



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**“INFLUENCIA DEL HIDRÓGENO EN LAS
PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA ZONA DE SOLDADURA DE ACEROS
MICRO-ALEADOS Y NO ALEADOS”**

**TESIS
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA:

Omar Salvador Naranjo Estrada

DIRECTOR DE TESIS:

Dr. Bernardo Campillo Illanes



Ciudad Universitaria, Cd. Mx.,

2016.



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Profesor: Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

VOCAL: Profesor: M. en C. Sergio García Galán

SECRETARIO: Profesor: Dr. Osvaldo Flores Cedillo

1er. SUPLENTE: Profesor: M. Balbina Ojeda Ramírez

2° SUPLENTE: Profesor: M. en I. Edgar López Martínez

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM.

ASESOR DEL TEMA:

Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

SUPERVISOR TÉCNICO:

M. en I. Edgar López Martínez

SUSTENTANTE:

Omar Salvador Naranjo Estrada

*A mi mamá, quien con amor y paciencia nunca
se ha permitido perder la fe en mí.*

*A mi papá, quien con su empeño me conmina
a convertirme cada día en un hombre mejor.*

*A mis hermanos y a mi sobrinito, quienes han
sido amor y alegría en incontables momentos.*

*A mi Jess, por tu amor, cariño y amistad,
y sobre todo por compartir el regalo más
hermoso de mi vida: nuestra hija.*

*A mi hija Larissa, para ti va encaminado
todo mi amor y mi esfuerzo.*

Agradecimientos:

A mi asesor el Dr. Bernardo Campillo.

Al Prof. Edgar López, al Prof. José Ramírez Vieyra, al Prof. Iván Puente., al Dr. Osvaldo Flores, al Prof. Sergio García, a la Prof. Balbina Ojeda. y al Prof. Cándido Atlatenco

A la Facultad de Química, al Instituto de Investigaciones en Materiales y al USAI de la UNAM.

A mis compañeros Oscar, José, Leopoldo, Clara Flores y Patsy Quintanar.

CONTENIDO

<u>1. INTRODUCCIÓN.</u>Pag. 1
<u>2. OBJETIVOS.</u>Pag. 3
<u>3. ANTECEDENTES.</u>Pag. 3
3.1 Aceros Microaleados.Pag. 3
3.1.1 Características generales.	
3.1.2 Clasificación.	
3.1.3 Aplicaciones.	
3.1.4 Tratamiento Termomecánico.	
3.2 Propiedades Mecánicas.Pag. 9
3.2.1 Introducción.	
3.2.2 Deformación.	
3.2.3 Ensayo de tensión.	
3.2.4 Diagrama esfuerzo-deformación.	
3.2.5 Exponente de endurecimiento y coeficiente de resistencia.	
3.2.6 Velocidad de deformación.	
3.2.7 Dureza.	
3.2.8 Impacto.	
3.3 Fracturas.Pag. 13
3.3.1 Introducción.	
3.3.2 Mecanismos de fractura.	
3.3.3 Fractura dúctil o por coalescencia de micro-huecos.	
3.3.4 Fractura frágil.	
3.3.5 Fractura intergranular o decohesiva.	
3.4 Métodos de Procesamiento para Componentes Metálicos.Pag. 16
3.4.1 Clasificación.	
3.4.2 Uniones.	
3.5 Soldadura.Pag. 18
3.5.1 Introducción.	
3.5.2 Soldabilidad.	
3.5.3 Ciclo térmico de la soldadura.	
3.5.4 Hidrógeno de la soldadura.	
3.6 FormabilidadPag. 21
3.6.1 Introducción.	
3.6.2 Clasificación.	



4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	Pag. 22
4.1 Selección de Materiales.	Pag. 22
4.2 Análisis de Materiales de Llegada.	Pag. 22
4.2.1 Análisis Químico	
4.2.2 Análisis Metalográfico	
4.2.3 Ensayo de Micro Dureza Vickers	
4.2.4 Ensayo de Tensión	
4.3 Procedimiento de Soldadura.	Pag. 24
4.3.1 Diseño del procedimiento.	
4.3.2 Selección de proceso de soldadura y parámetros.	
4.4 Carga Electrolítica de Hidrógeno.	Pag. 26
4.5 Ensayos de Tensión.	Pag. 27
4.6 Preparación metalográfica de las Probetas de Tensión.	Pag. 28
4.7 Análisis Metalográfico.	Pag. 28
4.8 Análisis de Fracturas.	Pag. 28
5. RESULTADOS	Pag. 29
5.1 Propiedades de Llegada de los Aceros.	Pag. 29
5.1.1 Microestructura de llegada de los aceros.	
5.1.2 Dureza de las microestructuras de llegada de los aceros.	
5.1.3 Ensayos de tensión.	
5.2 Propiedades Resultantes de los Ensayos de este estudio.	Pag. 34
5.2.1 Microestructuras en la ZAC del acero H.	
5.2.2 Microestructuras en la ZAC del acero M.	
5.2.3 Microestructuras en la ZAC del acero I.	
5.3 Propiedades Mecánicas.	Pag. 46
5.3.1 Ensayos de tensión del acero H.	
5.3.2 Ensayos de tensión del acero M.	
5.3.3 Ensayos de tensión del acero I.	
5.3.4 Ensayos de Micro Dureza del acero H.	
5.3.5 Ensayos de Micro Dureza del acero M.	
5.3.6 Ensayos de Micro Dureza del acero I.	



5.4 Análisis de Fractura.Pag. 52

- 5.4.1 Fractografías del acero H sin carga de hidrógeno.
- 5.4.2 Fractografías del acero H con carga de hidrógeno.
- 5.4.3 Fractografías dentro de la ZAC del acero H con carga de hidrógeno.
- 5.4.4 Fractografías dentro de la ZAC del acero H sin carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido.
- 5.4.5 Fractografías del acero M sin carga de hidrógeno.
- 5.4.6 Fractografías del acero M con carga de hidrógeno.
- 5.4.7 Fractografías dentro de la ZAC del acero M sin carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido.
- 5.4.8 Fractografías del acero I sin carga de hidrógeno.
- 5.4.9 Fractografías del acero I con carga de hidrógeno.
- 5.4.10 Fractografías dentro de la ZAC del acero I sin carga de hidrógeno.
- 5.4.11 Fractografías dentro de la ZAC del acero I con carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido.

6. DISCUSIÓN DE RESULTADOS.Pag. 76

7. CONCLUSIONES.Pag. 77

8. BIBLIOGRAFÍA.Pag. 78



1. INTRODUCCIÓN

En la actualidad los aceros estructurales representan una solución integral para las diferentes necesidades de la industria manufacturera y de la construcción. La alta resistencia, formabilidad y soldabilidad, aunados a la búsqueda de la reducción del consumo de energía y materias primas, son algunas de las características que entrelazan los retos a los que se enfrenta la investigación y desarrollo en esta clase de materiales.

Son los llamados aceros microaleados los materiales de ingeniería que conjugan diversos avances metalúrgicos, a través del control de elementos microaleantes y procesos termomecánicos, que dan como resultado aceros con propiedades óptimas para aplicaciones que demandan una aceptable combinación de resistencia, tenacidad, eficiencia energética y capacidad de ensamble.

Las placas y láminas de acero son algunas de las geometrías más recurridas en la industria para producir gran variedad de componentes en tamaños y formas. Tales como vigas de construcción, carrocerías, carcasas para electrodomésticos, tuberías, tanques contenedores, etc., son solo algunos ejemplos de los productos elaborados con aceros microaleados y obtenidos a través de procesos termomecánicos.

En muchos casos, es indispensable el uso de algún método de unión entre los cuales destacan los procesos de soldadura para la fabricación, instalación o ensamble de diversos componentes de ingeniería. Dichos procesos en conjunto con el tipo de material empleado, la atmosfera circundante y las condiciones de operación pueden implicar o causar problemas específicos que pueden ser determinantes en el desempeño del componente o estructura. Un caso importante en México es la red de cerca de 50,000Km de tubería de distribución de hidrocarburos construida con aceros API, unidos mediante soldadura por arco eléctrico, y cuya exigencia en el desempeño de materiales y uniones es de gran importancia para la seguridad de la población en territorio nacional [1].

El agrietamiento inducido por hidrógeno es de los problemas más serios y de mayor complejidad entre todas las fallas originadas en procesos de soldadura. Este mecanismo envuelve la acción de las tensiones residuales y las zonas afectadas por el calor producidas por los procesos de soldadura, lo que puede provocar una pérdida de ductilidad causada por la presencia de hidrógeno en el material.

Una de las vías en que el hidrógeno se presenta en la red cristalina de un acero es durante los procesos de unión por soldadura de arco eléctrico. Debido primordialmente a la presencia de humedad en los electrodos del proceso y humedad del propio medio ambiente. La descomposición del hidrógeno en su estado atómico incrementa su solubilidad en el acero líquido; donde además, facilita su difusión fuera de la zona de soldadura [2] [3]. Otro mecanismo importante es el contacto con medios electrolíticos ácidos (muchos de ellos conocidos como “medios amargos” en la producción de hidrocarburos) y cuya interacción con el metal provoca el llamado “agrietamiento inducido por hidrógeno”. El origen de este mecanismo es la disolución anódica del metal



INTRODUCCIÓN

en conjunto con la adsorción de hidrógeno en sitios catódicos a lo largo de la superficie, seguida de una fragilización del material en zonas localizadas. [4]

El siguiente trabajo es un estudio de la influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas de la zona afectada por el calor de una unión soldada en tres diferentes aceros, debido a su importancia en aplicaciones que promueven condiciones en las que el hidrógeno puede ser introducido en la red cristalina de las uniones de soldadura de estos aceros.



2. OBJETIVOS.

Determinar la existencia de afectaciones en las propiedades mecánicas de aceros microaleados y de ultra bajo contenido de carbono en la zona afectada por el calor de una unión por soldadura de fusión, debido a la presencia de hidrógeno.

3. ANTECEDENTES.

3.1 Aceros Microaleados.

3.1.1 Características generales.

Este término fue introducido por Noren, T. M. [5], mediante el cual definía a un acero microaleado como “aquel cuya composición básica es la de un acero estructural no-aleado y al que se ha añadido una pequeña cantidad de elementos aleantes”, conocidos como elementos microaleantes. Con contenidos de carbono de entre 0.05 y 0.2%; manganeso de 0.06 a 1.6%; y elementos formadores de carburos con contenidos de hasta 0.1%, como V, Nb o Ti; estos aceros ofrecen una excelente combinación de ductilidad, tenacidad y formabilidad a relativamente bajos costos. En la actualidad los aceros microaleados representan aproximadamente el 12% del mercado mundial de fabricación de aceros.

La evolución de los aceros microaleados es probablemente el desarrollo metalúrgico más significativo de los últimos 40 años. Durante la década de los 60's las adiciones de microaleantes de V, Nb y Ti para aceros de bajo carbono encabezaron el desarrollo de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA).

En la actualidad la definición tiende a implicar a un acero microaleado con un acero HSLA; los cuales, en un inicio se caracterizaron por valores de resistencia (de entre 350 y 750 N/mm²), pero con un rango muy amplio de composiciones y microestructuras. Ahora el término “Acero Microaleado” es utilizado para describir integralmente la variedad de nuevos desarrollos en su composición, procesos de manufactura, y tratamientos térmicos ocurridos durante las últimas décadas. Es así que los conceptos de refinamiento de grano, precipitación de carburos, procesos termomecánicos; así como la laminación controlada y el enfriamiento acelerado son términos englobados en esta categoría de aceros.

Los aceros microaleados son materiales metálicos muy importantes. Sus propiedades relevantes son la alta resistencia, baja fragilización, gran formabilidad en frío y buena soldabilidad. Los efectos decisivos en las propiedades de los aceros son producidos por unos cuantos elementos a una muy baja concentración y sus sorprendentes resultados pueden ser atribuidos a su interacción con el C y N principalmente; a la formación de vainita y martensita; y en gran medida al control de las reacciones de disolución y precipitación de carburos (NbC, VC, TiC), nitruros (NbN, VN, TiN), y carbonitruros complejos (Nb[C, N], V [C, N], Ti[C, N]) durante los procesos de recalentamiento, procesado (laminación) y su enfriamiento controlado o acelerado.



La disolución y precipitación de fases secundarias son de primordial importancia cuando se pretende ejercer un efecto en las propiedades de estos aceros. Estos fenómenos son gobernados no solo por la concentración de los elementos reaccionantes, sino también por las características de los procesos termomecánicos. En estos procesos, las propiedades finales son resultado de efectos ejercidos directa o indirectamente por los elementos microaleantes. Entonces, es posible controlar no solo los procesos básicos de recuperación y recristalización, y de transformación austenítica, sino también ajustar otros parámetros estructurales que gobiernan las propiedades del producto. Siendo los parámetros estructurales más importantes controlados mediante los elementos microaleantes los siguientes:

- Tamaño y forma de grano.
- Precipitación de diversos tamaños, forma y distribución.
- Estructura de la matriz (ferrita, bainita, martensita).
- Densidad de dislocaciones.
- Textura.
- Inclusiones no metálicas. [5] [6]

3.1.2 Clasificación.

Los aceros constituyen el material metálico más utilizado en el mundo, en primer lugar porque su manufactura es relativamente económica en grandes cantidades y con especificaciones muy precisas. También porque proveen un amplio rango de propiedades mecánicas; como niveles de resistencia relativamente moderados (200 a 300MPa) y excelente ductilidad, hasta resistencias que están por encima de los 1400MPa con niveles de tenacidad a la fractura tan altos como $110 \text{ MPa m}^{1/2}$.

Un preámbulo significativo para abordar las posibles clasificaciones de este material, es dar un panorama general de la variedad de productos de acero que se manufacturan en la actualidad. Para ello se pueden enumerar las distintas propiedades que se consideran al momento de caracterizar a un acero. Estos se pueden clasificar de acuerdo a una gran variedad de sistemas, dependiendo de su:

- *COMPOSICIÓN QUÍMICA*. Contenido de carbón, baja aleación, o aceros inoxidable.
- *MÉTODO DE MANUFACTURA*. Tales como hornos eléctricos, hornos de hogar abierto, con inyección de oxígeno, etc.
- *MÉTODO DE ACABADO*. Como 'Laminado en Caliente' o 'Laminado en Frío', etc.
- *PRODUCTO*. Como barra, placa, lámina, tiras, tubería o formas estructurales.
- *PRÁCTICAS DE DESOXIDACIÓN*. Como aceros 'calmados', semi-calmados', 'capados' o 'efervescentes'.
- *MICROESTRUCTURA*. Ya sea ferrítica, perlítica, bainítica, martensítica, etc.
- *NIVEL DE RESISTENCIA REQUERIDO*. Como lo especifican ciertas normas como la ASTM.
- *TRATAMIENTO TÉRMICO*. Como recocido, temple, revenido y procesos termomecánicos.
- *DESCRIPTORES DE CALIDAD*. Como 'calidad de forja' o 'calidad comercial'. [7]

Es importante mencionar que, de los sistemas previamente mencionados, la clasificación por composición química es la más utilizada internacionalmente; sin



embargo, dependiendo del uso, se suelen emplear parámetros complementarios para una mayor especificación.

Los aceros microaleados incluyen una gran cantidad de grados, estandarizados y patentados, diseñados para proveer una combinación específica de propiedades deseables. Un acero microaleado no es considerado un acero aleado, como podría pensarse en primera instancia, aun incluso cuando utilizan elementos aleantes en pequeñas cantidades para obtener sus propiedades mecánicas. Estos aceros son, sin embargo, clasificados en una categoría aparte semejante a la de los “aceros suaves” laminados en caliente; es decir, se considera tanto la composición química, como la microestructura, el procesamiento termomecánico y tratamiento térmico como parámetros de caracterización. Más aun, los aceros microaleados son comúnmente comercializados en base a un mínimo de propiedades mecánicas requeridas, dejando la composición específica a discreción del fabricante. A pesar de esto, los aceros microaleados se pueden dividir en seis categorías generales:

- *Aceros de Intemperie.* Los cuales contienen microaleantes como cobre y fósforo para mejorar su resistencia a la corrosión atmosférica y para incrementar el endurecimiento por solución sólida.
- *Aceros Microaleados ferrítico-perlíticos.* Contienen menos del 0.1% de elementos formadores de carburos o carbonitruros (V, Nb, y Ti) para el endurecimiento por precipitación, el refinamiento de grano y para el control de la temperatura de transformación.
- *Aceros Perlíticos Laminados.* Pueden incluir a los aceros carbón-manganeso pero con pequeñas cantidades de elementos microaleantes para mejorar su resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad.
- *Aceros (bajo-carbón bainita) Ferrita Acicular.* Con bajo contenido de carbón (<0.08%C) son aceros con una excelente combinación de altos esfuerzos de cedencia, soldabilidad, formabilidad y tenacidad.
- *Aceros de doble fase.* Poseen una microestructura de martensita dispersa en una matriz ferrítica lo que produce una buena combinación de ductilidad y alta resistencia a la tensión.
- *Aceros de Tipo Inclusión Controlada.* Mejoran la ductilidad y tenacidad en el espesor mediante pequeñas adiciones de calcio, zirconio o titanio y posiblemente tierras raras con la intención de cambiar la forma alargada de las inclusiones de sulfuros a glóbulos pequeños, dispersos y casi esféricos.
- *Aceros Resistentes a Fracturas Inducidas por Hidrógeno.* Con bajo contenido de carbono y azufre, control del tipo de inclusiones y limitación de la segregación del magnesio, adiciones de contenidos de cobre por arriba de 0.26%. [7]

3.1.3 Aplicaciones.

Los aceros microaleados son utilizados comúnmente para propósitos estructurales y de construcción abarcando así un amplio rango de aplicaciones importantes, como son:

- 1) Ductos para la transmisión de gas y petróleo.
- 2) Tanques de almacenamiento a presión.
- 3) Plataformas de perforación.
- 4) Embarcaciones.
- 5) Ferrocarriles.



- 6) Componentes de vehículos pesados y demás componentes automovilísticos.
- 7) Construcción en general. [5]

Sin embargo, de entre los productos fabricados con aceros soldables y de alta resistencia se pueden citar a las placas, láminas y flejes como los más importantes. A continuación de forma general se mencionan los métodos de manufactura y las principales aplicaciones que tienen los aceros laminados.

La manufactura de placas, láminas y flejes se pueden clasificar en cuatro grupos:

Aceros Normalizados. Pertenecientes a los aceros microaleados convencionales fabricados mediante laminadoras reversibles. Endurecidos por solución sólida mediante la adición de silicio y manganeso y la presencia de perlita en la microestructura. La resistencia se debe en mayor grado al tamaño fino de los granos de ferrita; logrados por la presencia de nitruros de titanio y principalmente carburos de niobio y titanio finamente dispersados en la austenita, lo que contribuye substancialmente al refinamiento de grano durante la normalización. Estos aceros estructurales microaleados son utilizados generalmente para la fabricación de recipientes presurizados, construcciones en la costa, estructuras civiles, embarcaciones y vehículos de uso industrial o comercial.

Aceros Templados y Revenidos. La adopción de estos aceros de alta soldabilidad es la causa de que los campos de aplicación de los aceros microaleados se extiendan hacia exigencias de resistencia cada vez más grandes, y cuyas necesidades microestructurales son atribuidas primordialmente al uso de los elementos microaleantes. Estos aceros son endurecidos principalmente por el gran efecto ejercido por el boro, cuyo elemento se mantiene libre por la adición de titanio y zirconio, los cuales provocan enlaces de forma estable con el nitrógeno; además, estos elementos contribuyen al endurecimiento por precipitación de carburos, al mejoramiento de la formabilidad en frío (mediante el control de la forma de los sulfuros) y a la uniformidad de la tenacidad en el material. Son utilizados para la construcción de recipientes presurizados, estructuras metálicas, instalaciones costa fuera, en compuertas y esclusas; además, por los beneficios obtenidos por el ahorro substancial de peso, son preferidos sobre todo en la industria automotriz.

Aceros con Laminado Termomecánico. Su desarrollo se debe primordialmente a la interacción multifacética de los efectos ejercidos por los elementos microaleantes. Dichos elementos son empleados con múltiples fines durante los procesos de tratamiento termomecánico; como son, el refinamiento de grano en la mayor temperatura de la región austenítica y la precipitación de carburos de titanio o niobio los cuales inducen un mecanismo de endurecimiento y retardan la recristalización, que además, resulta ser uno de los mecanismos más importantes durante la laminación controlada. El campo de aplicación más importante de estos aceros microaleados son las tuberías de grandes diámetros; pero también, son requeridos para la industria automotriz, donde la alta resistencia y la deformación en frío se vuelven propiedades indispensables. Aquí las adiciones de niobio y titanio dan excelentes resultados.

Aceros Recristalizados y Laminados en Frío. Aun cuando los mecanismos de refinamiento de grano y precipitación ya han tenido lugar durante su paso por la laminación en caliente, estos son debilitados por un proceso de recristalización



subsecuente a la laminación en frío. En este contexto los carburos de Niobio y Titanio y los carbonitruros de vanadio son afectados por un distinto grado de 'ablandamiento'. La resistencia conseguida es atribuida a un mecanismo de inhibición de la recuperación y a la recristalización por una fina dispersión de carburos, en particular carburos de titanio, permitiendo preservar el trabajo de endurecimiento de la microestructura. Una modificación específica de la microestructura ferrítica es factible mediante las adiciones de Nb y Ti en concentraciones suficientes para retener el total de C y N en solución, implicando una ferrita casi pura, es decir, un acero libre de intersticiales (IF); dicha condición ofrece una gran ventaja de formabilidad y resistencia al envejecimiento. Una importante ventaja adicional, inherente a la laminación en frío, es que se favorecen las texturas que reflejan una mejoría en el estampado profundo. Las posibilidades desarrolladas y experimentadas en placas laminadas en caliente y en frío para mejorar las propiedades de los materiales por medio de adiciones de elementos microaleantes son aplicadas en otros productos como barras, diversas formas estructurales, rieles, forjas, e incluso fundiciones. En los cuales tanto su composición química, su historial térmico y sobre todo el tratamiento termomecánico juegan un papel de gran importancia. [6]

3.1.4 Tratamiento Termomecánico.

El tratamiento termomecánico es un proceso de laminación controlada que tiene su origen hace ya varios años y cuyo desarrollo resulta en una nueva generación de procesos de laminación. El tratamiento termomecánico controlado, produce acero de grano fino por medio del manejo de diversos factores, principalmente de composición (niveles de carbono, manganeso y los elementos microaleantes titanio, vanadio y niobio); así como de procesos de manufactura integrados, que incluyen procesos de recalentamiento y procesos de enfriamiento controlado posterior a la laminación. De esta manera se logra conferir al material las propiedades mecánicas deseadas con un excelente control del espesor.

Los parámetros más importantes del proceso termomecánico son:

- La temperatura de recalentamiento. Fundamentalmente, se ha establecido que la temperatura de recalentamiento no debe ser demasiado elevada, ni por tiempos muy prolongados, para evitar un crecimiento desmedido del grano austenítico.
- Deformación en zonas de recristalización. Se realiza una laminación gruesa a temperaturas por arriba de la temperatura de recristalización, con el objeto de refinar el tamaño de grano austenítico en el acero, mediante la recristalización por la deformación aplicada. En el caso de la laminación de los aceros microaleados, dicho refinamiento es por medio de elementos microaleantes disueltos en la estructura austenítica a elevados porcentajes de deformación. El proceso de recristalización posterior a la nucleación de nuevo granos, consta de la migración de la frontera de recristalización hacia la matriz deformada, precedida por un crecimiento normal grano.
- Deformación en zona de no-recristalización. Es una deformación 'fina' realizada por debajo de la temperatura en donde la recristalización no se manifiesta. Lo que resulta en una austenita aplanada, con una alta densidad de límites de grano de austenita, y por consecuencia un alto índice de sitios de nucleación para nuevos granos de ferrita.



La laminación fina tiene por objetivo reducir el tamaño de grano austenítico (proveniente de la laminación gruesa) de forma mecánica, evitando los efectos de recuperación del grano. Para esto, se recurre a adiciones de Nb como retardador de la recrystalización, logrando un estado de 'no-recrystalización' en el que es necesario mantener al niobio en solución sólida en la austenita antes de la deformación. Esto se logra con una elevada temperatura de precalentamiento para disolver los contenidos de niobio, que de lo contrario reducirían su efecto retardador.

- El enfriamiento acelerado-controlado. Por último, se suministra un enfriamiento acelerado a partir del último paso de la deformación en zonas bifásicas de ferrita y austenita hasta alcanzar los 500°C aproximadamente, lo que contribuye al refinamiento del grano ferrítico. De manera general el enfriamiento acelerado se emplea para retener la estructura deformada de grano fino activando los núcleos de ferrita dentro del grano de la austenita y obtener la fase deseada. Existen variantes en las velocidades de enfriamiento utilizadas, con las que ha sido factible obtener y formar microestructuras bainíticas y/o martensíticas, aunque éstas aún no han sido industrialmente empleadas por la consecuente disminución en la tenacidad de estos aceros. [8] [4]

En la figura 1 se muestra el mecanismo general de los tratamientos termomecánicos, en el que se representan los parámetros ya mencionados.

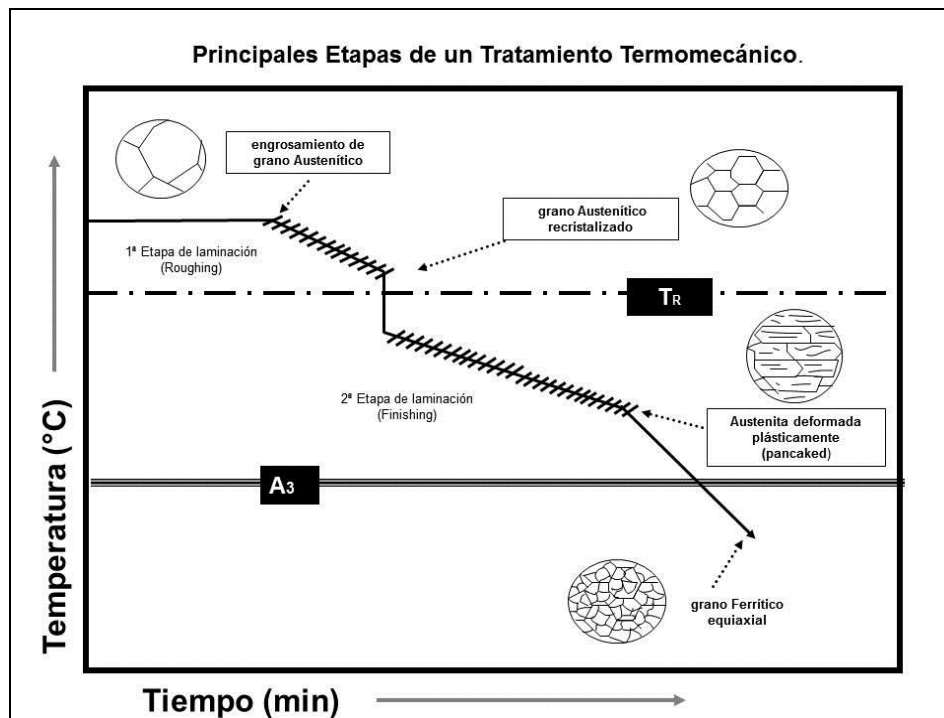


Figura 1. Esquema de las principales etapas de un tratamiento termomecánico. [8]

3.2 PROPIEDADES MECÁNICAS

3.2.1 Introducción.

Las propiedades mecánicas de un material metálico están definidas en función de su composición, procesamiento y microestructura. Para evaluar las propiedades de cierto material se recurre a una rama de la mecánica llamada *mecánica de materiales*, en la cual, se desarrollan las relaciones entre las cargas externas aplicadas a un cuerpo deformable y la intensidad de fuerzas internas que actúan en él. Esta disciplina también se ocupa del cálculo de las deformaciones del cuerpo, y proporciona un estudio de la estabilidad del mismo al estar sometido a dichas cargas externas.

3.2.2 Deformación.

Cuando una fuerza es aplicada a un cuerpo, esta fuerza tenderá a cambiar la forma y tamaño de éste mismo. Un cuerpo se clasifica como deformable si sus partículas adyacentes pueden ser desplazadas unas en relación de otras cuando se aplica una fuerza sobre el cuerpo; por el contrario se denomina rígido si no existe movimiento relativo entre sus partículas. A este cambio se le llama deformación y puede resultar imperceptible, dependiendo del material, la fuerza aplicada e incluso del instrumento o equipo utilizado para medir dicha deformación.

Con el objeto de caracterizar la deformación uniaxial, se llama de esta forma al alargamiento o contracción de un segmento de línea, delimitado por dos puntos específicos ubicados sobre el eje de aplicación de la fuerza a un cuerpo deformable, por unidad de longitud. [9]

3.2.3 Ensayo de tensión.

La resistencia de un material depende de la habilidad que tiene para soportar una carga sin producir deformación excesiva o una falla. Como ya se ha mencionado, el comportamiento mecánico (en este caso tensión) es inherente al propio material y debe determinarse por medio de *ensayos mecánicos*.

Para evaluar la resistencia de un material bajo cargas de diferente naturaleza (estáticas, cíclicas, de duración prolongada y producidas por impulsos) se han desarrollado métodos estandarizados; con el propósito de que los resultados sean comparativos y puedan brindar pautas o lineamientos para llevar a cabo dichas pruebas; así mismo, que ésta permitan proporcionar los límites dentro de los cuales es aceptable el uso de un determinado material.

El ensayo de tensión es uno de los ensayos mecánicos más importantes. Es empleado para determinar diversas propiedades mecánicas como el comportamiento elástico, la zona de cedencia, la energía de deformación, entre otras; sin embargo, es utilizado principalmente para determinar la relación existente entre el esfuerzo normal promedio y la deformación unitaria en materiales de ingeniería. [9] [10]



3.2.4 Diagrama esfuerzo-deformación.

Los datos obtenidos de una prueba de tensión permiten calcular el esfuerzo (σ) y la deformación unitaria (ϵ), correspondientes a cada material ensayado, para luego trazar los resultados en un gráfico de *esfuerzo-deformación ingenieril*. Para determinar el *esfuerzo ingenieril* se divide la fuerza o carga aplicada P entre el área inicial A_0 de la sección transversal de una probeta de ensayo (ecuación I).

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \dots\dots\dots (I)$$

La *deformación unitaria de ingeniería* (ϵ) se calcula de la lectura de una distancia calibrada, ubicada longitudinalmente en la probeta de tensión, dividiendo el cambio de ésta longitud entre la longitud inicial del calibrador (ecuación II).

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \dots\dots\dots (II)$$

La representación gráfica de estos datos, en la que los valores de esfuerzo son colocados en la ordenada y los datos de deformación son colocados en la abscisa, es llamada curva de *esfuerzo-deformación ingenieril* (figura 2). Esta curva es de gran importancia para las aplicaciones de ingeniería, puesto que proporciona datos respecto a la resistencia a la tensión de un material sin importar la forma y tamaño de un componente fabricado con dicho material. En una gráfica de este tipo podemos identificar cuatro formas diferentes de comportamiento de un material, dependiendo de la cantidad de deformación unitaria inducida. [10] [11]

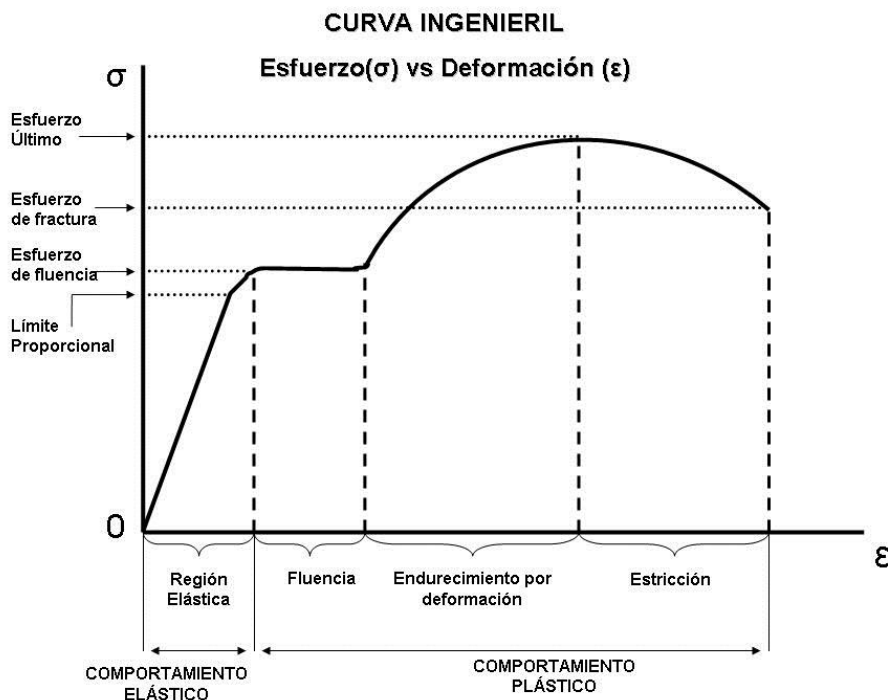


Figura 2. Curva Esfuerzo vs Deformación Ingenieril. [10]



Comportamiento Elástico. Un material se comporta *elásticamente* si retorna a su longitud o forma original cuando se retira la carga a la que es sometido. Este comportamiento ocurre en el acero, y la mayoría de los materiales metálicos, cuando la carga aplicada y las deformaciones unitarias en la probeta son linealmente proporcionales. El límite superior de este comportamiento lineal se llama límite proporcional. Al superar ligeramente este límite, el material aún puede responder elásticamente; sin embargo, al seguir incrementando el esfuerzo, se observa que el comportamiento lineal se detiene. En cambio un comportamiento distinto tiene lugar hasta que el esfuerzo llega al límite elástico; en el que se detecta una deformación permanente al ser retirada la carga.

Cedencia. Un incremento en el esfuerzo que sobrepase el límite elástico resulta en una deformación permanente del material, a este comportamiento se le denomina cedencia. Al esfuerzo que causa la cedencia se llama *esfuerzo de cedencia* o *punto de cedencia* y a la deformación se le nombra *deformación plástica*. Al contrario de la carga elástica, una carga que ocasiona la cedencia del material cambiará permanentemente las propiedades del mismo. En los aceros con bajo contenido de carbono o en aquellos que fueron laminados en caliente, se distinguen dos valores para el punto de cedencia. El *punto superior de cedencia*, es el que da inicio a una súbita disminución en la capacidad del material para soportar cargas y se delimita por el segundo valor, el *punto inferior de cedencia*. Una vez alcanzado este punto inferior de cedencia, la probeta continuara alargándose sin ningún incremento de carga. Se dice que en este estado el material es perfectamente plástico.

Endurecimiento por deformación. Al terminar la cedencia, es posible incrementar la carga en la probeta resultando en una nueva curva que se eleva continuamente hasta llegar a un esfuerzo máximo, llamado *esfuerzo último*. A esta elevación en la curva se le llama endurecimiento por deformación. Este fenómeno es consecuencia de la generación de dislocaciones, el incremento de su densidad y la interacción entre sí mismas y con la red cristalina.

Estricción. Al alcanzar el esfuerzo último, el área de la sección transversal comenzará a disminuir en una zona localizada de la probeta. Este fenómeno es inducido por los planos de deslizamiento que se forman dentro del material y cuyas deformaciones son producto de los esfuerzos cortantes. La consecuencia de estos mecanismos es la formación de un “cuello” o “estricción” en la zona, a medida que el espécimen es deformado. Ya que el área de la sección transversal en esta zona decrece continuamente, únicamente es capaz de soportar una carga igualmente decreciente; es por esta razón que el diagrama tiende a curvarse hacia abajo hasta alcanzar un punto en el que la probeta se rompe por completo, llamado *esfuerzo de fractura*. [9] [10] [11]

3.2.5 Exponente de endurecimiento y coeficiente de resistencia.

Las dislocaciones generadas por la continua deformación del material provocan una desviación en el comportamiento de la curva *esfuerzo-deformación ingenieril*. De este fenómeno se desprende una relación empírica entre el esfuerzo de cedencia y la deformación plástica en frío (ecuación III).

$$\sigma_f = K\varepsilon^n \dots\dots\dots (III)$$



En ésta expresión, σ_f es el esfuerzo de cedencia, K es el coeficiente de resistencia y es igual al valor de esfuerzo de cedencia real cuando $\varepsilon = 1$; por último, n es el *exponente de endurecimiento por deformación*, y dicho valor es el valor de la pendiente en la representación gráfica $\log \sigma_f$ vs $\log \varepsilon$. El valor de n en un metal está relacionado con su *formabilidad*, es decir, con la capacidad de deformación de una lámina de dicho metal sin fracturarse. Se considera que cuando en un ensayo de tensión el exponente por deformación, n , es igual a la deformación uniforme ε_u (ecuación IV), se inicia la estricción o formación del cuello.

$$\varepsilon_u = n \dots \dots \dots (IV)$$

Utilizado como un criterio de inestabilidad, si el valor de n es mayor que la igualdad, significa que el metal exhibirá una deformación uniforme más grande; es decir, una mayor formabilidad. Por el contrario un menor exponente de endurecimiento provoca una respuesta deficiente del material al trabajo en frío. Por otro lado, en general se concluye que un valor alto de K (una resistencia inicial alta), endurece poco por deformación. [9]

3.2.6 Velocidad de deformación.

La deformación permanente de un material es conocida como deformación plástica, y la rapidez con que se desarrolla esta deformación es de gran importancia para las propiedades mecánicas resultantes del material. Se conoce como *sensibilidad a la velocidad de deformación* (m) a la respuesta de endurecimiento por deformación rápida, de un material metálico, ante una deformación plástica. Para moldear y conferir un buen desempeño al acero, bajo grandes cargas de impacto, es necesario utilizar altas velocidades de deformación ($\dot{\varepsilon}$). Los aceros que se endurecen con rapidez bajo cargas de impacto, son adecuados para absorber gran cantidad de energía mecánica y por lo tanto resultan ser de enorme importancia para la industria automotriz. La mayoría de los metales a temperatura ambiente cuentan con valores de m por debajo de 0.1. Un valor positivo de m implica que el material se resistirá a la formación de cuello. Valores grandes de m y n significan que el material tendrá una mayor formabilidad durante el estirado. [9] [11]

3.2.7 Dureza.

La dureza es un término ambiguo cuyo significado difiere dependiendo del contexto en el que se utilice. En general se refiere a una medida de la resistencia que presenta la superficie de un material a ser deformado permanentemente; pero también se relaciona cuantitativa y cualitativamente con diferentes propiedades mecánicas de un material. Los números de dureza se utilizan principalmente como base cualitativa de comparación entre materiales o especificaciones para tratamiento térmico, en la manufactura o control de calidad y para la correlación con la resistencia a la tracción de dicho material. Son utilizados diferentes tipos de ensayo dependiendo la naturaleza del material y las propiedades que se buscan correlacionar. El ensayo Vickers, por ejemplo, se usa para ensayos de dureza macro o micro. Los ensayos macro son adecuados para materiales con una dureza superficial mayor que en el núcleo, para áreas con distintos valores de dureza y para superficies que no sean macroscópicamente planas. Uno de los usos de un ensayo micro Vickers es para la identificación y correlación de las diferentes microestructuras obtenidas en el material; las indentaciones son tan pequeñas



que en la mayoría de los casos se pueden posicionar dentro de cada fase o microconstituyente que integra al material, e incluso se requiere de un microscopio para poder observar cada indentación. [9]

3.2.8 Impacto.

Cuando un material es sometido a un golpe repentino y violento, en el que la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) es extremadamente alta, éste puede comportarse de una forma mucho más frágil que lo observado en la curva de *esfuerzo-deformación ingenieril*; al aplicar una carga de impacto a un material, sin permitir el desarrollo de los mecanismos de deformación plástica, el material desarrollará primordialmente una fractura frágil. Se usa un ensayo de impacto para evaluar la tenacidad al impacto de un material, que se entiende como la energía necesaria para romper dicho material. Por otro lado en un ensayo de tensión se evalúa la tenacidad a la tensión, que de igual forma mide la cantidad de energía requerida para que un material falle, solo que en este ensayo las velocidades de deformación son mucho menores. [11]

3.3 FRACTURAS.

3.3.1 Introducción.

A lo largo de la historia en el desarrollo de materiales de ingeniería, el estudio de las fracturas se ha impulsado principalmente desde el punto de vista de los materiales metálicos. Ya que siendo excelentes para la construcción de maquinaria y elementos estructurales, durante su fabricación y desempeño, se induce a la generación de posibles problemas originados por la presencia de grietas y fracturas.

Los metales fallan en múltiples formas y por diferentes razones. Determinar la causa de la falla es primordial cuando se busca prevenir una recurrencia.

Una de las principales y más importantes fuentes de información de la causa de una fractura es la superficie misma de la fractura. Ésta es un registro detallado de su desarrollo, el cual contiene evidencia del historial de carga, efectos del medio ambiente y calidad del material.

3.3.2 Mecanismos de Fractura

Las fracturas en aleaciones de ingeniería pueden ocurrir mediante patrones de fractura transgranular o intergranular. Sin embargo, a pesar del camino que recorra la fractura, hay esencialmente 4 tipos de fractura: ruptura por hoyuelos, por clivaje, por fatiga y ruptura decohesiva. Cada uno de estos tipos de fractura posee características superficiales particulares y un mecanismo o mecanismos de propagación. [12]

3.3.3 Ruptura dúctil o por coalescencia de micro-huecos.

Cuando la sobrecarga es la principal causa de una fractura, las aleaciones estructurales comúnmente fallan debido a un proceso conocido como coalescencia de micro-huecos (figura 3). Este tipo de fracturas exhiben numerosas depresiones en forma de copa las cuales son resultado directo de la unión entre porosidades.



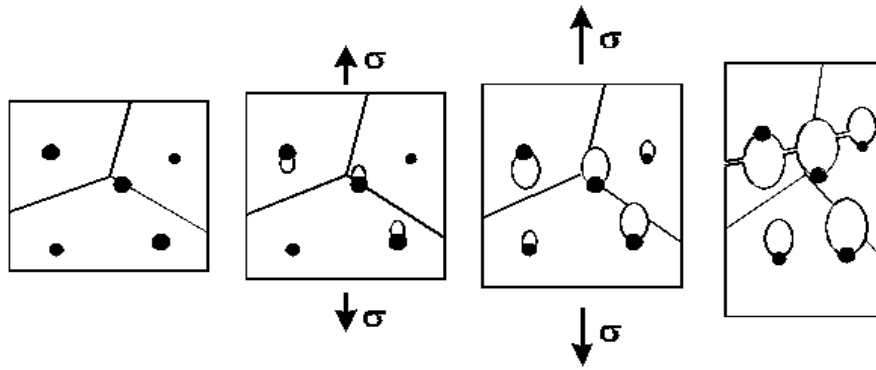


Figura 3. Esquema del mecanismo de fractura por coalescencia de micro-poros. [1]

El tamaño de las copas u hoyuelos en la superficie de una fractura está gobernado por el número y distribución de micro-huecos que han nucleado. Cuando los sitios de nucleación son pocos y se encuentran espaciados entre sí, los micro-huecos crecen en tamaño antes de coalescer y el resultado es una superficie con hoyuelos más grandes. Los hoyuelos pequeños se forman cuando una gran cantidad de sitios de nucleación se activan y coalescen antes de tener oportunidad de crecer a un mayor tamaño.

La distribución de los sitios de nucleación de micro-huecos puede influenciar significativamente la apariencia de la superficie de fractura. En algunas aleaciones la distribución no uniforme de partículas de nucleación y crecimiento y nucleación de micro-huecos aislados produce una superficie que exhibe diferentes tamaños de hoyuelos. Cuando los microhuecos nuclean en los bordes de grano, se produce una ruptura de hoyuelos intergranular.

El aspecto de los hoyuelos está gobernado por el estado de esfuerzos dentro del material, así como la formación y coalescencia de micro-huecos. Fracturas producidas bajo condiciones de cargas de tensión uniaxial, provocan la formación de hoyuelos esencialmente equiaxiales, enmarcados por un labio o borde. Dependiendo de la microestructura y plasticidad del material, los hoyuelos pueden exhibir un perfil cónico muy profundo o muy superficial. La formación de hoyuelos superficiales puede relacionarse con la conexión de micro-huecos por medios de corte a lo largo de bandas de deslizamiento.

Crecimiento de grietas dúctiles. La propagación de una grieta se da a partir de la coalescencia, y crecimiento de microcavidades, con la punta de una grieta ya existente. Los microporos crecen al tiempo que la grieta se achata en la punta y se une eventualmente a las microcavidades, repitiéndose este proceso a lo largo de la extensión del material (figura 4). En muchos materiales la triaxialidad delante de la punta de la grieta provee suficiente elevación de esfuerzos para promover la nucleación de microporos. El crecimiento y coalescencia de microporos son usualmente los pasos críticos para el crecimiento de una grieta dúctil. La nucleación típicamente ocurre cuando partículas de segundas fases se encuentran a una pequeña distancia de la punta de la grieta. [12] [1]



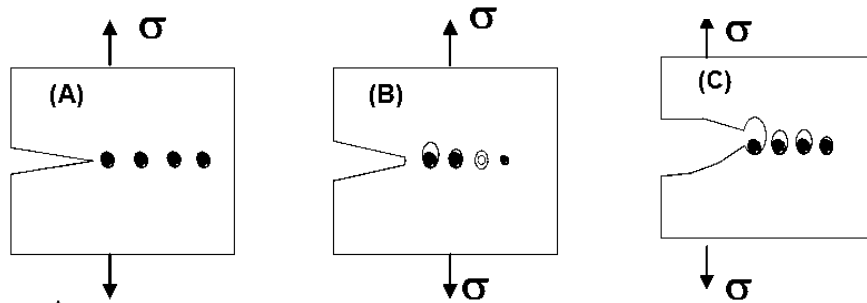


Figura 4. Esquema de la propagación de grietas por coalescencia de microcavidades. [1]

3.3.4 Fractura por Clivaje.

El clivaje es una fractura de baja energía que se propaga a lo largo de un plano cristalográfico de bajo índice bien definido, conocido como plano de clivaje. Teóricamente una fractura por clivaje debería poseer un acoplamiento perfecto, las superficies o caras de fractura deberían ser perfectamente planas y sin características sobresalientes. Sin embargo las aleaciones de ingeniería son policristalinas, contienen bordes de grano y subgranos, inclusiones, dislocaciones y otras imperfecciones que afectan la propagación de la fractura (figura 5); así que fracturas por clivaje sin distorsión son raramente encontradas. Estas imperfecciones y cambios en la orientación, así como posibles desfases de planos de bajo índice a través de los límites de grano o subgrano, producen los distintos patrones en las superficies de la fractura de clivaje como escalones, patrones de 'río', marcas de pluma, patrones de Chevron (de arranque) y lengua. La fractura frágil o por clivaje, se inicia comúnmente por la presencia de microgrietas delante de discontinuidades como inclusiones y partículas que concentran gran cantidad de esfuerzos debido a su geometría, así como propiedades mecánicas proclives a iniciar una grieta. Las microgrietas forman intersecciones de planos de deslizamiento por la interacción y densidad de dislocaciones presentes en el material. En algunos materiales se presentan estados de transición entre ductilidad y fragilidad. Los aceros ferríticos presentan esta transición frágil-dúctil; a bajas temperaturas son frágiles y fallan por clivaje, a altas temperaturas son dúctiles y fallan por coalescencia de microporos, pero poseen una zona de transición en donde ambos mecanismos ocurren. [12] [1] [13]

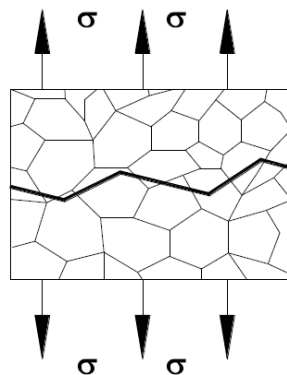


Figura 5. Esquema del mecanismo de fractura por clivaje. [1]

3.3.5 Fractura Intergranular o decohesiva.

Se conoce como decohesiva cuando una fractura exhibe muy poca o ninguna deformación plástica en la superficie. Este tipo de fractura es resultado generalmente de un ambiente reactivo o una microestructura singular, las cuales son asociadas exclusivamente a una fractura que se propaga a lo largo del límite de grano (figura 6). Los límites de grano reciben los constituyentes de menor punto de fusión de un sistema de aleación. Son también caminos fáciles de difusión y sitios de segregación de elementos tales como el hidrógeno, azufre, fósforo, antimonio, arsénico y carbono; iones haluro como cloruros; así como rutas de penetración para metales de bajo punto de fusión como el galio, mercurio, cadmio y estaño. La presencia de estos constituyentes en las fronteras puede reducir significativamente la fuerza cohesiva del material en los límites y promover una fractura.

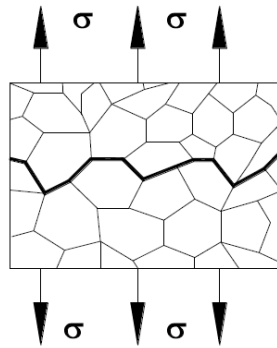


Figura 6. Esquema del mecanismo de fractura intergranular. [1]

La fractura decohesiva no es el resultado de un proceso único, sino que es causado por diferentes mecanismos. Un proceso decohesivo involucra el debilitamiento de enlaces atómicos, la reducción de energía superficial requerida para la deformación localizada, presión de gas molecular, la ruptura de capas protectoras y disolución anódica en sitios activos que son asociados con fragilización por hidrogeno y fractura inducida por corrosión. [12] [1]

3.4. MÉTODOS DE PROCESAMIENTO PARA COMPONENTES METÁLICOS.

3.4.1 Clasificación.

En diversas ramas de la ingeniería se busca continuamente el desarrollo de nuevos materiales y procesamientos, así como la optimización de los ya existentes con el fin de obtener el mejor costo-desempeño de un componente o estructura. En este sentido se busca profundizar en el conocimiento de las relaciones entre microestructura, composición, síntesis y procesamiento.

El procesamiento es un método por el cual se da forma, une o da el acabado final a un material. El moldeo en verde, la forja, la extrusión, la laminación en frío, la soldadura y el electro-pulido son todos estos ejemplos de procesamientos de materiales y hay cientos de ellos. La elección de cada uno depende de los materiales que serán

procesados, las formas que se quieren conseguir, la precisión, la complejidad y el tamaño.

Los principales procesos de manufactura se pueden clasificar en los siguientes grupos:

- Deformación primaria. Fundición, moldeo, trefilado, embutido, extrusión, sinterización, electro-formado, etc.
- Deformación Secundaria. Maquinado, corte, perforado, temple, revenido, austemperizado, envejecido, etc.
- Unión. Adhesión, soldadura, sujetadores, etc.
- Acabado. Pulido mecánico, electro-pulido, recubrimientos, pinturas, texturizados, etc. [14]

3.4.2 Uniones.

Las piezas metálicas producidas por cualquier método de manufactura se pueden unir para formar estructuras o cuerpos más grandes y complejos. La unión difiere a otros procesos de manufactura en que se toman las piezas producidas por medio de otros procesos unitarios y se articulan en piezas más complejas; por tanto, se puede denominar a éste como un método de ensamblaje. El producto puede reemplazar a una pieza que habría sido fabricada a través de otras técnicas (por ejemplo, la carcasa fundida de una máquina puede ser reemplazado por una soldada) o ser de una clase que se produce sólo mediante procesos de unión (por ejemplo, una carrocería integral, un radiador automotriz, o un cuadro de bicicleta).

Unión es un término general, que cubre procesos tales como los de soldadura por fusión, soldadura en estado sólido, soldadura blanda, unión adhesiva y fijación mecánica.

Las uniones son hechas por una gran variedad de técnicas disponibles; de las cuales, para lograr un desempeño óptimo es importante considerar los atributos de cada técnica. Por ejemplo, prácticamente cualquier material puede unirse mediante adhesivos asegurando una buena unión, sin embargo la duración del enlace será un aspecto difícil de conservar. Los pernos, remaches, grapas y broches tienen la característica que pueden ser desarticulados si es necesario, pero conllevan un elevado costo a grandes escalas y su automatización es complicada. La soldadura es el proceso de unión más ampliamente usado para unir metales, y al igual que otros procesos, existen diferentes técnicas disponibles para adaptarse a cada situación; la soldadura por fusión, soldadura por resistencia y soldadura por fricción son algunas de las clasificaciones de los procesos de soldadura que tienen en común la necesidad de utilizar materiales que tengan buena soldabilidad, esto con el propósito de reducir al máximo los problemas relacionados con cada proceso de soldadura. [14]



3.5. SOLDADURA

3.5.1 Introducción.

En la actualidad, la cantidad de construcciones realizadas mediante soldadura es bastante extensa y se ha propagado en un gran número de industrias, principalmente la metalmecánica. Los miles de kilómetros de líneas de tuberías para transportar hidrocarburos, los gigantescos barcos petroleros, las plataformas costa-fuera y los tanques contenedores de gas licuado, son solo algunos de muchos ejemplos. El amplio rango de materiales utilizado para la construcción de estas impresionantes obras debe cumplir con especificaciones muy rígidas respecto a la resistencia mecánica, tenacidad, resistencia a la corrosión y fatiga. Sin embargo, un factor de enorme importancia es que el material posea una buena soldabilidad.

3.5.2 Soldabilidad.

La soldabilidad se define frecuentemente en términos de la susceptibilidad de un material a los diferentes problemas de agrietamiento y fracturas asociados con la soldadura. Han existido numerosas discusiones acerca de lo que significa 'buena soldabilidad'. Por ejemplo, algunos sectores consideran que un material posee buena soldabilidad únicamente si es posible realizarla a escala industrial. Sin embargo para propósitos académicos el término 'buena soldabilidad' resulta ser una función de un número interconectado de factores, los cuales incluyen:

1. Tipo de proceso.
2. Atmósfera o medio ambiente.
3. Composición química del metal base y de aporte.
4. Diseño y tamaño de la junta.

Estos factores son decisivos para la soldabilidad de un material, si alguno de estos resulta inadecuado, puede producir problemas de agrietamiento. En consecuencia, se han desarrollado ecuaciones empíricas que definen la susceptibilidad de una aleación a cierto tipo de agrietamiento en términos de su composición, y en casos de mayor complejidad se definen en términos de un mayor número de parámetros relacionados entre sí; como lo son el 'heat input', temperatura de precalentamiento, diseño de junta y del ciclo térmico, etc. [13] [15] [16]

Carbono Equivalente. La soldabilidad de un acero también es comúnmente expresada en función de un valor máximo de 'Carbono Equivalente' (C_{equiv}) permitido. Este valor es una indicación del efecto que tienen los elementos presentes en las características de transformación de un acero. Es decir el C_{equiv} provee un parámetro del tipo de microestructura esperada dentro de la zona afectada por el calor como función de la velocidad de enfriamiento. Más específicamente, supone una medida de la formación de Martensita; ya que valores altos de dureza y la presencia de Martensita están relacionados con uno de los defectos de mayor seriedad en la soldadura, el agrietamiento en frío o agrietamiento inducido por hidrógeno. Como regla general un acero se considera soldable si $C_{equiv} < 0.4$. [13]



3.5.3 Ciclo térmico de la soldadura.

La soldadura por arco eléctrico es un proceso en el cual una intensa fuente móvil de calor es aplicada a una pieza de trabajo. Es por tanto extremadamente útil predecir la forma de los gradientes de temperatura producidos por esta fuente de calor al relacionarlos con fenómenos tales como la amplitud y penetración del calor en el metal, los esfuerzos residuales producidos durante el ciclo térmico y los cambios microestructurales de la zona afectada por el calor (ZAC).

Cuando elementos estructurales son unidos por medio de soldadura de fusión, el material de los componentes debe ser calentado hasta su punto de fusión y posteriormente enfriado bajo condiciones impuestas por la geometría de la junta. Como resultado de este severo ciclo térmico la microestructura original, así como las propiedades de la región cercanas a la soldadura cambian. A esta región del metal se le conoce como la zona afectada por el calor (ZAC).

La ZAC puede ser convenientemente dividida en un número de *sub-zonas* (dependiendo del material soldado). Cada sub-zona está relacionada con un tipo específico de microestructura y, más importante aún, cada estructura es probable que posea diferentes propiedades mecánicas. El tipo de estructura y la amplitud de cada sub-zona están determinados por el ciclo térmico; es decir por el ciclo de calentamiento y calentamiento debido al movimiento del arco y las propiedades térmicas del metal base. Además de esto, los cambios dentro de la ZAC también dependen del historial mecánico y térmico del material. [13] [16]

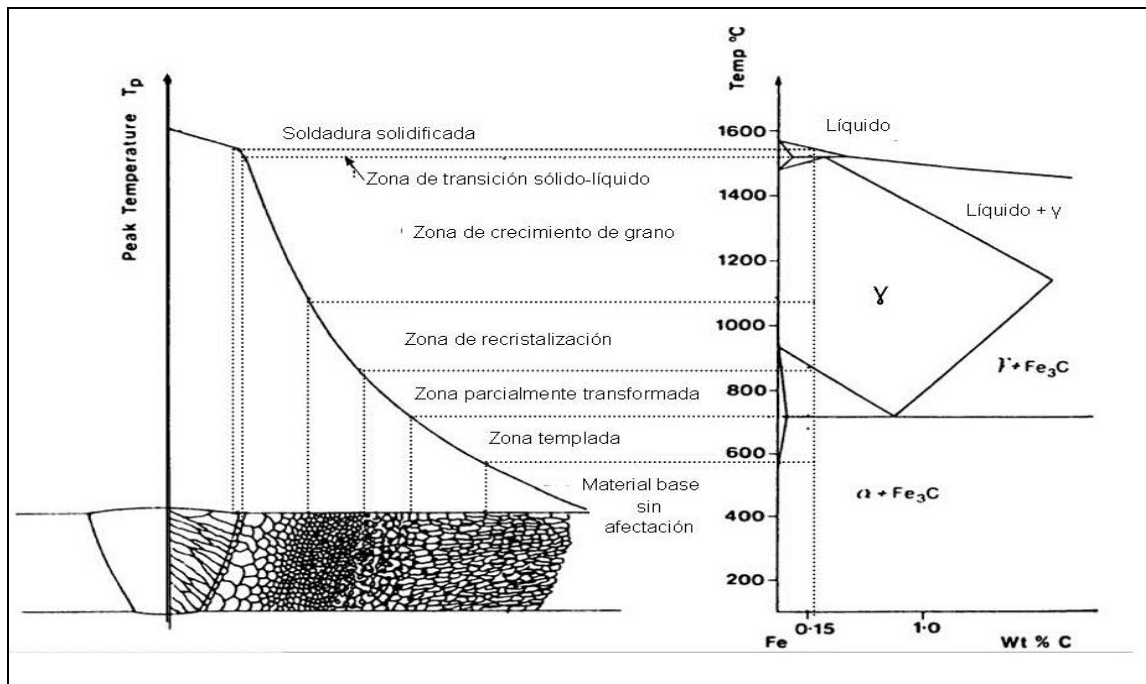


Figura 7. Diagrama esquemático de las diferentes sub-zonas de la ZAC. [13]

3.5.4 Hidrogeno en la soldadura.

En ciertos procesos de soldadura los gases del entorno llegan a ser absorbidos por el metal fundido y si lo hacen en exceso es posible que den lugar a porosidad o problemas de agrietamiento posterior a la solidificación (entre ellos el agrietamiento en frío). Por ejemplo, a pesar de la protección que se le puede dar a la pileta de soldadura es posible que esta absorba oxígeno y nitrógeno del aire. El hidrógeno puede ser absorbido de la humedad del aire, a través de reacciones con los fundentes o incluso de superficies que no están libres de contaminantes como aceites, grasas, u óxidos. Para la mayoría de los casos puede evitarse la absorción de nitrógeno lo suficiente como para evitar el surgimiento de problemas. Incluso la absorción de oxígeno en pequeñas cantidades puede ser benéfico para la refinación del proceso, sin embargo para soldaduras de Ti y Al debe ser evitado por completo. Por otro lado, cualquier absorción de hidrógeno resulta potencialmente peligrosa ya que genera problemas de agrietamiento en frío, particularmente cuando se sueldan aceros de alta resistencia.

Los aceros pueden sufrir dos tipos de fragilización por la presencia de hidrógeno. El primero de ellos ocurre a elevadas temperaturas y afecta aceros al C y de baja aleación. Este fenómeno resulta de reacciones químicas entre el hidrógeno y los carburos provocando daños permanentes por descarburización y agrietamiento o ambos. El segundo ocurre a temperaturas desde -100°C hasta los 200°C y es provocado por las interacciones físicas entre el hidrógeno y la red cristalina; es reversible en el sentido de que al remover el gas contenido, la ductilidad del acero regresa a la normalidad. Los átomos de hidrogeno difunden en la red cristalina del acero y tienden a sobresaturarlo cuando éste se encuentra a 'bajas temperaturas'. Estos átomos expulsados de la solución sólida se recombinan instantáneamente en moléculas de hidrógeno insolubles en el metal y crean tensiones muy elevadas en la red cristalina, que pueden sobrepasar la carga de ruptura y agrietar localmente el acero. La explicación del efecto del hidrógeno en el agrietamiento se basa en la solubilidad de este elemento en el hierro como función de la temperatura. La soldadura por arco eléctrico y las elevadas temperaturas de este hacen que el hidrógeno se ionice y pase con facilidad al baño del metal líquido. El hidrógeno fijado en la ZAC a través de la zona fundida de una soldadura por arco eléctrico manual depende en gran parte del tipo y la efectividad de protección de la pileta de metal fundido. La distribución de temperaturas en la zona de soldadura y las propiedades de solubilidad y difusión del hidrógeno en las distintas fases del hierro hacen que este migre a las zonas frías partiendo de las calientes. [13] [16]



3.6 FORMABILIDAD

3.6.1 Introducción.

La importancia de los materiales metálicos en la era moderna se debe en gran parte a la facilidad para trabajarlos y darles *formas útiles* en las diversas aplicaciones tecnológicas y estructurales en las que son empleados. Estas formas son generadas a partir de dos procedimientos generales:

1. Deformación plástica. En el cual se conserva la masa y volumen del material metálico. En este procedimiento, las partículas del material son desplazadas de un punto a otro mediante la aplicación de una fuerza externa.
2. Maquinado. En este procedimiento, el material que constituye una forma inicial, es removido para conseguir la forma final deseada.

Para la creación de dichas *formas útiles*, mediante la deformación plástica, es importante el control de las propiedades mecánicas en las diferentes etapas de los procesos de formabilidad.

Se puede definir a la formabilidad, como la facilidad que tiene un material para ser deformado plásticamente sin que se produzcan fracturas, grietas o defectos en la apariencia de la pieza. El formado de metales encierra un amplio grupo de procesos o métodos de manufactura mediante los cuales se puede dar la forma deseada a una pieza de material sin cambiar su masa o composición química. [9]

3.6.2 Clasificación de la formabilidad.

Existen cientos de procesos desarrollados para aplicaciones específicas, sin embargo, dependiendo los tipos de esfuerzos empleados para la deformación se pueden clasificar en:

1. Procesos de compresión. La carga es aplicada perpendicularmente a la superficie de la pieza, por ejemplo, la forja y la laminación.
2. Procesos de tracción-compresión. Se combinan las fuerzas de tracción y compresión para generar la deformación de la pieza, por ejemplo, el trefilado, la extrusión y estampado profundo.
3. Procesos de tracción. La fuerza es aplicada uniaxial o multiaxialmente para provocar la deformación. Un ejemplo es el estiramiento para dar curvatura a las láminas, rodillos y tubos.
4. Procesos de Flexión. En este se aplican momentos de flexión en secciones de la pieza para producir el dobléz. Existen herramientas que producen el dobléz con movimiento lineal y movimiento rotatorio.
5. Procesos de Corte. Se caracterizan por la aplicación de fuerzas con la magnitud para separar la lámina en el plano de corte. El troquelado de arandelas, y el corte de lámina son ejemplos de estos procesos. [9]



4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Selección de Materiales.

Para el desarrollo experimental se utilizaron placas de acero con características similares. Aceros de alta 'soldabilidad', 'formabilidad' y 'resistencia'; cuyas características individuales fueron evaluadas para ser presentadas a continuación.

Los aceros empleados fueron los siguientes:

1. Acero H, un acero microaleado de alta resistencia y baja aleación, de 2mm de espesor.
2. Acero M, de ultra bajo contenido de carbono, 1.2mm de espesor.
3. Acero I, una sub-clase de acero microaleado de ultra bajo carbono, de 2.0mm de espesor.

4.2 Análisis de los Materiales de Llegada.

Se prepararon probetas de cada placa para conocer las características iniciales; así como mecánicas, físicas y químicas.

A continuación se especifican las diferentes técnicas de laboratorio utilizadas para la caracterización de los distintos aceros estudiados en el presente trabajo.

4.2.1 Análisis químico.

Realizado mediante un espectrómetro de emisión óptica (marca Espectro M8), obteniendo los siguientes resultados.

Tabla 1. Resultado del análisis químico de los diferentes aceros utilizados en % en peso.

Acero	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% Al	% Cu	% Nb	% Ti	% V
H	0.08	0.32	1.75	0.05	0.01	0.02	0.04	0.02	0.07	0.02	0.02	0.02	<0.00
M	0.07	0.02	0.15	0.02	0.01	0.01	0.04	0.01	0.05	0.01	0.02	0.03	0.03
I	0.15	0.01	0.83	0.02	0.01	0.02	0.04	0.01	0.06	0.01	<0.00	0.01	<0.00



4.2.2 Análisis metalográfico.

La preparación metalográfica de los aceros consistió en las siguientes etapas:

1. Selección e identificación de las muestras.
2. Corte de las muestras, mediante el uso de cortadora de disco y de segueta.
3. Montaje de la muestra en resina de poliéster con catalizador.
4. Desbaste grueso, medio y fino, de acuerdo al siguiente orden de abrasivos: P100, P150, P240, P320, P500, P600, P800, P1000, P1200, P1500, P2000 y P2500.
5. Pulido fino. Con paños de lienzo y suspensión de alumina de acuerdo al siguiente orden en el tamaño de partícula del abrasivo: 1.0, 0.5 y 0.02 μm .
6. Ataque químico. Para el revelado de microestructuras, con Nital 2, durante 10 segundos y Picral, durante 5 segundos.
7. Captura de imágenes. Con microscopio óptico a 50X, 100X y 200X y equipo fotográfico digital.

Se realizó el análisis metalográfico correspondiente a cada lámina de acero. Mediante las imágenes obtenidas se determinaron detalles de cada microestructura de los aceros, así como el tamaño de grano correspondiente a cada uno de ellos.

4.2.3 Ensayo de micro dureza Vickers.

Realizado con un durómetro micro Vickers (marca Shimadzu HMV-2 ASSY), utilizando una carga en el indentador de 980mN durante las mediciones. Se realizaron ensayos de micro dureza Vickers para cada placa de acero en condiciones de llegada.

4.2.4 Ensayo de Tensión.

Realizado en una máquina de Ensayos Universales MTS, con probetas maquinadas de acuerdo a la norma ASTM E8.

Se realizaron ensayos de tensión para cada probeta; y de las cuales, se construyeron las curvas de esfuerzo-deformación (gráfico) correspondientes a cada material.

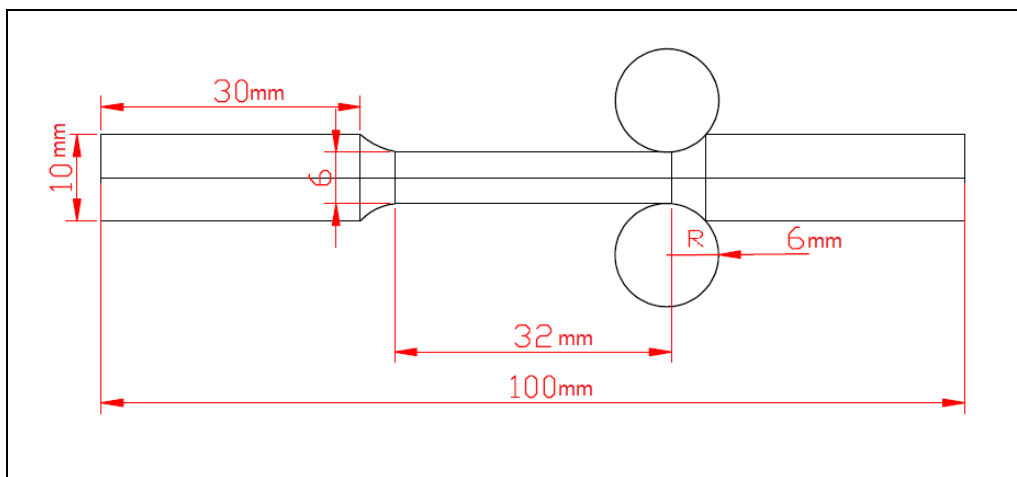


Figura 8. Esquema de la probeta para ensayo de tensión de una placa de acero. [17]

4.3 Procedimiento de Soldadura.

4.3.2 Diseño del procedimiento.

Se diseñó el procedimiento de soldadura con el objetivo de disminuir alteraciones provocadas por parámetros ajenos al objetivo de este estudio. Tales efectos van desde los provocados por diferencias en los procedimientos de soldadura como 'heat input', material de aporte, velocidad del electrodo, orientación y tamaño de grano del material base, etc. Por este motivo, durante el desarrollo de este procedimiento, se mantuvieron fijos los parámetros señalados.

4.3.3 Selección de proceso de soldadura y parámetros.

Se utilizó el proceso GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) debido a que produce una de las soldaduras de mayor calidad dentro de los procesos de soldadura manual, en gran parte por el tamaño estrecho de la ZAC (zona afectada por el calor). [13] [15] [16]

Se evitó el uso de material de aporte, con el objetivo de disminuir alteraciones externas en la composición del material.

La torcha de soldadura se montó en un dispositivo de corte de plasma para mantener constante la distancia y velocidad del electrodo con respecto al material base.

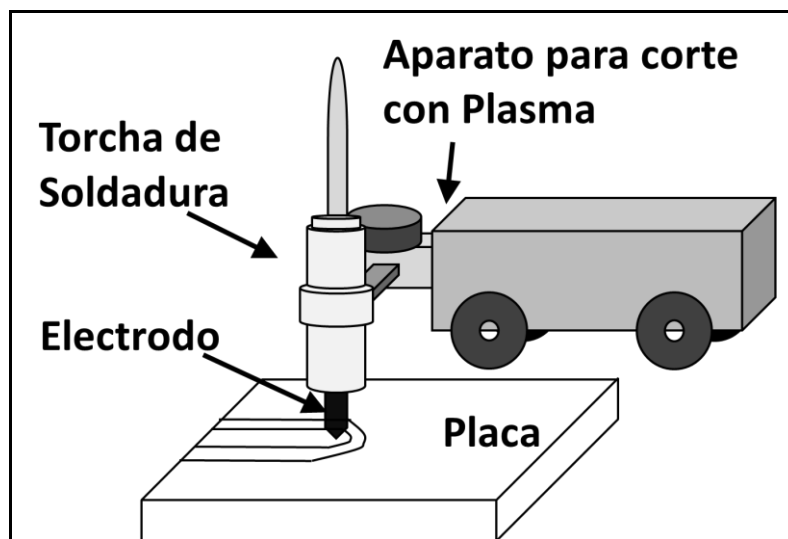


Figura 9. Esquema de la adaptación de la antorcha de soldadura GTAW a la máquina de corte con plasma.

Las placas de acero fueron cortadas manualmente con segueta y unidas mediante una junta a 'tope' (sin bisel y sin traslape), para conservar la orientación del grano de la microestructura durante el corte y evitar mayor afectación.

Los ajustes del equipo de soldadura para cada material se calcularon de acuerdo a lo referido por el fabricante en su página web [18]. Además se utilizó la ecuación de Ito-Besseyo [13] como criterio para un tratamiento de precalentamiento de los aceros. Se presenta a continuación los ajustes del equipo de soldadura utilizados (tabla 2):

- Tipo de junta: Sin bisel.
- Material de aporte: no se utilizó.
- Tratamiento térmico: Sin tratamientos de precalentamiento y post calentamiento de acuerdo al cálculo de carbono equivalente (C_{equiv}) con la ecuación Ito-Besseyo (ecuación V). [13]

Tabla 2. Parámetros para el procedimiento de soldadura.

Diámetro Electrodo	Polaridad	Rango de Amperaje	Gas	Flujo del Gas	Velocidad del electrodo	Diámetro de la Torcha
1/16" (1.6mm) (2% Cerio)	DCEN Corriente Directa Electrodo Negativo	35 – 60	Ar	11 pies ³ /hr. 20psi	12" por min.	1/4 - 3/8" (6.4 -9.5mm)

$$C_{equiv} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \dots\dots\dots(V)$$

Posteriormente se diseñaron y maquinaron las probetas para el ensayo de tensión de acuerdo a la norma ya mencionada, ubicando la sección transversal del cordón de soldadura al centro de la probeta y perpendicular al eje de aplicación del esfuerzo de tensión (figura 10).

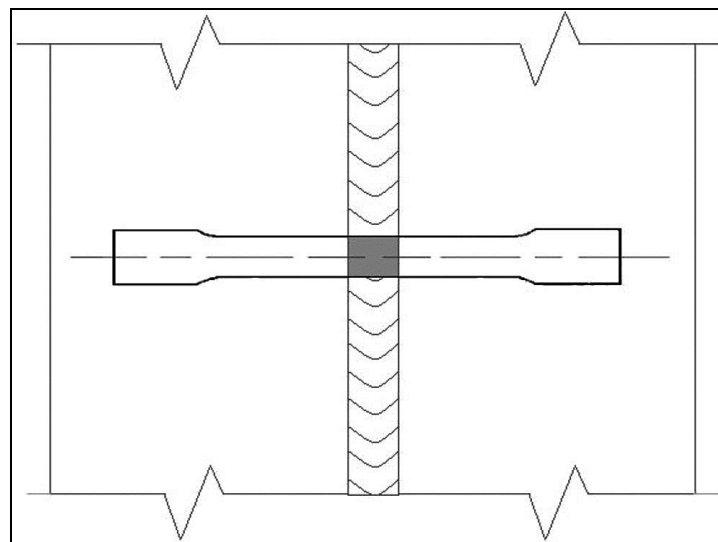


Figura 10. Esquema del cupón de soldadura con la ubicación de la probeta de tracción. [19]

4.4 Carga Electrolítica de Hidrógeno.

Para este procedimiento, se seleccionaron dos probetas de cada material a las que se realizó el cargado de hidrógeno dentro de una celda electrolítica. En el arreglo de esta celda se colocó una probeta (de los distintos aceros empleados) como cátodo y un electrodo de grafito como ánodo; dentro de una solución de ácido sulfúrico 0.5M y trióxido de arsénico (As_2O_3) 0.2g/L (figura 9). A esta celda se aplicó una corriente de 0.41A, para obtener una densidad de corriente de $40\text{mA}/\text{cm}^2$, por un periodo de 2 horas. En este sistema el hidrogeno es reducido en la superficie metálica del cátodo, y el trióxido de arsénico evita la recombinación de los átomos de hidrógeno, incrementando considerablemente la adsorción y difusión a través del material. [20] [21]

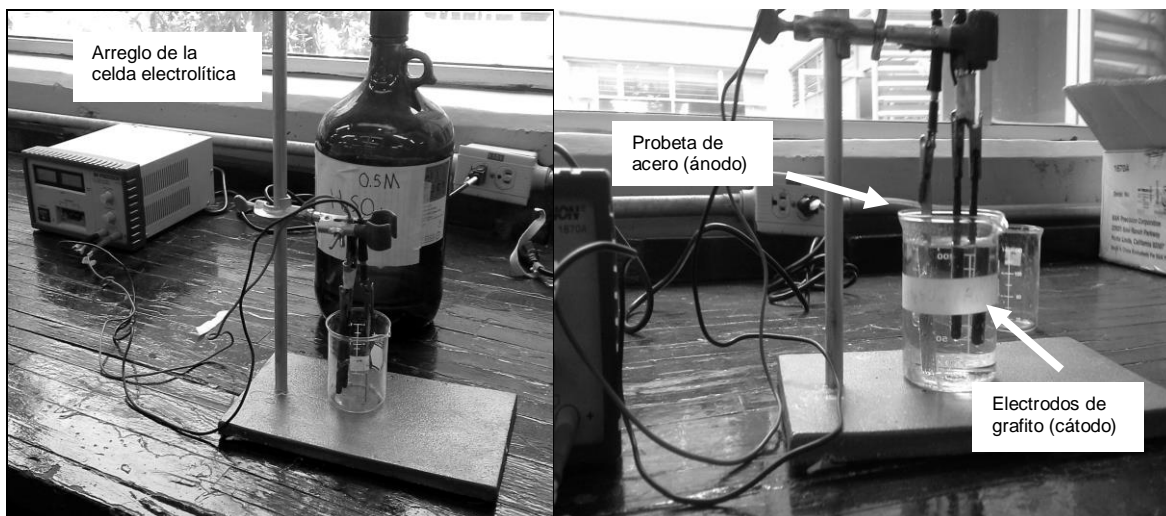


Figura 11. Celda electrolítica para el cargado de hidrógeno de las probetas.

4.5 Ensayos de Tensión.

Una vez terminadas las cargas electrolíticas, se procedió a realizar los ensayos de tracción para las quince probetas trabajadas. En la tabla 4 se relaciona cada probeta con su nombre de identificación, así como el procedimiento de unión y carga electrolítica al que fueron sometidos, si es el caso.

Tabla 3. Clasificación de las probetas para la realización de las pruebas a cada material.

Número	Id. Probeta	Acero	Soldadura	Carga Electrolítica de Hidrógeno
1	h0	H	sin soldadura	sin carga
2	hsc1	H	con soldadura	sin carga
3	hsc2	H	con soldadura	sin carga
4	hcc1	H	con soldadura	con carga
5	hcc2	H	con soldadura	con carga
6	m0	M	sin soldadura	sin carga
7	msc1	M	con soldadura	sin carga
8	msc2	M	con soldadura	sin carga
9	mcc1	M	con soldadura	con carga
10	mcc2	M	con soldadura	con carga
11	i0	I	sin soldadura	sin carga
12	ifsc1	I	con soldadura	sin carga
13	ifsc2	I	con soldadura	sin carga
14	ifcc1	I	con soldadura	con carga
15	ifcc2	I	con soldadura	con carga

Posteriormente al ensayo de tracción, se seleccionaron muestras de cada acero para realizar el análisis metalográfico, estereoscópico y de fractografía correspondiente. Además se realizó la medición de micro durezas de las zonas de soldadura de cada material, así como del material base.



4.6 Preparación Metalográfica de las Probetas de Tracción.

- Selección e identificación las zonas de fractura y de soldadura para los análisis micrográficos y de fractografía correspondientes.
- Corte de las secciones. Realizadas con sierra de cinta eléctrica.
- Preparación de probetas para metalografía. Montado individual de cada sección en resina polimérica.
- Desbaste grueso, medio y fino. Con grados de lija en el siguiente orden: P100, P150, P240, P320, P500, P600, P800, P1000, P1200, P1500, P2000 y P2500.
- Pulido fino. Con paños de lienzo y alumina en los siguientes tamaños de partícula: 1.0, 0.5 y 0.02 μ m.
- Ataque químico. Para el revelado de las microestructuras, con Nital 6 durante 5 segundos para la revelación del grano de macro estructura, con Nital 2 durante 10 segundos y posteriormente Picral durante 5 segundos para revelar microestructura.

4.7 Análisis Metalográfico.

- Captura de imágenes estereoscópicas en las zonas de soldadura con estereoscopio digital.
- Captura de imágenes micrográficas en las zonas de soldadura con microscopio óptico a 50, 100 y 200 aumentos.

4.8 Análisis de Fracturas.

- Captura de imágenes micrográficas de las superficies de fractura con microscopio electrónico de barrido (MEB) (marca JEOL JSM 5500LV).



5. RESULTADOS

5.1 Propiedades de Llegada de los Aceros.

5.1.1 Microestructura de Llegada de los aceros.

La figura 12 corresponde a la microestructura de llegada del acero H. En ella se observa una microestructura ferrítica de grano parcialmente equiaxial, con tamaños de grano, ligeramente distintos entre sí; todos ellos distribuidos de manera uniforme. Se observa continuidad en la superficie analizada, sin porosidades, agrietamientos o fisuras. Por último, se destaca el engrosamiento de algunos bordes de grano, por lo que se plantea una mayor presencia de carburos en dichos bordes.

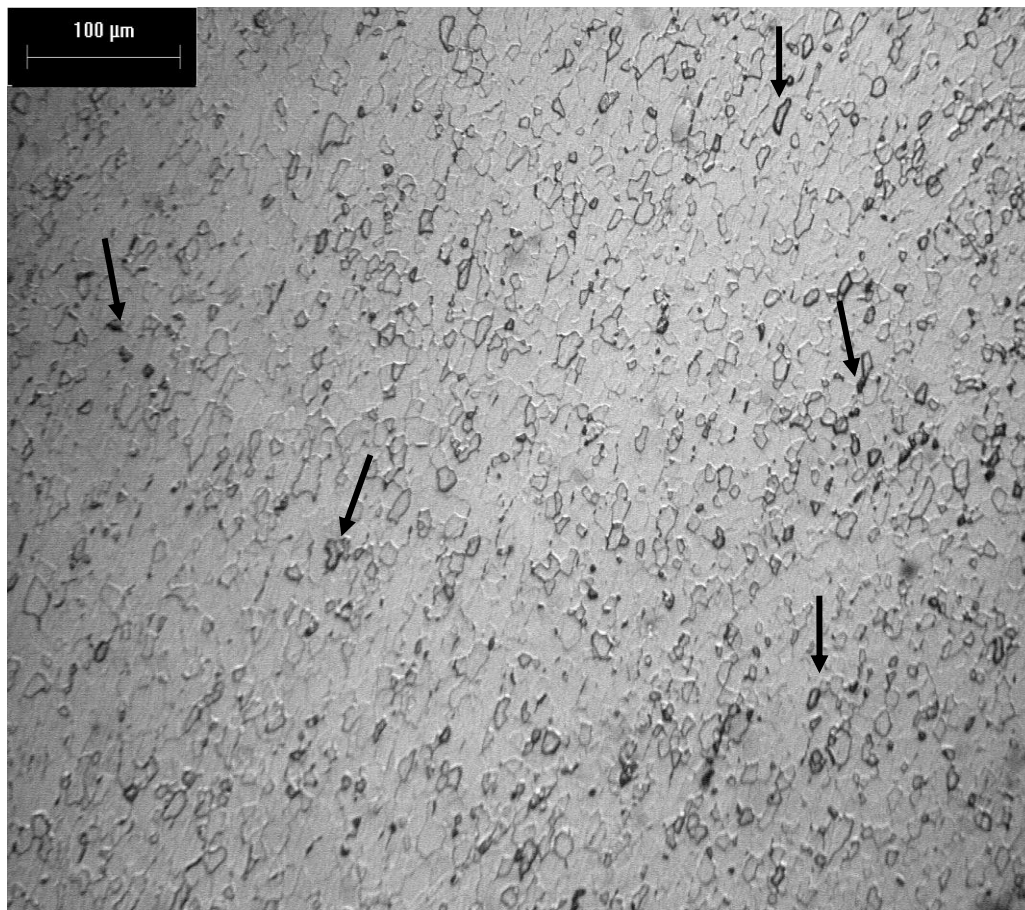
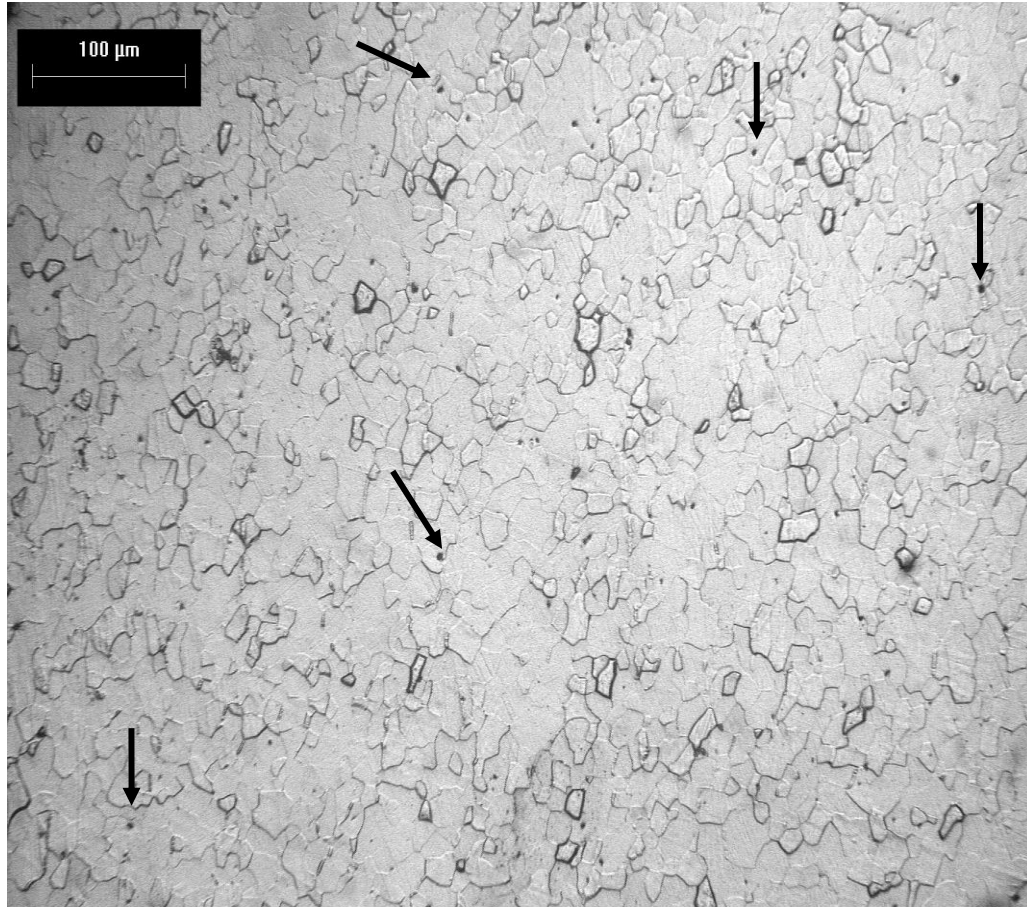


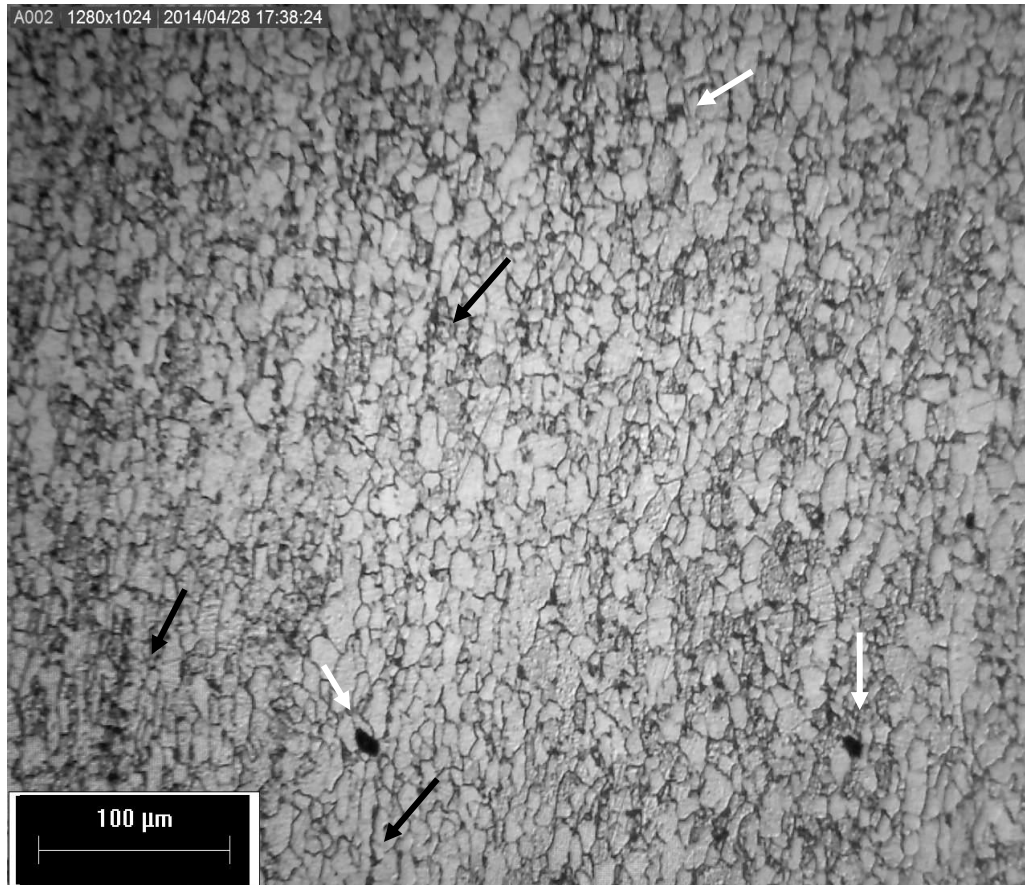
Figura 12. Microestructura de llegada. Acero H, Nital y Picral. Se señala el engrosamiento de algunos límites de grano.

En la figura 13 se muestra la microestructura de llegada de la placa de acero M. En ella se observa una microestructura ferrítica de grano equiaxial y tamaño homogéneo, distribuidos de manera uniforme en la imagen. Se observa una superficie continua, sin porosidades, agrietamientos o fisuras. Igualmente se observa el engrosamiento de los límites de algunos granos; así como la presencia de lo que posiblemente son carburos.



Figuras 13. Microestructura de llegada. Acero M, Nital y Picral. Se señala la presencia de algunos probables carburos.

La figura 14 muestra la microestructura de una placa del acero I de llegada. En esta se aprecia una microestructura ferrítica de grano equiaxial y tamaño homogéneo. Se observan algunas líneas de bandeado o probable alineación de carburos por la deformación del material durante la laminación, así como el engrosamiento en zonas determinadas de algunos límites de grano. Se puede observar que existe una mayor deformación del grano respecto a las microestructuras de los otros aceros analizados (deformación en la dirección longitudinal de la placa). Así mismo, se observa la presencia de algunas inclusiones de diversos tamaños en la superficie del material.



Figuras 14. Microestructura de llegada. Acero I, Nital y Picral. Se señala con flechas negras la alineación de carburos y con flechas blancas la presencia de inclusiones.

5.1.2 Evaluación del tamaño de grano de las microestructura de llegada de los aceros.

Como ya se mencionó, posteriormente a la captura de imágenes se realizó la evaluación del tamaño promedio de grano de cada probeta. Del resultado de esta evaluación se observa que el acero M presenta un valor mayor en el promedio de tamaño de grano, seguido del acero H y por último el acero I del que también se observa una distribución homogénea de tamaños. Estos resultados se muestran en la tabla 4.

Algunos factores que resultan de gran importancia en la susceptibilidad a la fractura de los aceros unidos por soldadura son su composición química y su historia termomecánica. La interacción de estos factores determinan la microestructura resultante dentro de la ZAC, y por lo tanto las propiedades mecánicas en dicha zona. La composición de un acero y su historia termomecánica influyen en los mecanismos de solidificación, recristalización y crecimiento de grano, y al mismo tiempo inmiscuirse en la capacidad de dichas regiones para “atrapar” hidrógeno.

5.1.3 Dureza de las microestructuras de llegada de los aceros.

A partir de los resultados obtenidos podemos destacar que los valores están dentro de la misma orden de magnitud; característicos de una microestructura ferrítica. De estos, el material que posee la mayor dureza es el acero H, seguido del acero I, y por último el acero M. El orden de valores de dureza en estos aceros se puede relacionar con la cantidad de imperfecciones de red, como inclusiones y dislocaciones que son resultado de la historia térmica y mecánica del material; así como, la cantidad de bordes de grano presentes en la superficie de medición, tensiones residuales, etc. Por otro lado, estos valores podrían dar un indicio de reacciones de precipitación de carburos y nitruros en el acero.

5.1.4 Ensayo de Tensión.

De los ensayos de tensión se construyeron las curvas de Esfuerzo vs Deformación de cada acero (figura 16).

Con la ayuda de estas curvas se evaluaron las propiedades de esfuerzo de cedencia (σ_y), esfuerzo máximo de tensión (σ_u) y deformación (ϵ). En la tabla 4 se muestran comparativamente los valores de “resistencia a la cedencia” y “resistencia a la fractura” de cada acero.

En la tabla 4 se observa que el mayor valor lo obtiene el acero H, seguido del acero I y por último el acero M. Estos resultados reflejan valores más altos de resistencia en aceros con mayor contenido de elementos formadores de carburos y nitruros; así como elementos cuya presencia en la red cristalina incrementan la resistencia del material mediante endurecimiento por solución sólida. Del mismo modo se observó que una microestructura con mayor deformación previa se relaciona con un aumento en la resistencia del acero.



RESULTADOS

En contraste se observa que la mayor elongación se observa en el acero M, seguido del acero I y por último el acero H. Estos resultados muestran una mayor elongación para aceros que en conjunto tienen menor contenido de carbono y elementos formadores de carburos (Mn, Nb, Ti, V); así como microestructuras con menor deformación plástica y un tamaño promedio de grano mayor. Tal efecto puede ser consecuencia de la menor densidad de dislocaciones, fallas de apilamiento, elementos intersticiales y otros defectos de red que podrían inhibir algunos sistemas de deslizamiento durante la deformación de estos aceros.

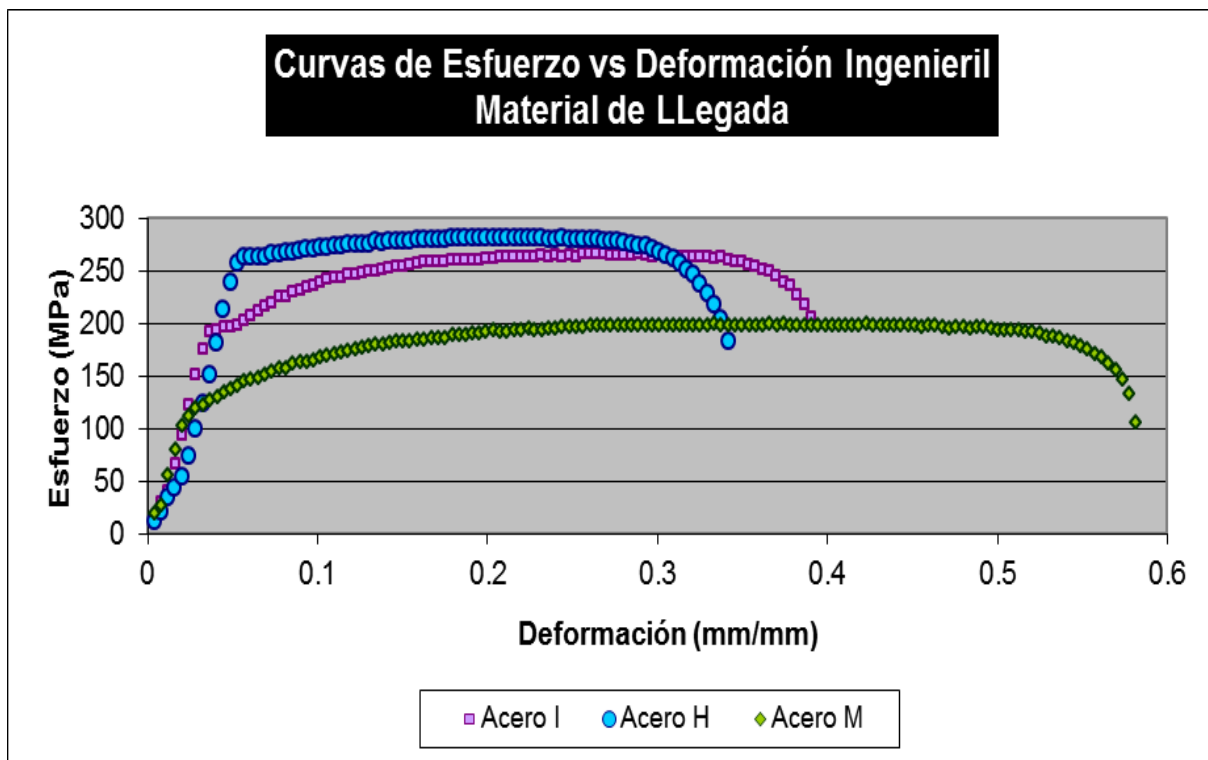


Figura 15. Diagrama Esfuerzo vs Deformación Ingenieril de los aceros de llegada.

Tabla 4. Resultados de la evaluación de propiedades física y mecánicas de los materiales de llegada.

Acero	Espesor	Carbono Equivalente (%)	Tamaño promedio de grano (μm)	Micro Dureza Vickers HV	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ (%)
H	2mm (0.079in)	0.1031	5.26 \pm 0.21	137.41 \pm 1.5 Carga (980mN)	263.33	281.66	34.2
M	1.2mm (0.067in)	0.087	7.87 \pm 0.26	104.0 \pm 3.4 Carga (980mN)	137.50	200.00	58.2
I	1.7mm (0.0667in)	0.0118	4.33 \pm 0.10	129.6 \pm 6.5 Carga (980mN)	198.04	265.69	38.6



5.2 Propiedades Resultantes de los Ensayos de este Estudio.

5.2.1 Microestructuras en la ZAC del acero H.

La figura 16 muestra una imagen estereoscópica correspondiente a una probeta del acero H. En ésta, se identifican las diferentes sub-zonas de la ZAC (zona afectada por el calor), la zona de fusión y el área del material base sin afectación. Mediante recuadros, al centro de la imagen, se señala la 'zona a' de fusión con aproximadamente 4mm de grosor, en la que se exhiben granos columnares que crecen en dirección del centro de la línea de soldadura. A la izquierda de esta región se observa la 'zona b' de transición sólido-líquido, caracterizada por un cambio en la morfología y orientación del grano ferrítico. Posteriormente se señala la 'zona c' de crecimiento de grano, en la que se aprecia el incremento del tamaño de grano respecto al material base. En un extremo de la probeta se aprecia una franja tenue de aproximadamente 2mm de grosor en la que se observa una disminución del tamaño de grano, identificada como 'zona d' de recrystalización. Por último, al extremo derecho de la probeta se identifica la 'zona e' del material base, en la que no se aprecia afectación de la microestructura.

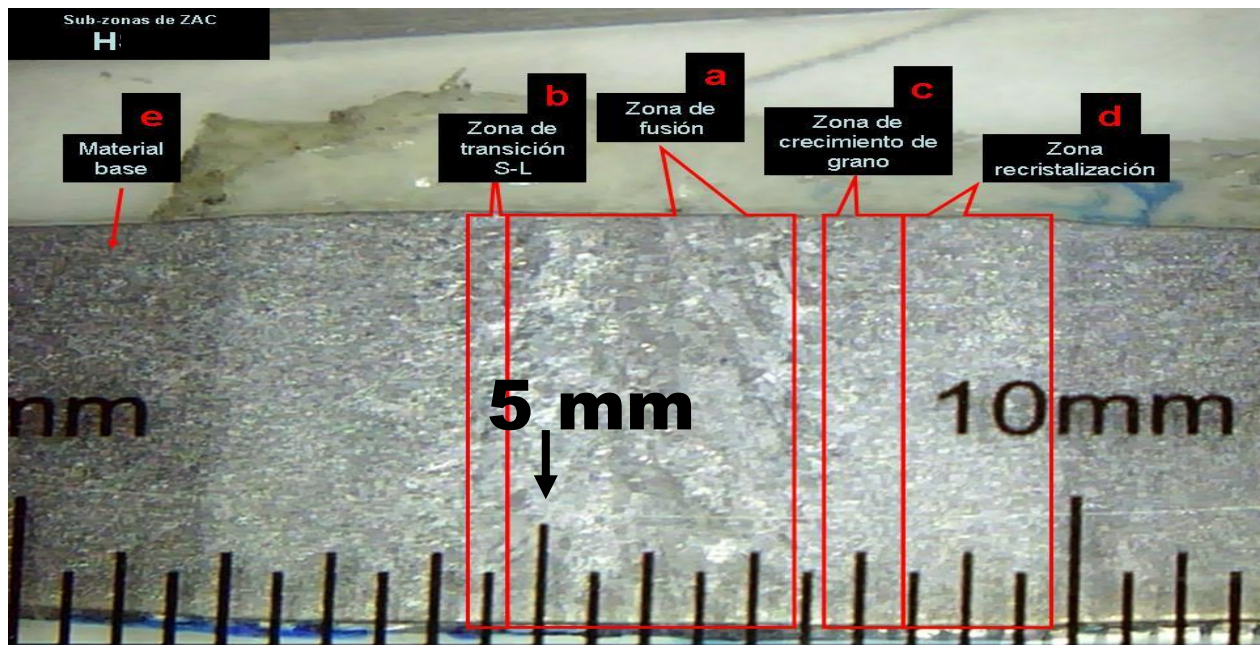
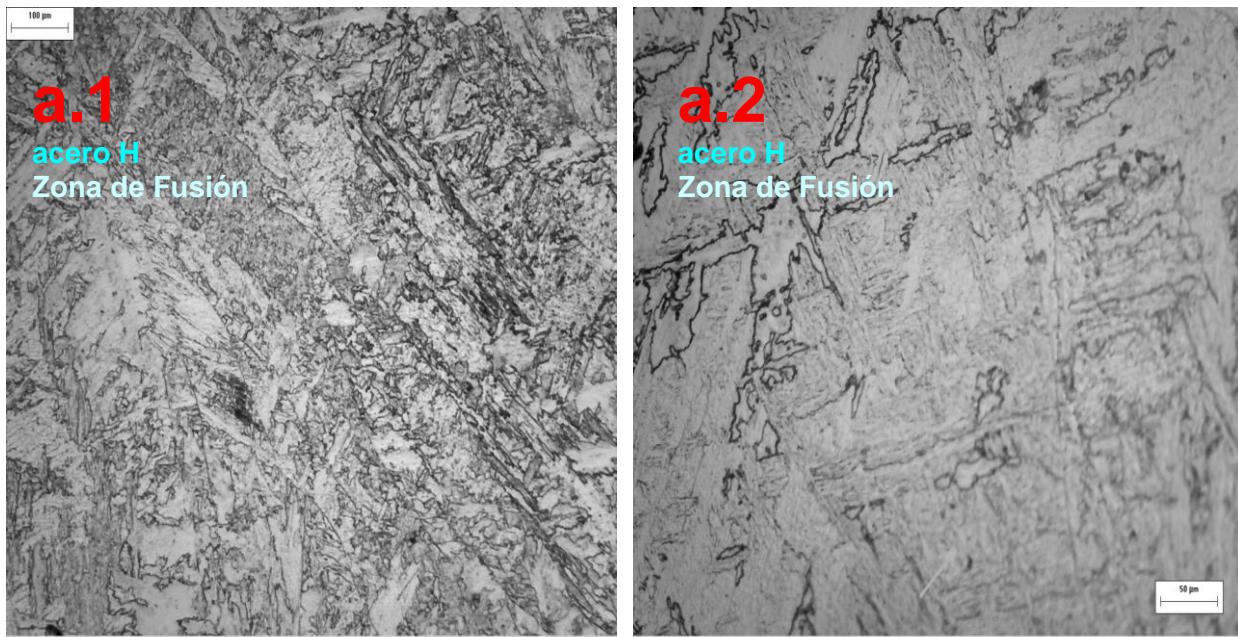


Figura 16. Estereografía de la ZAC en una probeta de acero H. En la imagen se identifica y delimita cada sub-zona de la ZAC mediante recuadros e índices consecutivos.

Las siguientes micrográficas están referidas a cada una de las sub-zonas, identificadas en la imagen estereoscópica previa (Figura 16). Cada una cuenta con un índice que ayuda a identificar la región en la que fue capturada la imagen micrográfica correspondiente.

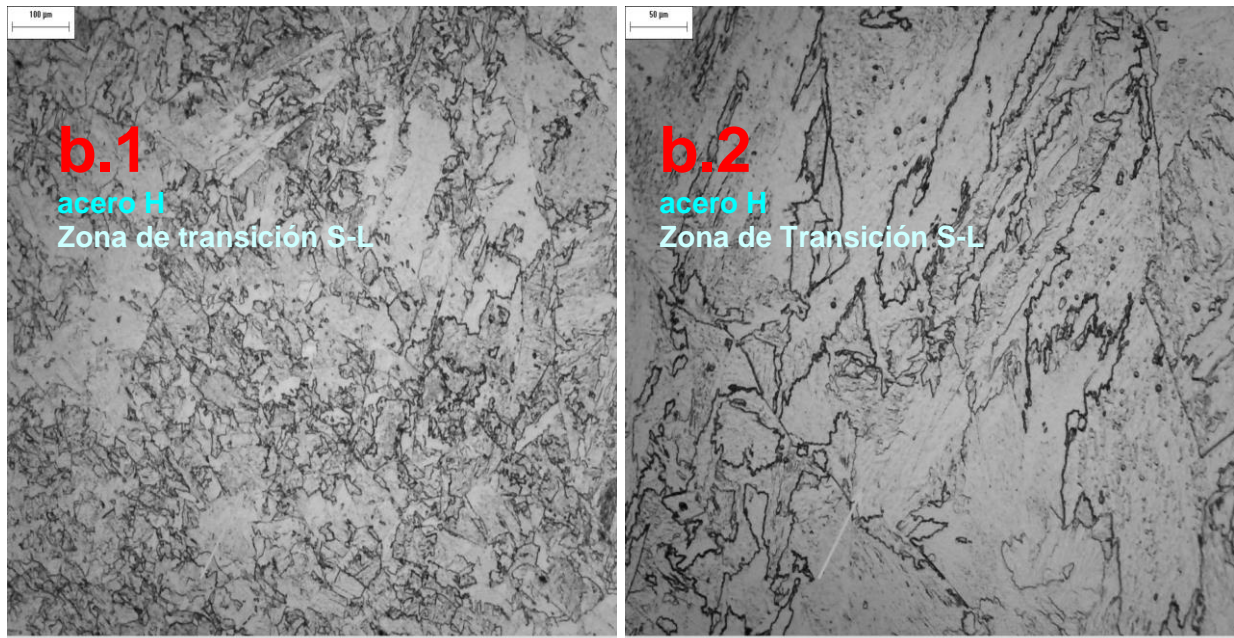
Durante el análisis de dichas imágenes se aprecia a detalle el cambio microestructural que ocurre en cada región afectada por el proceso de unión mediante soldadura.

Las figuras 17 y 18 corresponden a micrografías del acero H. En éstas se observa la microestructura dentro de la zona de fusión, la cual corresponde a una ferrita columnar, orientada hacia el centro de la línea de fusión, donde también es posible apreciar la formación de ferrita acicular. El crecimiento de este producto más equiaxiado es facilitado por la presencia de una alta densidad de sitios de nucleación durante la transformación eutectoide [13], al parecer la presencia de elementos, fuertes formadores de carburos, limitan el crecimiento de ferrita proeutectoide promoviendo la transformación de ferrita acicular, la cual incrementa la tenacidad en las soldaduras de estos aceros.



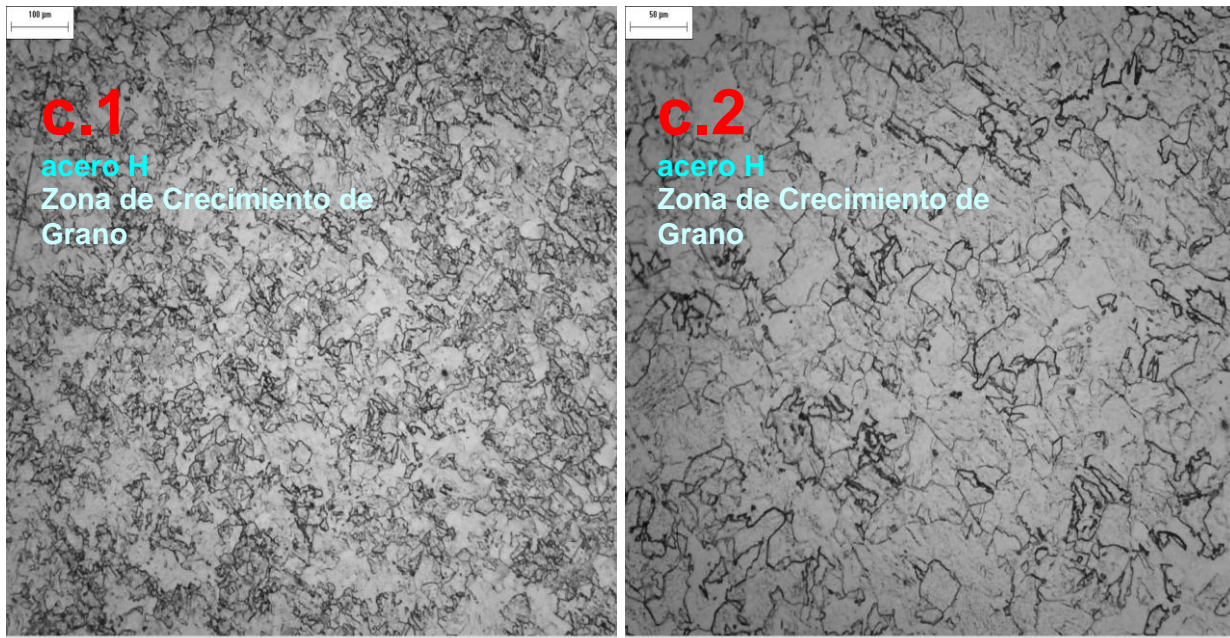
Figuras 17 y 18. Micrografías ópticas de la zona de fusión del acero H, a diferentes aumentos. Ataque con Nital 2 y Picral.

Las figuras 19 y 20 corresponden a la zona de transición entre sólido y líquido; es decir, la interface generada por el material fundido y solidificado por el proceso de soldadura, y la matriz que no alcanzó la temperatura de fusión; donde inicia la zona afectada por el calor. En las micrografías se logra apreciar una banda diagonal divisoria con un tamaño y morfología de grano notablemente distinta, la cual parte aproximadamente de la esquina superior izquierda hasta la esquina inferior derecha. Dicha línea, delimita la zona de fusión, en la parte superior, y el inicio de la ZAC en la parte inferior. Las morfologías exhibidas en estas imágenes son inherentes al ciclo térmico ocurrido en cada zona; dicho ciclo se ve influenciado por factores propios del material como lo son sus propiedades físicas (conductividad térmica, capacidad calorífica, espesor de la placa, etc.), así como factores correspondientes a la naturaleza del proceso de soldadura empleado, (velocidad del electrodo, amperaje, etc.).



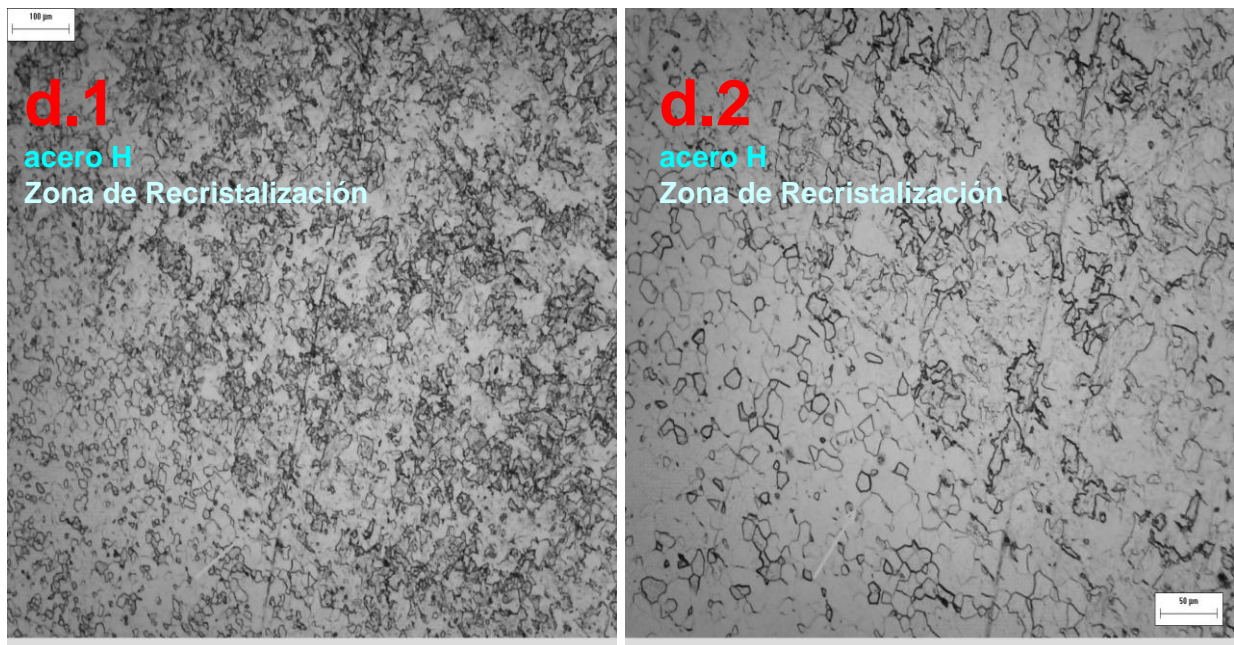
Figuras 19 y 20. Micrografías ópticas de la zona de transición S-L del acero H, a diferente amplificación. Ataque con Nital 2 y Picral.

Las siguientes micrografías (figuras 20 y 21) corresponden a la zona de crecimiento de grano del acero H. En ambas imágenes se aprecia el engrosamiento del grano ferrítico dentro de la ZAC con respecto al tamaño de grano del metal base. La microestructura de ferrita acicular es producto, como ya se mencionó de la presencia de inclusiones como carburos de distinta clase, durante la transformación eutectoide. En las imágenes se observa de igual forma la presencia de inclusiones y el engrosamiento del límite de grano en algunas zonas.



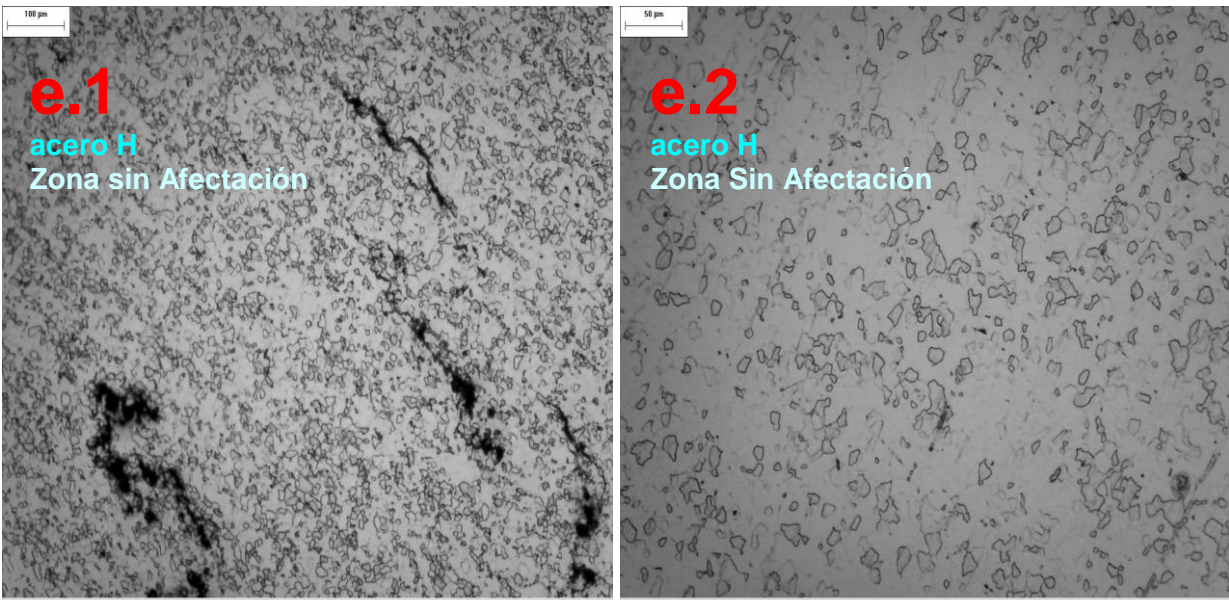
Figuras 21 y 22. Micrografías ópticas de la zona de crecimiento de grano del acero H, a diferentes aumentos. Ataque con Nital 2 y Picral.

En las figuras 23 y 24 se observa la zona de recrystalización. La recrystalización depende principalmente de tres variables: La temperatura, la cantidad de deformación del acero y la pureza o cantidad de aleantes. La temperatura a la cual ocurre la recrystalización impone la velocidad de nucleación y crecimiento de nuevos granos. Por otro lado, la deformación previa del acero es un prerequisite vital en la poligonización de la microestructura; el cual es un rearrreglo de dislocaciones para la formación de nuevos límites de grano, donde los nuevos límites se mueven bajo la energía almacenada durante la deformación. Por último, la composición del acero afecta fuertemente la temperatura de recrystalización ya que la presencia de impurezas en la matriz pueden llegar a inhibir la poligonización. [13] [22] En la zona de recrystalización, la máxima temperatura durante el calentamiento, no permite el tiempo suficiente para desarrollar propiamente la austenización y el grano austenítico se mantiene muy pequeño; adicionalmente los carburos presentes no disuelven por completo. La transformación de austenita a ferrita durante el enfriamiento, en consecuencia, tiende a producir un tamaño de grano muy fino, todo esto como función del 'heat input', espesor de la placa, etc. [13]



Figuras 23 y 24. Micrografías ópticas de la zona de recrystalización del acero H, a diferente amplificación. Ataque con Nital 2 y Picral.

Las siguientes micrografías (figuras 25 y 26) muestran las microestructuras del acero H sin afectación. En la imagen de la izquierda es posible observar grietas producidas por los ensayos de tensión a las que fueron sometidas las probetas. En la figura derecha, tomada a 100 aumentos, se aprecia la microestructura ferrítica de grano equiaxial y tamaño homogéneo correspondiente al material sin ninguna alteración.



Figuras 25 y 26. Micrografías ópticas de la zona sin afectación del acero H, a diferente amplificación. Ataque con Nital 2 y Picral.

5.2.2 Microestructuras en la ZAC del acero M.

La siguiente imagen estereoscópica (figura 27) de la zona de soldadura, corresponde a una probeta del acero M. En ésta se identifican tres zonas en las que se observan diferentes morfologías microestructurales. La región con el sub-índice 'f' identifica la zona de fusión, de 4mm de longitud aproximadamente, y cuya región muestra una microestructura ferrítica de tamaño y formación irregular; donde además se muestran algunos huecos, provocados posiblemente, por una falta de fusión entre las placas de dicho acero. En la región con el sub-índice 'g', se señala la zona de transición sólido-líquido, donde además se aprecia el crecimiento epitaxial del grano, que da como resultado una ferrita columnar o celular. Por último, se identifica la región con el sub-índice 'h', en donde el material base carece de afectación y en el que es visible un tamaño de grano menor respecto a las dos zonas señaladas anteriormente en este acero.

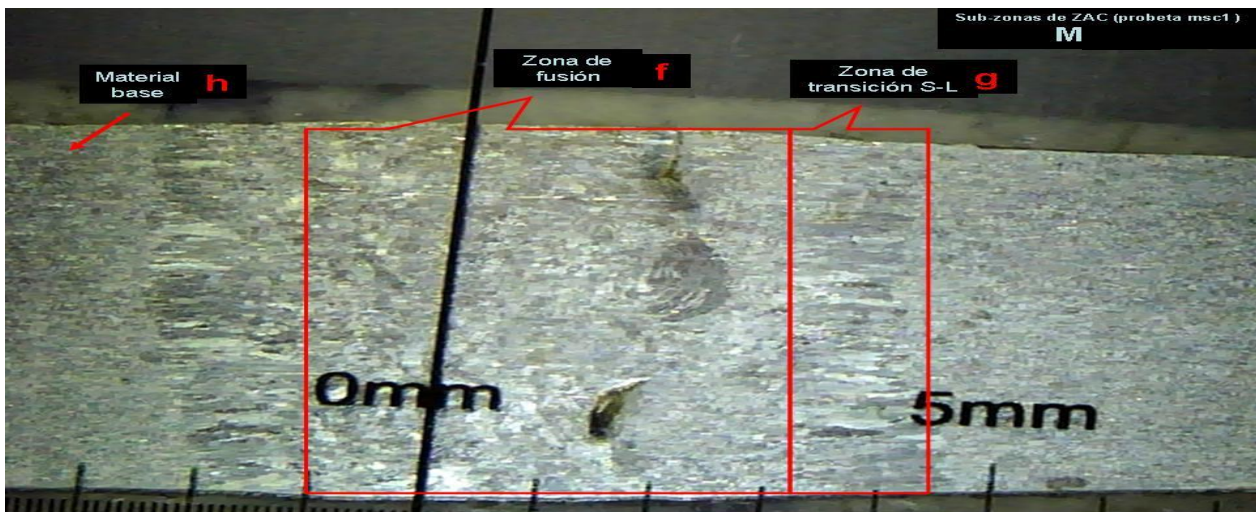
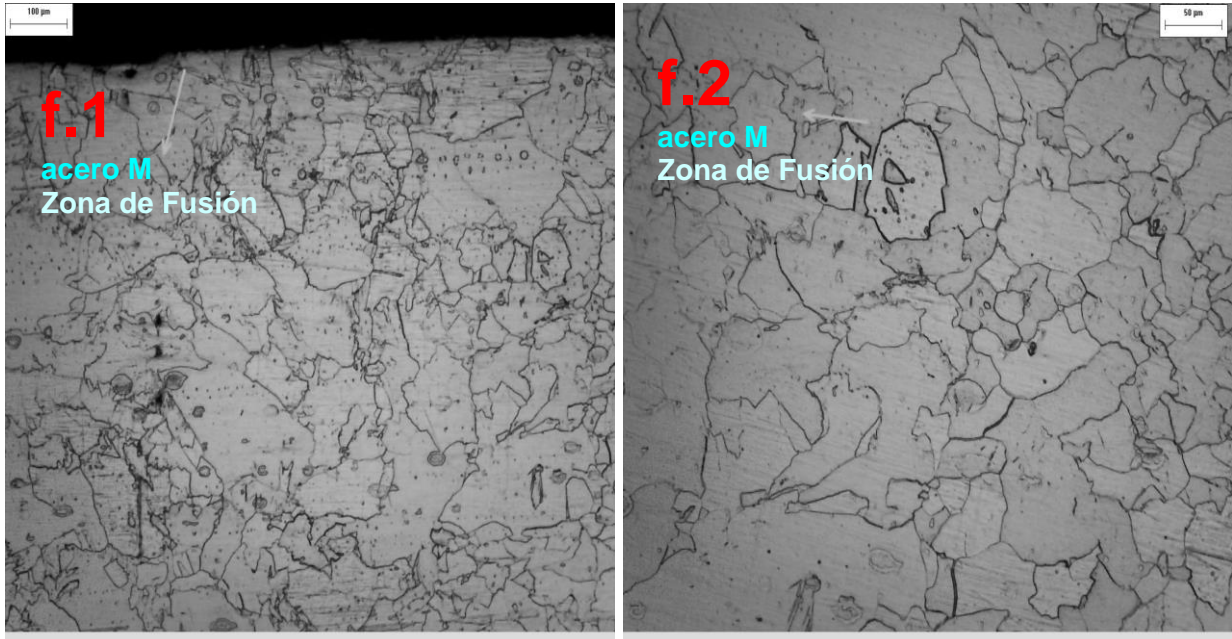


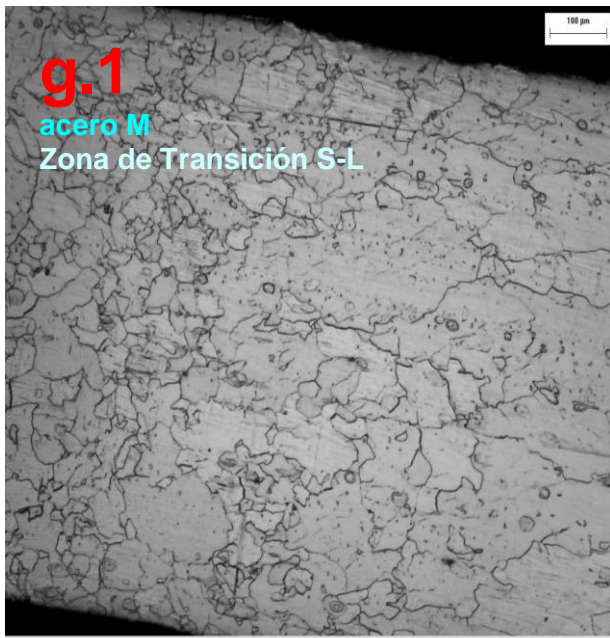
Figura 27. Estereografía de la ZAC de una probeta de acero M. En la imagen se señala e identifica cada sub-zona con recuadros e índices.

Las figuras 28 y 29 corresponden a micrografías ópticas de la zona de fusión en el acero M. En éstas se observa una microestructura de ferrita acicular; la presencia de algunas porosidades al centro de la línea de fusión; así como lo que pueden ser inclusiones o partículas precipitadas durante la solidificación. Las morfologías y variedad de tamaños de grano en esta región, son influenciadas por la presencia de dichas partículas en el acero.



Figuras 28 y 29. Micrografías ópticas de la zona sin afectación del acero M a diferentes aumentos. Ataque con Nital 2 y Picral.

Las micrografías mostradas a continuación (figuras 30 y 31) corresponden a una probeta del acero M. En la figura 30, del lado izquierdo, se observa la microestructura correspondiente a la zona de fusión, ferrita acicular, la cual choca con granos de mayor tamaño y forma alargada. Ésta estructura columnar se desarrolla a partir de un frente de solidificación originado en granos de ferrita (lado derecho figuras 30 y 31) que no alcanzaron temperaturas de fusión (zona de transición sólido líquido). Por otro lado se destaca la presencia de algunas inclusiones o partículas de forma esférica en la superficie del acero.



Figuras 30 y 31. Micrografías ópticas de la zona de transición S-L del acero M a la misma amplificación. Ataque con Nital 2 y Picral. Se muestra el crecimiento de grano ferrítico columnar a partir de granos de ferrita recristalizada.

Las siguientes microscopías (figuras 32 y 33), muestran detalles de las diferentes microestructuras de la ZAC. En la figura 32 se observan la zona de intersección de la línea de fusión (izq.) y una zona de grano de ferrita columnar (der.). Del mismo modo, la figura 33 muestra la región donde inicia el crecimiento de grano columnar a partir de la microestructura ferrítica del material base.



Figuras 32 y 33. Micrografías ópticas de la zona de transición S-L del acero M a diferentes amplificaciones. Ataque con Nital 2 y Picral.

La figura 34 es una microscopía del acero M, en la que se observa la microestructura del material base sin afectación, una microestructura ferrítica; así mismo se muestran algunas inclusiones y porosidades en la superficie del acero.

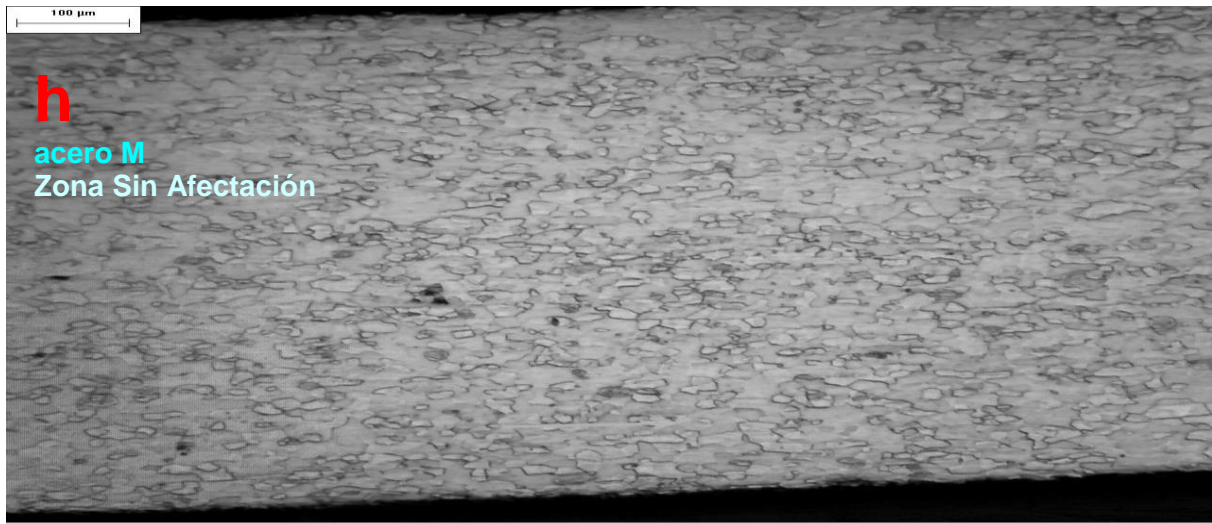


Figura 34. Micrografía óptica de la zona de material base sin afectación del acero M. Ataque con Nital 2 y Picral.

5.2.3 Microestructuras en la ZAC del acero I.

La figura 35 es una estereografía correspondiente a la zona de soldadura del acero I. En ésta se identifican cuatro sub-zonas pertenecientes a la ZAC. La primera de ellas corresponde a la región de fusión (subíndice 'i'), cuyo grosor es de 2mm aproximadamente; a su izquierda se encuentra una zona de crecimiento de grano (subíndice 'j'), de 0.5mm de grosor; seguida de la zona de recristalización (subíndice 'k'), de 2mm de grosor; y por último la zona parcialmente transformada (subíndice 'l'), cuyo tamaño es de 0.5mm de espesor aproximadamente.

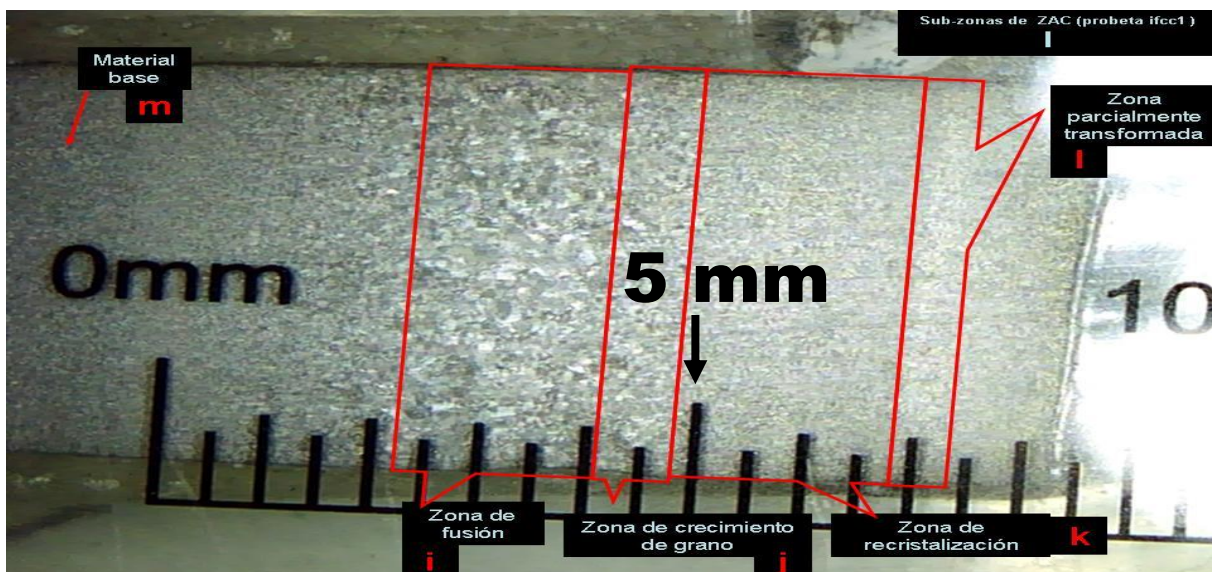
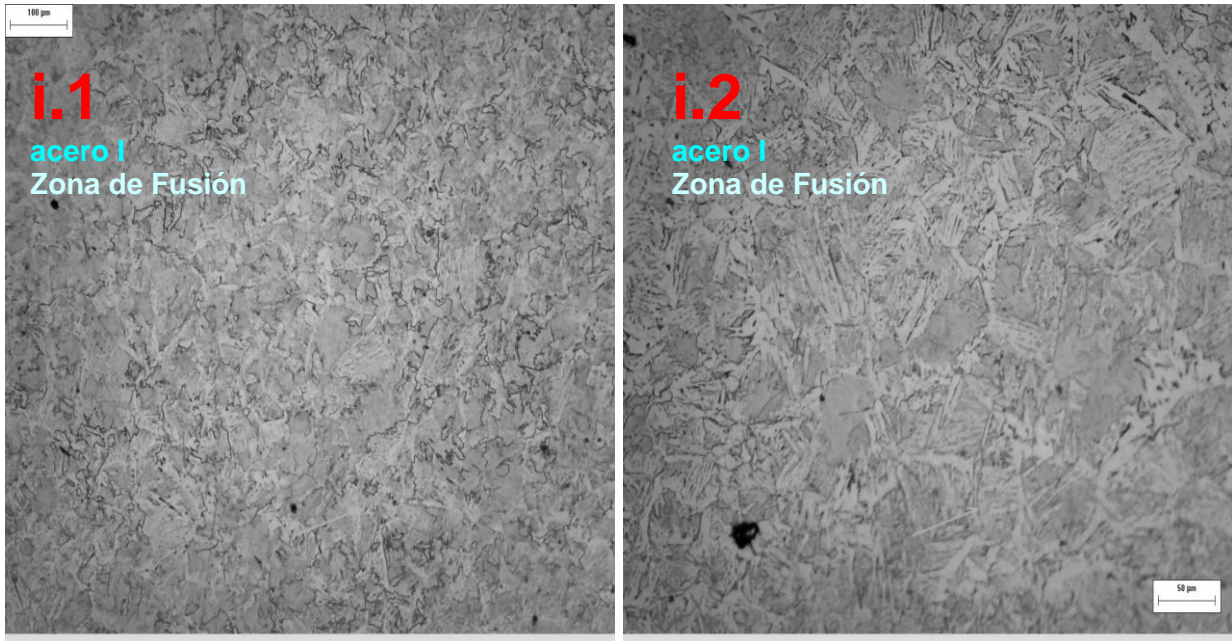


Figura 35. Estereografía de la ZAC de una probeta del acero I. En la imagen se señala e identifica cada sub-zona con recuadros e índices.

RESULTADOS

Las siguientes micrografías ópticas (figuras 36, 37 y 38) corresponden a un acero I. En ellas se observa la formación de una microestructura de ferrita acicular; asimismo se distingue la presencia de algunas partículas correspondientes a precipitados o inclusiones, las cuales inducen la formación de este tipo de microestructuras a partir de la limitación en el crecimiento de la ferrita proeutectoide. [13]



Figuras 36 y 37. Micrografías ópticas de la zona de fusión del acero I, a diferentes aumentos. Ataque con Nital 2 y Picral.

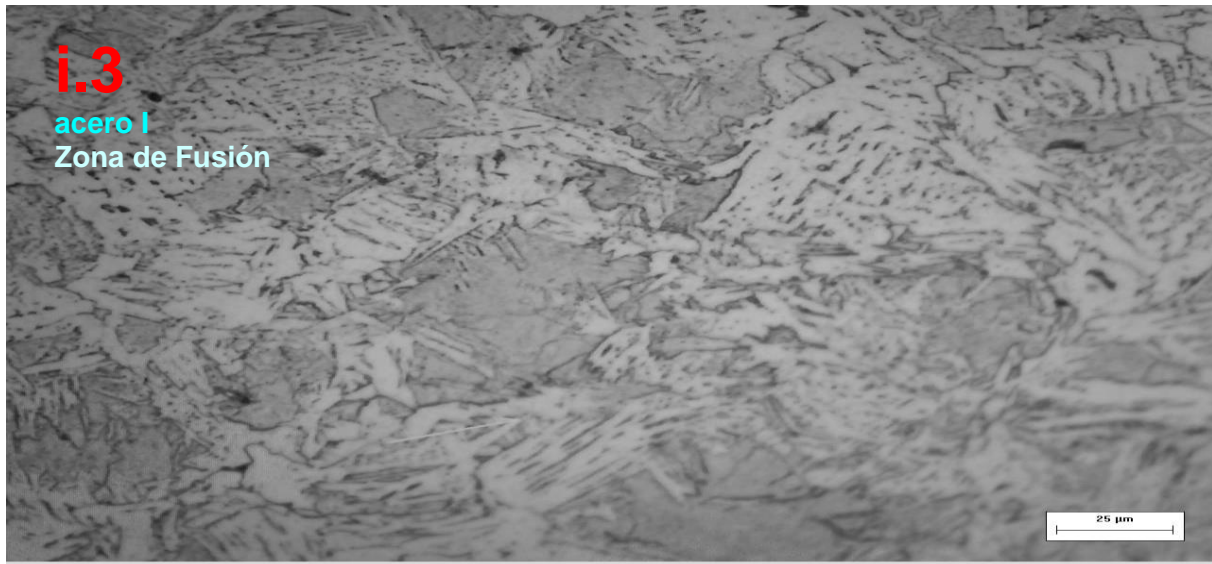
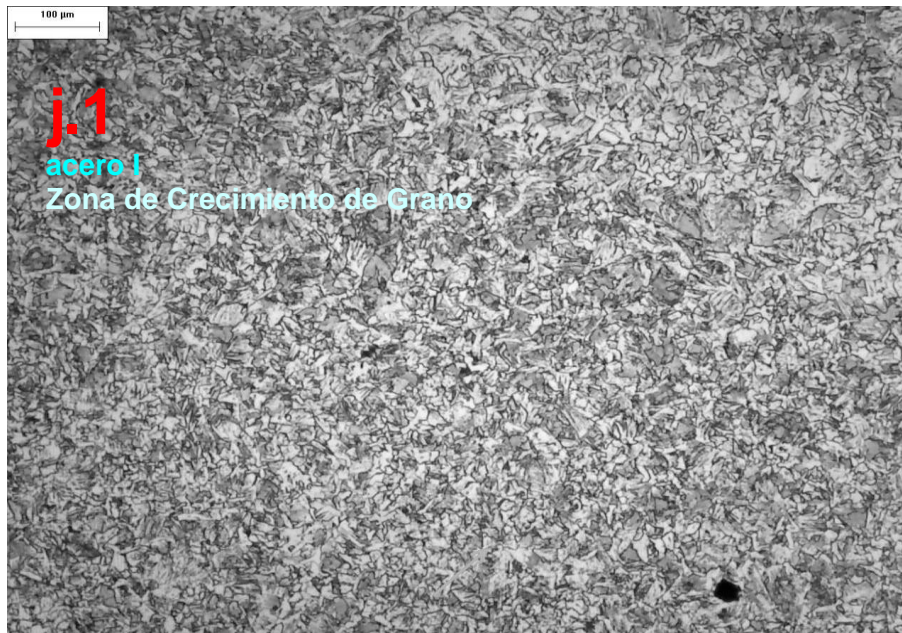


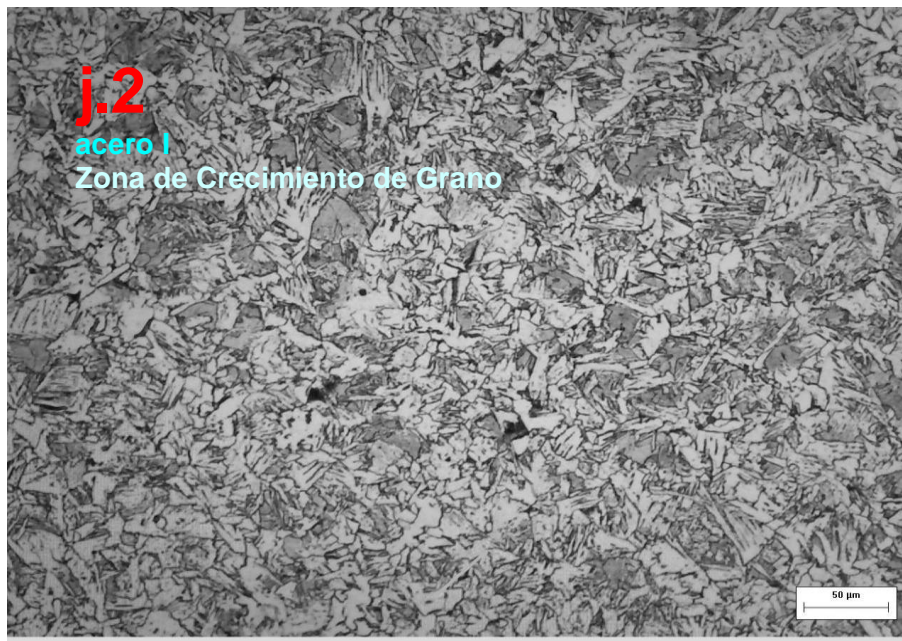
Figura 38. Micrografía óptica de la zona de fusión del acero I. Ataque con Nital 2 y Picral.

RESULTADOS

Las figuras 39 y 40, corresponden a la zona de crecimiento de grano del acero I. Dicha región se origina a consecuencia de la energía almacenada en la red cristalina durante la etapa de calentamiento en la soldadura, y la dilución de carbonitruros presentes en el material. El crecimiento de grano se observa en relación al tamaño de grano del material base. Es posible apreciar una microestructura de ferrita acicular, la cual es inducida por la presencia de partículas que inhiben la transformación bainítica durante la transformación eutectoide. Tal microestructura brinda mayor tenacidad al material en la zona. [13]



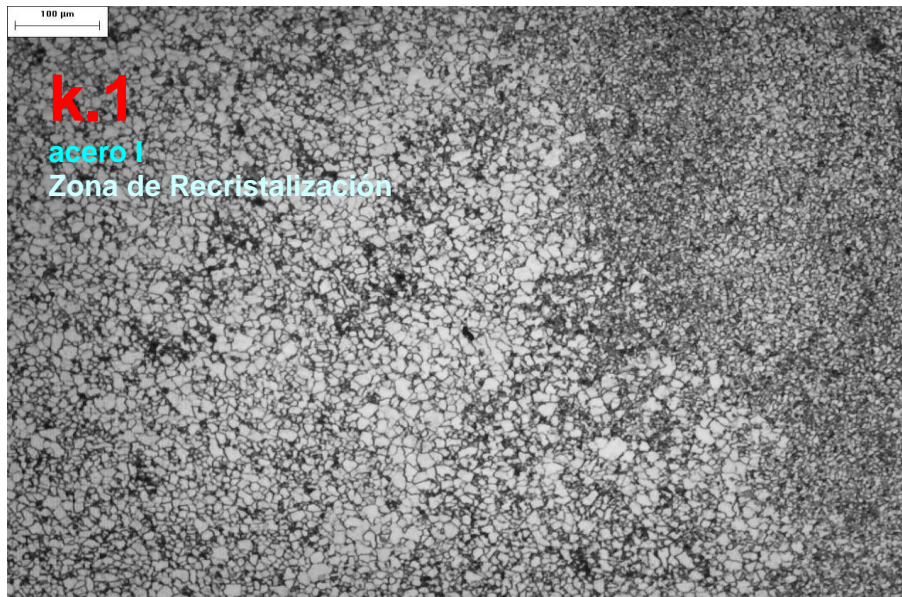
Figuras 39. Micrografía óptica de la zona de crecimiento de grano del acero I. Ataque con Nital 2 y Picral.



Figuras 40. Micrografía óptica de la zona de crecimiento de grano del acero I, a mayor aumento. Ataque con Nital 2 y Picral.



Las siguientes micrografías (figura 41 y 42) muestran la zona de recristalización dentro de la ZAC; la cual, presenta una disminución del tamaño de grano con respecto a las diferentes zonas de la ZAC y la zona del material base sin afectación. En la figura 41 es posible observar el cambio de tamaño y morfología. De izquierda a derecha, se observa la transición desde el material base, donde se aprecia el grano de ferrita equiaxial; pasando por regiones en las que se muestra el engrosamiento de límites de grano; y finalizando con ferrita con tamaños de grano disminuidos debido a la recristalización del acero. En la figura 42 se observa con mayor detalle de la morfología microestructural en dicha zona, una ferrita acicular, así como la presencia de lo que parece ser partículas de precipitados como carburos o nitruros.

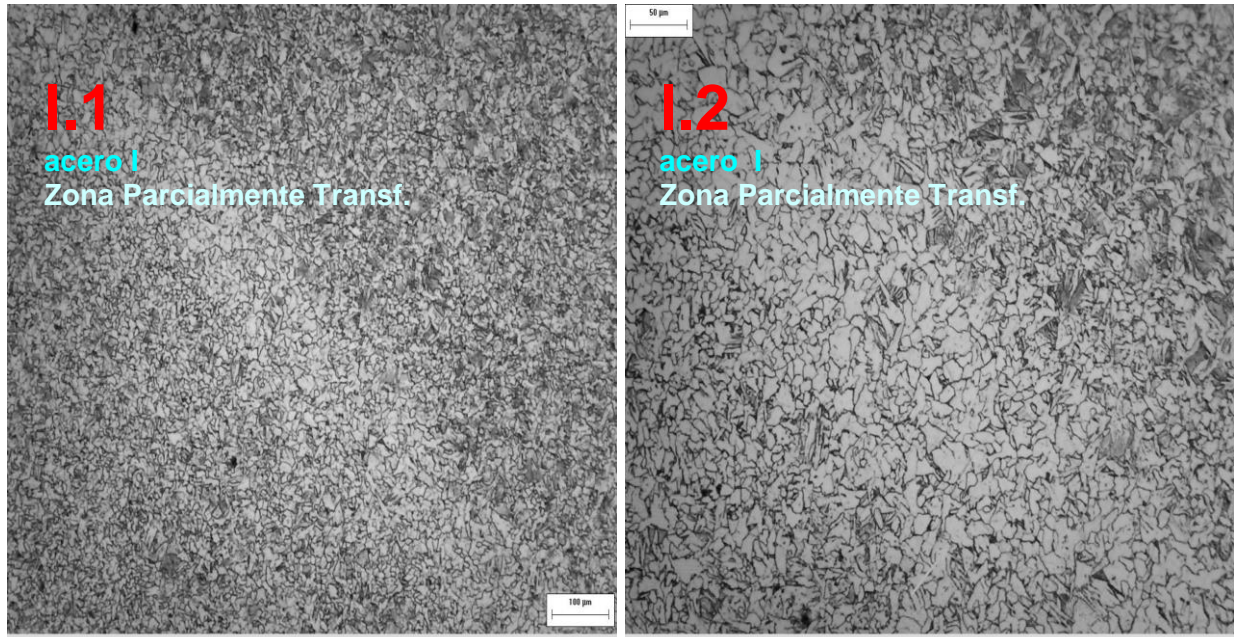


Figuras 41. Micrografía óptica de la zona de recristalización del acero I. Ataque con Nital 2 y Picral.



Figuras 42. Micrografía óptica de la zona de recristalización del acero I, a mayor aumento. Ataque con Nital 2 y Picral.

En las siguientes micrografías se observa la zona parcialmente transformada dentro de la ZAC (figuras 43 y 44), en ellas se muestra una franja de color más claro en la que se observa una ligera variación de la morfología de la ferrita acicular; además de un tenue incremento del tamaño de la misma. De igual forma se distingue el engrosamiento de algunos límites de grano.



Figuras 43 y 44. Micrografías ópticas de la zona parcialmente transformada del acero I, a diferentes aumentos. Ataque con Nital 2 y Picral.

La figura 45, muestra la microestructura del material base sin afectación por el ciclo térmico de la soldadura. En esta, se observan algunas inclusiones y porosidades en la superficie de la pieza, además de grietas debido a la manipulación de la probeta durante los ensayos de tensión.

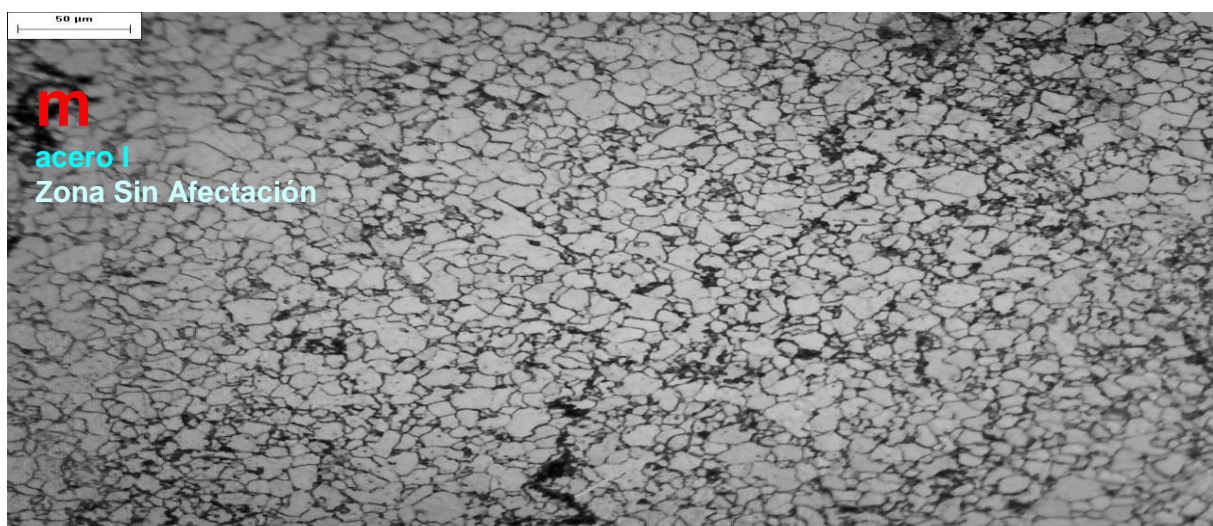


Figura 45. Micrografía óptica de la zona sin afectación del acero I. Ataque con Nital 2 y Picral.

5.3 Propiedades Mecánicas.

Para evaluar las propiedades mecánicas de las uniones de soldadura y el efecto que tiene la presencia de hidrógeno en los distintos aceros utilizados, se realizaron ensayos de tensión para dos probetas de cada acero. Diseñadas conforme a las dimensiones de la norma ASTM E8.

5.3.1 Ensayos de tensión del acero H.

A continuación se presentan los gráficos correspondientes a las curvas de *Esfuerzo vs Deformación* de las probetas del acero H. En primer lugar se muestran las curvas de las probetas a las que únicamente se realizó el procedimiento de soldadura (figura 46); posteriormente se muestran los gráficos de las probetas con procedimiento de soldadura y carga electrolítica de hidrógeno (figura 47). Por último, en la tabla 5, se presentan los resultados de esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo de tensión y porcentaje de elongación, resultantes de los ensayos de tensión de cada probeta del acero H. En el primer renglón se muestran los datos respectivos a las probetas del acero de llegada; en el segundo y tercer renglón se presentan los datos de las probetas con soldadura; y en los renglones cuarto y quinto se presentan los datos de las probetas con procedimiento de soldadura y carga de hidrógeno.

Los resultados de las pruebas permiten ver una importante afectación en las propiedades mecánicas del acero H. El esfuerzo máximo de tensión se redujo un 25%; así mismo, la elongación de este acero disminuyó un 77%.

Ambos parámetros se observan disminuidos debido a la presencia de hidrógeno y la interacción que tiene con diversos sitios de 'atrapamiento', como partículas precipitadas de segundas fases, límites de grano y el incremento en la densidad de dislocaciones. Estos "sitios de atrapamiento" son frecuentes en este tipo de aceros debido a su proceso de manufactura y composición.

La afectación por la presencia de hidrógeno es uno de los problemas más serios de entre los mecanismos que originan e inducen la propagación de una grieta en materiales unidos por soldadura de fusión. Conocido como agrietamiento en frío, este tipo de grietas incuban y se propagan debido a la difusión de hidrógeno, la mayoría de las veces atrapado en la pileta de soldadura por la presencia de humedad en los electrodos y en el medio ambiente, durante los procesos de soldadura. El hidrógeno a altas temperaturas se encuentra en estado atómico y difunde fácilmente a través de los intersticios en la red cristalina siendo retenido en sitios propensos; como micro grietas, límites de grano, interfaces y dislocaciones. Una vez anclado a estos sitios ocurre una reacción cuyo resultado es la formación del hidrógeno molecular, más estable a temperatura ambiente y cuya formación genera acumulación esfuerzos internos. La reacción puede también originar la formación de nuevas interfaces en los límites de grano, las cuales tienen la capacidad de incubar, y propagar el agrietamiento del material por ser compuestos principalmente frágiles. [13] [20]



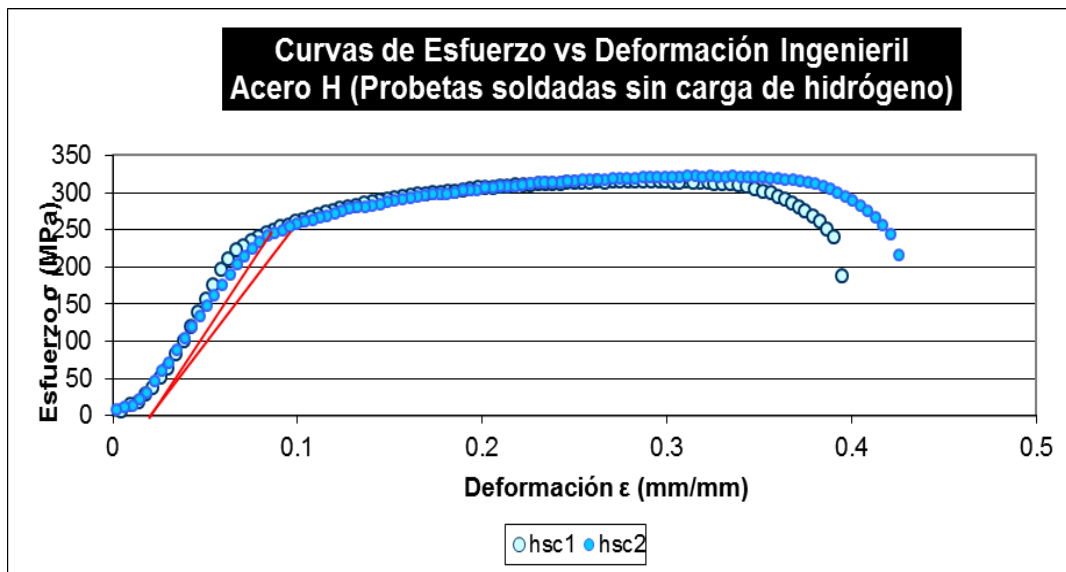


Figura 46. Curvas de Esfuerzo vs Deformación Ingenieril para probetas del acero H, con carga de hidrógeno. Las líneas rojas determinan el esfuerzo de fluencia convencional.

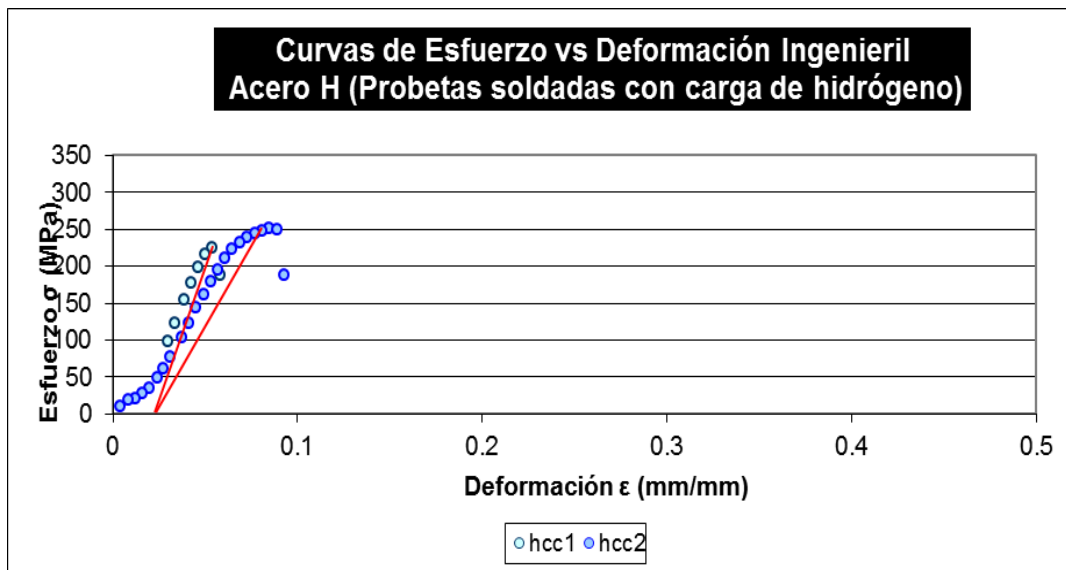


Figura 47. Curvas de Esfuerzo vs Deformación Ingenieril para probetas del acero H, sin carga de hidrógeno. Las líneas rojas determinan el esfuerzo de fluencia convencional.

Tabla 5. Tabla de resultados del ensayo de tensión para probetas del acero H.

Núm.	Referencia	Probeta	σ_{fluencia} (MPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	ϵ (%)
1	De llegada.	hsc0	263.33	281.66	34.2
2	Sin carga de H.	hsc1	239.20	315.00	39.5
3	Sin carga de H.	hsc2	245.00	321.70	42.5
4	Con carga de H.	hcc1	224.20	224.20	5.8
5	Con carga de H.	hcc2	248.30	251.60	9.2



5.3.2 Ensayos de tensión del acero M.

Las siguientes curvas Esfuerzo vs Deformación pertenecen a probetas del acero M. La primera (figura 48) resulta de los ensayos de las probetas soldadas sin carga de hidrógeno; la segunda (figura 49) corresponde a las probetas soldadas con carga de hidrogeno. Por último, los resultados numéricos se muestran en la tabla 6.

En este caso, la afectación de las propiedades del acero fue menor. Sin embargo se observan cambios relevantes respecto al porcentaje de elongación; en el que los valores se ven reducidos en un 31%. Esta diferencia respecto a los otros aceros puede relacionarse con una menor cantidad de sitios de atrapamiento de hidrógeno presentes; consecuencia de la composición, microestructura y deformación plástica del material (densidad de dislocaciones); lo cual da como resultado un inicio y propagación temprano de fracturas.

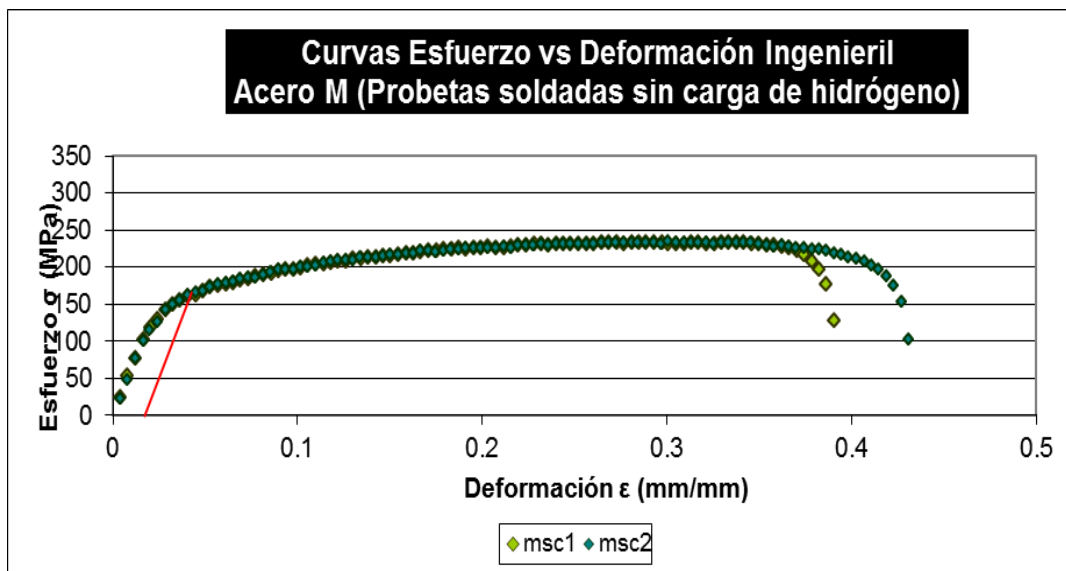


Figura 48. Curvas de Esfuerzo vs Deformación Ingenieril para probetas del acero M, sin carga de hidrógeno. Las líneas rojas determinan el esfuerzo de fluencia convencional.

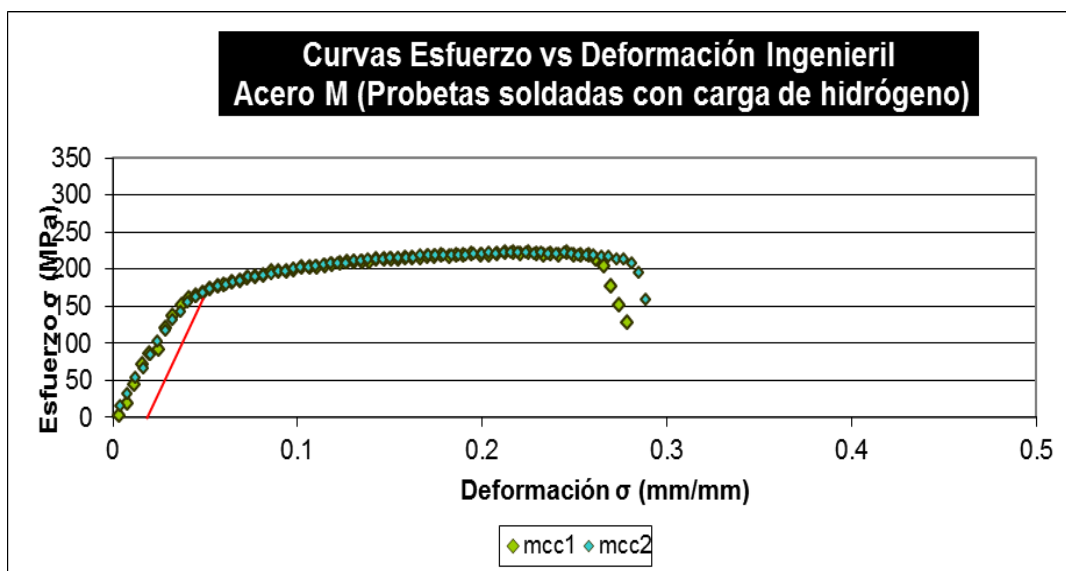


Figura 49. Curvas de Esfuerzo vs Deformación Ingenieril para probetas del acero M, con carga de hidrógeno. Las líneas rojas determinan el esfuerzo de fluencia convencional.



Tabla 6. Tabla de resultados del ensayo de tensión para probetas del acero M.

Núm.	Referencia	Probeta	$\sigma_{fluencia}$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	ϵ (%)
6	De llegada.	msc0	137.50	200.00	58.2
7	Sin carga de H.	msc1	176.40	233.30	39.08
8	Sin carga de H.	msc2	176.40	233.30	43.12
9	Con carga de H.	mcc1	179.20	222.20	27.8
10	Con carga de H.	mcc2	179.20	222.20	28.9

5.3.3 Ensayos de tensión del acero I.

Las siguientes curvas de Esfuerzo vs Deformación pertenecen a probetas del acero I; en primer lugar se muestran las curvas de las probetas sin carga de hidrógeno (figura 50); posteriormente se muestran las curvas de las probetas con carga de hidrógeno (figura 51); por último se presentan los resultados de estos ensayos en la tabla 7.

En estos gráficos se observa que el acero I presenta diversas afectaciones por la presencia de hidrógeno, primordialmente en los valores de deformación del material, los cuales se ven reducidos en un 75%. Los carburos, nitruros y otras partículas precipitadas; así como dislocaciones desarrolladas durante los procesos de manufactura; además de microgrietas y otros defectos del material pueden resultar ser los causantes de este fenómeno de mayor atrapamiento de hidrógeno y la consecuente afectación en sus propiedades mecánicas.

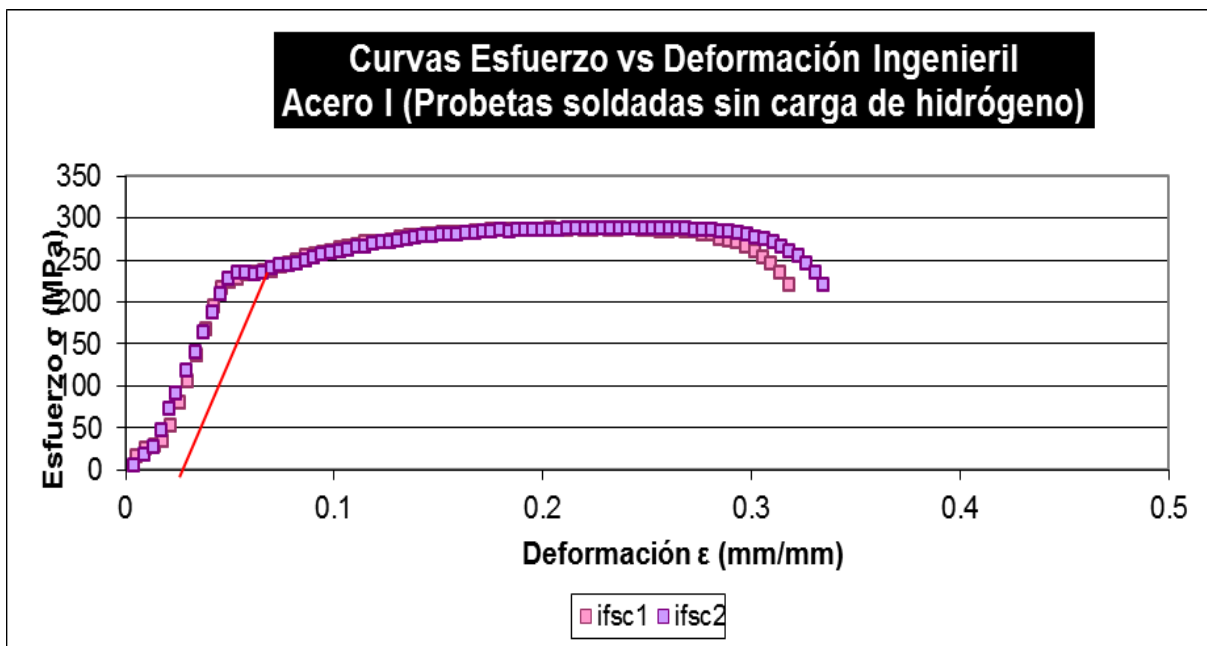


Figura 50. Curvas de Esfuerzo vs Deformación Ingenieril para probetas del acero I, sin carga de hidrógeno. Las líneas rojas determinan el esfuerzo de fluencia convencional.



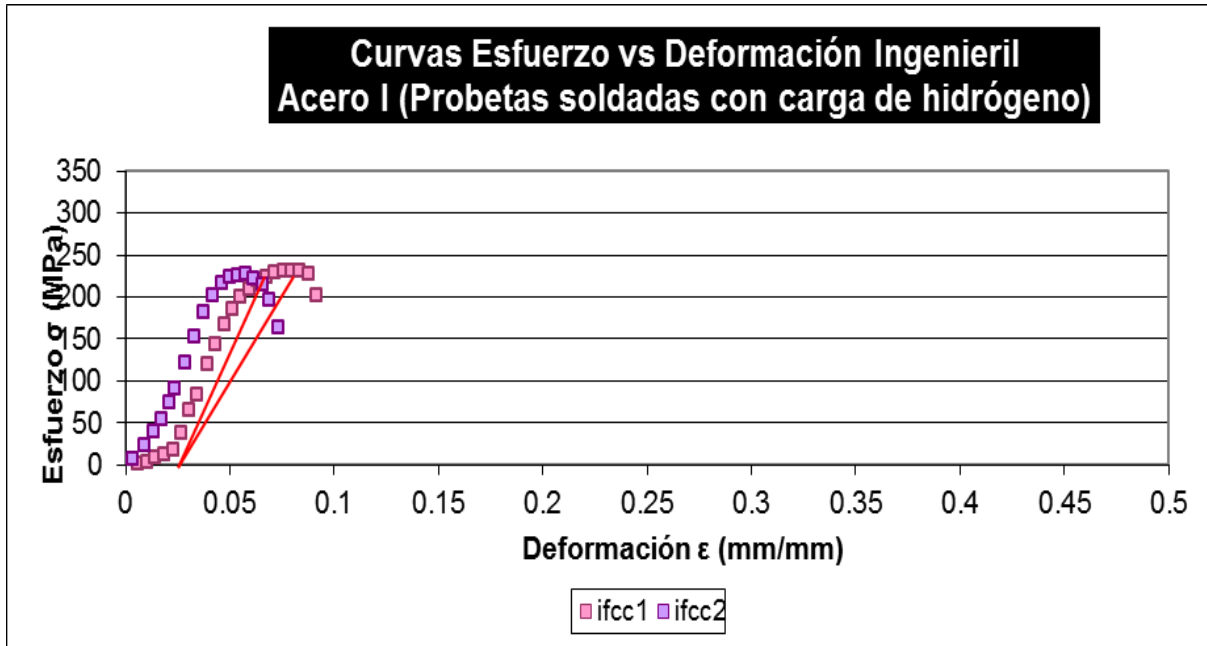


Figura 51. Curvas de Esfuerzo vs Deformación Ingenieril para probetas del acero I, con carga de hidrógeno. Las líneas rojas determinan el esfuerzo de fluencia convencional.

Tabla 7. Tabla de resultados del ensayo de tensión para probetas del acero I.

Núm.	Referencia	Probeta	$\sigma_{fluencia}$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	ϵ (%)
11	De llegada.	isc0	198.04	265.66	38.6
12	Sin carga de H.	isc1	234.30	287.30	33.5
13	Sin carga de H.	isc2	232.40	288.20	31.8
14	Con carga de H.	icc1	225.50	231.30	9.2
15	Con carga de H.	icc2	224.50	227.50	7.3



5.3.4 Ensayos de Micro Dureza del acero H.

La figura 52 muestra el promedio, por sub-zonas dentro de la ZAC, de un barrido de micro dureza Vickers para una probeta del acero H, con carga de hidrógeno (H cch) y una probeta sin carga de hidrógeno (H sch). Es posible observar que no hay cambios importantes en los valores de dureza de las diferentes microestructuras de la ZAC presentes en cada probeta. Se aprecia también una ligera disminución en los valores de micro dureza de las probetas sometidas a la carga de hidrógeno.

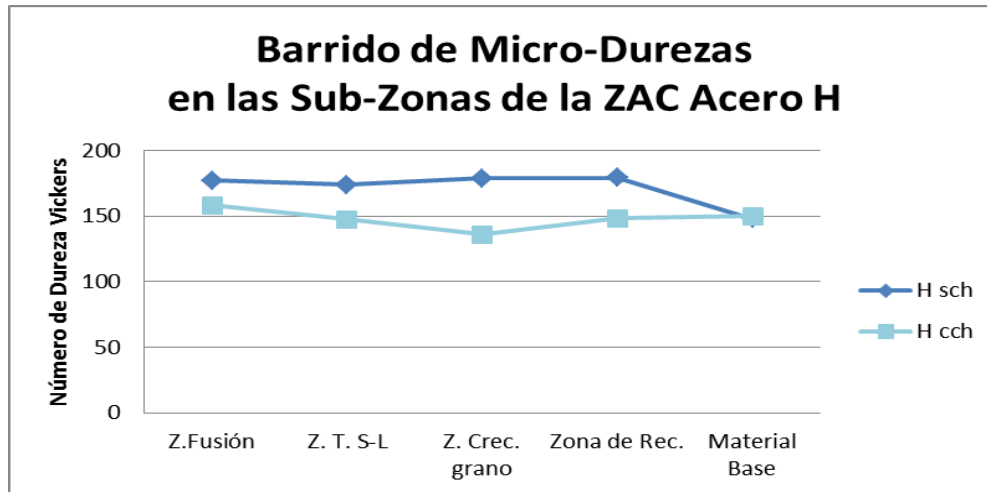


Figura 52. Comparativo de durezas por sub zonas de la ZAC para probetas del acero H, con carga y sin carga de hidrógeno. Micro Dureza Vickers (Carga 980mN).

5.3.5 Ensayos de Micro Dureza del acero M.

La figura 53 muestra los valores de dureza en cada sub-zona dentro de la ZAC de dos probetas de acero M. No se observa una variación significativa entre los valores de dureza de cada sub-zona. Sin embargo, al igual que las probetas del acero anterior, se observa una ligera disminución en los valores de la probeta con carga de hidrógeno (M cch), respecto a la probeta sin carga de hidrógeno (M sch); sobre todo en la zona del material base.

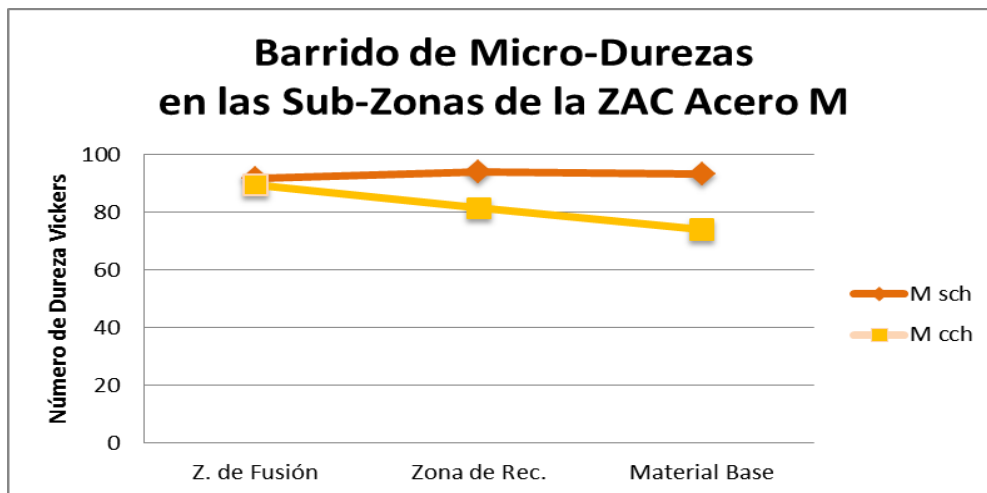


Figura 53. Comparativo de durezas por sub zonas de la ZAC para probetas del acero M, con carga y sin carga de hidrógeno. Micro Dureza Vickers (Carga 980mN).



5.3.6 Ensayos de Micro Dureza del acero I.

La figura 54 muestra los valores de dureza promedio para cada sub-zona de la ZAC de probetas del acero I; con carga y sin carga de hidrógeno. Al igual que en los materiales anteriores, no se observa una diferencia significativa entre los valores de cada sub-zona. Así mismo, es posible observar una ligera disminución de los valores de dureza de la probeta con carga de hidrógeno, respecto a la probeta sin carga de hidrógeno. Esto puede explicarse debido al crecimiento de huecos dentro del material lo cual reduciría la resistencia del material a ser ‘penetrado’ por el indentador para la medición de micro dureza, reflejando una disminución generalizada de dichos valores.

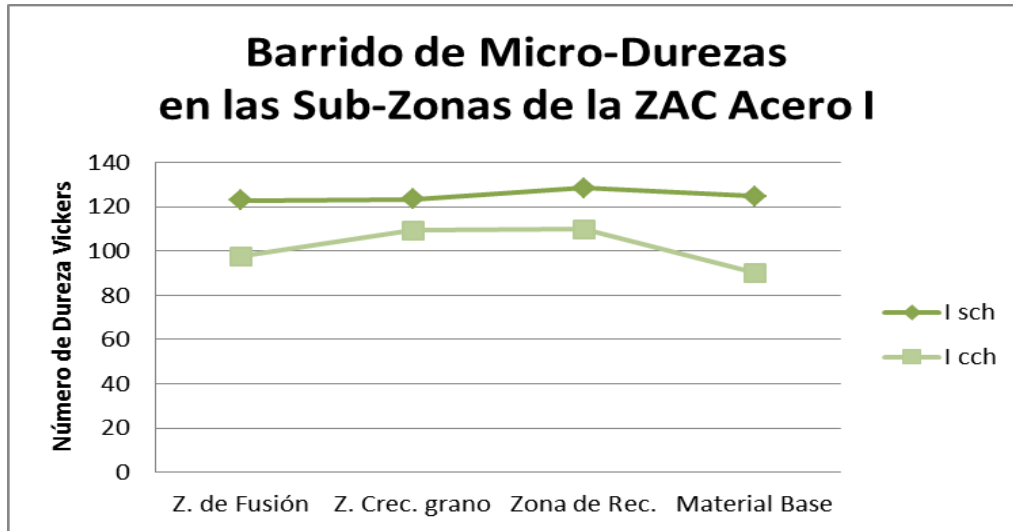


Figura 54. Comparativo de durezas por sub zonas de la ZAC para probetas del acero I, con carga y sin carga de hidrógeno. Micro Dureza Vickers (Carga 980mN).

5.4 Análisis de Fractura

Posteriormente a la realización de los ensayos de tensión se efectuó la captura de imágenes para el análisis de fractura de cada probeta. A continuación se presentan los resultados de dicho análisis obtenido a través del Microscopio Electrónico de Barrido (MEB).



5.4.1 Fractografía del acero H sin carga de hidrógeno.

La figura 55 corresponde a la superficie de fractura de un acero H sin carga de hidrógeno con procedimiento de soldadura. La fractura ocurrió en el material base, fuera de la región de soldadura. En la imagen, se observa la reducción del área transversal provocada por la deformación plástica del material. Sobre la superficie de fractura se observa una gran cantidad de protuberancias correspondientes a 'copas' que resultan de la coalescencia y deformación de cavidades en tamaños homogéneos.

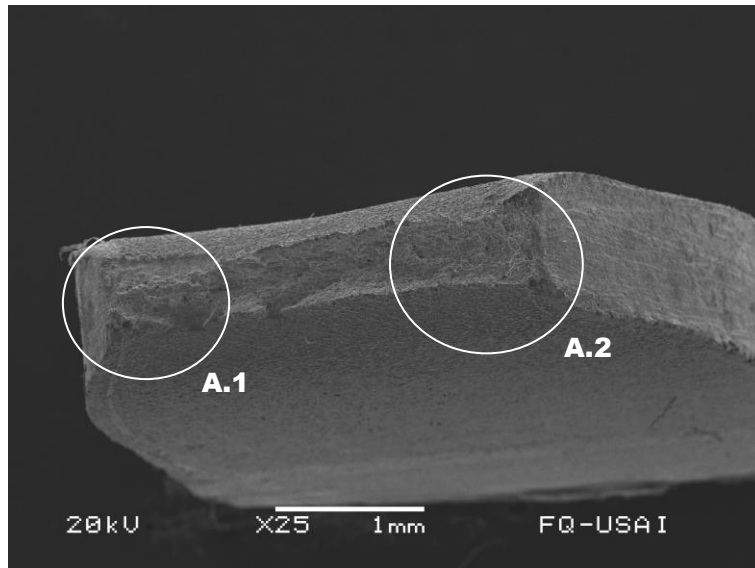


Figura 55. Fractografía del acero H, sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observan dos áreas de amplificación mediante circunferencias (A.1 y A.2)

A continuación se muestran ampliaciones de la zona marcada con el índice A.1 (figura 56). En éstas se observa con mayor detalle las múltiples depresiones en forma de 'copa', así como la presencia de huecos y porosidades de moderada profundidad.

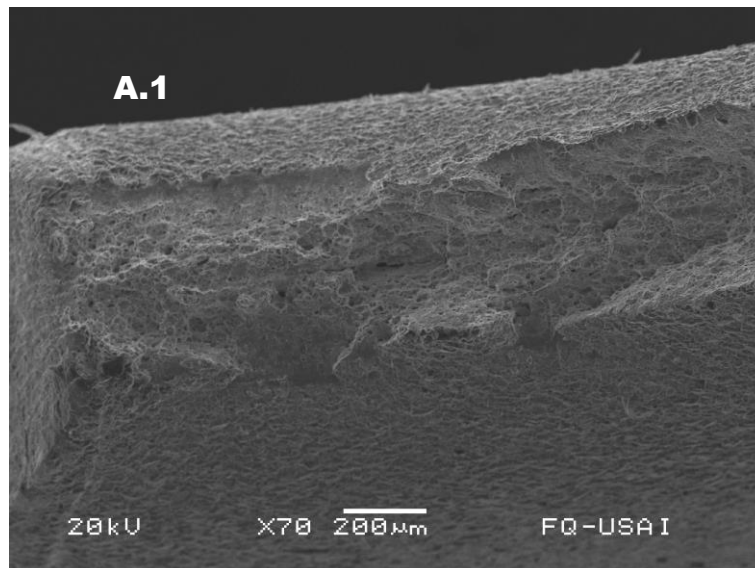


Figura 56. Fractografía del acero H, sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observan detalles del patrón de fractura que ocurre mediante la coalescencia de microporos.

La figura 57, es una ampliación de la región con índice A.2 en la figura 56. En estas imágenes se muestra el desarrollo de una fractura dúctil. Así mismo se observa una orientación generalizada en la formación de depresiones o 'copas', lo que sugieren una distribución de esfuerzos primordialmente homogéneo.

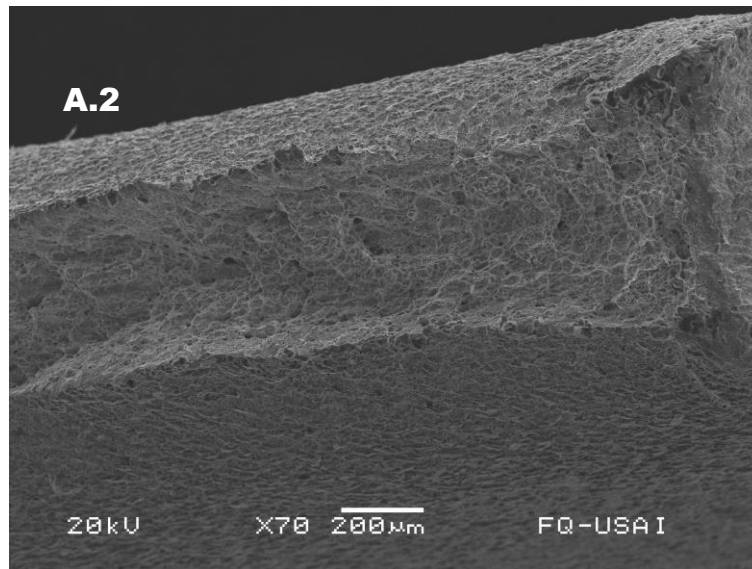


Figura 57. Fractografía del acero H sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observa la reducción del área transversal de la probeta, provocada por la deformación plástica del acero.

La figura 58 es una mayor ampliación de la superficie de fractura del acero H; en ésta, se observa la formación de múltiples copas originadas por la presencia de una gran cantidad de sitios de nucleación de porosidades. Aunque la mayor parte de los hoyuelos son superficiales se pueden observar poros de mayor profundidad, lo cual implica una gran deformación plástica del acero en tales sitios.

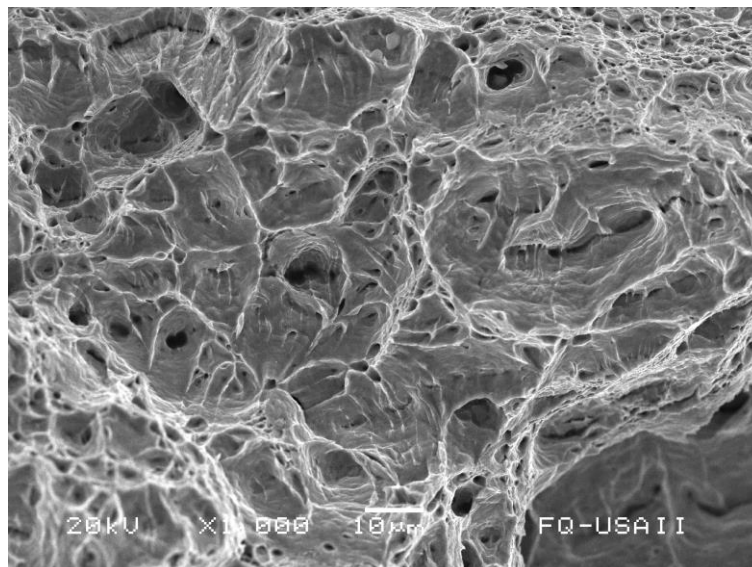


Figura 58. Fractografía del acero H sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observan detalles de la formación de copas por coalescencia de microporos; así como la interconexión entre ellas que origina el recorrido de la fractura.

5.4.2 Fractografías del acero H con carga de hidrógeno.

La siguiente fractografía corresponde a la superficie de fractura de un acero H con procedimiento de soldadura y carga de hidrógeno (figura 59). La ruptura ocurrió en el material base, fuera de la región de soldadura. La imagen da cuenta de la afectación por la presencia de hidrógeno en el material. En ella se observa un patrón de fractura primordialmente frágil y de la cual no es posible apreciar una reducción del área transversal. Se observan también grietas que corren de forma horizontal sobre la superficie del acero.

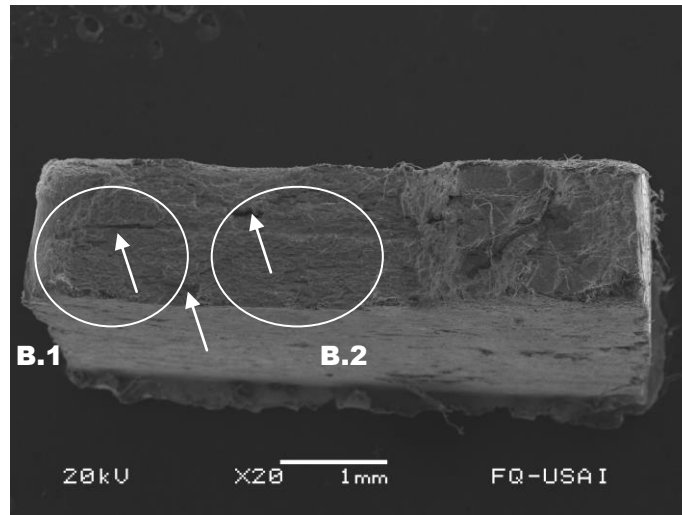


Figura 59. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. Se señala mediante flechas la presencia de grietas que corren paralelas a la extensión del material laminado.

La figura 60, muestra ampliaciones de la fractografía anterior (figura 60), de la zona con índice B.1. En la imagen se puede observar una superficie rugosa con presencia de grietas de diversas longitudes que corren en una misma dirección; así mismo es posible distinguir la formación de algunos ‘hoyuelos’ superficiales provocados por la coalescencia de microporos. También es posible observar límites de grano en la superficie de la fractura, correspondientes con una ruptura decohesiva iniciada y propagada a lo largo de estos límites de grano.

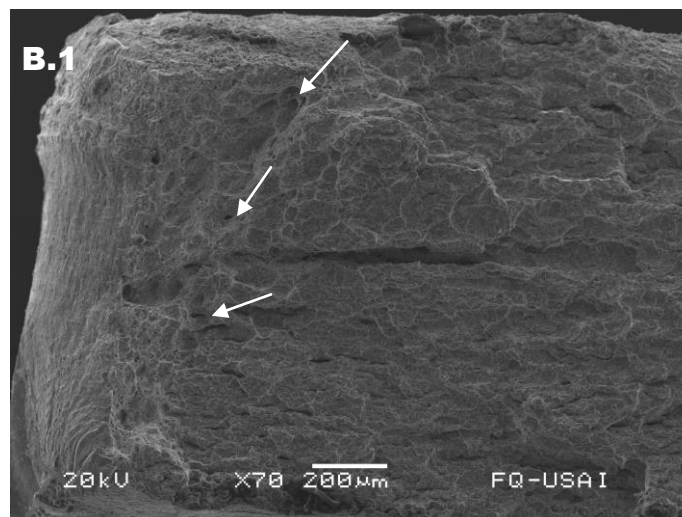


Figura 60. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. Se señala mediante flechas la presencia de ‘hoyuelos’ de poca profundidad, los cuales denotan regiones de mayor ductilidad.

La figura 61 es una ampliación de la zona con índice B.2 en la figura 59, que muestra la presencia de bordes de grano, debido a un recorrido de fractura primordialmente intergranular. Este patrón se relaciona con la afinidad de los bordes de grano para retener hidrógeno. Los bordes de grano son zonas de segregación de elementos aleantes; los cuales, junto con la presencia de hidrógeno pueden aumentar la energía de la interface precipitado-matriz, y en consecuencia nuclear y propagar grietas.

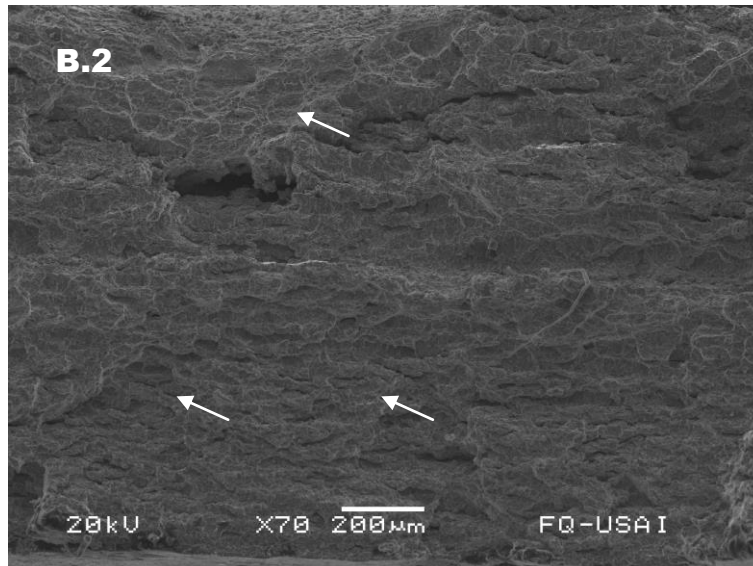


Figura 61. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. Se señala mediante flechas la presencia regiones con patrón intergranular.

La figura 62 corresponde a una ampliación de la región central de la superficie de fractura de la probeta de acero H. En ella se observa un patrón de fractura frágil con un recorrido principalmente transgranular. Se observan algunas microgrietas, posiblemente desarrolladas por la presencia de hidrógeno, el cual acumula esfuerzos en las puntas de estas microgrietas ya existentes, o en heterogeneidades como interfaces de alta energía interfacial.

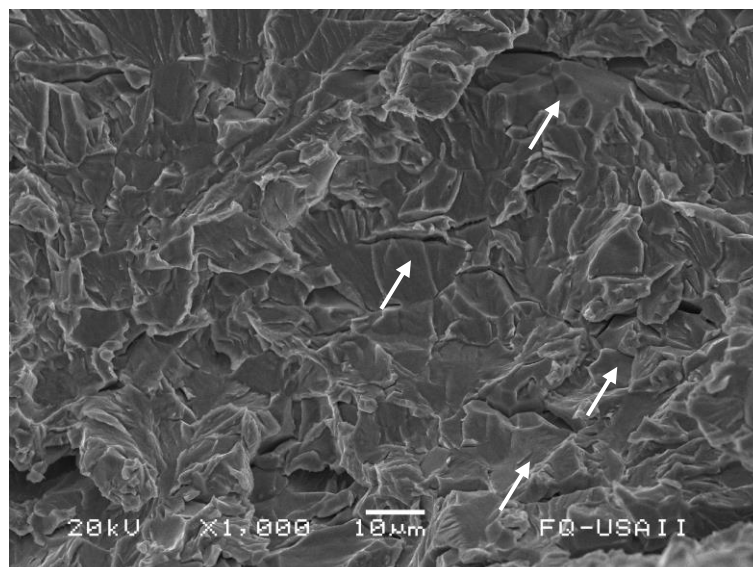


Figura 62. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura frágil transgranular, así como la delimitación de algunos bordes de grano por microgrietas (flechas).

5.4.3 Fractografías dentro de la ZAC del acero H con carga de hidrógeno.

La figura 63 muestra la superficie de fractura de una probeta de acero H, con carga de hidrógeno. La fractura fue inducida mediante muescas, dentro de la zona de soldadura del acero. La fractura refleja la afectación por la presencia de hidrógeno en el material. Se observa el desarrollo de un mecanismo de fractura mixto, primordialmente frágil y con un patrón intergranular. La reducción del área transversal es prácticamente imperceptible. En las imágenes es posible observar la formación de copas por coalescencia de cavidades en los bordes de la probeta.

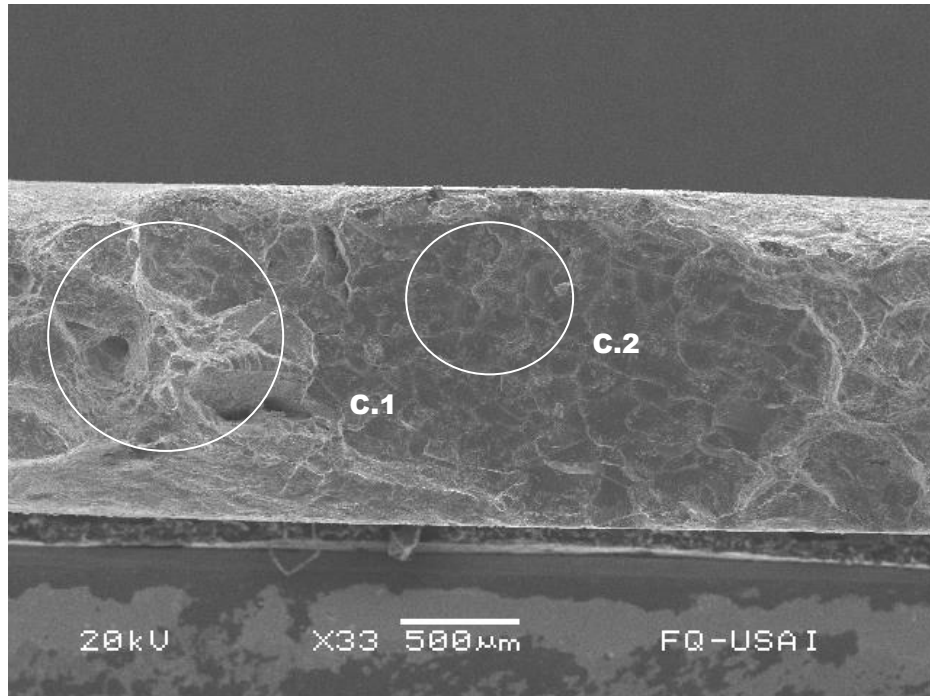


Figura 63. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se identifican áreas de amplificación mediante circunferencias con los índices C.1 y C.2.

La figura 64 muestra una ampliación de la superficie de fractura del área con índice C.1 en la fractografía anterior (figura 63). En ésta, se aprecian cavidades de tamaño y profundidad irregular, provocadas por partículas posiblemente engrosadas por la presencia de hidrógeno. En ciertas áreas de la superficie de fractura se aprecian patrones mixtos de fractura, por clivaje, coalescencia de microporos y patrón intergranular.

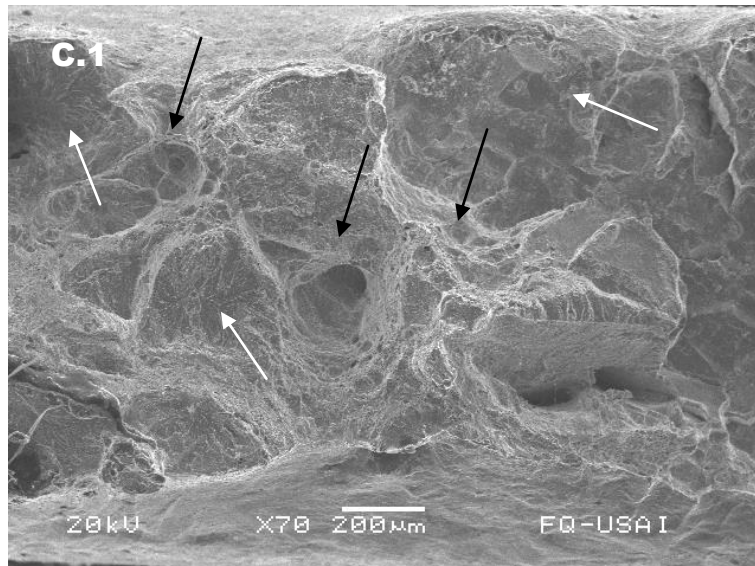


Figura 64. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se señala con flechas negras regiones de coalición y crecimiento de microporos. Con flechas en blanco se señalan patrones de fractura frágil y mixta.

La figura 65 muestra una ampliación de la superficie de fractura, de la región con índice C.2 en la figura 64, la cual presenta un recorrido intergranular. En ésta se muestran la presencia de grietas en algunos bordes de grano. La fractura se desarrolló dentro de la región de crecimiento de grano en la ZAC.

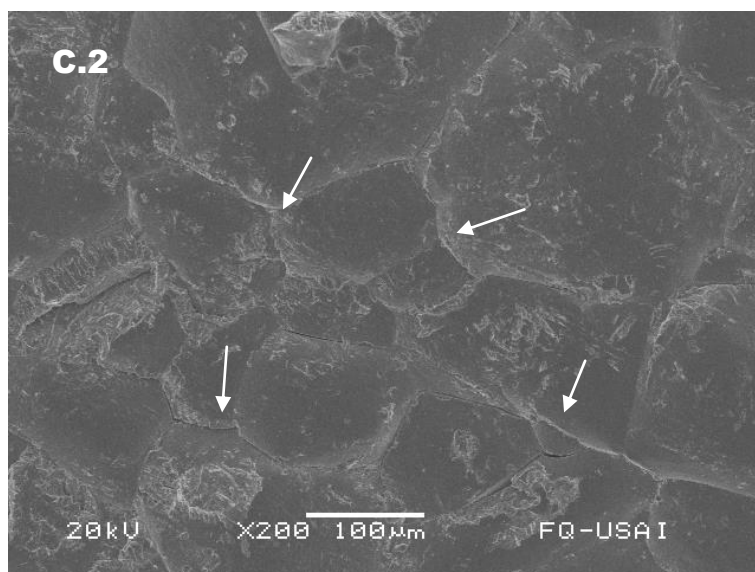


Figura 65. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se señala mediante flechas la presencia de grietas en algunos bordes de grano, lo que manifiesta la fragilidad en estas regiones del material.

5.4.4 Fractografías dentro de la ZAC del acero H sin carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido.

La figura 66 corresponde a la fractografía de un acero H sumergida en nitrógeno líquido y con la fractura inducida mediante muescas, en los extremos de la probeta, dentro de la zona de soldadura. En la superficie de fractura puede observarse, al centro, un patrón primordialmente frágil e intergranular. En los extremos de la probeta, se observa un patrón de fractura mixto, principalmente frágil con algunas deformaciones plásticas locales provocadas por la coalescencia de cavidades. En esta fractografía es posible observar algunas partículas esféricas sobre la superficie, correspondientes a partículas de segundas fases.

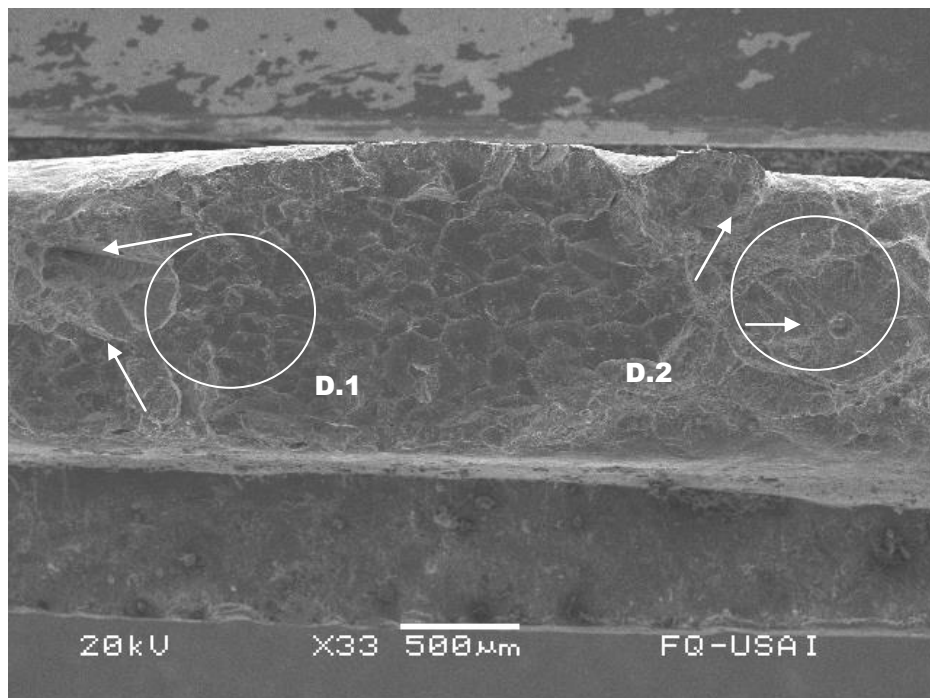


Figura 66. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno y fragilizado con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se señala mediante flechas la presencia de regiones de fractura dúctil. Se indican zonas de ampliificación con los índices D.2 y D.3.

La figura 67 es una ampliación de la fractografía anterior en la zona con índice D.1 (figura 66) donde se observa un patrón de fractura dúctil por coalición de cavidades, así como partículas de segundas fases. En ciertas zonas de la imagen ampliada se observan patrones de fractura intergranular y de clivaje.

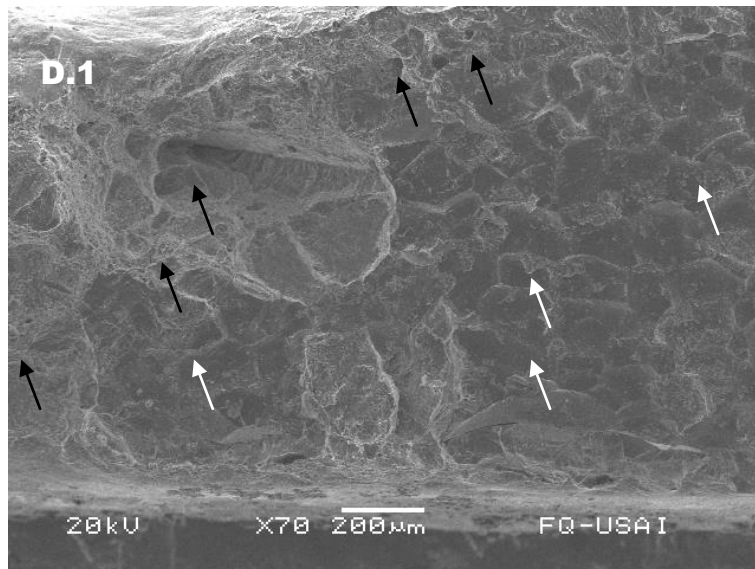


Figura 67. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno y fragilizado con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se señala mediante flechas negras la presencia de regiones dúctiles. Con flechas amarillas se señalan regiones de fractura frágil.

En la figura 68 se observa una ampliación de la zona con índice D.2 en la figura 67. En ésta región de la fractura se aprecian cavidades creadas por la coalescencia poros y lo que posiblemente sean partículas de carburos o nitruros al centro de ellas. Se observan también regiones donde el patrón de fractura ocurrió de forma intergranular y por clivaje.

Cabe mencionar que la presencia de poros y cavidades en comparación con probetas del mismo acero con carga de hidrógeno, se observa en menor cantidad, reflejando una afectación mínima en la zona de soldadura. Este fenómeno se puede explicar debido a que la densidad de sitios de atrapamiento de hidrógeno podría haber disminuido durante el procedimiento de soldadura. Las partículas de segundas fases pueden disolver, y los límites de grano verse reducidos por el crecimiento de grano durante el ciclo térmico de la soldadura. Así mismo, defectos de red como dislocaciones y cavidades, disminuirían provocando que la retención del hidrógeno disminuya en la región.

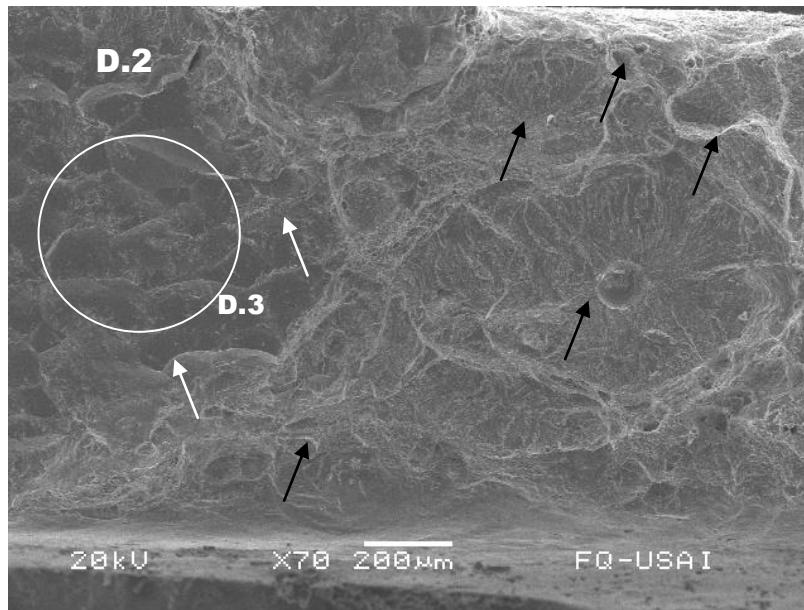


Figura 68. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno y fragilizado con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se señala mediante flechas negras la presencia de posibles partículas de carburos o nitruros. Con flechas blancas se señalan regiones de fractura frágil intergranular.

La figura 69 es una ampliación de la zona con índice D.3 en la figura 68, donde se observa la superficie de fractura que muestra una región con patrón de fractura intergranular. Es posible apreciar con claridad los límites de grano en la superficie de fractura de este acero.

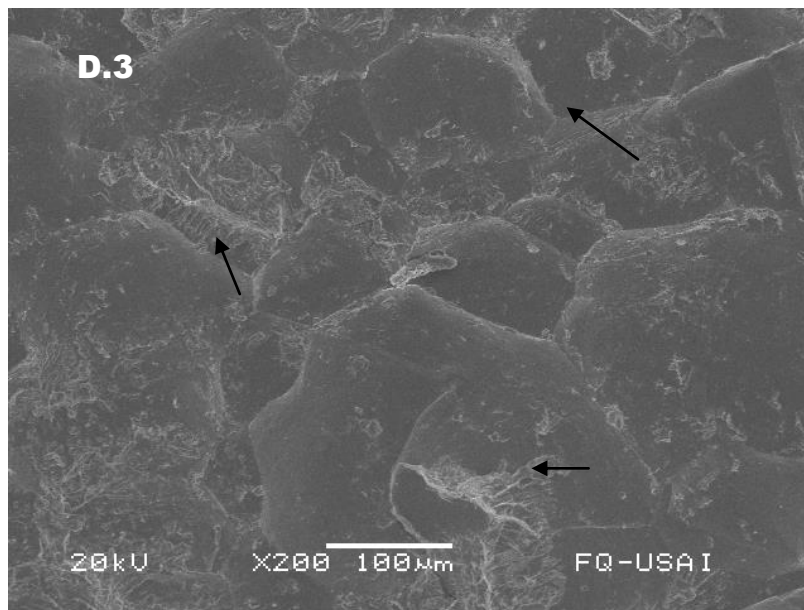


Figura 69. Fractografía del acero H con carga de hidrógeno y fragilizado con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se señala mediante flechas los límites de grano de la microestructura del acero, los cuales denotan una fractura intergranular.

5.4.5 Fractografías del acero M sin carga de hidrógeno.

La siguiente fractografía (figura 70) corresponde a una probeta del acero M, sin carga de hidrogeno, tomadas con un microscopio MEB. La fractura ocurrió en el material base, fuera de la región de soldadura. En la imagen se observa la superficie de fractura de una probeta del ensayo de tracción. Se aprecia el recorrido de estrías que parten del centro, hacia los extremos de la probeta; provocadas por la deformación plástica del material y que resultan de la disminución del área transversal en la zona.

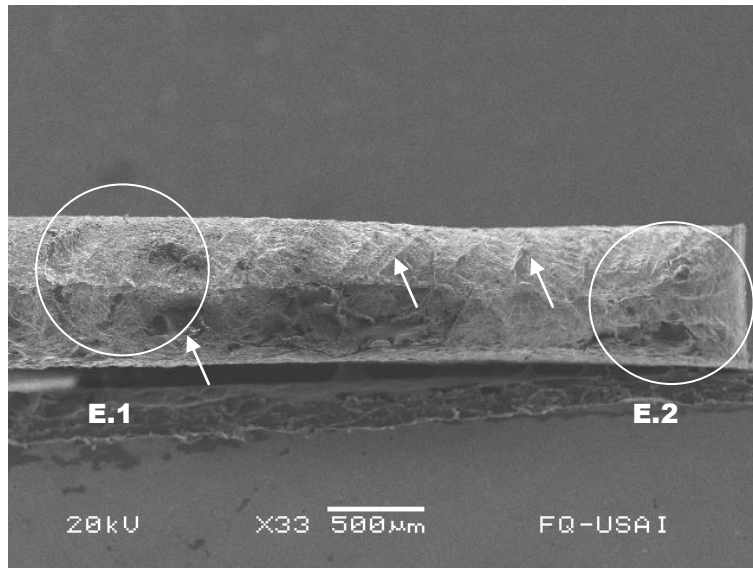


Figura 70. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno, con SEM. Se señala mediante flechas la presencia de 'estrías' que corren transversalmente del centro de la pieza hacia los extremos. Con subíndices se identifican las áreas de ampliación.

En la figura 71 se observa la ampliación de la zona con índice E.1 en la figura 71. En ella se muestra al centro de la probeta, la formación de una línea de cavidades que definen el patrón de la fractura, dejando entrever la deformación del material, respecto al área transversal, previa a la ruptura.

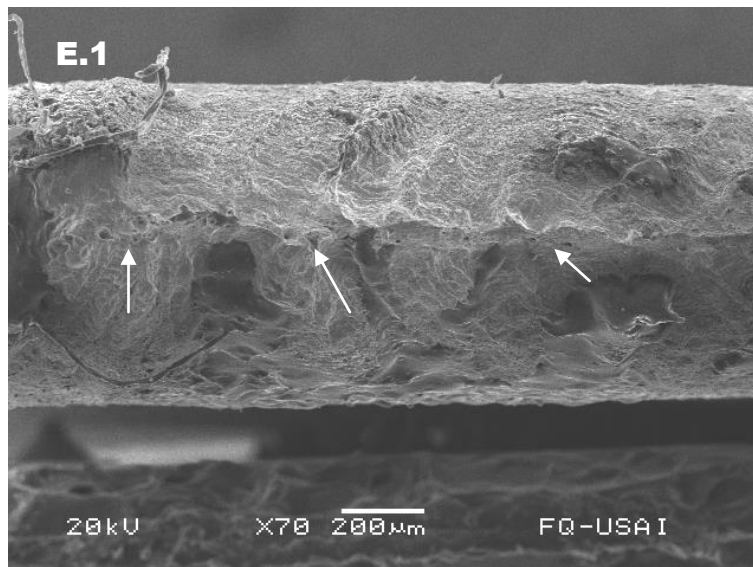


Figura 71. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno, con SEM. Se señala mediante flechas el patrón de fractura dúctil, así como la presencia de algunas porosidades sobre la superficie.

En la figura 72 es posible observar que la propagación de fractura se desarrolló por la coalición de múltiples cavidades que nuclearon a partir de la presencia de partículas de segundas fases en el acero (inclusiones y precipitados).

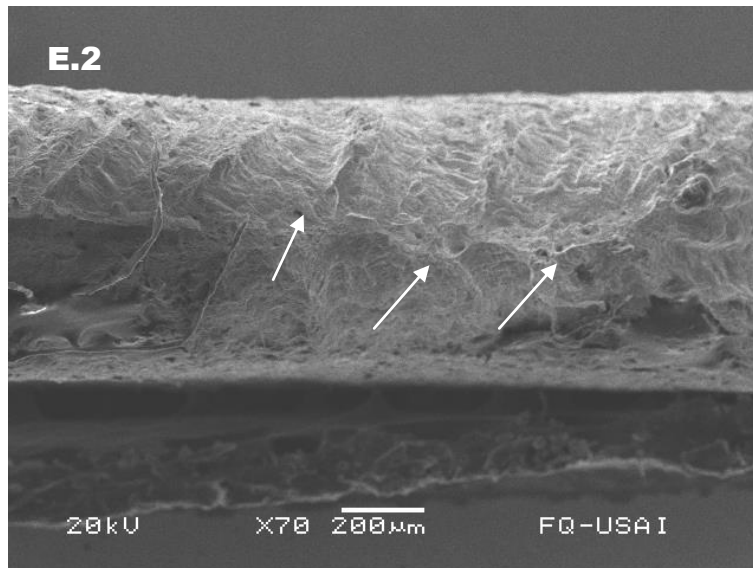


Figura 72. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno, con SEM. Se señala mediante flechas el patrón de fractura dúctil, así como la presencia de algunas porosidades sobre la superficie.

La figura 73 muestra una ampliación de la región central de la superficie de fractura del acero M. En ella es posible observar 'hoyuelos' equiaxiales de tamaños similares, que resultan del crecimiento y coalición de microhuecos presentes en el acero.

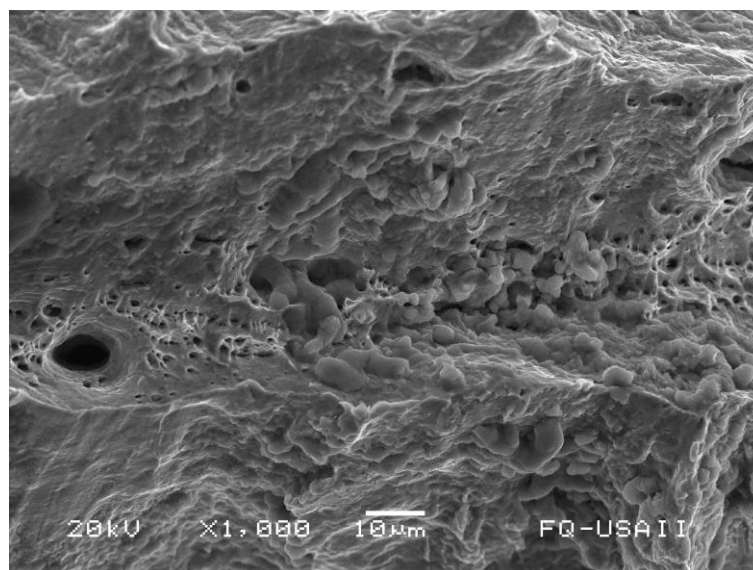


Figura 73. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observa el patrón de fractura dúctil así como la presencia de poros que forman el recorrido de la fractura.

5.4.6 Fractografías del acero M con carga de hidrógeno.

La figura 74 corresponde a la fractografía de una probeta de acero M con carga de hidrógeno. La fractura ocurrió dentro de la región de soldadura. La superficie muestra cavidades equiaxiales de diversos tamaños, mayores con respecto las probetas de otros materiales trabajadas bajo las mismas condiciones. La superficie de la fractura no muestra reducción del área transversal.

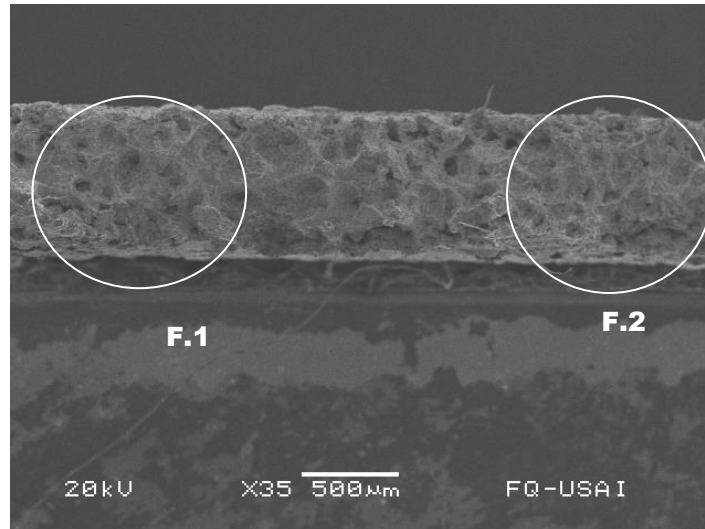


Figura 74. Fractografía del acero M con carga de hidrógeno, con SEM. Se indica mediante los índices F.1 y F.2 regiones de amplificación de la superficie de fractura.

La figura 75 muestra una amplificación de la zona con índice F.1 de la figura 74. Se observan cavidades formadas por la coalescencia de poros, así como patrones de fractura frágil de un recorrido intergranular. El patrón de fractura es resultado de la interacción del hidrógeno con las múltiples zonas de atrapamiento (bordes de grano, partículas de segundas fases, etc.) [13] [16]; la nucleación y crecimiento de grietas o poros a lo largo del material. Cabe señalar que la superficie de la probeta antes de realizar el ensayo de tensión se encontraba sumamente afectada por la carga de hidrógeno, incluso era posible observar descamación y ampollamiento.

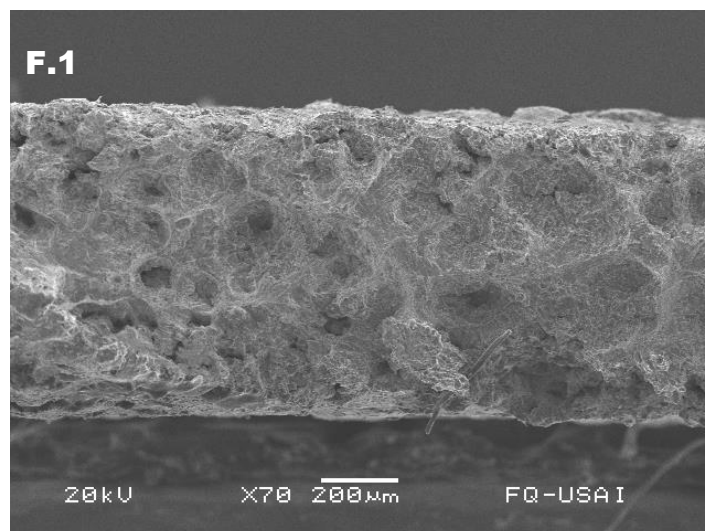


Figura 75. Fractografía del acero M con carga de hidrógeno, con SEM. Se observa el patrón de fractura frágil, así como la presencia de algunas cavidades de gran tamaño en la superficie.

En la figura 76 se observa la formación de grietas provocadas por la acumulación de esfuerzos, originadas por la presencia de hidrógeno en las zonas de atrapamiento del acero. Estas grietas se observan de forma horizontal a la posición de la imagen.

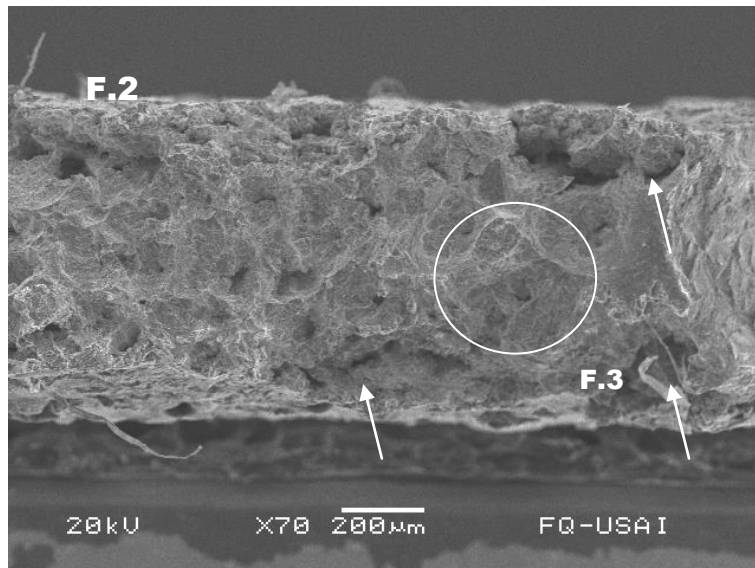


Figura 76. Fractografía del acero M con carga de hidrógeno, con SEM. Se observa el patrón de fractura frágil, así como la presencia de cavidades de gran tamaño en la superficie. Mediante el índice F.3 se identifica una zona de amplificación subsecuente.

En la figura 77 se observan detalles de las cavidades presentes en la superficie de fractura; así como el recorrido intergranular de la misma. También es posible observar la presencia de algunos hoyuelos provocados por la coalescencia de microporos.

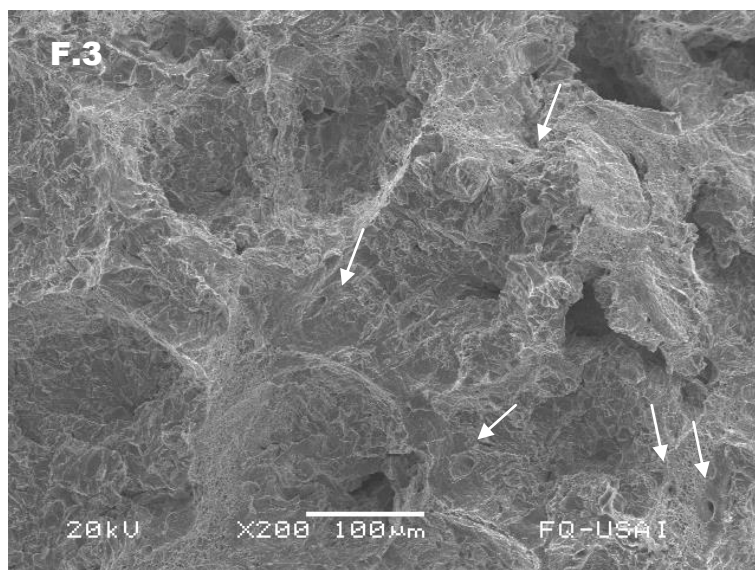


Figura 77. Fractografía del acero M con carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura primordialmente frágil con un recorrido intergranular y por clivaje. Las flechas señalan la presencia de algunas copas por coalescencia de microporos.

La figura 78 es una ampliación de la región central de la superficie de fractura del acero M. En ella se observa un patrón de fractura por clivaje con un recorrido transgranular e intergranular. Este patrón deja ver la interacción del hidrógeno con otras regiones además de los bordes de grano, debido principalmente a la presencia de precipitados de carburos en este acero y apilamiento de dislocaciones provocadas por los procesos de manufactura de láminas de este tipo.

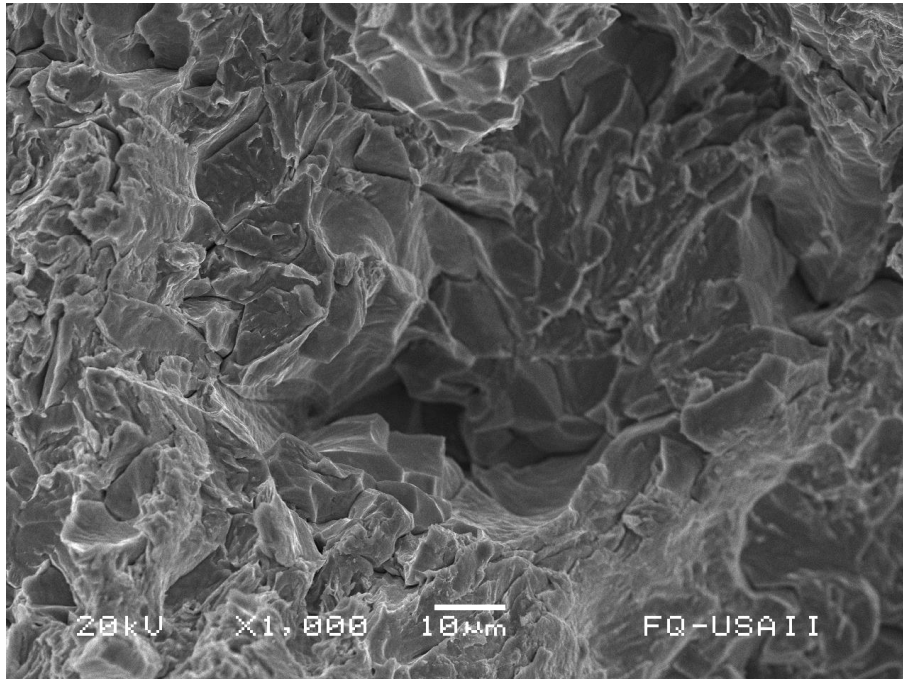


Figura 78. Fractografía del acero M con carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura primordialmente frágil con un recorrido transgranular e intergranular; así como grietas que delinean algunos límites de grano.

5.4.7 Fractografías dentro de la ZAC del acero M sin carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido.

La siguiente fractografía (figura 79) corresponde a una probeta del acero M sin carga de hidrógeno y sumergida en nitrógeno líquido para inducir la fractura dentro de la zona de soldadura. En la imagen se puede observar un patrón de fractura por clivaje, así como cambios en la trayectoria de propagación de la fractura. No se observa una reducción del área transversal.

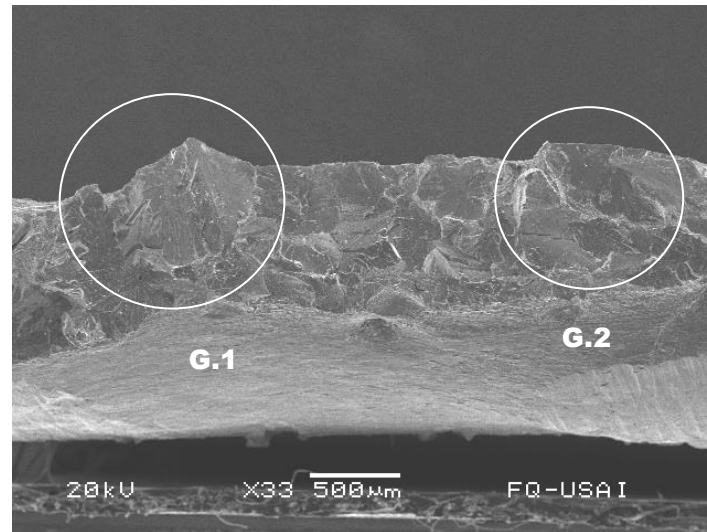


Figura 79. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno y fragilizado con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se observa un patrón de fractura primordialmente de clivaje. Se identifican dos zonas de ampliación con los índices G.1 y G.2.

La figura 80 muestra una ampliación de la zona G.1 en la figura 79, donde se observa el recorrido de la fractura y los constantes cambios de dirección que tiene en su trayectoria. Esto es principalmente provocado por la presencia de cavidades, bordes de grano o partículas de segundas fases que influyen en el cambio de dirección de la fractura y que tienen la posibilidad de nuclear grietas.

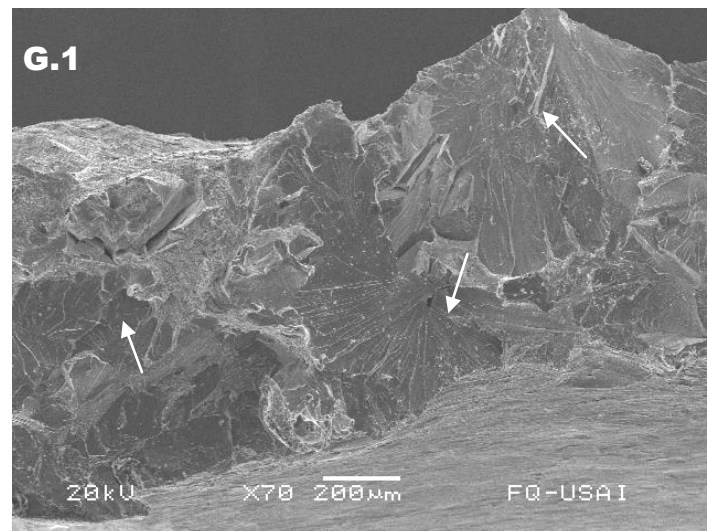


Figura 80. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno y fragilizado con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se observa un patrón de fractura por clivaje. Las flechas señalan las probables regiones de nucleación de grietas, correspondientes a poros o partículas.

La figura 81 muestra una ampliación de la zona G.2 de la figura 79. En esta se aprecia el desarrollo del patrón de fractura por clivaje. Así mismo se muestran múltiples grietas que corren horizontales a la posición de la imagen, posiblemente inducidas por la acumulación de esfuerzos en los procesos de laminación durante la fabricación de la lámina.

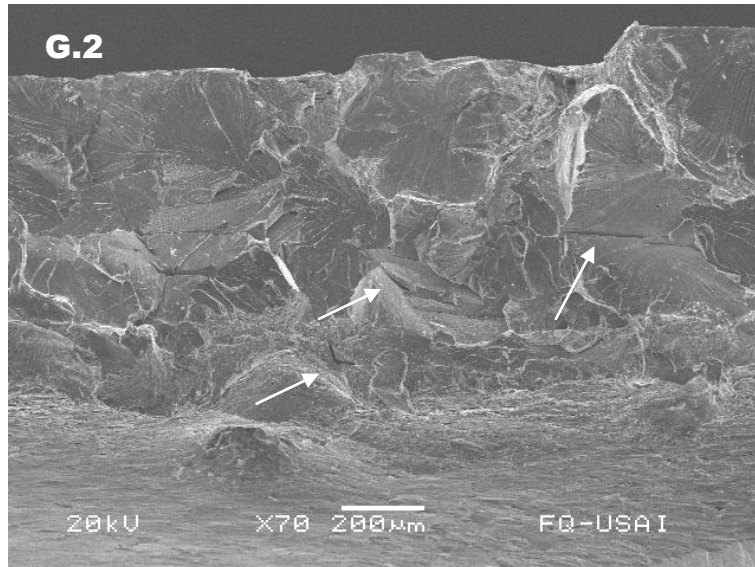


Figura 81. Fractografía del acero M sin carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se observa un patrón de fractura principalmente por clivaje. Las flechas señalan la presencia de grietas en la superficie del acero.

5.4.8 Fractografías del acero I sin carga de hidrógeno.

La figura 82 corresponde a la fractografía de una probeta del acero I, sin carga de hidrógeno. La fractura ocurrió fuera de la región de soldadura, en el material base. En la imagen se muestra la reducción del área transversal de la probeta debido a la deformación plástica que sufrió la probeta.

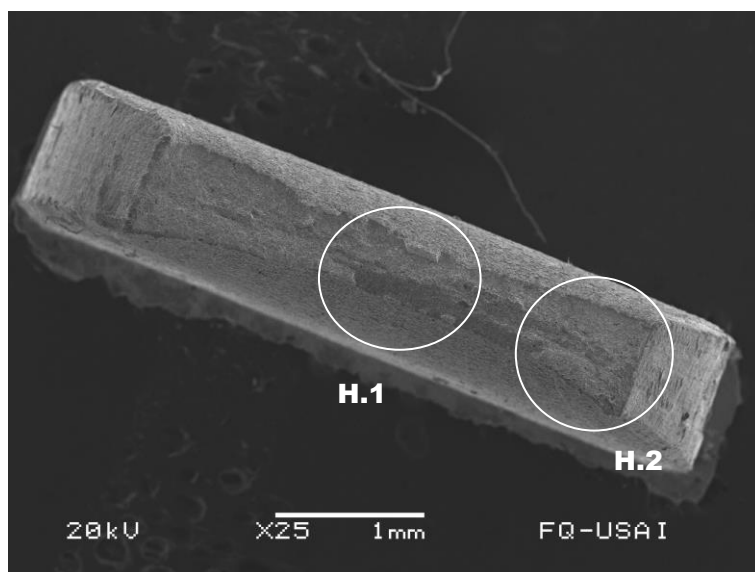


Figura 82. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura dúctil. Con índices se identifican las zonas de ampliación H.1 y H.2.

La figura 83 corresponde a una ampliación de la zona con índice H.1 en la figura 82. En esta imagen se observa la presencia de múltiples cavidades en tamaños y orientaciones homogéneos. Se observa también un comportamiento frágil en pequeñas franjas ubicadas a los extremos de la probeta.

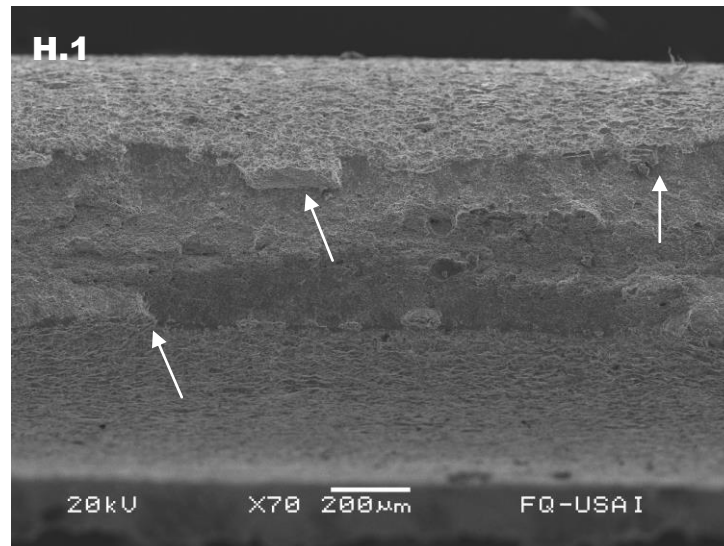


Figura 83. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura dúctil por coalescencia de microporos. Con flechas se indican la presencia de franjas de fractura frágil.

En la figura 84 se muestra la ampliación de la zona con índice H.2 de la figura 82. En ésta es posible apreciar la reducción del área transversal de la probeta, así como la presencia de copas por coalición de microporos de formas equiaxiales y partículas de segundas fases ubicadas al centro de las mismas. También, es posible observar pequeñas grietas que corren de forma horizontal en la superficie de la fractura. Estas grietas están relacionadas con la presencia de segregación de microaleantes en los límites de grano, debido las etapas de laminado en caliente con las que son fabricados este tipo de materiales.

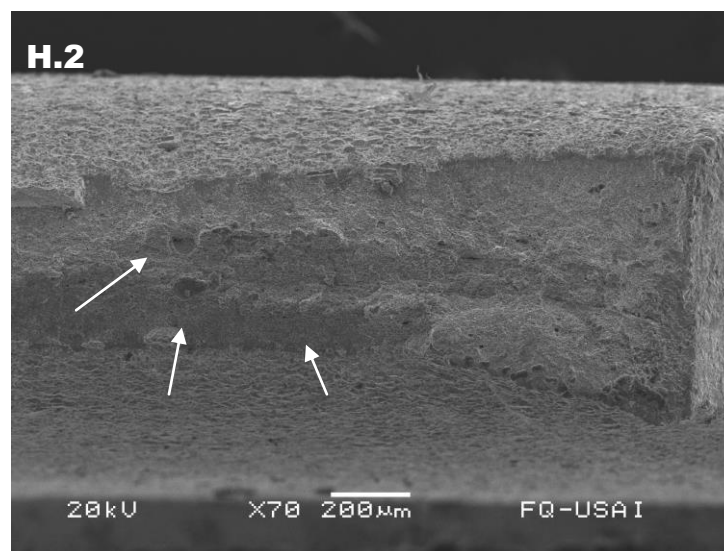


Figura 84. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura dúctil por coalescencia de microporos y algunas partículas de segundas fases. Con flechas se indican la ubicación de algunas partículas visibles de segundas fases.

La figura 85 muestra una ampliación de la fractografía anterior (figura 83) del acero I; en ella se puede apreciar el patrón de fractura dúctil de la superficie. Es posible observar un elevado número de ‘copas’ de escasa profundidad a lo largo de la superficie, lo cual se relaciona con el número de partículas que nuclean y dan origen a la coalición de microporos.

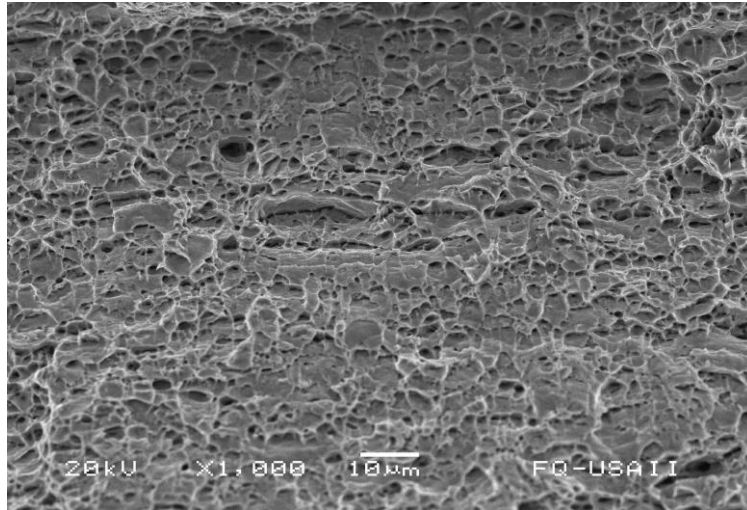


Figura 85. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura dúctil por coalescencia de microporos.

5.4.9 Fractografías del acero I con carga de hidrógeno.

A continuación se muestra la superficie de fractura del acero I, con carga de hidrógeno. La fractura ocurrió en el material base, fuera de la región de soldadura. En la figura 86 se observa la superficie de fractura correspondiente a una ruptura primordialmente frágil. El recorrido es irregular, con la presencia de cavidades y grietas de formas y tamaños diversos; desarrollados por la presencia de hidrógeno en diversas zonas específicas; regiones de mayor atrapamiento de hidrógeno. No se observa disminución significativa del área transversal de la probeta, provocada por la deformación plástica del acero.

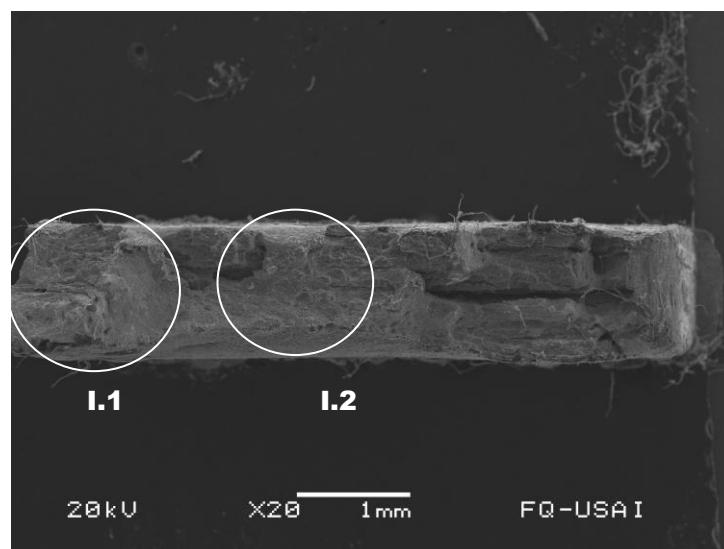


Figura 86. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno, con SEM. Se observa un patrón de fractura frágil; así como la presencia de grietas y huecos. Con índices se identifican las zonas de ampliación I.1 e I.2.

La figura 87 muestra una amplificación de la zona I.1 en la figura 88. En ésta se observan algunas formaciones de 'copas' por coalescencia de microporos en diferentes tamaños; así como deformación plástica del material. Se observan también múltiples grietas que corren de forma horizontal a la imagen. Las circunferencias de las cavidades poseen distintas orientaciones lo que implica una distribución de esfuerzos irregular.

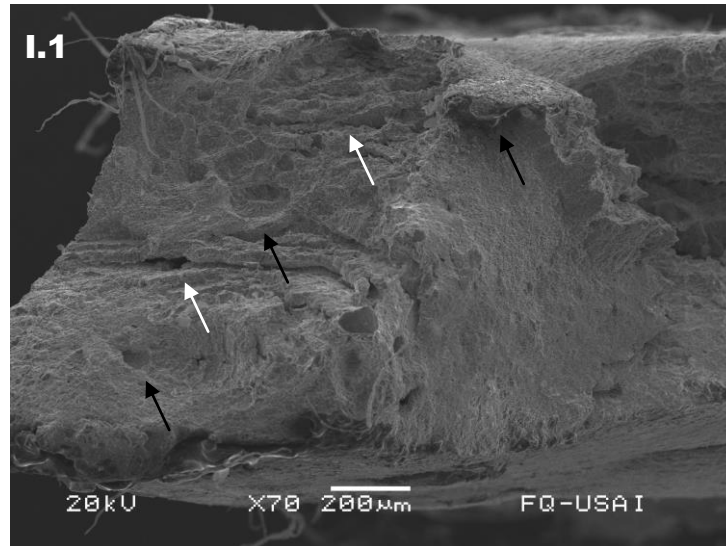


Figura 87. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno, con SEM. Se señala con flechas negras la presencia de 'copas' por coalescencia de microporos. Con flechas en blanco se señala la presencia de grietas horizontales en la pieza.

La figura 88 es una amplificación de la región con índice I.2 en la figura 86. En ella se observa una superficie de fractura primordialmente frágil con un recorrido intergranular. Se muestra además la presencia de cavidades y grietas que corren de forma horizontal a la imagen. Es posible observar algunos límites de grano en algunas regiones de la probeta, así como la formación de copas por coalescencia de microporos, lo cual sugiere que la probeta no fue afectada de forma homogénea por la presencia de hidrógeno.

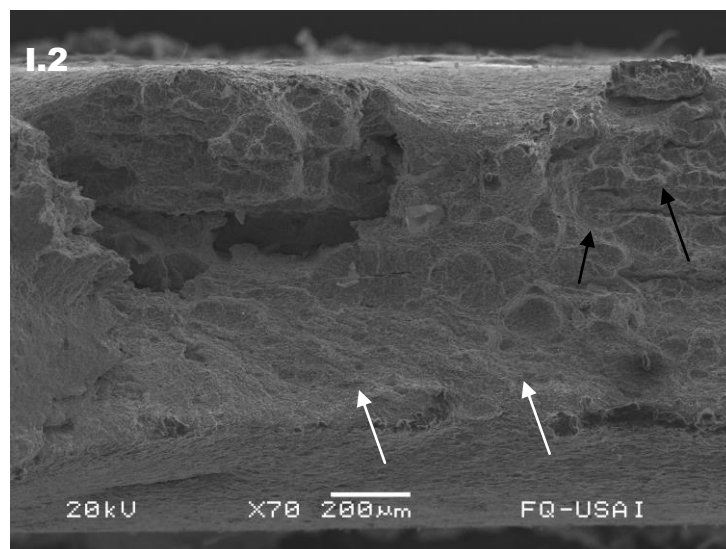


Figura 88. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno, con SEM. Se señala con flechas negras la presencia de algunos límites de grano. Con flechas en color blanco se señala la presencia de 'hoyuelos' generados por la coalescencia de microporos.

La figura 89 muestra una ampliación de la superficie de fractura en la zona central de una probeta del acero I. En ella se observan regiones con patrón de fractura frágil y dúctil, las cuales permiten evidenciar la afectación por la presencia de hidrógeno en el acero.

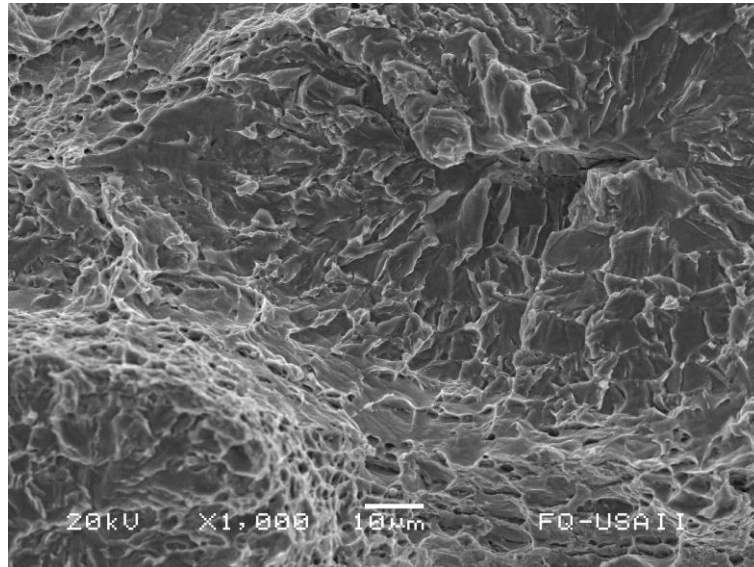


Figura 89. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno, con SEM. Se muestra una superficie de fractura primordialmente frágil de la que se puede observar inicia y se propaga a partir de un borde de grano ubicado en el extremo superior derecho de la imagen.

5.4.10 Fractografías dentro de la ZAC del acero I, sin carga de hidrógeno.

La figura 90 corresponde a la fractografía de un acero I con carga de hidrógeno y cuya fractura fue inducida dentro de la zona de soldadura, mediante muescas ubicadas a los costados de la probeta. En la imagen es posible apreciar la reducción del área transversal que sufrió la probeta debido a la deformación plástica del acero; así mismo, se aprecia un patrón de fractura por coalescencia de microporos.

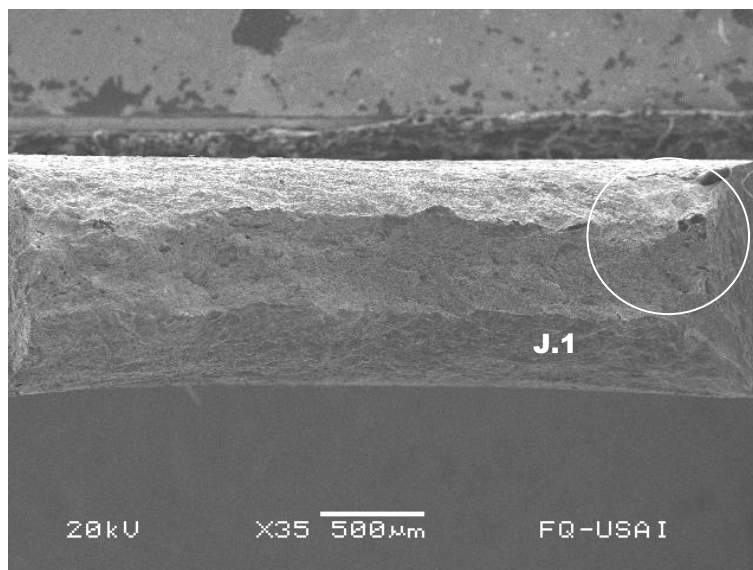


Figura 90. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Con el índice J.1 se identifica una zona de ampliación.

La figura 91 es una ampliación de la zona con índice J.1 en la figura 90. Se muestra la superficie de fractura donde se distingue la formación de hoyuelos y cavidades consecuencia de la coalescencia de microporos sobre la superficie del acero.

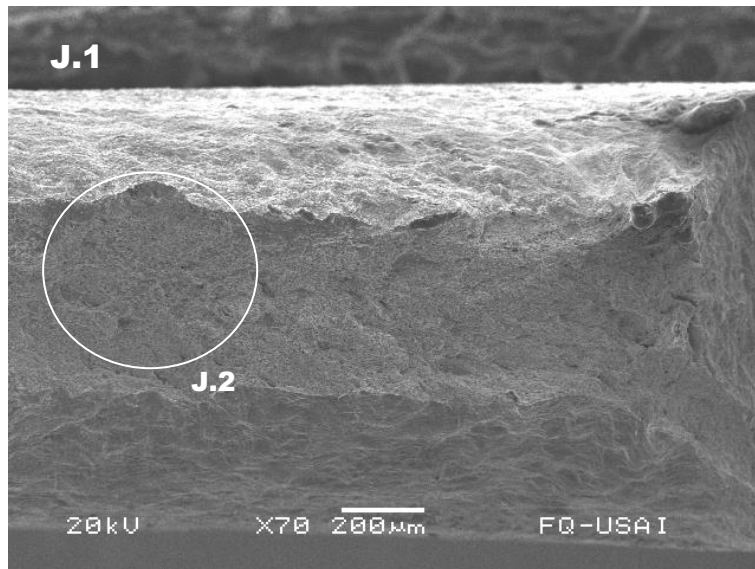


Figura 91. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Con el índice J.2 se identifica una zona de ampliación.

La figura 92 muestra la zona de ampliación con índice J.2 en la figura 91. En ésta se puede observar la formación de múltiples 'hoyuelos' de poca profundidad y de formación equiaxial, originados por la coalescencia de microporos.

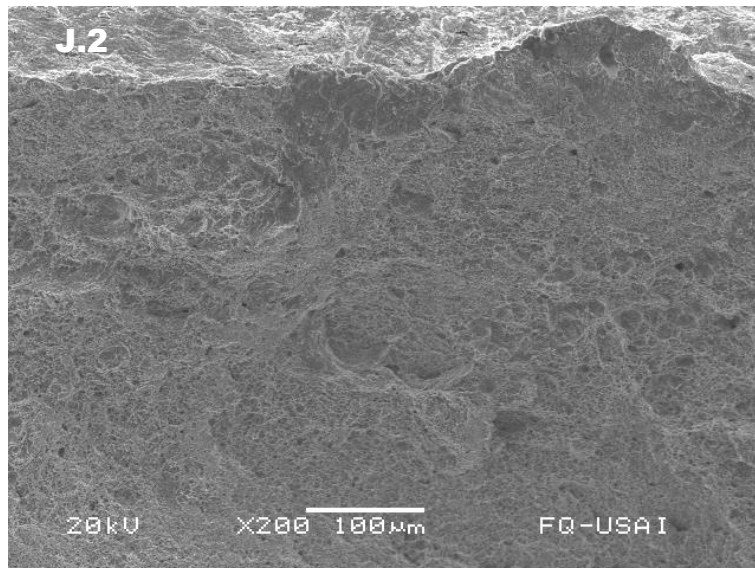


Figura 92. Fractografía del acero I sin carga de hidrógeno, con SEM. La fractura ocurrió dentro de la ZAC. Se observan detalles de la formación de múltiples copas a lo largo de la superficie de fractura.

5.4.11 Fractografías dentro de la ZAC del acero I, con carga de hidrógeno, fragilizada con nitrógeno líquido.

La figura 93 corresponde a la fractografía de un acero I con carga de hidrógeno; sumergida en nitrógeno líquido para fragilizar el acero e inducir la fractura dentro del área de soldadura. La superficie se muestra irregular y con un patrón de fractura primordialmente frágil. No se observa disminución del área transversal. En el extremo inferior de la probeta se distinguen estrías de fatiga. Al centro de la pieza se observan 'hoyuelos' de coalescencia de microporos y en el extremo superior se observa un patrón de fractura por clivaje.

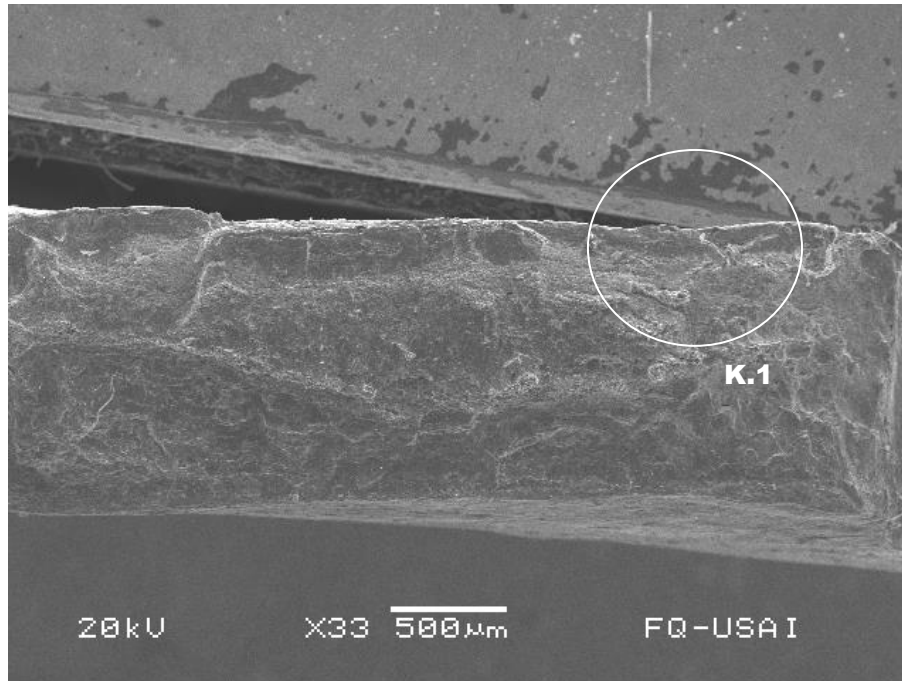


Figura 93. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno y fragilización con nitrógeno líquido, con SEM. Se indujo la fractura dentro de la ZAC. Con el índice K.1 se identifica una zona de amplificación.

La figura 94 es una ampliación de la zona con índice K.1, en ella se observa la formación de cavidades por coalescencia de microporos. En la imagen se pueden distinguir partículas sobre la superficie de fractura, las cuales corresponden a precipitados de segundas fases en el material.

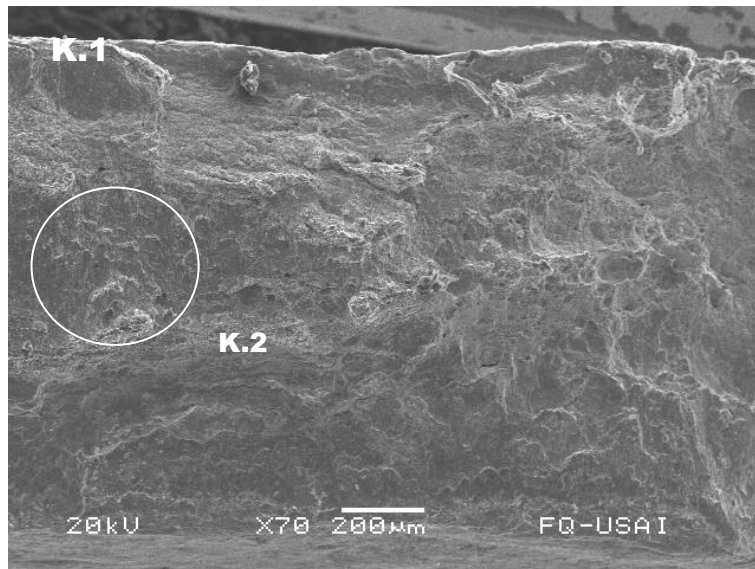


Figura 94. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno y fragilización con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura fue inducida dentro de la ZAC. Con el índice K.2 se identifica una zona de ampliación. En ella se observa la formación de copas por coalescencia de microporos, así como partículas de segundas fases.

La figura 95 es una ampliación de la zona K.2 en la figura 94; en ésta se observa un patrón de fractura mixto, de clivaje y por coalescencia de poros; así mismo se observa la presencia de precipitados de segundas fases sobre la superficie, las cuales son comúnmente originadas por fenómenos de precipitación y segregación de los elementos microaleantes durante el procedimiento de soldadura.

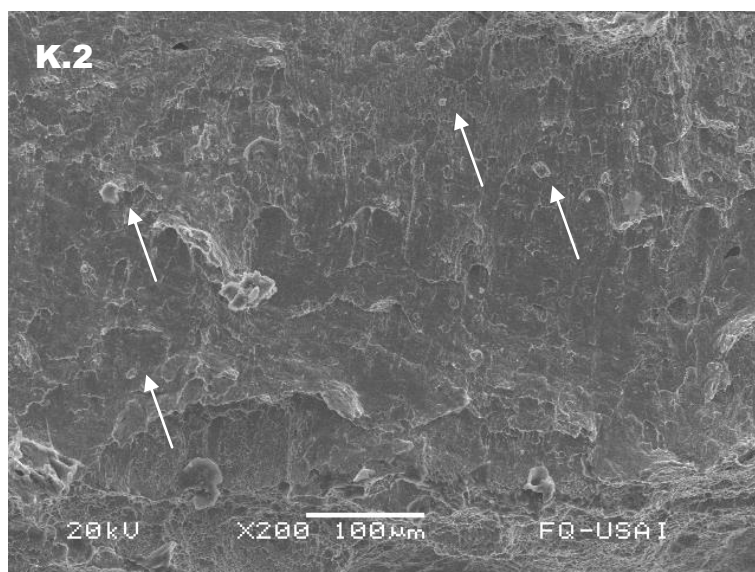


Figura 95. Fractografía del acero I con carga de hidrógeno y fragilización con nitrógeno líquido, con SEM. La fractura fue inducida dentro de la ZAC. Las flechas señalan la presencia partículas segundas fases a lo largo de la superficie de fractura.

5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Al realizar la integración y análisis de los datos cuantitativos y cualitativos recabados durante los capítulos 4 (Análisis del Material de Llegada) y 5 (Resultados); es posible dar lugar a la siguiente discusión de resultados:

Se contó con tres clases de acero cuya manufactura y campos de aplicación dentro de la industria es similar. Todos ellos con una microestructura ferrítica y tamaño de grano similar, pero de distinta composición, lo cual les brinda propiedades mecánicas particulares (tablas 1 y 4).

La baja cantidad en el contenido de carbono y otros elementos (de acuerdo a la ecuación V) confiere a estos aceros una alta soldabilidad teórica. Los resultados son consistentes con este planteamiento, pues se registró una variación mínima en los valores de micro dureza dentro de la ZAC en las tres clases de acero utilizadas. Así mismo, se obtuvo una microestructura de ferrita acicular en los aceros H e I; la cual tiene una gran tenacidad propiciada por la inmovilización de los límites de grano, provocada por la presencia de carburos (de elementos microaleantes) insolubles durante el ciclo térmico de la soldadura [13] [15] [16]. Por otro lado esta microestructura no se observó en las metalografías del acero M, debido posiblemente a la falta de elementos formadores de carburos o nitruros, creando en cambio una microestructura de ferrítica epitaxial; por lo cual es evidente el cambio de forma y tamaño de grano ferrítico a lo largo de la ZAC.

La reducción de las propiedades mecánicas, hacen evidente la afectación de los aceros empleados por la presencia de hidrogeno. Los esfuerzos de fluencia, de tensión máxima y porcentaje de elongación; sufren una drástica disminución después de ser sometidos a la carga electrolítica de hidrógeno. Son los aceros H e I, los más susceptibles a la fragilización por el hidrógeno; esta explicación se encuentra en las múltiples regiones de atrapamiento de hidrógeno, propiciados por mayores contenidos de elementos que generan partículas de carburos, inclusiones y segregación; así como regiones de mayor deformación plástica y esfuerzos residuales acumulados durante las diferentes etapas de manufactura.

El análisis fractográfico es congruente con los resultados de los ensayos de tensión, ensayos de micro dureza y análisis metalográficos; pues las fractografías muestran cambios radicales en el comportamiento dúctil de los aceros sometidos al cargado de hidrógeno. Dichos cambios se ven reflejados en los patrones de fractura y la escasa deformación plástica de la probeta. Las rupturas intergranulares de los aceros cargados, son resultado de la nucleación de grietas y porosidades, relacionadas con regiones de mayor atrapamiento de hidrógeno. Esto es, la segregación en los bordes de grano, así como las partículas de carburos dispersas en la ferrita fueron las regiones de mayor susceptibilidad para iniciar y propagar la ruptura.

Por otro lado no fue posible observar una incidencia de las afectaciones en las zonas afectadas por el calor (ZAC) en los aceros empleados en este estudio; ya que únicamente cuatro de doce probetas que fueron soldadas fracturaron dentro de la ZAC, cada una en diferentes sub zonas y diferentes clases de acero. Dicho fenómeno se



puede explicar en términos de la disminución de sitios y regiones de atrapamiento de hidrógeno por el ciclo térmico del proceso de soldadura; ya que por medio de este ciclo podrían haberse disuelto partículas de segundas fases, eliminado apilamientos de dislocaciones y redistribuido esfuerzos residuales de la laminación; los cuales tendrían mayor efecto para capturar el hidrogeno en el material, iniciar y propagar una fractura.

Sin embargo y a pesar de las limitaciones de este análisis sería importante dirigir el mismo hacia el desarrollo de estudios posteriores que busquen ahondar en los efectos generados por el hidrógeno en estructuras de aceros con características de los aquí presentados, así como sus uniones soldadas. Dichos aceros son frecuentemente utilizados para estructuras en las que se requiere un máximo desempeño de propiedades, como la elaboración de tuberías y contenedores a presión, muchos de los cuales transportan hidrógeno o algún compuesto que en ciertas condiciones podría generarlo (hidrocarburos, gases amargos, etc.).

6. CONCLUSIONES

- Las propiedades mecánicas de los aceros empleados en este estudio son visiblemente afectadas por la presencia del hidrogeno.
- Los aceros con un mayor número de sitios de atrapamiento de hidrógeno, como lo son: las precipitaciones de segundas fase, microgrietas, dislocaciones y límites de grano; tienen mayor afectación en sus propiedades mecánicas.
- Los aceros H e I, considerados como microaleados, sufren mayor afectación en el porcentaje de elongación debido a la presencia de hidrogeno.
- La cantidad de sitios de atrapamiento de hidrogeno en los aceros está relacionado con la composición y el trabajo la deformación que ha sufrido el acero durante su fabricación.
- No obstante, no se observó evidencia de que ocurra mayor afectación dentro de la zona afectada por el calor (ZAC), de los aceros empleados en este estudio.



7. BIBLIOGRAFÍA

1. Constantino Natividad Murillo, "Tesis: Evaluación del agrietamiento inducido por corrosión en cordones de soldadura de acero API X65", Tesis de Doctorado, Posgrado UNAM, 2013. pp 21-26.
2. Kumkum Benaerjee, "Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels", Paper: Research and Development Department, Tata Steel Ltd, Jamshedpur, India. pp 137.
3. Candia G. L., Brandaleze E. y Mansilla G. A., "Estudio del Efecto del Hidrógeno Sobre la Microdureza de Aceros", Artículo: HYFUSEN 2011.
4. Everth Hernández Nava, "Tesis: Efecto de la rapidez de deformación de un acero grado API X70 sobre la microestructura y propiedades mecánicas de tensión e impacto", Tesis de Maestría, Posgrado UNAM, 2010. pp 32.
5. J.H Woodhead, S.R Keown "The History of Microalloyed Steels", Proceedings of an International Conference on HSLA Steel, Sheffield University, U.K. 1985. pp 15-18.
6. Lutz Meyer, Christian Straburger, Christoph Schneider, "Effect and Present Application of the Microalloying Elements Nb, V, Ti, Zr, and B in HSLA Steel", Proceedings of an International Conference on HSLA Steel, Disburg, F.R., Germany, 1985. pp 29, 30.
7. ASM Handbook Committee, "Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys", Vol. 1, 10th Edition, ASM Handbook, Ed. ASM International. pp 288, 329, 951.
8. Morris Cohen, S.S. Hansen, "On The Fundamentals Of HSLA Steels", Proceedings of an International Conference on HSLA Steel, MIT, Cambridge M.A. USA, 1985. pp 61, 62.
9. George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", SI Metric Edition, Ed. McGraw-Hill, Singapore 1988. pp 275-280, 503-506, 530-539, 554, 666-673.
10. R. C. Hibbeler, "Statics and Mechanicals", SI Edition, Pearson Prentice Hall, Singapore 2004. pp 407, 408.
11. Donald R. Askeland, "Ciencia e Ingeniería de los Materiales", 4^a Edición, Ed. Cengage Learning, México 2009. pp 231-264.
12. ASM Handbook Committee, "Fractography", Vol. 12, 9th Edition, ASM Handbook, Ed. ASM International. pp 33-59.
13. Kenneth Esterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding.", 2nd edition, Butterworth-Heinemann Ltd, London, England 1992. pp 1-16, 107, 126-143, 168, 169, 191-239.



14. Michael F. Ashby, "Materials Selection in Mechanical Design", 3rd Edition, Ed. Elsevier Butterworth-Heinemann, United Kingdom 2005. pp 177-195.
15. Craig Stinchcomb, "Welding Technology Today Principles and Practices", Ed. Prentice Hall, New Jersey, pp 1, 7, 8, 76-100, 123-158, 289-320.
16. Sindo Kou, "Welding Metallurgy", Ed. Wiley Interscience, 2nd Edition, USA 2002. pp 13, 341-349, 410.
17. ASTM Designation: E8/E8M-11, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", USA 2012. pp 1, 2, 3.
18. "TIG Welding Calculator", Internet: <https://www.millerwelds.com/resources/weld-setting-calculators/tig-welding-calculator>, Marzo 2015.
19. Cesar Marconi, Maria J. Castillo "Influencia del Calor Aportado y Metal de Aporte Sobre las Propiedades Mecánicas y la Microestructura de Juntas Soldadas por FCAW de Acero Microaleado de Alta Resistencia", Internet: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242015000200148, Mayo 2016.
20. Zaki Ahmad, "Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control", Ed. Elsevier Butterworth-Heinemann, U.K. 2006, 183-221.
21. A. Albístur Goñi, J. Fernández Carrasquilla, "Influencia del Hidrógeno en las Propiedades Mecánicas de una Fundición de Grafito Nodular de Matriz Perlítica", Artículo: Anales de la Mecánica de la Fractura Vol.1 2007. pp 63-64.
22. José Apraiz Barreiro, "Tratamientos Térmicos de los Aceros", Ed. Dossat, 8va Edición, Madrid 1974.
23. F.R. Shanley, "Mecánica de Materiales", 1^a Edición, McGraw-Hill de México, Colombia 1971.
24. Víctor Hugo Brocado Guerrero, "Tesis: Análisis de textura de aceros laminados", Tesis de Doctorado, División de Estudios de Posgrado UANL, 2013. pp 27-38.
25. Miguel Fernando Delgado Pámanes, "Tesis: Soldabilidad de Aceros IF y HSLA galvanizados para aplicaciones automotrices", Tesis de Doctorado, División de Estudios de Posgrado UANL, 2014. pp 1-31.
26. C.M. Sellars, "Options and Constraints for Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel", Proceedings of an International Conference on HSLA Steel, University of Sheffield, UK, 1985. pp 73-80.
27. Leonardo Silvestre, Roberval Pimenta, "High Strength Steel as a Solution for the Lean Design of Industrial Buildings", Paper: Elsevier, Journal of Materials Research and Technology 2012. pp 35-41.



28. Kristián Máthis, Tomás Krajnak, "Structure and Mechanical Behavior of Interstitial-Free Steel Processed by Equal Channel Angular Pressing", Paper: Elsevier, Journal of Alloy and Compounds. pp 1-4.
29. W. B. Morrison, "Overview of Microalloying in Steel", Internet: http://www.academia.edu/20055864/6._Overview_of_Microalloying_in_Steel, Junio 2015. pp 27-35.
30. M. A. Suarez, R. Herrera-Becerra, "Procesamiento y Caracterización de Aceros Microaleados Calmados al Aluminio", Artículo: Revista Mexicana de Física 2009. pp 472-475.
31. L. A. de Vedia, H. G. Svoboda, "Introducción a la Metalurgia de la Soldadura", Internet: <http://www.quedelibros.com/libro/88552/Introduccion-a-la-Metalurgia-de-la-Soldadura.html>, Noviembre 2014.
32. John D. Verhoeven, "Metallurgy of Steel for Bladesmiths and Others who Treat and Forge Steel", Iowa State University, Marzo 2005.
33. Iza-Mendia, Piñol-Juez, I. Gutiérrez, "Estudio de la Influencia de la Microestructura Sobre la Deformabilidad en Caliente de un Acero Inoxidable Dúplex", Internet: <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es>, Enero 2016.