



CENTRO DE INGENIERIA Y DESARROLLO INDUSTRIAL

SUSCEPTIBILIDAD A LA FRACTURA INDUCIDA POR HIDROGENO
DE UNIONES DE SOLDADURA DE ACERO INOXIDABLE 12% Cr

Tesis

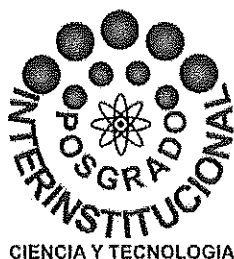
005713

QUE PARA OBTENER EL GRADO ACADEMICO DE

*Doctor en Ciencia y Tecnología
en la Especialidad de
Ingeniería de Materiales*

PRESENTA

Víctor Manuel Sánchez Cabrera



Santiago de Querétaro, Qro., México, Febrero del 2008.

ÍNDICE

RESUMEN

AGRADECIMIENTOS

CAPITULO I. INTRODUCCIÓN.

I.1 Antecedentes

I.1.2 Fracturas inducidas por hidrógeno.

I.1.3 El nivel de hidrógeno.

I.1.4 La interacción del hidrógeno en el metal.

I.1.5 El papel de los esfuerzos.

I.1.6 La microestructura.

I.1.7 Mecanismos de la fractura inducida por hidrógeno.

I.2 Justificación

I.3 Objetivos

I.3.1 Objetivos generales.

I.3.1 Objetivos específicos.

I.4 Organización de la tesis

CAPITULO II. CARACTERISTICAS DEL MATERIAL

II.1 Generalidades de los aceros T410 y T410S.

II.2 Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos.

CAPITULO III. DISTRIBUCIÓN Y MEDICIÓN DEL HIDROGENO DIFUSIBLE

III.1 Marco teórico.

III.1.1 Solubilidad del hidrógeno en el acero.

III.1.2 Absorción del hidrógeno

III.1.3 Determinación del hidrógeno en la soldadura de acero.

III.1.4 Reacciones químicas en el arco eléctrico en el proceso de soldadura.

III.1.5 Disociación de gases en el arco eléctrico.

III.1.6 Cinética de la absorción de gases.

III.1.6.1 Modelo de la capa delgada.

III.1.7 Concepto de pseudo-equilibrio.

III.1.8 Cinética de la desabsorción del gas.

III.1.8.1 Tasa de desabsorción del elemento.

III.1.9 Modelo de Reacción.

III.2 Hipótesis.

III.3 Objetivos.

III.4 Metodología.

III.4.1 Procedimiento experimental.

III.4.2 Procedimiento de soldadura.

III.5 Resultados.

III.5.1 Comparación entre los cálculos teóricos y la medición experimental.

CAPITULO IV. SUSCEPTIBILIDAD A LA FRACTURA INDUCIDA POR HIDROGENO (FIH).

IV.1 Introducción.

IV.1.1 Objetivos.

IV.2 Materiales y métodos.

IV.2.1 Material del implante.

IV.2.2 Material de la placa base soporte del implante.

IV.2.3 Maquinado de los implantes.

IV.2.4 Medición del hidrógeno difusible.

IV.2.5 Sistema desarrollado para la prueba de implante.

IV.2.6 Materiales de aporte.

IV.2.7 Procedimiento de soldadura.

IV.2.8 Examinación metalográfica.

IV.3 Resultados.

IV.3.1 Resultados de la prueba de implante.

IV.3.2 Microestructura.

IV.3.3 Modelos matemáticos para determinar el esfuerzo crítico de fractura.

IV.3.4 Modelo de regresión múltiple.

IV.3.5 Análisis comparativo entre modelos.

CAPITULO V. TENACIDAD A LA FRACTURA Y CRECIMIENTO DE GRIETA.

V.1 Marco teórico.

V.1.1 Mecánica de fractura lineal elástica.

V.1.2 Modos de fractura.

V.1.3 Tenacidad a la fractura.

V.1.4 La zona plástica.

V.1.5 Fatiga.

V.1.6 Mecánica lineal elástica en fatiga.

V.2 Hipótesis.

V.3 Objetivos.

V.4 Metodología.

V.4.1 Aplicación de la soldadura por GMAW.

V.4.2 Macroataque.

V.4.3 Evaluación de la velocidad de propagación de grieta.

V.4.4 Evaluación de tenacidad a la fractura en deformación plana, K_{Ic} .

V.4.5 Fractografía.

V.4.5.1 Fractura dúctil.

V.4.5.2 Fractura frágil.

V.4.5.3 Fractura por fatiga.

V.4.6 Análisis químico.

V.4.7 Metalografía.

V.4.8 Microdureza.

V.4.9 Análisis puntual EDX.

V.4.10 Prueba de tensión.

V.5 Procedimiento Experimental.

V.5.1 Diseño de la probeta de soldadura.

V.5.2 Procedimiento de soldadura.

V.5.3 Obtención del espécimen de tenacidad y fatiga.

V.5.4 Prueba de tenacidad a la fractura y fatiga.

V.5.5 Análisis Metalográfico.

V.5.6 Microanálisis por Rx.

V.5.7 Microdureza.

V.5.8 Análisis de fracturas.

V.5.9 Análisis químico.

V.5.10 Prueba de tensión.

V.6 Resultados.

V.6.1 Soldadura.

V.6.2 Ubicación del espécimen compacto de tensión.

V.6.3 Velocidad de propagación de la grieta.

V.6.4 Análisis de microestructura.

V.6.5 Inspección de la microestructura con EDX.

V.6.6 Barridos de microdureza.

V.6.7 Inspección de especímenes fracturados.

V.6.8 Análisis químico.

V.7 Discusión.

CAPITULO VI. CONCLUSIONES

REFERENCIAS

RESUMEN

La fractura inducida por hidrógeno (FIH) en las zonas afectadas térmicamente (ZAT) y en los cordones de soldadura, continúa siendo el problema más serio en la soldadura de los aceros. Se presenta cuando existe simultáneamente un nivel crítico de concentración de hidrógeno, un nivel crítico de esfuerzos y una microestructura susceptible, que normalmente es martensita. La ubicación de las grietas depende de las diferencias en la solubilidad y difusividad del hidrógeno atómico en el acero en estado austenítico y en estado ferrítico.

Este trabajo de investigación está relacionado con la FIH en uniones de soldadura de acero inoxidable 12% Cr, sin embargo, la metodología desarrollada es aplicable para la evaluación de todos aquellos materiales que muestren susceptibilidad a la FIH. El trabajo se desarrolló en tres etapas. En la primera etapa se realizó la medición del hidrógeno difusible para diferentes niveles de hidrógeno dosificado en el arco de soldadura tanto para metal de aporte ferrítico como para el austenítico. Se compararon los resultados experimentales con los teóricos de acuerdo a Oystein, 1997. En la segunda etapa se evaluó la susceptibilidad a la FIH en cordones aplicados sobre placa clad $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo + Acero Inoxidable ferrítico/martensítico 12% Cr. Para ello se ha desarrollado un sistema basado en la prueba del implante propuesta por Granjon, con el proceso de soldadura GMAW y diferentes niveles de hidrógeno en el gas de protección. Se presentan resultados de análisis fractográfico con microscopía electrónica de barrido, metalografía, perfil de dureza y correlación a través de modelos de regresión del esfuerzo crítico de fractura versus hidrógeno difusible, carbono equivalente, y tiempo de enfriamiento. La correlación entre los resultados del modelado y los experimentales es satisfactoria. En la tercera etapa se determinó el efecto de emplear dos alternativas de soldadura en la tenacidad a la fractura y crecimiento de grietas por fatiga. Las alternativas empleados fueron: precalentar las piezas a soldar utilizando material de aporte similar al metal base (12%Cr), y en la segunda alternativa aplicar un metal de aporte austenítico sin precalentamiento. Los resultados indican cómo el ciclo térmico, los diversos niveles del hidrógeno y los sitios de la atrapamiento del hidrógeno afectan las características mecánicas.

AGRADECIMIENTOS

Le agradezco a Dios que me haya permitido a pesar de los innumerables obstáculos que se me presentaron concluir mis estudios doctorales. Este logro en mi vida profesional ha sido fruto de mi trabajo y del apoyo desinteresado que muchas personas me brindaron.

A mi familia, a mi esposa Carmen, a mis hijos Marisol, Minerva, Victor Manuel y Mariela por su comprensión y apoyo, por todo ese tiempo que deje de brindarles. A mis padres, especialmente a mi madre, María Cabrera Zarazua, quien con su inspiración carácter e inspiración supo forjar en mí el deseo de superación y la búsqueda del conocimiento.

Mi agradecimiento sincero a personas sin las cuales definitivamente no hubiera sido posible iniciar y terminar este proyecto de vida. A los ingenieros Ángel Ramírez Vázquez y Fernando de la Isla Herrera por brindarme el apoyo y motivación para iniciar mis estudios. Al director del PICYT, Dr. Guillermo Rodríguez Vilomara y a mi director de tesis Dr. Carlos Rubio González por su tolerancia y guía para el desarrollo y conclusión de mi proyecto doctoral. Gracias a el M.C. Joel Chaparro González y al Q.M. Carlos Ramírez Baltazar por su apoyo y permitirme desarrollar este proyecto en los laboratorios de materiales del CIDESI. Gracias al Dr. Luis del Llano Vizcaya, M.C. Antonio Banderas Hernández, Q.M. Mauricio Tello Rico, Q.M. Esthela González Caballero, TSU Daniel García Salas y Tec. Gerardo Castillo Pérez, personal del CIDESI, de quienes siempre tuve su apoyo para el desarrollo de las actividades de experimentación.

A los directivos y compañeros de la UTEQ por su apoyo, M.I. Raúl Noriega Ponce, M en Educ. Héctor Julián Vázquez Ramírez, Ing. Hipólito Luna Ramírez y muy especialmente al Ing. Eduardo Estrada Barbosa por su apoyo en el diseño de los gráficos de los artículos publicados. A mi equipo de trabajo en el desarrollo del proyecto, mis alumnos Isaac Ruiz Vela, Herodoto Mota Vargas y Jesús Alberto Monrroy Ríos.

Mi agradecimiento en general para todos aquellos que de alguna manera fueron partícipes en la conclusión de este trabajo, muchas gracias.

CAPITULO I. INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes.

A pesar de décadas y esfuerzos de investigación la fractura inducida por hidrogeno (FIH) continua siendo el problema mas serio en la soldadura de los aceros. Las mejoras en los aceros estructurales en nuestros días como el desarrollo de aceros bajo carbono y aceros baja aleación con alta resistencia a la tensión, aun esta lejos de reducir substancialmente las fracturas inducidas por hidrogeno en las zonas afectadas térmicamente (ZAT) y en los cordones de soldadura. Para tratar de hacer frente a este problema se han implementado nuevas técnicas en la soldadura de aceros realizando cambios en las técnicas convencionales de soldadura.

La fractura inducida por hidrógeno en soldaduras por fusión de aceros ferríticos y martensíticos se presenta siempre y cuando existan simultáneamente los siguientes factores: un nivel crítico de concentración de hidrógeno, un nivel crítico de esfuerzos y una microestructura susceptible, que normalmente es martensita. El mecanismo de nucleación y crecimiento de este tipo de grietas se explica por el efecto fragilizante que tiene el hidrógeno en el acero, por su alta tasa de difusión y por la existencia de zonas con esfuerzos triaxiales máximos en el frente de una entalla concentrador de esfuerzos. La ubicación de estas grietas, es decir si se presentan en el metal fundido o en la zona afectada térmicamente (ZAT), se explica a través de las diferencias que presenta el acero en estado austenítico (estructura cúbica cara centrada) y en estado ferrítico (cúbico de cuerpo centrado) en cuanto a la solubilidad y difusividad de hidrógeno atómico, para lo cual la templabilidad relativa entre el metal base y el metal fundido se convierten en los factores fundamentales para poder predecir su localización en uniones soldadas.

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 (nominalmente 12%Cr, bajo carbono), el cual es empleado principalmente en operaciones petroquímicas donde la corrosión es promovida por la formación de ácido sulfhídrico, y además la temperatura relativamente alta (200 a 350°C). Como

es obvio la construcción de equipos para tales procesos requiere uniones de soldadura de alta confiabilidad congruente con las condiciones de servicio. 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) ocasionando fractura inducida por hidrógeno (FIH), 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 manifiesta, esto último es lo que hace más riesgoso a este fenómeno, ya que puede presentarse la falla semanas y hasta meses después en que la se ha puesto la soldadura en servicio, por lo que su detección puede escapar a las examinaciones con pruebas no destructivas que se aplican después de la soldadura. 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 precalentamiento de la unión de soldadura, sin embargo, las dificultades prácticas que esto conlleva, hacen difícil trabajar con este acero.

1.1.2 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 de solidificación ocurre 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°C hasta 150°C . Como en otras formas de fractura, la inducida por hidrógeno involucra los requisitos para su generación, de un nivel crítico de esfuerzos, una microestructura susceptible y una concentración de hidrógeno que depende de la aleación y la microestructura desarrollada [1-1].

1.1.3 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. [1-2]. Durante el enfriamiento, el hidrógeno puede escapar por difusión o se retendrá generando la formación de poros; sin embargo una porción de este se alojará en “trampas” preferenciales como 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 se 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 [1-3]. 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 [1-2]. El hidrógeno inicial difusible, H 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.

1.1.4 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 1-1 se ilustran estas localizaciones, [1-4]. 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, [1-5]. 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, [1-4].

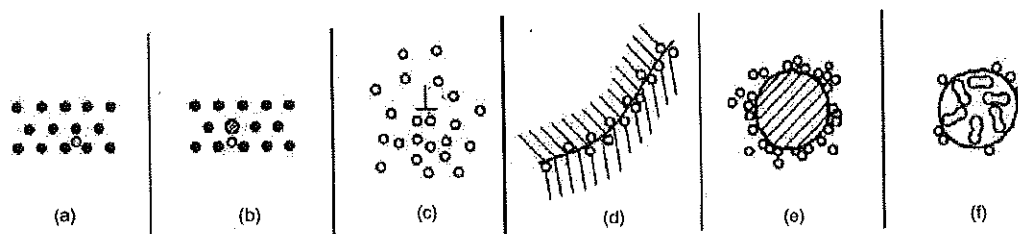


Figura 1-1 Localizaciones del hidrógeno en las aleaciones. (a) Solución sólida, (b) Par soluto-hidrógeno, (c) Atmósfera de dislocación, (d) Acumulación en los límites de grano, (e) Acumulación interfase partícula-matriz, (f) Cavidades con hidrógeno recombinado, [1-4].

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 60 kJ/mol H son llamadas reversibles mientras que las que tengan un valor mayor serán llamadas irreversibles. En la tabla 1-1 se listan diversas trampas de hidrógenos con sus energías de enlace.

Tabla 1-1 Energías de enlace para diversas trampas de hidrógeno en el acero. Se listan en orden ascendente, [1-5].

Trapping site	Binding/activation energy*, kJ mol ⁻¹	Assessment method
H-dislocation elastic stress field	0-20.2	Calculated
H-dislocation core (screw)	20-30	Calculated
H-dislocation	26	HTD analysis
H-dislocation core (mixed)	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
β -NiAl†	27	Permeation
H-PdAl interfacet	34	Permeation
H-Fe oxide interface	47	HTD analysis
H-AlN interface	65	Permeation
H-Y ₂ O ₃ interface	70	HTD analysis
H-MnS interface	72	HTD analysis
H-Al ₂ O ₃ interface	79	HTD analysis
H-Fe ₃ 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. De forma similar, 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 en el medio de la 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 la soldadura algo de hidrógeno difusible sale de la matriz del acero por el proceso de desgasificación y otro migra 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 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 para la FIH. 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 FIH 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 absorbido, investigadores han sugerido emplear puntos de atrapamiento finos y uniformemente distribuidos, para competir con la atracción del hidrógeno hacia la punta de la grieta, [1-5].

1.1.5 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 (γ) a la fase ferrita (α), 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, [1-6].

1.1.6 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 1-2, se muestra 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 (t8/5).

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, [1-3].

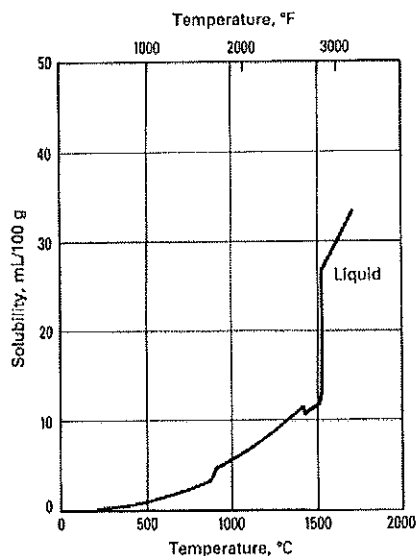


Figura 1-2. Muestra la solubilidad en el acero del hidrógeno contra la temperatura, [1-3].

1.1.7 Mecanismos de la fractura inducida por hidrógeno.

Las fractografías han revelado que la fractura por hidrógeno no está asociada con algún micromecanismo único, dado 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 localized plasticity, HELP).
- Adsorción inducida por emisión de dislocación (adsorption induced dislocation emission, AIDE).

Todos estos procesos involucran 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.

a) HEDE (hydrogen enhanced decohesion)

Este mecanismo involucra 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 involucrada en este mecanismo.

b) HELP (hydrogen enhanced localized plasticity)

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 involucrada 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.

c) AIDE (adsorption induced dislocation emission)

Este mecanismo abarca similitudes de HEDE y HELP y aumenta algunas características de teorías ya existentes. De acuerdo con HEDE, el mecanismo involucra 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 similar a HELP, excepto que las 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 activa del hidrógeno en las grietas, b) un incremento en el llenado de las subsuperficies con hidrógeno y c) incrementando la absorción de hidrógeno en las grietas internas o cavidades, [1-6].

1.2 Justificación

El acero inoxidable ferrítico/martensítico T410S es el más comúnmente usado dentro de los inoxidables 12% Cr, presenta una excelente combinación de tenacidad y resistencia y es una buena opción cuando se requieren buena formabilidad y alta resistencia en servicio de un ambiente suavemente corrosivo. Algunas de sus aplicaciones son la fabricación de: piezas para hornos operando debajo de 650 °C, componentes de plantas núcleo eléctricas, equipamiento para plantas de proceso petroquímico como torres fraccionadoras, tambores de coke (coke drums), etc.

La presente tesis se origina a partir de las necesidades visualizadas en la experiencia del autor en la fabricación de equipo para la industria petroquímica durante veinte y dos años, específicamente como es el caso de la fabricación de los tambores de coque "Coke Drum".

Los tambores de coque, usados en el proceso de coquización retardada funcionan bajo condiciones severas de calentamiento cíclico y enfriamiento forzado, estas condiciones conllevan la aplicación de esfuerzos térmicos repetitivos a las paredes del tambor. Ha sido reconocido ampliamente que el último mecanismo de falla para los tambores del coque es el agrietamiento de la soldadura debido a la fatiga de bajo ciclo causada por estos esfuerzos térmicos. También se sabe que los tambores del coque se distorsionan y se abomban en servicio y que estos abombamientos son áreas potenciales de falla de las uniones de soldadura, [1-7].

Para ampliar la vida útil y para reducir el tiempo muerto en servicio de los tambores de coque, varias modificaciones se han hecho.

La primera modificación ha sido en la selección de los materiales para el diseño del tambor del coque. Los tambores de coque anteriormente eran construidos con acero suave en años recientes se ha cambiado al uso de acero clad baja aleación tales como C-1/2 Mo, 1 ¼ Cr-1/2 Mo y 2 ¼ Cr-1, típicamente con el revestimiento de acero inoxidable 12% Cr (T410S).

La segunda implementación de mejora en el diseño y fabricación de estos equipos es la disminución de las uniones de soldadura circunferenciales, figura 1-3, ya que es bien conocido que la mayor resistencia del metal de soldadura de las uniones circunferenciales tiende a tener un efecto rigidizante que incrementa los esfuerzos y conduzca a la distorsión y fractura.

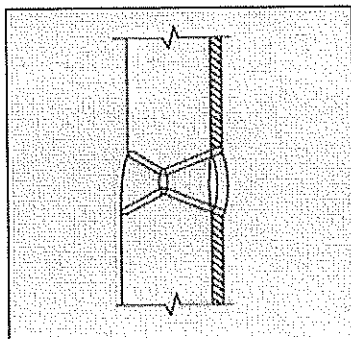


Figura 1-3 Diseño de junta de soldadura circunferencial.

Por otra parte, se sabe que las soldaduras longitudinales requeridas para hacer los anillos del cuerpo del tambor son menos afectadas por el ciclo térmico, excepto en las áreas donde esas soldaduras intersecaron los circunferenciales.

Las modificaciones implementadas en el diseño de los tambores de coque, han sido dirigidas a ampliar la vida útil del equipo en servicio. Lo anterior implica que el recipiente sea fabricado sin vicios ocultos para garantizar la integridad del mismo antes y durante su operación.

El material del revestimiento "clad" en el cuerpo del tambor, así como otros accesorios que van unidos con soldadura al mismo cuerpo son en la actualidad, como se menciona anteriormente, fabricados de acero inoxidable 12% Cr, tipo T410S, este material si bien es de los llamados "soldables" es susceptible a la fractura inducida por hidrógeno, por lo que, durante la manufactura y transportación a sitio de erección se deben tomar medidas para omitir o generar fracturas, que durante el servicio conlleven a una falla previa no originada por las condiciones del ciclo térmico.

Como ya se ha mencionado, los requisitos para la generación de la fractura inducida por hidrógeno en la soldadura son un nivel crítico de esfuerzos, una microestructura susceptible y una concentración de hidrógeno que depende de la aleación y la microestructura desarrollada, [1-1]. Las alternativas de uso de metal de aporte en la unión de soldadura del acero inoxidable 12% Cr, son electrodos consumibles similares al metal base o de acero inoxidable austenítico, este último con una mayor capacidad de atrapamiento de hidrógeno y consecuentemente evitar su difusión a la zona afectada térmicamente y disminuir la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno de la unión de soldadura.

Existe poca difusión de trabajos de investigación que evalúen la correlación de la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno de este tipo de acero inoxidable 12% Cr, aplicando aporte similar o austenítico, así mismo el efecto que tienen en la tenacidad a la fractura y crecimiento de la fractura por fatiga de la unión de soldadura a temperatura ambiente, ya que el riesgo de generación de este tipo de fallas antes de operación de los equipos es muy probable que se desarrollen en el taller de fabricación o durante el transporte a la planta para su ensamble final.

Es por lo anteriormente descrito que este trabajo de investigación ha sido dirigido a profundizar en el conocimiento sobre la susceptibilidad de la fractura inducida por hidrogeno en acero inoxidable 12% Cr, partiendo de la medición del hidrogeno difusible puesto en juego para las dos alternativas de metal de aporte, similar (12% Cr) y austenítico. Así mismo la investigación sobre el comportamiento dinámico de las uniones soldadas con diferentes niveles de hidrógeno difusible y precalentamiento, evaluadas a través de indicadores como la tenacidad a la fractura, K_{IC} y crecimiento de grieta por fatiga.

1.3 Objetivos

El conocimiento del efecto que tiene el hidrógeno difusible, el esfuerzo generado en el ensamble (incluyendo esfuerzo residual) y la transformación microestructural del material base de las uniones soldadas, nos permitirá diseñar y construir de manera más confiable equipamiento en el que la fractura de las soldaduras sea evitada. Así mismo el conocimiento del comportamiento dinámico de las uniones de soldadura del material objetivo del estudio con las variaciones en el procedimiento mencionadas (niveles de hidrogeno, esfuerzo y estructura resultante) nos permitirá definir criterios de manejo del equipamiento a temperatura ambiente, como puede ser el protocolo de prueba hidrostática y transportación.

1.3.1 Los objetivos generales de este trabajo de investigación son:

- A. Desarrollo de la técnica de determinación de hidrogeno difusible en juntas unidas mediante el proceso de soldadura MIG (Metal Inert Gas), con la aplicación de diferentes niveles de hidrogeno en el arco y comparación de resultados experimental y teóricamente.
- B. Evaluar la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrogeno que tienen las uniones de soldadura de acero inoxidable 12% Cr, sometidas a diferentes niveles de esfuerzo.

- C. El efecto que tiene sobre la fisuración inducida por hidrógeno el material de aporte disímil con diferentes niveles de hidrógeno, metal de aporte similar con precalentamiento evaluándose la microestructura, las propiedades mecánicas de tenacidad a la fractura y crecimiento de grieta por fatiga.

1.3.2 Objetivos específicos de este trabajo de investigación son:

- a. Implementar, desarrollar y validar el método estándar de determinación de hidrogeno difundido en soldaduras metálicas de aceros Martensíticos, Bainíticos y Ferríticos producidos por soldadura arco (ANSI/AWS A4.3-93) en el Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial.
- b. Evaluar el hidrogeno que se difunde en los procesos de soldadura MIG (Metal Inert Gas) a distintos niveles de hidrogeno en el arco.
- c. Comparar los datos teóricos en la literatura y los obtenidos por la técnica de determinación de hidrogeno difusible ANSI/AWS A4.3-93.
- d. La evaluación a través de la prueba del implante de la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno en la soldadura con el proceso MIG y la comparación de los resultados experimentales de la prueba de implante con los modelos matemáticos ya establecidos.
- e. 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.
- f. 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.

1.4 Organización de la tesis

Esta tesis se ha organizado de la siguiente manera:

Capítulo I. Se inicia dando una introducción sobre el fenómeno de la fractura inducida por hidrógeno, describiendo sus causas y los mecanismos de su desarrollo. Se concluye este capítulo fundamentando la justificación de la investigación, los objetivos generales y específicos y por último se describe la organización de esta tesis.

Capítulo II. Se definen propiedades físicas de los materiales usados en este trabajo investigación, se mencionan aspectos generales de la metalurgia física de los mismos, su comportamiento con el hidrógeno, temperaturas de transformación y microestructuras resultantes, para terminar con una revisión breve de soldabilidad de aceros inoxidables martensíticos.

Los siguientes tres capítulos (capítulos III, IV y V) presentan los tres principales trabajos de investigación que integran este proyecto.

Capítulo III. Distribución y medición del hidrogeno difusible. Esta parte del proyecto de investigación presenta los fundamentos teóricos de la difusión de hidrógeno en juntas de soldadura, se reportan los cálculos teóricos del hidrogeno difusible realizados de acuerdo a la metodología propuesta por *Oystein Grong*, se reportan los resultados de la medición del hidrogeno difusible realizados en soldaduras aplicadas con materiales de aporte 12% Cr y austenítico. Y se concluye con el desarrollo de un modelo el cual es comparado con los cálculos teóricos.

Capítulo IV. Susceptibilidad a la fractura inducida por hidrogeno (FIH). Esta parte del proyecto presenta los trabajos realizados desde la implementación del sistema propuesto por *Granjon*, la prueba del implante. Se presenta la evaluación de la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno en especímenes de placa clad,

concluyendo con el desarrollo de un modelo matemático de regresión múltiple, el cual a su vez es comparado con otros dos modelos desarrollados por *Matsui e Inagaki* y *Christensen y Simonsen*

Capítulo V. Tenacidad a la fractura y crecimiento de grieta. En este capítulo se reportan los trabajos de investigación realizados para evaluar la tenacidad a la fractura y crecimiento de grieta a la fatiga y su correlación con la microestructura y la morfología de la fractura. En esta parte del proyecto el objetivo es investigar el efecto que tiene el nivel de hidrogeno en el arco sobre estas propiedades mecánicas (K_{IC} y da/dN), cuando se realizan uniones de soldadura con metal de aporte austenítico o alternativamente con metal de aporte 12% Cr y precalentamiento.

Capítulo VI. Conclusiones. En este capítulo se presentan las conclusiones de manera separada de los trabajos reportados en los capítulos III, IV y V.

CAPITULO II. CARACTERISTICAS DEL MATERIAL

II.1 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 a temperaturas medias, 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 térmicamente (ZAT) es un aspecto que determina la susceptibilidad del acero a la fractura inducida por hidrógeno, FIH. En la tabla 2.1 podemos ver las composiciones especificadas de cada uno de estos materiales.

Tabla 2.1 Composiciones químicas de los aceros T410 y T410S, [2-1].

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 la tabla 2.2 se muestran algunas propiedades físicas especificadas del acero T410, [2-1].

Tabla 2.2 Propiedades físicas del acero T410, [2-1].

Propiedad	Rango	Valor	Unidad
Densidad		7800	kg/m ³
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 ⁻⁵ /°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

II.2 Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos.

Los aceros inoxidables 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 2-1.

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, [2-2].

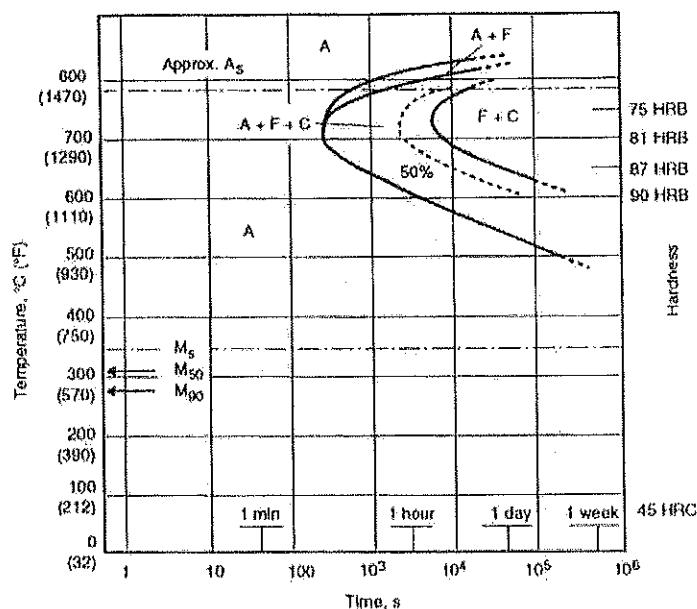


Figura 2-1 Muestra el diagrama TTT para el acero tipo 410, [2-2].

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.

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.

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 2-2). 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.

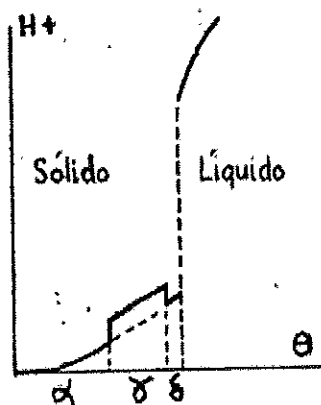


Figura 2-2. Solubilidad del hidrógeno en las fases del hierro, [2-3].

Este tipo de fractura, relacionada a la transformación martensítica se origina a muy baja temperatura y por lo tanto es llamada fractura en frío (cold cracking), opuesta a la fractura de los aceros austeníticos a muy altas temperaturas que tienen un mecanismo diferente. Para la mayoría de los aceros comerciales, para evitar la fractura inducida por hidrogeno se requiere estricto 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 tener más tiempo para que el hidrógeno difunda fuera del material durante el enfriamiento dentro del rango de la austenita y, especialmente, siguiendo la transformación de la martensita.

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 sueldan, o hay que tomar precauciones para evitar la fractura.

Protección del metal de soldadura contra el hidrógeno.

Para evitar el efecto del hidrógeno, se protegen las soldaduras de arco con mezclas de Ar ó H₂. Para propósitos prácticos, el gas de protección requiere de argón puro, o sencillamente mezclas oxidantes. Los recubrimientos básicos se recomiendan para la soldadura de arco con electrodo revestido, 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.

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 lo que, se mantiene la unión a temperatura donde el límite elástico es más bajo que a temperatura ambiente.
- Un aumento de 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 la temperatura bajo la cual una grieta se propaga 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 de 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, **[2-4]**. 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:

$$M_s = 540 - (497*\%C + 6.3*\%Mn + 36.3*\%Ni + 10.8*\%Cr + 46.6*\%Mo) \text{ } ^\circ\text{C} \quad (2-1)$$

Es de destacar que todos los elementos citados disminuyen la temperatura M_s , [2-2].

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 temple 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. Se tienen electrodos del tipo AWS E/ER410 y E/ER410S.

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 mayor 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, [2-4].

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, [2-5]. 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 mecánicas óptimas 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, [2-4].

***CAPITULO III. DISTRIBUCIÓN Y MEDICIÓN DEL
HIDROGENO DIFUSIBLE***

III.1 MARCO TEORICO

III.1.1 Solubilidad del hidrógeno en acero.

Ya que el hidrógeno es el más pequeño de todos los átomos, es altamente soluble en hierro. En general, en estructuras cristalinas octahedricas y tetraédricas los intersticios son trampas potenciales, como muestra en la figura 3-1. En el caso del hidrógeno se cree que los átomos disueltos están principalmente en estructuras cristalinas tetrahedricas en la forma de protones.

Debido a la diferencia pertinente en el tamaño de los intersticios de las estructuras fcc (Face Centered Cubic) y bcc (Body Centered Cubic), la solubilidad de hidrógeno en hierro cambiará en etapas con el incremento/decremento de la temperatura siguiendo las transformaciones del $\text{Fe } \delta \rightarrow \gamma \text{ Fe}$ y $\gamma \text{ Fe} \rightarrow \alpha \text{ Fe}$, [3-1].

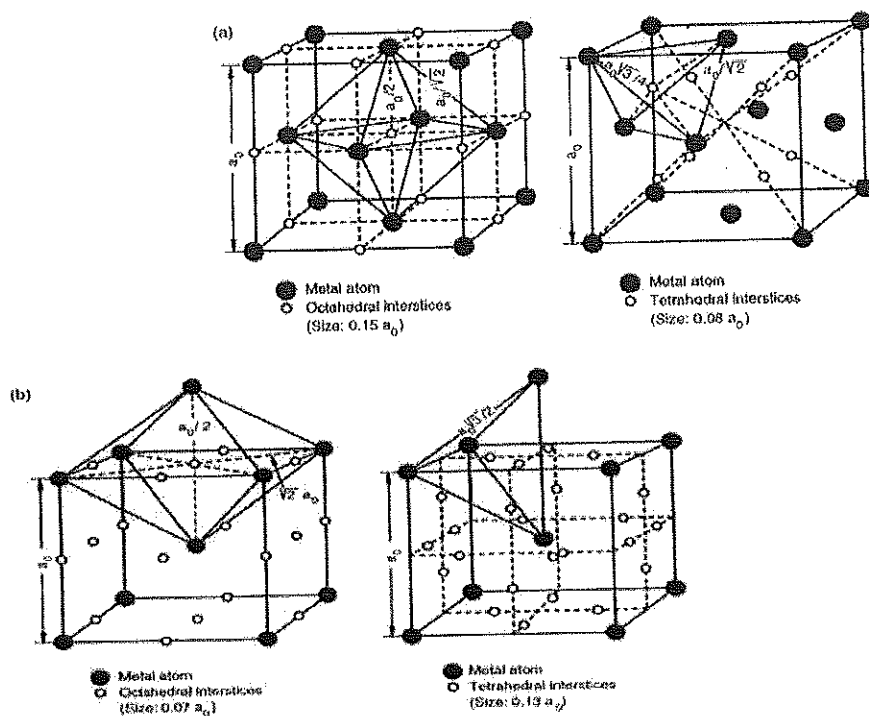


Figura 3-1. Representación esquemática de la red cristalina octahedrica y tetrahedrica, a) estructura fcc b) estructura bcc, [3-1].

III.1.2 Absorción del hidrógeno.

Algunos de los efectos dañinos conocidos del hidrógeno se relacionan estrechamente con la concentración localizada de hidrógeno establecida en el charco de la soldadura a temperaturas elevadas, esto debido a las interacciones químicas entre el metal líquido y sus alrededores. Las principales fuentes de hidrógeno en la soldadura son:

- La humedad aleatoria.

En recubrimiento de los electrodos en el proceso de soldadura SMAW (Shielded Metal Arc Welding) y en los fundentes usados en los procesos SAW (Sumerged Arc Welding) o en FCAW (Flux Cored Arc Welding) . De vez en cuando, también puede introducirse la humedad a través del gas en el proceso GMAW (Gas Metal Arc Welding) y en el gas utilizado en el GTAW (Gas Tugsten Arc Welding).

- Agua inherente.

En los recubrimientos de los electrodos ó en los fundentes de soldadura. Esta puede estar en la forma de óxidos hidratados (por ejemplo el óxido en la superficie de alambres del electrodo y polvo de hierro), hidrocarburos (en la celulosa), o en cristales de agua (aglutinantes en la arcilla, asbestos, etc.).

- El aceite, la suciedad y grasa.

En la superficie de las piezas de trabajo ó atrapado en capas en la superficie de los alambres para soldar y en el recubrimiento de los electrodos (Oystein, 1997). Es evidente a partir de la figura 3-2 que el hidrógeno contenido en la soldadura puede variar fuertemente de un proceso a otro. Los niveles de hidrógeno más bajos normalmente se obtienen con el uso de electrodos básicos de baja humedad o con el procesos de soldadura GMAW en el cual el aporte es alambre sólido.

Con el proceso de arco sumergido (SAW) y/o en fulx cored (FCAW), se pueden dar concentraciones altas ó bajas de hidrógeno en soldadura dependiendo de la calidad del fundente y las condiciones operacionales que se apliquen (nótese que el proceso anterior no es incluido en la figura 3-2, de acuerdo a Coe . Los niveles

de hidrógeno más altos son normalmente asociados con la celulosa, recubrimiento ácido y electrodos de rutilo. Esto es debido a la presencia de cantidades grandes de asbesto, arcilla y otros compuestos conteniendo hidrógeno en electrodo recubierto.

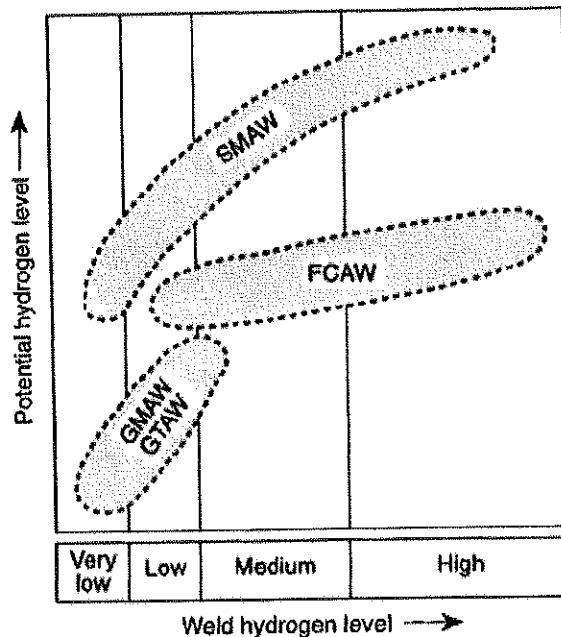


Figura 3-2. Diagrama de los diferentes niveles de hidrógeno en relación a distintos procesos de soldadura, [3-1].

III.1. 3 Determinación del hidrógeno en la soldadura de acero.

El hidrógeno, a diferencia de otros gases en el metal de la soldadura, difunde rápidamente a la temperatura ambiente y en algunos casos este puede perderse antes de que un análisis pueda hacerse. Esto se complica con el hecho que las concentraciones a ser medidas normalmente están en nivel de partes por millón, lo cual significa que se necesitan muestras y procedimientos de análisis especiales.

Para que puedan compararse los resultados de la investigación entre los de diferentes laboratorios y puedan usarse para desarrollar los procedimientos para el control del hidrógeno, es necesario usar algún estándar internacional para el

muestreo y métodos de análisis, a continuación se mencionarán los tres métodos que actualmente se utilizan para esta determinación:

- a) El método japonés (JIS Z 313-1975) que se ha adoptado con los ajustes importantes de la designación de ASTM anterior A316-48T. Este método involucra colección de hidrógeno de una junta de soldadura en glicerina por 48 horas a 45° C. El volumen total de hidrógeno se reporta en ml por 100 gramos de depósito. Sólo 5 segundos se permiten entre el apagado el arco para temple y el congelamiento del espécimen.
- b) El método francés (N.F.A. 81-305-1975) donde se depositan dos cordones sobre un alambre y puesto en un molde de cobre. El hidrógeno liberado es colectado en mercurio, el volumen obtenido se reporta en 100 gramos de metal fundido (incluso el metal fundido del alambre).
- c) El método del Instituto Internacional de Soldadura (IIW) (método ISO 3690-1977), en el cual un solo cordón de soldadura se deposita sobre bloques de acero suave, previamente degasificados y pesados. Los bloques son sujetos por un dispositivo de cobre de fácil sujeción y liberación. La muestra soldada es enfriada y refrigerada según el tiempo especificado. El hidrógeno liberado de los espécimenes se colecta en mercurio durante 72 horas a 25° C, y los resultados se reportan en ml por 100 gramos de metal depositado, o en gramos por tonelada de metal fundido. Para evitar confusiones, se recomienda usar el símbolo H_{DM} para el volumen a reportar en términos del metal depositado en ml por 100 gramos, y H_{FM} para el volumen relacionado al metal fundido en ml por 100 gramos o en litros por tonelada de metal fundido (Oystein, 1997). Este método es similar al ANSI/AWS A4.3-93, 1993, únicamente la temperatura de colección a 40°C.

Como se esperaría, estos tres métodos no dan resultados idénticos cuando son aplicados a un electrodo determinado. Se han establecido las correlaciones aproximadas entre el criterio de IIW de H_{DM} y H_{FM} los resultados obtenidos por los métodos japonés y francés (se designaron como H_{JIS} y H_{FR} respectivamente).

Para diferentes electrodos recubiertos probados a varios niveles de hidrógeno, tenemos que $[H_{FM}] = 0.84 [H_{FR}]$ y $[H_{DM}] = 1.27 [H_{JIS}] + 2.19$, [3-2].

III.1.4 Reacciones químicas en el arco eléctrico en el proceso de soldadura.

La composición del metal depositado por la soldadura es controlada por las reacciones químicas que ocurren en el charco de soldadura a elevadas temperaturas y es influenciada por la elección de los materiales de aporte (combinación de metales de aporte, fundentes y/o gases de protección) y las condiciones de operación.

En contraste, la refinación de los metales y las aleaciones donde las reacciones ocurren aproximadamente bajo condiciones isotérmicas, una característica del proceso de soldadura por arco eléctrico es que la interacción entre el metal líquido y sus alrededores (atmósfera del arco y escoria) toman lugar dentro de pequeños periodos de tiempo (segundos) con un pequeño volumen donde los gradientes de temperatura son de $1000^{\circ} \text{C mm}^{-1}$ con su correspondiente velocidad de enfriamiento del orden de $1000^{\circ} \text{C s}^{-1}$.

Este complejo ciclo térmico del metal líquido durante la transferencia desde la punta del electrodo al charco de soldadura en el proceso de GMAW de los aceros se muestra en la figura 3-3.

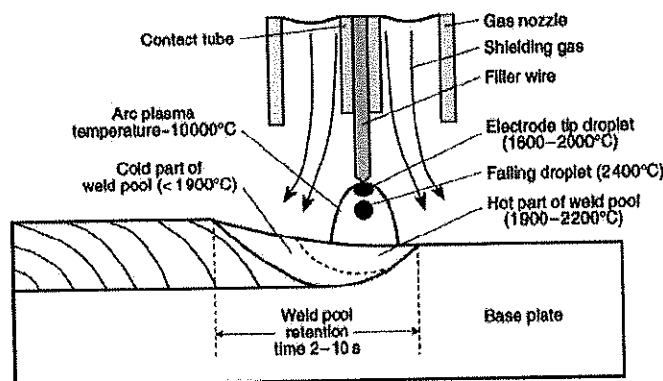


Figura 3-3. Modelo de reacción idealizado para la captura de hidrógeno en soldadura de arco eléctrico, [3-1].

En la refinación de los metales y las aleaciones, la reacción cinética es usualmente controlada por la transferencia de masa entre el metal líquido y sus alrededores (atmósfera del arco y escoria), un ejemplo de tales controles mediante la reacción cinética es la separación de las inclusiones no metálicas en la desoxidación de los aceros o la remoción del hidrogeno el aluminio líquido.

En la soldadura los modelos de reacción son más difíciles de determinar debido a que se caracterizan por presentar un comportamiento no-isotérmico durante el proceso, ver figura 3-3. No obstante, la experiencia ha mostrado que es posible analizar la transferencia de masa en la soldadura de forma análoga a la refinación considerando un modelo simple de dos etapas de reacción, [3-3], el cual asume que:

- 1) Una etapa de alta temperatura: donde las reacciones se aproximan a un estado local de pseudo-equilibrio.
- 2) Una etapa de enfriamiento: donde las concentraciones establecidas durante la etapa inicial tienden a reajustarse por el rechazo de los elementos disueltos del metal líquido.

Como se muestra en la figura 3-4, la etapa de alta temperatura comprende tanto las interacciones gas/metál como escoria/metál en la punta del electrodo, en el plasma del arco de plasma o en la parte más caliente del charco de soldadura y es caracterizada por la extensiva absorción de elementos dentro del metal líquido. Durante la subsiguiente etapa de enfriamiento después de que el arco ha pasado y una rápida súper saturación se presenta debido al decremento de la solubilidad de los elementos debido al descenso de la temperatura, así mismo el sistema responde a esta súper saturación con el rechazo de los elementos disueltos del metal líquido a través de la reacción gas-metal (desorción) o por la precipitación de nuevas fases. En este último caso la cantidad transferencia de masa es determinada por la velocidad de separación de los productos de la reacción en el charco de soldadura, [3-1].

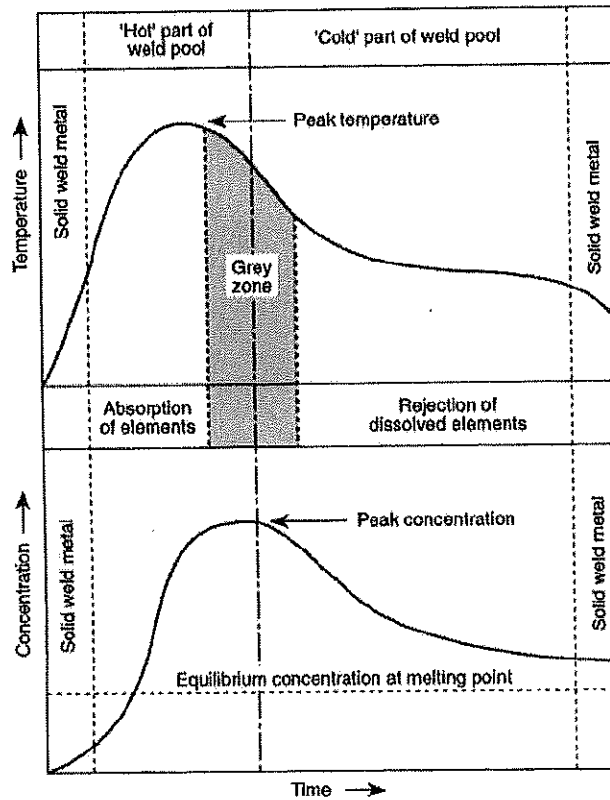


Figura 3-4 Modelo de Reacción de dos etapas para la soldadura de arco, [3-1].

III.1.5 Disociación de gases en el arco eléctrico.

Como se muestra en la tabla 3-1 se muestra elevada disociación de gases tales como hidrogeno, nitrógeno, oxígeno y dióxido de carbono serán ampliamente disociados en la columna del arco eléctrico debido a las elevadas temperaturas (la temperatura del plasma típica es cercana a los 10 000° C o mayor).

Tabla 3-1. Temperatura para un 90% de disociación de algunos gases en el arco eléctrico, [3-4].

Gas	Temperatura de disociación (K)
CO ₂	3800
H ₂	4575
O ₂	5100
N ₂	8300

Desde el punto de vista de la termodinámica, la disociación puede ser tratada como reacciones químicas gaseosas, donde las concentraciones de los diferentes gases son iguales a la presión parcial de cada uno de ellos. Por lo tanto, la disociación de gases biatómicos se puede expresar como:

$$X_2 = 2X \quad (3-1)$$

Donde X se denota como cualquier especie gaseosa.

Ahora, considerando un gas de protección el cual está compuesto de dos componentes por ejemplo un componente inerte (argón ó helio) y un componente activo X_2 . Cuando la fracción de disociación es cercana a la unidad, la presión parcial de las especies X en la fase gaseosa p_X es igual a:

$$p_X = \frac{n_X}{n_I + n_X} p_{tot} \quad (3-2)$$

donde n_I y n_X es el número total de moles en el componente I (gas inerte) y X (gas activo) en el gas de protección y p_{tot} es la presión total en atmósferas. Si tomamos de la ecuación (3-2) que dos moles de X formados de X_2 por disociación, obtenemos que:

$$p_X = \frac{2n_{X_2}}{n_I + 2n_{X_2}} p_{tot} \quad (3-3)$$

Donde $2n_{X_2}$ es el número total de moles del componente X_2 que originalmente estaba presente en el gas de protección. Si n_{X_2} y n_I son proporcionales a las concentraciones en volumen de los respectivos componentes en el gas de protección, esta ecuación se convierte en:

$$p_X = \frac{2(\text{vol}\% X_2)}{\text{vol}\% I + 2(\text{vol}\% X_2)} p_{tot} \quad (3-4)$$

Entendiendo que $\text{vol}\% I = (100 - \text{vol}\% X_2)$ y que $p_{tot} = 1 \text{ atm}$, obtenemos la siguiente ecuación para p_X :

$$p_x = \frac{2(\text{vol}\%X_2)}{100 + \text{vol}\%X_2} \quad (3-5)$$

De igual manera, si X_2 es reemplazado por otro gas de protección del tipo YX_2 tenemos:

$$YX_2 = X + YX \quad (3-6)$$

y

$$p_x = \frac{\text{vol}\%YX_2}{100 + \text{vol}\%YX_2} \quad (3-7)$$

Es evidente de acuerdo a la representación grafica que se muestra en la figura 3-5 de las ecuaciones (2-5) y (2-7) que la presión parcial de la disociación del componente X se incrementa monótonicamente con el incremento de las concentraciones de X_2 y YX_2 en el gas de protección. La observación de un comportamiento no lineal de p_x se presenta debido al cambio asociado en el número total de moles de las especies constituyentes en la fase gaseosa debido a la reacción de disociación. Es interesante notar que la presión parcial de p_x es también dependiente de la naturaleza del gas activo en la columna del arco eléctrico, lo cual significa que la capacidad de oxidación de por ejemplo CO_2 es solo la mitad del O_2 cuando se hace la comparación en base de iguales concentraciones en el gas de protección, [3-1].

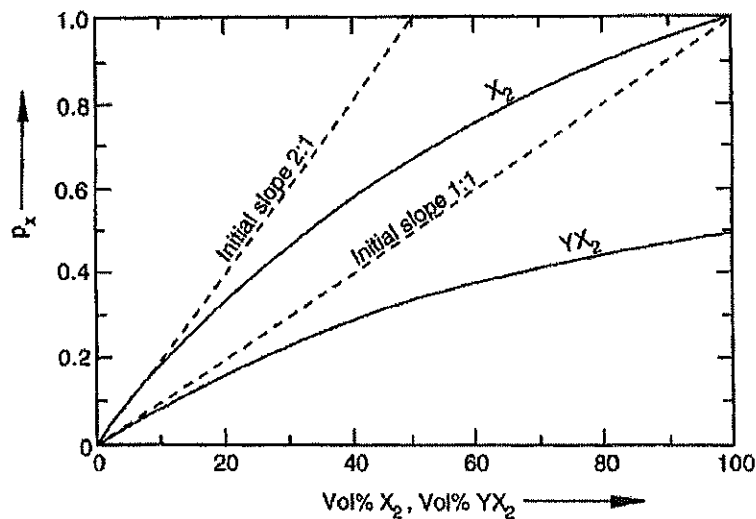


Figura 3-5 Representación grafica de las ecuaciones (3-5) y (3-7), [3-1].

III.1.6 Cinética de la absorción de gases.

En general, la transferencia de masa entre una fase gaseosa y el medio fundido involucra, [3-5]:

- El transporte de reactantes entre de la fase gaseosa total y la interfase del gas/metal.
- La reacción química en la interfase.
- El trasporte de los elementos disueltos desde la interfase hasta el metal líquido.

III.1.6.1 Modelo de la capa delgada.

En casos donde la tasa de absorción del elemento es controlado por un mecanismo de transporte en la fase gaseosa (etapa 1), es una aproximación razonable si suponemos que toda la resistencia a la transferencia de masa es confinada a una delgada capa de espesor δ (mm) adyacente a la superficie del metal, tal como se muestra en la figura 3-6, bajo estas condiciones, el coeficiente de transferencia total de masa esta dado por:

$$k_a = \frac{D_x}{\delta} \quad (3-8)$$

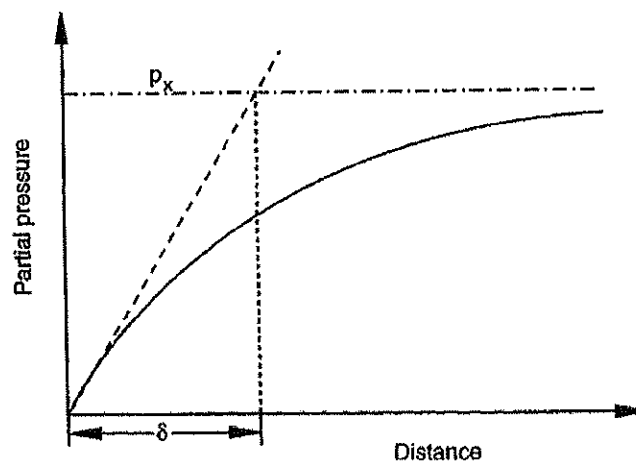


Figura 3-6. Modelo de la capa delgada para la transferencia de masa, [3-1].

Donde D_X es el coeficiente de difusión de las especies transferidas X ($\text{mm}^2 \text{s}^{-1}$).

Velocidad de Absorción del elemento gaseoso.

Haciendo referencia a la figura 3-7 la tasa de transferencia másica entre las dos fases (mol s^{-1}) puede expresarse por:

$$n_x = \frac{Ak_a}{RT} (p_x - p_x^0) = \frac{AD_X}{\delta RT} (p_x - p_x^0) \quad (3-9)$$

Donde A es el área de contacto (mm^2), R es la constante universal de los gases ($\text{mm}^3 \text{ atm K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$), T es la temperatura absoluta (K), p_x es la presión parcial de las especies disociadas X en la fase gaseosa total (atm) y p_x^0 es la presión parcial equilibrada de las mismas especies en la interfase gas/metal (atm).

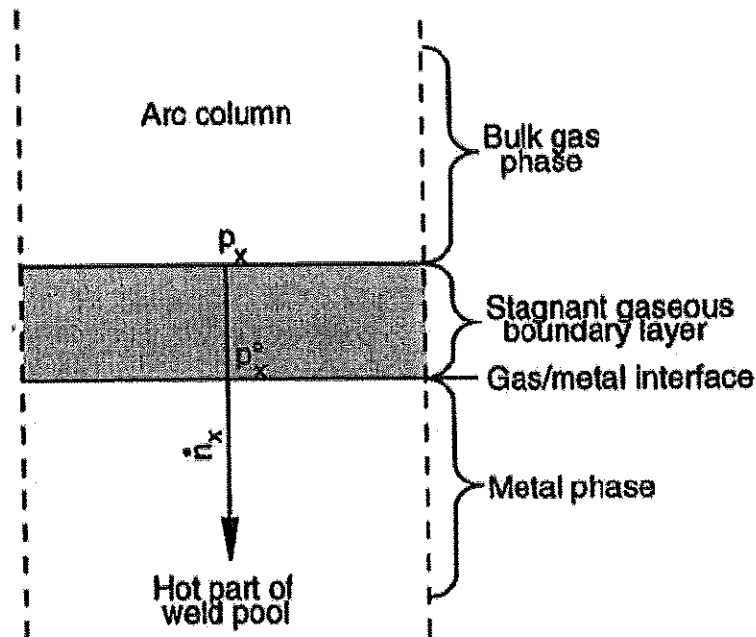


Figura 3-7. Modelo ideal cinético para la absorción de gas en el arco eléctrico, [3-1].

Basándose en la ecuación (3-9) es posible calcular la concentración transitoria del elemento X en la parte caliente del baño de soldadura. Definamos a m como el valor de la masa total de la soldadura líquida que entra y sale de la zona de

reacción por unidad de tiempo (g s^{-1}). Si M_X representa el peso atómico del elemento (g mol^{-1}), se obtiene la siguiente ecuación donde $p_X \gg p_X^0$:

$$[\text{wt}\%X] = \frac{100M_X}{m} \frac{AD_X}{\delta RT} p_X \quad (3-10)$$

De la ecuación (3-10) podemos deducir que la concentración transitoria del elemento X en la parte caliente del baño de soldadura es proporcional a la presión parcial del elemento disociado X en el plasma del gas. Haciendo la consideración de que la presión esta relacionada al contenido inicial de las especies moleculares X_2 y YX_2 en el gas de protección a través de las ecuaciones (3-5) y (3-7), podemos expresar que:

$$[\text{wt}\%X]_i = C_1 \left(\frac{2(\text{vol}\%X_2)}{100 + \text{vol}\%X_2} \right) \quad (3-11)$$

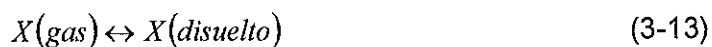
y

$$[\text{wt}\%X]_i = C_1 \left(\frac{2(\text{vol}\%X_2)}{100 + \text{vol}\%X_2} \right) \quad (3-12)$$

Donde C_1 y C_2 son las constantes cinéticas que son características de este sistema de reacción.

III.1.7 Concepto de pseudo-equilibrio.

Aunque en el análisis anterior se presupone que elemento de absorción es controlado por un mecanismo de transporte de la fase gaseosa, la concentración transitoria del componente activo X en la parte caliente del baño de soldadura también puede alternativamente ser explicado mediante la termodinámica química haciendo las siguientes consideraciones.



Mediante la introducción de la constante K_1 para la reacción y haciendo el coeficiente de actividad igual a la unidad, se tiene:

$$[\text{wt}\%X]_i = K_1 p_X^0 \quad (3-14)$$

esta ecuación debe ser comparada con la ecuación (3-10) que predice la relación lineal entre $wt\%X$ y p_x , si lo anterior es correcto, podemos esperar que la presión parcial p_x^0 de la interfase del gas-metal sea directamente proporcional a la presión parcial del componente disociado en la fase gaseosa total (bulk phase).

III.1.8 Cinética de la desabsorción del gas.

Durante la subsiguiente etapa de enfriamiento después de pasar el arco eléctrico, las concentraciones establecidas a elevadas temperaturas tenderán a reajustarse mediante la expulsión de los elementos disueltos en la fase líquida. Cuando esto sucede a gases tales como el hidrógeno y nitrógeno, esto ocurre a través de un mecanismo de desabsorción, donde la fuerza motriz para la reacción es proporcionada por el decremento en la solubilidad del elemento con el descenso de las temperaturas del metal.

III.1.8.1 Tasa de desabsorción del elemento.

Considerando una fusión que primero es llevada en equilibrio con un gas monoatómico de presión parcial p_x^0 a una elevada temperatura T_1 y entonces es rápidamente enfriada hasta llegar a una temperatura T_2 e inmediatamente llevarla en contacto con un gas biatómico X_2 de presión parcial p_{X_2} (ver figura 3-8), bajo estas condiciones la tasa de desabsorción del elemento (en mol s^{-1}) está dada por la siguiente ecuación:

$$\dot{n}_x = \frac{Ak'_d}{RT} (p_{X_2}^0 - p_{X_2}) \quad (3-15)$$

Donde k'_d es el coeficiente de transferencia de masa ($mm\ s^{-1}$) y $p_{X_2}^0$ es la presión parcial de equilibrio del componente X_2 en la interfase del metal-gas (en atm).

La presión parcial $p_{X_2}^0$ puede ser calculada a partir de la termodinámica química considerando la siguiente reacción:

$$2X(\text{disuelto}) = X_2(\text{gas}) \quad (3-16)$$

de donde se deduce;

$$p_{X_2}^0 = K_2 [\text{wt}\% X]^2 \quad (3-17)$$

Donde K_2 es la constante de equilibrio y $[\text{wt}\% X]^2$ es la concentración del elemento X en el metal líquido (en porcentaje de peso), el coeficiente de actividad ha sido fijado como la unidad en la obtención de la ecuación (2-17).

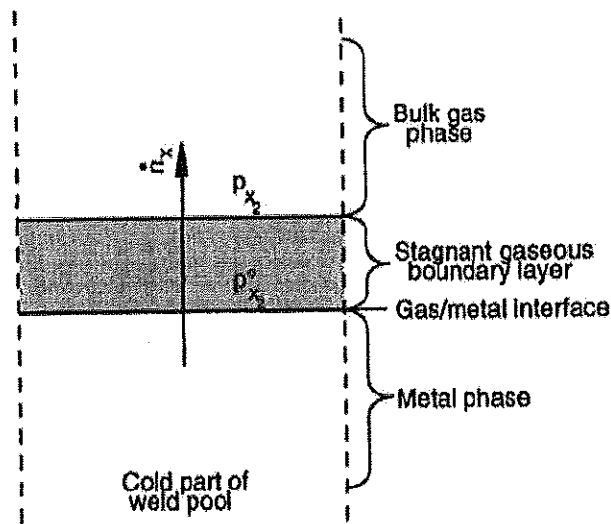


Figura 3-8. Modelo cinético ideal para la desabsorción de gases en soldadura de arco eléctrico, [3-1].

La constante de equilibrio K_2 puede ser expresada en términos de la solubilidad del elemento X en el metal líquido a una presión total de 1 atmósfera S_x , por lo que, la ecuación (3-17) la podemos transformar en:

$$p_{X_2}^0 = \frac{1}{(S_x)^2} [\text{wt}\% X]^2 \quad (3-18)$$

y de la combinación de las ecuaciones (3-15) y (3-18) se obtiene que:

$$n_x = \frac{Ak'_d}{RT} \left[\frac{[\text{wt}\% X]^2}{(S_x)^2} - p_{X_2} \right] \quad (19)$$

Datos para la solubilidad del hidrogeno en algunos metales hasta 2200 °C son dadas en la figura 3-9. Es evidente que la solubilidad disminuye con el descenso de

la temperatura hasta el punto de fusión. Esto implica que la reacción de desabsorción es favorecida termodinámicamente por las condiciones térmicas existentes en la parte fría del baño de soldadura.

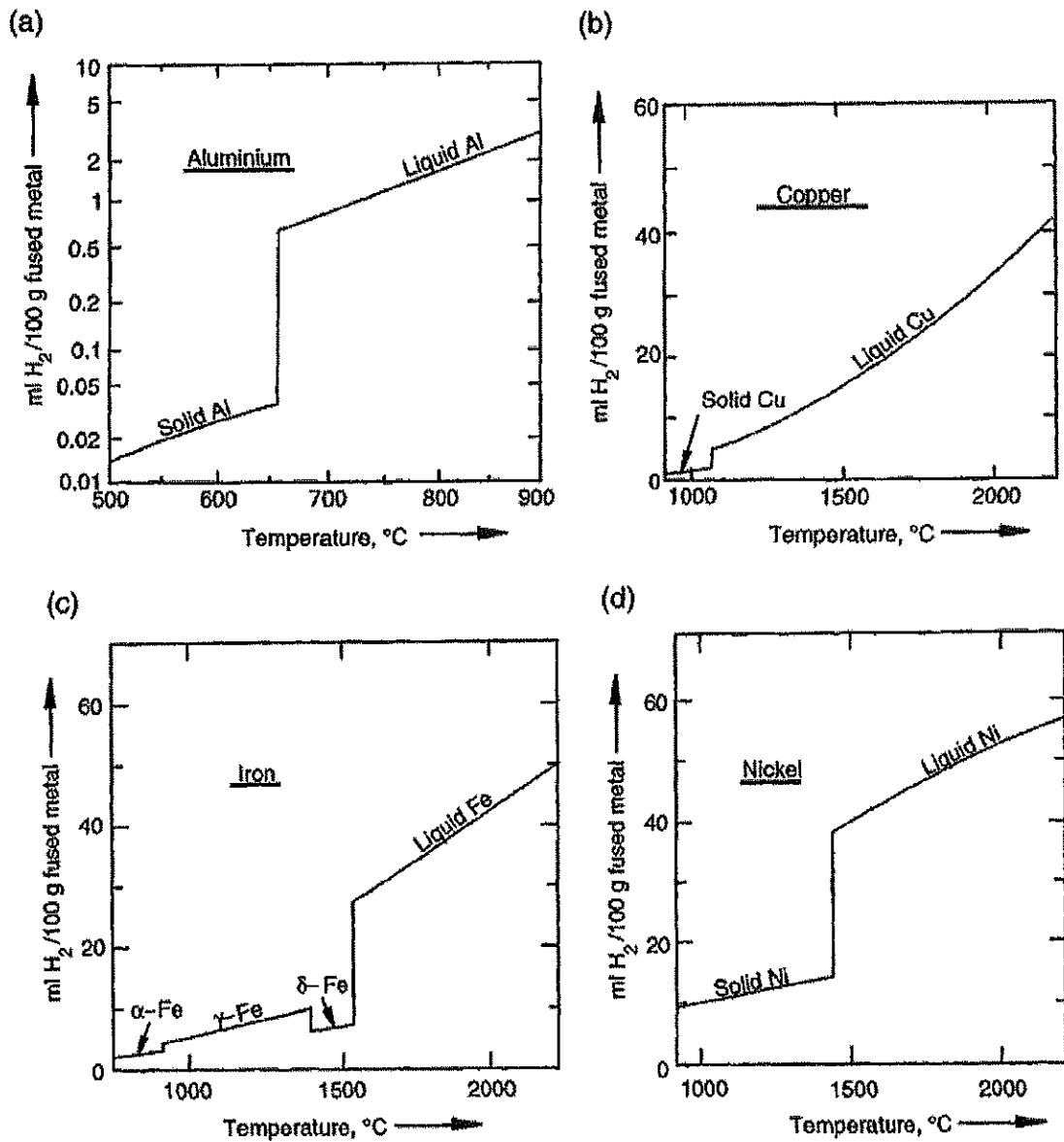


Figura 3-9. Solubilidad del hidrogeno en algunos metales: (a) Aluminio, (b) Cobre, (c) Hierro, (d) Níquel, [3-6].

III.1.9 Modelo de reacción.

Normalmente las mediciones de hidrógeno en metales de soldadura son llevadas a cabo en muestras de cordones solidificados. Debido a la rápida migración del hidrógeno a temperaturas elevadas, tales datos no representan las condiciones en la parte caliente del baño de soldadura, cráteres de terminación de cordón de soldadura serían más adecuados, sin embargo no son representativos de la soldadura normal. Complicaciones adicionales se presentan debido a la presencia del hidrógeno en diferentes estados (ej. Hidrógeno difusible o residual) y la falta de métodos consistentes de muestreo. No obstante, la experiencia ha mostrado que la captura de hidrógeno en el arco de la soldadura puede ser interpretada sobre la base de un modelo simple como el que se muestra en la figura 3-10.

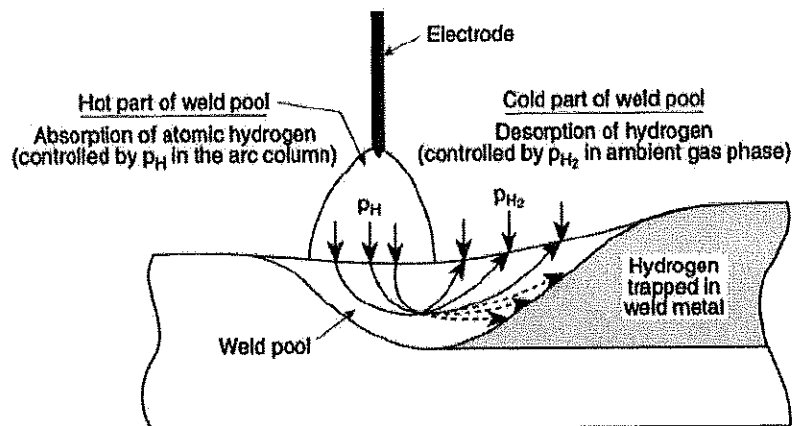


Fig. 3-10 Modelo de reacción idealizado para la captura de hidrógeno en la soldadura de arco, [3-1].

De acuerdo a este modelo dos zonas son consideradas:

1. Una zona interna de muy altas temperaturas la cuál es caracterizada por la absorción de hidrógeno atómico de la atmósfera que rodea al arco.
2. Una zona externa de menores temperaturas donde la resistencia a la desorción del hidrógeno es muy pequeña para mantener el total equilibrio químico entre el metal líquido de la soldadura y la fase gaseosa ambiental.

Bajo tales condiciones, el contenido final de hidrógeno en el metal de soldadura deberá ser proporcional a la raíz cuadrada de la presión parcial inicial del hidrógeno biatómico en el gas de protección, de acuerdo con la ley de Sievert, la cual se deduce cuando la ecuación 3-19 se vuelve irrealizable cuando $p_{x_2}^0 = p_{x_2}$ y se transforma en:

$$[wt\%X] = S_X \sqrt{p_{X_2}} \quad (3-20)$$

Donde $[wt\%X]$ es la concentración del elemento X en el metal líquido, $S_X = 1$ atm total de presión y p_{X_2} = presión parcial de equilibrio del componente X_2 , **[3-1]**.

La ecuación 3-20 es conocida como la ley de Sievert. Esta relación nos da las bases para calcular la composición final del metal de soldadura en casos donde la resistencia a la transferencia másica es demasiado pequeña para mantener el equilibrio químico total entre el metal líquido y la fase gaseosa ambiental.

III.2 HIPÓTESIS

Existe una mayor solubilidad de hidrogeno (atrapamiento) en un cordón de soldadura de acero inoxidable austenítico comparado con un metal de aporte ferrítico/martensítico. Por consecuencia la cantidad de hidrogeno difusible es menor en el primer caso (metal de aporte austenítico), lo que fundamenta la posibilidad de la realización de uniones soldadura de aceros inoxidables 12% Cr, con aporte similar si los requerimientos de servicio así lo especifican o alternativamente con aporte austenítico para minimizar la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrogeno.

III.3 OBJETIVOS

Generales.

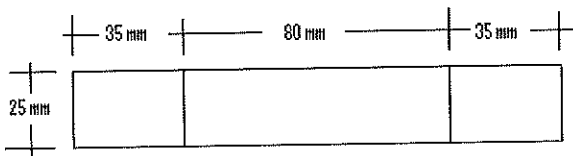
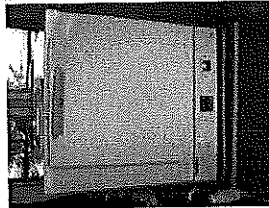
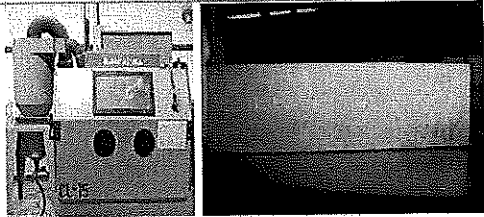
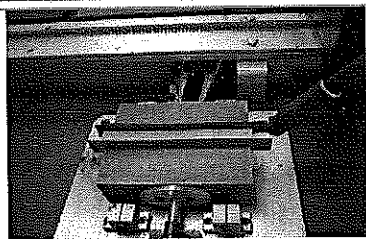
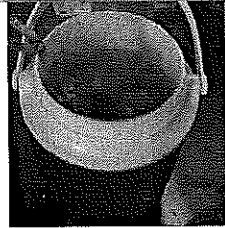
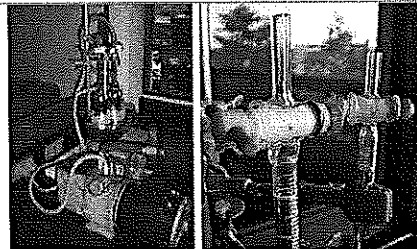
Desarrollo de la técnica experimental basada en ANSI/AWS A4.3-93, [3-7], para la determinación de hidrogeno difusible en uniones de soldadura realizadas con el proceso GMAW con dosificación variable de hidrogeno en el arco, comparando los resultados experimentales y los teóricos.

Específicos.

- Implementar, desarrollar y validar el método estándar de determinación de hidrogeno difundido en soldaduras metálicas de aceros Martensíticos, Bainíticos y Ferríticos producidos por soldadura arco, [3-7], en el Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial.
- Evaluar el hidrogeno que se difunde en el proceso de soldadura MIG (Metal Inert Gas) a distintos niveles de hidrogeno utilizando las dos alternativas de metal de aporte anteriormente mencionadas.
- Comparar los datos obtenidos teóricamente y los obtenidos por la técnica experimental de determinación de hidrogeno difusible, [3-7].

III.4 METODOLOGÍA

III.4.1 Procedimiento Experimental, ANSI/AWS A4.3-93, 1993, [3-7]. Tabla 3-2.

No	Concepto	Descripción	Observación	
1	Probetas	 <p>Ensamble de prueba</p>	Tres (3) placas ASTM A-36 de 12 mm de espesor	
2	Desgasificación de las probetas	Mufla		620 °C durante 1 hr.
3	Limpieza e identificación de probetas		Limpieza con granalla (grit blast), pesaje e identificación	
4	Aplicación de soldadura. (Metales de aporte: ER410S y ER309L)		GMAW 25 V 180 A 100% Ar Ar + 1% H ₂ Ar + 2.5% H ₂ Ar + 5% H ₂ Ar + 7% H ₂	
5	Enfriamiento de las probetas. (para evitar pérdida del hidrogeno)		Enfriamiento súbito después de la soldadura en hielo y nitrógeno líquido en no más de 5 s.	
6	Recolección del hidrogeno difusible		Durante 72 hrs a 40 °C	

III.4.2 Procedimiento de soldadura y condiciones de aplicación de la soldadura.

La tabla 3-3 muestra los parámetros del procedimiento de soldadura de la aplicación de los cordones de prueba aplicados sobre probetas de acero suave ASTM A-36 con el proceso de soldadura GMAW, aporte ER410 (12% Cr) y ER309L, dosificando hidrogeno en el gas de protección.

Tabla 3-3 Condiciones Experimentales de las aplicaciones de los cordones de soldadura.

Variables de la aplicación de los cordones de soldadura				
Variables	Aplicación 1	Aplicación 2	Aplicación 3	Aplicación 4
[H]%	0	1	2,5	5
[Ar]%	100	99	97,5	95
Humedad rel. %	21	23	22	24
Temperatura °C	27	27	26	26
Voltaje V	25	25	25	25
Amperaje A	180	182	181	181
Presión Atm. mm de Hg	618	618	618	618
Polaridad	DCEP	DCEP	DCEP	DCEP
Velocidad de Alimentación plg/min	200	200	200	200
Velocidad de Avance plg/min	7,87	7,87	7,87	7,87

En la medición de hidrógeno difusible en el deposito de soldadura austenítica (ER309L), se adicionó una aplicación más con Ar + 7% H₂, ya que en las primeras dosificaciones (1%, 2,5% y 5%) no se tuvo hidrogeno difusible.

III.4.3 Cálculos.

El contenido de hidrógeno, de acuerdo a ANSI/AWS A4.3-93, [3-7], se debe reportar en ml/100g de metal depositado a temperatura presión estándar. El volumen de gas hidrógeno se calcula como sigue:

$$VH = \frac{273}{(273 + T)} * \frac{(P - H) * V}{760} \quad (3-21)$$

DONDE:

T = temperatura de la columna de gas (⁰C) en el momento de las mediciones.

P = presión barométrica en el momento de las mediciones (mm de Hg).

V = volumen de gas medido en eudiómetro (ml)

H = cabeza de mercurio en el momento de la medición (mm de Hg).

VH = volumen de gas hidrógeno convertido a temperatura y presión estándar (ml).

Se realizaron y evaluaron tres cordones de soldadura por cada condición de prueba tanto en el caso del metal de aporte ferrítico/martensítico (ER410S) como del austenítico (ER309L).

III.5 RESULTADOS

Los resultados de la medición del hidrogeno difusible medido experimentalmente se muestra en la tabla 3-4 y la figura 3-11:

Tabla 3-4 Resultados de la medición del hidrógeno difusible

% de hidrogeno contenido en el gas de protección	Hidrógeno difundido (ml/100 g) en las probetas soldadas con ER410S	Hidrógeno difundido (ml/100 g) en las probetas soldadas con ER309L
0	1.8827	0.000
1	6.2544	0.000
2.5	10.1430	0.000
5.0	15.5409	0.000
7.0	No se realizó	0.01

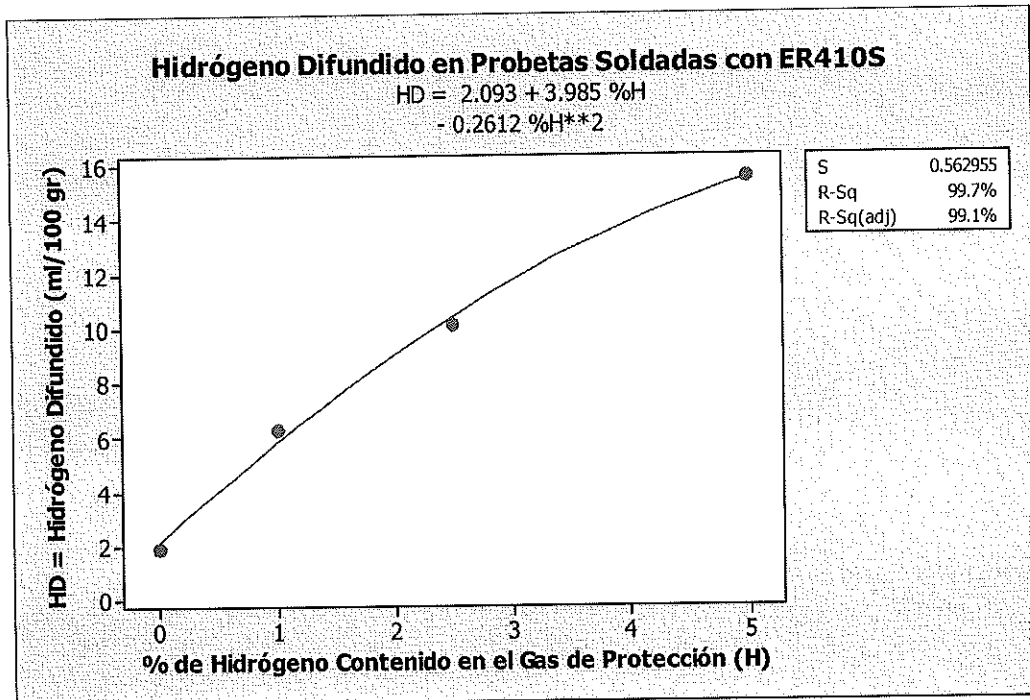


Figura 3-11 Grafica de regresión relacionando el porcentaje de hidrógeno en el gas de protección vs. el hidrógeno difusible medido de los cordones GMAW con aporte ER410S

III.5.1 Comparación entre los cálculos teóricos y la medición experimental.

Utilizando la ecuación (3-4) para calcular la presión parcial del hidrogeno presente en el gas de protección y con los datos de la tabla 3-5, considerando que la presión total en Querétaro (ubicación del laboratorio) es de 0.8065 atmósferas y que vol % $I = (100 - \text{vol \% } X_2)$, tenemos:

$$P_x = \frac{2(\text{vol}\%X_2)}{\text{vol}\%I + 2(\text{vol}\%X_2)} P_{tot} \quad (3-4)$$

Tabla 3-5 Calculo teórico de la presión parcial del hidrogeno presente en el gas de protección.

$X_{(H_2)}$	$I_{(Ar)}$	p_x (atm)
1	99	0.0159703
2.5	97.5	0.03934146
5.0	95	0.07680952
7.0	93	0.10552336

Utilizando la ley Siervert, se determina el hidrogeno difundido expresado en la Tabla 3-6. Se considera que 1 ml H₂/100 g = 1.1ppm, la solubilidad del hidrogeno en el hierro se obtiene de la Figura 3-9 (c), de donde S_x es de 30 ml H₂/100 g ó 33 ppm, esta solubilidad a una temperatura de 1550 °C.

Utilizando la ecuación (3-20):

$$[wt\%X] = S_x \sqrt{p_{X_2}} \quad (3-20)$$

Substituyendo los valores de p_x de la tabla 3-5, tenemos:

Tabla 3-6 Calculo teórico del hidrogeno difundido en la soldadura por efecto del hidrogeno adicionado al gas de protección

X (H ₂)	p _x (atm)	S _x (ppm)	[wt%X] (ppm)	H ₂ ml/100g
1	0.0159703	33	4.17033053	3.81021
2.5	0.03934146	33	6.54544498	6.0213
5.0	0.07680952	33	9.14579506	8.4023
7.0	0.10552336	33	10.7198386	9.9653

Los valores del hidrógeno difundido de la tabla 3-6 fueron calculados sin considerar el hidrogeno adicionado debido a la humedad ambiental y el hidrogeno presente en la placa base, por lo que, se deberá agregar el hidrogeno difundido medido experimentalmente en la soldadura realizada con gas de protección 100% Ar, o sea 1.8887 ml/100g de la tabla 3-4. Los datos finales se presentan en la tabla 3-7:

Tabla 3-7 Calculo teórico corregido del hidrogeno difundido en la soldadura por efecto del hidrogeno adicionado al gas de protección y la humedad ambiental.

X (H ₂)	H ₂ ml/100g	H _D (total) ml/100g
1	3.81021	5.6929
2.5	6.0213	7.9043
5.0	8.4023	10.2857
7.0	9.9653	11.8488

La figura 3-12, nos muestra la diferencia entre el hidrogeno difusible medido experimentalmente de acuerdo a ANSI/AWS A4.3-93, [3-7], en un cordón de soldadura realizado con metal de aporte ER410S y lo calculado teóricamente.

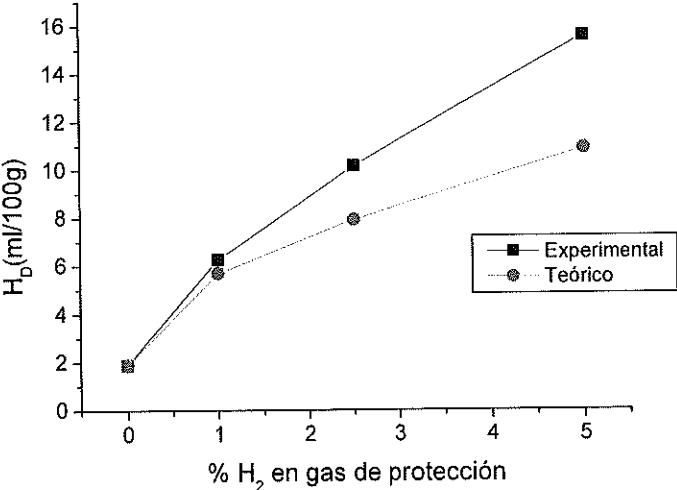


Figura 3-12 Grafica comparativa entre el hidrogeno difusible medido experimentalmente y el calculado teóricamente

***CAPITULO IV. SUSCEPTIBILIDAD A LA FRACTURA
INDUCIDA POR HIDROGENO (FIH).***

IV.1 INTRODUCCIÓN.

La fractura inducida por hidrógeno (FIH) es atribuible a tres factores principales: microestructura, hidrógeno y esfuerzo, [4-1] y [4-2]. Los factores causales que gobiernan la ocurrencia de la FIH, en las juntas de soldadura de aceros ferríticos y martensíticos son:

- (i) microestructura endurecida sensible a la fisuración, conteniendo productos de transformación martensíticos y/o bainíticos,
- (ii) concentración localizada suficientemente alta de hidrógeno en términos del contenido de hidrógeno difusible de la soldadura, [4-3] y [4-4].
- (iii) y esfuerzo elevado causado por la alta restricción estructural que es determinado por la rigidez del ensamble, es decir, espesores y altura del refuerzo del cordón de la soldadura.

La sensibilidad o susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno de soldaduras se da por una combinación de estos tres factores primarios, [4-5], [4-6] y [4-7]. El mecanismo de nucleación y crecimiento de este tipo de grietas se explica por el efecto fragilizante que tiene el hidrógeno en el acero, por su alta tasa de difusión y por la existencia de zonas con esfuerzos triaxiales máximos en el frente de una entalla concentrador de esfuerzos. La ubicación de estas grietas, es decir si se presentan en el metal de soldadura o en la zona afectada por el calor (ZAC), se explica a través de las diferencias que presenta el acero en estado austenítico (estructura cúbica cara centrada) y en estado ferrítico (cúbico de cuerpo centrado) en cuanto a la solubilidad y difusividad de hidrógeno atómico, para lo cual la templabilidad relativa entre el metal base y el metal fundido se convierten en los factores fundamentales para poder predecir su localización en uniones soldadas, [4-8].

Para la evaluación de la susceptibilidad a la FIH existe un gran número de métodos de prueba, [4-9], [4-10] y [4-11], las más importantes son la prueba de restricción de Tekken de ranura en Y, la prueba de severidad térmica controlada (CTS), Rigid Restrain Cracking (RRC), Tensile Restrain Cracking (TRC) y la prueba del implante desarrollada por Granjon y colaboradores, [4-12] y [4-13]. A partir de la idea original de Granjon se han desarrollado y estandarizado métodos de la prueba del implante optimizados en diferentes laboratorios del mundo, como por ejemplo la versión Escandinava de Christensen y Simonsen, [4-14]. La prueba del implante, como un método versátil y económico sigue siendo vigente para la evaluación de la susceptibilidad a la FIH, y paralelamente se pueden realizar estudios como: ciclo térmico de la soldadura, diagramas de transformación de enfriamiento continuo, fracturas por recalentamiento, etc.

El laboratorio del Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI) como parte de un proyecto de investigación sobre la FIH, desarrolló su propio dispositivo electromecánico para la prueba de implante.

Para este trabajo de investigación el implante usado es una muestra cilíndrica de diámetro entre 6 y 8 mm. Esta muestra es implantada en un agujero del mismo diámetro barrenado en una placa de espesor apropiado (figura 4-1), el acero de la placa puede ser del mismo grado que el del implante o bien diferente. Lo esencial es que exista conductividad térmica idéntica entre el implante y la placa soporte del barreno. Si la conductividad térmica de la placa soporte es idéntica con la del implante, este último experimenta casi el mismo ciclo térmico que la placa cuando el cordón de soldadura es aplicado. Consecuentemente, todos los fenómenos asociados con el ciclo térmico pueden ser reproducidos con cercana similitud sobre esta reducida y práctica muestra o sea, el implante.

La consideración básica la cual justifica el método del implante se basa en el hecho de que en la misma distancia de la línea de fusión de un cordón de soldadura sobre la placa (distancia d), figura 4-1, los ciclos térmicos en el punto B del implante y en el punto A de la placa, son los mismos. En particular, los mismos resultados

ocurren en los puntos A y B si son medidos como una función de la energía calorífica aplicada y tiempo de enfriamiento de los ciclos térmicos, ejemplo: entre 800° y 500° C.

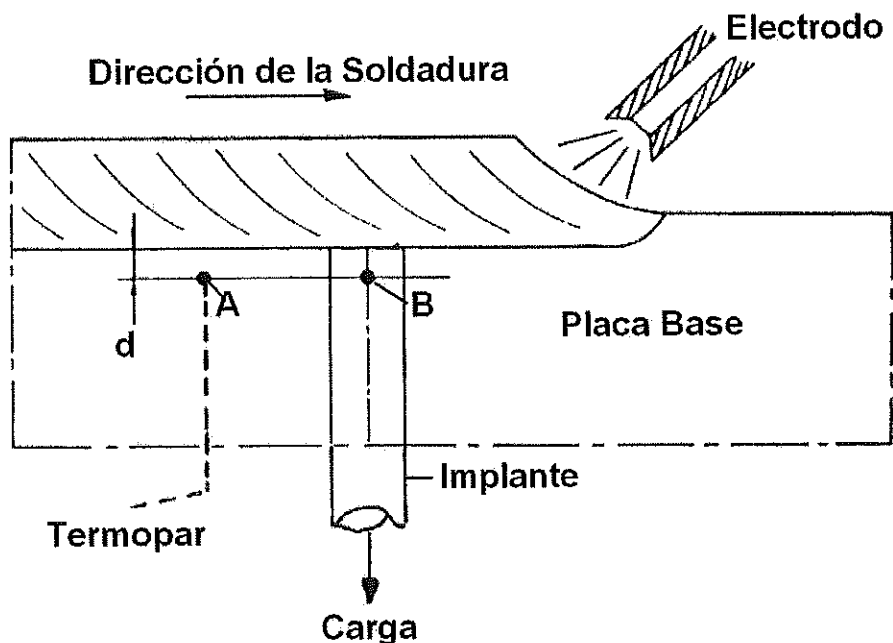


Fig. 4-1: Esquema de la prueba del implante

La manufactura de equipos para plantas de proceso químico, como recipientes a presión, requieren frecuentemente ser fabricados con materiales que tengan la resistencia mecánica necesaria y adicionalmente, normalmente por uno de los lados, resistencia a la corrosión originada por algún ambiente corrosivo en particular.

La placa clad es un producto de acero plano unida por soldadura por explosión a otra normalmente de aleación resistente a la corrosión, a manera de sándwich, donde la placa de mayor espesor o de respaldo aportará la resistencia mecánica y la otra cubrirá la resistencia a la corrosión requerida.

Los materiales usados por el lado del "cladding" o sea el lado resistente a la corrosión, son normalmente aceros aleados, como los aceros inoxidable al cromo, que al ser sujetos a procesos de soldadura por fusión, tienen el riesgo de generar la FIH. Las uniones de soldadura típicas recomendadas para placa clad son como la mostrada en la figura 4-2.

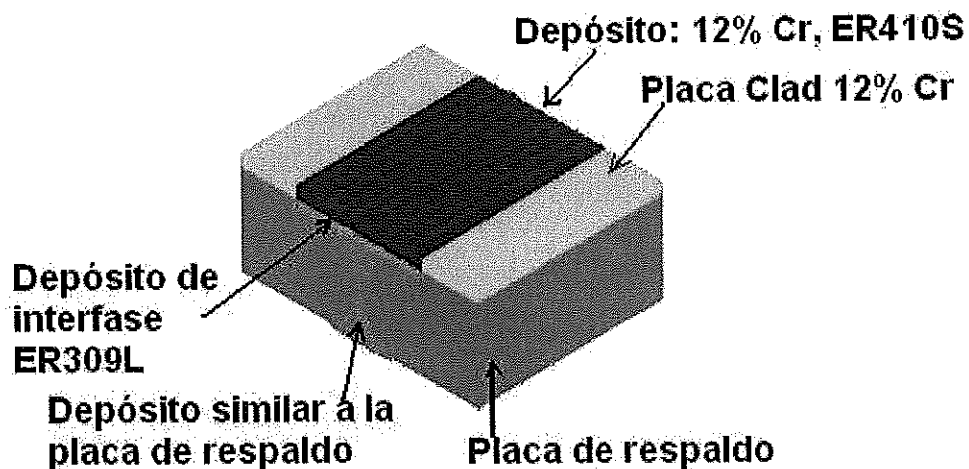


Fig. 4-2: Junta de soldadura de placa clad.

Utilizando el sistema desarrollado con el proceso de soldadura GMAW y diferentes niveles de hidrógeno en el gas de protección se efectuó un trabajo de investigación cuyo objetivo es evaluar la susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno en la compleja unión de soldadura de la placa clad $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo + Acero Inoxidable 12% Cr. Usando implantes electroerosionados en el sentido del espesor, estos fueron sometidos a la prueba del implante, para variar el nivel de hidrógeno difusible, se utilizó metal de aporte similar al metal base, adicionando hidrógeno en el gas de protección a diferentes niveles y alternativamente metal de aporte de acero inoxidable austenítico. Este último con la finalidad de generar cero hidrógeno difusible debido al atrapamiento de este por el metal de soldadura austenítico, [4-15] y [4-16].

IV.1.1 Objetivo.

El objetivo de este trabajo de investigación es evaluar la susceptibilidad a la FIH de la ZAC por medio del método del implante asistido por hidrógeno, de un cordón de soldadura depositado sobre el lado de aleación 12% Cr (T410S) de una placa clad. El depósito de soldadura se realiza con el proceso de arco metálico protegido con gas inerte, dosificando diferentes niveles de hidrógeno en el arco.

IV.2 MATERIALES Y MÉTODOS.

IV.2.1 Material del implante. El material utilizado para los implantes fue placa clad 1¼ Cr-½Mo + Acero Inoxidable 12% Cr fabricado por soldadura por explosivo. La composición química y las propiedades mecánicas de la placa clad son especificadas en las tablas 4-1 y 4-2. Los análisis químicos se realizaron de acuerdo a ASTM E1086-94 (2000), [4-17], y las pruebas mecánicas de acuerdo a ASTM A370-05 (2005), [4-18].

Tabla 4-1: Contenido químico % w de la placa clad.

Placa Clad (T410S)					
C	0.045	P	0.024	Mo	0.08
Si	0.48	S	0.004	Ni	0.22
Mn	0.53	Cr	12.32		
Placa de Respaldo 1¼ Cr-½Mo					
C	0.067	P	0.004	Mo	0.557
Si	0.48	S	0.001	Ni	
Mn	0.541	Cr	1.373		

Tabla 4-2: Propiedades mecánicas de los componentes de la placa clad.

Esfuerzo de Cedencia σ_{yp} (Mpa)	Resistencia a Tensión σ_u (Mpa)	Modulo de Elasticidad E (Gpa)	Elong. (50 mm) (%)
Placa cladding (T410S)			
250	483	173	30
Placa 1¼ Cr-½Mo			
250	490	185	25

IV.2.2 Material de la placa base soporte del implante. La placa usada como soporte de la soldadura en la prueba de implante fue de la misma calidad que el cladding de la placa clad, o sea acero inoxidable 12% Cr (T410S).

IV.2.3 Maquinado de los implantes. La preparación de los implantes a partir de la placa clad, se realizó cortando con electroerosión de hilo en el sentido del espesor de la placa clad, cilindros de 8 mm de diámetro y maquinado de una ranura circular. La geometría propuesta de la ranura es diferente a la rosca helicoidal comúnmente usada, esto, si bien hace más difícil la ubicación precisa de la ZAC, se justifica ya que permite usar un sistema de carga más simple, ya que el diámetro de raíz de la ranura puede minimizarse. Ver las figuras 4-3 (a) y (b).

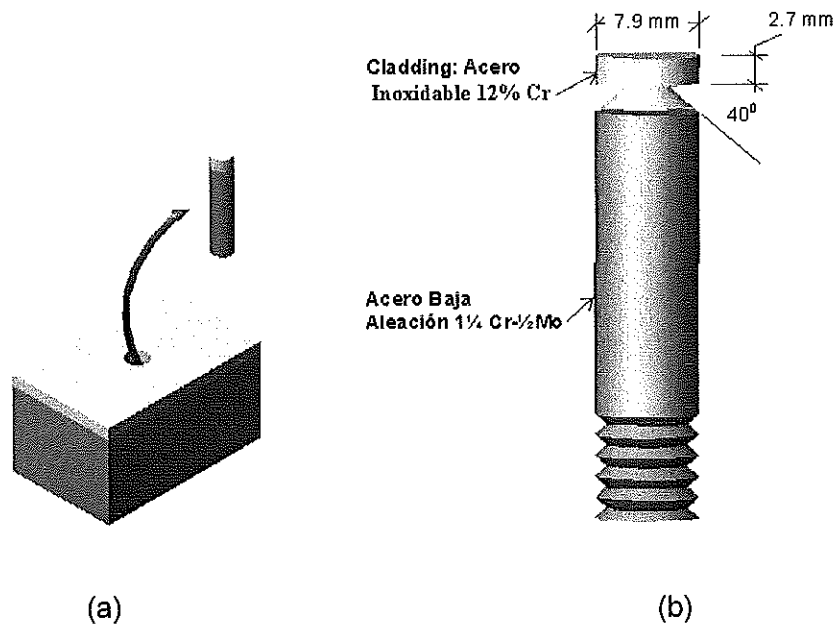
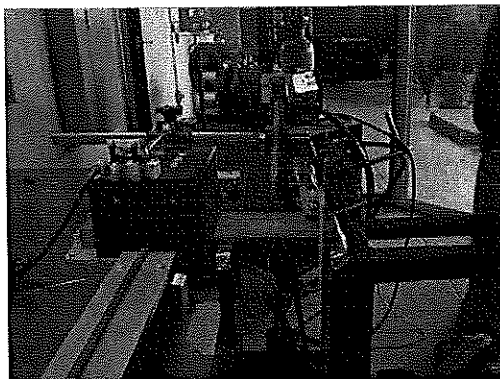


Fig. 4-3: (a) extracción del implante a partir de la placa mediante electroerosión (b) detalles del implante de clad.

IV.2.4 Medición del hidrógeno difusible. El método utilizado para la determinación del hidrogeno difusible, fue el especificado en el ANSI/AWS A4.3-93. De acuerdo a este estándar, un cordón de soldadura se deposita sobre bloques de acero suave, los cuales han sido previamente degasificados y pesados. Los

bloques son sujetos por un dispositivo de cobre de fácil sujeción y liberación. La muestra soldada es enfriada y refrigerada según el tiempo especificado. El hidrógeno liberado de los especímenes se colecta en mercurio y colectado por 72 h a 40 °C, y los resultados se reportan en ml por 100 g de metal depositado, o en g por tonelada de metal fundido. Las mezclas usadas de gas Ar + H₂, fueron certificadas por el proveedor. En el depósito se realizó la medición del hidrógeno difusible siguiendo lo establecido en ANSI/AWS A4.3-93, [4-19], para ambos tipos de aporte, (ER410S y ER309L).

IV.2.5 Sistema desarrollado para la prueba del implante. El sistema desarrollado en los laboratorios de CIDESI, basándose en la propuesta por Granjon, consiste en una estructura rígida con una palanca mecánica que aplica de modo variable y monótonica la carga requerida para accesar el esfuerzo deseado en la raíz de la ranura del implante, el esfuerzo es medido a través de un extensómetro eléctrico; el nivel de hidrógeno difusible a través de la dosificación de hidrógeno en el gas de protección del proceso GMAW, el monitoreo del ciclo térmico por medio de un termopar insertado en la placa de respaldo (fijado por resistencia eléctrica) y registrado con un sistema de adquisición de datos que permite conocer los gradientes de temperatura DT₈₀₀₋₅₀₀ y DT₋₁₀₀ y por último un temporizador que mide el tiempo de la fractura retardada. La figura 4-4 (a), (b), (c) y (d) muestran detalles del sistema.



(a)



(b)

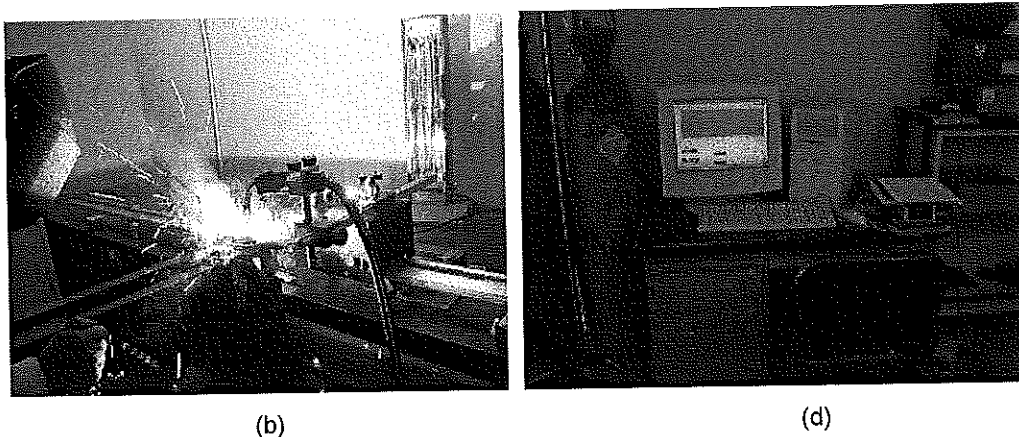


Fig. 4-4 (a) detalle del sistema, (b) ensamble de la placa soporte, implante y termopar, (c) aplicación del cordón de soldadura y (d) PC monitoreando el ciclo térmico.

Una vez que el (ZAC) del cordón de soldadura arriba a la temperatura de 100°C , cada uno de los implantes son sujetos durante 24 h a una carga que genera un esfuerzo en la raíz de la ranura del implante equivalente a entre 50 y 100% el esfuerzo de cedencia, lo cual es lo recomendado para iniciar la experimentación, sin embargo en materiales endurecibles como el T410S, los valores son mayores a este rango.

IV.2.6 Materiales de aporte. Las tablas 4-3(a) y 4-3(b) muestran la composición química de los materiales de aporte utilizados: (a) es para el material similar al cladding y (b) para el acero inoxidable austenítico como trampa de hidrógeno.

Tabla 4-3: Composición química de los metales de aporte. (a) material similar al cladding y (b) acero inoxidable austenítico como trampa de hidrógeno.

(a) ER410S					
C	0.07	P	0.031	Ni	0.33
Si	0.37	S	0.01	Mo	0.3
Mn	0.42	Cr	12.9	Cu	0.11
(b) ER309L					
C	0.018	P	0.020	Ni	13.45
Si	0.70	S	0.004	Mo	0.185
Mn	2.35	Cr	23.04	Cu	0.340

IV.2.7 Procedimiento de soldadura. La aplicación de soldadura fue realizada con el proceso de arco metálico protegido con gas inerte, GMAW. El gas de protección que se usó fue argón con cuatro diferentes mezclas con hidrógeno (1%, 2.5%, 5% y 7%) en el gas de protección de la soldadura. Las variables eléctricas se mantuvieron razonablemente constantes y se establecen en la tabla 4-4.

Tabla 4-4: Variables del procedimiento de soldadura. Fuente de poder (CV).

Condiciones de la soldadura	
Voltaje (volts)	25
Velocidad de avance (cm/min)	23
Flujo del gas, Ar + X%H ₂ (lt/min)	19
Velocidad del alambre (m/min)	5.08
Distancia punta de contacto (mm)	19
Ángulo de la antorcha	45 ^o
Pre calentamiento	Temp. Amb.

El objetivo de la aplicación del cordón de soldadura fue ubicar la ZAC un mm arriba de la interfase del cladding, de tal manera que se pudiese analizar el efecto de la difusión en esta zona, sin ubicar el punto de máximo esfuerzo exactamente en la línea de interfase. Esto se realizó ajustando la alimentación del alambre, para variar la penetración. El diámetro de los alambres usados fue de 1.15 mm.

IV.2.8 Examinación metalografica. Las fisuras y microestructuras presentes en la zona fracturada fueron examinadas con microscopia óptica y electrónica de barrido. Así mismo se realizaron perfiles de dureza por microindentación.

IV.3 RESULTADOS

IV.3.1 Resultados de la prueba de implante. En la tabla 4-5, se muestran los resultados únicamente de los implantes que fracturaron dentro del periodo de 5 a 24 hrs después de la aplicación de la carga a 100 °C. Estos fueron sujetos a diferentes cargas para inducir esfuerzo máximo en la raíz de la ranura ubicada justamente en la ZAC del implante y sujeto a un ciclo térmico en particular.

Tabla 4-5: Resultados de las pruebas de implante

No.	d (mm)	%H ₂ Antorcha	H _D ml/100g	Log H _D	μ mm/mm	Esf. Max. Kg/mm ²	ΔT ₈₀₀₋₅₀₀ s	ΔT ₋₁₀₀ s
4C-1	2.70	5	15.4	1.1875	72	56.260	9.00	280
4C-2	2.70	5	15.4	1.1875	82	64.074	8.00	250
4C-3	2.70	5	15.4	1.1875	90	70.325	8.00	200
4C-4	2.70	5	15.4	1.1875	82	64.070	10.30	281
4C-5	2.70	5	15.4	1.1875	83	64.855	9.06	299
5G	2.70	5	15.4	1.1875	114	89.078	12.00	168
6G	2.70	5	15.4	1.1875	114	89.078	5.50	160
8G	2.70	2.5	10.1	1.0043	130	101.580	6.30	186
7G	2.70	2.5	10.1	1.0043	122	95.329	4.92	176
9G	2.70	7	0.1	-1.000	140	109.394	5.61	129
1C	2.61	5	15.4	1.1875	84	70.241	8.52	288
2C	2.76	5	15.4	1.1875	100	74.778	7.18	181
3C	2.80	5	15.4	1.1875	130	94.454	7.00	200
4C	2.83	5	15.4	1.1875	153	108.821	4.82	159
5C	2.78	5	15.4	1.1875	125	92.133	5.00	170
5A	2.7	5	15.4	1.1875	83	64.855	9.06	299
4G-1	2.83	5	15.4	1.1875	153	108.821	4.82	159
5G-1	2.7	5	15.4	1.1875	114	89.078	12.00	168
9G-1	2.7	7	0.1	-1.0000	140	109.394	5.61	129
9G-2	2.7	7	0.1	-1.0000	140	109.394	5.61	129
8G-1	2.7	2.5	10.1	1.0043	130	101.580	6.30	186
9G-3	2.7	7	0.1	-1.0000	140	109.340	5.61	129
9G-4	2.7	7	0.1	-1.0000	140	109.394	5.61	129

d = distancia de la parte superior a la ranura en el implante, H_D = hidrógeno difusible, μ = deformación unitaria, ΔT₈₀₀₋₅₀₀ = tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C y ΔT₋₁₀₀ = tiempo de enfriamiento hasta 100 °C.

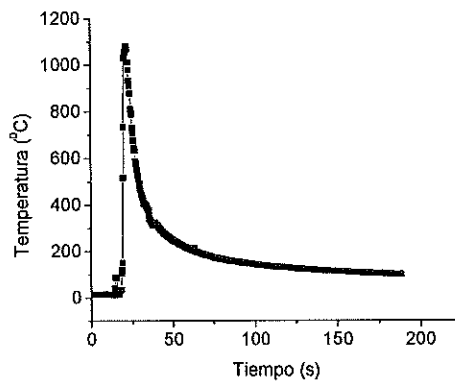


Fig. 4-5: Gráfica típica del ciclo térmico de la ZAC del implante, medido con un termopar tipo K.

Los tiempos de enfriamiento en la ZAC del espécimen entre 800 y 500 °C ($DT_{800-500}$) y hasta 100 °C (DT_{-100}), dependen de la temperatura inicial, ver figura 4-5. La lectura de la deformación unitaria (m), fue obtenida con un extensómetro conectado en un circuito Wheatstone cuarto de puente y a partir de esta lectura se calculó el esfuerzo normal en la raíz de la ranura del espécimen.

Las figuras 4-6(a) y (b) muestran detalles de las macrografías del ensamble del implante después de fractura. Se nota la ubicación del termopar a la misma altura que la ZAC del implante y por lo tanto registra casi la misma variación de temperatura. Para lograr esta uniformidad, se requiere lograr un ajuste mecánico en el ensamble como el que se obtiene con la electroerosión de hilo.

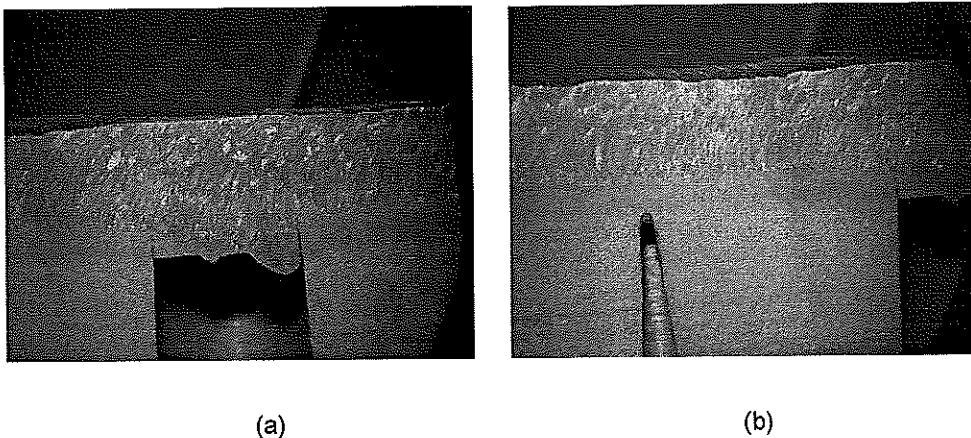
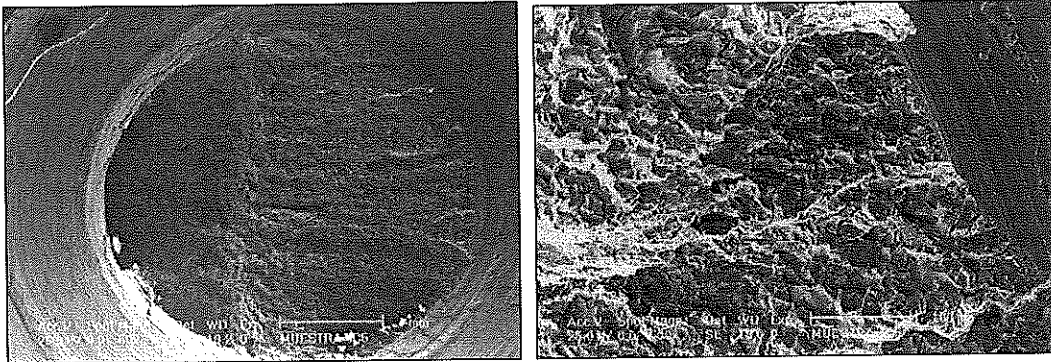


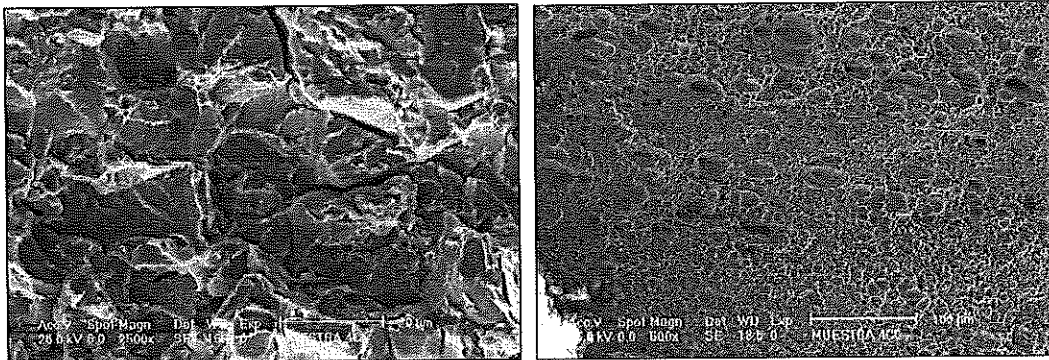
Fig. 4-6 (a) agujero en la placa soporte una vez que se ha desprendido por fractura el implante, (b) detalle que muestra el barrenado del termopar que monitoreo en ciclo térmico

La figura 4-7, muestra la fractura del implante 4C-5, se pueden notar dos zonas, la primera con característica típica intergranular de fragilización por hidrógeno y la segunda en plano más abajo, dúctil y con alta densidad de poros. El detalle de la figura 8 es como sigue: (a) inicio de fractura frágil, modo clivaje intergranular 500X, (lado derecho fractografía (a)). (c) ampliación 2500X de fractografía (b). (d) zona dúctil, dimples con porosidades, lado izquierdo de fractografía (a), 500X.



(a)

(b)

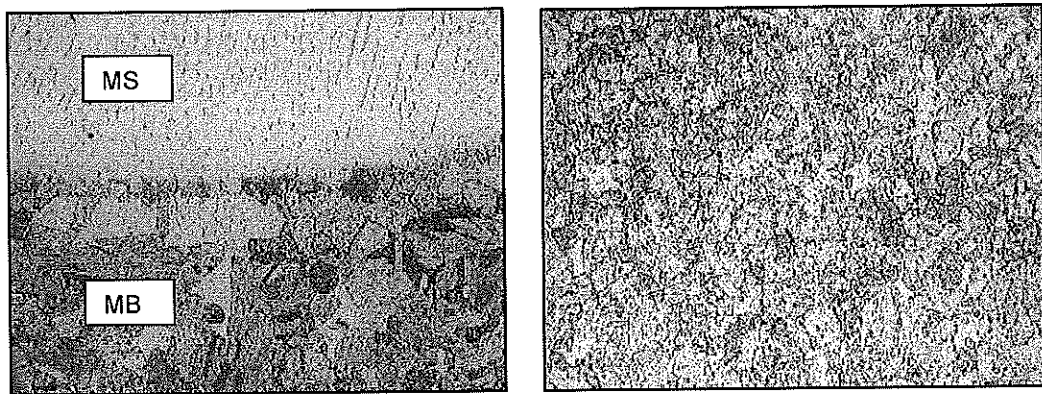


(c)

(d)

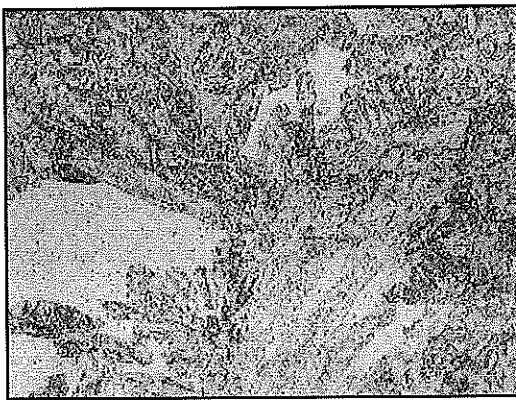
Fig. 4-7: Fractografías de microscopio electrónico de barrido (SEM) del espécimen 4C-5 ($H_D = 15.4 \text{ ml/100g}$, $DT_{800-500} = 9.06 \text{ s}$ y $DT_{-100} = 299 \text{ s}$).

IV.3.2 Microestructura. La figura 4-8 muestra las microestructuras presentes de la unión de acero inoxidable 12% Cr con material de aporte similar y con material de aporte austenítico respectivamente.

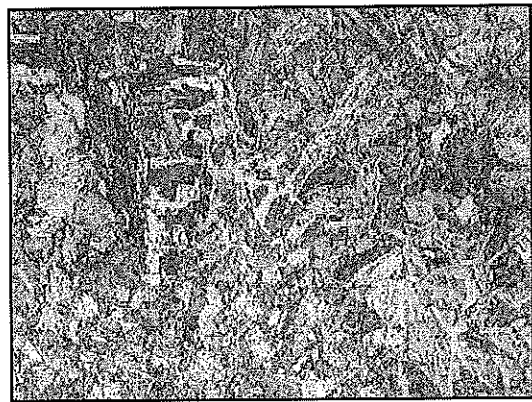


(a)

(b)



(c)



(d)

Fig. 4-8: (a) y (b), unión con aporte disímil. (c) y (d), unión con aporte similar. 500X
Ataque: Villela.

Los detalles de la figura 4-9 son: (a) Línea de fusión (LF) en las soldaduras con material de aporte disímil, se observan granos de ferrita delta adyacentes a la línea de fusión, LF, en la zona afectada térmicamente, ZAT, esta condición predomina a lo largo de toda la LF. (b) Microestructura de la ZAT en las soldaduras realizadas con material de aporte disímil, consiste de martensita con secciones de ferrita delta. (c) Imagen donde se muestra la ZAT, LF y metal de soldadura, MS, de las soldaduras con material de aporte similar, se aprecia que en la ZAT hay secciones de ferrita delta. (d) Muestra la microestructura de la ZAT en las soldaduras de

material de aporte similar, consiste de martensita con secciones de ferrita delta. Estas características son muy similares a las zonas afectadas por el calor encontradas en las soldaduras con metal de aporte ER309L.

La figura 4-9, muestra el perfil de dureza del implante 4C-2. La dureza máxima en la ZAC para todos los implantes fue entre 300 y 338 Hv (220g), congruente con lo reportado por Kasuya *et al.*, 1995, [4-20].

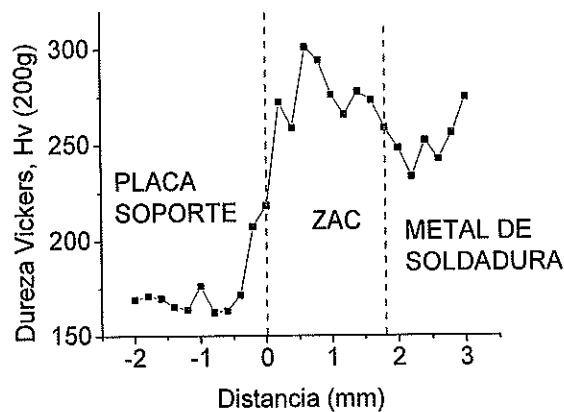


Fig. 4-9: Perfil de dureza en el implante 4C-2 ($H_D = 15.4 \text{ ml}/100\text{g}$, $DT_{800-500} = 8.0 \text{ s}$ y $DT_{100} = 250 \text{ s}$). Dureza máxima en la ZAC, 301 Hv.

IV.3.3 Modelos matemáticos para determinar el esfuerzo crítico de fractura. La ecuación (4-1) muestra un modelo para el cálculo del esfuerzo crítico de iniciación de fractura en la prueba de implante en aceros de alta resistencia, [4-21].

$$(\sigma_{cr})_{lmp} = 86.3 - 211P_{CM} + 27.3\Delta T_{800-500} - 28.2 \log([H_D] + 1) + 9.7 \times 10^{-3} \Delta t_{100} \quad (4-1)$$

En esta ecuación,

$H_D = H_{JIS}$ = hidrógeno difusible ($\text{cm}^3/100\text{g}$).

$\Delta t_{800-500}$ = tiempo de enfriamiento de la ZAC entre 800 y 500 $^{\circ}\text{C}$ en segundos.

Δt_{100} = tiempo de enfriamiento de la ZAC hasta 100 $^{\circ}\text{C}$ en segundos.

P_{CM} = carbono equivalente (%)

$$P_{CM} = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}Mn + \frac{1}{20}Cu + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{10}V + 5B \quad (4-2)$$

Este modelo fue validado con otras pruebas alternativas como las pruebas RRC (Rigid restrain cracking) y TRC (Tensile restrain cracking). Como resultado, el esfuerzo crítico para la iniciación de fractura de la prueba de implante son casi iguales al esfuerzo crítico de las pruebas RRC y el TRC con el uso del método de Tekken (ranura en Y) para el mismo material y condiciones de soldadura.

Posteriormente se propuso, un modelo para el esfuerzo crítico de fractura en la prueba de implante (R_{IR}), [4-14], originalmente aplicado para aceros C-Mn después extendida su aplicación a aceros en general, de acuerdo a la ecuación diferencial (4-3) (Oystein, 1994).

$$\Delta R_{IR} = \frac{\partial R_{IR}}{\partial CE_w} dCE_w + \frac{\partial R_{IR}}{\partial \Delta t_{8/5}} d\Delta t_{8/5} + \frac{\partial R_{IR}}{\partial \log H_{FM}} d \log H_{FM} + \frac{\partial R_{IR}}{\partial \sqrt{\Delta t_{333}}} d\sqrt{\Delta t_{333}} \quad (4-3)$$

donde:

$$CE_w = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (4-4)$$

$$\Delta t_{333} (s) \approx 406 \int_{573K}^{T_c} \exp\left(-\frac{2000}{T}\right) dt \quad (4-5)$$

$$T_c = 100 \text{ } ^\circ\text{C}$$

H_{FM} = Hidrógeno difusible en el metal fundido (ml/100g).

$\Delta t_{8/5}$ = tiempo de enfriamiento de la ZAC entre 800 y 500 °C en segundos.

Δt_{333} = Parámetro que toma en consideración las variaciones de R_{IR} medida después de precalentamiento y tratamiento térmico después de la soldadura (PWHT), en segundos.

En ambos modelos los dos primeros factores reflejan la influencia de la microestructura sobre la resistencia a la fractura en la prueba del implante, por tanto relacionada con la dureza máxima en la ZAC, los dos últimos factores toman en consideración el hidrógeno difusible medido y la concentración de hidrógeno a 100 °C.

IV.3.4 Modelo de regresión múltiple. En base a los resultados de la tabla 4-5 y la estructura de los modelos de Matsui e Inagaki, [4-21] y Christensen y T. Simonsen, [4-14], se desarrolló con el apoyo del software estadístico MINITAB, un modelo de regresión múltiple. En nuestro modelo el carbono equivalente no se considera ya que es constante. El modelo de regresión múltiple es:

$$\sigma_{crit} = 147 - 1.88 \log H_D - 1.78 \Delta T_{800-500} - 0.227 \Delta T_{-100} \quad (4-6)$$

donde:

σ_{crit} = Esfuerzo crítico de fractura en kg/mm².

H_D = Hidrógeno difusible en ml/100g, (ANSI/AWS A4.3-93).

$\Delta T_{800-500}$ = Tiempo de enfriamiento de la ZAC entre 800 y 500 °C en segundos.

ΔT_{-100} = Tiempo de enfriamiento de la ZAC hasta 100 °C, en segundos.

IV.3.5 Análisis Comparativo entre modelos. Se compara el modelo de regresión múltiple desarrollado en CIDESI y los modelos de Matsui e Inagaki (1976) y Christensen y Simonsen (1981). La tabla 4-6 muestra los valores del esfuerzo crítico de fractura experimentales y los calculados por los modelos. Para comparar los modelos es necesario convertir los valores obtenidos por medio del método del mercurio (IIW, ISO, AWS) a los correspondientes por el método de la glicerina, JIS aplicando la ecuación (4-7), [4-1]

$$H_D = 1.27 [H]_{JIS} + 2.19 \quad (4-7)$$

Tabla4-6. Tabla comparativa del esfuerzo critico de fractura en el implante entre los modelos (4-1), (4-3), (4-6) y resultado experimental.

Comparación de esfuerzo critico de fractura Kg/mm ²				
No.	(σ_{crit}) _{imp exp.}	σ_{crit} (4-1)	σ_{crit} (4-6)	R _{IR} (4-3)
6G	89	58	98	90
8G	102	86	91	99
7G	95	48	95	89
2C	75	104	91	105
3C	94	99	86	109
4C	109	40	99	86
5C	92	45	96	90
4G-1	109	40	99	86
8G-1	102	86	91	99

**CAPITULO V. TENACIDAD A LA FRACTURA Y
CRECIMIENTO DE GRIETA**

V.1 MARCO TEORICO

V.1.1 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 5-1(a). 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 5-1(b).

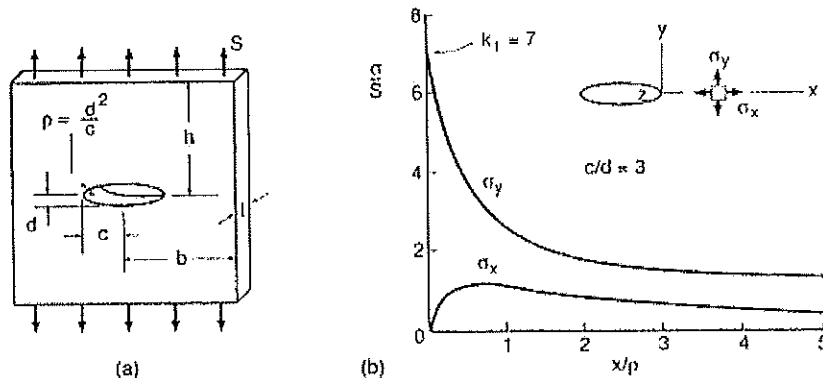


Figura 5-1. Agujero elíptico en una placa ancha bajo un esfuerzo uniforme y la distribución del esfuerzo a lo largo del eje x cerca del agujero para un caso particular, [5-1].

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

$$\sigma_y = S(1 + 2\frac{c}{d}) = S(1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}}) \quad (5-1)$$

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

$$k_t = \frac{\sigma_y}{S} = 1 + 2\frac{c}{d} = 1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad (5-2)$$

Cuando d y ρ se acercan a cero, esto corresponde a una grieta ideal y en este caso, σ_y y k_t tienden a infinito. Desde el punto de vista de la mecánica de fractura, una cantidad llamada factor de intensidad de esfuerzos, K , caracteriza cómo 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 isótropico. Un sistema coordenado para describir los esfuerzos en la vecindad de una grieta se muestra en la Figura 5-2.

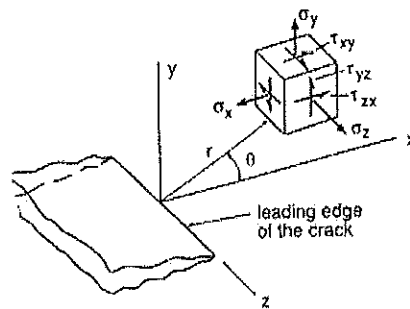


Figura 5-2. Sistema coordenado tridimensional para la región en la punta de una grieta, [5-1].

Las coordenadas polares r y θ están en el plano x - y , el cual es normal al plano de la grieta, y la dirección z es paralelo 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 θ según las ecuaciones:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} - \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \quad (5-3a)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} - \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \quad (5-3b)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (5-3c)$$

$$\sigma_z = 0 \text{ (esfuerzo plano)} \quad (5-3d)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \text{ (deformación plana; } \varepsilon_z = 0) \quad (5-3e)$$

$$\tau_{xy} = \tau_{yx} = 0 \quad (5-3f)$$

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 σ_z dependa de otros esfuerzos y la relación de Poisson, ν , de acuerdo a la ecuación (5-3e). Los componentes diferentes de cero en las ecuaciones (5-3) 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 (5-3) son proporcionales a la cantidad K_I , y los factores restantes meramente dan la variación con r y θ . Por lo tanto, la magnitud del campo de esfuerzos cerca de la punta de la grieta puede ser caracterizada 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:

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \quad (5-4)$$

Generalmente es conveniente expresar K_I como:

$$K_I = FS\sqrt{a\pi} \quad (5-5)$$

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 requiere ser modificada, dado que la proximidad del borde causa que F se incremente arriba de la unidad. La magnitud 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:

$$K_I = F_p \frac{P}{t\sqrt{b}} \quad (5-6)$$

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

V.1.2 Modos de fractura.

Un cuerpo puede someterse a carga en cualquiera o en una combinación de los modos mostrados en la Figura 5-3. 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.

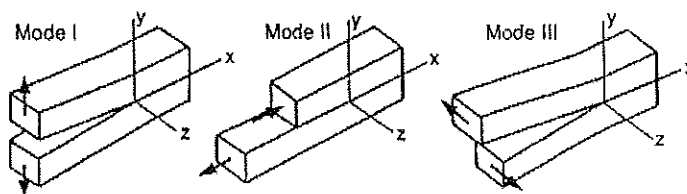


Figura 5-3. Los modos básicos de desplazamiento en fractura [5-1].

V.1.3 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.

V.1.4 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 5-4.

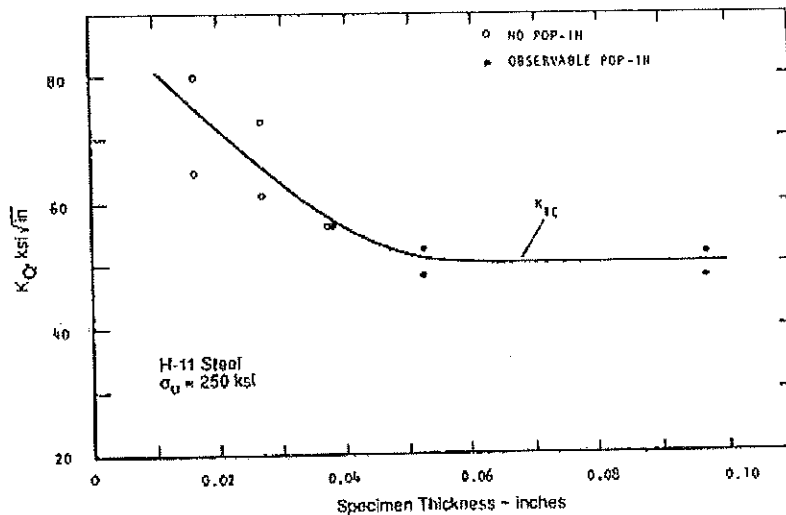


Figura 5-4. Efecto del espesor sobre la tenacidad de una aleación tratada térmicamente, [5-1].

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 cedencia, no se espera más decremento:

$$t \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_0} \right)^2 \quad (5-7)$$

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 (5-3)) aun se aplican, llamada región dominio-K, o campo K. Esto se ilustra en la Figura 5-5. 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 la MFLE.

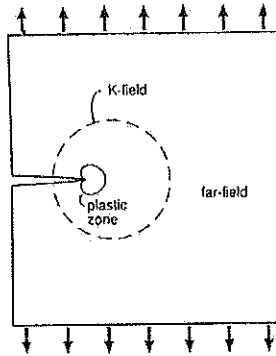


Figura 5-5. Grieta con su zona plástica y el gran campo-K para que la MFLE sea aplicable, [5-1].

Como regla práctica, 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 5-6. Un límite general puede ser:

$$t, a, (b-a), h \geq 2.5 \left(\frac{K}{\sigma_0} \right)^2 \quad (5-8)$$

Estas condiciones son cumplidas automáticamente si el esfuerzo plano es cumplido también, [5-1].

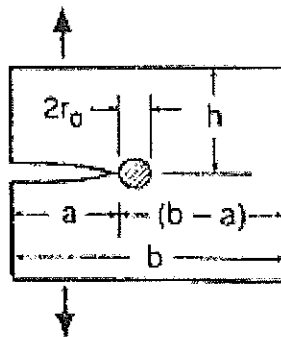


Figura 5-6. Esquema de un espécimen compacto de tensión con las dimensiones a cuidar para que la zona plástica sea menor, [5-1].

V.1.5 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 cedencia, 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 ΔK); 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 queda 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 II 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 ΔK , de manera que una prueba de fatiga bajo $\Delta\sigma$ constante, la velocidad de crecimiento de grieta por ciclo aumenta progresivamente, debido a que ΔK aumenta. Paris fue una de los primeros investigadores de este comportamiento, [5-2].

V.1.6 Mecánica lineal elástica de fractura 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 (ΔK). 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 (ΔP), la relación de carga, R ($R= P_{\min}/P_{\max}$), y la frecuencia de ciclo (ν), 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 estas amplitudes de carga. Por lo tanto, se puede escribir la siguiente relación con las observaciones hechas:

$$(da/dN)_{R,\nu} = f(\Delta P, a) \quad (5-9)$$

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, [5-3], publicaron un análisis donde demuestran que existe una correlación entre da/dN y la variación del factor de intensidad de esfuerzos, ΔK . Argumentaron que ΔK 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 (5-9). El parámetro ΔK , contiene los efectos de la magnitud de la amplitud de carga (ΔP) 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:

$$da/dN = C(\Delta K)^n \quad (5-10)$$

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 ΔK 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 Δk puede ser observado como una propiedad fundamental análoga al límite de cedencia, tenacidad a la fractura, resistencia última, etc., [5-4].

V.2 HIPÓTESIS.

El material de aporte disímil, de microestructura austenítica, al funcionar como una trampa del hidrógeno no permite su difusión y consecuentemente beneficia la respuesta a cargas dinámicas a través de tenacidad a la fractura y propagación de grieta por fatiga.

El precalentamiento afecta de forma benéfica a la junta cuando se usa un metal de aporte similar incidiendo en la morfología microestructural y también minimizando el detrimento producido por el hidrógeno en las propiedades mecánicas de fatiga y tenacidad.

V.3 OBJETIVOS.

Generales.

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, variando 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), efectuar soldaduras con diferentes porcentajes de hidrógeno en el gas de protección con la finalidad de difundir hidrógeno en la zona afectada térmicamente.

Específicos.

- Analizar 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,
- Estudiar 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,
- Efectuar una comparación de las dos alternativas anteriores.

V.4 METODOLOGÍA.

V.4.1 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) consiste 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 suministrado 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, [5-5].

V.4.2 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 térmicamente (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 debe ser estable durante su uso y almacenaje.
- El atacante debe ser seguro y no causar gases nocivos (Vander, 1984).

V.4.3 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, [5-6]. 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 involucran arriba de un millón de ciclos de carga, los procedimientos recomendados en ASTM E 647, [5-6], pueden ser usados. Dicha norma describe el uso de especímenes compactos, como el que se muestra en la Figura 5-11 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 5-7. 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, [5-6], para el espécimen compacto de tensión son:

$\Delta a \leq 0.04$ para $0.25 \leq a/W \leq 0.40$; Δa en mm; $\Delta a \leq 0.02$ para $0.40 \leq a/W \leq 0.60$; $\Delta a \leq 0.01$ para $a/W \geq 0.60$

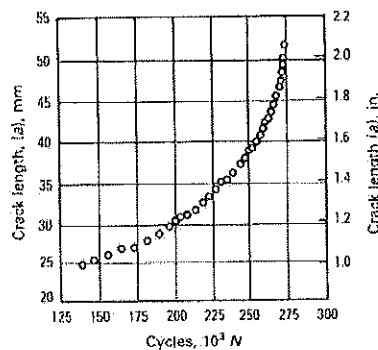


Figura 5-7. Gráfica de crecimiento de grieta contra ciclos bajo carga constante, [5-7].

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 5-8) del régimen de crecimiento de grieta.

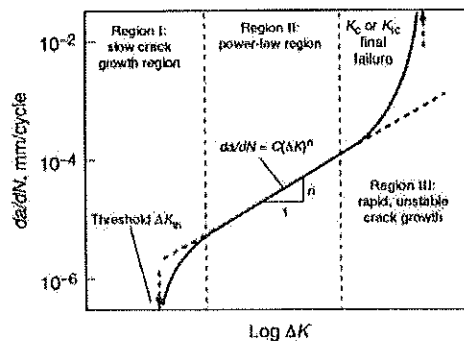


Figura 5-8. Muestra la región II de ajuste de la ley de Paris para el régimen de crecimiento de grieta, [5-7].

El método más común para cuantificar la longitud de la grieta es el de la "compliance". 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 5-9, ilustra que cuando la longitud de la grieta es incrementada en un espécimen la cantidad medida de δ es más grande par aun 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, [5-7].

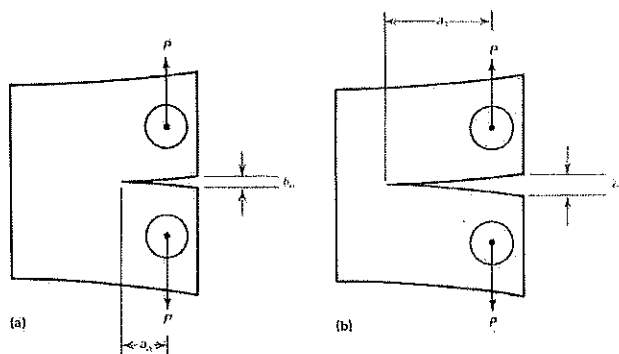


Figura 5-9. Muestra el principio del método de confianza para medir la longitud de la grieta, [5-7].

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 5-10.

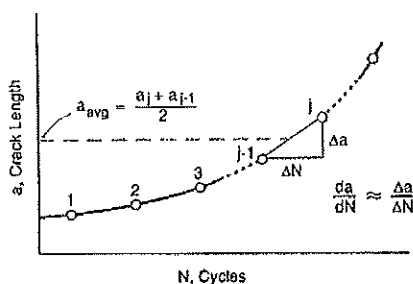


Figura 5-10. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta en fatiga para la etapa II, [5-7].

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 5-10. Si los puntos son numerados 1, 2, 3,...j, entonces la velocidad de crecimiento para el segmento en el punto j es:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_j \approx \left(\frac{\Delta a}{\Delta N}\right)_j = \frac{a_j - a_{j-1}}{N_j - N_{j-1}} \quad (5-11)$$

El correspondiente ΔK es calculado mediante el promedio de la longitud de la grieta durante un intervalo.

$$\Delta K_I = \frac{\Delta P}{t\sqrt{b}} \frac{2 + \alpha_{prom}}{(1 - \alpha_{prom})^{3/2}} \left[0.886 + 4.6(\alpha_{prom}) - 13.32(\alpha_{prom})^2 + 14.7(\alpha_{prom})^3 - 5.6(\alpha_{prom})^4 \right] \quad (5-12)$$

donde:

$$\alpha_{prom} = \frac{a_{prom}}{b} \quad (5-13)$$

$$a_{prom} = \frac{a_j + a_{j-1}}{2} \quad (5-14)$$

El procedimiento es válido 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, [5-1]:

V.4.4 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, [5-8] y la norma británica BS7448, [5-9]; 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 5-11.

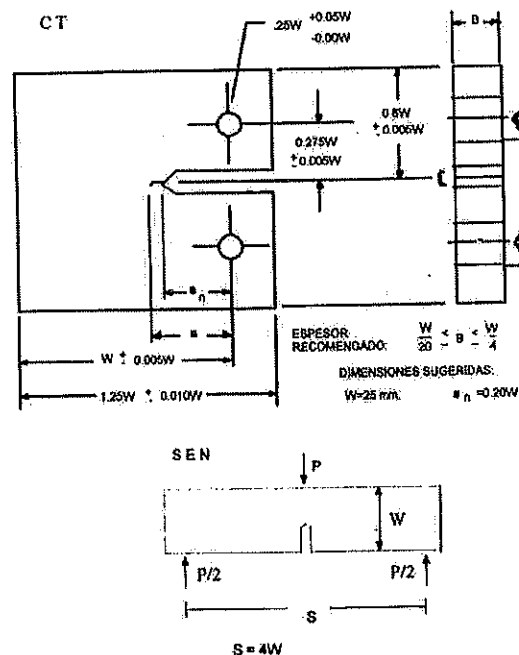


Figura 5-11. Muestra las probetas recomendadas para determinar K_{IC} , [5-2].

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 σ_0 los requerimientos actuales de tamaño para que una prueba sea válida son establecidos con base en las relaciones siguientes:

$$B > 2.5 (K_{IC} / \sigma_0)^2 \quad (5-15)$$

$$W > 2B \quad (5-16)$$

$$0.45 < a/W < 0.55 \quad (5-17)$$

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.

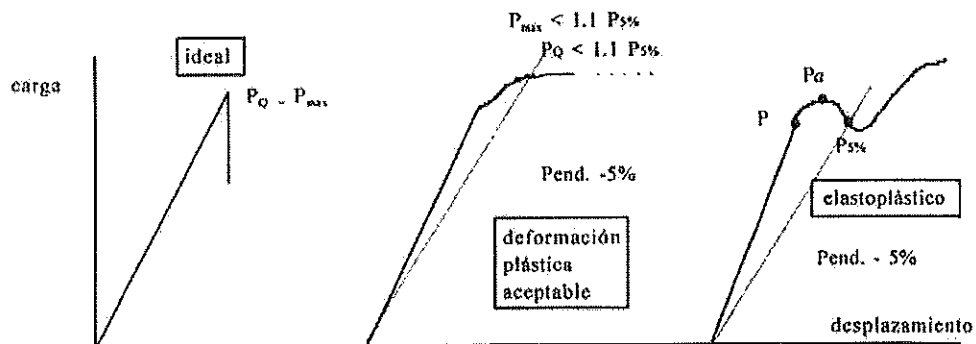


Figura 5-12. Muestra los registros principales en una prueba de K_{IC} , [5-2].

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 $2.5(KQ / \sigma_0)^2$ 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, [5-2].

V.4.5 Fractografía.

Una de las fuentes más importante de información relacionada 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, [5-10].

V.4.5.1 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.

V.4.5.2 Fractura frágil.

Las fracturas frágiles ocurren 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 tiende 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.

V.4.5.3 Fractura por 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, propagación de microrupturas y ruptura final por sobrecarga. Sin embargo, algunas fracturas por

fatiga son transcristalinas sin marcas progresivas identificables. Las superficies de fractura por fatiga presentan estriaciones consecutivas consecuencia de los ciclos de tensión aplicados sobre el espécimen. Las estriaciones por fatiga pueden presentar comportamiento dúctil o frágil. Las dúctiles son del tipo más común, mientras que las frágiles se presentan en fallas debidas a corrosión y en aceros fragilizados por hidrógeno. Las rupturas por fatiga pueden ser iniciadas por una gran variedad de factores, como rasguños, cambios abruptos transversales, marcas de herramientas, corrosión, inclusiones, precipitados, defectos de soldadura, entre otros. En algunos casos, las microrupturas se presentan antes de que la carga inicie, por ejemplo con cambios de temperatura muy repentinos. Las fracturas por fatiga son usualmente transgranulares, [5-11].

V.4.6 Análisis químico.

La composición de una soldadura tendrá un efecto importante en su realización, contribuyendo en las propiedades mecánicas y de corrosión en la soldadura. En algunos casos, los efectos pueden ser drásticos, tal es caso de la sensitización en los aceros inoxidable, o la temperatura de transición de dúctil a frágil en los aceros ferríticos. En numerosos casos un elemento en particular gobierna la tendencia a la aparición de ciertos defectos, [5-12].

V.4.7 Metalografía.

En muchos casos, es importante examinar y caracterizar la microestructura de la soldadura, para entender su formación y los efectos que tiene sobre sus propiedades. La microestructura de una soldadura consiste de tres regiones: una zona de fusión (material que ha sido fundido); una zona afectada por el calor (material que no fue fundido, pero su microestructura ha sido alterada), y el metal base. La zona de fusión es material que fue fundido durante la soldadura, esta es bordeada por la línea de fusión.

La zona de material fundido generalmente tiene una composición similar a la del metal base. En la zona afectada por el calor, la cual está adyacente a la línea de fusión, el material ha experimentado un ciclo térmico que altera la microestructura del material base. El metal base es el material que no ha sido alterado durante la soldadura. En el caso de la soldadura multipasos, las pasadas sucesivas producen cambios en las zonas de fusión y afectada por el calor. Estas regiones son llamadas zonas de recalentamiento, [5-13]. Las microestructuras de la soldadura son inspeccionadas usando técnicas estándar de corte y preparación de las muestras, con algunas modificaciones, dada su naturaleza heterogénea. Similarmente, los parámetros usados para caracterizar las microestructuras de la soldadura, tales como tamaño de grano, morfología de grano, y la cantidad e diversas fases o microconstituyentes presentes, son aquellos usados para caracterizar materiales homogéneos. La caracterización microestructural de las soldaduras tiene dos propósitos: evaluar la microestructura con respecto a las propiedades y relacionar la microestructura al proceso usado. Esto último persigue la optimización del proceso. En la preparación de la muestra, la sección transversal, la cual es la más usada para observar y documentar la macroestructura y microestructura de la unión soldada, puede ser complementada por otras secciones como la longitudinal, la normal y la vista superior. La preparación de las secciones del metal de soldadura requiere que se corte con suficiente material para eliminar los efectos térmicos y mecánicos del corte. Se debe tener mucho cuidado en mantener el propio plano de sección, sobre todo cuando se trata de análisis de área de cordón, profundidad de fusión o aspecto de grano. Se recomienda el uso de lucita para el montaje cuando las piezas son pequeñas. La preservación del propio plano de sección se puede convertir en un problema cuando los materiales son heterogéneos en dureza, o cuando el metal de soldadura difiere grandemente en dureza con respecto al metal base. En estos casos, se debe tener cuidado por lo que los equipos de desbaste automáticos son lo más recomendable, [5-12].

V.4.8 Microdureza.

La prueba de microdureza consiste en la microindentación que se realiza en un material usando una maquina calibrada, para forzar un indentador de diamante de geometría específica, bajo un carga de prueba de 1 a 1000 gramos en la superficie del material, para medir las diagonales ópticamente. El número de dureza Vickers se obtiene dividiendo la carga aplicada en kgf, entre el área de la indentación en mm², calculada de las diagonales de la indentación, el número de dureza se calcula de la forma siguiente:

$$HV = \frac{P}{A_s} = \frac{2P \text{sen}(\alpha/2)}{d^2} \quad (5-18)$$

$$HV = \frac{1.8544P}{d^2} \quad (5-19)$$

Donde: P = carga en kgf

A_s = Área superficial de indentación, mm²

d = Diagonal media de indentación, mm

α = Angulo entre caras del indentador = 136°

Dado que es común que para esta prueba se usan gramos fuerza y micrómetros, entonces la ecuación Vickers se puede expresar como:

$$HV = \frac{P}{A_s} = \frac{2P \text{sen}(\alpha/2)}{d^2} \quad (5-20)$$

$$HV = \frac{1854.4P}{d^2} \quad (5-21)$$

El indentador Vickers es un diamante piramidal de base cuadrada altamente pulido con ángulos entre caras de 136° mínimo, las cuatro caras del indentador deberán de estar igualmente inclinadas con respecto al eje del indentador y deberán de encontrarse en un punto, la línea donde se juntan las caras opuestas deberá no

ser más de 0.50 μm , 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, [5-14].

V.4.9 Análisis puntual EDX.

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 μm , incrementándose con el aumento de la energía del haz y decreciendo con la densidad específica del elemento, [5-15].

V.4.10 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%, [5-16].

V.5 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

V.5.1 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 desarrollo. 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, [5-17]. 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 basó en el tipo de probeta utilizada por Laurent Creteigny y Ashok Saxena. En la Figura 5-13 se ilustra la probeta que se usó para dicho estudio.

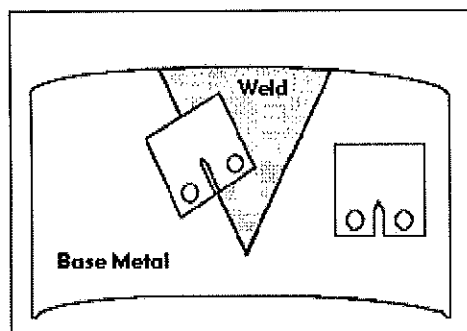


Figura 5-13. Muestra la probeta utilizada en el experimento de Creteigny y Saxena, 1997, [5-17].

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 térmicamente y además nos aseguremos de que en todo el espesor de la probeta se contenga a la zona

afectada térmicamente. 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. El material del espécimen de prueba 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 5-14. 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.

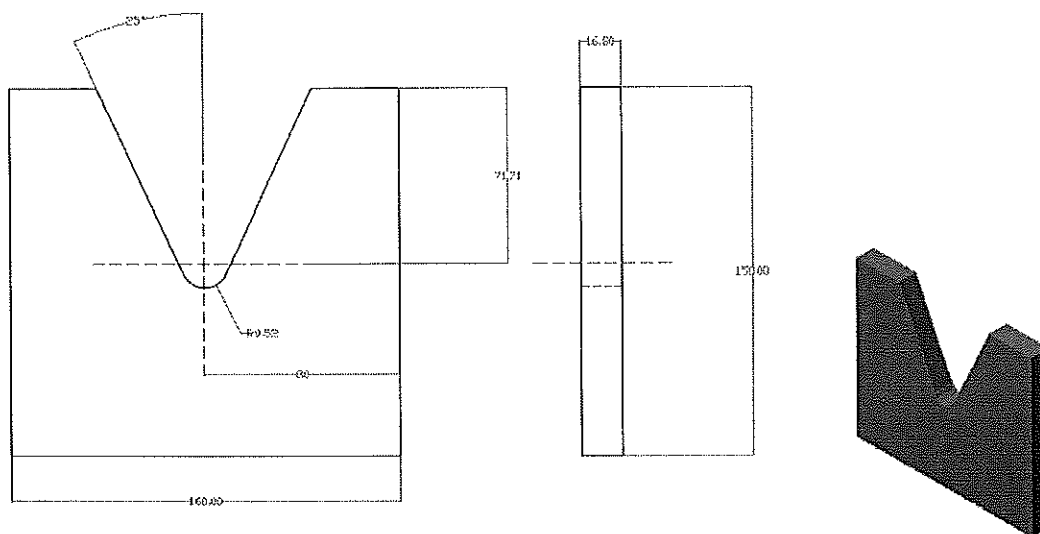


Figura 5-14. Muestra las dimensiones y la vista tridimensional de la probeta a utilizar en los experimentos de este trabajo de investigación.

V.5.2 Procedimiento de soldadura.

Las probetas se soldaron 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 se ha establecido previamente. El material martensítico requiere de precalentamiento del metal base, mientras que al soldar con un metal de aporte austenítico se evita la difusión de hidrógeno. Para determinar el efecto de 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 la tabla 5-1.

Tabla 5-1. Muestra los dos niveles de precalentamiento para el material de aporte ER410.

Probeta	Material de aporte	Temperatura de precalentamiento
7	ER410	260 °C
8	ER410	210 °C

La temperatura de precalentamiento de transformación martensítica se estimó mediante la ecuación $M_s = 540 - (497*\%C + 6.3*\%Mn + 36.3*\%Ni + 10.8*\%Cr + 46.6*\%Mo)$ °C_ 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 el bisel 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 100%. Después de haber aplicado la soldadura se sometieron las probetas a un relevado de esfuerzos a 650°C durante 2 horas para evitar la fragilización. En el caso del

material de aporte austenítico la variable fue el nivel de hidrógeno. Como se ha comprobado este material atrapa el hidrógeno involucrado en el arco no permitiendo su difusión hacia la ZAT. Se probaron tres niveles de hidrógeno en el gas de protección como se muestra en la tabla 5-2.

Tabla 5-2. Muestra los diferentes niveles de hidrógeno en el gas de protección.

Probeta	Material de aporte	Nivel de hidrógeno
3	ER309L	1%
4	ER309L	2.5%
5	ER309L	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, [5-18], y se muestran en la tabla 5-3

Tabla 5-3. Parámetros de soldadura utilizados para todas las probetas.

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

V.5.3 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 Villella según Vander y Hughston, [5-19], 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. Además de los especímenes de soldadura se probó un espécimen de metal base. Las dimensiones del espécimen compacto son las que se muestran en la Figura 5-15.

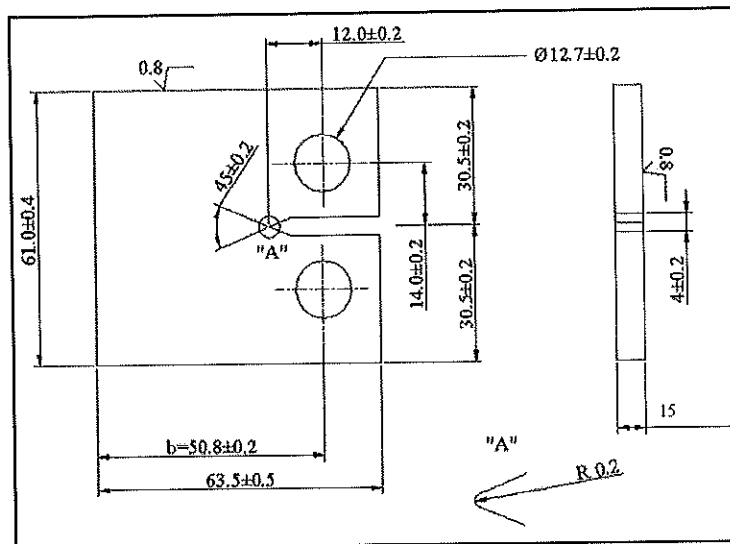


Figura 5-15. Dimensiones del espécimen compacto para la determinación de K_{IC} .

V.5.4 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: $P_{max} = 12$ kN, $P_{min} = 1.2$ kN, $R = 0.1$ 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 5-10, utilizando las ecuaciones 5-11, 5-12, 5-13 y 5-14 planteadas anteriormente para graficar logarítmicamente y obtener los coeficientes de la ecuación de Paris (ecuación 5-10). Los resultados de la prueba de tenacidad a la fractura se manifiestan graficando carga contra extensión de acuerdo a lo establecido en el párrafo V.4.4 de esta tesis.

V.5.5 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, [5-19]

V.5.6 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.

V.5.7 Microdureza.

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

V.5.8 Análisis de fracturas.

Se inspeccionaron las superficies de fractura de los especimenes mediante microscopia electrónica de barrido. Se determinaron el tipo de fractura y las características de cada una. Además se determino 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.

V.5.9 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.

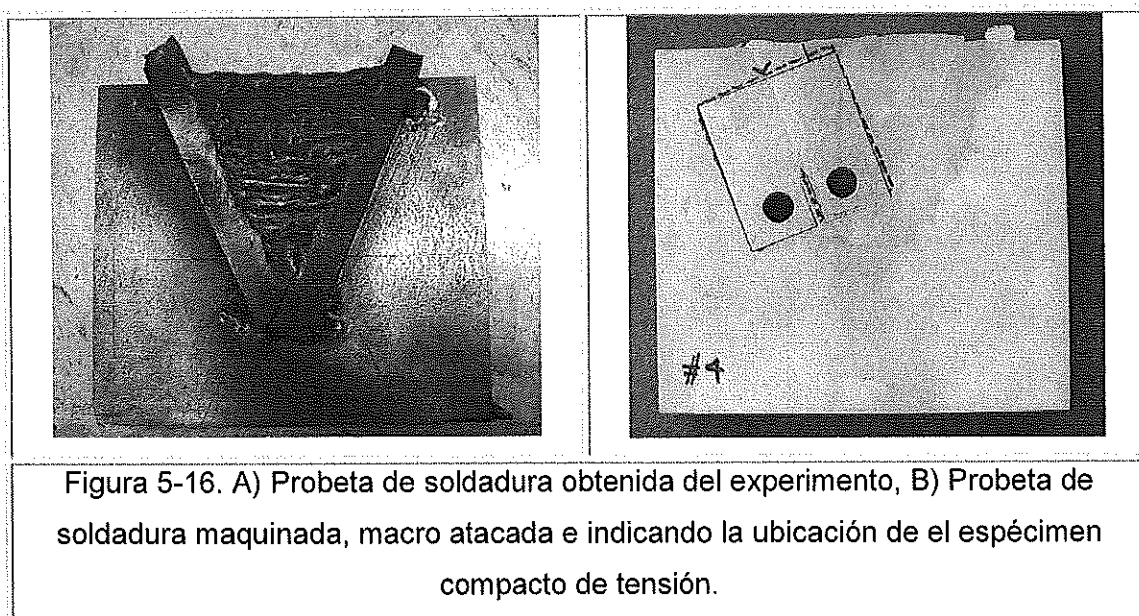
V.5.10 Prueba de tensión.

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.

V.6. RESULTADOS.

V.6.1 Soldadura.

Las probetas fueron soldadas bajo los mismos parámetros de velocidad de pasada, amperaje y manteniendo un voltaje constante, como se indicó en la 5-3. Posteriormente se aplicó relevado de esfuerzos a las probetas 7 y 8 a 650°C durante 2 horas. En la figura 5-16, se muestra una probeta de soldadura utilizada en el experimento.



V.6.2 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 Villella), [5-19]. En la Figura 5-16 B, se muestra el trazo de una probeta. Se procedió igual con cada probeta y se maquinaron los especímenes compactos de tenacidad a la fractura.

V.6.3 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 5-17 y 5-18 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 5-17, 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 5-18, 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 estás grietas se desarrollaron, pues también afecta dicho comportamiento.

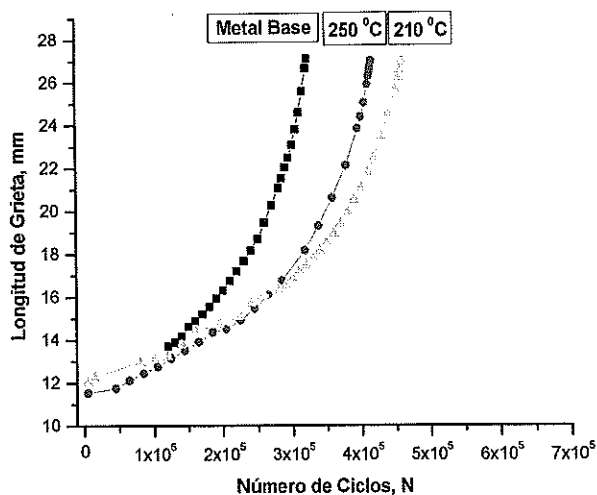


Figura 5-17. Curvas de crecimiento de grieta para los materiales de aporte similares con precalentamiento. En esta gráfica observamos el efecto de la temperatura de precalentamiento, vemos que se obtiene mayor resistencia a la fatiga con el precalentamiento a 210°C.

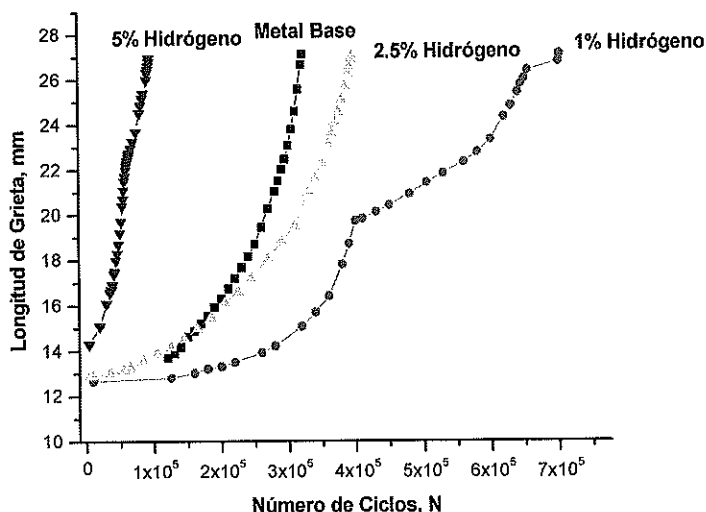


Figura 5-18. Comportamiento en fatiga de las soldaduras hechas con material de aporte austenítico, con niveles de hidrógeno en el gas de protección. Se observa el efecto del hidrógeno en detrimento de la resistencia a la propagación de grieta en fatiga.

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 (5-10). Los resultados de tal tratamiento se muestran en la tabla 5-4.

Tabla 5-4. Muestra los coeficientes de la ecuación de Paris y de correlación obtenidos de las curvas de crecimiento 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 5-19, se muestran los gráficos de los ajustes lineales en cada curva.

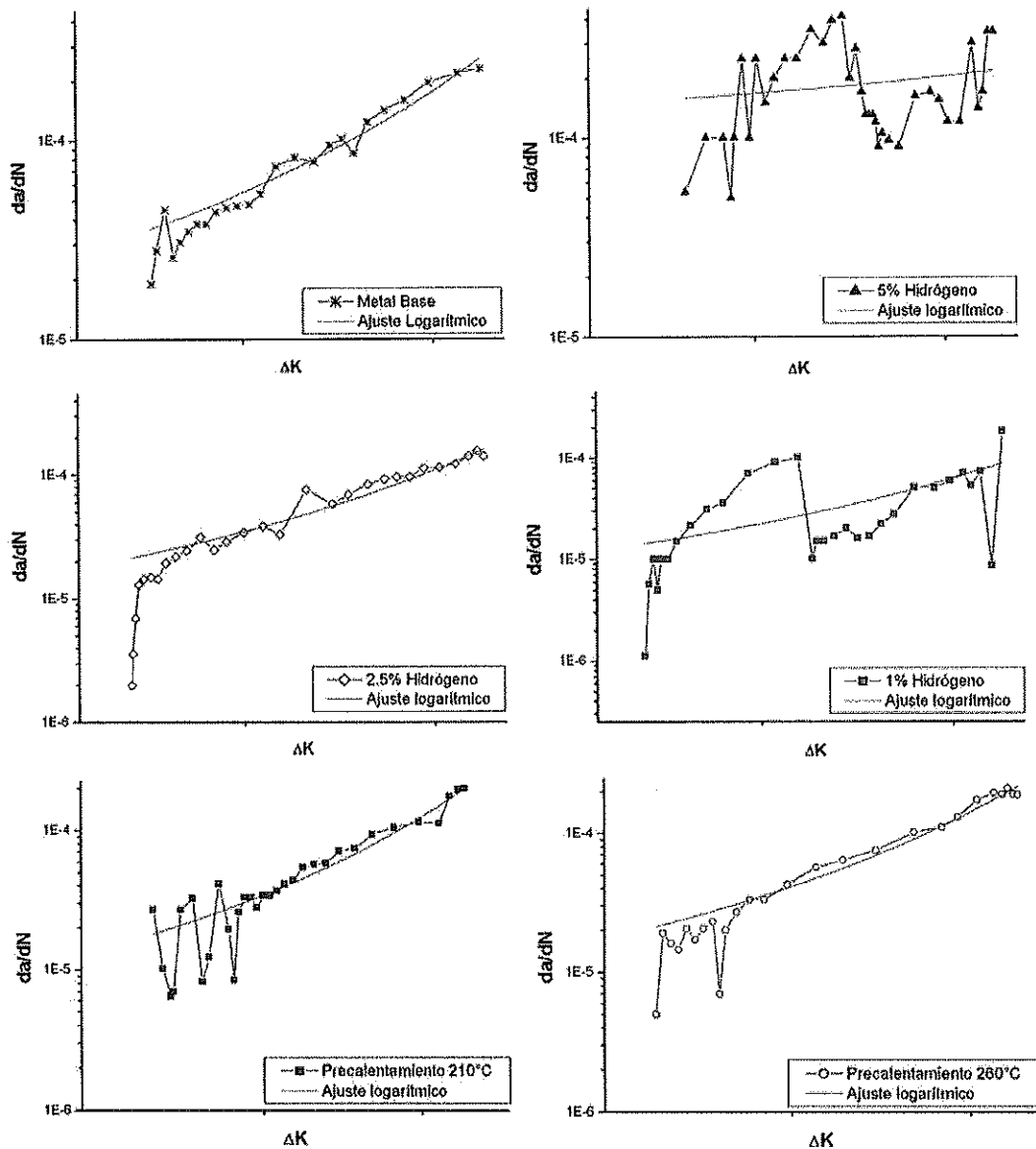


Figura 5-19. Graficas de ajustes lineales

Los gráficos de carga contra extensión para tenacidad a la fractura de los especímenes con soldadura ER410, y niveles de precalentamiento se muestran en la Figura 5-20. Mientras que las curvas para los especímenes con soldadura ER309L se muestran en la Figura 5-21.

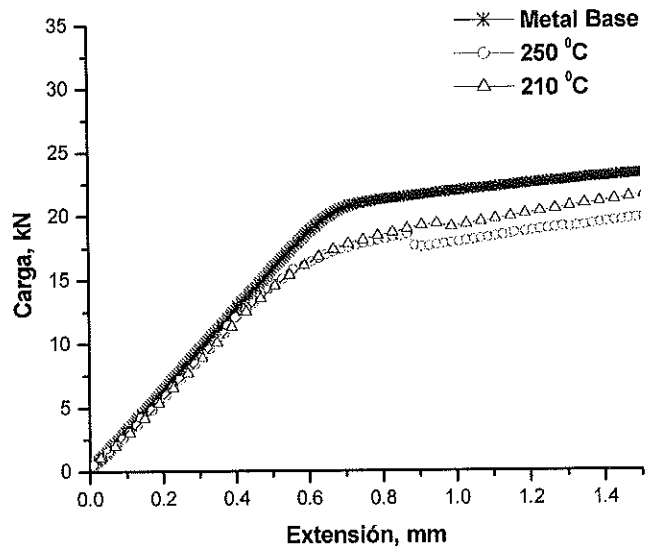


Figura 5-20. Gráficos de carga contra extensión para los especímenes con soldadura de aporte similar ERT410, con precalentamiento y relevado de esfuerzos.

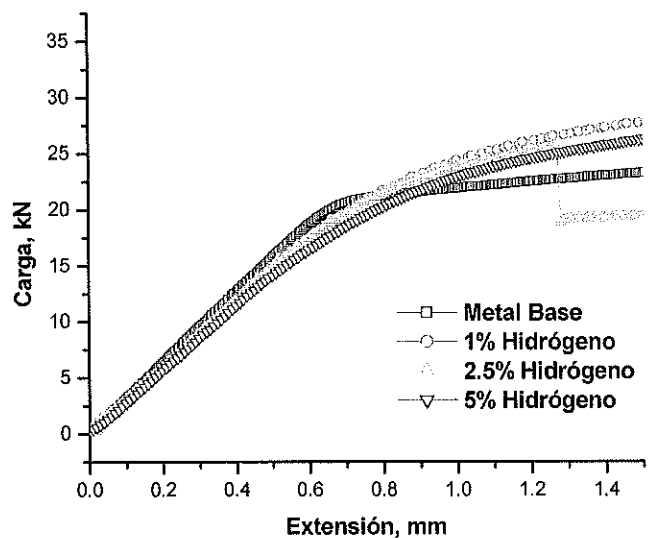


Figura 5-21. Curvas de carga-extensión para los especímenes con soldadura disímil con niveles de hidrógeno en el gas de protección.

Se realizaron los cálculos necesarios para la determinación de la tenacidad a la fractura en cada espécimen según lo especificado en el punto V.5.4 de la metodología, para lo cual se requirieron los resultados de las pruebas de tensión para el material base, los cuales se encuentran en la tabla 5-5. En ninguno de los especímenes se logró calcular el valor de tenacidad a la fractura pues no se cumplió el criterio establecido en la ecuación (5-7). Sin embargo se calcularon los valores K_Q como valores de referencia para comparación. En la tabla 5-6, se muestran los resultados obtenidos para cada espécimen.

Tabla 5-5. Resultados de las pruebas de tensión para el material base.

Limite Elástico (Mpa)	R. a Tensión (Mpa)	Elong. (50.8 mm) (%)
250	483	30

Tabla 5-6. Resultados en los cálculos de K_Q para cada espécimen.

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

V.6.4 Análisis de microestructura.

Se realizaron metalografías del metal base para observar sus características microestructurales, las Figuras 5-22, 5-23 y 5-24 muestran lo observado.

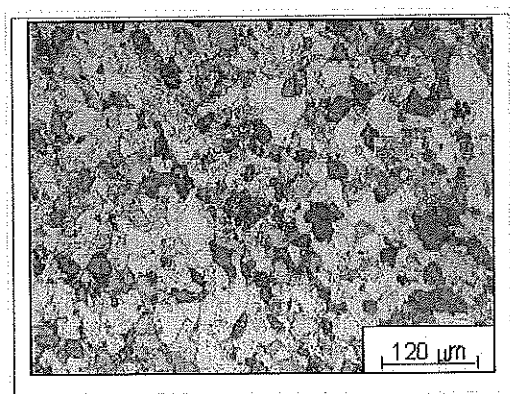


Figura 5-22. Microestructura del metal base T410S. Se observan granos de ferrita con carburos de cromo precipitados en toda la matriz. Magnificaciones: 100X. Ataque: Villela.

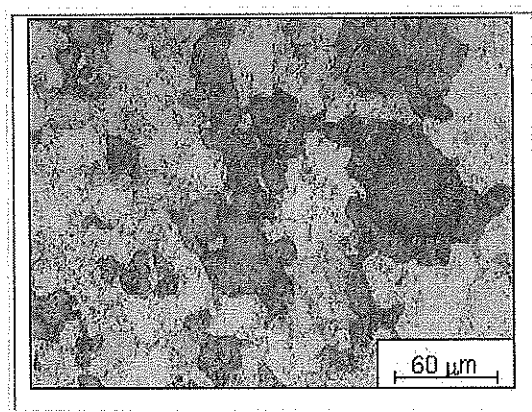


Figura 5-23. Misma que la anterior con mayores aumentos. Magnificaciones: 500X. Ataque: Villela.

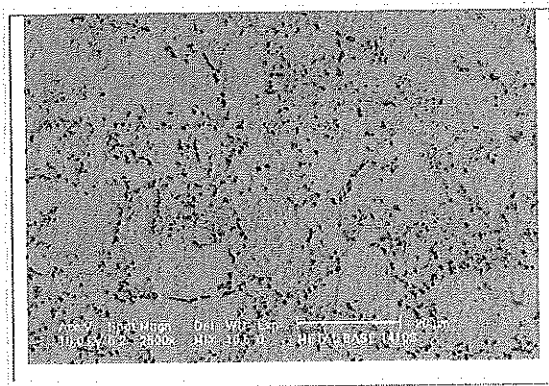


Figura 5-24. Imagen de microscopio electrónico de barrido (SEM) de la microestructura del metal base. Se observan los carburos precipitados en la matriz de ferrita. Magnificaciones: 2500X. Ataque: Villela.

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 5-25, 5-26, y 5-27 se describen las microestructuras encontradas.

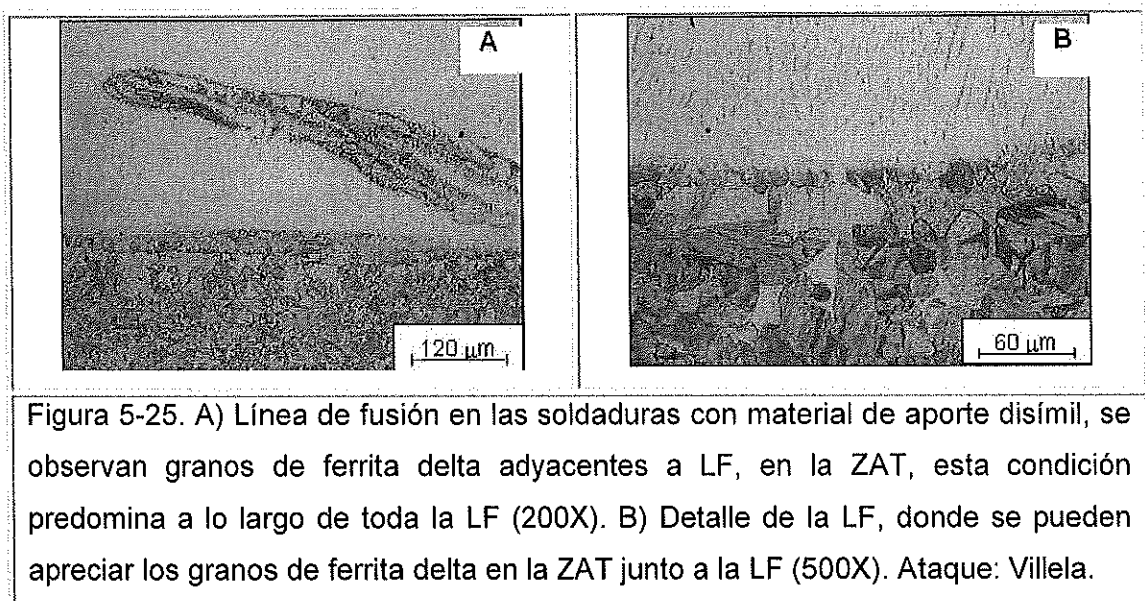


Figura 5-25. A) Línea de fusión en las soldaduras con material de aporte disímil, se observan granos de ferrita delta adyacentes a LF, en la ZAT, esta condición predomina a lo largo de toda la LF (200X). B) Detalle de la LF, donde se pueden apreciar los granos de ferrita delta en la ZAT junto a la LF (500X). Ataque: Villela.

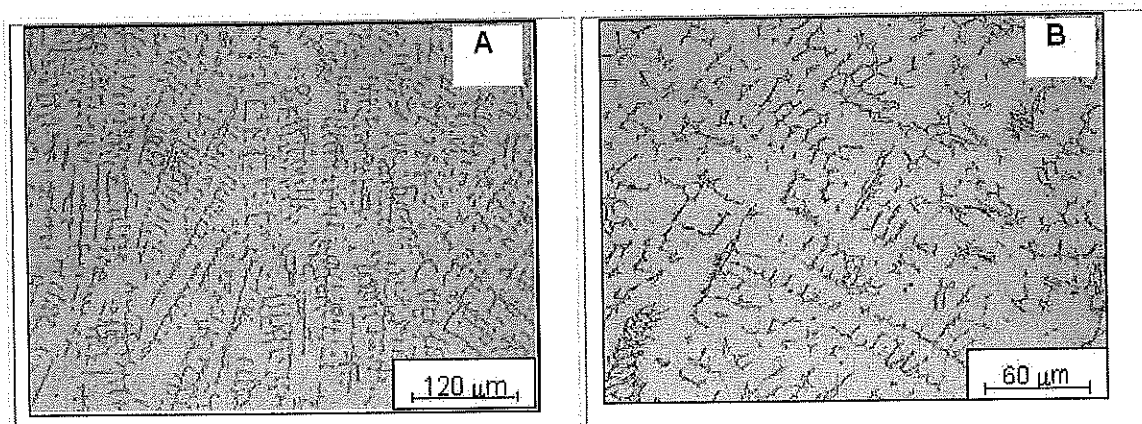


Figura 5-26. A) MS, dendritas de austenita, con ferrita delta en los espacios interdendríticos, (200X). B) Detalle del MS, (500X). Ataque: Villela.

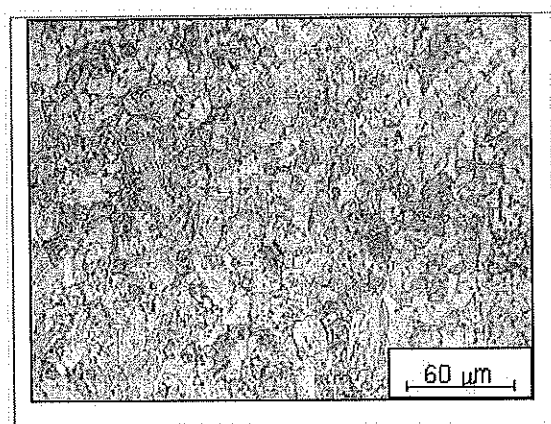


Figura 5-27. Microestructura de la zona afectada por el calor en las soldaduras realizadas con material de aporte ER309L. Consiste de martensita con secciones de ferrita delta. 500X. Ataque: Villela.

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 5-28, 5-29 y 5-30 se muestran dichas imágenes.

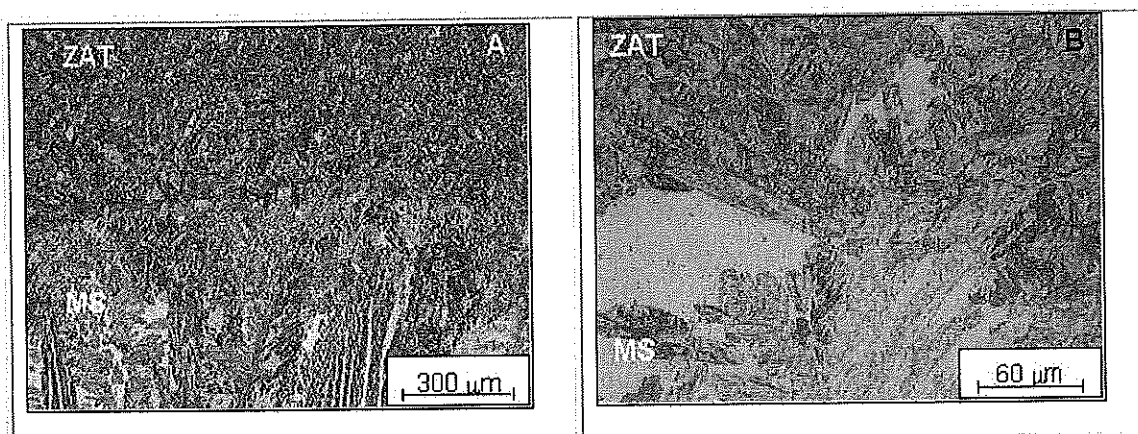


Figura 5-28. A) Imagen donde se muestra la ZAT, LF y MS de las soldaduras con material de aporte similar (100X). B) Detalle de la imagen A (500X), se aprecia que en la ZAT hay secciones de ferrita delta, sin embargo no se presenta la misma característica de granos de ferrita delta alineados y unidos a la LF, que se muestra en las soldaduras con material de aporte ER309L. Ataque: Villela.

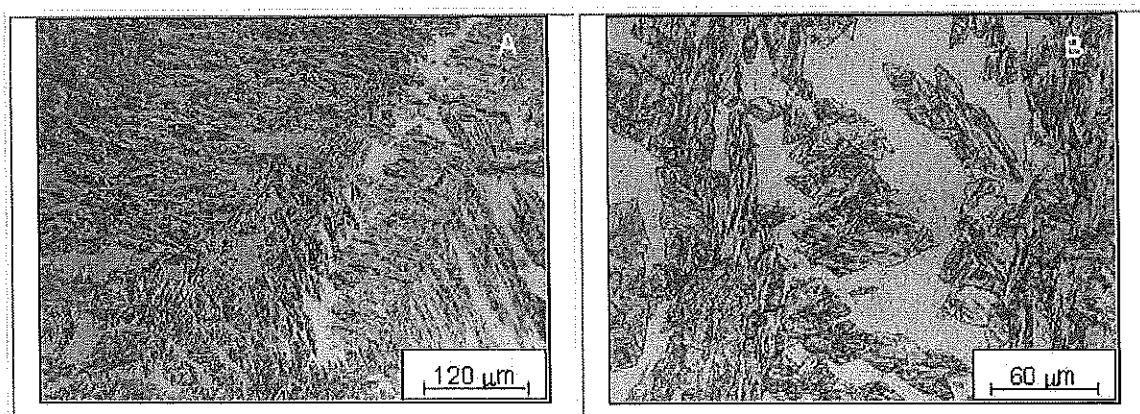


Figura 5-29. A) MS, dendritas de martensita revenida con ferrita delta en los espacios interdendríticos (200X). B) Detalla del MS (500X). Ataque: Villela.

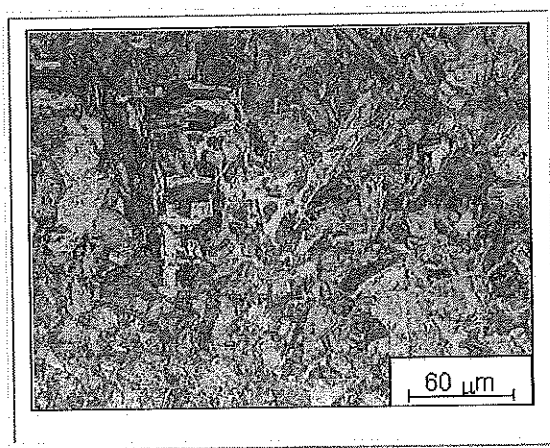


Figura 5-30. Muestra la microestructura de la ZAT en las soldaduras de material de aporte similar. Cosiste de martensita revenida con secciones de ferrita delta. Estas características son muy similares a las zonas afectadas por el calor encontradas en las soldaduras con ER309L. La única diferencia es el revenido pues recordemos que a las soldaduras con material similar se les aplicó un relevado de esfuerzos.

V.6.5. 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 5-31, se muestra el grafico de composiciones respecto a la posición indicada en la Figura 5-32.

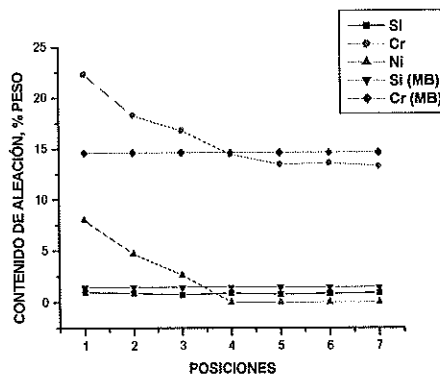


Figura 5-31. Composiciones en % en peso a través del MS-ZAT.

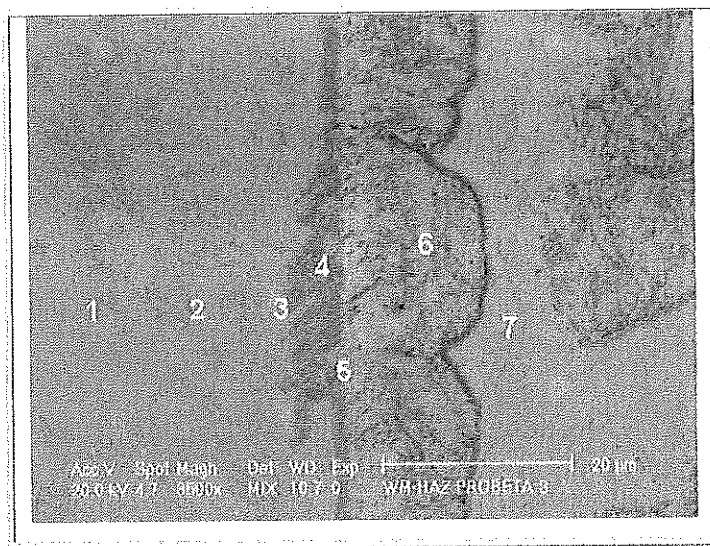


Figura 5-32. Puntos en la microestructura MS-ZAT de la figura 5-31.

V.6.6. 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 5-33, para el caso de soldaduras con metal de aporte martensítico y en la Figura 5-34 para soldaduras con materiales de aporte austenítico.

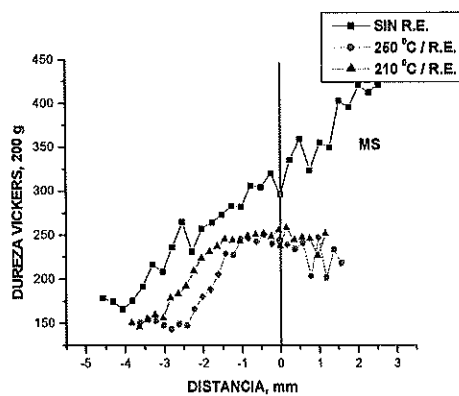


Figura 5-33. Barrido de dureza en las soldaduras con material de aporte martensítico con niveles de precalentamiento y relevado de esfuerzos. La línea roja indica la posición de la línea de fusión.

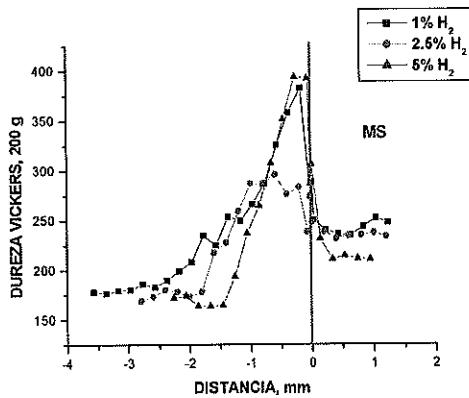


Figura 5-34. Muestra el barrido de dureza para las soldaduras con material de aporte austenítico y niveles de hidrógeno en el gas de protección. La línea roja indica la posición de la línea de fusión.

V.6.7. Inspección de especímenes fracturados.

El seguimiento de la fisura en el espécimen 3 (ER309L + 1%H₂) se muestran en las Figuras 5-35, y 5-36 que indican el inicio de fractura por fatiga. Mientras que en la Figura 5-37 se observa como se dio la propagación durante la prueba de tenacidad a la fractura. Y en la Figura 5-38 se muestra el tipo de defectos encontrados en la soldadura de la probeta 3.

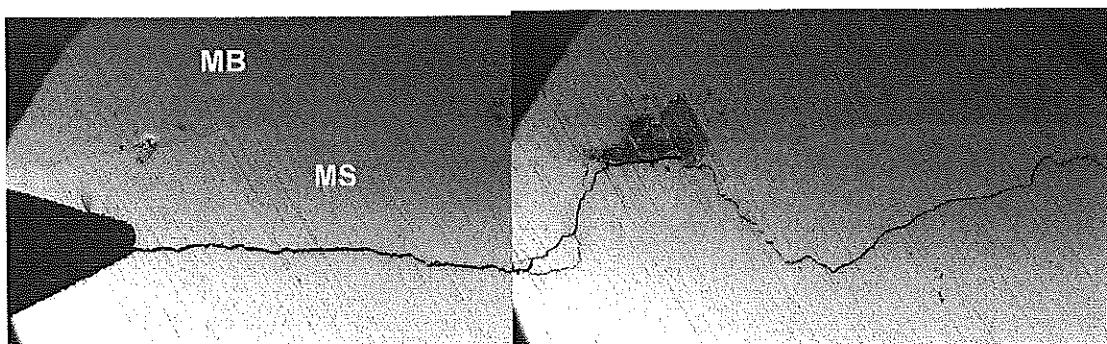


Figura 5-35. Imagen lateral del espécimen 3 donde se observa el inicio del crecimiento de grieta en fatiga (parte izquierda). También se observa que el inicio y crecimiento de esta fisura fue en el metal de soldadura.

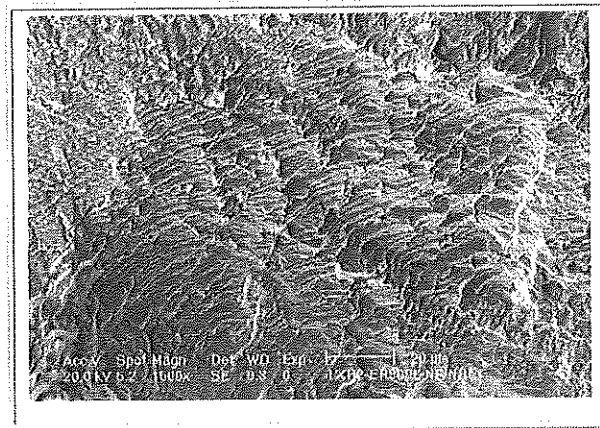


Figura 5-36. Fractografía de fatiga en el espécimen 3.

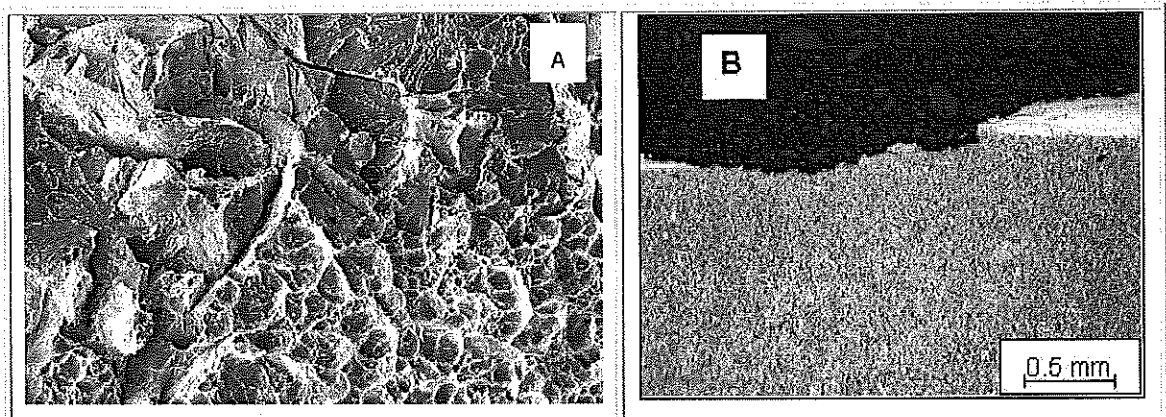


Figura 5-37. Muestra que durante la propagación de la fractura algunas secciones de esta se dieron a través de la línea de fusión (B). De esta forma se aprecia una combinación de mecanismos de fractura dúctil para el metal de soldadura austenítico y frágil para la ZAT en la línea de fusión (A).

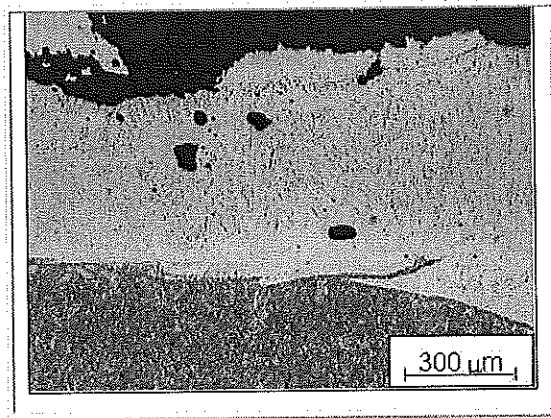


Figura 5-38. Defectos encontrados en la probeta 3. Porosidades producidas por el hidrógeno en el gas de protección. Esta sección de la probeta corresponde a la fatiga, y podemos ver que estos defectos no rigen el crecimiento de la grieta (50X; ataque: Villela).

El seguimiento de la fisura en el espécimen 4 (ER309L + 2.5% H_2) se muestra en la Figura 5-39 que presenta el inicio de fractura por fatiga. Mientras que en la Figura 5-40 y 5-41 se observa como se dio la propagación durante la prueba de tenacidad a la fractura.

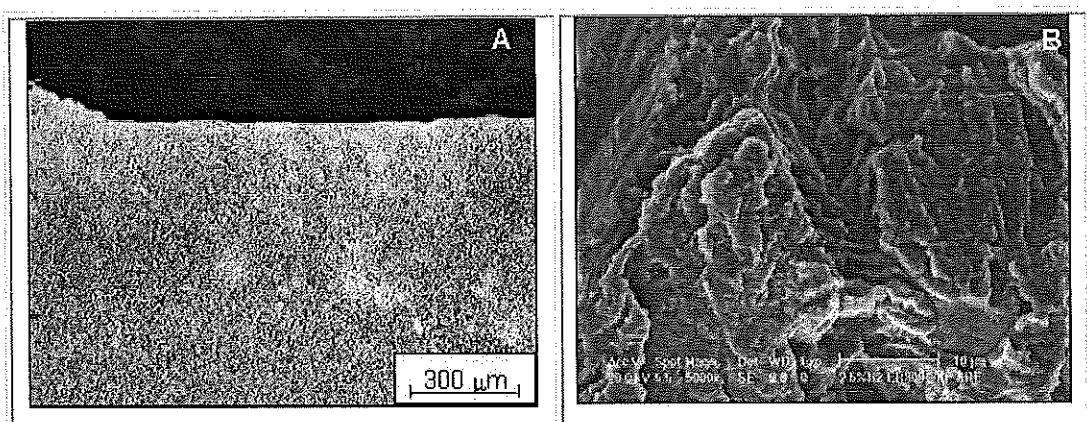


Figura 5-39. A) Sección longitudinal al crecimiento de grieta en el espécimen 4 (100X) muestra que en esta sección la fatiga se dio en la ZAT. B) Estriaciones de fatiga en la superficie de fractura en dicha zona.

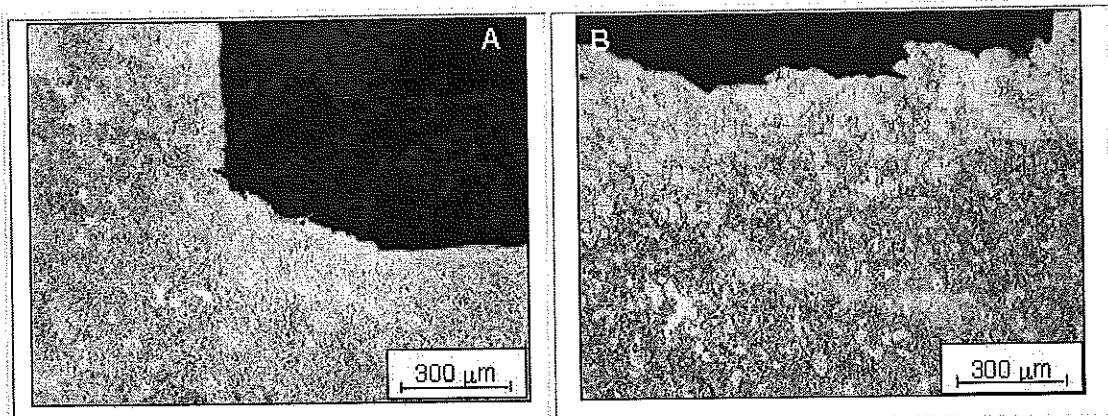


Figura 5-40. A) Sección longitudinal al crecimiento del fin de grieta por fatiga en el espécimen 4 (100X) se observa una desviación hacia el metal base. B) Propagación de la grieta en tenacidad a la fractura en el metal base.

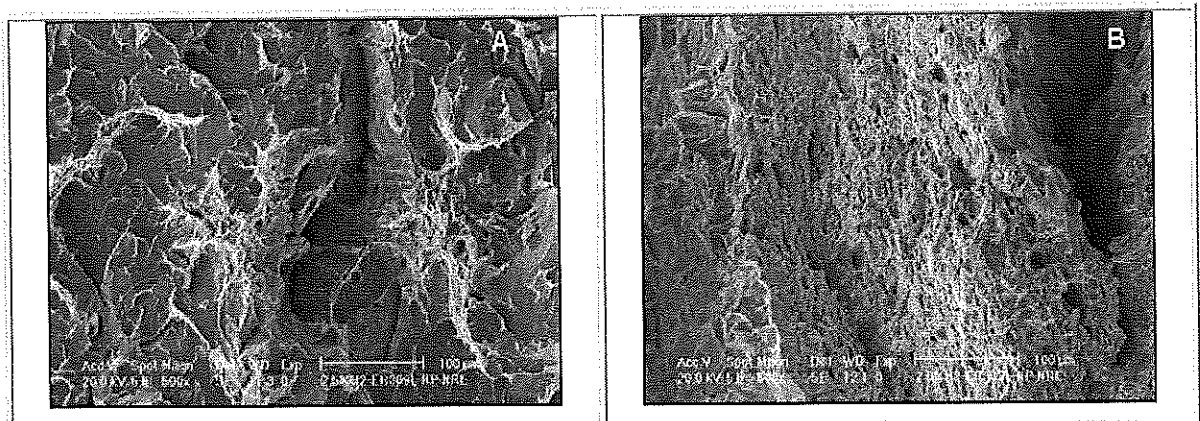


Figura 5-41. A) Superficie de fractura en la propagación de la grieta en el espécimen 4. Revela características frágiles (clivaje). B) Otra sección de la propagación del mismo espécimen donde se aprecia una fractura dúctil (dimple) con de formación plástica.

El seguimiento de la fisura en el espécimen 5 (ER309L + 5% H_2) se muestra en las Figuras 5-42 y 5-43 donde aparece el inicio de fractura por fatiga. Mientras que en la figura 5-44 se observa la superficie e fractura en fatiga. En las Figuras 5-45 y 5-46 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.

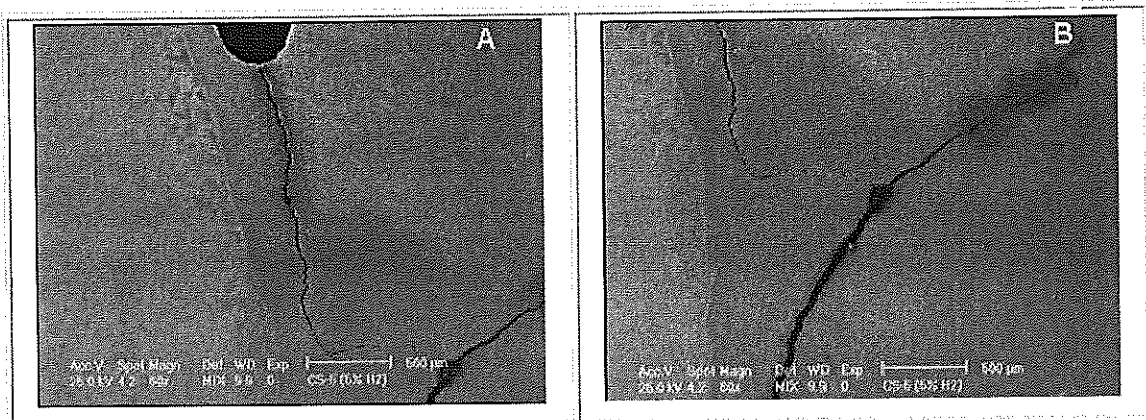


Figura 5-42. Muestra el inicio de la fisura por fatiga en la probeta 5. Se observa que comienza en el metal de soldadura y no sigue un patrón pues como podemos ver en B) desvia su dirección. Ataque: Villella.

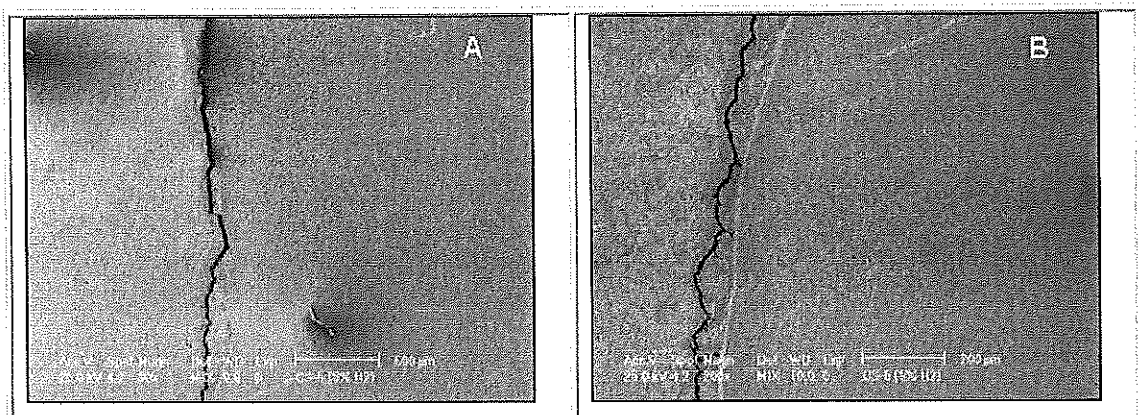


Figura 5-43. Seguimiento de la fisura de fatiga en el espécimen 5. En esta parte del crecimiento observamos que la grieta se ha internado en la ZAT, junto a la línea de fusión. Ataque: Villella.

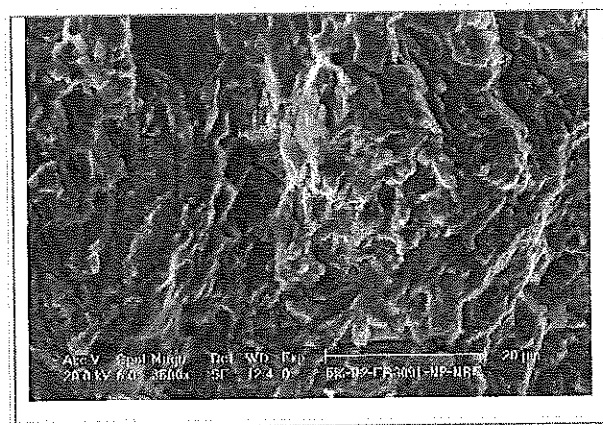


Figura 5-44 Superficie de fractura en la pregrieta de fatiga. Se observan marcas de playa típicas en fatiga.

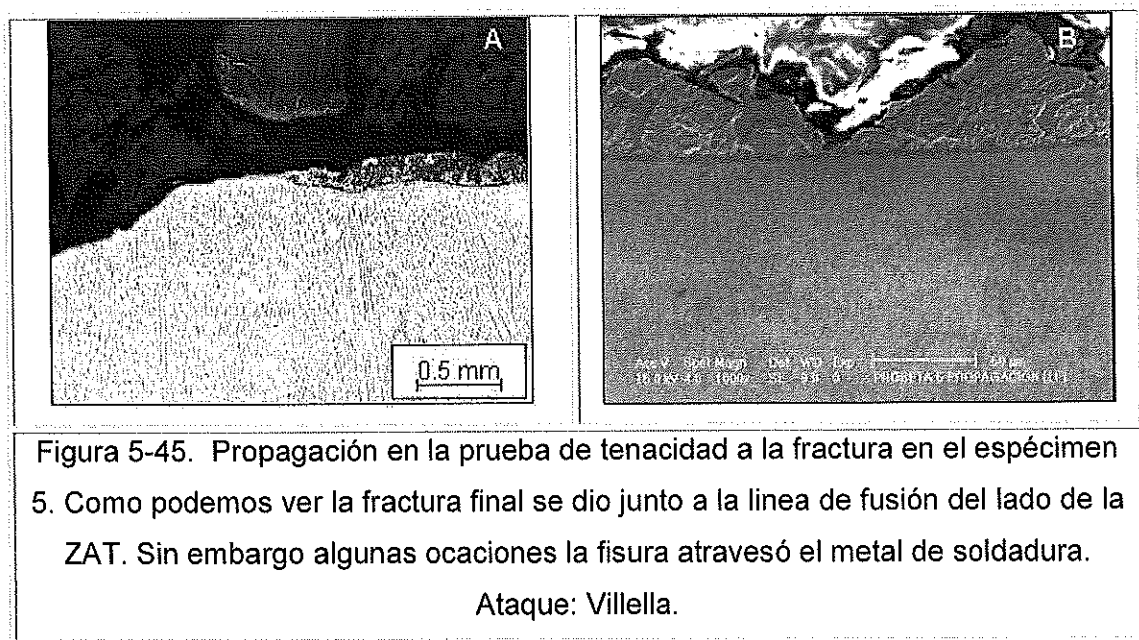


Figura 5-45. Propagación en la prueba de tenacidad a la fractura en el espécimen 5. Como podemos ver la fractura final se dio junto a la línea de fusión del lado de la ZAT. Sin embargo algunas ocasiones la fisura atravesó el metal de soldadura.

Ataque: Villella.

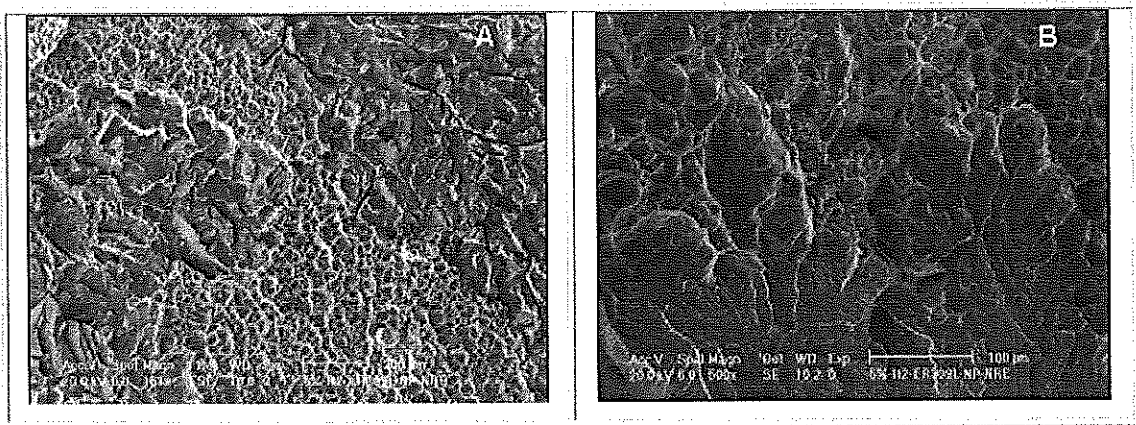


Figura 5-46. La propagación de fractura en la prueba de tenacidad a la fisuración, mostró una superficie con características frágiles (clivaje) y dúctiles (caloesencia de microcavidades). Esto es generado por los dos materiales por lo que atraviesa la fractura: la ZAT y el MS.

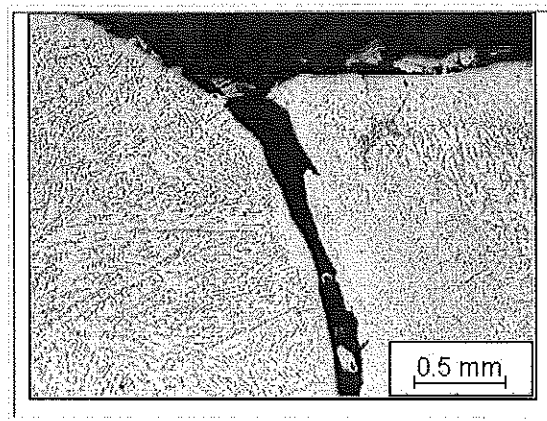


Figura 5-47. Muestra uno de los defectos encontrados en la soldadura del espécimen 5. En la Figura 5-42 podemos ver como este defecto es el que dirige el comportamiento de la fisura (50X; ataque: Villella).

El seguimiento de la fisura en el espécimen 7 (ERT410 + 260°C de precalentamiento) se muestra en la Figuras 5-48 y en la 5-49 se ilustra la propagación de la fractura en la prueba de tenacidad.

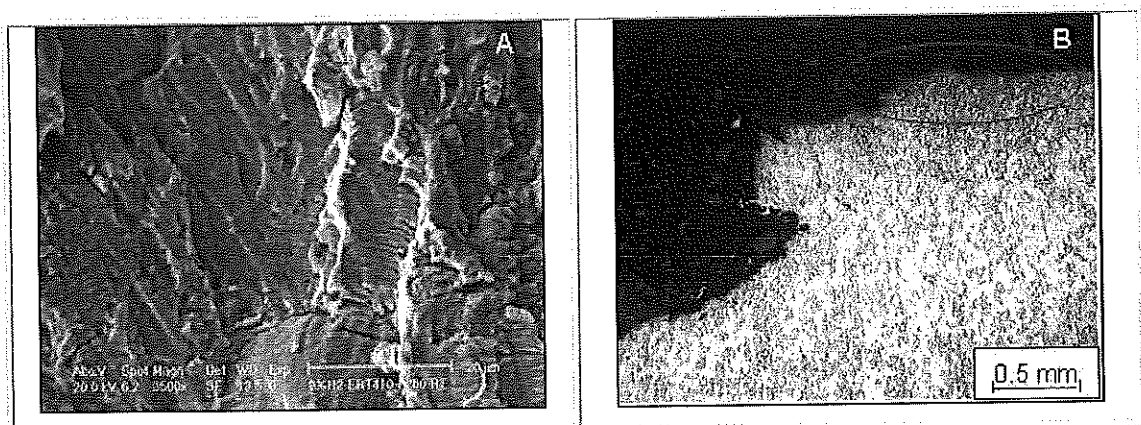


Figura 5-48. A) Fractografía de fatiga del espécimen 7. B) Sección longitudinal de la fisura. En la parte derecha (rodeada de rojo) se aprecia que la fatiga se desarrollo en la ZAT, sin embargo la propagación en la prueba de tenacidad se dio en el metal base, como se puede ver en la izquierda de B). (50X; ataque: Villella)

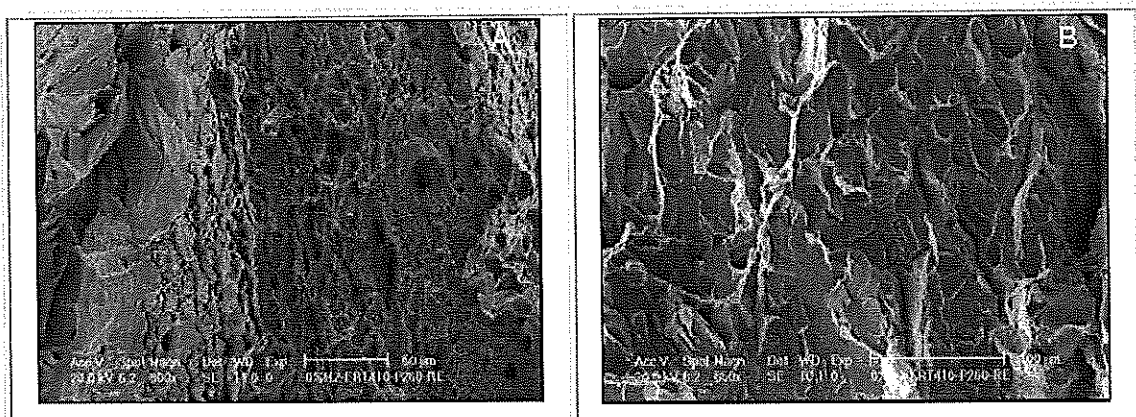


Figura 5-49. Característica de propagación de la fractura en la prueba de tenacidad a la fisuración A) Secciones que muestran un aspecto ductil (coalescencia de microcavidades) y B) secciones totalmente fragiles (clivaje).

El seguimiento de la fisura en el espécimen 8 (ERT410 + 210°C de precalentamiento) se muestra en la Figura 5-50. En las Figuras 5-51 y 5-52 se ilustran las características en las superficies de fractura y el comportamiento del material.

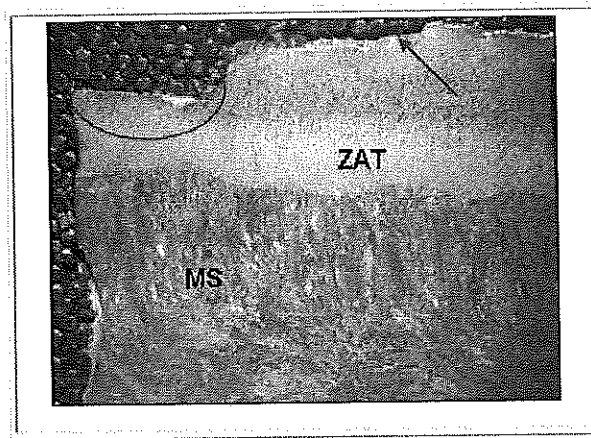


Figura 5-50. Sección longitudinal del crecimiento de la fractura del espécimen 8. Indicado en el ovalo rojo se encuentra la sección de fatiga. Como podemos ver la fatiga se desarrolla en la parte de final de la ZAT, hacia el interior del metal base. La propagación final de la fractura en la prueba de tenacidad cambio su trayectoria hacia el metal base (flecha roja). Ataque: Villella.

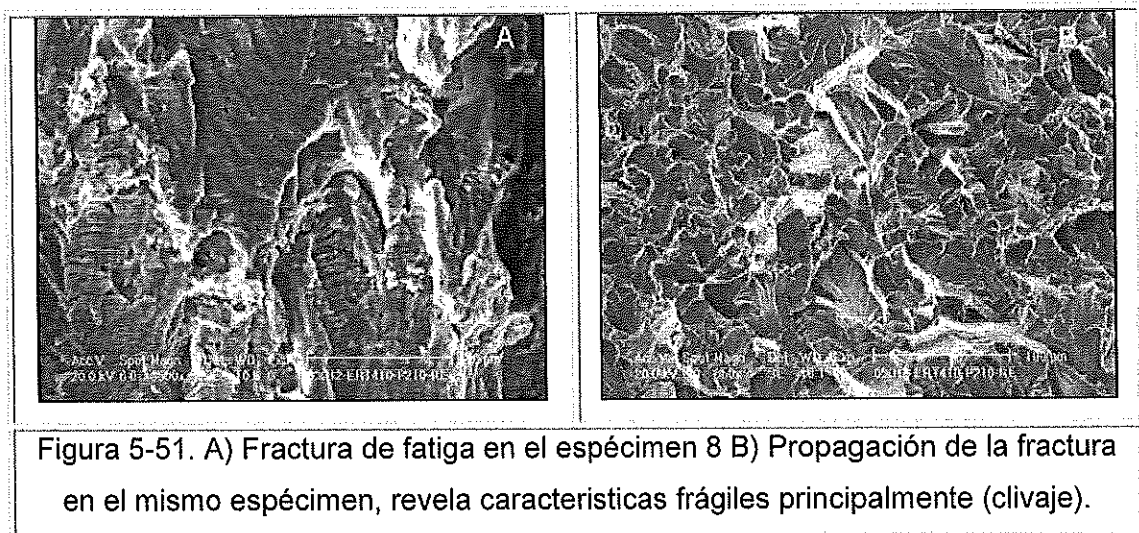
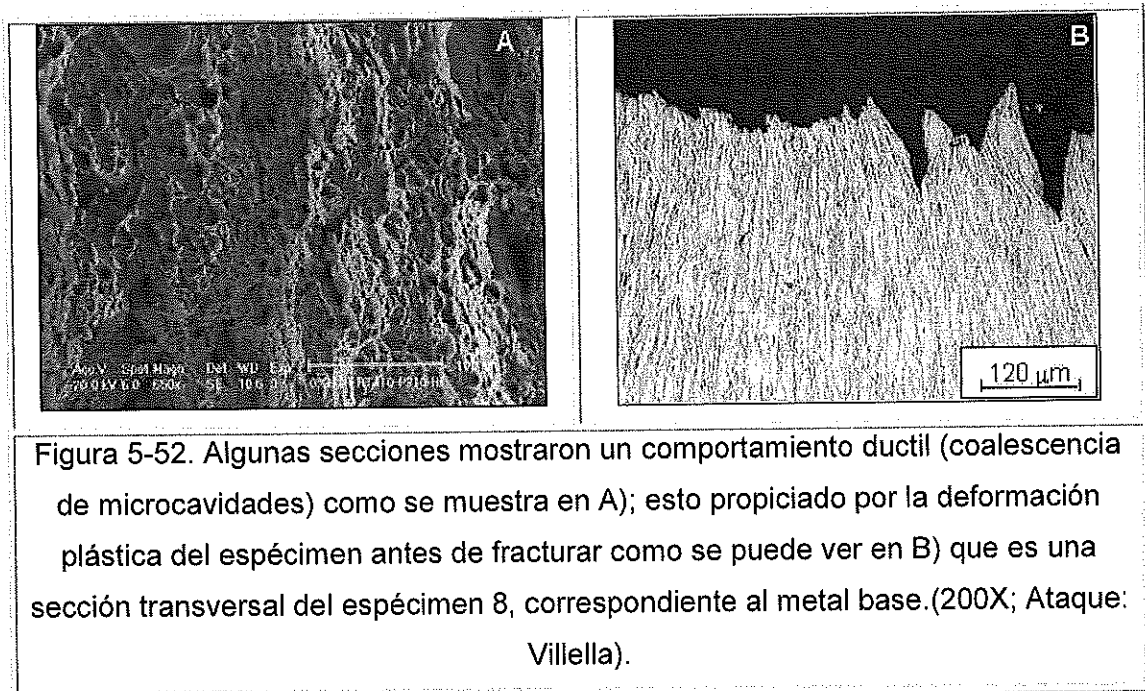


Figura 5-51. A) Fractura de fatiga en el espécimen 8 B) Propagación de la fractura en el mismo espécimen, revela características frágiles principalmente (clivaje).



V.6.8 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 la tabla 5-7.

Tabla 5-7. 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

V.7 DISCUSIÓN.

Observando las gráficas (Figura 5-18) 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 5-35), 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 5-39). 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 5-42 y 5-43).

Como podemos observar en la Figura 5-35 la trayectoria de la fisura, en el espécimen 3, 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 pasaría a la zona afectada por el calor, por tener esfuerzos contenidos en ella. En cambio la fisura se dió totalmente en el metal de soldadura. Basándonos en las curvas de velocidad de propagación (Figura 5-18) 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 5-38 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 *et al.*, [5-20], 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 *et al.*, [5-21], 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 5-42B y 5-47. 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, [5-22], 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 *et al.*, [5-23], 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 5-28). 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 5-31 y 5-32, 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 (Tabla 5-4), 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 las especímenes 4(309L+2.5%H₂), 7 y 8 (con precalentamiento y relevado de esfuerzos) el ajuste fue más aceptable. Según las Figuras 5-39, 5-40, 5-48 y 5-50 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 5-33 y 5-34. Los gráficos de ajuste al modelo de Paris (Figura 5-19) 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 (Tabla 5-4) el espécimen con menor resistencia, de estos tres, fue el 4, debido a que su zona afecta 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 afecta 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, [5-22], 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 5-20 y 5-21 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.

CAPITULO VI. CONCLUSIONES

VI.1 Distribución y Medición del Hidrogeno Difusible

- 1) Se implementó en los laboratorios del CIDESI la metodología de medición de hidrógeno difusible en soldaduras aplicadas con el proceso de soldadura GMAW.
- 2) Se realizaron mediciones de hidrogeno difusible de acuerdo a lo especificado en ANSI/AWS A4.3-93, 1993, cordones de soldadura realizados con material de aporte ferrítico/martensítico, ER410S (12% Cr) y austenítico ER309L. Los resultados validaron la hipótesis de que el acero inoxidable austenítico atrapa el hidrógeno accesado a través de la antorcha en el gas de protección, no permitiendo su difusión, dentro de los porcentajes utilizados en la experimentación. Esto confirma la práctica común de utilizar material de aporte austenítico en uniones de soldadura de materiales susceptibles a la fractura inducida por hidrogeno.
- 3) La comparación entre los resultados medidos experimentalmente y los calculados teóricamente muestran una desviación en el rango analizado (0 a 5% de hidrógeno en el gas de protección) de 20 a 30% de error. Si bien la magnitud del error es bastante amplio se puede aceptar la validez de la ley de Sievert ya que un análisis más detallado nos revela que el contenido del hidrógeno del metal de soldadura cae dentro de la gama calculada para el equilibrio químico en 1550 y 2000 °C, dependiendo de la corriente aplicada de la soldadura. Esto demuestra que la temperatura eficaz de la reacción es sensible a las variaciones en las condiciones operacionales, en otras palabras pequeñas variaciones en los parámetros que inciden en el ciclo térmico de la soldadura (voltaje, amperaje y temperatura del metal base), afectaran la solubilidad del hidrogeno y consecuentemente para lograr una mayor coincidencia entre los valores medidos experimentalmente y los calculados teóricamente, se requiere un estricto control y monitoreo de la temperatura del metal de soldadura. Bajo estas consideraciones, la solubilidad S_x del hidrogeno en el hierro deberá estar dentro del rango de 33 a 46 ppm (lo correspondiente al rango de temperatura de 1550 a 2000 °C).

Para los cálculos teóricos reportados se considero un $S_x = 33$ ppm. Efectuando los cálculos teóricos del hidrogeno difusible entre 33 y 46 ppm, evidentemente los resultados experimentales caen dentro del mismo.

VI.2 SUSCEPTIBILIDAD A LA FRACTURA INDUCIDA POR HIDROGENO (FIH).

Se demuestra que la prueba del implante es una metodología vigente para evaluar (FIH) de soldadura de placa clad, y factible de ser implementada de manera económica en cualquier laboratorio. Con algunas modificaciones, puede ser aplicada en la evaluación de la susceptibilidad a la fractura de recalentamiento, abajo del cordón (underbead crack) y análisis de soldabilidad de recubrimientos aleados (weld overlaying).

El modelo matemático desarrollado en CIDESI para calcular el esfuerzo crítico de fractura ha sido comparado con otros modelos con resultados satisfactorios.

Los valores tan altos obtenidos de esfuerzo crítico de fractura en la prueba de implante el perfil de dureza y la microestructura presente, nos indican que el acero inoxidable 12% Cr, sufre un gran endurecimiento en la ZAC, por lo que, se deduce que en la soldadura de este tipo de material, el factor más importante que incide en la susceptibilidad a la FIH en la ZAC es el ciclo térmico, ya que la microestructura presente y la dureza máxima son los factores que tienen un mayor efecto en el esfuerzo crítico de fractura.

Por otro lado, también se puede concluir que una evaluación adicional de las uniones soldadas de acero inoxidable 12% Cr, con carga dinámica (tenacidad a la fractura, fatiga, etc), puede ser determinante para definir el efecto del hidrogeno en el comportamiento mecánico durante servicio.

VI.3 Tenacidad a la Fractura y Crecimiento de Grieta

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.

REFERENCIAS

CAPITULO I

- [1-1] Cieslak, M.J. 2000. *Welding, Brazing and Soldering*, 5ta. Ed., ASM international, U.S.A., p93.
- [1-2] Davis, J.R. 2000. *Welding, Brazing and Soldering*. 5ta. Ed., ASM international, U.S.A., p436.
- [1-3] Glover, A.G., Hauser, D., Metzbower, E.A. 1995. *Failure Analysis and Prevention*. 5ta. Ed., ASM international, U.S.A., p413-415.
- [1-4] Dayal, R.K., Parvathavarthinilos, N. 2003. *Hydrogen Embrittlement in Power Plant Steels*. Sadhana: vol. 28 partes 3 y 4: p431-451.
- [1-5] Maroef, I., Olson, D.L., Eberhart, M., Edwards, G.R. 2002. *Hydrogen Trapping in Ferritic Steel Weld Metal*. International Material Reviews: vol 47: p191-223.
- [1-6] 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 grado de doctor, p19-21 y p29-30.
- [1-7] Coby W Stewart, Aaron M Stryk and Lee Presley, *Chicago Bridge & Iron*, cb&i 5/5/06.)

CAPITULO II

- [2-1] Austral, W.M. 2002.
www.australwright.com.au/DataSheets/Alloys/Stainless.pdf
- [2-2] Davis, J.R. 2000. *Welding, Brazing and Soldering*. 5ta. Ed., ASM international, U.S.A., p436.
- [2-3] Giraldo, J.E., Chaves, C.A. 2004. *El Agrietamiento Inducido por Hidrógeno en Soldaduras de Acero*. Dyna: vol132: p59-64
- [2-4] Castro, R., Cadenet, J.J. 1975. *Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels*. 1ra. Ed., Cambridge University Press, Inglaterra: p45-56
- [2-5] Maroef, I., Olson, D.L., Eberhart, M., Edwards, G.R. 2002. *Hydrogen Trapping in Ferritic Steel Weld Metal*. International Material Reviews: vol 47: p191-223.

CAPITULO III

[3-1] Oystein, G. 1994. *Metallurgical Modelling of Welding*, 2nd. Ed., The Institute of Materials, London, England, p116- 141

[3-2] Doc. IIS/IIW-532-77: *Weld. World*, 1977, 15, 69-72
(Doc. IIS/IIW-532-77: *Weld. World*, 1977, 15, 69-72).

[3-3] O. Grong and N. Christensen: *Scand. J. Metall.*, 1983, 12, 155-165

[3-4] J. F. Lancaster: *Metallurgy of Welding*, 3rd. Ed., 1980, London, George Allen & Unwin Ltd

[3-5] J. Szekely and N.J. Themelis: *Rate Phenomena in Process Metallurgy*, 1971, New York, John Wiley & Sons, Inc.

[3-6] N. Christensen: *Welding Metallurgy Compendium*, 1985, University of Trondheim, The Norwegian Institute of Technology, Trondheim, Norway.

[3-7] ANSI/AWS A4.3-93, *Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, Bainitic, and Ferritic Steel Weld Metal Produced by Arc Welding*

CAPITULO IV

[4-1] Oystein, G. 1994. *Metallurgical Modelling of Welding*, 2nd. Ed., The Institute of Materials, London, England, p509- 526

[4-2] Lancaster, J.F., "*Metallurgy of Welding*", sixth ed., 256-268, Woodhead Publishing, Abington Cambridge, England, 1999.

[4-3] Maroef, I., Olson, D.L., Eberhart, M., Edwards, G.R. 2002. *Hydrogen Trapping in Ferritic Steel Weld Metal*. *International Material Reviews*: vol 47: p191-223.

[4-4] Gedeon, S.A., Eagar, T.W., *Termochemical Analysis of Hydrogen Absorption in Welding*, *Welding Journal*, July, 264s-271s(1990).

[4-5] Pekka Nevasmaa, *Predictive Model for the Prevention of Weld Metal Hydrogen Cracking in High Strength Multipass Welds*, doctorate thesis, University of Oulu, Faculty of Technology (2003).

[4-6] Gangloff, R.P., *Hydrogen Assisted of High Strength Alloys, Comprehensive Structural Integrity*, Elsevier Science Press, N.Y., U.S.A. (2003)

- [4-7] Pitrun, M., *The Effect of Welding Parameters on Levels of Diffusible Hydrogen in Weld Metal Deposited Using Gas Shielding Rutile Flux Cored Wires*, doctorate thesis, The University of Wollongong, Dpt. of Materials Engineering (2004).
- [4-8] Giraldo, J.E., Chaves, C.A. 2004. *El Agrietamiento Inducido por Hidrógeno en Soldaduras de Acero*. Dyna: vol132: p59-64
- [4-9] Masubuchi, K., *Analysis of Welded Structures*, 1st. Ed., 518-576, Pergamon Press Ltd., Oxford, England (1980).
- [4-10] EL-Hebeary, R., L-Shennawy, M., Abdel-Aziz, A., *Controlling the Risk of Hydrogen Induced Cracking of Steel Weld*, 2004 IIW International Congress, 19-33, Cairo, Egypt (2004).
- [4-11] Satoh, K.; S., Matsui, K., Horikawa; O., Takagi; K., Terai; S., Yamada y Y., Okuma, *Correlation of implant test with the RRC and the TRC tests*, Transactions of the Japan Welding Society, 6(1), 31-41(1975).
- [4-12] Granjon, H., Debiez, S., y Gaillard, R., *Implant Method at the Institute de Soudure*, Metal Construction and British Welding Journal, 5(10), 384-389(1973).
- [4-13] Dadian, M., *Cold Cracking Test Methods using Implants*, Welding in the World, 23(1), 12-21, (1985).
- [4-14] Christensen, N. y T Simonsen, *Assesment of Weldability by the Implant Method*, Scandinavian Journal Metallurgy, 10(3), 127-133, (1981).
- [4-15] Oriani, R. A., *The Physical and Metallurgical Aspects of Hydrogen in Metals*, ICCF4, Fourth International Conference on Cold Fusion", Lahaima Maui, Electrical Power Research Institute 3412, Hillview Av., Palo Alto CA 94304, USA (1993).
- [4-16] Kedzierzawski, P., *Hydrogen Trapping in Iron and Iron Alloys*, Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys, 1st. Ed., Noyes Publications, 271-288, New Jersey, USA (1985).
- [4-17] ASTM E1086-94, *Standard Test Method for Optical Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Stainless Steel by the Point-to-Plane Excitation Technique* (2000).

[4-18] ASTM A370-05 *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, PA, USA (2005)

[4-19] ANSI/AWS A4.3-93, *Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, Bainitic, and Ferritic Steel Weld Metal Produced by Arc Welding*

[4-20] Kasuya, T.; N., Yurioka; M., Okumura; "Methods for Predicting Maximum Hardness of Heat-Affected Zone and Selecting Necessary Preheat Temperature for Steel Welding", Nippon Steel Technical Report No. 65, April, 7-14, (1995).

[4-21] Matsui, S. y M., Inagaki; "Recent Trends of Research on Cold Cracking with Implant Test in Japan", The Institute International of Welding, Doc. IIW-IX-970-76 (1976).

CAPITULO V

[5-1] Dowling, N.E. 1988. *Mechanical Behavior of Materials*. 2nd Ed. Prentice Hall, U.S.A: p286-336, 488-511.

[5-2] González, J.L. 1998. *Mecánica de Fractura Bases y Aplicaciones*. 1ra. Ed., Limusa Noriega Editores, México: p51-53

[5-3] P. Paris and F. Erdogan (1963), *A critical analysis of crack propagation laws*, Journal of Basic Engineering, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, December 1963, pp.528-534.

[5-4] Saxena, A., Muhlstein, C.L. 1997. *Fatigue and Fracture*, 2nd. Ed., ASM international, U.S.A.: p168-169

[5-5] Holliday, D.B. 2000. *Welding, Brazing and Soldering*, 5th Ed., ASM international, U.S.A.: p180-185.

[5-6] *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, ASTM E647-00, 2002.

[5-7] ASM-Committe. 1997. *Mechanical Testing*. 6th Ed., ASM international, U.S.A.: p 377-379.

[5-8] *Standard Test Method for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, ASTM E399-97, 2002.

- [5-9]** *Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of fracture resistance curves and initiation values for stable crack extension in metallic materials*, BS7448-4:1997
- [5-10]** Kerlins, V., Phillips, A. 1992. *Fractography*, 2nd Ed., ASM international, U.S.A: p12-13.
- [5-11]** Ryder, D.A., Davies, T.J., Brough, I., Hutchings, F.R. 1995. *Failure Analysis and Prevention*. 5th Ed., ASM international, U.S.A: p16-27
- [5-12]** Dallam, C.B., Damkroger, B.K. 2000. *Welding, Brazing and Soldering*, 5th Ed., ASM international, U.S.A: p99
- [5-13]** Huppi, G.S., Damkroger, B.K., Dallam, C.B. 1998. *Metallography and Microstructures*, 8th Ed., ASM international, U.S.A.: p577-578.
- [5-14]** Fee, A.R., Segabache, R., Tobolski, E.L. 1997. *Mechanical Testing*, 6th Ed., ASM international, U.S.A.: p90-95.
- [5-15]** Exner, H.E. 1998. *Metallography and Microstructures*, 8th Ed., ASM international, U.S.A.: p92-93.
- [5-16]** Hayden, W. 1968. *Propiedades Mecánicas de los Materiales*, 1ra. Ed., Editorial Limusa-Wiley, S.A., México, p61-65.
- [5-17]** Creteigny, L., Saxena, A., *Fracture Toughness Behavior of Weldments with Mis-Matched Properties at Elevated Temperature*, Int. J. Fracture 92 (1998), p119-130.
- [5-18]** Davis, J.R. 2000. *Welding, Brazing and Soldering*. 5ta. Ed., ASM international, U.S.A., p436.
- [5-19]** Vander, G.F., Hughston, M.J. 1998. *Metallography Principles and Practice*, 1st Ed., McGraw Hill, U.S.A. p.33-35
- [5-20]** Park, Y.D., Maroef, I.S., Landau, A., Olson, D.L., Retained Austenite as Hydrogen Trap on Steel Welds, AWS WELD J. (Suppl.)(2002) 27-35.
- [5-21]** Rowe, M.D., Nelson, T.W., Lippold, J.C., Hydrogen Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds, Weld J. (Suppl.) (1999) 31-37.
- [5-22]** Takei, K., Yorokobi, A.T. 2004, "The Analysis of Hydrogen Diffusion Under Heat Transfer Condition Around the Heat Affected Zone of Welding". Key Engineering Materials: Vols: 261-263, 931-936.

[5-23] Carrouge, D., Bhadeshia, H.K.D.H., Woollin, P., *Microstructural Change in High Temperature Heat-Affected Zone of Low Carbon Weldable "13 %Cr" Martensitic Stainless Steels*, *Stainless Steel World* (2002) 16-23.