

No. Adq. JS0157

No. Título

Clas. TS 671.52

R934e

FACULTAD DE QUIMICA



MATERIALES DE APORTE AUSTENÍTICO Y MARTENSÍTICO,  
SOLDADURAS DE ACERO INOXIDABLE 12%Cr CON  
ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO DE

# TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

JESÚS ISAAC RUIZ VELA

DIRIGIDA POR

M. EN C. VÍCTOR MANUEL SÁNCHEZ CABRERA

SANTIAGO DE QUERÉTARO, QUERÉTARO, 2008



**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**“ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO DE  
SOLDADURAS DE ACERO INOXIDABLE 12%Cr CON  
MATERIALES DE APORTE AUSTENÍTICO Y MARTENSÍTICO”**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE**

**INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

**PRESENTA**

**JESÚS ISAAC RUÍZ VELA**

**DIRIGIDA POR**

**M. EN C. VÍCTOR MANUEL SÁNCHEZ CABRERA**

**SANTIAGO DE QUERÉTARO, QUERÉTARO, 2005.**

FACULTAD DE  
QUÍMICA



BIBLOTECA



**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**“ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO DE  
SOLDADURAS DE ACERO INOXIDABLE 12%Cr CON  
MATERIALES DE APORTE AUSTENÍTICO Y MARTENSÍTICO”**

**TESIS**

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

**PRESENTA**

**JESÚS ISAAC RUÍZ VELA**

**DIRIGIDA POR**

**M. EN C. VÍCTOR MANUEL SÁNCHEZ CABRERA**

**SINODALES**

**M. en C. VÍCTOR M. SÁNCHEZ CABRERA**  
DIRECTOR

**M. en C. JOEL CHAPARRO GONZÁLEZ**  
SINODAL

**Q. M. RAFAEL MORALES RIVERA**  
SINODAL

**I. Q. M. CESAR LUNA GONZÁLEZ**  
SINODAL

The image shows four horizontal lines representing the signature lines for the sinodales members. The first line has a signature that appears to be 'Victor M. Sanchez Cabrera'. The second line has a signature that appears to be 'Joel Chaparro Gonzalez'. The third line has a signature that appears to be 'Rafael Morales Rivera'. The fourth line has a signature that appears to be 'Cesar Luna Gonzalez'.

## ÍNDICE GENERAL

Contenido	Página
ÍNDICE GENERAL	i
ÍNDICE DE CUADROS	iv
ÍNDICE DE FIGURAS	v

## RESUMEN

I. INTRODUCCIÓN	1
II. ANTECEDENTES	3
II.1 Fracturas inducidas por hidrógeno	3
II.1.1 El nivel de hidrógeno	3
II.1.2 Interacción del hidrógeno en el metal	5
II.1.3 El papel de los esfuerzos	8
II.1.4 La microestructura	8
II.1.5 Mecanismos de la fractura inducida por hidrógeno	9
II.1.5.1 HEDE	11
II.1.5.2 HELP	11
II.1.5.3 AIDE	12
II.2 Generalidades de los aceros T410 y T410S	13
II.3 Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos	15
II.3.1 Cambios microestructurales en la soldadura	16
II.3.2 Transformación martensítica	17
II.3.3 El papel del hidrógeno	18
II.3.4 Limite en el contenido de carbono	20
II.3.5 Protección del metal soldadura contra el hidrógeno	20
II.3.6 Pre calentamiento de las juntas	20
II.3.7 Uso de los metales de aporte	23

II.3.8 Tratamiento térmico después de la soldadura	23
II.4 Mecánica de fractura lineal elástica	24
II.4.1 Modos de fractura	28
II.4.2 Tenacidad a la fractura	28
II.4.3 La zona plástica	29
II.5 Fatiga	32
II.5.1 Mecánica lineal elástica en fatiga	33
III. HIPÓTESIS	35
IV. OBJETIVOS	36
V. METODOLOGÍA	37
V.1 Materiales	37
V.2 Métodos	38
V.2.1 Aplicación de la soldadura por GMAW	38
V.2.2 Macroataque	39
V.2.3 Evaluación de la velocidad de propagación la grieta	40
V.2.4 Evaluación de la tenacidad a la fractura en deformación plana, $K_{Ic}$	43
V.2.5 Fractografía	46
V.2.5.1 Fractura dúctil	46
V.2.5.2 Fractura frágil	47
V.2.5.3 Fatiga	48
V.2.6 Análisis químico	49
V.2.7 Metalografía	49
V.2.8 Microdureza	51
V.2.9 Microanálisis por rayos X	52
V.2.10 Prueba de tensión	53
V.3 Diseño experimental	54
V.3.1 Diseño de la probeta de soldadura	54
V.3.2 Aplicación de la soldadura	56

V.3.3 Obtención del espécimen de tenacidad y fatiga	58
V.3.4 Prueba de tenacidad a la fractura y fatiga	58
V.3.5 Análisis de metalográfico	59
V.3.6 Microanálisis por rayos X	59
V.3.7 Microdureza	59
V.3.8 Análisis de fracturas	60
V.3.9 Análisis químico	60
V.3.10 Prueba de tensión	60
VI. RESULTADOS	61
VI.1 Soldadura	61
VI.2 Ubicación del espécimen compacto de tensión	61
VI.3 Velocidad de propagación de la grieta	62
VI.4 Tenacidad a la fractura	65
VI.5 Análisis de microestructura	68
VI.6 Análisis de la microestructura por dispersión de R-X	73
VI.7 Barridos de microdureza	74
VI.8 Inspección de especímenes fracturados	75
VI.9 Análisis químico	84
VII. DISCUSIÓN	85
VII. CONCLUSIONES	89
VII. BIBLIOGRAFÍA	90

## ÍNDICE DE CUADROS

Cuadro		Página
1	Energías de enlace para diversas trampas de hidrógeno en el acero.	6
2	Composiciones químicas para los aceros T410 y T410S.	14
3	Algunas propiedades físicas del acero T410.	15
4	Niveles de precalentamiento para el material de aporte T410.	56
5	Niveles de hidrógeno en el gas de protección.	57
6	Parámetros de soldadura usados.	57
7	Coeficientes de la ecuación de Paris y de correlación obtenidos de las curvas de crecimiento de grieta.	63
8	Resultados de la pruebas de tensión para el metal base.	67
9	Resultados de los cálculos de $K_Q$ para cada espécimen.	67
10	Resultados en los análisis químicos de los metales de soldadura y metal base.	84

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura		Página
1	Localizaciones de hidrógeno en las aleaciones.	5
2	Solubilidad en el acero del hidrógeno contra la temperatura.	9
3	Diagrama TTT del acero T410.	16
4	Solubilidad del hidrógeno en las fases del hierro	19
5	Agujero elíptico en una placa y su distribución de esfuerzos a lo largo del eje x.	25
6	Sistema coordinado tridimensional para la región en la punta de una grieta.	26
7	Modos básicos de desplazamiento en fractura.	28
8	Efecto del espesor sobre la tenacidad e una aleación tratada térmicamente.	30
9	Grafico de una grieta con su zona plástica y su campo-K.	31
10	Esquema de un espécimen compacto de tensión con sus dimensiones.	31
11	Gráfica de crecimiento de grieta contra ciclos bajo carga constante.	41
12	Ajuste de la ley de Paris para el régimen de crecimiento de grieta.	41
13	Principio del método de confianza para medir la longitud de grieta.	42
14	Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta en fatiga en la etapa II.	42
15	Probetas recomendadas para determinar el $K_{IC}$ .	44
16	Registros principales en la prueba de $K_{IC}$ .	45

17	Probeta utilizada en el experimento de Cretegny y Saxena.	54
18	Dimensiones y vista tridimensional de la probeta utilizada en los experimentos de este trabajo.	55
19	Dimensiones del espécimen compacto para la la determinación del $K_{IC}$ .	58
20	Probeta de soldadura y la ubicación del espécimen compacto.	61
21	Curvas de crecimiento de grieta para los materiales de aporte similares.	62
22	Comportamiento en fatiga de las soldaduras con material de aporte disímil.	63
23	Ajustes lineales para el crecimiento de grieta.	64
24	Gráficos de carga-extensión para las soldaduras con materiales de aporte similar.	65
25	Gráficos de carga-extensión para las soldaduras con materiales de aporte disímil.	66
26	Gráfico de carga-extensión para el metal base.	66
27	Microestructura del metal base T410S.	68
28	Microestructura del metal base T410S.	68
29	Imagen de SEM del metal base T410S.	69
30	Línea de fusión en la soldadura con metal de aporte ER309L.	70
31	Metal de soldadura en la con metal de aporte ER309L.	70
32	Microestructura en la zona afecta térmicamente. en la soldadura con metal de aporte ER309L.	71
33	Línea de fusión en la soldadura con metal de aporte T410.	71
34	Metal de soldadura con metal de aporte T410 similar.	72

35	Microestructura de la zona afectada térmicamente con metal de aporte T410.	72
36	Composiciones desde el metal base a hasta la zona afectada térmicamente del espécimen 3.	73
37	Puntos de inspección de la Figura 36.	73
38	Barrido de dureza en soldaduras con metal de aporte matensítico.	74
39	Barrido de dureza en soldaduras con metal de aporte austenítico.	74
40	Imagen lateral del espécimen 3 de la fisura de fatiga.	75
41	Fractografía de fatiga del espécimen 3.	75
42	Propagación del espécimen 3.	76
43	Defectos de la probeta 3.	76
44	Microestructura y fractura de fatiga en el espécimen 4.	77
45	Propagación en el espécimen 4.	77
46	Fractografías de propagación en el espécimen 4.	78
47	Inicio de grieta por fatiga en el espécimen 5.	78
48	Seguimiento de la fisura de fatiga en espécimen 5.	79
49	Fractografía de fatiga del espécimen 5.	79
50	Microestructura en la propagación de fractura en el espécimen 5.	80
51	Fractografías en la propagación del espécimen 5.	80
52	Defectos de soldadura del espécimen 5.	81
53	Fractografía y microestructura en fatiga del espécimen 7.	81
54	Fractografías de propagación en el espécimen 7.	82
55	Crecimiento y propagación en espécimen 8.	82
56	Fractografías de fatiga y propagación.	83
57	Comportamiento dúctil en espécimen 8.	83

## RESUMEN

El mecanismo por el que ocurre la fractura inducida por hidrógeno no ha sido bien esclarecido, sin embargo se han tenido adelantos en la cuantificación de hidrógeno en las soldaduras e incluso se han propuesto modelos de difusión del hidrógeno en una soldadura multipasos. A pesar de todo esto no se han hecho estudios en la disminución de la tenacidad a la fractura que ocasiona el hidrógeno, tampoco se tienen referencias sobre el comportamiento en fatiga de soldaduras con un nivel de hidrógeno. El propósito de este trabajo es relacionar estas propiedades en la zona afectada térmicamente, con diferentes niveles de hidrógeno o precalentamiento en la soldadura y además relacionarlo con las microestructuras que se desarrollan en la zona afectada térmicamente como en el metal de soldadura. El trabajo evaluará estas variables en uniones soldadas de acero T410S, conocido también como acero al 12%Cr. Este material tiene muchas aplicaciones en reformadores de las industrias petroquímicas donde, obviamente, la construcción de estos equipos implica la soldadura. La microestructura que este material desarrolla durante la soldadura es una de las más susceptibles a la fractura inducida por hidrógeno o también llamada fractura retardada. Teóricamente, un acero inoxidable martensítico debe ser precalentado para realizar la soldadura, cuando el metal de aporte es un acero similar al metal base. Con este precalentamiento se evita la introducción de hidrógeno en la soldadura y se reduce el riesgo de fractura por los amplios gradientes térmicos. La temperatura a la que se debe precalentar no está bien definida, sin embargo se recomienda al menos un precalentamiento a 250°C para formar martensita en la zona afectada por el calor, o arriba de 300°C para evitar esta transformación. La elección entre estas dos temperaturas se define por el tratamiento térmico del metal base, en este caso el acero T410S se trabajará en su forma ferrítica. Para evaluar el efecto que tiene la temperatura de precalentamiento sobre las propiedades mecánicas y metalúrgicas en la soldadura se trabajará con dos niveles de precalentamiento y material de aporte similar que es T410, realizando las soldaduras multipasos con el proceso MIG. Los niveles de precalentamiento son 260°C y 220°C. Para evitar el precalentamiento es necesario soldar con un metal de aporte austenítico, esta fase hace las veces de una trampa de hidrógeno evitando que se difunda a zonas de alto riesgo como la afectada por el calor. Para evaluar la efectividad de la fase austenita como trampa de hidrógeno se harán soldaduras con un material de aporte 309L, sin precalentamiento con gas de protección argón y tres niveles de hidrógeno, 1%, 2.5% y 5%. De estos cinco especímenes se obtendrán probetas para evaluar la tenacidad a la fractura y los datos de fatiga originados de la pregrinta. Se realizará el estudio microestructural de cada soldadura, determinando las fases presentes, e influencia en los resultados de los estudios mecánicos.

## I. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable, por su resistencia a ambientes corrosivos, han sido empleados en muchas aplicaciones de gran riesgo. Uno de estos materiales es el T410S (conocido también como 12%Cr), el cual es empleado principalmente en operaciones petroquímicas donde la corrosión promovida por la formación de ácido sulfhídrico, y además la temperatura relativamente alta (200 hasta 350°C) son factores que determinan su vida útil. Sin embargo, la construcción de equipos para tales procesos requiere la soldadura. Los procesos de soldadura por arco introducen hidrógeno, de la atmosfera que rodea el arco, en el metal de soldadura, el cual puede difundirse a la zona afectada térmicamente (ZAT o HAZ) ocasionando fractura inducida por hidrógeno (hydrogen induced cracking, HIC), que afecta, en general, a los aceros de gran resistencia como al acero T410S. Una característica distintiva de este tipo de falla es la manera retardada en que se puede dar, es lo que hace peligroso al fenómeno, pues puede presentarse semanas y hasta meses después en que se ha puesto la soldadura en servicio, por lo que puede escapar a los ensayos no destructivos seguidos a la soldadura. Los factores que se combinan en las fracturas inducidas por hidrógeno son tres principalmente, un nivel de esfuerzos, suficiente hidrógeno presente y una microestructura susceptible. El acero T410S que pertenece al grupo de los aceros inoxidable martensíticos, tienen una microestructura que es una de las más susceptibles a la fractura por hidrógeno. Una de las formas para evitar este fenómeno es el calentamiento previo a la soldadura, sin embargo, las dificultades prácticas que esto conlleva, hacen difícil trabajar con este acero. Teóricamente, la soldadura de este acero se debe realizar con precalentamiento cuando el material de aporte es un T410 (martensítico) y se puede evitar cuando se realiza con un material de aporte austenítico, como el 309L. La fase austenita en el metal de soldadura hace las veces de una trampa de hidrógeno evitando que emigre a la zonas de alto riesgo, como la afectada por el calor. Esta capacidad de la fase austenítica se debe a la alta solubilidad del hidrógeno en ella.

La finalidad de este proyecto se enfocará a estas dos alternativas. Se verificará la efectividad de la fase austenita como trampa de hidrógeno mediante soldaduras realizadas al acero T410S con material de aporte 309L con el proceso MIG, donde el gas de protección contenga una concentración conocida de hidrógeno, y se realizarán pruebas con diferentes niveles de precalentamiento soldando con material de aporte T410, sin hidrógeno en el gas de protección, todo esto evaluado desde el punto de vista metalúrgico y relacionándolo con las propiedades mecánicas de tenacidad a la fractura, medida con el factor  $K_{IC}$ , dureza y fatiga en la zona afectada térmicamente.

El fenómeno de fractura inducida por hidrógeno no ha podido ser bien explicado, existen teorías de los mecanismos en que este se da, pero aun no se han comprobado satisfactoriamente. Los estudios que se realizarán en este trabajo ayudarán a conocer más sobre las condiciones metalúrgicas en que se produce. Pues conoceremos si la fase austenita, tienen algún límite para evitar que el hidrógeno migre a las zona afectada por el calor y produzca fractura. A su vez se verificará la efectividad del precalentamiento, considerando todas las posibilidades metalúrgicas que esto conlleva. Al final conoceremos condiciones de la soldadura de los aceros T410S que puedan llevar al detrimento de sus propiedades mecánicas ya sea por la introducción de hidrógeno o por la microestructura que se genera.

## II. ANTECEDENTES

### 1. Fracturas inducidas por hidrógeno

Las grietas inducidas por hidrógeno son defectos que se forman como resultado de la contaminación de la microestructura de la soldadura con hidrógeno. Mientras que el agrietamiento por solidificación y en la zona afectada térmicamente ocurren durante o poco después de la soldadura, las fracturas inducidas por hidrógeno tienen una naturaleza retardada, ocurriendo semanas o hasta meses después de la operación de soldadura. En los aceros, el rango de temperatura en que se presenta este fenómeno es desde  $-50^{\circ}\text{C}$  hasta  $150^{\circ}\text{C}$ . Como en otras formas de fractura, la inducida por hidrógeno envuelve los requisitos de un nivel crítico de esfuerzos, una microestructura susceptible y una concentración de hidrógeno que depende de la aleación y la microestructura desarrollada (Cieslak, 2000).

#### 1.1 El nivel de hidrógeno

La presencia del hidrógeno en una soldadura se debe generalmente a la introducción de humedad en el gas protector, la cual es disociada por el arco a hidrógeno elemental que es disuelto por el charco de soldadura y difundido a la región adyacente, la zona afectada térmicamente, ZAT. Sin embargo, otras fuentes de hidrógeno se pueden presentar. Todos los compuestos orgánicos contienen hidrógeno en su estructura molecular, y pueden ser descompuestos por un ambiente de intenso calor. Los compuestos orgánicos siempre están presentes en los alrededores de la soldadura, provenientes de lubricantes, de las manos del operador, maquinas, etc. (Davis, 2000). Durante el enfriamiento, el hidrógeno puede escapar por difusión o la formación de poros, pero una porción se retendrá en la austenita en un estado supersaturado. Aunque la solubilidad del hidrógeno en el hierro líquido es comparada con la del hierro solidificado a altas temperaturas, no todo el potencial de hidrógeno es transferido al metal de soldadura.

Mucho del hidrógeno en el cordón de soldadura difunde al material circundante durante el enfriamiento. La redistribución del hidrógeno, sin embargo, no depende solo del ciclo térmico ni del coeficiente de difusión del hidrógeno. Los esfuerzos en la zona de soldadura también afectan el comportamiento de la redistribución y por lo tanto, la tendencia a la fractura por hidrógeno o cold cracking. En el estado supersaturado, en el metal de soldadura, el hidrógeno difunde a regiones de altos esfuerzos donde inicia una grieta. La difusión del hidrógeno continúa a las regiones de altos esfuerzos de la punta de la grieta, haciendo que ésta se propague. Este comportamiento indica que las fracturas inducidas por hidrógeno dependen del tiempo, esto es, el tiempo necesario para la difusión del hidrógeno y la aparición de grietas detectables puede ser retardado hasta después de que las soldaduras han pasado por inspección (Glover y col., 1995). La fractura por hidrógeno puede ocurrir tanto en el metal de soldadura como en la ZAT y puede ser longitudinal o transversal al eje de la soldadura. El nivel de precalentamiento o las precauciones necesarias para evitar la fractura dependerán de qué región es más sensible.

En los antiguos aceros al carbono-manganeso de media resistencia, la ZAT era la más sensible o la región más crítica en la soldadura de estos aceros. Los aceros modernos con bajo carbono son más resistentes a la fractura por hidrógeno por lo tanto, el metal de soldadura debe ser el factor a controlar (Davis, 2000). El hidrógeno inicial difusible,  $H_0$  o  $H_D$ , es la concentración de hidrógeno que el metal de soldadura obtiene durante el proceso de unión, al enfriarse, mucho del hidrógeno absorbido por el charco de soldadura escapa del cordón solidificado. En cierto rango de temperatura, de 200 a 300°C, durante la solidificación, parte del hidrógeno en el acero pierde su habilidad para moverse por difusión. Esta parte es llamada hidrógeno residual, cuya formación es atribuida a trampas como cavidades con capas de óxido en su superficie y a diferentes mecanismos de unión química.

## 1.2 La interacción del hidrógeno en el metal

Las localizaciones específicas donde la presencia del hidrógeno puede ser crítica para el comportamiento a la fractura incluyen la red misma (hidrógeno en solución) así como también límites de grano, precipitados coherentes e incoherentes, cavidades y dislocaciones. En la Figura 1 se ilustran estas localizaciones (Dayal y Parvathavarthinilos, 2003). Por ejemplo en la presencia de inclusiones y defectos cristalinos, como dislocaciones o átomos sustitucionales muy grandes, la red puede ser distorsionada en tal forma que esfuerzos de tensión son producidos alrededor de los defectos. Esta región sometida a esfuerzos tiene más volumen para átomos intersticiales y, por lo tanto un átomo de hidrógeno puede ser atrapado por este campo de esfuerzos (Maroef y col., 2002). Estos sitios de acumulación de hidrógeno son llamados trampas y son clasificados como irreversibles si actúan como depósitos de hidrógeno o reversibles si aceptan el hidrógeno en algunas circunstancias pero actúan como una fuente de hidrógeno en otras. Las trampas irreversibles liberan el hidrógeno a elevadas temperaturas dependiendo de la energía de atrapamiento (Dayal y Parvathavarthinilos, 2003).

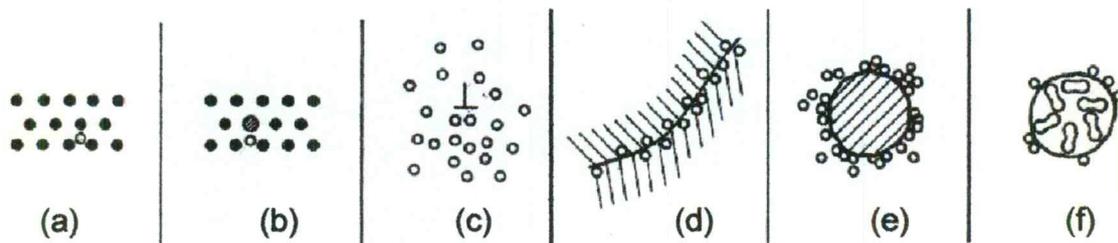


Figura 1. Localizaciones del hidrógeno en las aleaciones. (a) Solución sólida, (b) Par soluto-hidrógeno, (c) Atmósfera de dislocación, (d) Acumulación en los límites de grano, (e) Acumulación interfase partícula-matriz, (f) Cavidades con hidrógeno recombinado (Dayal y Parvathavarthinilos, 2003).

El parámetro que determina si un sitio de atrapamiento es reversible o irreversible es la energía de enlace. Aquellas trampas que poseen una energía de enlace menor a 60kJ/mol H son llamadas reversibles mientras que las que tengan un valor mayor serán llamadas irreversibles. En el Cuadro 1 se listan diversas trampas de hidrógenos con sus energías de enlace.

Cuadro 1. Energías de enlace para diversas trampas de hidrógeno en el acero. Se listan en orden ascendente (Maroef y col., 2002).

Trapping site	Binding/ activation energy*, kJ mol <sup>-1</sup>	Assessment method
H-dislocation elastic stress field	0-20.2	Calculated
H-dislocation core (screw)	20-30	Calculated
H-dislocation core (mixed)	26	HTD analysis
H-grain boundary	59	Permeation
H-grain boundary	18-20	HTD analysis
H-grain boundary	49	HTD analysis
H-grain boundary	59	Permeation
H-free surface	70	Permeation
H-free surface	95	Permeation
$\beta$ -NiAl†	27	Permeation
H-PdAl interface†	34	Permeation
H-Fe oxide interface	47	HTD analysis
H-AlN interface	65	Permeation
H-Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> interface	70	HTD analysis
H-MnS interface	72	HTD analysis
H-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> interface	79	HTD analysis
H-Fe <sub>3</sub> C interface	84	Permeation
H-TiC interface	87	HTD analysis
H-TiC interface	95	Permeation
H-Nd	129	Calculated

En el acero, los átomos de hidrógeno tienen interacciones atractivas con diversas características microestructurales, como vacancias, átomos en solución, dislocaciones límites de grano, cavidades y partículas de segunda fase (precipitados e inclusiones). Estas atracciones causan que los átomos de hidrógeno sean temporal o permanentemente atrapados en las ya mencionadas características de la microestructura, conocidas como trampas de hidrógeno.

Tal atracción, es debida a las condiciones favorables de energía en los puntos de atrapamiento de la red. La mayoría de los puntos de atrapamiento están localizados en superficies internas. Por ejemplo, los puntos de atrapamiento de una partícula probablemente estarían localizados en la interfase matriz/partícula. Similarmente, en el área de los límites de grano habría zonas de atrapamiento de hidrógeno. Como resultado de este atrapamiento, los átomos de hidrógeno se dividen. Los átomos que se segregan en las trampas, son conocidos por la comunidad de soldadura como hidrógeno residual. El resto del hidrógeno que se mantiene libre para migrar en la red, es llamado hidrógeno difusible. Durante el ciclo de soldadura algo de hidrógeno difusible sale de la matriz del acero por el proceso de desgasificación y otros migran continuamente a través de la red hacia los concentradores de esfuerzos. Los intensificadores de esfuerzos son conocidos como fuertes depósitos de hidrógeno debido a su estado de esfuerzos triaxial. En última instancia, los átomos de hidrógeno remanente son atrapados o acumulados en los concentradores de esfuerzos. En cierto sentido, las trampas de hidrógeno pueden ser vistas en una competencia con los concentradores de esfuerzos. Entendiendo tal competencia como un proceso clave para predecir o suprimir la indeseable localización del hidrógeno en las soldaduras. La fractura asistida por hidrógeno también es caracterizada por el la falla retardada debido al tiempo necesario para que los átomos de hidrógeno migren y se acumulen en la punta de la grieta. La fractura ocurrirá cuando los átomos de hidrógeno alcancen la concentración crítica. La migración o segregación de hidrógeno en la punta de la grieta es el prerrequisito a para la HIC. Comparado con las dislocaciones, la punta de una grieta sería una trampa gigante para el hidrógeno, cuya energía de enlace depende del esfuerzo nominal impuesto en la pieza. Considerando los factores descritos, la HIC podría ser evitada por la minimización de la segregación del hidrógeno en los límites de grano y en las dislocaciones al frente de la punta de la grieta. Mejor aun sería suprimir la migración del hidrógeno a la punta de la grieta. Otra más sería minimizar el hidrógeno adsorbido, investigadores han sugerido emplear puntos de atrapamiento finos y uniformemente distribuidos, para competir con la atracción del hidrógeno hacia la punta de la grieta (Maroef y col., 2002).

### 1.3 El papel de los esfuerzos

Los esfuerzos que pueden producirse durante la fabricación de la soldadura pueden ser tanto esfuerzos residuales debido a restricciones internas, como esfuerzos de reacción causados por una restricción externa. De estos, los esfuerzos residuales están en equilibrio poco estable con la vecindad de la soldadura. Los esfuerzos de reacción, son consecuencia del efecto restrictivo con otras partes estructurales de la soldadura, que no permiten una contracción libre. Se ha demostrado que las transformaciones de fase tienen un efecto benéfico sobre los esfuerzos desarrollados, tanto residuales como de reacción. Esto ocurre cuando el cambio de volumen es grande al pasar de la fase austenita ( $\gamma$ ) a la fase ferrita ( $\alpha$ ), cuando la transformación toma lugar a bajas temperaturas. Este efecto de reducción de esfuerzos es predominante en la soldadura de un solo paso, y se atenúa en el caso de multipasadas por los repetitivos ciclos térmicos (Nevasmaa, 2003).

### 1.4 La microestructura

La susceptibilidad de una microestructura a la fractura por hidrógeno se relaciona directamente con la solubilidad de este en dicha microestructura. La austenita, en la cual el hidrógeno es altamente soluble es menos susceptible a la fractura por hidrógeno, y la martensita, en la cual la solubilidad del hidrógeno es mucho más baja, por tanto, es más susceptible debido a que el enfriamiento necesario para la transformación de austenita a martensita atrapa el hidrógeno en estado de supersaturación en la martensita. En la Figura 2, se puede ver la solubilidad del hidrógeno en función de la temperatura de un acero. Generalmente, la microestructura más dura, tiene la mayor susceptibilidad a la fractura. En el caso de la fractura en la ZAT, es suficiente conocer la máxima dureza, la cual está determinada por la composición química del acero (principalmente el carbono) y el tiempo de enfriamiento en el rango de 800 a 500°C ( $t_{8/5}$ ).

Para el metal de soldadura la situación es más complicada, particularmente en la soldadura multipasadas. En general, la susceptibilidad del metal de soldadura a la falla por hidrógeno parece incrementar con el incremento de la resistencia (Glover y col., 1992).

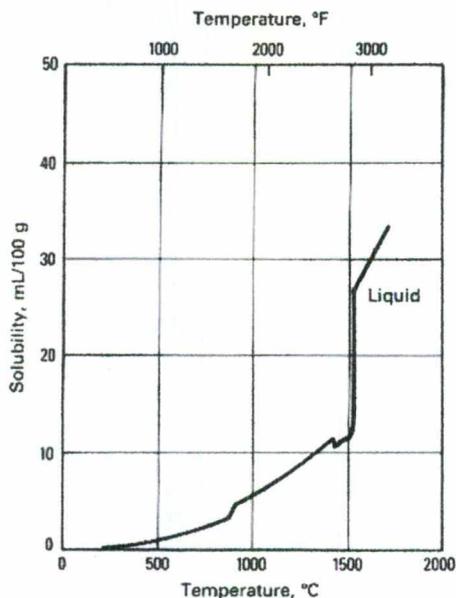


Figura 2. Muestra la solubilidad en el acero del hidrógeno contra la temperatura (Glover y col., 1992).

### 1.5 Mecanismos de la fractura inducida por hidrógeno

Las fractografías han revelado que la fractura por hidrógeno no está asociada con algún micromecanismo unificado, pero que la fractura puede ocurrir por diferentes modos, como clivaje, quasi-clivaje, coalescencia de microcavidades o de una forma intergranular a lo largo de los límites de grano primitivos de la austenita. De acuerdo con la teoría de microplasticidad, el hidrógeno en la red al frente de la punta de la grieta ayuda y promueve cualquier deformación microscópica y el crecimiento de la grieta procede. El modo de fractura en cuestión dependerá de la microestructura de la soldadura, el nivel de intensidad de esfuerzos en la punta de la grieta y la concentración de hidrógeno.

Una característica de la fractura por hidrógeno es que la propagación de la grieta usualmente incluye las morfologías de transgranular e intergranular. La susceptibilidad más alta a la falla por hidrógeno es tradicionalmente asociada con la fractura intergranular, y la más baja con la coalescencia de microcavidades. Con el incremento de la intensidad de esfuerzos, una transición de intergranular de clivaje/quasi-clivaje a coalescencia de microcavidades ocurre en las etapas tempranas de la fractura. Investigaciones sobre las superficies de fractura de especímenes soldados han revelado que la cantidad de área cristalina (característica de clivaje/quasi-clivaje) incrementa con el contenido de carbono equivalente del metal de soldadura y aumento de su resistencia. Las grietas por hidrógeno pueden variar en longitud, usualmente de unos pocos micrómetros a algunos milímetros. Pequeñas grietas pueden escapar fácilmente de los métodos no destructivos de inspección, como radiografía, partículas magnéticas y ultrasonido. En términos de mecanismos de fractura, la iniciación y propagación de una grieta de hidrógeno pueden ser investigados y esclarecidos por observaciones de procesos a microescala que suceden en la punta de grieta y la zona de proceso de fractura bajo la presencia de una concentración de hidrógeno. Esto enfoca a los efectos de superficie, así como también las interacciones hidrógeno-dislocaciones. Algunos de estos fenómenos se encuentran en los tres mecanismos de fractura por hidrógeno:

- Teoría de la decohesión (hydrogen enhanced decohesion, HEDE).
- Teoría del aumento de la plasticidad localizada (hydrogen enhanced localised plasticity, HELP).
- Adsorción inducida por emisión de dislocación (adsorption induced dislocation emission, AIDE).

Todos estos procesos envuelven una combinación compleja de un número de eventos: a) disociación de hidrógeno, adsorción y transporte a la punta de la grieta, b) emisión y egreso de dislocaciones, c) difusión de hidrógeno y movimiento de vacancias, d) transporte de hidrógeno a dislocaciones, e) efectos del hidrógeno en

la movilidad de la dislocación y atrapamiento de hidrógeno en las interfaces de partículas-matriz. Por lo que no se ha definido bien como distinguir entre los tres mecanismos. Se ha postulado que la aparición de ciertos mecanismos puede depender también de la temperatura de operación como es el caso de AIDE y HEDE que dominarían a bajas temperaturas, mientras que HELP ocurre predominantemente a temperaturas altas.

#### 1.5.1 HEDE

Este mecanismo envuelve el debilitamiento de los enlaces interatómicos en la punta de la grieta y alrededor de la zona de proceso de fractura como una consecuencia del hidrógeno absorbido. A diferencia de otros mecanismos HEDE está caracterizada por una limitada actividad de dislocaciones. En los casos en que HEDE predomina, las fractografías revelan, atómicamente, superficies de fractura planas, lo cual es considerado como una demostración de la plasticidad despreciable envuelta en este mecanismo.

#### 1.5.2 HELP

Este mecanismo es caracterizado por una disminución en las interacciones repulsivas entre las dislocaciones y los obstáculos debido a la reconfiguración de sus atmósferas de hidrógeno. El hidrógeno se acumula y concentra alrededor de cavidades enfrente de la punta de la grieta. Como la concentración de hidrógeno se vuelve altamente localizada, al igual que la plasticidad, este mecanismo solamente opera a cierta temperatura y velocidad de deformación dados donde las atmósferas de hidrógeno pueden mantenerse con dislocaciones. Una diferencia distintiva entre HEDE y HELP es el incremento de la actividad de las dislocaciones en este último. Otra diferencia es la cantidad de plasticidad envuelta en el proceso de fractura; mientras que con HEDE se observa una fractura plana, con HELP se observan superficies de coalescencia de microcavidades, en las fracturas, en las regiones de deformaciones altamente localizadas.

### 1.5.3 AIDE

Este mecanismo abarca similitudes de HEDE y HELP y aumenta algunas características de teorías ya existentes. De acuerdo con HEDE, el mecanismo envuelve el debilitamiento de los enlaces interatómicos en la punta de la grieta como resultado del hidrógeno absorbido. Se ha reconocido que las superficies de grieta actúan como lugares donde el hidrógeno es atrapado. La presencia de hidrógeno en estas superficies lleva al debilitamiento de los enlaces interatómicos en las puntas de las grietas, lo cual incrementa la emisión de dislocaciones. La emisión de dislocaciones, promueve y facilita la conexión de las grietas con cavidades al frente de la grieta y sobre una distancia característica. Se ha reconocido que esta conexión ocurre a lo largo de algunos planos de bajo índice o límites de grano, dejando coalescencia de microcavidades profundas en las superficies de fractura conforme se propaga. El rol decisivo de la emisión de dislocaciones en el mecanismo de AIDE es, en torno, similar a HELP, excepto que deformaciones pueden ser aun más localizadas que aquellas para la coalescencia de microcavidades asociada con HELP. Como evidencia que soporta esta AIDE y la teoría de emisión de dislocaciones es que se han reportado fracturas por hidrógeno donde no hubo tiempo para la difusión de este hacia el frente de las grietas. Por lo que no es un prerequisite de AIDE para las atmósferas de hidrógeno guardar dislocaciones, como es caso de HELP. En general, las dislocaciones se emiten desde la zona plástica al frente de las grietas, egresando en las superficies de las puntas de las grietas. La influencia de un ambiente fragilizador, como el de hidrógeno absorbido, emite las dislocaciones predominantemente a las puntas de las grietas, la cual resulta en que esta avance y se abra. Las características de AIDE que pueden ser identificadas con el uso de un microscopio electrónico son: a) superficies de fractura con coalescencia de microcavidades debido a la alta localización de las deformaciones, b) planos de deslizamiento grandes intersecando las grietas, y c) la formación de una coalescencia de microcavidades localizada aunada a una intensificación de la actividad de dislocaciones.

En comparación con HEDE o HELP, la importancia de los efectos de superficie en las fracturas por hidrogeno son más pronunciados en AIDE y tienen mayor atención. Los hallazgos que soportan los efectos de superficie en AIDE son: a) una alta concentración sobre y justo debajo de la superficie de la punta de la grieta, b) efecto substancial de la adsorción de hidrógeno en los enlaces atómicos, c) fracturas a muy altas velocidades y d) transiciones abruptas en el comportamiento dúctil a frágil cambiando la temperatura. Obedeciendo su naturaleza compleja, AIDE parece ser capaz de contribuir a las fracturas con clivaje, así como también a la formación de coalescencia de microcavidades asociadas con una fractura dúctil. De acuerdo con AIDE, el grado de fragilización por hidrógeno será incrementado con a) un incremento de la superficie del hidrógeno en las superficies de las grietas, b) un incremento el llenado de las subsuperficies con hidrógeno y c) incrementando la absorción de hidrógeno en las grietas internas o cavidades (Nevasmaa, 2003).

## 2. Generalidades de los aceros T410 y T410s

Los aceros tipo 410 y 410S se usan , en general, para propósitos de resistencia a la corrosión y al calor, también poseen buena resistencia a la termofluencia y a la fatiga. Pueden ser endurecidos mediante tratamiento térmico para obtener una amplia variedad de propiedades mecánicas. Ambos tipos pueden ser recocidos para ser formados en frío. El tipo 410S es generalmente usado cuando la soldabilidad es más importante que la resistencia. El acero T410S es un material ferrítico, sin embargo, forma parte de las composiciones no estándares de los aceros inoxidable martensíticos, por lo que hablaremos un poco de la metalurgia de estos materiales, ya que la formación de la martensita en la zona afectada por el calor (ZAT) es un aspecto que determina la susceptibilidad del acero a la fractura inducida por hidrógeno, HIC. En el Cuadro 2 podemos ver las composiciones de cada uno de estos materiales.

Cuadro 2. Composiciones químicas de los aceros T410 y T410S (Austral, 2002).

Tipo	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	P (%)	S (%)
410	0.15 máx.	1.0 máx.	0.50 máx.	11.5- 13.0	-	0.04 máx.	0.03 máx.
410S	0.08 máx.	1.0 máx.	1.0 máx.	11.5- 13.6	0.60 máx.	0.04 máx.	0.03 máx.

La resistencia a la corrosión del tipo 410 es buena en atmósferas moderadas, pero se oxidará levemente en ambiente industriales o marinos. Posee buena resistencia a la corrosión en el agua potable pero si contiene cloro presentará picaduras. Esto también ocurre en aguas con altas concentraciones de carbonatos, que son bajas en oxígeno. El fenómeno de esfuerzo-corrosión es raro en soluciones cloradas, pero puede ocurrir con la exposición de hidrógeno y sosa cáustica, especialmente, cuando el material tiene una microestructura martensítica. El tipo 410 tiene buena resistencia al servicio intermitente hasta 810°C, y resiste hasta 700°C en servicio continuo. La susceptibilidad de la fragilización a los 475°C es mínima, pero puede formarse fase sigma después de largas exposiciones de a altas temperaturas, con pérdida de ductilidad. Este acero se vuelve frágil a temperaturas menores de 0°C, y por lo tanto no es recomendado para usos criogénicos. La soldadura del acero T410S es más difícil que la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos, debido a su alta templabilidad. Es necesario un precalentamiento adecuado junto con un procedimiento de soldadura bien establecido para obtener uniones sanas. Tanto el metal base como la zona afectada por el calor pueden sufrir fracturas inducidas por hidrógeno. El grado 410 es más difícil de soldar que el 410S. El estandar SA1554.6:1994 especifica que el acero 309 es un consumible precalificado para soldar el acero T410. Los electrodos AWS A5.4 E410-XX y A5.22 E410T-X, y el metal de aporte AWS A5.9 ER410 pueden ser usados para una soldadura con la máxima resistencia, sin embargo, se deben tomar las precauciones para evitar la fragilización por hidrógeno. En el Cuadro 3 se muestran algunas propiedades físicas del acero T410 (Austral, 2002).

Cuadro 3. Algunas propiedades físicas del acero T410 (Austral, 2002).

Propiedad	Rango	Valor	Unidad
Densidad		7800	kg/m <sup>3</sup>
Modulo de elasticidad	Tensión	200	GPa
Relación de Poisson		0.30	
Permeabilidad magnética.	Aproximada	700-1000	
Rango de fusión		1480-1530	°C
Coeficiente de expansión térmica	0-100°C	9.9	X 10 <sup>-5</sup> /°C
	0-315°C	11.4	
	0-540°C	11.6	
Conductividad térmica	100°C	24.9	W/m°C
	500°C	28.7	
Calor específico	0-100°C	460	J/kg°K

### 3. Soldabilidad de los aceros inoxidable martensíticos

Los aceros inoxidable martensíticos pueden ser soldados en condiciones de recocido, endurecidos y templados y revenidos. A pesar de la condición previa del acero, la soldadura produce una zona de martensita endurecida adyacente a la soldadura. En otras palabras, las ZAT de alta temperatura tendrá una condición de templado después de la soldadura, a pesar de la condición previa del acero. Además, la dureza de la ZAT es muy independiente de la velocidad de enfriamiento para el rango de temperaturas experimentado para los procesos de arco comunes. Esto es evidente con las el diagrama TTT de la Figura 3.

Estas durezas hacen al material susceptible de fractura durante su soldadura, por lo que se requiere un nivel de precalentamiento adecuado aunado a un procedimiento de soldadura correcto (Davis, 2000).

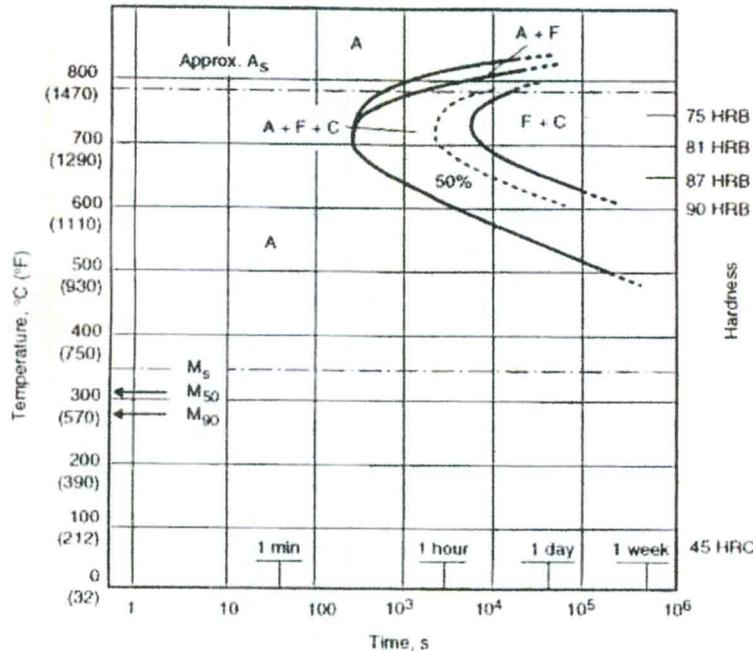


Figura 3. Muestra el diagrama TTT para el acero tipo 410 (Davis, 2000).

### 3.1 Cambios microestructurales por la soldadura

Considerando el caso cuando el metal de aporte tiene la misma composición del metal base, la estructura de la soldadura después del enfriamiento resulta en las siguientes transformaciones. La solidificación toma lugar como ferrita delta, que posteriormente se transforma a austenita. Se sabe que la transformación total se obtiene solamente si los contenidos de carbono y cromo son ajustados, considerando los elementos aleantes de menor proporción que puedan estar presentes. El silicio, molibdeno y el aluminio promueven la formación de la ferrita delta estable. El niobio y el vanadio tienen una tendencia muy fuerte a formar carburos por lo que su presencia es equivalente a un decremento en el contenido de carbono, esto ocasiona que el contenido de cromo deba ser reducido de tal forma que la región austenítica sea atravesada durante el enfriamiento.

A pesar de tener la composición química adecuada para la completa transformación a austenita, como se mencionó arriba (desde el punto de vista del equilibrio) se puede tener una incompleta transformación por las siguientes razones:

- La segregación durante el enfriamiento puede causar la formación de ferrita, que se mantiene estable durante el enfriamiento. Ya que el metal que solidifica primero está empobrecido de carbono comparado con el líquido remanente. Esto tiende a estabilizar la ferrita correspondiente a los ejes de las dendritas.
- El líquido remanente puede ser enriquecido con elementos estabilizadores de ferrita y produce regiones interdendríticas de ferrita estable durante el enfriamiento. Por lo tanto no es posible observar la presencia de pequeñas cantidades de ferrita simultáneamente dentro y entre dendritas.
- La transformación de ferrita en austenita durante el enfriamiento es más completa cuando la velocidad de enfriamiento es menor. En la soldadura de estos materiales la velocidad de solidificación es muy rápida por lo que puede quedar ferrita metaestable remanente.

Generalmente no es deseable que se contenga demasiada ferrita delta en la soldadura. Es imposible manejar las propiedades mecánicas de esta fase por tratamiento térmico y reduce drásticamente la tenacidad de unión aun con tratamiento térmico.

### 3.2 Transformación martensítica

Los aceros martensíticos al cromo son autoendurecibles, debido a que la austenita no se transforma a ferrita y carburos en las velocidades de enfriamiento típicas de la soldadura, en lugar de eso se transforma en martensita entre las temperaturas  $M_S$  y  $M_F$ , y las estructuras que se pueden encontrar después del enfriamiento son a temperatura ambiente son:

- Martensita solamente, o martensita con ferrita delta, si la temperatura ambiente esta por abajo del punto  $M_f$ . Este es el caso de los aceros con 18% de cromo y más de 0.08% de carbono que se enfrían a temperatura ambiente.
- Martensita o martensita con ferrita delta, y austenita retenida (sin transformar), si la temperatura a la que se enfría está entre los puntos  $M_s$  y  $M_f$ . Manteniendo todas variables de un proceso de soldadura constantes y aumentando los contenidos de todos los elementos aleantes en la aleación la probabilidad de obtener austenita retenida aumenta, por lo que en algunos casos será necesario enfriar a temperaturas menores a la ambiente para obtener una estructura totalmente transformada. La segregación puede causar, durante la solidificación, la retención de austenita debido al enriquecimiento local en elementos aleantes.

Todos los puntos anteriores también son aplicables a la zona afectada térmicamente que esté suficientemente cerca de la soldadura para ser elevado a una temperatura entre el rango austenítico o cercano a él. En la práctica dependiendo de la temperatura máxima alcanzada y de la duración del ciclo de soldadura, es posible encontrar en esta zona todos los estados intermedios estructurales entre el metal base sin afectar (revenido o recocido) y los del metal del soldadura.

### 3.3 El papel del hidrógeno

El hidrógeno puede contribuir a la fractura de los aceros inoxidable martensíticos; aunque en las fracturas de los aceros inoxidable martensíticos no se observan ojos de pescado (fish-eyes), como en los aceros ordinarios. Se sabe que la solubilidad del hidrógeno en la ferrita y la austenita disminuye conforme la temperatura baja, y que la transformación de la austenita en ferrita o martensita es acompañada por un abrupto decremento en la solubilidad del hidrógeno (Figura 4).

Cuando la austenita contiene hidrógeno, la transformación a martensita puede causar una supersaturación repentina lo que lleva a la liberación de hidrógeno molecular en la soldadura (en porosidad, pequeños defectos de unión, inclusiones no metálicas). Se ha estimado que con la cantidad de hidrógeno presente normalmente, esta liberación en forma molecular ejerce una presión de cientos de atmósferas a temperatura ambiente. Tal presión propicia la fractura frágil, este fenómeno depende la velocidad de difusión del hidrógeno en el metal, la fractura puede ocurrir muchas horas después de la operación de soldadura.

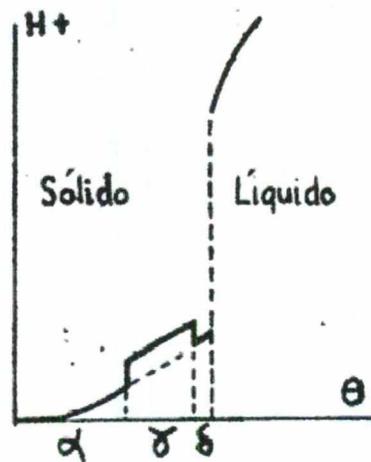


Figura 4. Solubilidad del hidrógeno en las fases del hierro (Giraldo y Chaves, 2001).

Este tipo de fractura, relacionada a la transformación martensítica se origina a muy baja temperatura y por lo tanto es llamada fractura fría (cold cracking), como opuesta a la fractura de los aceros austeníticos a muy altas temperaturas que además tiene un mecanismo diferente. Para la mayoría de los aceros comerciales, el evitar la HIC se basa en el control del hidrógeno. Las fuentes de hidrógeno (agua, aceites, ceras, hidróxidos que contienen hidrógeno o hidratos) deben ser eliminados. El potencial de hidrógeno también puede ser minimizado con el uso de procesos de soldadura de bajo hidrógeno como el GTAW o GMAW, o poniendo mucho cuidado en las condiciones de secado de los consumibles para los procesos de electrodo revestido. Además, el precalentamiento debe ser aplicado para obtener una velocidad de enfriamiento lento.

Esto permite más tiempo para el hidrógeno difunda fuera del material durante el enfriamiento dentro del rango de la austenita y, especialmente, siguiendo la transformación de la martensita.

### 3.4 Limite en el contenido de carbono

El riesgo de fractura incrementa con la dureza de la martensita. Como en el caso de los aceros baja aleación, la dureza de los aceros inoxidable martensíticos aumenta con el contenido de carbono. Debido a la alta dureza que desarrollan los aceros inoxidable martensíticos con un contenido arriba de 0.25-0.3% de carbono no se soldan, o hay que tomar precauciones para evitar la fractura.

### 3.5 Protección del metal de soldadura contra el hidrógeno

Para evitar el efecto del hidrógeno se excluyen las soldaduras de arco con mezclas de Ar-H<sub>2</sub>, así como también la soldadura de hidrógeno atómico. Para propósitos prácticos, el gas de protección requiere de argón puro, o sencillamente mezclas oxidantes. Los recubrimientos básicos se recomiendan para la soldadura manual por arco, dado que estos proveen un depósito más bajo en hidrógeno que los recubrimientos de rutilo. Es necesario evitar cualquier traza de humedad en la atmósfera de soldadura, que puede ser originada por condensación por ejemplo, o podría introducirse por los fundentes o los recubrimientos del electrodo; este último en particular debe ser secado inmediatamente antes del uso, a la máxima temperatura que pueda ser posible sin perjudicar la integridad del recubrimiento.

### 3.6 Pre calentamiento de las juntas

El pre calentamiento de las juntas es el procedimiento más común para evitar los estragos de la transformación martensítica. La unión es calentada a una temperatura, que depende de varios factores, y es mantenida a esta temperatura durante toda la operación de soldadura, para lograr los siguientes objetivos:

- Una reducción de los esfuerzos de contracción por que se mantiene la unión a la temperatura donde el límite elástico es más bajo que a temperatura ambiente.
- Un aumento en la tenacidad de la unión, que disminuye el riesgo de fractura frágil. Se sabe que la tenacidad de los aceros martensíticos disminuye con la temperatura, y se puede definir una temperatura debajo de la cual una grieta se propague fácilmente a través de toda la soldadura. Sobre estas temperaturas no se sabe mucho para los aceros martensíticos inoxidables en estado de recién soldado, pero elevar la temperatura siempre reduce el riesgo de fractura frágil.
- Permitir que la transformación de la austenita se realice a altas temperaturas reduciendo la velocidad de enfriamiento. Sin embargo esto se logra pocas veces, ya que para obtener esa velocidad de enfriamiento baja se necesita precalentar arriba de 400°C por la alta templabilidad de estos aceros.
- Evitar o limitar la transformación de la martensita tanto en el metal de soldadura como en la ZAT durante la operación de soldadura.

Para evitar la formación de la martensita, es necesario que, con la entrada de calor de la operación de soldadura misma, y la temperatura de precalentamiento se mantenga al material arriba del punto  $M_S$  por un tiempo largo. Esto es raramente logrado en la soldadura de aceros cromo-carbono, debido a que el punto  $M_S$  es relativamente alto. Sin embargo es posible bajar los puntos  $M_S$  y  $M_F$  en los aceros martensíticos con altos contenidos de elementos aleantes. Como mencionamos antes es suficiente precalentar el material a una temperatura debajo de  $M_S$  y arriba de la temperatura ambiente para evitar la fractura. Esto aumenta la tenacidad de la soldadura y se explica por lo siguiente:

- Manteniendo la soldadura arriba de la temperatura ambiente indudablemente se facilita la relajación de esfuerzos, aun para una estructura totalmente martensítica, además se reduce el nivel de esfuerzos térmicos por la tendencia a igualar las temperaturas.
- El punto  $M_F$  de los aceros martensíticos inoxidables es relativamente bajo, y aun a una moderada temperatura, por ejemplo 150-200°C, pequeñas islas austenita

sin transformar se retienen. Esto propicia que el hidrógeno se mantenga en solución y facilite la relajación de esfuerzos internos propios de su gran capacidad de deformación plástica. También se puede considerar que la presencia de ferrita delta puede ser un factor benéfico para la relajación de esfuerzos.

- El comportamiento del hidrógeno es altamente influenciado por ligeros aumentos en la temperatura. Por lo que al aumentar la temperatura a 200°C, la presión del hidrógeno molecular, que esté presente en microcavidades del metal en equilibrio con el hidrógeno disuelto, se reduce en un factor de 100 o más. Por lo tanto, la velocidad de difusión del hidrógeno se aumenta unas 400 veces y sale de la soldadura, de tal forma que se evita la formación de grandes presiones y la concentración del hidrógeno es uniforme.

Los factores que intervienen para la determinación de la temperatura de precalentamiento son:

- La composición de los aceros determinan las temperaturas  $M_S$  y  $M_F$  y tiene un efecto en la dureza de la martensita y la presencia de ferrita delta.
- Factores geométricos y tecnológicos tales como el proceso de soldadura, corriente, restricciones de unión y espesor, los cuales afectan a la intensidad de esfuerzos internos y la velocidad de enfriamiento de la soldadura.

Consecuentemente es imposible definir la temperatura de precalentamiento con mucha exactitud. Sin embargo, dependiendo de las condiciones prácticas locales, las temperaturas de precalentamiento generalmente van de 100 a 300°C, aunque los aceros con 13% de cromo y no más de 0.10 a 0.12% de carbono pueden a menudo ser soldados sin precalentamiento si el espesor no excede los 10 mm (Castro y Cadenet, 1975). Como hemos visto la temperatura a la cual la austenita se transforma a martensita en el enfriamiento de los aceros inoxidables martensíticos depende de la composición del material, particularmente de los contenidos de carbono, manganeso, níquel, cromo y molibdeno.

La temperatura  $M_s$ , para estos aceros puede ser calculada por la siguiente ecuación desarrollada por el Instituto de Soldadura:

$$M_s = 540 - (497*\%C + 6.3*\%Mn + 36.3*\%Ni + 10.8*\%Cr + 46.6*\%Mo) \text{ } ^\circ\text{C} \quad (1)$$

Es de destacar que todos los elementos citados disminuyen la temperatura  $M_s$  (Davis, 2000).

### 3.7 Uso de metales de aporte

Cuando no se van a soldar materiales traslapados o componentes muy masivos, el uso de aceros al cromo-níquel austeníticos como metales de aporte permite que la soldadura se efectúe sin precalentamiento. Dado que este material no templea y se mantiene muy dúctil a temperatura ambiente, la fractura debida a los efectos mecánicos de la transformación martensítica en la zona del metal base es evitada. Sin embargo, ya que el hidrógeno es muy soluble en la austenita, y difunde lentamente en esta fase, fracturas bajo el cordón en el metal base son evitadas. Los electrodos usados son AWS E/ER308, 309, y 310, todos austeníticos. Cuando se requiere que los metales de aporte den un metal de soldadura con la misma resistencia que el material base, se requieren materiales de aporte que también sean martensíticos. Solamente se tienen electrodos del tipo AWS E410 y 410NiMo.

### 3.8 Tratamiento térmico después de la soldadura

Dependiendo de la temperatura a la cual la operación de soldadura termina y de las precauciones tomadas para evitar la fractura, la soldadura puede consistir de martensita o una mezcla de martensita y austenita sin transformar. La cantidad de austenita presente, inmediatamente después de completar la soldadura, es más grande a temperaturas cercanas a  $M_s$ , y el enfriamiento a temperatura ambiente antes de poner la unión en servicio produce la total transformación a una estructura martensítica. Por lo tanto la soldadura debe ser revenida por algunas horas a temperaturas entre 600 y 800°C para obtener propiedades de resistencia y ductilidad comparables a las del metal base (Castro y Cadenet, 1975).

Se ha encontrado que los tratamientos pre o post soldadura no funcionan todas las ocasiones para prevenir la fisuración por hidrógeno. La causa principal de este problema es la acumulación local de hidrogeno en regiones de concentración de esfuerzos en las soldaduras. En algunos casos la localización es intensificada después de un tratamiento térmico. (Maroef y col., 2002). Desde el punto de vista mecánico el revenido no produce los mismos resultados cuando se aplica a una estructura martensítica que cuando se reviene una estructura de martensita con austenita sin transformar. En el primer caso, la descomposición de la martensita produce ferrita y carburos uniformemente distribuidos, estableciéndose la mejor relación de ductilidad y resistencia. En el segundo caso la descomposición de la austenita produce ferrita y carburos precipitados preferentemente en los límites de grano y teniendo en cuenta que los granos producidos por el proceso de soldadura son muy gruesos, esto lleva a una estructura frágil. Si la soldadura es terminada cerca de la temperatura  $M_s$  y la unión es inmediatamente sujeta al revenido, las propiedades mecánica optimas no son desarrolladas, aunque se hayan tomado todas las precauciones para evitar la fractura. Las mejores propiedades se obtienen con la eliminación de los efectos de la soldadura mediante un temple y revenido o con procedimientos especiales (Castro y Cadenet, 1975).

#### 4. Mecánica de fractura lineal elástica

Para comprender el concepto de tenacidad a la fractura comenzaremos por introducir algunos conceptos de la mecánica de fractura y para esto hablaremos de algunos detalles concernientes a la naturaleza de las grietas en materiales y sus efectos. Considere un agujero elíptico en una placa de un material como el que se ilustra en la Figura 5a. Para los propósitos de la discusión se asume que el agujero es pequeño comparado al ancho de la placa, y que está alineado con su eje mayor perpendicular a la dirección de aplicación del esfuerzo,  $S$ . El campo de esfuerzos uniforme es alterado alrededor del agujero como se ilustra en la Figura 5b.

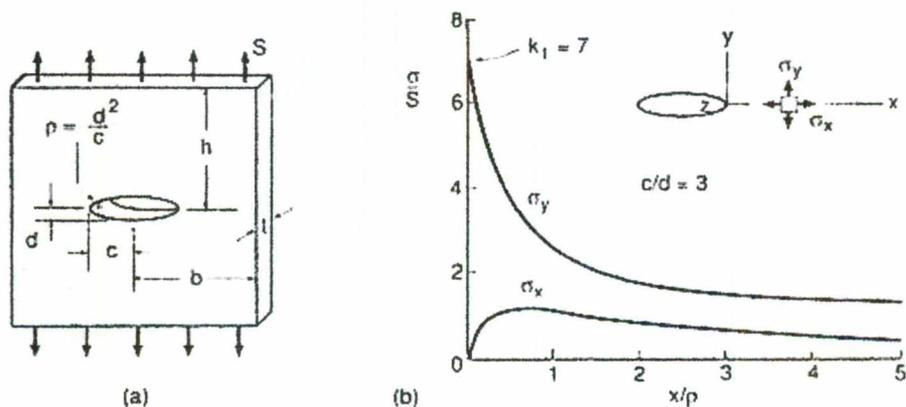


Figura 5. Agujero elíptico en una placa ancha bajo un esfuerzo uniforme y la distribución del esfuerzo a los largo del eje x cerca del agujero para un caso particular (Dowling, 1998).

El efecto más notable del agujero es su influencia sobre  $\sigma_y$  paralelo a S. Lejos del agujero este esfuerzo es igual a S. Si observamos el eje x de (b), el valor de  $\sigma_y$  se eleva rápidamente cerca del agujero y tiene un valor máximo en el borde de este. Este valor máximo depende de de las proporciones y radio  $\rho$  del elipse según la siguiente ecuación:

$$\sigma_y = S\left(1 + 2\frac{c}{d}\right) = S\left(1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}}\right) \quad (2)$$

Un factor de concentración de esfuerzos para el elipse puede ser definido como la relación del máximo esfuerzo y el esfuerzo aplicado, como se ve a continuación.

$$k_t = \frac{\sigma_y}{S} = 1 + 2\frac{c}{d} = 1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad (3)$$

Desde el punto de vista de la mecánica de fractura, una cantidad llamada factor de intensidad de esfuerzos, K, caracteriza como es afectada la situación de la severidad de la grieta por su tamaño, el esfuerzo, y la geometría.

Por definición, se asume que el material se comporta de una forma lineal elástica, de acuerdo a la ley de Hooke de tal forma que el análisis usado es llamado mecánica de fractura lineal elástica (MFLE). El factor de intensidad de esfuerzos caracteriza la magnitud de los esfuerzos en la vecindad en la punta de una grieta ideal en un material lineal elástico e isotropico. Un sistema coordenado para describir los esfuerzos en la vecindad de una grieta se muestra en la Figura 6.

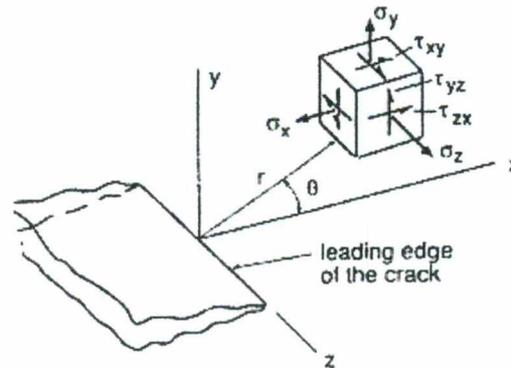


Figura 6. Sistema coordenado tridimensional para la región en la punta de una grieta (Dowling, 1998).

Las coordenadas polares  $r$  y  $\theta$  están en el plano  $x$ - $y$ , el cual es normal al plano de la grieta, y la dirección  $z$  es paralela al crecimiento de la grieta. Para cualquier caso en el Modo I de carga, los esfuerzos en la punta de la grieta dependen de  $r$  y  $\theta$  según las ecuaciones:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} - \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \quad (4a)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} - \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \quad (4b)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (4c)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{esfuerzo plano}) \quad (4d)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{deformación plana; } \varepsilon_z = 0) \quad (4e)$$

$$\tau_{xy} = \tau_{zx} = 0 \quad (4f)$$

Estas ecuaciones están basadas en la teoría lineal elástica y describen el campo de esfuerzos cerca de la punta de grieta. Estas ecuaciones predicen que los esfuerzos se incrementan rápidamente cerca de la punta de la grieta. Si el cuerpo agrietado es relativamente delgado en la dirección  $z$ , el esfuerzo plano  $\sigma_z = 0$  aplica. Sin embargo, si es relativamente grueso, una suposición más razonable puede ser la deformación plana,  $\varepsilon_z = 0$ , en cuyo caso la ley de Hooke requiere que  $\sigma_z$  dependa de otros esfuerzos y la relación de Poisson,  $\nu$ , de acuerdo a la ecuación (4e). Los componentes diferentes de cero en las ecuaciones (4) se aproximan al infinito conforme  $r$  se aproxima a cero, esto es, conforme se acerca a la punta de la grieta. Note que esto es causado específicamente por estos esfuerzos siendo proporcionales al inverso de la raíz de  $r$ . Por lo tanto, se dice que hay una singularidad matemática en la punta de la grieta, y no se puede dar un valor de esfuerzo en la punta de la grieta. También, todos los esfuerzos diferentes de cero en las ecuaciones (4) son proporcionales a la cantidad  $K_I$ , y los factores restantes meramente dan la variación con  $r$  y  $\theta$ . Por lo tanto, la magnitud del campo de esfuerzos cerca de la punta de la grieta puede ser caracterizado por un valor del factor  $K_I$ . Sobre esta base,  $K_I$  es una medida de la severidad de la grieta. Su definición en sentido matemático es:

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \quad (5)$$

Generalmente es conveniente expresar  $K_I$  como:

$$K_I = FS\sqrt{a\pi} \quad (6)$$

Donde  $F$  es un factor que involucra la geometría de la pieza. Por ejemplo, si una grieta central en una placa es relativamente larga, la ecuación requiera ser modificada. La cantidad de  $F$  es una función de la relación de  $a/b$ . Si en los cálculos se prefiere trabajar con los valores de fuerza directamente, la siguiente ecuación es muy usada para las geometrías planas:

$$K_I = F_P \frac{P}{t\sqrt{b}} \quad (7)$$

Donde  $P$  es la carga,  $t$  el espesor, y  $a$  es lo mismo que se ha estado manejando. La función  $FP$  es un nuevo factor geométrico adimensional. Obviamente según la geometría de la pieza será el valor de este.

#### 4.1 Modos de fractura

Un cuerpo puede someterse a carga en cualquiera o en una combinación de los modos mostrados en la Figura 7. El Modo I es llamado modo de abertura y consiste en que las superficies de grieta simplemente se separan. Para el modo II, el modo de deslizamiento, las caras de la grieta se deslizan una sobre otra la dirección de crecimiento de la grieta. El Modo III, también envuelve deslizamiento relativo, pero ahora la dirección es paralela al borde de la grieta. El Modo I es causado por tensión, mientras que los otros dos son causados por corte en diferentes direcciones. Para cada caso se denomina un factor  $K$ , ya sea  $K_I$ ,  $K_{II}$  o  $K_{III}$  según el modo de fractura al que se someta el cuerpo. La mayoría de los problemas de fractura en la ingeniería involucran el Modo I y son debidos a esfuerzos de tensión.

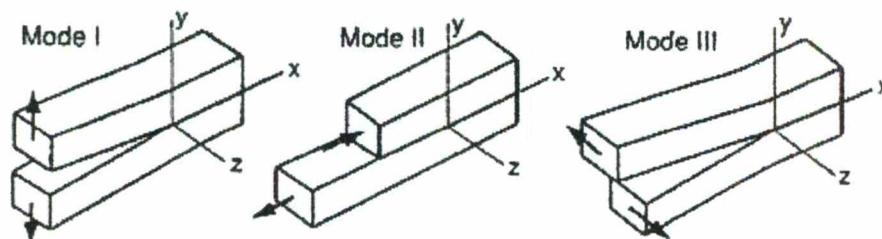


Figura 7. Los modos básicos de desplazamiento en fractura (Dowling, 1998).

#### 4.2 Tenacidad a la fractura

Un material dado puede resistir una grieta sin fracturarse tanto como  $K$  sea menor a un valor crítico  $K_C$ , el cual es una propiedad del material llamada tenacidad a la fractura. Los valores de  $K_C$  varían ampliamente para los diferentes materiales y son afectados por la temperatura, velocidad de carga, y secundariamente por el

espesor de la pieza. Se ha observado que al aumentar la resistencia de una clase dada de metal, la tenacidad a la fractura disminuye con la ductilidad tensil. Aparentemente pequeñas variaciones en la composición química o el proceso de fabricación de un material pueden afectar significativamente la tenacidad a la fractura. Por ejemplo, las inclusiones en los aceros tienen efectos microscópicos para facilitar la fractura. La tenacidad a la fractura es generalmente más sensible que otras propiedades mecánicas a la anisotropía y los planos de debilidad introducidos por los procesos de fabricación. Por ejemplo, en un metal forjado, rolado, o extruído los granos son elongados y/o aplastados en ciertas direcciones, y la fractura es más fácil donde la grieta crece paralela a estos planos de granos alargados.

#### 4.3 La zona plástica

En la prueba de tenacidad a la fractura, se aplica un incremento en el desplazamiento a un espécimen pre-fracturado del material de interés. El crecimiento de la grieta es detectado observando el comportamiento de carga versus desplazamiento. Una desviación de la linealidad en dicho comportamiento, o una caída abrupta en la carga debido al agrietamiento rápido, identifica un punto  $P_Q$  correspondiente a una etapa temprana de fractura. El valor de  $K$ , denotado como  $K_Q$ , es entonces calculado para este punto. Si hay algo de fractura cortante antes de la fractura final,  $K_Q$  puede ser algo menor que el valor de  $K_C$  correspondiente al valor final de la fractura del espécimen. Una situación que se establece en los estándares para la determinación de la tenacidad a la fractura es que  $K_Q$  decrece con el incremento del espesor del espécimen  $t$ , como se ilustra en la Figura 8.

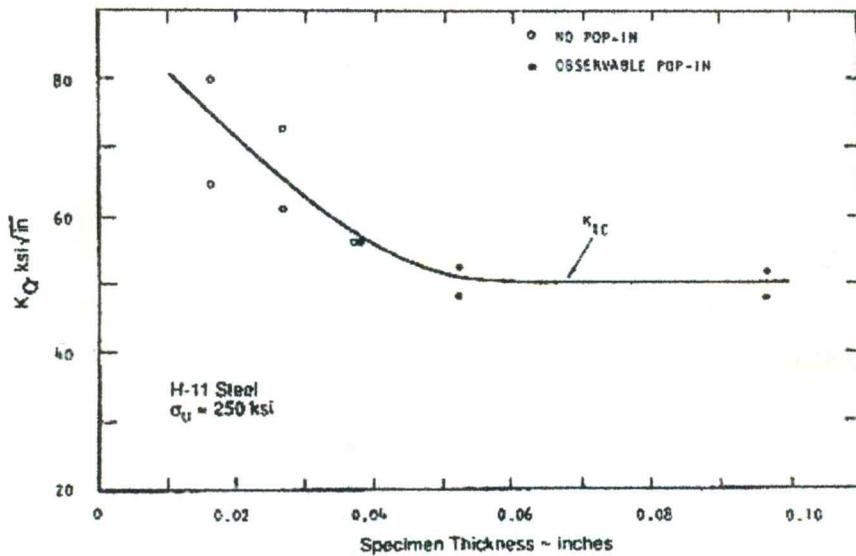


Figura 8. Efecto del espesor sobre la tenacidad de una aleación tratada térmicamente (Dowling, 1998).

Esto ocurre debido que el comportamiento es afectado por la zona plástica en la punta de la grieta en una manera que depende del espesor. Una vez que el espesor obedezca la siguiente relación involucrando el límite de cadencia, no se espera más decremento:

$$t \geq 2.5 \left( \frac{K_Q}{\sigma_0} \right)^2 \quad (8)$$

Los valores de  $K_Q$  que cumplan este requerimiento son denotados como  $K_{IC}$  para distinguirlos. Si la zona plástica es suficientemente pequeña, habrá una región fuera de ella donde las ecuaciones de esfuerzo elástico (ecuaciones (4)) aun se aplican, llamada región dominio-K, o campo K. Esto se ilustra en la Figura 9. La existencia de tal región es necesaria para que la MFLE sea aplicable. El campo K que rodea y controla el comportamiento de la zona plástica y el área de la punta de la grieta, por lo tanto caracteriza la severidad de la situación de la grieta, a pesar de que ocurra algo de plasticidad. Sin embargo, si la zona plástica es más grande que el campo K, lo elimina, y no se puede aplicar MFLE.

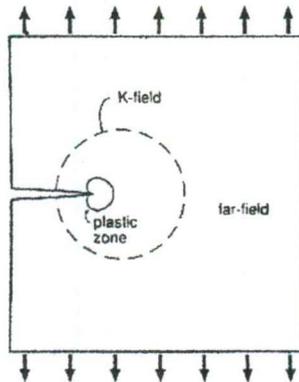


Figura 9. Grieta con su zona plástica y el gran campo-K para que la MFLE sea aplicable (Dowling, 1998).

Como regla practica, es necesario que la zona plástica sea pequeña comparada con la distancia desde la punta de la grieta a cualquier borde la pieza, tales distancias son  $a$ ,  $(b-a)$  y  $h$  para una placa fracturada como se muestra en la figura 10. Un límite general puede ser:

$$t, a, (b-a), h \geq 2.5 \left( \frac{K}{\sigma_0} \right)^2 \quad (9)$$

Estás condiciones son cumplidas automáticamente si el esfuerzo plano es cumplido también (Dowling, 1998).

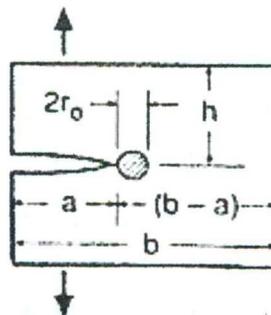


Figura 10. Esquema de un espécimen compacto de tensión con las dimensiones a cuidar para que la zona plástica sea menor (Dowling, 1998).

## 5. Fatiga

La fatiga es un proceso de fractura retardada o paulatina, en el cual un cuerpo sometido a cargas fluctuantes o cíclicas desarrolla una grieta que crece hasta alcanzar su tamaño crítico y causa fractura final del cuerpo. Como en la gran mayoría de los componentes estructurales los esfuerzos de servicio son menores que el esfuerzo de cadencia, la propagación de las grietas por fatiga transcurre en un cuerpo deformado elásticamente, de manera que aplicación de los principios de la mecánica de fractura es válida para caracterizar el comportamiento de los materiales en fatiga. Actualmente es aceptado que la propagación de grietas por fatiga ocurre en tres etapas:

- Etapa I. Nucleación y crecimiento lento de grietas.
- Etapa II. Propagación estable.
- Etapa III. Propagación rápida y final de falla.

En las tres etapas, la rapidez de propagación de la grieta depende de la amplitud de la variación de los esfuerzos en la punta de grieta, el cual, en condiciones lineal elásticas depende de  $K$ . Durante la etapa I la rapidez de la propagación de la grieta es fuertemente influida por el nivel de esfuerzos (o mejor dicho por  $\Delta K$ ); la propagación de la grieta es cristalina, es decir, la grieta se propaga a lo largo de los planos cristalinos del material. Como la zona plástica es muy pequeña, está contenida dentro de los granos del material, por lo que esta etapa es fuertemente influida por la microestructura. La etapa II, presenta una relación lineal entre  $\log(da/dN)$  y  $\log(\Delta K)$ . La etapa III es fuertemente influida por el ambiente y es relativamente independiente de la microestructura, siendo la propagación de grieta principalmente transgranular. El periodo en que la grieta propaga a una rapidez que es proporcional a la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos es el de mayor interés en ingeniería, ya que la experiencia ha demostrado que la mayor parte de la vida útil de un componente sujeto a condiciones de fatiga transcurre con una grieta propagándose lentamente.

En la práctica se dice que durante la propagación transcurre aproximadamente el 90% de la vida en fatiga de un componente en servicio, mientras que el 10% es consumido para iniciar la formación de grietas. En la etapa II, el incremento de la longitud de grieta por ciclo ( $da/dN$ ) depende de  $\Delta K$ , de manera que una prueba de fatiga bajo  $\Delta\sigma$  constante, la velocidad de crecimiento de grieta por ciclo aumenta progresivamente, debido a que  $\Delta K$  aumenta. Paris fue una de los primeros investigadores este comportamiento (González, 1998).

### 5.1 Mecánica lineal elástica en fatiga

La mecánica lineal elástica es un procedimiento analítico que relaciona la magnitud y distribución de esfuerzos en la vecindad de la punta de una grieta al esfuerzo nominal aplicado a la estructura, al tamaño, forma y orientación de la grieta o discontinuidad, al crecimiento de la grieta y a la resistencia a la fractura del material. El procedimiento está basado en el análisis de las ecuaciones de campo de esfuerzos, las cuales muestran que el campo de esfuerzos elásticos en la región de la punta de la grieta pueden ser descritos por un solo parámetro,  $K$ , llamado factor de intensidad de esfuerzos. Este mismo procedimiento es también usado para caracterizar la velocidad de fractura ( $da/dN$ ) en términos de la variación del factor de intensidad de esfuerzos ( $\Delta K$ ). Cuando un componente o un espécimen que contiene una grieta es sujeto a una carga cíclica, la longitud de la grieta ( $a$ ) incrementa con el número de ciclos de fatiga,  $N$ , si la amplitud de la carga ( $\Delta P$ ), la relación de carga,  $R$  ( $R= P_{\min}/P_{\max}$ ), y la frecuencia de ciclo ( $\nu$ ), son mantenidos constantes. La velocidad de crecimiento de grieta,  $da/dN$ , incrementa conforme la longitud de grieta incrementa durante una prueba dada. La velocidad de propagación de grieta también es más alta a cualquier longitud de grieta dada para pruebas hechas a lastas amplitudes de carga. Por lo tanto, se puede escribir la siguiente relación con las observaciones hechas:

$$(da/dN)_{R,\nu} = f(\Delta P, a) \quad (10)$$

Donde  $f$  es independiente de la geometría del espécimen, la longitud de la grieta, el modo de carga y el rango del ciclo de carga. En 1963 Paris y Erdogan publicaron un análisis donde demuestran que existe una correlación entre  $da/dN$  y la variación del factor de intensidad de esfuerzos,  $\Delta K$ . Argumentaron que  $\Delta K$  caracteriza la magnitud de los esfuerzos en la región de la punta de la grieta; por lo tanto, debería caracterizar la velocidad de propagación de grieta. Tal propuesta concuerda con la ecuación (10). El parámetro  $\Delta K$ , contiene los efectos de la magnitud de la amplitud de carga ( $\Delta P$ ) así como también la geometría y longitud de la grieta. Numerosos estudios posteriores confirmaron los hallazgos hechos por Paris y Erdogan. Los datos para valores de velocidades de propagación de grieta intermedios pueden ser representados por la simple relación siguiente, comúnmente conocida como ecuación de Paris:

$$da/dN = C(\Delta K)^n \quad (11)$$

Donde  $C$  y  $n$  son constantes que pueden ser obtenidas de la intercepción con el eje y la pendiente, respectivamente, de la recta producida en la gráfica de  $\log da/dN$  contra  $\log \Delta K$ . Se ha demostrado que el espesor del espécimen no tiene efecto significativo sobre el comportamiento de la propagación de grieta, aunque esto no siempre se cumple. La habilidad de  $\Delta K$  para contener muchas variables tiene un importante significado en la aplicación de los datos. Por lo tanto el comportamiento de la propagación de la grieta expresado como  $da/dN$  contra  $\Delta k$  puede ser observado como una propiedad fundamental análoga al límite de cadencia, tenacidad a la fractura, resistencia última, etc. (Saxena y Muhlstein, 1997).

### III. HIPÓTESIS

El material de aporte disímil, de microestructura austenítica, evita la fisuración inducida por hidrógeno, observándolo en las propiedades de tenacidad a la fractura y fatiga. Por otro lado el precalentamiento de la junta funciona cuando en la aplicación de la soldadura se usa un metal de aporte similar evitando el detrimento producido por el hidrógeno en las propiedades mecánicas de fatiga y tenacidad.

## IV. OBJETIVOS

### GENERAL

Como se ha planteado el principal problema relacionado con la soldadura de los aceros inoxidable ferrítico-martensítico 12%Cr es su gran susceptibilidad a la fractura inducida por el hidrógeno, para lo cual es práctica común efectuar la unión de soldadura de manera alternativa precalentando y utilizando material de aporte similar al metal base o usando un metal de aporte de acero inoxidable austenítico sin precalentamiento. Es por eso que el objetivo general de este trabajo de investigación consiste en identificar y comparar para las dos alternativas el efecto sobre la microestructura, tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ ) y la propagación de la fractura por fatiga ( $da/dN$ ). En la primera alternativa, usando un proceso de soldadura GMAW y metal de aporte similar, se varía el gradiente de temperatura durante la soldadura a través de la aplicación de diferentes niveles de precalentamiento con la finalidad de minimizar los esfuerzos residuales internos y el nivel de hidrógeno difusible. En la segunda alternativa, también usando un proceso de soldadura GMAW y metal de aporte austenítico (mayor solubilidad de hidrógeno), se efectúan soldaduras con diferentes porcentajes de hidrógeno en el gas de protección con la finalidad de difundir hidrógeno en la zona afectada por el calor.

### ESPECÍFICOS

- El efecto sobre microestructura y propiedades mecánicas de fatiga ( $da/dN$ ) y tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ ) en la unión de soldadura utilizando metal de aporte similar al material base (T410S) y precalentando en tres niveles de temperatura,
- El efecto sobre microestructura y propiedades mecánicas de fatiga ( $da/dN$ ) y tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ ) en la unión de soldadura utilizando metal de aporte austenítico (309L) y simulando cuatro niveles de contaminación con hidrógeno sin precalentamiento tal y como se recomienda en la práctica y,
- La comparación de las dos alternativas planteadas en a) y b).

## V. METODOLOGÍA

### 1. MATERIALES

- (1) Placa de T410S de 16.5mm de espesor
- (2) Material de aporte ER 309L
- (3) Material de aporte ER T410
- (4) Gas de protección argón
- (5) Gas de protección argón con 1% de hidrógeno
- (6) Gas de protección argón con 2.5% de hidrógeno
- (7) Gas de protección argón con 5% de hidrógeno
- (8) Pintura para alta temperatura
- (9) Pinzas de sujeción
- (10) Mufla
- (11) Microscopio metalográfico
- (12) Microdurómetro
- (13) Microscopio electrónico de barrido
- (14) Máquina de tensión y fatiga MTS 810
- (15) Montadora de probetas
- (16) Consumibles de metalografía
- (17) Reactivos de ataque
- (18) Pirómetro óptico
- (19) Cámara de alta velocidad

## 2. MÉTODOS

### 2.1 Aplicación de la soldadura por GMAW

Las probetas serán realizadas en multipasos con soldadura de arco con protección de gas inerte, MIG. El proceso de soldadura por arco con electrodo consumible y protección gaseosa (Gas Metal Arc Welding GMAW) se basa en un arco eléctrico que surge entre un alambre-electrodo desnudo que se alimenta continuamente a la pieza de trabajo. Dicho proceso se realiza bajo la protección de gas suministrados externamente, el que puede ser inerte, activo o de una mezcla de ambos. Dicho gas protege a la soldadura de los efectos dañinos del oxígeno y del nitrógeno del aire, además favorece la ionización. Los gases de protección son básicamente de dos tipos:

- Gases inertes: Aquéllos que forman una atmósfera inerte por completo y que no ocasionan ningún tipo de reacción con el metal, tales como el Argón y el Helio.
- Gases activos: Son aquéllos que originan algún tipo de reacción en el arco de soldadura. Estos gases pueden ser reductores (nitrógeno) u oxidantes (oxígeno y dióxido de carbono).

Los materiales de aportes empleados normalmente son de pequeño diámetro; 0.6, 0.8, 1.2, 1.6, 2, 2.4 y 3.2mm, donde los tres primeros son llamados micro alambres. Estos se suministran en rollos o bobinas, para conseguir una alimentación suave y uniforme el mismo debe estar bobinado en capas perfectamente planas y es necesario que no este tirante durante el suministro, sino que exista cierta holgura entre la bobina y la vuelta que se está desenrollando. Los alambres de acero al carbono y de baja aleación reciben a menudo un ligero recubrimiento de cobre que mejora el contacto eléctrico, la resistencia a la corrosión y disminuyen el rozamiento con los distintos elementos del sistema de alimentación y el pistola (Holliday, 2000).

## 2.2 Macroataque

En cualquier estudio de uniones soldadas, el paso inicial invariablemente se centra en el desarrollo de la macroestructura de la soldadura. La macroestructura de la soldadura es establecida por el tipo de procesos empleados, los parámetros de operación, y los materiales usados. Por lo tanto, la metalografía es una herramienta clave en el estudio de la calidad de las soldaduras. Los términos clave en la descripción de la macroestructura de las soldaduras por fusión son los tres componentes básicos: el metal de soldadura, la zona afectada por el calor (ZAT), y el metal base. Dentro del metal de soldadura y la zona afectada térmicamente. Hay cambios en la composición, tamaño de grano y orientación de este, microconstituyentes, y dureza. Por lo tanto se observan variaciones significativas en la microestructura conforme la soldadura es barrida. El macroataque es frecuentemente usado para determinar la influencia de varios cambios en los parámetros de soldadura sobre la forma y tamaño del metal de soldadura, en la profundidad de la penetración, sobre la estructura de la soldadura, y sobre la dureza. La técnica más popular para realizar macroataques es mediante el uso de soluciones ácidas que se aplican sobre la superficie de la muestra directa de corte por disco abrasivo o desbastada. Las siguientes consideraciones deben ser tomadas en cuenta para el uso de un macroatacante:

- El atacante debe revelar una gran variedad de características estructurales e irregularidades.
- El atacante debe ser simple en composición, barato y fácil de preparar.
- El atacante deber ser estable durante su uso y almacenaje.
- El atacante debe ser seguro y no causar olores nocivos (Vander, 1984).

### 2.3 Evaluación de la velocidad de propagación de grieta

Los procedimientos estándar para evaluar la velocidad de propagación de grieta están descritos en la norma ASTM E 647. Este método aplica a las velocidades de propagación de medias a altas, esto es, arriba de  $10E-8$  m/ciclo. Los procedimientos para velocidades inferiores a esta están en discusión. Para aplicaciones que envuelven arriba de un millón de ciclos de carga, los procedimientos recomendados en ASTM E 647 pueden ser usados. Dicha norma describe el uso de especímenes compactos, como el que se muestra en la Figura 15 y el de fracturados en el centro. La relación espesor-ancho,  $B/W$ , debe ser más pequeña que 0.5 valor para las pruebas de  $K_{IC}$ , los valores máximos de  $B/W$  para la probeta fracturada en el centro y el espécimen compacto son 0.125 y 0.25, respectivamente. Con especímenes más delgados, la cuantificación de la longitud de la grieta sobre los lados de la probeta puede ser usada como representación del comportamiento de la grieta a través del espesor. Para la fatiga con carga de tensión-tensión la relación de carga máxima y mínima ( $R = P_{min}/P_{max}$ ) debe estar en el rango de 0 a 1. Una relación de  $R = 0.1$  es comúnmente usada para el desarrollo de propósitos comparativos. Para una amplitud de carga constante se genera una gráfica de longitud de grieta contra ciclos ( $a$  versus  $N$ ) como la que se muestra en la Figura 11. El intervalo mínimo en la longitud de grieta debe ser de 0.25mm entre cada punto, o diez veces la longitud de grieta medida con precisión, lo cual es definido como la desviación estándar del valor medio de la longitud de grieta determinada para un grupo de medidas. Esto previene mediciones erróneas de la velocidad de crecimiento de un grupo de puntos que están muy cercanos relativamente a la precisión de la medición y relativamente a la dispersión de los datos. Los intervalos de medición que son recomendados en la norma ASTM E647 para el espécimen compacto de tensión son:

$$\Delta a \leq 0.04 \text{ para } 0.25 \leq a/W \leq 0.40$$

$$\Delta a \leq 0.02 \text{ para } 0.40 \leq a/W \leq 0.60$$

$$\Delta a \leq 0.01 \text{ para } a/W \geq 0.60$$

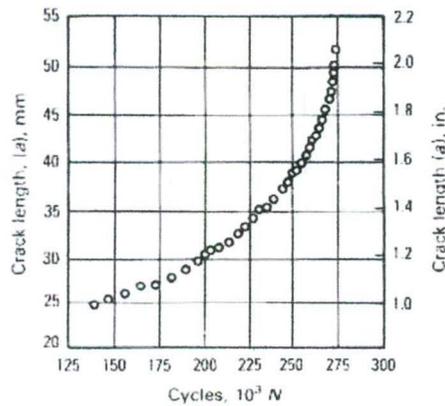


Figura 11. Gráfica de crecimiento de grieta contra ciclos bajo carga constante (ASM comité, 1997).

La relación de Paris es la más ampliamente aceptada para correlacionar la velocidad de crecimiento de grieta y la intensidad de esfuerzos. Esta relación es lineal cuando se grafica en coordenadas logarítmicas y generalmente produce un ajuste razonable en la región II (ver Figura 12) del régimen de crecimiento de grieta.

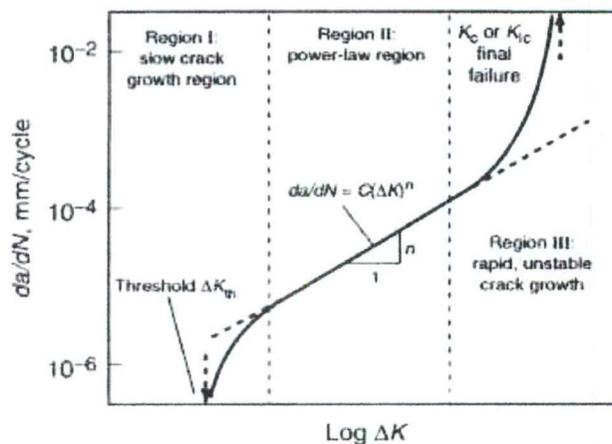


Figura 12. Muestra la región II de ajuste de la ley de Paris para el régimen de crecimiento de grieta (ASM comité, 1997).

El método más común para cuantificar la longitud de la grieta es el de la confianza. La confianza de un espécimen deformado plásticamente conteniendo una grieta de longitud  $a$  medida desde la línea de carga a la punta de la grieta es usualmente expresado como el cociente del desplazamiento,  $v$ , y la carga,  $P$ , con el desplazamiento medido a lo largo, o paralelo a la línea de carga. La Figura 13, ilustra que cuando la longitud de la grieta es incrementada en un espécimen la cantidad medida de  $\delta$  es más grande para un valor específico de carga de tensión. El desplazamiento usualmente es medido a través de la boca de la grieta usando un extensómetro cantilever de clip, un transformador lineal diferencial variable o una prueba de corrientes de eddy (ASM comité, 1997).

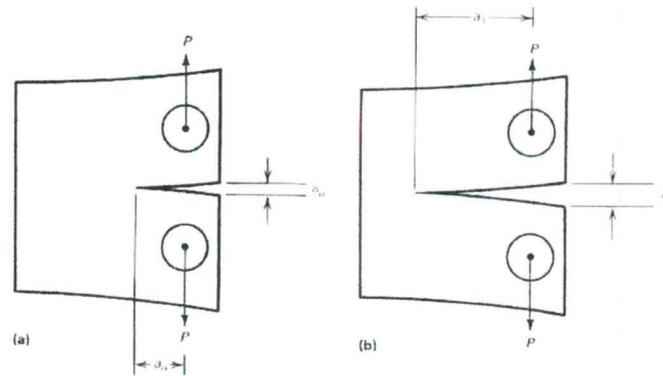


Figura 13. Muestra el principio del método de confianza para medir la longitud de la grieta (ASM comité, 1997).

Los datos resultantes de la longitud de la grieta se pueden graficar como puntos discretos contra los correspondientes ciclos como se muestra en la Figura 14.

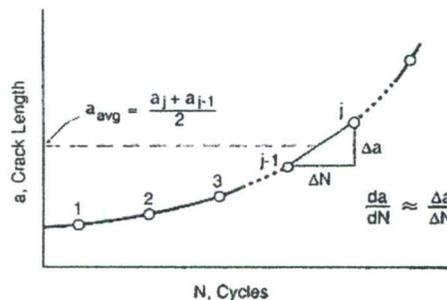


Figura 14. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta en fatiga para la etapa II (ASM comité, 1997).

Para obtener las velocidades de crecimiento de la gráfica de longitud de grieta contra ciclos, una simple y aproximación es calcular la pendiente de la línea recta de entre los puntos de la Figura 14. Si los puntos son numerados 1, 2, 3, ...j, entonces la velocidad de crecimiento para el segmento en el punto j es:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_j \approx \left(\frac{\Delta a}{\Delta N}\right)_j = \frac{a_j - a_{j-1}}{N_j - N_{j-1}} \quad (12)$$

El correspondiente  $\Delta K$  es calculado mediante el promedio de la longitud de la grieta durante un intervalo.

$$\Delta K_I = \frac{\Delta P}{t\sqrt{b}} \frac{2 + \alpha_{prom}}{(1 - \alpha_{prom})^{3/2}} \left[ 0.886 + 4.6(\alpha_{prom}) - 13.32(\alpha_{prom})^2 + 14.7(\alpha_{prom})^3 - 5.6(\alpha_{prom})^4 \right] \quad (13)$$

donde:

$$\alpha_{prom} = \frac{a_{prom}}{b} \quad (14)$$

$$a_{prom} = \frac{a_j + a_{j-1}}{2} \quad (15)$$

El procedimiento es valido solamente si la longitud de la grieta es medida a intervalos cortos. De otra forma la velocidad de crecimiento de grieta y K pueden diferir mucho entre observaciones adyacentes (Dowling, 1998).

#### 2.4 Evaluación de tenacidad a la fractura en deformación plana, $K_{IC}$

La prueba para determinar la tenacidad a la fractura en deformación plana, denotada por  $K_{IC}$  para el modo I de desplazamiento de abertura de grieta, ha sido normalizada con el fin de obtener resultados reproducibles. El procedimiento recomendado aparece en la norma americana ASTM E-399 y la norma británica BS7448; que esencialmente son similares.

La prueba consiste en aplicar carga hasta la fractura a una probeta que contiene una grieta preexistente, usualmente desarrollada por fatiga a partir de una entalla maquinada. El  $K_{IC}$  es determinado a partir del registro de carga (P) contra desplazamiento de abertura en la entalla y conociendo el tamaño de la grieta en el punto de fractura y la función de K con respecto al tamaño de grieta. Las probetas más recomendadas para la prueba son la compacta de tensión (CT) y la de flexión con una entalla (SEN). Estas son mostradas con sus dimensiones nominales en la Figura 15.

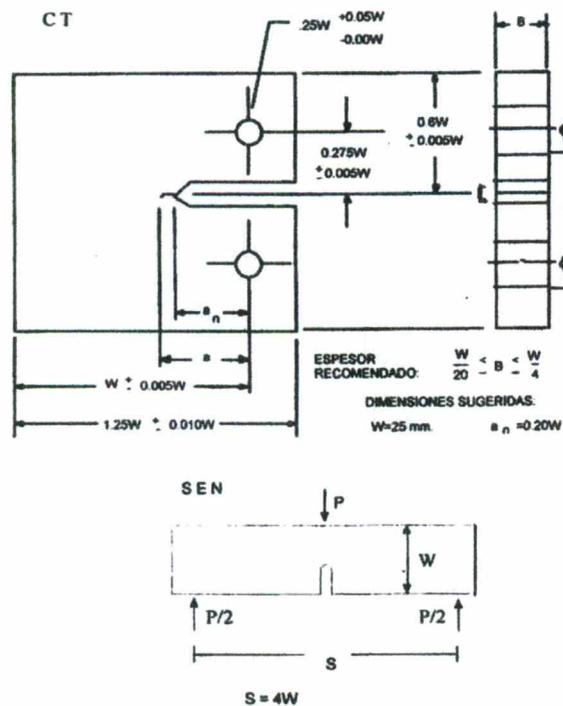


Figura 15. Muestra las probetas recomendadas para determinar  $K_{IC}$  (González, 1998).

Para establecer condiciones de elasticidad lineal y deformación plana se debe asegurar que el ancho  $W$  y el espesor  $B$  sean lo suficientemente grandes, de manera que la zona plástica quede completamente contenida en la probeta, en otras palabras el tamaño de la probeta debe asegurar que la contribución de la deformación plástica a la tenacidad sea despreciable.

Como el tamaño de la zona plástica depende de  $K$  y  $\sigma_0$  los requerimientos actuales de tamaño para que una prueba sea válida son establecidos con base en las relaciones siguientes:

$$B > 2.5 (K_{IC} / \sigma_0)^2 \quad (16)$$

$$W > 2B \quad (17)$$

$$0.45 < a/W < 0.55 \quad (18)$$

Como es imposible determinar inmediatamente después de la prueba si el  $K_{IC}$  obtenido es válido, primero es necesario calcular un valor provisional denotado como  $K_Q$  a partir de la curva carga contra desplazamiento. La Figura 16 ilustra los tipos principales de registros carga-desplazamiento.

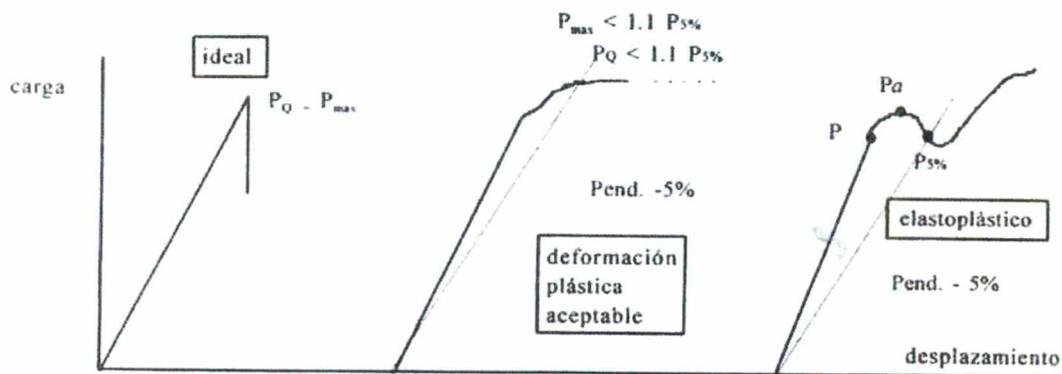


Figura 16. Muestra los registros principales en una prueba de  $K_{IC}$  (González, 1998).

El valor  $K_Q$  es calculado con la carga  $P_Q$ , la cual es obtenida comparando el valor de  $P_{5\%}$  obtenido de la intersección de una recta con una pendiente disminuida en un 5% en relación a la pendiente de la recta OA que es tangente a la parte inicial de la carta carga-desplazamiento.  $P_Q$  es igual a  $P_{5\%}$  o cualquier carga mayor que precede a  $P_{5\%}$ . En el caso ideal no se usa la recta pendiente disminuida 5% y  $P_Q$  es simplemente  $P_{max}$ . En el segundo caso, se usará el valor de  $P_Q = P_{5\%}$  si se cumple que  $P_a < 1.1 P_{max}$ . Finalmente el tercer caso cuando existe un máximo anterior al

valor de  $P_{5\%}$ ,  $P_Q$  será el valor máximo de carga que precede a  $P_{5\%}$ . Para validar el resultado obtenido se aplican los siguientes criterios:

- Si  $P_{\max}/P_Q$  es mayor de 1.10,  $K_Q$  es rechazado.  $P_{\max}$  es la carga máxima registrada.
- Si  $2.5(K_Q / \sigma_0)^2$  es mayor que el espesor y que el tamaño de grieta,  $K_Q$  es rechazado.

Si no ocurre lo indicado entonces  $K_Q = K_{IC}$  y la prueba es válida. Cuando la prueba es rechazada se requerirá un tamaño de probeta mayor para satisfacer los requerimientos de la mecánica de fractura lineal elástica, o bien ese tamaño de probeta servirá para materiales más frágiles (González, 1998).

## 2.5 Fractografía

Una de las fuentes más importantes de información relacionado a la causa de falla es la superficie de fractura misma. La fractografía es una herramienta que describe las superficies de fractura, principalmente de metales, con lo que se puede determinar la naturaleza de la fractura. Esta información es como un registro histórico de la falla pues contiene evidencia de las formas de carga, efectos ambientales, y calidad del material en general. El objetivo principal de la fractografía es entender como los metales se fracturan y como los efectos ambientales intervienen en el proceso de fractura (Kerlins y Phillips, 1992).

### 2.5.1 Fractura dúctil

Las fracturas dúctiles o, dicho de otra forma, fracturas que originan coalescencia de microcavidades (dimples, por su término en inglés), tienen lugar a partir de sobrecargas o aplicación exagerada de esfuerzos sobre el espécimen. Esta sobrecarga puede ser debida a tensión, torsión o doblado.

Una fractura dúctil por esfuerzos de tensión presentará en su examinación fractográfica al microscopio (preferentemente un SEM) dimples equiaxiales, generalmente con la evidencia de las partículas (inclusiones) que provocaron la fractura. Aquellas fracturas que involucran esfuerzos cortantes (como la torsión) generalmente presentan dimples elongados. Cuando estos poros elongados son producidos por el esfuerzo cortante, los poros en la superficie de la fractura apuntan en direcciones opuestas.

### 2.5.2 Fractura frágil

El clivaje en aceros al bajo carbón se encuentra más comúnmente en fracturas frágiles, también puede ocurrir en varios materiales que cristalizan en bcc o hcp. Sin embargo, los materiales que cristalizan como fcc son inmunes a este tipo de mecanismo de fractura. La fractura por clivaje no es difícil de diagnosticar porque el patrón de fractura está dado cristalográficamente y, usualmente ocurre en planos 100 en materiales que cristalizan en forma bcc o en planos 0001 en cristales hcp. El plano de fractura, entonces, se da en forma aproximadamente normal al eje de máxima tensión sobre el espécimen y con la presencia de un labio de ruptura a causa de esfuerzo cortante en la zona de la fractura. La ausencia local de un labio de esfuerzo cortante o fractura inclinada sugiera una posible localización del inicio mismo de la fractura. La forma de identificar las fracturas transgranulares frágiles está basada en el clivaje que se da en la zona fracturada debido al alto grado de perfección geométrica que sigue el clivaje a través de la formación de la fractura. Un patrón muy claro de este tipo de fractura es la presencia de marcas que semejan ríos a través de los granos. Estas marcas son consistentes con el avance del clivaje e indican la dirección del crecimiento de la ruptura. Algunos otros patrones que se pueden observar son la presencia de clivaje en planos conjugados y algunas pequeñas zonas de comportamiento dúctil unidas a los planos de clivaje en diferentes niveles. La fractura con clivaje en aceros martensíticos y perlíticos es menos fácil de interpretar porque la micro estructura tiene a modificar la superficie fracturada.

La fractura intergranular frágil, por su parte, no presenta el fenómeno de clivaje y generalmente se da en aquellos materiales cuyos granos tiene precipitaciones de compuestos o elementos de una segunda fase. Este tipo de fractura es más fácil de identificar, pero su origen es más difícil de establecer. Son tres las principales razones por las cuales se puede suscitar esta fractura: la ausencia de una deformación suficiente para satisfacer el criterio de Taylor-von Mises en el sentido de que cinco sistemas independientes son necesarios para deformar un grano a una forma determinada impuesta por sus vecinos; la presencia de una gran área de partículas de segunda fase en la frontera de grano; la presencia de una capa de un elemento o compuesto en la frontera de grano con el grosor suficiente como para provocar fragilización.

### 2.5.3 Fatiga

La fractura por fatiga se da en aquellos materiales expuestos a una constante, cíclica o repetida acción de carga o tensión, aún cuando esta carga o tensión unitaria está muy por debajo de los límites de cedencia permitidos. El asunto aquí es que existen muchas variables en el sistema que pueden afectar al material tales como las características del material, la frecuencia con que son sometidos a una tensión, la magnitud de esa tensión, la temperatura, la forma y tamaño del espécimen, la presencia de tensiones residuales, la acumulación de esfuerzos, entre otros. Los más notables patrones de una fractura por fatiga clásicas una superficie son marcas progresivas, como de oleaje o cascada, que indican las posiciones sucesivas de carga recibida o, dicho de otra forma, del avance de ruptura. En un inicio, la superficie de la fractura presenta una textura lisa y, a medida que avanza, se va haciendo más rugosa. La fractura generalmente sigue un crecimiento a través de planos específicos, dando una apariencia de homogeneidad y avalando los ciclos de tensión a qué es sometida la pieza. En concreto, el proceso de una fractura por fatiga sigue los siguientes pasos: deformación plástica cíclica antes del inicio de ruptura, iniciación de microrupturas,

ser más de  $0.50 \mu\text{m}$ , obviamente el diamante deberá de ser probado periódicamente para observar que no esté dañado. En el montaje es recomendable por conveniencia en pruebas de superficie que se haga en un medio de montaje (baquelita o lucita por ejemplo), cuando la retención del molde no es esencial podría no requerir que se monte, el material de montaje debe ser lo suficientemente rígido para que el espécimen no se mueva durante la prueba, las fotografías muestran una prueba de dureza en materiales metálicos donde la preparación se realizó con cuidado para no afectar el borde de espécimen el cual se le va a determinar la dureza en la superficie (Fee y col., 1997).

## 2.9 Microanálisis por rayos X

Los rayos X excitados por un haz de electrones en un microscopio electrónico de barrido forma dos tipos de espectros:

- 1.- El espectro bremsstrahlung, radiación electromagnética emitida por los electrones al pasar a través de la materia, que es continuo.
- 2.- La radiación característica con una línea en el espectro.

El espectro de línea puede ser analizado por espectrometría de longitud de onda dispersiva o más frecuentemente por espectrometría de energía dispersiva. Un detector de estado sólido de silicón dopado con litio transfiere los impulsos de rayos X a un analizador multicanal. La información integrada, es procesada en una microcomputadora y es desplegada en la pantalla, produciendo un análisis cuantitativo y semicuantitativo de la composición de la muestra. La mayoría de los elementos con un alto número atómico son fácilmente separados por sus líneas características, pero la detección de elementos que tienen pequeños números atómicos se dificulta por el ruido y superposición, especialmente si sus concentraciones son pequeñas. Para el análisis puntual, el haz es detenido en un punto para ser analizado. La profundidad de la información es de  $10 \mu\text{m}$ , incrementándose con el aumento de la energía del haz y decreciendo con la densidad específica del elemento (Exner, 1998).

## 2.10 Prueba de tensión

En la prueba de tensión la muestra se estira a una velocidad de deformación constante, midiéndose, como una variable dependiente, la carga necesaria para producir una elongación especificada. Se puede graficar una curva de carga contra elongación, que generalmente se registran los valores de esfuerzo y deformación unitarios, y son independientes de la geometría de la muestra. El esfuerzo se define como la razón de la carga aplicada a la muestra y la sección transversal original, la deformación se define como la razón del cambio en longitud de la muestra, a su longitud original. Al iniciarse la prueba de tensión, el material se deforma elásticamente, es decir que es al retirar la carga la muestra recupera su longitud original. Se dice que un material sobrepasó su límite elástico, cuando la carga produce una deformación no recuperable o plástica. Al seguir aplicando la carga el esfuerzo aumenta y entonces el material se endurece por deformación. El esfuerzo alcanza su valor máximo en el valor de resistencia máxima a la tensión. Al llegar a este valor la probeta forma un cuello, lo que produce una reducción del área transversal, en la que se concentra todo el alargamiento posterior. En este punto el esfuerzo disminuye al aumentar la deformación y continua disminuyendo hasta que la muestra se rompe. Un material que se rompa sin formar el cuello, su valor de resistencia máximo es igual al valor de esfuerzo de fractura. Cuando se forma el cuello la carga para fractura es menor. El valor de esfuerzo en la cual la deformación ya no es elástico sino plástica, es aquel en el cual la pendiente de la curva se desvía del modulo elástico. Debido a las dificultades que existen para determinar este valor con exactitud, se usan aproximaciones; la más usual es el esfuerzo de cedencia convencional, definido por el valor del esfuerzo que produce una deformación plástica de 0.2% (Hayden, 1968).

### 3. DISEÑO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Diseño de la probeta de soldadura

El método para caracterizar la tenacidad a la fractura de materiales homogéneos está bien desarrollado y aceptado. Por otro lado, el procedimiento de prueba para caracterizar el comportamiento a la fractura de materiales soldados aun se encuentra en la infancia. Las heterogeneidades en el material en las regiones de interfase entre el metal base y la soldadura, y los gradientes en las propiedades mecánicas influyen significativamente el comportamiento del material (Cretegn y Saxena, 1997). De hecho no existe hasta la fecha ninguna norma o procedimiento aceptado para evaluar la tenacidad a la fractura de uniones soldadas. Por lo que en este trabajo se propone un procedimiento de prueba, desarrollado para que cumpla las condiciones de necesarias de la mecánica de fractura lineal elástica y nos permita aislar el efecto de la variedad de microestructuras producidas en la soldadura. La geometría de la probeta a ser soldada juega un papel importante para el cumplimiento de dichas condiciones. El diseño de las probetas que se usaron en este trabajo se basaron en el tipo de probeta utilizada por Laurent Cretegn y Ashok Saxena en su artículo *Fracture Toughness Behavior of Weldments with Mis-Matched Properties at Elevated Temperature*. En la Figura 17 se ilustra la probeta que se usó para dicho estudio.

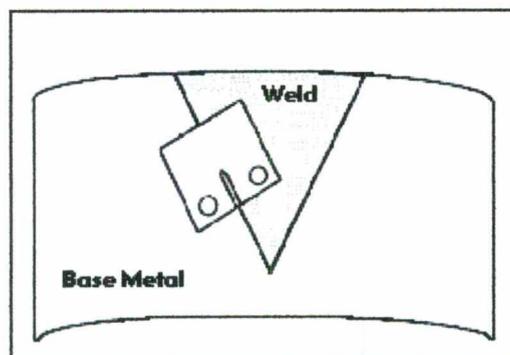


Figura 17. Muestra la probeta utilizada en el experimento de Cretegn y Saxena, 1997 (Cretegn y Saxena, 1997).

El objetivo de este diseño es hacer la que la probeta compacta de tensión (CT), tenga la punta de la grieta en la zona afectada por el calor y además nos aseguremos de que en todo el espesor de la probeta se contenga a la zona afectada por el calor. De esta forma la variación de las propiedades mecánicas causada por la variedad de microestructuras presentes en una unión soldada se disminuye, con lo que la evaluación de la tenacidad a la fractura en la zona afectada por el calor se hace más confiable. Dado que el material con el que se contó fue una placa de acero T410S de 16.5mm de espesor, las dimensiones de las probetas donde se aplicó la soldadura se muestran en la Figura 18. En el hueco en forma de "v" se aplicó la soldadura en multipasadas. El radio en la abertura es solamente para dar comodidad durante el depósito del metal. En los bordes de la "v" se colocaron tiras de acero T410S de tal forma que funcionaron como respaldos para evitar que en la parte central de la probeta existan defectos causados por el inicio y fin del cordón de soldadura.

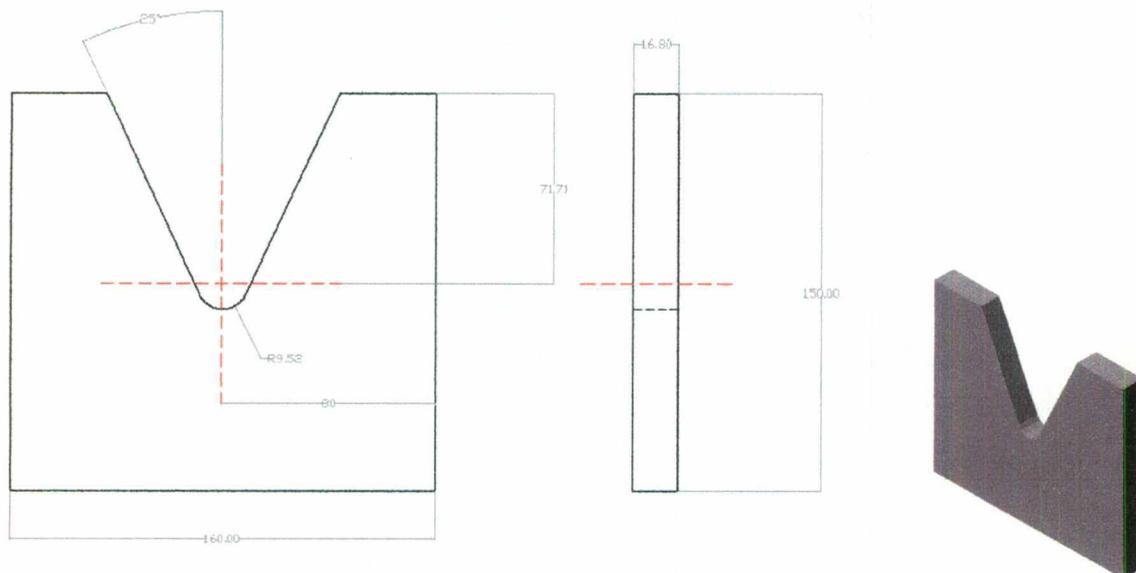


Figura 18. Muestra las dimensiones y la vista tridimensional de la probeta a utilizar en los experimentos de este trabajo de investigación.

### 3.2 Aplicación de la soldadura

Una vez fabricadas las probetas se procedió a soldarlas manualmente con el proceso de GMAW. Se usaron dos tipos de materiales de aporte; uno austenítico y el otro martensítico. La soldadura con cada uno de estos materiales requiere cuidados diferentes, como lo hemos estudiado. El material martensítico requiere de precalentamiento del metal base, mientras que al soldar con un metal de aporte austenítico evita este cuidado. Para determinar el efecto que la temperatura de precalentamiento en la microestructura y en las propiedades mecánicas de la zona afectada por el calor se soldaron dos probetas con dos niveles de precalentamiento diferentes. Los cuales se muestran en el Cuadro 4.

Cuadro 4. Muestra los diferentes niveles de precalentamiento para el material de aporte T410.

Probeta	Material de aporte	Temperatura de precalentamiento
7	T410	260 °C
8	T410	210 °C

La temperatura de precalentamiento de transformación martensítica se estimó mediante la ecuación (1) de este trabajo, obteniéndose 326°C, con los valores promedio de la composición estándar del acero T410S. Dado que es un inoxidable martensítico se pretendió que formara una microestructura predominantemente martensítica y las temperaturas de precalentamiento recomendadas son de alrededor de 250°C. En el experimento se eligió una temperatura de precalentamiento cercana a esta recomendación y una inferior, para determinar su efecto. Las probetas antes de ser soldadas, se pintaron con pintura de alta temperatura negro opaco, cuidando que la abertura en donde se depositó el metal no se contaminara con dicha pintura. El propósito de pintar las probetas fue monitorear la temperatura de precalentamiento antes y durante la aplicación de la soldadura con un pirómetro óptico.

El precalentamiento se realizó en una mufla ajustada a la temperatura correspondiente durante dos horas. La temperatura de interpaso fue la misma que de precalentamiento. El gas de protección en este caso fue argón solamente. Después de haber aplicado la soldadura se sometieron las probetas a un relevado de esfuerzos de 650°C durante 2 horas para evitar la fragilización y así imitar las condiciones de normales de fabricación. En el caso del material de aporte austenítico la variable a probar fue el nivel de hidrógeno. Teóricamente este material es inmune a los efectos del hidrógeno de la atmósfera en que se efectúa la soldadura. Se probaron tres niveles de hidrógeno en el gas de protección como se muestra en el Cuadro 5.

Cuadro 5. Muestra los diferentes niveles de hidrógeno en el gas de protección.

Probeta	Material de aporte	Nivel de hidrógeno
3	309L	1%
4	309L	2.5%
5	309L	5%

La temperatura de interpaso se mantendrá entre 120 y 150°C, la cual se monitoreará con el uso del pirómetro óptico, para lo cual se requiere que las probetas también sean pintadas.

Las variables de soldadura para todas las probetas fueron las mismas y se eligieron según lo recomendado por Davis (Davis, 2000) y se muestran en el Cuadro 6.

Cuadro 6. Parámetros de soldadura utilizados para todas las probetas.

Voltaje	25 V
Amperaje	175 A
Velocidad de pasada	18cm/min

### 3.3 Obtención del espécimen de tenacidad y fatiga

Una vez soldadas las probetas fue necesario maquinárselas para eliminar los respaldos y dejar las caras paralelas. Después se macroatacaron con una solución de 1gr de ácido pícrico, 10mL de ácido clorhídrico y 100mL de etanol (reactivo de Villilla según Vander y Hughston, 1998), para determinar la posición exacta de la zona afectada por el calor, y de esta forma ubicar la orientación y la punta del espécimen compacto de tensión. Además de los especímenes de soldadura se probó un de metal base como testigo. Las dimensiones del espécimen compacto de tensión que se probaron son las que se muestran en la Figura 19.

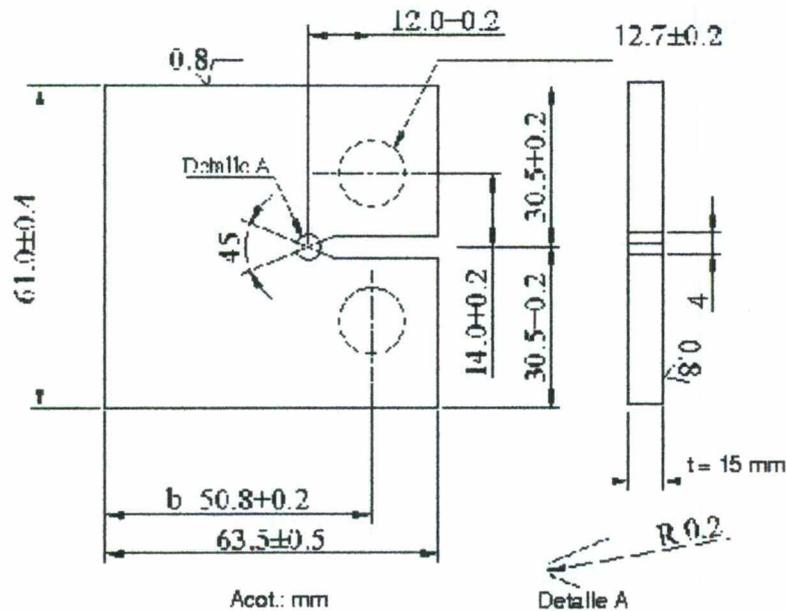


Figura 19. Dimensiones del espécimen compacto para la determinación de  $K_{Ic}$ .

### 3.4 Prueba de tenacidad a la fractura y fatiga

Las pruebas de fatiga y tenacidad a la fractura fueron efectuadas en una máquina de fatiga servo-hidráulica MTS 810 con los siguientes parámetros:  $S_{max} = 12$  en,  $S_{min} = 1.2$  en,  $R = 0.1$  y frecuencia ( $f$ ) = 20 Hz. La medición del crecimiento de la fractura se realizó con un extensómetro por medio del método de la confianza

(compliance method) y con el apoyo de una cámara de alta velocidad. Los datos de crecimiento de grieta en fatiga se graficaron como se indica en la Figura 14 y se trataron con las ecuaciones 12, 13, 14 y 15 de este trabajo para graficar logarítmicamente y obtener los coeficientes de la ecuación de Paris (ecuación (11)). Para los resultados de la prueba de tenacidad a la fractura se hizo una gráfica de carga contra extensión para realizar el procedimiento descrito en el apartado 2.4 de los Métodos en esta tesis.

### 3.5 Análisis metalográfico

De cada espécimen se realizaron metalografías para determinar los microconstituyentes de la zona afectada por el calor y del metal de soldadura. Esto se relacionará con los resultados de los ensayos de fatiga y tenacidad a la fractura y a los análisis químicos. Se inspeccionaron también secciones del metal base para determinar su estado inicial. El reactivo de ataque fue Villela según Vander y Hughston, 1998.

### 3.6 Microanálisis por rayos X

Se realizaron pruebas de microanálisis en las líneas de fusión del espécimen 3 para comprender la presencia de las fases en este punto.

### 3.7 Microdureza

Se realizaron barridos de microdureza Vickers desde el material base hasta el metal de soldadura a cada uno de los especímenes. Las pruebas se realizaron con 200g de carga y con un espacio entre huella de 0.25mm.

### 3.8 Análisis de fracturas

Se inspeccionaron las superficies de fractura de los especímenes mediante microscopía electrónica de barrido. Se determinaron el tipo de fractura y las características de cada una. Además se determinó la zona de la soldadura por la cual se desarrolló la fisura de fatiga y la propagación debida a la prueba de tenacidad a la fractura.

### 3.9 Análisis químico

De cada probeta se tomó una muestra de metal de soldadura para conocer la composición química, mediante espectrometría de emisión óptica, chispa, y además se analizó la composición del metal base.

### 3.10 Prueba de tensión

Se realizó una prueba de tensión en el metal base para determinar las propiedades de resistencia a la tensión y límite elástico del material. Esto con el objetivo de realizar los cálculos de tenacidad a la fractura.

## VI. RESULTADOS

### 1. Soldadura

Las probetas fueron soldadas bajo los mismos parámetros de velocidad de pasada, amperaje y manteniendo un voltaje constante, como se indicó en el Cuadro 6. Posteriormente se aplicó relevado de esfuerzos a las probetas 7 y 8 a 650°C durante 2 horas. En la figura 20, se muestra una probeta de soldadura utilizada en el experimento.

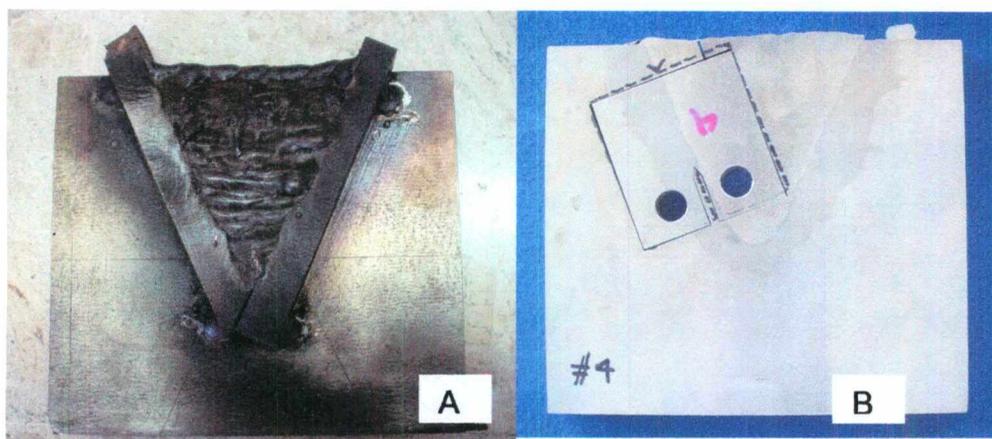


Figura 20. A) Probeta de soldadura obtenida del experimento, B) Probeta de soldadura maquinada, macroatacada e indicando la ubicación de el espécimen compacto de tensión.

### 2. Ubicación del espécimen compacto de tensión

Para determinar la orientación de la probeta compacta de tensión y la localización exacta de la punta, se procedió a macroatacar. Antes de esto se eliminaron los respaldos de las soldaduras, por maquinado. Las superficies se rectificaron hasta un espesor de 15mm. El reactivo de ataque para realizar el macroataque de las muestras fue una solución de 1gr de ácido picrico, 10mL de ácido clorhídrico y 100mL de etanol (reactivo de Vilella) (Vander y Hughston, 1998). En la Figura 20B, se muestra el trazo de una probeta. Se procedió igual con cada probeta y se maquinaron los especímenes de tenacidad a la fractura.

### 3. Velocidad de propagación de la grieta

Se registraron los datos de crecimiento de grieta con el número de ciclos de fatiga y se graficaron para comparar su comportamiento. Se realizaron dos gráficos, uno para los materiales de aporte similares y otro para los disímiles, estos se muestran en la Figura 21 y 22 respectivamente. En cada grafico se muestra la curva que obtuvo el material base. El efecto de la temperatura de precalentamiento se puede ver en la Figura 21, para materiales similares. Observamos que la mayor resistencia a la fatiga se obtuvo cuando el precalentamiento fue a 210°C, siendo menos resistentes la soldadura con un precalentamiento a 260°C. En la Figura 22, para material de aporte austenítico, vemos que el nivel de hidrógeno perjudica el comportamiento en fatiga de la soldadura. Sin embargo para ambos casos (material de aporte similar y disímil), es necesario observar la microestructura donde éstas grietas se desarrollaron, pues también afecta dicho comportamiento.

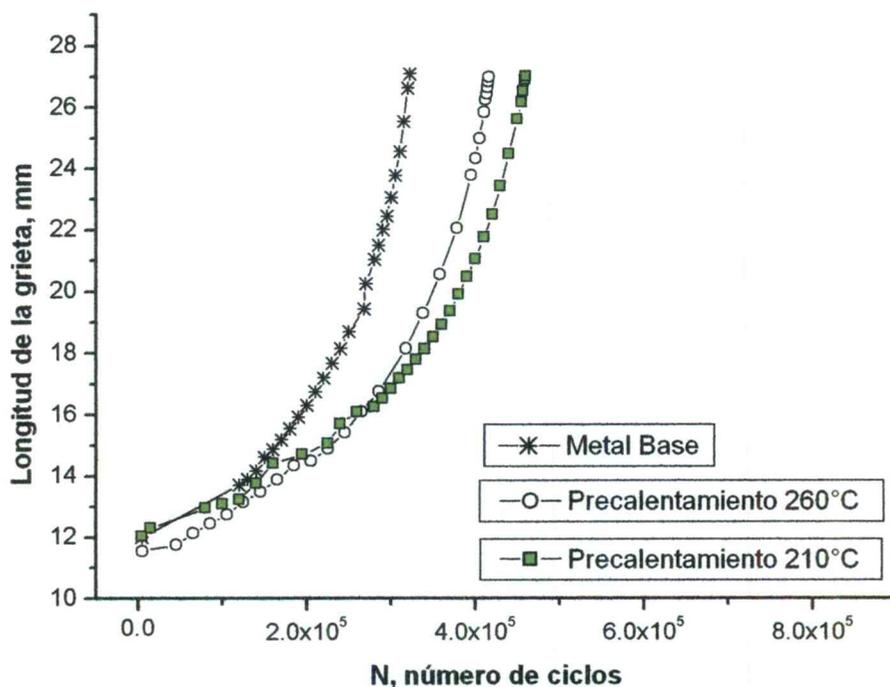


Figura 21. Curvas de crecimiento de grieta para los materiales de aporte similares con precalentamiento. En esta gráfica observamos el efecto de la temperatura de precalentamiento, vemos que se obtiene mayor resistencia a la fatiga con el precalentamiento a 210°C.

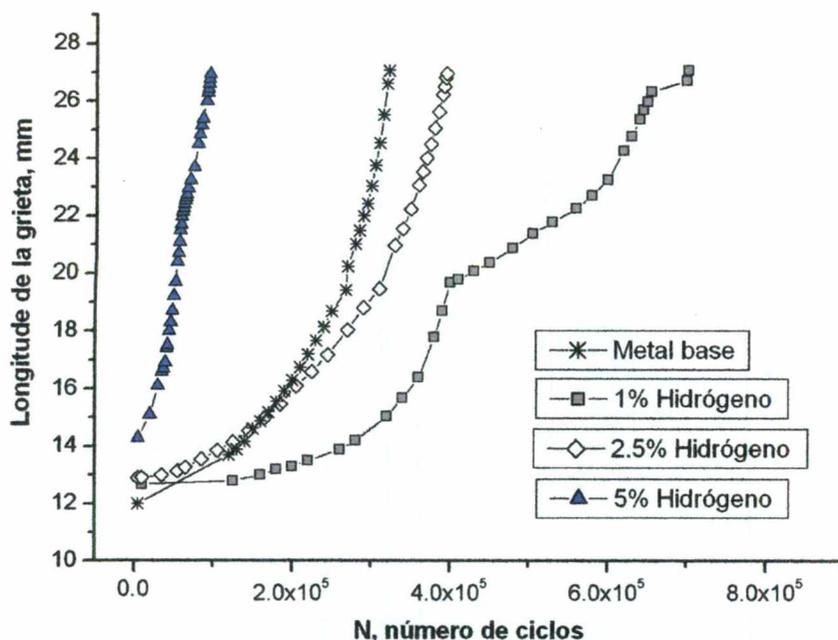


Figura 22. Comportamiento en fatiga de las soldaduras hechas con material de aporte austenítico, con niveles de hidrógeno en el gas de protección. Se observa el efecto del hidrógeno en detrimento de la resistencia a la propagación de grieta en fatiga.

Los datos de cada curva de crecimiento de grieta se sometieron a regresión lineal según lo descrito en el punto 3.4 de la metodología, para determinar los coeficientes de la ecuación de Paris,  $C$  y  $n$ , de la ecuación (11). Los resultados de tal tratamiento se muestran en el Cuadro 7.

Cuadro 7. Muestra los coeficientes de la ecuación de Paris y de correlación obtenidos de las curvas de crecimiento de de grieta.

Espécimen	$C$	$n$	$r^2$
Metal Base	-8.50	3.23	0.9599
3 (ER309L + 1% de $H_2$ )	-7.96	2.46	0.3446
4 (ER309L + 2.5% de $H_2$ )	-9.62	3.87	0.8399
5 (ER309L + 5% de $H_2$ )	-4.85	0.77	0.0722
7 (ERT410 + PH 260°C + R.E.)	-9.05	3.54	0.9177
8 (ERT410 + PH 210°C + R.E.)	-9.17	3.58	0.8107

En la figura 23, se muestran los gráficos de los ajustes lineales en cada curva.

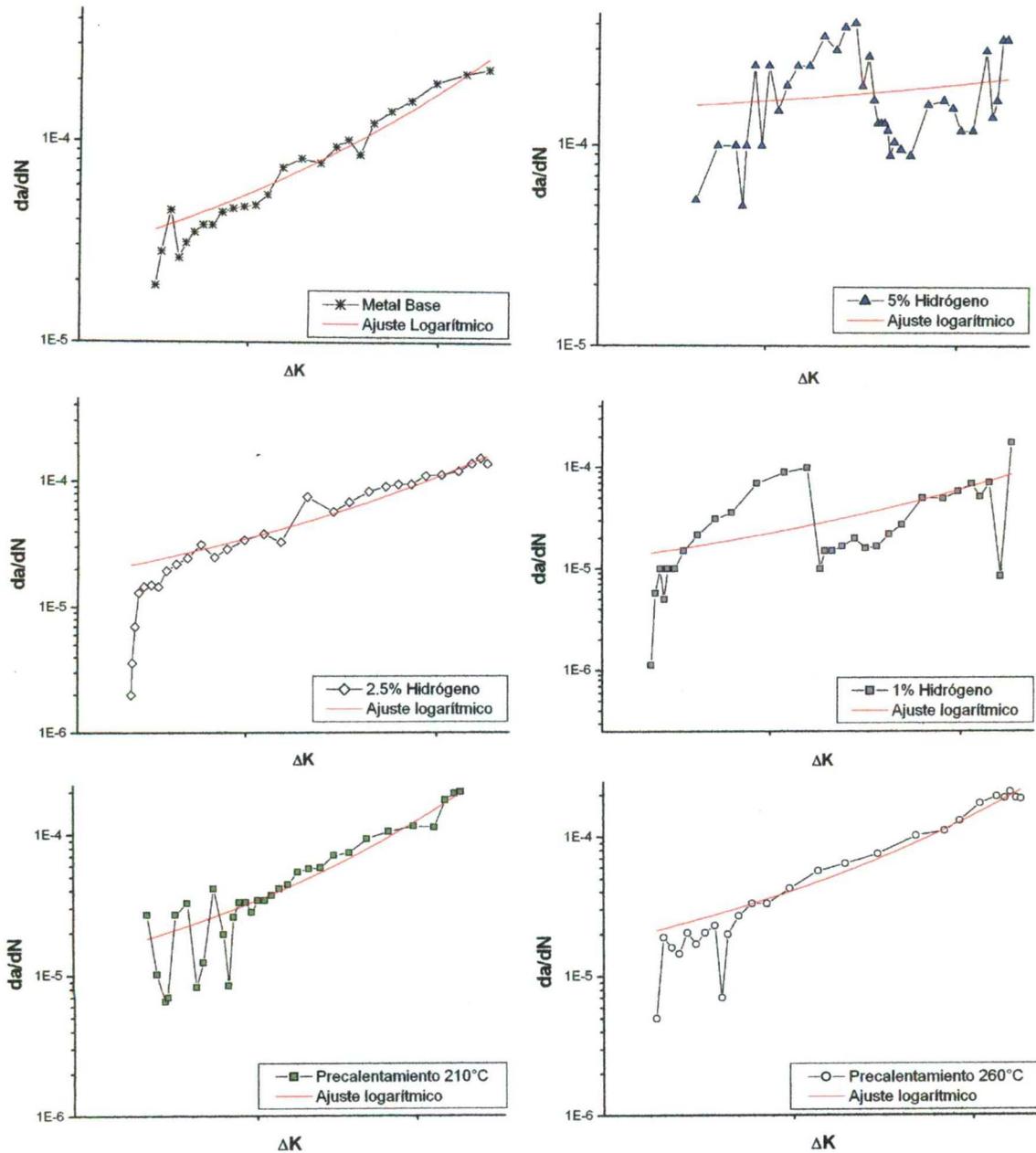


Figura 23. Gráficos de los ajustes lineales de las curvas de crecimiento de grieta para obtención de los coeficientes de la ecuación de Paris.

#### 4. Tenacidad a la fractura

Los gráficos de carga contra extensión para tenacidad a la fractura de los especímenes con soldadura ERT410, y niveles de precalentamiento se muestran en la Figura 24. Mientras que las curvas para los especímenes con soldadura ER309L se muestran en la Figura 25. La curva para carga extensión para el espécimen del material base se muestra en la Figura 26.

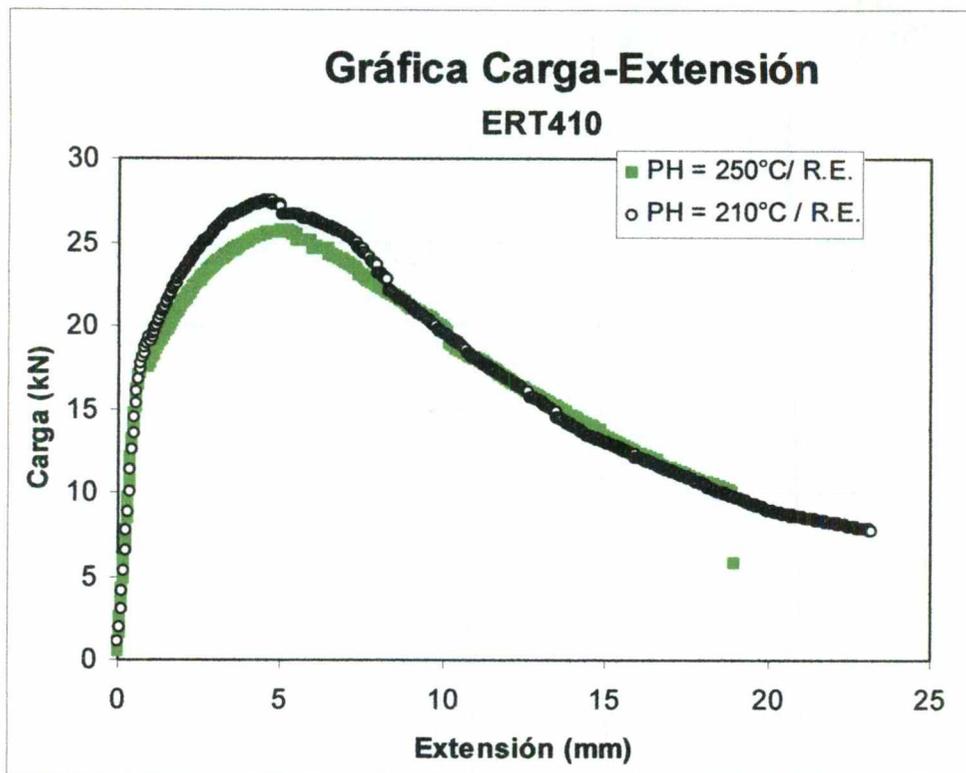


Figura 24. Gráficos de carga contra extensión para los especímenes con soldadura de aporte similar ERT410, con precalentamiento y relevado de esfuerzos.

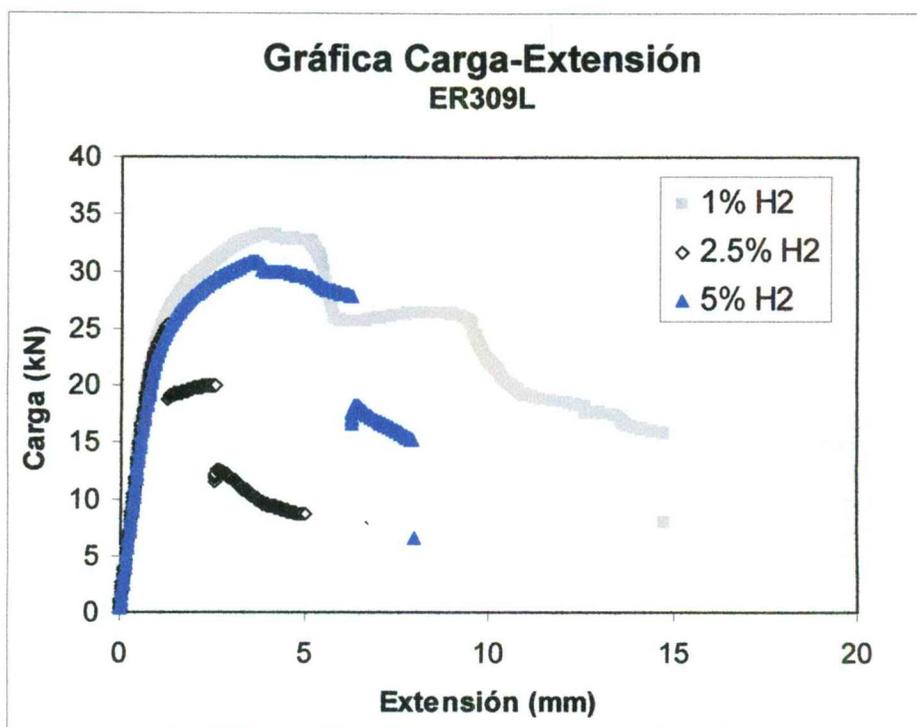


Figura 25. Curvas de carga-extensión para los especímenes con soldadura disímil con niveles de hidrógeno en el gas de protección.

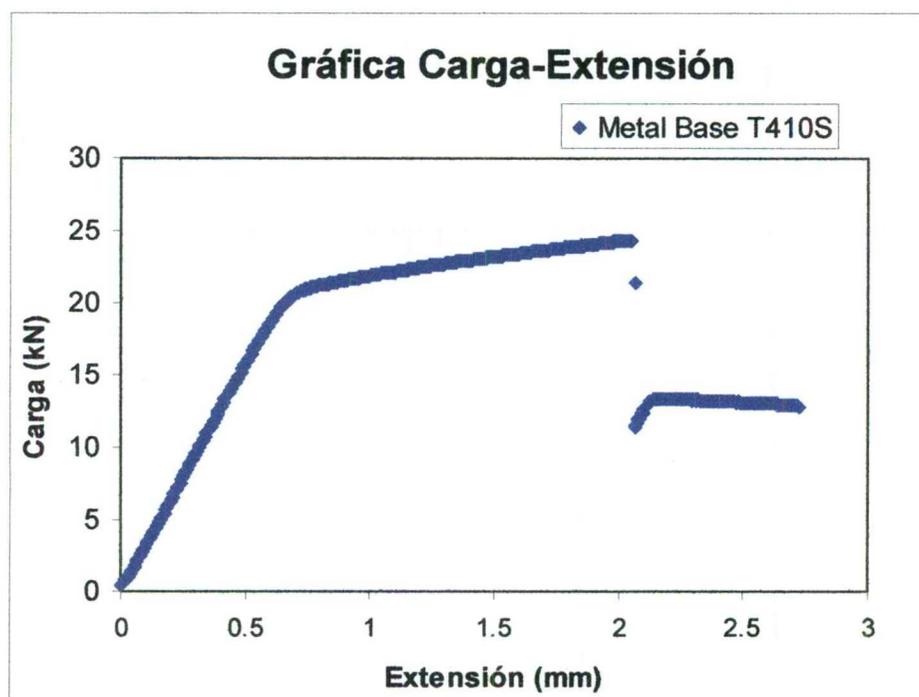


Figura 26. Gráfico del espécimen del material base para obtención de la tenacidad a la fractura.

Se realizaron los cálculos necesarios para la determinación de la tenacidad a la fractura en cada espécimen según lo especificado en el punto 3.4 de la metodología, para lo cual se requirieron los resultados de las pruebas de tensión para el material base, los cuales se encuentran en el Cuadro 8. En ningún se logró calcular el valor de tenacidad a la fractura pues no se cumplió el criterio establecido en la ecuación (8). Sin embargo se calcularon los valores  $K_Q$  como valores de referencia para comparación. En el Cuadro 9, se muestran los resultados obtenidos para cada espécimen.

Cuadro 8. Resultados de las pruebas de tensión para el material base.

Limite Elástico (Mpa)	R. a Tensión (Mpa)	Elong. (2 plg.) (%)
250	483	30

Cuadro 9. Resultados en los cálculos de  $K_Q$  para cada espécimen.

Espécimen	$P_Q$ (kN)	$K_Q$ (Mpa $m^{1/2}$ )
Metal Base	20.5	63.8
3 (ER309L + 1% de H <sub>2</sub> )	19.5	60.7
4 (ER309L + 2.5% de H <sub>2</sub> )	20	62.2
5 (ER309L + 5% de H <sub>2</sub> )	17.43	54.2
7 (ERT410 + PH 260°C + R.E.)	16.12	50.2
8 (ERT410 + PH 210°C + R.E.)	16.07	50.0

## 5. Análisis de microestructura

Se realizaron metalografías del metal base para observar sus características microestructurales, las Figuras 27, 28 y 29 muestran lo observado.

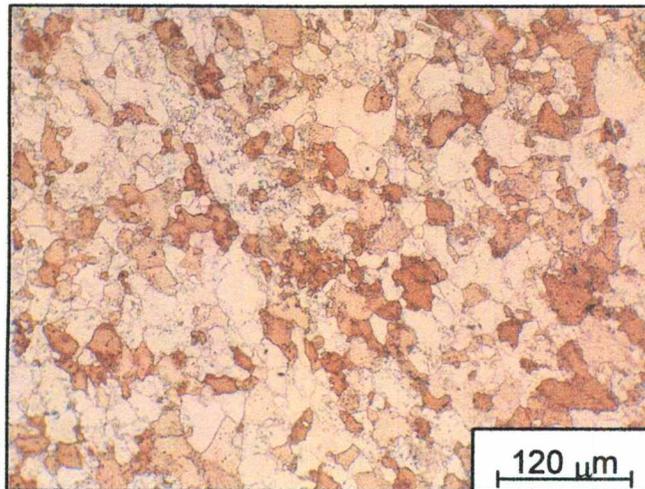


Figura 27. Microestructura del metal base T410S. Se observan granos de ferrita con carburos de cromo precipitados en toda la matriz. Magnificaciones: 100X.

Ataque: Villela.

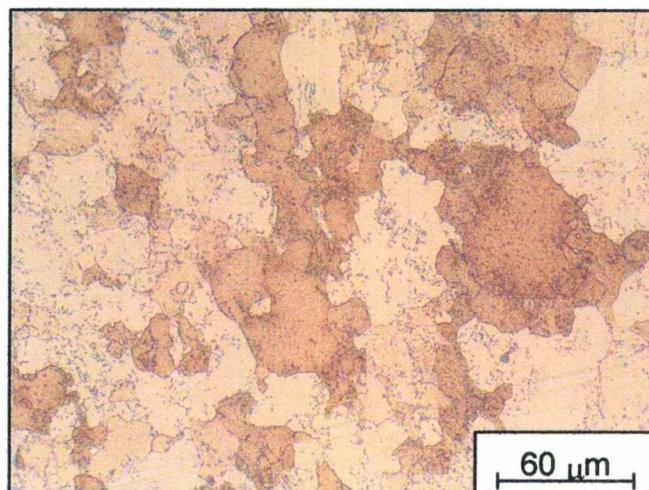


Figura 28. Misma que la anterior con mayores aumentos.

Magnificaciones: 500X. Ataque: Villela.

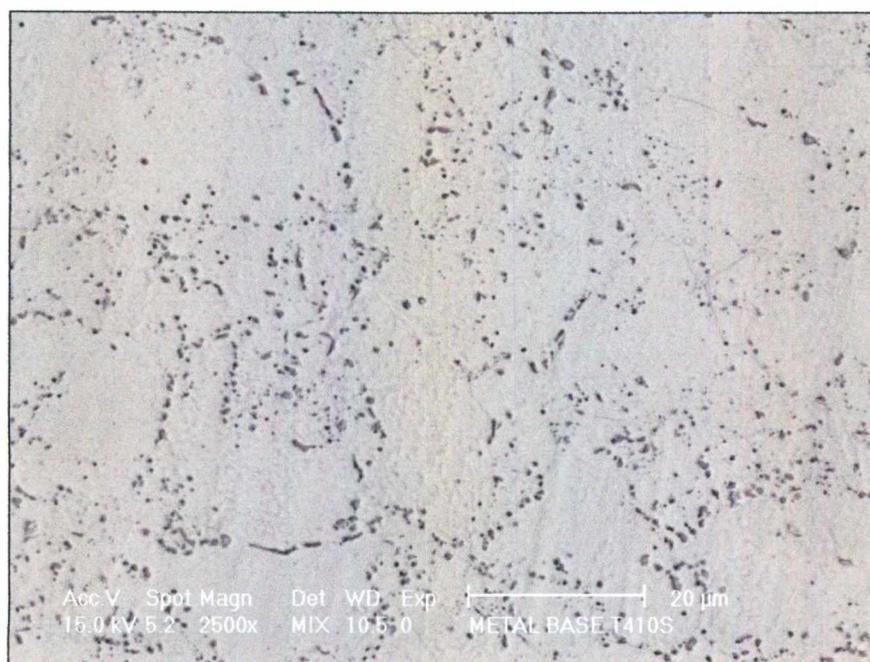


Figura 29. Imagen de microscopio electrónico de barrido (SEM) de la microestructura del metal base. Se observan los carburos precipitados en la matriz de ferrita. Magnificaciones: 2500X. Ataque: Villela.

Para las probetas de soldadura con material de aporte ER309L (austenítico) se observaron las microestructuras en el metal de soldadura (MS), zona afectada por el calor (ZAT) y en la línea de fusión (LF). Los especímenes 3, 4 y 5 (1, 2.5 y 5% de  $H_2$  respectivamente) mostraron las mismas características microestructurales en dichas zonas por lo que se muestran solo imágenes representativas de cada una de ellas. Las Figuras 30, 31, y 32 se describen las microestructuras encontradas.

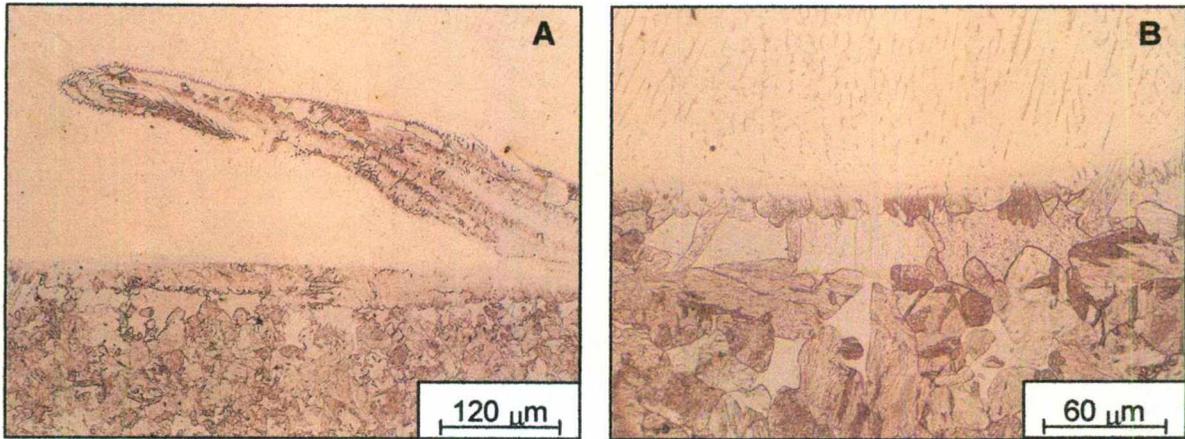


Figura 30. A) Línea de fusión en las soldaduras con material de aporte disímil, se observan granos de ferrita delta adyacentes a LF, en la ZAT, esta condición predomina a lo largo de toda la LF (200X). B) Detalle de la LF, donde se pueden apreciar los granos de ferrita delta en la ZAT junto a la LF (500X). Ataque: Villela.

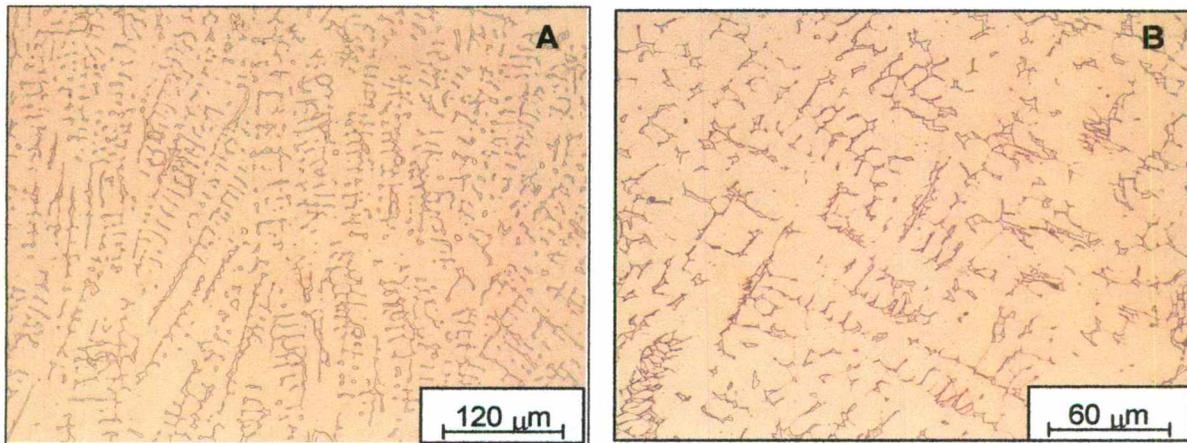


Figura 31. A) MS, dendritas de austenita, con ferrita delta en los espacios interdendríticos, (200X). B) Detalle del MS, (500X). Ataque: Villela.

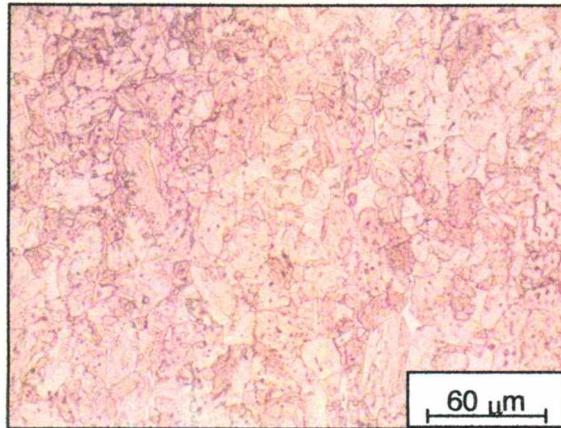


Figura 32. Microestructura de la zona afectada por el calor en las soldaduras realizadas con material de aporte ER309L. Consiste de martensita con secciones de ferrita delta. 500X. Ataque: Villela.

En el caso de las probetas 7 y 8 soldadas con material de aporte martensítico (ERT410) y diferente nivel de precalentamiento (con relevado de esfuerzos post-soldadura), las características microestructurales observadas en el MS, LF y ZAT fueron muy similares, por lo que también se muestran imágenes representativas de cada zona. En las Figuras 33, 34 y 35 se muestran dichas imágenes.

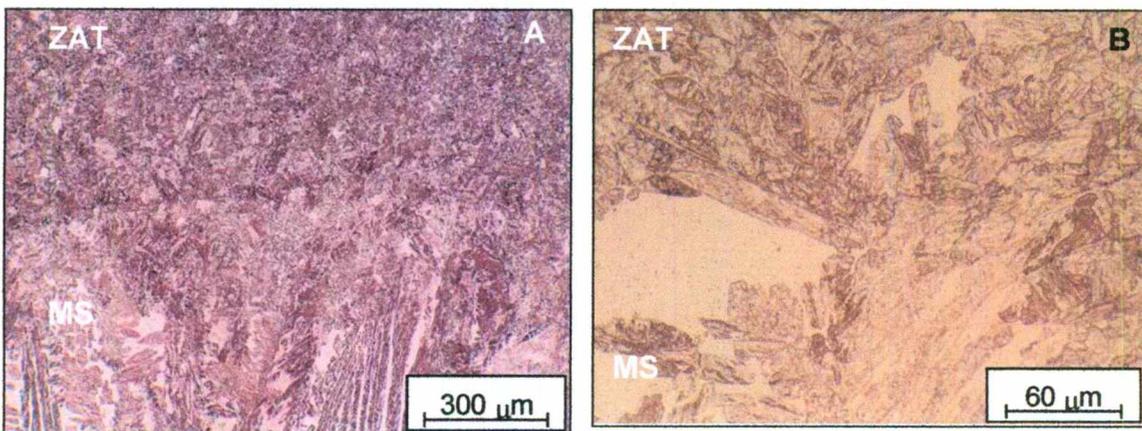


Figura 33. A) Imagen donde se muestra la ZAT, LF y MS de las soldaduras con material de aporte similar (100X). B) Detalle de la imagen A (500X), se aprecia que en la ZAT hay secciones de ferrita delta, sin embargo no se presenta la misma característica de granos de ferrita delta alineados y unidos a la LF, que se muestra en las soldaduras con material de aporte ER309L. Ataque: Villela.

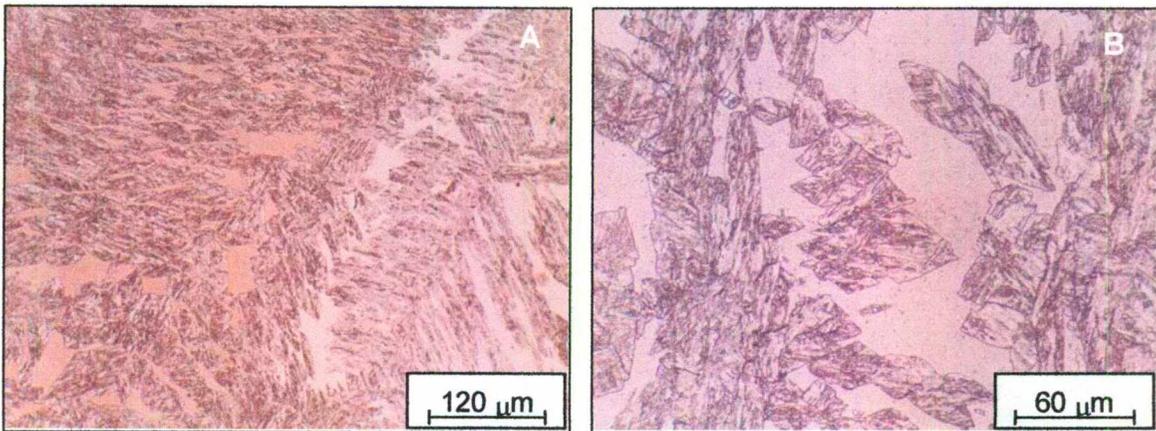


Figura 34. A) MS, dendritas de martensita revenida con ferrita delta en los espacios interdendríticos (200X). B) Detalla del MS (500X). Ataque: Villela.

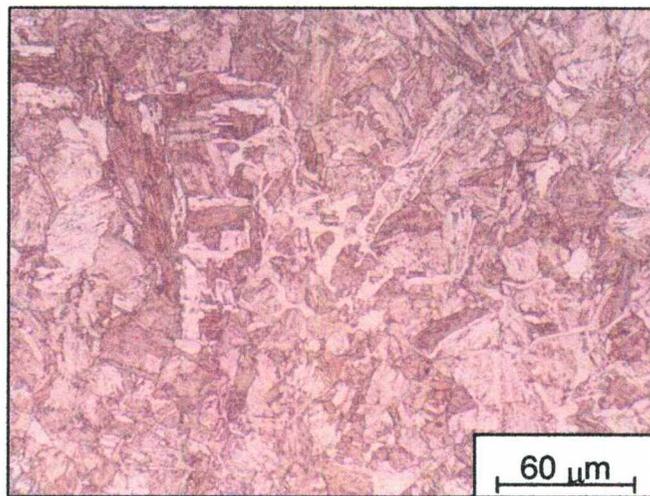


Figura 35. Muestra la microestructura de la ZAT en las soldaduras de material de aporte similar. Cosiste de martensita revenida con secciones de ferrita delta. Estas características son muy similares a las zonas afectadas por el calor encontradas en las soldaduras con ER309L. La única diferencia es el revenido pues recordemos que a las soldaduras con material similar se les aplicó un relevado de esfuerzos.

## 6. Inspección de la microestructura con dispersión de R-X

La porción de soldadura a la que se realizó microanálisis por dispersión de rayos X, fue la línea de fusión en las soldaduras con material de aporte austenítico. En la Figura 36, se muestra el grafico de composiciones respecto a la posición indicada en la Figura 37.

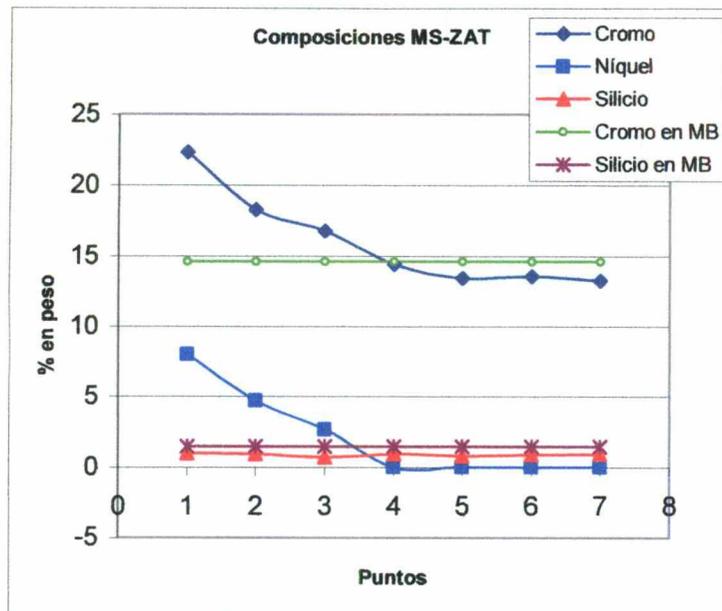


Figura 36. Composiciones en % en peso a través del MS-ZAT.

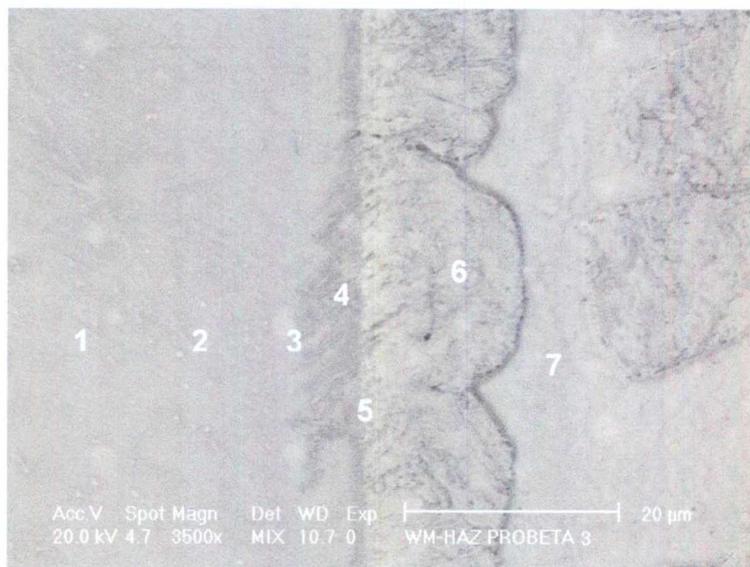


Figura 37. Puntos en la microestructura MS-ZAT de la figura 36.

## 7. Barridos de microdureza

Los resultados en los barridos de dureza, a través de la ZAT hasta el MS, se muestran en forma gráfica en la Figura 38, para el caso de soldaduras con metal de aporte martensítico y en la Figura 39 para soldaduras con materiales de aporte austenítico.

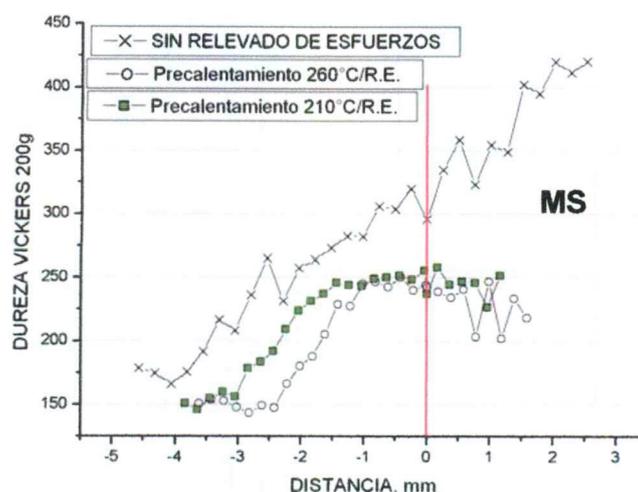


Figura 38. Barrido de dureza en las soldaduras con material de aporte martensítico con niveles de pre calentamiento y relevado de esfuerzos. La línea roja indica la posición de la línea de fusión.

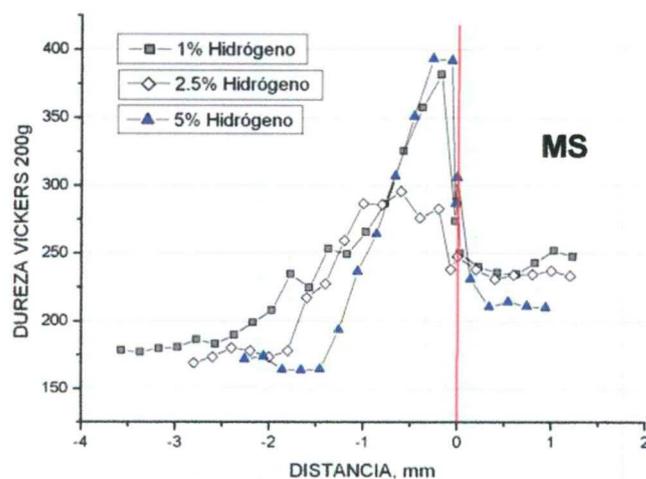


Figura 39. Muestra el barrido de dureza para las soldaduras con material de aporte austenítico y niveles de hidrógeno en el gas de protección. La línea roja indica la posición de la línea de fusión.

## 8. Inspección de especímenes fracturados

El seguimiento de la fisura en el espécimen 3 (ER309L + 1%H<sub>2</sub>) se muestran en las Figuras 40, y 41 que indican el inicio de fractura por fatiga. Mientras que en la Figura 42 se observa como se dio la propagación durante la prueba de tenacidad a la fractura. Y en la Figura 43 se muestra el tipo de defectos encontrados en la soldadura de la probeta 3.



Figura 40. Imagen lateral del espécimen 3 donde se observa el inicio del crecimiento de grieta en fatiga (parte izquierda). También se observa que el inicio y crecimiento de esta fisura fue en el metal de soldadura.



Figura 41. Fractografía de fatiga en el espécimen 3.

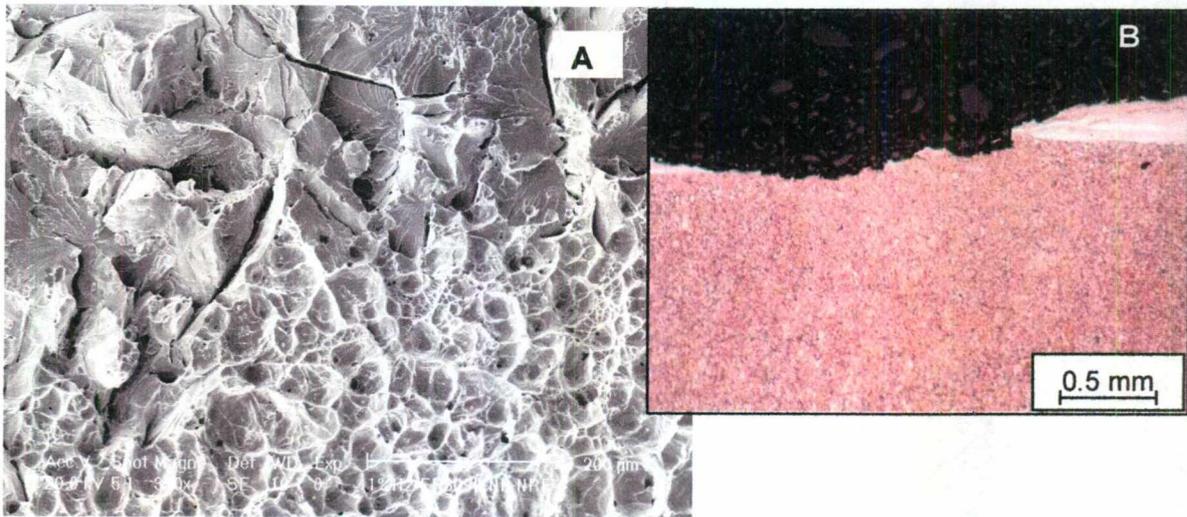


Figura 42. Muestra que durante la propagación de la fractura algunas secciones de esta se dieron a través de la línea de fusión (B). De esta forme se aprecia una combinación de mecanismos de fractura dúctil para el metal de soldadura austenítico y frágil para la ZAT en la línea de fusión (A).

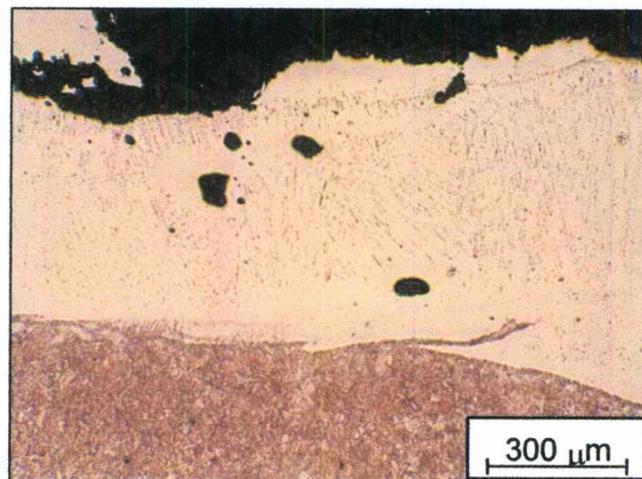


Figura 43. Defectos encontrados en la probeta 3. Porosidades producidas por el hidrógeno en el gas de protección. Esta sección de la probeta corresponde a la fatiga, y podemos ver que estos defectos no rigen el crecimiento de la grieta (50X; ataque: Villela).

El seguimiento de la fisura en el espécimen 4 (ER309L + 2.5% $H_2$ ) se muestra en la Figura 44 que presenta el inicio de fractura por fatiga. Mientras que en la Figura 45 y 46 se observa como se dio la propagación durante la prueba de tenacidad a la fractura.

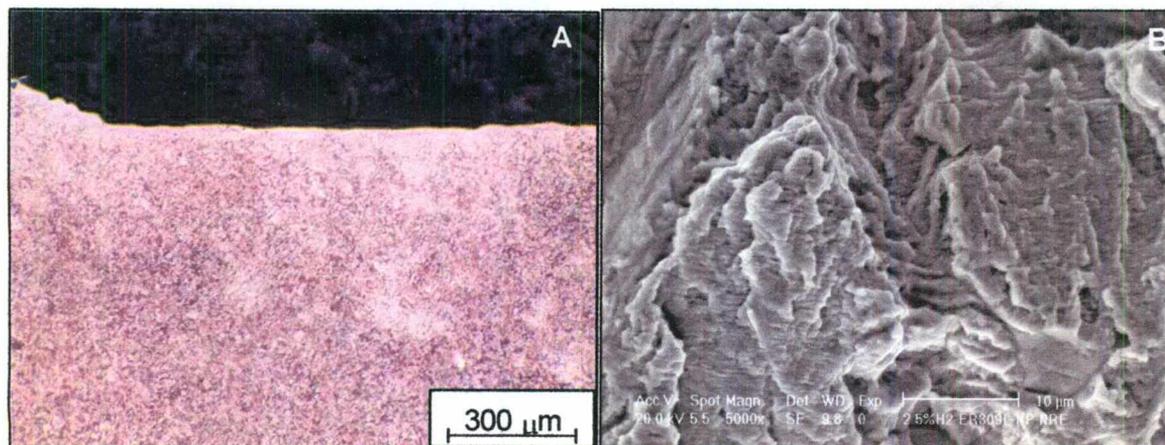


Figura 44. A) Sección longitudinal al crecimiento de grieta en el espécimen 4 (100X) muestra que en esta sección la fatiga se dio en la ZAT. B) Estrías de fatiga en la superficie de fractura en dicha zona.

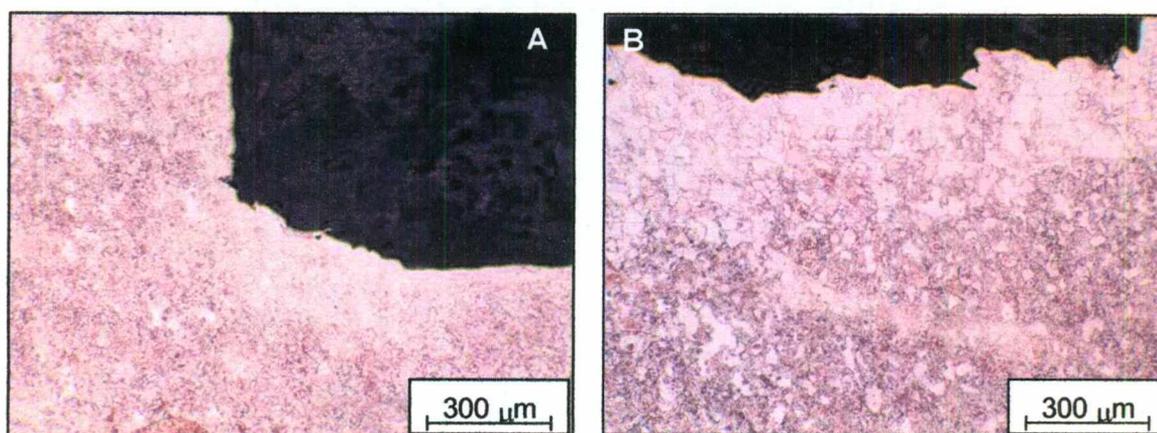


Figura 45. A) Sección longitudinal al crecimiento del fin de grieta por fatiga en el espécimen 4 (100X) se observa una desviación hacia el metal base. B) Propagación de la grieta en tenacidad a la fractura en el metal base.

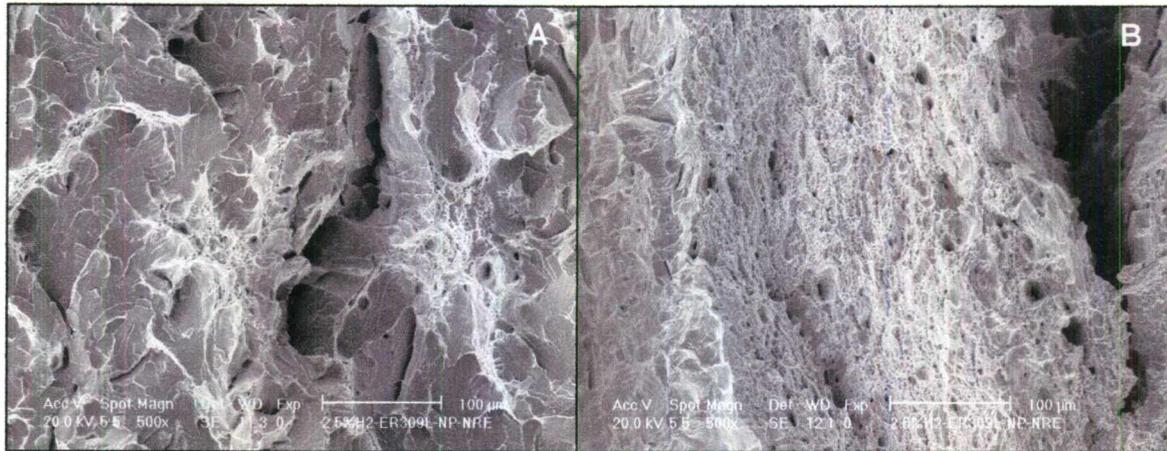


Figura 46. A) Superficie de fractura en la propagación de la grieta en el espécimen 4. Revela características frágiles (clivaje). B) Otra sección de la propagación del mismo espécimen donde se aprecia una fractura dúctil (dimple) con de formación plástica.

El seguimiento de la fisura en el espécimen 5 (ER309L + 5% $H_2$ ) se muestra en las Figuras 47 y 48 donde aparece el inicio de fractura por fatiga. Mientras que en la figura 49 se observa la superficie e fractura en fatiga. En las Figuras 50 y 51 se ilustra como se dio la propagación durante la prueba de tenacidad a la fractura. Y en la imagen 52 se muestra el tipo de defectos encontrados en la soldadura de la probeta 5.

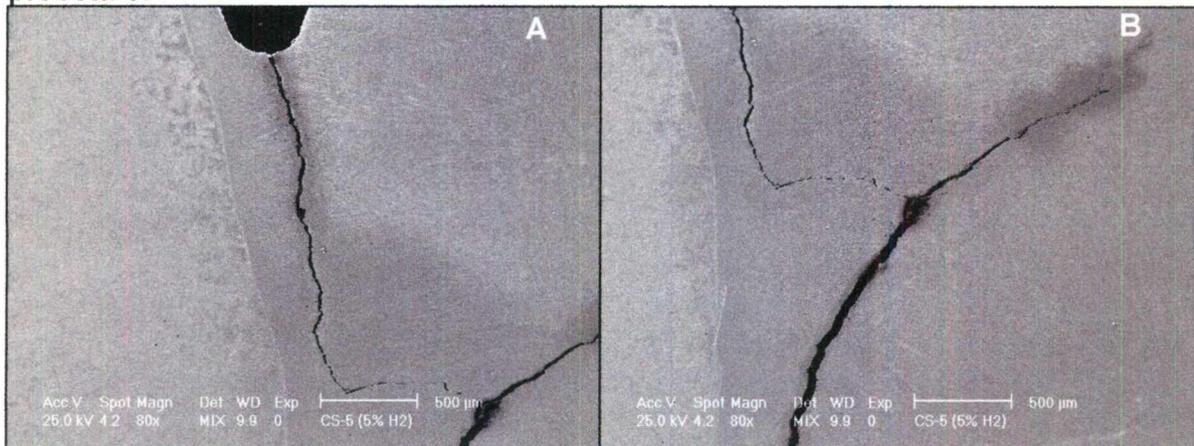


Figura 47. Muestra el inicio de la fisura por fatiga en la probeta 5. Se observa que comienza en el metal de soldadura y no sigue un patrón pues como podemos ver en B) desvia su dirección. Ataque: Villella.

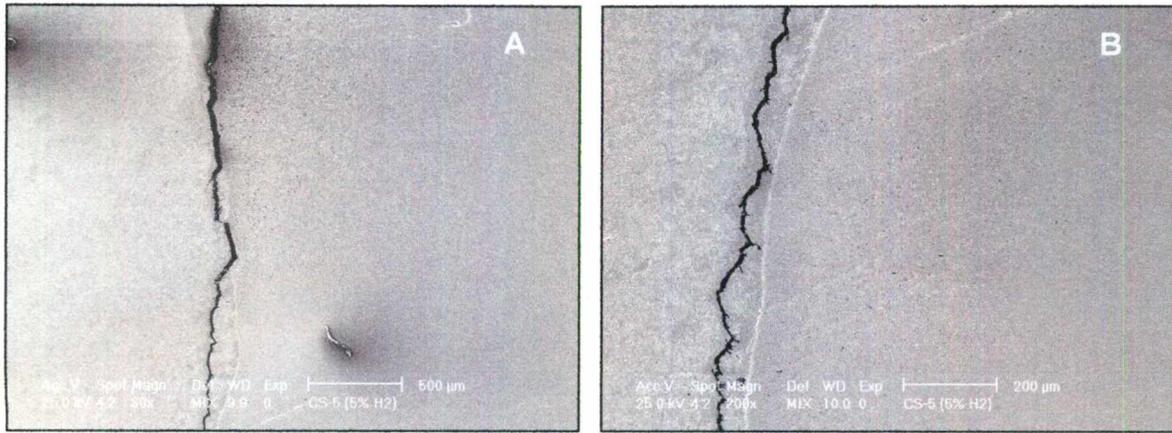


Figura 48. Seguimiento de la fisura de fatiga en el espécimen 5. En esta parte del crecimiento observamos que la grieta se ha internado en la ZAT, junto a la línea de fusión. Ataque: Villella.

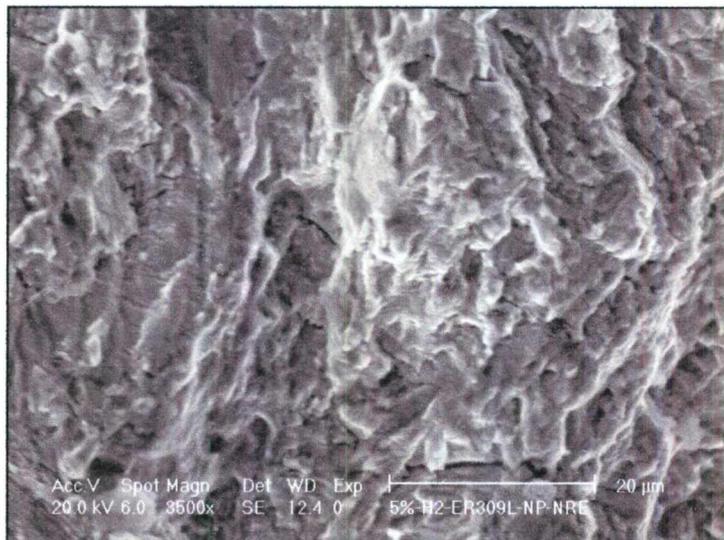


Figura 49. Superficie de fractura en la pregrieta de fatiga. Se observan marcas de playa típicas en fatiga.

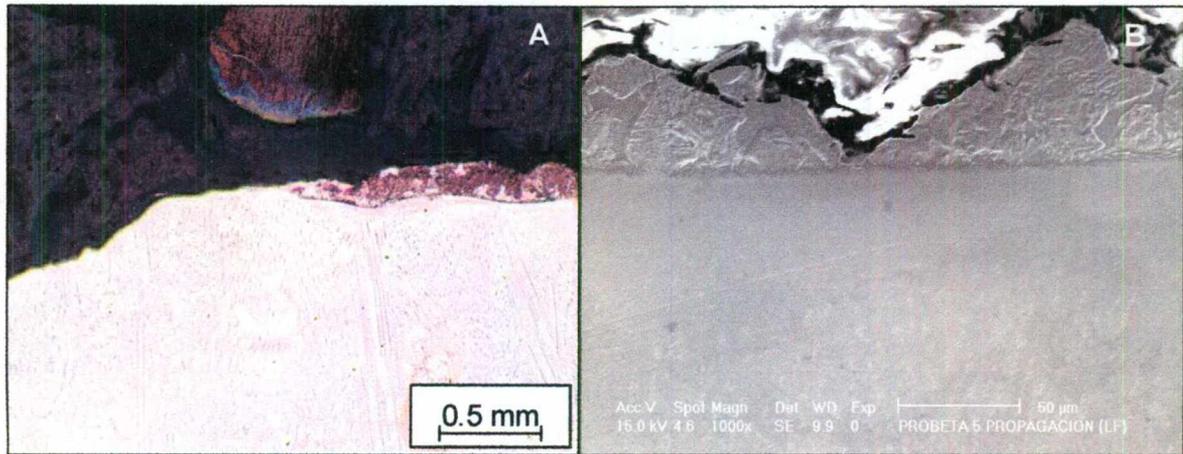


Figura 50. Propagación en la prueba de tenacidad a la fractura en el espécimen 5. Como podemos ver la fractura final se dio junto a la línea de fusión del lado de la ZAT. Sin embargo algunas ocasiones la fisura atravesó el metal de soldadura.

Ataque: Villella.

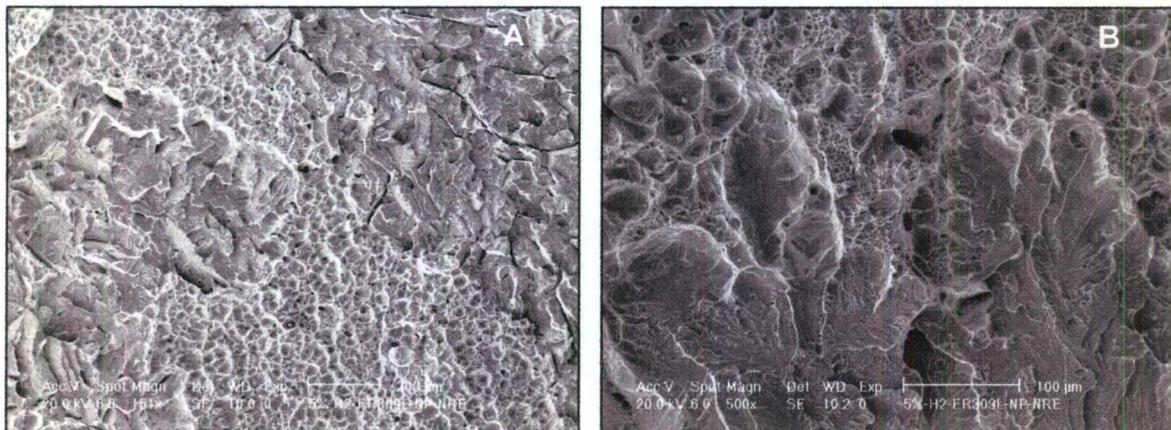


Figura 51. La propagación de fractura en la prueba de tenacidad a la fisuración, mostró una superficie con características frágiles (clivaje) y dúctiles (caloescencia de microcavidades). Esto es generado por los dos materiales por lo que atravieza la fractura: la ZAT y el MS.

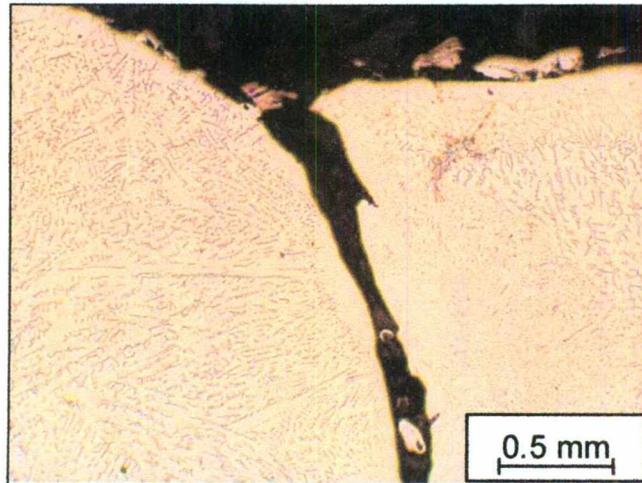


Figura 52. Muestra uno de los defectos encontrados en la soldadura del espécimen 5. En la Figura 47 podemos ver como este defecto es el que rige el comportamiento de la fisura (50X; ataque: Vilella).

El seguimiento de la fisura en el espécimen 7 (ERT410 + 260°C de precalentamiento) se muestra en la Figuras 53 y en la 54 se ilustra la propagación de la fractura en la prueba de tenacidad.

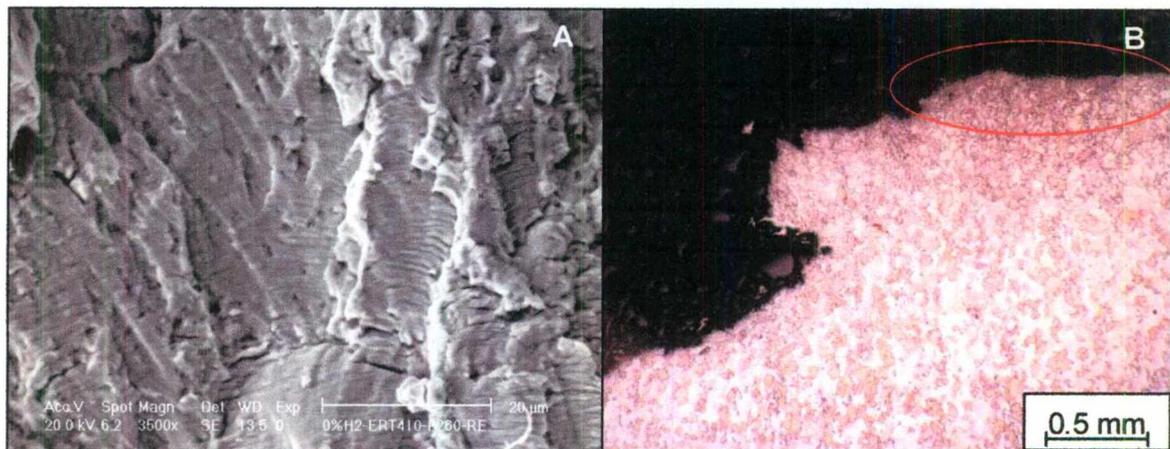


Figura 53. A) Fractografía de fatiga del espécimen 7. B) Sección longitudinal de la fisura. En la parte derecha (rodeada de rojo) se aprecia que la fatiga se desarrolló en la ZAT, sin embargo la propagación en la prueba de tenacidad se dio en el metal base, como se puede ver en la izquierda de B). (50X; ataque: Vilella):



Figura 54. Característica de propagación de la fractura en la prueba de tenacidad a la fisuración A) Secciones que muestran un aspecto dúctil (coalescencia de microcavidades) y B) secciones totalmente frágiles (clivaje).

El seguimiento de la fisura en el espécimen 8 (ERT410 + 210°C de precalentamiento) se muestra en la Figura 55. En las Figuras 56 y 57 se ilustran las características en las superficies de fractura y el comportamiento del material.

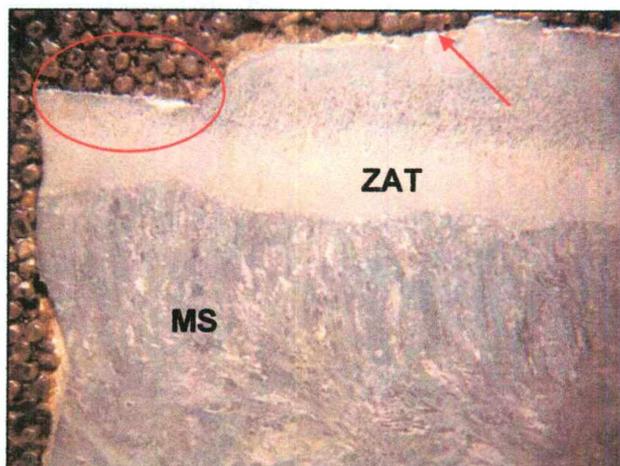


Figura 55. Sección longitudinal del crecimiento de la fractura del espécimen 8. Indicado en el ovalo rojo se encuentra la sección de fatiga. Como podemos ver la fatiga se desarrolla en la parte de final de la ZAT, hacia el interior del metal base. La propagación final de la fractura en la prueba de tenacidad cambio su trayectoria hacia el metal base (flecha roja). Ataque: Villella.

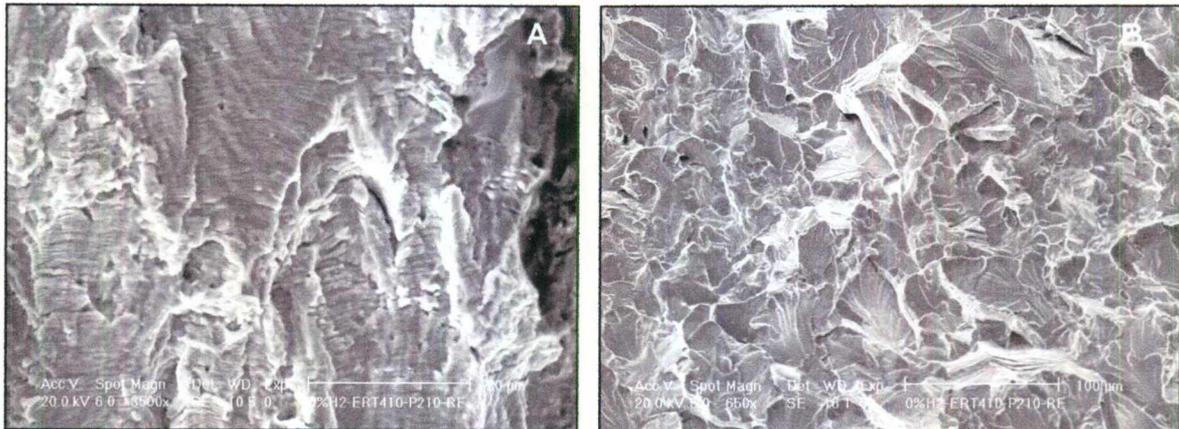


Figura 56. A) Fractura de fatiga en el espécimen 8 B) Propagación de la fractura en el mismo espécimen, revela características frágiles principalmente (clivaje).

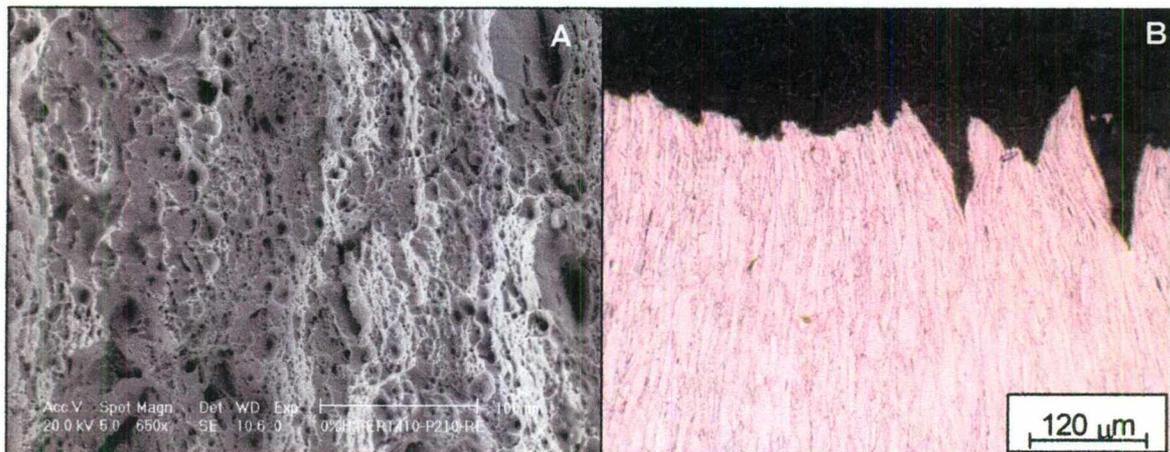


Figura 57. Algunas secciones mostraron un comportamiento dúctil (coalescencia de microcavidades) como se muestra en A); esto propiciado por la deformación plástica del espécimen antes de fracturar como se puede ver en B) que es una sección transversal del espécimen 8, correspondiente al metal base.(200X; Ataque: Vilella).

## 9. Análisis Químico

Se realizaron análisis químicos en un espectrómetro de emisión por chispa marca SPECTRO, en el metal base y en los metales de soldadura de cada muestra. Los resultados se muestran en el Cuadro 10.

Cuadro 10. Resultados en los análisis químicos de los metales de soldadura y metal base.

Espécimen	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
MB	0.06	0.44	0.48	0.028	0.005	11.88	0.20	0.06	0.11
MS 3	0.018	0.69	2.37	0.020	0.004	23.08	13.45	0.18	0.33
MS 4	0.018	0.71	2.31	0.020	0.004	23.09	13.55	0.19	0.34
MS 5	0.017	0.70	2.32	0.021	0.004	23.00	13.48	0.19	0.34
MS 7	0.06	0.31	0.49	0.035	0.010	12.97	0.42	0.30	0.11
MS 8	0.07	0.31	0.49	0.036	0.011	12.99	0.42	0.30	0.11

## VII. DISCUSIÓN

Observando las gráficas (Figura 22) de velocidad de crecimiento de grieta en fatiga, de los probetas soldadas con material de aporte austenítico, se observa un efecto perjudicial del nivel de hidrógeno en el gas de protección. Aumentando el % de hidrógeno la resistencia a la fatiga disminuye. Sin embargo hay que observar las zonas de las soldaduras en las cuales la fisura creció en cada espécimen. La probeta soldada con material de aporte austenítico y 1% de hidrógeno en el gas de protección tuvo desarrolló la fisura de fatiga en el metal de soldadura (Figura 40), es decir la fisura se creció en las fases de austenita y ferrita delta. En cambio la probeta con 2.5% de hidrógeno creció en la zona afectada térmicamente (Figura 44). Por último el espécimen con 5% de hidrógeno tuvo un crecimiento de grieta que inició en el metal de soldadura y pasó a la zona afectada por el calor (Figuras 47 y 48).

Como podemos observar en la Figura 40 la trayectoria de la fisura, en el espécimen 4, fue errática, y tuvo la oportunidad de invadir la línea de fusión e incluso pasar a totalmente a la zona afectada por el calor. Este comportamiento se contrapone a la teoría, pues es bien sabido que las aleaciones austeníticas poseen excelentes propiedades de resistencia a la fatiga. Lo que se esperaría es que en algún punto del crecimiento la fisura pasará a la zona afectada por el calor, por tener esfuerzos contenidos es ella. En cambio la fisura se dió totalmente en el metal de soldadura. Basandonos en las curvas de velocidad de propagación (Figura 22) esta probeta obtiene la mayor resistencia a la fatiga, comparando este resultado con el de la probeta 4, (2.5% de hidrógeno y material de aporte 309L) es claro que la resistencia a la fatiga de la ZAT es menor. La razón de esta preferencia por el metal de soldadura podría ser provocada por las diversas porosidades, que se encontraron en la soldadura. Sin embargo en la Figura 43 de propagación de la fractura nos revela que las porosidades no marcaron la trayectoria de la grieta, pero hay que reconocer que sí pudieron contribuir. El efecto del 1% de hidrógeno no es apreciable como factor fragilizador, pues no existe evidencia de que la resistencia a

la fatiga haya decrecido repentinamente. Esto indica que la fase austenita en el acero detiene la migración del hidrógeno, a pesar de los puntos de concentración de esfuerzos. Esto concuerda con los resultados de Park y col. (2002), quienes experimentaron con diversos porcentajes de austenita retenida con de hidrógeno, encontrando que la única forma en que la austenita puede ser fuente de hidrógeno es su transformación inducida por deformación a martensita. Rowe y col. (1999), por su parte realizaron soldaduras con materiales de aporte disímil e hidrógeno en el gas de protección y encontraron que las grietas inducidas por hidrógeno se dieron en las zonas martensíticas del metal de soldadura y en la línea de fusión. En los experimentos realizados en este trabajo los metales de soldadura austeníticos no revelaron estructuras martensíticas ni transformación inducida por deformación.

En el espécimen 5 la velocidad de propagación de la grieta fue la mayor de todas. La fisura en un principio se guió por algunas que discontinuidades en la soldadura que muestran en la Figuras 47B y 52. Más tarde la fisura se internó en la zona afectada por el calor paralela a la línea de fusión. Los datos del crecimiento de esta grieta no muestran una disminución de la velocidad en que se propagó, a pesar de que al internarse en la zona afecta térmicamente ya no existían discontinuidades. Esto hace pensar que la microestructura en esta zona estaba fragilizada. Takei y Yokorobi (2004), modelaron la difusión del hidrógeno en una soldadura tomando en cuenta los gradientes de concentración y los de esfuerzos en la zona afectada por el calor, encontrando que línea de fusión es la zona de mayor concentración de hidrógeno, independientemente de la microestructura. El comportamiento de este espécimen concuerda con estos resultados, donde la línea de fusión resultó ser la zona más frágil en él. Una característica importante en la línea de fusión de las soldaduras con material de aporte austenítico es una banda de granos de ferrita que se encontraron junto a la línea de fusión, exactamente la zona por donde la fisura del espécimen 5 se desarrolló. Aun no se conoce el efecto que esta fase pudiera tener en las propiedades mecánicas de la soldadura, sin embargo Carrouge y col. (2002) advierten la posibilidad de falla debido a que esta microestructura esté presente en la zona afectada por el calor.

Recordemos que la solubilidad del hidrógeno en la ferrita delta es mayor que en la ferrita alfa y menor que la austenita, y podría funcionar como fuente de hidrógeno en la presencia de esfuerzos. Carrouge y col. (2002) en su trabajo atribuye un aumento en la cantidad de ferrita delta al incremento del contenido de níquel en el metal base. En este trabajo atribuimos la presencia de esta fase al ciclo térmico de la soldadura. Las probetas soldadas con material de aporte martensítico, no mostraron los granos de ferrita delta alineados a la línea de fusión (Figura 33). Una gran diferencia entre las soldaduras con material de aporte similar y disímil fue la temperatura de interpaso. En el caso del material austenítico fue entre 120 y 150°C, mientras que para las soldaduras con aporte martensítico fueron las mismas temperaturas de precalentamiento que son mayores en al menos 60°. Esto nos indica que la zona afectada por el calor que tuvo menos tiempo para completar la transformación martensítica fueron las del material de aporte similar. Descartamos que esta fase haya sido producto del efecto de la dilución entre el metal base y el metal de aporte, por que como podemos ver en las Figuras 36 y 37, los niveles de cromo, níquel y silicio son muy similares, a los que muestra el metal base, desde la línea de fusión hacía la zona afectada por el calor.

Como hemos visto la solubilidad del hidrógeno en la fase austenita es mayor que en las otras fases del acero, esta característica frena la difusión del hidrógeno y con esto evita que migre a zonas de altas concentraciones de esfuerzos. No hay referencias o investigaciones sobre la cantidad de hidrógeno a partir de la cual la fase austenita disminuye su efecto protector, bajo condiciones de esfuerzo cíclico. En este trabajo encontramos que soldando con material de aporte austenítico, con 5% de hidrógeno en el gas de protección, la velocidad de crecimiento de grieta aumentó. Este resultado puede ser el producto de un fallo en la austenita como trampa de hidrógeno.

Los resultados obtenidos al ajustar los datos de crecimiento de grieta a la ecuación de Paris (Cuadro 7), no son aceptables para el caso de las probetas 2 y 5. Esto es atribuible a los defectos encontrados en las soldaduras. Sin embargo recordemos

que la fisuración inducida por hidrógeno depende del tiempo para que este migre desde las trampas reversibles a las zonas de concentración de esfuerzo y que debe llegar a una concentración crítica en la punta de una grieta para causar fragilidad. Es por esto que una parte de la variación en los resultados de crecimiento se puede atribuir al efecto de retardo en la difusión del hidrógeno.

En el caso de los especímenes 4(309L+2.5%H<sub>2</sub>), 7 y 8 (con precalentamiento y relevado de esfuerzos) el ajuste fue más aceptable. Según las Figuras 44, 45, 53 y 55 la fractura de fatiga para estos especímenes se dio en la zona afectada por el calor. En estos puntos las propiedades mecánicas son muy diversas y dependen de la distancia a la línea de fusión. Esto lo podemos comprobar con los barridos de dureza en las Figuras 38 y 39. Los gráficos de ajuste al modelo de Paris (Figura 23) muestran que la variación más grande fue al inicio de la grieta para los especímenes 4, 7 y 8. Dicha dispersión de datos se puede atribuir a que al iniciar la fisura modificaba su trayectoria para encontrar una zona estable para su propagación. En cuanto a las velocidades de propagación (Cuadro 7) el espécimen con menor resistencia, de estos tres, fue el 4, debido a que su zona afectada por el calor no fue relevada de esfuerzos como se hizo con las probetas 7 y 8. De estas últimas el espécimen con mayor resistencia a la fatiga fue la probeta 7 con un nivel de precalentamiento menor al espécimen 8, resultados que se pueden explicar por la posición de grieta en la zona afectada por el calor. En los especímenes 7 y 8 el precalentamiento y relevado de esfuerzos evitaron la fragilización del metal de soldadura y la zona afectada por el calor. Takei y Yokorobi (2004) demostraron mediante una simulación que la mejor opción para evitar zonas de acumulación de hidrógeno en la soldadura es la combinación de estos dos tratamientos térmicos.

Los gráficos de carga contra extensión Figuras 24 y 25 de los especímenes con soldadura muestran variación respecto al metal base, debido a la heterogeneidad en las propiedades producida por la soldadura. Como esperábamos los valores de  $K_Q$  son menores al que el respectivo valor del metal base, por el proceso de soldadura.

## VIII. CONCLUSIONES

La heterogeneidad en las propiedades mecánicas de soldadura y la presencia de defectos en la soldadura producen dispersión en los resultados de crecimiento de grieta, provocando insuficiente correlación, en el caso de los defectos en el metal de soldadura, y baja correlación cuando se aplica en la zona afectada por el calor.

La zona afectada por el calor de las soldaduras del acero 12%Cr con material de aporte disímil, experimentan un ciclo térmico donde el enfriamiento es más rápido, debido a que no se requiere precalentamiento. La velocidad de enfriamiento en este caso produce que la transformación de ferrita delta a austenita y finalmente a martensita sea interrumpida ocasionando grandes cantidades de ferrita delta en la zona afectada por el calor.

La ferrita delta que se forma en la zona afectada por el calor, debido al ciclo térmico en la soldadura de acero 12%Cr con material de aporte disímil, es una fase con baja resistencia a la propagación de grietas por fatiga. Se presume, por los resultados de este trabajo, que dicha fase es susceptible a la fragilización por hidrógeno, pues la grieta se propagó rápidamente en ella a pesar de su alta dureza.

La soldadura de acero 12%Cr con material de aporte disímil da buenas propiedades mecánicas en general, sin embargo se requiere tener cuidado en la cantidad de ferrita delta en la zona afectada por el calor y el nivel de hidrógeno en los consumibles y la atmósfera que rodea el proceso.

La soldadura de acero 12%Cr con material de aporte similar, se debe realizar necesariamente con la combinación de un precalentamiento y un relevado de esfuerzos, para evitar la fisuración inducida por hidrógeno y la fragilidad producida por las fases martensíticas.

## IX. BIBLIOGRAFÍA

**ASM-Committee. 1997.** Mechanical Testing. 6ta ed., ASM international, Estados Unidos: 377-379.

**Austral, W.M. 2002.** [www.australwright.com.au/DataSheets/Alloys/Stainless.pdf](http://www.australwright.com.au/DataSheets/Alloys/Stainless.pdf).

**Carrouge, P., Bhadeshia, H.K.D.H., Wollin, P. 2002.** [www. Stainless-steel-world.net](http://www.Stainless-steel-world.net)

**Castro, R., Cadenet, J.J. 1975.** Welding Metallurgy of Stainless and Heat- Resisting Steels. 1ra ed., Cambridge University Press, Inglaterra: 45-56.

**Cieslak, M.J. 2000.** Welding, Brazing and Soldering. 5ta. ed., ASM international, Estados Unidos: 93-93.

**Creteigny, L. Saxena, A. 1997.** [ww.tms.org/Students/Winners/Creteigny/Creteigny.html](http://www.tms.org/Students/Winners/Creteigny/Creteigny.html).

**Dallam, C.B., Damkroger, B.K. 2000.** Welding, Brazing and Soldering. 5ta ed., ASM international, Estados Unidos: 99-99.

**Davis, J.R. 2000.** Welding, Brazing and Soldering. 5ta. ed., ASM international, Estados Unidos: 436-436.

**Dayal, R.K. Parvathavarthinilos, N. 2003.** Hydrogen Embrittlement in Power Plant Steels. Sadhana: Vol. 28 partes 3 y 4: 431-451.

**Dowling, N.E. 1998.** Mechanical Behavior of materials. 2da ed., Prentice Hall, USA.: 286-336, 488-311.

**Exner, H.E. 1998.** Metallography and Microstructures. 8va ed., ASM international, Estados Unidos: 92-93.

**Fee, A.R., Segabache, R., Tobolski E.L. 1997.** Mechanical Testing. 6ta ed., ASM international, Estados Unidos: 90-95.

**Giraldo, J.E. Chaves, C.A. 2001.** El Agrietamiento Inducido por Hidrógeno en Soldaduras de Acero. Dyna: Vol. 132: 59-64.

**Glover, A.G., Hauser, D., Metzbower, E.A. 1995.** Failure Analysis and Prevention. 5ta. ed., ASM international, Estados Unidos: 413-415.

**González, J.L. 1998.** Mecánica de Fractura Bases y Aplicaciones. 1ra ed., Limusa Noriega Editores, México: 51-53.

**Hayden, W. 1968.** Propiedades Mecánicas de los Materiales. 1ra ed., Editorial Limusa-Wile S.A. , México: 61-65.

**Holliday, D.B. 2000.** Welding, Brazing and Soldering. 5ta ed., ASM international, Estados Unidos: 180-185.

**Huppi, G.S., Damkroger, B.K., Dallam, C.B. 1998.** Metallography and Microstructures. 8va ed., ASM international, Estados Unidos: 577-578.

**Kerlins, V., Phillips, A. 1992.** Fracrography. 2da. ed., ASM international, Estados Unidos: 12-13.

**Maroef, I. Olson, D.L. Eberhart, M. Edwards G.R. 2002.** Hydrogen Trapping in Ferritic Steel Weld Metal. International Material Reviews: Vol. 47: 191-223.

**Nevasmaa, P. 2003.** Predictive Model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds. Oulu, Finlandia, University of Oulu. Tesis para obtener el título de Doctor. 19-21, 29-30.