



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

**UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

PROPAGACION DE FISURAS EN TUBOS

José Villasante Aliaga

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA

Propagación de Fisuras en Tubos (*)

Ing. José Antonio Villasante Aliaga

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
CENTRO DE INFORMACION C A C

Director

Dr. Hugo Alejandro Ernst

(*) Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

República Argentina

1998

RESUMEN

El presente trabajo se orienta al análisis de confiabilidad estructural en tubos de conducción, para ello, se realizó un trabajo teórico-experimental sobre las condiciones de propagación radial de fisuras superficiales de forma semielíptica en tubos de conducción, con la finalidad de: I) determinar los tamaños de defectos críticos de comienzo de crecimiento estable e inestable (ruptura) de fisura, para una determinada presión, II) determinar las presiones críticas de inicio de crecimiento estable e inestable de fisura, para determinadas dimensiones y geometría del defecto, III) caracterizar el comportamiento del tubo y IV) conocer las variables que gobiernan el proceso de crecimiento de fisura.

Se realizó un modelo que determina el comienzo de crecimiento estable e inestable. El modelo se desarrolló para materiales metálicos que tienen un comportamiento del tipo Ramberg-Osgood y se fundamenta en conceptos de mecánica de fractura, incluyendo expresiones que definen: I) la fractoténacidad del material (J_R), II) la fuerza impulsora de propagación radial de fisura ($J_{aplicado}$) y III) colapso plástico del tubo.

Se realizaron ensayos de ruptura a plena escala a temperatura ambiente (20°C) en tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm, de un acero de baja aleación y alta resistencia, grado X65, Q&T, acorde a la especificación API 5L.

La capacidad del modelo fue demostrada a través de la comparación entre los valores obtenidos mediante el mismo y los experimentales.

Se realizó un estudio experimental sobre el efecto de la prueba hidráulica en la presión de ruptura, en tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm, grado X65. La metodología del estudio consistió, en la comparación de las presiones de ruptura de pares de probetas que presentaban defectos artificiales de dimensiones similares. Una de ellas se ensayo directamente a la ruptura, mientras que la otra antes de ser llevada a esta condición, se sometió a un ciclo de carga simulando la prueba hidráulica.

AGRADECIMIENTOS

En el transcurso del tiempo que llevó realizar la presente Tesis, fueron muchos los conocimientos adquiridos ya sean en lo profesional como en lo personal, siendo éstos la base y el sustento del perfeccionamiento que he logrado. Lo que menos puedo hacer es otorgar mis agradecimientos a:

Mi director de Tesis, el Dr. Hugo Alejandro Ernst. El con la claridad de conceptos y conocimientos en mecánica de fractura, hizo posible que se concretara el presente trabajo.

Los integrantes del CINI y Directivos de FUDETEC, por brindarme la posibilidad de realizar este trabajo en sus instalaciones.

Instituto de Tecnología UNSM-CNEA, en especial a la Dra. Alicia Sarce por su gran apoyo y predisposición.

Mis compañeros: Julio Machado, Fabián Fuhr, Gregorio Murtagian, Claudio Morales, Federico Daguerre, Herman Moldovan y Nelson Pachao.

Los integrantes del LEPE: Pablo Daubian, Gustavo Perrone, Sergio García, Cesar Silva y Miguel Nakoneczny, y los exintegrantes Amadeo Nóbile y Fabián Benedetto, por el gran apoyo prestado en la realización de los experimentos. No puedo olvidarme de Daniel D. H. Johnson, por su apoyo incondicional, predisposición en el trabajo y buen sentido del humor, con quién supe llevar adelante el desarrollo experimental de este trabajo.

Laboratorio Metalográfico de Siderca, en especial a Roberto Posa, Oscar Cianchetta y Miguel Soto, por las enseñanzas en metalografía y la ayuda brindada al concederme el uso de sus equipos.

INDICE

1	Introducción	5
1.1	Reseña Histórica	5
1.2	Descripción del Trabajo.....	8
2	Mecánica de Fractura Lineal Elástica	11
2.1	Teoría de Griffith.....	12
2.2	Tenacidad a la Fractura, Curva R. Criterio de Inestabilidad	14
2.3	Análisis de Tensiones en las Proximidades de la Fisura. Factor de Intensidad de Tensiones.....	15
2.4	Plasticidad en la Punta de la Fisura	19
2.4.1	Corrección de Irwin	19
2.4.2	Modelo de Dugdale	22
2.5	Estado Plano de Tensión y Estado Plano de Deformación.....	24
3	Mecánica de Fractura Elasto-Plástica	29
3.1	La Integral J.....	29
3.1.1	La Integral J como una Velocidad de Relajación de Energía no Lineal	31
3.1.2	La Integral J como Parámetro de Intensidad de Tensiones.....	33
3.1.3	Cuerpos con Grandes Zonas de Deformación Plástica.....	35
3.1.4	Fisura Controlada por J.....	36
3.2	Curva de Resistencia y Crecimiento de Fisuras	38
3.3	Apertura de la Punta de la Fisura. CTOD (<i>Crack Tip Opening Displacement</i>).....	40
3.4	Ángulo de Apertura de la Punta de la Fisura. CTOA (<i>Crack Tip Opening Angle</i>).....	44

4 Comportamiento del Material	45
4.1 Fractura Dúctil	46
4.1.1 Nucleación de Microcavidades.....	48
4.1.2 Crecimiento de Microcavidades	48
4.1.3 Coalescencia de Microcavidades	50
4.1.4 Crecimiento Dúctil de una Fisura.....	51
4.2 Fractura por Clivaje	52
4.3 Fractura Intergranular	54
5 Modelado de la Propagación Radial de Fisuras Semi-elípticas en Tubos	55
5.1 Fuerza Impulsora en la Punta de la Fisura.....	56
5.1.1 Parte Elástica de la Fuerza Impulsora	57
5.1.2 Parte Plástica de la Fuerza Impulsora.....	61
5.2 Resistencia a la Fractura del Material	62
5.3 Criterio de Fractura.....	63
5.4 Presión de Ruptura por Colapso Plástico	65
5.5 Metodología Aplicada en la Resolución del Modelo.....	66
5.6 Limitaciones y Observaciones del Modelo	69
Apéndice Capítulo 5	70
6 Desarrollo Experimental y Comparación con el Modelo.....	71
6.1 Introducción	71
6.2 Descripción del Ensayo	72
6.2.1 Probeta Utilizada.....	72
6.2.2 Prefisurado por Fatiga de la Entalla	72
6.2.3 Ruptura del Tubo.....	75
6.3 Ensayos Realizados	76
6.3.1 Material	76

6.3.2 Probetas Ensayadas	77
6.3.3 Resultados Experimentales	79
6.3.4 Análisis Fractográfico de las Superficies de Fractura	84
6.3.5 Comparación entre Resultados Experimentales y Teóricos	86
6.4 Uso del Modelo con otros Datos Experimentales	89
6.4.1 Materiales.....	89
6.4.2 Probetas	90
6.4.3 Resultados Experimentales y Teóricos.....	91
6.5 Análisis de Confiabilidad Estructural en Tubos 22"x7mm.....	101
6.5.1 Desarrollo Experimental	101
6.5.2 Desarrollo Teórico.....	102
6.5.3 Resultados.....	102
6.6 Resumen y Conclusiones.....	107
Apendice Capítulo 6	
Ensayos de Caracterización del Material.....	110
1) Ensayo de Tracción	110
2) Ensayo Charpy	110
3) Ensayo de True Stress - True Strain	110
4) Ensayo de Fractoténacidad	111
7 Estudio Sobre la Influencia de la Prueba Hidráulica Sobre la Posterior Seguridad Estructural	112
7.1 Introducción.....	112
7.2 Este Trabajo	112
7.3 Ensayos a Plena Escala.....	113
7.3.1 Material	113
7.3.2 Probetas	113
7.3.3 Metodología.....	114
7.3.4 Modelo Teórico	115
7.4 Resultados de Ensayos a Plena Escala.....	115
7.5 Ensayos a Pequeña Escala.....	116
7.5.1 Material	117

7.5.2 Probetas	117
7.5.3 Metodología	118
7.6 Resultados de Ensayos a Pequeña Escala	120
7.7 Comparación entre Resultados de Ensayos a Plena Escala y Resultados Teóricos	123
7.8 Conclusiones	126
8 Resumen, Conclusiones y Sugerencias	127
8.1 Resumen	127
8.2 Discusión y Conclusiones.....	128
8.3 Sugerencias.....	130
9 Bibliografía	131

1 Introducción

1.1 Reseña Histórica

Junto al avance de la ciencia y la tecnología, aparecieron nuevos problemas asociados con fallas en componentes estructurales, aparte de los problemas de fatiga y corrosión bajo tensión, apareció el problema de fractura frágil. Este tipo de falla se caracterizó por la gran velocidad de propagación de la fisura sin dar lugar a una advertencia previa de la falla, produciendo daños catastróficos ya sean en lo económico como en vidas humanas.

Los materiales utilizados en la construcción de estructuras anteriores al siglo XIX fueron materiales con bajas resistencias tensiles, por lo cual el diseño de los componentes estructurales se hizo de manera de soportar mayormente esfuerzos de compresión. Con el descubrimiento del acero y su producción industrial en forma masiva, el diseño de los componentes industriales cambió, debido a que este material tiene mayor resistencia tensil que los materiales anteriormente utilizados, junto a estos cambios de diseño apareció el problema de fractura frágil, que en principio no se le dio importancia, pero con el transcurso del tiempo tomó gran relevancia en las fallas producidas en componentes estructurales. Una reseña histórica de varias fallas estructurales fue realizada por Shank [1] y Parker [2].

Una falla que tomó gran trascendencia fue la fractura catastrófica de un tanque de melaza en Boston en 1919. Este tanque contenía 7,500,000 litros de melaza, 12 personas murieron y 40 quedaron heridas, además hubo grandes pérdidas materiales, casos similares se reportaron con puentes. Hasta ese momento algunas estructuras diseñadas con altos coeficientes de seguridad, rompían inesperadamente. El criterio de diseño utilizado en ese entonces estaba basado en la resistencia tensil del material.

Un análisis cuantitativo de éstos problemas fue posible gracias a la aparición de la Teoría Matemática de la Elasticidad (siglo XIX), la cual fue desarrollada y aplicada al estudio de concentradores de tensión recién a principios de este siglo. Inglis [3] realizó estudios para determinar el estado de tensiones en el borde de un agujero elíptico pasante en una placa infinita, sometida a una determinada tensión (σ_{nom}), obteniendo que la tensión en el borde del agujero era mayor que la σ_{nom} e inversamente proporcional al radio de curvatura del borde del agujero. Se dedujo que si el radio de curvatura tiende a cero, la tensión toma valores cada vez más grandes tendiendo a infinito, produciéndose de esta forma una singularidad.

A partir del planteo de esta singularidad es que salió a luz la mecánica de fractura, realizando uno de los primeros aportes A. A. Griffith con la presentación de un trabajo relacionando la tensión de fractura (propagación inestable de fisura) con la geometría de la fisura inicial [4]. Griffith planteó un criterio de balance de energía y postuló que para producir propagación inestable de la fisura en un cuerpo, es necesario que la disminución de la energía de deformación del cuerpo debido al proceso de fractura sea igual ó mayor que el incremento de la energía superficial debido a lo mismo. Esta teoría tiene ciertas limitaciones, puesto que es válida para materiales idealmente frágiles (materiales con muy poca deformación plástica, ej. vidrios).

Después de la segunda guerra mundial, varios barcos mercantes tuvieron problemas de falla por fractura frágil. Entre 1942 y 1952 más de 200 barcos presentaron fracturas consideradas como serias y al menos 9 barcos cisterna T-2 y 7 barcos Liberty se partieron completamente en dos. La causa de estas fallas se le atribuyó a las malas propiedades del acero a bajas temperaturas, sumadas con el cambio de diseño que se realizó en la estructura al pasar de un diseño con uniones remachadas a un diseño con uniones soldadas, siendo esta última más defectuosa y continua. De esta manera los paneles que anteriormente eran remachados, al aparecer una fisura, ésta propagaba, pero el panel vecino actuaba como barrera a la propagación de la fisura, en cambio en los paneles soldados la fisura atravesaba sin mayor problema de panel en panel, de ahí que los barcos podían partirse en 2 mitades (fig. 1-1). Se observó que las fisuras comenzaban en zonas agudas (alta concentración de tensiones), las condiciones de utilización fueron a bajas temperaturas y la tenacidad del material (ensayo Charpy) era baja para estas condiciones.

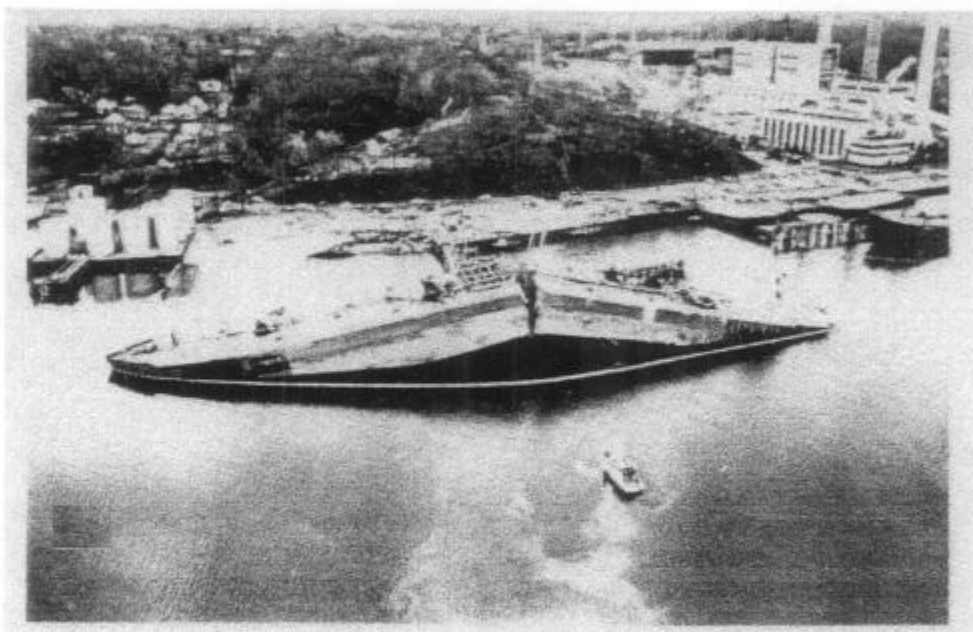


Figura 1-1: Fotografía de la falla de un barco.

Otro gran aporte al desarrollo de la mecánica de fractura fue realizada por G. R. Irwin [5], quien extendió la teoría de Griffith a materiales más usados en ingeniería (metales con cierta deformación plástica). Irwin incluyó al balance de energías la energía disipada por plasticidad durante la propagación de la fisura. Posteriormente él planteó el estado de tensiones y deformaciones en las cercanías de la punta de una fisura aguda, caracterizando a este campo de tensiones y deformaciones mediante un parámetro denominado factor de intensidad de tensiones (K). De esta manera se fundaron las bases de la mecánica de fractura lineal elástica (LEFM).

La mecánica de fractura lineal elástica (LEFM), tiene ciertas hipótesis que validan su uso, una de ellas es que el tamaño de la zona plástica delante de la punta de la fisura debe ser muy pequeño [4]. Posteriores desarrollos realizados por varios investigadores, contemplan factores de corrección por plasticidad que extienden la LEFM al caso de plasticidad en pequeña escala (*small scale yielding*), esto sucede cuando el tamaño de la zona plástica no es demasiado pequeño y escapa a las hipótesis de la LEFM. Los factores de corrección más conocidos fueron los de Irwin [6] y Dugdale [7].

Uno de los problemas que presentaba la mecánica de fractura era su aplicación a materiales que presentaban cierto grado de plasticidad, observándose en estos casos tamaños apreciables de zona plástica delante de la punta de la fisura, siendo no aplicables las correcciones por plasticidad en pequeña escala. Este problema fue resuelto mediante el desarrollo y posterior uso de otros parámetros fractomecánicos representativos del campo de tensiones y deformaciones delante de la punta de la fisura, tales como: la apertura de la punta de fisura (CTOD - *Crack Tip Opening Displacement*) y la integral J, esta última fue desarrollada por J. R. Rice [8] y es aplicable a materiales con comportamiento no lineal. La integral J aplicada al caso de materiales con comportamiento lineal elástico, se puede relacionar con el factor de intensidad de tensiones (K) definido en LEFM.

El parámetro K puede utilizarse como una propiedad que caracteriza al material, representando la resistencia a propagación de fisuras, en esta condición dicho parámetro es denominado K_{IC} , siendo aplicable a materiales con comportamiento lineal. La extensión de este parámetro para materiales con comportamiento no lineal se realiza a través del parámetro J_{IC} , denominado fractotenacidad [9].

Posteriores desarrollos de la mecánica de fractura apuntaron su estudio y aplicación en temas como fisuras en materiales con comportamiento no lineal y dependientes del tiempo tales como: polímeros, fenómenos de corrosión bajo tensión y fatiga. Estos temas constituyen puntos de desarrollo actual en mecánica de fractura.

Un tema importante es el de propagación dinámica de fracturas, puesto que para altas velocidades de propagación de la fisura cercanas a las del sonido, los parámetros fractomecánicos así como la fractoténacidad están afectados por la velocidad de la fisura.

La aplicación de mecánica de fractura a estudios de confiabilidad como de integridad estructural fue un aporte importante a la industria. Los estudios de confiabilidad estuvieron basados en la determinación de tamaños de defectos críticos a partir de los cuales se produce crecimiento de fisura para un dado conjunto de: geometría del defecto, geometría de la probeta, material y carga aplicada. La aplicación a integridad estructural estuvo basada en el concepto de tolerancia al daño, este análisis admite la posibilidad de la existencia de defectos de determinado tamaño en la estructura, a partir de los cuales estimando un determinado tiempo de vida de la estructura, el defecto crece hasta llegar al tamaño crítico.

1.2 Descripción del Trabajo

En las fábricas productoras de tubos para la industria del petróleo y gas es de fundamental importancia garantizar la confiabilidad estructural del tubo. A tal efecto se realizan ensayos no destructivos (NDT), cuya finalidad es detectar defectos y garantizar que éstos no sean mayores que un cierto tamaño tolerable. Por otra parte se implementa una técnica que consiste en someter al tubo a una determinada presión por un cierto tiempo, conocida como "prueba hidráulica", con la finalidad de asegurar que en el caso de existir defectos, éstos no produzcan la ruptura del tubo, la cual ocurre cuando los defectos alcanzan ó superan un determinado tamaño máximo admisible denominado crítico.

El máximo tamaño de defecto tolerable por NDT, se obtiene a partir del tamaño de defecto crítico, teniendo en cuenta cierto margen de seguridad. Por esta razón es de suma importancia determinar este último.

El presente trabajo consistió en:

- a) *El desarrollo de un modelo teórico, fundamentado en conceptos de mecánica de fractura, que permite determinar las condiciones correspondientes al inicio de crecimiento estable y al punto de inestabilidad de una fisura inicial presente en un cuerpo (condiciones críticas).*

Para un dado conjunto de geometría de probeta y material, el modelo determina los parámetros correspondientes a las condiciones críticas, siendo:
I) *Tamaños de defectos críticos para una dada carga ó* II) *Cargas críticas para un dado tamaño de defecto.*

Las condiciones críticas se obtienen a partir de la determinación de parámetros fractomecánicos, tales como: la fuerza impulsora de propagación de fisura, denominado J aplicado (J_{apl}) y la resistencia a la fractura, denominada J_R . Sobre éstos se aplican los criterios de fractura a fin de determinar dichas condiciones.

El modelo fue desarrollado para tubos elaborados con materiales metálicos que poseen un comportamiento del tipo Ramberg-Osgood, que presentan fisuras superficiales de forma semielíptica.

Previo a la aplicación del modelo para una situación determinada, es imprescindible conocer las propiedades del material, por esta razón es necesario realizar ensayos de caracterización del mismo.

- b) *La realización de ensayos de ruptura a plena escala a temperatura ambiente (20°C), en probetas con defectos superficiales de forma semielíptica, de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm de un acero de baja aleación y alta resistencia, grado X65, Q&T. Para aproximar el defecto a la situación más crítica (fisura), se realizó un prefisurado por fatiga de la entalla inicial del tubo hasta las condiciones preestablecidas para el tamaño de fisura inicial (a).*

Los valores experimentales de las presiones de ruptura son comparados con los obtenidos por el modelo teórico a los efectos de evaluar la validez del modelo. Con la misma finalidad se compararon resultados experimentales de ensayos realizados con anterioridad al presente trabajo con los obtenidos por el modelo para esas situaciones [56-58].

Como aplicación del modelo teórico, utilizando sólo resultados de ensayos de caracterización del material, se realizó un análisis de confiabilidad estructural de tubos 22" x 7 mm de alta presión de gas.

- c) *La realización de un estudio experimental sobre el efecto de la prueba hidráulica en la presión de ruptura, en tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm, grado X65. La metodología del estudio consistió en la comparación de las presiones de ruptura de pares de probetas que presentaban defectos artificiales de dimensiones similares. Una de ellas se ensayo directamente a la ruptura, mientras que la otra antes de ser llevada a esta condición, se sometió a un ciclo de carga simulando la prueba hidráulica.*

El trabajo consta de 9 capítulos de los cuales: los 4 primeros tratan sobre conceptos generales de mecánica de fractura, el 5to. y 6to. presentan el desarrollo del modelo teórico, la realización de los experimentos y la comparación entre los resultados experimentales y teóricos, el 7mo. trata sobre la prueba hidráulica y su influencia sobre la posterior seguridad estructural del tubo, el 8vo. y 9no. presentan las conclusiones y la bibliografía utilizada. Para profundizar sobre los temas tratados en los 4 primeros capítulos, se aconseja consultar las referencias [61-65].

2 Mecánica de Fractura Lineal Elástica

La mayor parte de elementos estructurales presentan discontinuidades de diversas formas (agujeros, entallas, etc.). Estas discontinuidades traen asociadas zonas con alta concentración de tensiones, que pueden ser evaluadas mediante un factor denominado factor de concentración de tensiones (K_t). La expresión de éste para el caso de un agujero elíptico pasante en una chapa infinita (fig. 2-1), sometida a una tensión nominal σ es:

$$K_t = \left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma} \right) = 1 + 2 \left(\frac{a}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}} \quad [2-1]$$

$$\sigma_{\max} = \sigma \left(1 + 2 \left(\frac{a}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}} \right) \quad [2-2]$$

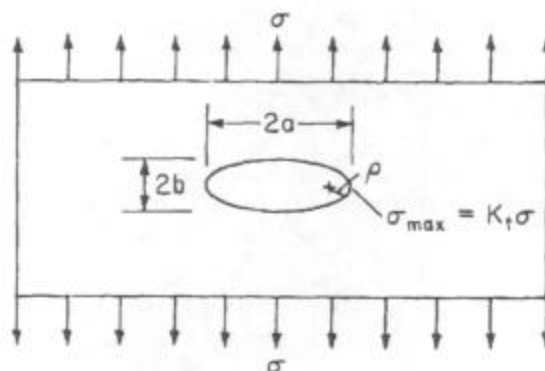


Figura 2-1: Agujero elíptico en una chapa infinita sometida a una tensión nominal σ

Se deduce de la ecuación 2-2 que si el radio de curvatura (ρ) tiende a valores cercanos a cero, la tensión máxima (σ_{\max}) tiende a valores muy grandes, produciéndose de esta manera una singularidad en ese punto.

Un planteo teórico inicial para determinar la resistencia de un material a cargas tensiles, estuvo basada en las fuerzas interatómicas de unión de los átomos del cuerpo. Este planteo postulaba que la fuerza necesaria para separar un cuerpo en dos, era la necesaria para romper las uniones atómicas, otro punto que se tomó en cuenta es que el trabajo total aplicado para romper las uniones atómicas era equivalente a la energía de superficie generada durante el proceso de rotura. Mediante este planteo teórico se determinó que la tensión necesaria para romper un cuerpo era:

$$\sigma_c = \left(\frac{E \cdot \gamma_s}{\lambda} \right)^{\frac{1}{2}} \quad [2-3]$$

Siendo:

E, Módulo de elasticidad longitudinal.

γ_s , Energía superficial.

λ , Distancia de separación entre átomos en estado de equilibrio.

Los resultados experimentales comparados con los resultados teóricos diferían en varios órdenes de magnitud, siendo los resultados experimentales mucho menores que los resultados teóricos. El punto siguiente fue tratar de explicar esta diferencia existente entre ambos resultados, para ello se postuló la existencia de defectos dentro del material, que actúan como concentradores de tensión, bajando la resistencia teórica del material anteriormente citada.

2.1 Teoría de Griffith

A. A. Griffith [4], fue quién planteó una solución al problema de la singularidad del agujero elíptico cuando $\rho \rightarrow 0$, la solución fue encarada desde un punto de vista de balance de energías. Este análisis estuvo basado en la suposición, que cuando se produce una fisura en un material idealmente frágil, la energía relajada en la punta de la fisura durante este proceso debe ser igual o mayor que la energía necesaria de generación de superficies en el crecimiento de la fisura. La idea de este análisis partió de la primera ley de la termodinámica que dice que cuando un sistema pasa de un estado de no equilibrio a uno de equilibrio, la energía neta del sistema disminuye.

Si se considera una placa infinita de espesor finito B, que contiene una fisura pasante de longitud 2a (si $\rho \rightarrow 0$, fig. 2-1) y se encuentra sometida a una tensión σ , el balance de energías para un incremento en el área de la fisura dA bajo condiciones de equilibrio es:

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dS}{dA} = 0 \quad [2-4]$$

Donde Π es:

$$-\Pi = W - U \quad [2-5]$$

Siendo: Π la energía potencial suministrada, W el trabajo realizado por las fuerzas exteriores, U la energía de deformación interna, E la energía total del sistema, S el trabajo requerido para crear las nuevas superficies de fisura.

Griffith utilizó el análisis de tensiones obtenido por Inglis [3] en la determinación de la expresión de Π , siendo:

$$\Pi = \Pi_0 - \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad [2-6]$$

La expresión del trabajo requerido para crear las nuevas superficies de fisura S es:

$$S = 4aB\gamma_s \quad [2-7]$$

De las ecuaciones 2-6 y 2-7, reemplazando en la ecuación 2-4 se determina que la tensión necesaria para producir crecimiento de la fisura es:

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad [2-8]$$

Observando esta ecuación se analiza que a medida que aumenta el largo de fisura (a), la tensión de fractura se ve afectada por este valor tendiendo a valores menores.

El modelo propuesto por Griffith tiene buena correlación con materiales cercanos a los idealmente frágiles como son los vidrios, no así con materiales que poseen cierto grado de plasticidad. Una modificación que se realizó a este modelo fue hecha por Irwin [5], extendiendo esta teoría a metales que tienen cierto grado de plasticidad. La modificación consistió en agregar al termino de energía superficial un termino que contempla la energía disipada por deformación plástica (γ_p), de esta manera la tensión de fractura es:

$$\sigma_f = \left[\frac{E(2\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right]^{\frac{1}{2}} \quad [2-9]$$

En general en los metales se ve que el termino de energía por plasticidad es mucho mayor que el termino de energía superficial, llegando a ser en algunos casos despreciable frente al primero.

Irwin por otro lado encaró el modelo de Griffith, expresándolo en una forma más conveniente para resolver problemas ingenieriles. El definió un factor denominado velocidad de relajación de energía (G), el cual es una medida de la energía disponible para un incremento de la longitud de fisura, denominada también fuerza impulsora de la fisura.

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad [2-10]$$

Para el caso particular de placa plana infinita de espesor finito unitario, con una fisura pasante de largo $2a$, sometida a un tensión nominal σ , es:

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad [2-11]$$

2.2 Tenacidad a la Fractura, Curva R. Criterio de Inestabilidad

Para una fisura aguda en una placa infinita sometida a una tensión nominal σ , se vio que la condición de propagación de dicha fisura estaba dada por la ecuación 2-9, si se la expresa en términos de G , se obtiene la fuerza impulsora crítica en la punta de la fisura.

$$G_c = \frac{\pi\sigma_f^2 a}{E} = 2(\gamma_s + \gamma_p) \quad [2-12]$$

Este parámetro G_c es de fundamental importancia puesto que es una propiedad del material. Cuanto más alto sea este valor, mayor será la resistencia del material a la fractura.

El parámetro G_c puede variar con el crecimiento de la fisura, denominándose a esta curva de variación, curva R; así también la fuerza impulsora G puede variar en función de lo mismo, denominándose a esta curva de variación, curva G. La propagación de una fisura se puede dar de manera estable ó inestable, dependiendo de la forma de variación de G_c y G con el incremento de la fisura.

Una fisura se propagara en forma estable, si se cumple lo siguiente:

$$G = R \quad [2-13]$$

y

$$\frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da} \quad [2-14]$$

De lo contrario propagara en forma inestable si:

$$\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da} \quad [2-15]$$

Se puede considerar dos casos de materiales: materiales idealmente frágiles y materiales con cierta plasticidad.

En el primer caso como se observa en la fig. 2-2a, la resistencia a propagación de fisuras del material (G_c) no varía con el crecimiento de la fisura, de esta manera si se aplicara una tensión σ_1 , no se produce crecimiento de la fisura. Si se aumenta la tensión hasta llegar a un valor σ_2 , la fisura sufrirá un crecimiento inestable en forma abrupta.

En el segundo caso, se observa en la fig. 2-2b que la resistencia a propagación de fisuras del material (G_c) varía con el crecimiento de la fisura, esto es debido a que la energía consumida por deformación plástica se incrementa con el incremento de la fisura. Si se aplicara una tensión σ_1 , no se produce crecimiento de la fisura, si se aumenta la tensión pasando por σ_2 , σ_3 hasta llegar antes de σ_4 , se observa un crecimiento estable de la fisura. Cuando se llega a la tensión σ_4 , en la cual las dos curvas tanto la de resistencia (R) como la de fuerza impulsora (G) son tangentes, se produce el comienzo del crecimiento inestable de la fisura.

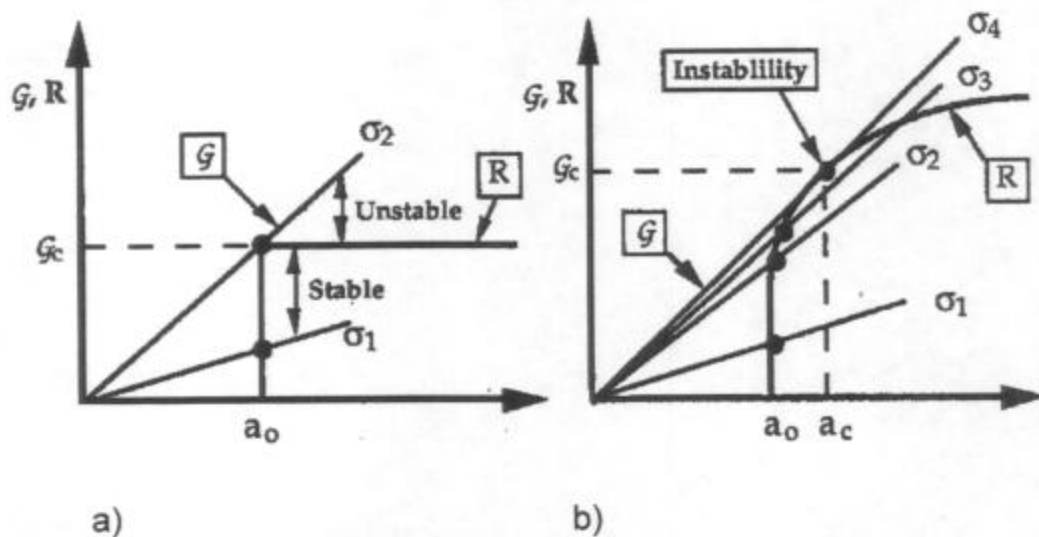


Figura 2-2: Esquemas de fuerza impulsora y curva de resistencia del material
 a) curva de resistencia plana y b) curva de resistencia creciente

2.3 Análisis de Tensiones en las Proximidades de la Fisura. Factor de Intensidad de Tensiones

Si se considera un sistema de coordenadas polares con el origen en la punta de la fisura, el campo de tensiones existente en las proximidades de la fisura en un cuerpo lineal elástico sometido a fuerzas exteriores, está dada por la siguiente expresión:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}(\theta) + \text{Otros términos} \quad [2-16]$$

Donde: σ_{ij} es el tensor de tensiones, r y θ son las coordenadas polares mostradas en la fig. 2-3, K es una constante denominada factor de intensidad de tensiones y f_{ij} es una función adimensional de θ . Los otros términos son de orden superior, siendo dependientes de la geometría y las coordenadas del punto analizado.

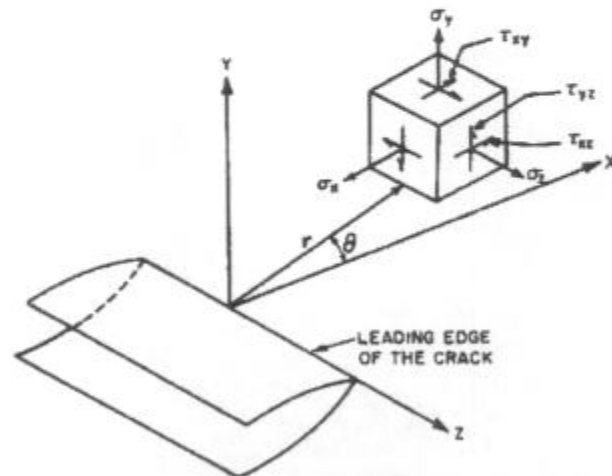


Figura 2-3: Sistema de coordenadas y componentes de tensión delante de la punta de la fisura

Existen tres tipos de carga que pueden actuar en una fisura, éstos se presentan en la fig. 2-4 y son: modo I, donde la carga es aplicada en forma normal al plano de la fisura; modo II, donde la carga aplicada tiende a deslizar una cara de la fisura sobre la otra, sin salir de su plano; modo III, donde la carga aplicada tiende a deslizar una cara de la fisura sobre la otra, saliendo de su plano.

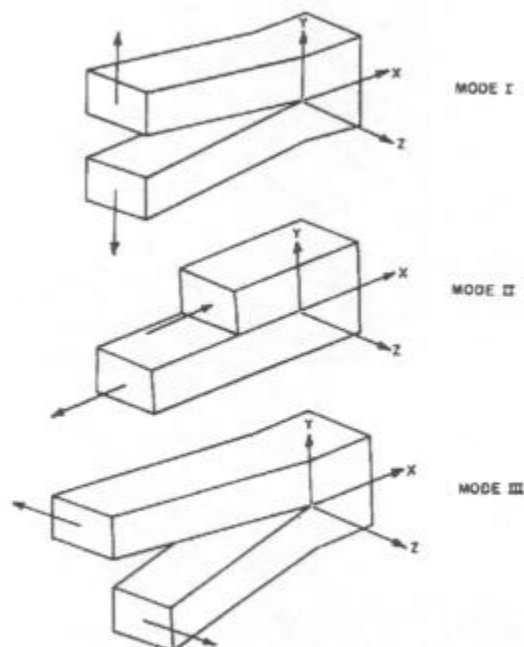


Figura 2-4: Los tres modos básicos de carga aplicados a una fisura

De la ec. 2-16, se ve que a medida que $r \rightarrow 0$, el primer término de la tensión toma valores cada vez más grandes, variando según la forma $1/\sqrt{r}$, mientras que los términos de orden superior tienden a un valor finito ó a cero. Por esta razón en la zona próxima a la punta de la fisura pueden desprejarse los términos de orden superior en el análisis de tensiones y deformaciones. De esta manera el campo de tensiones en las proximidades de la punta de la fisura es:

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(I)} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} f_{ij}^{(I)}(\theta) \quad [2-17]$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(II)} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} f_{ij}^{(II)}(\theta) \quad [2-18]$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(III)} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} f_{ij}^{(III)}(\theta) \quad [2-19]$$

Los términos de orden superior deben adicionarse cuando se analizan zonas que no están próximas a la punta de la fisura (fig. 2-5).

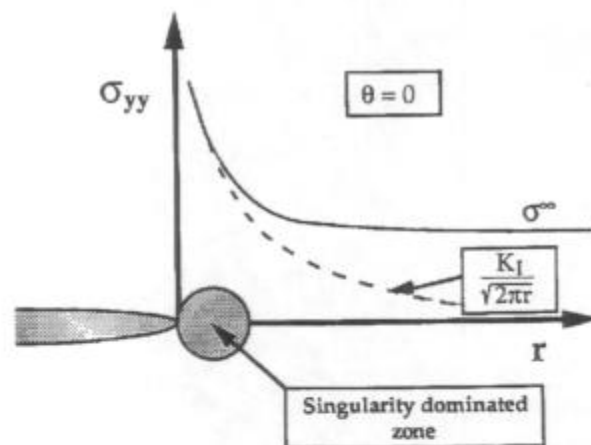


Figura 2-5: Variación de la tensión normal al plano de la fisura con r

En el presente trabajo nos referiremos al modo I de carga, salvo expresa mención de los otros modos de carga.

La forma general del parámetro K (factor de intensidad de tensiones) depende de la carga aplicada y de la geometría, siendo la siguiente:

$$K = f(g) \cdot \sigma_{nom} \cdot \sqrt{a} \quad [2-20]$$

Siendo: $f(g)$ un factor que depende del espécimen y de la geometría de la fisura, (a) la longitud de fisura y σ_{nom} la tensión nominal aplicada.

Las componentes de tensión para modo I de carga, son las siguientes:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad [2-21]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad [2-22]$$

$$\sigma_{zz} = 0 \text{ (Tensión plana)} \quad [2-23]$$

$$\sigma_{zz} = \mu \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ (Deformación plana)}$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad [2-24]$$

Donde: μ es el módulo de Poisson, σ_{xx} , σ_{yy} y σ_{zz} las tensiones normales y τ_{xy} la tensión de corte.

Para el caso de la fisura, carga y espécimen planteado inicialmente por Griffith, que se encontraba sometida a una tensión en modo I de carga, se obtiene que el estado de tensiones en una zona que está apartada de la punta de la fisura es el siguiente:

$$\sigma_{yy} = \sigma_{nom}; \quad \sigma_{xx} = \sigma_{zz} = 0; \quad \tau_{ij} = 0 \quad [2-25]$$

El estado de tensiones en el plano de la fisura ($\theta=0$) en una zona próxima a la punta de la fisura es la siguiente:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \quad [2-26]$$

$$\sigma_{zz} = 0 \quad \text{(Tensión plana)} \quad [2-27]$$

$$\sigma_{zz} = \mu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{(Deformación plana)}$$

$$\tau_{xy} = 0 \quad [2-28]$$

El parámetro K_I en este caso es:

$$K_I = \sigma_{nom} \sqrt{\pi a} \quad [2-29]$$

De la ecuación 2-11 y 2-29 se pueden relacionar las expresiones de K_I y G (parámetro fractomecánico energético), siendo esta relación para estado plano de tensiones:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad [2-30]$$

Para estado plano de deformaciones la relación viene dada por:

$$G = \frac{K_I^2}{E} (1 - \mu^2) \quad [2-31]$$

Existen manuales donde se presentan expresiones de K hallados para varios casos de configuraciones, estados de carga y geometrías de fisura [10-12].

2.4 Plasticidad en la Punta de la Fisura

El análisis de tensiones como se vio anteriormente, predice un valor de tensión infinito a medida que nos acercamos a la punta de la fisura. En materiales reales tales como los metales que presentan cierta plasticidad, la tensión en la punta de la fisura no llega a valores grandes puesto que se produce una relajación de tensiones debido a la plasticidad de estos materiales, produciéndose una zona plástica delante de la punta de la fisura.

Esta relajación de tensiones delante de la punta de la fisura produce un cambio en la distribución de tensiones en esta zona, por esta razón el parámetro K_I de (LEFM) se encuentra afectado por un factor que tiene en cuenta la plasticidad. Existen correcciones por plasticidad tales como la corrección de Irwin [6] y el modelo de Dugdale [7], que se aplican cuando se produce poca fluencia en la punta de la fisura.

2.4.1 Corrección de Irwin

La tensión normal σ_{yy} en la cercanías de la punta de la fisura y en el plano de la fisura ($\theta=0$), para materiales isótropos lineal elásticos, está dada por la ecuación 2-26. En una aproximación de primer orden, se puede plantear que la fluencia ocurre cuando las tensiones satisfacen cierto criterio de fluencia.

El criterio de fluencia que se asume es el de Von Mises. Para un estado plano de tensiones, este criterio dice que la fluencia ocurrirá cuando la tensión $\sigma_{yy} = \sigma_{ys}$, siendo σ_{ys} la tensión de fluencia uniaxial del material. Reemplazando en la ecuación 2-26 σ por σ_{ys} y despejando r , se obtiene:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad [2-32]$$

Si se ignora el efecto de endurecimiento por deformación plástica. La distribución de tensiones en las proximidades de la punta de la fisura y el tamaño de la zona plástica, se presentan en la fig. 2-6.

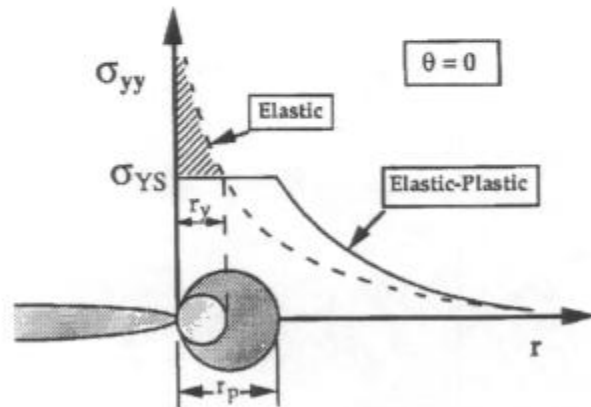


Figura 2-6: Aproximaciones de primer y segundo orden del tamaño de zona plástica

Para un estado plano de deformaciones, el criterio de Von Mises dice que la fluencia ocurrirá cuando la tensión efectiva es igual a la tensión de fluencia uniaxial.

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 \right]^{\frac{1}{2}} = \sigma_{ys} \quad [2-33]$$

Reemplazando las ecuaciones 2-26 y 2-27 en la ecuación 2-33 y despejando \$r\$, se obtiene:

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad [2-34]$$

Comparando las ecuaciones 2-32 y 2-34, se ve que la zona plástica en estado de deformación plana (*plane strain*) es 1/3 de la zona plástica en estado de tensión plana (*plane stress*).

El análisis realizado hasta el momento no es estrictamente correcto, puesto que cuando la fluencia ocurre las tensiones deberán redistribuirse para satisfacer el equilibrio. El tamaño de la zona plástica deberá incrementar para acomodar estas fuerzas que no están en equilibrio (zona rayada en la fig. 2-6). Un simple

balance de fuerzas nos conduce a una aproximación de segundo orden del tamaño de la zona plástica.

$$\sigma_{ys} \cdot r_p = \int_0^{r_y} \sigma_{yy} \cdot dr = \int_0^{r_y} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} dr \quad [2-35]$$

Despejando de esta ecuación r_p , se obtiene para estado de tensión plana.

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad [2-36]$$

Y para estado de deformación plana:

$$r_p = \frac{1}{3 \cdot \pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad [2-37]$$

Observando las ecuaciones 2-36 y 2-37, y comparándolas con las 2-32 y 2-34, se ve que los r_p son el doble que los r_y . Por esta razón la nueva distribución de tensiones puede pensarse como un aumento en el valor del factor de intensidad de tensiones, debido a un aumento imaginario en la longitud real de la fisura.

$$a_{ef} = a + r_y \quad [2-38]$$

Con este valor de a_{ef} se puede hallar el valor del factor de intensidad de tensiones efectivo $K_{I\ ef}$, luego entrar nuevamente a calcular el r_y y a_{ef} . De esta manera el proceso se vuelve iterativo hasta llegar a converger en un cierto valor.

$$K_{ef} = f(a_{ef}) \sigma_{nom} \sqrt{\pi a_{ef}} \quad [2-39]$$

El análisis de como es el tamaño y forma de la zona plástica fuera del plano de fisura ($\theta \neq 0$), se realiza considerando la ecuación de Von Mises y las ecuaciones de las tensiones en las proximidades de la zona plástica, ya sea para condiciones de estado plano de tensiones ó estado plano de deformaciones. Hallando las tensiones principales a partir de las ecuaciones 2-21 a 2-24 y reemplazándolas en la ecuación de Von Mises 2-33, se obtiene:

Para estado de tensión plana.

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4 \cdot \pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left[1 + \cos(\theta) + \frac{3}{2} \sin^2(\theta) \right] \quad [2-40]$$

Y para estado de deformación plana.

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left[(1-2\mu)^2 (1 + \cos(\theta)) + \frac{3}{2} \text{sen}^2(\theta) \right] \quad [2-41]$$

La forma de las zonas de deformación plástica para estado plano de tensiones y estado plano de deformaciones se presentan en la fig. 2-7.

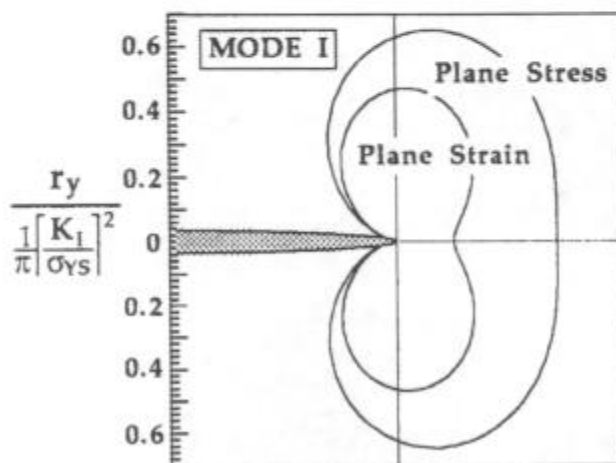


Figura 2-7: forma de las zonas de deformación plástica para modo I de carga

2.4.2 Modelo de Dugdale

Este modelo fue propuesto por D. S. Dugdale [7], él asumió una longitud de zona plástica delgada en la punta de la fisura, para un material no endurecible en estado de tensión plana. El análisis que él realizó fue en una chapa infinita que presenta una fisura pasante de largo $2a$, sometida a una tensión nominal (σ_{nom}). El modelo consistió en asumir una fisura de longitud $2a + 2\rho$, siendo ρ la longitud de la zona plástica, donde se aplica una tensión uniforme σ_{ys} que tiende a cerrar la boca de la fisura (fig. 2-8).

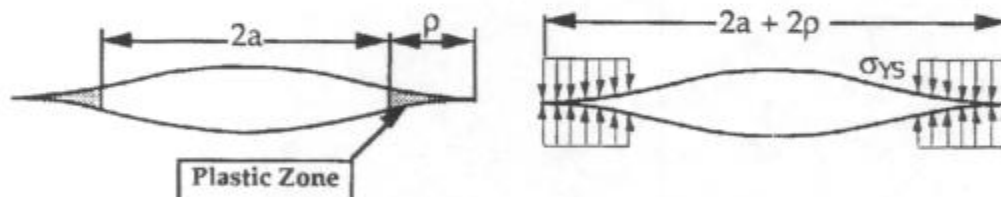


Figura 2-8: Forma de la fisura de Dugdale

El modelo aproxima un comportamiento elasto-plástico superponiendo 2 soluciones elásticas: una que considera a la fisura sometida a una carga remota σ_{nom} y la otra que considera una tensión aplicada uniforme (σ_{ys}) en la zona plástica, que tiende a cerrar la boca de la fisura. Luego se aplica el principio de superposición en la determinación del K_I del sistema. La longitud de la zona plástica (ρ) se obtiene de forma tal de no tener singularidad en la punta de la fisura, esto es equivalente a decir que el K_I del sistema es igual a cero.

El factor de intensidad de tensiones para la configuración de tensión aplicada uniforme (σ_{ys}) sobre la longitud de la zona plástica, que tiende a cerrar la boca de la fisura (fig. 2-8), está dado por:

$$K_{cierre} = -2\sigma_{ys} \sqrt{\frac{a+\rho}{\pi}} \cos^{-1}\left(\frac{a}{a+\rho}\right) \quad [2-42]$$

El factor de intensidad de tensiones para la configuración de tensión nominal aplicada a la fisura es:

$$K_{\sigma} = \sigma_{nom} \sqrt{\pi(a+\rho)} \quad [2-43]$$

Sumando las ecuaciones 2-42 y 2-43, e igualándolas a cero, resulta:

$$\frac{a}{a+\rho} = \cos\left(\frac{\pi\sigma_{nom}}{2\sigma_{ys}}\right) \quad [2-44]$$

Si se extiende el segundo término de esta ecuación en serie de Taylor, da:

$$\frac{a}{a+\rho} = 1 + \frac{1}{2!} \left(\frac{\pi\sigma_{nom}}{2\sigma_{ys}}\right)^2 + \frac{1}{4!} \left(\frac{\pi\sigma_{nom}}{2\sigma_{ys}}\right)^4 + \frac{1}{6!} \left(\frac{\pi\sigma_{nom}}{2\sigma_{ys}}\right)^6 + \dots \quad [2-45]$$

Ignorando los términos con exponente superior a 2 de la ecuación anterior para $\sigma \ll \sigma_{ys}$ y despejando el tamaño de la zona plástica (ρ), resulta:

$$\rho = \frac{\pi^2 \sigma_{nom}^2 a}{8 \sigma_{ys}^2} = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad [2-46]$$

La determinación del K_{Ief} con este modelo, está dado por la siguiente expresión.

$$K_{Ief} = \sigma_{nom} \cdot \sqrt{\pi a \cdot \sec\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma_{nom}}{\sigma_{ys}}\right)} \quad [2-47]$$

El valor del K_{Ief} obtenido según esta expresión es sobrestimado. Burdekin y Stone [13] obtuvieron una estimación más realista del K_{Ief} , siendo:

$$K_{Ief} = \sigma_{ys} \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \cdot \sec\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma_{nom}}{\sigma_{ys}}\right) \right]^{1/2} \quad [2-48]$$

2.5 Estado Plano de Tensión y Estado Plano de Deformación

La mayor parte de soluciones de mecánica de fractura son dadas para casos bidimensionales debido a su menor complejidad, estos casos se dan cuando alguna componente de tensión o de deformación es nula (*plane strain* ó *plane stress*). En general las condiciones reales existentes del campo de tensiones y campo de deformaciones delante de la punta de la fisura, son tridimensionales, sin embargo existen situaciones en las que asumiendo cierto criterio se pueden reducir a casos bidimensionales con buena aproximación.

Si se considera una fisura en una placa de espesor finito B , sometida a un estado de carga en su plano (fig. 2-9), las tensiones en las cercanías de la punta de la fisura toman valores grandes. Si la placa no presentara dicha fisura, estará en un estado plano de tensiones, de manera similar al estado de tensiones presente en una probeta traccionada uniaxialmente. Por esta razón cuando se encuentra presente una fisura en la placa, las tensiones en regiones alejadas de la punta de la fisura estarán en estado plano de tensiones.

Debido a las grandes tensiones presentes en la punta de la fisura, el material de dicha zona intenta contraerse en la dirección X y Z , pero no lo hace puesto que se encuentra restringido por el material que lo rodea. Esta restricción (*constraint*) hace que aparezca un estado de tensiones triaxiales y condiciones de campo de deformación plana (*plane strain*). Las condiciones de estado de deformación plana son mayores a medida que la relación r/B es menor (r , distancia perpendicular a la punta de la fisura en el plano de la fisura; B , espesor de la placa).

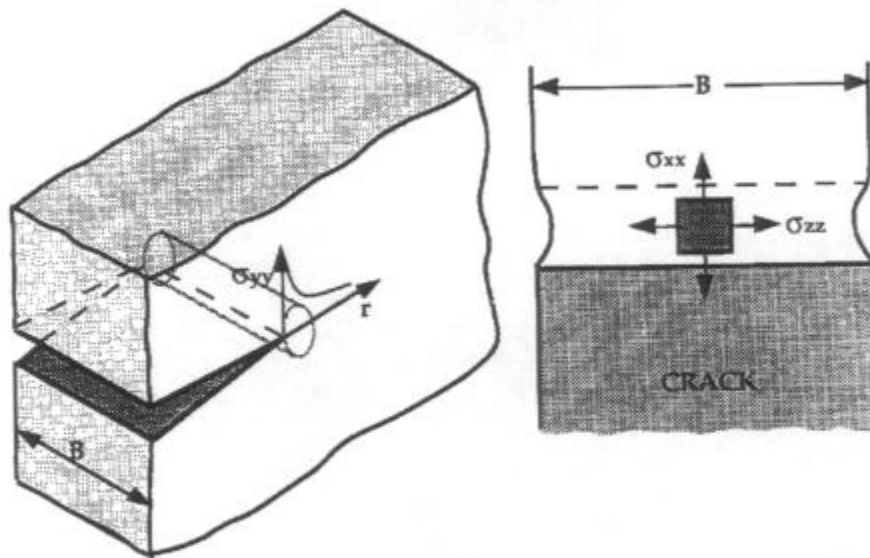


Figura 2-9: Deformaciones y tensiones tridimensionales en la punta de la fisura

La placa en su superficie por condiciones de borde, debe estar sometida a una tensión normal nula ($\sigma_{zz} = 0$), esto significa que siempre presentara un estado de tensión plana (*plane stress*) en el borde, aún si en el interior de ella existe un estado de deformación plana (*plane strain*) (fig. 2-10).

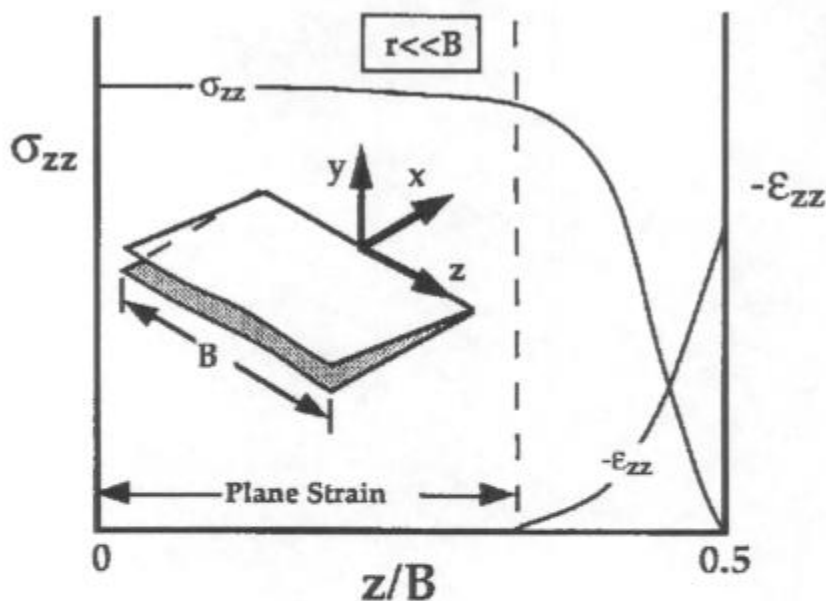


Figura 2-10: Esquema de la variación de tensiones y deformaciones transversales, a lo largo del espesor (B)

Como se observa en la figura 2-10, la condición de máxima deformación (ϵ_{zz}) se alcanza en la superficie.

El estado de tensiones en la zona plástica depende de la relación del tamaño del radio plástico respecto del espesor (r_y/B). Condiciones de estado plano de deformaciones existen si la relación r_y/B es pequeña, por el contrario existen condiciones de estado plano de tensiones si dicha relación es grande.

El tamaño y forma de la zona plástica, está relacionado con el factor de intensidad de tensiones aplicado (K_I). Se observa en el centro de la placa ($z/B = 0$), que para valores pequeños de K_I , la forma de la zona plástica correspondiente es la de estado plano de deformaciones. A medida que se aumenta el valor de K_I , la forma de la zona plástica va cambiando, aproximándose a la forma que corresponde a estado plano de tensiones (fig. 2-11) [14].

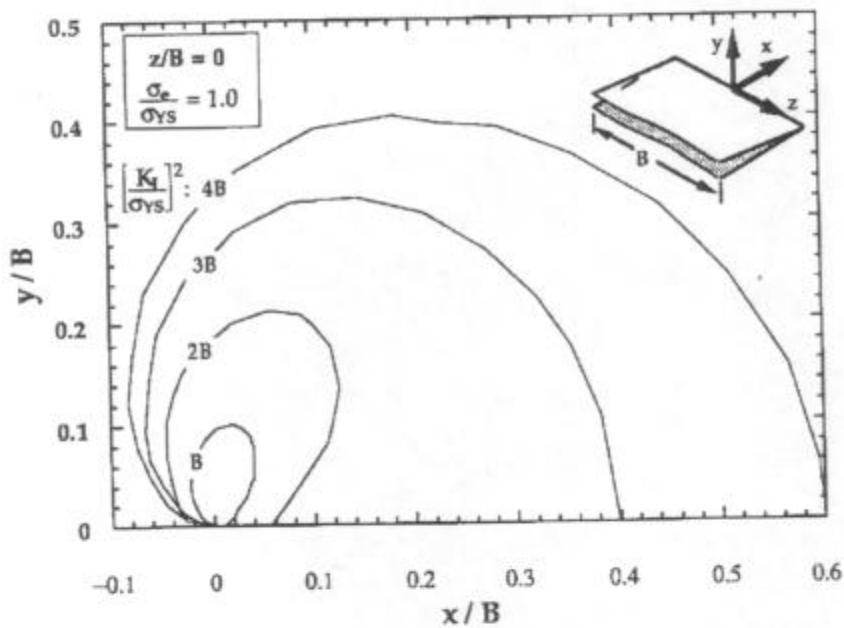


Figura 2-11: Efecto del K_I en la forma y tamaño de la zona plástica

Realizando un análisis de tensiones para los casos de estado plano de tensiones y estado plano de deformaciones, se obtiene que la máxima tensión de corte para el primer caso es mayor que la correspondiente al segundo caso. Por esta razón en condiciones de estado plano de deformaciones, se encuentra favorecido un proceso de falla por fractura y no por deformación plástica.

Los planos de máxima tensión de corte, para estado plano de tensiones, se encuentran a 45° del plano de la fisura y del borde de la punta de la fisura (eje z), mientras que para estado plano de deformaciones, se encuentran a 45°

del plano de la fisura y se intersecan a lo largo del borde de la punta de la fisura (eje z) (fig. 2-12).

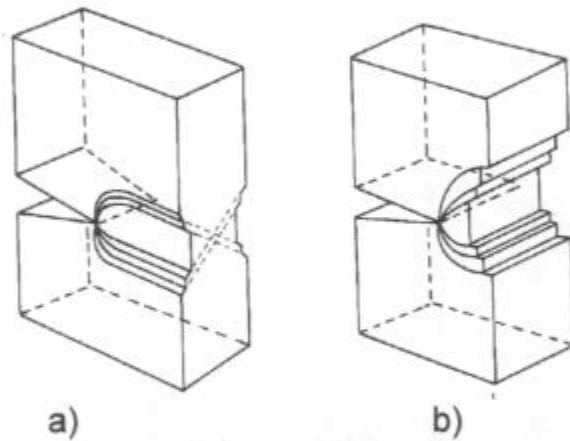


Figura 2-12: Planos de máxima deformación por corte en la probeta. a) estado plano de tensiones. b) estado plano de deformaciones

El valor de la resistencia a fractura (K_{Ic} ó G_{Ic}) como se vio hasta el momento, se tomó como una propiedad del material independiente de la geometría de la probeta. De observaciones experimentales se plantea que esto no es válido, debido a que dicho valor varía en función del espesor de la probeta (fig. 2-13). Sin embargo a partir de un determinado espesor se observa que dicho valor permanece casi constante, correspondiendo esta situación a un estado plano de deformaciones. Este valor de la resistencia a fractura es el que se asume normalmente como el K_{Ic} ó G_{Ic} del material. Para asegurar que se está en estado plano de deformaciones, el tamaño de la zona plástica debe ser pequeño en comparación al espesor de la probeta ($r_y \ll B$).

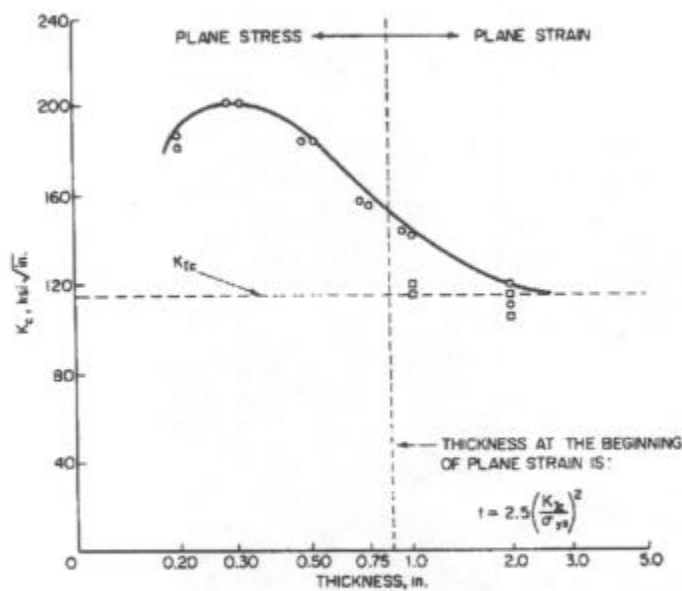


Figura 2-13: Variación de K_{Ic} en función del espesor de la probeta

Las dimensiones mínimas requeridas en la probeta de ensayo, necesarias para obtener estado plano de deformaciones y por consiguiente la resistencia a fractura del material (K_{Ic} ó G_{Ic}), están indicadas y normalizadas por algunas normas como la ASTM (American Society for Testing and Materials) [48]. Esta última limita las dimensiones principales de la probeta en los siguientes valores:

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad ; \quad B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad ; \quad W \geq 5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad [2-49]$$

Siendo: (a) la longitud de la fisura, B el espesor de la probeta, W el ancho de la probeta, K_{Ic} la resistencia a fractura y σ_{ys} la tensión de fluencia.

3 Mecánica de Fractura Elasto-Plástica

La mecánica de fractura lineal elástica (LEFM), tal como se planteó en el capítulo anterior, es válida bajo ciertas hipótesis tales como: el tamaño de la zona plástica debe ser pequeño comparado con las demás dimensiones y el comportamiento del material debe ser lineal elástico. Estas condiciones no se satisfacen en materiales que poseen grandes tenacidades a fractura ó bajas resistencias a tracción, más aún cuando están sometidas a altas tensiones, puesto que el tamaño de la zona plástica toma valores grandes y no se cumplen las condiciones de validez de la LEFM.

Como se planteó en LEFM, el campo de tensiones y deformaciones en las cercanías de la punta de la fisura, está caracterizado por el parámetro fractomecánico denominado factor de intensidad de tensiones (K_I), que gobierna la llamada región dominada por K . Cuando la zona plástica toma valores grandes la región dominada por K tiende a desaparecer, por esta razón el campo de tensiones y deformaciones ya no está caracterizada por K_I . Otro problema que se presenta, es en los componentes estructurales, puesto que existen algunos sectores que tienen espesores pequeños y los ensayos para determinar la tenacidad a fractura (K_{Ic}) son invalidados por la formación de grandes zonas de deformación plástica. Estas fueron las razones de la necesidad del planteo de nuevos parámetros fractomecánicos que caractericen las condiciones reales existentes en las cercanías de la punta de la fisura.

Los parámetros más importantes en la extensión de mecánica de fractura lineal elástica (LEFM) a mecánica de fractura elasto-plástica, son:

- Integral J.- Que relaciona la energía entregada a la punta de la fisura, con la fuerza impulsora en la fisura.
- CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) Desplazamiento de la apertura de la punta de la fisura.
- CTOA (*Crack Tip Opening Angle*) Ángulo de apertura de la punta de la fisura.

3.1 Integral J

La integral J es uno de los parámetros que dio un gran aporte a la mecánica de fractura, al extender la teoría de Griffith a materiales que presentan un comportamiento no lineal, en los cuales la deformación plástica en los alrededores de la punta de la fisura es apreciable e invalida las hipótesis de la mecánica de fractura lineal elástica (LEFM). John R. Rice [8], fue quién determinó esta integral, denominándola *Integral J*, siendo una integral de línea alrededor de la punta de la fisura que es independiente del camino.

La integral J, se reduce al parámetro fractomecánico G, cuando la deformación plástica en la punta de la fisura es pequeña. De esta forma la integral J abarca las situaciones de la mecánica de fractura lineal elástica.

El comportamiento uniaxial de tensiones y deformaciones para materiales elasto-plásticos y elásticos no lineales, se observó que es idéntica en el proceso de carga (fig. 3-1), pero la respuesta difiere cuando se produce la descarga. En el caso del material elasto-plástico, éste sigue un camino de descarga lineal con una pendiente igual al módulo de elasticidad, mientras que para el material elástico no lineal, el camino de descarga es el mismo que el de carga. En el primer caso no existe un relación única entre tensiones y deformaciones, cuando se produce la descarga, además existe irreversibilidad energética.

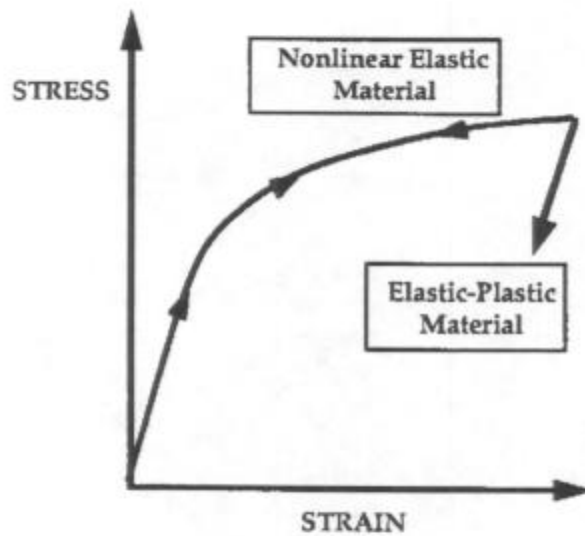


Figura 3-1: Esquema del comportamiento tensión-deformación para materiales elasto-plásticos y elásticos no lineales

En la determinación de la integral J, para materiales elasto-plásticos, se exige como hipótesis que la carga sea monótonamente creciente y que el cuerpo no sea descargado.

Rice presentó a la integral J, como un parámetro energético, que caracteriza el crecimiento de la fisura. Este parámetro por otro lado caracteriza el estado de tensiones y deformaciones presentes en las cercanías de la punta de la fisura [15], [16].

La expresión de la integral J a lo largo de un contorno Γ (fig. 3-2), alrededor de la punta de la fisura, para un cuerpo bidimensional, es:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad [3-1]$$

Siendo: w la densidad de energía de deformación, T_i las componentes del vector de tensiones normal al contorno, u_i las componentes del vector de desplazamientos y ds un incremento de longitud del contorno.

La densidad de energía de deformación (w) y la expresión de T_i , vienen dadas por:

$$w = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad [3-2]$$

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad [3-3]$$

Donde: σ_{ij} es el tensor de tensiones, ϵ_{ij} el tensor de deformaciones y n_j el versor unitario normal al contorno Γ .

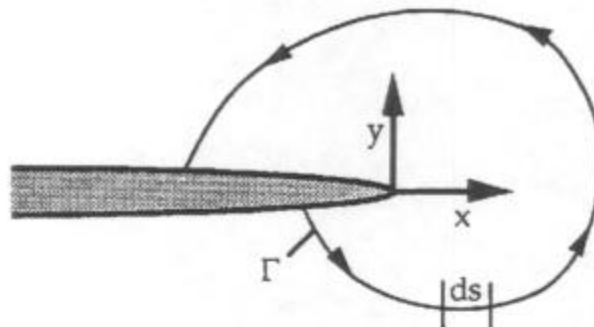


Figura 3-2: Contorno arbitrario (Γ), alrededor de la punta de la fisura

El valor de la integral J , en un contorno cerrado dentro del material, es igual a cero. A partir de este resultado, se determinó que la integral J a lo largo de un contorno en la punta de la fisura, es independiente del camino de integración.

3.1.1 La Integral J como una Velocidad de Relajación de Energía no Lineal

En materiales elásticos no lineales bajo condiciones cuasiestáticas, la integral J es igual a la velocidad de relajación de energía no lineal, de manera similar como G es igual a la velocidad de relajación de energía para materiales elásticos lineales.

La relación de J con la energía potencial viene dada por:

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} \quad [3-4]$$

Donde: Π es la energía potencial y A es el área de la fisura.

La energía potencial está dada por:

$$\Pi = U - F \quad [3-5]$$

Siendo: U la energía de deformación almacenada en el cuerpo y F el trabajo de las fuerzas exteriores.

Si se considera una placa de espesor unitario $A = a \cdot 1$ (fig. 3-3). La energía potencial para el caso de control por carga es:

$$\Pi = U - P\Delta = -U^* \quad [3-6]$$

Donde U^* es la energía de deformación complementaria, definida como:

$$U^* = \int_0^P \Delta dP \quad [3-7]$$

Si la placa es controlada por carga, J está dada por:

$$J = \left(\frac{dU^*}{da} \right)_P \quad [3-8]$$

En el caso de control por desplazamiento, $F = 0$, y J es:

$$J = -\left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta \quad [3-9]$$

En la figura 3-3, se presentan los diagramas de carga y su variación con el crecimiento de la fisura para los casos de control por carga y control por desplazamiento. La diferencia entre dU^* y $-dU$, es $1/2(dPd\Delta)$, la cual es despreciable comparada con dU . Por consiguiente el J para el caso de control por carga y control por desplazamiento es el mismo.

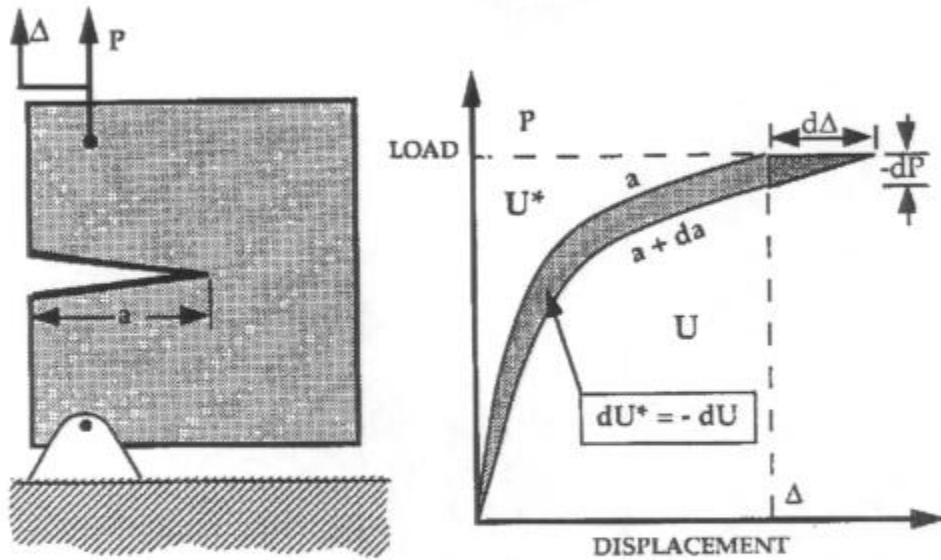


Figura 3-3: Diagramas de carga para los casos de control por carga y control por desplazamiento

La integral J es una versión más general de la velocidad de relajación de energía. Para el caso de materiales lineal elásticos el $J = G$, siendo su expresión:

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad [3-10]$$

Especial cuidado se debe tomar al hablar de J como velocidad de relajación de energía no lineal, puesto que la velocidad de relajación de energía es definida como la energía potencial que es relajada por la estructura, cuando se produce un crecimiento de la fisura en materiales elásticos. En materiales elasto-plásticos, la energía absorbida no es recuperada totalmente, puesto que se forma una estela de deformación plástica irreversible. Por esta razón la velocidad de relajación de energía tiene una interpretación algo diferente al caso lineal.

3.1.2 La Integral J como Parámetro de Intensidad de Tensiones

La integral J, fue presentada en forma independiente por Hutchinson [15], y Rice y Rosengren [16] como un parámetro que caracteriza el estado de tensiones y deformaciones en las cercanías de la punta de la fisura. Ellos asumieron en sus trabajos una relación del tipo Ramberg-Osgood entre tensiones y deformaciones plásticas. Considerando las deformaciones elásticas dicha relación está dada por:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad [3-11]$$

Donde: σ es la tensión, σ_0 la tensión de referencia (usualmente igual a la tensión de fluencia), ε la deformación, $\varepsilon_0 = \sigma_0 / E$, α una constante adimensional, n el exponente de endurecimiento por deformación.

Estos investigadores presentaron, que para mantener la independencia de la integral J con el camino de integración, las tensiones y deformaciones en las proximidades de la punta de la fisura deben variar de la forma $1/r$. En zonas muy próximas a la punta de la fisura, donde las deformaciones elásticas son pequeñas comparadas con las deformaciones plásticas, el comportamiento de las tensiones y deformaciones en función de la distancia a la punta de la fisura (r), se reduce a una ley exponencial. Siendo dichas expresiones las siguientes:

$$\sigma_{ij} = k_1 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \quad [3-12]$$

$$\varepsilon_{ij} = k_2 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \quad [3-13]$$

Donde: k_1 y k_2 son constantes de proporcionalidad, r la distancia a la punta de la fisura, n el exponente de endurecimiento por deformación.

Las ecuaciones 3-12 y 3-13, para el caso de materiales lineal elásticos $n = 1$, se reducen a la forma conocida $1/\sqrt{r}$, consistentes con las predichas por la LEFM.

La distribución de tensiones y deformaciones, se obtienen aplicando las condiciones de contorno, dando:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad [3-14]$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad [3-15]$$

Siendo: I_n una constante de integración dependiente de n y del estado de tensiones, $\tilde{\sigma}_{ij}$ y $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ funciones adimensionales dependientes de n , θ y del estado de tensiones.

Las ecuaciones anteriores debido a la existencia de una singularidad en $r = 0$, son denominadas singularidad HRR (Hutchinson, Rice, Rosengren).

La integral J define la amplitud de la singularidad HRR, de forma similar como el factor de intensidad de tensiones K define la amplitud de la singularidad lineal elástica. De esta manera J caracteriza completamente las condiciones existentes dentro de la zona plástica. Una estructura sometida a deformación en pequeña escala (*small scale yielding*), presenta dos zonas dominadas por singularidades: una es la región elástica, donde las tensiones y deformaciones varían como $1/\sqrt{r}$ y otra es la zona plástica, donde dichas sollicitaciones varían

como $r^{\frac{-1}{n+1}}$.

3.1.3 Cuerpos con Grandes Zonas de Deformación Plástica

La singularidad HRR presenta similares problemas a la singularidad lineal elástica, ambas predicen tensiones $\sigma \rightarrow \infty$ cuando $r \rightarrow 0$. Cuando existen grandes deformaciones plásticas en la punta de la fisura, éstas causan que pierda su agudeza y se redondee, reduciendo localmente la triaxialidad de tensiones. Esto es debido a que las tensiones en las proximidades de la punta de la fisura redondeada, por condición de borde deben aproximarse a cero.

El análisis de la singularidad HRR, no contempla el efecto del redondeo de la punta de la fisura, ni las grandes deformaciones plásticas presentes en las proximidades de la punta de la fisura. Este análisis está basado en la teoría de pequeñas deformaciones, siendo violada cuando las deformaciones son mayores que 0.1 (10%).

McMeeking y Parks [17], realizaron un estudio de elementos finitos incorporando la teoría de grandes deformaciones. Como resultado de este análisis se obtuvo una curva adimensionalizada de tensiones normales al plano de la fisura (σ_{yy}) en función de la distancia a la punta de la fisura (x) (ver fig. 3-4), se presenta también la curva correspondiente a la singularidad HRR.

La curva correspondiente a grandes deformaciones alcanza un máximo cuando $\frac{x\sigma_0}{J} \cong 1$, luego decrece a medida que $x \rightarrow 0$. La singularidad HRR es invalidada dentro de esta región, donde las tensiones son influenciadas por las grandes deformaciones y el redondeo de la punta de la fisura.

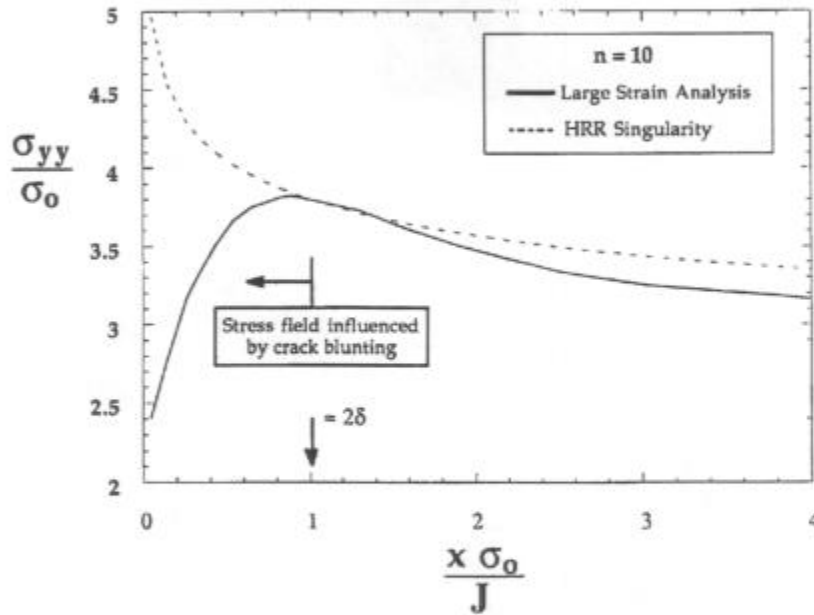


Figura 3-4: Resultados de elementos finitos aplicando la teoría de grandes deformaciones en la punta de la fisura, comparada con la singularidad HRR

3.1.4 Fisura Controlada por J

Este término se denomina, a la situación en donde el J caracteriza completamente a las condiciones en la punta de la fisura. En estos casos existe una sola relación entre el parámetro J y el CTOD.

En el caso de existir plasticidad en gran escala, grandes deformaciones, ó significativo crecimiento de fisura, el análisis basado en la integral J no es el correcto y cuidadosa atención se debe tener en su aplicación, puesto que la tenacidad a fractura y la relación J - CTOD están influenciadas por el tamaño y geometría de la estructura ó de la probeta de ensayo.

Un cuerpo que presenta deformación en pequeña escala (*small scale yielding*), es caracterizado en la punta de la fisura por los parámetros K y J. En la figura 3-5, se presenta un gráfico de tensiones ($\log \sigma_{yy}$) vs distancia a la punta de la fisura normalizada con una longitud característica L (r/L), que puede ser por ejemplo la longitud del ligamento remanente de un cuerpo. Se observa en este gráfico tres zonas; una zona donde las tensiones son proporcionales a $1/\sqrt{r}$, denominada *región dominada por K*, otra zona denominada *región dominada por*

J, correspondiente a la zona plástica, donde las tensiones varían como $r^{\frac{-1}{n+1}}$, la tercera zona corresponde a una región muy pequeña comparada con las anteriores, denominada *región de grandes deformaciones*.

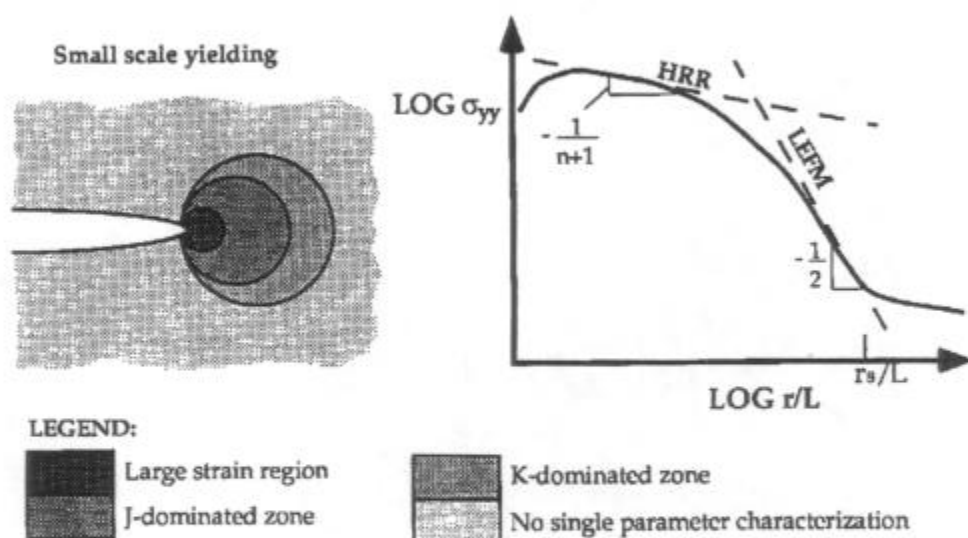


Figura 3-5: Campo de tensiones para la condición de deformación en pequeña escala (*small scale yielding*)

En un cuerpo que presenta condiciones elasto-plásticas, la zona *dominada por K* tiende a desaparecer a medida que incrementa el tamaño de la zona plástica relativa a L , pero la zona *dominada por J* permanece (fig. 3-6). Por esta razón las condiciones en la punta de la fisura son caracterizadas por el parámetro J .

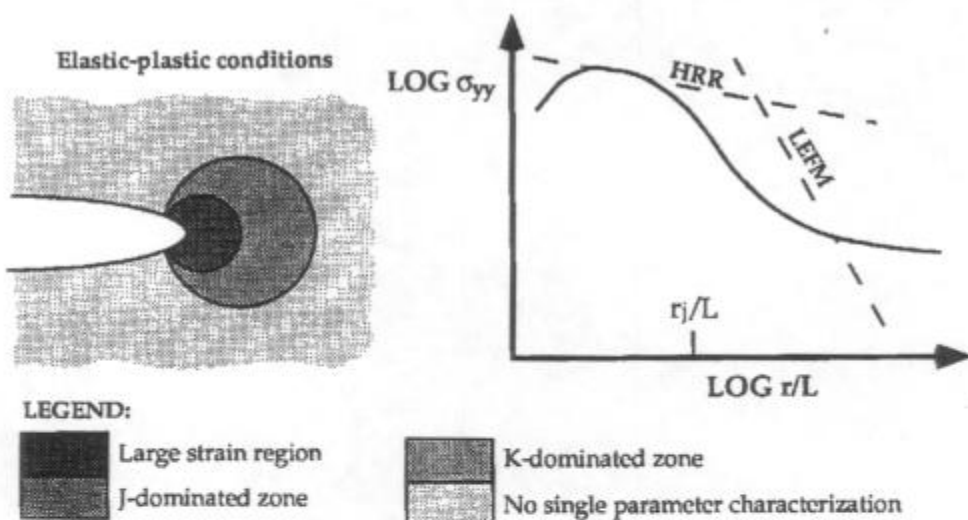


Figura 3-6: Campo de tensiones para la condición elasto-plástica (deformación plástica intermedia)

Para el caso de un cuerpo que presenta deformaciones plásticas en gran escala, el tamaño de la zona de deformación es significativo respecto a L (fig 3-7), desapareciendo la zona *dominada por J*. El parámetro J no caracteriza las condiciones en la punta de la fisura, debiendo recurrirse a la teoría de grandes deformaciones.

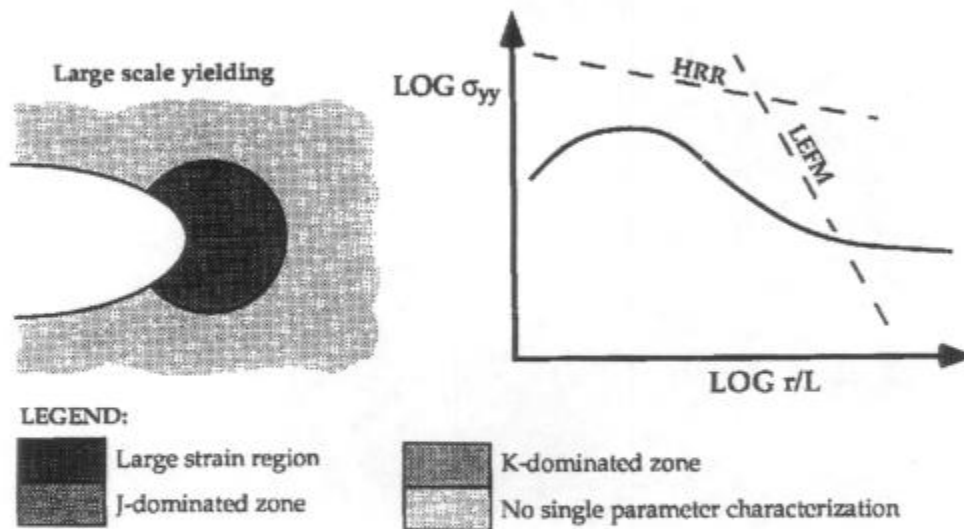


Figura 3-7: Campo de tensiones para la condición de grandes deformaciones

Es importante enfatizar que el dominio de J en la punta de la fisura, no requiere necesariamente la existencia de la singularidad HRR. Una expresión mas general, que caracteriza el dominio de J es:

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0} = F_{ij} \left(\frac{E'J}{\sigma_0^2 r}, \theta \right), \text{ (para } 0 \leq r \leq r_j(\theta)) \quad [3-16]$$

Donde; r_j es el radio de la zona dominada por J.

La singularidad HRR es una solución particular de la ecuación 3-16, para el caso de cuerpos con comportamiento del tipo Ramberg-Osgood. A medida que se considera la interacción de los bordes del cuerpo en la caracterización de las tensiones y deformaciones en la punta de la fisura, la ecuación 3-16 es invalidada y el dominio de J pierde validez.

3.2 Curva de Resistencia y Crecimiento de Fisuras

Muchos materiales que presentan valores altos de tenacidad, no fallan en forma catastrófica. Estos materiales presentan una curva de resistencia J_R creciente con el crecimiento de la fisura (Δa), presentando éstos una zona de crecimiento estable inicial y un posterior crecimiento inestable (fig. 3-8).

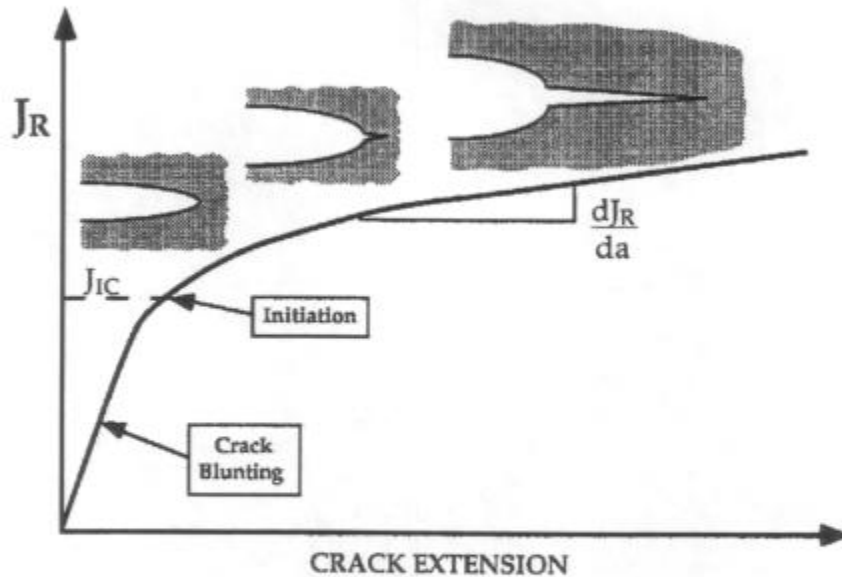


Figura 3-8: Curva de Resistencia para un material dúctil

En la fig. 3-8, se observa que la curva R es casi vertical en el inicio, existiendo un pequeño crecimiento aparente de la fisura, éste corresponde a la pérdida de agudeza (redondeo) de la punta de la fisura. A medida que J incrementa se produce un crecimiento estable de la fisura, hasta llegar a un punto en el que el crecimiento inestable se manifiesta.

El inicio del crecimiento estable se produce cuando el J alcanza y supera un cierto valor denominado tenacidad a fractura (J_{IC}). El punto preciso en el cual se produce el verdadero crecimiento de fisura es difícil de determinar, debido al redondeo de la punta de la fisura (*blunting*). Una definición que se toma es similar a la determinación del inicio de fluencia $\sigma_{0.2\%}$ (línea correspondiente al 0.2% de deformación plástica). La obtención de la curva R, da una información completa del comportamiento a la fractura del material.

El valor de la tenacidad a fractura (J_{IC}) y la curva R son propiedades del material bajo ciertas condiciones [50],[51].

La forma de la curva R se puede ajustar mediante una expresión de tres parámetros, que ajusta bien en muchos aceros y es la siguiente:

$$J_R = J_{IC} + \alpha(\Delta a)^n \quad [3-17]$$

Para determinar la condición de crecimiento estable y crecimiento inestable, se define un nuevo parámetro denominado módulo de desgarramiento T (tearing modulus) [18], que es la derivada de la curva J ó J_R respecto al largo de fisura, adimensionalizada con factores que dependen del material. Siendo su expresión:

Módulo de desgarramiento resistente: $T_R = \frac{E}{\sigma_{ys}^2} \frac{dJ_R}{da}$ [3-18]

Módulo de desgarramiento aplicado: $T_{apl} = \frac{E}{\sigma_{ys}^2} \frac{dJ}{da}$ [3-19]

El criterio que se plantea, para el crecimiento estable es:

$$J = J_R \quad [3-20]$$

$$T_{apl} < T_R \quad [3-21]$$

El crecimiento inestable, se produce cuando el T_{apl} es igual ó supera al T_R [19] [20], correspondiendo al punto de tangencia de las curvas J y J_R (fig. 3-9).

$$T_{apl} \geq T_R \quad [3-22]$$

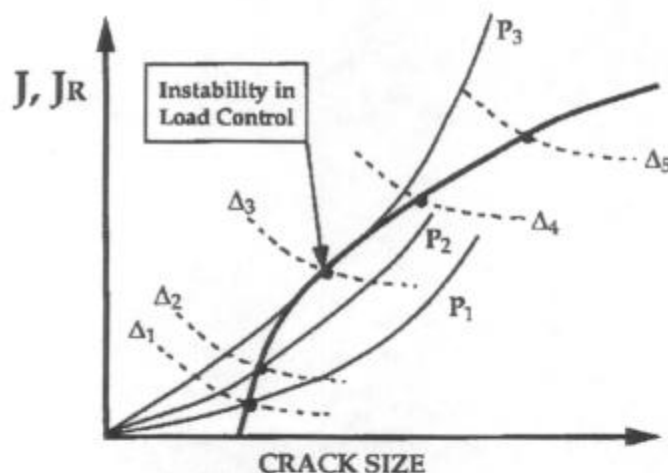


Figura 3-9: Diagrama de la curva J y curva R para los casos de control por carga y control por desplazamiento

3.3 Apertura de la Punta de la Fisura. CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*)

Este parámetro fractomecánico fue propuesto por Wells [21], quién cuando intentaba medir valores de K_{Ic} en varios aceros estructurales, se encontró con la sorpresa que eran muy difíciles de ser caracterizados por la LEFM. Los aceros estructurales analizados por Wells se caracterizaban por su alta tenacidad y baja ó mediana resistencia, obviamente deseables en diseño, pero no a los fines de los experimentos de K_{Ic} . Al examinar las probetas de los experimentos, Wells

observó que las superficies de la fisura, sufrían un apartamiento anterior a la fractura debido a la deformación plástica y un posterior redondeo de la punta aguda de la fisura (fig. 3-10). Dicho redondeo era mayor a medida que incrementaba la tenacidad del material. Estas observaciones condujeron a que Wells propusiera a este apartamiento de la punta de la fisura como una medida de la tenacidad a fractura, conocido como CTOD (*crack tip opening displacement*).

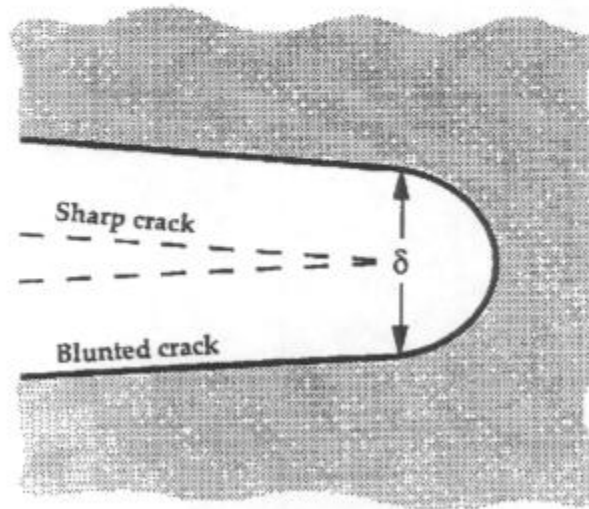


Figura 3-10: Desplazamiento y redondeo de la punta de la fisura original

Una relación entre el CTOD y el factor de intensidad de tensiones K_I , para la condición límite de pequeña deformación plástica en la punta de la fisura (*small scale yielding*), fue realizada por Wells. Él consideró la longitud efectiva de fisura debido a la corrección por plasticidad obtenida por Irwin [6]. A partir de esto, la apertura de la punta de la fisura viene dada por el desplazamiento en y ($2u_y$) de la superficie de fisura, correspondiente a la distancia (r_y) detrás de la punta de la fisura efectiva (fig 3-11).

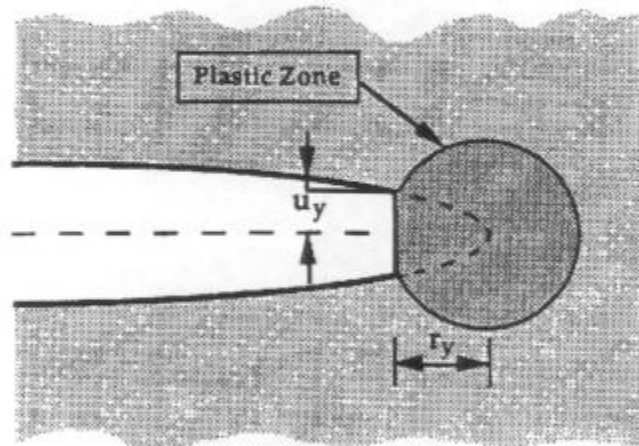


Figura 3-11: Estimación del CTOD a partir de la longitud efectiva de fisura (a_{ef})

El campo de desplazamientos dado por la mecánica de fractura lineal elástica para el caso de una fisura de largo a_{ef} , valuado en $r = r_y$ es:

$$u_y = \frac{\kappa+1}{2\nu} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad [3-23]$$

Donde: $\kappa = (3-\mu)/(1+\mu)$ para estado plano de tensiones, ν es el módulo de corte, μ el módulo Poisson, r_y la longitud del radio plástico y K_I el factor de intensidad de tensiones.

El módulo de corte relacionado con los módulos de elasticidad y Poisson, está dado por:

$$\nu = \frac{E}{2(1+\mu)} \quad [3-24]$$

Reemplazando en la ecuación 3-23 los valores de ν y r_y para estado plano de tensiones dados por las ecuaciones 3-24 y 2-32, y despejando el valor de u_y , tenemos:

$$\delta = 2u_y = \frac{4 K_I^2}{\pi \sigma_{ys} E} \quad [3-25]$$

Donde: δ es la apertura de la punta de la fisura (CTOD), σ_{ys} la tensión de fluencia y E el módulo de elasticidad longitudinal.

El valor de δ se puede relacionar con el parámetro energético (G) mediante la ecuación 2-30, dando como resultado:

$$\delta = \frac{4 G}{\pi \sigma_{ys}} \quad [3-26]$$

El modelo de Dugdale da un camino alternativo para determinar y analizar el valor de δ (CTOD). Como se planteó en la sección 2.4.2, el modelo es aplicable a materiales no endurecibles que presentan un estado plano de tensiones. El δ puede ser definido como la apertura de la fisura correspondiente a la distancia de la zona plástica (figura 3-12). Según esta definición el valor de δ en una placa infinita, sujeta a una tensión remota σ_{nom} [13], viene dado por:

$$\delta = \frac{8\sigma_{ys}a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma_{nom}}{2 \sigma_{ys}} \right) \right] \quad [3-27]$$

Realizando una expansión en serie de la ecuación 3-27, tenemos:

$$\delta = \frac{8\sigma_{ys}a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma_{nom}}{2 \sigma_{ys}} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma_{nom}}{2 \sigma_{ys}} \right)^4 + \dots \right] = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi \sigma_{nom}}{2 \sigma_{ys}} \right)^2 + \dots \right] \quad [3-28]$$

En el caso de que la tensión nominal sea pequeña comparada con la tensión de fluencia ($\sigma_{nom} \ll \sigma_{ys}$), los términos de orden superior son ignorados y el valor de δ (CTOD) viene dado por:

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} E} = \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad [3-29]$$

Esta expresión comparada con la expresión de la ecuación 3-26 difiere en el valor de la constante, para la condición de estado plano de tensiones.

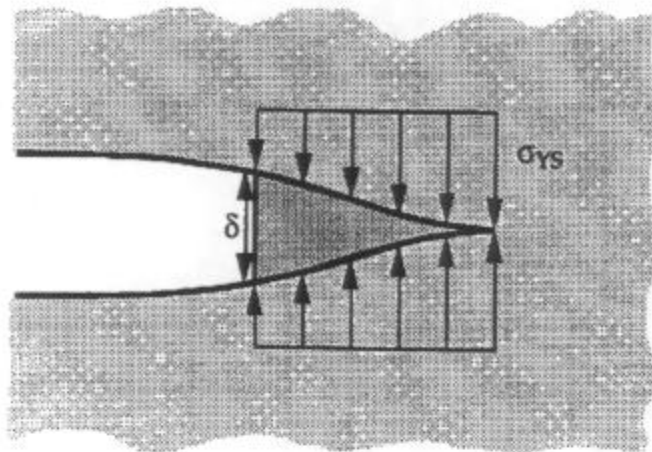


Figura 3-12: Estimación del CTOD a partir del modelo de Dugdale

Una relación más general entre el CTOD , G y K_I , depende del estado de tensiones y del endurecimiento por deformación del material, siendo la siguiente:

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E'} = \frac{G}{m\sigma_{ys}} \quad [3-30]$$

Donde: m es una constante adimensional, siendo aproximadamente 1 para estado plano de tensión y 2 para estado plano de deformación.

Existen varias definiciones alternativas del CTOD. Las dos más comunes son: el desplazamiento en (y) de las caras de la fisura, en la punta de la fisura original y la distancia entre las intersecciones de dos rectas a 90° con la fisura (fig. 3-13).

Estas dos definiciones coinciden, si asumimos una forma de deformación semicircular de la punta de la fisura.

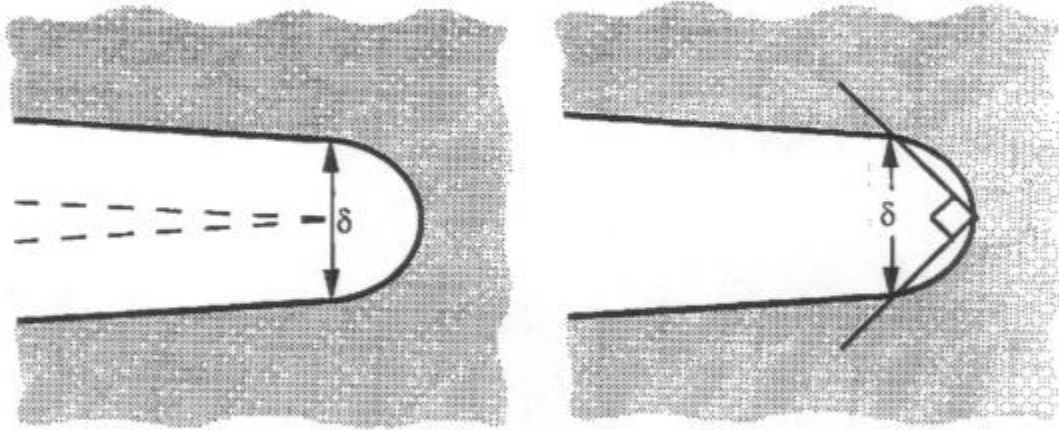


Figura 3-13: Definiciones alternativas del CTOD

3.4 Angulo de Apertura de la Punta de la Fisura. CTOA (*Crack Tip Opening Angle*)

Es el ángulo que forman las caras de la fisura, en una zona próxima a la punta. Un parámetro similar pero no igual, con el que no debe confundirse, es el ángulo de apertura de la fisura COA (*Crack Opening Angle*), siendo éste un ángulo promedio de la apertura de la fisura.

El parámetro CTOA, si bien es de difícil determinación experimental, tiene ciertas ventajas como el de caracterizar muy bien el crecimiento estable de la fisura [22], [23]. Si la fisura es dominada por J , el parámetro CTOA también domina esta zona. El parámetro $(CTOA)_R$ tiene como ventaja respecto a J_R , que en el crecimiento estable este parámetro permanece constante, no así J_R que incrementa con Δa (fig. 3-14).

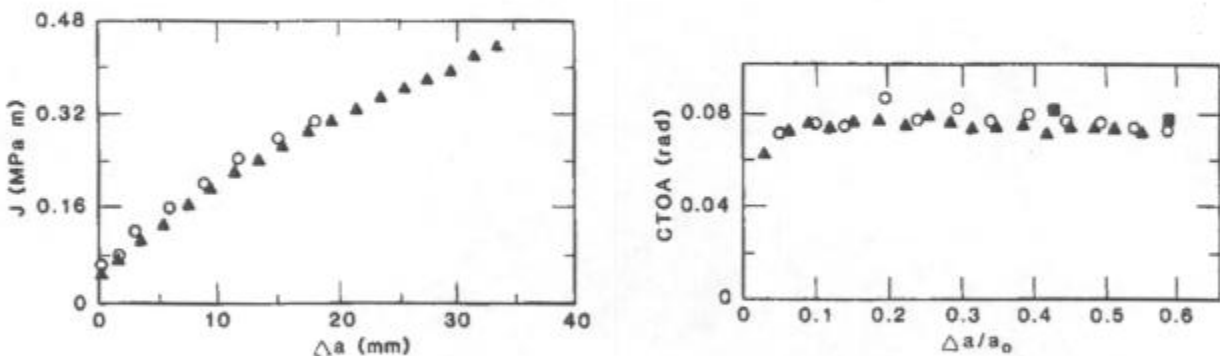


Figura 3-14: Variación de J_R y $(CTOA)_R$ con el crecimiento de fisura

4 Comportamiento del Material

El análisis inicial que se realiza a la superficie de fractura de un cuerpo, es un análisis del tipo visual, para ello existen diversas técnicas [24]. Mediante este análisis, se trata de determinar el punto de inicio de la falla, y la forma y apariencia de la superficie de fractura. Del análisis visual también se puede determinar si un material es más tenaz que otro, si presenta mayor superficie de fractura del tipo oblicua en comparación con la superficie de fractura del tipo plana (fig. 4-1).

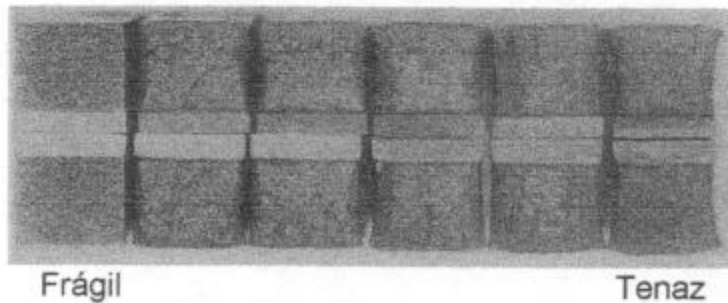


Figura 4-1: Apariencia de las superficies de fractura para varios materiales

La técnica de microscopía óptica es empleada en la determinación de la forma del camino de propagación de la fisura. Esta técnica determina si el cuerpo falló de forma transcristalina ó intercristalina y si existen ramificaciones laterales de la fisura.

La aplicación de las técnicas de microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía electrónica de transmisión (TEM), significó una gran ayuda en la interpretación y determinación de los mecanismos actuantes en el proceso de fractura, debido a las altas profundidades de foco y resoluciones que tienen estas técnicas. Varias teorías fueron desarrolladas respecto a estos mecanismos [25-28].

Algunos de los mecanismos de fractura más comunes presentes en metales y aleaciones, que se estudian en el presente capítulo, son (fig. 4-2):

- Fractura Dúctil.- Ocurre como resultado de la nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades (*microvoids*).
- Fractura por Clivaje.- Se produce por separación de planos cristalográficos específicos.
- Fractura Intergranular.- Ocurre cuando los caminos preferenciales de fractura son los bordes de grano.

Cabe mencionar que existen otros tales como: fatiga, creep, etc., que no se tratarán en este capítulo.

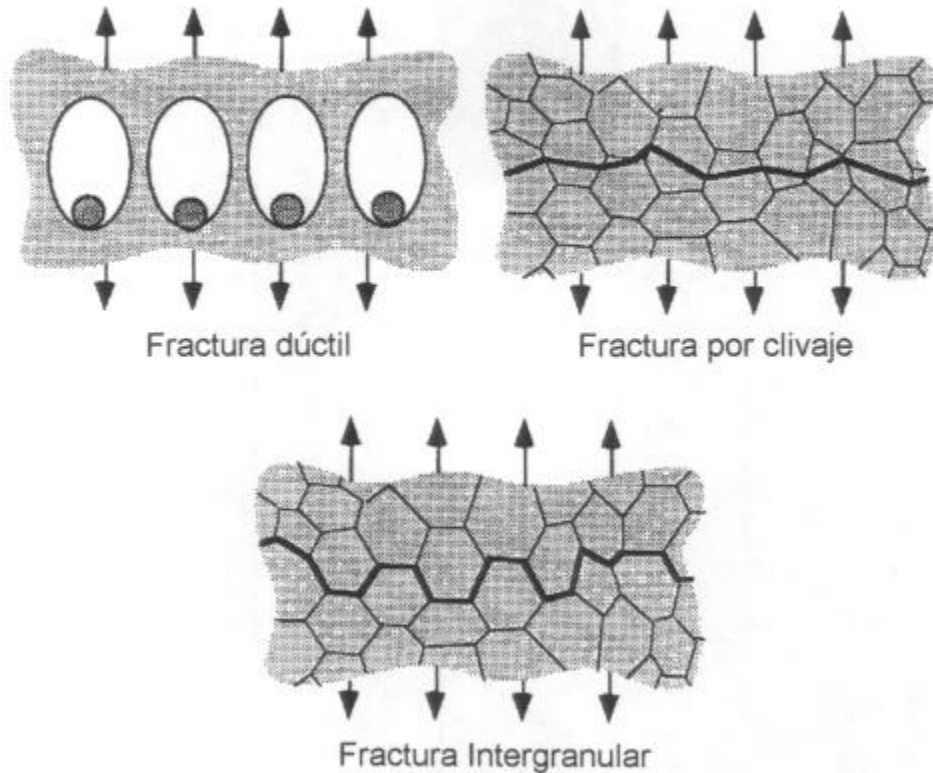


Figura 4-2: Algunos tipos de mecanismos de fractura comunes en metales y aleaciones

4.1 Fractura Dúctil

Este tipo de fractura se presenta en la mayoría de metales dúctiles, siendo típica en aceros ferríticos a altas temperaturas (*upper shelf*). La presencia de fractura dúctil está asociada a un crecimiento estable de la fisura, causado por una unión de microcavidades formadas en el material.

Las etapas que se presentan comúnmente en la fractura dúctil (fig. 4-3), son:

- Nucleación de microcavidades.- Se produce por formación de una superficie libre en inclusiones, partículas de segunda fase ó defectos existentes en la matriz metálica.
- Crecimiento de microcavidades.- Ocurre por intermedio de deformación plástica y tensiones hidrostáticas.
- Coalescencia de microcavidades.- Producida por la unión de microcavidades vecinas.

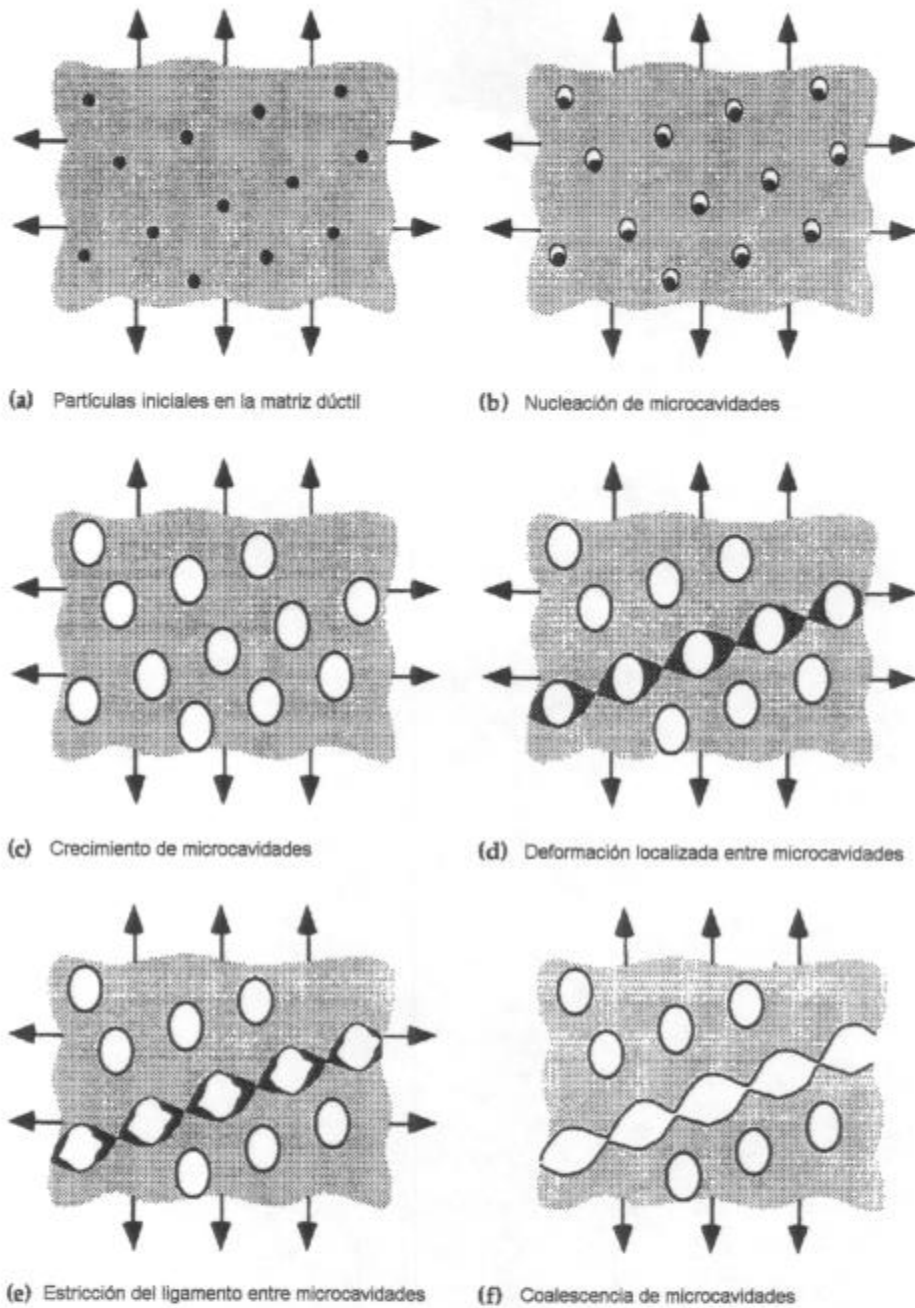


Figura 4-3: Nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades en metales dúctiles

En materiales donde las partículas de segunda fase y las inclusiones están bien adheridas a la matriz metálica, la nucleación de microcavidades es normalmente el factor crítico, produciéndose la fractura luego de la formación de las microcavidades. Por el contrario, cuando la nucleación de microcavidades se produce con gran facilidad, las propiedades de fractura son controladas por el crecimiento y la coalescencia de microcavidades.

4.1.1 Nucleación de Microcavidades

La formación de microcavidades alrededor de partículas de segunda fase ó inclusiones, se produce cuando la tensión aplicada en la superficie de la interface entre partícula y matriz, alcanza un valor capaz de romper dicha unión. Otra manera de producir nucleación de microcavidades es a partir de la rotura de partículas ó inclusiones existentes en la matriz.

Varios modelos basados en la teoría del continuo, fueron propuestos en la estimación de la tensión necesaria para la nucleación de microcavidades [29], [30]. Por otro lado, se plantearon modelos que tienen en cuenta la interacción entre dislocaciones y partículas [31], [32].

El modelo más ampliamente usado para la nucleación de microcavidades, es el propuesto por Argon [29]. Este modelo fue planteado para partículas de formas cilíndricas, siendo la tensión interfacial actuante (σ_i) igual a la suma de: la tensión promedio de la traza del tensor de tensiones (tensión hidrostática) y la tensión efectiva (Von Mises). La nucleación de microcavidades se produce cuando esta tensión interfacial alcanza un valor crítico (σ_c), siendo su expresión referida a las tensiones principales, la siguiente:

$$\sigma_i = \sigma_e + \sigma_m = \sigma_c \quad [4-1]$$

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad [4-2]$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad [4-3]$$

De acuerdo a este modelo, la nucleación de microcavidades ocurre con mayor facilidad, cuando el campo de tensiones es triaxial, siendo equivalente a una mayor tensión hidrostática, resultando consistente con observaciones experimentales.

4.1.2 Crecimiento de Microcavidades

Una vez formadas las microcavidades, la deformación plástica y la tensión hidrostática aplicada causan el crecimiento de las microcavidades. Si la fracción inicial en volumen de éstas es baja (< 10%), no se tiene en cuenta la interacción entre ellas, asumiéndose que cada microcavidad crece de manera independiente.

Existen varios modelos propuestos para crecimiento de microcavidades. Los más difundidos son dos: El modelo de Rice y Tracey [33] y el modelo de Gurson [34].

Rice y Tracey consideraron una cavidad inicial de forma esférica dentro de un cuerpo infinito (fig. 4-4), sometido a un estado de tensiones principales $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ y velocidades de deformación $(\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3)$. Ellos asumieron que la forma que toma la cavidad durante el crecimiento es elíptica.

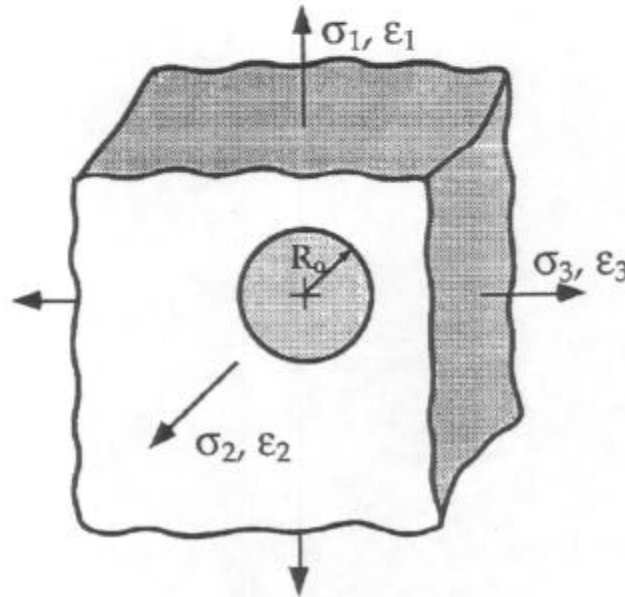


Figura 4-4: Cavidad esférica dentro de un sólido infinito, sujeto a un estado triaxial de tensiones

La velocidad de variación del radio de la cavidad en cada dirección principal según el modelo de Rice y Tracey es:

$$\dot{R}_i = [(1+G)\dot{\epsilon}_i + D\bar{\epsilon}]R_0 \quad [4-4]$$

$$\bar{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}(\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + \epsilon_3^2)} \quad [4-5]$$

Siendo: D y G constantes que dependen del estado de tensiones y del endurecimiento por deformación, R_0 el radio inicial de la cavidad, ϵ_1, ϵ_2 y ϵ_3 las deformaciones principales.

4.1.3 Coalescencia de Microcavidades

A medida que crecen las cavidades, se produce una gran concentración de deformación plástica a lo largo de los planos que forman dichas cavidades, desarrollándose a posteriori una inestabilidad local de los ligamentos entre cavidades, para luego producirse la fractura. La orientación de los caminos de fractura depende del estado de tensiones.

El modelo de Rice y Tracey [33], anteriormente explicado, está basado en una simple cavidad, sin contemplar su interacción con las demás cavidades, por esta razón no se puede predecir las condiciones de falla. Por otra parte el modelo de Gurson [34], si bien contiene un criterio de falla, no asume una distribución discreta de cavidades, por esta causa no puede predecirse la inestabilidad del ligamento entre cavidades (*necking*).

Thomason [35], desarrolló un modelo capaz de determinar el punto de inestabilidad del ligamento entre cavidades. Según este modelo la falla ocurrirá cuando la tensión en el ligamento remanente entre cavidades, alcanza un valor crítico $\sigma_{n(c)}$.

La coalescencia entre cavidades de formas cilíndricas, para el caso bidimensional, sometido a un estado uniaxial de cargas (fig. 4-5a), se produce cuando:

$$\sigma_1 = \sigma_{n(c)} \left(\frac{d}{d+b} \right) \quad [4-6]$$

Donde: $\sigma_{n(c)}$ es la tensión crítica, d la longitud del ligamento entre cavidades, b la longitud de la cavidad en dirección perpendicular a la carga.

En el caso más general, para un estado multiaxial (fig. 4-5b), la expresión viene dada por:

$$\bar{\sigma} = \sigma_{n(c)} \left(\frac{d_m}{d_0} \right) \quad [4-7]$$

Donde: $\sigma_{n(c)}$ es la tensión crítica, $\bar{\sigma}$ la tensión efectiva, d_0 la longitud entre los centros de cavidades vecinas, d_m la longitud del ligamento entre cavidades tomada en dirección de la línea que une sus centros.

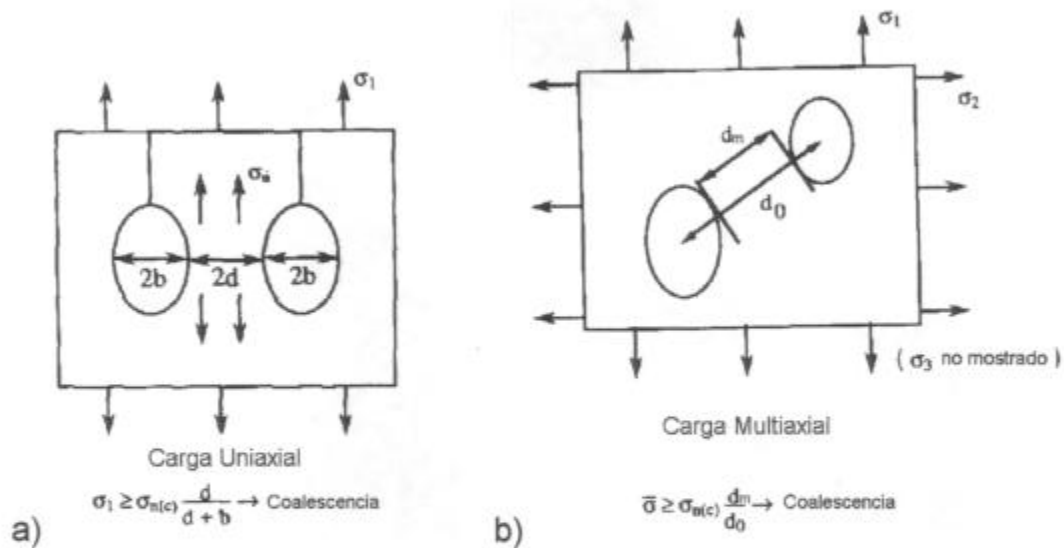


Figura 4-5: Criterios de carga límite para producir coalescencia de microcavidades

4.1.4 Crecimiento Dúctil de una Fisura

Si se considera un cuerpo que presenta una fisura inicial, sometido a un determinado estado de carga. Las tensiones y deformaciones locales en las cercanías de la punta de la fisura, hacen que se produzca la nucleación de microcavidades, facilitándose esta nucleación a medida que aumenta la triaxialidad de tensiones.

Debido a la ductilidad del material, a medida que aumenta el J aplicado, se produce el redondeo de la punta de la fisura (*blunting*) y el crecimiento de las microcavidades. Las microcavidades que están más próximas a la punta de la fisura, se encuentran sometidas a una mayor deformación y por ende sufren un crecimiento mayor, este crecimiento ocurre hasta producirse la unión de las microcavidades con la punta de la fisura, contribuyéndose de esta forma a un aumento de la longitud de fisura (crecimiento de la fisura) (fig. 4-6).

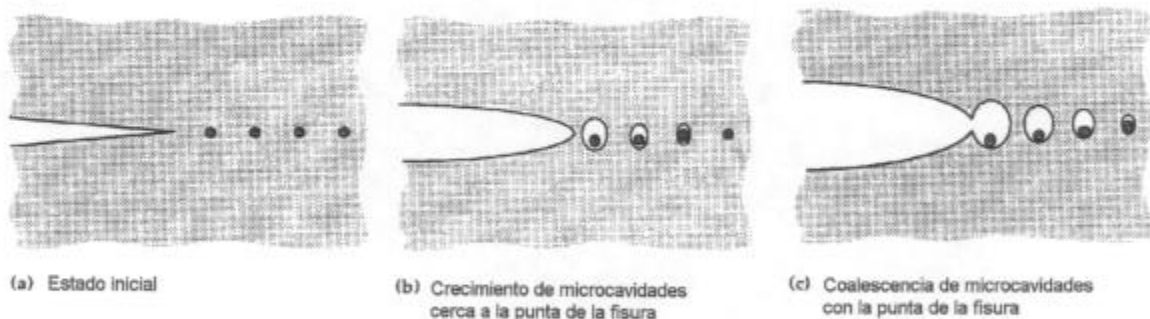


Figura 4-6: Etapas del crecimiento dúctil de una fisura inicial

El crecimiento dúctil de fisura, es por lo general estable, debido al carácter creciente de la curva de resistencia.

Cuando el crecimiento se produce en una placa de espesor finito, la fisura exhibe un efecto túnel, debido a la mayor triaxialidad de tensiones en el centro de la placa ($>$ crecimiento). La variación del estado de tensiones con el espesor, produce otro efecto conocido comúnmente como labios de corte (*shear lips*); donde el crecimiento en la cercanías de la superficie libre de la placa, se produce en un plano a 45° del plano de la fisura inicial (plano a 45° de la máxima tensión principal). La formación de estos labios de corte, se debe al efecto túnel que sufre el crecimiento de la fisura, conduciendo a una localización de bandas de deformación a 45° , a partir de las cuales se produce la nucleación de microcavidades secundarias en partículas pequeñas (fig. 4-7), de manera semejante a la fractura tipo copa-cono que sucede en las probetas de tracción, que es típica en materiales dúctiles.

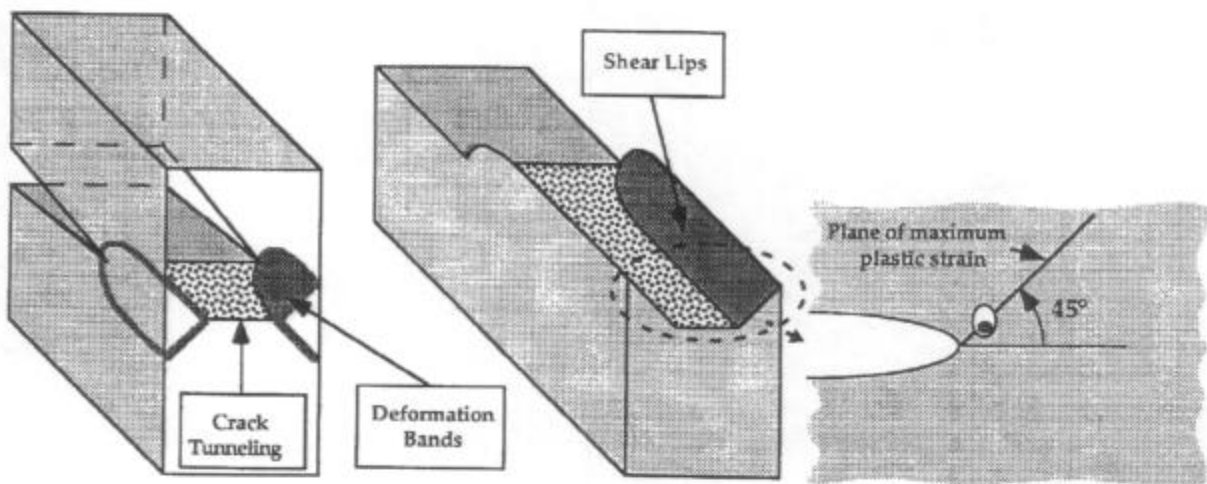


Figura 4-7: Formación de labios de corte (*shear lips*) durante el crecimiento dúctil de una fisura inicial

4.2 Fractura por Clivaje

El proceso de clivaje implica fractura transgranular en materiales policristalinos, a lo largo de determinados planos cristalográficos y está usualmente asociado con bajas energías de fractura. El clivaje se caracteriza por ser frágil, pero puede ser precedido por deformación plástica y crecimiento dúctil de fisura. Los planos preferenciales de clivaje son aquellos que tienen bajas densidades de empaquetamientos (*planos compactos*), por consiguiente pocas uniones atómicas deberán ser rotas en el proceso de fractura.

El mecanismo de fractura por clivaje se presenta normalmente a bajas temperaturas en materiales de estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) y hexagonal compacta (HCP), debido a que éstos presentan pocos sistemas de deslizamiento, favoreciendo este proceso y no así el de deformación plástica. Los materiales de estructura cúbica centrada en las caras (FCC), usualmente no son susceptibles a clivaje, por disponer de varios sistemas de deslizamiento en un amplio rango de temperaturas. Los aceros ferríticos (BCC) que son ampliamente utilizados en la industria, tienen un comportamiento de falla por clivaje a bajas temperaturas, cambiando a una mecanismo de falla por fractura dúctil a altas temperaturas, caracterizándose este material por una temperatura de transición dúctil-frágil.

La propagación de fisura, a veces sufre un cambio de dirección cada vez que se atraviesa un borde de grano, esto es debido a la búsqueda de planos compactos de menor energía, que tienen una orientación aproximadamente perpendicular a la máxima tensión principal. La fractura al atravesar un borde de grano produce unas marcas superficiales conocidas como ríos (*river patterns*), producto del cambio de orientación de los planos de fractura (fig. 4-8), este nombre se le atribuye por el aspecto que tiene la fractura, al presentar múltiples líneas que convergen a una línea común.

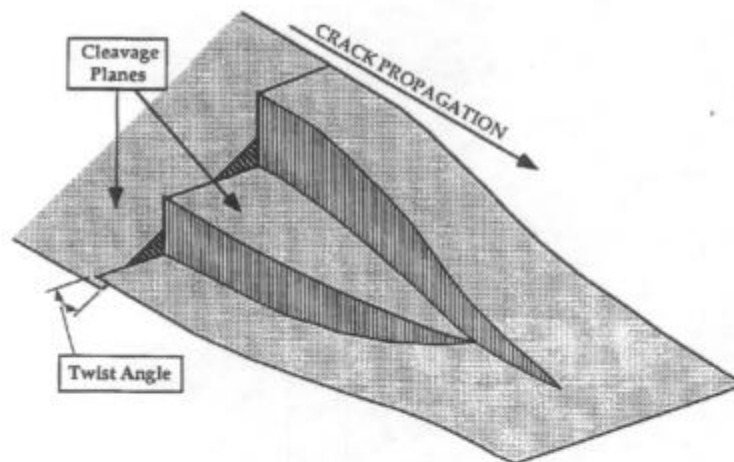


Figura 4-8: Formación de ríos, como resultado de la propagación de fractura al atravesar un borde de grano

Como el proceso de fractura por clivaje está asociado a la ruptura de uniones atómicas, la tensión local necesaria para iniciar la fractura debe ser grande, no siendo suficiente el efecto de la amplificación de la tensión por la fisura inicial. Por esta razón se postula que la iniciación se produce en discontinuidades locales, tales como microfisuras existentes en partículas de segunda fase ó precipitados, puesto que localmente en ellas, se puede llegar a alcanzar altas tensiones capaces de producir el clivaje [36], [37].

Existen modelos que intentan relacionar la tensión crítica de fractura por clivaje con la tenacidad a fractura [38].

4.3 Fractura Intergranular

Este tipo de fractura no es tan usual como la fractura dúctil y la fractura por clivaje, presentándose en determinadas circunstancias en ciertos materiales. La fractura se caracteriza por propagarse en los bordes de grano del material.

Existen varios mecanismos de fractura intergranular, siendo algunos:

- Precipitación de una fase frágil en borde de grano.
- Fragilización por hidrogeno y fragilización por metal líquido.
- Fisuración asistida por el medio.
- Corrosión intergranular.
- Fisuración a altas temperaturas.

La precipitación de fases frágiles en bordes de grano, se puede producir por un inadecuado tratamiento, como suele suceder en el revenido de un acero templado, a temperaturas próximas a 350°C ó 550°C, producidas por la segregación de impurezas en los previos bordes de grano austeníticos.

La presencia de hidrogeno, puede afectar la tenacidad del material, aparentemente por la reducción de la resistencia cohesiva en los bordes de grano [39]. Algunos metales con alta temperatura de fusión, en presencia de metales líquidos de bajas temperaturas de fusión, sufren fragilización, de manera semejante al caso de fragilización por hidrogeno.

Fisuración asistida por el medio, se presenta en determinados metales susceptibles a la aplicación de algunos medios externos. La fisuración se produce por fragilización del borde de grano y es dependiente del tiempo.

El mecanismo de corrosión intergranular, implica ataque preferencial de los bordes de grano, sin la existencia de un fenómeno de fragilización en borde de grano.

La fisuración a altas temperaturas, se debe a un debilitamiento de los bordes de grano, produciendo un deslizamiento entre ellos y la nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades en partículas de segunda fase próximas al borde de grano.

5 Modelado de la Propagación Radial de Fisuras Semi-elípticas en Tubos

El objetivo de esta sección, es la determinación cuantitativa de las tensiones que dan inicio al crecimiento estable de la fisura y posterior propagación inestable, para una geometría y dimensiones dadas del defecto y de la probeta. Por otro lado para una dada tensión aplicada, se puede determinar el tamaño de defecto a partir del cual se produce crecimiento estable de la fisura y el tamaño de defecto crítico a partir del cual se produce crecimiento inestable de la fisura.

El análisis se realizó para modo I de carga, siendo necesario evaluar los valores de la fuerza impulsora en la punta de la fisura, denominado (J_{apl}) y la resistencia a la fractura del material (J_R), para luego aplicar sobre éstos un criterio de fractura a fin de determinar el crecimiento estable y propagación inestable de fisura (fig. 5-1). La configuración estudiada es un tubo con un defecto superficial no pasante de forma semi-elíptica, siendo la carga actuante la presión interna (fig. 5-2).

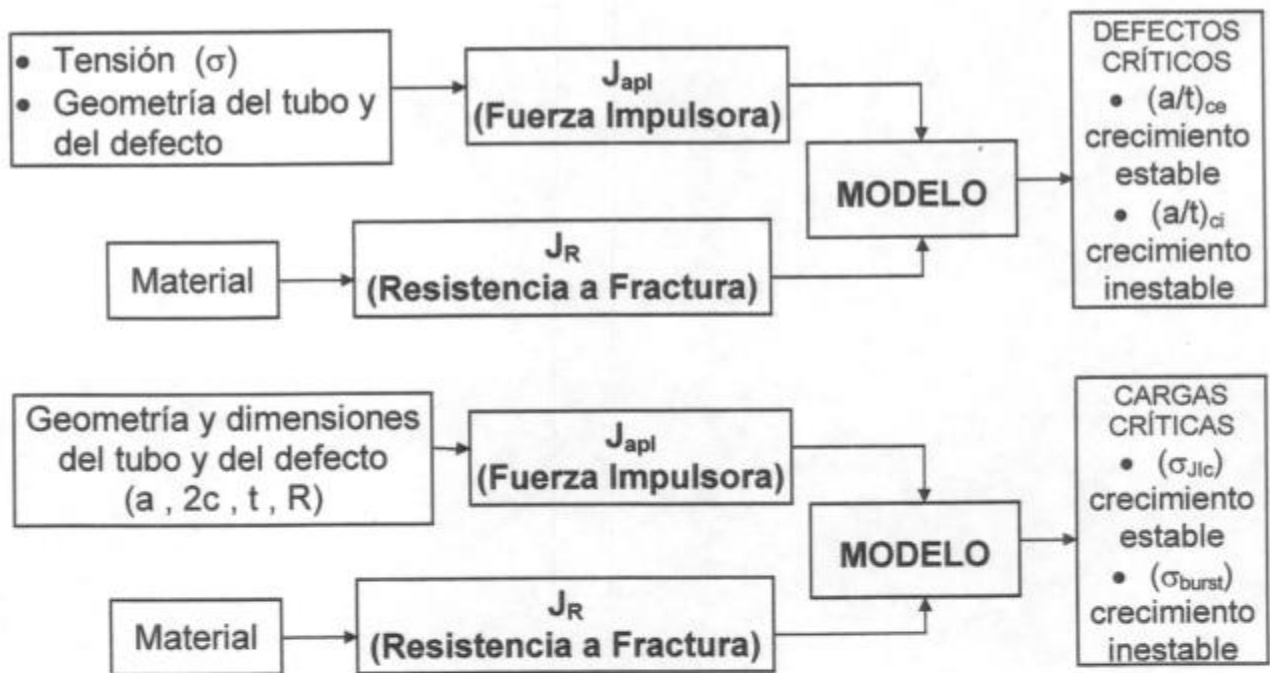


Figura 5-1: Valores de entrada y resultados de salida del modelo.

Para el caso de fisuras semi-elípticas no pasantes en tubos, las tensiones se pueden relacionar con presiones internas, la geometría y dimensiones del tubo como del defecto influyen en la fuerza impulsora (J_{apl}), y la curva de resistencia es una propiedad del material utilizado.

En la realización del modelo se tuvieron en cuenta las siguientes hipótesis:

- Cuerpo cargado en modo I
- Material homogéneo e isótropo.
- Aplicación de la teoría de mecánica de fractura elasto-plástica.
- Deformaciones pequeñas respecto a las dimensiones del defecto y la probeta.
- Deformaciones independientes del tiempo (time independent deformation)

5.1 Fuerza Impulsora en la Punta de la Fisura

La fuerza impulsora en la punta de la fisura (J_{api}), es la que impulsa el crecimiento de fisura, siendo ésta función de: a) la geometría y dimensiones del tubo y del defecto, b) las propiedades mecánicas del material y c) la tensión aplicada.

En la determinación de la fuerza impulsora se aplicó mecánica de fractura elasto-plástica y sus respectivas hipótesis. La ubicación de la fisura analizada es externa, paralela al eje axial y simétrica respecto al largo del tubo. La geometría de la misma es semielíptica no pasante en el espesor del tubo (a, profundidad de la fisura, y $2c$, largo de la fisura), ver figura 5-2.

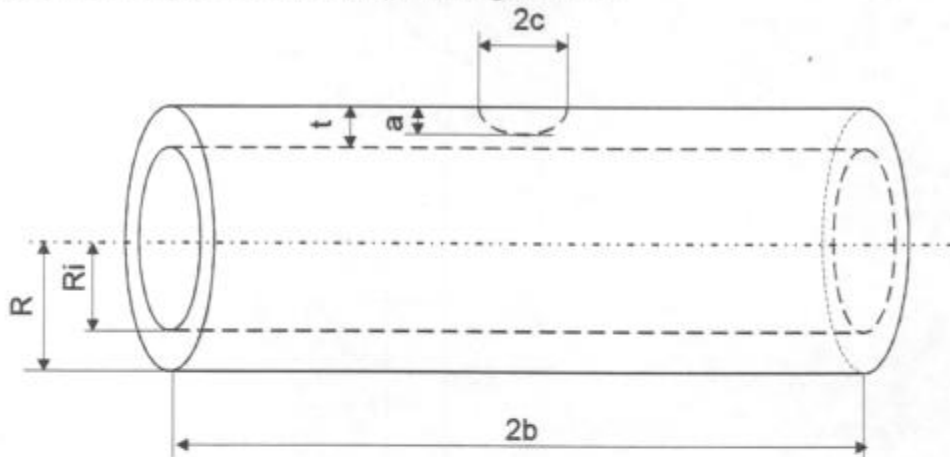


Figura 5-2: Forma de la fisura en el tubo

La fuerza impulsora se puede descomponer en dos contribuciones que son:

- Parte elástica de la fuerza impulsora corregida por plasticidad en pequeña escala, (J_{ee})
- Parte plástica de la fuerza impulsora, (J_{pl})

Por consiguiente la fuerza impulsora se obtiene de la siguiente expresión:

$$J_{apl} = J_{ee} + J_{pl} \quad [5-1]$$

Un esquema de la determinación de la fuerza impulsora se puede apreciar en la figura 5-3.

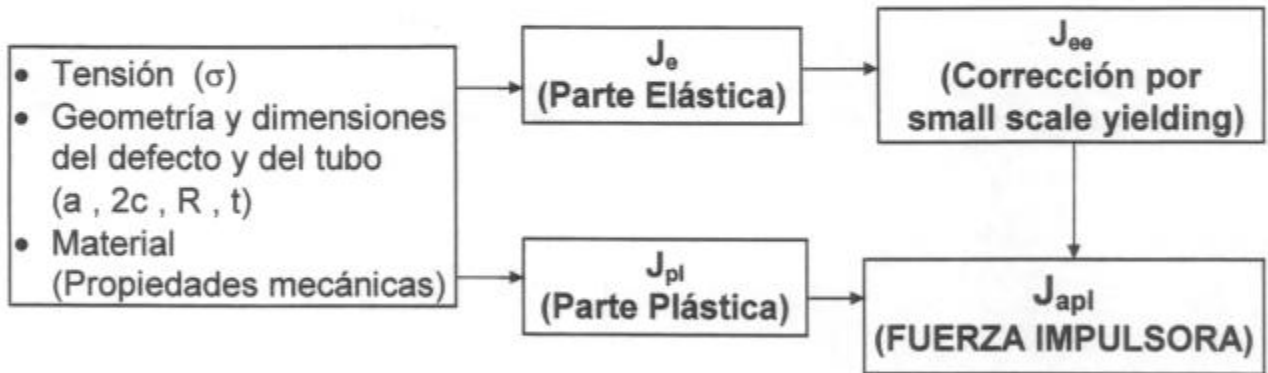


Figura 5-3: Valores de entrada y resultados de salida en la determinación de la fuerza impulsora (J_{apl})

5.1.1 Parte Elástica de la Fuerza Impulsora

La parte elástica de la fuerza impulsora (J_e), se obtiene a partir del factor de intensidad de tensiones (K_I) para fisura externa semielíptica en una placa plana finita sometida a una tensión constante (σ), ver fig. 5-4. Esta expresión fue determinada por J. C. Newman y I. S. Raju [40-41] mediante el análisis por elementos finitos, considerando elementos tridimensionales elásticos, y fue comprobada experimentalmente para varios materiales elásticos lineales.

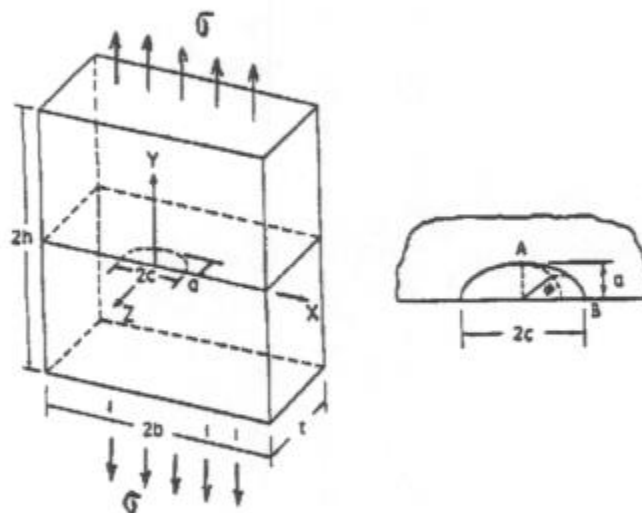


Figura 5-4: Fisura semielíptica externa en una placa plana finita sometida a una tensión constante σ

La expresión del factor de intensidad de tensiones (K_I) tal como se presenta tiene sus ventajas y contempla los siguientes puntos:

- Fácil manejo computacional, debido a que se cuenta con una forma analítica de dicho factor.
- Efecto del largo de la fisura ($2c$).

El factor de intensidad de tensiones es corregido posteriormente por plasticidad en pequeña escala en la punta de la fisura (*small scale yielding*), dando lugar al factor de intensidad de tensiones efectivo ($K_{I[a_e]}$). Este factor se puede evaluar en todo los puntos del frente de fisura, siendo función: del ángulo de ubicación del punto analizado en dicho frente (ϕ), del largo de fisura ($2c$), de la profundidad de fisura (a), y de las dimensiones y propiedades mecánicas del tubo.

El análisis se realiza sobre el punto más profundo del frente de fisura ($\phi = 90^\circ$), que corresponde al punto A en la figura 5-4.

La expresión de la parte elástica de la fuerza impulsora, corregida por plasticidad en pequeña escala en la punta de la fisura (J_{ee}), es la siguiente:

$$J_{ee} = \frac{K_I[a_e]^2(1-\mu^2)}{E} \quad [5-2]$$

Siendo: $K_I[a_e]$ el factor de intensidad de tensiones evaluado en a_e (profundidad de fisura efectivo), μ el módulo de Poisson y E el módulo de elasticidad longitudinal.

Para obtener el valor de a_e , se necesita antes obtener el valor del factor de intensidad de tensiones evaluado en a ($K_I[a]$), que viene dado por la siguiente expresión:

$$K_I[a] = \left(\frac{PR_m}{t}\right) \sqrt{\frac{\pi a}{Q[a]}} F[a] \quad [5-3]$$

La expresión de $Q[a]$ fue desarrollada por Rawe [42] y es la siguiente:

$$Q[a] = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1.65} \quad \text{para } \frac{a}{c} \leq 1 \quad [5-4]$$

$$Q[a] = 1 + 1.464 \left(\frac{c}{a}\right)^{1.65} \quad \text{para } \frac{a}{c} > 1 \quad [5-5]$$

La función $F[a]$, es un factor de corrección por condición de contorno de la tensión, y está dada por:

$$F[a] = \left[M_1[a] + M_2[a] \left(\frac{a}{t} \right)^2 + M_3[a] \left(\frac{a}{t} \right)^4 \right] f_\phi g f_w \quad [5-6]$$

Donde

$$M_1[a] = 1.13 - 0.09 \left(\frac{a}{c} \right) \quad [5-7]$$

$$M_2[a] = -0.54 + \frac{0.89}{0.2 + (a/c)} \quad [5-8]$$

$$M_3[a] = 0.5 - \frac{1}{0.65 + (a/c)} + 14 \left(1 - \frac{a}{c} \right)^{24} \quad [5-9]$$

$$g = 1 + \left[0.1 + 0.35 \left(\frac{a}{t} \right)^2 \right] (1 - \sin \phi)^2 \quad [5-10]$$

La función g para $\phi = 90^\circ$ es: $g = 1$.

La función f_ϕ , es una función angular [43], cuya expresión es:

$$f_\phi = \left[\left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \phi + \sin^2 \phi \right]^{1/4} \quad [5-11]$$

Evaluada para $\phi = 90^\circ$ da: $f_\phi = 1$.

La función f_w , es una función de corrección por largo finito del tubo (2b) [44], y está dada por:

$$f_w = \left[\sec \left(\frac{\pi c}{2b} \sqrt{\frac{a}{t}} \right) \right]^{1/2} \quad [5-12]$$

En las expresiones anteriores (ecuaciones 5-3 a 5-12): P es la presión interna aplicada al tubo, R_m el radio medio del tubo, t el espesor del tubo, (a) la profundidad de fisura, (c) el semilargo de fisura, ϕ el ángulo del punto analizado del frente de fisura y b el semilargo del tubo.

La expresión del a_e (profundidad de fisura efectivo), es la siguiente:

$$a_e = a + r_y \left[\frac{1}{1 + (P/P_0)^2} \right] \quad [5-13]$$

Siendo r_y , el radio plástico desarrollado en la punta de la fisura, que tiene en cuenta el efecto de endurecimiento por deformación plástica, aplicado a materiales con comportamiento del tipo de Ramberg-Osgood, y cuya expresión para estado plano de deformaciones (plane strain) es la siguiente:

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left[\frac{n-1}{n+1} \right] \left(\frac{K_I[a]}{\sigma_{fl}} \right)^2 \quad [5-14]$$

P_0 es la presión de referencia, que tiene en cuenta el efecto del largo de la fisura por medio de una corrección en la profundidad de la fisura (a_{corr}) [45]. La expresión de P_0 es la siguiente:

$$P_0 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_{fl} \frac{(t - a_{corr})}{(R - a)} \quad [5-15]$$

Siendo

$$a_{corr} = \frac{a \left(1 - \left(1 + \frac{(2c)^2}{2t^2} \right)^{-1/2} \right)}{\left(1 - \frac{a}{t} \left(1 + \frac{(2c)^2}{2t^2} \right)^{-1/2} \right)} \quad [5-16]$$

En las expresiones anteriores (ecuaciones 5-13 a 5-16): P es la presión interna aplicada al tubo, σ_{fl} la tensión de fluencia, n el exponente de Ramberg-Osgood, (c) el semilargo de fisura, (a) la profundidad de fisura, $K_I[a]$ el factor de intensidad de tensiones evaluado en (a) , t el espesor del tubo y R el radio exterior del tubo.

Una vez determinado el valor del a_e , se procede a evaluar las expresiones de las ecuaciones 5-3 a 5-12 en dicho valor, obteniéndose de esta forma el valor del factor de intensidad de tensiones $K_I[a_e]$. Con este valor de $K_I[a_e]$ se determina la parte elástica de la fuerza impulsora, corregida por plasticidad en pequeña escala (J_{ee}) de acuerdo a la ecuación 5-2.

5.1.2 Parte Plástica de la Fuerza Impulsora

Esta parte de la fuerza impulsora (J_{pl}), se obtiene a partir de expresiones determinadas por V. Kumar et al. usando análisis por elementos finitos [12]. Cabe aclarar que estas expresiones fueron desarrolladas para cuerpos que tienen un comportamiento plástico del tipo de Ramberg-Osgood.

La ley de Ramberg-Osgood es la siguiente:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{fl}} = \frac{\sigma}{\sigma_{fl}} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_{fl}} \right)^n \quad ; \quad \frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_{fl}} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_{fl}} \right)^n \quad [5-17]$$

Siendo: ε la deformación, ε_{pl} la deformación plástica, ε_{fl} la deformación de fluencia, σ la tensión, σ_{fl} la tensión de fluencia, α el coeficiente de Ramberg-Osgood y n el exponente de Ramberg-Osgood.

La expresión de la parte plástica de la fuerza impulsora, para un cuerpo de geometría cilíndrica, conteniendo una fisura axial no pasante de profundidad (a) y de longitud igual al largo del cilindro, es dada por:

$$J_{pl} = \alpha \sigma_{fl} \varepsilon_{fl} a \left(1 - \frac{a}{t} \right) h_1 \left[\frac{a}{t}; n; t/R_i \right] \left(\frac{P}{P_0} \right)^{n+1} \quad [5-18]$$

Siendo: α el coeficiente de Ramberg-Osgood, n el exponente de Ramberg-Osgood, σ_{fl} la tensión de fluencia, ε_{fl} la deformación de fluencia, t el espesor del tubo, (a) la profundidad de la fisura, P la presión interna aplicada, P_0 la presión de referencia y h_1 una función de calibración.

La presión de referencia P_0 , está dada por la ecuación 5-15 y 5-16. Como se puede apreciar este factor es dependiente del largo de la fisura ($2c$) mediante una corrección en la profundidad de la fisura (a_{corr}).

La función de calibración h_1 está dada en forma discreta en tablas y depende de los siguientes parámetros: (a) profundidad de fisura, t espesor del tubo, n exponente de Ramberg-Osgood y R_i radio interno del tubo. Los valores de la función h_1 fueron obtenidos con la ayuda de elementos finitos incompresibles [46-47]. Cabe mencionar que la función h_1 utilizada no depende del largo de fisura ($2c$).

5.2 Resistencia a la Fractura del Material

La resistencia a la fractura de un material, es una propiedad que puede ser caracterizada por el parámetro fractomecánico J_{Ic} ó K_{Ic} (fractotenedad) y la curva de resistencia del material (Curva J-R). Esta propiedad es una medida de cuan resistente es el material al inicio de la propagación de una fisura.

Generalmente en los metales, cuando la fisura comienza a propagar el valor de la resistencia a la fractura aumenta con el crecimiento de la fisura (Δa), dando lugar a la curva de resistencia del material (Curva J-R), la cual en muchos casos puede ser expresada de la siguiente forma:

$$J_R[\Delta a] = J_{Ic} + \beta \Delta a^m \quad [5-19]$$

Siendo: $J_R[\Delta a]$ el valor de la resistencia a la fractura luego de un incremento de fisura Δa , J_{Ic} el valor crítico ó valor inicial de la resistencia (comienzo del crecimiento de fisura), Δa el crecimiento de fisura, β y m son constantes de la curva de resistencia que dependen del material.

La resistencia a la fractura inicial (J_{Ic} ó K_{Ic}) y la curva de resistencia del material (Curva J-R), se obtienen experimentalmente a partir de ensayos de laboratorio [48-51]. De estos ensayos pueden obtenerse los valores de las constantes β y m . Una forma aproximada y sencilla de estimar estas constantes es a partir del ensayo Charpy (CVN), que se caracteriza por su sencillez en comparación al ensayo de determinación de la curva de resistencia del material [52].

En la estimación de las constantes a partir del ensayo Charpy, se postulan ciertas hipótesis como ser: la energía consumida en el proceso de fractura por unidad de avance de la fisura es la misma tanto para el ensayo Charpy como para el ensayo de obtención de la Curva J-R. Por esta razón si se considera la misma geometría de probeta, el área debajo de la curva P vs Δa (carga vs crecimiento de fisura) de un ensayo Charpy es la misma que el área debajo de la curva J vs Δa de un ensayo J-R, lo cual implica que el trabajo realizado en la fractura es el mismo en ambos ensayos.

La relación propuesta es una aproximación de primer orden, puesto que existen diferencias en la realización de ambos ensayos, tales como: diferentes geometrías de probetas, tipo de defecto (entalla maquinada en ensayo Charpy y entalla prefisurada en ensayo J-R), forma de aplicación de la carga y velocidad de deformación. No obstante si no se cuenta con la curva J-R se puede aproximar la curva de resistencia mediante este método.

Comparando los trabajos realizados en los ensayos Charpy (CVN) y J-R, se obtiene:

$$B \cdot \int_{a_0}^{a_f} J_R[\Delta a] \cdot da = \int_{a_0}^{a_f} P \cdot da = \text{CVN} \quad [5-20]$$

B = espesor de la probeta, a_0 = longitud de defecto inicial, a_f = longitud de defecto final

Si en la ec. 5-20 se tiene en cuenta las dimensiones de la probeta Charpy estándar (B = 10 mm) y se evalúan los límites de integración, resulta:

$$10 \cdot \int_2^{10} J_R[\Delta a] \cdot da = \text{CVN} \quad [5-21]$$

Reemplazando en la ec. 5-21 la expresión de $J_R[\Delta a]$ dada por la ec. 5-19 y realizando cambio de variables, se obtiene:

$$10 \cdot \int_0^8 (J_{Ic} + \beta \Delta a^m) \cdot d\Delta a = \text{CVN} \quad [5-22]$$

Despejando de esta ecuación el valor de β da:

$$\beta = \frac{m+1}{8^m} \left(\frac{\text{CVN}}{80} - J_{Ic} \right) \quad [5-23]$$

Reemplazando esta expresión en la ec. 5-19 y teniendo en cuenta constantes dimensionales, resulta:

$$J_R[\Delta a] = J_{Ic} + \frac{(m+1)10^{3m}}{8^m} \left(\frac{\text{CVN}}{80} \cdot 10^3 - J_{Ic} \right) (\Delta a)^m \quad [5-24]$$

Donde: $J_R[\Delta a]$ y J_{Ic} están expresados en KJ/m^2 , CVN en Joules y Δa en mm.

El valor de m en gran cantidad de aceros ferríticos es aproximadamente 0.5, por esta razón se asume $m = 0.5$ en la ecuación 5-24. De esta forma es posible obtener la curva de resistencia sólo con valores de CVN y J_{Ic} .

5.3 Criterio de Fractura

Según conceptos de mecánica de fractura un defecto inicial comienza a propagarse cuando se cumple un cierto criterio de fractura.

El criterio de fractura que se asume para el comienzo de crecimiento de fisura es que la fuerza impulsora (J_{apl}) sea igual a la resistencia a la fractura (J_{Ic}).

$$J_{apl} = J_{Ic} \quad [5-25]$$

El crecimiento de la fisura será estable si la fuerza impulsora varía menos que la resistencia a la fractura con el incremento de la fisura.

$$\frac{dJ_{apl}}{d\Delta a} < \frac{dJ_R}{d\Delta a} \quad [5-26]$$

Por otra parte el crecimiento será inestable si la fuerza impulsora varía igual que la resistencia a la fractura con el incremento de la fisura. Esto sucede cuando las curvas de la fuerza impulsora y la resistencia del material en función de (a) son tangentes.

$$\frac{dJ_{apl}}{d\Delta a} = \frac{dJ_R}{d\Delta a} \quad [5-27]$$

En la figura 5-5, se presentan en forma gráfica las condiciones de inicio de crecimiento estable y propagación inestable de la fisura.

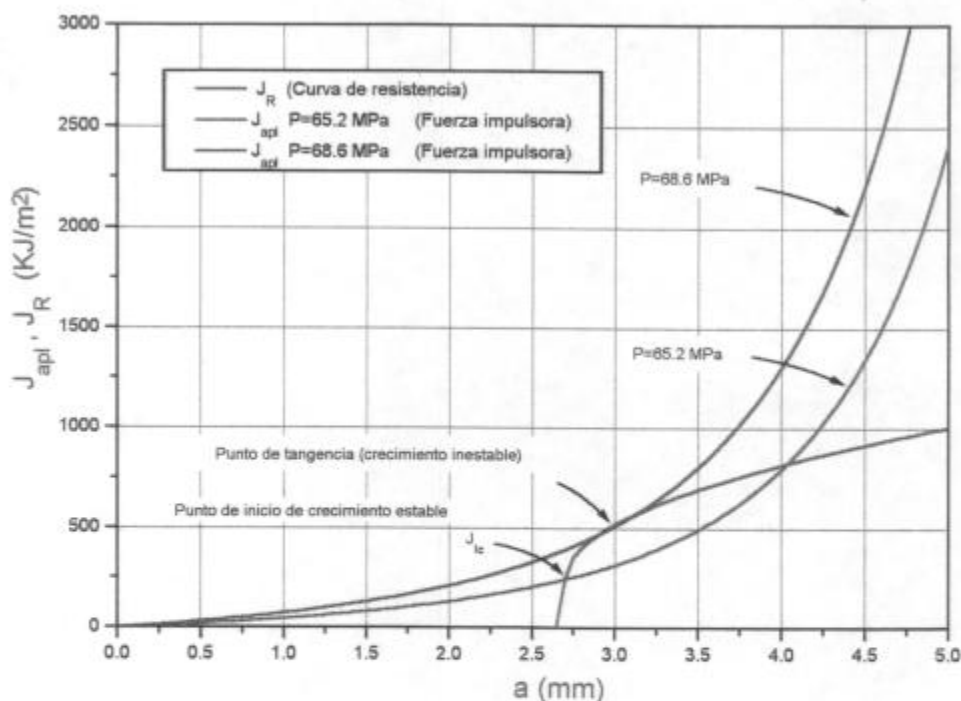


Figura 5-5: Condiciones de inicio de crecimiento estable y propagación inestable de fisura

5.4 Presión de Ruptura por Colapso Plástico

Según la teoría de la mecánica de fractura, para valores decrecientes de la profundidad inicial de la fisura, el valor de la presión de ruptura aumenta, tomando valores cada vez más grandes, es decir diverge para tamaños de fisuras tendientes a 0. En la realidad estas presiones no toman valores tan grandes y deben de aproximarse a un valor de presión finito, que corresponde a la ruptura de un tubo sin la presencia de defectos [53].

La presión de ruptura de un tubo sin presencia de defectos, es aquella que produce en el espesor del tubo un estado de tensiones, tal que la tensión equivalente supera a la tensión de rotura del material, produciéndose de esta manera la rotura por colapso plástico. Esta presión es determinada solamente por conceptos de resistencia de materiales sin tener en cuenta los conceptos de mecánica de fractura.

El comportamiento que toma la rotura de un tubo que contiene un defecto de poca profundidad, es la de rotura por colapso plástico.

La expresión que se utiliza en la rotura por colapso plástico de un tubo, es la desarrollada por J. F. Kiefner et al. [54]. Esta expresión se comprobó experimentalmente para varias geometrías de tubos de conducción, defectos y materiales, siendo la siguiente:

$$P = \frac{\sigma_{ref} t}{R_m} \frac{(1 - a/t)}{(1 - a/(M_t t))} \quad [5-28]$$

Donde, M_t es el factor geométrico de folias, cuya expresión es:

$$M_t = \left(1 + 1.255 \frac{c^2}{R_m t} - 0.0135 \frac{c^4}{(R_m t)^2} \right)^{1/2} \quad [5-29]$$

σ_{ref} , es la tensión de referencia ó tensión de flujo plástico.

$$\sigma_{ref} = \frac{(\sigma_{fl} + \sigma_u)}{2} \quad [5-30]$$

Siendo: (a) la profundidad de fisura, (c) el semilargo de fisura, σ_{fl} la tensión de fluencia, σ_u la tensión última, t el espesor del tubo, R_m el radio medio del tubo.

Cabe mencionar que la σ_{ref} depende del material, siendo:

- para materiales que presentan significativa plasticidad $\sigma_{ref} \cong \sigma_u$
- para materiales muy frágiles $\sigma_{ref} \cong \sigma_{fl}$

5.5 Metodología Aplicada en la Resolución del Modelo

En las secciones anteriores se vio que las ecuaciones que se plantean en la solución del modelo son de la forma:

$$J_{\text{apl}}(\sigma, a, c, t, R, b, \sigma_{\text{fl}}, E, n, \alpha) = J_{\text{R}}(\Delta a, \text{CVN}, J_{\text{IC}}) \quad [5-31]$$

$$\frac{dJ_{\text{apl}}}{da}(\sigma, a, c, t, R, b, \sigma_{\text{fl}}, E, n, \alpha) = \frac{dJ_{\text{R}}}{da}(\Delta a, \text{CVN}, J_{\text{IC}}) \quad [5-32]$$

Las ecuaciones propuestas se resolvieron mediante la aplicación de algoritmos numéricos computacionales. En el apéndice de esta sección, se muestra el diagrama de bloques del programa hecho a tal fin, para determinar las presiones críticas de crecimiento de fisura estable (P_{JIC}) e inestable (P_{burst}) para un determinado tamaño de defecto inicial.

En la resolución de las ecuaciones (5-31) y (5-32), se tuvo problemas de divergencia con la función del radio plástico de corrección por *small scale yielding* del J_{ee} (ec. 5.14), para algunos valores de profundidad de fisura (a). La determinación del $K_I[a_e]$, r_y y a_e , se realiza por un proceso de iteración del siguiente tipo:

$$\frac{K_I[a]}{\sigma_{\text{fl}}} = F_1 \left[a_e \left(\frac{K_I[a]}{\sigma_{\text{fl}}} \right); \sigma, t, n \right] \quad [5-33]$$

Siendo la función (F_1) dependiente de: la tensión aplicada (σ), el exponente de Ramberg-Osgood (n), el espesor (t), la tensión de fluencia (σ_{fl}) y el factor de intensidad de tensiones $K_I[a_e]$. Gráficos representativos de la función F_1 para distintos valores de (a/t), manteniendo constantes los valores de σ , σ_{fl} , n y t , sin considerar el efecto del largo de fisura ($2c$), se presentan en la figura 5-6. En estos gráficos se observa, que la condición que tiene que cumplir la función F_1 para ser convergente, es que corte a la función identidad ó a lo mucho debe ser tangente a esta curva, correspondiendo para esta situación un determinado valor de $(a/t)_{\text{div}}$.

El problema de divergencia del radio plástico (r_y) que se presenta a partir de determinados valores de (a) [$(a/t)_{\text{div}}$], es debido a que la corrección de Irwin en el factor de intensidad de tensiones $K_I[a_e]$ fue planteada para cuerpos que tienen un espesor infinito. En el caso de nuestro análisis el espesor es finito y las profundidades de fisura pueden llegar a ser del orden del espesor.

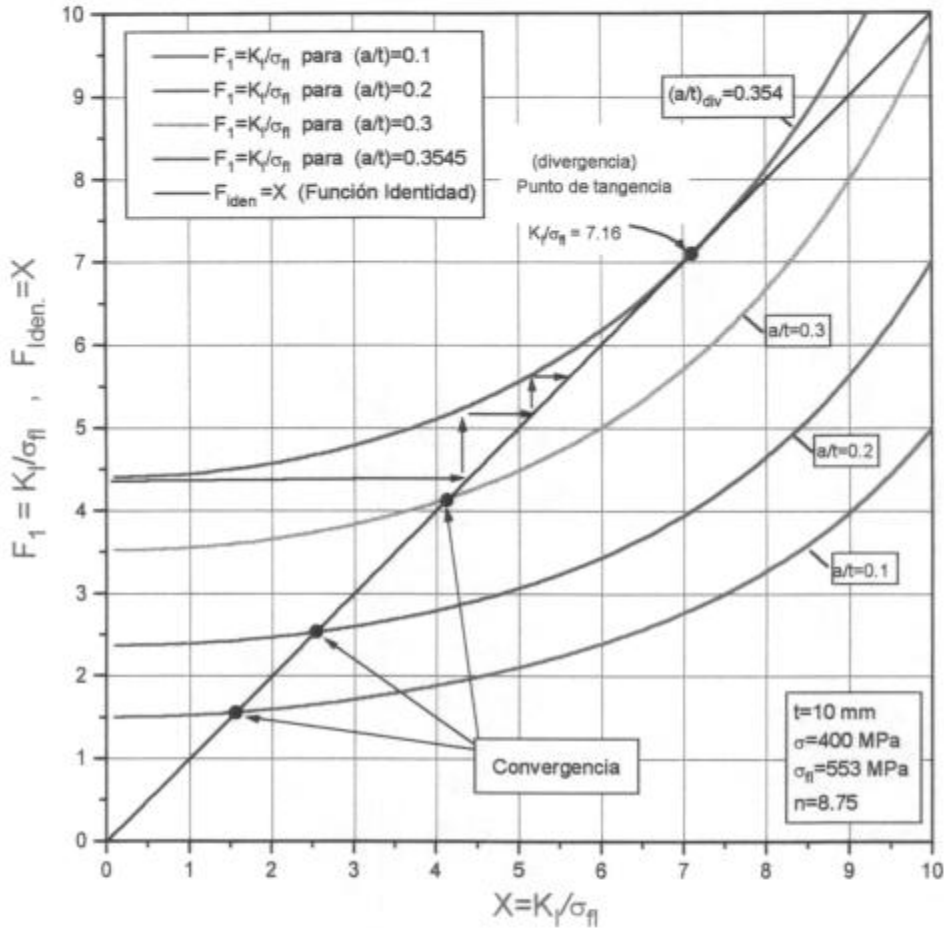


Figura 5-6: Gráficos representativos de la función $F_1 = K_I[a_e]/\sigma_{fl}$, para distintos valores de (a/t) .

A partir de los gráficos de la función F_1 para distintos valores de la tensión (σ/σ_{fl}) , se procedió a determinar los valores de $(a/t)_{div}$, $(F_1)_{div}$ y $(K_I[a_e])_{div}$ correspondientes a la condición de divergencia de la función. Luego con los valores de $(K_I[a_e])_{div}$ se procedió a determinar las profundidades de fisuras efectivas y radios plásticos respectivos $(a_e, r_y)_{div}$. (ec. 5-13 y 5-14).

Los valores de los radios plásticos $(r_y)_{div}$ se parametrizaron respecto del ligamento remanente b ($b = t - a$), posteriormente estos valores fueron graficados en función de la tensión aplicada relativa a la tensión de fluencia del material (σ/σ_{fl}) , (fig. 5-7).

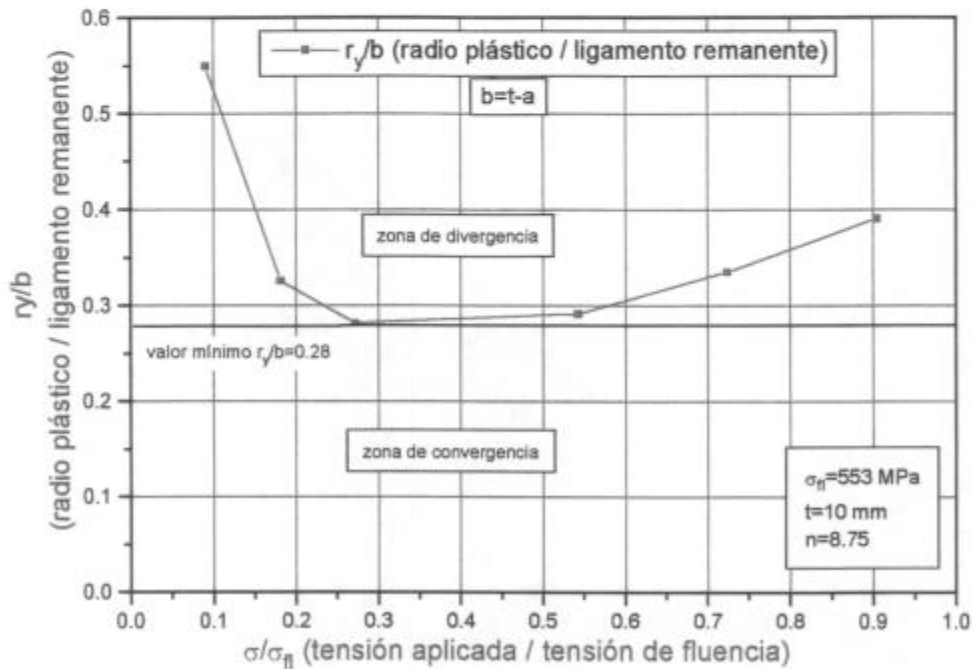


Figura 5-7: Gráfico representativo de la función r_y / b vs. σ/σ_{fl}

En la figura 5-7, se observa que la función $(r_y/b)_{div}$ pasa por un mínimo aproximadamente igual a 0.28. Por esta razón si se limita el valor del radio plástico en este valor mínimo, siempre se estará en condiciones de convergencia para las distintas tensiones aplicadas.

El programa utilizado en la resolución de las ecuaciones anteriormente citadas, contempla la limitación del tamaño del radio plástico hasta valores de $r_y/b = 0.28$ para evitar problemas de divergencia.

El modelo como se presentó en la sección 5-4, tiene en cuenta por otro lado la ruptura por colapso plástico.

5.6 Limitaciones y Observaciones del Modelo

El modelo presentado tiene algunas limitaciones en las que se debe prestar cuidadosa atención antes de su aplicación, éstas son:

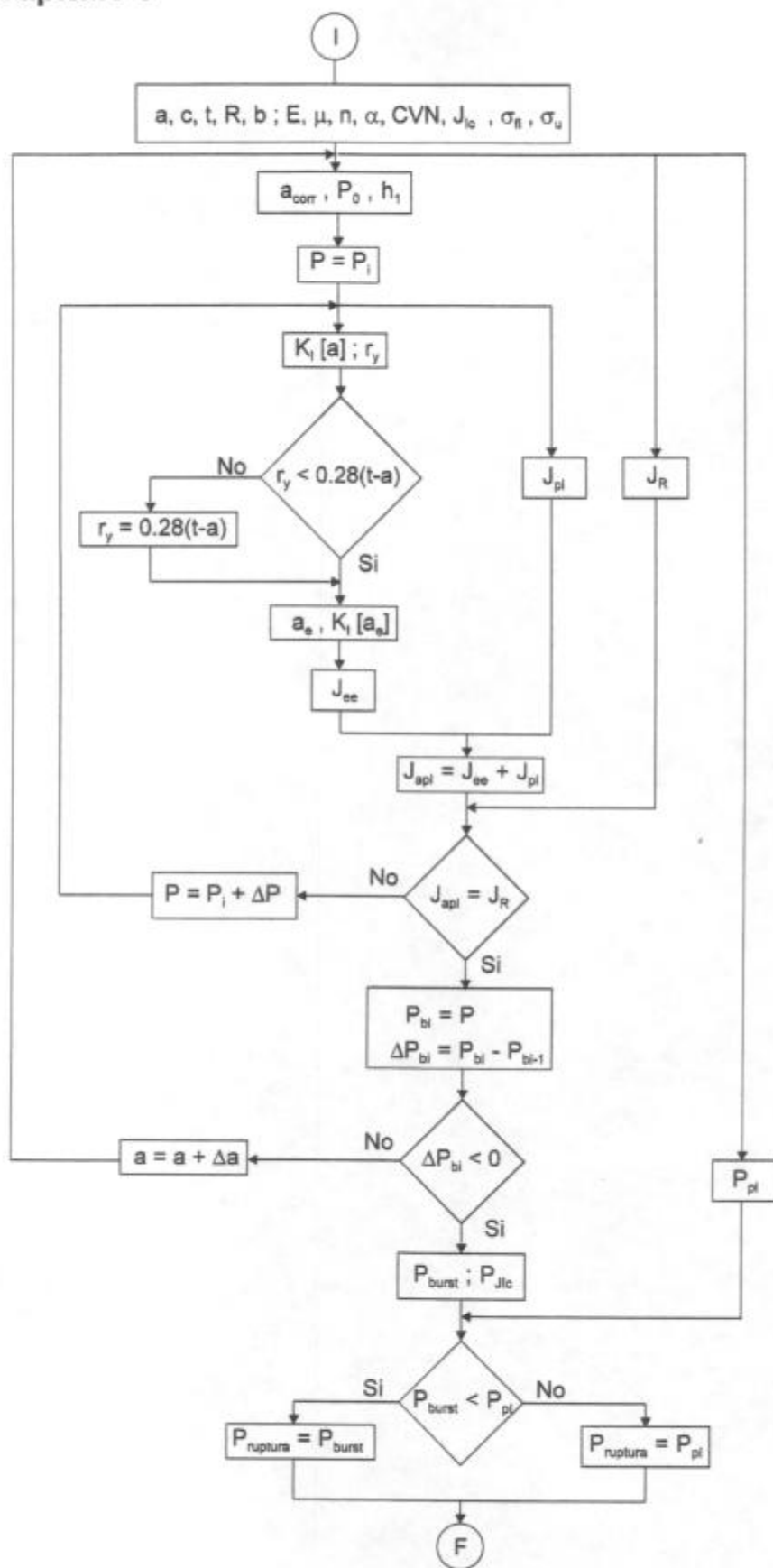
- La parte elástica de la fuerza impulsora J_e , se desarrolló para placa plana y no para tubo, por esta razón no se debe aplicar dicha expresión a tubos cuando la relación del espesor al radio es demasiado grande ($t/R_i > 0.25$).
- La expresión del J_e , es válida para un determinado rango de geometrías de fisuras comprendidas entre los siguientes límites:

$$0 < a/c \leq 1 ; c/b < 0.5 ; 0 \leq a/t < 1$$

(a = profundidad de fisura ; c = semilargo de fisura ; b = semilargo del tubo ; t = espesor)

- Los valores de la función h_1 obtenidos de un manual [12], que influyen en la parte plástica de la fuerza impulsora, se extrapolaron para valores de $a/t > 0.75$ y $a/t < 0.125$. Por esta razón los resultados obtenidos del modelo para estas condiciones deben manejarse con mucha cautela. Por otra lado cabe mencionar que la función h_1 no contempla el efecto del largo de la fisura $2c$ ($a/c \cong 0$), por esta razón cuando la relación a/c toma valores que no son pequeños y están próximos a 1, el largo de la fisura influye en la función h_1 , por consiguiente no es aconsejable aplicar el modelo en estas situaciones.
- El modelo es aplicable a materiales que se aproximan a un comportamiento del tipo Ramberg-Osgood.
- El modelo no contempla historias previas de carga, ni el efecto de altas velocidades de carga.

Apéndice Capítulo 5



6 Desarrollo Experimental y Comparación con el Modelo

6.1 Introducción

Los objetivos de esta sección son:

- 1) Determinar los valores experimentales de las presiones de ruptura para distintos tubos y geometrías de defectos.
- 2) Evaluar la validez del modelo a través de la determinación de los valores teóricos de presiones de ruptura y su posterior comparación con los valores experimentales.

A tal efecto se realizaron ensayos de ruptura a plena escala a temperatura ambiente (20°C), en probetas con defectos superficiales, de tubos 8 5/8" x 14.72 mm de un acero de bajo carbono, baja aleación y alta resistencia, grado X65, templado y revenido.

Para aproximar el defecto a la situación más crítica (fisura), se realizó un prefisurado por fatiga de la entalla inicial del tubo hasta las condiciones preestablecidas para el tamaño de fisura inicial (a). Posteriormente se sometió al tubo a presiones crecientes hasta la ruptura.

Las presiones de ruptura de los tubos ($P_{ruptura}$), son dependientes de las propiedades del material y de las dimensiones del defecto y el tubo. Para determinar las propiedades del material se procedió a realizar ensayos de caracterización del material.

Los valores experimentales de las presiones de ruptura son comparados con los predichos por el modelo teórico a los efectos de evaluar la validez del modelo. Con la misma finalidad se compararon resultados experimentales de ensayos realizados anteriormente al presente trabajo con los predichos por el modelo para esas situaciones.

Como aplicación del modelo teórico, utilizando solo resultados de ensayos de caracterización del material, se realizó un análisis de confiabilidad estructural de tubos 22" x 7 mm de alta presión de gas.

6.2 Descripción del Ensayo

6.2.1 Probeta Utilizada

La probeta utilizada es un tubo de aproximadamente 2 m de longitud ($2b$). Sobre ambos extremos de ésta, se sueldan tapones y se ubica una entrada de fluido. En la parte media del tubo se realiza una entalla longitudinal semielíptica no pasante con determinadas dimensiones de profundidad y semilargo (a_{ent} , c_{ent}) (fig. 6-1). La entalla se puede realizar por mecanizado mediante una herramienta de corte ó por electroerosión.

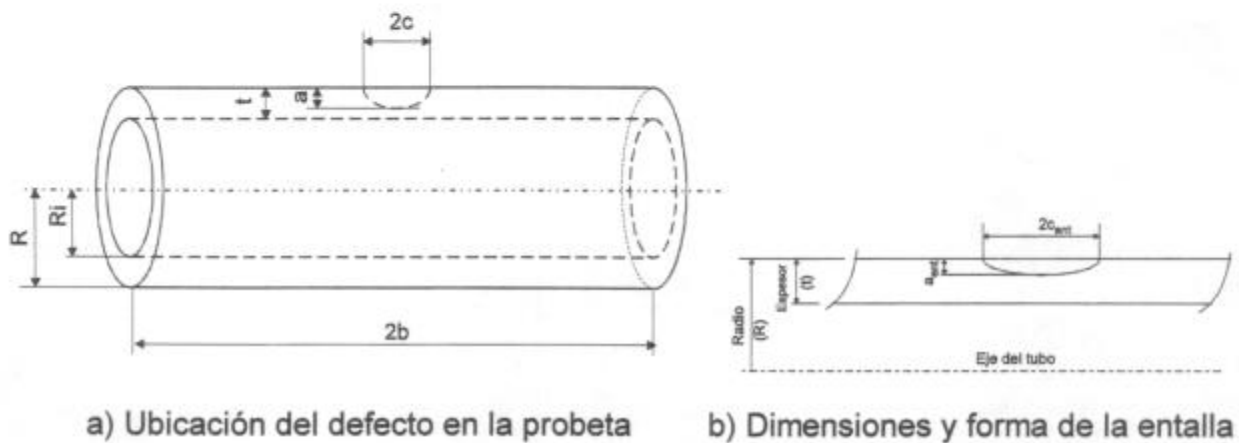


Figura 6-1: Forma de la probeta

El ensayo se divide en dos partes:

- Prefisurado por fatiga de la entalla
- Ruptura del tubo

6.2.2 Prefisurado por Fatiga de la Entalla

A partir de la entalla inicial de la probeta, se procede a hacerla crecer por fatiga mediante la aplicación de una carga cíclica, que varía desde una carga mínima (P_{min}) a una máxima (P_{max}), dependiente del material y de la geometría del tubo [50] (fig. 6-2). La máquina utilizada es una centralina hidráulica marca Rexroth, siendo la frecuencia de ciclado de 0.1 hz y el fluido utilizado aceite hidráulico.

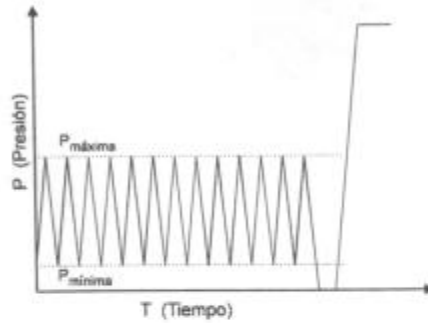


Figura 6-2: Variación de la carga en el prefisurado por fatiga

En la figura 6-3 se puede apreciar la disposición del tubo y de la centralina hidráulica.

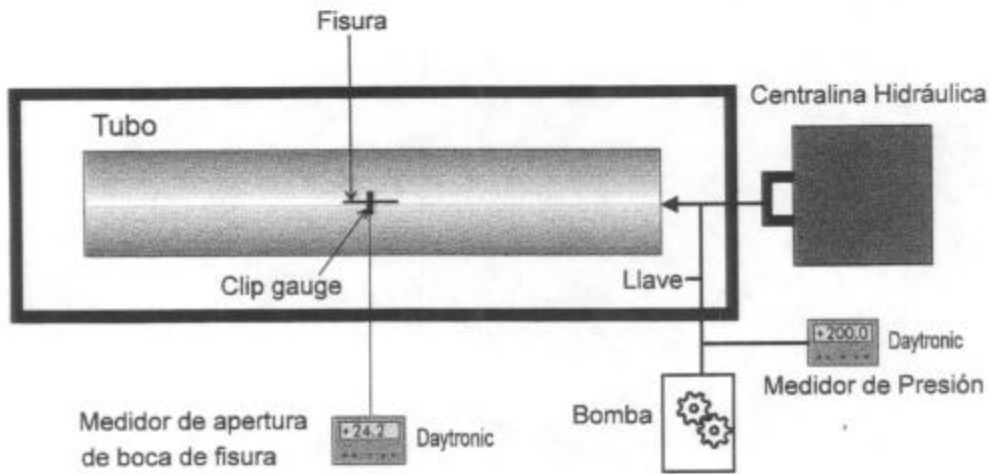


Figura 6-3: Sistema utilizado en el prefisurado por fatiga

El control del crecimiento de la fisura por fatiga se realiza mediante el uso de un clip gauge (fig. 6-4). Por medio de éste, se obtiene la medición de la apertura de boca del defecto (V_e) para una presión estática determinada $\approx P_{max}$ (carga máxima de fatiga), en la que no haya deformación plástica apreciable. La profundidad de fisura se determina a partir del valor de V_e .

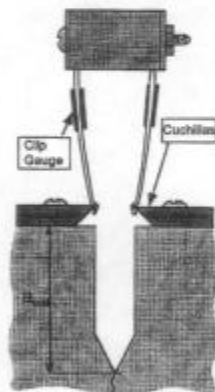


Figura 6-4: Vista del montaje del clip gauge en la boca del defecto

La variación de la apertura de boca del defecto (V_e) en función de la cantidad de ciclos, se relaciona con la profundidad de la fisura (a) mediante la ecuación de la compliancia para fisura semielíptica en una placa plana sometida a carga uniforme [55]. Se tiene en cuenta además algún factor geométrico experimental debido al uso de esta expresión en tubos. La expresión de la compliancia es la siguiente:

$$\text{Compl} = \frac{V_e}{\sigma} = \frac{4(1-\mu^2)}{E} \left(\frac{a}{\Phi}\right) G_s G_w \quad [6-1]$$

$$G_s = \left(1.18 + 0.08 \left(\frac{c}{a}\right)^{1/2} + 0.75 \left(\frac{c}{a}\right) \left(\frac{a}{t}\right)^2 \right) g \quad [6-2]$$

$$G_w = \left[\sec \left(\left(\frac{a}{t}\right)^{1/2} \frac{\pi c}{2b} \right) \right]^{1/2} \quad [6-3]$$

Para $a/c \leq 1$

$$\Phi = \left(1 + 1.464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1.65} \right)^{1/2} \quad \text{y} \quad g = 1 \quad [6-4]$$

Para $a/c \geq 1$

$$\Phi = \left(1 + 1.464 \left(\frac{c}{a}\right)^{1.65} \right)^{1/2} \quad \text{y} \quad g = \frac{c}{a} \quad [6-5]$$

Donde: V_e es la apertura de boca, σ la tensión circunferencial aplicada, μ el módulo de Poisson, E el módulo de elasticidad longitudinal, (a) la profundidad de la fisura, c la semilongitud de la fisura, t el espesor del tubo y b el semilargo del tubo.

Para una presión determinada, V_e es:

$$V_e = \alpha \sigma \text{Compl}[a, c, t] = (\alpha P R_m / t) \text{Compl}[a, c, t] \quad [6-6]$$

Siendo: α un factor geométrico, P la presión aplicada, R_m el radio medio, t el espesor y Compl la compliancia.

Se observa en la figura 6-5 una curva típica de V_e en función de la profundidad de fisura (a), para un defecto inicial de $a_{ent} = 5.5$ mm y una carga estática $P = 25$ MPa.

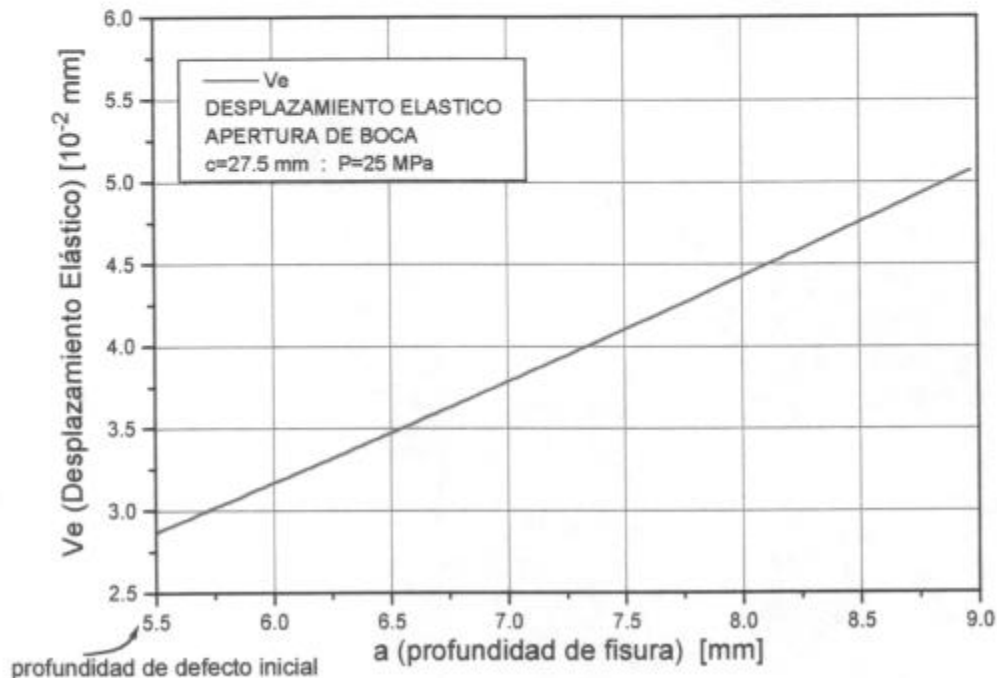


Figura 6-5: Gráfico de V_e en función de la profundidad de fisura (a)

Las mediciones de la presión del tubo y la apertura de boca del defecto mediante el clip gauge, son realizadas con medidores electrónicos con salida digital.

6.2.3 Ruptura del Tubo

Una vez realizado el prefisurado de la entalla, se procede a llenar el interior del tubo con agua y ubicarlo en la fosa de ensayo. Luego se presuriza el tubo hasta la ruptura (P_{burst}) mediante el uso de una bomba hidroneumática, a una velocidad aproximada de 1000 psi/min. La medición de la presión se realiza con un medidor electrónico.

En la figura 6-6 se muestra un esquema del dispositivo empleado en esta parte del ensayo.

A posteriori de la ruptura, se procede a medir las dimensiones de: entalla, crecimiento por fatiga, largo y apertura de boca de la fractura. Por último se procede a realizar un análisis macroscópico y microscópico de la superficie de fractura a fin de determinar el mecanismo de fractura actuante.

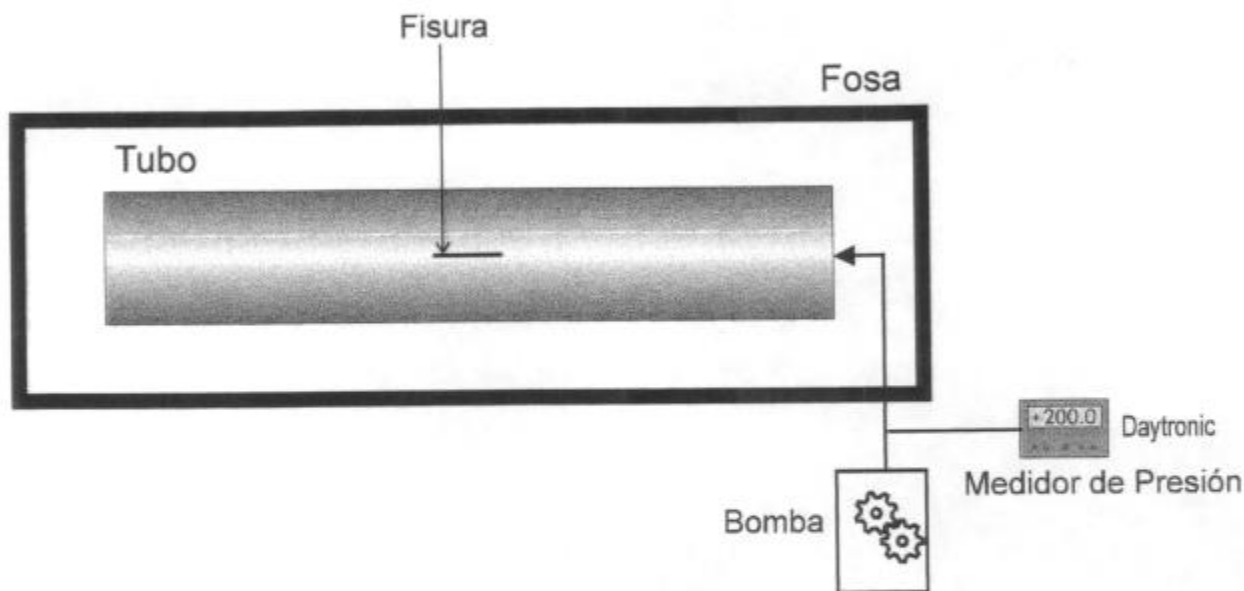


Figura 6-6: Dispositivo empleado en la ruptura de tubos

6.3 Ensayos Realizados

Se realizaron ensayos de ruptura a plena escala a temperatura ambiente (20°C) sobre probetas con defectos superficiales, obtenidas de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm, grado X65. Los ensayos se realizaron en el Laboratorio de Ensayos y Pruebas Especiales del CINI (LEPE).

6.3.1 Material

El material estudiado es un acero grado X65, de bajo carbono, baja aleación y alta resistencia, con tratamiento térmico de temple y revenido, obtenido de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm. La composición química se presenta en la tabla 6-1 y las propiedades mecánicas y fractomecánicas en la tabla 6-2.

%C x100	%Mn x100	%S x1000	%P x1000	%Si x100	%Ni x100	%Cr x100	%Mo x100	%V x100
10.0	110.0	3.0	10.0	23.0	3.0	3.0	5.0	7.0

%Cu x100	%Sn x1000	%As x1000	%Al x1000	%N x1000	%Nb x1000	%Ti x1000	%Ca x1000	%B x10000
7.0	6.0	3.0	32.0	8.0	32.0	3.0	1.2	1.0

Tabla 6-1: Composición química (acero grado X65)

σ_{Fluencia} (MPa)	σ_{Rotura} (MPa)	Alargamiento (%)	Dureza Hv10	Charpy [10x10] (Joules)
493	592	43.7	206	347

n (exponente de Ramberg-Osgood)	α (coeficiente de Ramberg-Osgood)	J_{Ic} (KJ/m ²)
6.41	4.24	1000

Tabla 6-2: Propiedades mecánicas y fractomecánicas (acero grado X65)

6.3.2 Probetas Ensayadas

Se ensayaron 4 probetas, de las cuales 2 fueron sometidas a un prefisurado por fatiga (Prob. 3 y 4) y las otras no. Los valores de los parámetros de fatiga correspondientes a las probetas prefisuradas se presentan en la tabla 6-3.

Probeta	P_{\min} / P_{\max} Carga Mínima y Máxima de Fatiga (MPa)		N_f Número final de ciclos
	Iniciación	Crecimiento	
3	3.5 / 35	2.7 / 27	15,500
4	3.0 / 30	3.0 / 30	6,770

Probeta	V_e (Para $P = 25$ MPa) Apertura de Boca de fisura (mm)		Δa Crecimiento por fatiga (mm)	Tipo de ranura
	$[V_e]_0$ inicial (0 ciclos)	$[V_e]_{N_f}$ final (N_f ciclos)		
3	2.2	3.1	2.60	mecanizada
4	3.4	5.5	2.40	por electroerosión

Tabla 6-3: Valores de los parámetros de fatiga correspondientes a las probetas prefisuradas

Las dimensiones de las probetas con sus respectivas entallas iniciales y fisuras luego del prefisurado se presentan en las tablas 6-4 y 6-5.

N° Probeta	Dimensiones del tubo		Dimensiones de la entalla	
	D Diámetro ext. (mm)	t Espesor (mm)	Profundidad de entalla (mm)	Semilargo de entalla (mm)
1	219.37	14.83	1.50	7.5
2	219.20	15.00	3.50	29.0
3	219.70	14.50	3.40	19.5
4	219.12	14.35	5.40	27.5

Tabla 6-4: Dimensiones de las probetas y entallas iniciales

Probeta	Dimensiones del defecto después del prefisurado				
	a Profundidad del defecto (mm)	c Semilargo del defecto (mm)	a/t	a/c	Observaciones
1	1.5	7.5	0.101	0.200	Sin prefisurado
2	3.5	29.0	0.233	0.121	Sin prefisurado
3	6.0	19.5	0.414	0.308	
4	7.8	27.5	0.543	0.284	

Tabla 6-5: Dimensiones de los defectos luego del prefisurado por fatiga

6.3.3 Resultados Experimentales

Las presiones de ruptura y las dimensiones de las fracturas luego de los ensayos se presentan en la tabla 6-6.

Probeta	P_{burst} Presión de ruptura (MPa) [psi]	Longitud de propagación de la fractura (mm)	Apertura de boca de la fractura (mm)	Observaciones
1	91.03 [13,200]	300	40	con relleno propagación axial
2	85.72 [12,430]	300	75	sin relleno propagación axial
3	86.75 [12,290]	46	8	con relleno pérdida (LBB)
4	82.34 [11,940]	56	5	con relleno pérdida (LBB)

Tabla 6-6 : Presiones de ruptura y dimensiones de las fracturas

La forma y ubicación de las fracturas en los tubos, se presentan en las figs. 6-7 a 6-11. Cabe mencionar que en la probeta 1 la rotura no se produjo en la zona del defecto (figs. 6-7 y 6-8), esto sucede por: la gran plasticidad presente en el tubo, el alto valor de J_{Ic} y la variación estadística de las propiedades mecánicas y geométricas del tubo [54].

En las figs. 6-12 a 6-14 se muestran la zonas de los defectos para cada probeta. Se observa en ellas las zonas de: entalla, crecimiento por fatiga y ruptura.

Se observa en las probetas 3 y 4 que se produjo pérdida (*leak before break*) y no propagación axial de la fisura, esto es debido a que el tubo lleva relleno metálico (poco volumen de fluido), produciéndose la despresurización rápidamente.



Figura 6-7: Ubicación y forma de la fractura en la probeta 1 (Propagación). La rotura no se produjo en el defecto.



Figura 6-8: Aspecto de la fractura en la probeta 1 (tubo grado X65)



Figura 6-9: Aspecto de la fractura en la probeta 2 (tubo grado X65)

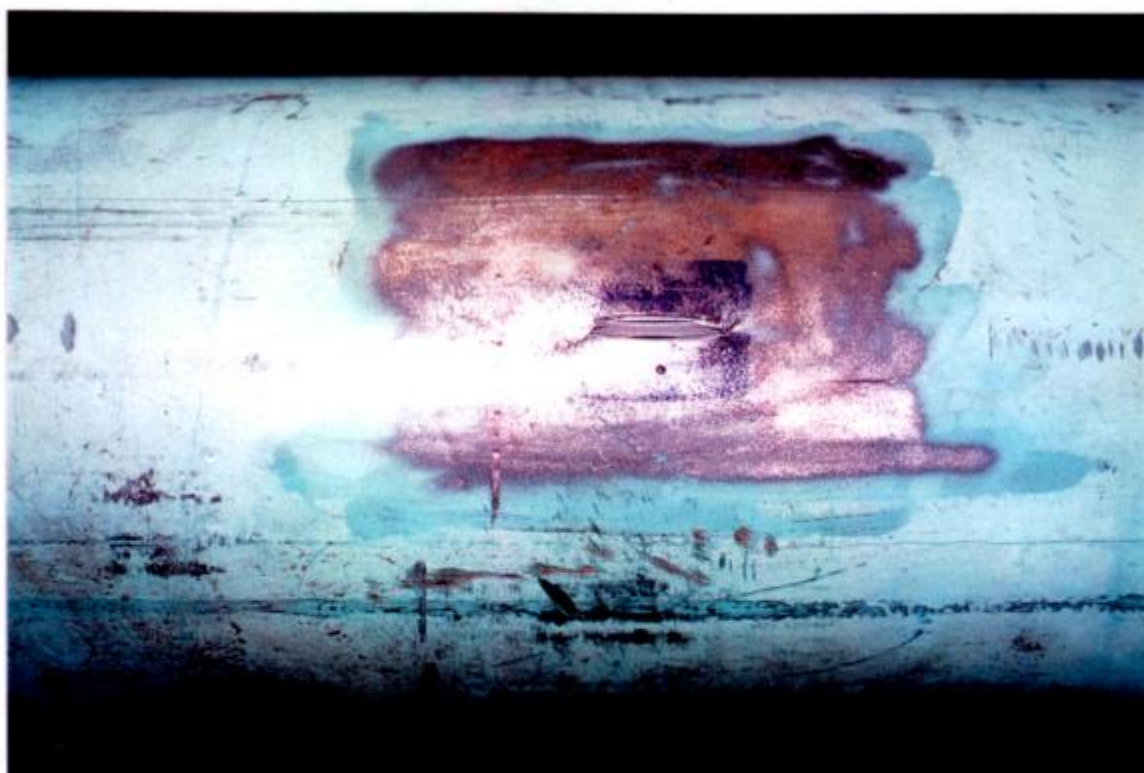


Figura 6-10: Aspecto de la fractura en la probeta 3 (tubo grado X65)

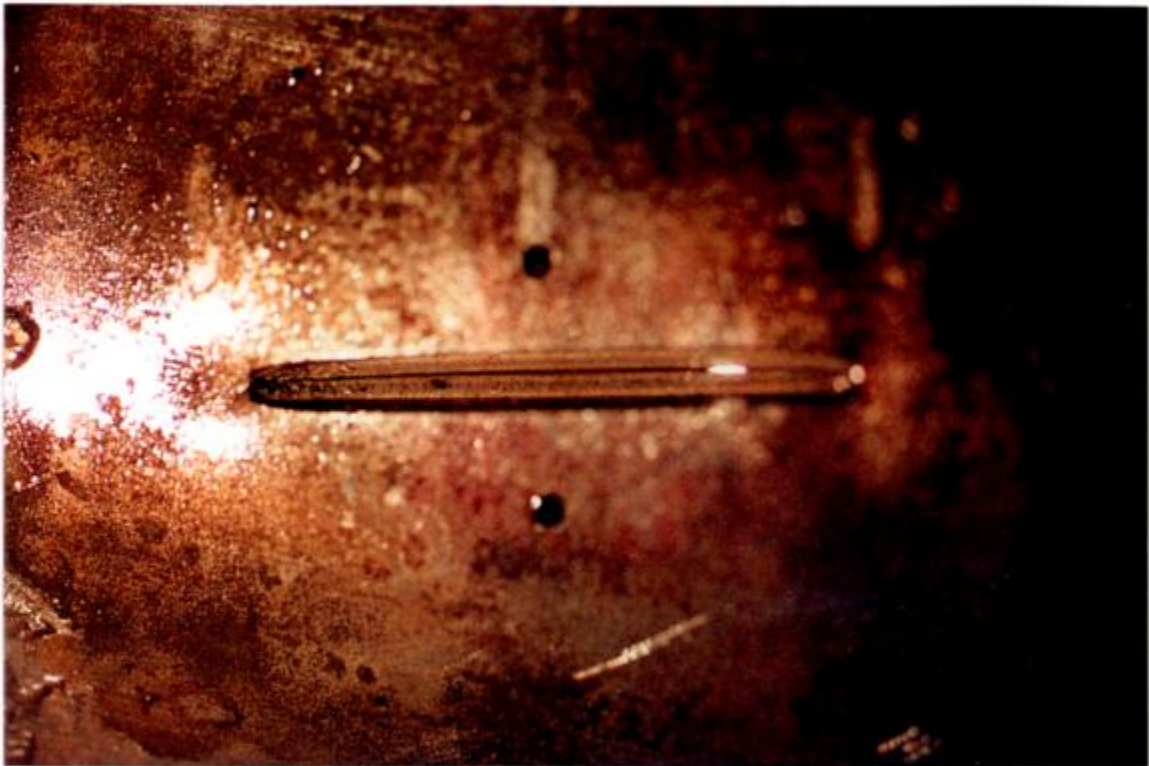


Figura 6-11: Aspecto de la fractura en la probeta 4 (tubo grado X65)

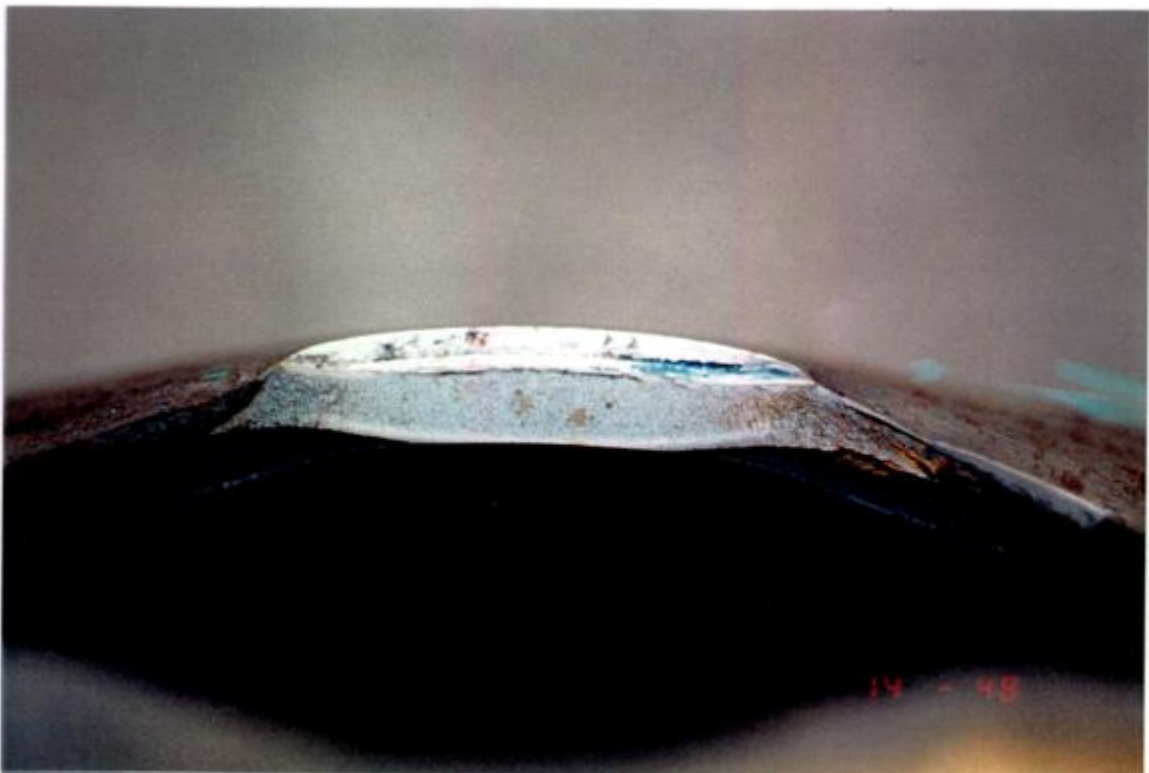


Figura 6-12: Zona del defecto en la probeta 2 (entalla y zona de ruptura)

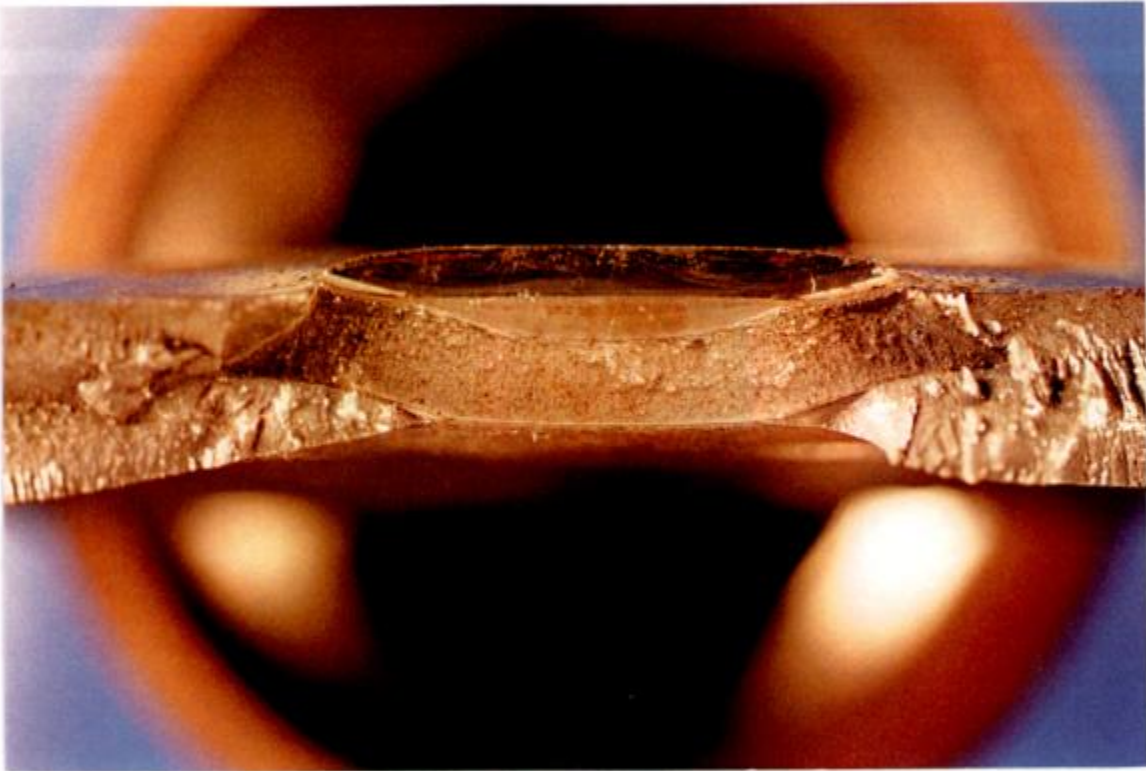


Figura 6-13: Zona del defecto en la probeta 3 (entalla, fatiga y ruptura)



Figura 6-14: Zona del defecto en la probeta 4 (entalla, fatiga y ruptura)

6.3.4 Análisis Fractográfico de las Superficies de Fractura

Las zonas de fractura de las probetas que presentaban pérdida se sometieron a rotura en nitrógeno líquido, con la finalidad de analizar las superficies de fractura.

Se realizó un análisis macroscópico de las superficies de fractura de las probetas ensayadas, en éstas se observó la apariencia de fractura dúctil, presentando en todo los casos la reducción de la sección en la zona de rotura (*cuello dúctil*), típica de fractura dúctil.

El análisis fractográfico microscópico se efectuó por microscopía electrónica de barrido (SEM). Las figuras 6-15 a 6-17 muestran las micrografías de las superficies de fractura para el caso de las probetas 2 y 4. De la observación de estas figuras, se concluye que la fractura tanto en la zona del ligamento como en la zona de propagación axial, se produjo por el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, que es característico de fractura dúctil.

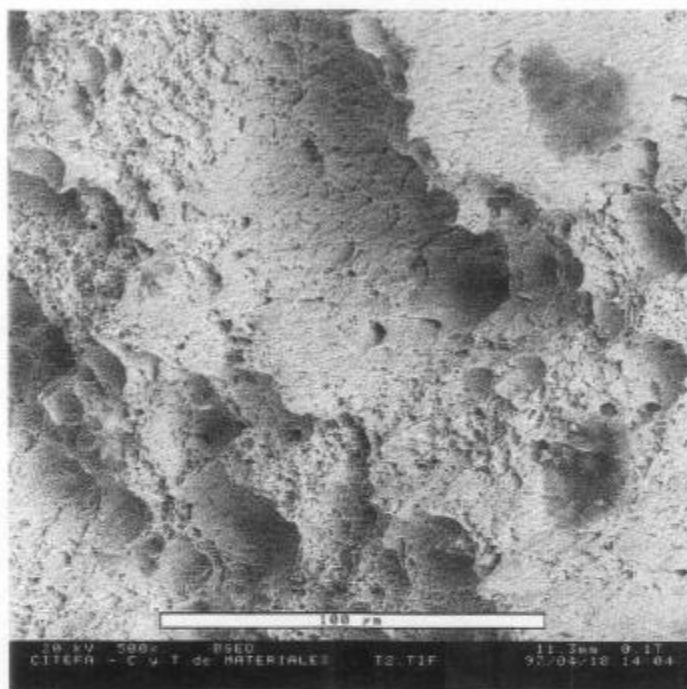


Figura 6-15: Micrografía de la zona de propagación axial de la probeta 2 (500x)

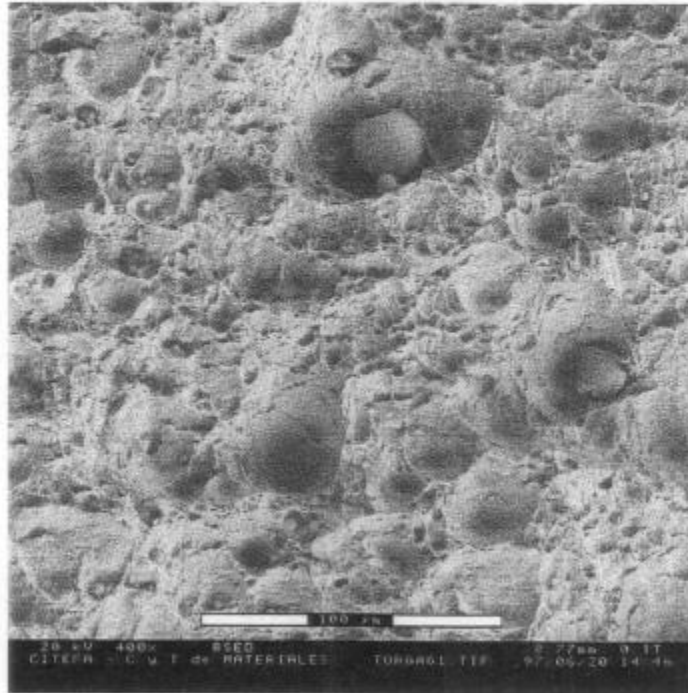


Figura 6-16: Micrografía de la zona de rotura (ligamento remanente) de la probeta 4 (400x)

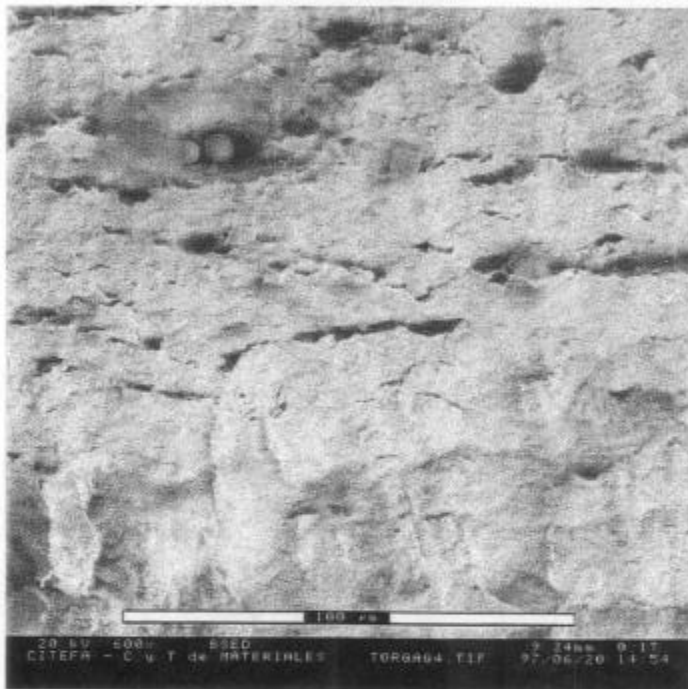


Figura 6-17: Micrografía de la zona de interface (fatiga y rotura) de la probeta 4 (600x)

6.3.5 Comparación entre Resultados Experimentales y Teóricos

Los resultados experimentales de presión de ruptura comparados con los predichos por la teoría se presentan en la tabla 6-7 y las figuras 6-18 a 6-21. En estas figuras las definiciones de las presiones teóricas son:

- $P_{J_{Ic}}$: Presión a la cual, se produce inicio de crecimiento estable de fisura.

Ocurre cuando: $J_{aplicado} = J_{Ic}$

- Punto de Inestabilidad: Presión a la cual, se produce propagación inestable de fisura (ruptura).

Sucedo cuando: $J_{aplicado} = J_R$ y $\frac{dJ_{aplicado}}{d\Delta a} = \frac{dJ_R}{d\Delta a}$

- Colapso plástico: Presión a la cual, se supera la resistencia estructural del material (ruptura). Se utilizó como tensión de flujo plástico:

$$\sigma_{flujo} = \sigma_u = \text{Tensión última}$$

Siendo:

J_{Ic} : Resistencia inicial a fractura del material

J_R : Resistencia a fractura del material

$J_{aplicado}$: Fuerza impulsora de propagación de fisura

Los resultados muestran que la diferencia entre los valores experimentales y teóricos está entre 3% y 17%, siendo estos últimos conservativos. Cabe mencionar que el comportamiento de la fractura en las probetas 1 a 2 obedece a ruptura por colapso plástico (defectos poco profundos).

Probeta	$P_{ruptura}$ (experimental) (MPa) [psi]	$P_{ruptura}$ (teórico) (MPa) [psi]	$(Pr_{exp} - Pr_{teor})/Pr_{teor}$ Dif. entre valor experimental y teórico [%]	Observaciones
1	91.03 [13,200]	85.7 [12,427]	6	ruptura por colapso plástico
2	85.72 [12,430]	82.9 [12,021]	3	ruptura por colapso plástico
3	86.75 [12,290]	78.9 [11,441]	10	
4	82.34 [11,940]	70.7 [10,252]	17	

Tabla 6-7 : Comparación de presiones de ruptura experimentales y teóricos.

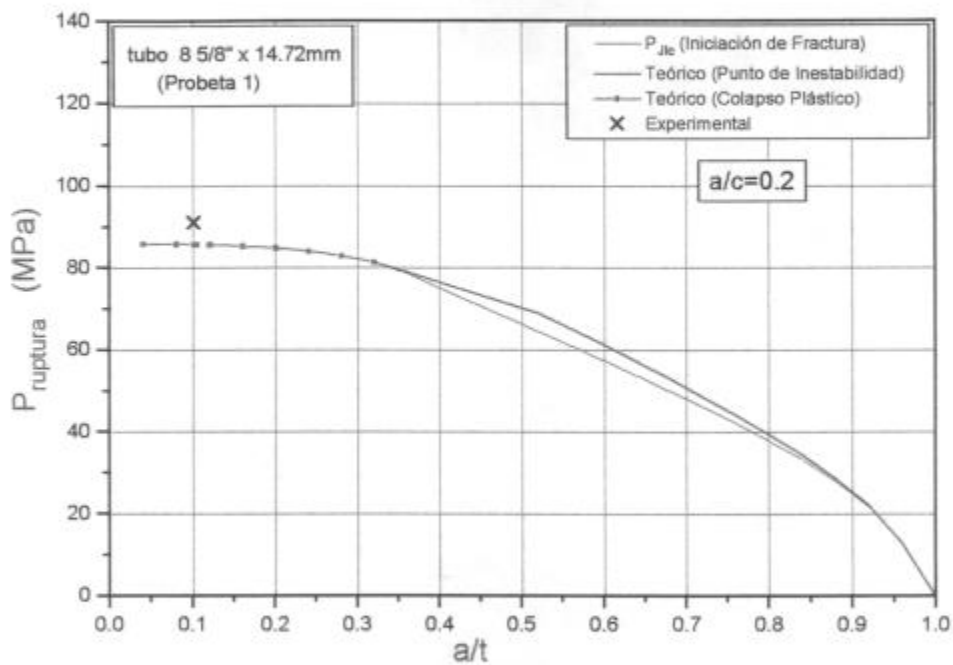


Figura 6-18: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 1 (tubo grado X65)

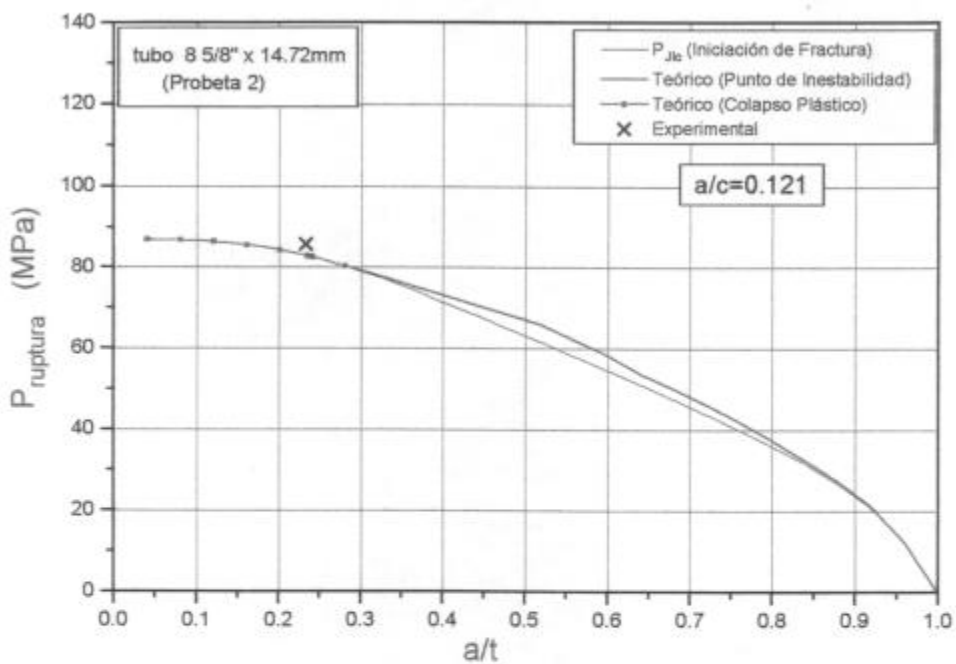


Figura 6-19: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 2 (tubo grado X65)

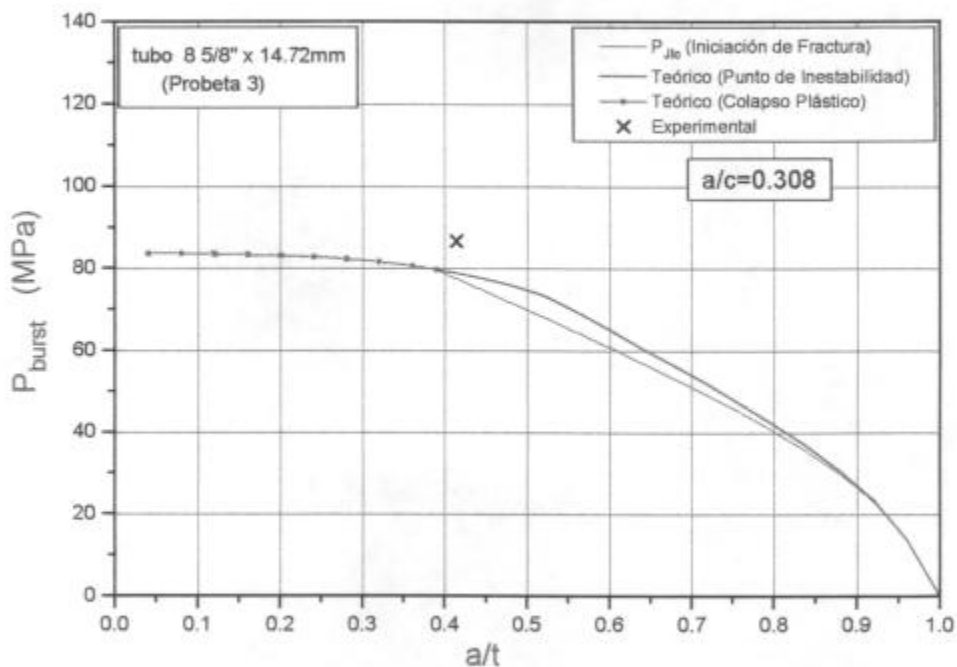


Figura 6-20: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 3 (tubo grado X65)

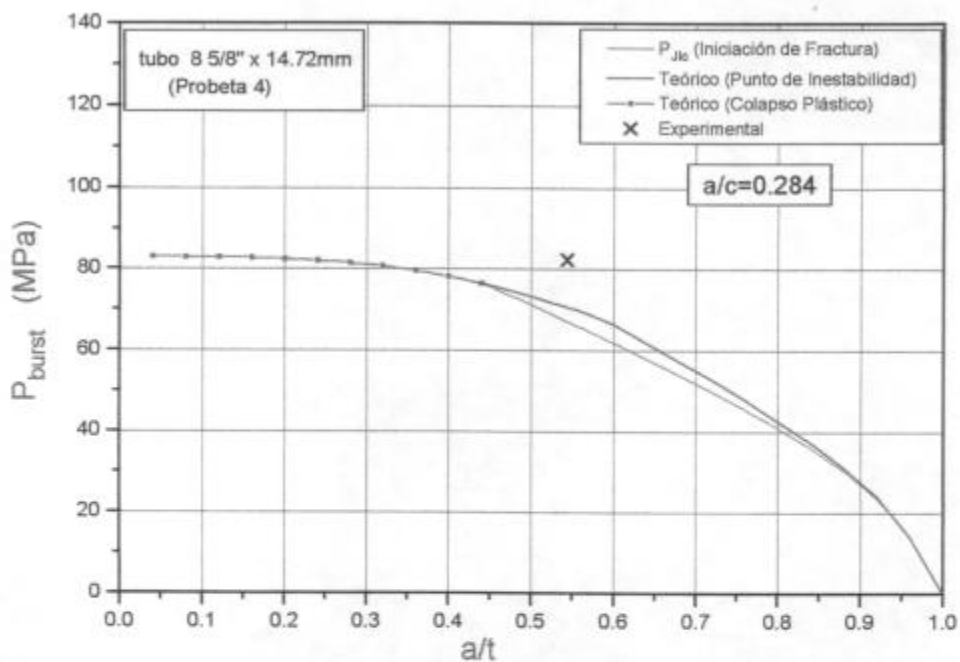


Figura 6-21: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 4 (tubo grado X65)

6.4 Uso del Modelo con otros Datos Experimentales

Con anterioridad al presente trabajo, se realizaron ensayos de ruptura a plena escala sobre tubos casing: 7"x9.19 mm, 7"x10.36 mm, 5 1/2"x9.17 mm, 5 1/2"x7.72 mm, grado N80 y 7"x9.19 mm, 4 1/2"x8.56 mm, grado P110, éstos fueron realizados por G. Carcagno y R. Herrera [56-58].

Estos ensayos son presentados en esta sección, contrastándose con los valores que predice el modelo teórico, con la finalidad de evaluar la validez del modelo.

6.4.1 Materiales

Los materiales estudiados son aceros grados API N80 y P110. Las propiedades mecánicas de estos aceros se presentan en las tablas 6-8 y 6-9. Las diferentes propiedades fueron obtenidas por modificación de las condiciones de los tratamientos térmicos y la química del material.

Probeta	$\sigma_{Fluencia}$ (MPa)	σ_{Rotura} (MPa)	Charpy (Joules)	J_{Ic} (KJ/m ²)	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})
1	553	715	95	243	-
2	588	758	65	240	-
3	598	758	45	228	-
4	590	760	44	232	-
5	571	760	28	201	-
6	571	760	25	210	-
7	601	870	13	212	52.5
8	601	870	13	212	52.5
9	565	773	65	227	-
10	579	754	55	230	-

Tabla 6-8: Propiedades mecánicas y fractomecánicas de los aceros de las probetas grado N80

Probeta	$\sigma_{Fluencia}$ (MPa)	σ_{Rotura} (MPa)	Charpy (Joules)	J_{Ic} (KJ/m ²)	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})
1	800	900	98	260	-
2	800	900	98	260	-
3	800	900	98	260	-
4	757	897	19	160	75
5	757	897	19	160	75

Tabla 6-9: Propiedades mecánicas y fractomecánicas de los aceros de las probetas grado P110

6.4.2 Probetas

Las dimensiones de las probetas estudiadas con sus correspondientes defectos se presentan en las tablas 6-10 y 6-11

Probeta	Dimensiones del tubo		Dimensiones del defecto después del prefisurado			
	D Diámetro Exterior (mm)	t Espesor (mm)	a Profund. del defecto (mm)	c Semilargo del defecto (mm)	a/t	a/c
1	177.8	9.19	2.70	19.29	0.30	0.14
2	177.8	10.36	3.75	15.62	0.36	0.24
3	177.8	9.19	6.85	15.57	0.75	0.44
4	177.8	9.19	6.80	17.00	0.74	0.40
5	177.8	9.19	2.70	19.29	0.30	0.14
6	177.8	9.19	5.40	15.00	0.59	0.36
7	177.8	9.19	2.70	19.29	0.30	0.14
8	177.8	9.19	1.40	7.00	0.15	0.20
9*	139.7	9.17	5.60	37.0	0.61	0.15
10*	139.7	7.72	4.00	35.5	0.52	0.11

* Probetas sin prefisurado por fatiga

Tabla 6-10: Dimensiones de las probetas grado N80 con sus defectos

Probeta	Dimensiones del tubo		Dimensiones del defecto después del prefisurado			
	D Diámetro Exterior (mm)	t Espesor (mm)	a Profund. del defecto (mm)	c Semilargo del defecto (mm)	a/t	a/c
1	177.8	9.19	1.40	7.00	0.15	0.20
2	177.8	9.19	2.70	19.29	0.30	0.14
3	177.8	9.19	3.60	25.71	0.40	0.14
4	114.3	8.56	1.40	7.00	0.15	0.20
5	114.3	8.56	2.00	20.00	0.23	0.10

Tabla 6-11: Dimensiones de las probetas grado P110 con sus defectos

6.4.3 Resultados Experimentales y Teóricos

Los resultados experimentales de las presiones de ruptura comparados con los predichos por la teoría se presentan en las tablas 6-12 y 6-13, y figuras 6-22 a 6-36.

Cabe mencionar que la presión teórica de ruptura por colapso plástico fue obtenida utilizando una tensión de flujo plástico igual a:

$$\sigma_{\text{flujo}} = \frac{\sigma_u + \sigma_{ys}}{2}$$

Probeta	P _{ruptura} (experimental) (MPa) [psi]	P _{ruptura} (teórico) (MPa) [psi]	$(Pr_{exp} - Pr_{teor.})/Pr_{teor.}$ Dif. entre valor exp. y teórico [%]	Observaciones
1	68.5 [9,932]	65.16 [9,448]	5	-
2	77.5 [11,237]	77.90 [11,295]	-1	-
3	59.7 [8,656]	41.42 [6,006]	44	alto valor de a/c
4	60.0 [8,700]	40.37 [5,854]	49	alto valor de a/c
5	61.2 [8,874]	65.57 [9,508]	-7	-
6	56.5 [8,192]	51.63 [7,486]	9	-
7	73.2 [10,614]	68.50 [9,932]	7	-
8	94.0 [13,630]	79.84 [11,577]	18	-
9	60.5 [8,772]	57.14 [8,285]	6	-
10	52.3 [7,584]	54.02 [7,786]	-3	-

Tabla 6-12: Resultados experimentales y teóricos de la presión de ruptura en tubos grado N80

Probeta	P _{ruptura} (experimental) (MPa) [psi]	P _{ruptura} (teórico) (MPa) [psi]	$(Pr_{exp} - Pr_{teor.})/Pr_{teor.}$ Dif. entre valor exp. y teórico [%]	Observaciones
1	96.0 [13,920]	92.27 [13,379]	4	-
2	88.0 [12,760]	87.36 [12,667]	1	-
3	86.0 [12,470]	81.01 [11,746]	6	-
4	142.0 [20,590]	132.87 [19,266]	7	-
5	127.0 [18,415]	119.80 [17,371]	6	-

Tabla 6-13: Resultados experimentales y teóricos de la presión de ruptura en tubos grado P110

Observando los resultados, se concluye que la diferencia entre los valores experimentales y los predichos por la teoría para las probetas grado N80 (exceptuando a las probetas 3 y 4), varía entre -7% y 18%, mientras que para las probetas grado P110 varía entre 1% y 7%.

Las probetas 3 y 4 (grado N80), presentan valores teóricos de las presiones de ruptura muy por debajo de los valores experimentales, siendo esta diferencia $\approx 50\%$. Dicha diferencia se le atribuye al alto valor de la relación $a/c \approx 0.44$, puesto que el modelo contempla parcialmente el efecto de a/c , apartándose de los valores reales a medida que la relación a/c toma valores próximos a 1.

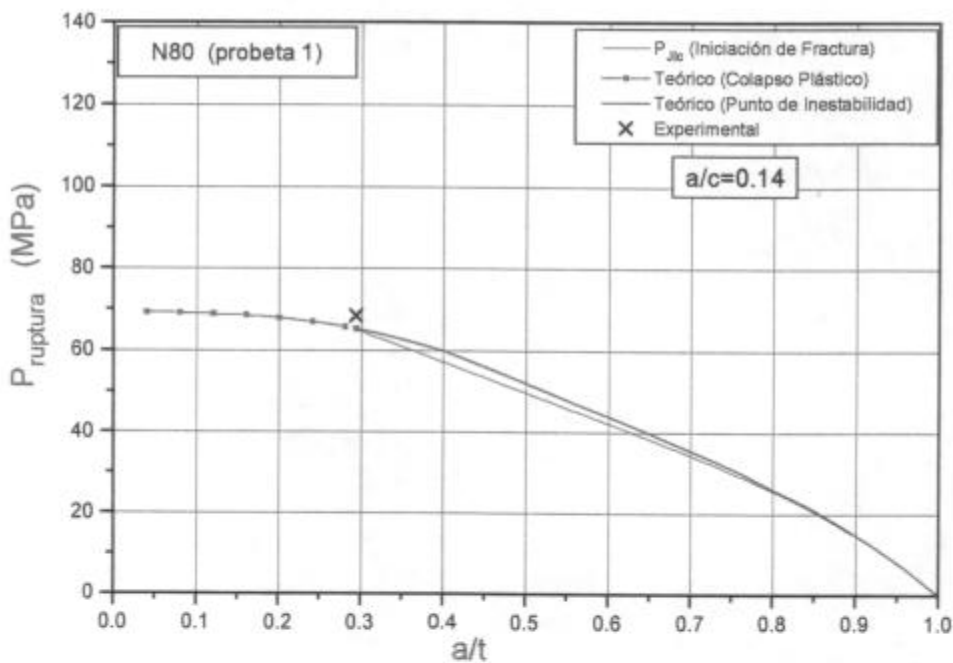


Figura 6-22: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 1 - N80

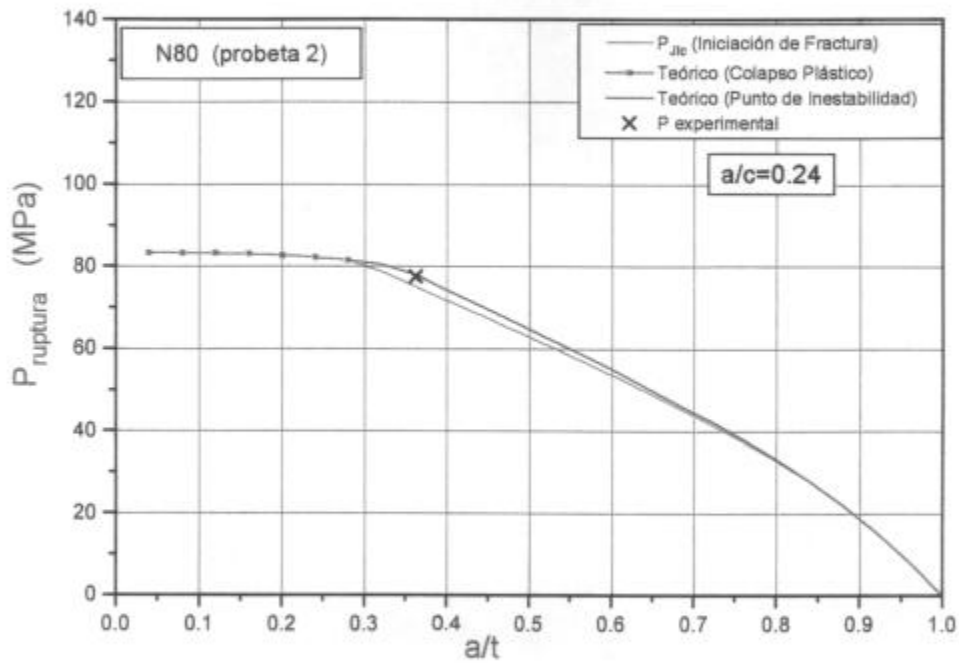


Figura 6-23: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 2 - N80

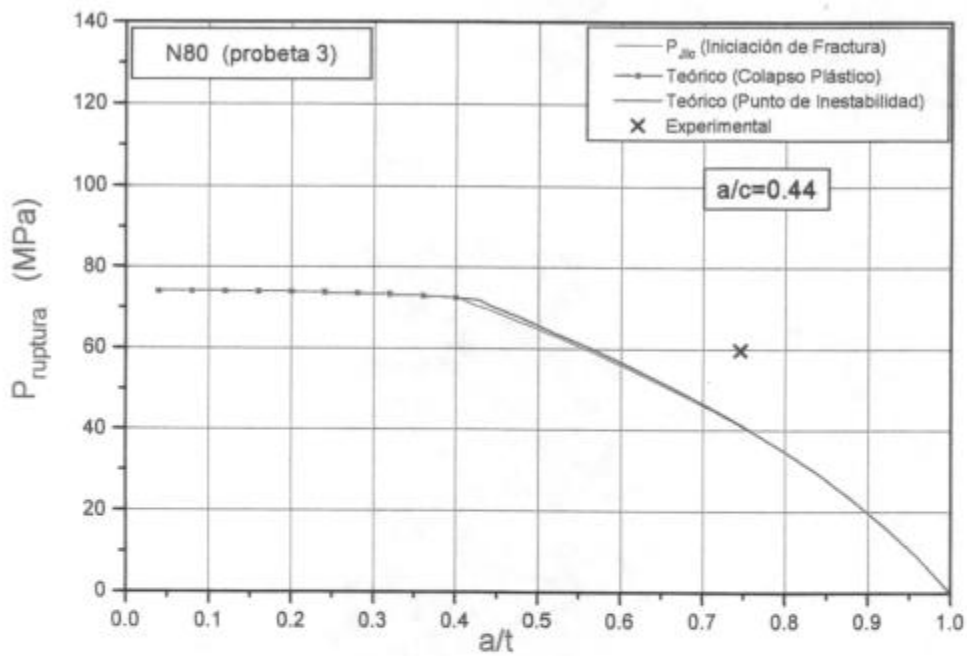


Figura 6-24: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 3 - N80

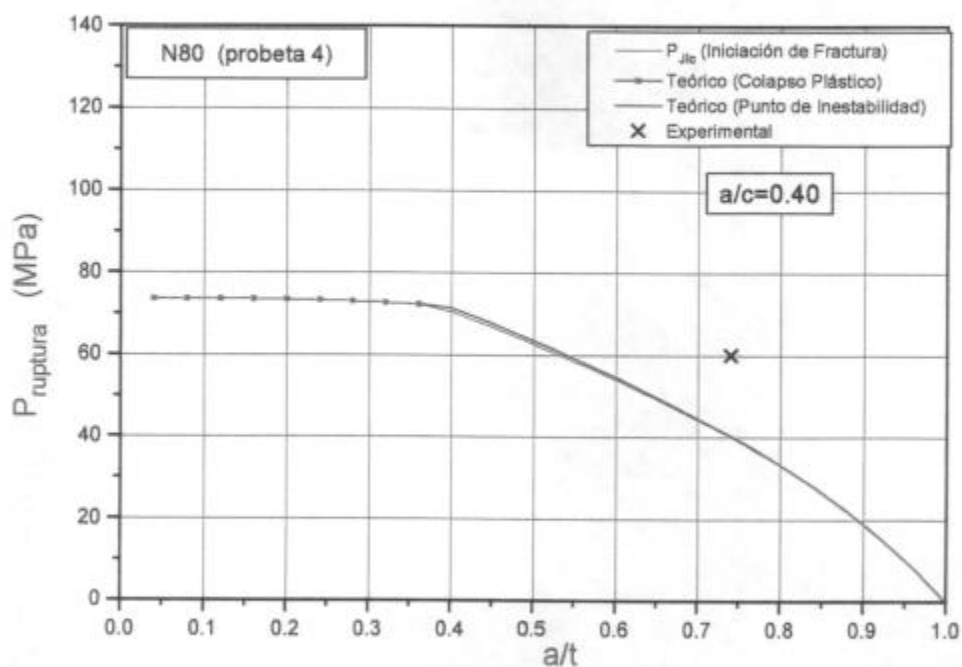


Figura 6-25: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 4 - N80

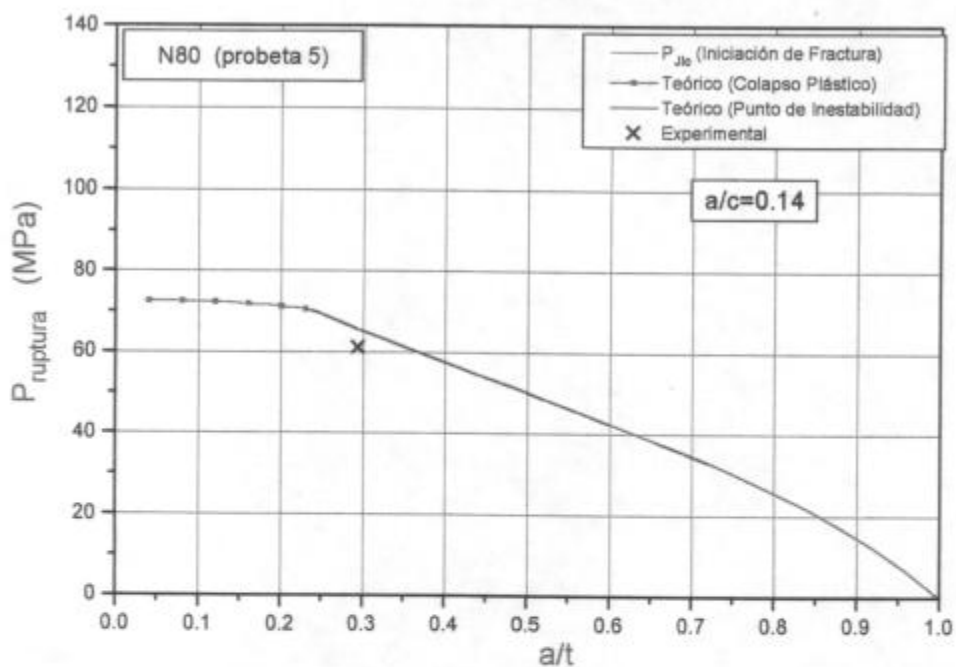


Figura 6-26: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 5 - N80

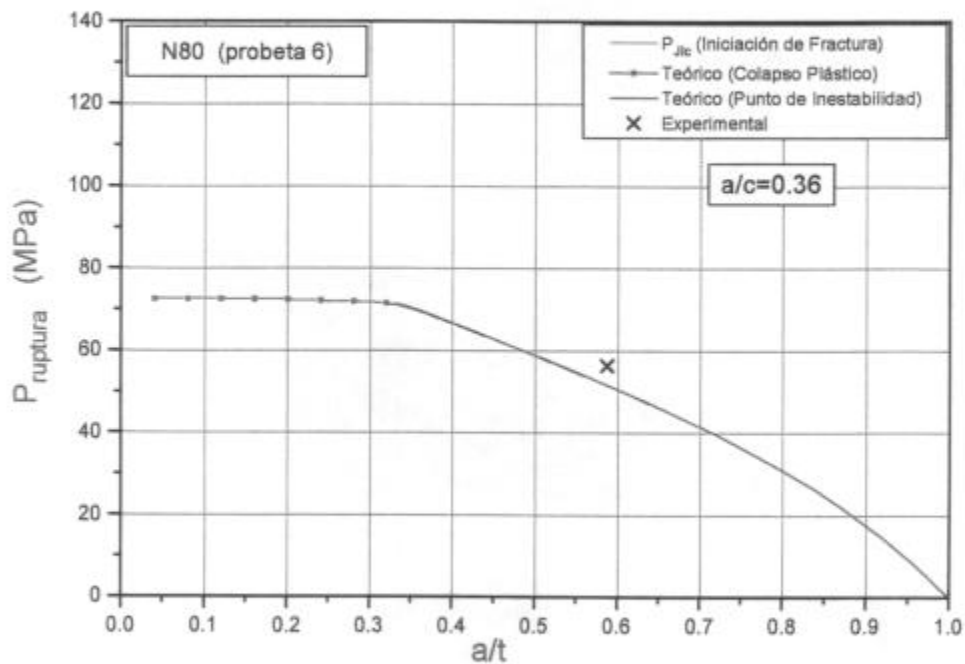


Figura 6-27: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 6 - N80

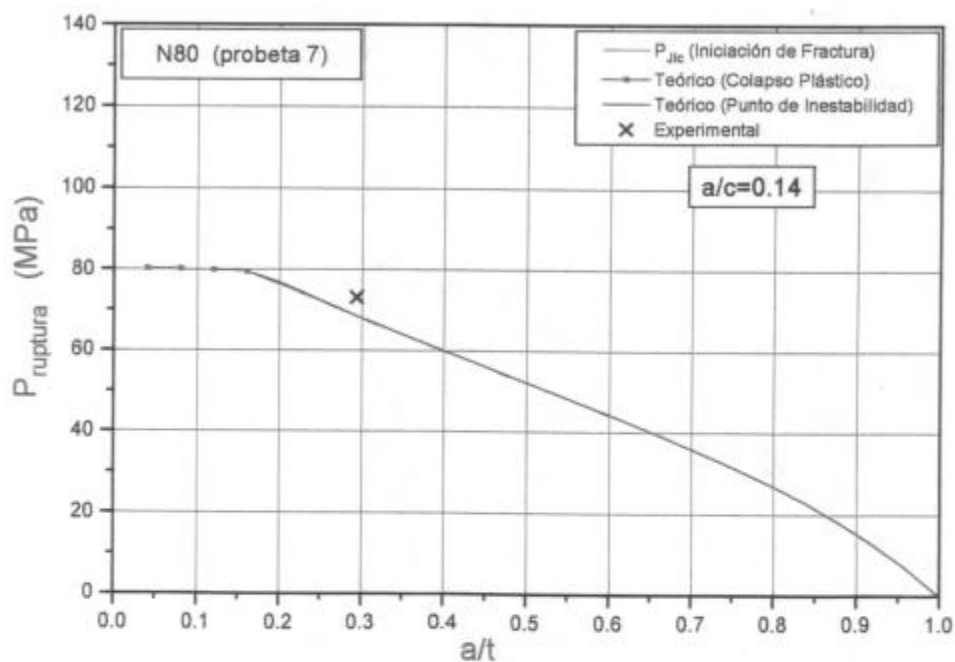


Figura 6-28: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 7 - N80

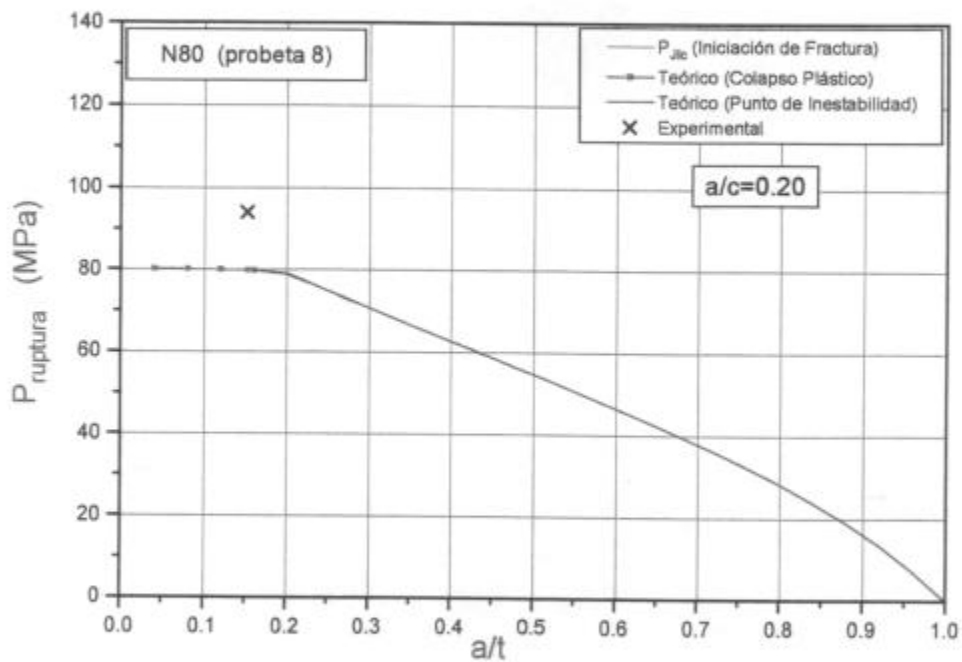


Figura 6-29: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 8 - N80

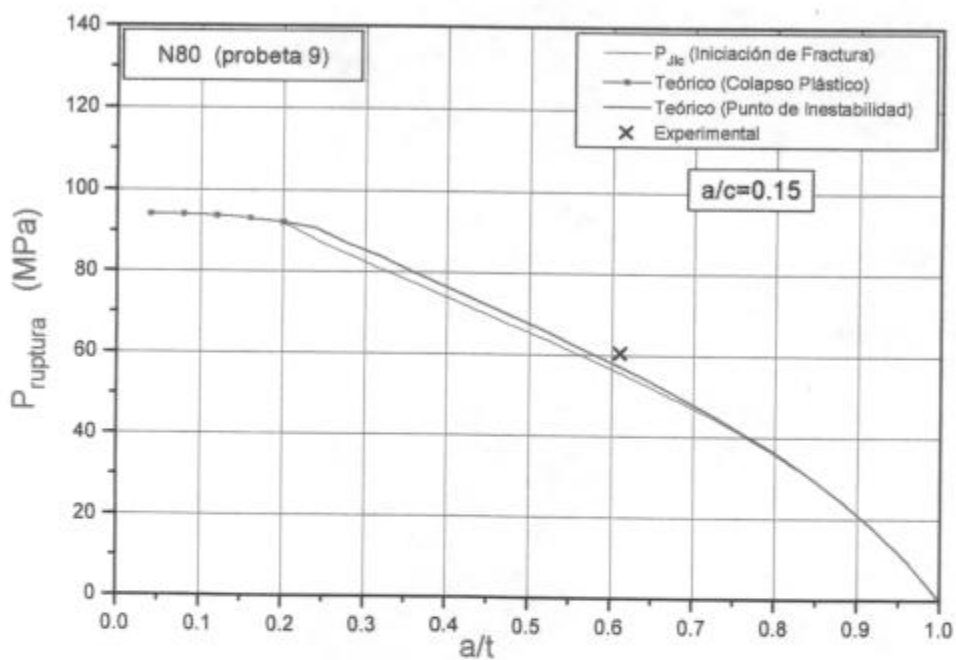


Figura 6-30: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 9 - N80

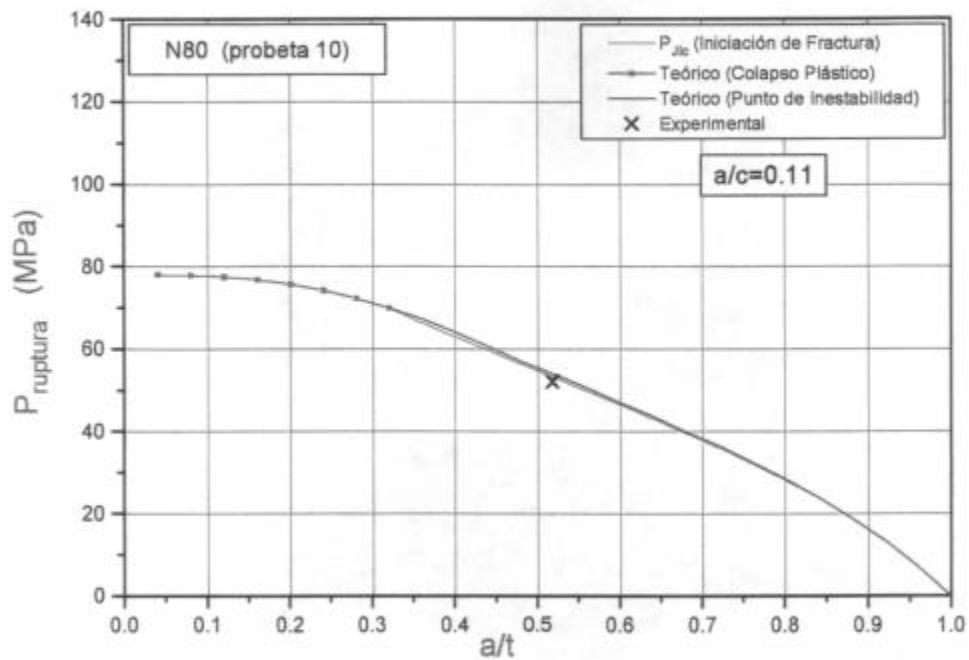


Figura 6-31: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 10 - N80

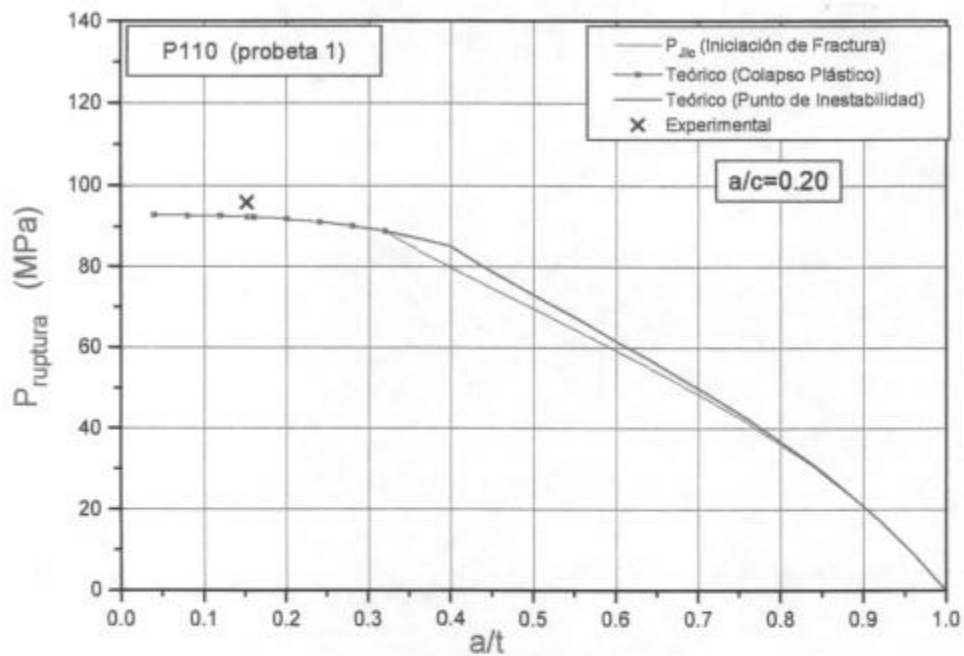


Figura 6-32: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 1 - P110

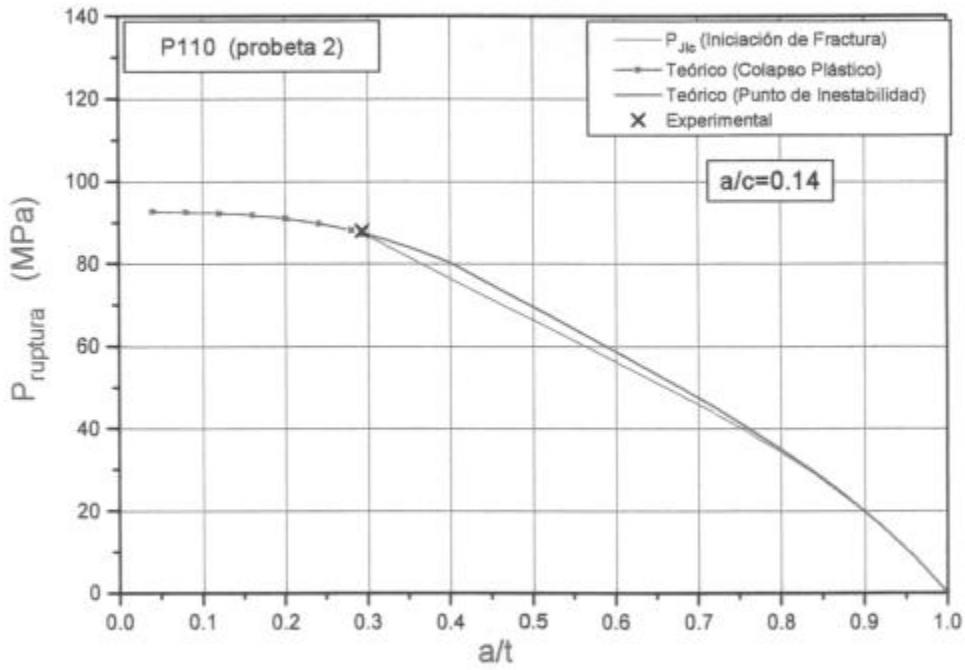


Figura 6-33: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 2 - P110

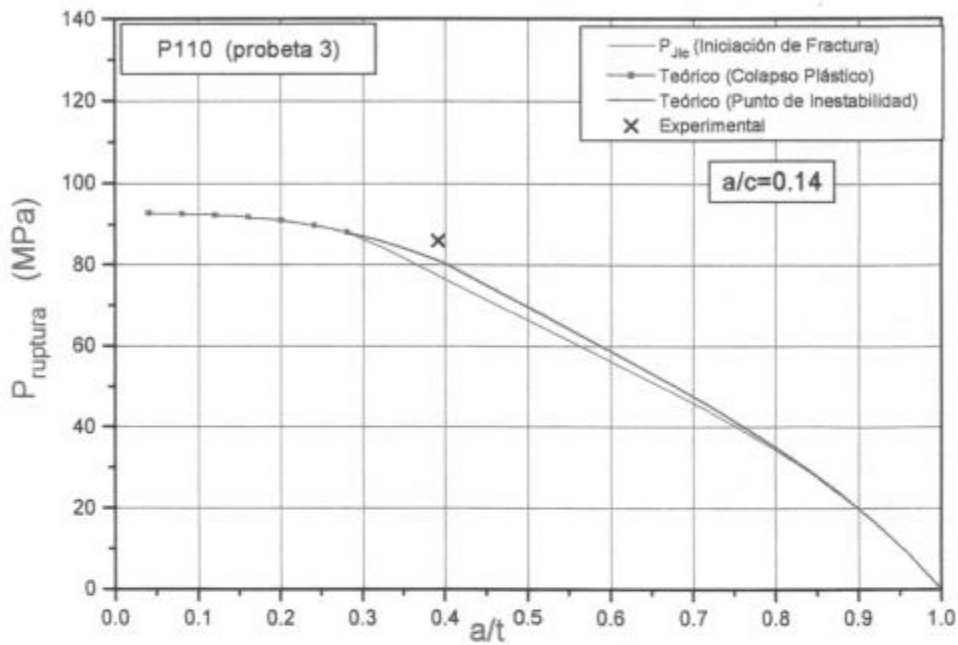


Figura 6-34: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 3 - P110

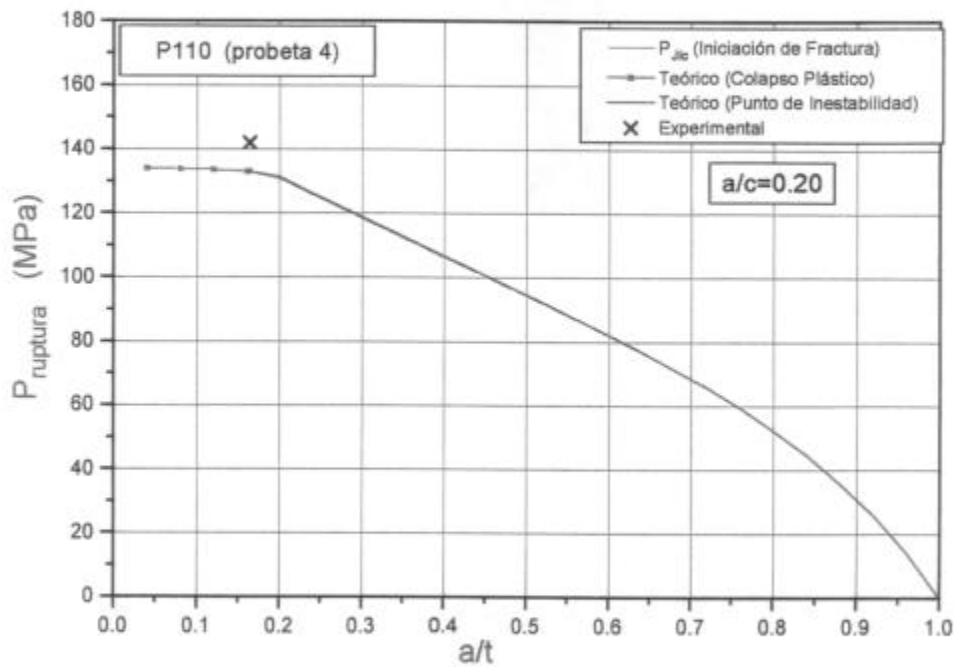


Figura 6-35: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 4 - P110

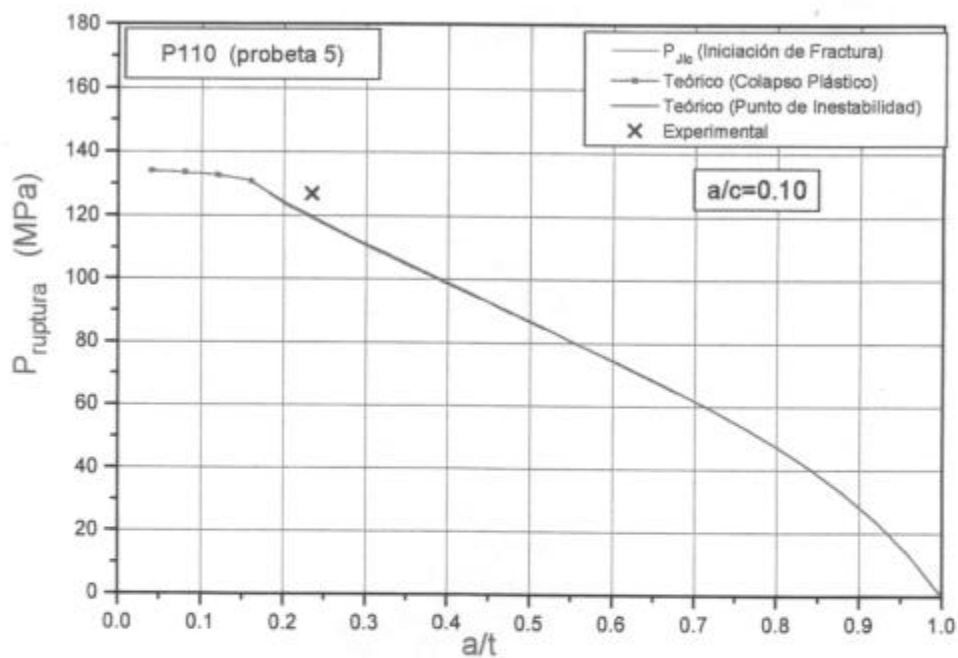


Figura 6-36: Comparación entre el valor experimental y el teórico de $P_{ruptura}$ probeta 5 - P110

6.5 Análisis de Confiabilidad Estructural en Tubos 22"x7 mm

El motivo de este trabajo fue analizar las condiciones de operación de tubos 22"x7mm sometidos a presión interna, considerando la existencia de defectos superficiales. El análisis fue realizado para GAS NATURAL BAN S. A. [59].

En este trabajo no se realizaron ensayos de ruptura de tubos a plena escala, solamente se realizaron ensayos de caracterización del material. Utilizando los resultados de estos ensayos y las propiedades geométricas del tubo y del defecto, se aplicó luego el modelo teórico en el análisis de los defectos críticos para el comienzo de crecimiento estable a una presión determinada, que en este caso fue la presión de trabajo (25 Kg/cm²).

6.5.1 Desarrollo Experimental

Se realizaron ensayos de caracterización del material sobre tres zonas del tubo 22"x7mm, siendo éstas: zona del cuerpo, zona afectada por el calor (ZAC) y zona de soldadura. Las propiedades mecánicas y fractomecánicas se presentan en la tabla 6-14.

Zona	$\sigma_{Fluencia}$ (MPa)	σ_{Rotura} (MPa)	E (MPa)	J_{Ic} ó J_c (KJ/m ²)	Charpy [10x10] (Joules)
Cuerpo	385	520	203297	63.9	41.0
ZAC	339	492	191239	74.3	36.9
Soldadura	375	545	203154	122.5	46.5

Zona	n (exponente de Ramberg-Osgood)	α (coeficiente de Ramberg-Osgood)
Cuerpo	6.54	4.28
ZAC	5.51	3.92
Soldadura	6.69	2.84

Tabla 6-14: Propiedades mecánicas y fractomecánicas de las tres zonas estudiadas del tubo 22"x7mm

6.5.2 Desarrollo Teórico

El trabajo teórico se realizó también en las tres zonas del tubo. Para cada zona correspondiente se consideraron tres geometrías de defectos superficiales diferentes que son: $a/c = 0.2$, $a/c = 1$ y $a/c = 1.6$.

El modelo utilizado determina el comienzo de crecimiento estable e inestable de fisura mediante la aplicación de conceptos de mecánica de fractura, incluyendo expresiones que definen: I) la fractoténacidad del material (J_R), II) la fuerza impulsora de propagación radial de fisura ($J_{aplicado}$) y III) colapso plástico del tubo (ver Cap. 5).

Las presiones teóricas dadas por el modelo para estos casos, considerando un determinado defecto son:

- $P_{J_{Ic}}$: Presión a la cual, se produce inicio del crecimiento estable de fisura.
Ocurre cuando: ($J_{aplicado}$) = Resistencia inicial a fractura del material (J_{Ic})
- $P_{ruptura}$ (Colapso plástico): Presión a la cual, se supera la resistencia estructural del material (ruptura).

Se utilizó como tensión de flujo plástico: $\sigma_{flujo} = \frac{\sigma_u + \sigma_{ys}}{2}$

6.5.3 Resultados

Los resultados teóricos del modelo se presentan en las figuras 6-37 a 6-39 para la zona del cuerpo, figuras 6-40 a 6-42 para la zona afectada por el calor y figuras 6-43 a 6-45 para la zona de la soldadura.

De estas curvas se observan, que para la presión de trabajo correspondiente se obtienen, en las tres zonas del tubo defectos máximos tolerables mayores que el 90% del espesor del tubo. Debe tenerse en cuenta que estos valores son obtenidos por el modelo teórico, extrapolando los valores obtenidos de un manual del EPRI [12] que son dados hasta $a/t = 75\%$ (a profundidad de la fisura, t espesor del tubo). Puede concluirse, entonces que para que esté comprometida la seguridad estructural con la carga usada como referencia, los defectos deben ser extremadamente profundos.

Analizando las propiedades mecánicas del tubo se concluye que la zona zac es la menos resistente de las tres zonas. Cabe mencionar que la zona de la soldadura si bien tiene propiedades mayores a la zac, éstas son más variables localmente.

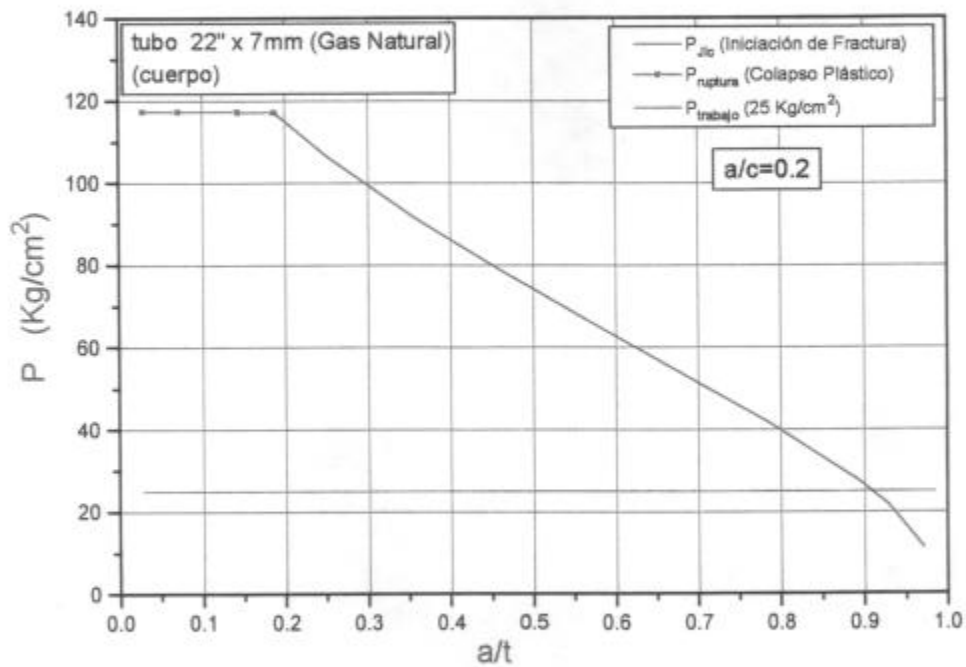


Figura 6-37: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t , zona cuerpo ($a/c = 0.2$)
tubo 22"x7mm

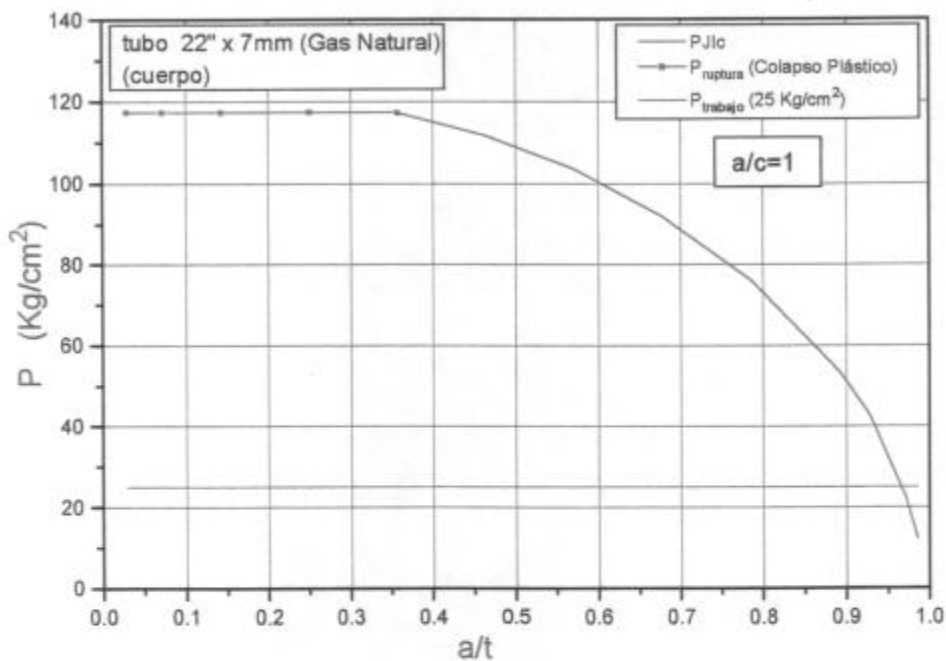


Figura 6-38: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t , zona cuerpo ($a/c = 1.0$)
tubo 22"x7mm

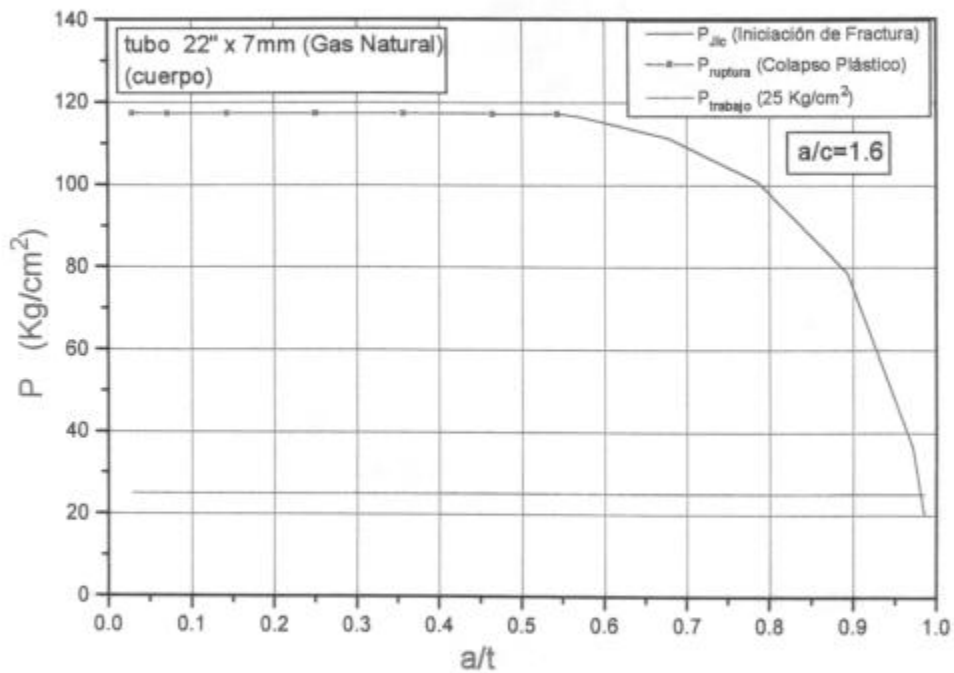


Figura 6-39: Curva P_{ruptura} vs a/t , zona cuerpo ($a/c = 1.6$) tubo 22"x7mm

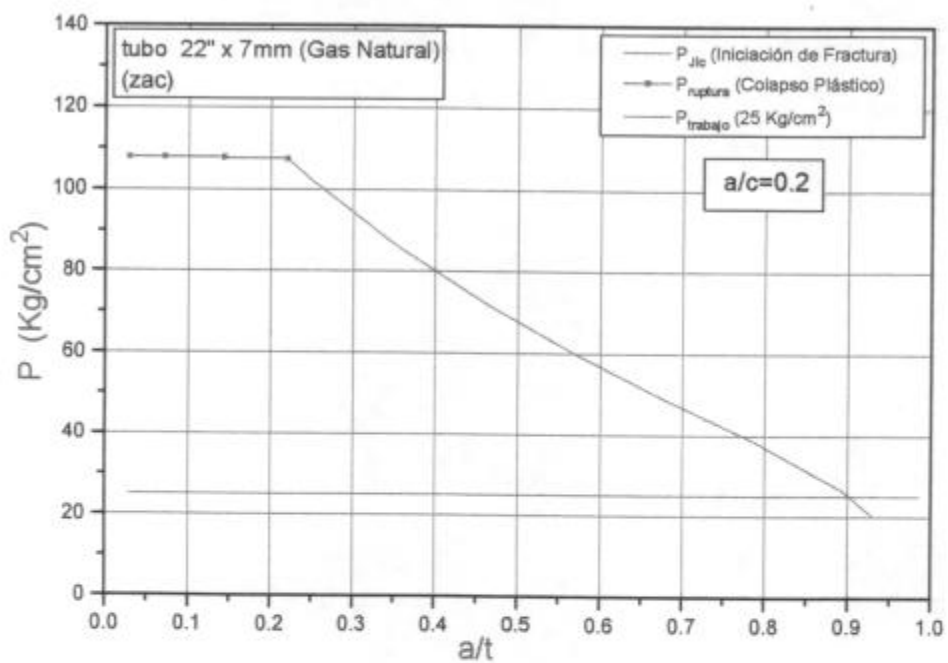


Figura 6-40: Curva P_{ruptura} vs a/t , zona zac ($a/c = 0.2$) tubo 22"x7mm

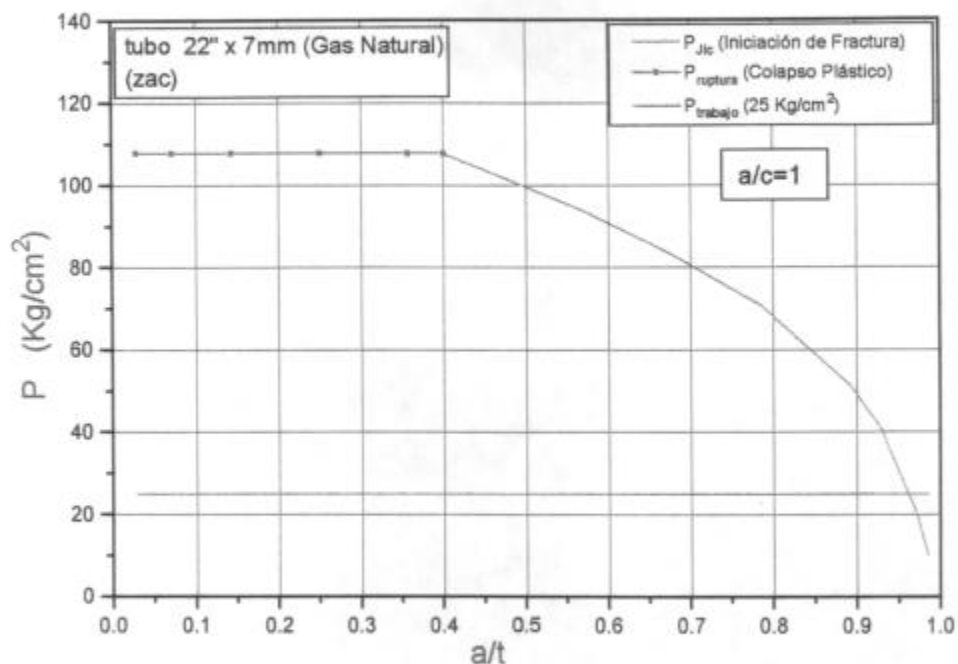


Figura 6-41: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t defecto , zona zac ($a/c = 1.0$)
tubo 22"x7mm

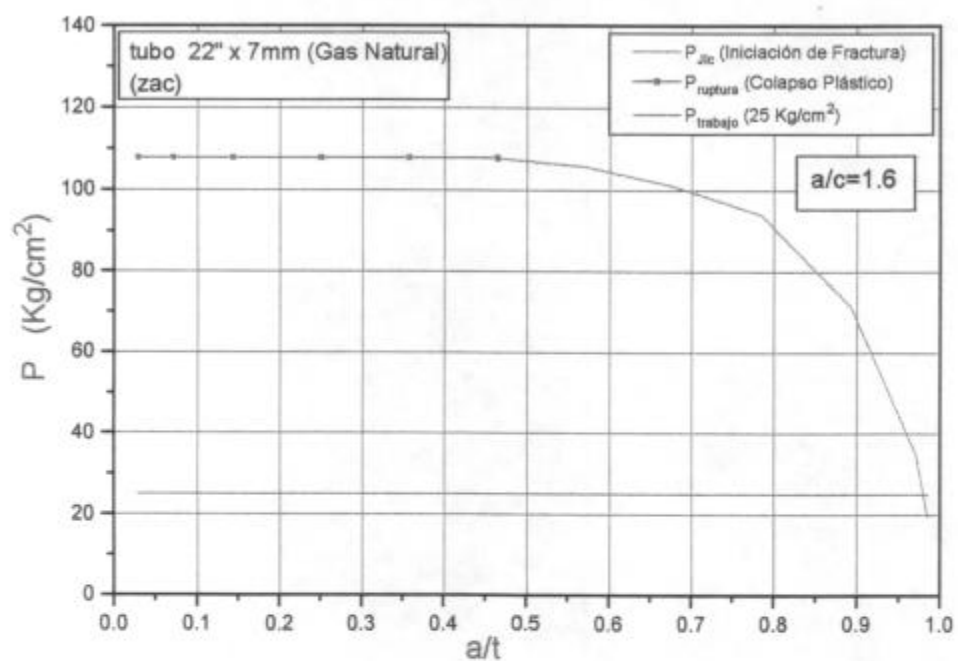


Figura 6-42: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t , zona zac ($a/c = 1.6$)
tubo 22"x7mm

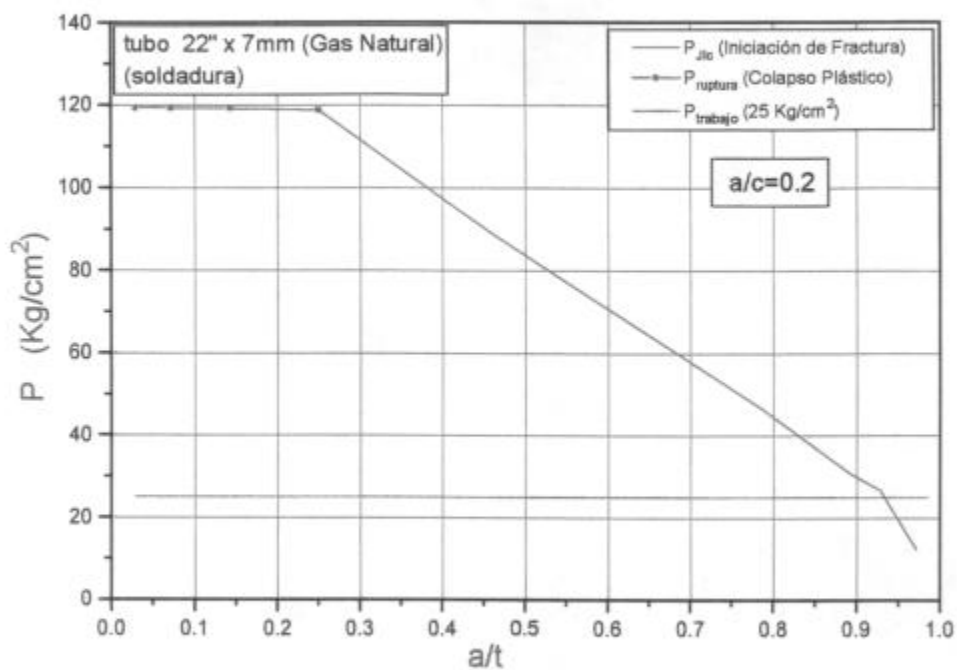


Figura 6-43: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t , zona soldadura ($a/c = 0.2$) tubo 22"x7mm

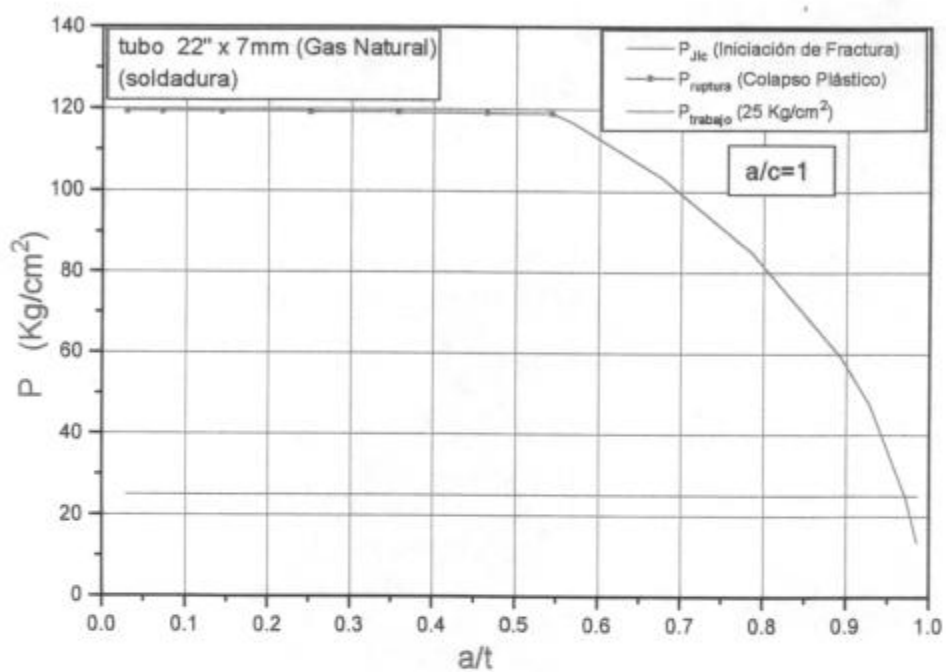


Figura 6-44: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t , zona soldadura ($a/c = 1.0$) tubo 22"x7mm

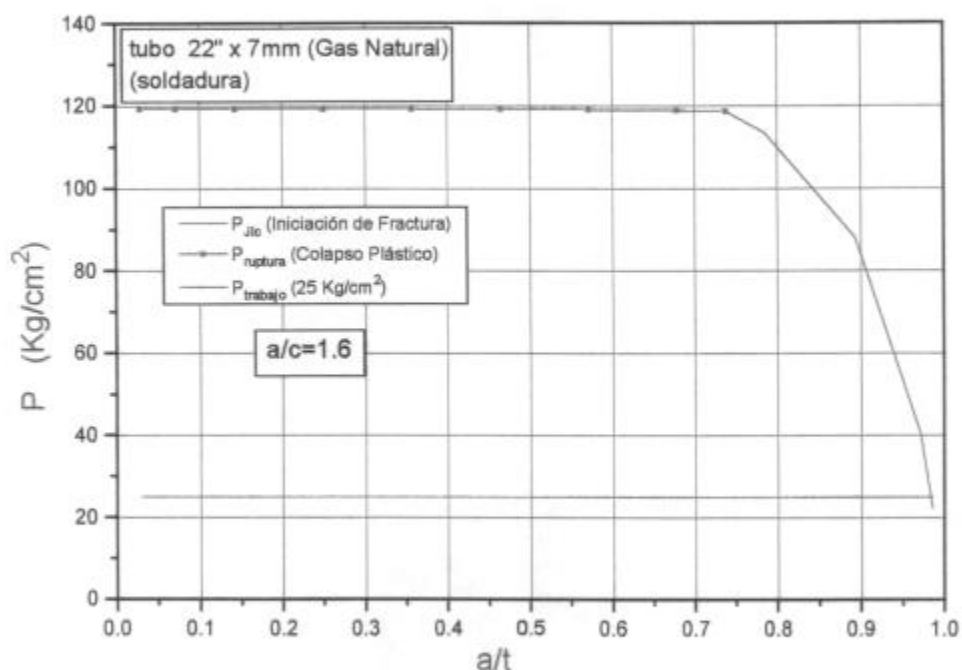


Figura 6-45: Curva $P_{ruptura}$ vs a/t , zona soldadura ($a/c = 1.6$) tubo 22"x7mm

6.6 Resumen y Conclusiones

Resumen

Los objetivos del presente capítulo eran:

- 1) Determinar los valores experimentales de las presiones de ruptura para distintos tubos y geometrías de defectos.
- 2) Evaluar la validez del modelo a través de la determinación de los valores teóricos de presiones de ruptura y su posterior comparación con los valores experimentales.

Con esta finalidad se realizaron ensayos de ruptura a plena escala a temperatura ambiente (20°C) en probetas con defectos superficiales, de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm de un acero de baja aleación y alta resistencia, grado X65, Q&T, acorde a la especificación API 5L.

Los valores de presión de ruptura fueron comparados con los obtenidos mediante el modelo teórico a los efectos de evaluar la validez del modelo. Con el mismo fin se compararon resultados experimentales de ensayos realizados

anteriormente al presente trabajo con los obtenidos por el modelo para estos tubos. Estos ensayos fueron realizados en tubos: 7"x9.19 mm, 7"x10.36 mm, 5 1/2"x9.17 mm y 5 1/2"x7.72 mm grado N80; 7"x9.19 mm, 4 1/2"x8.56 mm grado P110.

Los defectos en los tubos grado X65, presentaban una profundidad desde 10% a 55% del espesor de pared, con relaciones de profundidad / largo (a/c) entre 0.12 y 0.32. En los tubos grado N80 y P110 la profundidad estuvo comprendida entre 15% y 75% del espesor de pared, con relaciones de a/c entre 0.10 y 0.44.

Como aplicación del modelo teórico en tubos 22"x7 mm, se realizó un análisis del tamaño de defecto crítico para el comienzo de crecimiento estable de fisura a la presión de trabajo del tubo (25 Kg/cm²). En el análisis se utilizaron propiedades del material obtenidas a partir de ensayos de caracterización del material y las geometrías del tubo y del defecto.

Se estudiaron tres zonas del material: cuerpo, soldadura y zona afectada por el calor (ZAC) y tres geometrías de defectos: a/c = 0.2 , a/c = 1 y a/c = 1.6.

Conclusiones

I) De los Ensayos

Probetas grado X65

- 1) Las probetas 3 y 4 presentaron pérdida (*leak before break*), esto es debido a que el tubo lleva relleno metálico por consiguiente menos volumen de fluido, produciéndose la despresurización con mayor rapidez. El resto de las probetas presentó propagación axial.
- 2) En la probeta 1, la fractura no se produjo en la zona del defecto (figs. 6-7 y 6-8), esto sucede por: la gran plasticidad presente en el tubo, el alto valor de J_{Ic} y la variación estadística de las propiedades mecánicas y geométricas del tubo.
- 3) Las superficies de fractura tanto de la zona del ligamento como de la zona de propagación axial, analizadas a través de microscopía electrónica de barrido (SEM), muestran que la fractura se produjo por el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, que es característico de fractura dúctil.
- 4) El comportamiento de la fractura en las probetas 1 y 2, que presentaban defectos poco profundos ($a/t < 0.25$), obedece a un mecanismo de ruptura por colapso plástico.

II) De la Comparación entre Resultados Experimentales y Teóricos

Probetas grado X65

- La diferencia entre los valores experimentales y los predichos por la teoría en los tubos X65, varía entre 3% y 17%.

Probetas grado N80 y P110

- En las probetas 3 y 4 de los tubos N80, los valores teóricos de las presiones de ruptura están muy por debajo de los valores experimentales, siendo esta diferencia $\approx 50\%$. La diferencia es debido al alto valor de la relación $a/c \approx 0.44$, puesto que el modelo contempla parcialmente el efecto de a/c , apartándose de los valores reales a medida que la relación a/c toma valores próximos a 1.
- La diferencia entre los valores experimentales y los predichos por la teoría en los tubos grado N80 (exceptuando a las probetas 3 y 4) y P110, varía entre -7% y 18%.

Se recomienda la utilización del modelo teórico como herramienta de diseño, en la determinación de presiones críticas ó defectos críticos, tomando un margen de seguridad del 10%.

III) Del Análisis de Confiabilidad Estructural en Tubos 22"x7mm

- Los resultados del estudio realizado en tubos 22"x7 mm de alta presión de gas, indican que para la presión de trabajo (25 Kg/cm^2) los defectos máximos tolerables son mayores que el 90% del espesor del tubo. Por esta razón para que esté comprometida la seguridad estructural en dicha presión, los defectos deben ser extremadamente profundos.

Apéndice Capítulo 6

Ensayos de Caracterización del Material

Se realizaron ensayos de caracterización sobre los materiales analizados, siendo estos resultados luego utilizados como datos de entrada en la aplicación del modelo teórico. Estos ensayos se realizaron en el Laboratorio de Ensayos y Pruebas Especiales del CINI (LEPE).

Los ensayos que se realizaron fueron los siguientes:

1) Ensayo de Tracción

El objetivo de este ensayo es determinar las propiedades de resistencia a la tracción del material. Estas propiedades son: la tensión de fluencia (σ_{ys}) y la tensión última (σ_u).

2) Ensayo Charpy

Este ensayo se realiza para determinar la propiedad de resistencia al impacto del material ó tenacidad (CVN).

3) Ensayo de True Stress - True Strain

La finalidad de este ensayo, es la determinación del coeficiente y exponente de Ramberg-Osgood. Estos parámetros son obtenidos a partir de la curva true stress - true strain de tracción.

La ley de Ramberg-Osgood es la siguiente

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad ; \quad \frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad [6-7]$$

Siendo: ε la deformación, ε_{pl} la deformación plástica, ε_0 la deformación a fluencia, σ la tensión, σ_0 la tensión de fluencia, α el coeficiente de Ramberg-Osgood y n el exponente de Ramberg-Osgood.

Para determinar α y n se procede a graficar σ vs ε_{pl} y $\log \sigma$ vs $\log \varepsilon_{pl}$, hallándose luego la pendiente (B) y la ordenada al origen (A) de la recta de ajuste del gráfico logarítmico (ec. 6-8 y 6-9).

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} ; \varepsilon = \ln(e + 1) ; \sigma = \frac{P}{\Omega}(e + 1) ; \varepsilon_{pl} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad [6-8]$$

$$\log(\sigma) = A + B \log(\varepsilon_{pl}) ; n = \frac{1}{B} ; \alpha = \frac{\sigma_0^n}{\varepsilon_0 10^{(An)}} \quad [6-9]$$

Donde: Δl es el incremento de longitud de la zona calibrada, l_0 la longitud inicial de la zona calibrada, P la carga aplicada, Ω la sección transversal de la probeta, E el módulo de elasticidad longitudinal, (A) la ordenada al origen y (B) la pendiente de la recta de ajuste de los puntos $(\log \sigma, \log \varepsilon_{pl})$.

4) Ensayo de Fractoténacidad

El objetivo de este ensayo es la determinación de la propiedad de resistencia a la fractura del material, siendo caracterizada dicha propiedad por el parámetro fractomecánico (J_{Ic}) ó (K_{Ic}) y la curva de resistencia del material (curva R).

Estos ensayos se realizan según Normas ASTM [48-51], de acuerdo al comportamiento frágil o dúctil del material.

En la figura 6-46 se puede observar una curva típica de obtención del J_{Ic} .

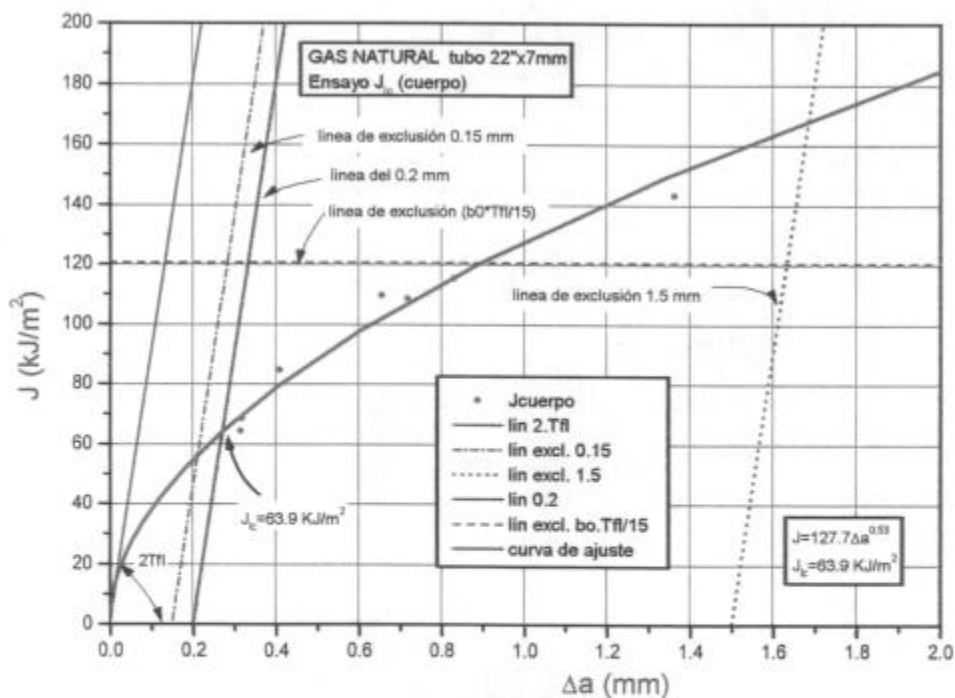


Figura 6-46: Curva típica del ensayo J_{Ic}

7 Estudio Sobre la Influencia de la Prueba Hidráulica Sobre la Posterior Seguridad Estructural

7.1 Introducción

En las fábricas productoras de tubos para la industria del petróleo y gas es de fundamental importancia garantizar la confiabilidad estructural del tubo. A tal efecto se realizan ensayos no destructivos (NDT), cuya finalidad es detectar defectos y garantizar que éstos no sean mayores que un cierto tamaño tolerable. Por otra parte se implementa una técnica que consiste en someter al tubo a una determinada presión por un cierto tiempo, conocida como "prueba hidráulica", con la finalidad de asegurar que en el caso de existir defectos, éstos no produzcan la ruptura del tubo, la cual ocurre cuando los defectos alcanzan ó superan un determinado tamaño máximo admisible denominado crítico.

Debido al requerimiento de altas presiones en la prueba hidráulica se cuestiona si ésta eventualmente no produce crecimiento estable de los defectos existentes en el tubo, en especial de los cercanos al tamaño crítico, disminuyendo la presión de ruptura del tubo e incrementando el riesgo potencial de falla en servicio. De ocurrir lo anterior no sería válido realizar NDT antes de la prueba hidráulica a fin de asegurar la confiabilidad estructural del tubo.

La prueba hidráulica consiste en: a) presurizar el tubo hasta una determinada tensión circunferencial en la pared (especificada por norma [60]), b) mantener al tubo en este nivel de presión por un cierto período de tiempo (≥ 5 seg. [60]), c) despresurizar.

7.2 Este Trabajo

El objetivo de este trabajo es determinar el efecto que produce un ciclo previo de carga (prueba hidráulica) en la presión de ruptura ($P_{ruptura}$), en tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm grado X65, que presentan determinados defectos superficiales. Para ello se realizó el siguiente estudio:

- a) Ensayos a plena escala en probetas con defectos superficiales, de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm grado X65, simulando la prueba hidráulica, a los fines de determinar el efecto de las altas presiones de ésta, sobre la performance del tubo.
- b) Ensayos de laboratorio en probetas de flexión en tres puntos (TPB), simulando distintas historias de carga similares a la prueba hidráulica, con la finalidad de estudiar el comportamiento de la carga y determinar el efecto de

las historias previas de carga sobre la carga máxima (similar a la presión de ruptura del tubo).

La metodología del análisis de los resultados experimentales, consiste en la comparación de las presiones de ruptura ó cargas máximas de pares de probetas que presentan defectos artificiales de dimensiones similares. Una de ellas es llevada directamente a la ruptura ó carga máxima, mientras que la otra antes de ser llevada a ésta condición, es sometida a un ciclo de carga simulando la prueba hidráulica.

- c) Para obtener un mejor entendimiento del comportamiento del tubo, se realizó un estudio teórico basado en mecánica de fractura elasto-plástica, comparándose luego estos resultados con los valores experimentales.

7.3 Ensayos a Plena Escala

Se realizaron en el Laboratorio de Ensayos y Pruebas Especiales del CINI (LEPE).

7.3.1 Material

El material estudiado es un acero grado X65, de bajo carbono, baja aleación y alta resistencia, con tratamiento térmico de temple y revenido, obtenido de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm. La composición química se presenta en la tabla 6-1 y las propiedades mecánicas en la tabla 6-2.

7.3.2 Probetas

Se ensayaron 4 pares de probetas tubulares de 2 m de longitud, con distintos defectos superficiales de forma semielíptica, obtenidas de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm X65 (ver Cap. 6.2). Dos pares se sometieron a carga cíclica, con la finalidad de hacer crecer por fatiga una fisura a partir de la ranura inicial (Prob. 5 a 8).

Las dimensiones de las ranuras iniciales, crecimiento por fatiga y N° de ciclos correspondientes a las probetas prefisuradas se presentan en la tabla 7-1. En la tabla 7-2 se presentan las dimensiones de las probetas ensayadas con sus respectivos defectos.

Probeta	a_{ent} Profundidad de entalla (mm)	Δa Crecimiento por fatiga (mm)	N Número de ciclos	Observaciones
5	3.40	2.60	15,500	ranura mecanizada
6	3.35	2.35	33,000	ranura mecanizada
7	5.40	2.40	6,770	ranura hecha por electroerosión
8	5.10	2.80	31,470	ranura mecanizada

Tabla 7-1: Dimensiones de entallas iniciales, crecimiento por fatiga y N° de ciclos de las probetas prefisuradas por fatiga

Probeta	Dimensiones del Tubo		Dimensiones del Defecto			
	D Diámetro exterior (mm)	t Espesor (mm)	a Prof. de fisura (mm)	c Semi-largo de fisura (mm)	a/t	a/c
1	219.37	14.83	1.5	7.5	0.10	0.20
2	219.28	14.30	1.5	7.5	0.11	0.20
3	219.20	15.00	3.5	29.0	0.23	0.12
4	219.00	14.70	3.5	29.5	0.24	0.12
5	219.70	14.50	6.0	19.5	0.41	0.31
6	219.40	14.60	5.7	18.0	0.39	0.32
7	219.12	14.35	7.8	27.5	0.54	0.28
8	218.91	15.00	7.9	27.5	0.53	0.29

Tabla 7-2: Dimensiones de las probetas con sus defectos

7.3.3 Metodología

En la realización de los ensayos, se adoptó como carga de prueba hidráulica, la utilizada por la fábrica de tubos Siderca para estos ensayos [60], siendo esta carga el 95% SMYS (Tensión de fluencia mínima especificada).

Los ensayos consistieron en la determinación y comparación de las presiones de ruptura ($P_{ruptura}$) de pares de probetas. Cada par presentaba defectos superficiales de forma y dimensiones similares. Una de ellas fue llevada directamente a la ruptura, mientras que la otra antes de ser llevada a esta condición, fue sometida a un ciclo de carga simulando la prueba hidráulica con

una presión equivalente a una tensión circunferencial en la pared del 95% SMYS (Tensión de fluencia mínima especificada).

7.3.4 Modelo Teórico

Como se vio en el Cap. 5, se modeló el comienzo de crecimiento estable e inestable mediante la aplicación de conceptos de mecánica de fractura, incluyendo expresiones que definen: I) la fractoténacidad del material (J_R), II) la fuerza impulsora de propagación radial de fisura (J_{aplicado}) y III) colapso plástico del tubo. El modelo no contempla historias previas de carga sobre el tubo, ni altas velocidades de carga.

Las presiones teóricas dadas por el modelo para un determinado defecto son:

- $P_{J_{Ic}}$: Presión a la cual, se produce inicio de crecimiento estable de fisura.

Ocurre cuando: (J_{aplicado}) = Resistencia inicial a fractura del material (J_{Ic})

- Punto de Inestabilidad: Presión a la cual, se produce propagación inestable de fisura (ruptura).

Sucede cuando: (J_{aplicado}) = (J_R) y $\frac{dJ_{\text{aplicado}}}{d\Delta a} = \frac{dJ_R}{d\Delta a}$

- Colapso plástico: Presión a la cual, se supera la resistencia estructural del material (ruptura). Se utilizó como tensión de flujo plástico:

$$\sigma_{\text{flujo}} = \sigma_u = \text{Tensión última}$$

7.4 Resultados de Ensayos a Plena Escala

Los resultados de los ensayos se presentan en la tabla 7-3 y figura 7-1. Estos muestran que los valores experimentales de la presión de ruptura para cada par de probetas ensayadas, no difieren en gran medida. Atribuyéndose la pequeña diferencia ($\approx 2\%$) a variaciones estadísticas del material.

Probetas	a/t	$P_{ruptura}$ (Experimental) Sin Previa Prueba Hidráulica MPa [psi]	$P_{ruptura}$ (Experimental) Con Previa Prueba Hidráulica MPa [psi]
1er Par	0.10	91.03 [13,200] Probeta 1	92.07 [13,350] Probeta 2
2do Par	0.23	85.72 [12,430] Probeta 3	84.76 [12,290] Probeta 4
3er Par	0.39	86.75 [12,290] Probeta 5	88.62 [12,290] Probeta 6
4to Par	0.53	82.34 [11,940] Probeta 7	82.27 [11,930] Probeta 8

Tabla 7-3: Resultados experimentales de las presiones de ruptura

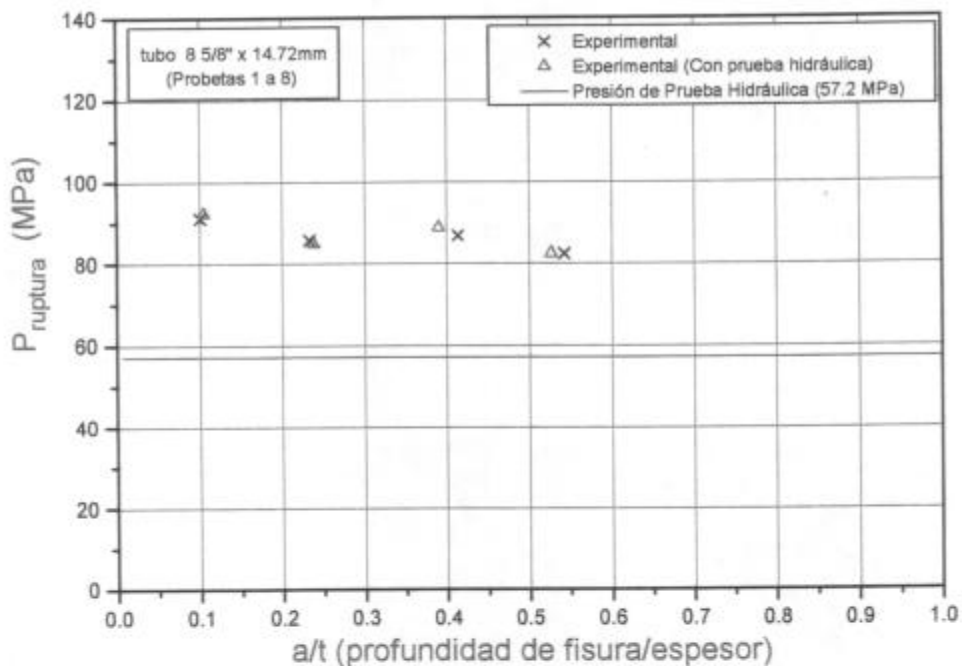


Figura 7-1: Valores experimentales de Presión de ruptura vs. a/t

7.5 Ensayos a Pequeña Escala

Se realizaron en el Instituto de Investigaciones Científicas y Técnicas de las Fuerzas Armadas (CITEFA).

7.5.1 Material

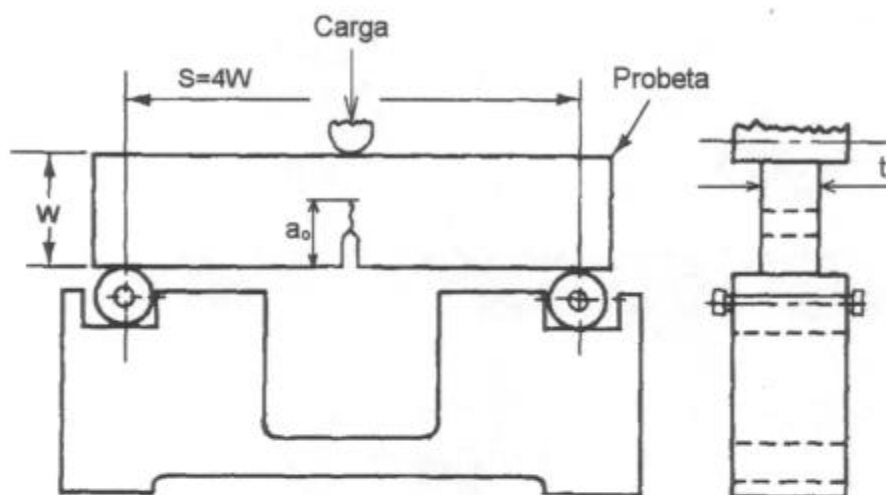
El material estudiado es un acero grado X65, de bajo carbono, baja aleación y alta resistencia, con tratamiento térmico de temple y revenido, obtenido de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm. La composición química se presenta en la tabla 6-1 y las propiedades mecánicas en la tabla 6-2.

7.5.2 Probetas

Las probetas utilizadas fueron probetas de flexión en tres puntos (TPB), obtenidas del tubo 8 5/8" x 14.72 mm X65 (orientación CL), ver figs. 7-2 y 7-3.

Sobre las probetas que inicialmente presentaban una ranura, se hizo crecer una fisura mediante un proceso controlado de fatiga hasta las condiciones preestablecidas para el tamaño de fisura inicial (a_0) [50]. La frecuencia de ciclado fue de 25 Hz.

Las dimensiones de las probetas con sus respectivos defectos se presentan en la tabla 7-4.



W = ancho ; S = longitud entre apoyos ; t = espesor ; a_0 = longitud del defecto

Figura 7-2: Forma y condición de carga de la probeta TPB

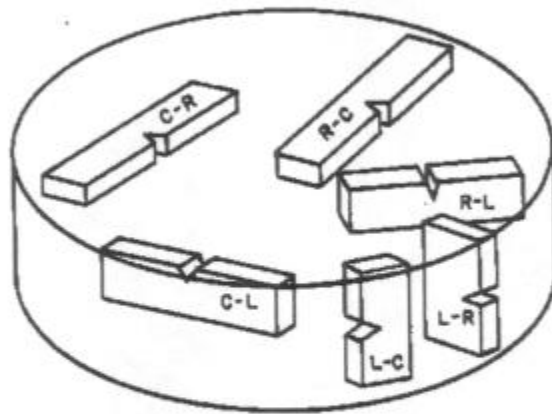


Figura 7-3: Orientación de la probeta TPB en el tubo (CL)

Probeta	t Espesor (mm)	W ancho (mm)	a ₀ Longitud del defecto (mm)	a ₀ /W
1	7.92	16.08	4.80	0.30
2	7.95	15.98	4.50	0.28
3	8.02	15.98	6.40	0.40
4	7.98	15.96	6.50	0.41
5	7.96	16.00	7.85	0.49
6	7.97	16.00	8.10	0.51
7	7.96	15.97	8.00	0.50

Tabla 7-4: Dimensiones de las probetas con sus defectos

7.5.3 Metodología

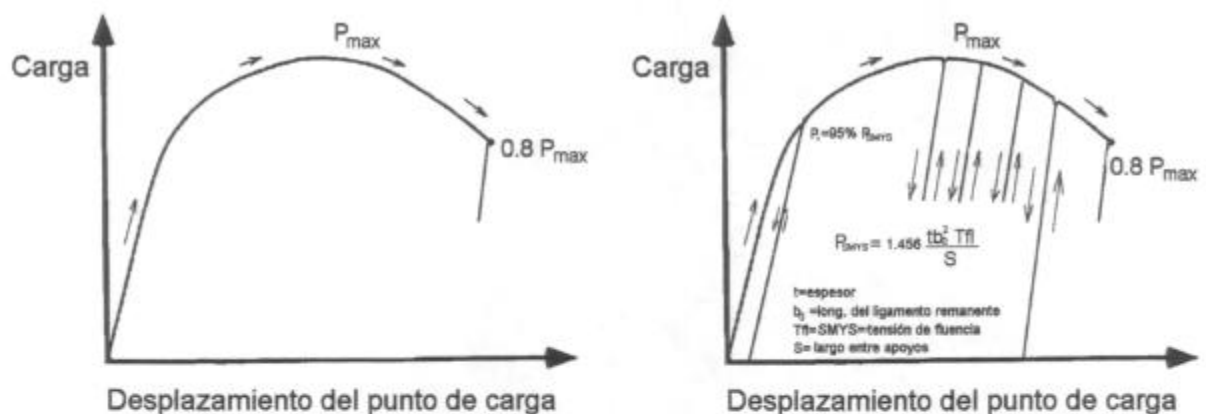
Los ensayos se realizaron sometiendo a las probetas a distintas historias de carga, controlando el desplazamiento del punto de carga, con una velocidad de 5×10^{-3} mm/seg.

Las mediciones registradas durante el ensayo fueron la carga (P) y el desplazamiento del punto de carga (δ).

Se realizaron tres tipos de historias de carga, en probetas con defectos de dimensiones similares, éstas son:

- Probeta sometida a un proceso de carga, sin descargas en el trayecto hasta superar el P_{max} (fig.7-4a).
- Probeta sometida a un proceso de carga, con una descarga al alcanzar una tensión en el ligamento del 95% SMYS antes de P_{max} y 4 descargas luego de P_{max} (fig.7-4b).
- Probeta sometida a un proceso de carga, con 3 descargas antes de P_{max} y 4 descargas luego de P_{max} (fig.7-4c).

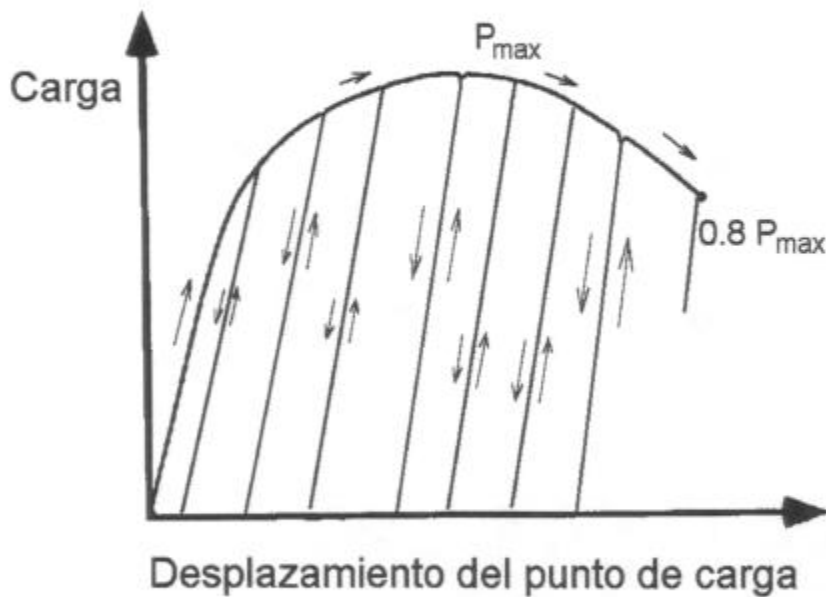
El análisis de datos experimentales consistió, en la comparación de las respuestas de carga para distintas historias de carga sobre probetas de dimensiones similares, con la finalidad de determinar si hubo diferencias en dichas respuestas.



a) Probeta sin descargas

b) Probeta con una descarga en 95% P_{SMYS} antes de P_{max} y 4 descargas luego de P_{max}

Figura 7-4: Forma de las curvas carga (P) vs. desplazamiento del punto de carga (δ)



c) Probeta con 3 descargas antes de P_{max}
y 4 descargas luego de P_{max}

Figura 7-4: Forma de las curvas carga (P) vs. desplazamiento del punto de carga (δ)

7.6 Resultados de Ensayos a Pequeña Escala

Los valores de carga máxima (P_{max}) y los diagramas de carga de las probetas ensayadas, se presentan en la tabla 7-5 y las figuras 7-5 a 7-7 respectivamente. En la figura 7-8 se presenta el diagrama de P_{max} vs. longitud de defecto inicial / ancho (a_0 / W).

Observando las curvas de carga y los valores de P_{max} , se concluye que las historias previas de carga no afectan el camino original de carga, ni los valores de carga máxima (P_{max}). Al producirse una descarga sólo se interrumpe el camino original de carga, retomándose luego dicho camino al ser cargada nuevamente la probeta.

Probeta	a_0/W	P_{max} (Kg)	Observaciones
1	0.30	1325	
2	0.28	1400	Con una descarga en 95% P_{SMYS}
3	0.40	955	
4	0.41	936	Con 3 descargas antes de P_{max}
5	0.49	720	
6	0.51	672	Con una descarga en 95% P_{SMYS}
7	0.50	710	Con 3 descargas antes de P_{max}

Tabla 7-5: Valores experimentales de carga máxima (P_{max})

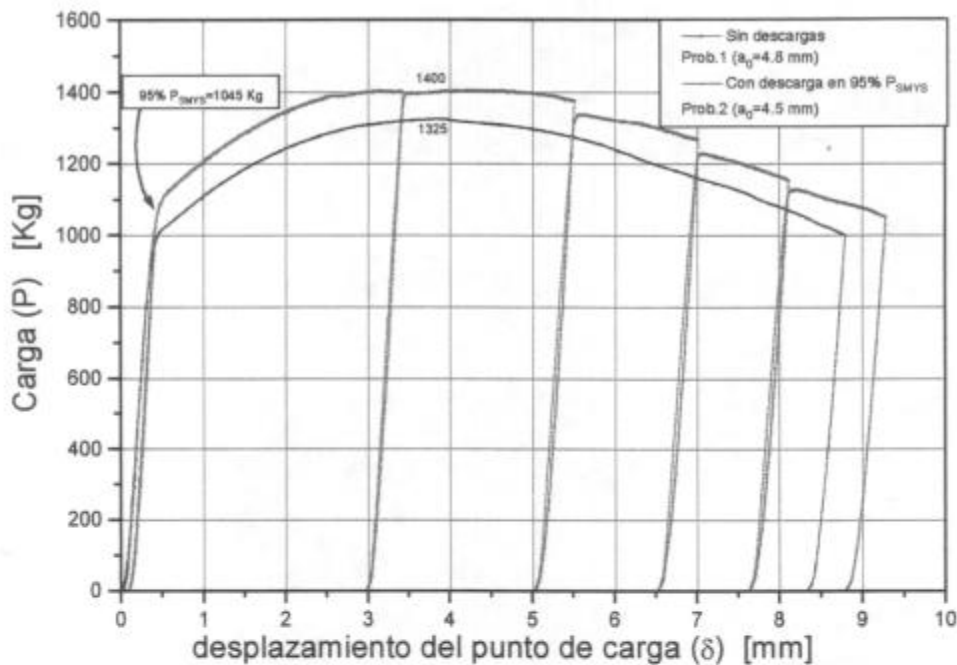


Figura 7-5: Curva de carga (P) vs. desplazamiento del punto de carga (δ)
 $a/w \cong 0.3$ (Probetas 1 y 2)

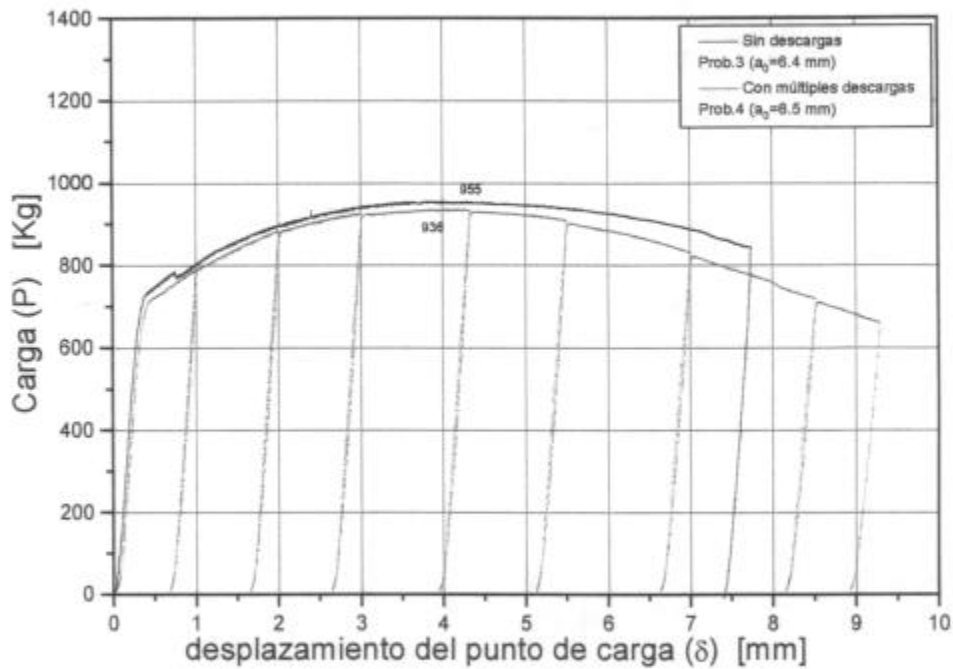


Figura 7-6: Curva de carga (P) vs. desplazamiento del punto de carga (δ)
 $a/w \cong 0.4$ (Probetas 3 y 4)

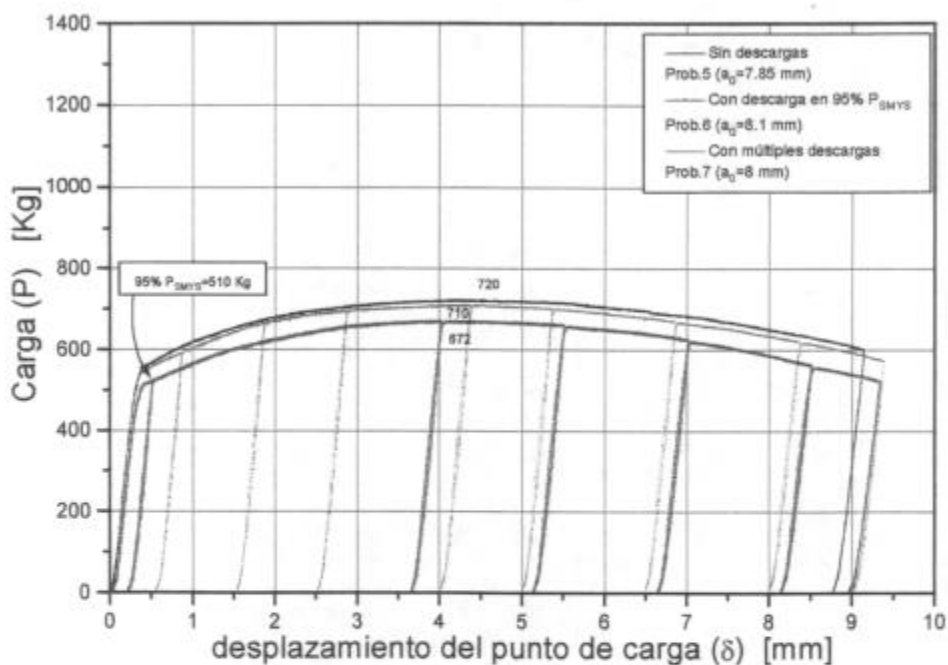


Figura 7-7: Curva de carga (P) vs. desplazamiento del punto de carga (δ)
 $a/w \cong 0.5$ (Probetas 5, 6 y 7)

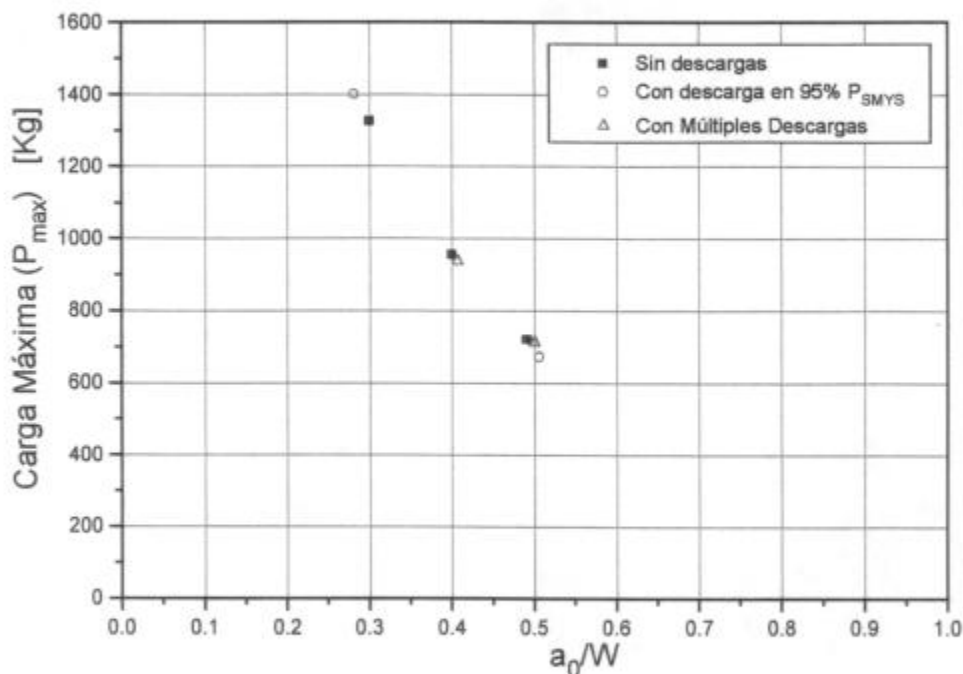


Figura 7-8: Carga máxima (P_{max}) vs. longitud de defecto inicial / ancho (a_0/W)

7.7 Comparación entre Resultados de Ensayos a Plena Escala y Resultados Teóricos

Los resultados experimentales comparados con los predichos por la teoría se presentan en la tabla 7-6 y figs. 7-9 a 7-13. Cabe mencionar que el modelo teórico no contempla historias previas de carga.

Probetas		$P_{ruptura}$ (Experimental) MPa [psi]	$P_{ruptura}$ (teórico) MPa [psi]	Observaciones
1er Par	1	91.03 [13,200]	85.7 [12,427]	
	2	92.07 [13,350]	82.5 [11,963]	Con previa prueba hidráulica
2do Par	3	85.72 [12,430]	82.9 [12,021]	
	4	84.76 [12,290]	80.9 [11,731]	Con previa prueba hidráulica
3er Par	5	86.75 [12,290]	78.9 [11,441]	
	6	88.62 [12,290]	80.6 [11,687]	Con previa prueba hidráulica
4to Par	7	82.34 [11,940]	70.7 [10,252]	
	8	82.27 [11,930]	74.7 [12,180]	Con previa prueba hidráulica

Tabla 7-6: Resultados experimentales y valores teóricos de presiones de ruptura

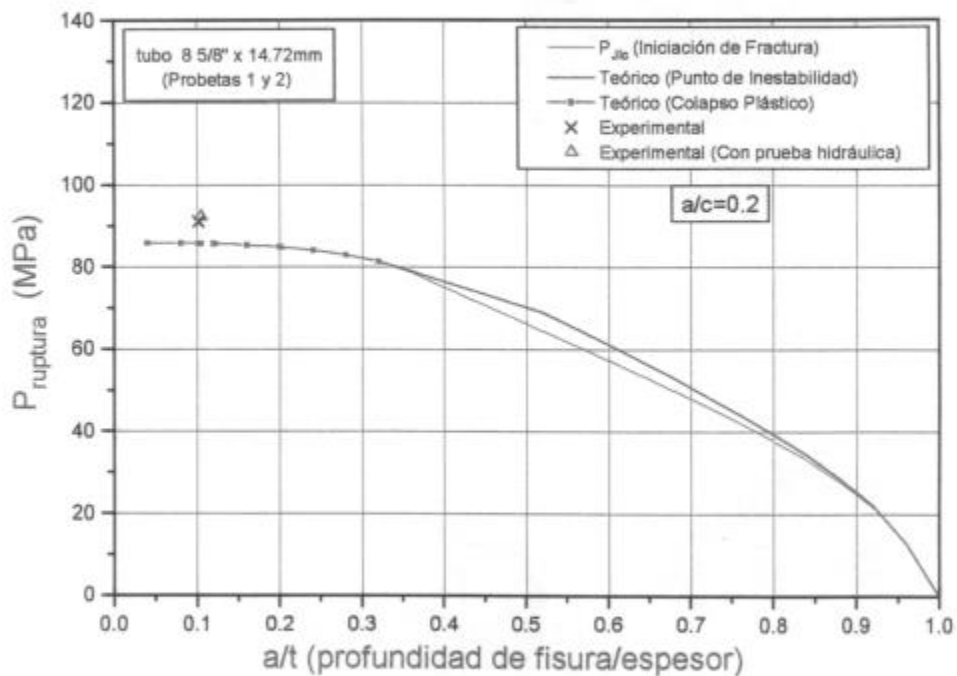


Figura 7-9: Valores experimentales y teóricos de Presión de ruptura vs. a/t (Probetas 1 y 2)

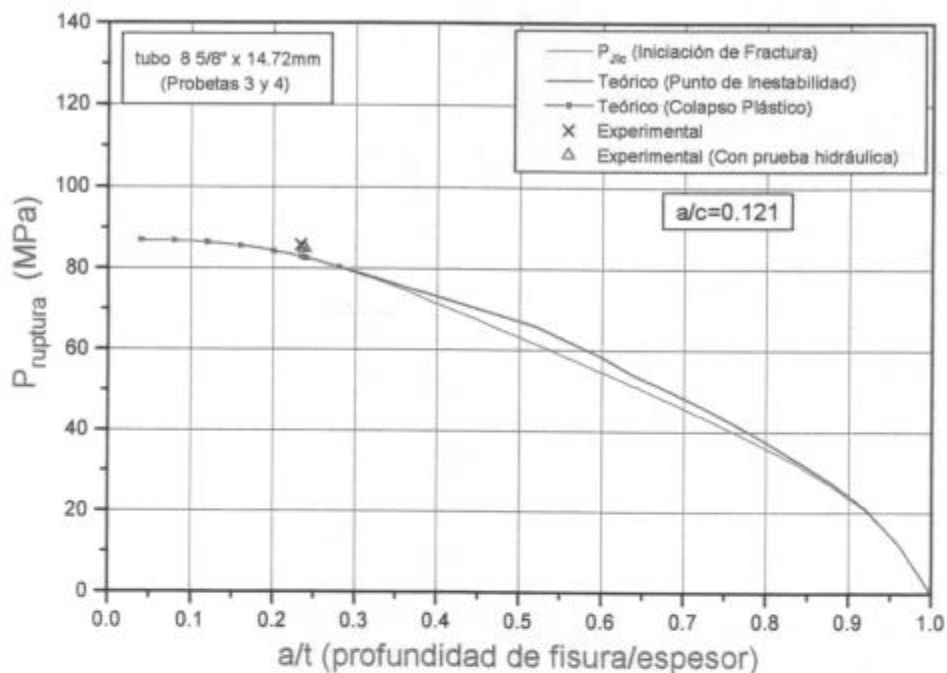


Figura 7-10: Valores experimentales y teóricos de Presión de ruptura vs. a/t (Probetas 3 y 4)

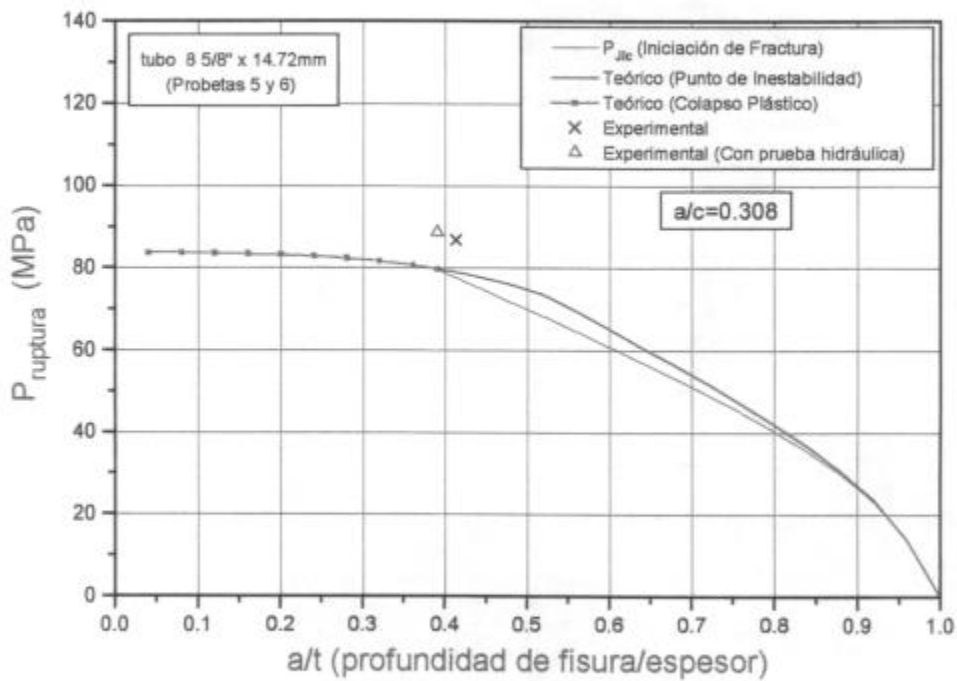


Figura 7-11: Valores experimentales y teóricos de Presión de ruptura vs. a/t (Probetas 5 y 6)

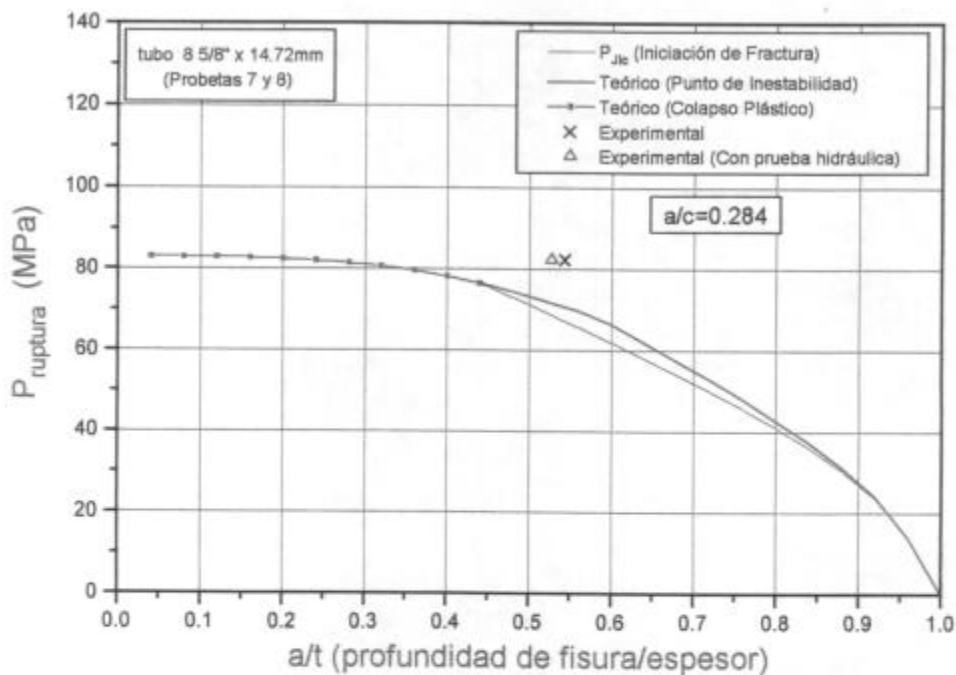


Figura 7-12: Valores experimentales y teóricos de Presión de ruptura vs. a/t (Probetas 7 y 8)

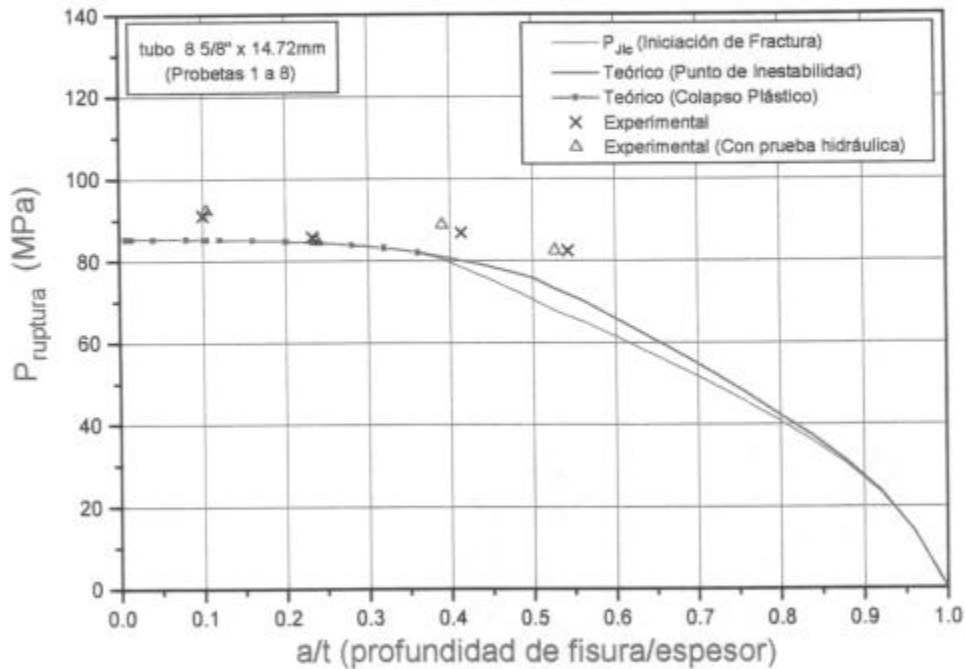


Figura 7-13: Valores experimentales y teóricos de Presión de ruptura vs. a/t (Probetas 1 a 8)

7.8 Conclusiones

- En tubos de conducción 8 5/8"x14.72 mm X65 que presentan defectos preexistentes hasta $a/t = 0.55$ (55% del espesor), la presión de ruptura ($P_{ruptura}$) no varía por efecto de una carga previa (prueba hidráulica).
- Los resultados experimentales de las presiones de ruptura están por encima de los valores teóricos, siendo recomendable el uso de los últimos como herramienta de diseño.
- Los ensayos a pequeña escala realizados en probetas de flexión en tres puntos (TPB), de un material X65, muestran que la historia previa de carga no afecta el camino original de carga, ni la carga máxima.

8 Resumen, Conclusiones y Sugerencias

8.1 Resumen

- Se realizó un trabajo teórico-experimental sobre las condiciones de propagación radial de fisuras superficiales en tubos de conducción, con la finalidad de:
 - 1) Determinar los tamaños de defectos críticos de comienzo de crecimiento de fisura estable e inestable (ruptura), para una determinada presión.
 - 2) Determinar las presiones correspondientes al inicio de crecimiento de fisura estable e inestable (ruptura), para determinadas dimensiones y geometría del defecto.
 - 3) Caracterizar el comportamiento del tubo.
 - 4) Conocer las variables que gobiernan el proceso de crecimiento de la fisura.
- Se desarrolló un modelo teórico con el fin de determinar los puntos arriba mencionados para el caso específico de tubos elaborados con materiales metálicos que tienen un comportamiento del tipo Ramberg-Osgood y presentan fisuras superficiales no pasantes de forma semielíptica. El modelo se fundamenta en conceptos de la mecánica de fractura elasto-plástica y ruptura por colapso plástico, esta última considera sólo conceptos de resistencia de materiales y expresiones experimentales.

Los valores de entrada del modelo son: a) propiedades mecánicas del material, b) dimensiones del tubo y c) dimensiones del defecto ó presión actuante.

- Se realizaron ensayos de ruptura a plena escala a temperatura ambiente (20°C) en probetas con defectos superficiales, de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm de un acero de baja aleación y alta resistencia, grado X65, Q&T, acorde a la especificación API 5L. Los defectos presentaban una profundidad desde 10% a 55% del espesor de pared, con relaciones de profundidad / largo (a/c) entre 0.12 y 0.32.
- Los valores de presión de ruptura fueron comparados con los obtenidos mediante el modelo teórico a fin de evaluar la validez del modelo.
- Con la misma finalidad del punto anterior se compararon resultados experimentales de ensayos realizados anteriormente al presente trabajo con los obtenidos por el modelo para estos tubos. Estos ensayos fueron realizados en tubos: 7"x9.19 mm, 7"x10.36 mm, 5 1/2"x9.17 mm y 5 1/2"x7.72 mm grado N80; 7"x9.19 mm, 4 1/2"x8.56 mm grado P110. La profundidad de

los defectos estuvo comprendida entre 15% y 75% del espesor de pared, con relaciones de a/c entre 0.10 y 0.44.

- Como aplicación del modelo teórico en tubos 22"x7 mm de alta presión de gas, se realizó un análisis del tamaño de defecto crítico para el comienzo de crecimiento estable de fisura a la presión de trabajo del tubo (25 Kg/cm²). En el análisis se utilizaron propiedades del material obtenidas a partir de ensayos de caracterización del material y las geometrías del tubo y del defecto.

Se analizaron tres zonas del material: cuerpo, soldadura y zona afectada por el calor (ZAC) y tres geometrías de defectos: a/c = 0.2 , a/c = 1 y a/c = 1.6.

- Se realizó un estudio experimental sobre el efecto de la prueba hidráulica en la presión de ruptura ($P_{ruptura}$), en tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm grado X65, desarrollándose los siguientes ensayos:
 - 1) Ensayos a plena escala en probetas con defectos superficiales, de tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm grado X65, simulando la prueba hidráulica.
 - 2) Ensayos de laboratorio en probetas de flexión en tres puntos (TPB), simulando distintas historias de carga similares a la prueba hidráulica.

La metodología del análisis de los resultados experimentales, consistió en la comparación de las presiones de ruptura ó cargas máximas de pares de probetas que presentaban defectos artificiales de dimensiones similares. Una de ellas fue llevada directamente a la ruptura ó carga máxima, mientras que la otra antes de ser llevada a esta condición, se sometió a un ciclo de carga simulando la prueba hidráulica.

8.2 Discusión y Conclusiones

1) Del Modelo

- El modelo desarrollado presenta ciertas limitaciones, siendo aconsejable su utilización en tubos cuando:

1) La relación $t/R_i < 0.25$.

2) Los defectos tienen las siguientes geometrías y dimensiones:

$$0 < a / c \leq 1 ; c / b < 0.5 ; 0.125 \leq a / t < 0.75$$

(a = profundidad de fisura ; c = semilargo de fisura ; b = semilargo del tubo ; t = espesor)

3) El material es metálico y tiene un comportamiento del tipo Ramberg-Osgood.

- La parte plástica de la fuerza impulsora (J_{pl}) es función de un parámetro h_1 que no contempla el efecto del largo de la fisura $2c$ ($a/c \cong 0$), por esta razón cuando la relación a/c toma valores que no son pequeños y están próximos a 1, el largo de la fisura influye en la función h_1 , por consiguiente no es aconsejable aplicar el modelo para estas situaciones.

II) De los Ensayos

Probetas grado X65

- Los ensayos de ruptura a plena escala, realizados en las probetas de tubos 8 5/8" x 14.72 mm grado X65, muestran que:
 - 1) Las probetas 3 y 4 presentaron pérdida (*leak before break*), mientras que las restantes propagación axial, esto se debe a que el tubo contiene relleno metálico, por consiguiente menos volumen de fluido, produciéndose la despresurización con mayor rapidez.
 - 2) La fractura en la probeta 1 no se produjo en la zona del defecto (figs. 6-7 y 6-8), esto se atribuye a la gran plasticidad presente, el alto valor de J_{Ic} y la variación de las propiedades mecánicas y geométricas en el tubo.
 - 3) Las superficies de fractura tanto de la zona del ligamento como de la zona de propagación axial, analizadas a través de microscopía electrónica de barrido (SEM), muestran que la fractura se produjo por el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, que es característico de fractura dúctil.
 - 4) El comportamiento de la fractura en las probetas 1 y 2, que presentaban defectos poco profundos ($a/t < 0.25$), obedece a un mecanismo de ruptura por colapso plástico.

III) De la Comparación entre Resultados Experimentales y Teóricos

Probetas grado X65

- La diferencia entre los valores experimentales y los predichos por la teoría en los tubos X65, varía entre 3% y 17%.

Probetas grado N80 y P110

- En las probetas 3 y 4 de los tubos N80, los valores teóricos de las presiones de ruptura están muy por debajo de los valores experimentales, siendo esta diferencia $\approx 50\%$. La diferencia es debido al alto valor de la

relación $a/c \approx 0.44$, puesto que el modelo contempla parcialmente el efecto de a/c , apartándose de los valores reales a medida que la relación a/c toma valores próximos a 1.

- La diferencia entre los valores experimentales y los predichos por la teoría en los tubos grado N80 (exceptuando a las probetas 3 y 4) y P110, varía entre -7% y 18%.

En los materiales estudiados, se obtuvieron buenas correlaciones entre los valores experimentales y los predichos por la teoría. Por esta razón se recomienda la utilización del modelo teórico como herramienta de diseño, en la determinación de presiones críticas ó defectos críticos, tomando un margen de seguridad del 10%.

IV) Del Análisis de Confiabilidad Estructural en Tubos 22"x7mm

- Los resultados del estudio realizado en tubos 22"x7 mm de alta presión de gas, indican que para la presión de trabajo (25 Kg/cm^2) los defectos máximos tolerables son mayores que el 90% del espesor del tubo. Por esta razón para que esté comprometida la seguridad estructural en dicha presión, los defectos deben ser extremadamente profundos.

V) Del Estudio Sobre la Influencia de la Prueba Hidráulica Sobre la Posterior Seguridad Estructural

- En tubos de conducción 8 5/8" x 14.72 mm X65 que presentan defectos preexistentes hasta $a/t = 0.55$ (55% del espesor), la presión de ruptura ($P_{ruptura}$) no varía por efecto de una carga previa (prueba hidráulica).
- Los ensayos a pequeña escala realizados en probetas de flexión en tres puntos (TPB), de un material X65, muestran que la historia previa de carga no afecta el camino original de carga, ni la carga máxima.

8.3 Sugerencias

- Para mejorar el modelo teórico se aconseja desarrollar expresiones más precisas para la parte plástica de J (J_{pl}), particularmente a través de la dependencia de h_1 con a/c y su determinación para valores de a/t cercanos a 0 y a 1.
- Es conveniente realizar un programa global que relacione la ruptura (propagación radial) con la propagación axial luego de la ruptura.

9 Bibliografía

- [1]. Shank, M. E, *A Critical Review of Brittle failure in Carbon Plate Steel Structures Other than Ships*, Ship Structure Committee Report, Serial No. SSC-65, National Academy of Sciences-National Research Council, Washington, D. C., Dec. 1, 1953.
- [2]. Parker, E. R, *Brittle Behavior of Engineering Structures*, prepared for the Ship Structure Committee under the general direction of the Committee on Ship Steel -National Academy of Sciences-National Research Council, John Wiley, New York 1957.
- [3] Inglis, C. E., *Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners*. Transactions of the Institute of Naval architects, Vol. 55, pp. 219-241, 1913.
- [4] Griffith, A. A., *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*, Philosophical Transactions of the Royal Society of London, Series A, Vol. 221, pp. 163-198, 1921
- [5] Irwin, G. R., *Fracture Dynamics, Fracturing of Metals*, American society for Metals, Cleveland, pp. 147-166, 1948.
- [6] Irwin, G. R., *Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness*, Sagamore Research Conference Preceedings, Vol. 4, 1961.
- [7] Dugdale, D. S., *Yielding in Steel Sheets Containing Slits*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, pp. 100-104, 1960
- [8] Rice, J. R., *A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, pp. 379-386, 1968.
- [9] Begley, J. A. and Landes, J. D., *The J-Integral as a Fracture Criterion*, ASTM STP 514 American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 24-29, 1972.
- [10] Tada, H., Paris, P. C. and Irwin G. R., *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, Paris productions Incorporated (and Del Research Corporation), 1985.
- [11] Rooke, D. P. and Cartwright, D. J., *Compendium of Stress intensity factors*, Her Majesty's Stationery Office, London 1976.

- [12] Kumar, V., German, M. D. and Shih, C. F., *An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis*, Electric Power Research Institute (EPRI), Report NP-1931 Research Project 1237-1, Palo Alto, California, July 1981.
- [13] Burdekin, F. M. and Stone, D. E. W., *The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials*, Journal of Strain Analysis, Vol. 1, 1996, pp. 145-153.
- [14] Nakamura, T. and Parks, D. M., *Conditions of J-Dominance in Three-Dimensional Thin Cracked Plates*. Analytical, Numerical, and Experimental Aspects of Three-Dimensional Fracture Processes, ASME AMD-91, American Society of Mechanical Engineers, New York, 1988. pp. 227-238.
- [15] Hutchinson, J. W., *Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 16, pp. 13-31, 1968.
- [16] Rice, J. R. and Rosengren, G. F., *Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 16, pp. 1-12, 1968.
- [17] McMeeking, R. M., and Parks, D. M., *On Criteria for J-Dominance of Crack Tip Fields in Large-Scale Yielding*. ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 175-194, 1979.
- [18] Ernst, H. A., Paris, P. C., and Landes J. D., *Estimation on J-Integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record*, Fracture Mechanics: Thirteenth Conference, ASTM STP 743, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., pp. 476-502, 1981.
- [19] Paris, P. C., Tada, H., Zahoor, A. and Ernst, H. A., *The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic-Plastic Fracture*, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., pp. 5-36, 1979.
- [20] Paris, P. C., Tada, H., Ernst, H. A. and Zahoor, A., *Initial Experimental Investigation of Tearing Instability Theory*, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., pp. 251-265, 1979.
- [21] Wells, A. A., *Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture*, Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Vol. 1, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.

- [22] Green, G. and Knott, J. F., *On Effects of Thickness on Ductile Crack Growth in Mild Steel*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 23, pp. 167-183, 1975.
- [23] Berry, G. and Brook, R., *On the Measurement of Critical Crack-Opening-Displacement When Slow Crack Growth Precedes Rapid Fracture*, International Journal of Fracture, 11, pp. 933-938, 1975.
- [24] ASM Handbook. Vol. 12, *Fractography*, 1992.
- [25] Steverding, B. and Lehnigk, S.H., *The Propagation Law of Cleavage Fracture*, International Journal of Fracture Mechanics, Vol.6, N°3, pp.223-232. September 1970.
- [26] Tsann Lin; Evans, A. G., and Ritchie, R. O., *A Statistical Model of Brittle Fracture by Transgranular Cleavage*, Journal of the Mechanics of Physics and Solids, Vol.34, N°5, pp. 477-497, 1986.
- [27] Xu, X. X., Cai, Q. G., Su, Y. A., *Tensile Stress Criterion for Cleavage in Pre-cracked, Notched and Smooth Bars*, International Journal of Fracture, 50, pp.51-65, 1991.
- [28] Pugh, S. F., *An Introduction to Grain Boundary Fracture in Metals*, The Institute of Metals, 1991.
- [29] Argon, A. S., Im, J., Safoglu, R., *Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture*, Metallurgical Transactions, Vol.6A, pp. 825-837, 1975.
- [30] Berimin, F. M., *Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture of A 508 Steel*, Metallurgical Transactions, Vol 12A, pp. 723-731, 1981.
- [31] Brown, L. M. and Stobbs, W. M., *The Work-Hardening of Copper-Silica v. Equilibrium Plastic Relaxation by Secondary Dislocations*, Philosophical Magazine, Vol. 34, pp. 351-372, 1976.
- [32] Goods, S. H. and Brown, L. M., *The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation*, Acta Metallurgica, Vol. 27, pp. 1-15, 1979.
- [33] Rice, J. R. and Tracey, D. M., *On The Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 17, pp. 201-217, 1969.

- [34] Gurson, A. L., *Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part 1-Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 99, pp. 2-15, 1977.
- [35] Thomason, P. F., *Ductile Fracture of Metals*, Pergamon Press, Oxford, UK, 1990.
- [36] McMahan, C. R. Jr. and Cohen, M., *Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron*, Acta Metallurgica, Vol 13, pp. 591-604, 1965.
- [37] Smith, E., *The Nucleation and Growth of Cleavage Microcracks in Mild Steel*, Proceeding of the Conference on the Physical Basis of Fracture, Institute of Physics and Physics Society, pp. 36-46, 1966.
- [38] Ritchie, R. O., Knott, J. F. and Rice, J. R., *On the Relationship between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 21, pp. 395-410, 1973.
- [39] Thompson, A. W. and Bernstein, I. M., (Eds), *Effect of Hydrogen on Behavior of Materials*, TMS-AIME, Warrendale, 1976.
- [40] Newman, J. C. Jr. and Raju, I. S., *An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for The Surface Crack*. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 15, N° 1-2, pp. 185-192, 1981.
- [41] Raju, I. S. and Newman, J. C. Jr., *Stress-Intensity Factors for a Wide Range of Semi-Elliptical Surface Cracks in Finite-Thickness Plates*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 11 (4), pp. 817-829, 1979.
- [42] Rawe, R. E., *Fracture Mechanics and Safe Life Design*, Douglas Aircraft Corporation, DAC 59591.
- [43] Green, A. E. and Sneddon, I. N., *The Distribution of Stress in the Neighborhood of a Flat Elliptical Crack in an Elastic Solid*, Proc. Cambridge Phil. Soc. Vol. 46, 1950.
- [44] Newman, J. C. Jr., *Predicting Failure of Specimens With Either Surface Cracks or Corner Cracks at Holes*, NASA TN D-8244, 1976.
- [45] Chell, G. G., *Elastic-Plastic Fracture Mechanics*, CEGB Report RD/L/R 2007, Central Electricity Generating Board, U. K., Jan. 1980.

- [46] Needleman, A. and Shih, C. F., *Finite Element Method for Plane Strain Deformations of Incompressible Solids*, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, pp. 223-240, 1978.
- [47] Kumar, V., deLorenzi, H. G., Andrews, W. R., Shih, C. F., German, M. D. and Mowbray, D. F., *Estimation Techniques for the Prediction of Elastic-Plastic Fracture of Structural Components of Nuclear Systems*, 4to. Semiannual Report to EPRI, Contract N° RP1237-1, General Electric Company, Schenectady, New York, July 1, 1990 - January 31, 1981.
- [48] E 399-90 *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1991.
- [49] E 561-86 *Standard Practice for R-Curve Determination*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1986.
- [50] E 813-89^e *Standard Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1990.
- [51] E 1152-87 *Standard Test Method for Determining J-R Curves*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1987.
- [52] Murtagian, G. R. y Ernst, H. A. *Propagación Dinámica Axial de Fracturas en Tubos de Conducción*, Tesis para optar al título de Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales, Instituto de Tecnología, Universidad de General San Martín, Bs. As., Argentinay, 1997.
- [53] Faupel, J. H., *Yield and Bursting Characteristics of Heavy-Wall Cylinders*, Transactions of the ASME, vol. 78, N° 5, pp. 1031-1064, July 1956.
- [54] Kiefner J. F., Maxey, W. A., Eiber, R. J. and Duffy, A. R., *Failure Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders*, Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, American Society for Testing and Materials, 1973, pp. 461-481.
- [55] McCabe, D. E., Ernst, H. A. and Newman, J. C. Jr., *Applications of Elastic and Elastic-Plastic Fracture Mechanics Methods to Surface Flaws*, Fracture Mechanics, Twenty-Second Symposium, ASTM STP 1131, Vol. I, H. A. Ernst, A. Saxena, and D. L. McDowell, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, pp. 495-518.

- [56] Herrera, R., and Carcagno, G., *Burst Test Results of Artificially Flawed P110 and N80 Casings*, Centro de Investigación Industrial (CINI), FUDETEC, Informe Interno N° I-1.12-382/91, Bs. As., Argentina.
- [57] Herrera, R., and Carcagno, G., *On Preventing Brittle Fracture of Pipes*, Centro de Investigación Industrial (CINI), FUDETEC, Informe Interno N° I-1.12-520/92, Bs. As., Argentina.
- [58] Herrera, R., T. Perez, and Johnson, D., *Prueba Hidráulica N80 5 1/2 " Directo de Laminación con Defectos Preexistentes (Calificación Mercado Chino)*, Centro de Investigación Industrial (CINI), FUDETEC, Memorandum interno 29/08/90, Bs. As., Argentina.
- [59] Ernst, H. A., Villasante, J. A. y Johnson, D. H. *Análisis de Confiabilidad Estructural de Tubos de Alta Presión de Gas (GAS NATURAL BAN S. A.)*, Centro de Investigación Industrial (CINI), FUDETEC, Informe 1045/92, Bs. As., Argentina.
- [60] American Petroleum Institute, *Specification for Line Pipe*, API Specification 5L, Forty-first Edition, April 1, 1995.
- [61] Anderson, T. L., *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications*, CRC Press, 1995.
- [62] Kaninnen, M. F. and Popelar, C. H., *Advanced Fracture Mechanics*, Oxford University Press, 1995.
- [63] Broek, D., *Elementary engineering Fracture Mechanics*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1986.
- [64] Barsom, J. M. and Rolfe, S. T., *Fracture and Fatigue Control in Structures*, Prentice Hall, 1987.
- [65] Hertzberg, R. W., *Deformation and fracture Mechanics of Engineering Materials*, J. Wiley & Sons, 1989.