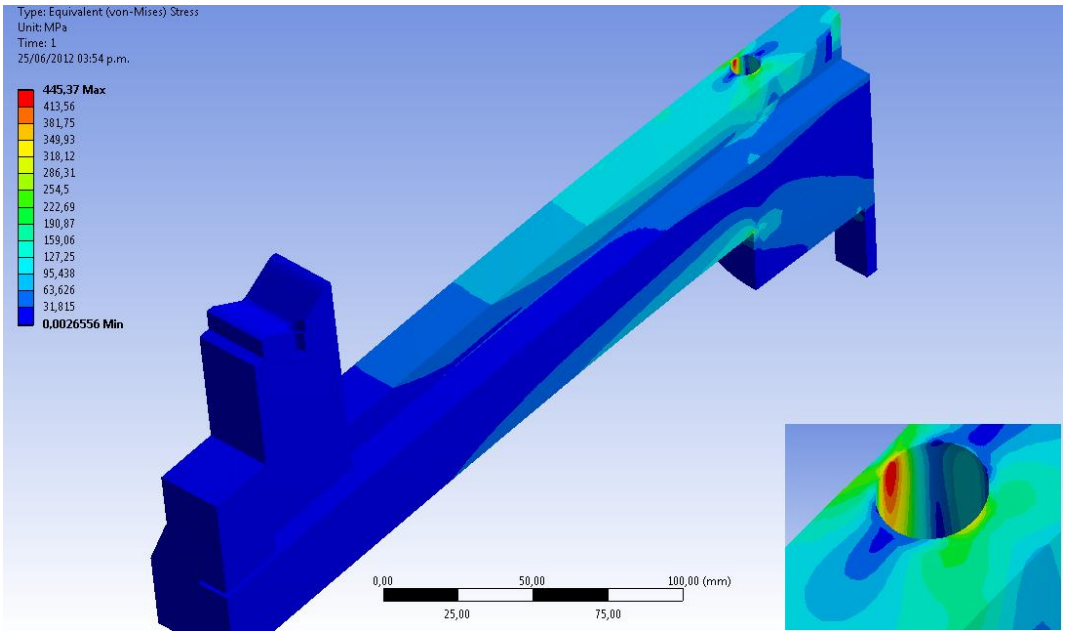
Figura 30. Condiciones de borde para el análisis en el software de elementos finitos.



El enmallado del sistema se enfocó principalmente en la guía de cola de milano, porque los demás elementos solo cumplen la función de transmisión de la fuerza, mientras la guía es quien toma la carga.

El método de enmallado de la guía fue de dos tipos de elementos que se describieron en el capítulo anterior (ver Figura 15). Se obtuvo la convergencia: se realizó el enmallado con varios tamaños de elemento hasta obtener estabilidad en el valor del esfuerzo calculado (variación de menos del 5%), con idénticos resultados para los dos tipos de malla. Los resultados que se presentan en la Figura 31 corresponden al campo de esfuerzos equivalentes de von Mises.

Figura 31. Campo de esfuerzos de von Mises de un cuarto de dispositivo sometido a carga máxima



Note que en la figura el esfuerzo máximo se presenta en el borde del agujero con el valor de 445,37 MPa. Se procede a determinar el valor del concentrador de esfuerzo mediante la ecuación:

$$k_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \text{ (3.6)}$$

$$k_t = \frac{445{,}37MPa}{155{,}38MPa} = 2{,}87 \text{ (3.7)}$$

Deflexión

Se consideró la mitad de la viga como modelo para encontrar las deflexiones que se producen al aplicar la máxima carga de manera estática, este caso representa una viga empotrada con una carga en su extremo, se realizó de esta manera porque es más fácil identificar el apoyo y las condiciones de borde en las que está la viga, además está el apoyo que brinda la base circular que si bien no es considerado en el modelo analítico, hace que esta condición sea más aproximada a la realidad. Para esta situación de acuerdo a (Gere, 2003) la deflexión es:

$$\delta = \frac{P(\frac{L_V}{2})^3}{3EI} \text{(3.8).}$$

Donde *EI* corresponde a la rigidez de la viga y L_V es la longitud de la viga.

$$\delta_{max} = \frac{12500N \cdot 323{,}75^3 mm^3}{3 \cdot 1{,}06E11MPa \cdot mm^2} = 1{,}32\ mm \quad (3.9)$$

Es importante notar que no hay un valor restrictivo en la deflexión de la guía.

3.2.2 Selección de materiales

Con el fin de cubrir la mayor cantidad de requerimientos posible, tanto de la norma ASTM E399 (ASTM, 2009) como de resistencia y mantenimiento del dispositivo se seleccionaron materiales con las siguientes características: dureza, facilidad de manipulación y resistencia mecánica. En este orden se fue limitando la lista de materiales que podrían ser utilizados para esta aplicación.

Dureza: las superficies que están en contacto con la probeta durante la prueba (rodillos y punzón) deben tener una dureza mayor a 20 Rockwell C (ASTM, 2009).

Manipulación: debido a que los componentes serán utilizados de forma frecuente, se optó por aceros inoxidables que no requieren mantenimiento superficial, y su brillo da mejor apariencia que los aleados de igual dureza y resistencia.

Resistencia: La guía requiere una alta resistencia, de manera que un material laminado o de fundición no sería suficiente, de manera que se pensó en materiales con tratamiento térmico entre los cuales se encuentran los materiales de la serie 4 de la SAE que son aceros inoxidables ferríticos y martensíticos, se escogió el acero SAE 420 con tratamiento térmico porque cumple las condiciones requeridas para realizar las distintas pruebas.

Las propiedades mecánicas de los materiales seleccionados se listan en la .

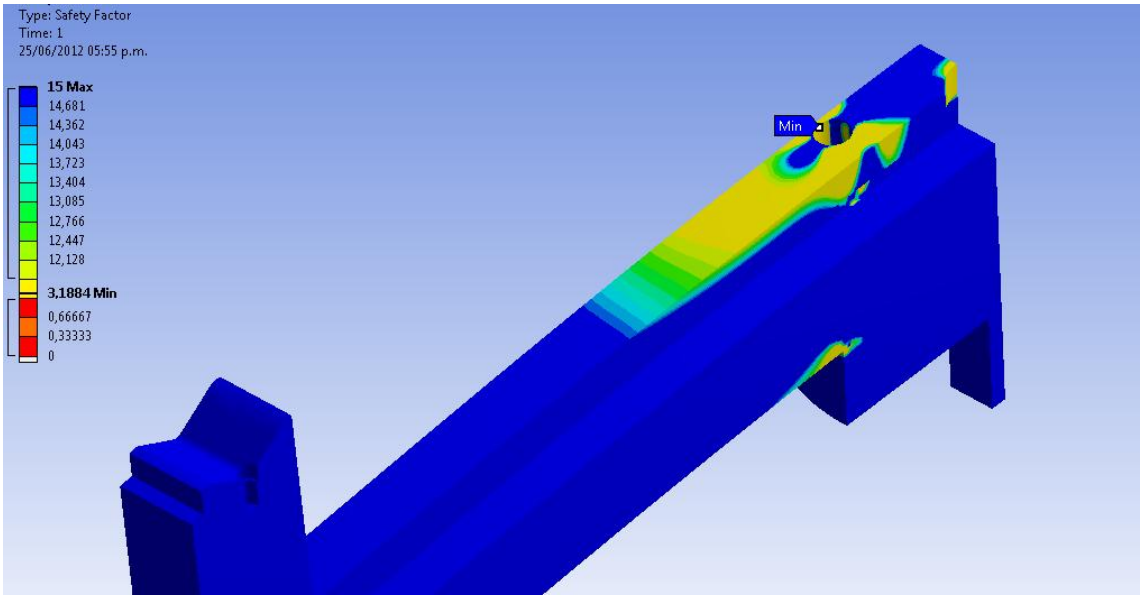
Tabla 4 Propiedades mecánicas de los materiales usados en la construcción del dispositivo

Material	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo último [MPa]
SAE 304	270	520
SAE 420	1320	1780

3.2.3 Factor de seguridad estático.

El factor de seguridad ante cargas estáticas se calculó en el software de elementos finitos de acuerdo al criterio de von Mises que indica que el valor de esfuerzo equivalente no debe sobrepasar la fluencia, en la Figura 32 se muestra el valor del factor de seguridad.

Figura 32. Factor de seguridad de acuerdo a criterio de von Mises para cada zona de la guía.



3.2.4 Frecuencia natural.

Debido a que las cargas aplicadas sobre el dispositivo son dinámicas, es importante establecer si el dispositivo para pruebas de flexión presenta resonancia cuando trabaje en la máquina de ensayos dinámicos. La frecuencia natural, a la cual se da la resonancia es (Timoshenko, 1955):

$$\omega_n = \sqrt{\frac{k}{m}} \quad (3.10)$$

Donde ω_n es frecuencia natural, *k* es la rigidez del sistema, y *m* es la masa del sistema.

Se asumió el mismo modelo para representar la guía que se utilizó para encontrar la deflexión. Se tiene a disposición el volumen del sistema completo y su densidad, la ecuación (3.10) queda de acuerdo a (Timoshenko, 1955):

$$\omega_n = \sqrt{\frac{8EI}{(L_v/2)^3 \rho V}} = \sqrt{\frac{8 \cdot 106689{,}81 Pa \cdot m^4}{0.32^3 m^3 \cdot \frac{7850 kg}{m^3} \cdot 1{,}23 \cdot 10^3 \cdot m^3}} = 1611{,}75 \frac{rad}{s} \quad (3.11)$$

Donde *EI* es la rigidez de la viga, L_v es la longitud de la viga, ρ es la densidad del material y *V* es el volumen de la viga.

Y la frecuencia en Hertz es: $f = \frac{\omega_n}{2\pi} = \frac{1611{,}75}{2\pi} = 256{,}51\ Hz \quad (3.12)$

Esta frecuencia supera la frecuencia máxima que entrega la máquina que es 100 *Hz*. El Factor de seguridad es:

$$FS_V = \frac{f_n}{f_m} = \frac{256{,}51 Hz}{100 Hz} = 2{,}5651 \quad (3.13)$$

Donde FS_V es factor de seguridad ante vibraciones, f_n es la frecuencia natural y f_m es la frecuencia de la máquina.

3.2.5 Diseño a fatiga

Los niveles de esfuerzo en los que presentan fallas por fatiga son menores a los esfuerzos que producen fallas bajo cargas monotónicas, a pesar que se realizó una revisión de la resistencia a cargas estáticas, es necesario considerar las cargas dinámicas, porque una función importante del dispositivo es ser un medio para la realización de pruebas de fatiga por flexión no rotativa.

A partir de las dimensiones propuestas en el análisis estático donde se halló un factor de seguridad adecuado, se determinó el posible comportamiento a fatiga del dispositivo, el procedimiento consistió en comprobar un rango de combinaciones de esfuerzo medio y esfuerzo alternante que se graficaron en un diagrama de Goodman modificado, así para cada condición se pueden calcular los factores de

seguridad de cada caso. El dispositivo solo puede transmitir momentos fluctuantes positivos (causado por cargas de compresión en la máquina), desde cero hasta 25KN, por lo cual no se consideran cargas negativas o estados de esfuerzo revertidos.

Se determinó la resistencia del material a fatiga, para esto se realizó la estimación de los factores de reducción de resistencia a partir del esfuerzo último del material S_u 1780 Mpa.

Factor de carga C_a.

Puesto que la guía está solamente a flexión este factor de acuerdo a Norton (Norton, 1999) es:

$$C_a = 1 \quad (3.14)$$

Factor de tamaño C_b.

Dado que la sección es de una forma que no es común, Norton (Norton, 1999) se provee una ecuación para aplicar utilizando un diámetro equivalente (d_e)

$$C_b = 1{,}24 d_e^{-0{,}107} \quad (3.15)$$

Y d_e se obtiene de igualar el área de sección esforzada a más del 95% del esfuerzo máximo con el área esforzada a más del 95% del esfuerzo máximo de una sección circular en flexión rotatoria, según la ecuación:

$$A_{\sigma 95} = \frac{d_e}{0{,}0766} \quad (3.16)$$

Se determinó al encontrar la profundidad a la cual el esfuerzo normal es el 95% del esfuerzo en la superficie de la viga, con esta profundidad se hicieron los cálculos.

$$0{,}95\sigma = \frac{PL_v(c-h)}{2I} \quad (3.17)$$

Donde *I* es la Inercia, *P* es la carga aplicada, L_v es la longitud de la viga, *c* es la distancia del borde al eje neutro y *h* es la distancia desde el sitio esforzado a 95% de esfuerzo máximo hasta el borde superior.

Despejando h:

$$h = c - \frac{1{,}9\sigma_{max}}{PL_v} = 28{,}04mm - \frac{1{,}9 \cdot 212{,}75MPa \cdot 533449{,}06mm^4}{25000N \cdot 323{,}75mm} = 1{,}4mm \quad (3.18)$$

De forma que el $A_{\sigma 95}$ es:

$$A_{\sigma 95} = 2\left[1895ormmm^2 + 1{,}4^2 \cdot \frac{20}{18}mm^2\right] = 54{,}76\ mm^2 \quad (3.19)$$

Reemplazando $A_{\sigma 95}$ en la ecuación (3.16): $d_e = 26{,}71\ mm$(3.20)

El factor de tamaño: $C_b = 1{,}24d_e^{-0{,}107} = 0{,}87$(3.21)

Factor de superficie C_c

Debido a la rugosidad propia de la superficie obtenida por el maquinado, es posible que se induzcan pequeños concentradores de esfuerzo o puntos donde pueda iniciarse una fisura, por lo cual se reduce la resistencia utilizando un factor de efecto superficial. En Norton (Norton, 1999) se expresa este valor en función del esfuerzo último como:

$$C_c = 4{,}51S_{ut}^{-0{,}265} = 4{,}51 \cdot 1780^{-0{,}265} = 0{,}62 \quad (3.22)$$

Factor de temperatura C_d

Los cambios en la resistencia a fatiga de los aceros empiezan a verse luego de los 300ºC (Norton, 1999) de manera que este factor $C_d = 1$(3.23)

Factor de confiabilidad C_e

Este factor previene la situación en la cual el valor de la resistencia a fatiga real del componente sea menor a la resistencia estimada o medida en pruebas de laboratorio debido a dispersión estadística (Norton, 1999).

Se selecciona una confiabilidad del 90% para lo cual el valor del factor de confiabilidad es

$$C_e = 0{,}89 \quad (3.24)$$

Después de haber determinado estos factores se hizo el cálculo de la resistencia a fatiga corregida mediante la ecuación:

$$S_e = C_a C_b C_c C_d C_e S_{e'} \text{ (3.25)}$$

Donde Se' es un valor de esfuerzo que se asigna según el valor del esfuerzo último del material, resistencia a la fatiga sin corregir al que se le aplican los factores de reducción de resistencia. (Norton, 1999) indica:

$$S_e^{'} = 0{,}5 i S_u; \quad S_u < 1400\ MPa\ (3.26)$$

$$S_e^{'} = 700\ Mpa; \quad S_u \geq 1400\ MPa\ (3.27)$$

$$S_e = 13.27): \cdot 0{,}621 \cdot 1 \cdot 0{,}897 \cdot 700 MPa = 339{,}80 MPa (3.28)$$

Para todos los casos la carga máxima fue 25 KN correspondientes a la máxima capacidad de la máquina, la carga mínima se incrementó en valores de 1 KN hasta 23 KN. Debido a la configuración equivalente en la que se considera media viga con un empotramiento en el extremo para tener en cuenta la condición de ángulo de deflexión nulo en el centro de la viga la carga de trabajo es la reacción en un extremo que corresponde a la mitad de la carga aplicada por el equipo, de esta manera se obtiene el siguiente rango de cargas medias y alternantes que se puede ver en la tabla 4.

Se obtuvieron los esfuerzos para cada pareja de carga media y carga alternante mediante la ecuación (3.2), multiplicados por el factor de concentración de esfuerzo a fatiga k_f que se obtiene de la ecuación:

$$k_f = q(k_t + 1) - 1 \text{ (3.29)}$$

Donde q es la sensibilidad del material a muescas, el valor se obtuvo de Shigley (Nisbett, 2006) y k_t es el factor de concentración de esfuerzo estático.

De lo cual k_f es:

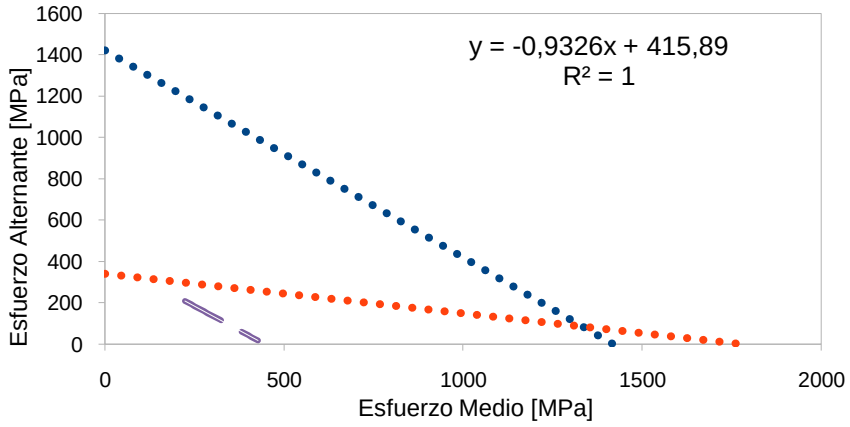
$$k_f = 0{,}95(2{,}87 + 1) - 1 = 2{,}67 (3.30)$$

Como el esfuerzo medio es distinto de cero, existe la posibilidad de que se presente fluencia localizada en la zona del concentrador, para evitar este efecto, se define un factor de concentración de esfuerzo medio denominado k_{fm} cuyo valor está definido por la ductilidad del material (Norton, 1999), debido a que el acero inoxidable SAE 420 bonificado, es un material frágil se toma k_{fm} igual a k_t. Los resultados esfuerzos reales medios y alternantes se graficaron en la Tabla 5 junto con las líneas de falla del diagrama de Goodman para vida infinita modificado.

Tabla 5. Rango de cargas medias y alternantes.

Carga media [N]	Carga alternante
6250	6250
6500	6000
6750	5750
7000	5500
7250	5250
7500	5000
7750	4750
8000	4500
8250	4250
8500	4000
8750	3750
9000	3500
9250	3250
9500	3000
9750	2750
10000	2500
10250	2250
10500	2000
10750	1750
11000	1500
11250	1250
11500	1000
11750	750
12000	500

Figura 33. Diagrama de Goodman Modificado. La línea a trazos indica las parejas de esfuerzo de la tabla 5.



Se encontró una relación entre esfuerzo alternante y esfuerzo medio de los puntos cuya ecuación se muestra en la Figura 33, como los casos evaluados tienen como carga máxima la carga límite del equipo (25 KN) este escenario es el más crítico que podría presentarse. (Norton, 1999), describe la ecuación para determinar el factor de seguridad a fatiga en este caso:

$$N_f = \frac{S_e S_u}{\sigma_a S_u + \sigma_m S_e} \quad (3.29)$$

Donde S_u es el esfuerzo último del material, S_e es la resistencia a fatiga corregida, σ_a es el esfuerzo alternante, σ_m es el esfuerzo medio y N_f es el factor de seguridad a fatiga.

El factor de seguridad mínimo para el caso de máxima carga alternante es:

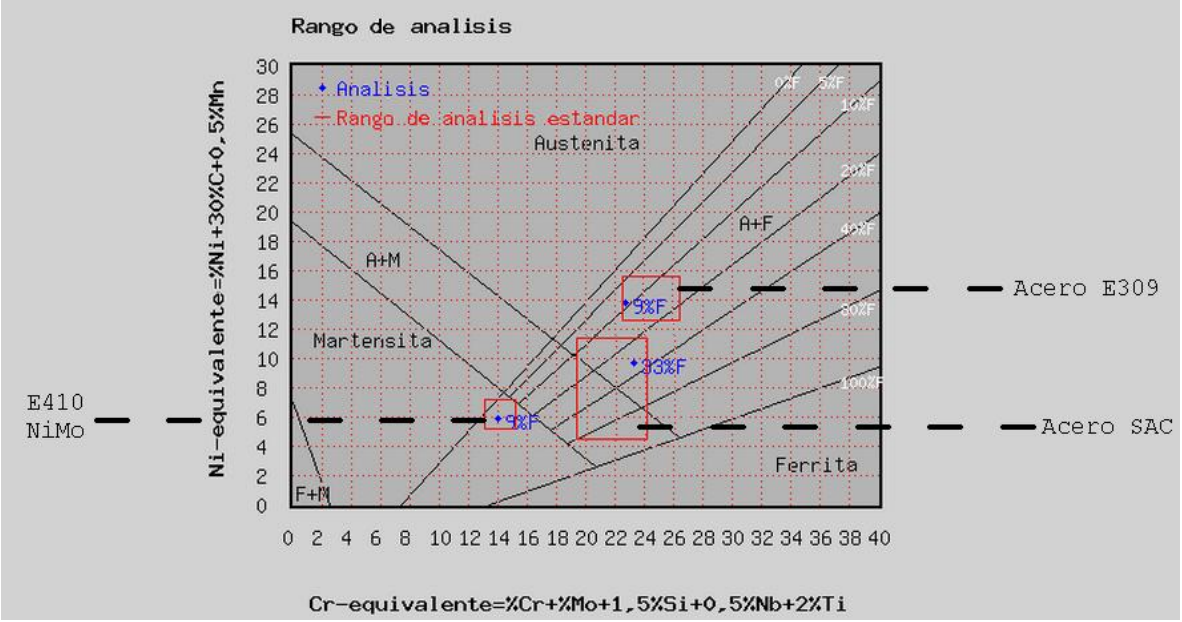
$$N_f = \frac{399{,}80 \cdot 1780}{207{,}94 \cdot 1780 + 222{,}98 \cdot 339{,}80} = 1{,}35$$

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1. COMPARACIÓN MICROESTRUCTURAL

Se realizó una predicción de la microestructura mediante el uso de un diagrama de Schaeffler, para distinguir de forma clara las fases presentes en los materiales de aporte. En la Figura 34, se muestra este diagrama con la ubicación de las tres soldaduras.

Figura 34. Diagrama de Schaeffler con la ubicación de los tres materiales de aporte, los rectángulos contienen el rango de valores máximos y mínimos de la composición del material.



Fuente: **MIG Weld GmbH International** MIG Weld GmbH International 10 de febrero de 2013. - http://www.migweld.de/english/service/welding-stainless-steels/schaeffler-diagram-for-standard-analysis.html.

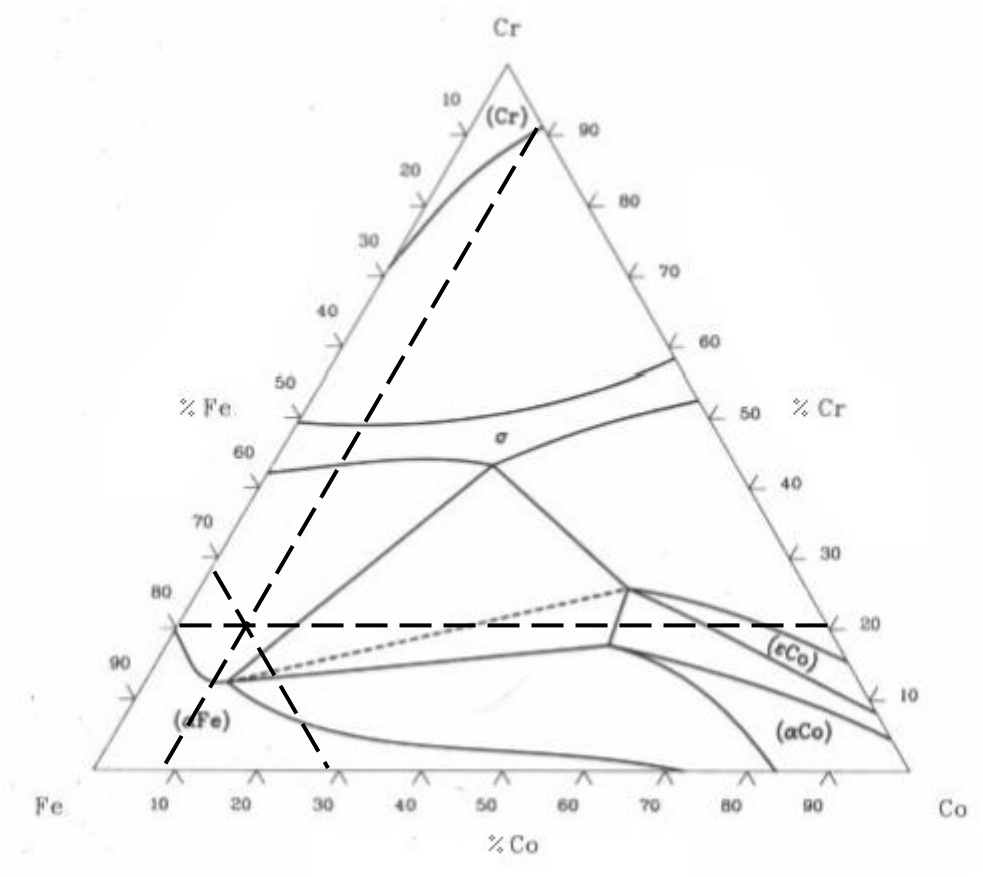
Para el material E309 se observa en la Figura 34, que hay mezcla de fases, donde la fase principal es austenita con 9% de ferrita *δ*.

El acero SAC presenta como fase principal austenita, con un contenido de ferrita *δ* de 33%, el rango de composición indica que podría presentarse martensita en este material.

El aporte E410 Ni Mo, está en la zona donde se mezclan las fases martensita y ferrita, con un contenido de ferrita del 9%.

En el caso del aporte SAC, se considera el efecto del Cobalto que es un elemento formador de austenita, pero que no se tiene en cuenta en el diagrama de Schaeffler, al agregar un diagrama de fase ternario de Hierro – Cromo – Cobalto (ASM, 1993), que se muestra en la Figura 35.

Figura 35. Diagrama ternario de fases Fe – Cr – Co a 600°C. Las líneas a trazos señalan el punto en el que se encuentra la aleación SAC. Las fases corresponden a hierro *α* (austenita) y a fase *σ*

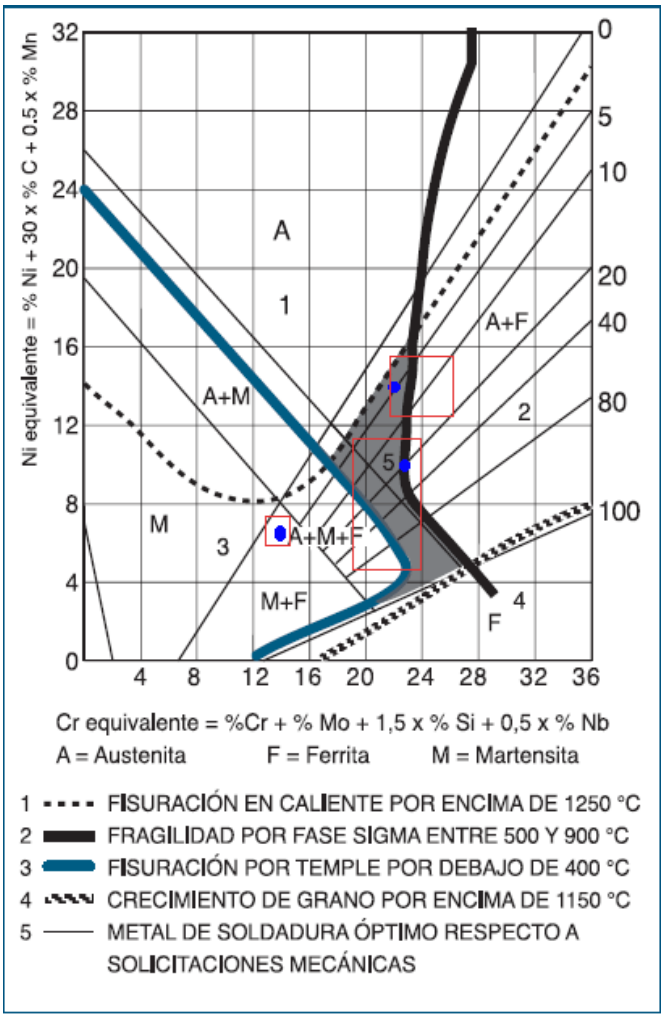


Fuente: **ASM** Alloy Phase Diagrams. - [s.l.] : American Society for Metals, 1993. - Vol. 3 : 20.

En la Figura 36 se muestra un diagrama de Schaeffler con las zonas en las cuales se presentan características microestructurales perjudiciales que aparecen en las soldaduras y que afectan el comportamiento mecánico de los recubrimientos. La zona sombreada indica la región de composiciones en las que los metales pueden formar la fase *σ*. La fase sigma es un compuesto intermetálico de Hierro y Cromo

(Fe_7Cr_6) derivado de la ferrita δ conocida por su efecto indeseable al reducir la tenacidad y ductilidad, además de ser una fase frágil (ASM , 1993).

Figura 36. Diagrama de Schaeffler que indica las zonas en las que se producen microestructuras perjudiciales para las propiedades mecánicas de los materiales de aporte.



Fuente: **Ibarra M., Núñez, E., Huerta, J. M.** Manual de Aceros Inoxidables [Libro]. - [s.l.] : Indura, 2010. - págs. 17 - 41.

De acuerdo al diagrama mostrado en la Figura 36, la aleación SAC es susceptible de fragilizarse por la aparición de la fase σ.

4.1.1 Material de Aporte E309.

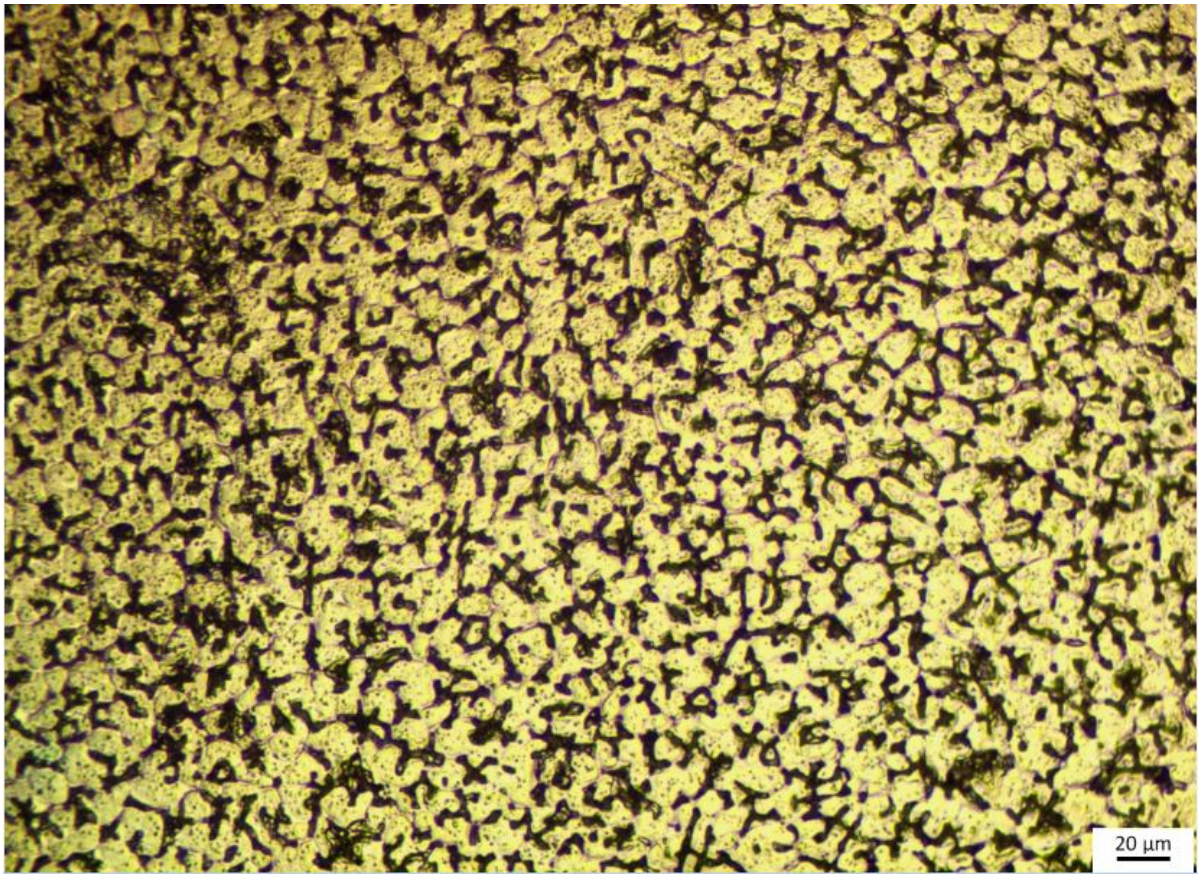
En la Figura 37 se muestra la microestructura después de la aplicación de la soldadura E309, la microestructura es muy similar a la reportada por (Musardo, 2006) y (Kou, 2003), que presenta crecimiento dendrítico y líquido interdendrítico de ferrita δ, las dendritas son largas y hay varios conjuntos que siguen la misma dirección, conforme con la extracción de calor.

Figura 37. Microestructura aporte E309, zona de aplicación a 100 aumentos. La vista superior corresponde a la sección longitudinal, la vista frontal a la sección transversal, la lateral derecha a otra región de la misma sección transversal.



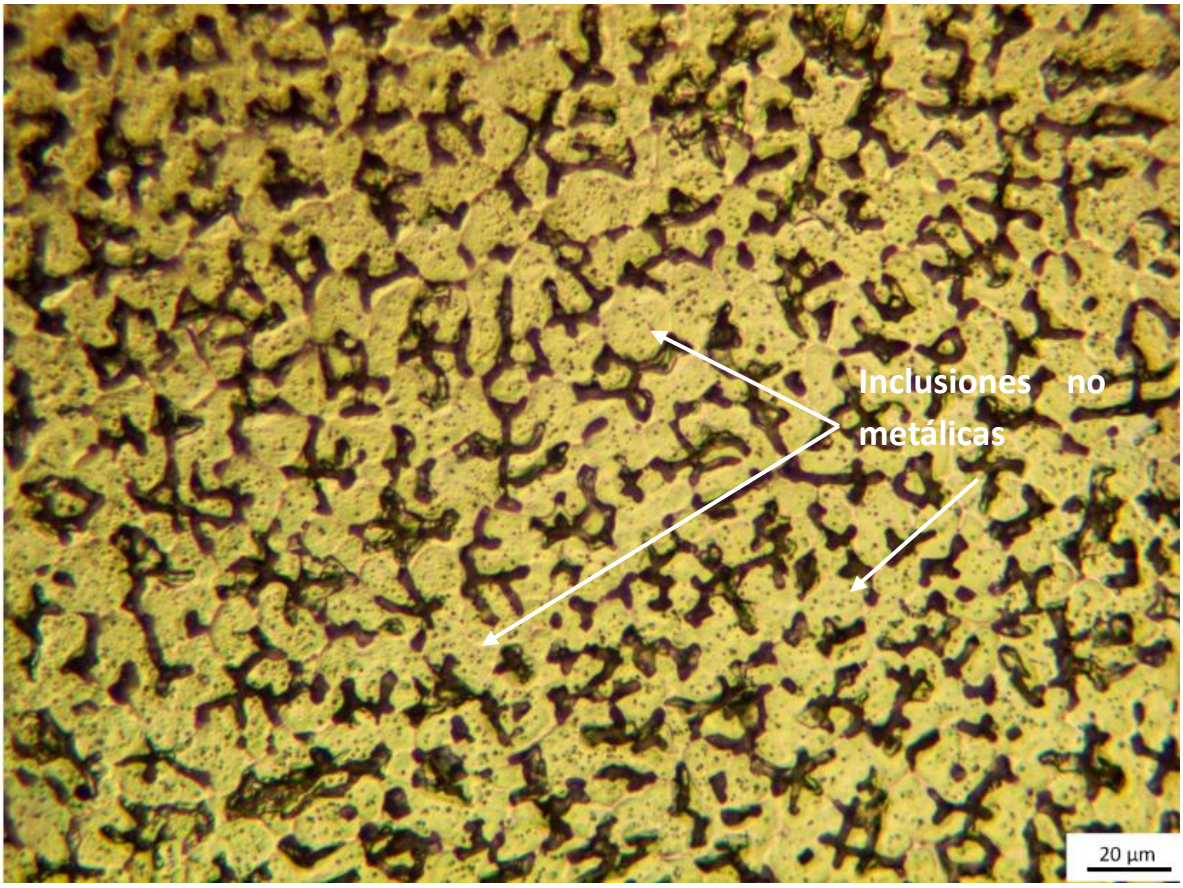
En la Figura 38 se presenta la sección longitudinal del material de aporte E309, se observan los bordes dendríticos entre los cuales se distribuyó la ferrita δ de manera uniforme por toda la aplicación, no se pudo por medio de la medición de microdurezas establecer la dureza de esta fase porque el área de las costillas de las dendritas no tiene el tamaño suficiente para que el microindentador penetre únicamente esta fase.

Figura 38. Micrografía de la sección longitudinal del material de Aporte E309, a 250 aumentos.



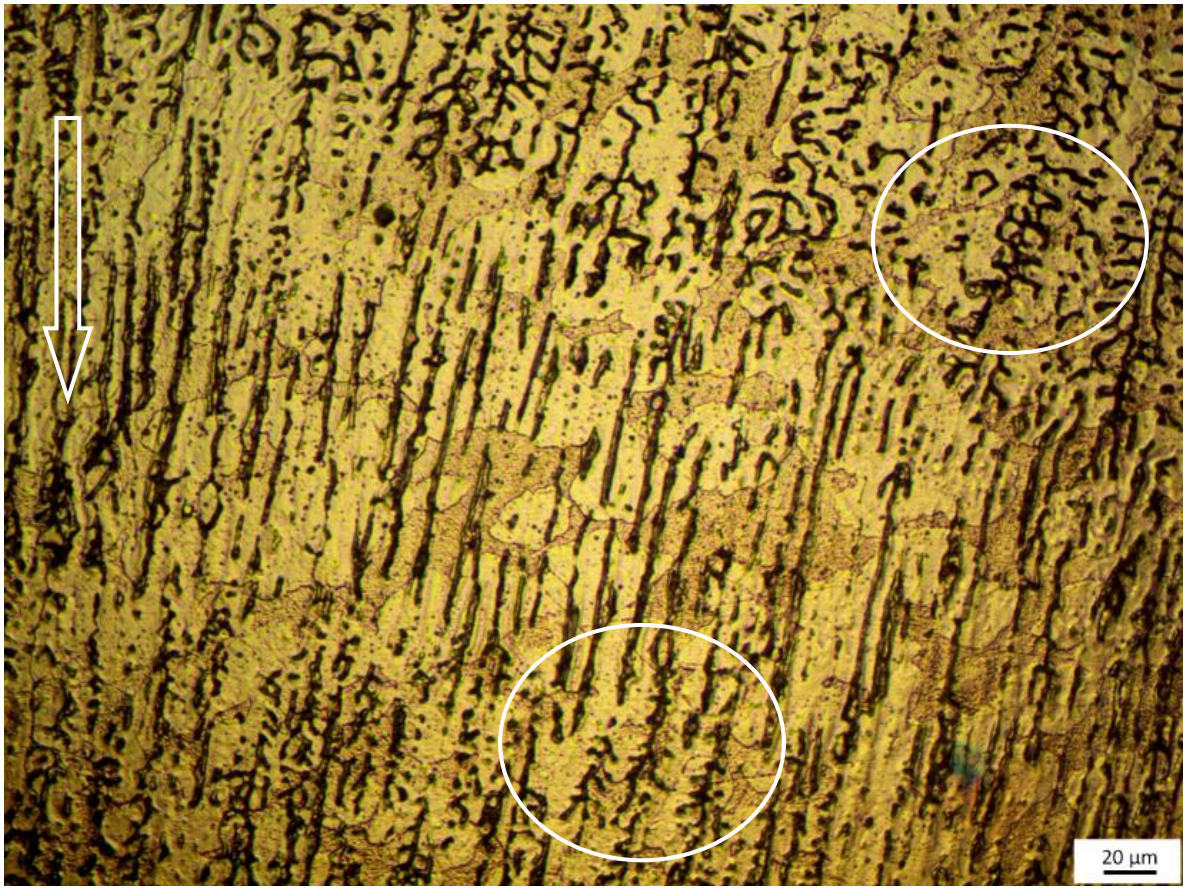
Se observan distribuidos sobre la matriz austenítica pequeños puntos que están señalados en la Figura 39, Musardo (Musardo, 2006) indica que estos pueden corresponder a inclusiones producidas por óxidos, el tamaño de estas inclusiones es menor o igual a 1 µm. Además puede observarse un marcado efecto del ataque sobre la ferrita δ, lo que indica que esta fase tiene menos resistencia a la corrosión que la austenita.

Figura 39. Aporte E309, micrografía a 400 aumentos, se señalan las inclusiones no metálicas.



En la Figura 40 se observa el cambio en la forma de las dendritas de un pase depositado a otro, conforme se avanza en la aplicación que va desde la zona superior hacia la zona inferior de la imagen como indica la flecha de la Figura 40, las dendritas más largas se ensanchan tomando el líquido remanente del material de aporte fundido. Al solidificarse un nuevo cordón de soldadura, las primeras zonas tienen una mayor cantidad de dendritas en un mismo espacio, como señalan los círculos.

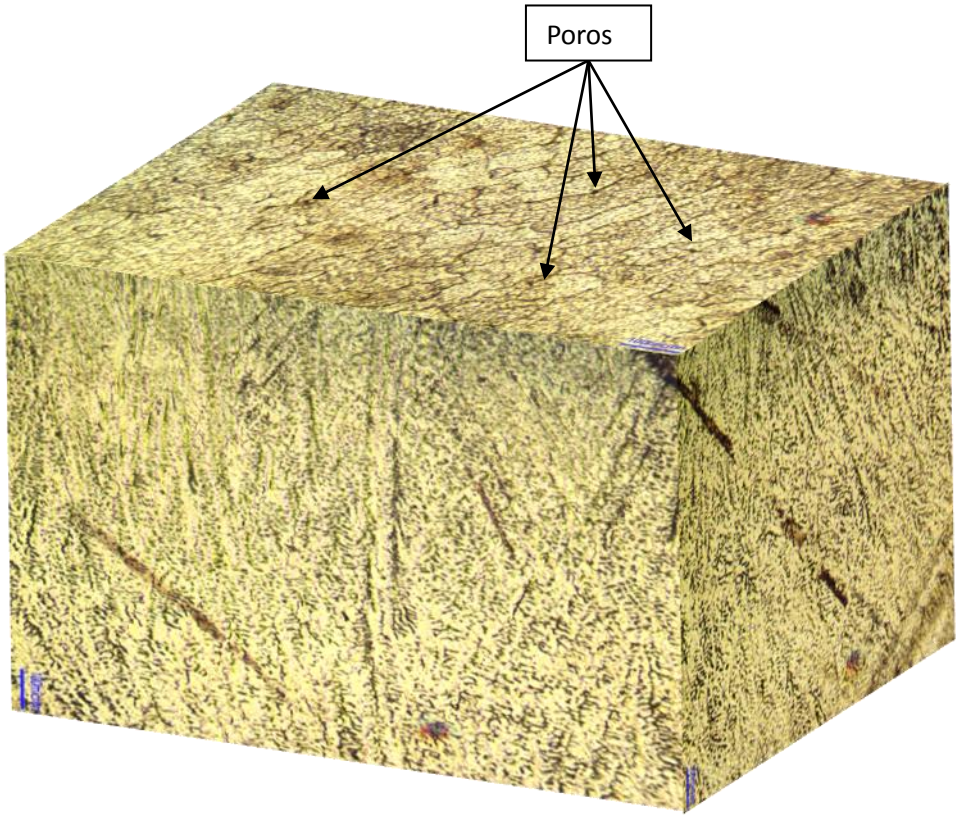
Figura 40. Aporte E309, Fotografía a 250 aumentos. Sección transversal.



4.1.2 Soldadura de acero austenítico con alto contenido de cobalto (SAC).

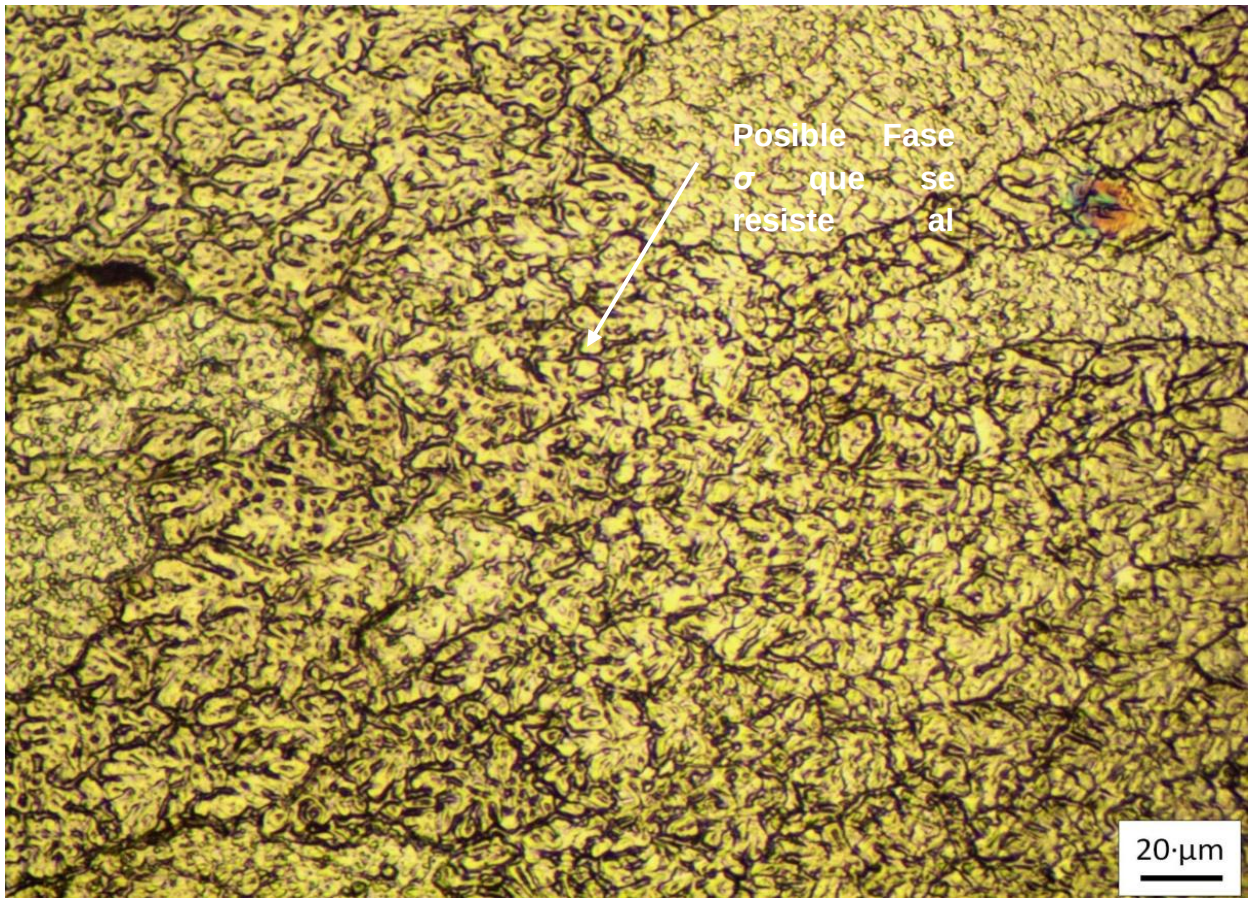
En la Figura 41 se observa que se presentó crecimiento dendrítico, ferrita δ como líquido interdendrítico, en la cara superior se puede observar que la porosidad es mayor que en el acero E309 (Figura 37), en la sección transversal de la figura se ve que el desarrollo de las dendritas tiene más direcciones y el efecto del ataque químico es más nocivo para algunas zonas del material. En la parte superior pueden notarse bordes similares a contornos de grano.

Figura 41. Microestructura de zona de aporte SAC 100 aumentos.



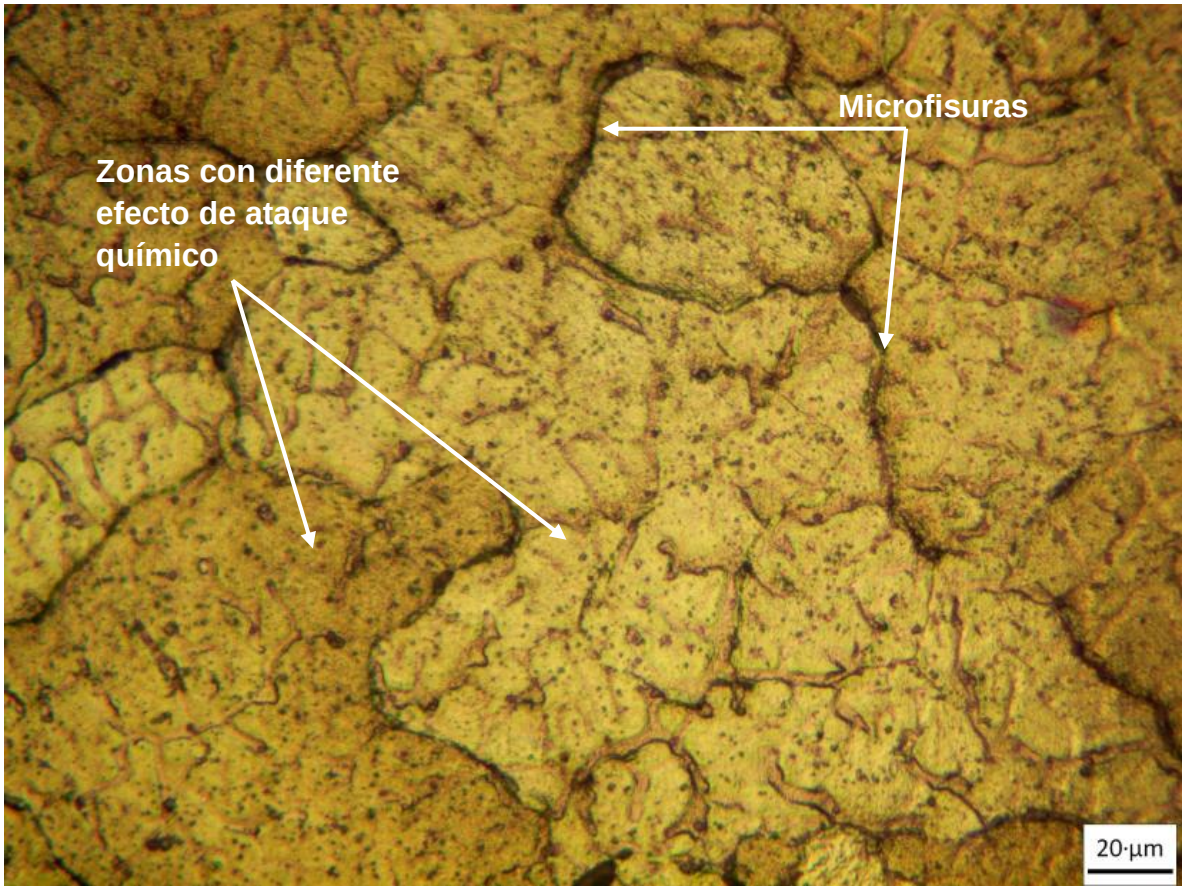
En la Figura 42, se aprecia una característica del material: el ataque químico no tiene suficiente penetración sobre el líquido interdendrítico. Sin embargo, incrementar el tiempo de ataque produce quemado de la muestra sobre la región austenítica, lo que impide tomar las fotografías. Posiblemente corresponde en algunas zonas a la fase sigma (σ) que es más rica en Cromo que la ferrita δ, se mostró la susceptibilidad de este material a facilitar la nucleación de esta fase en el diagrama de Schaeffler zonificado. (Figura 36)

Figura 42. Microestructura SAC 250 aumentos.



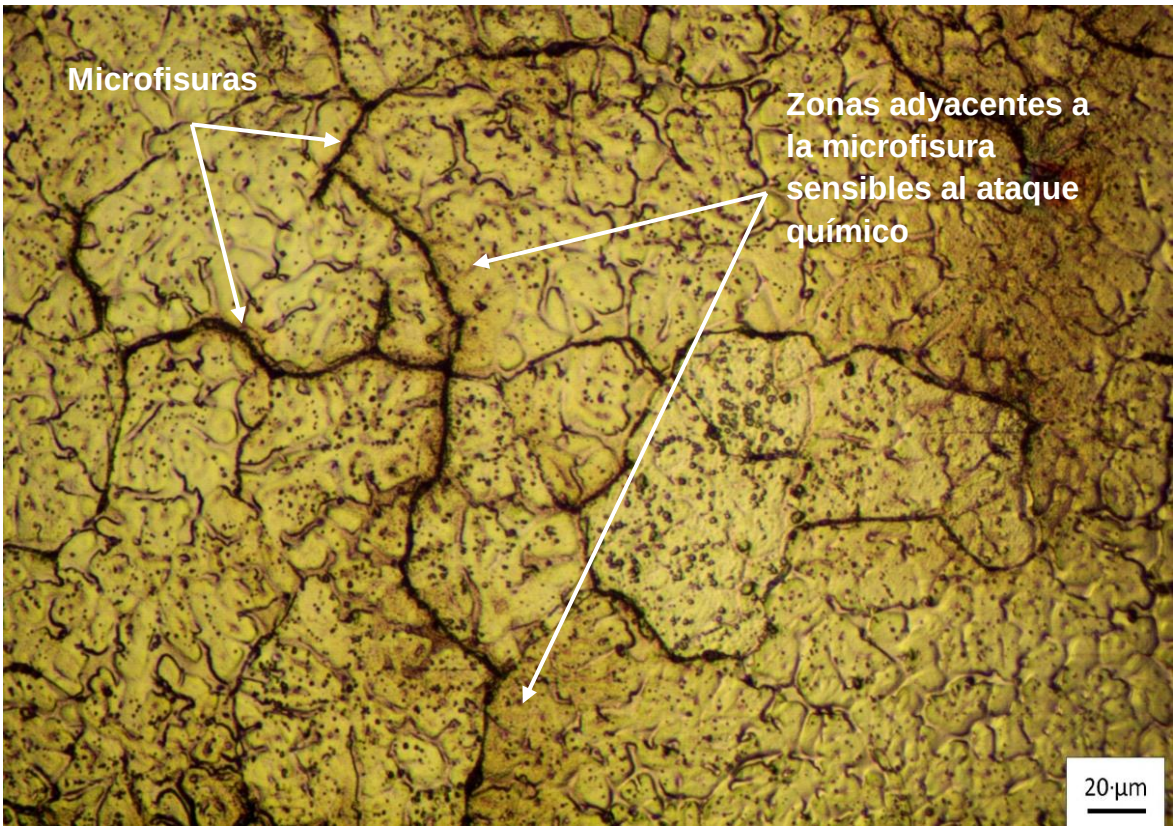
En la Figura 43 se observa que el ataque es más efectivo sobre ciertas zonas de la muestra, se hacen visibles microfisuras o bordes interdendríticos a los que posiblemente han migrado carburos de cromo, de manera que al aplicar el ataque químico se produce corrosión intergranular, además por el alto contenido de ferrita δ y los sucesivos calentamientos, cuando se aplicaron nuevas capas de aporte ha nucleado la fase sigma.

Figura 43. Microestructura de SAC 400 aumentos.



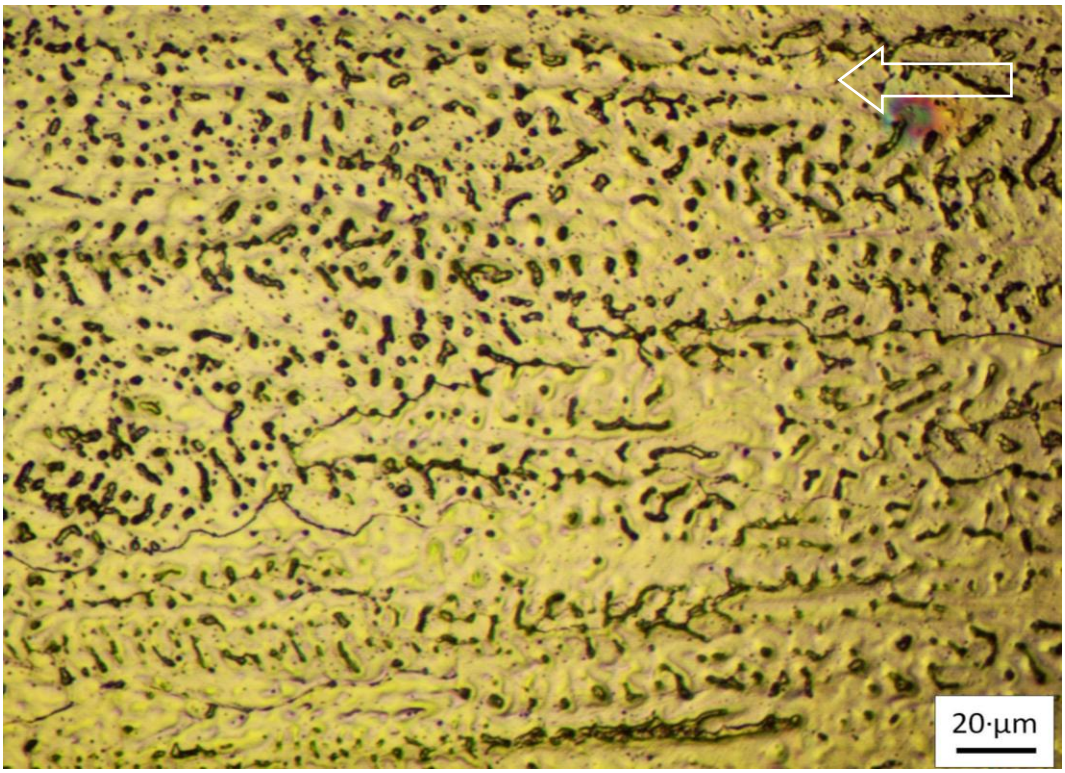
Congruente con las microfisuras mencionadas en la figura anterior se observan microfisuras en la Figura 44, adyacente a las microfisuras la austenita presenta un color más oscuro que indica mayor sensibilidad al ataque químico, esto es producto de la migración de carburos de Cromo hacia los bordes de grano dejando a la austenita en aquellas zonas sin Cromo suficiente para soportar la corrosión que produce el ataque.

Figura 44. Microfisura presentada en el material de aporte SAC. Fotografía a 250 aumentos.



En la Figura 45 se observa gran similitud con lo observado en el acero E309, aunque las dendritas tienen una menor definición, la orientación es continua y corresponde a un grupo de dendritas que van en la misma dirección, como se indica en la flecha de la figura.

Figura 45. Microestructura de SAC. 250 aumentos. Sección Transversal.



Al iniciarse un nuevo pase de soldadura como se observa en la Figura 46 hay menor efecto del ataque químico, existe un mayor orden en la solidificación y la cantidad de dendritas disminuye a medida que se asciende en la altura del cordón. Este resultado es muy similar a lo obtenido por (Musardo, 2006), que se muestra en la Figura 47.

Figura 46. Microestructura SAC 250 aumentos. Sección transversal.

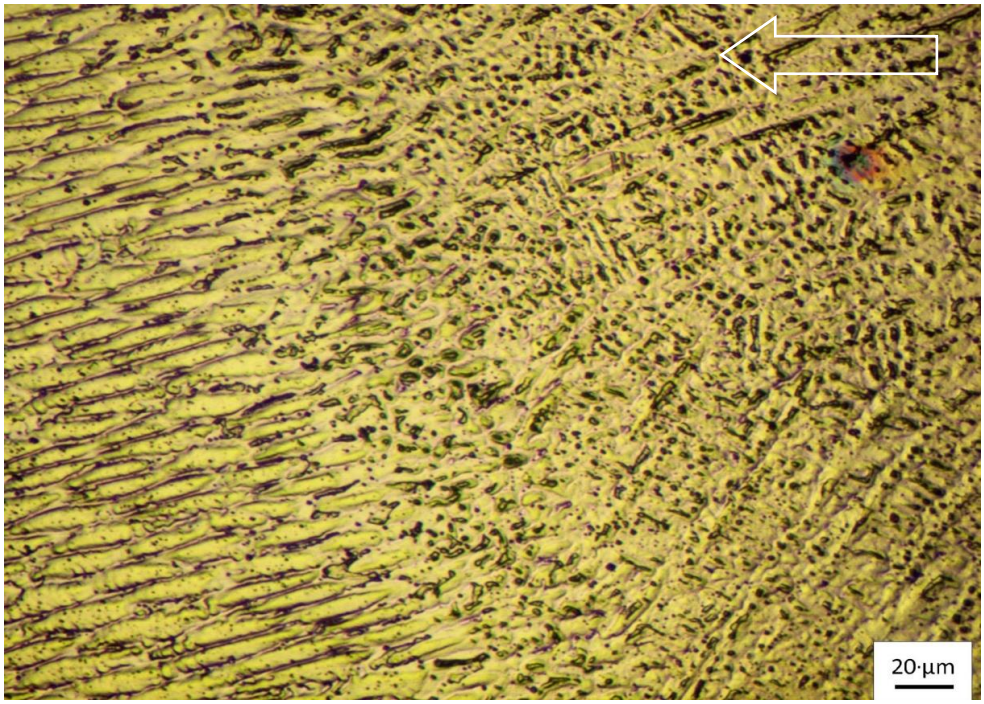
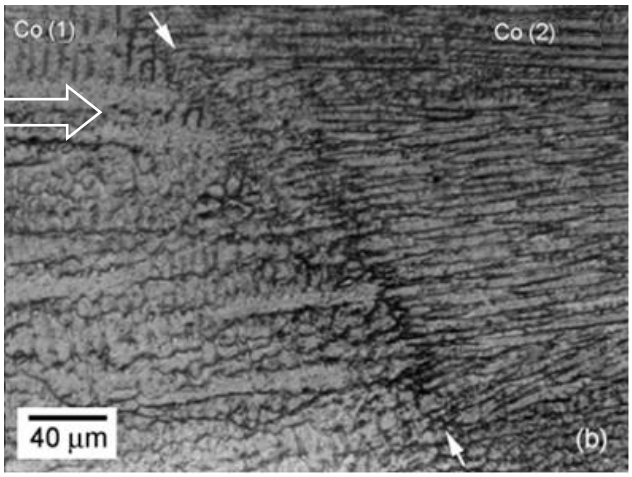


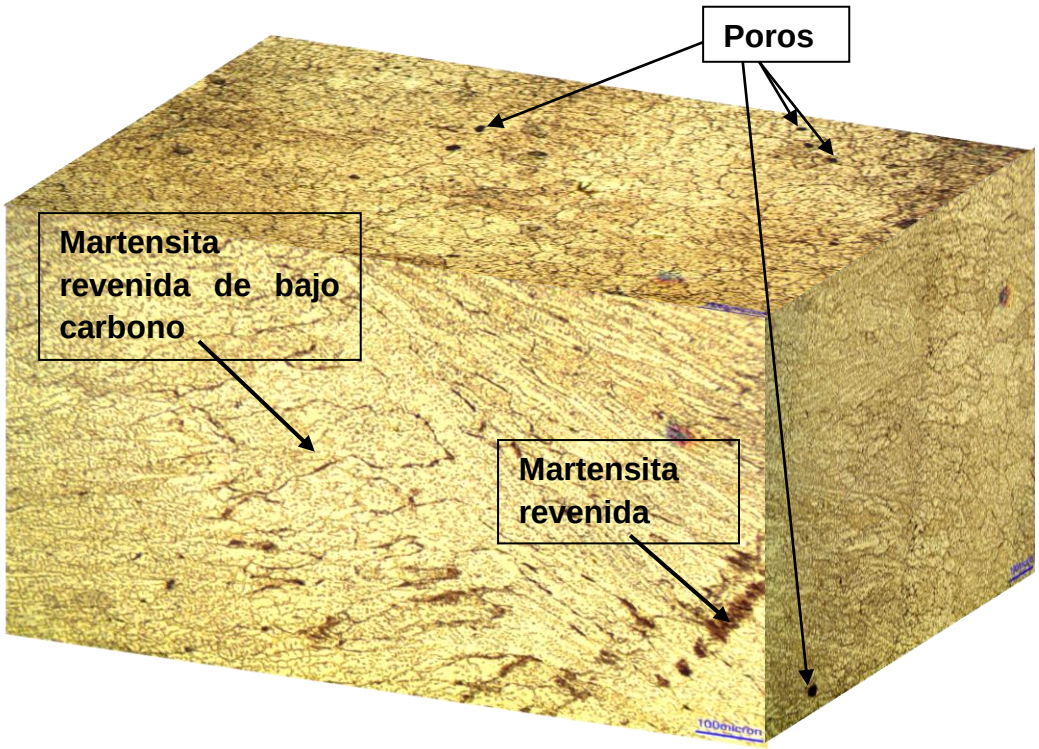
Figura 47. Microestructura obtenida por (Musardo, 2006), para la interfaz entre dos cordones



4.1.3 Acero martensítico E410 Ni Mo.

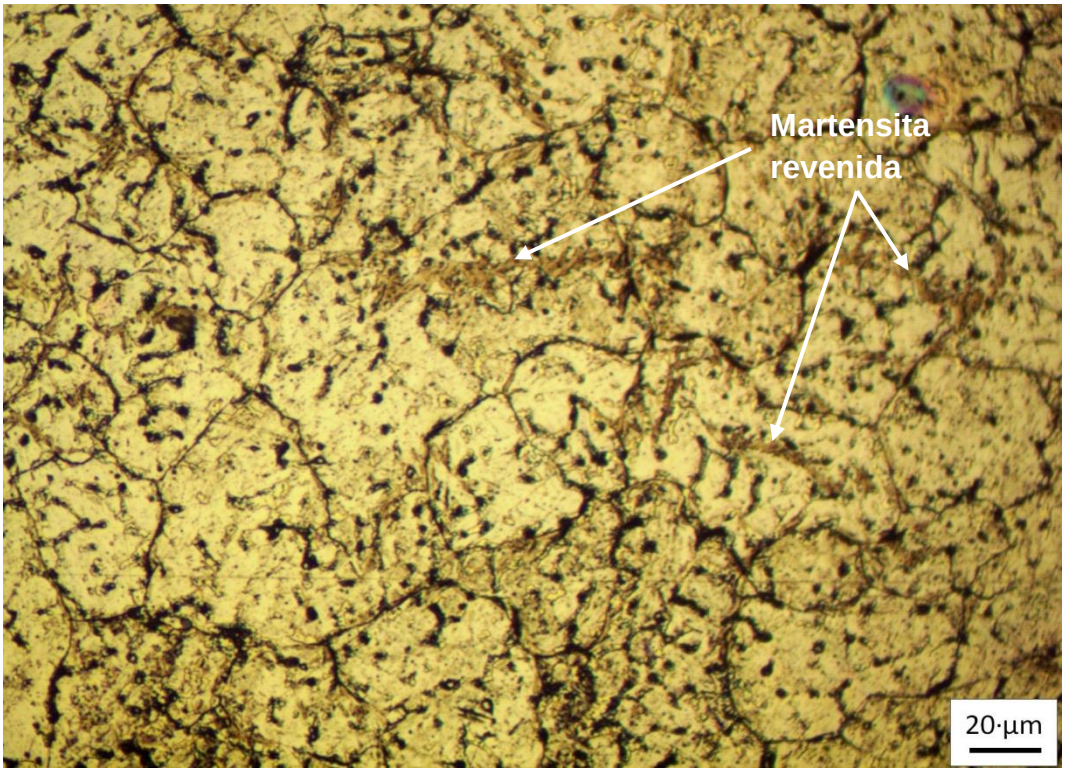
En la Figura 48 la microestructura corresponde a martensita revenida de bajo carbono la cual está señalada en la figura, las zonas más oscuras corresponden a martensita revenida normal, que ha liberado carburos y es mucho más sensible al ataque químico, también existe una tercera fase distribuida sobre toda la superficie y que no fue posible identificar por medio de medición de microdureza. La porosidad en esta soldadura es mayor que en las austeníticas, al punto de influir de manera importante sobre las propiedades mecánicas, la dureza se mantuvo igual a la reportada por (Bilmes, 2000), pero el esfuerzo de fluencia fue menor.

Figura 48. Microestructura zona de aporte E410 Ni Mo 100 aumentos.



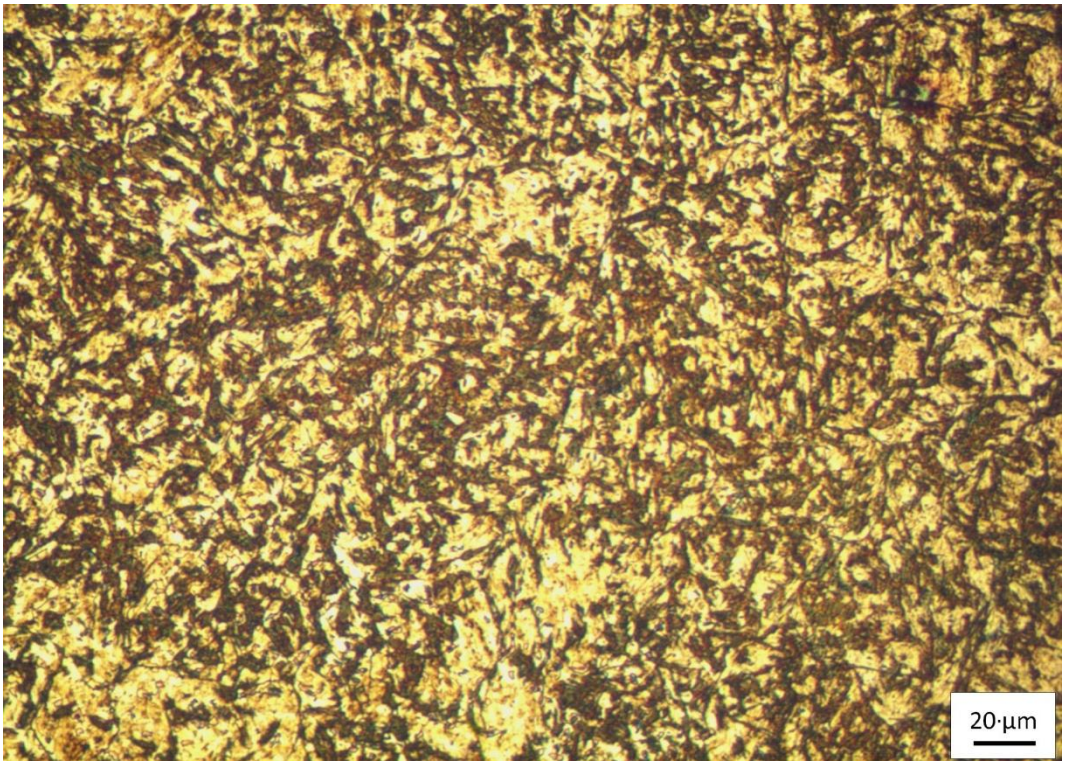
En la Figura 49, la porosidad es abundante, se observan microfisuras, hay pequeñas zonas de martensita revenida que se señalan con flechas.

Figura 49. Microestructura E410 Ni Mo, 250 aumentos.



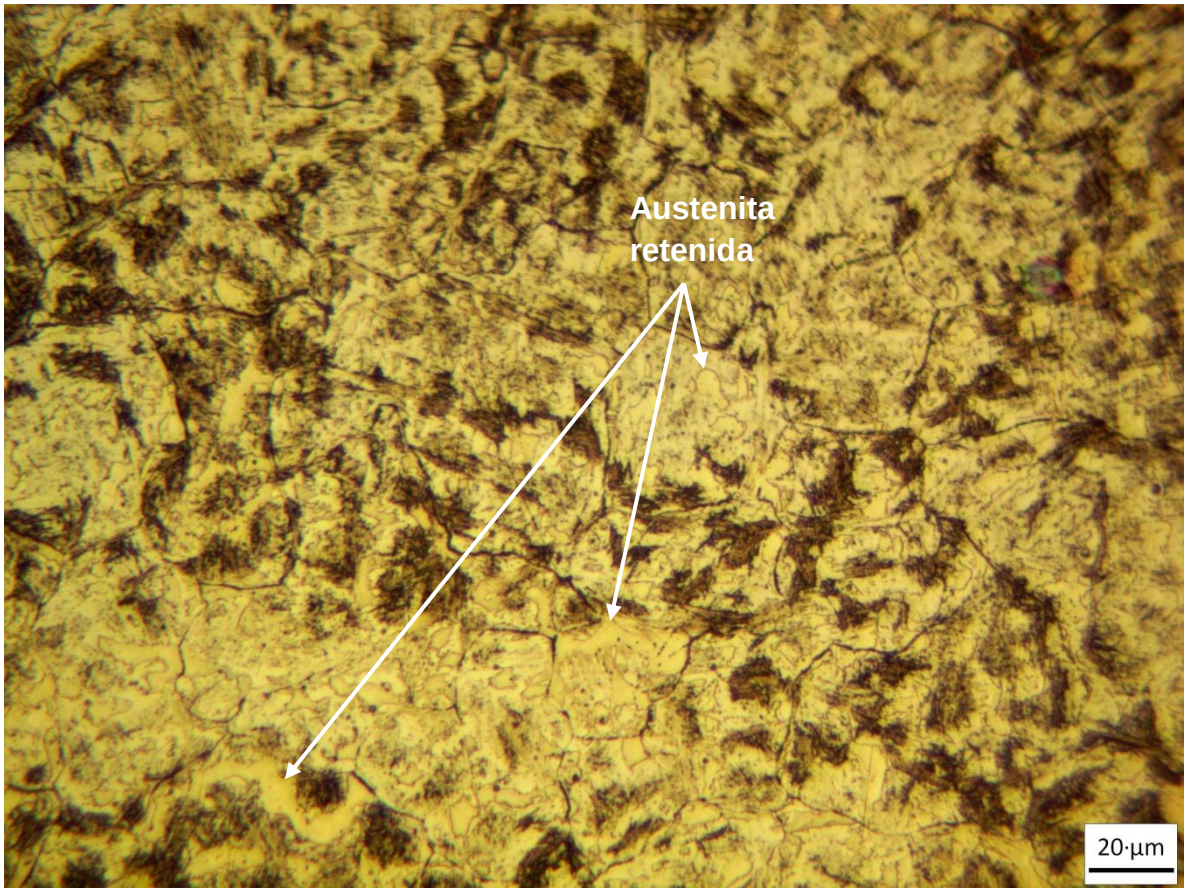
En la Figura 50 se observa la martensita revenida normal que se agrupa en algunos conjuntos de granos, lo que puede indicar un efecto producido por la segregación al aplicarse la soldadura, además de diferencias en las velocidades de enfriamiento.

Figura 50. Microestructura de E410 Ni Mo zona de martensita revenida 250 aumentos.



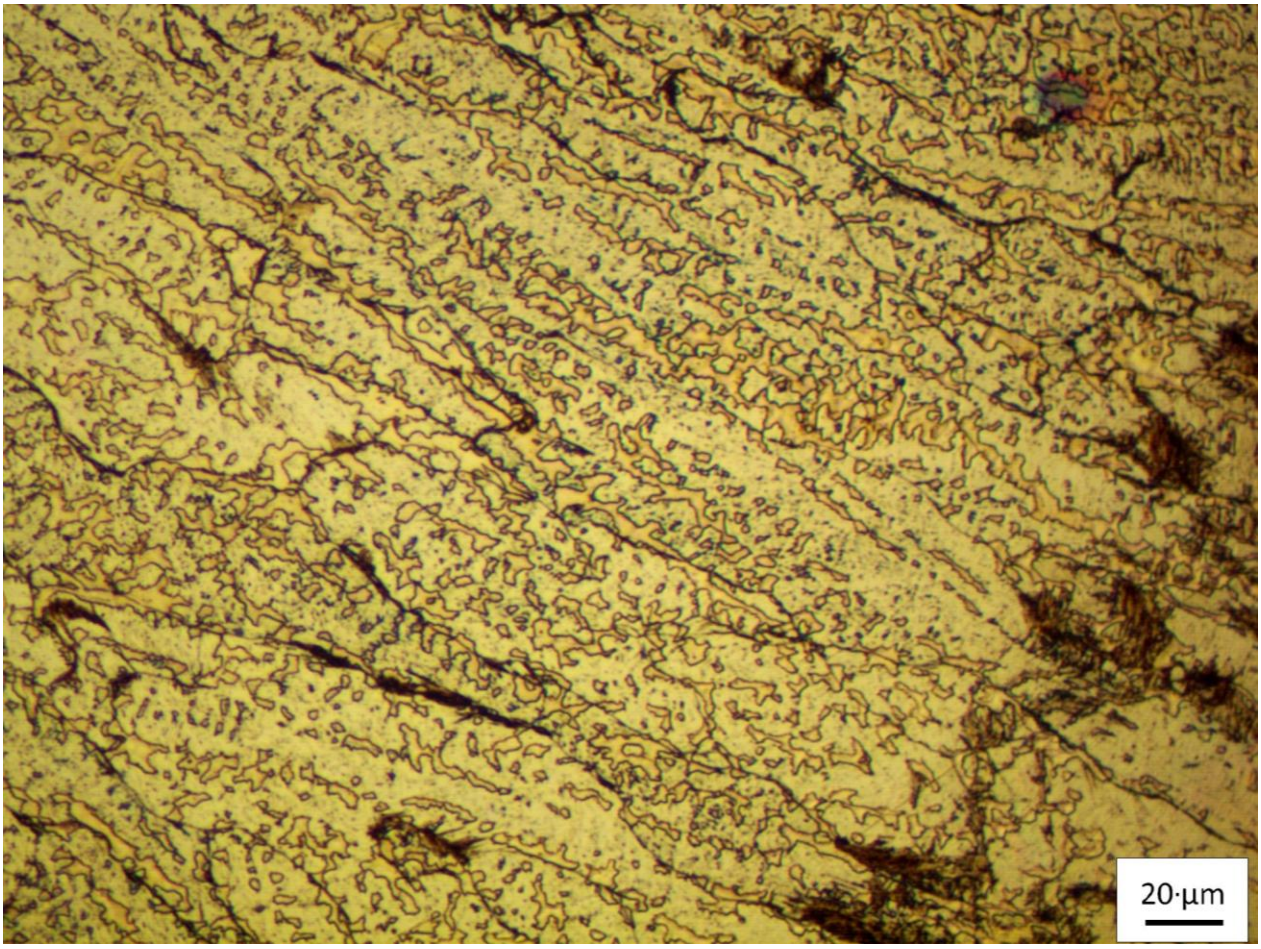
Se muestran las fases presentes en la Figura 51, la fase que se mencionó como no identificada corresponde a austenita retenida, aunque el diagrama de Schaeffler no lo sugiere, sin embargo (Rojas, 2009), indica que en este material se presentan volúmenes de austenita retenida aproximados al 10% y (Gualco, 2011) encontró que esta fase se presenta en aportes martensíticos con color claro al ser atacados con vilella.

Figura 51. Microestructura de E410 Ni Mo, 400 aumentos.



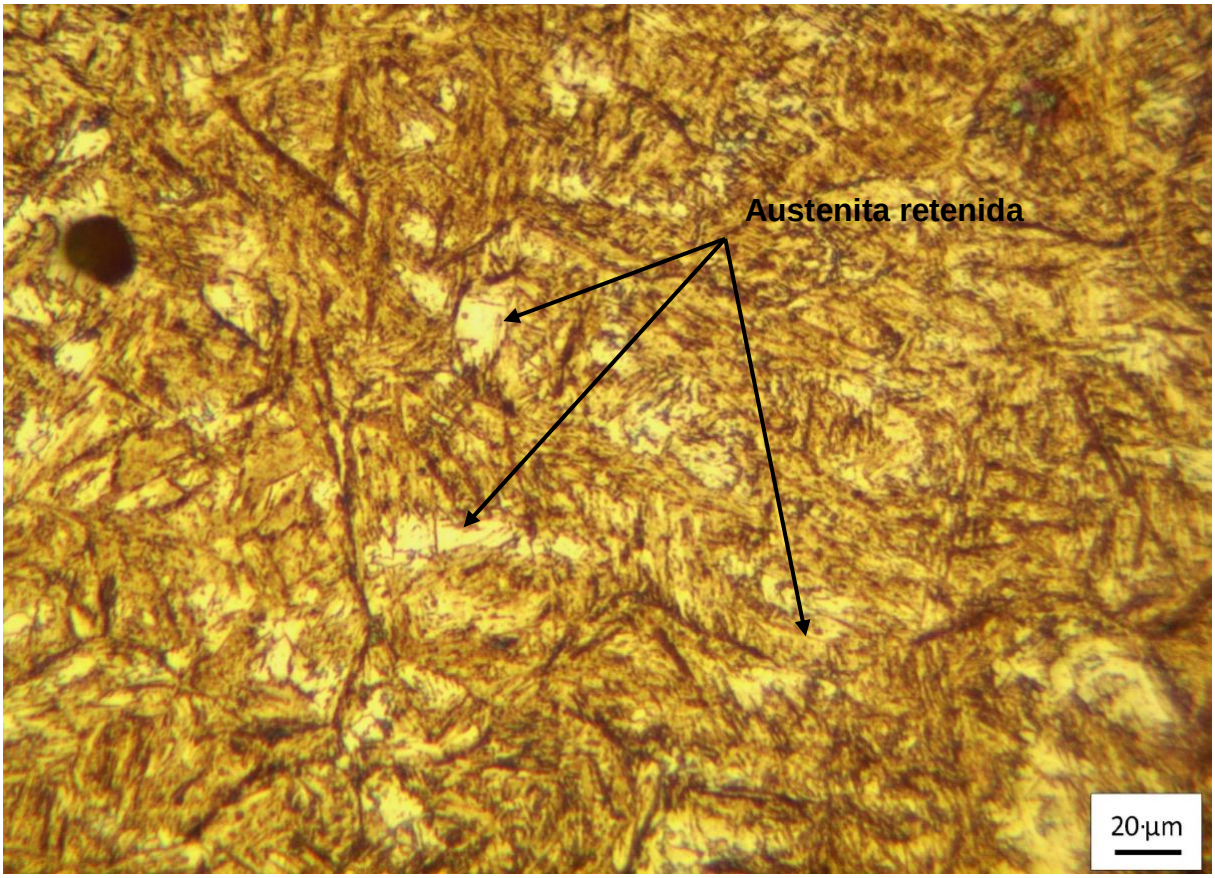
En la Figura 52 se presenta una sección transversal. Se observa crecimiento dendrítico, la austenita interdendrítica es visible, las dendritas tienen forma alargada y van en grupos, igual que en los aportes austeníticos.

Figura 52. Microestructura E410 Ni Mo, 250 aumentos. Sección transversal.



En la Figura 53 se observa otra zona de la sección transversal en donde se presenta martensita revenida normal, esta toma diferentes direcciones incluso dentro de una misma dendrita, en la zona también se observa la fase clara (austenita retenida).

Figura 53. Microestructura E410 Ni Mo, 400 aumentos. Sección transversal.



4.2 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

4.2.1 Mediciones de dureza y microdureza

Se realizó medición de dureza y microdureza, con el fin de establecer las diferencias entre las microestructuras austeníticas e identificar las distintas fases presentes en el material E410 Ni Mo. La dureza de los materiales tomada en escala Rockwell B y C se muestra en la Tabla 6 en donde los intervalos fueron calculados con el 95% de confianza.

Tabla 6. Dureza de los materiales de aporte.

Material	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	P[1]	DE[2]	IC[3]
E309 [B]	84	85	85	76	87	84		83	3,83	2,84
SAC [B]	98	95	97	97	92	96	92	95	2,42	1,94
E410 [C]	35	33	36	37	35	39	41	36	2,69	1,99

En los datos de la Tabla 6 se aprecia la cercanía entre la dureza del E309 y el aporte SAC, el cobalto y el manganeso en la austenita parecen producir un incremento de la dureza. La dureza obtenida para el SAC fue ligeramente menor que la reportada por el fabricante, mientras que la dureza del E410 es 10% menor que el valor mínimo reportado por el fabricante pero concuerda con el valor reportado (Bilmes, 2000).

En algunas zonas del material SAC, el ataque químico produjo zonas más oscuras, sensibles al efecto del ataque químico, a estas zonas oscuras se les midió la microdureza (Tabla 7), la cual tuvo valores mayores, este comportamiento también se presentó en el acero E410 Ni Mo, la martensita sin alterar que se reveló oscura con el Vilella's y zonas mezcladas con martensita revenida tuvieron durezas mayores o iguales a 400 Vickers. Note que los valores medidos tanto para austenita como para la martensita son significativamente menores que los típicamente reportados en la literatura (Avner, 1988).

[1] P Valor promedio de las mediciones M1 a M7
[2] Valor de la desviación estándar de las mediciones M1 a M7
[3] Intervalo de confianza

Tabla 7. Mediciones de microdureza de los tres materiales de aporte. Datos tomados en escala Vickers.

	E309 [V]	SAC Claro [V]	SAC Oscuro [V]	E410 Claro [V]	E410 Oscuro [V]
Promedio	225,2	257,7	289,6	365,3	422,2
Desviación	16,11	7,56	11,22	19,2	23,7
Intervalo de confianza	7,44	4,93	6,63	13,01	14

4.2.2 Ensayos de tensión

En la Tabla 8 se muestran los datos de esfuerzo de fluencia, último y porcentaje de deformación para cada material de aporte.

Tabla 8 resultados ensayos de tensión de los materiales de aporte. Entre paréntesis los intervalos de confianza.

Material	Sy [MPa]	Su [MPa]	% def
E309	367,75 (20,58)	542,2 (11,91)	39 (5)
SAC	461,08 (10,81)	572,19 (9,47)	12 (4)
E410	464,33 (38,14)	541,7 (18,47)	4 (0,7)

Los valores encontrados en el caso del E309 corresponden con límite inferior del valor reportado por el fabricante, mientras que en el caso del E410 el límite de fluencia supera el valor mínimo reportado por el fabricante pero el límite de fluencia y el porcentaje de deformación son 60% más bajos que los reportados por Bilmes (Bilmes, 2000).

Las diferencias entre los tres materiales de aporte son notorias en el porcentaje de deformación, la ductilidad exhibida por el E309 en las pruebas, indican que el material tiene gran capacidad de deformación plástica. A pesar de poseer estructura austenítica el material SAC tiene menor ductilidad. El material E410 posee muy poca ductilidad. En la Figura 54 se muestra el estado de las probetas posterior a las pruebas.

En el caso del material E410 se detectaron poros de gran tamaño (> 1mm) al interior de las probetas de tensión.

Figura 54. Probetas de tracción de los tres materiales de aporte en tamaño *SUBSIZE* llevadas a la fractura, de izquierda a derecha se presentan las probetas de E309, SAC y E410



4.2.2 Ensayos CTOD.

Prefisurado

En la Tabla 9 se incluyen los datos de carga de prefisurado, carga media y carga alternante a los que se sometieron las probetas, valores calculados como se explicó en las secciones 2.3.1 y 2.3.2

Tabla 9 Valores cargas calculados para etapa de prefisurado

Material	P_f [N]	P_a [N]	P_m [N]
E309	2047,41	921,33	1126,08
SAC	2324,86	1046,18	1278,67
E410	2263,59	1018,61	1244,98

Como se describió en la sección 2.3.2, el ensayo CTOD requiere que la probeta sea preparada mediante la generación de una grieta que se obtiene por fatiga, el prefisurado, como es denominado este procedimiento tuvo características interesantes que abren la discusión sobre el comportamiento a fatiga de estos materiales.

En la Tabla 10 se listan los resultados del ciclaje aplicado a cada una de las probetas de los tres materiales de aporte en tandas con interrupciones de más de una hora. Al final de la aplicación total de los ciclos (CT) se verificó la existencia de fisuras con la longitud reportada (LF).

Tabla 10. Ciclaje aplicado a cada probeta de los 3 materiales de aporte. En miles de ciclos.

Material	T1*	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10	T11	T12	T13	T14	T15	CT	LF (mm)
E309-1	20,6	3,5	7	8,5	4,4											44	1,3
E309-2	20,6	5	5	5	5	5	5	7,8								58,4	1,3
E309-3	20,6	30														50,6	2
E309-4	20,6	5	5	5	5	5	5	2								52,6	1,3
SAC-1	13,6	5	5	5	5	5	5	5	5	5	10	10	8,7			87,3	1,3
SAC-2	13,6	5	5	5	5	8,6										42,2	1,3
SAC-3	13,6	5	5	5	5	5	5	5								48,6	1,3
E410-1	11,8	5	5	5	5	5	5	5	5	5						56,8	1,3
E410-2	11,8	5	5	5	5	5	5	5	5	5	10	10	10	10	10	106,8	1,3
E410-3	11,8	5	5	5	5	5	5	5	5	5	10	10	10	10	15	111,8	1,3

T: Tanda. CT: Ciclaje Total. LF: Longitud de fisura.

* Es la cantidad de ciclos que se obtuvieron por medio de la ecuación de Paris Ecuación (2.3).

De los datos listados en la Tabla 10, se extrajeron los promedios de ciclaje para cada material, los cuales se muestran en la Tabla 11.

Tabla 11. Promedio de los ciclos aplicado a los tres materiales de aporte. Entre paréntesis los intervalos de confianza.

Material	Ciclaje Promedio ($x10^3$)
E309	51,67 ±7,24 (8,19)
SAC	62,1 ±24,1 (27,61)
E410	91,8 ±30,4 (34,41)

En los tres casos los resultados obtenidos del prefisurado, mostraron que hay dispersión amplia en el número de ciclos requeridos para la nucleación y propagación de una grieta. Es notable el hecho de que la aplicación discreta de los ciclos conduce a un resultado diferente de la aplicación continua, como se observó con la probeta E309-3 y las demás de ese mismo material. Esto lleva a pensar que hay retraso en el crecimiento de grieta producido por el tiempo de parada, es posible que el fenómeno se deba a una característica microestructural de los materiales, los aceros inoxidables austeníticos son susceptibles de endurecerse por deformación plástica y transformar la fase lo que retrasa el crecimiento de grieta (Musardo, 2006), sin embargo esta idea deja dudas cuando se analiza el material martensítico, porque la martensita es una estructura que tiene poca capacidad de deformación plástica (ASM, 1979), y si se considera el contenido de austenita retenida, se plantea la pregunta de qué cantidad o distribución de austenita retenida es suficiente para lograr un incremento apreciable en la resistencia a la propagación de grieta.

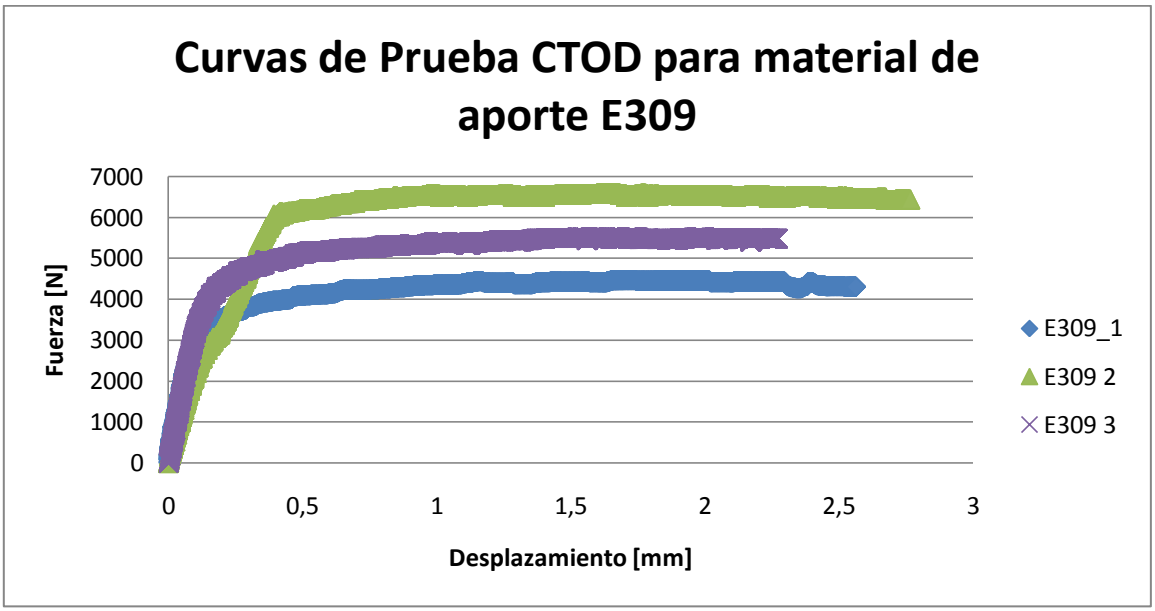
Cabe anotar que el rango de intensidad de esfuerzo ΔK aplicado a la probeta es cercano al umbral en el cual no se generan grietas ΔK_{th} (ASM, 1979), cerca de este umbral, el crecimiento de la grieta por unidad de ciclo da/dN es lento y con mucha dispersión (ASM, 1979).

Otra posibilidad de tipo mecánico es indicada por Wei *et al.* (Wei, 1974) expone que al interrumpir el ciclaje hay esfuerzos residuales en el frente de grieta, cuando se inicia de nuevo la aplicación de carga cíclica hay que superar estos esfuerzos residuales para que se inicie de nuevo el crecimiento. Concepto que es aplicable a los tres materiales de estudio.

Una vez obtenidas las grietas, se realizó el ensayo CTOD, de los que se obtuvieron las gráficas que se muestran en las

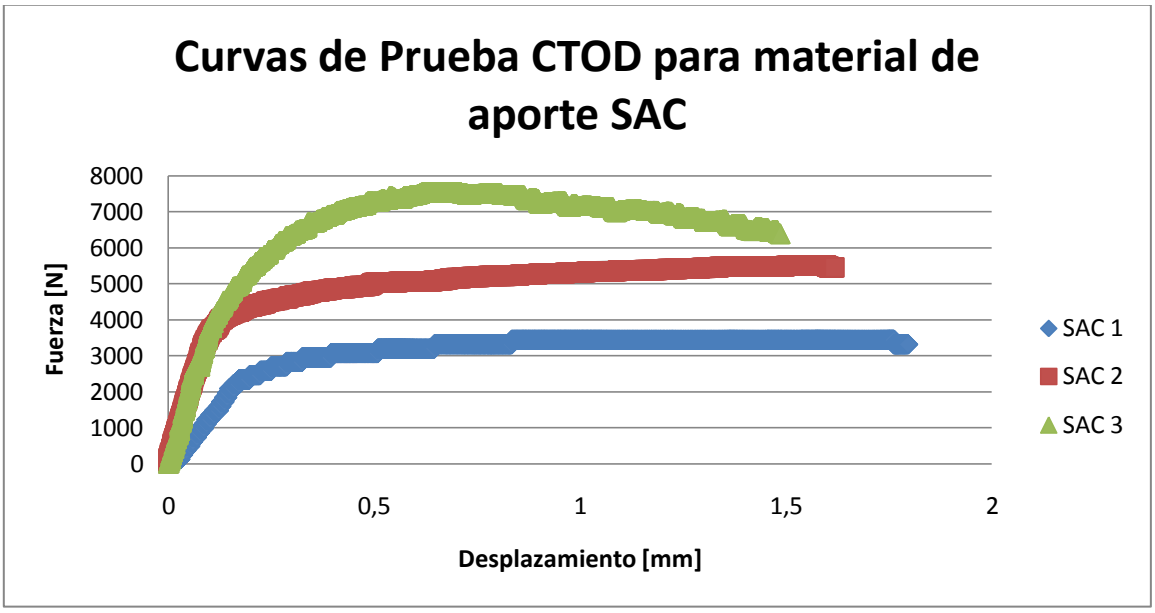
Figura 55 a la Figura 57.

Figura 55. Curva CTOD para las tres pruebas realizadas en el material E309.



La probeta E309-2, que alcanzó el mayor desplazamiento, también presentó menor rigidez elástica, de manera similar ocurre con la probeta E309-1, aunque con rango de carga menor. Al analizar los parámetros de la ecuación (1,10), se observa que el componente plástico del desplazamiento *V*, tiene mayor influencia que la carga final del ensayo P_{eot} y es posible estimar que los valores de CTOD del material son cercanos entre sí. La Figura 56, muestra las curvas CTOD para el material de aporte SAC.

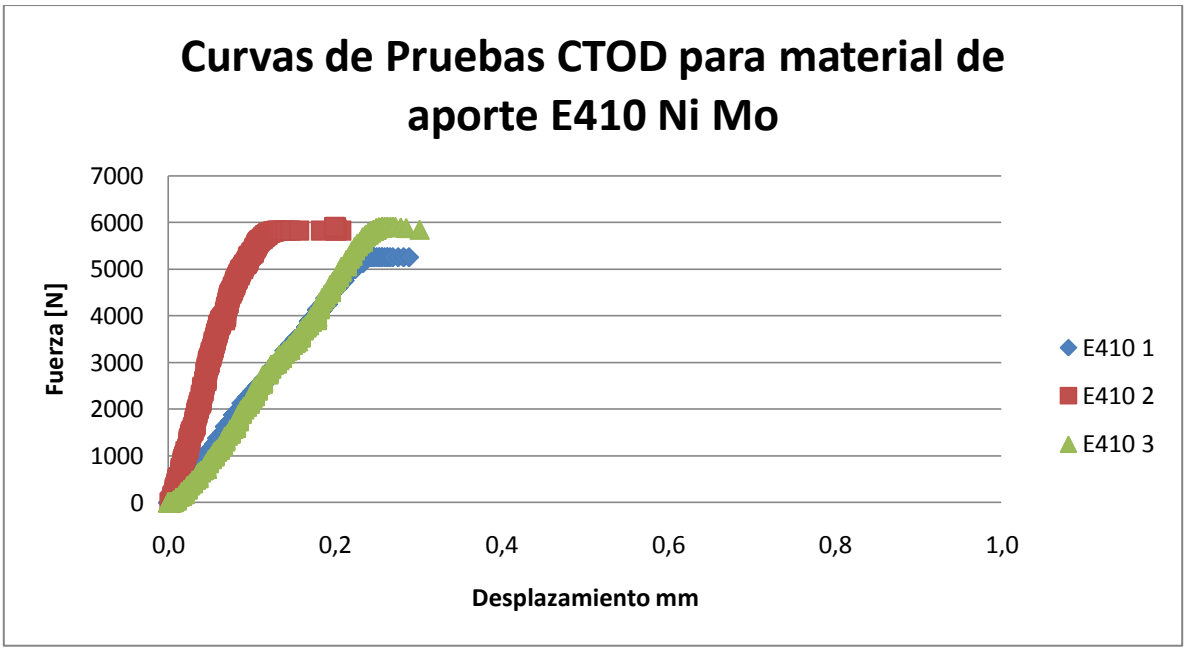
Figura 56. Curvas CTOD de material de aporte SAC.



El comportamiento del material de aporte SAC es más variable que el E309, en las pruebas CTOD, los desplazamientos plásticos son menores.

En la Figura 57 se muestran las curvas CTOD del material de aporte E410 Ni Mo.

Figura 57. Curvas CTOD para material de aporte E410 Ni Mo.



El aporte E410 Ni Mo, alcanza poca deformación plástica, como se esperaba para el caso de la martensita, las cargas máximas o de quiebre fueron similares para los tres casos mientras que la rigidez de una de las probetas fue mucho mayor a las otras dos, el CTOD de estas probetas es cercano.

Las diferencias entre la rigidez elástica de las probetas de un mismo material corresponden a diferencias en la geometría de la grieta, el crecimiento de grieta fue medido solo en las superficies de la probeta, y no en el interior, al no haber disponible un sistema para rastreo de la grieta.

V se calculó al trazar una línea paralela a la línea elástica, la línea intercepta el punto final de la curva o la carga de quiebre, lo cual permite aplicar la siguiente ecuación

$$m = \frac{P_{eot}}{d_{final} - V} \quad (4.8)$$

Donde *m* es la pendiente tomada de una linealización que se realizó a cada curva en la parte elástica, P_{eot} es la carga de quiebre o la carga al final del ensayo (*end of test*) y d_{final} es el último valor de desplazamiento en la grieta. Al despejar *V* queda:

$$V = d_{final} - \frac{P_{eot}}{m} \quad (4.9)$$

Los promedios de P_{eot} *V* y δ_{eot} para cada material se muestran en la Tabla 12.

Tabla 12. Resultados medios y desviación estándar de los ensayos CTOD para cada material de aporte. En paréntesis los intervalos de confianza.

Material	$P_{eot} - P_C$ [N]	*V* [mm]	$\delta_{eot} - \delta_c$ [mm]
E309	5407,11 ±1071,92 (1212,97)	2,28 ±0,17 (0,19)	0,53 ±0,04 (0,04)
SAC	5023,21±1567,97 (1774,29)	1,44 ±0,11 (0,12)	0,33 ±0,024 (0,028)
E410	5690,35 ±381,35 (431,53)	0,084 ±0,04 (0,05)	0,035±0,003 (0,004)

A pesar de haber fallado a cargas similares, los tres materiales presentan valores CTOD muy diferentes, el de mayor valor, el material de aporte E309, el cual presentó la mayor ductilidad durante las pruebas de tracción es el material más resistente a la propagación de grieta, requiere mayor cantidad de energía para propagar las grietas. El acero con alto contenido de cobalto SAC, presentó un

valor intermedio, de acuerdo también con la ductilidad exhibida durante las pruebas de tracción (Figura 54), el acero E410 Ni Mo, mostró carga de quiebre en los ensayos CTOD, de acuerdo con la respuesta esperada para materiales frágiles, puede decirse que no presentó crecimiento estable de grieta.

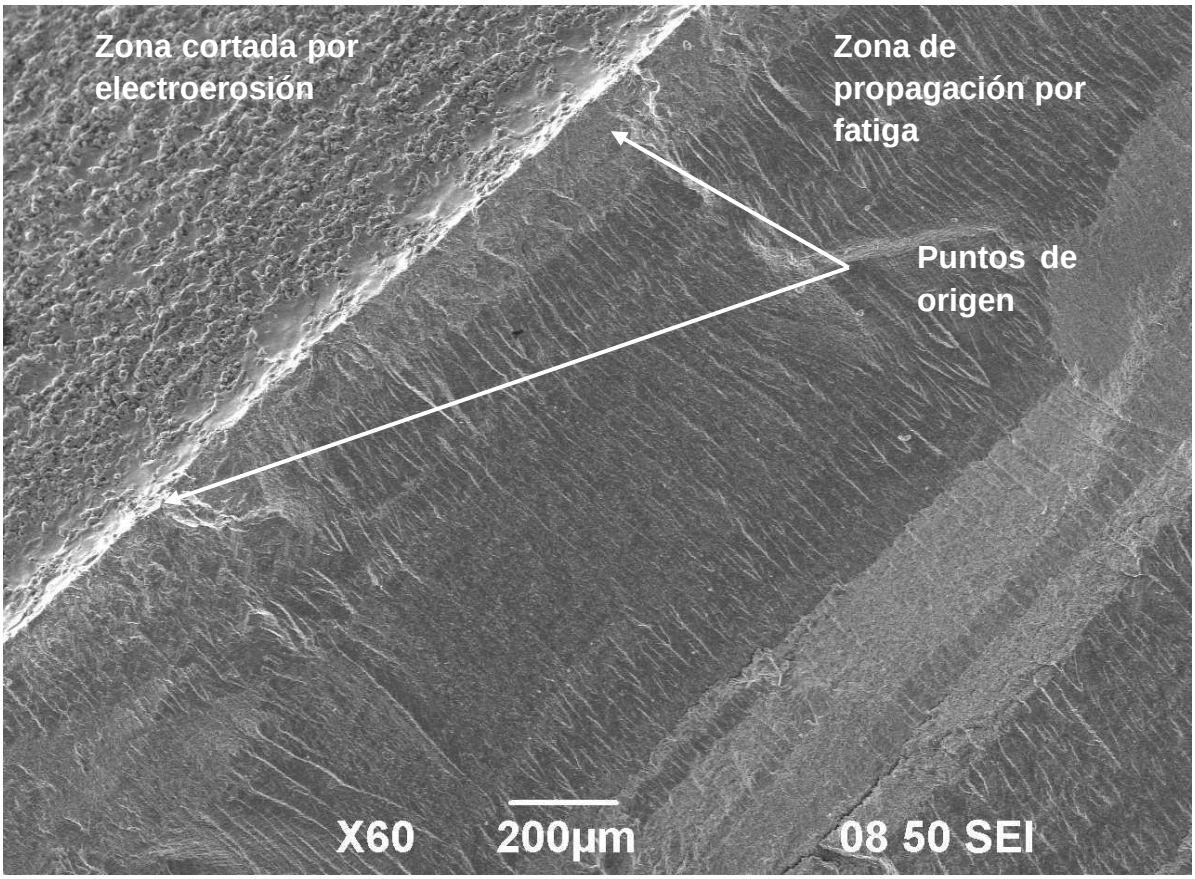
4.3 MODOS DE FRACTURA DE LOS MATERIALES DE APORTE

Luego de haber producido las fracturas en las probetas, se realizó un examen con microscopio electrónico de barrido para analizar la causa de la presentación de modos de fractura de los aceros estudiados en este trabajo y brindar un punto de vista más amplio que permita relacionar la microestructura de estos aportes de soldadura con los valores CTOD, obtenidos en la sección anterior.

4.3.1 Imágenes SEM de Aporte E309.

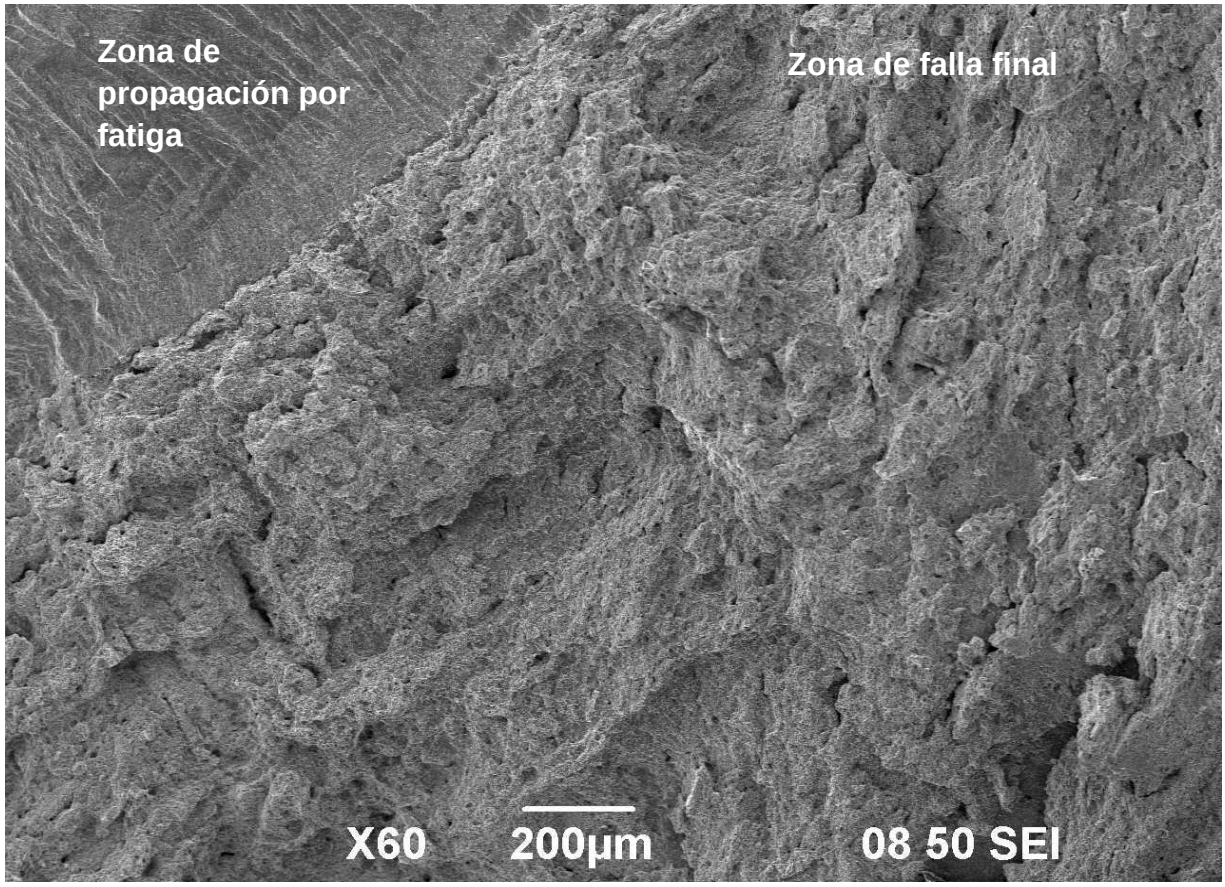
Inicialmente se tomaron imágenes de la zona de propagación por fatiga. En la Figura 58 se observa la presencia de múltiples puntos donde se originó la propagación de la fisura, en la región superior izquierda, es visible la marca dejada por el alambre de electroerosionado con el cual se realizó la entalla de la probeta.

Figura 58. Zona de propagación por fatiga de aporte E309.



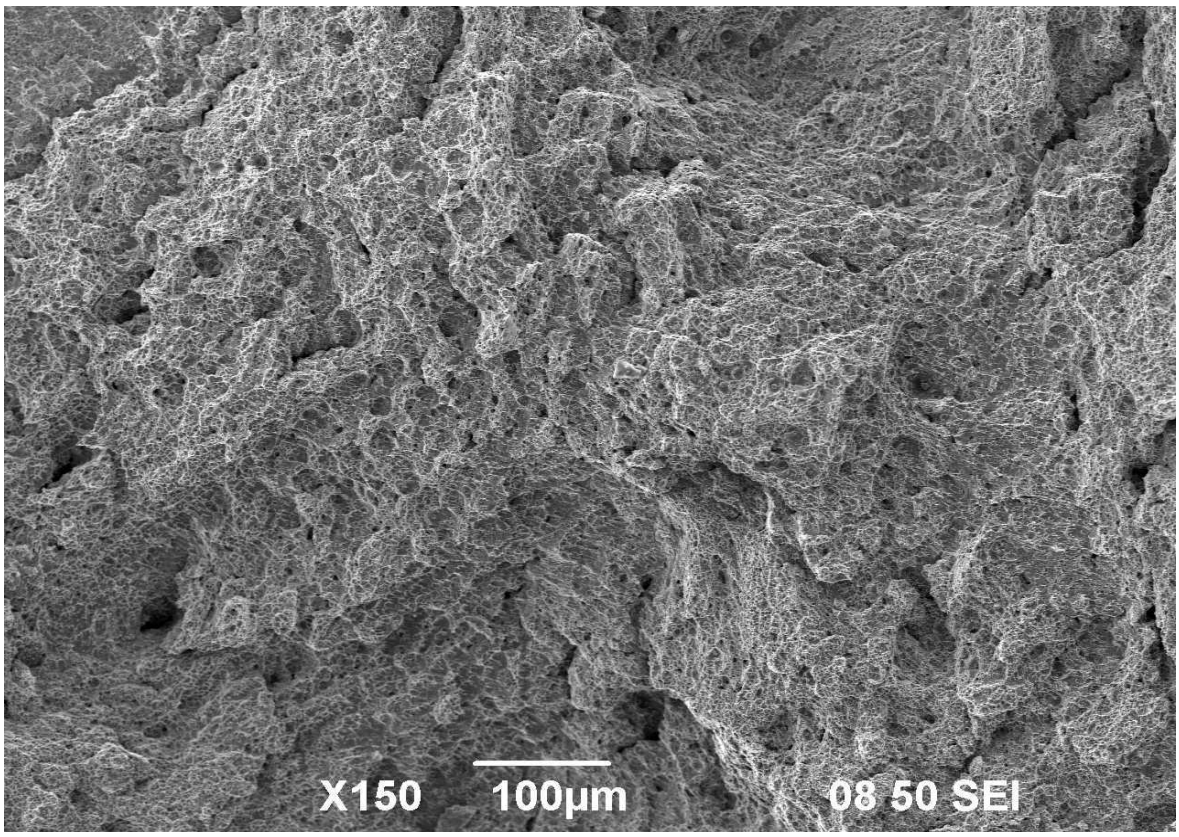
La Figura 59 muestra la transición entre la propagación por fatiga y la zona de fractura final. No hay señal de transición suave, la abertura de la grieta en la prueba CTOD obedece en su aspecto y textura a una fractura dúctil. La Figura 60 muestra a mayor aumento la zona de fractura final.

Figura 59. Zona de transición. De la grieta propagada por fatiga a la zona de fractura final del material de aporte E309.



En la Figura 60 se observa que el mecanismo de falla es enteramente coalescencia de microhoyuelos (*dimples*), señal de que este material requiere gran cantidad de energía para ser fracturado (Hertzberg, 1996), en las pruebas CTOD este material presentó los mayores valores.

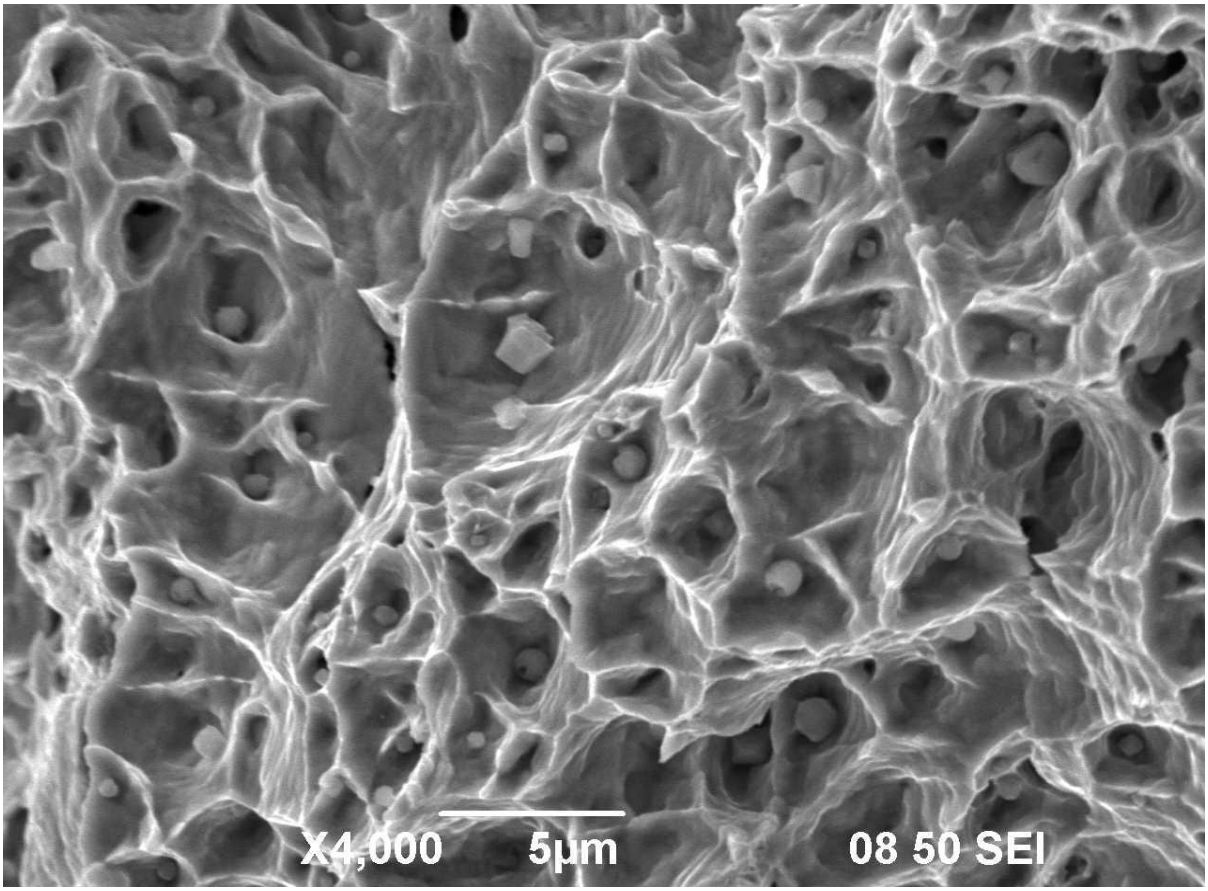
Figura 60. Fractura final de acero E309. Completamente dúctil.



En la Figura 61 se puede apreciar la diferencia en tamaño de los microhoyuelos, esta característica indica que existen diferentes tipos de inclusión o precipitados presentes en el material (Hertzberg, 1996). Estas inclusiones tienen un tamaño similar a las observadas en la microestructura (Figura 39).

No se observó en este material la presencia de cambio a un modo más frágil, que condujera a otro tipo de mecanismo de fractura.

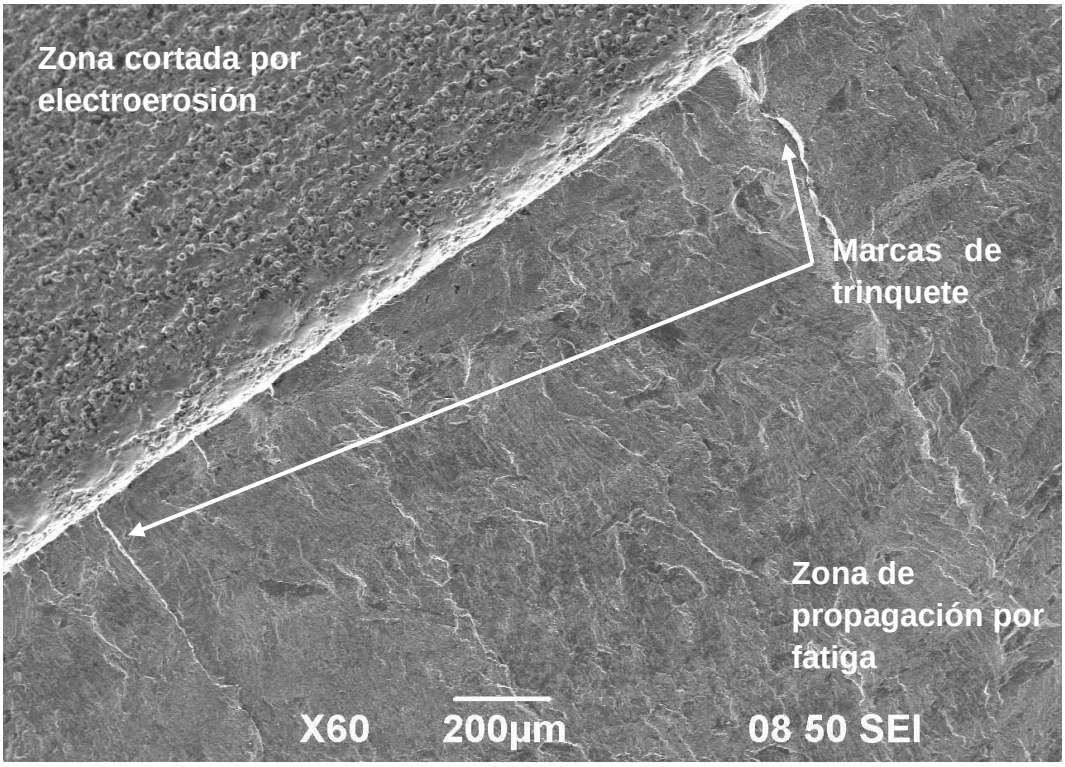
Figura 61. Microhoyuelos de diferentes tamaños.



4.3.2 Imágenes SEM de material de aporte SAC.

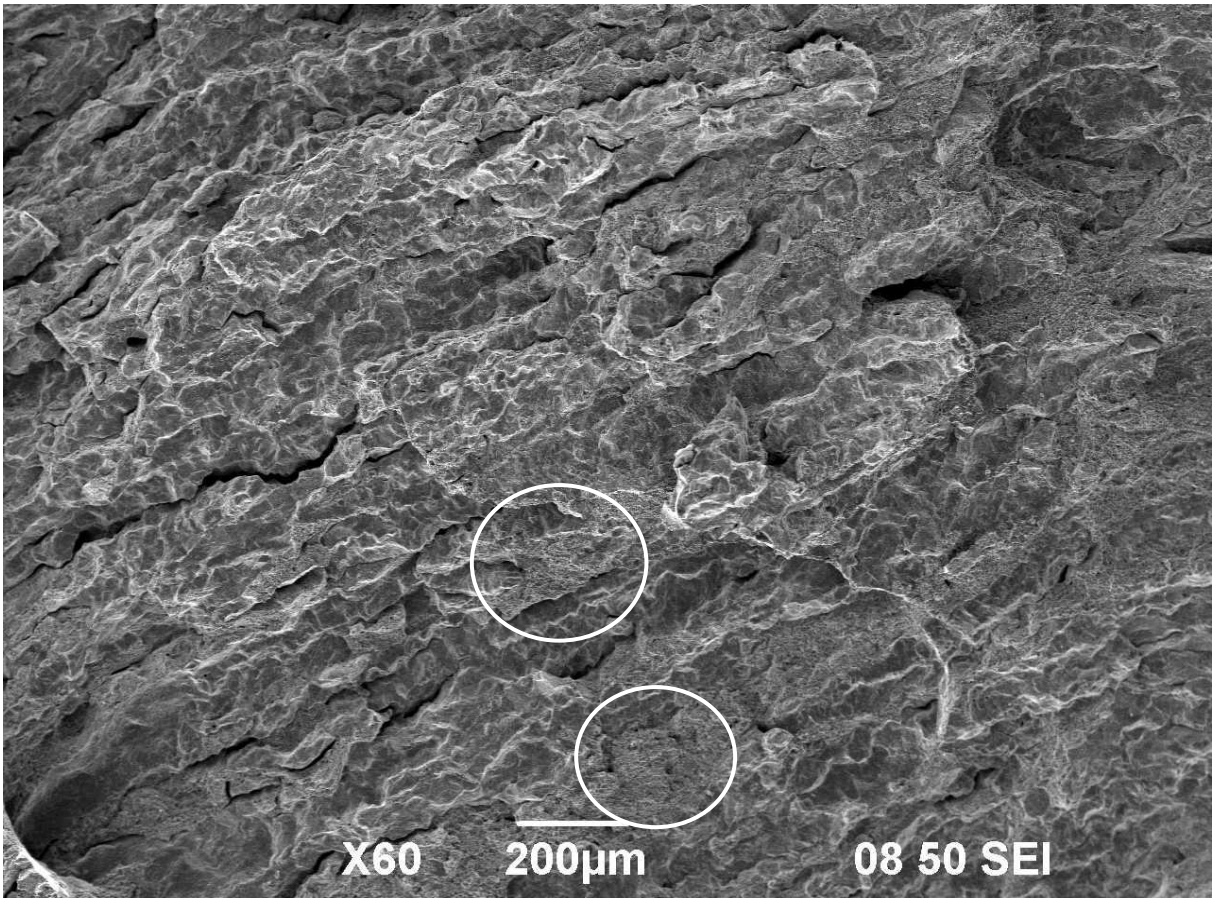
La Figura 62 muestra la zona de propagación por fatiga de la fisura. Se observa gran similitud con la zona de fatiga vista en el E309, con marcas de trinquete, que indican concentración de esfuerzo.

Figura 62. Superficie de grieta de SAC propagada por fatiga.



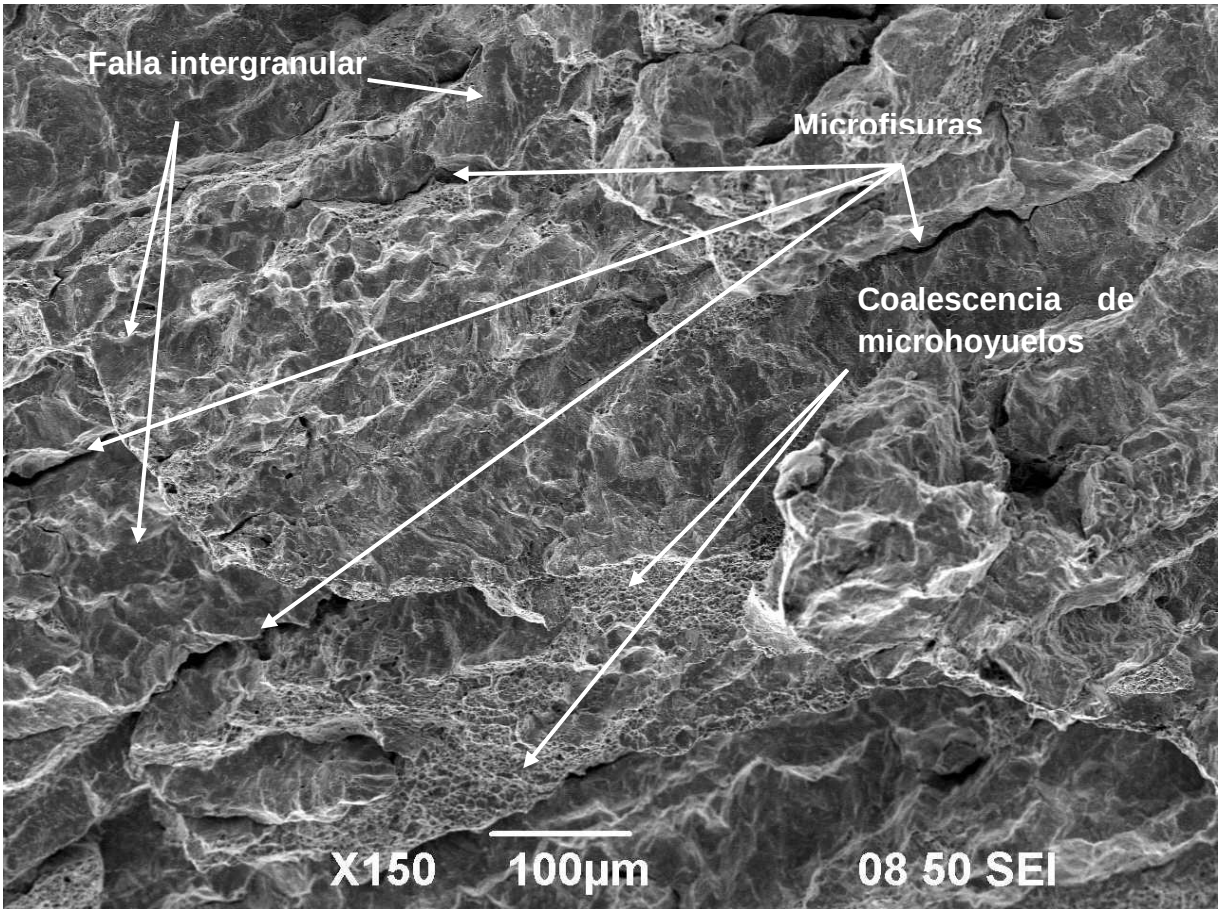
En la Figura 63 se muestra la zona de fractura final que tiene zonas de fractura intergranular (con aspecto más facetado) y zonas rugosas, que pueden indicar fractura dúctil (destacada entre círculos). Las zonas de fractura intergranular permiten observar los granos alargados, coherente con lo observado en la metalografía, crecimiento epitaxial dendrítico, cuya dirección es conforme a la extracción de calor.

Figura 63. Zona de fractura final de material SAC. Se observan zonas de fractura frágil y zonas de fractura dúctil.



La Figura 64 muestra una zona donde se corrobora el mecanismo mixto de fractura, las zonas de fractura intergranular, sumadas a las microfisuras presentes en el material y que también fueron observadas en las metalografías (Figura 44)

Figura 64. Zona de fractura final de aporte SAC. La coalescencia se encuentra distribuida sobre la falla intergranular.



La Figura 65 muestra varias características interesantes del comportamiento del aporte SAC ante la fractura, algunos granos toman un comportamiento de falla dúctil, como correspondería a la estructura FCC, pero en otros aparece la fractura intergranular que es común en fases frágiles o cuando los límites de grano presentan defectos, la aparición de una fase frágil puede deberse a la transformación de la austenita en martensita que se induce por deformación plástica. (Sinatora, 1995), encontró en ensayos de rayado sobre la fase austenítica de un hierro fundido de alto cromo, que esta fase se transforma a martensita luego de deformarse plásticamente, dejando bandas de deslizamiento similares a las que se muestran en algunos granos de la Figura 65 y que están destacadas en círculos. Por otro lado las impurezas que han migrado hacia los bordes de grano durante la solidificación, como efecto de la segregación química

producida por la rápida solidificación de la soldadura (Kou, 2003), pueden producir descohesión de los granos. En la Figura 43 y en la Figura 44 hay evidencia de estas dos características. Por otro lado si no existen en los granos suficientes sistemas independientes de deslizamiento, puede haber descohesión de los granos (Hertzberg, 1996).

Figura 65. Cambio en el mecanismo de fractura de un grano a otro. Material de aporte SAC.

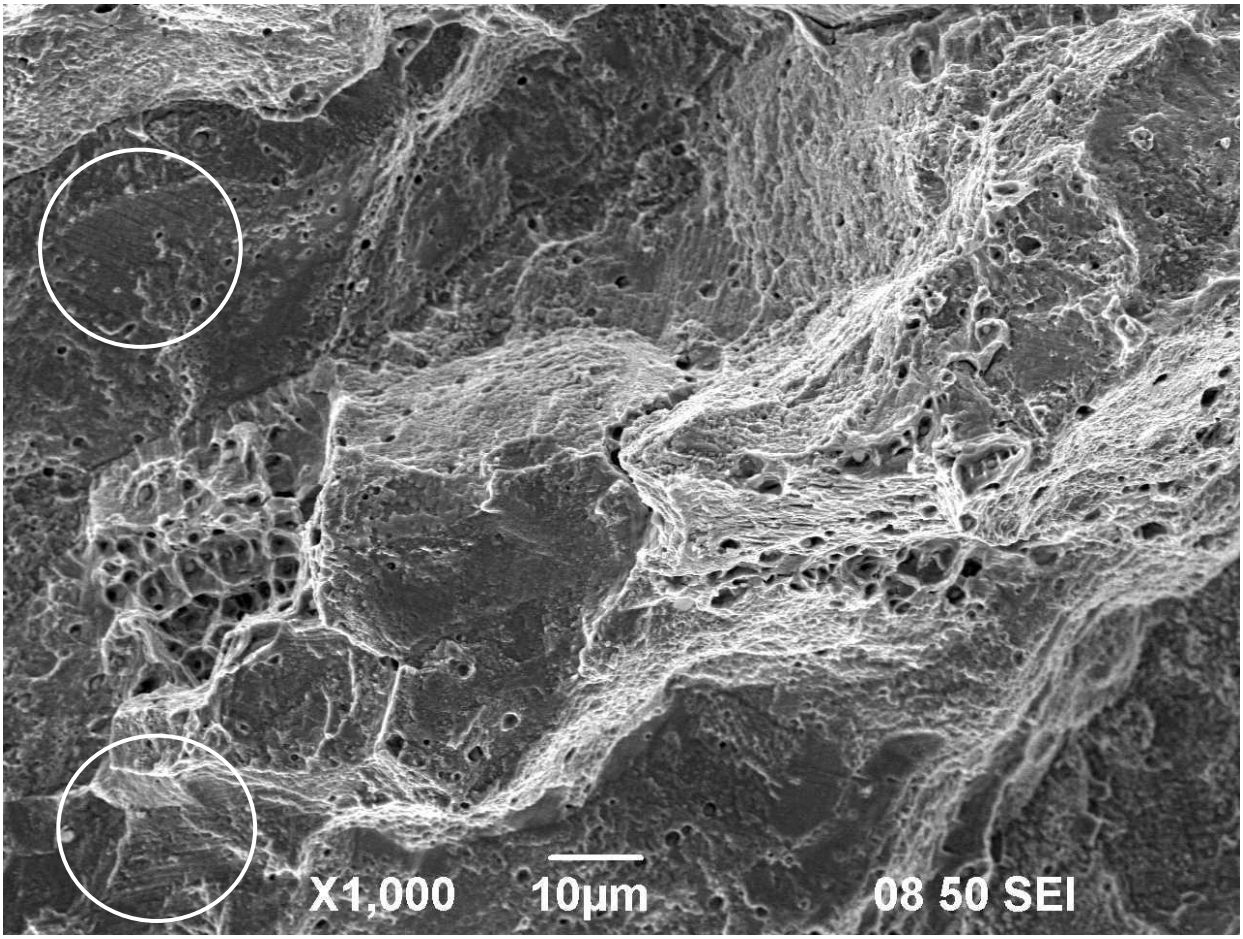
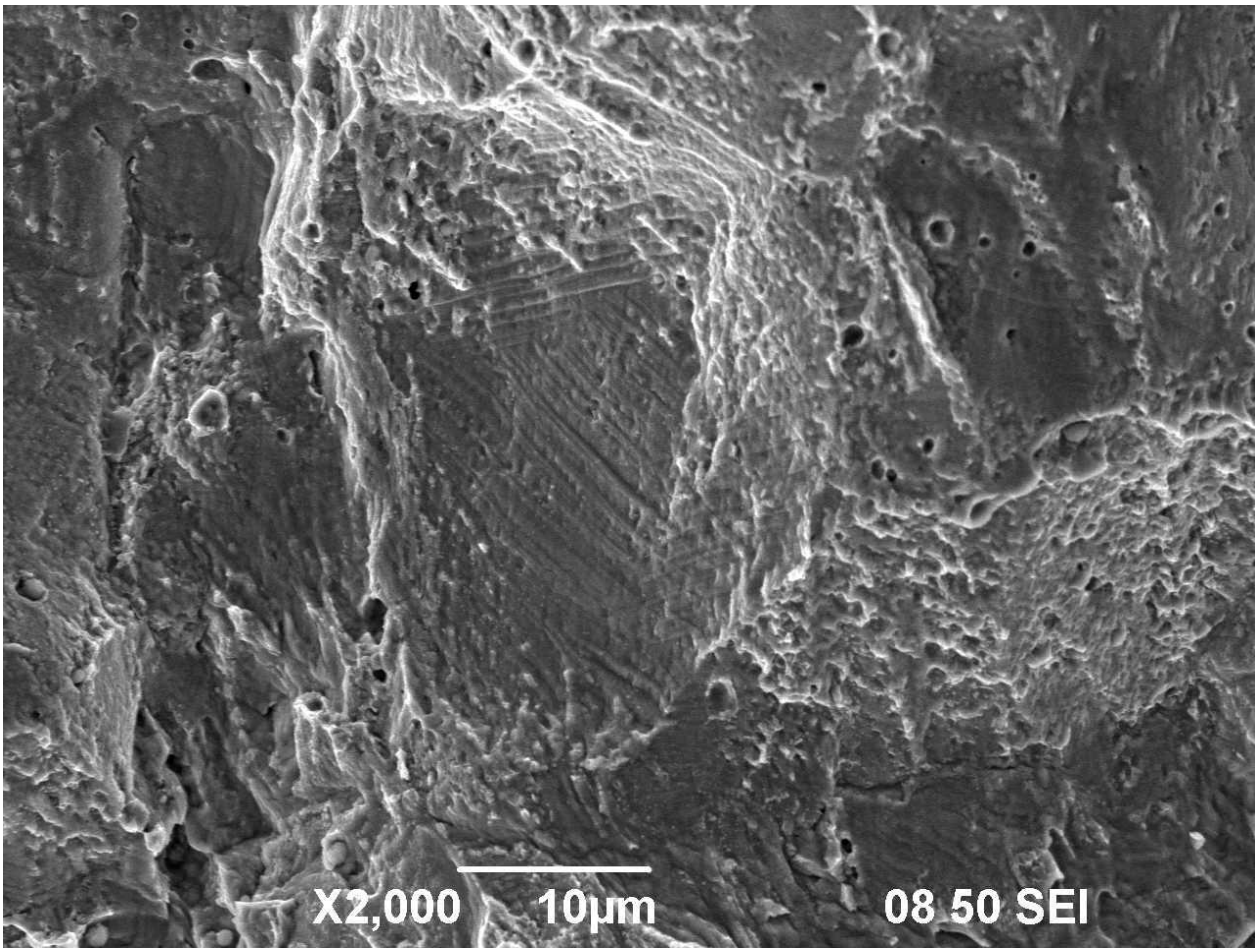


Figura 66. Bandas de deslizamiento producidas por la deformación plástica.

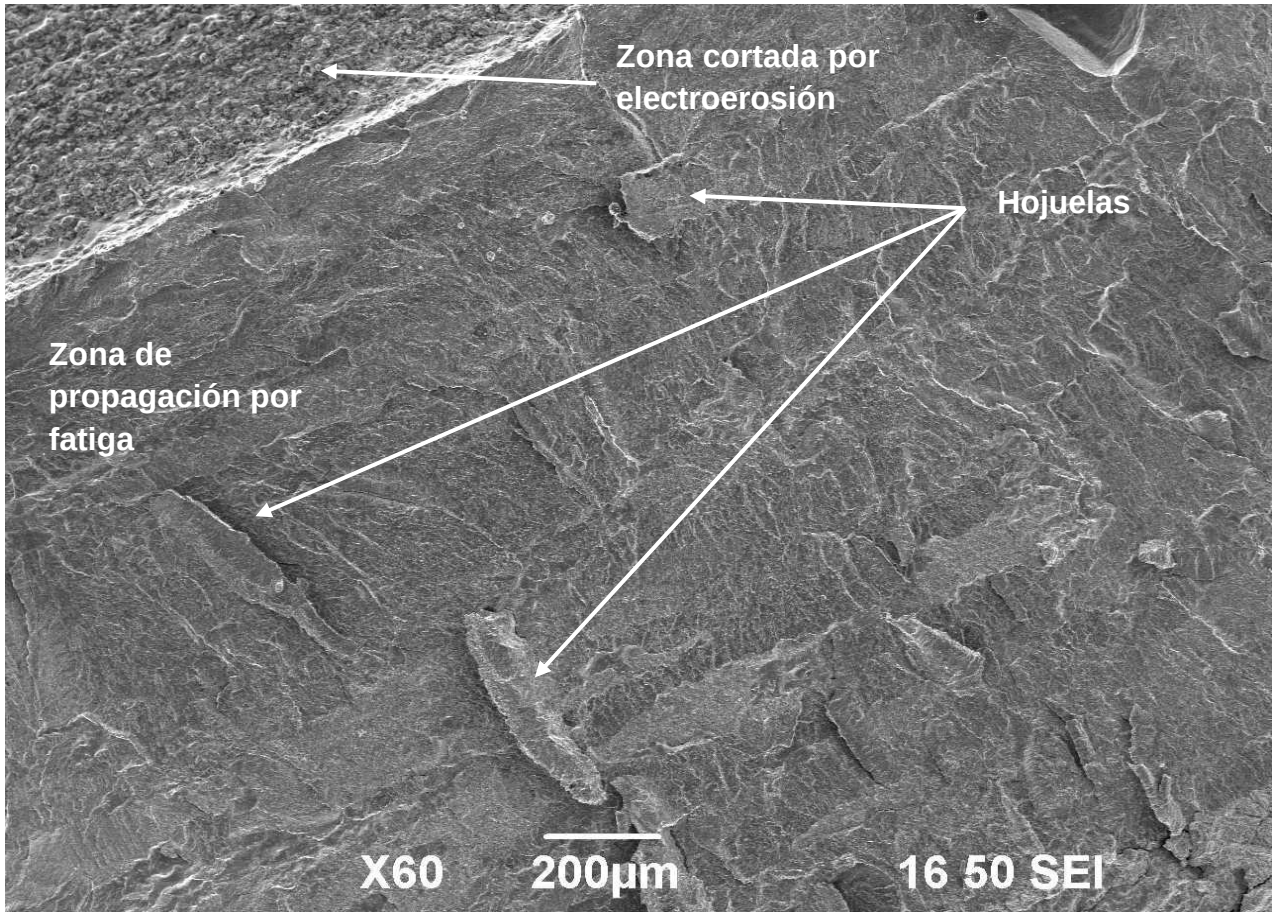


Al comparar la resistencia a la propagación de grieta con el aporte E309, se observa que la adición de cobalto y manganeso mejoran la resistencia al desgaste, pero reducen la ductilidad y las propiedades fractomecánicas bajan.

4.3.3 Imágenes SEM de aporte E410 Ni Mo.

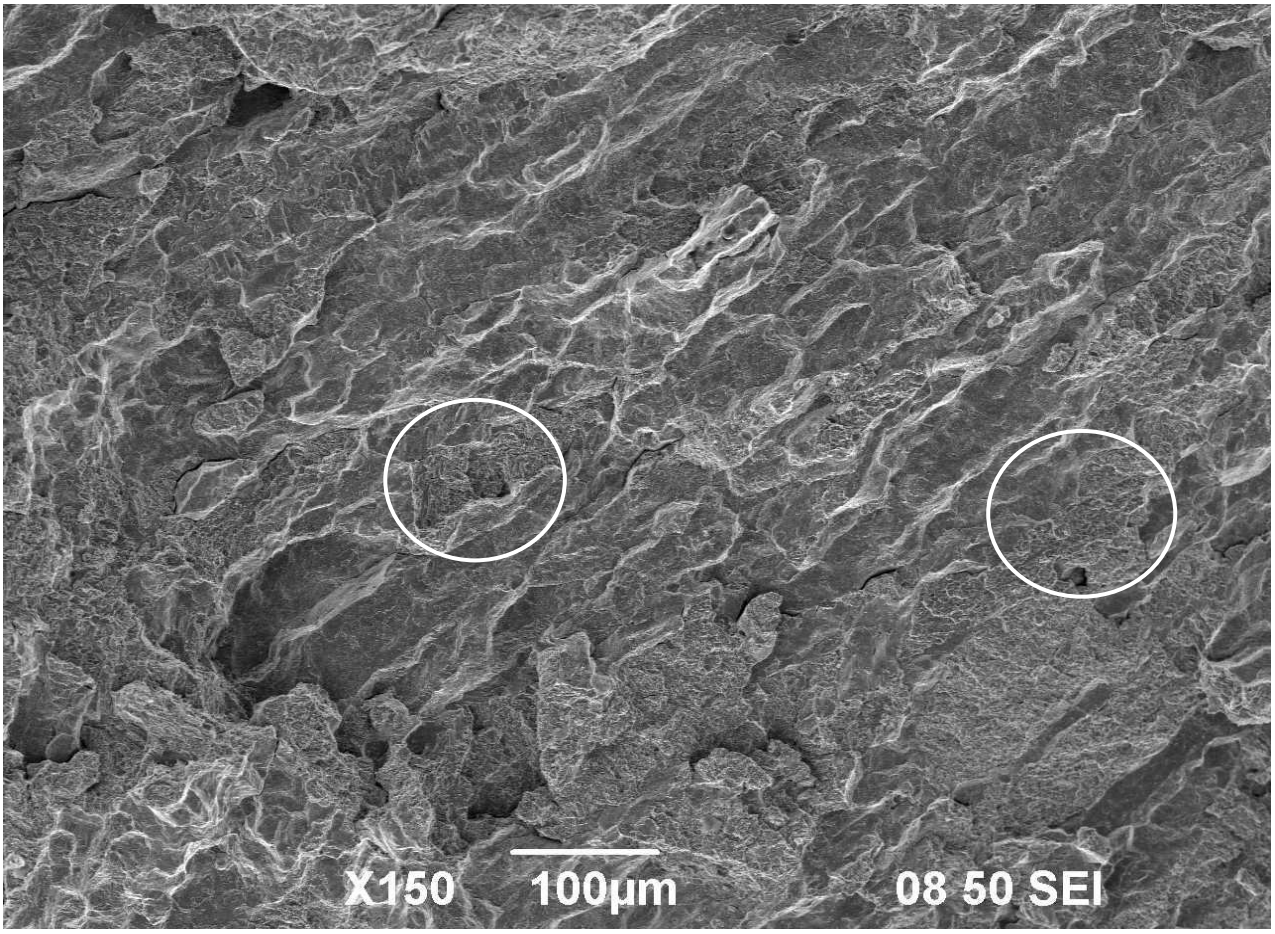
El material de aporte E410 Ni Mo, muestra una superficie de crecimiento por fatiga, que es un poco más irregular que la de los aceros austeníticos y no presentó marcas de trinquete, se observan zonas en relieve similares a *hojuelas* que no van en la dirección de propagación. La Figura 67 muestra la superficie.

Figura 67. Superficie de propagación de grieta por fatiga. En el material E410 Ni Mo



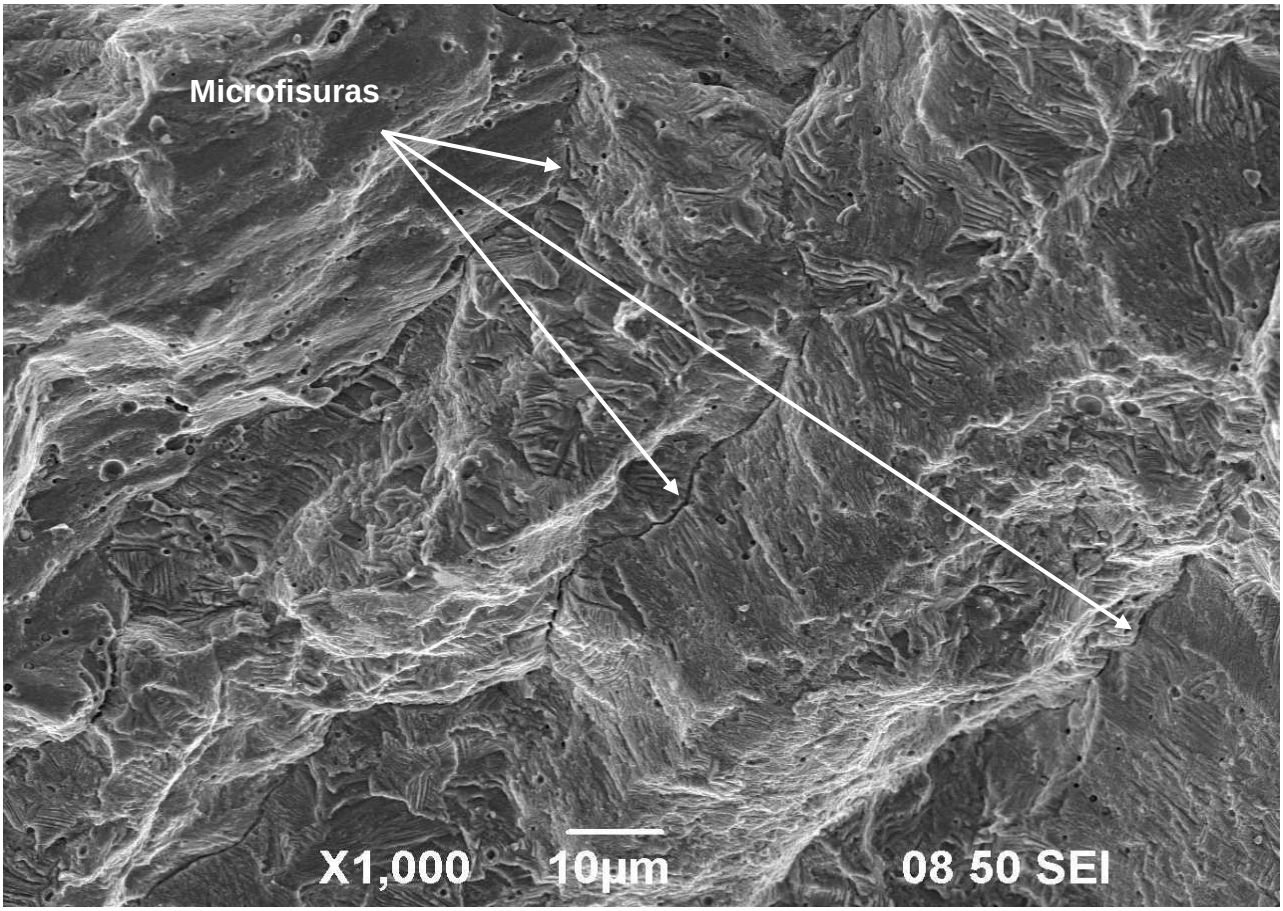
La Figura 68 muestra la zona de fractura final. Esta zona incluye dos mecanismos de fractura, posiblemente por la variedad de fases presentes y su distribución. La Figura 68 muestra el mecanismo de coalescencia de microhoyuelos en las zonas destacadas en la figura dentro de los círculos y mecanismo de fractura intergranular.

Figura 68. Zonas de coalescencia presentes en el material.



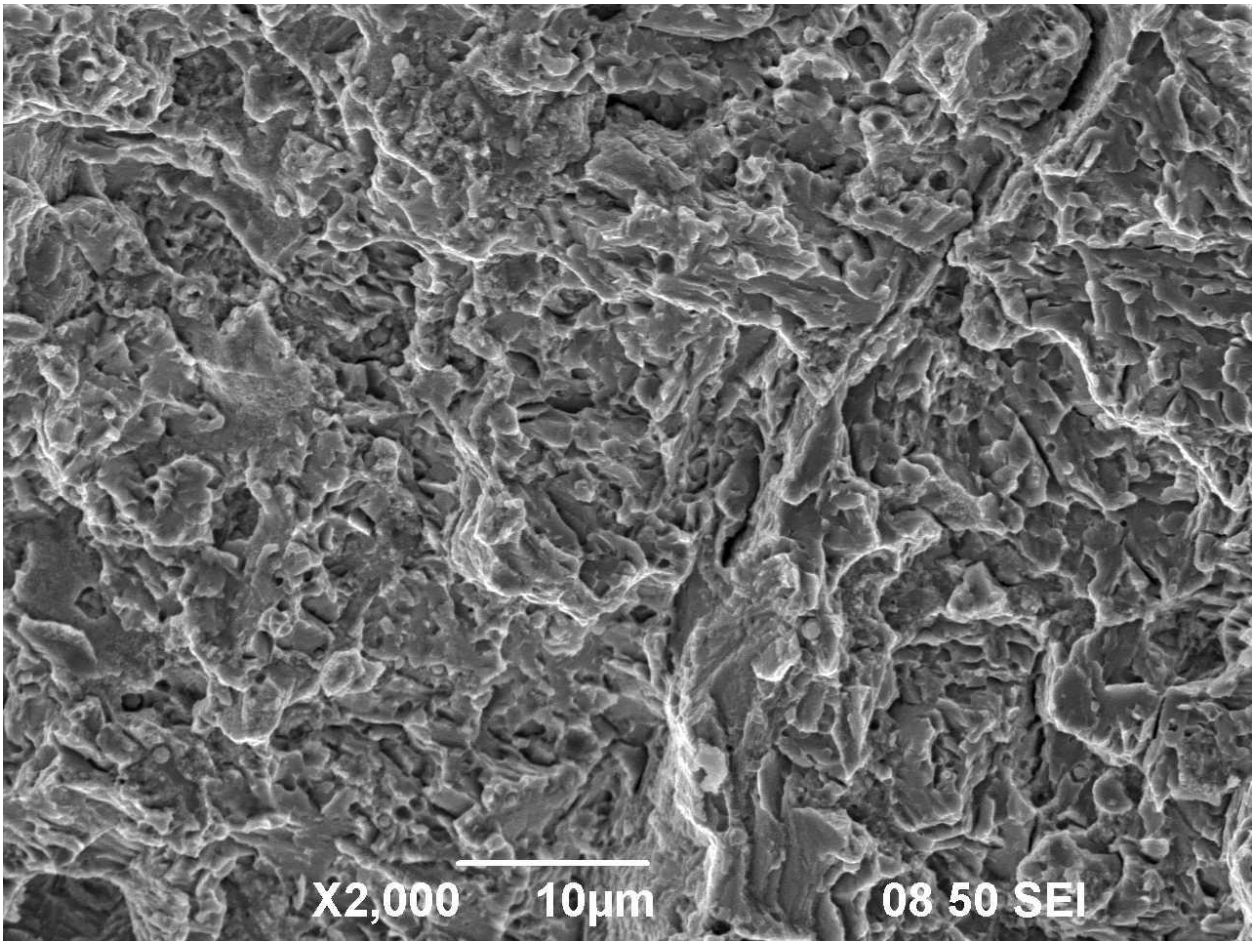
La Figura 69 muestra a mayores aumentos una zona de falla intergranular. Que corresponde al tipo de falla presentado en casi toda la superficie de fractura. Este mecanismo de fractura en este material puede presentarse por la escasa plasticidad que tiene la martensita revenida que no alcanza a mantener los granos unidos. También se observan microfisuras, señaladas en la figura, también vistas en las metalografías, (Ibarra, 2010) indica que el acero E410 es susceptible a la aparición de esta grieta durante la solidificación y las contracciones presentadas durante la formación de la martensita.

Figura 69. Zona en la fractura final de aporte E410 Ni Mo completamente intergranular.



La Figura 70, muestra una ampliación de una zona con microhoyuelos. La zona probablemente es austenita retenida que se presenta por el contenido de Níquel de este material (≈4%).

Figura 70. Zona de falla dúctil microhoyuelos de tamaño pequeño.



4.4 DISCUSIÓN

Los tres materiales presentaron distintas características que permiten relacionar microestructura con sus propiedades fractomecánicas y su capacidad de deformarse plásticamente. El más dúctil de los tres materiales es el acero E309, el cual desarrolló zonas plásticas de gran tamaño durante las pruebas y presentó los mayores valores de CTOD. Esto puede explicarse al analizar que su bajo esfuerzo de fluencia y microestructura austenítica, le permiten distribuir la deformación a través de cuerpo y reducir la concentración de esfuerzo, el mecanismo de fractura que presentó fue enteramente dúctil, sin que se evidenciara transformación de fase. Con base en los resultados de CTOD es evidente que este material es el más resistente a la propagación de grieta. Aunque debe ser considerada su capacidad para resistir los fenómenos de desgaste que se presentan en una turbina Pelton, que están relacionados con el inicio de las grietas.

El acero SAC, tiene una adición de cobalto y de manganeso que eleva el esfuerzo de fluencia y retrasa la aparición del endurecimiento en frío (Avner, 1988), por medio de la reducción de la energía de apilamiento (Musardo, 2006), es menos dúctil y sus valores de CTOD así lo confirman, pues son menores a los del E309. La microestructura del material presentó zonas interdendríticas resistentes al ataque químico y microfisuras, esto sugiere la presencia de una fase rica en Cromo denominada fase σ, fase conocida por fragilizar los aceros austeníticos y que se forma a partir de calentar la ferrita δ, esta fase de alta dureza, forma microfisuras en los aceros aplicados por soldadura, además el cobalto influye de manera importante en la aparición de esta fase. Presentó dos mecanismos de falla, fractura intergranular y coalescencia de microhoyuelos, esta mezcla de mecanismos sugiere que esta idea es cierta. La respuesta de los elementos de aleación agregados es exclusivamente para mejorar la resistencia al desgaste, sacrificando las propiedades a la fractura comparado con un material como el E309.

Del acero inoxidable E410 Ni Mo es importante notar que aunque superó el esfuerzo de fluencia mínimo reportado por el fabricante, los valores de esfuerzo de fluencia y último fueron 60% menores a los reportados por (Bilmes, 2000) para el mismo material aunque la dureza permaneció igual. Este hecho se explica por la microestructura en donde se observa mucha porosidad. Su resistencia a la propagación de grieta es muy baja, si se compara con los valores de un orden de magnitud mayores de los aceros austeníticos, tiene muchas características

favorables a su aplicación en turbinas hidráulicas, como costo, soldabilidad satisfactoria, resistencia al desgaste (Bilmes, 2000), sin embargo en estado "soldado" sin tratamiento térmico, no es recomendable su uso, debido a la solidificación fuera de equilibrio, su microestructura no está homogenizada, es posible que tenga defectos de segregación que son indeseables. Como requiere tratamiento térmico post-soldadura, en una turbina, los costos de aplicar el tratamiento térmico pueden ser altos.

La resistencia a la iniciación de grieta de la martensita es debida a que la martensita es una estructura de alta resistencia mecánica que se opone a la iniciación de grieta (ASM, 1979), lo que explica el retraso en el crecimiento de las grietas por encima de los austeníticos, sin embargo, ya formada la grieta, la concentración de esfuerzo es alta debido a la sensibilidad a las grietas de esta misma estructura (ASM, 1979), además los poros hacen que se pierda completamente la capacidad de la martensita para resistirse a la propagación de grietas.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se diseñó y construyó un dispositivo para ensayos estáticos y dinámicos de flexión en tres puntos para probetas entre 8 cm y 55 cm usando una carga máxima de 25 KN carga máxima del equipo de ensayos dinámicos. El funcionamiento del dispositivo fue satisfactorio, permitió la realización del prefisurado de las probetas y los ensayos CTOD, además de otros ensayos del grupo de investigación en Fatiga y Superficies.

Se evaluaron tres materiales usados típicamente en la recuperación de turbinas y los resultados permitieron concluir.

El material con la mayor resistencia a la propagación de grieta fue el E309 con un valor de CTOD = 0,53 ±0,04 mm. Debido a la uniformidad de su microestructura tiene la capacidad de tomar gran deformación plástica y reducir la concentración de esfuerzo, exhibiendo zonas plásticas en el frente de grieta de gran tamaño. El mecanismo de fractura fue coalescencia de microhoyuelos, típico de materiales dúctiles. No presentó crecimiento inestable de grieta o quiebres durante la prueba. Estas características lo hacen tolerante a defectos o grietas. El examen visual no mostró gran cantidad de defectos, y esto es favorable porque ante el mismo procedimiento de aplicación tuvo mejor calidad que los otros dos materiales evaluados.

El acero SAC tiene cualidades similares a las del E309, su resistencia a la propagación de grieta es comparable con un valor de CTOD=0,33 ±0,024 mm, la microestructura de este material es similar a la del E309, con ciertas diferencias por el desarrollo de zonas de mayor microdureza, el cobalto y el manganeso adicionales están disueltos en la austenita y es esto lo que incrementa la dureza en general y las propiedades mecánicas. Estos elementos de aleación tienen como función exclusiva incrementar la resistencia al desgaste del recubrimiento ante cavitación y erosión pero causan reducción de la resistencia a la propagación de grieta. Se identificó la aparición de diferentes mecanismos de fractura, fractura intergranular con la presencia de bandas de deslizamiento en los granos, fractura intergranular sin bandas de deslizamiento (en gran parte de la superficie) y otro de coalescencia de microhoyuelos. Se asocia la presencia de la fractura intergranular sin evidencia de deformación plástica a la presencia de carburos y a la aparición

de la fase σ. Lo cual sugiere la idea de aplicar un tratamiento térmico de homogenización a los recubrimientos de este material, con el fin de incrementar las propiedades mecánicas. En el aspecto macroscópico a este material no se le observaron gran cantidad de defectos.

El acero E410 Ni Mo, tiene poca resistencia a la propagación de grietas con un valor de CTOD=0,035±0,003 mm, pero alta resistencia a la iniciación de grieta, su microestructura en estado "soldado" no es homogénea y tiene alta fragilidad, por lo cual su uso en este estado no es recomendable, debe aplicarse tratamiento térmico posterior a la aplicación para mejorar las propiedades fractomecánicas. La aplicación estudiada en esta investigación tuvo baja calidad, al tener alta porosidad, lo que afectó los valores de esfuerzo de fluencia y esfuerzo último. La alta sensibilidad a los concentradores de esfuerzo q>0,9, reduce la capacidad de la martensita revenida de enfrentar el crecimiento de grieta. El mecanismo de falla principal fue fractura intergranular, con pequeñas zonas de fractura dúctil, que están relacionadas al contenido de austenita retenida que tiene el material. No fue notoria la presencia de defectos en el borde de grano como en el acero SAC, por lo que la fractura intergranular se presentó por la baja o nula capacidad de la martensita revenida de deformarse plásticamente, para evitar la decohesión de los granos.

TRABAJOS FUTUROS

Realizar una caracterización de la transformación microestructural del material de aporte SAC luego de deformarlo plásticamente usando difracción de rayos X con el fin confirmar el porcentaje de transformación martensítica.

Para este mismo material proponer una solución que contribuya a reducir los defectos formados en los límites de grano que conduzca a mejorar ante fractura las propiedades de este material.

Determinar el tratamiento térmico más adecuado para el E410 Ni Mo que permita obtener una mayor resistencia a la propagación de grieta, para aplicarlo sobre las turbinas en las que se utiliza.

BIBLIOGRAFÍA

ASM Welding, Brazing and Soldering [Libro]. - [s.l.] : American Society for Metals, 1993. - Vol. 6 : 20 : págs. 1191 - 1192.

ASM Alloy Phase Diagrams [Libro]. - [s.l.] : American Society for Metals, 1993. - Vol. 3 : 20.

ASM Fatigue and Fracture Handbook [Libro]. - [s.l.] : American Society for Metals International, 1996. - Vol. 19 : 20 : págs. 114-119.

ASM Fatigue and Microstructure. Materials Science Seminar [Libro]. - St Louis : ASM Materials Science Division., 1979.

ASTM Crack Tip Opening Displacement Fracture Toughness Measurement. Specimen configurations dimensions and preparation. E1290 [Libro]. - [s.l.] : ASTM International, 2011.

ASTM Standard Test Method for Linear – Elastic, Plane – Strain Fracture Toughness KIC of Metallic Material E399. [Libro]. - [s.l.] : ASTM International, 2009.

ASTM Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. E8/E8M [Libro]. - [s.l.] : ASTM International, 2009.

Avner S. Introducción a la metalurgia física. [Libro]. - [s.l.] : McGraw Hill Book Company, 1988. - Segunda Edición.

Bilmes P Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo High Strength steel welds [Publicación periódica] // Journal of materials engineering and performance. - [s.l.] : ASM International , 2000. - 6 : Vol. 9. - págs. 609-615..

Cerón C Fracture Mechanisms of CTOD samples of submerged and flux cored arc welding [Publicación periódica] // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. - [s.l.] : Elsevier, 2010. - Vol. 53. - págs. 141 - 151.

CITEFA Curso Materiales Aeronáuticos, notas de clase [Conferencia]. - 2010.

Ferreño D. Failure analysis of a Pelton turbine manufactured in soft martensitic stainless steel casting [Publicación periódica] // Engineering Failure Analysis. - [s.l.] : Elsevier, 2011. - 18. - págs. 256 - 270.

Gere J Mecánica de materiales [Libro]. - [s.l.] : Thomson Learning, 2003. - Quinta edición.

Gonzales H La importancia del método de selección de materiales. [Publicación periódica] // Scientia et Technica. - 2004. - 24 : Vol. X. - págs. 175 - 180.

Gualco A. Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura y la resistencia al desgaste de recargues martensíticos depositdos con alambres tubulares metal cored [Libro]. - Buenos Aires : Facultad de Ingeniería. Universidad de Buenos Aires, 2011. - pág. 115.

Hertzberg R Deformation and fracture mechanics of engineering materials. [Libro]. - [s.l.] : John Wiley & Sons., 1996. - Fourth Edition.

Hinestroza O. Diseño y construcción de un banco prefisurador de probetas tipo flexión en tres puntos para determinar la tenacidad CTOD del acero SAE 1045. [Libro] / ed. grado Escuela de Ingeniería Mecánica. Proyecto de. - [s.l.] : Universidad del valle, 2004.

Ibarra M., Núñez, E., Huerta, J. M. Manual de Aceros Inoxidables [Libro]. - [s.l.] : Indura, 2010. - págs. 17 - 41.

Kou S. Welding Metallurgy [Libro]. - [s.l.] : John Wiley & Sons, Interscience, 2003. - Second edition.

MIG Weld GmbH International MIG Weld GmbH International [En línea]. - 10 de 02 de 2013. - http://www.migweld.de/english/service/welding-stainless-steels/schaeffler-diagram-for-standard-analysis.html.

Musardo G. Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação. [Libro]. - [s.l.] : Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Unesp, 2006 .

Nisbett Budynas – Shigley's Mechanical engineering design [Libro]. - [s.l.] : McGraw Hill Book Company, 2006. - Eight Edition.

Norton R Diseño de Máquinas [Libro]. - [s.l.] : Prentice Hall, 1999. - Primera Edición.

Pickering F. Physical metallurgy and the design of steels [Libro]. - London, : Applied science publishers, LTD,, 1978. - pág. 165.

Rojas J. Identificación y cuantificación de fases presentes en acero inoxidable A743 grado CA6NM mediante la técnica de difracción de rayos X [Libro]. - Medellín : Facultad de Minas - Escuela de Ingeniería de Materiales. Universidad Nacional de Colombia., 2009.

Santa J. Cavitation – Erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings [Publicación periódica]. - [s.l.] : Wear of Materials , 2011. - Especial : Vol. 401.

Sinatora A., M. Pohl, E.-U. Waldherr Wear induced martensite in high chromium cast iron [Publicación periódica] // Scripta Metallurgica et Materialia.. - 1995. - 6 : Vol. 32. - págs. 857 – 861.

Thibault D. [y otros] Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr–4%Ni stainless steel [Publicación periódica] // Material Science and Engineering. - [s.l.] : Elsevier, 2011. - 528 : Vol. A.

Timoshenko S Vibration problems in engineering [Libro]. - [s.l.] : McGraw Hill Book Company, 1955. - Third Edition.

Unger D Analytical fracture mechanics [Libro]. - [s.l.] : Dover, 2001.

Wei R Delay in fatigue crack growth [Publicación periódica] // International Journal on Fracture. - 1974. - 1 : Vol. 10. - págs. 77 - 85.