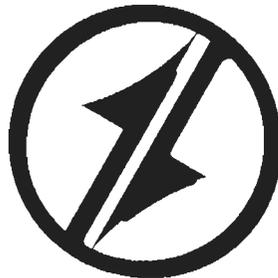


**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**APLICACIÓN DEL PROCESO ERW PARA LA FABRICACIÓN DE TUBERÍA  
PARA AMBIENTE AMARGO**

**POR**

**ING. MARCO ANTONIO PADILLA SANTILLÁN**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 29 ENERO DE 2007**

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**APLICACIÓN DEL PROCESO ERW PARA LA FABRICACIÓN DE TUBERÍA  
PARA AMBIENTE AMARGO**

**POR**

**ING. MARCO ANTONIO PADILLA SANTILLÁN**

**MONOGRAFÍA**

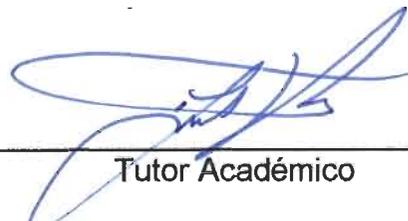
**EN OPCION COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA  
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

**SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 29 ENERO DE 2007**

**Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, S.A. de C.V.**  
**Gerencia de Desarrollo Humano**  
**División de Estudios de Postgrado**

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la monografía "APLICACIÓN DEL PROCESO ERW PARA LA FABRICACIÓN DE TUBERÍA PARA AMBIENTE AMARGO", realizada por el alumno (a) Marco Antonio Padilla Santillán, con número de matrícula 05ES-031 sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

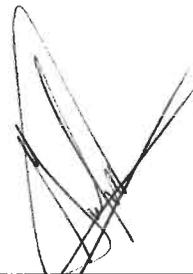


Tutor Académico

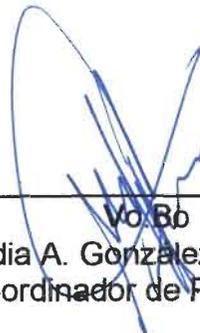
Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés



Tutor en Planta  
Ing. José Eduardo Frías Treviño



Asesor  
M.C. Gabriel García Cerecero



Vo Bo  
Claudia A. González Rodríguez  
Coordinador de Postgrado

# AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se lo dedico especialmente a mi familia por todo el apoyo y comprensión que me brindaron. A mi esposa Esmeralda Morales, a mis hijos Marco Antonio y Mía Esmeralda por que fueron pacientes durante todo este tiempo y me supieron apoyar en todo momento.

A todos mis compañeros de trabajo que de una u otra manera también me apoyaron a terminar este trabajo. A mis jefes Eduardo Frías y Ramiro Torres por su apoyo y asesoramiento para lograr este objetivo. Muy en especial para Benito Arellano y toda su familia que durante todo el tiempo de la especialidad me brindaron todo el apoyo, y me alentaron a seguir adelante.

A todos los compañeros de la especialidad, así como a todos los maestros que de alguna forma me brindaron su apoyo. En especial al Dr. Felipe A. Reyes, Dr. Alejandro Garza y al Ing. Gabriel García por todo el apoyo y asesoramiento de ellos para el buen termino de este trabajo.

A Dios por haberme brindado la oportunidad de estudiar esta especialidad y permitirme llegar a la conclusión de la misma.

# INDICE

## AGRADECIMIENTOS

1. Síntesis	1
2. Introducción.	4
3. Antecedentes.	5
4. Procesos de Manufactura para Tubería	8
5. Tipos de Proceso de Soldadura por Resistencia Eléctrica para Tubería	10
5.1 Soldadura por Inducción	11
5.2 Soldadura por Contactos	11
6. Proceso de Soldadura ERW para Tubería. Aplicada en Tubacero	13
5.1 Molino	13
5.2 Acabado	16
7. Gas Amargo	22
8. Defectos de Soldadura	24
9. Grooving Corrosion (Ranuras)	29
10. Fracturas en soldadura en tubos fabricados por el proceso ERW	40
11. Evaluación de una fatigas en tubería de ERW	53
12. Conclusiones	71
13. Bibliografía	74
14. Referencias	75

# 1.

## SÍNTESIS

Hay dos tipos de proceso de soldadura de alta frecuencia para soldar tubería de forma continua. La soldadura de contacto de alta frecuencia y la soldadura por inducción de alta frecuencia. La soldadura de contacto difiere de soldadura de inducción, en que una usa contactos para introducir la corriente de alta frecuencia en las orillas del rollo o placa, y la otra utiliza una bobina enrollada alrededor del rollo o placa para soldar. La soldadura de contactos es uno de los métodos mas eficientes transfiriendo la corriente de alta frecuencia de salida para la transformación del rollo o placa.

El gas amargo es gas natural que contiene el sulfuro del hidrógeno ( $H_2S$ ), un compuesto de dos átomos del hidrógeno y un átomo del sulfuro. El gas amargo es cualquier gas natural que contiene cantidades mensurables de  $H_2S$ . En algunas referencias, el gas amargo se define más estrecho como gas natural que contiene más de 1% de  $H_2S$ .

Algunos de los defectos que se mencionaran en este trabajo son los siguientes:

- ▶ Falta de fusión
- ▶ Porosidad
- ▶ Soldadura débil

- ▶ Defectos periódicos
- ▶ Defectos cortos no periódicos
- ▶ Grietas de gancho
- ▶ Baja ductilidad de zona de soldadura
- ▶ Marcas de contacto
- ▶ Zona de soldadura delgada

El grooving corrosion es una corrosión localizada en la soldadura. Analizada en un microscopio electrónico de barrido revela que la corrosión comienza inmediatamente en las inclusiones de MnS y se desarrolla en grooving corrosion con la ayuda de macro células formadas entre la estrecha soldadura anódica y el metal base del tubo catódico. La alta susceptibilidad en corrosión de las inclusiones de MnS en la soldadura es debida por su enriquecimiento de S causado por el rápido calentamiento y enfriamiento de la soldadura.

Las grietas en soldadura en un tubo fabricado por el método ERW han sido examinadas basadas en la suposición que la nucleación de la grieta así como la propagación en un sistema se debe al resultado a una disminución en la energía libre del sistema. La tendencia de la grieta en tubos de ERW es medido por el gradiente de la energía de la soldadura y ha mostrado que la tendencia de la grieta puede ser medida por un parámetro  $R$ . Se examinaron varias probetas de tubos de ERW con grietas y sin grietas en soldadura para determinar el parámetro  $R$ . Se encontró que las grietas en la soldadura ocurren cuando  $R$  excede un valor de 25. Más allá del incremento del valor de  $R$  producido se incrementa la gravedad de la grieta.

Una ruptura en un tubo de 14in de diámetro,  $\frac{1}{4}$  in de espesor API 5L X46 fue debido a la inesperada propagación de una fractura longitudinal en la soldadura ERW. Las grietas iniciaban de un pequeño defecto, tipo de grieta de gancho en la superficie externa del tubo, en la muy deformada y endurecida

área central de la soldadura ERW. Las pruebas de fatiga se llevaron a cabo por la característica inicial y la propagación de las grietas de fatiga en la soldadura y metal base, en dos regiones de la tubería. Las probetas fueron sujetas a esfuerzos cíclicos similares a aquellos que fueron producidos durante el paso de un diablito de limpieza. El crecimiento de la fatiga fue planeado para integración de resultados experimentales. La fatiga vive aproximadamente 20,000 ciclos justificando la propagación de la fatiga a la falta de metal de soldadura, de un defecto inicial de 2mm de profundidad producido durante la fabricación.

## 2.

# INTRODUCCIÓN

El proceso de soldadura por resistencia eléctrica (ERW) es uno de los procesos que en la actualidad tiene una gran aplicación en la fabricación de tubería de acero al carbón para distintas aplicaciones, tales como el manejo de hidrocarburos, gases, líquidos, así como también en el ramo de la construcción, etc. y de acuerdo a la demanda del mercado mundial.

La fabricación de acero y tubería para la conducción de hidrocarburos, por la importancia que reviste para el desarrollo de los países, se ha mantenido en continuo desarrollo, mejorando la calidad, seguridad y productividad a lo largo de toda la cadena de negocios de la industria petrolera. Un importante componente de esta industria son las líneas de conducción de hidrocarburos.

Dentro de las líneas de conducción, el proceso de ERW es uno de los más económicos comparado con proceso de arco sumergido y/o soldadura sin costura.

La extracción de crudo ha obligado a explotar yacimientos de petróleo con un alto contenido de  $H_2S$  por lo cual las industrias petroleras demandan tuberías adecuadas para resistir el ataque de este compuesto.

### 3.

## ANTECEDENTES DEL PROCESO DE SOLDADURA ERW

La conversión de placa a tubo tuvo sus principios en 1824 cuando James Russell registro la patente en Londres para forjar las orillas de una placa caliente en un tubo. El siguiente año Cornelius Whitehouse mejoro el proceso estirando una placa caliente a través de un molde. El nuevo proceso llamado "Soldadura de extremos" se usó primero en los Estados Unidos en 1832 en un molino en Filadelfia, Pennsylvania.

Todo tubo soldado de los extremos se produjo de hierro forjado hasta 1887, cuando la Riverside Iron Works de Wheeling, Virginia Oriental, empezó a producir tubos de acero suave. En 1921 la compañía de tubos Fretz-Moon demostró que la fabricación de tubo de soldadura de extremos podría realizarse en base a una producción continua.

En el proceso de soldadura de extremos demostraron que los tubos pudieran producirse desde placa plana pero no era hasta 1931 cuando Reimer Kurtze of Youngstown, Ohio obtuvo una patente para pre-formar en frío la placa, por eso el proceso de ERW se hizo practico. Su patente era titulada "Métodos y Aparatos para Formar Tubos".

El proceso de ERW moderno utiliza rollos de acero, normalmente el tubo es de la misma longitud que el rollo, aunque al final del molino esta la cortadora de tubos que hace el corte a la longitud del tubo deseada. Se han desarrollado muchas variaciones en el proceso de formado y soldado con los siguientes pasos básicos:

1. Desenrollar
2. Nivelar
3. Cortar orillas
4. Formado
5. Preparación de las orillas
6. Pasos Guías
7. Soldadora
8. Cortar rebaba
9. Normalizado
10. Cortar a longitud.

Hay dos tipos de soldadoras de uso común actualmente. Pueden describirse como soldadura de contacto (Fig. 3.1) y soldadura de inducción (Fig. 3.2). La soldadoras originales eran de frecuencia baja (normalmente 150 a 900 hertz) usando electrodos tipo rueda.

Las soldaduras de contacto de ahora son usualmente de alta frecuencia (200 a 400 KHz) y producen un HAZ muy angosto. Estas son unidades muy eficientes y tienen entradas de poder de 300 a 600KW o aun más altos. Dependiendo del grado del material y el espesor, la velocidad de la soldadura puede variar de menos de 100Ft/min. a varios de cientos de Ft/min.

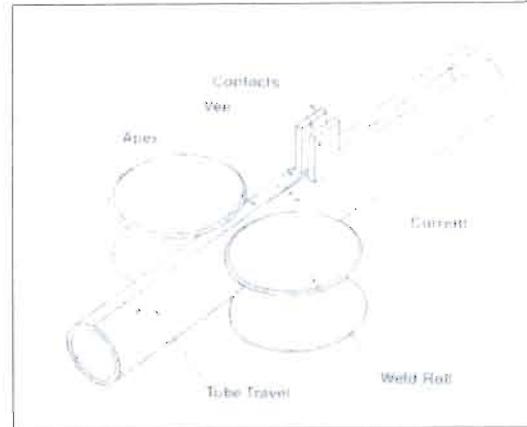


Fig. 3.1 Soldadura de Contactos

Las soldaduras de inducción son también eficientes, de alta frecuencia, unidades de alto poder que producen un HAZ angosto. El diámetro interno de la bobina de inducción es usualmente menor una pulgada que el diámetro externo del tubo a soldarse.

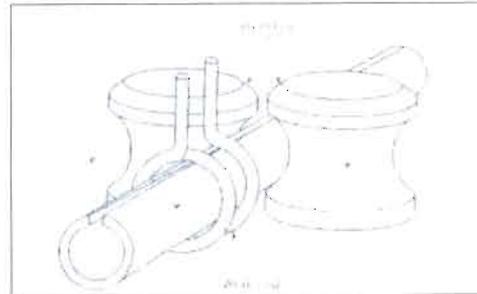


Fig. 3.2 Soldadura por inducción

## 4.

# PROCESOS DE MANUFACTURA PARA TUBERÍA

### 4.1 Proceso sin costura

El proceso sin costura es un proceso de acero trabajado en caliente para formar un producto tubular sin una costura de soldadura. Si es necesario, el producto tubular trabajado en caliente puede posteriormente terminar en frío para producir la forma, las dimensiones y las propiedades deseadas.

### 4.2 Procesos de soldadura

#### 4.2.1 Sin metal de aporte

##### 4.2.1.1 Soldadura continúa

La soldadura continúa es un proceso formando una costura calentando la placa o rollo en un horno y mecánicamente presionando las orillas para unirlos, donde se han unido rollos sucesivamente para mantener un flujo continuo de acero para el molino de soldadura.

##### 4.2.1.2 Soldadura Eléctrica (ERW)

La soldadura eléctrica es un proceso formando una costura por resistencia o inducción eléctrica, en la que las orillas son mecánicamente

presionadas para unirlos y soldadas por el calor generado por la resistencia al flujo de corriente eléctrica.

#### 4.2.1.3 Soldadura Láser (LBW)

La soldadura láser es un proceso de soldadura que usa un haz de láser y una técnica de agujero para producir la fundición y coalescencia de las orillas para soldarse. Las orillas pueden ser precalentadas. La protección se obtiene completamente de un gas o mezcla de gases externo.

### 4.2.2 Con metal de aporte

#### 4.2.2.1 Arco Sumergido (SAW)

La soldadura por arco sumergido (Submerged Arc Welding SAW) produce la coalescencia de metales calentándose con un arco entre un electrodo de metal desnudo y el trabajo. El arco y el metal derretido están "sumergidos" en un manto de fundente granular fusible sobre la pieza de trabajo. No se aplica presión, y el metal de aporte se obtiene del electrodo y en ocasiones de un suministro complementario como una varilla para soldar.

#### 4.2.2.2 Soldadura de arco con protección de gas. (GMAW)

Un proceso de soldadura por arco donde la coalescencia se produce calentando con un arco entre un electrodo (consumible) de metal de aporte continuo y la pieza de trabajo. Toda la protección se obtiene de un gas o mezcla de gas suministrado externamente. No se aplica presión, y el metal de aporte se obtiene del electrodo.

El proceso de soldadura al arco con alambre protegido por gas usa calor intenso de un arco eléctrico para derretir el metal de aportación y el metal base. El alambre-electrodo sólido desnudo consumible se alimenta continuamente al arco, el metal de soldadura depositado se forma del metal fundido de la punta del alambre-electrodo y es transferido a través del arco a la pieza de trabajo, el gas protege la soldadura contra la contaminación.

## 5.

# TIPOS DE PROCESOS DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA PARA TUBERÍA

Hay dos tipos de proceso de soldadura de alta frecuencia para soldar tubería de forma continua. La soldadura de contacto de alta frecuencia que fue inventada por Wallace Rud en los años 50's y la soldadura por inducción de alta frecuencia que fue desarrollada por ese mismo tiempo.

La soldadura de contacto difiere de soldadura de inducción, en que una usa contactos para introducir la corriente de alta frecuencia en las orillas del rollo o placa, y la otra utiliza una bobina enrollada alrededor del rollo o placa para soldar. La soldadura de contactos es uno de los métodos mas eficientes transfiriendo la corriente de alta frecuencia de salida para la transformación del rollo o placa.

A continuación se describen las similitudes y diferencias en los 2 procesos.

### **5.1 Soldadura por Inducción**

En el proceso de soldadura por inducción, la corriente de alta frecuencia es aproximadamente de 400KHz es inducida en la línea de unión del tubo abierto por una bobina de inducción localizada arriba del punto de soldadura como se muestra en la Fig. 3.2. Las orillas del rollo o placa van separadas cuando pasan por la bobina, formando una "V" cuyo vértice esta ligeramente arriba del punto de soldadura. La bobina no tiene contacto con el tubo.

La densidad de la corriente es más alta en las orillas cerca del vértice. El calor rápido toma lugar causando que las orillas estén a una temperatura de soldado cuando lleguen al vértice. La fuerza de los roles de presión unen las orillas completando el proceso de soldadura.

### **5.2 Soldadura por contacto**

En el proceso de soldadura por contactos, la corriente de alta frecuencia es de aproximadamente 450KHz es introducida a las orillas de la placa o rollo por medio de contactos localizado arriba del punto de soldadura como se muestra en la Fig. 3.1.

Las orillas de la placa o rollo son separadas por los contactos formando una "V" cuyo vértice esta ligeramente en arriba del punto de soldadura. La corriente de alta frecuencia fluye de un contacto a lo largo de la orilla de la "V" y regresa a lo largo de la otra orilla de la "V" debido al efecto de piel y el efecto de proximidad. Esta alta concentración de corriente precalienta las orillas para que tengan una temperatura de soldadura cuando lleguen a juntarse en el vértice. La alta velocidad del tubo es parte inherente del proceso porque esto reduce el transcurrir del tiempo entre los contactos y el punto de soldadura.

Etapas del proceso:

➤ Calentamiento de las orillas



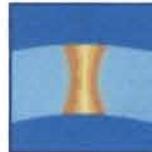
➤ Aproximación con las condiciones apropiadas



➤ Forjado y extrusión

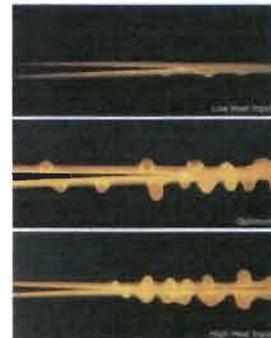


➤ Acabado



Variables críticas de desempeño en el proceso ERW

- Voltaje
- Amperaje
- Velocidad
- Angulo de la "V"
- Distancia de los contactos
- Ajustes y reducciones
- Frecuencia de la corriente



## 6.

# PROCESO DE SOLDADURA ERW PARA TUBERÍA. APLICADA EN TUBACERO S.A. DE C.V.

La fabricación de tubería por el proceso ERW formado continuo abarca desde el corte de orillas de la placa o rollo, hasta que ésta es soldada por resistencia eléctrica de alta frecuencia y después pasa al área de acabado donde se realizan las pruebas de calidad para asegurar que el producto cumpla con los requisitos establecidos en API, y/o algunos requisitos del mismo cliente.

A continuación se describen las operaciones que se llevan a cabo en las dos secciones.

### **MOLINO:**

La sección de molino esta formado como se describe a continuación:

1. Línea de corte
2. Preformado
3. Guías
4. Soldadora
5. Normalizado

6. Zona de Enfriamiento
7. Dimensionador "Sizer"
8. Cortadora Móvil
9. Esténcil

## 1. LÍNEA DE CORTE

La línea de corte está compuesta por una niveladora, cortadora de orillas y enrolladora. El objetivo de esta línea es eliminar puntas, colas y orillas de los rollos de acero, esto para darle al rollo las dimensiones requeridas para la fabricación de la tubería solicitada, al mismo tiempo facilitar el proceso de soldadura que se realiza posteriormente. Una vez terminado este proceso, el rollo preparado es transportado hacia el almacén de preformado.

## 2. PREFORMADO

El preformado de un tubo consta de 4 pasos principales, apoyados de secciones de roles de orilla entre cada paso y una niveladora

Para iniciar el formado del tubo, se coloca el rollo en la niveladora, para que empiece el proceso de formado en los 4 pasos principales en los cuales mediante rolado en frío pasa de la forma plana a la forma "U".

## 3. GUÍAS

Consta de 3 pasos de roles guidores para que la placa o rollo vaya cerrando las orillas hasta formar la "O" en el centro del equipo de soldar.

## 4. SOLDADORA DE CONTACTOS

Una vez que el rollo o placa tenga la forma de "O" con un equipo de soldadora de Alta Frecuencia de 600Kw, a través de contactos de cobre se suelda las orillas aplicando presión en las mismas, a éste proceso se le llama Soldadura por Resistencia Eléctrica, el principio básico es el de llevar las orillas

de la placa a una temperatura tal que produzca una zona plástica y mediante presión uniforme se produce la unión o soldadura eléctrica. La rebaba generada por la soldadora se elimina mediante pastillas de corte interior y exteriormente.

#### 5. NORMALIZADO

Después de realizar la soldadura eléctrica inmediatamente se le aplica un tratamiento térmico por inducción a una temperatura aproximada de 1600°F con 2 secciones de barras de normalizado con el objetivo de restituirle las propiedades físicas, mecánicas y metalúrgicas al acero.

#### 6. ZONA DE ENFRIAMIENTO

El tubo al salir de normalizado, se encuentra caliente por lo que se procede a enfriarlo, primero a temperatura ambiente y después pasa por unos enfriadores donde se le aplica chorros de agua con aceite soluble.

#### 7. DIMENSIONADOR (SIZER)

Después de pasar por la zona de enfriamiento ambiental y por chorros de agua soluble, la tubería ya soldada pasa por 3 pasos de Sizer para dar la reactividad y diámetro requerido por el proceso.

#### 8. CORTADORA MÓVIL

El tubo que sale del sizer esta listo para cortarse por lo que pasa a la cortadora móvil la cual recorre la distancia equivalente a la longitud del tubo y lo corta.

#### 9. ESTENCIL

El tubo al salir de la cortadora, es identificado por medio de un código que contiene información como, clave del proveedor, número de orden de trabajo, número de planta y número de tubo. Después pasa a unas mesas de acumulación, en donde se realiza la inspección visual y el corte de probetas para la prueba de aplastamiento.

## ACABADO:

El proceso abarca desde el corte de probetas hasta que la tubería es aceptada, pesada y medida en Inspección Final.

La sección de acabado esta formada como se describe a continuación:

1. Inspección Visual
2. Corte de Probetas
3. Prueba de Aplastamiento Fig. 6.1
4. Prensa Enderezadora
5. Esmeril
6. Expansión Mecánica (Solo para diámetros mayores de 16")
7. Probadora Hidrostática Fig. 6.2
8. Inspección por Ultrasonido Fig. 6.3
9. Biseladora
10. Inspección Final e Identificación

### 1. INSPECCIÓN VISUAL

La inspección visual es la primera estación de trabajo de la sección de acabado, en donde un operador revisa visualmente el 100% de los tubos que procesa el área de Molino con el fin de localizar posibles defectos en el cuerpo del tubo y/o en la zona de soldadura, también mide la longitud de los tubos y registra esta información en el sistema de control de la producción. Algunos de los defectos que se pudieran encontrar son:

- Rebaba
- Escalón
- Falta de Normalizado
- Cordón Alto
- Tubo abierto
- Forjado alto
- Exceso de corte
- Fracturas
- Grietas

## 2. CORTE DE PROBETAS

Después de que el tubo pasa por la prueba de inspección visual, el inspector de la prueba de aplastamiento procede a seleccionar los tubos a los que se les cortará la probeta. Las probetas son tramos de 2.5in aproximadamente y se les corta sólo a 4 tubos por rollo; al primer tubo, a dos intermedios y al último tubo del rollo, para hacerles la prueba de aplastamiento.

## 3. PRUEBA DE APLASTAMIENTO

El inspector procede a realizar la prueba de aplastamiento en las probetas como se muestra en la Fig. 6.1. El objetivo de la misma, es evaluar la calidad de la soldadura y el material (cuerpo del tubo) con respecto a parámetros de resistencia y defectos que pueda traer el tubo, teniendo como tolerancia nominal  $2/3$  del diámetro del tubo para inspección de soldadura y  $1/3$  del diámetro para la inspección del material.

La prueba inicia cuando el inspector coloca la probeta en la prensa de aplastamiento, acomoda la costura a  $0^\circ$  ó a  $90^\circ$  y sube la prensa hidráulica. Después del aplastamiento inspecciona la probeta para verificar la calidad del material o de la soldadura. Una vez terminada la prueba de aplastamiento, el tubo pasa a la prensa enderezadora.

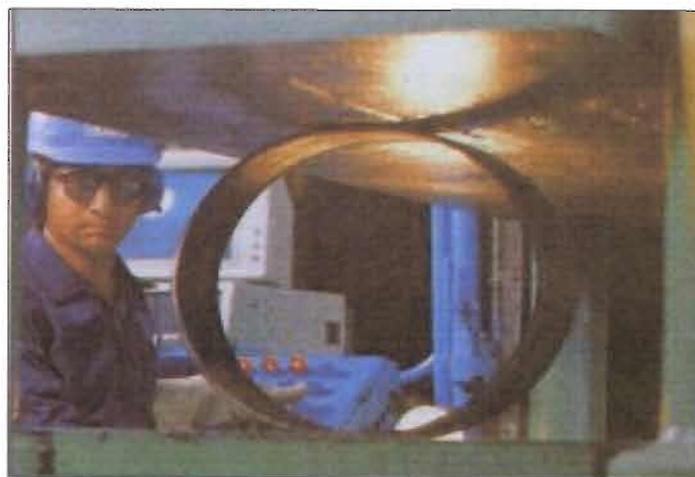


Fig. 6.1 Prueba de Aplastamiento

#### 4. PRENSA ENDEREZADORA O REDONDEADORA

La prensa enderezadora cumple con la función de proporcionar a la tubería una condición de reactividad, pues en ocasiones el tubo no está recto en toda su longitud, puede presentar pandeo y/o ovalamiento.

#### 5. ESMERIL

En el proceso de fabricación de los tubos se realizan dos tipos de esmerilados: al interior y al exterior de la boca de los tubos:

- En esmeril interior, el operador elimina el exceso de cordón de soldadura en aproximadamente 4", empezando desde la orilla de la boca hacia el interior, hasta dejar a ras la superficie del tubo.
- En esmeril exterior, el operador esmerila lo que son las bocas de los tubos en su parte exterior.

Ambos tipos de esmerilado se realizan con el fin de que la probadora hidrostática no tenga problemas al momento de efectuar la prueba.

#### 6. EXPANSIÓN MECÁNICA (Aplica para tubos mayores de 16" de diámetro)

Este proceso consiste en depositar el tubo en un carro que se desplaza automáticamente para que el mandril expanda, contraiga y avance el carro a lo largo de la longitud de la tubería.

#### 7. PROBADORA HIDROSTÁTICA

El objetivo de la prueba es comprobar que el tubo no presente ningún tipo de defectos, tales como fugas, pandeos y roturas en la soldadura o cuerpo del tubo. La prueba consiste en aplicar presión mediante agua en la pared interior del tubo, la tubería es sellada en las dos bocas o extremos por unos conos para aplicar la presión, dicha presión varía según el diámetro, espesor y grado de acero de la tubería. Para cada prueba hidrostática efectuada, la presión aplicada se mantiene durante un tiempo mínimo de 10 segundos, según el Instituto Americano del Petróleo (API). El 100% de la tubería es probada hidrostáticamente.

La presión se calcula con la siguiente fórmula  $P = \frac{2 * S * t}{D}$ ,

donde:

$P$  = Presión de prueba hidrostática, en PSI

$S$  = Limite elástico, en PSI

$t$  = Espesor, en in

$D$  = Diámetro exterior, en in



Fig. 6.2 Prueba Hidrostática

## 8. INSPECCIÓN POR ULTRASONIDO

Se realiza la inspección de ultrasonido al 100% de los tubos que salen de la prueba hidrostática, con el objetivo de verificar la integridad de la unión y/o material del tubo. El equipo ultrasónico funciona por medio de ondas de sonido de alta frecuencia como se muestra en la Fig. 6.3.

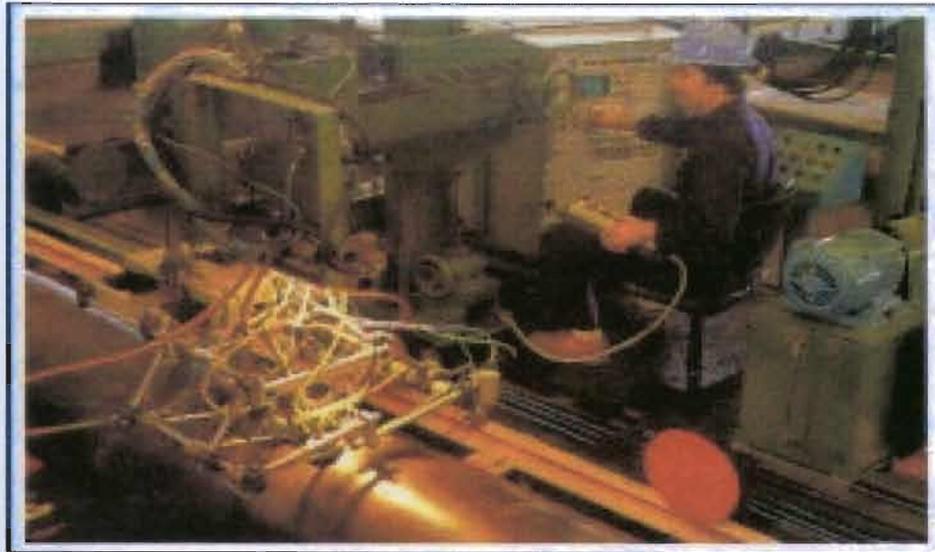


Fig. 6.3 Ultrasonido

#### 9. BISELADORA

Los tubos que son aceptados por la inspección de ultrasonido son biselados con la finalidad de darle a la boca del tubo un ángulo de 30 - 35° tal como lo especifica la norma API, a fin de facilitar la aplicación de la soldadura circunferencial en las bocas del tubo, al momento de instalarse la tubería en el campo de trabajo. El equipo opera simultáneamente en los dos extremos de la tubería la cual es fijada por mordazas y a través de un plato giratorio donde se tienen 2 pastillas las cuáles avanzan hacia el extremo del tubo para biselarlo de acuerdo a las tolerancias que marca la norma.

#### 10. INSPECCIÓN FINAL E IDENTIFICACIÓN

Después de biselada la tubería pasa a la zona de inspección final donde un grupo de inspectores calificados realiza la fase final de inspección al 100% de los tubos. Esto para verificar que se cumplan con todas las características y normas de calidad que el cliente solicitó.

Las pruebas de calidad que se les realiza a la tubería de acero al carbón se realizan de acuerdo a la norma API 5L.

A continuación se anexa un diagrama de flujo del proceso productivo.

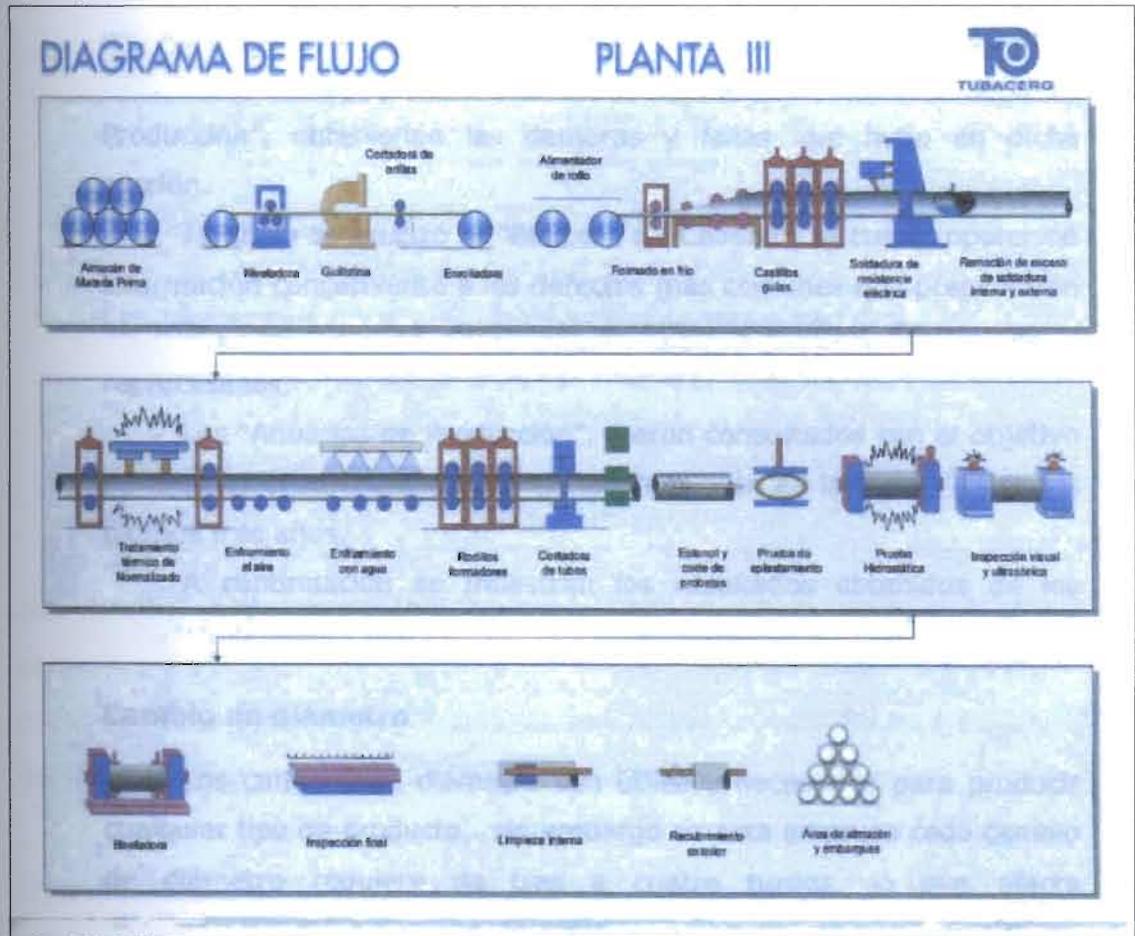


Fig. 6.4 Diagrama de Flujo del Proceso

## 7.

# ¿QUE ES GAS AMARGO?

El gas amargo es gas natural que contiene sulfuro de hidrogeno ( $H_2S$ ). El olor del  $H_2S$  se puede detectar en concentraciones muy bajas, es tóxico en los seres humanos y en los animales en concentraciones más altas. Cerca de la mitad de la producción de gas natural de Canadá Occidental es amargo. Menos del 0.1% de  $H_2S$  producido se lanza a la atmósfera.

El gas amargo es gas natural que contiene el sulfuro del hidrógeno ( $H_2S$ ), un compuesto de dos átomos del hidrógeno y un átomo del sulfuro. El  $H_2S$  es inflamable, tiene un fuerte olor putrefacto de huevo, y en concentraciones más altas es venenoso a los seres humanos y a los animales.

El gas amargo es cualquier gas natural que contiene cantidades mensurables de  $H_2S$ . En algunas referencias, el gas amargo se define más estrecho como gas natural que contiene más de 1% de  $H_2S$ . Si el gas contiene más de 1% de  $H_2S$ , se deben utilizar materiales y equipo más resistentes a la corrosión para producir el gas con seguridad. Sin embargo, los trabajadores requieren un entrenamiento especial y equipo en las obras donde el gas natural es producido o procesado que contengan más de 10 partes por millón de  $H_2S$  (0.001%).

El sulfuro es un elemento muy común en la tierra, y los compuestos de sulfuro son componentes vitales en la vida de las plantas y los animales. El  $H_2S$  se forma de tales compuestos de sulfuro durante la descomposición anaeróbica

(sin oxígeno) de materiales orgánicos. El  $H_2S$  también es producido por reacciones químicas dentro de algunas rocas sedimentarias.

La mayor parte de este gas se encuentra en el golfo de México. De acuerdo a la experiencia de Tubacero, la tubería de línea solicitada para instalarse de las plataformas al lugar del tratamiento es para gas amargo.

Se utilizan los varios medios para procesar el gas amargo, para disponer del  $H_2S$  y de entregar el gas natural "dulce" del  $H_2S$  libremente a las tuberías de la transmisión y a los clientes del uso final. Las plantas de gas utilizan los procesos físicos y químicos, en presencia de los catalizadores, para quitar el  $H_2S$  y otros subproductos del gas natural. El sulfuro se vende a los clientes alrededor del mundo y se utiliza principalmente en la fabricación de los fertilizantes del fosfato. Un poco de sulfuro también se utiliza en la fabricación de productos tales como productos farmacéuticos, plásticos y fósforos. Cuando la tarifa de la producción del sulfuro es más alta que la demanda, el sulfuro elemental se debe almacenar, generalmente en bloques grandes en el sitio de la planta.

## 8.

# DEFECTOS DE SOLDADURA

### CAUSA Y REMEDIOS

Hay muchas instancias que pueden ser consideradas defectos de soldadura. Las causas de estos defectos pueden ser encontrados en la selección de materiales, su presentación, preparación, formado, soldado, etc. La identificación de defectos por nombre se relaciona usualmente con la forma en que los efectos son encontrados, no por su naturaleza o causa. Sin embargo, para facilitar la identificación de defectos, presentaremos la siguiente información en forma condensada tabulada en tipo, causa y posibles soluciones, recordando que la respuesta rápida no es necesariamente la más correcta y usualmente se requiere más investigación. Algunos de los siguientes defectos serán discutidos:

- ▶ Falta de fusión
- ▶ Porosidad
- ▶ Soldadura débil
- ▶ Defectos periódicos
- ▶ Defectos cortos no periódicos
- ▶ Grietas de gancho
- ▶ Baja ductilidad de zona de soldadura

- ▶ Marcas de contacto
- ▶ Zona de soldadura delgada

**Tipo de defecto:** Falta de fusión (costura abierta)

Descripción:	
Ausencia de unión en una longitud significativa. Bordes de lámina son usualmente azulados aunque una ligera unión haya ocurrido. Falta de capa de unión blanca entre la rebaba del diámetro interior y exterior.	
Causas:	Solución:
Calor insuficiente	Aumentar la intensidad de soldado, disminuir la velocidad de molino
Compresión insuficiente	Aumentar la compresión, ajustar el ancho de placa

**Tipo de defecto:** Porosidad (orificios de soplado)

Descripción:	
Paquetes de gas en la zona de soldadura de apariencia lustrosa y esférica en la fractura. Falta de presión de costura en la sección transversal.	
Causas:	Solución:
Demasiado calor	Disminuir potencia de soldadura, aumentar velocidad del molino.
Formado insuficiente Material extremadamente sucio	Aumentar la compresión, ajustar el ancho de placa.

**Tipo de defecto:** Soldadura débil (soldadura pegada)

Descripción:	
Defecto en el plano de soldadura. Superficie fracturada es lisa, gris y sin rasgos. Defectos no son obvios.	
Causas:	Solución:
Partículas no metálicas pequeñas en el plano de soldadura.	Aumentar la potencia y/o presión. Disminuir la velocidad del molino.
Quebradizo cerca del plano de soldadura	Aumentar la longitud de V, disminuir la velocidad de molino (endurecimiento del material)

**Tipo de defecto:** Segmentos periódicos fríos y calientes

Descripción:	
Defectos regularmente espaciados (no atribuibles a problemas eléctricos o mecánicos)	
Causas:	Solución:
Cambios periódicos de V	Aumentar el ángulo de V
Longitud de V corta	Aumentar la longitud de V
Calentamiento muy rápido, demasiado calor	Disminuir la potencia de soldadura, aumentar la velocidad del molino.

**Tipo de defecto:** Defectos pequeños no periódicos de plano de unión (manchas negras, orificios blancos, penetradores, escapes.)

Descripción:	
Aparición al azar de defectos pequeños con superficies planas grises o descoloridas observadas en pruebas planas de fractura.	
Causas:	Solución:
Demasiados desechos en el líquido de enfriamiento	Filtrar el líquido de enfriamiento, reducir la cantidad de líquido en la V
Arqueo prematuro en la V	Evitar rebabas, aumente el ángulo V
Condición de borde de lámina sucio, irregular	Limpiar los bordes, corregir problemas de cortado de tiras.
Condiciones de soldado marginales	Ajustar la potencia de soldado, velocidad y presión en la costura.
Resistencia de contacto	Mayor presión de contacto, ajustar ángulo de contacto.

**Tipo de defecto:** Grietas de gancho (fibras levantadas, inclusiones tipo gancho)

Descripción:	
Fisuras largas identificables en pruebas de expansión o aplastamiento, estas se encuentran generalmente al lado de la superficie de unión y parecen ganchos que siguen el flujo de las líneas de forjado en el metal.	
Causas:	Solución:
Capas de inclusiones no-metálicas naturales en el material	Desorillar, química del acero
Excesiva presión en la costura	Reducir compresión y ancho de la lámina

**Tipo de defecto:** Baja ductilidad en zona de soldadura (bajo esfuerzo de impacto, baja ductilidad, soldadura frágil)

Descripción:	
La soldadura se fractura fácilmente en el plano de unión	
Causas:	Solución:
Textura rugosa	Mejor acero (menos o mas pequeñas inclusiones de sulfuros)
Textura granular	Química del material, limpieza en soldadura, eliminar hendiduras.

**Tipo de defecto:** Marcas de contacto

Descripción:	
Derretimiento y arrastre de huellas en superficie de trabajo	
Causas:	Solución:
Resistencia de contactos	Cambiar la presión de contactos, cambiar material de contacto.

**Tipo de defecto:** Zonas de soldadura suave

Descripción:	
Menor espesor en soldadura. Soldadura fractura antes que la pared del tubo.	
Causas:	Solución:
Ranura profunda	Ajustar herramienta de corte
Orillas fuera de alineación	Preparar y/o ajustar molino.

## 9.

# GROOVING CORROSION (RANURAS)

De todos los tubos de acero, el de ERW es el de mayor demanda. Este tubo puede ser usado en varias aplicaciones como tubería, intercambiadores de calor y construcción.

El "grooving corrosion" en tubos de acero de ERW es un fenómeno característico en el cual la soldadura sufre una corrosión selectiva en forma de ranura. El ambiente corrosivo mas común es el agua de mar. Las soluciones ácidas son también corrosivas. El "grooving corrosion" es considerado crítico porque reduce la vida del tubo de acero de ERW y restringe el rango de aplicación.

Se ha encontrado que el grooving corrosion ocurre en relación con inclusiones de sulfuros, y que la adición de Cu, Sb, Ti, o Cr al acero tiene efectos benéficos para el "grooving corrosion".

## ESTADO DEL ARTE

Se han realizado diferentes investigaciones acerca de las propiedades de tuberías soldadas por ERW, a continuación se mencionan algunas de ellas.

El siguiente experimento fue llevado a cabo por Kato y colaboradores [1] donde se analiza y se reportan resultados sobre el mecanismo del grooving corrosion en tuberías en contacto con agua de mar, el efecto del tratamiento térmico aplicado a estas tuberías y el efecto del rápido calentamiento y enfriamiento en la susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS. Ellos hicieron experimentos con 3 tipos de acero ver tabla 9.1 para la composición química. A continuación se describe el experimento.

### PROBETA.

Un tubo de acero al carbón fabricado por soldadura de inducción ERW fue usado para el estudio del mecanismo de grooving corrosion. La designación JIS de este tubo es SGP 50A (60.5mmØ X 3.8mm t X 6m). La composición química del acero se muestra como probeta "A" en la Tabla 9.1.

Para estudiar el efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia al grooving corrosion, se uso un tubo del acero al carbón SGP 65A, cuya composición química se muestra en la probeta B en la Tabla 9.1. Este tubo fue calentado en un horno eléctrico a 700, 900 y 1100°C por 30min. y enfriado al ambiente antes de que las probetas fueran tomadas para las pruebas individuales.

Acero al carbón de 1.0Mn – 0.1S (probeta C) fue fundido y forjado. Esto fue usado para estudiar el efecto del rápido calentamiento y enfriamiento en la susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS. La probeta fue calentada a 1100 – 1450°C y rápidamente enfriada a temperatura ambiente en 8seg.

TABLA 9.1. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE PROBETAS

PROBETA	C	Si	Mn	P	S
A	0.136	0.02	0.40	0.010	0.026
B	0.047	<0.01	0.33	0.007	0.012
C acero con alto S	0.025	0.06	0.92	0.005	0.098

## Estado del Arte

- a) Prueba de corrosión. La prueba de corrosión fue guiada por un probador de inmersión que giraba, usando piezas de prueba cortadas (50X165mm) de un tubo de acero. Las probetas estuvieron girando por un año a 40°C y 0.45m/s en un ambiente saturado de agua de mar artificial.
- b) Medición de la diferencia del potencial entre la soldadura y el metal base, y las curvas de polarización anódicas. El potencial remanente de la soldadura y el metal base fueron medidos por un método de medición de potencial local para determinar la diferencia entre sus potenciales. Los potenciales fueron medidos con un potenciómetro que estaba en contacto con la probeta con un tubo capilar (de 0.2mm de diámetro interior) lleno de agua de mar artificial. La probeta usada para medir el potencial fue de 50X50mm incluyendo la soldadura, cuya superficie había sido pulida con lija No. 800. Las curvas de polarización anódicas de la soldadura y el metal base fueron medidas usando un potentiostat (instrumento electrónico) a temperatura ambiente en una solución de 3% NaCl. La probeta fue pulida con lija No. 1000 y cubierta con cinta No.850 dejando un área de 2X20mm. Esto fue mantenido a -1.3 vs SCE por 30s y después polarizado anodinamente.
- c) Identificación de inclusiones no metálicas. Las inclusiones no metálicas en la soldadura fueron identificadas con la ayuda de una Microsonda Electrónica de Barrido (EPMA). La relación del área que ocupan los MnS, fue medida con un Leitz Classimat. La medición fue hecha usando la probeta decapada en una solución acida Beraha's [2], la cual es efectiva

para blanquear los sulfuros. El análisis lineal del contenido de Mn y S en la matriz alrededor de la inclusión de MnS en la soldadura del tubo de prueba ERW y en la probeta tratada térmicamente fue desarrollada con el uso de EPMA.

- d) Observación de inicio y progreso del grooving corrosion. La superficie de una probeta  $1.5\text{cm}^2$  centrada alrededor de la soldadura fue pulida para un acabado espejo. Esta fue sumergida en 3% NaCl a  $40^\circ\text{C}$  por 30s después se enjuaga y seco. La corrosión localizada en la probeta fue observada con un microscopio electrónico de barrido. Después de observarlo, este fue repetidamente sumergido y sacado para ver donde iniciaba la corrosión en la soldadura y como es el proceso de grooving corrosion.

## RESULTADOS EXPERIMENTALES

### Mecanismo de grooving corrosion (ranuras).

Una leve grooving corrosion notada en la probeta de acero "A" solamente un mes después de la prueba de corrosión. En un año esta se desarrollo rápidamente para un grooving corrosion profundo. Este grooving corrosion ocurrió selectivamente en la soldadura. En contraste en el metal base se desarrollo una corrosión muy general. La diferencia de potencial entre la soldadura y el metal base están mostrada en la Tabla 9.2. El potencial de la soldadura es 68mV menor que el metal base en agua de mar artificial. Esto parece ser suficiente para formar una macro celda entre la soldadura y el metal base.

<b>Tabla 9.2 Resultados de la medición de la diferencia de potencial entre la soldadura y el metal base (mV vs SCE)</b>			
Electrolito	Soldadura	Metal Base	Diferencia
Agua de mar artificial	-501	-569	68

La observación de micro-estructuras de la soldadura y el metal base muestran que son estructuras de ferrita y perlita no hay mucha diferencia en cada una excepto que los granos de la soldadura son más finos. En general la soldadura esta descarburada (0.1mm de ancho) y la zona afectada por el calor muestra una estructura bainítica debido al rápido enfriamiento después de la soldadura [3]. El flujo de metal en la soldadura en la superficie del tubo bajo presión. Estos flujos de metal son estructuras bandeados de acero junto con inclusiones no metálicas. Los flujos de metal quedan expuestos en la superficie del tubo porque el material extruido normalmente se corta. Por lo tanto las inclusiones no metálicas concentradas a lo largo de las líneas de flujo de metal son expuestas en el área de soldadura [4,5].

Las inclusiones no metálicas en tubos ERW han sido examinados por sus efectos sobre las propiedades mecánicas de la soldadura. El tubo de la probeta "A" también tiene muchos sulfuros y su identificación con EPMA revela que fueron principalmente sulfuros de manganeso (MnS), que es una fase simple MnS ó MnS conteniendo diminutas cantidades de Fe y en doble fase se unen inclusiones de Al, Si u óxidos de manganeso. Esto es característico de tubos ERW, las inclusiones de MnS continuamente están en la zona de la soldadura, especialmente a lo largo de la línea de soldadura. Las áreas ocupadas por las inclusiones de MnS fueron medidas con un CLASSIMAT. Como resultado de la observación a una magnificación de 128X, el área ocupada fue encontrada de 0.50% en soldadura y 0.03% en el metal base. Esto significa que hay grandes cantidades de concentraciones de inclusiones de MnS en la soldadura que en el metal base.

Observaciones en el microscopio electrónico de barrido de la probeta de soldadura después de la inmersión en 3% NaCl revelo muchos puntos de corrosion alrededor de los sulfuros. Inclusiones de MnS fueron evidentes en los puntos de corrosión. En base a esta información puede considerarse que había zonas de S enriquecido alrededor de las inclusiones de MnS. Esto aparenta que el grooving corrosion inicia en las inclusiones de MnS. En contraste no se encontró corrosión alrededor de las inclusiones de MnS en el metal base. Por lo

tanto en el caso de material base, la presencia de MnS en cualquier cantidad ni causó corrosión local ni "grooving corrosion".

Efecto del rápido calentamiento y enfriamiento del acero en la susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS.

Este resultado revela que el grooving corrosion fue debido a la alta susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS en la soldadura. Estas propiedades de las inclusiones de MnS son probablemente causadas por el ciclo de rápido calentamiento y enfriamiento en soldadura y entonces el efecto del rápido calentamiento y enfriamiento del acero en la susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS fueron examinadas usando el acero de la probeta C. La figura 9.1 muestra las curvas de polarización anódicas del rápido calentamiento y enfriamiento de la probeta en una solución de 3% NaCl a temperatura ambiente. La polarización de la probeta con calentamiento fue menor que la probeta no calentada. A mayor temperatura de calentamiento, la polarización es más pequeña. La diferencia en la polarización anódica entre la zona no calentada y la zona calentada a 1450°C fue suficiente para formar una macro celda cuando las dos zonas son conectadas.

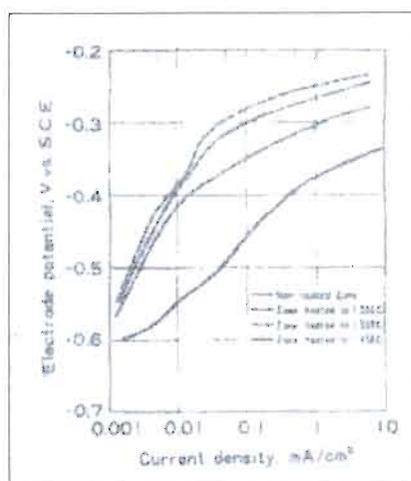


Fig. 9.1 Curvas de polarización anódica de el HAZ para 1250, 1350 y 1450°C de la probeta C en una solución de 3% NaCl a temperatura controlada.

Las formas de las inclusiones de MnS en la zona calentada a 1450°C se hacen más circulares. En las curvas de intensidad de los Rayos X de la zona no calentada medida con EPMA, la intensidad de los Rayo X de Mn y S fueron incrementados casi la misma posición. En contraste, el aumento en la intensidad de los Rayos X de S en la zona calentada ocurre antes que el aumento de intensidad de los Rayos X de Mn (Fig. 9.2). Esto muestra que la parte de S enriquecido fue formado en la matriz alrededor de las inclusiones de MnS en la probeta calentada a 1450°C de la misma forma como en la soldadura.

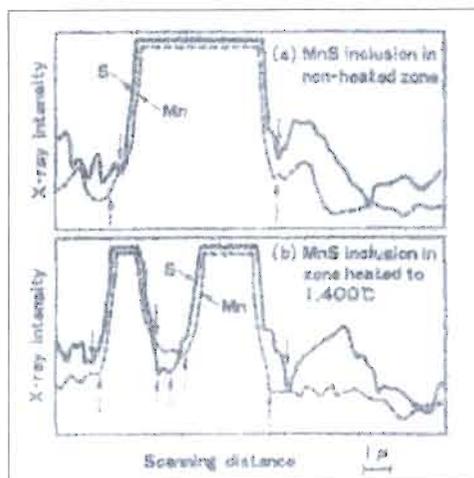


Fig. 9.2 Resultados analíticos del contenido de Mn y S en las inclusiones de MnS obtenido con EPMA en HAZ a 1450°C y en la zona no calentada.

La corrosión localizada ocurre rápidamente alrededor de las inclusiones de MnS en la zona caliente después de la inmersión en 3% NaCl a 40°C por 90s. Ninguna corrosión fue observada en la zona no calentada para las mismas condiciones de prueba. Probablemente la corrosión localizada es debido por la disolución preferencial de parte de S enriquecido. La zona caliente de la probeta se oxida antes que la zona no calentada bajo la prueba de corrosión, y selectivamente se corroe después de 2 meses. Este resultado demostró que la zona calentada a una temperatura alta fue anódica al metal base en agua de mar.

## Efecto del tratamiento térmico del tubo

Esto confirmó que el ciclo de calor de la soldadura causó la alta susceptibilidad de corrosión localizada en MnS. Se esperaba por consiguiente que el tratamiento térmico post soldadura del tubo de acero tuviera algunos efectos en las propiedades de corrosión de la soldadura, y por lo tanto esos efectos fueron examinados con el uso de tubo de acero de la probeta B.

La soldadura del tubo de la probeta B tiene una micro estructura bainítica de la soldadura, pero se transforma en una idéntica con la micro estructura ferrita-perlita del metal base por el tratamiento térmico  $> 900^{\circ}\text{C}$ . La observación de las formas de los extremos de las inclusiones de MnS en la soldadura mostró que se pusieron algo circulares como resultado del tratamiento térmico. La EPMA midió el contenido de Mn y S de las inclusiones de MnS, revelaron que la parte de S enriquecido alrededor de las inclusiones de MnS en la soldadura de la probeta con tratamiento térmico a  $1100^{\circ}\text{C}$  por 30min había desaparecido. El potencial de la soldadura fue 50mV menor que el de metal base en el tubo soldado. El potencial es más pequeño que el del acero de la probeta A por la diferencia en el contenido de sulfuros del acero. La diferencia de potencial entre la soldadura y el metal base fue 10 y 5mV respectivamente con la probeta tratada térmicamente a 900 y  $1100^{\circ}\text{C}$  por 30min. Entre más alta la temperatura de tratamiento térmico, se parecía hacer mas pequeña la diferencia de potencial. Las curvas de polarización anódica del tubo soldado y los tubos tratados térmicamente a 700, 900 y  $1100^{\circ}\text{C}$  por 30min. son mostrados en las Fig. 9.3 y 9.4. La polarización de la soldadura del tubo soldado fue mas pequeña que del metal base y había considerable diferencia entre las curvas de polarización anódica de la soldadura y metal base de la probeta del tubo tratado térmicamente a  $700^{\circ}\text{C}$  por 30min. Sin embargo, casi no había diferencia entre la polarización de la soldadura y el metal base de los tubos tratados térmicamente a 900 y  $1100^{\circ}\text{C}$  por 30min.

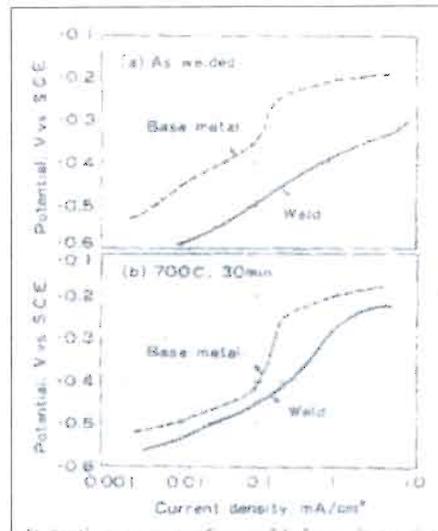


Fig. 9.3 Curvas de polarización de la probeta soldada (a), la probeta tratada térmicamente a 700°C por 30min (b) en una solución de 3% NaCl a temperatura controlada.

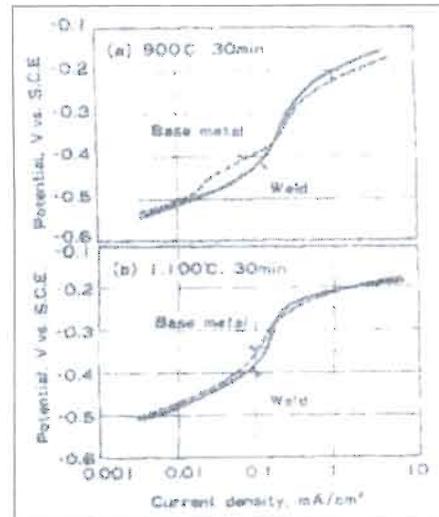


Fig. 9.4 Curvas de polarización anódica de probeta tratada térmicamente a 900°C por 30min (a) y probeta tratada térmicamente a 1100°C por 30min (b), en solución de 3% NaCl a temperatura controlada

Observaciones en un microscopio revelaron que la corrosión iniciaba alrededor de las inclusiones de MnS en la soldadura después de la inmersión en solución de 3% de NaCl a 50°C. La corrosión localizada ocurrió rápidamente alrededor de las inclusiones de MnS en la probeta del tubo soldado y alrededor de la matriz de las inclusiones de MnS en la probeta del tubo tratado térmicamente a 700°C. En contraste, ninguna corrosión ocurrió alrededor de las

inclusiones de MnS en las probetas de los tubos tratados térmicamente a 900 y 1100°C por 30min. La prueba de corrosión a lo largo de cuatro meses en agua de mar artificial revelaron que el grooving corrosion profundo ocurrió en la soldadura de la probeta del tubo soldado y en la probeta del tubo tratado térmicamente a 700°C, pero no en las soldaduras de las probetas de los tubos tratados térmicamente a 900 y 1100°C. Evidentemente, la resistencia del grooving corrosion del tubo de acero soldado fue mejorada por el tratamiento térmico a 900°C por 30min. o superior.

Como se menciona, el grooving corrosion en los tubos soldados por ERW es principalmente atribuible a la corrosión en las inclusiones de MnS causado por el rápido calentamiento y enfriamiento en la soldadura y el tratamiento térmico post-soldadura es efectivo en incrementar la resistencia a grooving corrosion. El efecto es debido a la reducción en la susceptibilidad de corrosión de MnS en la soldadura, que se explica por el cambio de la región de S enriquecido en MnS en una reacción con Mn en el tratamiento térmico a 900 ó 1100°C y a la restauración de la micro-estructura de la soldadura para una condición normal de ferrita-perlita como en el metal base. Esto es sin embargo muy poco práctico, para prevenir el grooving corrosion por el tratamiento térmico post-soldadura esto requiere una alta temperatura durante un largo tiempo. Por consiguiente es mejor para incrementar la resistencia al grooving corrosion agregando algunos elementos de aleación en el acero y así remover los MnS o cambiando estos por otros sulfuros inofensivos.

La conclusión del efecto del tratamiento térmico en los tubos de ERW lo realice tomando 2 probetas, una sin tratamiento térmico y otra con tratamiento térmico de normalizado. En TUBACERO, S.A. de C.V. a la tubería de ERW se le da un normalizado de 1600 – 1800°F pasando la tubería por un par de barras de normalizado. El tiempo de normalizado varia de acuerdo al diámetro del tubería, para esta probeta el tiempo de normalizado fue de aproximadamente 18 seg.

A continuación anexo las fotos de estas dos probetas.

Cono afectado por el calor

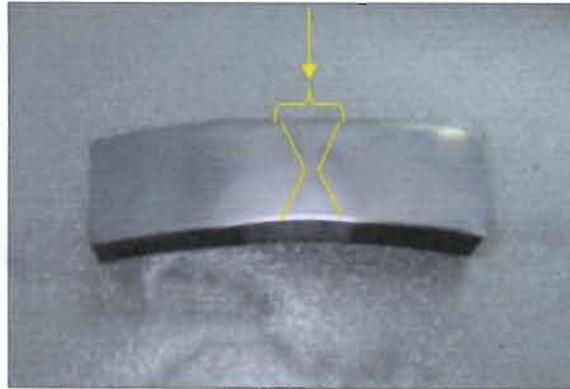


Fig. 9.5 Probeta de un tubo ERW sin normalizado

Área de Normalizado

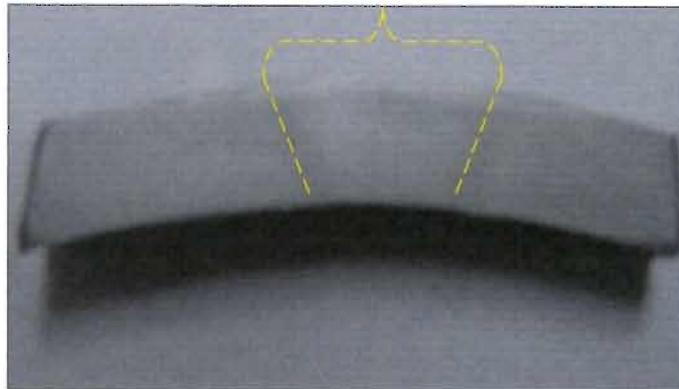


Fig. 9.6 Probeta de un tubo ERW con normalizado

En estas fotos se puede observar que con un normalizado de 18 segundos se evita que se forme la macro celda por la diferencia de potencia, se eliminan la alta susceptibilidad a la corrosión en las inclusiones de MnS, se eliminan esfuerzos residuales, así como restituirle las propiedades estructurales del acero.

# 10.

## FRACTURAS DE SOLDADURA EN TUBOS FABRICADOS POR EL PROCESO ERW

Durante la fabricación de tubos por este proceso en una planta de acero en la india, esta encontró que la soldadura desarrolla fracturas en la costura resultando grandes cantidades de tubo rechazados. Este fenómeno de fracturas de soldadura ha sido informado ampliamente [6-9] y se cree que las razones son la alta dureza (cerca de 350VPH) de la zona afectada por el calor (HAZ) [6], un diseño defectuoso de las juntas soldadas [10], etc. Sin embargo, en los tubos soldados por ERW, las fracturas fueron encontradas aun cuando la dureza en HAZ se llevó debajo de alrededor de 280 – 290VPH [11].

Un sistema metalúrgico homogéneo baja su energía a través de la descomposición en las distintas fases. El cambio resultante en la energía libre del sistema ( $\Delta G$ ) puede ser obtenido uniendo los puntos en las curvas de energía libres que representan las dos composiciones del sistema no-homogéneo por una línea recta como se muestra en Fig. 10.1. La tendencia a separarse en fases diferentes se da [12] por la ecuación (1), donde  $G$  es la

energía libre del sistema,  $\mu_A$  y  $\mu_B$  son los potenciales químicos de los componentes A y B, y C es la concentración de A

$$\mu_A - \mu_B = \frac{\partial G}{\partial C} \quad (1)$$

La descomposición química de un sistema en un número de fases es asociada con la formación de interfases y la reducción de la energía libre. Esto fue reconocido por Griffith [13] en “comportamientos con fracturas de esfuerzos planos en materiales frágiles”. Él razonó que la propagación de la fractura (creación de la superficie) debía resultar en una disminución en la energía libre del sistema y derivó un criterio para fracturas por esfuerzo. En su caso, la energía libre consistió esencialmente en la energía del esfuerzo como resultado de las condiciones de esfuerzos impuestas en el material.

En el caso de soldadura, sin embargo, las tensiones internas de diferentes magnitudes son introducidas y ellas varían a lo largo y a través de la soldadura, siendo casi despreciable muy lejos de la soldadura y puede ser de magnitud significativa cerca de HAZ. Tal distribución de las tensiones internas llevaría a un gradiente en la energía del esfuerzo [14]. En rodillos de molino de acero forjado y hierro vaciado los esfuerzos internos han sido medidos extensamente. Se encontró que existe un grado de correlación entre la dureza y la tensión interna a lo largo de la longitud del rodillo. Por lo tanto, un cambio en dureza bajo tales condiciones puede ser tomado como un reflejo de los cambios en la energía de esfuerzo del sistema. Hay también un gradiente local en la composición química inducida debido a la soldadura y esto puede ser reflejado en el perfil de dureza.

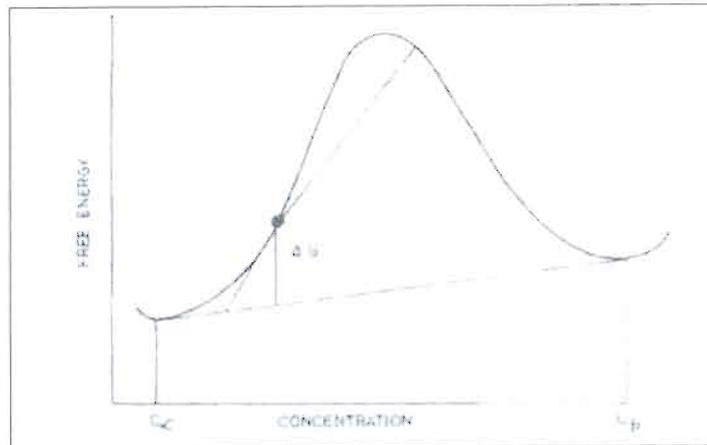


Fig. 10.1 Energía libre vs curva de composición para mostrar los cambios de la energía libre durante la descomposición de una composición de una solución dada

Considerando un caso donde los dos extremos de una pieza de metal han sido unidos por el proceso ERW de tal forma que el calor microscopio de las orillas ocurrió y la soldadura fue consumada aplicando presión. Si uno fuera a determinar el perfil de dureza a través de la soldadura, habría, en la ausencia de cualquier difusión, encontrado un perfil nítidamente definido casi similar que la función matemática  $\delta$  como se muestra en la Fig. 10.2. La tendencia ( $R$ ) de esta soldadura para descomponerse mecánicamente en grietas puede ser dada por la derivada de la dureza  $f(H)$  con respecto a la distancia ( $x$ ) mostrada en la ecuación (2)

$$R = \nabla f(H) \quad (2)$$

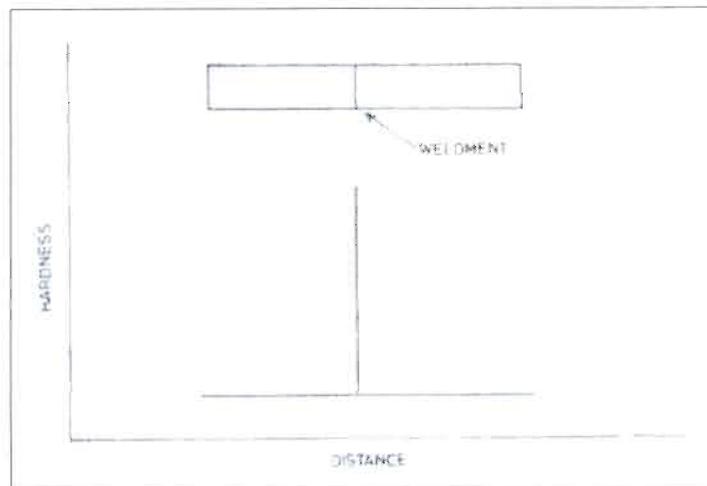


Fig. 10.2 Perfil de dureza vs distancia para soldadura donde la difusión no ocurre durante la soldadura y el enfriamiento subsecuente.

Para la función mostrada en la Fig. 10.2,  $\nabla f(H)$  tiende al infinito haciendo la energía del sistema infinita y entonces la soldadura sería instantáneamente descompuesta en grietas para bajar su energía. Cuando  $R=0$ , implicando que no hay gradiente, la soldadura no mostrara grietas. Sin embargo, esto no es esencial para la condición,  $R=0$ , para lograr evitar el agrietamiento en frío de la soldadura. La soldadura teniendo valores de  $R$  finitos puede no agrietarse, en aceros usados para hacer tubos, ya que son tenaces y dúctiles, y el agrietamiento en frío asociado con bajo  $\nabla f(H)$  puede retardarse fácilmente. Esto es análogo para las reacciones de estado sólido donde el cambio de energía libre puede ser negativo y finito. Aún bajo estas condiciones no ocurre descomposición porque el reactivo puede ser metaestable, por ejemplo la martensita en los aceros. Para coordinar el sistema tal como lo definen en la Fig. 10.3, la relación dada en la ecuación (2) puede ser extendida a:

$$R = \frac{\partial f(H)}{\partial x} + \frac{\partial f(H)}{\partial y} + \frac{\partial f(H)}{\partial z} \quad (3)$$

Aparenta que, para una relación funcional dada de  $f(H)$ , el parámetro  $R$  depende de la posición del punto en la función  $f(H)$  donde el gradiente es determinado. La tendencia del agrietamiento aparenta depender solamente del gradiente máximo en el perfil de dureza y por consiguiente el valor máximo de los términos de la ecuación (3) requerirá ser evaluado. Para la determinación del valor máximo de los términos en la ecuación (3) la necesidad del conocimiento preciso de la relación funcional de  $f(H)$  se puede evitar con la definición de un parámetro " $P$ " el cual es la razón del ancho a la mitad del pico de la grafica y la altura del pico de la grafica del perfil de dureza. Lo siguiente es que ' $P$ ' será cero para el perfil de dureza mostrado en la Fig. 10.2 para el cual la gradiente es infinita. Por consiguiente se obtiene la relación dada en la ecuación (4):

$$\frac{\partial f(H)}{\partial x} = \frac{K}{P_x}, \quad \frac{\partial f(H)}{\partial y} = \frac{K}{P_y}, \quad \frac{\partial f(H)}{\partial z} = \frac{K}{P_z} \quad (4)$$

donde  $K$  es una constante y puede ser una función de la composición del acero. Si asumimos que  $K=1$ , se obtiene la relación (5)

$$R = \frac{1}{P_x} + \frac{1}{P_y} + \frac{1}{P_z} \quad (5)$$

Así, en general, el problema del agrietamiento en frío es reducido al establecer perfiles de durezas en direcciones de  $x$ ,  $y$  y  $z$  y determinando el valor mínimo de  $R$  bajo el cual no hay agrietamiento de soldadura como se esperaría.

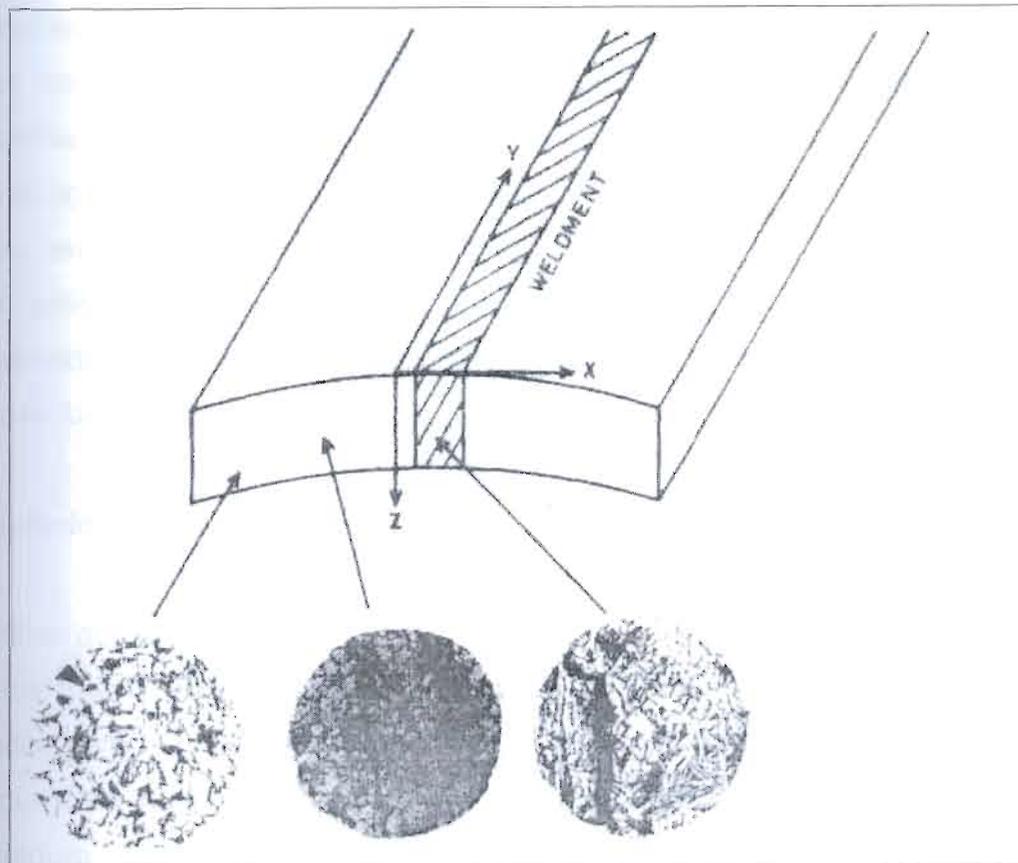


Fig. 10.3 Croquis de parte de la soldadura de un tubo ERW. Micrografías han sido insertadas para mostrar los cambios en la micro-estructura y las grietas de soldadura.

Una característica importante del tratamiento anterior es que el agrietamiento en frío de la soldadura, expresado en términos de 'R' no depende de la dureza pico en HAZ sino solamente en el gradiente de dureza. Por consiguiente, en casos extremos donde el pico de dureza es pequeño pero el gradiente es grande, la soldadura tiende a desarrollar grietas.

#### Estado del Arte.

Todas las muestras fueron tomadas de un lote de tubos de acero grado API X40. Muestras que mostraban fracturas en soldadura y aquellas que no mostraban fracturas fueron cortadas y maquinadas para conseguir probetas metalográficas. Las probetas estaban montadas de tal manera que mostraban, la zona de soldadura ya sea a través del espesor ó en el lado periférico. Las muestras fueron pulidas y atacadas para que revelaran la micro-estructura y la zona afectada por el calor como se muestra en la Fig. 10.4. Una cuidadosa examinación en las grietas no muestran señales de películas de óxido en las zonas agrietadas. Esto sugiere que el agrietamiento pudiera no haber ocurrido antes del temple porque un mecanismo semejante de grietas habría producido una película de óxido en las superficies de las grietas. Las soldaduras mostrando las grietas fueron cuidadosamente marcadas y un barrido de micro dureza fue obtenido en las tres direcciones mostradas en la Fig. 10.3.

#### Resultados y Discusiones

##### Perfil de dureza en soldadura

Varios tubos ERW mostrando soldadura con fracturas y sin fracturas fueron usados para determinar el perfil de dureza en la soldadura. Variaciones típicas de dureza a lo largo del espesor dirección (z) y a lo largo de la longitud (y) de la soldadura se muestran en las Figuras 10.5 y 10.6, respectivamente. Es aparente que, dentro de las limitaciones experimentales, no hay variación en dureza y por consiguiente el gradiente de dureza en ambas direcciones 'y' y 'z' es cero. Esto fue encontrado verdadero para todas las muestras para las cuales

el perfil de dureza fue determinado. Sin embargo, variaciones de durezas en la soldadura, en la dirección  $x$ , fueron encontradas variando de muestra a muestra y unos resultados típicos para muestras, mostrando grietas en soldadura, son mostrados en las Figuras 10.7-10.9. Las Figuras 10.10 y 10.11 muestran perfiles de dureza para muestras no teniendo grietas en soldadura.

El parámetro ' $R$ ' fue evaluado de esas curvas y los resultados son mostrados en el histograma de la Fig. 10.12. Esta claro que no ocurren fracturas en soldadura cuando  $R < 25$ . Sin embargo, cuando  $R > 25$ , se observan fracturas.

Máxima dureza en HAZ contra agrietamiento en frío.

De los perfiles de dureza a través de la soldadura la máxima dureza fue determinada con la intención de examinar cualquier correlación que pueda existir en este caso. Los resultados son mostrados en la Tabla 10.1 donde los valores máximos de dureza, junto con los valores correspondientes de ' $R$ ' y el estado de la soldadura. De la tabla, puede llegarse a la siguiente conclusión. Primero, aparenta que no hay relación entre el agrietamiento en frío de la soldadura con la máxima dureza. Sin embargo, cuando la máxima dureza es mayor que 290 – 300 HV, ocurre agrietamiento en frío. Segundo, para el mismo nivel de dureza, por ejemplo 282 HV, en una muestra de tubo hay grietas mientras que en el otro no hay. El parámetro ' $R$ ' es diferente para los dos casos, 11.40 y 43.10 para soldaduras sin grietas y con grietas, respectivamente. Así, ' $R$ ' parece ser un mejor índice para predecir el agrietamiento en frío en la soldadura.

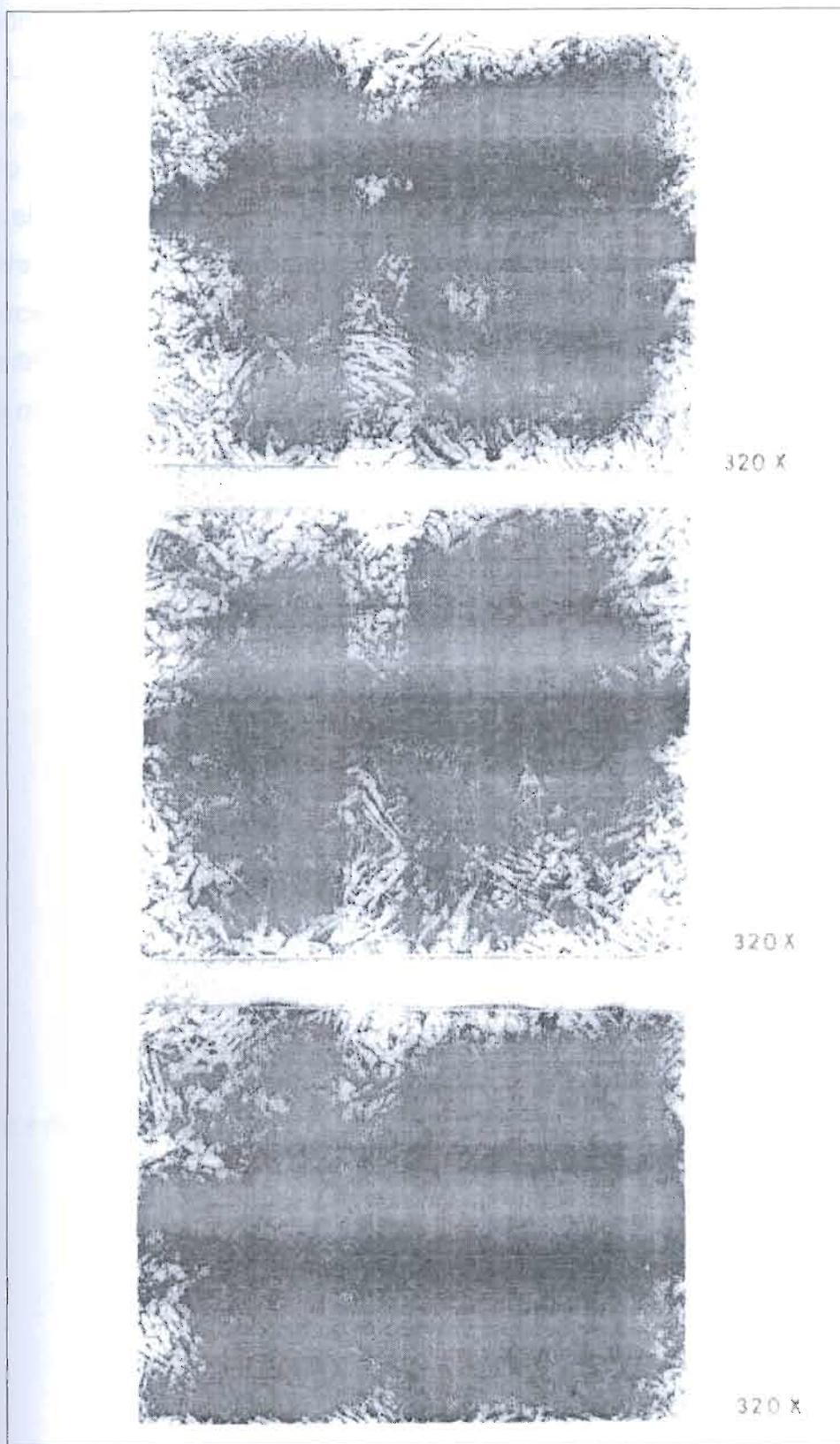


Fig. 10.4 Micro fotografías muestran que la zona afectada por el calor y las grietas de la soldadura a lo largo de la dirección del espesor del tubo ERW.

Relación entre ' $R$ ' y la severidad de la grieta.

La severidad de las grietas fue definida como una relación del ancho y largo de la grieta en la dirección del espesor. Esta relación fue obtenida para un número de probetas cortadas de tubos de ERW mostrando grietas y fue trazado contra el parámetro  $R$  (Fig. 10.13). Es aparente que con el incremento en ' $R$ ' la severidad del agrietamiento se incrementa. Esto parece ser consistente con la postulación de que el agrietamiento de soldaduras es gobernado por el gradiente del perfil de dureza. Un incremento en el gradiente se esperarían grietas más severas en números más grandes.

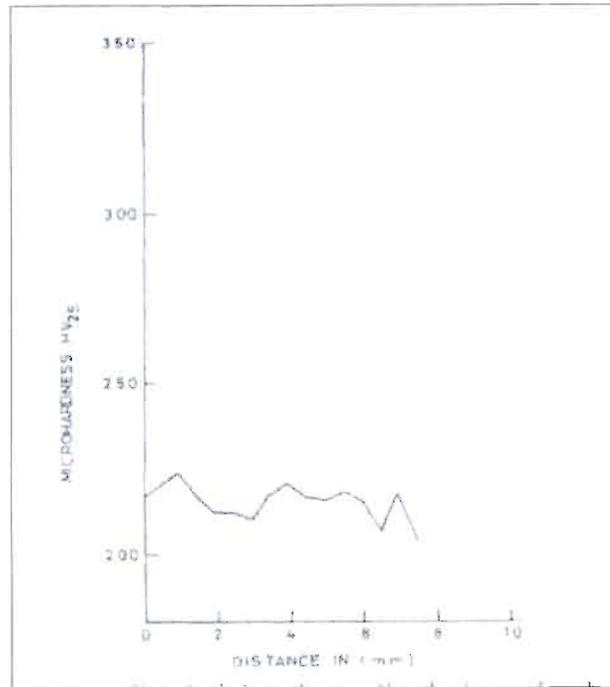


Fig. 10.5 Perfil de dureza vs distancia en la dirección del espesor. Note la ausencia de algún gradiente de dureza a lo largo del espesor del tubo.

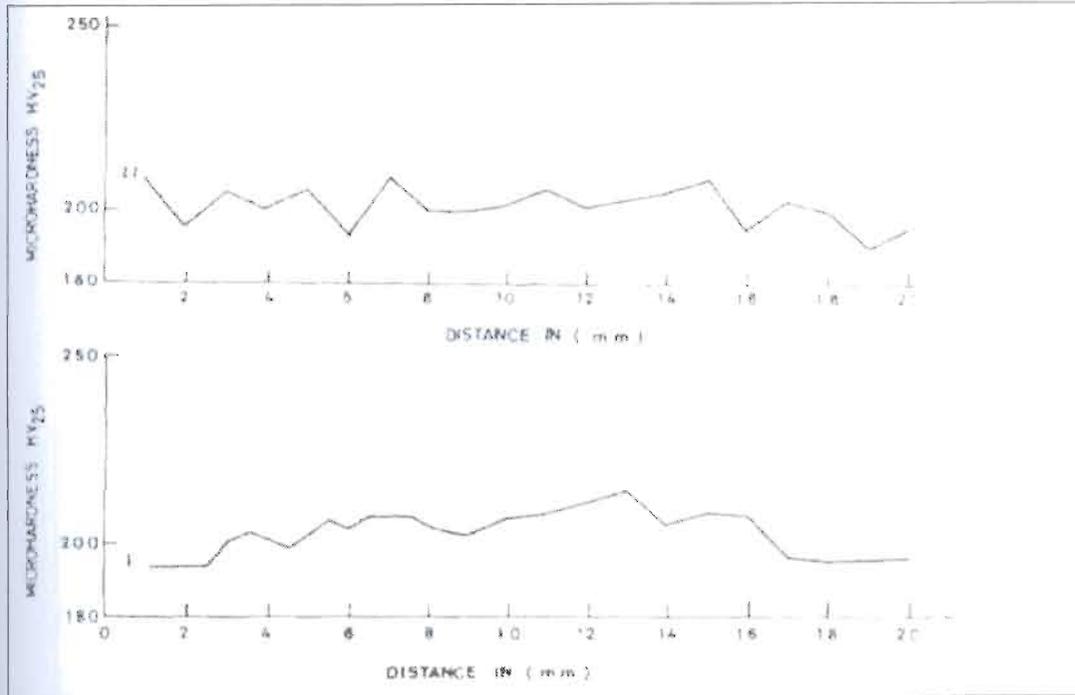


Fig. 10.6 Perfil de dureza vs distancia a lo largo de la soldadura en la dirección de la longitud del tubo. La ausencia de algún gradiente de dureza a lo largo de la soldadura es evidente.

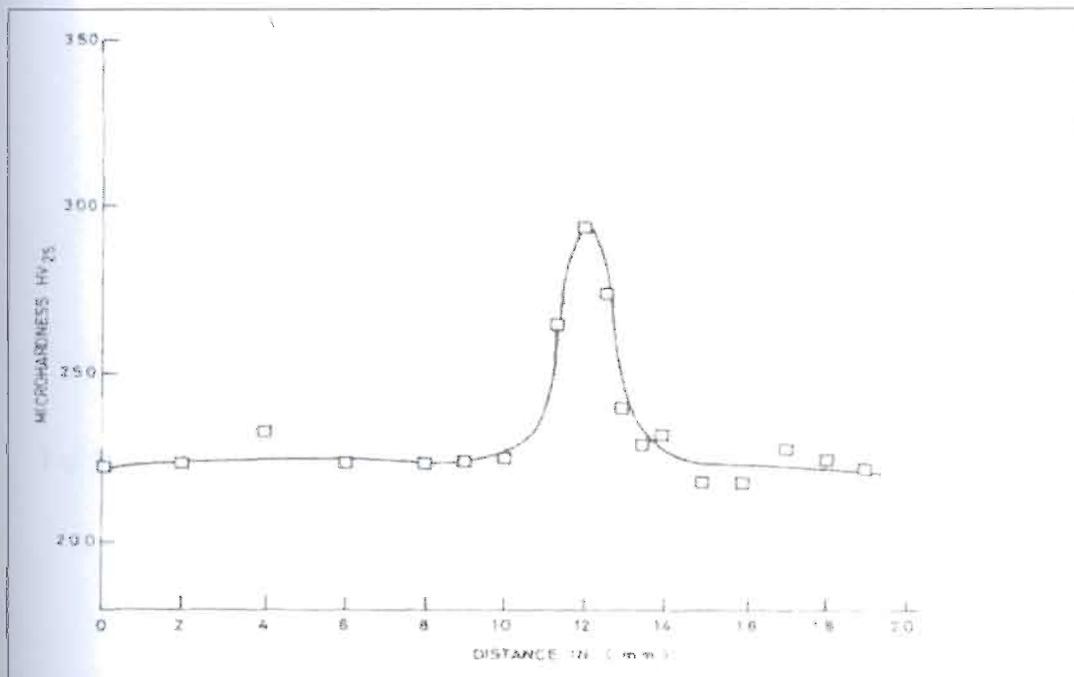


Fig. 10.7 Un perfil de dureza típica vs. distancia para una soldadura que muestra grietas. Las medidas fueron hechas en dirección de X como se definió en la Fig. 10.3

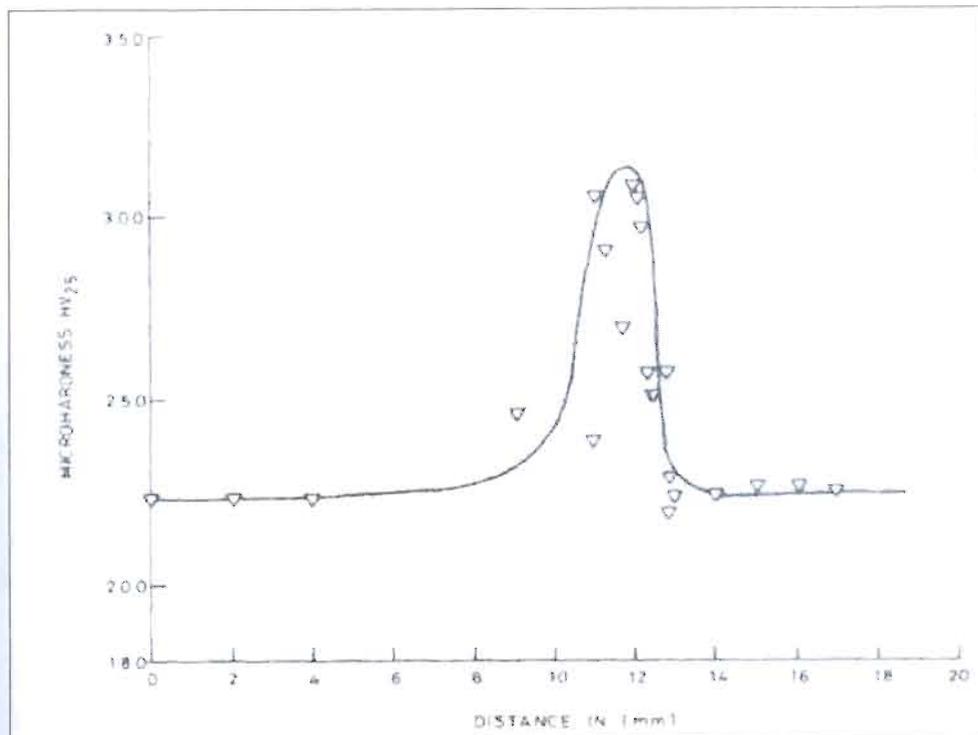


Fig. 10.8 Un ejemplo del perfil de dureza vs. distancia para ERW, de muestras en las cuales se muestran grietas en la soldadura.

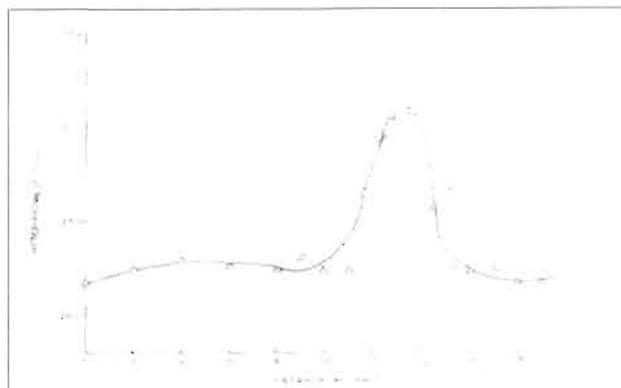


Fig. 10.9 Otro ejemplo de perfil de dureza vs distancia de ERW que muestra grietas en soldadura

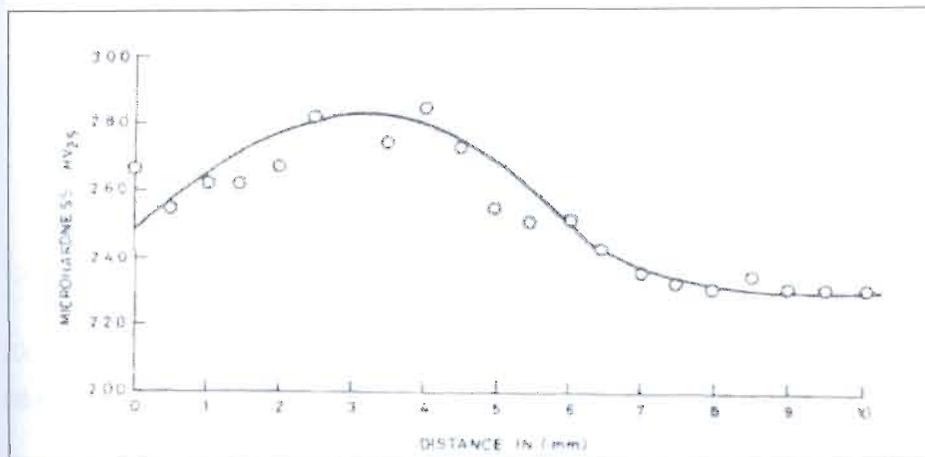


Fig. 10.10 Un ejemplo de perfil de dureza vs distancia de ERW, en la cual la soldadura no muestra grietas en la soldadura.

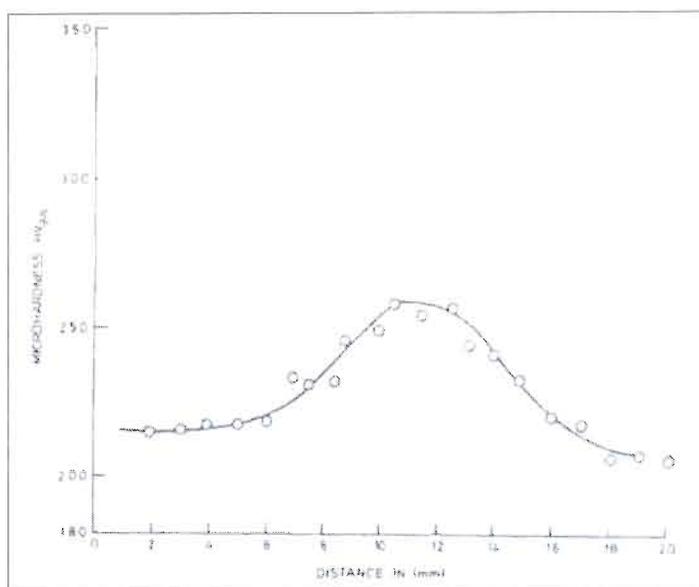


Fig. 10.11 Otro ejemplo de perfil de dureza vs distancia de ERW en la cual la soldadura no muestra grietas en la soldadura.

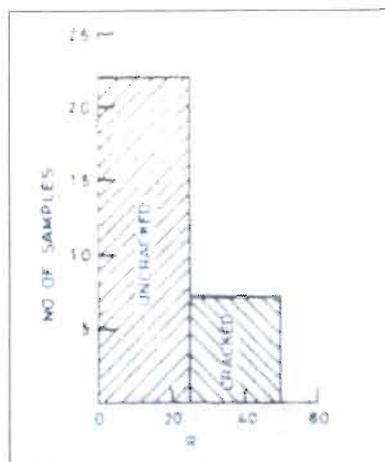


Fig. 10.12 Un histograma mostrando el número de soldaduras sin grietas y con grietas las muestras trazan otra vez el parámetro  $R$ . Ausencia de algunas grietas en la soldadura cuando  $R < 25$  es evidente.

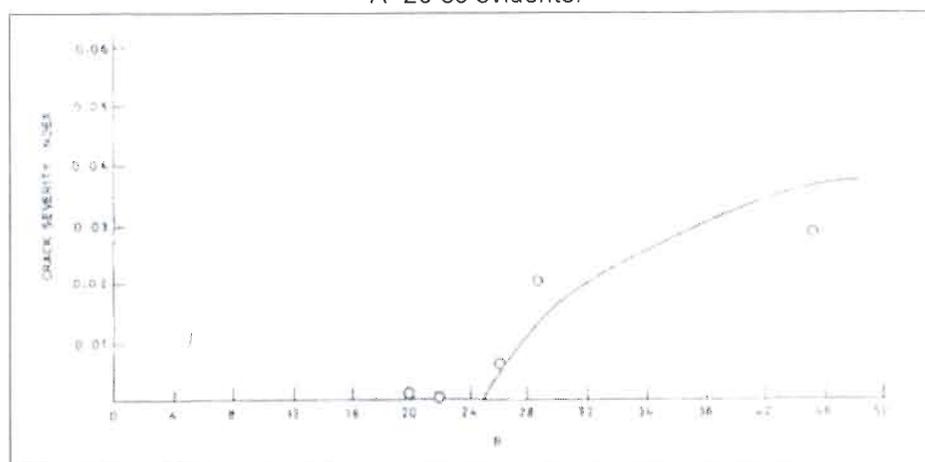


Fig. 10.13 Relación entre  $R$  y la severidad de las grietas

TABLA 10.1		
Máxima dureza HV	Estado de soldadura	$R$
260	Sin grietas	21.69
275	Sin grietas	20.00
282	Grieta	43.10
282	Sin grieta	11.50
285	Sin grieta	11.00
285	Sin grieta	14.70
287	Sin grieta	22.00
290	Grieta	25.00
300	Grieta	43.10
325	Grieta	45.00

# 11.

## EVALUACIÓN DE UNA FATIGA EN TUBERÍA DE ERW.

En 1998, una compañía de tubería enfrentó una ruptura en un tubo de 20 años de antigüedad de 14in de diámetro y  $\frac{1}{4}$  in de espesor, debido a la propagación inesperada de una grieta longitudinal preexistente al exterior de la superficie longitudinal de la soldadura, ver Fig. 11.1 [15]. La longitud total de la fractura fue de 480cm. La ruptura ocurrió 40min después del paso un scraper (diablito de limpieza) a través de la sección, 950m corriente abajo de una estación de bombear. Debido a lo brusco de la caída de presión resultante, el diablito de limpieza se devolvió y se detuvo en medio del área fracturada. Las ventanas cuadradas observadas en la Fig. 11.1 fueron cortadas para sacar el remanente de petróleo de la línea y extraer el diablito de limpieza.

Una inspección visual reveló la presencia de una grieta en la superficie, con una profundidad del orden del 70% del espesor, y una longitud de cerca de 160mm, cuya repentina propagación provocó la ruptura. La superficie inspeccionada se oxidó debido a una larga exposición en condiciones de tiempo antes de la examinación. La superficie tuvo que ser limpiada con ácido clorhídrico diluido, pero no fue posible recuperar muchos detalles de la historia de la propagación en la superficie. Las grietas mostraban señales de

propagación y unión de defectos individuales iniciando en la superficie externa, con longitudes en la superficie variables entre 10 y 40mm. Fig. 11.2(a) muestra la grieta en la superficie, mientras la Fig. 11.2 (b) muestra un croquis que es visto en la Fig. 11.2(a). Las flechas indican los sitios de inicio sobre la superficie exterior del tubo, y el sentido de crecimiento de la grieta en la superficie. Las marcas de playa indican la forma sucesiva de los frentes de la grieta durante la propagación, fases de unión y el tamaño final de la grieta antes de la ruptura pueden observarse.



Fig. 11.1 Propagación repentina de una grieta longitudinal en la superficie externa del cordón de la soldadura ERW

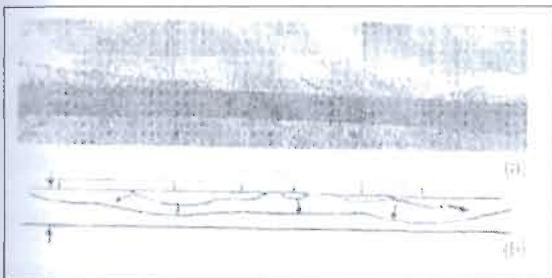


Fig. 11.2 (a) Superficie de iniciación de la grieta, mostrando señales de fatiga. (b) croquis de lo que es visto. Las flechas indican el sitio de inicio y sentido de crecimiento.

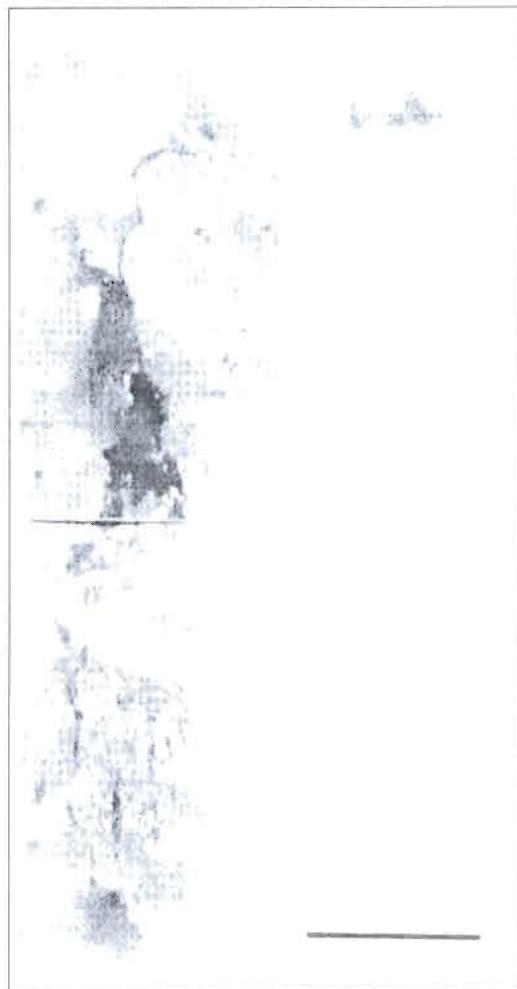


Fig. 11.3 Sección transversal de los primeros 3mm del curso de la grieta

El comportamiento de la fatiga de la tubería de línea con defectos se ha vuelto una mayor preocupación debido a grandes fluctuaciones de presión diarias. Los códigos de diseño para fatiga de estructuras son basados en curvas *S-N* determinadas experimentalmente y clasificando los detalles de diseño en rangos específicos de severidad [16]. Este método de análisis está basado en la determinación de la vida total de un componente a fatiga, y no considera las diferentes fases del proceso: (a) nucleación de grietas microscópicas y la unión para formar un defecto perceptible; (b) propagación subsecuente de ese defecto (crecimiento de grieta); y (c) falla o inestabilidad final. Pequeños defectos de fabricación en la soldadura longitudinal, tal como rugosidad superficial, rasgaduras o inclusiones, pueden actuar como una grieta inicial, por lo que la fase de la iniciación pueda ser corta. El inicio de la fatiga en grietas se caracteriza por curvas *S-N* que asocian la aplicación cíclica de amplitud de esfuerzos ( $\Delta S$ ) con el número de ciclos hasta la detección de la grieta (*N*) [17,18]. Para caracterizar la propagación de grieta por fatiga, el mecanismo de fractura lineal elástica (LEFM) asocia la amplitud del factor de intensidad de esfuerzo aplicado ( $\Delta K$ ) con la proporción de la propagación de la grieta ( $da/dn$ ), [19,20]. La llamada Región II puede a menudo ser representada por  $da/dn = C\Delta K^m$ , donde  $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ , refiriéndonos a valores máximos y mínimos del factor de intensidad de esfuerzos en cualquier carga de ciclos dado [21].

Soldaduras longitudinales generan concentradores de esfuerzos, esfuerzos residuales, y cambios metalúrgicos. Los esfuerzos residuales transversales están cerca de la mitad del esfuerzo de cedencia del material base. Los defectos típicamente asociados con ERW, sobre todo en soldaduras llevadas a cabo a baja frecuencia, son debido a la unión incompleta y defectos internos (inclusiones, falta de fusión, etc.) en el área media de la soldadura [22]. Durante el proceso de soldadura el material caliente es expulsado del centro del espesor hacia la superficie del tubo. Defectos de laminación, originalmente paralelos a la superficie, son reorientados a través del espesor. Esto disminuye la resistencia de la soldadura a esfuerzos circunferenciales. La expulsión del

material es eliminado mecánicamente, y ese proceso deja marcas en la superficie que trabajan como posibles áreas de inicio de grietas. Una forma típica de defecto es el llamado grieta de gancho, en el cual una grieta curvada es formada aun par de mm fuera de la línea central de soldadura, siguiendo los planos de soldadura [23].

Una de las mayores preocupaciones en el mantenimiento de la integridad de las tuberías de línea son los daños mecánicos por terceros causados por fuerzas externas resultando en defectos. La mayoría del trabajo de investigación anterior se ha concentrado en el comportamiento complejo de una ranura dentro de una abolladura, es el más típico y también severo daño mecánico en la industria [24,25].

Las pruebas de fatiga para tubería de línea con una ranura en una abolladura fueron llevadas a cabo por varios autores [26,27]. Usando tubos con una ranura relativamente leve (0-30% del espesor de pared) en una abolladura (10% del diámetro del tubo), Hagiwara [28] sugirió una ecuación para estimar el tiempo de fatiga  $N_f$ , como una función de la amplitud de esfuerzo del aro del tubo,  $\Delta\sigma$ :

$$N_f = C(d/D)^\alpha (t/T)^\beta (\Delta\sigma/E)^\gamma$$

donde  $E$  es el módulo de Young, y  $C$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ , y  $\gamma$  son coeficientes de regresión.  $\Delta\sigma/E$  significa el rango de deformación elástica. En resultados de pruebas de fatiga experimental, los valores de,  $N_f$  se encontraron similares a los calculados con la fórmula.

Aunque es útil para predecir en una tubería con defecto leve, no se ha encontrado que esta ecuación sea aplicable a una tubería con defectos más severos. Tubos de ERW generalmente también tienen grandes esfuerzos residuales. Los efectos de esfuerzos residuales de tubos de ERW sobre el comportamiento de la fatiga con un defecto artificial severo fueron examinados en pruebas de fatiga llevadas a cabo por Hagiwara [29] sobre tubos de 20 – 30cm de diámetro. Para el parámetro  $Q$ , una función del tamaño de defecto y resistencia de fractura, el comportamiento de fatiga podría ser explicado. El comportamiento de fatiga difiere arriba y abajo del valor umbral de  $Q$  ( $Q_{th}$ ).

Cuando  $Q < Q_{th}$  la propagación de la grieta fue inicialmente asociada con un crecimiento de una grieta dúctil, y por lo tanto el período de fatiga  $N_f$  disminuye a menos de 1000 ciclos. Por el contrario,  $N_f$  fue mayor de 1000 ciclos cuando  $Q > Q_{th}$ .  $N_f$  fue predecible con una ecuación exponencial incorporando la profundidad de la abolladura, profundidad de ranura y amplitud de esfuerzo cuando  $Q > Q_{th}$ . Una ranura en una abolladura con  $Q < Q_{th}$  requiere reparación o reemplazo.

## Estado del Arte

Propiedades químicas y mecánicas de los materiales involucrados en la falla se muestran en las Tablas 11.1 y 11.2. El material del tubo cumple con los requerimientos del estándar API 5L X46 [15]. Las pruebas de dureza y micro dureza Vickers de metal base y soldadura muestran baja dureza en el metal base (20HRC) que nos permiten descartar la susceptibilidad a la fragilidad por el hidrogeno posiblemente generadas por la sobreprotección catódica. En el área central de la soldadura longitudinal un incremento de dureza es reportado hasta 30HRC, haciendo la soldadura más susceptible a la fragilidad por el hidrogeno. Esta mayor dureza coincide con un cambio en las características micro-estructurales la cual es ferrita-perlita en metal base y bainita inferior o martensita en la mayor área deformada del centro de línea de soldadura. También coincide con una resistencia mayor y menor ductilidad (ver Tabla 11.2). Las áreas intermedias presentan micro-estructuras ferrita-bainita.

TABLA 11.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA

TUBO	C(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)	Si(%)
1	0.13	0.75	0.03	0.03	0.11
2	0.19	0.69	0.02	0.04	0.12
3	0.24	1.08	0.02	0.03	0.06

En pruebas de partícula magnéticas en secciones de tubo adyacente a la falla no se detectan grietas. Indicaciones en la soldadura han sido asociadas a superficiales marcas longitudinales producidas por el maquinado del refuerzo de

soldadura. De acuerdo a la evolución de las grietas se observa que fueron al menos tres o cuatro puntos de inicio. Secciones transversales de la soldadura agrietada fueron preparadas, para encontrar indicios de estas grietas iniciales. Como un ejemplo, la Fig. 11.3 (x30) muestra los primeros 3mm de la trayectoria de la grieta a lo largo de la sección transversal indicada como AA la Fig. 11.2(b). La trayectoria de la grieta es claramente influenciada por la microestructura, la cual fuerza cambios a 90° como se ve en la parte izquierda superior y media de la figura. Esta segunda, el doblez mayor corresponde al comienzo de la fractura final inestable.

Material del tubo	Sy (MPa)		UTS (MPa)		Elong (%)		Reduc (%)		K <sub>1C</sub> (MPa m <sup>1/2</sup> )
	L	C	L	C	L	C	L	C	
Base	425	489	532	556	28	16	60	41	44
Soldadura	593		721		23		48		37

Evaluaciones fractográficas en el microscopio electrónico de barrido muestran una clara diferencia entre la fatiga uniforme de la superficie agrietada y la superficie rugosa de la fractura final, ver la Fig. 11.4 (x10). La superficie de la fractura final muestra bandas paralelas las cuales relacionan con la banda micro-estructural durante la laminación del tubo. La Fig. 11.4 muestra que en las sección media de la soldadura longitudinal hay discontinuidades bidimensionales o volumétricas, alineadas longitudinalmente y en el sentido del espesor. Ellos son debidos a defectos pequeños de falta de fusión, con inclusiones no metálicas retenidas, localizadas en el área de soldadura con mayor deformación. Ellas presentan superficies planas o curvadas, con pequeñas protuberancias en los extremos. Medidas máximas de profundidades y longitudes son menores de 0.5mm, mientras que muchos defectos son de 0.25mm.

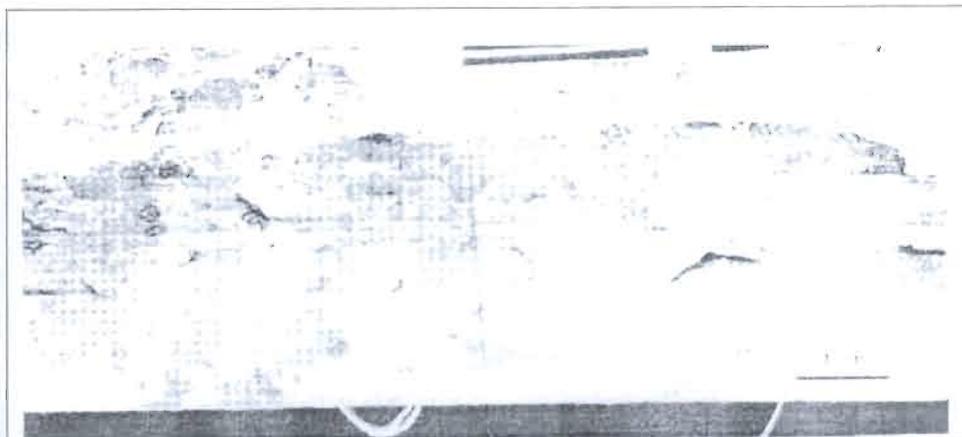


Fig. 11.4 SEM fractografía (x10), mostrando superficies de grietas de fatiga y fractura final.

La resistencia de fracturas determinadas experimentalmente de metal base y soldadura involucrados en la falla es muy bajo, del orden de  $40\text{MPa m}^{1/2}$ , ver Tabla 11.2. Con estos resultados una evaluación de la grieta fue llevada a cabo [18]. La máxima profundidad aceptable de un defecto de superficie externa en la soldadura que no causara fractura es cerca de 4.5mm. Este parámetro nos permitió verificar una adecuada correspondencia con el tamaño de la grieta cuando la ruptura ocurrió. También nos permitió definir la sensibilidad requerida para futuras evaluaciones no destructivas para prevenir este tipo de falla.

Este estudio estableció que en servicio la propagación de las grietas, como se muestra en la Fig. 11.2, toma lugar en la sección media del cordón de soldadura ERW del tubo por un mecanismo de fatiga. Estas grietas se propagan desde las superficies de grietas pequeñas o defectos, localizadas en la parte baja de las marcas longitudinales en la superficie exterior del tubo, en la mayor parte deformada y área central endurecida de la soldadura longitudinal ERW (ver la Fig. 11.1). Para identificar un mecanismo de iniciación de grietas por la figura y tamaño de defectos existentes, análisis fractográficos extensivos fueron hechos en ejemplos tomados de otras porciones de tubos. Donde la inspección en línea (ILI) ha revelado la probable existencia de grietas como defectos, muestras fueron cortadas del tubo e inspeccionadas. Como se esperaba, varias

grietas de gancho fueron encontradas, pero su morfología vario de defecto en defecto. Dos ejemplos están presentados en las figuras 11.5 y 11.6.

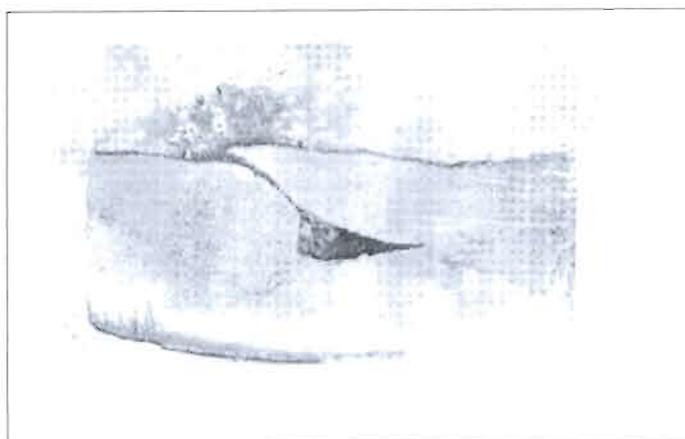


Fig. 11.5 Un tipo de grieta de gancho en ERW (x5)

La Fig. 11.5 (x5) muestra una sección transversal de la soldadura en la cual una grieta gancho es mostrada. Este es un defecto volumétrico, con una mayor proporción orientada paralela a la superficie del tubo. La fuerza que lleva a la grieta en la abertura es muy pequeña, ya que los esfuerzos circunferenciales son casi paralelos a la superficie de la grieta. Este es el tipo mas benigno de grieta de gancho, el mas frecuente encontrado en campo y el más ampliamente discutido en la literatura. Resultados experimentales de pruebas de tensión confirman que la disminución en la resistencia del tubo esta relacionado a la reducción de carga de la grieta.



Fig. 11.6 Una grieta de gancho a través del espesor.

La sección transversal pulida y atacada de la Fig. 11.6 (x20) muestra un diferente tipo de grieta de gancho. La grieta principal rompe la superficie exterior (parte superior de la figura) y es muy delgada. La trayectoria de la grieta tiende a seguir la franja micro-estructural, justo arriba de la mitad del espesor. Cerca de la punta de la grieta de esta grieta principal, se ven otras grietas pequeñas, relacionado con el bandeado del material fluyendo en la superficie interna. La fisura muestra como la interacción entre todas las grietas puede dar crecimiento a bastante profundidad, delgado y a través de todo el espesor de la grieta. Este defecto es una indicación de la fuente de problemas del defecto original que apoya la falla de fatiga que está estudio. La propagación de la

fatiga desde un efecto inicial fue relacionada con cargas cíclicas originadas con cambios de presión en el tubo. Tales cambios de presión existen realmente durante la mayor parte de vida del tubo. Cambios de presión y amplitud de baja frecuencia son asociados con la maniobra durante el paso del diablito de limpieza.

Para eliminar los depósitos parafínicos y mejorar la eficiencia del transporte, el diablito de limpieza es regularmente pasado a través de esta sección. Hasta que se presenta esta falla el compresor no posee ninguna trampa para el diablito de limpieza. Por consiguiente en cada pasada del diablito de limpieza la presión de descarga tiene que ser balanceada. La presión de descarga disminuye de 70 a 40Kg/cm<sup>2</sup>, y la presión de succión aumenta de 7 a 40Kg/cm<sup>2</sup>. Las presiones en otras plantas de compresores a lo largo de la línea tienen que ser ajustadas durante estas maniobras, pero en estos casos la disminución en la presión de descarga fue solamente de 70 a 63 Kg/cm<sup>2</sup> donde el incremento en la presión de succión fue de 7 a 25 Kg/cm<sup>2</sup>. Durante los últimos 5 años el diablito de limpieza fue pasado una vez por semana en invierno y dos veces por semana en verano sin embargo datos de la frecuencia de uso durante los 30 años previos de servicio no están disponibles. Instalación de la trampa del diablito de limpieza ha sido terminada en todas las plantas.

Es interesante determinar como pronosticar la falla por modelos existentes, como se menciona en la sección anterior, Hagiwara [29] propuso usar el parámetro  $Q$ , una función del tamaño del defecto y tenacidad incorporando la profundidad de la abolladura, profundidad de ranura y la amplitud del esfuerzo, para explicar el comportamiento de la fatiga. Cuando  $Q < Q_{th}$  la vida de fatiga  $N_f$  es menor que 1,000 ciclos, y requiere inmediata reparación o reemplazo.  $Q_{th}$  ha sido experimentalmente definido aproximadamente 10,000N. Considerando la baja tenacidad de la soldadura, y la profundidad original de la grieta (aproximadamente  $t=2\text{mm}$ ,  $2c=20\text{mm}$ ),  $Q$  probablemente esta muy debajo de  $Q_{th}$ . Para alcanzar  $Q=Q_{th}$  se requiere  $d=10\text{mm}$ , un defecto de magnitud mayor que las ralladuras halladas en la soldadura ERW están siendo evaluadas.

En el estudio de falla se encontró la conveniencia de definir límites máximos a la frecuencia de ciclos de presión en los tubos, y evaluar las condiciones de defectos críticos en la soldadura longitudinal, las metodologías para inspección no destructivas de los posibles defectos longitudinales, y la iniciación y propagación de fatiga y el comportamiento de los defectos de superficie, especialmente en la soldadura.

### Evaluación experimental de fatiga

Se puede esperar que para un nivel dado de esfuerzo cíclico aplicado la soldadura presentara una iniciación de vida mas corta que el metal base. Este efecto es debido a las diferentes condiciones de superficie. Similarmente, puede suponerse que la propagación de la grieta nos permitiría detectar diferencias en la propagación, debido a las diferencias en micro-estructuras en ambos materiales y también debido a la presencia de pequeñas inclusiones y otros defectos de soldadura, que probablemente incrementa la razón de propagación promedio. Pruebas de fatiga [31] fueron llevadas a cabo para caracterizar la iniciación y propagación de grietas en metal base y soldadura de dos diferentes lugares del tubo, llamados Allen y Salitral. Estas regiones tienen diferentes soldaduras longitudinales ERW, hechas por diferentes fabricantes. Las probetas fueron sujetas a esfuerzos cíclicos similares a aquellos que fueron producidos durante las maniobras de paso del diablito de limpieza. Ejemplos de fatiga de Salitral fueron extraídos de regiones de tubo contiguas a la parte dañada, cuyas superficies permanecieron intactas.

El enderezado de las pruebas fue hecho de acuerdo a BS7448 Parte 2 [30] con tubo de prueba tipo alas de gaviota (gull wing). Pruebas de doblez de tres puntos fueron llevadas a cabo con un balancín tipo deformación suave en una máquina de prueba de fatiga controlada a una frecuencia de 10Hz. Pruebas fueron llevadas a cabo en defectos de la superficie natural externa de las soldaduras. Superficie semieliptica con muescas de 0.4mm de profundidad fueron maquinadas en las probetas en dirección longitudinal [32]. Para definir

las curvas *S-N* Wöhler, el periodo inicial fue definido como el número de ciclos necesarios para desarrollar una grieta de 1mm de profundidad y por lo tanto involucra los periodos de comienzo de micro-grietas y unión. Como se discutió en la sección anterior [34] esto es aproximadamente en este periodo que la primera unión de grietas al azar distribuye los defectos de superficie.

Marcado con tinta fue usado para indicar el desarrollo de la grietas. Las marcas de tinta fueron observadas "post-mortem" con un microscopio móvil. Múltiples strain gauges fueron aplicadas cerca de los probables sitios de iniciación y de las muescas maquinadas, para detectar variaciones en consentimiento originando iniciación de la grieta y crecimiento precoz. Un material con 4 strain gauges de 2.1mm de largo fue adherida a la superficie de la placa, cerca de 2.5mm del plano de grieta. Es sistema de monitoreo de strain gauges nos da preediciones razonables de tamaños de figuras y grietas para rangos de profundidad desde 0.2 a 3mm. Para todas estas pruebas, "falla" fue definido como una profundidad de la grieta del orden de 4mm, entonces únicamente unos pocos ciclos fueron requeridos para desarrollar una ranura a través del espesor desde este punto.

Los análisis de iniciación y propagaciones de grietas, y sus interacciones con micro-estructura y defectos, fue llevada a cabo con un SEM (10x – 1000x). La iniciación de múltiples grietas fue encontrada sin las marcas longitudinales en la superficie de las soldaduras en ambos materiales.

La fatiga propago grietas siguiendo una trayectoria principalmente perpendicular a la fuerza aplicada, pero a veces obligado a seguir un camino curvado como se muestra en la sección transversal de la Fig. 11.7 y a un mayor detalle en la Fig. 11.8 (misma probeta a X400). Puede entenderse que este trayectoria es inducida por el bandeo micro-estructural en esta región de alta deformación de la costura soldada de ERW, y posiblemente favorecida por el continuo gradiente de esfuerzos generados por la carga flexionante de tres puntos en la pequeña muestra (6.35mm). En una distribución de esfuerzos de membrana el comportamiento de esta grieta podría no ser tan marcado. En la Fig. 11.9 se muestra que las curvas *S-N* para la iniciación de fatiga de la

superficie exterior del tubo y el cordón de soldadura se observa que el número de ciclos para la iniciación de grietas de fatiga es relativamente alto en todos los casos y especialmente en el metal base. Para ciclos de esfuerzos de 230MPa, los cuales representan aquellos desarrollados durante la variación de presión desde 0 hasta una máxima presión en la tubería, la cantidad de ciclos necesaria para iniciar una grieta está entre 100,000 y 200,000 para el material de la soldadura y aproximadamente 500,000 para el metal base. En las pruebas de soldadura Salitral, el inicio está localizado en defectos interiores de la microestructura con baja resistencia principalmente inclusiones no metálicas localizadas en la superficie, sobre la línea de centro de la soldadura. Las grietas crecen en línea recta siguiendo la dirección definida por la aplicación de  $\Delta K$ , hasta una profundidad aproximadamente de 1mm cuando se inicia el patrón de crecimiento escalonado. La propagación de la grieta es transgranular, siguiendo el alineamiento de las áreas ferríticas mayores. En las pruebas de soldadura Allen, las grietas se inician desde inclusiones alineadas a lo largo de las superficies de esfuerzos elevados, en el fondo del escalón producido por la desigualdad del proceso posterior de rasurar la soldadura. En esta área la microestructura no presenta bandeo importante, por lo cual la grieta siempre crece en la dirección del mayor  $\Delta K$  aplicado. Como ejemplo en la Fig. 11.10 se muestra los valores experimentales  $da/dn$  vs  $\Delta K$  para el metal ERW Salitral del cual las constantes de fatiga  $C$  y  $m$  fueron derivadas.

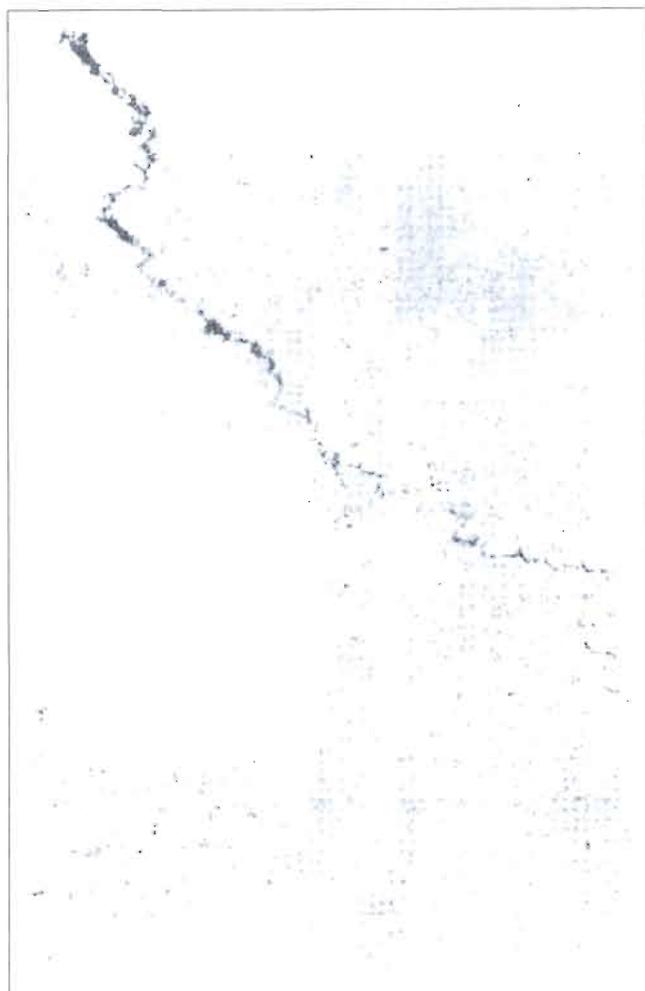


Fig. 11.7 Trayectoria de propagación de la grieta por fatiga. (x80)

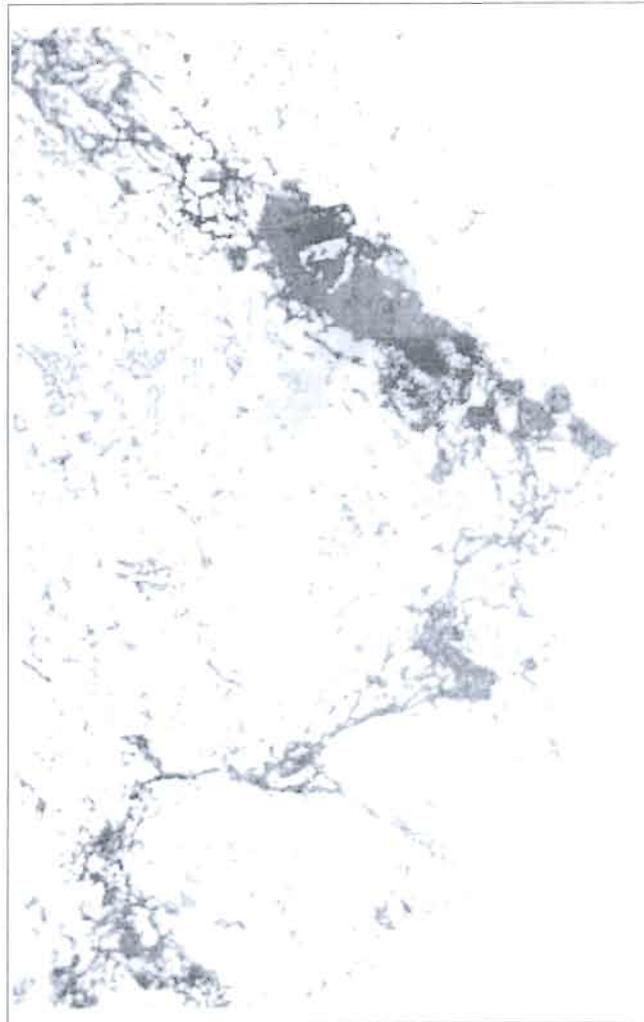


Fig. 11.8 Trayectoria inducida por el bandeo microestructural en ERW.

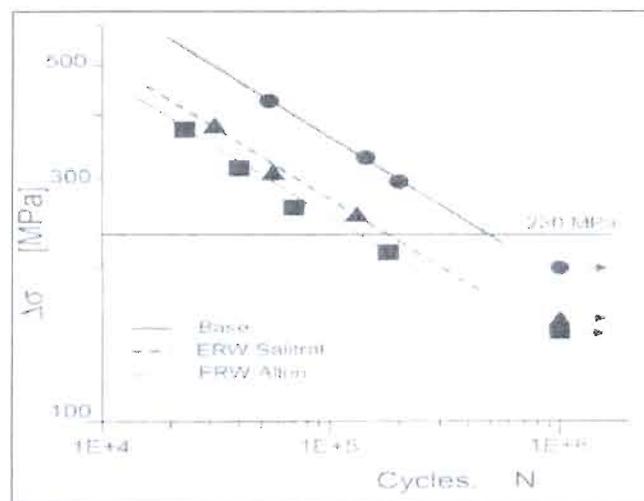


Fig. 11.9 Curvas S-N para iniciación de fatiga de la superficie externa del metal base del tubo y el cordón

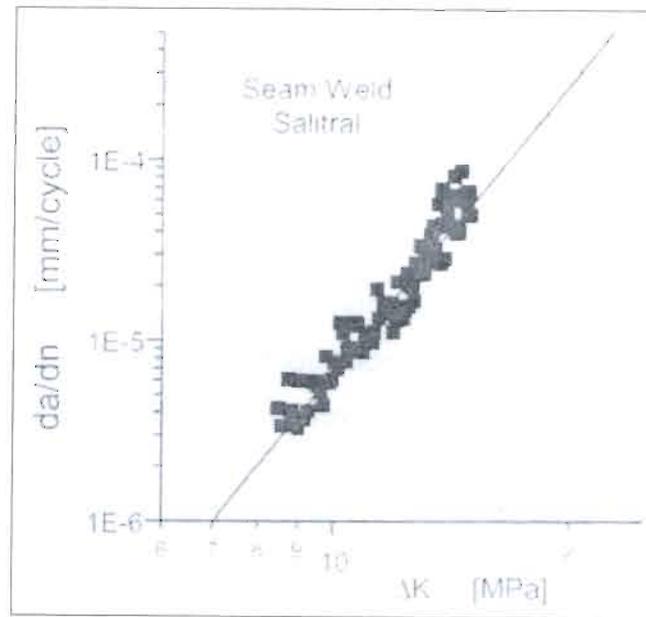


Fig. 11.10 Dato experimental de una grieta de fatiga creciendo.

El desarrollo de las relaciones de dimensiones de las grietas (largo a profundidad,  $a/c$ ) es un factor importante en el análisis de la mecánica de fractura de la vida por fatiga [34]. Los valores altos  $a/c$  después de la coalescencia final son en general determinados por la geometría de los defectos originales y las marcas en la superficie de la soldadura. Los análisis de falla muestran que varias grietas pequeñas iniciadas en la superficie de una soldadura longitudinal que permiten el desarrollo de una macro grieta con una razón de dimensiones pequeño. Las grietas pequeñas en grupos periódicos forman macro grietas desiguales con un escenario adicional. Este escenario adicional ocurre a diferentes profundidades de la grieta dependiendo de la desigualdad entre los planos de grietas vecinas y principalmente del ángulo de la punta de la superficie [34]. En este caso la desigualdad es pequeña y por esto si la grieta en estas regiones es acelerada incrementando las interacciones de incremento de esfuerzos entre grietas vecinas y también incrementando las relaciones de propagación de grietas.

Para un defecto inicial de profundidad de 0.6mm y un rango de esfuerzos aplicados de 97MPa, el cual es el esfuerzo circunferencial generado

por el paso del diablito de limpieza, la  $\Delta K$  aplicada es aproximadamente  $4.21 \text{Mpa m}^{1/2}$  similar a la propagación de inicio. Por esto no es muy probable que un defecto menor que 1mm de profundidad pudiera propagarse aisladamente por fatiga. A este nivel de esfuerzos el defecto inicial debería estado mucho mas profundo que 1mm. De otra manera considerables ciclos de esfuerzos altos deberían haber ocurrido para propagar la grieta. Aunque algunos de estos ciclos fueron producidos durante la eliminación total de la presión en las tuberías, estos fueron muy pocos durante la vida de servicio.

Tabla 11.3 muestra las constantes de fatiga  $C$  y  $m$  determinadas experimentalmente. Note que exponentes Paris  $m$  son muy altos. Esto es probablemente debido a que las pruebas fueron realizadas con valores relativamente bajos de  $\Delta K$ , cerca del inicio de la propagación. Crecimiento de la fatiga de las grietas de profundidades iniciales de 0.6mm hasta una profundidad final de 4.5mm fueron moduladas por la integración de los resultados experimentales considerando una sola grieta. Grandes vidas de fatiga fueron obtenidas como es muestra en la Tabla 11.3. La vida real de servicio de la tubería fue solamente 20 años, la mayor inclusión hallada en el modelo de propagación dentro de las pruebas de fatiga fue 0.2mm de largo. Esto es mucho más pequeño que la mayor inclusión hallada en la superficie de fractura de parte limpiada, las cuales fueron aproximadamente 2mm de longitud (ver Fig. 11.4). Estos defectos pueden incrementar considerablemente la velocidad de propagación de las grietas.

Cuando la iniciación es múltiple, el proceso de coalescencia son alcanzados así que podría incrementar la relación de crecimiento. Esto fue verdaderamente observado en la grieta generada por la limpieza. En el proceso de iniciación de grietas múltiples la relación de propagación puede incrementarse, si las grietas múltiples son principalmente coplanares [34]. En estas condiciones las estimaciones de fatiga de defectos con 2mm de profundidad dan una vida de propagación de 18,000 ciclos en el caso de Allen y de 24,000 ciclos en el caso de Salitral. Estos estimados ciclos de vida justifican la propagación de fatiga hasta la falla del metal de la soldadura. Por esto se

concluye que grietas preexistentes relacionadas a las grietas de gancho o a otros defectos de la soldadura crecen por fatiga durante el servicio, generando una grieta longitudinal critica que lleva a la ruptura de la tubería.

TABLA 11.3 Constantes C y m de fatiga experimental, y números de ciclos necesarios para crecer una grieta de un profundidad inicial $a_0$ al tamaño critico, $a_f=4.5\text{mm}$					
Material	M	C (mm/ciclo)	Número de ciclos, $N(\Delta\sigma=97\text{MPa})$		
			$a_0 = 0.6\text{mm}$	$a_0 = 1.2\text{mm}$	$a_0 = 2\text{mm}$
Base	6	$3.818 \times 10^{-12}$	25,500,000	563,000	33,500
Soldadura Salitral	5.29	$3.327 \times 10^{-11}$	7,950,000	287,000	24,400
Soldadura Allen	5.27	$4.7 \times 10^{-11}$	5,790,000	212,000	18,200

## 12.

# CONCLUSIONES

Grooving corrosion es una corrosión localizada selectiva en la soldadura de la tubería de acero ERW. Las inclusiones de MnS están concentradas en la soldadura y expuestas por su unión con los flujos del metal. Estas inclusiones son muy corrosivas en agua de mar. El calentamiento y enfriamiento rápido en la soldadura de resistencia o inducción eléctrica produce S enriquecido en la porción alrededor de la matriz de las inclusiones de MnS, las cuales se disuelven anodicamente con respecto a las inclusiones de MnS y el metal base residual. La corrosión localizada inicia inmediatamente en las inclusiones de MnS que continuamente se presentan en la soldadura, y desarrollan el grooving corrosion con la ayuda de la macro celda formada entre la soldadura delgada y el metal base de la soldadura.

De acuerdo al estudio hecho por Kato y colaboradores [1] se puede llegar a la conclusión de que el grooving corrosion inicia en las inclusiones de MnS al estar en contacto en agua de mar o en un ambiente ácido. Esto debido a que en la soldadura es donde las inclusiones de MnS quedan expuestas debido a que el flujo de metal. Al haber una mayor concentración de MnS en esta zona y en agua de mar se forma una macro celda por la diferencia de potenciales que ayuda al desarrollo del grooving corrosion. En contraste en el metal base no se

observo que se desarrollara el grooving corrosion aunque también existen inclusiones de MnS.

El grooving corrosion fue debido a la alta susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS en la soldadura, esto se presenta por el proceso de soldadura ERW en el cual hay un calentamiento y enfriamiento rápido en la soldadura. Es por esto que se forma S enriquecido alrededor de las inclusiones de MnS en la soldadura y también que la corrosión ocurra rápidamente alrededor de las inclusiones de MnS en la zona calentada, mientras en la zona no calentada ninguna corrosión fue observada. De acuerdo al resultado obtenido de la prueba del efecto del rápido calentamiento y enfriamiento del acero en la susceptibilidad a la corrosión localizada en las inclusiones de MnS se demostró que la zona calentada a una temperatura alta fue anódica al metal base en agua de mar. Esto significa que la línea de soldadura es el ánodo de sacrificio por lo que empieza a perder átomos que se van al metal base empezando a formar una ranura.

También se llegó a la conclusión en la prueba del efecto del tratamiento térmico que las probetas tratadas a una temperatura arriba de 900°C por 30min se mejoraba la resistencia al grooving corrosion.

#### AGRIETAMIENTO

Un nuevo concepto basado en consideraciones termodinámicas ha sido desarrollado para analizar agrietamiento en frío en soldadura de ERW.

El parámetro 'R' que puede ser determinado del perfil de dureza de la soldadura, puede describir el agrietamiento en frío exactamente. Cuando 'R' es 25 no parecen grietas en la soldadura. Sin embargo, incrementos en valor de la 'R' lleva a grietas y su severidad se incrementa con el aumento de 'R'.

Agrietamiento en frío en soldadura de tubos de ERW no parece ser afectado por la máxima dureza de HAZ. Al mismo nivel de máxima dureza de HAZ, algunas muestras mostraron grietas y otras no.

## FATIGA.

Una ruptura en un tubo de 14in de diámetro,  $\frac{1}{4}$  in de espesor API 5L fue debida a la rápida propagación de la fractura en la soldadura longitudinal ERW. Una grafica de fractura micro-estructural se hizo un análisis químico y mecánico. La bainita o martensita del material de soldadura con durezas de 30HRC es marginalmente susceptible a la fragilización por hidrogeno. Propagación de la grieta tomo lugar por fatiga. La grieta de fatiga iniciada desde una grieta de gancho en la superficie externa del tubo, en el área central endurecida de la soldadura ERW.

Las pruebas de fatiga fueron realizadas para caracterizar la iniciación y propagación de las grietas de fatiga en el material del tubo y en el material de la soldadura en 2 regiones de la línea de tubería. Las probetas fueron sujetas a esfuerzos cíclicos similares a los producidos durante el transito del diablito de limpieza, 2 veces por semana durante muchos años. El crecimiento de fatiga fue modulado por la integración de resultados experimentales. La predicción de vida de fatiga de aproximadamente 20,000 ciclos justifica la propagación de fatiga hasta la falla en el material de la soldadura en defectos con una profundidad inicial de 2mm.

# 13.

## BIBLIOGRAFÍA

- 1) Billy R. Patterson  
The Evolution and Development of ERW Pipe
- 2) C. Kato, Y. Ootoguro, S. Kado and Y. Hisamatsu  
Grooving Corrosion in Electric Resistance Welded Steel Pipe in Sea Water
- 3) M. D. Chapetti, J. L. Otegui and J. Motyllicki  
Fatigue assessment of an electrical resistance welded oil pipeline •  
ARTICLE  
International Journal of Fatigue, Volume 24, Issue 1, January 2002,  
Pages 21-28
- 4) G. Rai and S. K. Mukherjee  
Cracking of weldments in pipes manufactured by ERW process: An  
analysis • ARTICLE  
Engineering Fracture Mechanics, Volume 16, Issue 4, 1982, Pages 527-  
537
- 5) Lu Shuanlu, Han Yong, Qin Changyi, Yuan Pengbin, Zhao Xinwei and  
Luo Jinheng  
Crack and fitness-for-service assessment of ERW crude oil pipeline •  
ARTICLE  
Engineering Failure Analysis, Volume 13, Issue 4, June 2006, Pages  
565-571
- 6) Robert K Nichols  
High Frequency Pipe & Tube Welding  
1<sup>st</sup> Edition – 1994
- 7) American Petroleum Institute  
Specification for Line Pipe 43th, 2004
- 8) NACE Standard MR0175-2003

## 14.

## REFERENCIAS

- [1] C. Kato, Y. Ootoguro, S. Kado y Y. Hisamatsu.
- [2] E. Beraha, *J. Iron Steel Inst.* 202, 696
- [3] A. H. Aronson, M. Korchynsky y J. L. Mihelich, *Welding J.* 473
- [4] H. Otaki, N. Mizuno y T. Matsumoto, *Nippon Kokan Giho* 38, 341
- [5] S. Hasebe, T. Otsuka, S. Takahashi y T. Koga, *Sumitomokinzo* 21, 413
- [6] E. E. Banks, *Aust. Welding J.*, Vol. 18, p. 59
- [7] M. G. Vallero, C. Parrini y A. Pizzimenti, Research and Development into pipe steels and pipe manufacture. *Proc. AWRA Symp. Developments in Gas Pipe Lines Technology*, p. 37
- [8] R. E. Dobby, *Welding J.*, Vol. 12, p. 225
- [9] P. Bufalini, F. Bonomo y C. Parrini, *Proc. Conf. On Welding of HSLA Structural Steels, Rome*, ASM
- [10] J. C. M. Farrar y R. E. Dolby, *Abington*, Welding Inst., p. 16
- [11] S. S. Pani y R. N. Tandon, *Trans. Ind. Inst. of Metals* 32, 397
- [12] J. W. Cahn, *Trans. AIME* 242, 166
- [13] A. A. Griffith, *Proc. Int. Congr. Appl. Mech.* 55
- [14] *JSW Tech. Rep.* Study on the damaged surface of forged hardened roll and development of crack resisting cold mill work roll. The Japan Steel Works.
- [15] Report GIE 20-09/98//22-10/98. Análisis de Fallas en Línea 1, Allen y Salitral de la Vidriera, e Indicaciones en Línea 2, Allen.
- [16] Barson J, Rolfe S. Fracture and fatigue control in structures. 2nd ed. Englewood Cliffs (NJ): Prentice-Hall
- [17] Gurney TA. Fatigue of welded structures. Cambridge (MA): Cambridge University Press.
- [18] BSI PD6493/91. Guidance on some methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures. British Standards Institution.
- [19] Broek D. Practical use of fracture mechanics. Dordrecht
- [20] Anderson TL. Fracture mechanics, Fundamentals and applications. 2nd ed.
- [21] Fuchs HO. Metal fatigue in engineering
- [22] American Welding Society. Welding handbook.
- [23] Kiefner F. Failure análisis of pipelines, ASM handbook.
- [24] Maxey WA. Outside force defect behavior. In: 7th Symposium on Line Pipe Research, American Gas Association, 14

- [25] Mayfield ME, Maxey WA, Wilkowski CTM. Fracture initiation tolerance of line pipe
- [26] Fowler JR, Alexander CR, Kovach PJ, Connelly LM. Fatigue life of pipelines with dents and gouges subjected to cyclic internal pressure.