

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**EFFECTO DEL CONTENIDO DE INCLUSIONES EN LA SOLDABILIDAD  
Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNIONES SOLDADAS DE ACERO X-70**

**POR**

**ANA LUCÍA CORTÉS DUTTON**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO COAH. NOVIEMBRE 2016**

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**EFFECTO DEL CONTENIDO DE INCLUSIONES EN LA SOLDABILIDAD  
Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNIONES SOLDADAS DE ACERO X-70**

**POR**

**ANA LUCÍA CORTÉS DUTTON**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO COAH. NOVIEMBRE 2016**

# DEDICATORIA

Dedico este trabajo principalmente a Dios, quien me brindó fuerzas para seguir adelante sin perder nunca la dignidad ni desfallecer en el intento, y sobre todo por permitirme llegar hasta este momento importante en mi formación profesional de posgrado.

Para mis padres por su apoyo incondicional, sus consejos, comprensión, mucho amor, soporte en momentos difíciles, y por ayudarme con todos los recursos necesarios para estudiar sin alguna limitante. Me han brindado todo lo que soy como persona, mis valores, principios, carácter, mi empeño, perseverancia, el coraje para conseguir mis objetivos, porque en gran parte gracias a ellos, hoy puedo ver alcanzada mi meta, y porque el orgullo que sienten por mí, fue lo que hizo ir hasta el final.

# AGRADECIMIENTOS

Este trabajo de monografía realizado en Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) de la mano con el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), es un esfuerzo en el cual participaron distintas personas, corrigiendo, opinando, aportando puntos de vista, lo cual me ha permitido aprovechar la competencia y experiencia de personas que deseo agradecer en este apartado.

Un agradecimiento singular a mí asesor de proyecto Dr. Eduardo Hurtado, por haberme confiado este trabajo, por su paciencia, dirección, y apoyo para trabajar en la presente monografía y llegar a la conclusión de la misma.

Mis agradecimientos a la colaboración del equipo involucrado de COMIMSA y de la Universidad Politécnica de Catalunya (UPC) en Barcelona España, en el análisis de las muestras de este estudio y que me hicieron posible la realización de ésta monografía.

A mis profesores quienes influyeron con sus asignaturas y experiencias en formarme como una persona de bien y preparada para los retos que se enfrenta la vida.

Todos mis compañeros y amigos del posgrado en Tecnologías de la Soldadura Industrial quienes he compartido horas de trabajo, retos, momentos difíciles y momentos agradables y quienes logramos llegar hasta el final del camino.

Todo esto nunca hubiese sido posible sin el amparo incondicional que me otorgaron y el cariño que me inspiraron mis padres, Luis Cortés y Martha Dutton, quienes hicieron todo en la vida para que yo pudiera alcanzar mis sueños y objetivos, por amarme incondicionalmente. Las palabras nunca serán suficientes para testimoniar mi aprecio y mi agradecimiento.

# ÍNDICE

Síntesis .....	11
Capítulo 1: Introducción .....	13
1.1 Antecedentes .....	13
1.2 Objetivo general .....	14
1.2.1 Objetivos específicos .....	15
1.3. Justificación.....	15
1.4 Planteamiento del problema.....	16
1.5 Aportación tecnológica .....	17
1.6. Alcance .....	17
Capítulo 2: Marco teórico y estado de arte .....	18
2.1 Aceros de baja aleación de alta resistencia .....	18
2.1.1 Introducción.....	18
2.1.2 Composición química de los aceros HSLA .....	20
2.1.3 Clasificación de los aceros HSLA.....	23

2.1.4 Designación de los aceros HSLA.....	24
2.1.5 Aplicaciones .....	25
2.2 Soldabilidad de aceros de alta resistencia baja aleación .....	26
2.2.1 Carbono equivalente .....	27
2.2.2 Agrietamiento por hidrógeno .....	28
2.2.2.1 Agrietamiento en el metal de aporte.....	28
2.2.3 Esfuerzos residuales .....	30
2.3 Acero API 5L X70.....	30
2.3.1 Procesos de soldadura aplicables en aceros API X70 .....	31
2.3.2 Precauciones en la soldadura de acero X70 .....	32
2.4 Soldadura por arco sumergido .....	33
2.4.1 Variables del proceso.....	35
2.4.1.1 Avance de la soldadura.....	35
2.4.1.2 Alimentación del electrodo .....	35
2.4.1.3 Punta de contacto .....	36
2.4.1.4 Electrodo .....	36
2.4.1.5 Fundente .....	37
2.4.1.6 Materiales.....	37
2.4.2 Ventajas del proceso SAW .....	38
2.4.3 Desventajas del proceso SAW .....	39
2.4.4 Aplicaciones generales del proceso .....	40
2.4.5 Aceros de baja aleación de alta resistencia mecánica en soldadura por arco sumergido.....	41
2.4.5.1 Generalidades .....	41
2.4.5.2 Propiedades mecánicas de aceros HSLA .....	44

2.5 Inclusiones .....	46
2.5.1 Inclusiones de azufre y óxidos .....	49
2.5.2 Inclusiones de titanio.....	51
2.5.3 Inclusiones de aluminio .....	53
Capítulo 3: Análisis y discusiones de la bibliografía .....	54
Capítulo 4: Caso de estudio.....	56
Capítulo 5: Conclusiones .....	95
Bibliografía.....	97
Índice de Figuras .....	102
Índice de Tablas .....	106
Resumen autobiográfico .....	108



# SÍNTESIS

El papel que desarrollan las inclusiones en los aceros ha recibido una considerable atención por parte del ámbito científico, desde estudios en cuanto a optimizar técnicas metalográficas para mejorar la observación de las mismas, hasta el estudio de modelos para la creación de los huecos que se forman debido a las inclusiones, así como también modelos que relacionan la distribución espacial de inclusiones y los huecos que éstas provocan, o la determinación de la fracción volumen de inclusiones en un acero. Relacionado a ello, otro de los aspectos de interés científico es el estudio del comportamiento mecánico de los aceros frente a las inclusiones presentes en él (1).

Una consecuencia indeseada de la soldadura es la presencia de defectos en la zona de fusión, esto puede tomar forma de discontinuidades tales como grietas, falta de fusión, porosidad e inclusiones de escoria o irregularidades en el perfil soldado, es decir, falta de penetración. Estas discontinuidades pueden desarrollarse durante procesos de ciclos térmicos y cambios microestructurales correspondientes a una unión soldada. También las discontinuidades en las

soldaduras se pueden deber a una aplicación inadecuada o descuidada de las tecnologías establecidas, o por capacitación deficiente del operador. Una de las principales discontinuidades que afectan la calidad de la soldadura son las inclusiones (2).

En la presente monografía se va a analizar la influencia de las inclusiones sobre el comportamiento que muestra el acero X-70 bajo proceso de soldadura SAW. Se realizan ensayos Charpy para evaluar la propiedad mecánica de tenacidad y además se realizan análisis metalográficos. El objetivo fundamental de este trabajo es analizar la relación del daño microestructural en el acero creado por la presencia de inclusiones y el comportamiento mecánico en la soldabilidad (1).

# CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN

## 1.1 Antecedentes

En la industria siderúrgica las composiciones y el procesamiento de los aceros se controlan de manera que los hace adecuados para numerosas aplicaciones. Están disponibles en varias formas básicas de producto: placa, lámina, barra, alambre, tubo, forjas, etc. A los aceros se les agrega varios elementos de aleación, a fin de proporcionarles las propiedades de templabilidad, resistencia mecánica, dureza, tenacidad, resistencia al desgaste, soldabilidad y maquinabilidad (2).

Durante la fabricación del acero intervienen una gran cantidad de conceptos y cuidados, que se inician con la selección de las materias primas y finalizan con las prácticas específicamente diseñadas para controlar el tipo, tamaño y distribución de las inclusiones no metálicas. Sin embargo, el medio circundante puede contaminar al acero líquido en diversas etapas del procesamiento, comúnmente durante el calentamiento y el vaciado (3).

Se consideran inclusiones las impurezas producidas por gases atrapados en la masa del metal durante el proceso de fusión, o materiales extraños sólidos (metálicos y no metálicos) (4).

En los procesos de soldadura las inclusiones de escoria son sólidos no metálicos atrapados en el metal de aporte o entre éste y el metal base. Éstas se pueden encontrar cualquier tipo de proceso de soldadura de arco. Por lo regular, las inclusiones son resultados de fallas en las técnicas de soldadura, o limpieza insuficiente entre los cordones de soldadura. Usualmente, la escoria disuelta durante el proceso de soldadura fluiría hacia la superficie de la soldadura, sin embargo, muescas en la interfase de metal base y de soldadura, o entre cordones de soldadura, provocan frecuentemente que la escoria quede atrapada bajo el metal de soldadura (5).

La cantidad de inclusiones presentes en el acero líquido y posteriormente en los productos de acero tiene una importante influencia durante la elaboración y conformado de acero como en el uso final del mismo. Desde el punto de vista del comportamiento durante la elaboración y el conformado, las inclusiones pueden dificultar la colada continua, y generar defectos durante la laminación. Desde el punto de vista de la conformación en frío, las inclusiones influyen en la trefilabilidad, la embutibilidad, etc. Respecto al uso final, las inclusiones tienen efectos nocivos sobre la maquinabilidad, las propiedades mecánicas, soldabilidad, etc. (6).

## **1.2 Objetivo general**

Documentar y analizar la relación entre los problemas de soldabilidad del acero y el daño microestructural generado por la presencia de inclusiones para asegurar las propiedades mecánicas del acero.

### **1.2.1 Objetivos específicos**

a) Revisar en la literatura el estado del arte del efecto que tienen las inclusiones en la soldabilidad del acero.

b) Realización de un caso de estudio donde se obtengan muestras de acero X-70 soldadas por SAW, realizar ensayos Charpy, caracterizar la microestructura obtenida, fases, tipos, tamaño, y cantidad de inclusiones presentes por MO y MEB y relacionar las variables del proceso con las propiedades obtenidas y a su vez con la morfología de las inclusiones.

### **1.3. Justificación**

Las propiedades de los aceros de alta resistencia dependen de su microestructura final, por lo que es necesario entender la importancia de las variables que controlan el desarrollo microestructural de la soldadura. Se conoce que en adición para la templabilidad de un metal y la velocidad de enfriamiento de la soldadura, las características de las inclusiones influyen en el desarrollo de la microestructura (7).

La presencia de inclusiones provenientes de la naturaleza del proceso de elaboración del acero, así como las inclusiones resultantes después de un proceso de soldadura, afectan la capacidad para formar uniones soldadas provocando un decrecimiento de la calidad de la soldadura. Las propiedades del acero resultan ser fuertemente dependientes de la forma, tamaño y distribución de las inclusiones, hasta el punto que el grado de limpieza del acero, es decir, su contenido de inclusiones, señale cuánto podrá ser deformado plásticamente el acero durante su transformación en productos finales (8).

De lo anterior, se desprende la importancia de conocer tanto el contenido como la clasificación de las inclusiones en los aceros. Existen varios métodos tanto macroscópicos como microscópicos para cuantificar y cualificar

inclusiones. Los métodos convencionales generalmente van acompañados por análisis de tipo químico, los cuales permiten caracterizar de manera concluyente la composición de las inclusiones (8).

En la presente monografía se analizarán las inclusiones y los efectos que ejercen en las propiedades mecánicas del acero X-70 en la zona de soldadura. Cabe destacar que las inclusiones de menores coeficientes de expansión térmica contra los de la matriz, son elementos nucleantes de microgrietas quienes podrían originar fracturas catastróficas en los aceros. La anulación de su efecto perjudicial se debe realizar con el objetivo de impedir la propagación de microgrietas a través de la matriz, modificando diferentes parámetros microestructurales (4).

## **1.4 Planteamiento del problema**

La presencia de inclusiones afecta negativamente la soldabilidad en los aceros, estas propician una disminución en las propiedades y menor resistencia mecánica en el área soldada, cuyos aspectos indeseables imposibilitan la semejanza a las propiedades del metal base dentro de un proceso de soldadura.

Los aspectos importantes a analizar es el efecto del cómo y cuánto daño provoca la presencia de inclusiones en la soldadura mediante variables de cantidad y tipo de inclusiones así como el tipo de daño que provocan sobre la microestructura y como éstas se modifican durante el proceso de soldadura.

Existen dos aspectos importantes para la resolución de problemas relacionados con inclusiones: la formulación de modelos que permitan prever la composición química de las mismas, y la caracterización de la población de inclusiones en las diversas etapas del proceso las cuales provocan defectos que afectan la calidad del producto (6).

## **1.5 Aportación tecnológica**

Documento que permitirá compilar la información y los conocimientos relacionados al proceso de soldadura donde se relacione la propiedad de la soldabilidad con la cantidad, tamaño y tipo de inclusiones, y así describir los mecanismos de daño y la forma en que las inclusiones cambian durante la soldadura.

## **1.6. Alcance**

El presente trabajo de investigación monográfico comprende el estudio del acero X-70 unido mediante procesos de soldadura SAW y el efecto que ejercen las inclusiones en la soldabilidad.

# **CAPÍTULO 2: MARCO TEÓRICO Y ESTADO DE ARTE**

## **2.1 Aceros de baja aleación de alta resistencia**

### **2.1.1 Introducción**

A fin de mejorar la relación resistencia/peso de los aceros, y de obtener requerimientos de resistencia y tenacidad, se han desarrollado aceros de baja aleación de alta resistencia (HSLA, por sus siglas en inglés: High Strength Low Alloy). Estos aceros tienen un bajo contenido de carbono (entre 0.1 y 0.3%) para asegurar la soldabilidad, y contienen relativamente pequeñas cantidades de elementos de aleación (solamente un 3% en total de elementos tales como Mn, Cu, Ni y Cr) quienes generan un afino de grano y endurecimiento del material proporcionando alta resistencia mecánica, mejora en la tenacidad y soldabilidad, mayor resistencia a la abrasión, al desgaste, a la oxidación y en algunos casos mayor resistencia a la corrosión (9) (10).



Los aceros al carbono y de baja aleación son subdivididos en cinco grupos de acuerdo a su composición, resistencia, tratamiento térmico o propiedades a altas temperaturas:

- Aceros bajo carbono microaleados;
- Aceros de alta resistencia y baja aleación;
- Acero templado y revenido;
- Acero baja aleación tratable térmicamente;
- Aceros al cromo – molibdeno.

Los aceros HSLA pueden ser utilizados en la construcción de tuberías, edificios, puentes, ferrocarriles, estructuras offshore, barcos y bastidores de camiones y automóviles. El acero API 5L X70 es un acero de alta resistencia y baja aleación que se emplea en la fabricación de tubos para transporte de petróleo y sus derivados (10).

Desarrollados por primera vez en la década de 1930, los aceros HSLA son por lo general producidos en lámina, mediante microaleación y laminado en caliente bajo condiciones controladas para proporcionar mejor resistencia debido a la combinación del refino de grano ferrítico, endurecimiento por precipitación y aumento de resistencia subestructural que ocurre con el arreglo de las dislocaciones y aumento de resistencia de los subgranos ferríticos. Además, su endurecimiento se debe a una aleación por solución sólida, sin ser excesivamente caros, dada la moderación de su aleación. Entre las propiedades de estos aceros tiene una resistencia a la tensión aproximada de 85,000 lb/pulg<sup>2</sup> o 586 MPa y un porcentaje de elongación de entre 15 y 22 (2) (10).

Los tratamientos térmicos de endurecimiento no son aplicables debido a su bajo contenido de carbono. Cabe mencionar el ahorro que supone su conformado por laminación en caliente respecto a otros aceros, puesto que debido a su afino de grano, no necesitan un revenido posterior que en otros

aceros tendría como objetivo la mejora de propiedades mecánicas. El hecho de que ya de por sí presentan buenas propiedades y no requieren de tratamientos térmicos adicionales supone un ahorro respecto a los aceros tradicionales (2) (11).

Los aceros HSLA se caracterizan por una microestructura que consiste de ferrita de grano fino como fase principal, y una segunda fase dura de martensita y de austenita. También se han reportado en diversas investigaciones, una microestructura predominante de ferrita acicular con islas de martensita/austenita como una segunda fase las cuales proporcionan óptimas propiedades mecánicas. Algunos metales de soldadura HSLA, tales como C-Mn con adiciones de Ti y/o V y Nb presentan una microestructura similar a aceros de soldadura C-Mn, que contiene cantidades variables de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten y microfases presentando una resistencia a la cedencia en rangos de 500 a 700 Mpa (2) (12) (9).

### **2.1.2 Composición química de los aceros HSLA**

La composición química de un acero HSLA específico puede variar para diferentes espesores para cumplir las propiedades mecánicas requeridas, sin embargo, un aproximado porcentual de estos aceros es: 0.12 C, 0.6 Mn, 1.1 Ni, 1.1 Cr, 0.35 Mo y 0.4 Si y con algunas adiciones de elementos aleantes tales como Cu, Nb, Ti, V, etc. (2) (12).

Los elevados límites elásticos deseados se obtienen de la adición de distintas cantidades de Nb y Ti, en ocasiones también se añade V. Estos no son considerados como aceros de aleación en el sentido normal debido a que están diseñados para cumplir propiedades mecánicas específicas en vez de una composición química (2) (12) (9).

Respecto al efecto del contenido de elementos de aleación se tiene:

- Ti: Suele añadirse a los aceros para su desoxidación (formando posiblemente óxidos del tipo  $Ti_2O$ ) en forma de inclusiones finas inoculantes para favorecer así la formación de ferrita intragranular durante la transformación austenita-perlita. Un incremento de Ti favorece en las cantidades de Mn y Si en el metal de aporte y también promueve el incremento de la cantidad de bainita y constituyentes de martensita/austenita que incrementan la dureza en el metal de soldadura. La nucleación de ferrita acicular es posible con el incremento de la adición de Ti lo que conduce a un incremento en la resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y aumento en el valor de la energía de impacto, éste último al disminuir la temperatura. Además es un elemento refinador de grano (1) (9) (13).

- N: El nitrógeno es añadido al acero para promover la formación de nuevas fases a partir de la austenita, posiblemente mediante la formación de partículas muy pequeñas de TiN (1).

- Ca: Suele añadirse al acero en cierta cantidad en forma de polvo de Ca-Si para disminuir el nivel de azufre S, y por lo tanto, para disminuir la fracción volumétrica de las inclusiones de sulfuro, así como las inclusiones de alúmina, puesto que el calcio tiene un efecto purgante sobre agregados de alúmina presentes en el acero líquido. No es de extrañar la presencia de cierta cantidad de Ca en los aceros formando parte de inclusiones muy duras (1).

- Ni: Aumenta la dureza y por lo tanto templabilidad, donde la microestructura cambia de una mezcla de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten, ferrita acicular y ciertas microfases a una mezcla de ferrita acicular, bainita, martensita de bajo carbono y microfases. Proporciona un fuerte endurecimiento por solución sólida (14). Incremento marcado de la dureza del metal de aporte al aumentar el contenido de Ni (9).

- Mo: Aumenta la resistencia, dureza y templabilidad, donde la microestructura cambia de una mezcla de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten, ferrita acicular y ciertas microfases a una mezcla de ferrita

acicular, bainita, martensita de bajo carbono y microfases. Además homogeniza la microestructura del metal de aporte. Presenta la mejor resistencia al impacto a más bajos contenidos de 0.5% wt. de Mo de una manera controlada con respecto al contenido de Mn. Sin embargo y en contraste, estudios de Bhole et. al (2006), encontraron que en la adición de Mo de 0.881% wt en el metal de soldadura proporciona la óptima resistencia al impacto (9) (14).

- Cr: Aumenta la dureza y templabilidad, donde la microestructura cambia de una mezcla de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten, ferrita acicular y ciertas microfases a una mezcla de ferrita acicular, bainita, martensita de bajo carbono y microfases. Homogeniza la microestructura del metal de soldadura. El Cr produce endurecimiento por solución sólida, sin embargo no se puede descartar la posibilidad de un endurecimiento por precipitación. Además éste elemento deteriora la tenacidad al impacto incluso en las partes que contienen grandes cantidades de ferrita acicular (14).

- Mn: Uno de los principales elementos químicos presentes en inclusiones en metales de soldadura de bajo contenido de titanio. Con el incremento de Mn se promueve la formación de fases duras que conduce a un deterioro de la tenacidad y por lo tanto a las propiedades de impacto (9). También el Mn tiene gran efecto en la templabilidad, incrementando la cantidad de ferrita acicular a expensas de la ferrita alotriomórfica, así como de bainita y de constituyentes de martensita-austenita. Es un importante elemento de aleación para endurecimiento por solución sólida. También el Mn puede afectar la transformación de austenita durante el enfriamiento a altas temperaturas (14).

- Si: Constituye uno de los principales elementos químicos presentes en inclusiones en metales de soldadura de bajo contenido de titanio (14).

- Nb: Proporciona combinación de propiedades de tenacidad y resistencia mecánica superiores y es un elemento refinador de grano. (13) (9) (15).

- Cu: Se obtienen buenas resistencias a partir de bajos contenidos de Mn para aplicaciones de aceros de tubería.

- V: Refina el grano en los aceros HSLA (13).
- S: Disminuye la susceptibilidad al agrietamiento por H<sub>2</sub> (15).
- P: Reducen la tendencia al endurecimiento en regiones segregadas (15).

La adición junta de Mn y Ni representa un endurecimiento en el metal de soldadura y por consiguiente el decremento de la resistencia al impacto (9).

En general, la adición de elementos de aleación fomenta el incremento en los valores de la resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y la elongación en metal de soldadura. Sin embargo, por la cantidad de elementos de aleación y al combinarse entre ellos, puede conducir a la formación de constituyentes de martensita de bajo carbono/austenita y microfases que incrementan la templabilidad (9) (14).

### **2.1.3 Clasificación de los aceros HSLA**

Los aceros de alta resistencia baja aleación involucran muchos grados designados para proporcionar combinaciones de propiedades de resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad. Los aceros HSLA son clasificados como una categoría separada de los aceros de aleación, la cual es similar a los aceros de bajo carbono en su condición de laminado, con propiedades mecánicas mejoradas que se obtienen por la adición de cantidades pequeñas de elementos aleantes y por técnicas de procesamiento especiales como laminado controlado y métodos de enfriamiento acelerado (16).

Los tipos de aceros HSLA comúnmente usados incluyen:

- *Aceros microaleados ferrítico-perlíticos*, los cuales contienen muy pequeñas adiciones (generalmente menos de 0.10%) de elementos formadores de carburos o carbonitruros tales como niobio, vanadio o titanio para endurecer

por precipitación, refinar el grano y un posible control de la temperatura de transformación.

- *Aceros perlíticos en su condición de laminado*, los cuales pueden ser aceros al carbono-manganeso, tienen pequeñas adiciones de aleantes para mejorar resistencia, tenacidad, formabilidad, y soldabilidad.

- *Aceros de ferrita acicular*, los cuales son aceros de bajo carbono (menos de 0.05% C) con una excelente combinación de esfuerzo de cedencia, soldabilidad, formabilidad, y buena tenacidad.

- *Aceros doble fase*, los cuales tienen una microestructura de martensita dispersa en una matriz de ferrita la cual provee una buena combinación de ductilidad y alta resistencia a la tensión.

- *Aceros con inclusión de forma controlada*, los cuales proveen ductilidad y tenacidad a través del espesor mejoradas por las pequeñas adiciones de calcio, zirconio, titanio o elementos de las tierras raras para que la forma de las inclusiones de azufre cambien de tiras alargadas a pequeños y dispersos glóbulos casi esféricos.

- *Aceros resistentes a agrietamiento inducido por hidrógeno*, con bajo contenido de carbono y azufre, inclusión y segregación de manganeso controlada, además de contenidos de cobre mayores a 0.26%.

Estas categorías no son necesariamente grupos distintos, así que un acero HSLA puede tener características de más de un grupo, es decir, todos los tipos de aceros antes mencionados pueden tener inclusiones de forma controlada (16).

#### **2.1.4 Designación de los aceros HSLA**




Tres categorías forman el sistema de designación AISI (American Iron and Steel Institute) para el acero en placa de alta resistencia como se muestra

en la tabla 2.1. La calidad estructural (S) incluye los elementos C, Mn, P y N. Las aleaciones bajas (X) contienen Nb, Cr, Cu, Mo, Ni, Si, Ti, V y Zr, ya sea de forma individual o en combinación. Los aceros para intemperie (W) tienen una resistencia a la corrosión debido al entorno, aproximadamente cuatro veces más elevada a los correspondientes a los aceros convencionales al bajo carbono y contienen Si, P, Cu, Ni y Cr en varias combinaciones. Además la conformabilidad de estas láminas de acero se gradúa en F (excelente), K (buena) y O (regular) (2).

**Tabla 2. 1** Designación AISI para láminas de acero de alta resistencia (2).

Resistencia a la cedencia		Composición química	Prácticas de desoxidación
Psi x 10 <sup>3</sup>	MPa		
35	240	S = calidad estructural	F = calmado más control de inclusión de sulfuros
40	275		
45	310		
50	350	X = baja aleación	
60	415		K = calmado
70	485	W = intemperismo	
80	550		O = no calmado
100	690	D = dual	
120	830		
140	970		

Ejemplo			
	50	X	F
			
Resistencia a la cedencia min.	Baja	Calmado mas control de	inclusiones de sulfuros
50 x 10 <sup>3</sup>	aleación		

### 2.1.5 Aplicaciones

Las aplicaciones de estos aceros están relacionadas directamente con su elevada resistencia y su bajo peso, propiedades que su propio nombre indica. Por ello suponen ser un buen sustituto para los aceros estructurales empleados

en la construcción de puentes y edificios (dan ligereza a las estructuras aportando una muy buena resistencia), también juegan un papel importante en la industria del automóvil por su bajo peso y bajo costo pues presentan poca cantidad de elementos de aleación que son los que encarecen (11).

Los productos en lámina de los aceros HSLA comúnmente son utilizados para partes de carrocerías automotrices a fin de reducir peso y de ahí reducir el consumo de combustible, y en aplicaciones industriales de minería, agrícolas y varias otras. Las placas HSLA son utilizadas en barcos, puentes y en la construcción de edificios y se utilizan formas como las vigas en “I” en varias estructuras (2).

## **2.2 Soldabilidad de aceros de alta resistencia baja aleación**

Un material se considera soldable cuando por un procedimiento determinado o técnica adecuada puede formar uniones específicas donde se obtiene una soldadura con calidad metalúrgica. Para ello es necesario conocer las características de los materiales a soldar, de los materiales de aporte y de las máquinas a utilizar. La soldabilidad en los aceros es mayor cuanto menor sea el porcentaje de carbono, ya que al aumentar la cantidad de éste así como de elementos aleantes, existe mayor probabilidad de que se temple en la zona afectada térmicamente (ZAT), dando lugar al origen de grietas. También se podría presentar baja soldabilidad cuando aumenta el espesor de las piezas a unir, cuando el aporte térmico sea menor o cuando la temperatura de la pieza antes de soldar sea menor (17).

De acuerdo con AWS, la soldabilidad también se define como la capacidad de un material de ser soldado bajo condiciones impuestas durante la fabricación en una estructura específica y convenientemente proyectada, de modo a ejecutar el servicio pretendido (18).



El calor de la soldadura causa cambios en la microestructura y propiedades mecánicas en la zona afectada por el calor (ZAC). La microestructura resultante depende de los factores:

- Composición química del acero;
- Tiempo en alta temperatura;
- Velocidad de enfriamiento.

## 2.2.1 Carbono equivalente

El grado de dureza en la ZAC es un factor importante en la determinación de la soldabilidad del acero HSLA. La soldabilidad y la resistencia a la fragilización por hidrógeno generalmente disminuyen con el aumento del contenido de carbono o presencia de martensita. Un buen indicativo de la soldabilidad de un material está en conocer su carbono equivalente, por lo que un acero con buena soldabilidad es aquel con un carbono equivalente inferior a 0.40 % (19).

Otro indicador de soldabilidad es el parámetro del carbono equivalente ( $CE_{Pcm}$ ), cuya ecuación fue desarrollada en Japón en los años 60 y se recomienda para los nuevos aceros con bajo contenido de carbono, tales como API 5L X80 (20).

A continuación se presentan ambas ecuaciones aplicables según el porcentaje de carbono aplicable:

1 - Ecuación para aceros con %C > 0.12, (19):

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

2 - Ecuación para aceros con %C ≤ 0.12, (20):

$$CE_{pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

### 2.2.2 Agrietamiento por hidrógeno

Cuando un acero tiene  $CE_{IIW}$  mayor que 0.40% la probabilidad de fractura por hidrógeno aumenta. Ese tipo de fractura puede ocurrir en las juntas soldadas cuando está presente lo siguiente:

- Presencia de hidrogeno atómico difusible en el acero;
- Microestructura susceptible a la fragilización, como la martensítica;
- Esfuerzo de tensión en un local sensible;

Las fuentes de hidrógeno incluyen: el metal de aporte, humedad en el recubrimiento del electrodo, fundente de soldadura, gases de protección o contaminantes en el metal base o metal de aporte. El agrietamiento por hidrogeno es susceptible de ocurrir cuando el acero tiene microestructura martensítica o mezcla de ferrita con martensita de alto carbono o bainita, que puede ser disminuido minimizando la formación de estas estructuras en el metal de soldadura y en la ZAC. Sin embargo, para reducir la probabilidad del agrietamiento en la soldadura es necesario controlar muy bien la velocidad de enfriamiento que depende de factores como el espesor de la sección, temperatura de precalentamiento y calor de entrada (10).

#### 2.2.2.1 Agrietamiento en el metal de aporte

Generalmente el metal de aporte presenta menor probabilidad al agrietamiento por hidrógeno que el metal base, pero es posible que el hidrógeno fragilice el metal de aporte en un grado significativo.

Las condiciones que provocan la fragilización en el metal de aporte pueden ser disminuidas utilizando electrodos secos y con bajo contenido de

hidrógeno, aumentando la temperatura de precalentamiento o aplicando tratamiento térmico inmediatamente después de la soldadura (10).

Por lo general, los aceros estructurales de bajo carbono son de buena soldabilidad y presentan buena ductilidad, de manera que la porosidad y las inclusiones de escoria normales no son críticas. En los aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA) frecuentemente se emplean procesos de bajo hidrógeno y precalentamiento. La susceptibilidad de agrietamiento en caliente aumenta con el aumento de carbono, azufre, y fósforo y con la disminución de la relación de manganeso/carbono. Éstos aceros no requieren de medidas especiales, sin embargo, para grandes espesores es conveniente utilizar electrodos básicos (17) (21).

Las propiedades mecánicas de los metales de soldadura dependen fuertemente de la microestructura desarrollada durante la solidificación y enfriamiento del charco de soldadura, así como de la composición química de la soldadura y la velocidad de enfriamiento. La composición química es determinada por el metal base, por la composición del alambre perteneciente al electrodo, la dilución, y cualquier reacción química en la soldadura de arco. La composición del metal de soldadura es emparejada para obtener similar resistencia a la tensión del metal base; sin embargo, la adición de elementos de aleación en la mayoría de los metales de soldadura son generalmente añadidos para evitar la formación de fases quebradizas y defectos como el agrietamiento en frío dentro de la soldadura. Esto es relacionado con la templabilidad del metal de soldadura, la cual tiene que ser lo suficientemente baja para evitar la transformación de austenita residual a martensita de alto carbono, y suficientemente baja para promover la formación de fases deseables como la ferrita acicular (14).

### 2.2.3 Esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales también pueden causar problemas de agrietamiento y las posibles fuentes de esos esfuerzos son las transformaciones de fases, contracciones térmicas, etc. Estos pueden ser disminuidos aplicando el precalentamiento del metal base o ajustando el procedimiento de soldadura (10).

## 2.3 Acero API 5L X70

El acero API 5L X70 es un acero de baja aleación, utilizado en la construcción de tuberías, obtenido por laminación controlada que tiene un límite elástico mínimo de 70.000 psi (libras por pulgada cuadrada) que es aproximadamente 480 MPa. Por tener un bajo contenido de carbono (máximo de 0.12%) de acuerdo con la API, éste cuenta con una buena soldabilidad que es esencial para este tipo de aplicación.

De una manera general, el acero API 5L X70 es un acero de bajo carbono, con alto contenido de manganeso y con pequeñas adiciones de elementos de aleación como Ni, Cu, Cr, Mo, Nb, V y Ti. La adición de esos elementos tiene como objetivo general disminuir la temperatura de transformación austenita-ferrita ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ), aumentar el endurecimiento y refinar el grano del acero (22).

El ajuste de la composición química ayuda a obtener la microestructura deseada en la laminación controlada, además el acero API 5L X70 debe ser hecho de tal forma que produzca una microestructura que combine alta resistencia mecánica y tenacidad con bajos niveles de segregación e inclusiones no metálicas (20).

En la **Tabla 2. 2** se presenta la composición química y propiedades mecánicas de acuerdo con la norma API 5L y en la

Tabla 2. 3, además de la composición química, la microestructura para el acero X70 estudiados por sus respectivos autores (23) (24) (25) (26) (27).

**Tabla 2. 2** Composición química y propiedades mecánicas del acero API X70 (19).

Grado y clase	Elementos aleantes % (límite)							Mínimo de límite elástico		Resistencia a la tensión			
	C (máx.)	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Nb* (máx.)	V* (máx.)	Ti* (máx.)	Ksi	MPa	Mínimo		Máximo	
										Ksi	MPa	Ksi	MPa
X-70	0.23	1.60	0.04	0.05	-	-	-	70	482	82	565	-	-

**Tabla 2. 3** Composición química en % e.p. y microestructura del acero API 5L X70 estudiada por diferentes autores (23) (24) (25) (26) (27).

Autor	Composición química (%)													Microestructura
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Cr	Ni	Cu	Mo	Pcm	
Li	0.05	0.26	1.48	0.012	0.003	0.052	0.05	0.016	0.027	0.15	0.22	0.17	0.164	Ferrita acicular y ferrita poligonal
Mohtadi-Bonab	0.025	0.26	1.65	0.010	0.003	0.028	0.052	0.013	0.12	0.20	0.002	0.13	0.155	Ferrita y perlita
Junior	0.10	0.17	0.56	0.021	0.003	0.028	0.052	0.013	0.12	0.20	0.002	0.13	0.155	Ferrita y perlita
Ceglias	0.076	0.31	1.63	0.025	0.025	0.045	0.055	0.018	0.277	0.018	0.005	0.002	0.187	Ferrita acicular y ferrita poligonal
Santos	0.04	0.29	1.54	0.013	0.001	-	0.037	-	0.04	0.253	0.238	0-014	0.146	Ferrita, perlita y carburos

### 2.3.1 Procesos de soldadura aplicables en aceros API X70

Para los aceros X70 (clasificados como HSLA) pueden ser unidos bajo procesos de soldadura de arco; SMAW, GMAW, SAW, FCAW al igual con proceso de resistencia por puntos.

Los procesos de soldadura para este tipo de acero son descritos de manera general en la

Tabla 2. 4 (19):

**Tabla 2. 4** Proceso de soldadura para acero X70 (PSL1 y PSL 2) (19).

Procesos	Tubo de Grado PSL 1	Tubo de Grado PSL 2
	X42 a X70	B a X80
SMLS (costura)	X	X
CW (soldadura continúa)	-	-
LFW (soldadura eléctrica de baja frecuencia)	X	
HFW (soldadura eléctrica de alta frecuencia)	X	X
LW (soldadura láser)	X	-
SAWL (soldadura arco sumergido longitudinal)	X	X
SAWH <sup>c</sup> (soldadura arco sumergido helicoidal)	X	X
COWL (combinación de procesos de soldadura longitudinal)	X	X
COWH <sup>c</sup> (combinación de procesos de soldadura helicoidal)	X	X
Doble Costura SAWL <sup>d</sup>	X	X
Doble costura COWL	X	X

<sup>a</sup> Grados intermedios son disponibles si se acuerda, limitados a grados superiores DE X42.

<sup>b</sup> Grado A25 y A25P son limitados a tubería con  $D \leq 141.3$  mm (5.563 in).

<sup>c</sup> Tubería con costura helicoidal es limitada con  $D \geq 114.3$  mm (4.500 in).

<sup>d</sup> Tubería con doble costura disponible si se acuerda, limitado a tubería con  $D \geq 914$  mm (36 in).

<sup>e</sup> Tubería con extremo acampanado con  $D \leq 219.1$  mm (8.625 in) y  $t \leq 3.6$  mm (0.141 mm).

<sup>f</sup> Tubería de extremo roscado es limitado a SMLS y tubería con costura longitudinal con  $D \leq 508$  mm (20.000 in).

### 2.3.2 Precauciones en la soldadura de acero X70

Las precauciones necesarias para evitar el agrietamiento en las soldaduras de aceros HSLA dependen del espesor de la pieza a ser soldada, del carbono equivalente, de los consumibles y del tipo de proceso de soldadura utilizado. Las técnicas comúnmente utilizadas para evitar la fragilización de las soldaduras de los aceros HSLA involucran el precalentamiento, el tratamiento térmico después de la soldadura y una buena selección del metal de aporte.

Para el acero X70 el precalentamiento es opcional ya que en el WIT (Welding Inspection Technology) de la AWS, menciona que el precalentamiento es opcional para materiales que tienen carbono equivalente menor que 0.45% (28).

## **2.4 Soldadura por arco sumergido**

La soldadura por arco sumergido (Submerged Arc Welding, SAW, por sus siglas en inglés) es un proceso de soldadura de arco que se desarrolló a principios de los años 30's, y consiste en un arco que está oculto por una capa de fundente granular fundido; el arco se mantiene en una cavidad de escoria o fundente que refina el metal de soldadura y protege de la contaminación atmosférica. Los elementos de aleación en el fundente pueden estar presentes para mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la fractura del depósito de soldadura (29).

La soldadura por arco sumergido es un proceso que funde y une a los metales calentándolos con un arco establecido entre un electrodo consumible y los metales. No hay aplicación de presión y el metal de aporte se obtiene del electrodo. El arco se encuentra protegido por escoria fundida y fundente granular, como lo muestra en la Figura 2. 1 (30).

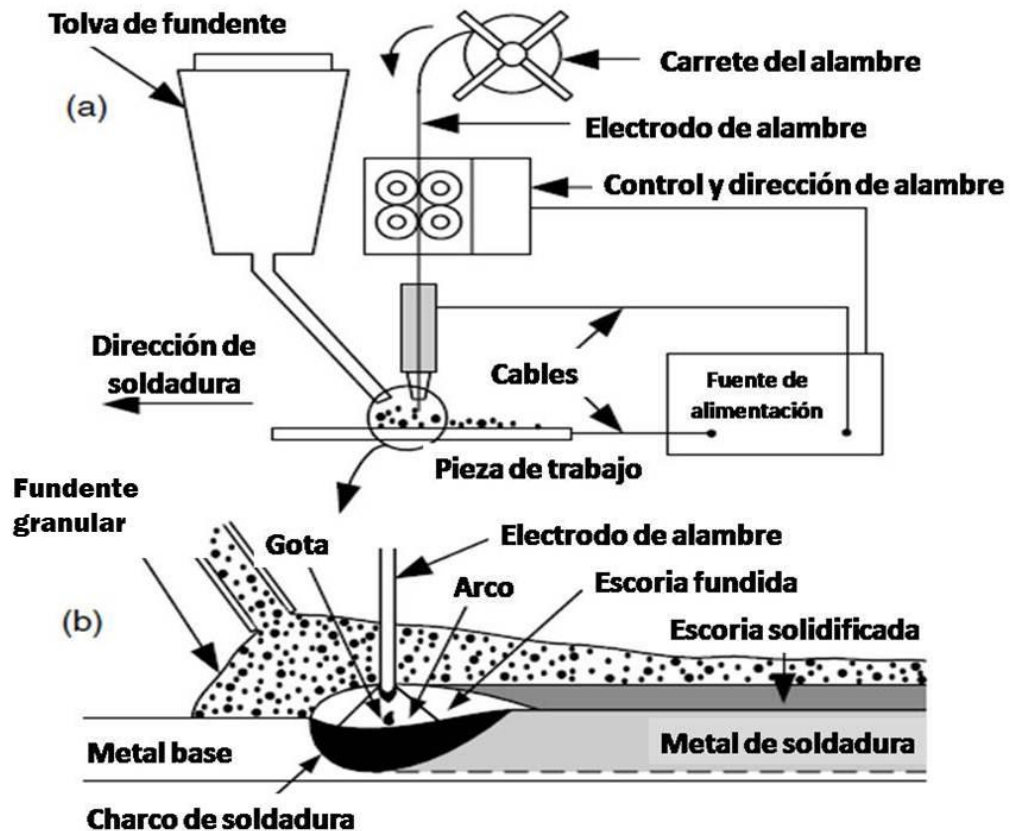


Figura 2. 1 Soldadura por arco sumergido: (a) Proceso general; (b) Área de soldadura ampliada (31).

Parte del fundente (el más próximo al arco) se funde igual que ocurre con los electrodos revestidos, solo que en este caso el fundente no fundido se puede recoger para su reutilización. El fundente es suministrado a través de una manguera desde la tolva de fundente (29).

Éste proceso difiere de los procesos de soldadura por arco, en que el arco es sumergido y por lo tanto invisible. El flujo es suministrado desde una tolva, **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.(a)** que viaja con el soplete. No es necesario el gas de protección porque el metal fundido está separado del aire por el flujo granular y la escoria fundida, **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.(b)** (31).

La soldadura por arco sumergido es un proceso versátil capaz de soldar con corrientes de 2000 amperes de corriente alterna (CA) o corriente continua



(CC), empleando uno o varios alambres o tiras de metal de aporte. Es también posible usar fuentes de potencia tanto de CA como de CC simultáneamente en la misma soldadura (31).

## **2.4.1 Variables del proceso**

### **2.4.1.1 Avance de la soldadura**

El movimiento a lo largo de una junta puede darse de manera manual o automática. El avance manual lo hace un soldador que mueve la pistola a una velocidad constante, o puede ser un pequeño motor montado en una pistola y una rueda de conducción de fricción para una velocidad de avance más consistente. El avance automático, puede ser moviendo la pistola a lo largo de la junta (carro portátil tipo tractor o un brazo de robot), o moviendo la pieza con una pistola fija (utilizando rodillos o posicionadores) siendo entonces una automatización controlada por ordenador (29).

### **2.4.1.2 Alimentación del electrodo**

El metal de aporte se suministra en carretes, espirales o tambores grandes. El sistema de alimentación consiste en un motor conductor de velocidad variable, un controlador de motor, y rodillos conductores (generalmente para ranuras en V). El metal de aporte se alimenta al arco a velocidad constante. La potencia constante hace que la corriente de arco funda el alambre a una velocidad constante con la velocidad de alimentación. El electrodo se funde y es transferido a través del arco a la pieza por medio del baño de fusión del fundente. El fundente reacciona con el metal durante el arco, dentro del baño de fusión de la soldadura y el enfriamiento se retarda un poco debido a la capa de retención de calor que provee la escoria (29).

### 2.4.1.3 Punta de contacto

La punta es de cobre al berilio que resiste al calor de la soldadura y suministra la fuente de corriente de la soldadura al alambre y de ahí hacia la junta.

### 2.4.1.4 Electrodo

Los metales de aporte de SAW están disponibles como alambre estándar y en formas especiales. Tamaños del alambre: 1/16 a 1/4 de pulgada.

Su clasificación es (29):

**E**= Electrodo

Rango de Manganeso: **L** = bajo, **M** = mediano, **H** = alto

Siguientes 1 o 2 dígitos: Punto de carbono normal del alambre (un punto de carbono equivale a 0.01% de C)

**K** (puede ser o no ser utilizada) = Electrodo fue tomado de acero desoxidado, calmado con silicio.

Un ejemplo de electrodo se muestra en la siguiente Figura 2. 2:

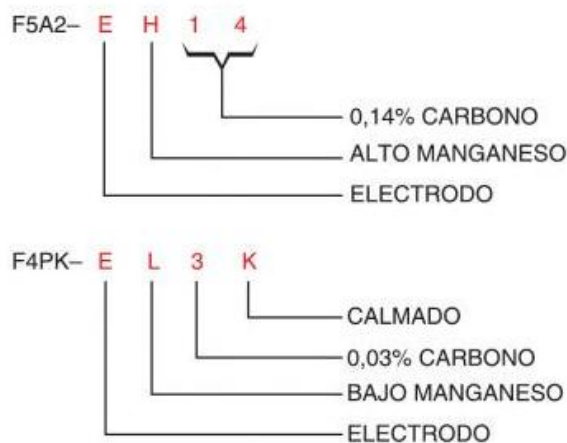


Figura 2. 2 Sistema de identificación de alambre de aportación de la AWS (29).

### **2.4.1.5 Fundente granular**

Los fundentes son clasificados según las propiedades mecánicas del metal de soldadura que se deposita.

Entre los tipos de fundente según su método de fabricación se encuentran (2):

A) Soldado: Son mezclas que han sido calentadas hasta que se funden en un vidrio metálico solido. Después se enfrían y se muelen al rango deseado de tamaño granular.

B) Aglomerado: Mezcla de partículas finas de agentes fundentes desoxidantes, elementos de aleación, compuestos de metal y un aglomerante adecuado que mantiene unida la mezcla en gránulos pequeños y duros.

C) Mecánicamente mezclado: Son mezclas de fundentes soldados y aglomerados o una fina mezcla de agentes en la proporción deseada para un trabajo específico.

El fundente debe mantenerse seco y libre de aceites u otros hidrocarburos para prevenir la contaminación de la soldadura con H y que cause porosidad y/o grietas bajo los cordones.

### **2.4.1.6 Materiales**

La soldadura por arco sumergido es empleada para fabricar ensamblajes de casi todos los materiales, desde aceros al carbono hasta aleaciones exóticas con base de níquel. La mayor parte de los aceros y aleaciones se pueden soldar con alambres y fundentes comerciales, sin embargo algunos metales requieren alambres de electrodo especiales de composición química y fundentes especiales diseñados para proporcionar propiedades específicas a la unión soldada (30).

## 2.4.2 Ventajas del proceso SAW

La protección y la acción de refinación de la escoria ayudan a producir soldaduras limpias en este proceso. Desde que el arco es sumergido, las salpicaduras y las pérdidas de calor al aire circundante se eliminan incluso a altas corrientes de soldadura. Elementos de aleación y polvos metálicos pueden ser agregados al flujo granular para controlar la composición del metal de soldadura e incrementar la tasa de deposición. Las piezas de trabajo de mayor espesor pueden ser soldadas por éste proceso de soldadura. Dentro de las demás ventajas se encuentran (31):

- 1.- Mínima protección requerida para el operador: La pesada cubierta del fundente granular cubre toda la luz del arco, con excepción de algunos destellos ocasionales, y también impide que la mayoría del humo de la soldadura escape.
- 2.- Velocidad de deposición más alta: Velocidad casi el doble que la de FCAW y 4 veces mayor que la del GMAW.
- 3.- Uso eficiente de materiales: Con SAW no hay salpicaduras para desechar material y causar problemas de limpieza post-soldadura.
- 4.- El electrodo es transferido en su totalidad para convertirse en baño de fusión.
- 5.- El fundente granular no soldado puede ser recuperado y reutilizado.
- 6.- Se puede controlar la cantidad de fundente consumido al variar el largo del arco (cambio de voltaje).
- 7.- Tamaño de la soldadura: Se pueden hacer ranuras planas o soldaduras de filetes de hasta una pulgada en una pasada y con un solo electrodo. Para tamaños mayores se emplean múltiples electrodos.
- 8.- Fácil de adaptar: El fundente puede utilizarse para cambiar las aleaciones en el metal de soldadura depositado desde el electrodo. Al cambiar el fundente, se alteran las propiedades de la soldadura.

9.- La composición del fundente es fácil de cambiar para cumplir con las propiedades metalúrgicas específicas. Por lo que se pueden mezclar dos o más fundentes o se puede añadir metal granulado

10.- Soldaduras de alta calidad, buen aspecto y buena penetración.

11.- Rendimiento térmico elevado: El fundente que recubre el arco impide que el calor se disipe (29).

### **2.4.3 Desventajas del proceso SAW**

Entre las limitaciones del proceso están:

1.- Se restringe a una posición plana y a filetes horizontales: Debido a que los fundentes que se necesitan para la soldadura por arco sumergido fluyen con facilidad, la soldadura se limita a aquellas posiciones en las que el fundente puede producir una capa que se sostenga por sí misma.

2.- Los parámetros de soldadura deben ser cuidadosamente controlados: Debido a que el fundente se esconde en el baño de fusión de la soldadura, se deben establecer previamente las condiciones de soldadura basadas en experimentos o información tabular probada, incluyendo la distancia entre la punta de contacto y la pieza, la corriente, la velocidad de avance y el voltaje.

3.- Se requiere dirección mecánica: Sin algún tipo de dirección, el arco podría alejarse fácilmente de la junta que se está soldando. Se requiere de un posicionamiento preciso por lo que podría convertirse en una costosa complicación en caso de que las juntas no estén perfectamente rectas

4.- No es un método adecuado para materiales de pequeño grosor debido a la cantidad de calor que es conservado durante el proceso y que éste podría afectar más de la cuenta.

5.- Es necesario un tener un dispositivo para el almacenamiento, alimentación y recolección del fundente (29).

#### **2.4.4 Aplicaciones generales del proceso**

La soldadura por arco sumergido se usa ampliamente en aplicaciones industriales. La alta calidad de la soldadura, las elevadas tasas de deposición, la penetración profunda y la adaptabilidad a la operación automática hacen que este proceso sea adecuado para la fabricación de grandes ensambles (30).

Este proceso también es muy empleado en la fabricación de recipientes a presión, construcción de barcos, carros de ferrocarril, fabricación de tuberías y manufactura de miembros estructurales que requieren soldaduras largas. El proceso se emplea para soldar materiales que van desde láminas de 1.5 mm (0.06 pulg.) de espesor hasta elementos gruesos y pesados. Este proceso se emplea mucho con aceros al carbono, aceros estructurales de baja aleación y aceros inoxidable. Éste proceso también une aceros estructurales de alta resistencia mecánica, aceros de alto carbono y aleaciones de níquel, pero es posible obtener mejores propiedades de unión empleando un proceso con menor aporte de calor al metal base, como la soldadura por arco de metal y gas. La soldadura por arco sumergido se emplea para soldar uniones a tope en la posición plana, para soldaduras de filete en las posiciones plana y horizontal, y para recubrimientos en la posición plana. Si se cuenta con herramental y fijaciones especiales, es posible soldar uniones traslapadas y a tope en la posición horizontal (30).

## **2.4.5 Aceros de baja aleación de alta resistencia mecánica en soldadura por arco sumergido**

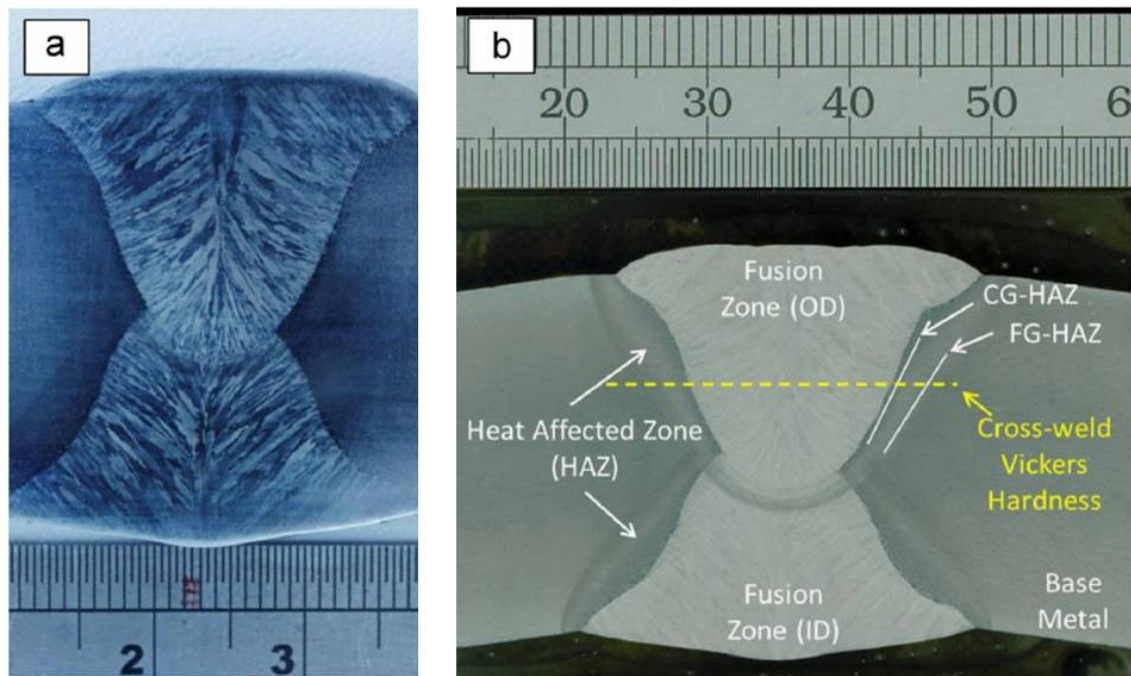
### **2.4.5.1 Generalidades**

Los aceros de baja aleación y alta resistencia mecánica son aceros con adiciones químicas relativamente bajas por lo regular de menos del 1 % de Cr, Cu, Ni, Nb y V. El fabricante por lo regular suministra estos aceros en las condiciones recién roladas, normalizado y templado, dependiendo de los requisitos de especificación del material. Cabe señalar que algunos de los aceros también pueden soldarse con consumibles especificados en normas o códigos establecidos tales como ANSI/AWS; la elección va dependiendo de los requisitos de propiedades mecánicas. En algunas aplicaciones estos materiales deben soldarse con combinaciones de electrodo/fundente que produzcan soldaduras con el mismo aspecto y resistencia a la oxidación que el metal base. Algunos de los aceros se producen en versiones "microaleadas" con cantidades de menos del 0.1 % de boro, niobio y vanadio. Muchos de los aceros microaleados soldables tienen resistencias a la tensión de hasta 80 ksi (552 MPa) (30).

Las condiciones de soldadura por arco sumergido para HSLA pueden ser de una sola pasada y de consumibles (metal de soldadura) con cantidades diferentes, como lo es polvo de Fe-Ti, según el diseño de diferentes composiciones químicas de metales de soldadura. Es posible utilizar valores eléctricos promedios según investigaciones previas, que tienen aproximados voltajes de 30 V, corrientes de 400 A, velocidades de soldadura de 25 cm/min y de distancia desde el tubo de contacto hasta el extremo del alambre (stick out) de 28 mm. Después del proceso, se puede enfriar la soldadura al aire por alrededor de 15 minutos para que la temperatura esté por debajo de los 200 °C, tal como se manejó en trabajos de investigación por de B. Beidokhti et. al. (2008) (9).

Un ejemplo de fundente consiste de alúmina básica con un índice de basicidad aproximado de 1.3. Éste aporta alrededor de 0.5% de Mn y 0.2% de Si, elementos que son transferidos al depósito de soldadura. Sin embargo, si se utiliza un índice de basicidad del fundente mayor que 2, el contenido de Mn se reduce en el metal de soldadura (9).

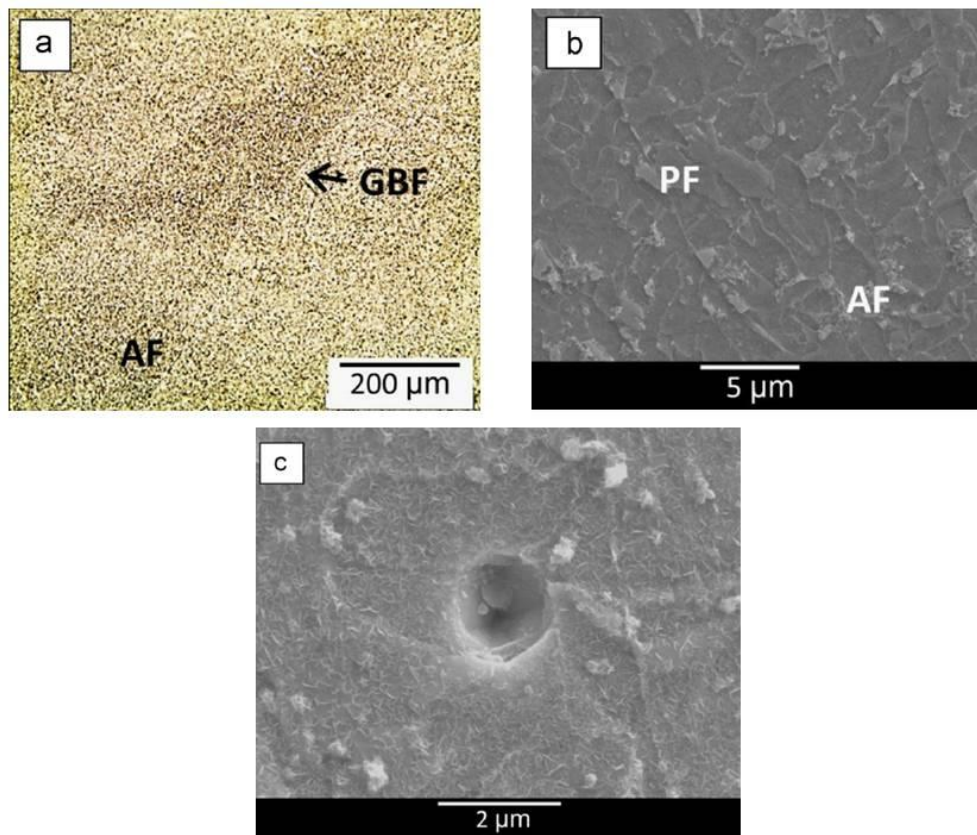
Al soldar materiales de una composición similar, se produce nucleación en lugar de crecimiento epitaxial. Los granos de solidificación crecen anisotrópicamente hacia el flujo de calor resultando en la zona de fusión una estructura de grano grueso y columnar como se representa en la Figura 2. 3(a) de un acero HSLA. Respecto a la Figura 2. 3(b), la combinación de entradas de calor de dos pases de soldadura de arco sumergido está libre de defectos, presenta soldadura totalmente penetrada y con buena forma del cordón de soldadura. El alto calor de entrada de SAW también crea una zona afectada por el calor visible de entre 2 a 4 mm aproximadamente de ancho en cada lado de la zona de fusión (13).



**Figura 2. 3** Macrografía transversal de la soldadura destacando las diversas regiones de soldadura: zona de fusión (FZ), zona afectada por el calor de grano fino (FG-HAZ), zona afectada por el calor de grano grueso (CG-HAZ), metal base (BM), y la localización de las indentaciones de dureza Vickers para un acero HSLA X-65 (13).



En la Figura 2. 4(a) de una acero X-65, similar a un X-70, se muestra una microestructura de ferrita acicular fina con pequeñas cantidades de fases en los límites de grano en granos columnares entre la zona de fusión. La adición de Ni al alambre de soldadura, junto con el relativo alto contenido de Mo y B, decrementa el volumen de fracción de la ferrita en los límites de grano entre la unión por SAW, y da lugar a una microestructura predominante de ferrita acicular fina, así como de ferrita poligonal, mostradas en la Figura 2. 4(b). En la Figura 2. 4(c) se observan las placas de ferritas aciculares nucleadas heterogéneamente sobre inclusiones no metálicas y radiadas en muchas direcciones diferentes desde estos “puntos” de sitios de nucleación (13).



**Figura 2. 4** Microestructura predominantemente de ferrita acicular (AF) encontrada en la zona de fusión, (a) observada por (MO), mostrando AF, y fases de ferrita en los límites de grano (GBF). (b) Observada por microscopía electrónica de barrido (SEM), se muestra AF y fases de ferrita poligonal (PF), y (c) Muestra analizada por SEM, presenta pequeñas placas de AF las cuales nuclearon heterogéneamente y crecieron a partir de una inclusión no metálica (13).

Para soldaduras de arco sumergido, el metal de soldadura está diseñado para superar al metal base, por lo que es razonable sugerir que la tenacidad a la de una soldadura se puede incrementar por la reducción del contenido de Ti en el alambre de relleno (13).

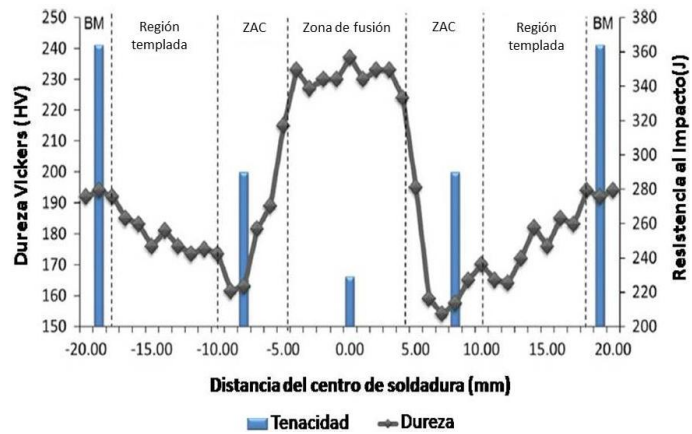
Respecto a un estudio de acero X-70 tras sufrir proceso de soldadura como lo es SAW, en su análisis metalográfico se presenta una microestructura típica laminar ferrítico-perlítica, mientras que en la zona afectada por el calor se observa una mezcla de ferrita y bainita en la zona de grano grueso y ferrita equiaxiada, perlita y pocos microconstituyentes de martensita/austenita en zona de grano fino, respectivamente (9).

#### **2.4.5.2 Propiedades mecánicas de aceros HSLA**

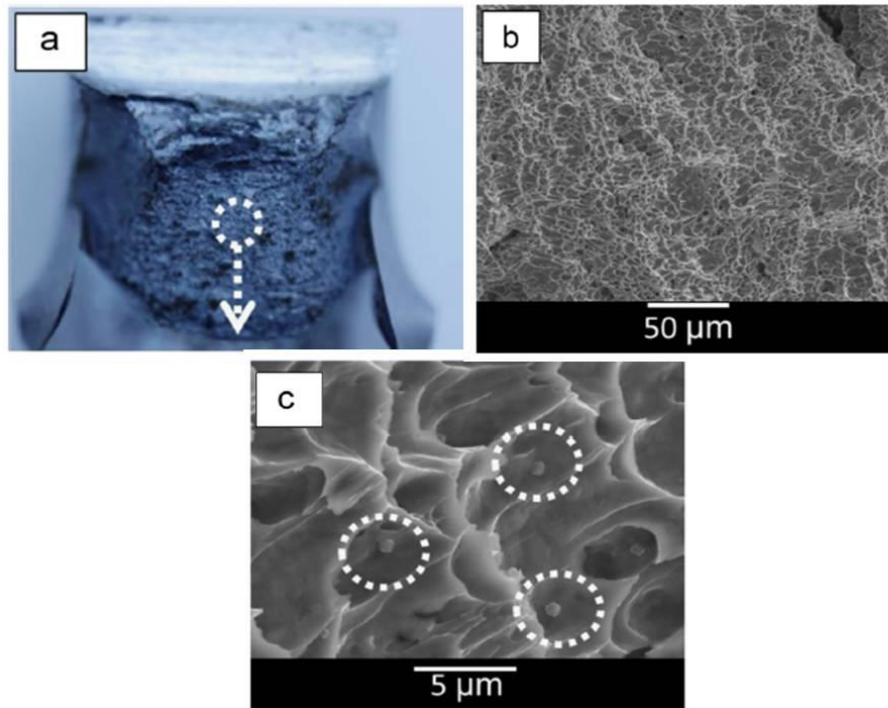
En la producción de aceros HSLA tenaces, la mejora de los valores de resistencia se puede lograr mediante microaleación; esto es, la adición de elementos como Nb, V, y Ti a un nivel de pocas centésimas de porcentaje en peso total de la aleación. Los elementos micro-aleantes tienen una fuerte afinidad con elementos intersticiales, como C y N, y favorecen el endurecimiento por precipitación. El endurecimiento por precipitación normalmente reduce la tenacidad al impacto acompañado de un refinamiento de la microestructura. El refinamiento necesario es alcanzado por una fina dispersión de partículas estables de TiN, fijando preferentemente en granos de austenita durante un proceso de laminado termomecánicamente controlado. La fuerte reducción en el tamaño de grano promedio de la ferrita, como un resultado de esas fijaciones, facilita las características de alta resistencia de los aceros HSLA, junto con mejores propiedades de tenacidad (13).

Una reducción del tamaño de precipitado por debajo de 0.5  $\mu\text{m}$  mejora significativamente el endurecimiento por precipitación. Resultados experimentales en la Figura 2. 5 y Figura 2. 6 ilustran los precipitados de Ti (C,N) quienes actúan como sitios de nucleación para la fractura dúctil durante el

ensayo de impacto Charpy y prueba de resistencia a la fractura, reduciendo las propiedades de resistencia en la zona de fusión (13).



**Figura 2. 5** Dureza Vickers y tenacidad al impacto medidos por pruebas Charpy sobre una unión soldada (13).



**Figura 2. 6** (a) Marco imagen de la zona de fusión de la superficie de fractura por Charpy (b) Imagen por SEM mostrando una fractura completamente dúctil en el centro de la muestra Charpy, (c) Imagen por SEM mostrando partículas grandes en micro-huecos (13).

Investigaciones anteriores (Bose-Filhi et al., 2007) han evaluado la dureza de las fases de bainita y martensita de bajo carbono en el metal de soldadura de aceros tubería HSLA con valores aproximados 325 y 340 HV respectivamente (9).

Se ha evaluado la dureza en la zona de fusión de aceros HSLA que han sufrido un proceso de soldadura por arco sumergido, y exhiben una dureza alta de 230 HV junto a una baja tenacidad al impacto de 223 J, y como tal, es un área clave de interés desde una perspectiva de la mecánica de fractura. El metal base revela alta tenacidad al impacto (362 J) junto con propiedades de dureza moderada (192 HV10) con respecto al resto de la unión soldada por arco sumergido. Además, ocurre un reblandecimiento en la zona de grano fino afectada por el calor, mientras que la dureza también decrece bruscamente en la ZAC de grano grueso (13).

## **2.5 Inclusiones**

Las inclusiones son partículas de óxidos, sulfuros, silicatos y de partículas de escoria, que se encuentran dispersas en un acero con posiciones y cantidades variables. Dependiendo de la cantidad y del tamaño pueden considerarse como defectos, y pueden clasificarse en endógenas o exógenas: las primeras aparecen durante la elaboración y solidificación del acero y las segundas provienen de la contaminación del exterior y accidental. Las inclusiones mayores se ven bien con 100 aumentos, pero las más pequeñas no pueden observarse a mayores aumentos. En los aceros bien fabricados, no deben existir inclusiones que se puedan observar a simple vista pues es causa suficiente para desecharlos considerándose aceros “sucios” (32) (33).

Las inclusiones endógenas se forman al precipitar los óxidos y los sulfuros en el acero líquido; los óxidos, por la reacción del oxígeno del acero con silicio o aluminio, mientras que los sulfuros se forman por la reacción del azufre con el manganeso actuando como elevadores de esfuerzo donde el

tamaño, forma, distribución y concentración influyen sobre la maquinabilidad del material. Las inclusiones exógenas son producto de la erosión mecánica o química que experimentan los refractarios en contacto con el acero líquido durante la colada (2) (33).

Las principales causas que provocan la formación de inclusiones en los aceros son:

- Empleo de técnicas incorrectas de desoxidación
- Proceso incorrecto de temperaturas durante la elaboración del acero
- Contenido excesivo de azufre en el acero
- Utilización de refractarios inapropiados
- Temperatura de colada incorrecta
- Velocidad inadecuada de colada

Durante el proceso de laminación o de forja las inclusiones se orientan en dirección de la fibra, alargándose las más plásticas, mientras que las inclusiones más duras forman cadenas, un ejemplo son los aluminatos quienes se rompen durante la transformación en caliente (33).

Las inclusiones tienden a deteriorar las propiedades mecánicas del metal de soldadura, así como tienen efecto de concentradores de tensiones que originan en sus inmediaciones. Las inclusiones pequeñas lo hacen sobre la resiliencia transversal y las más grandes, especialmente las de los óxidos, sobre la resistencia a la fatiga. Ello exige, como indicador en la calidad de un acero, clasificar, identificar y valorar las inclusiones presentes en cada aleación; las distintas inclusiones se identifican y clasifican por su naturaleza, tamaño, cantidad y distribución. Existen distintos métodos y normas que indican el modo de realizar la observación y su valoración, expresando cualitativa y cuantitativamente el resultado, lo que constituye el índice de calidad (31) (34).

Por otra parte, las inclusiones resultan de las reacciones de desoxidación y/o desulfuración dentro del charco de soldadura y son un importante factor en el control del desarrollo de la microestructura y la tenacidad de los metales de

soldadura, actuando como núcleos para la formación de ferrita acicular y como sitios de iniciación de procesos de fractura por clivaje. Además se ha observado que las inclusiones fijan los límites de grano de austenita reduciendo su tamaño de grano, siendo las responsables de la determinación de la resistencia a la fractura de los metales de soldadura en HSLA. Sin embargo, es importante el control de la morfología de las inclusiones ya que mejora la tenacidad y reduce la degradación de los aceros (15) (14).

Las inclusiones entonces, también son empleadas principalmente para la creación de nuevas fases durante la solidificación del acero a modo de agentes nucleantes o catalizadores para la transformación de fases. Las inclusiones de sulfuros son quienes admiten cierta deformación plástica (MnS), e inclusiones de base silicatos y óxidos de (Al Si, Fe), comparativamente son más frágiles que las anteriores, las cuales se rompen a medida que aumenta el grado de deformación plástica del acero (1).

En base a observaciones de estudios previos, y suponiendo la formación de inclusiones como  $Al_2O_3$ ,  $Ti_2O_3$ ,  $SiO_2$ , MnO, TiN y MnS se describe que:

- A bajos contenidos de Ti, las inclusiones en metales de soldadura con una clásica microestructura son principalmente de MnO y/o MnS y  $SiO_2$ ; si el Mn es reducido, entonces serán primordialmente silicato,  $SiO_2$ . A mayores contenidos de Ti, los principales constituyentes de inclusión serán  $Ti_2O_3$ , TiO y MnO y/o MnS.
- Altos niveles de Mn y S, indicarán la presencia de partículas de MnS; o una cubierta de MnS en torno a un núcleo de óxido.
- La mayoría de las inclusiones presentes en sitios de iniciación del clivaje exhiben un alto contenido de calcio, donde son en realidad atrapamientos de escoria (14).

Un análisis de inclusiones y evaluación microestructural se pueden hacer a partir de un espécimen de una sección transversal de las piezas soldadas compuesta por el material base y el metal de soldadura mediante un análisis

metalográfico que involucra desbaste, pulido y ataque químico y una posterior observación detallada por microscopía electrónica de transmisión (TEM), microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM), ésta última técnica hace uso de imágenes de electrones retrodispersados para determinar las distribuciones de tamaño, fracción de volumen y densidad de número (14).

Las inclusiones pueden ser analizadas individualmente usando softwares y es posible un análisis químico de las inclusiones usando réplicas de extracción de carbono por TEM. Otro medio para detalles de microestructura y composición puede ser determinado mediante microscopía electrónica de barrido enlazado con sistemas EDS con una posterior preparación metalográfica (9) (14).

### **2.5.1 Inclusiones de azufre y óxidos**

La composición de inclusiones de óxidos está determinada esencialmente por la concentración de elementos desoxidantes en el acero líquido. Por lo tanto, es necesario clarificar las relaciones de equilibrio entre las composiciones de las inclusiones y del acero líquido para establecer los fundamentos del control de las propiedades de las inclusiones (35).

Se ha investigado el efecto del contenido de oxígeno sobre la formación de óxidos en aceros de bajo carbono desoxidados con titanio y concluye que el número y diámetro de óxidos complejos, compuestos principalmente de titanio (Ti),  $Al_2O_3$  y MnO, se incrementa con el aumento del contenido de oxígeno en el acero (36).

Por otra parte, en caso de encontrar inclusiones del tipo sulfuros (SMn), serán quienes admiten cierta deformación plástica, o en el caso de encontrar inclusiones de silicatos y óxidos (de Al, Si, Fe) que son más frágiles que los anteriores y son las que se rompen a medida que aumenta el grado de

deformación plástica del acero. Por lo tanto, se propone que las microfisuras que se formen serán a partir de la presencia de partículas de inclusiones en la microestructura del acero las cuales no soportan la gran deformación plástica a la que es sometida, logrando la propagación de la fractura total (1).

Estudios anteriores muestran inclusiones a base de sulfuro de manganeso (SMn) de apariencia mate y de formas irregulares, mientras que los óxidos de silicio ( $\text{SiO}_2$ ) y alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) presentan apariencia brillante y con formas más regulares (1).

Estudios por microanálisis acerca de inclusiones de sulfuros en metal de soldadura de aceros HSLA presentan láminas delgadas como MnS, (Mn, Cu)S, CuS y  $\text{Cu}_2\text{S}$ . También se presentan inclusiones en el metal de soldadura con una microestructura típica donde principalmente se encuentran las de MnO y/o MnS y  $\text{SiO}_2$  para bajos contenidos de Ti (14).

Se ha observado que se incrementa los niveles de Si y Mn en la zona de fusión de la soldadura como un resultado de la difusión de pequeñas cantidades de Si y Mn provenientes del fundente en la zona de fusión durante el proceso de soldadura por arco sumergido (13).

Con un incremento al contenido de Ti en la soldadura conduce a un aumento de Ti dentro de las inclusiones, y con 230 ppm o más de Ti en la soldadura, los principales constituyentes de inclusiones entonces serán  $\text{Ti}_2\text{O}_3$  y MnO y/o MnS y a contenidos de 700 ppm aproximadamente, la cantidad de Ti dentro las inclusiones variará en el rango de 60-70% wt (9).

Inclusiones de MnS y TiC son temporal y permanentemente "atrapadores" de átomos de H, respectivamente. Consecuentemente, la sustitución de la inclusión de Mn con una de Ti, promueve el número de sitios para atrapar H, y en efecto, mejora la resistencia del acero en ambientes corrosivos (9).



## 2.5.2 Inclusiones de titanio

Las inclusiones de TiC y TiN, son los sitios preferenciales para la nucleación de listones de ferrita, esto conlleva a una mejora en la tenacidad al impacto por el incremento de la formación de ferrita acicular en la microestructura (9).

Respecto a los contenidos de Ti y N juegan un rol importante en la formación de partículas de TiN. Mayores contenidos de Ti y N pueden resultar en la formación de partículas gruesas de TiN antes de que la solidificación termine, por lo tanto, éstos contenidos deben ser controlados para ser inferiores que los límites de solubilidad a la temperatura de solidus para evitar así la formación de partículas gruesas de TiN. También, el radio de Ti/N es significativo para el crecimiento de partículas de este compuesto durante el enfriamiento. Si el radio de Ti/N es más grande que la estequiometría de TiN, entonces TiN puede engrosarse a un ritmo más rápido (13)

Cuando se forma TiN en el líquido usualmente se manifiesta como inclusiones con una morfología cúbica y tamaño mayor a 1  $\mu\text{m}$ . En ciertos estudios se tiene una morfología esférica de las partículas de TiN con promedios de diámetros de 0.85  $\mu\text{m}$ , esto propone que se precipita sobre las inclusiones de alúmina durante la solidificación, TiN exhibe temperatura de formación más alta y más baja solubilidad que TiC, y como tal es el primero para precipitar sobre los sitios favorables creados por la alúmina. Sin embargo, otras investigaciones reportan que carburos y nitruros de Ti no se forman en la fase líquida. El TiN se forma después de que la fusión ha solidificado más del 40%, mientras que el TiC se forma al finalizar la solidificación. Después de éste evento, ellos forman una solución sólida continua – Ti (C, N) – como TiN y TiC tienen la misma estructura cristalográfica y parámetro de red aproximado. Como el radio de Ti/N es más grande que la estequiometría de TiN, se puede esperar una velocidad de engrosamiento más rápido durante el enfriamiento. Las partículas son precipitados de Ti (C, N) formados durante la solidificación (13).

Estudios han mostrado que partículas de TiN que se forman en el fundido o en la matriz semisólida pueden crecer en tamaño grandes ( $>0.5 \mu\text{m}$ ). Como tal, niveles de N, así como los parámetros del proceso tales como velocidad de solidificación, necesitan ser cuidadosamente controlados para alcanzar óptimos niveles de tenacidad. Además se ha demostrado que inclusiones grandes de TiN afectan la tenacidad de las placas de aceros microaleados cuando el producto de los contenidos de Ti y N es mayor que el producto de solubilidad de TiN a la temperatura de solidus, entonces el TiN se manifiesta en el líquido como grandes inclusiones. En contraste, si los contenidos son bajos de modo que el TiN no se forma hasta el estado sólido, entonces se forman finos precipitados (13).

El endurecimiento de un acero X-65 está básicamente en función de los precipitados de Ti (C, N) entre la zona de fusión. Estudios muestran un incremento en el límite elástico para el rango de tamaños de precipitados y fracción de volumen, también se indica que el incremento significativo del endurecimiento del metal de soldadura se puede alcanzar si el tamaño promedio del precipitado está por debajo de  $0.5 \mu\text{m}$  debido a la naturaleza exponencial de la curva. Es evidente también, que un incremento en la fracción de volumen de los precipitados puede también contribuir al incremento del límite elástico, aunque no tan significativo como en el caso del control del tamaño del precipitado debajo de  $0.5 \mu\text{m}$  (13).

Las inclusiones no metálicas inherentemente frágiles, a menudo son las responsables de la iniciación de las fracturas por clivaje. También se ha reportado en la literatura que a bajas temperaturas, los especímenes pueden permanecer en estado casi completamente elástico durante el ensayo Charpy, y entonces el inicio de la fractura por clivaje TiN ocurre a una distancia característica lejos de extremidad de la muesca. Es evidente entonces que el rol de TiN contribuye hacia el clivaje en el metal base de los aceros HSLA, no obstante, cuando el TiN se encuentra dentro de la zona de fusión, éste puede

actuar como sitio de nucleación para la fractura dúctil y como un reductor de las propiedades de tenacidad (13).

Para depósitos de arco sumergido de HSLA, la dispersión de inclusión de óxido podría actuar como sitios para la precipitación de TiN y TiC. Se esperaría que los carbonitruros de titanio precipitados propicien un endurecimiento por dispersión y actúen como medio de “atrapamiento” de H en ambientes de hidrógeno o sulfuro de hidrógeno (9).

### **2.5.3 Inclusiones de aluminio**

Cuando se encuentran partículas enriquecidas particularmente tanto en Ti y Al, lo que sugiere una mezcla de las dos estructuras cristalográficas. Esto propone que tomando ventaja de la alta difusividad de la fase líquida, la fase de temperatura de fusión más alta en el componente de soldadura donde la alúmina se forma primero actuando como un sitio de nucleación favorable para surgir la precipitación (13).

# **CAPÍTULO 3: ANÁLISIS Y DISCUSIONES DE LA BIBLIOGRAFÍA**

La composición y las propiedades de las inclusiones son decisivas desde el punto de vista de la producción del acero líquido, de su procesamiento en estado sólido y de sus propiedades en el uso final.

En los aceros se pueden encontrar partículas de segunda fase (inclusiones) donde se toma en cuenta la composición de las mismas, tales como inclusiones a base de sulfuro de manganeso MnS (de apariencia mate, con formas irregulares), óxidos de silicio SiO<sub>2</sub> y alúmina Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (de apariencia brillante y con formas más regulares). Las inclusiones además permiten la creación de nuevas fases durante la solidificación del acero a modo de agentes nucleantes o catalizadores para la transformación de fases. (1).

La presencia de inclusiones tales como sulfuros son las que admiten cierta deformación plástica, mientras que las inclusiones a base de silicatos y óxidos (de Al, Si, Fe...) son comparativamente más frágiles que las anteriores,

las cuales se rompen a medida que aumenta el grado de deformación plástica del acero (1).

La presencia de cierta cantidad de elementos como Ti y Ca, resultan de la adición para la desoxidación del acero formando entonces óxidos en forma de inclusiones inoculantes para favorecer la transformación austenita-perlita. En cuanto al calcio, este se suele añadir al acero (en forma de polvo de SiCa) para disminuir el nivel de azufre y por lo tanto, para disminuir la fracción volumétrica de las inclusiones de sulfuro, así como las inclusiones de alúmina, puesto que el calcio tiene un efecto purgante sobre la alúmina presente en el acero líquido. Por ello no es de extrañar la presencia de cierta cantidad de Ca en el acero formando parte de inclusiones modificadas muy duras (1).

Cabe preguntarse si las microfisuras creadas en torno a las inclusiones tienen algún efecto sobre el comportamiento en fractura de los mismos, teniendo en cuenta la superficie de fractura que presentan los aceros al ser sometidos a algún ensayo de tracción o tenacidad. La superficie de fractura puede mostrar superficies de aspecto liso, es decir, comportamiento isotrópico en fractura. Para el caso de las superficies irregulares corresponden a comportamientos anisotrópicos en fractura en forma de múltiples valles y crestas en la superficie de fractura. Para comprender la razón de esta disparidad en cuanto a la apariencia de la superficie de fractura hay que tener en cuenta tanto la organización de la microestructura perlítica, como la presencia de múltiples microfisuras (creadas a partir de las inclusiones) y su respectiva orientación en dirección a la laminación.

La propagación de microfisuras en aceros durante ensayos mecánicos se forma en presencia de partículas de segunda fase (inclusiones), donde la microestructura no soporta la gran deformación plástica a la que es sometida toda la masa metálica durante los ensayos mecánicos.

# CAPÍTULO 4: CASO DE ESTUDIO

Se realiza un caso de estudio para entender a profundidad el proyecto desarrollado correspondiente a la monografía “Efecto del contenido de inclusiones en la soldabilidad y propiedades mecánicas de uniones soldadas en acero X-70”, el cual consiste en el análisis de una colada de material HSLA grado 70 el cual sufrió un proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) manejado a diferentes parámetros. La composición química del material base X-70 fue llevada a cabo en un laboratorio de análisis químicos, donde se realizó una espectrometría de emisión óptica para obtener el porcentaje de elementos que comprende el acero. En la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** se muestran los resultados obtenidos.

**Tabla 4. 1** Composición química % e.p. del acero X-70 en estudio.

Muestra	% C	% S	% Mn	% P	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% Cu	% V	% Nb	% Ti	% W
Placa API 5L X70	0.07	0.002	1.50	0.005	0.28	0.19	<0.04	0.22	0.014	0.040	0.068	0.009	<0.002

El material en estudio utilizado fueron 2 placas de dimensiones aproximadas a 21 cm de largo x 18 cm de ancho y un espesor de 12.7 mm. La

soldadura fue en junta a tope y de doble bisel. La Figura 4. 1 muestra un esquema de los biseles llevados a cabo para éste material.

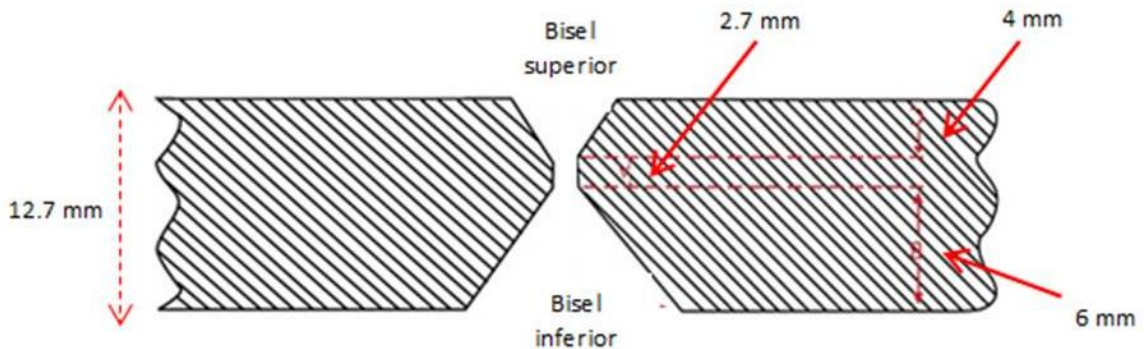


Figura 4. 1 Dimensiones del biselado de las probetas soldadas.

El electrodo empleado fue un Electromat-70 de 5/32" (4 mm), considerado de medio manganeso EM13K; la composición química aproximada se presenta en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** Respecto al fundente se empleó Lincoln Weld 761, y por lo tanto, el electrodo y fundente se encuentran bajo especificación de la AWS A 5.17-Electrodos y fundentes de acero al carbono en soldaduras de arco sumergido, presentados como F7A2-EM13K-H8 (37).

Tabla 4. 2 Requerimientos de composición química % e.p. para electrodos sólidos.

Clasificación del electrodo	Número UNS	Porcentaje en peso						
		C	Mn	Si	S	P	Cu	Ti
<b>Electrodos Medio-Manganeso</b>								
EM11K	K01111	0.07/0.15	1.00/1.50	0.65/0.85	0.030	0.025	0.35	-
EM12	K01112	0.06/0.15	0.80/1.25	0.10	0.030	0.030	0.35	-
EM12K	K01113	0.05/0.15	0.80/1.25	0.10/0.35	0.030	0.030	0.35	-
EM13K	K01313	0.06/0.16	0.90/1.40	0.35/0.75	0.030	0.030	0.35	-
EM14K	K01314	0.06/0.19	0.90/1.40	0.35/0.75	0.025	0.025	0.35	0.03/0.17
EM15K	K01515	0.10/0.20	0.80/1.25	0.10/0.35	0.030	0.030	0.35	-

Las designaciones de la especificación del fundente F7A2 indican que la letra “F” consta de un fundente de soldadura de arco sumergido; el 7 indica la mínima resistencia a la tensión del metal de soldadura depositado con el fundente de 70 000 psi; la letra “A” designa la condición de fundente soldado, y el 2 indica la temperatura de -20 °F por encima del cual la resistencia al impacto del metal de soldadura cumple o excede de 20 ft/lbf. Para la designación H8 hace referencia al hidrógeno difusible de 8.0 mL/100g de metal depositado (37).

Los aspectos en la soldabilidad del X-70 en el presente trabajo son determinados primeramente con el cálculo del carbono equivalente (19):

$$CE = C + \frac{(Mn + Si)}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

$$CE = 0.07 + \frac{(1.50+0.28)}{6} + \frac{(0.19+0.22+0.040)}{5} + \frac{(0.04+0.014)}{15}$$

$$CE = 0.46026$$

Posteriormente y con la finalidad de calcular el índice de susceptibilidad, se realizó el cálculo del Parámetro de Composición (Pcm) (19):

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

$$P_{cm} = 0.07 + \frac{0.28}{30} + \frac{1.50}{20} + \frac{0.014}{20} + \frac{0.04}{60} + \frac{0.19}{20} + \frac{0.22}{15} + \frac{0.040}{10} + 5(0)$$

$$P_{cm} = 0.18386$$

Finalmente se calculó el índice de susceptibilidad, el cual indica una pauta para prevenir el agrietamiento en la ZAC de aceros estructurales



mediante el diagrama de Graville para la clasificación de los aceros y para soldadura de tubería en aceros, y se muestra a continuación (19):

$$\text{Índice de susceptibilidad} = 12 (P_{cm}) + \log_{10} (H)$$

$$\text{Índice de susceptibilidad} = 12 (0.18386) + \log_{10} (8.0)$$

$$\text{Índice de susceptibilidad} = 3.10940$$

Los datos previamente calculados fueron útiles para determinar los parámetros de soldadura de precalentamiento y temperatura entre pases los cuales se encuentran bajo las especificaciones de AWS A5.17 como se muestra en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** (37).

**Tabla 4. 3** Temperatura mínima de precalentamiento e inter-pases para tres niveles de resistencia.

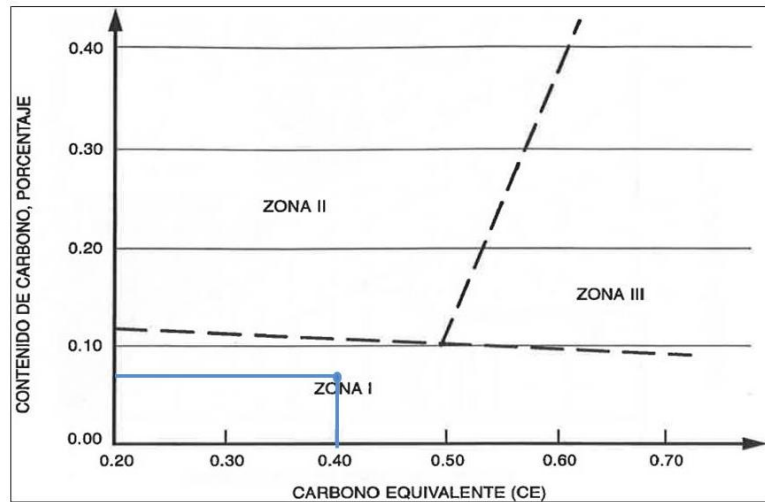
Temperatura Mínima de precalentamiento e inter-pases									
Agrupamiento de Índices de Susceptibilidad									
Nivel de resistencia	Espesor		A	B	C	D	E	F	G
	pulg.	mm	°C	°C	°C	°C	°C	°C	°C
Medio	0.38-0.75	9.5-19.1	<18	<18	18	80	116	143	160

Agrupamiento para valores de índice de susceptibilidad: A, 3.0; B, 3.1-3.5; C, 3.6-4.0; D, 4.1-4.5; E, 4.6-5.0; F, 5.1-5.5; G, 5.6-7.0.

Como el valor del índice de susceptibilidad es de 3.10940 el cual corresponde al grupo B, indica entonces que se requiere de un precalentamiento y temperatura de interpases menor que 18 °C para éste material, lo que significa que no requiere de un tratamiento antes de la soldadura.

Esto también se presenta gráficamente en las zonas de clasificación del acero, la cual corresponde a la Zona I, donde la aparición de fisuras es

improbable, pero puede ocurrir con hidrógeno o altas restricciones, tal como es presentado en la Figura 4. 2 (38).



**Figura 4. 2** Clasificación de las zonas de acero (38).

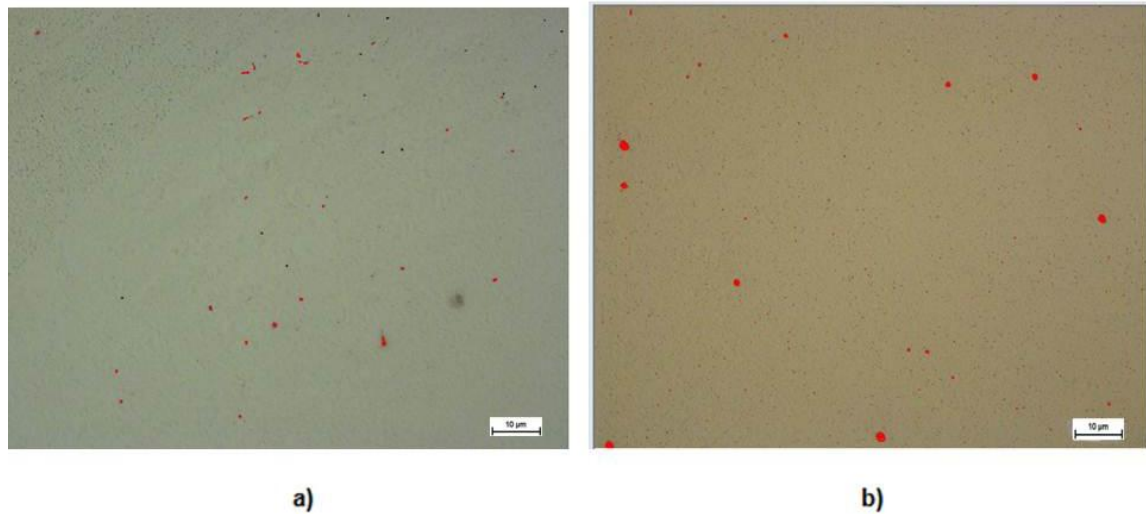
Posteriormente, se realizó un análisis químico por Espectrometría de Emisión Óptica (o de chispa) a las muestras soldadas para determinar los elementos presentes y el porcentaje de cada uno de ellos en una muestra que ya ha sufrido dilución entre el material base y los elementos añadidos del alambre y fundente. Los datos de los resultados promedio son presentados en la siguiente **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.:**

**Tabla 4. 4** Resultados de la composición química del estudio por chispa.

Elemento	Media (% en peso)	Incertidumbre
C	0.07433333	0.02354347
Si	0.499	0.0502398
Mn	1.50333333	0.1101
P	0.01566667	0.005
S	<0.009	----
Cr	0.14033333	0.03074953
Mo	0.15	0.0237
Ni	0.07766667	0.02584433
Al	<0.026	----
Cu	<0.046	----
Nb	0.04466667	0.01328533
Ti	<0.031	----
V	0.034	0.010298

Los resultados obtenidos del análisis se encuentran en su mayoría dentro de los rangos de la especificación de composición química del electrodo, a excepción del Mn que solo resultó en una diferencia mayor de 0.1 %.

Los parámetros del proceso de soldadura fueron seleccionados a partir de microfotografías representativas a 100X en escala de 10  $\mu\text{m}$ , sin ataque químico de un análisis por microscopía óptica de un estudio previo del acero X-70. Se realizó el conteo de inclusiones mediante el software Image-Pro de dichas fotomicrografías que son presentadas en la Figura 4. 3, los datos obtenidos son presentados en la Tabla 4. 5.



**Figura 4. 3** Fotomicrografías del material X-70 sin ataque químico a 100 X: **a)** Muestra soldada “1a” de mayor aporte térmico **b)** Muestra soldada “1b” de menor aporte térmico.

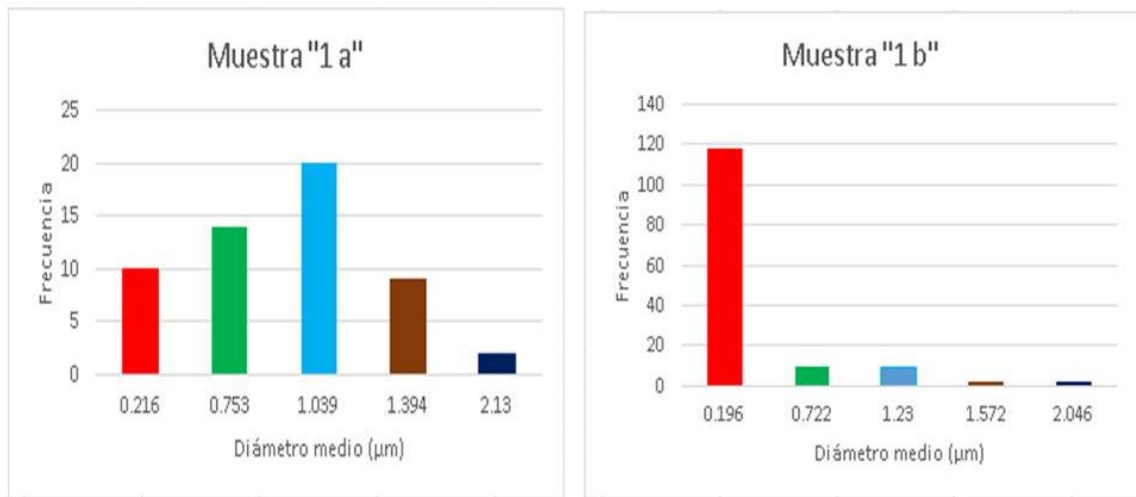
**Tabla 4. 5** Resultados del conteo total de inclusiones por Image-Pro de las microfotografías representativas.

Muestra	Total de inclusiones en área	
	de microfotografía (0.043341112 mm <sup>2</sup> )	Inclusiones/mm <sup>2</sup>
“1 a”	55	1269
“1 b”	141	3253

Posteriormente se siguió con la clasificación de inclusiones de acuerdo a su diámetro medio y distribuido en 5 categorías según el tamaño, los resultados se muestran a continuación en la Tabla 4. 6, y en los histogramas de la Figura 4. 4.

**Tabla 4. 6** Distribución de inclusiones por tamaño en las micrografías representativas "1 a" y "1 b"

Muestra	Clase	Diámetro media (µm)	Objetos	% de objetos
"1 a"	1	0.2169425	10	18.181818
	2	0.75352526	14	25.454546
	3	1.0395429	20	36.363636
	4	1.3947968	9	16.363636
	5	2.1312465	2	3.63637
"1 b"	1	0.19663912	118	83.687943
	2	0.72206283	10	7.0921984
	3	1.2303883	9	6.3829789
	4	1.5723131	2	1.4184397
	5	2.0465944	2	1.41844



**Figura 4. 4** Histogramas del conteo de inclusiones en micrografías representativas a 100X.

Los parámetros empleados involucran diferente aporte térmico para cada placa y también para cada bisel debido a la diferencia de tamaños, siendo el

bisel de menor tamaño el primero en soldarse y posteriormente el bisel más grande, todo ello produjo resultados diferentes relacionados con las inclusiones, que se estudiarán a continuación. Además para un mayor entendimiento se hace también un análisis comparativo entre las muestras soldadas y el metal base que no fue soldado. Como tal, se sintetiza en la Tabla 4. 7 las muestras estudiadas.

**Tabla 4. 7** Identificación y parámetros empleados durante la soldadura (SAW) de las probetas de acero X-70.

Muestra	Características	Bisel	Amperaje (A)	Voltaje (V)	Velocidad (ipm)	Velocidad (mm/s)	Aporte térmico (J/mm)	Rendimiento del proceso SAW
1 a	Metal de soldadura de alto aporte térmico	Superior	650	33	27	11	1775	0.91
		Inferior	650	29	35	15	1144	
1 b	Metal de soldadura de menor aporte térmico	Superior	600	31	24	10	1693	0.91
		Inferior	725	31	38	16	1278	
MB	Metal base sin soldadura	-	-	-	-	-	-	-

Posterior a la soldadura, todas las probetas soldadas fueron enfriadas a temperatura ambiente y se realizaron las siguientes observaciones:

Para la muestra “1a” se realizaron dos cordones en el bisel superior debido a una alta penetración empleándose los mismos parámetros descritos en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**, se llevó un tiempo estimado de 8 minutos entre el primer y segundo cordón. El proceso de soldadura total se hizo en un tiempo entre el bisel superior e inferior de 50 minutos aproximadamente.

Para la muestra “1b” se realizó en un tiempo entre cordones de 22 minutos.

Al finalizar el proceso de soldadura, se continuo con los cortes de las muestras en máquinas cortadoras de disco de carburo de tungsteno a un tamaño adecuado para ser montados en pastillas de baquelita en una máquina montadora de muestras metalográficas. Se siguió con el desbaste de las piezas (Figura 4. 5a) para obtener una superficie libre de deformación haciéndose pasar por papeles de lija abrasivos de 80, 120, 240, 380, 500, 600, 800, 1200 y finalmente 2400. Se continuó con el pulido de las muestras (Figura 4. 5b) para obtener una superficie de acabado espejo, en la que se empleó pasta de diamante de 0.9 y 0.3  $\mu\text{m}$  y como lubricante un diluyente ADS. Finalmente se hizo el ataque químico de Nital 2%, es decir, una solución de alcohol etílico (110 ml) y ácido nítrico (2 ml), sumergiendo las muestras por alrededor de 15 segundos, hecho por el cual revela la microestructura de grano. Posteriormente a la preparación, las probetas se hacen observar las superficies de las muestras en el microscopio óptico (Figura 4. 6) a objetivos de 5, 10, 20, 50 y 100x para conocer sus respectivas fases.



a)



b)

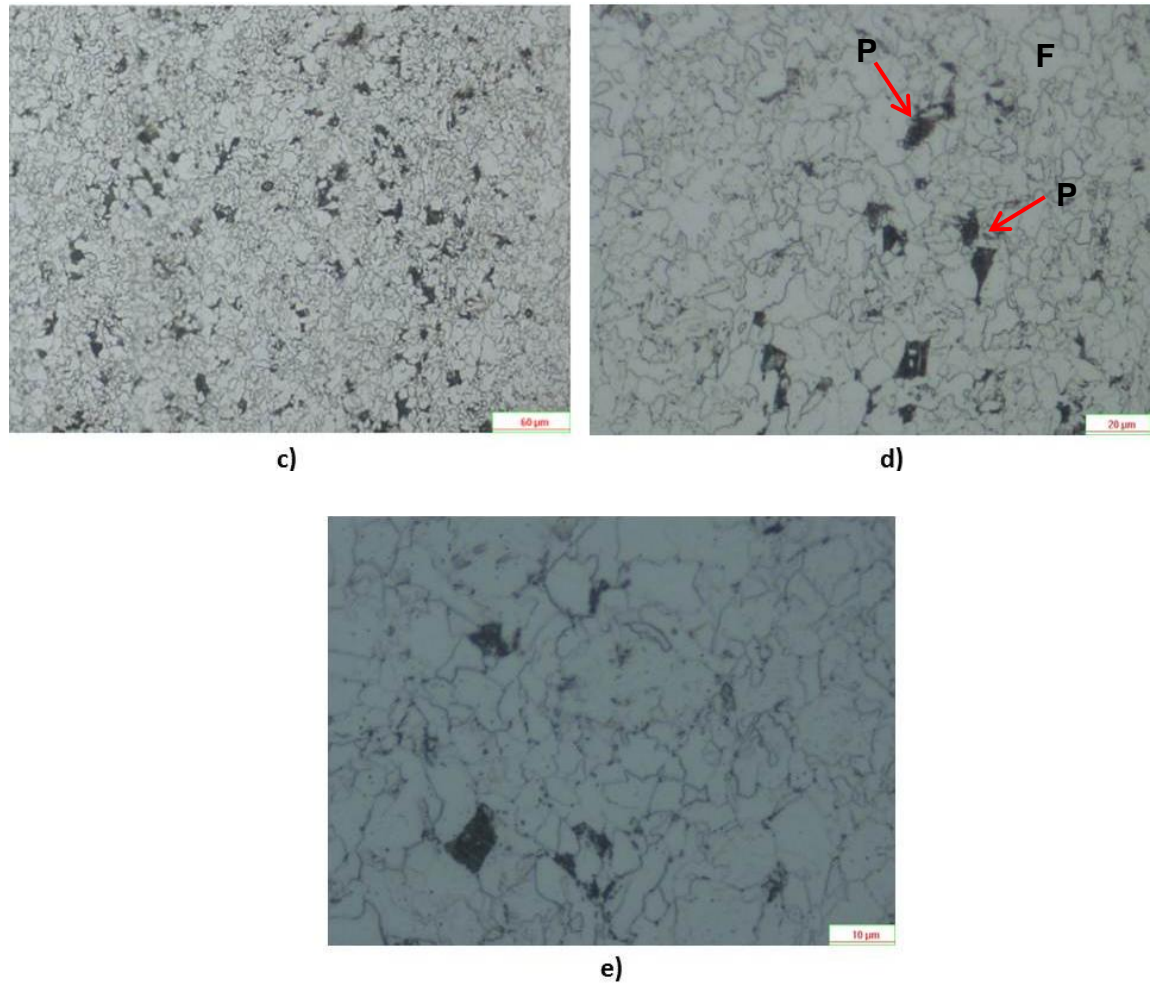
**Figura 4. 5 a)** Muestra desbastada por máquina automática, **b)** Desbastadora y pulidora automática para ensayos metalográficos.



**Figura 4. 6** Microscopio óptico empleado para la examinación de las muestras de estudio.

A continuación en la Figura 4. 7 se muestran las fotomicrografías del metal base libre de soldadura a sus diferentes escalas.



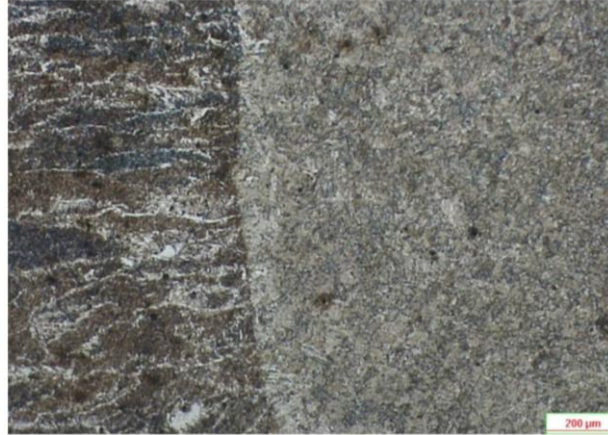


**Figura 4. 7** Metal base presentando la microestructura del acero x-70 a los distintos objetivos en microscopía óptica con escalas de: **a)** 200 µm, **b)** 100 µm, **c)** 60 µm, **d)** 20 µm y **e)** 10 µm.

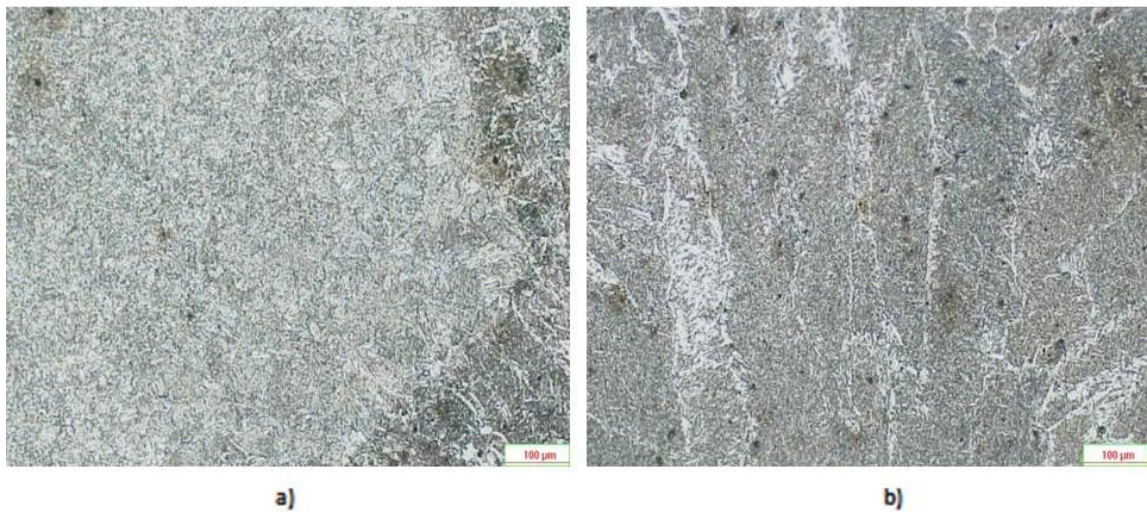
Gracias al ataque químico realizado sobre la superficie de las muestras se produce una distinta reacción de las láminas de cementita (que son atacadas por el nital) y de ferrita (que no son atacadas por el nital) quienes conforman la perlita, siendo así posible su observación y estudio mediante técnicas de microscopía óptica cuya técnica es adecuada para poder distinguir con claridad suficiente la microestructura de la perlita: láminas de perlita (apariencia oscura) y láminas de ferrita (apariencia clara) (1).



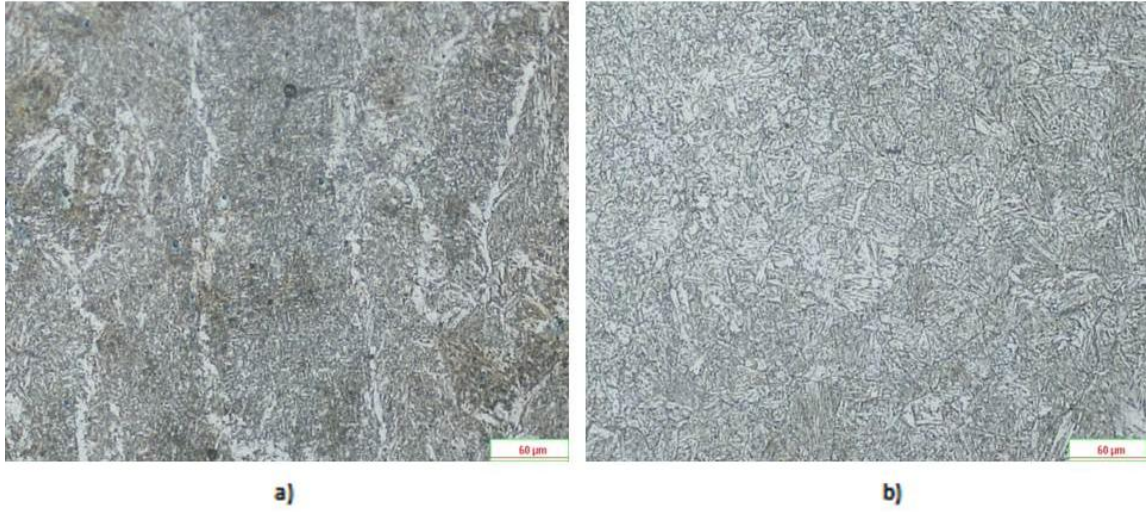
Respecto a las probetas que fueron soldadas, a continuación de la Figura 4. 8 a la Figura 4. 12 se presentan las fotomicrografías correspondientes a la muestra “1a” de mayor aporte térmico.



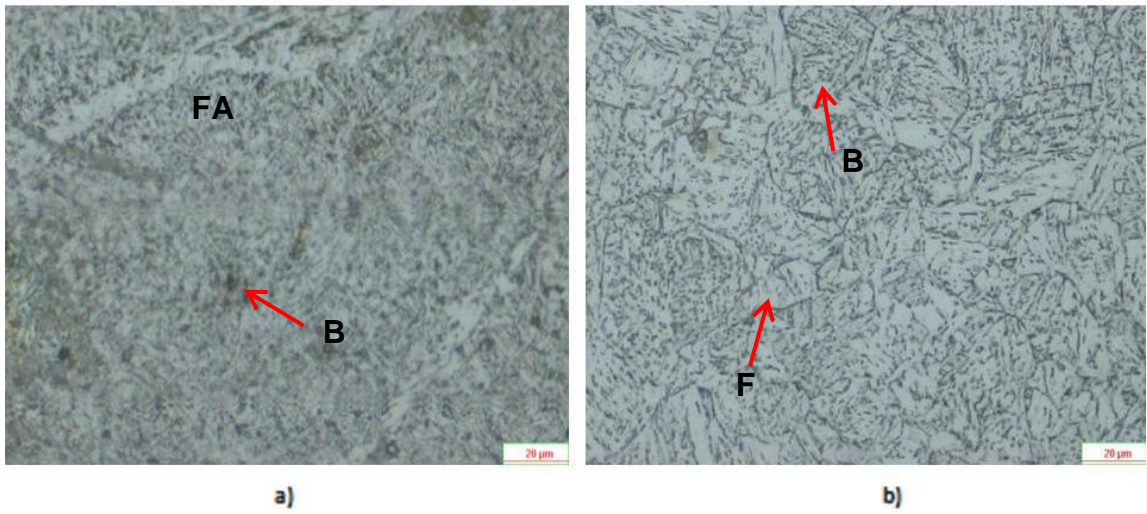
**Figura 4. 8** Fotomicrografía en escala de 200 µm presentando el área de soldadura (área más oscura) y la ZAC (área más clara).



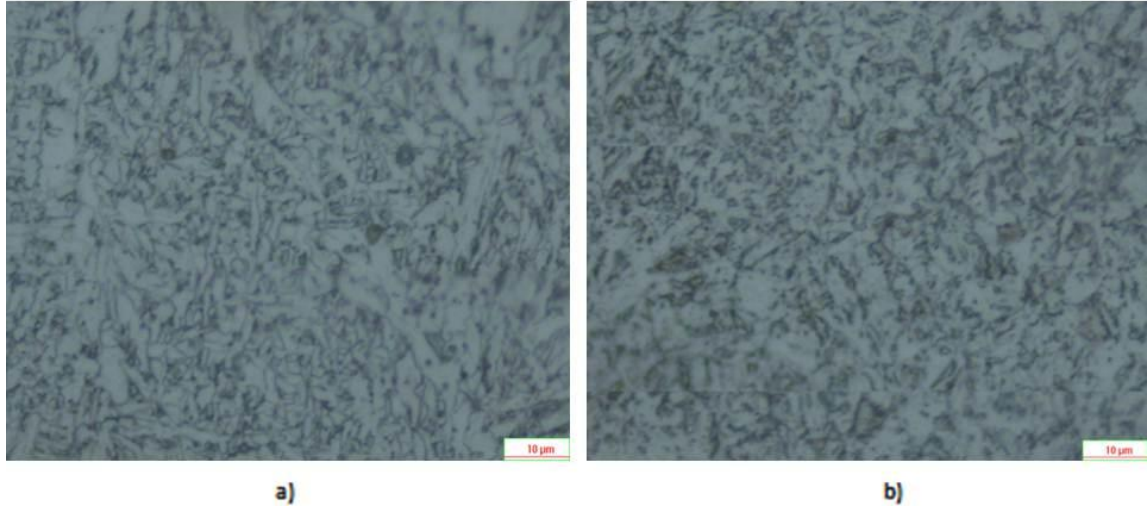
**Figura 4. 9** Fotomicrografías a escala de 100 µm. **a)** Se muestra la ZAC (izquierda) y el metal de soldadura (derecha), **b)** Área del cordón de soldadura.



**Figura 4. 10** Fotomicrografías en escalas de 60  $\mu\text{m}$ . **a)** Área de soldadura, **b)** Se representa la zona afectada por el calor (ZAC).



**Figura 4. 11** Fotomicrografías a 20  $\mu\text{m}$  de escala. **a)** Se observa el metal de soldadura, **b)** Se muestra la zona afectada por el calor.

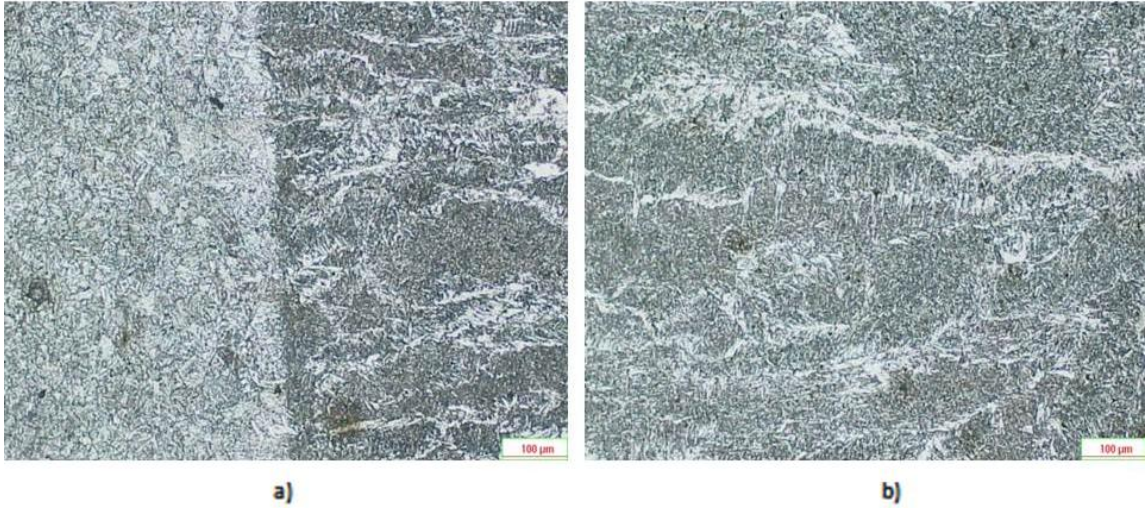


**Figura 4. 12** Fotomicrografías en escalas de 10 µm donde: **a)** Zona de soldadura, **b)** Zona afectada por el calor.

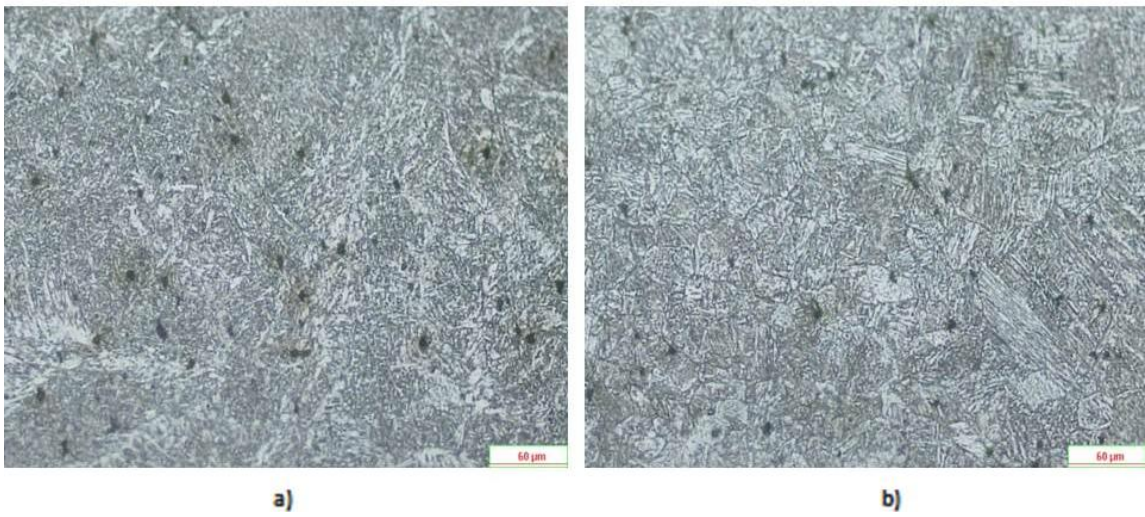
Posteriormente se analizaron las probetas correspondientes a las muestras “1b” de menor aporte térmico y son presentadas en las Figura 4. 13 hasta la Figura 4. 17.



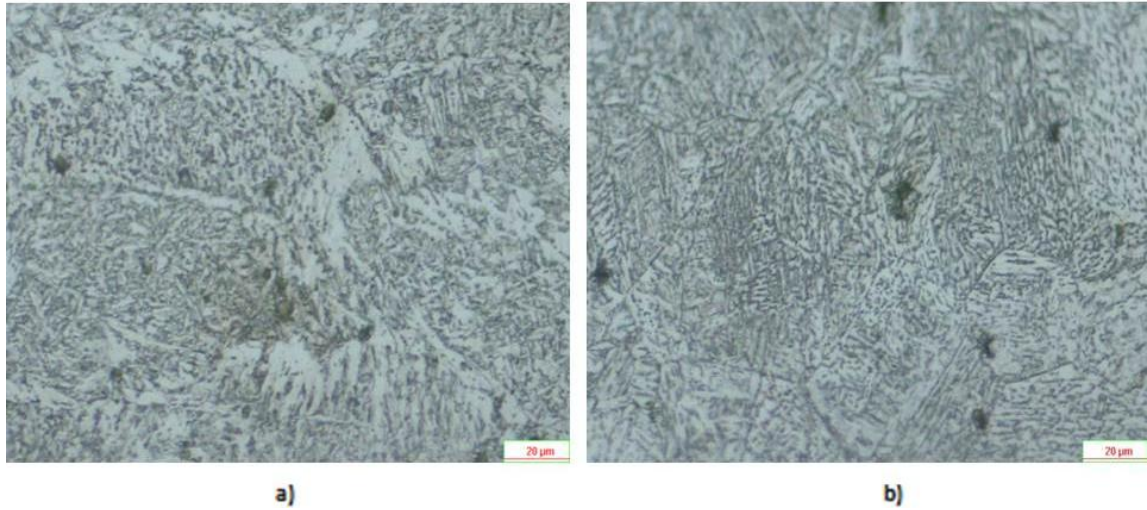
**Figura 4. 13** Fotomicrografía en escala de 200 µm presentando 3 zonas, de izquierda a derecha: metal base, ZAC, y metal de soldadura.



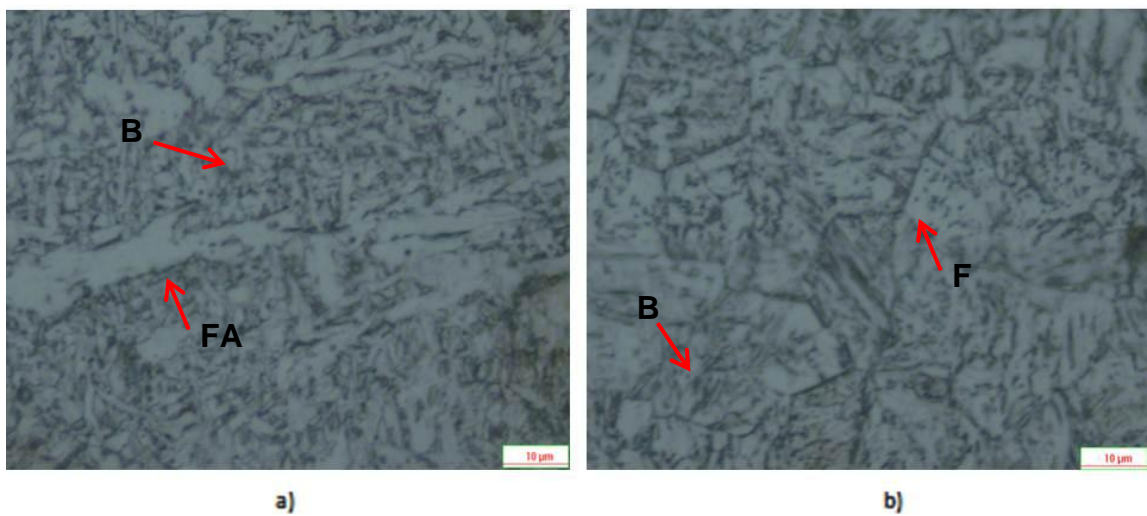
**Figura 4. 14** Fotomicrografías a escalas de 100  $\mu\text{m}$ . **a)** Se observa la ZAC (lado izquierdo) y el metal de soldadura (lado derecho), **b)** Se muestra la zona de soldadura.



**Figura 4. 15** Fotomicrografías a 60  $\mu\text{m}$  como escala. **a)** Metal de soldadura, **b)** Zona afectada por el calor.



**Figura 4. 16** Fotomicrografías con escala de 20 µm mostrando: **a)** Zona de soldadura, **b)** ZAC.



**Figura 4. 17** Fotomicrografías observadas a escalas de 10 µm de: **a)** La zona de soldadura, **b)** Zona afectada por el calor.

En general, ambas muestras “1a” y “1b” observadas por microscopía óptica presentan semejante microestructura de fases donde las fases principales son ferrita, perlita y bainita, reacciones que tienden a ser controladas por difusión con enfriamientos lentos.

En el metal base se aprecia una microestructura básicamente de granos equiaxiales de ferrita como matriz y de perlita como segunda fase, los granos más claros son la fase ferrítica y los más oscuros son la fase perlítica.

La ferrita se forma y crece con cerca de 0.0025 %C, es una solución sólida intersticial de carbono en una red cúbica centrada en el cuerpo de hierro siendo el constituyente más blando del acero. La morfología y estructura de la ferrita equiaxial corresponde a granos poligonales de ejes aproximadamente iguales. Respecto a la transformación de la perlita puede ocurrir en los límites de grano de austenita o a partir de una inhomogeneidad como una inclusión. El inicio de la transformación de la perlita ocurre a partir de la ferrita debido a la composición del acero hipoeutectoide con un contenido de carbono inferior al 0.77% de C. El proceso de crecimiento de la perlita depende de la tasa de difusión del carbono (39).

Posteriormente al metal base se observa un cambio de morfología, esto es en la zona afectada por el calor donde se puede apreciar fase de ferrita, con una cantidad de bainita.

La bainita es una mezcla de fases de ferrita y cementita (dispersión muy fina de carburos en ferrita) generalmente reconocida por formarse a temperaturas donde las transformaciones de difusión controladas son lentas. Está compuesta de una matriz ferrítica y de partículas alargadas de cementita que forman matrices paralelas (39) (40).

En lo que corresponde al área de la soldadura claramente se observan los límites de las dendritas donde solo hubo cambios microestructurales de la ferrita y se observa un crecimiento de grano de la fase ferrita obteniendo granos de ferrita acicular y pequeñas trazas de bainita. Por lo general, en metales soldados, los aceros de partículas estables dispersas y algunos aceros microaleados, la ferrita nuclea no solo en los bordes de grano, sino también en partículas dentro de granos austeníticos (40).

La ferrita acicular convencionalmente es reconocida como una morfología nucleada intergranularmente de ferrita en la cual existen múltiples obstáculos entre granos. La ferrita acicular nuclea en inclusiones dentro de bordes de grano austeníticos durante la transformación de  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Se presenta bajo condiciones de enfriamiento continuo, esto lleva a que pueda presentarse una variedad de formas dependiendo de la composición del acero, rango de enfriamiento y características de las inclusiones (39) (41).

Para continuar con el detalle del análisis de inclusiones y el efecto que tienen sobre las propiedades mecánicas, se evaluará la propiedad de tenacidad mediante ensayos Charpy y un posterior análisis por microscopía electrónica de barrido de tales muestras fracturadas.

### ***Ensayo Charpy***

La tenacidad se refiere a la energía total que absorbe un material antes de alcanzar la rotura o deformación en condiciones de impacto por la acumulación de dislocaciones. En el presente trabajo el equipo utilizado para ensayar las muestras consta de un péndulo Charpy (Figura 4. 18), que en su caída desde una determinada altura, golpea a la probeta de ensayo que se encuentra situada en el camino de oscilación del péndulo. La masa y dimensiones del péndulo permiten aplicar energías de impacto que se aproximan a 360 J para metales y aleaciones. La masa de caída posee una cuchilla roma de forma y dimensiones normalizadas situada de tal modo que la mitad de su filo coincida con el centro de gravedad de la masa del péndulo. Ésta golpea en el centro de una probeta de forma y tamaño que se encuentran bajo norma. La probeta que está apoyada a tres puntos sufre una flexión que finalmente produce una fractura. Puesto que esta tiene lugar después de la flexión de la probeta, el ensayo se conoce como ensayo de flexión por choque (42).

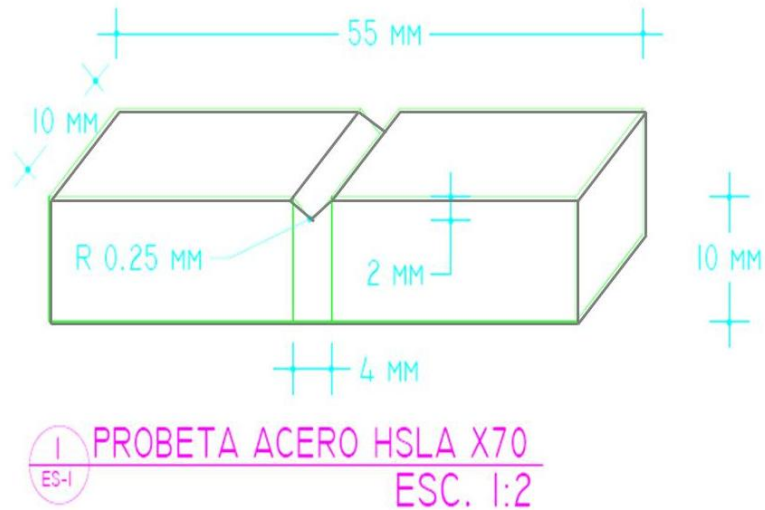


**Figura 4. 18** Equipo empleado para la realización de los ensayos Charpy.

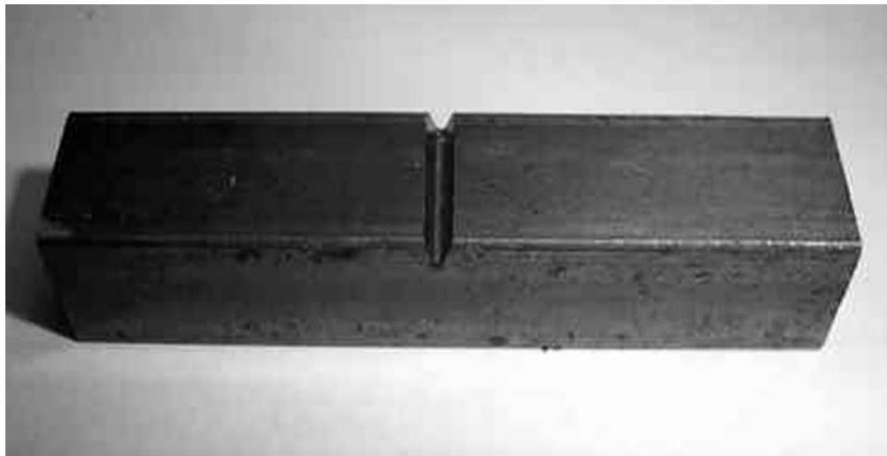
Por lo general, las probetas que se ensayan a impacto van entalladas para facilitar la generación y posterior propagación de la fisura que conducirá a su fractura. La entalla de la fractura que se le realizó al presente proyecto se describe a continuación siguiendo la norma ASTM E23-Dimensiones estándar para espécimen Charpy del tipo entalla en V (41) (42):

Entalla en V: Entalla en forma de “V” de 2 mm de profundidad y con un ángulo de 45° entre las caras de entalla. El fondo de entalla tiene un radio de 0.25 mm. La probeta en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** es un paralelepípedo con un largo de 55 mm, 10 mm de lado y 10 mm de ancho y su preparación final esta visualizada en la Figura 4. 20.





**Figura 4. 19** Diseño de las probetas Charpy bajo norma ASTM E-23



**Figura 4. 20** Ejemplo real de probeta para ensayos Charpy

La probeta se coloca en un soporte que actúa como plataforma. Y se orienta de tal modo que el péndulo golpee en el plano de simetría de la entalla y en la cara opuesta de la probeta, lo cual ocurre en una fracción de segundo. La forma y dimensiones de la plataforma aseguran que los apoyos estén separados 40 mm, y actúan como pivotes sobre los que la probeta se flexiona durante el ensayo (42).

Un análisis más detallado del proceso permite establecer que durante la flexión y fractura (Figura 4. 21) de las probetas, se superponen varios efectos. En un principio, la probeta absorbe energía elástica mientras se flexiona. Una vez alcanzado el valor correspondiente a la resistencia a la cedencia, se produce deformación plástica cerca de la entalla la cual consume energía, además de la energía elástica que se sigue acumulando. Cuando la deformación local alcanza un valor crítico, se absorbe energía para nuclear una microfisura por deformación plástica localizada debajo del centro de la entalla y se continua acumulando energía para la deformación plástica del resto del material cercano a la entalla. Finalmente la microfisura aumenta, consumiendo parte de la energía aportada por el martillo y parte de la energía elástica acumulada por el material cercano a la fisura hasta que se produce la fractura de la probeta. Es así que con el control de la morfología de las inclusiones se mejora la tenacidad y la degradación de los aceros (42).



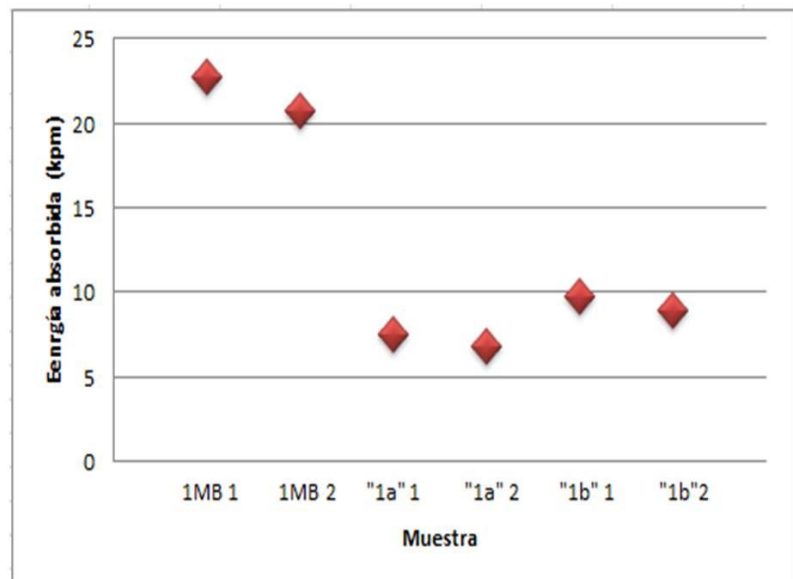
**Figura 4. 21** Muestras del acero en estudio deformadas y fracturas por ensayos Charpy.

El ensayo Charpy realizado para el presente caso de estudio empleó una carga máxima de 30 kpm y fue llevado a cabo a temperatura ambiente. Se realizaron 2 muestreos de cada probeta normalizada, las cuales se describen a continuación:

**Tabla 4. 8** Identificación de muestras aplicadas a los ensayos Charpy.

Muestra	Muestreros	Energía absorbida	
		(kpm)	(J/m)
1MB	(muestreo 1MB 1)	22.8	223.591
	(muestreo 1MB 2)	20.8	203.978
1 a	(muestreo 1a 1)	7.5	73.549
	(muestreo 1a 2)	6.8	66.685
1 b	(muestreo 1b 1)	9.8	96.105
	(muestreo 1b 2)	9	88.259

Tal como se presenta en la Tabla 4. 8, las muestras de los ensayos “1b” presentan mejores valores de tenacidad correspondientes a los parámetros de soldadura con menor aporte térmico, mientras que las muestras “1a” presentan mayor fragilidad, sin embargo para una mejor visualización de resultados se presenta la Figura 4. 22.



**Figura 4. 22** Energía de impacto resultante de los ensayos Charpy a los diferentes muestreos.

Es importante destacar que las muestras de metal base normalizadas, presentaron valores muy por encima de las probetas que fueron soldadas, es decir, la soldadura en las probetas está afectando la tenacidad del material.

### ***Microscopía Electrónica de Barrido (MEB/SEM)***

Como anteriormente se analizó, solo algunas inclusiones pueden ser apenas observadas en microscopía óptica de muestras con ataque en aumentos de 50x y más claro en aumentos de 100x, encontrándose éstas como puntos negros. Para una mejor examinación de ellas se sugiere mediante una unidad de análisis de la energía de dispersión de rayos X (EDX) acoplado a un microscopio electrónico de barrido.

El microscopio electrónico de barrido (SEM) es un instrumento capaz de ofrecer un rango variado de información procedente de la superficie de la muestra, el equipo se muestra en la Figura 4. 23. Su funcionamiento se basa en barrer un haz de electrones sobre un área del tamaño que se desee (aumentos) mientras en un monitor se visualiza la información que se haya seleccionado en función de los detectores disponibles.



**Figura 4. 23** Equipo de microscopía electrónica de barrido.

Los detectores utilizados presentan la imagen a un equipo computador (Figura 4. 24) y los detectores empleados para este estudio son los siguientes:

– *Detector de electrones retrodispersados:* (BEI – Backscattered Electron Image) Con menor resolución de imagen pero mayor contraste para obtener la topografía de la superficie.

– *Detector de energía dispersiva:* (EDS – Energy Dispersive Spectrometer) detecta los rayos X generados y permite realizar un análisis espectrográfico de la composición de la muestra.



**Figura 4. 24** Microscopio electrónico de barrido conectado al monitor con su respectivo software.

Respecto al análisis por microscopía electrónica de barrido de las probetas se hicieron en dos apartados, el primer análisis fue por EDS de las muestras pulidas y montadas en baquelita, y el segundo fue por BEI corresponde a la superficie de fractura de dos muestreos tanto para el metal base como de las muestras “1a” y “1b” de los ensayos Charpy.

## 1. Microscopía de barrido en probetas montadas en baquelita

- Metal base “MB”

A continuación se presenta en la Figura 4. 25 y Figura 4. 26 imágenes referentes a la muestra “MB” de la superficie montada en baquelita y que corresponden al material base sin soldadura observadas por MEB.

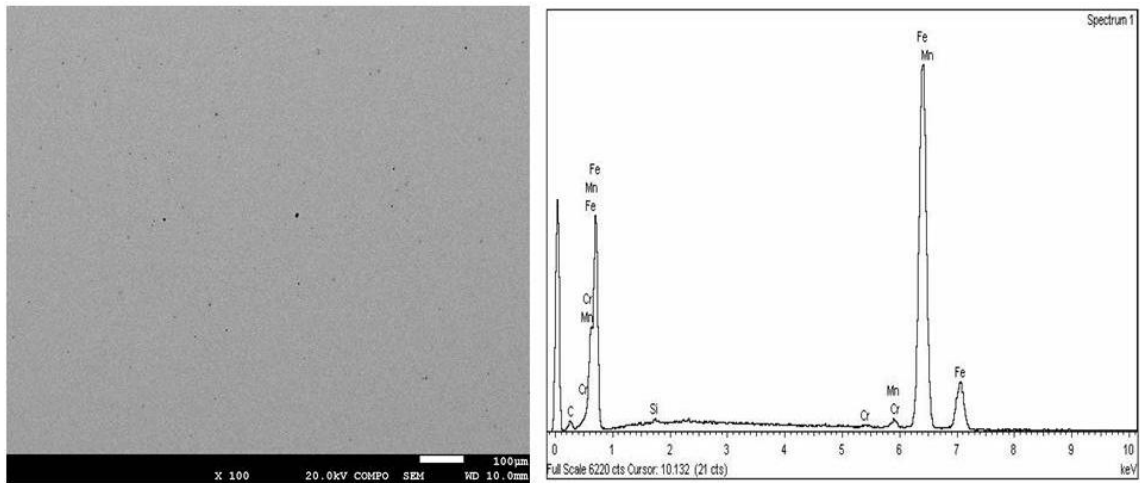
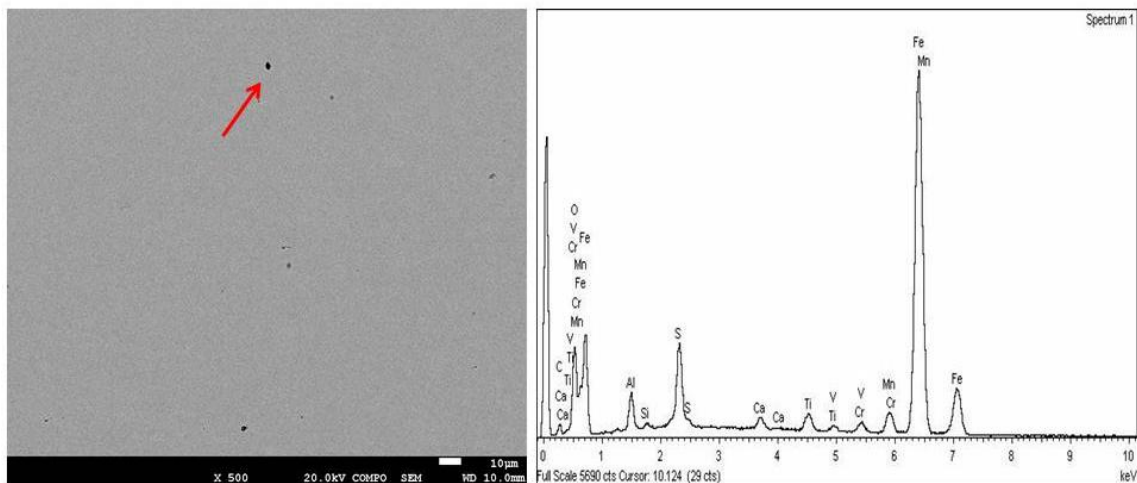
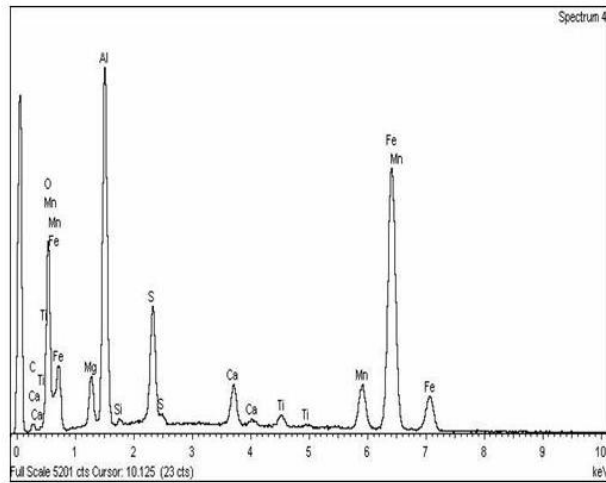


Figura 4. 25 Metal base a 100x y su respectivo microanálisis de área.



a)



**b)**

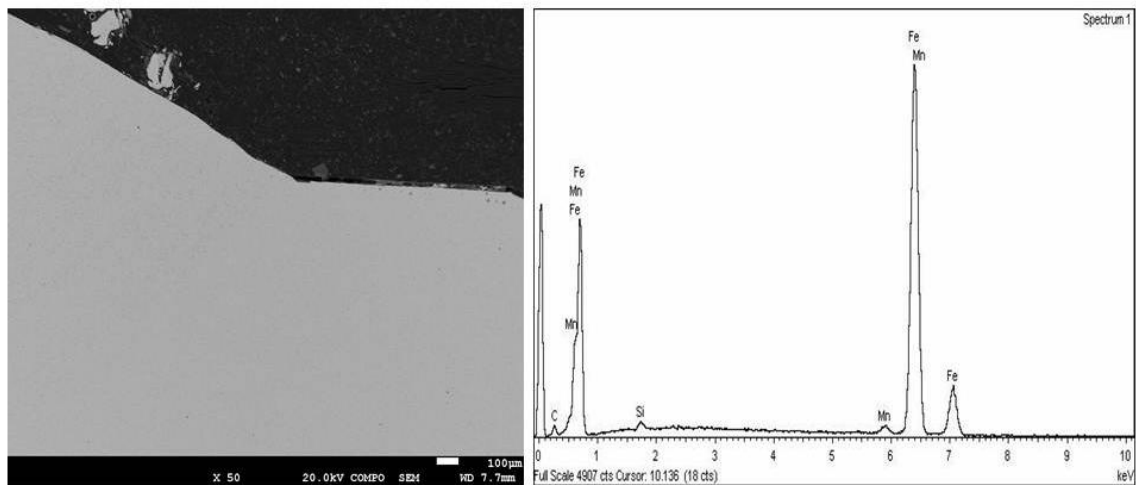
**Figura 4. 26 a)** Metal base a 500 x y su respectivo microanálisis de área, **b)** Microanálisis de la inclusión superior.

En la examinación por microscopía electrónica de barrido presenta en los microanálisis de área para el metal base un alto contenido de Fe y Mn, cuyos elementos son los principales dentro del material X-70 en estudio. En los microanálisis puntuales, muestra algunas inclusiones del tipo de óxidos de titanio que son aquellos que se forman primero y a altas temperaturas, así también, el microanálisis arrojó resultados de óxidos y sulfuros de calcio; esto se debe que en la producción del acero la adición de calcio es importante ya que sirve como elemento para la reacción con el azufre y así evitar la formación de MnS o FeS ya que su morfología es extendida, mientras que los CaS tienen morfología esférica y más compacta permitiendo una mejora en el proceso de producción del acero.

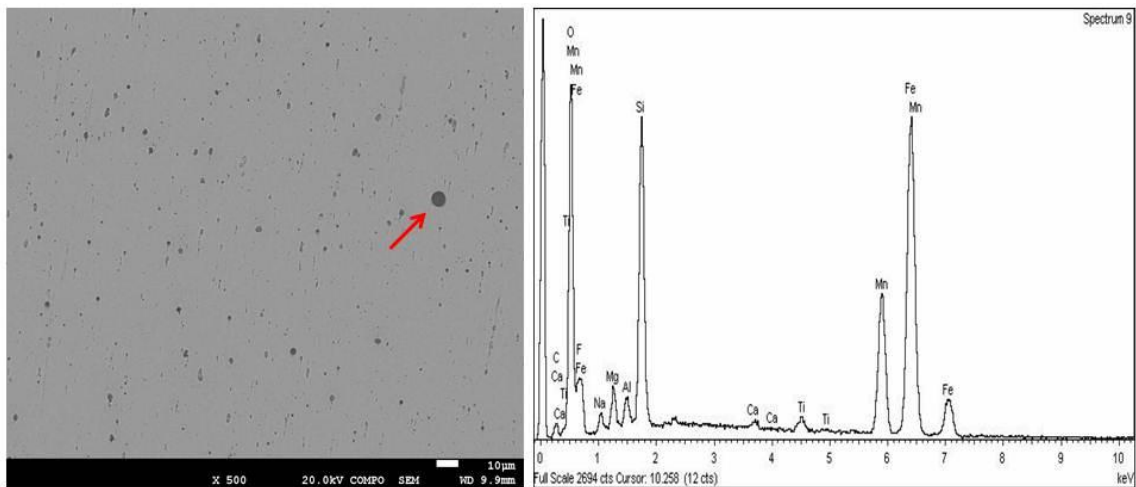
- **Muestra “1 a”**

De la Figura 4. 27 y Figura 4. 28 se presentan las imágenes de la muestra “1a” de la superficie montada en baquelita y son aquellas que fueron

soldadas con parámetros de mayor aporte térmico y han sido analizadas por MEB.



**Figura 4. 27** Zona de soldadura y zona ZAC a 100x y el microanálisis de área.



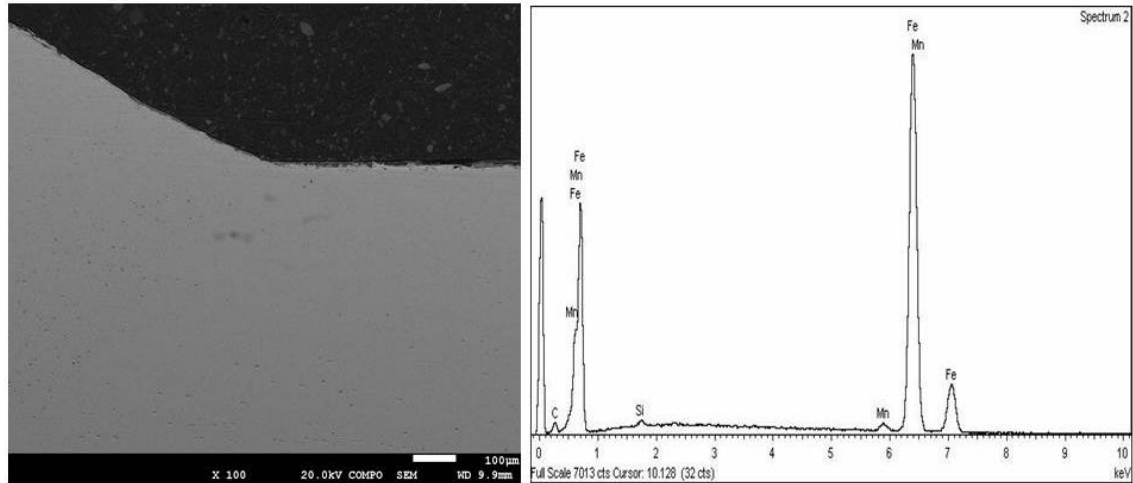
**Figura 4. 28** Imagen a 100x y su correspondiente microanálisis de la inclusión más grande.

Los microanálisis de área arrojan alto contenido de Fe y Mn, por la propia composición del acero en estudio. Como resultado en los análisis de inclusiones, se encontraron inclusiones del tipo óxidos tales como de silicio, titanio y calcio.



- **Muestra “1 b”**

La Figura 4. 29 hace referencia a la muestra “1b” de la superficie montada en baquelita y de las probetas de soldadura con parámetros de menor aporte térmico observadas por MEB.



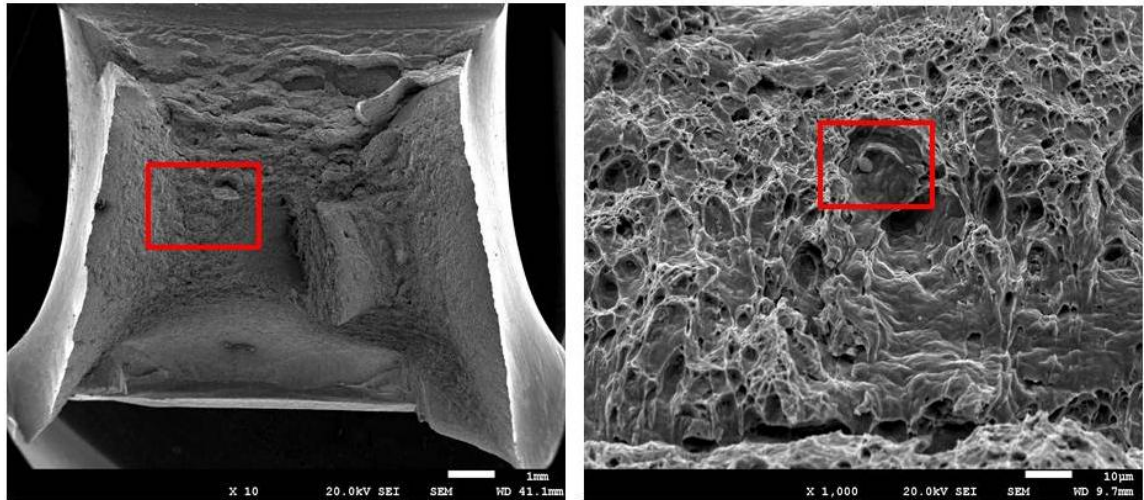
**Figura 4. 29** Imagen a 100x del metal de soldadura y la ZAC, el el microanálisis de área corresponde a la zona de soldadura.

De igual modo que los microanálisis generales previos se tienen una composición de alto contenido de Fe y de Mn. Además se encontraron algunas inclusiones de óxidos de silicio.

## **2. Microscopía de barrido de probetas ensayadas por Charpy**

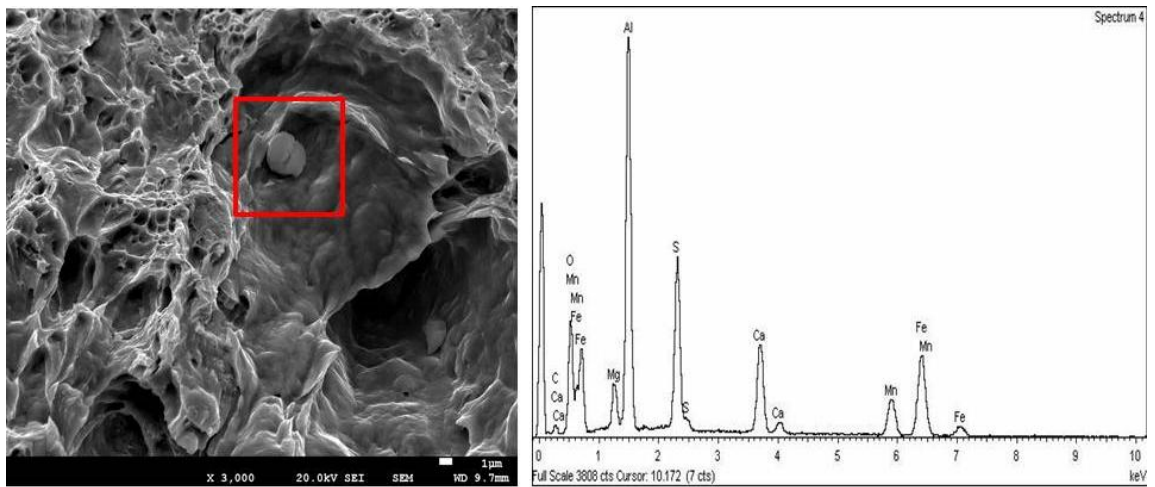
- **Metal base “MB”**

La observación de las probetas ensayadas por Charpy fue realizada y se inspeccionaron dos de las superficies de fractura, las imágenes de las muestras fracturadas del metal base son vistas a continuación en las Figura 4. 30 a la Figura 4. 33 donde se analizan algunas inclusiones y sus correspondientes microanálisis.



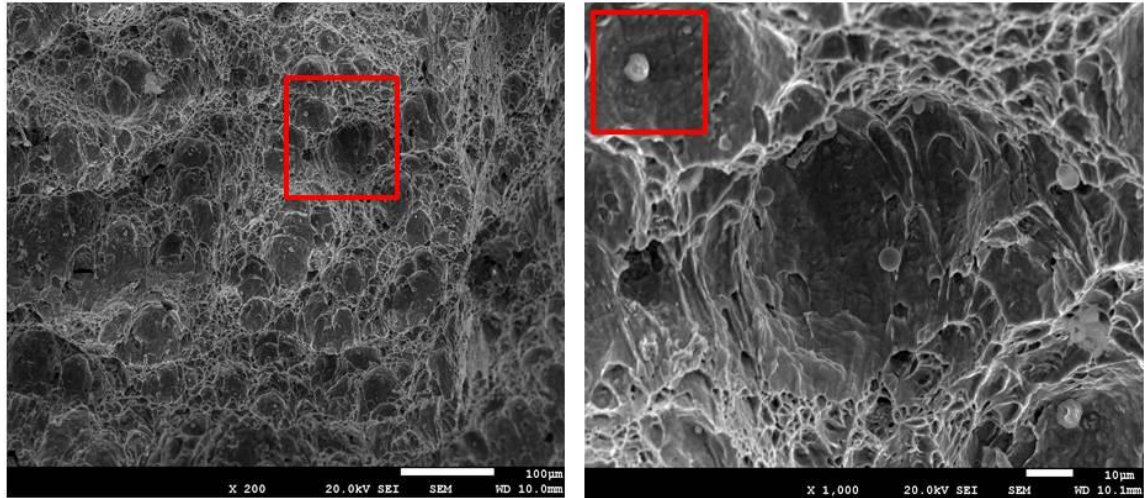
a)

b)



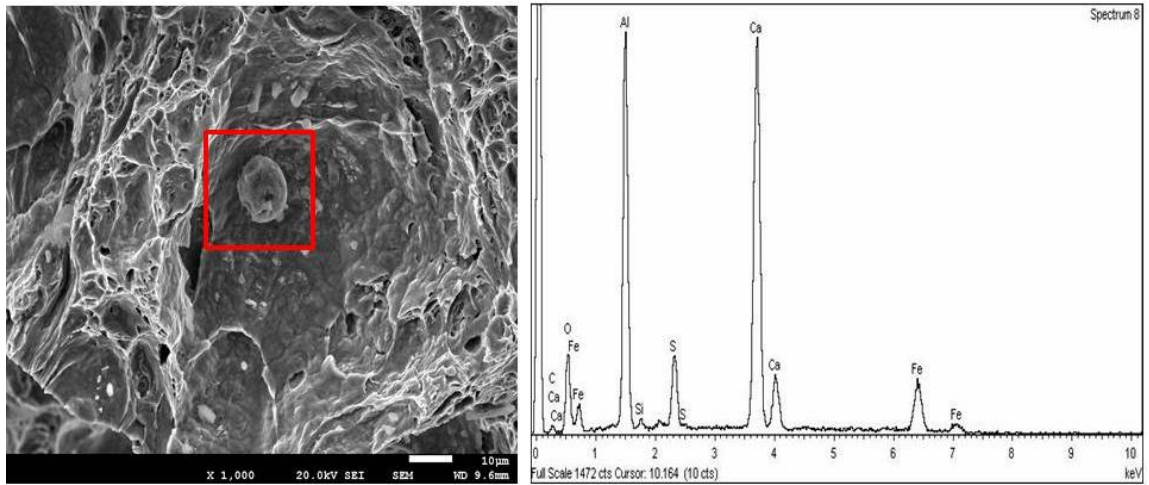
c)

**Figura 4. 30** Metal base del muestreo 1: **a)** Superficie de fractura a 10x **b)** Área visualizada a 1000x, **c)** Inclusión a escala de 3000x y su microanálisis.



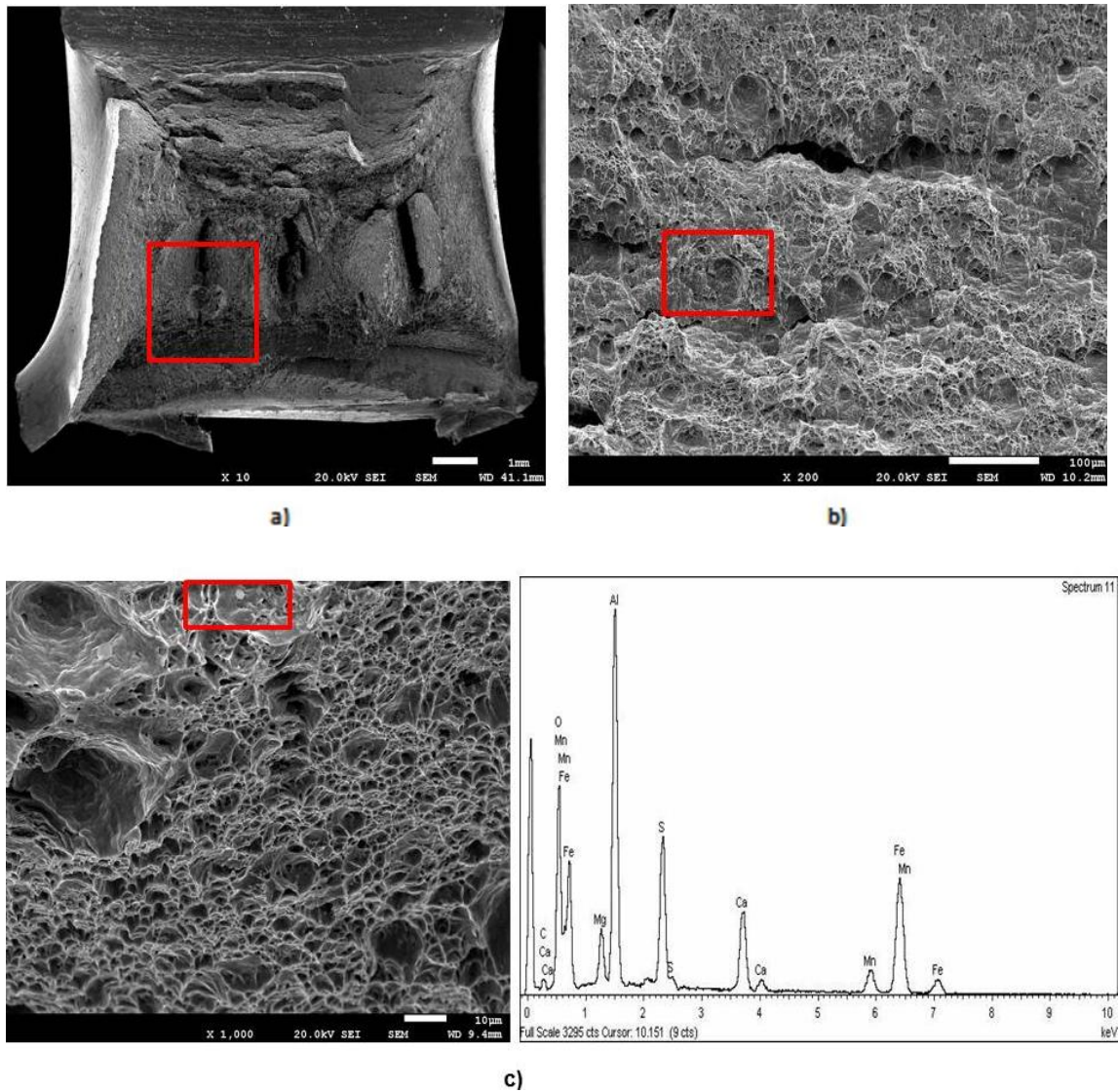
a)

b)

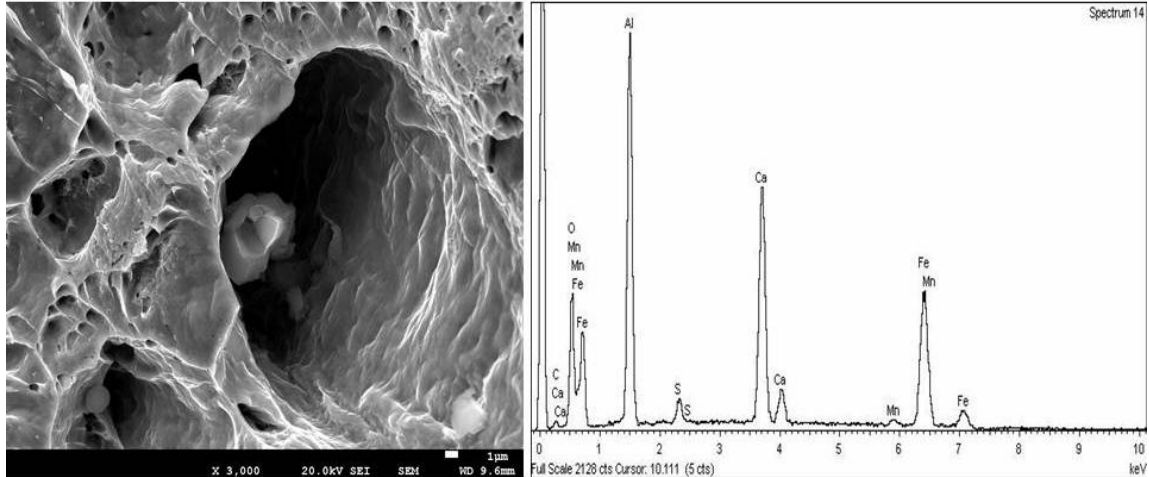


c)

**Figura 4.31** a) Visualización del área de fractura a 200 X, b) Inclusiones a 1000X, c) Inclusión a 1000x y su respectivo microanálisis.



**Figura 4. 32** Fractura de metal base en muestra 2: **a)** Amplificación a 10x, **b)** Área seleccionada de superficie de fractura a 200x. **c)** Inclusión encontrada y observada a 1000x con su respectivo microanálisis.

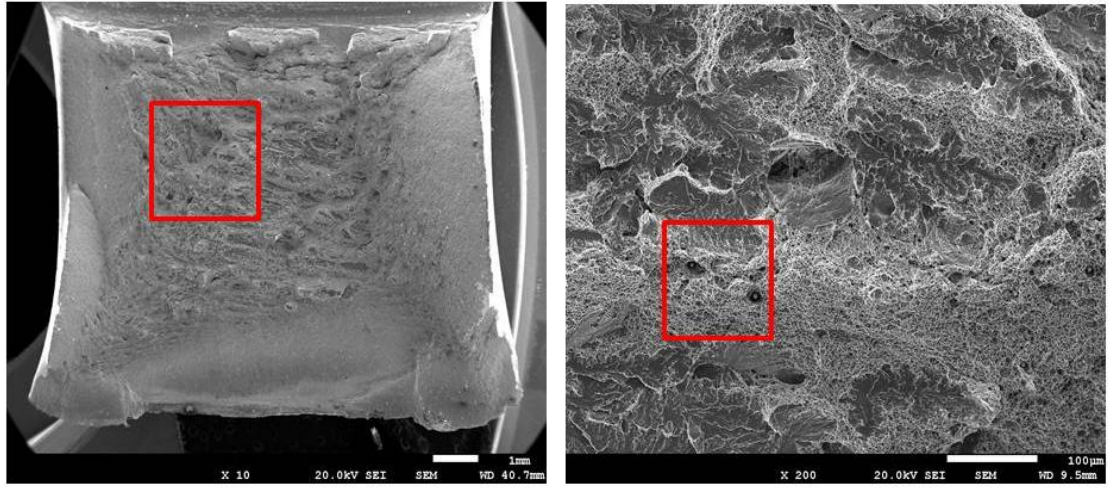


**Figura 4. 33** Inclusión a amplificada a 3000x y su microanálisis correspondiente.

Los resultados del análisis arrojan datos de fractura totalmente dúctil para el metal base, con alguna diferencia en tamaño de cráteres de grandes a pequeños. Se localizaron inclusiones tales como sulfuros de calcio y algunos óxidos de aluminio de tamaños regulares de entre 2 y 3 µm dentro de los mismos cráteres, sin embargo, es bajo el contenido de inclusiones en comparación con las muestras con proceso de soldadura.

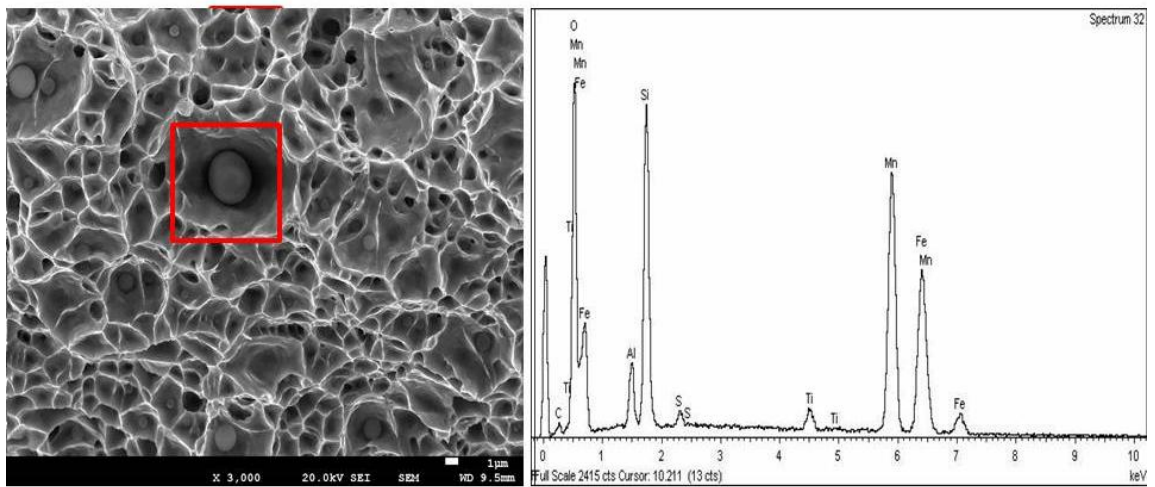
- **Muestra “1 a”**

Posteriormente en las Figura 4. 34 a la Figura 4. 37 se presentan los dos muestreos que corresponden a las muestras “1a” soldadas con los parámetros de menor número de inclusiones y mayor aporte térmico. En las imágenes se pueden observar las superficies de fractura justo en la entalla del área soldada de las muestras, además se analizan algunas inclusiones representativas y su correspondiente microanálisis.



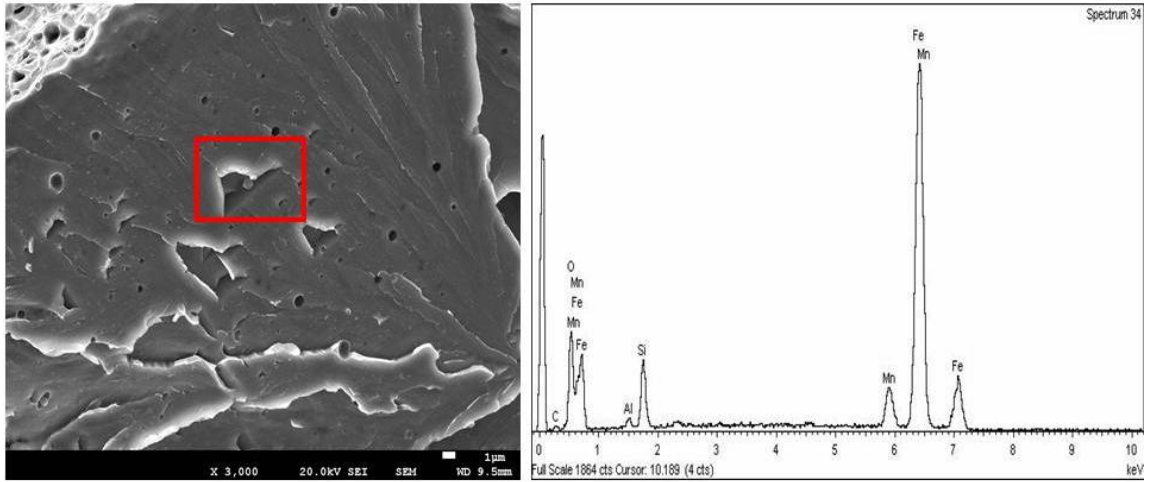
a)

b)

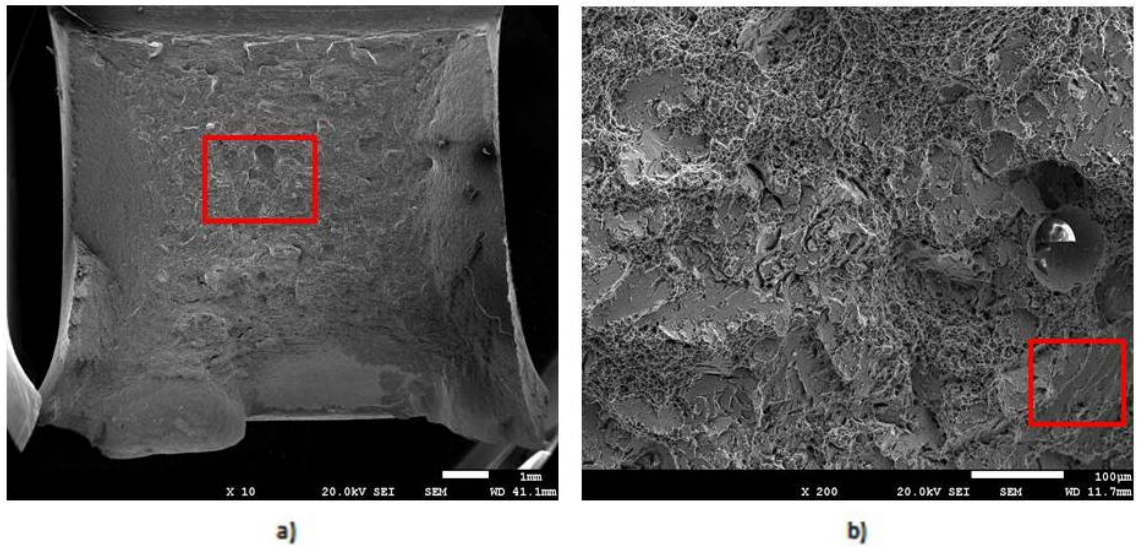


c)

**Figura 4. 34** Muestreo 1 de la superficie de fractura: **a)** 10x, **b)** Área seleccionada a escala 200x. **c)** Inclusión a 3000x con su microanálisis.

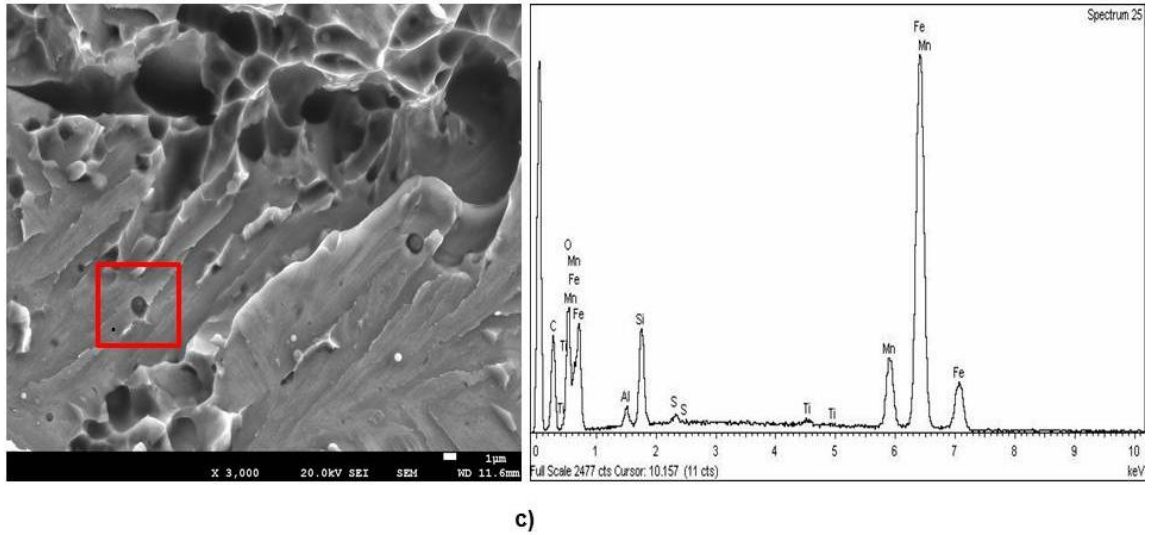


**Figura 4. 35** Inclusión a 3000x y su microanálisis.

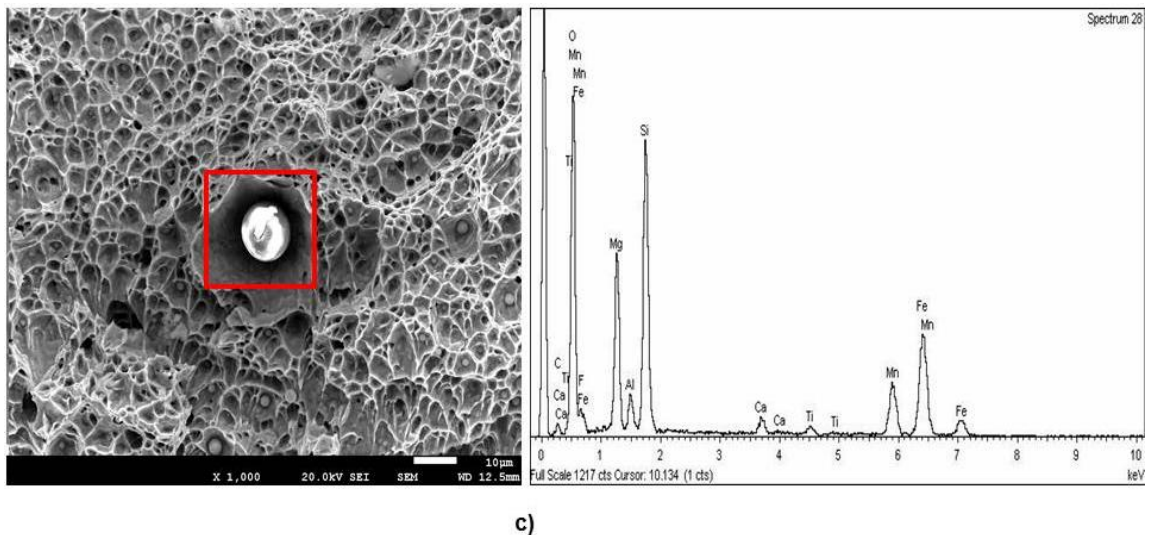


a)

b)



**Figura 4. 36** Muestreo 2 de la Probeta “1a”, **a)** Superficie a 10x, **b)** Aumento a 200x, **c)** Inclusión a 3000x del área de fractura frágil seleccionada.



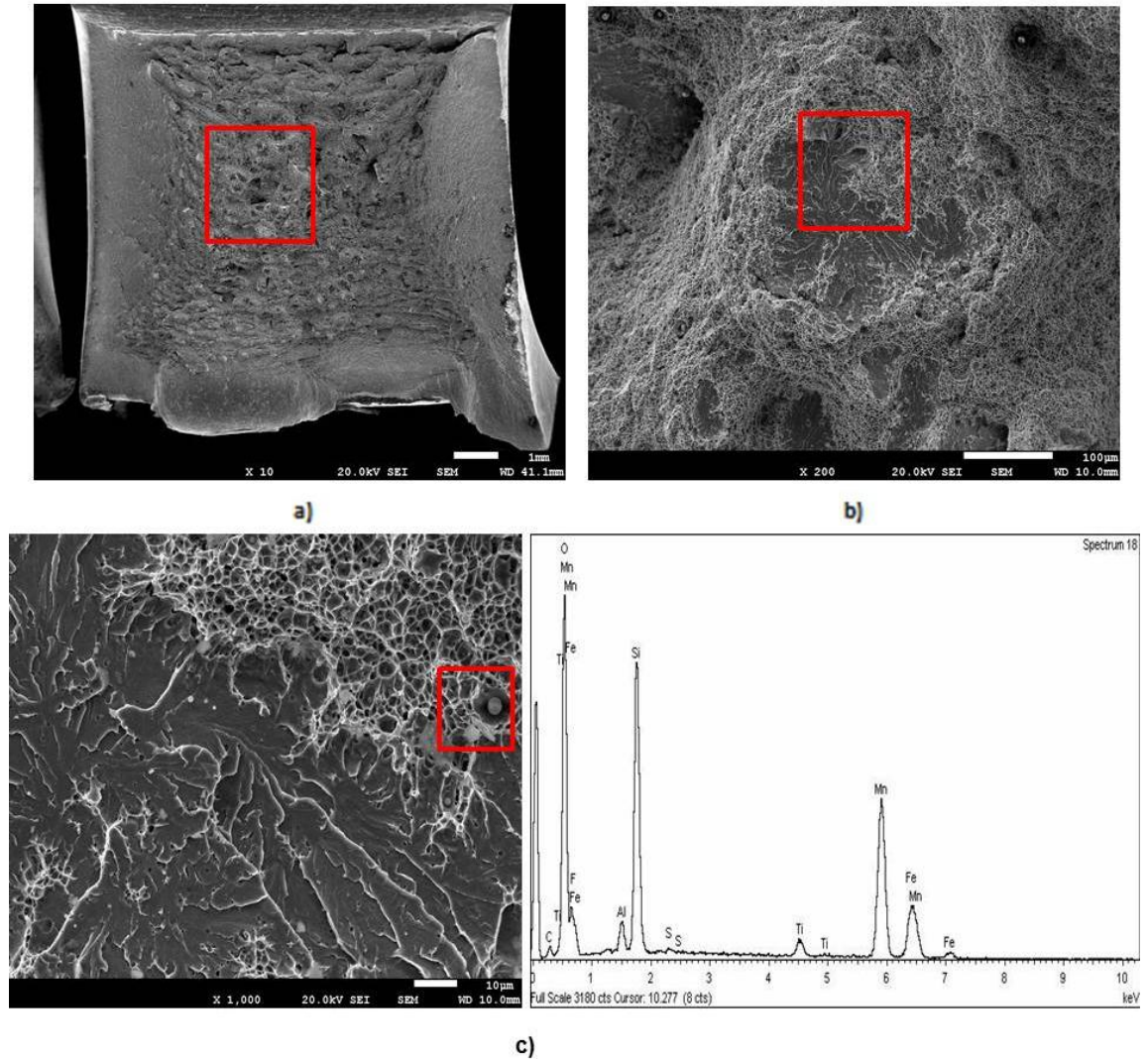
**Figura 4. 37** Muestreo 2 de la Probeta “1a” de una inclusión a 1000x dentro del área de fractura dúctil y su microanálisis.

Dentro de los examinados por MEB, se localizaron en su mayoría áreas de fractura dúctil, y en minoría superficies de fractura frágil. Sin embargo, dentro de las áreas de fractura frágil se observan cráteres distribuidos en tamaño regularmente grande y uniforme, donde se encuentran la mayoría de inclusiones de óxidos de silicio y de hierro.

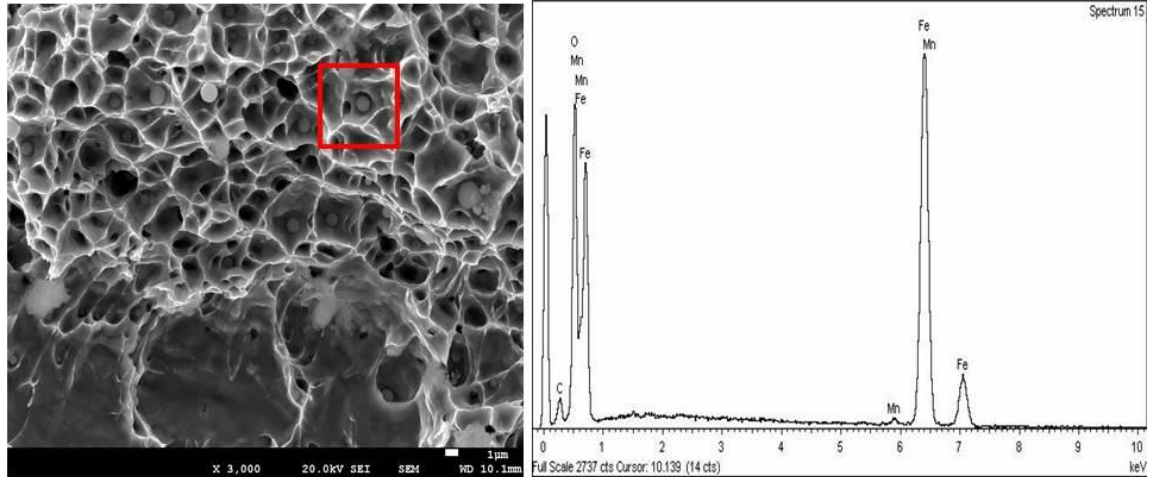


- **Muestra “1 b”**

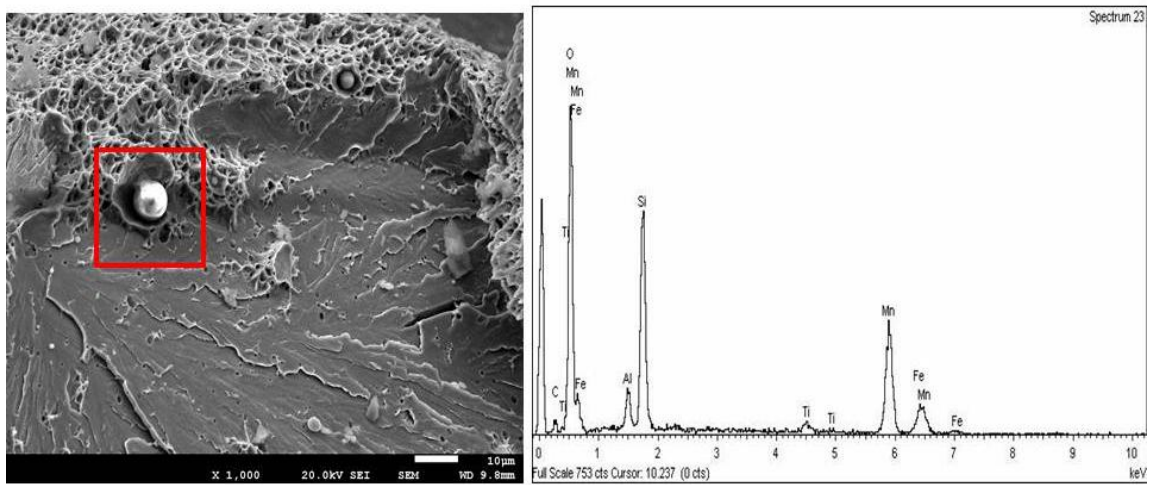
De igual manera, para las muestras de mayor número de inclusiones y menor aporte térmico, se hacen observar las superficies ensayadas por Charpy del área de fractura que corresponde al área soldada. Los dos muestreos son presentados a continuación de la Figura 4. 38 a la Figura 4. 42.



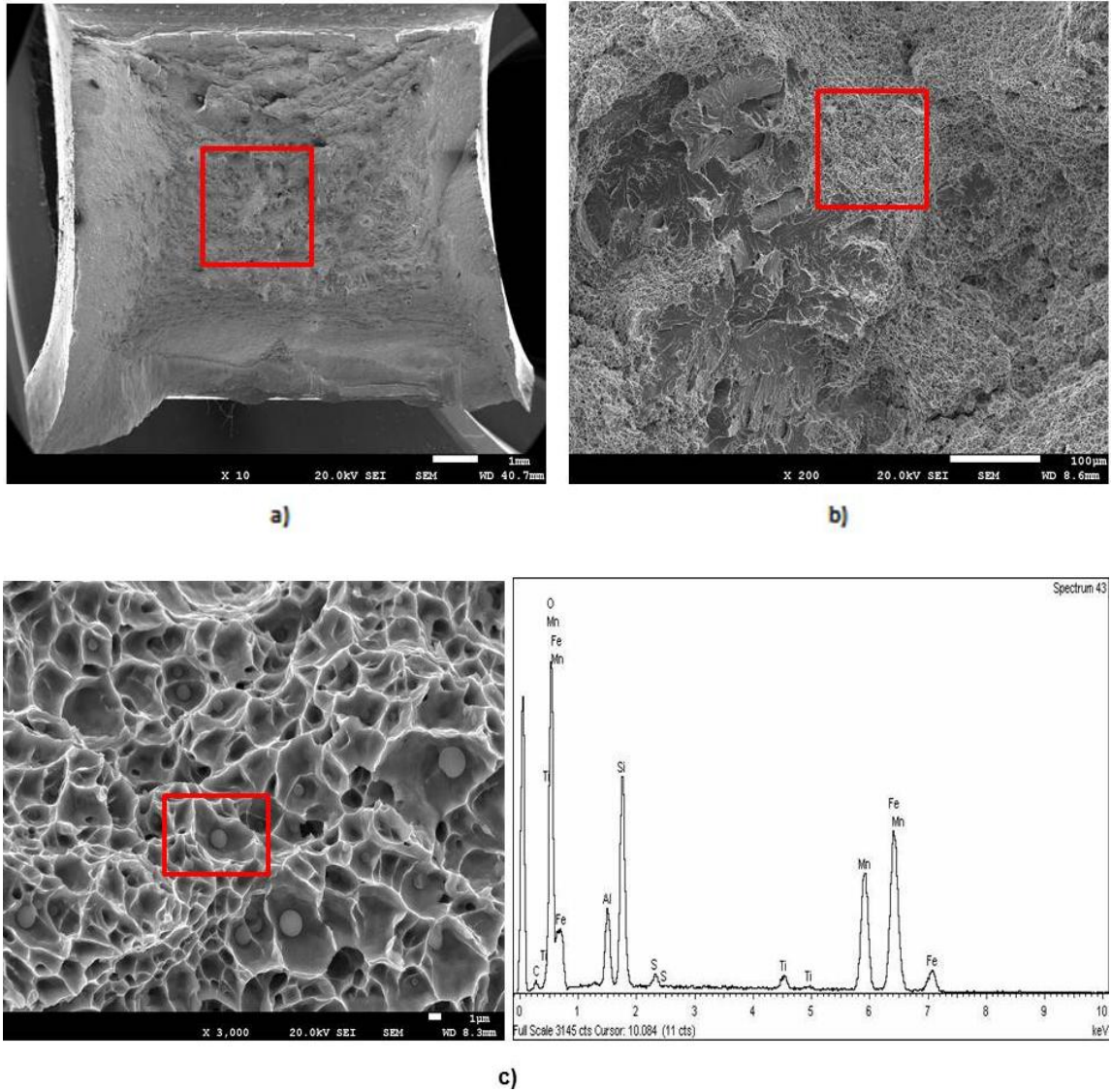
**Figura 4. 38** Muestreo 1 de la Probeta “1b” soldada con parámetros de mayor cantidad de inclusiones: **a)** Superficie de fractura a 10x, **b)** Área seleccionada a 200x para inspección de inclusión, **c)** Inclusión a 1000x.



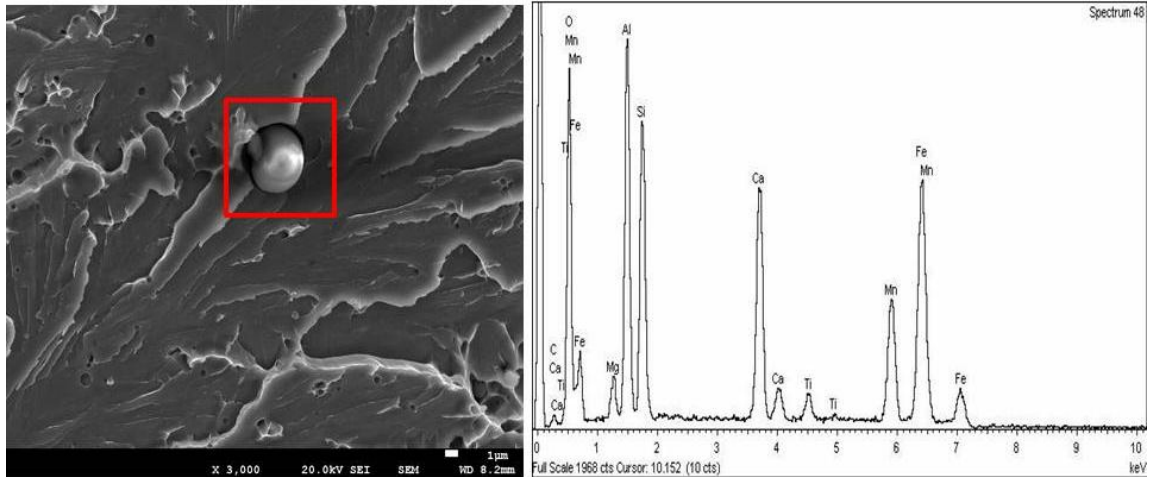
**Figura 4. 39** Inclusión a 3000x en zona de fractura dúctil.



**Figura 4. 40** Inclusión ampliada a 1000x en un área de fractura frágil.



**Figura 4. 41** Muestreo 2 de la Probeta “1b”: a) Superficie de fractura a 10x, b) Fractura dúctil a 200x, c) Inclusión en fractura dúctil a 3000x.



**Figura 4. 42** Inclusión a 3000x en un área de fractura frágil.

Los microanálisis arrojan resultados de fractura frágil y dúctil con cráteres regulares de tamaños más pequeños en comparación a muestras “1a”. Se encontraron óxidos de hierro, silicio y titanio. Para éstas muestras los microanálisis arrojaron mayor cantidad de inclusiones con contenidos superiores de silicio y titanio en comparación a las probetas “1a”.

# CAPÍTULO 5: CONCLUSIONES

En el presente apartado se enunciarán las conclusiones a las que se llegó del presente trabajo monográfico tanto por la revisión del estado del arte como por el ejercicio realizado mediante el caso de estudio y son enlistadas a continuación:

- La microestructura presente en el metal base consiste de una matriz ferrítica y una segunda fase de perlita, en la zona afectada por el calor se presenta una fase de ferrita y bainita, mientras que en la zona de fusión se encuentra en mayoría ferrita acicular y trazas de bainita.
- Los resultados de los ensayos Charpy de las muestras de metal base presentaron valores muy por encima de las probetas que fueron soldadas, es decir que la soldadura en las probetas está afectando la tenacidad del material.
- Las muestras de los ensayos “1b” presentan mejores valores de tenacidad correspondientes a los parámetros de soldadura con

menor aporte térmico y mayor número de inclusiones, mientras que las muestras "1a" presentan mayor fragilidad.

- La tenacidad de las muestras "1a" se ve afectada mayormente debido a que, aunque exista menor cantidad de inclusiones, éstas son más grandes lo que propicia menor cohesión entre ellas provocando sitios preferenciales de propagación de grieta, en contraste, las muestras "1 b" con mayor contenido de inclusiones y tamaños más pequeños fue lo que sirvió como límites para evitar la propagación de la fractura.
- Los estudios por MEB muestran que el metal base presenta inclusiones tales como óxidos de calcio y sulfuros de calcio, esto es de esperarse por los procesos inherentes dentro de la producción de acero debido a que el calcio es regularmente añadido con la intención de mejorar la calidad del acero formando compuestos redondos de sulfuro de calcio.
- Las fracturas por ensayos Charpy muestran en el metal base fracturas completamente dúctiles e inclusiones de sulfuros de calcio por lo admiten mayor deformación plástica, aumentando la tenacidad.
- Las probetas que fueron soldadas resultaron de inclusiones tales como óxidos de silicio mezclados en núcleos de precipitados de titanio provocando fragilidad y las cuales se rompen a medida que aumenta el grado de deformación plástica del acero.
- En las muestras "1a" de menor cantidad de inclusiones, el incremento del aporte térmico permitió el crecimiento de las éstas, afectando la propiedad de tenacidad; en contraste, el menor aporte térmico de las muestras "1b" con mayor número de inclusiones no permitió que las inclusiones crecieran y así, se presentaron mejores valores de tenacidad.

# BIBLIOGRAFÍA

1. **F. J. Ayaso, B. González, J. Toribio.** *Influencia de las inclusiones sobre el comportamiento en fractura de aceros perlíticos trefilados, Anales de la fractura.* Salamanca : s.n., 2007, Vol. 1.

2. **Kalpkjian Serope, Shmid Steven.** *Manufactura, Ingeniería y Tecnología.* Cuarta. New Jersey : Prentice-Hall Inc A Pearson Educacion Company, 2002. pág. 144.

3. **Carreño V., Cabrera J., Morales R., Romero A. y Hernández M.** *Simulación de la precipitación de inclusiones en diferentes etapas del procesamiento del acero líquido.* 34, Madrid : s.n., Mayo de 1998, Revista de Metalurgia , págs. 151-157.

4. **Linaza M., Martín S., San Martín I., Romero J., Rodríguez J., Urcola J.** *Influencia de las inclusiones no metálicas en la tenacidad de aceros de media-alata resistencia en la zona de transición.* [ed.] Centro de estudio e Investigaciones técnicas de Gipukoa (CEIT) y Escuela Superior de ingenieros industriales P° Manuel de Lrdizabal. Sebastian (País Vasco) : s.n., 1994.

5. **Vega, A.** *Ingeniería de la soldadura, discontinuidades y defectos en soldadura.* Lima : s.n., 2001. Ingeniería de la soldadura. pág. 2.

6. **Madias J., Genzana C., Dziuba M., Reda L., González E.** *Caracterización de inclusiones para solucionar problemas operativos y de calidad en la acería.* 66, 1998, Sidor Hoy Internacional-Año 20-.

7. **S. Babu, S. David, G. Edward.** *High-Strength Steel Welding.* Colorado : s.n., 1997, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN.

8. **Rivas A., Delvasto P.** *Guía de Prácticas de Laboratorio de Materiales I (MT-2481).* Universidad Simón Bolívar. Caracas : s.n., 1999. pág. 28.

9. **Beidokhti B., Koukabi A., Dolati A.** *Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel.* Tehran : s.n., 7 de September de 2008, Journal of materials Processing Technology , Vol. 209, págs. 4028-4035.

10. **AWS.** *Welding Handbook. Materials and applications part. 2.* 1998. Vol. 4.

11. **Illescas, S.** *Estudio del Efecto de los Elementos Microaleantes en un acero HSLA.*

12. **Groover, Mikell P.** *Fundamentals of Modern Manufacturing, Materials, Processes and Systems .* s.l. : Pearson Prentice-Hall, Inc a Simon & Schuster Company , 1997. ISBN 0-13-312182-8.

13. **Aucott L., Wen S., Dong H.** *The role of Ti carbonitride precipitates on fusion zone strength-toughness in submerged arc welded linepipe joints.* 622, Ucrania : s.n., 13 de November de 2014, Materials Science & Engineering A, págs. 194-203.

14. **Bose-Filho W., Carvalho A., Strangwood M.** *Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds.* 13 de Marzo de 2006, Materials Characterization, págs. 29-39.



15. **Arámburo-Pérez G., García-Galán S., Pérez-Campos R. y Juárez-Islas J.A.** *Impacto tecnológico de aceros grado API 5L X-70 para la fabricación de ductos de 36" de diámetro resistentes al gas amargo.* 1, Distrito Federal, México : s.n., enero-marzo de 2004, Ingeniería, Investigación y Tecnología, Vol. 1, págs. 17-26. 1405-7743.

16. **Meza, S.** *Soldabilidad de aceros HSLA termogalvanizados para aplicaciones automotrices.* Universidad Autónoma de Nuevo León . Monterrey : s.n., 2004. 1020150049.

17. **Orozco F., López C.** *Soldadura en atmósfera protegida.* Madrid : Ediciones Paraninfo, S.A., 2013. págs. 136-137. 8497324447, 9788497324441.

18. **Hartmann, V. W, Bell, N.D y W., Nelson T.** *"Welding Metallurgy" in Welding Handbook.* 2001. págs. 115-156.

19. **Institute, American Petroleum.** *API 5L.* 2013.

20. **D.B., Rocha.** *"Estudo da Soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem: MAG con transferencia controlada e electrodo tubular".* Sao Paulo : s.n., 2010. págs. 173-.

21. **Hernández H., Espejo E..** *Mecánica de fracturay análisis de falla.* [ed.] Univ. Nacional de Colombia. 2002. pág. 373. Vol. 8 de Colección Sede. 9587012429, 9789587012422.

22. **Junior, J. C. S, Rocha, D.B y D., Brandi S.** *"Uma Breve Revisao Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulacoes" Soldem e Inspecao.* Sao Paulo : s.n., 2013. págs. 176-195.

23. **Li, C, y otros.** *Microstructure and toughness of coarse grain heat-affected zone of domestic X-70 pipeline steel during in-service welding.* 3, Agosto de 2010, Journal of Materials Science , Vol. 46, págs. 727-733.

24. **Mohtadi-Bonab, M. A, Szpunar, J. A y Ravasi-Tousi, S. S.** *"A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X60 and*

*X70 pipelines steels" Engineering Failure Analysis*. Octubre de 2013, Vol. 33, págs. 163-175.

25. **Junior, E. H.** *"Investigação experimental do comportamento dúctil de acos API-X70 e aplicações de curvas de resistência J-Da para previsão de colapso em dutos"*. Sao Paulo : s.n., 2004.

26. **Ceglias, R. B.** *Análise de tensão residual em tubo de aço API 5L X70*. Instituto Militar de Engenharia : s.n., 2012.

27. **Santos, I. M. C.** *Elaboração de um Diagrama TAC para um Aço de Alta Tenacidade API X-70* . Lisboa : s.n., 2013.

28. **AWS.** *Welding Inspection Technology* . 2000.

29. **Jeffus, Larry.** *Soldadura: principios y aplicaciones*. [trad.] S.L. Traducciones Vox Populi. Quinta. s.l. : Paraninfo, 2009. pág. 944. Vol. Volumen 3 de soldadura.

30. **Society, American Welding.** *Manual de soldadura Tomo I*. [ed.] R. L. O'Brien. [trad.] Roberto Escalona García. Octava. s.l. : Pearson Education, Prentice Hall, Addison Wesley, 1996.

31. **Kou, Sindo.** *Welding Metallurgy*. Second Edition. Hoboken : Wiley-Interscience, 2003. pág. 478.

32. **Morral F. R., Jimeno E., Molera P.** *Metalurgia general*. [ed.] Reverte. 1985. pág. 764. Vol. 2.

33. **Barroso S., Carsí M.** *Procesado y puesta en servicio de materiales* . [ed.] Editorial UNED. 2013. pág. 304.

34. **Barroso S., Ibañez J.** *Introducción al conocimiento de materiales*. s.l. : UNED, 2014. pág. 456.

35. **Madías J., Varela E., Reggiardo H.** *Equilibrio entre el acero y las inclusiones no metálicas*. Argentina : s.n., 1990, Vol. 1.

36. **Vega-Becerra O., Reyes O., F-Chávez-Alcalá y Romero-Serrano A.** *Generación de inclusiones no metálicas y su efecto sobre el bloqueo de boquillas de colada continua en aceros ultra bajo carbono estabilizados con titanio.* Madrid : s.n., 2005, Revista de Metalurgia .

37. **AWS, American Welding Society.** Specification for carbon steel electrodes and fluxes for submerged arc welding. [aut. libro] American Society of Mechanical Engineers.

38. **AWS.** Specification Structural Welding Code-Steel D1.1/D1.1M:210 An American National Standard. s.l. : 22n Edition, 2010.

39. **Thewlis, G.** *Materials perspective. Clasificación and quantification of microestructuras in steels.* Rotherham, UK : s.n., Febrero de 2004 , Materials, Science and Technology , Vol. 20, págs. 143-160.

40. **Hernández, Juan E.** *Estudio de la susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzos de uniones en tuberías de acero API 5L, X70 obtenidas por soldadura SMAW y MMA.* Monterrey, México : s.n., 2013.

41. **Standard, Anual Book ASTM.** *Iron and Steel Products.* 1992. Vol. 01.03.

42. **Nuñez C., Roca A., Jorba J.** *Comportamiento mecánico de los materiales, ensayos mecánicos, ensayos no destructivos.* Edicions Universitat Barcelona . 2013. Vol. II.

43. **Asta, E.** *Fundamentos de la soldadura por arco eléctrico.* Buenos Aires : Fundación Latinoamericana de soldadura, 2006.

# ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2. 1 Soldadura por arco sumergido: (a) Proceso general; (b) Área de soldadura ampliada (31). .....	34
Figura 2. 2 Sistema de identificación de alambre de aportación de la AWS (29). .....	36
Figura 2. 3 Macrografía transversal de la soldadura destacando las diversas regiones de soldadura: zona de fusión (FZ), zona afectada por el calor de grano fino (FG-HAZ), zona afectada por el calor de grano grueso (CG-HAZ), metal base (BM), y la localización de las indentaciones de dureza Vickers para un acero HSLA X-65 (13). .....	42
Figura 2. 4 Microestructura predominantemente de ferrita acicular (AF) encontrada en la zona de fusión, (a) observada por (MO), mostrando AF, y fases de ferrita en los límites de grano (GBF). (b) Observada por microscopía electrónica de barrido (SEM), se muestra AF y fases de ferrita poligonal (PF), y (c) Muestra analizada por SEM, presenta pequeñas placas de AF las cuales nuclearon heterogéneamente y crecieron a partir de una inclusión no metálica (13). .....	43

Figura 2. 5 Dureza Vickers y tenacidad al impacto medidos por pruebas Charpy sobre una unión soldada (13).....	45
Figura 2. 6 (a) Marco imagen de la zona de fusión de la superficie de fractura por Charpy (b) Imagen por SEM mostrando una fractura completamente dúctil en el centro de la muestra Charpy, (c) Imagen por SEM mostrando partículas grandes en micro-huecos (13).....	45
Figura 4. 1 Dimensiones del biselado de las probetas soldadas. ....	57
Figura 4. 2 Clasificación de las zonas de acero (38). ....	60
Figura 4. 3 Fotomicrografías del material X-70 sin ataque químico a 100 X: a) Muestra soldada “1a” de mayor aporte térmico b) Muestra soldada “1b” de menor aporte térmico.....	61
Figura 4. 4 Histogramas del conteo de inclusiones en micrografías representativas a 100X.....	62
Figura 4. 5 a) Muestra desbastada por máquina automática, b) Desbastadora y pulidora automática para ensayos metalográficos.....	64
Figura 4. 6 Microscopio óptico empleado para la examinación de las muestras de estudio.....	65
Figura 4. 7 Metal base presentando la microestructura del acero x-70 a los distintos objetivos en microscopía óptica con escalas de: a) 200 $\mu\text{m}$ , b) 100 $\mu\text{m}$ , c) 60 $\mu\text{m}$ , d) 20 $\mu\text{m}$ y e) 10 $\mu\text{m}$ .....	66
Figura 4. 8 Fotomicrografía en escala de 200 $\mu\text{m}$ presentando el área de soldadura (área más oscura) y la ZAC (área más clara). ....	67
Figura 4. 9 Fotomicrografías a escala de 100 $\mu\text{m}$ . a) Se muestra la ZAC (izquierda) y el metal de soldadura (derecha), b) Área del cordón de soldadura.67	67
Figura 4. 10 Fotomicrografías en escalas de 60 $\mu\text{m}$ . a) Área de soldadura, b) Se representa la zona afectada por el calor (ZAC). ....	68
Figura 4. 11 Fotomicrografías a 20 $\mu\text{m}$ de escala. a) Se observa el metal de soldadura, b) Se muestra la zona afectada por el calor.....	68
Figura 4. 12 Fotomicrografías en escalas de 10 $\mu\text{m}$ donde: a) Zona de soldadura, b) Zona afectada por el calor. ....	69

Figura 4. 13 Fotomicrografía en escala de 200 $\mu\text{m}$ presentando 3 zonas, de izquierda a derecha: metal base, ZAC, y metal de soldadura.....	69
Figura 4. 14 Fotomicrografías a escalas de 100 $\mu\text{m}$ . a) Se observa la ZAC (lado izquierdo) y el metal de soldadura (lado derecho), b) Se muestra la zona de soldadura. ....	70
Figura 4. 15 Fotomicrografías a 60 $\mu\text{m}$ como escala. a) Metal de soldadura, b) Zona afectada por el calor. ....	70
Figura 4. 16 Fotomicrografías con escala de 20 $\mu\text{m}$ mostrando: a) Zona de soldadura, b) ZAC.....	71
Figura 4. 17 Fotomicrografías observadas a escalas de 10 $\mu\text{m}$ de: a) La zona de soldadura, b) Zona afectada por el calor.....	71
Figura 4. 18 Equipo empleado para la realización de los ensayos Charpy. ....	74
Figura 4. 19 Diseño de las probetas Charpy bajo norma ASTM E-23 ....	75
Figura 4. 20 Ejemplo real de probeta para ensayos Charpy.....	75
Figura 4. 21 Muestras del acero en estudio deformadas y fracturas por ensayos Charpy.....	76
Figura 4. 22 Energía de impacto resultante de los ensayos Charpy a los diferentes muestreos. ....	77
Figura 4. 23 Equipo de microscopía electrónica de barrido.....	78
Figura 4. 24 Microscopio electrónico de barrido conectado al monitor con su respectivo software. ....	79
Figura 4. 25 Metal base a 100x y su respectivo microanálisis de área...	80
Figura 4. 26 a) Metal base a 500 x y su respectivo microanálisis de área, b) Microanálisis de la inclusión superior. ....	81
Figura 4. 27 Zona de soldadura y zona ZAC a 100x y el microanálisis de área.....	82
Figura 4. 28 Imagen a 100x y su correspondiente microanálisis de la inclusión más grande. ....	82
Figura 4. 29 Imagen a 100x del metal de soldadura y la ZAC, el microanálisis de área corresponde a la zona de soldadura. ....	83

Figura 4. 30 Metal base del muestreo 1: a) Superficie de fractura a 10x b) Área visualizada a 1000x, c) Inclusión a escala de 3000x y su microanálisis..	84
Figura 4. 31 a) Visualización del área de fractura a 200 X, b) Inclusiones a 1000X, c) Inclusión a 1000x y su respectivo microanálisis. ....	85
Figura 4. 32 Fractura de metal base en muestre 2: a) Amplificación a 10x, b) Área seleccionada de superficie de fractura a 200x. c) Inclusión encontrada y observada a 1000x con su respectivo microanálisis. ....	86
Figura 4. 33 Inclusión a amplificada a 3000x y su microanálisis correspondiente. ....	87
Figura 4. 34 Muestreo 1 de la superficie de fractura: a) 10x, b) Área seleccionada a escala 200x. c) Inclusión a 3000x con su microanálisis. ....	88
Figura 4. 35 Inclusión a 3000x y su microanálisis.....	89
Figura 4. 36 Muestreo 2 de la Probeta “1a”, a) Superficie a 10x, b) Aumento a 200x, c) Inclusión a 3000x del área de fractura frágil seleccionada.	90
Figura 4. 37 Muestreo 2 de la Probeta “1a” de una inclusión a 1000x dentro del área de fractura dúctil y su microanálisis. ....	90
Figura 4. 38 Muestreo 1 de la Probeta “1b” soldada con parámetros de mayor cantidad de inclusiones: a) Superficie de fractura a 10x, b) Área seleccionada a 200x para inspección de inclusión, c) Inclusión a 1000x.....	91
Figura 4. 39 Inclusión a 3000x en zona de fractura dúctil.....	92
Figura 4. 40 Inclusión amplificada a 1000x en un área de fractura frágil.	92
Figura 4. 41 Muestreo 2 de la Probeta “1b”: a) Superficie de fractura a 10x, b) Fractura dúctil a 200x, c) Inclusión en fractura dúctil a 3000x. ....	93
Figura 4. 42 Inclusión a 3000x en un área de fractura frágil. ....	94

# ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2. 1 Designación AISI para láminas de acero de alta resistencia (2). .....	25
Tabla 2. 2 Composición química y propiedades mecánicas del acero API X70 (19). .....	31
Tabla 2. 3 Composición química en % e.p. y microestructura del acero API 5L X70 estudiada por diferentes autores (23) (24) (25) (26) (27). .....	31
Tabla 2. 4 Proceso de soldadura para acero X70 (PSLI 1y PSL 2) (19).	32
Tabla 4. 1 Composición química % e.p. del acero X-70 en estudio.	56
Tabla 4. 2 Requerimientos de composición química % e.p. para electrodos sólidos. ....	57
Tabla 4. 3 Temperatura mínima de precalentamiento e inter-pases para tres niveles de resistencia. .....	59
Tabla 4. 4 Resultados de la composición química del estudio por chispa. .....	60
Tabla 4. 5 Resultados del conteo total de inclusiones por Image-Pro de las micrografías representativas. ....	61



Tabla 4. 6 Distribución de inclusiones por tamaño en las micrografías representativas “1 a” y “1 b” .....	62
Tabla 4. 7 Identificación y parámetros empleados durante la soldadura (SAW) de las probetas de acero X-70. ....	63
Tabla 4. 8 Identificación de muestras aplicadas a los ensayos Charpy. .	77