

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA

INSTITUTO DE TECNOLOGIA

Prof. Jorge A. Sabato

Determinación de Longitud de Fisura Crítica^(*)

por Ing. Perini Diego Andrés

Directores

Ing. Iorio Francisco.

Ing. Chomik Enrique.

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

República Argentina

2017

AGRADECIMIENTOS

Deseo expresar mi agradecimiento:

- ✓ Al Instituto Sabato.
- ✓ A la Comisión Nacional de Energía Atómica por la beca otorgada para realizar la Maestría.
- ✓ A mis directores: Ing. Iorio Francisco y Ing. Enrique Chomik por la dedicación, paciencia y apoyo permanente en el desarrollo de esta tesis.
- ✓ Al equipo del departamento de Mecánica de Fractura por su colaboración constante, amistad y predisposición para que pueda realizar mis experiencias.
- ✓ Al Dr. Ricardo Mario Carranza por su predisposición y por darme la valiosa oportunidad de realizar esta tesis de maestría.
- ✓ A todo el plantel docente y administrativo del Instituto Sábato por el trato amable y buena predisposición.
- ✓ A mi compañera de vida, a mis padres, a mi hermana, a toda mi familia y a mis amigos que confiaron y apoyaron en este camino.

ÍNDICE

1.1	Abstract.....	5
1.2	Reseña histórica	7
1.3	Tubo de Presión	11
1.4	Criterio de Pérdida Antes de Fractura (LBB).....	12
1.5	Análisis Dimensional en Mecánica de Fractura.....	13
1.5.1	Criterio de Energía	14
1.5.2	Criterio de Intensidad de Tensiones	15
1.6	Descripción del trabajo.....	15
2	Mecánica de Fractura Lineal Elástica	17
2.1	Enfoque atómico.	17
2.2	Concentrador de Tensiones.....	18
2.3	Teoría de Griffith y modificación de Irwin	19
2.3.1	Modificación Irwin-Orowan	20
2.4	Inestabilidad y Curva R.....	21
2.5	Control de desplazamiento versus control de carga.....	23
2.6	Análisis de tensiones	23
2.6.1	Factor de intensidad de tensiones.....	24
2.6.2	Relación entre K y G	26
2.7	Corrección por plasticidad.....	27
2.8	Modelo de fisura de Dudgale-Smith	28
2.9	Tensión plana y deformación plana	29
2.9.1	Triaxialidad de tensiones	30
3	Mecánica de fractura elastoplástica	32
3.1	Desplazamiento de la apertura en la punta de la fisura	32
3.2	Angulo de Apertura de la Punta de la Fisura.....	37
3.3	Integral J	37
3.3.1	Velocidad de relajación de energía no lineal.	38
3.3.2	J como una integral de línea independiente del camino	40
3.3.3	J como parámetro de intensidad de tensiones.....	41
3.3.4	Zonas con gran deformación.....	42
3.3.5	Curva de resistencia al avance de fisura	43
3.3.6	Fractura controlada por J.	45
4	Determinación de Longitud de Fisura Crítica con probetas compactas.....	47
4.1	Fuerza impulsora en la punta de la fisura.....	48
4.2	Metodología de obtención de la tenacidad a la fractura del Zr-2.5%Nb.....	51
4.2.1	Determinación curva J_R por caída de potencial.....	53
4.2.2	Curva J_R por el método de normalización.....	57
4.3	Contraste curva J_R por método directo y caída de potencial	59
4.4	Determinación de LFC.	60
4.4.1	Estimación cuando la curva J_R no corta en una tangente a la curva J_{CDF}	62
4.5	Selección de curva J_R	63
5	Ensayos de explosión	69
5.1	Dispositivo de explosión.	73
5.2	Determinación de tensiones en el tubo de presión medidas con strain gauge	76
5.3	Ensayo.	82
5.4	Discusión de resultados	88
5.5	Conclusiones.....	89
5.6	Trabajos Futuros.....	89
6	Anexo	90
6.1	Determinación de LFC en un tubo de acero.	90
6.2	Tablas	95

6.3	Normalización.....	99
6.4	Curvas.....	100
6.4.1	Curvas de J_R y J_{CDF} para determinar LFC del Zr-2.5%Nb..	100
7	Fotos Relevantes.....	103
8	Referencias Bibliográficas.....	104

1.1 Abstract

The safety of pressurized tubes in Canadian Deuterio Uranio (CANDU) nuclear reactors are based on the criterion leak before break. This means that a crack growing by some mechanism cause a detectable loss before it reaches a critical size, from which the crack may become unstable.

The pressure tubes of CANDU reactors contain circulating water inside them at high temperature and pressure (300°C and 100 bar, respectively). In its outside circulates a low pressure gas (carbon dioxide) contained in the annular space between this tube an another concentric tube, called calandria tube.

When a crack occurs in the pressure tube, the water is transformed into steam and mixes with the annular gas. When the steam is detected on this gas (with parts of fission elements as tritium), the plant operator needs to know the maximum time required to turn off the reactor.

So the two parameters we need to know are the crack growth rate and critical crack length (CCL). In the present work, these parameters will be determined by fractomechanical tests and their predictions will be verified by burst tests.

The importance of knowing these parameters is that if the reactors shut down immediately when a crack is detected, the tubes lose pressure and the crack can be closed. If the time period to shut down the reactors big, the crack can grow and become unstable.

A lot of experiences support the above criteria. There were reported cracks above the critical values due to the existence of cold points acting as crack initiators. However, this problem was corrected.

With increasing radiation damage, the material becomes brittle and the crack requires less energy for their growth therefore critical crack length is reduced. To monitor critical crack length (CCL)over time, irradiated tubes are removed periodically of the reactor and the same technique is applied.

For determining CCL, we need to find an experimental resistance curve of the material and contrast it with the crack driving force obtained by analytical or finite element methods.

This methodology is conservative in the determination of the resistance to crack growth and the aim of this study is to quantify this conservatism. To achieve this, we need to find the fractomechanic parameters to characterize the fracture toughness of Zr-2.5Nb pressure tubes and then we need to make burst test of them, so we can assess the validity of the predictions.

We used J_R curve due to the conditions of plastic deformation on the crack tip. Furthermore, it is of great interest to determine the range of values where CCL is valid.

J-R curves were determined using the potential drop method and compared with a normalized direct method.

Determination of the crack driving force at the crack tip was made according to the Canadian standard method which is based on the EPRI.

A model was implemented to determine stable and unstable growth using the Paris stability criterion.

With the aim of testing the burst device, two SAE 1010 tubes were tested with different configurations and we discovered the best results in the last test.

Tests were carried out on non-irradiated pressure tubes of 500 mm long at room temperature with through-wall notches. We used a device for testing which was instrumented with strain gages, pressure gauges and high-resolution cameras with optical methods to quantify the crack growth.

The method of determining critical crack length using compact specimens gives a very good approximation for the pressure tubes of Zr-2.5% Nb cold worked.

Keywords: leak before break, crack, calandria tube, finite element, compact specimens.

Introducción

La seguridad de tubos de presión de reactores nucleares tipo CANDU se ha basado en el criterio de Pérdida Antes de Fractura, esto significa que una fisura que crece por algún determinado mecanismo originará una pérdida detectable antes de alcanzar un tamaño crítico, a partir del cual la fisura puede volverse inestable.

El tubo de presión de este tipo de centrales tiene en su interior agua circulante a presiones y temperaturas elevadas (100 bar y 300°C). En su exterior circula un gas a baja presión (Dióxido de carbono) contenido en el espacio anular formado entre este y otro tubo concéntrico llamado tubo de calandria.

Cuando se produce una fisura en el tubo de presión, el agua que escapa del tubo de presión se despresuriza transformándose en vapor de agua y se mezcla con el gas anular. Cuando se detecta vapor de agua (con trazas de elementos de fisión como el tritio) en el gas anular, el operador de la central necesita saber cuánto tiempo tiene para apagar el reactor. Este es un tema sumamente importante ya que si el reactor se apaga apenas se detecta la fisura, los tubos pierden presión y la fisura puede cerrarse (siendo difícil su detección), mientras que si el tiempo es grande la fisura puede crecer y volverse inestable.

Como vemos los dos parámetros que necesitamos conocer son la velocidad de crecimiento de fisura y la longitud de fisura crítica (LFC). La velocidad de crecimiento de fisura en Tubos de Presión se puede determinar mediante ensayos de DHC (delayed hydride cracking o rotura diferida por hidrogeno), y la longitud de fisura crítica puede ser determinada por ensayos fractomecánicos, los cuales serán evaluados en esta tesis y sus predicciones serán verificadas mediante ensayos de explosión.

Una gran cantidad de experiencias avalan el criterio antes mencionado y las fisuras que crecieron alcanzando longitudes superiores al tamaño crítico se demostró que lo hicieron por la existencia de puntos fríos producto de un funcionamiento defectuoso de los separadores (Garter Springs), problema que fue corregido en los nuevos diseños de separadores.

Con el incremento del daño por radiación el material se fragiliza, esto causa que la fisura requiera menor energía para su crecimiento, por lo tanto, la longitud de fisura crítica se ve disminuida. Para monitorear dicha longitud de fisura crítica con el paso del tiempo se extraen periódicamente tubos irradiados del reactor y se aplica la misma técnica.

La forma de hallar LFC es por medio de una curva de resistencia del material obtenida de manera experimental mediante un ensayo de probeta compacta curva normalizada, y

contrastar dicha curva con la fuerza impulsora necesaria para propagar una fisura obtenida mediante métodos analíticos o de elementos finitos.

Este método de determinación de la LFC tiene un grado de conservacionismo en la determinación de la resistencia al crecimiento de fisura y el objetivo de este trabajo es cuantificar el mismo. Para lograr esto, hallaremos los parámetros fractomecánicos necesarios para caracterizar la resistencia a la fractura de tubos de presión de Zr-2.5%Nb y posteriormente realizaremos los ensayos de explosión de tubos y así podremos evaluar la veracidad de las predicciones.

Además, resulta de gran interés determinar para que rango de valores de LFC son válidas estas predicciones por lo cual se van a realizar ensayos de explosión con entallas de tamaños variables y así determinar la tendencia de los resultados.

Utilizamos el criterio integral J debido a las condiciones de deformación plástica en la punta de la fisura.

Las curvas J_R fueron determinadas usando el método de caída de potencial y contrastadas con un método directo como es el de normalización.

La determinación de la fuerza impulsora en la punta de la fisura se hizo según método canadiense COG-89-110-1, el cual está basado en el código EPRI.

Se realizó un modelo para determinar crecimiento estable e inestable mediante el criterio de estabilidad de Paris.

Con el objetivo de probar el dispositivo de explosión se ensayaron previamente 2 tubos de acero de bajo contenido de carbono, con el objeto de poner a punto el dispositivo obteniendo buenos resultados en el segundo ensayo.

Se realizaron ensayos con tubos de presión de Zr-2,5%Nb sin irradiar de 500mm de largo a temperatura ambiente (20°C) con entallas pasantes, utilizando para ello un dispositivo para aplicar presión interna al tubo, el cual fue instrumentado con strain gauge, disponiendo además de manómetros y cámaras de alta resolución para cuantificar por métodos ópticos el crecimiento de fisura.

El método de determinación de longitud de fisura crítica por medio de probetas compactas da una muy buena aproximación para los tubos de presión de Zr-2,5%Nb trabajados en frío.

Palabras claves: Pérdida Antes de Fractura, fisura, tubo de calandria, elementos finitos y probeta compacta.

1.2 Reseña histórica

La mecánica de fractura es una técnica que la sociedad ha tenido que desarrollar debido al avance en construcciones hechas por el hombre. El avance tecnológico hizo estructuras más grandes y complejas lo cual trajo problemas también más complejos como fallas catastróficas. Estas fallas catastróficas causaron además de muertes, pérdidas millonarias en las economías de los países.

El entendimiento del hombre de como los materiales fallan y la habilidad de este para prevenir ha crecido considerablemente después de la segunda guerra mundial.

Las causas de las fallas en general pueden deberse a negligencias en los diseños o a aplicaciones de nuevos materiales que no cumplen con las expectativas esperadas.

Antiguamente existieron estructuras con diseños hechos para disminuir el crecimiento de fisuras como son los puentes antiguos en forma de arco en el cual las cargas actúan en compresión.

El primer aporte de mecánica de fractura lo hizo Leonardo Da Vinci en el siglo XVI, el midió la tensión de cables de acero y observó que a medida que aumentaba el largo del mismo la falla se producía a tensiones menores, esto lo relaciono a que a mayor cantidad de muestra mayor era la probabilidad de existencia de fallas, aunque sus experimentos no dejaban de ser cualitativos.

Antes de la revolución industrial todas las estructuras eran diseñadas para trabajar a compresión debido a que el material que utilizaban era cemento y ladrillos. Después de la revolución industrial se empezó a fabricar acero en grandes cantidades y las estructuras empezaron a diseñarse a tracción con lo que disminuían el peso notablemente.

A partir de esto empezaron los grandes problemas ya que los diseños tenían como tensión limite la tensión de fluencia de los aceros y empezaron a aparecer fallas a tensiones menores que ésta. Una de las primeras fallas conocidas mundialmente ocurrió en Boston en 1919 cuando un tanque de 7500 m³ de melaza se rompió causando la muerte de 12 personas, 40 heridos y pérdidas millonarias.

Otra de las fallas más trascendentales ocurrió en la segunda guerra mundial con los barcos Liberty. Estos barcos en vez de ser remachados eran soldados, por lo tanto, si se generaba una fisura podía crecer propagándose entre placas como si fuera un solo material por lo que los barcos llegaban a romperse en dos mitades.

El primer estudio entre tensión y longitud de fisura lo hizo Griffith, publicado en 1920 [1]. El utilizo el análisis de tensiones de Inglis [2] y determino un criterio de inestabilidad en un agujero elíptico pasante. Griffith utilizo la primera ley de la termodinámica para formular una teoría de fractura basada en un balance de energía simple. De acuerdo a esta teoría una

fisura se vuelve inestable, y la fractura ocurre, cuando el cambio en la energía de deformación que resulta de un incremento de la longitud de fisura es suficiente para vencer la energía superficial del material. El modelo de Griffith predice correctamente la relación entre tensión y longitud de fisura en muestras frágiles ya que considera un estado de deformación elástica en todo el frente de fisura y solo una pequeña deformación plástica en la punta del orden de varios espaciados atómicos.

El primer laboratorio que empezó a estudiar esta disciplina en detalle fue el Naval Research Laboratory en Washington D.C. dirigido por el Dr. G.R. Irwin.

La mejor contribución de Irwin fue extender la teoría de Griffith para metales incluyendo una energía disipada por deformación plástica [3]. Orowan independientemente propuso una modificación similar a la teoría de Griffith [4] y Mott [5] extendió la teoría de Griffith para fisuras que propagan rápidamente. En 1956, Irwin desarrollo el concepto de tasa de liberación de energía el cual está relacionado con la teoría de Griffith pero tiene una forma más ingenieril. Irwin [6] utilizo el enfoque de Westergaard [7] para mostrar que las tensiones y desplazamientos pueden ser descriptos por un valor constante llamado factor de intensidad de tensiones.

En 1960 Paris y sus colaboradores [8] trabajaron en crecimiento de fisura por fatiga utilizando los conceptos de mecánica de fractura. Para este entonces los fundamentos de LEFM (Mecánica de Fractura Lineal Elástica) estaban bien establecidos y los investigadores empezaron a centrarse en la mecánica de fractura elasto-plástica. Hubieron varios modelos como los de Irwin [9], Dugdale [10], Barenblatt [11], y Wells [12].

El más simple de todos era el de Irwin [9] que proponía una modificación de LEFM por esa pequeña zona de deformación plástica. En un intento fallido por caracterizar metales con LEFM Wells [13] notó que había un separación en la punta de la fisura, esta observación llevó al desarrollo del parámetro que ahora se conoce como el desplazamiento de apertura en la punta de la fisura (CTOD).

En 1968, Rice [14] desarrolló otro parámetro para caracterizar el comportamiento del material no lineal por delante de una grieta. Demostró que la tasa de liberación de energía no lineal puede expresarse como una integral de línea, la que llamó integral J.

Shih [15] demostró una relación entre la integral J y CTOD, lo que implica que ambos parámetros son igualmente válidos para la caracterización de la fractura.

Ambos parámetros se aplican actualmente en todo el mundo para una amplia gama de materiales. Gran parte de los fundamentos teóricos de la mecánica de fractura dinámica se desarrolló en el período comprendido entre 1960 y 1980.

En las últimas décadas, la mecánica de fractura ha prevenido indudablemente un número sustancial de fallas y el desarrollo de software de cálculo amplió aún más el uso de estos parámetros ya que permitió calcular la fuerza en la punta de fisura para estructuras más complejas.

1.3 Tubo de Presión

El intercambio de calor entre las pastillas de combustible y el agua se genera en el llamado tubo de presión. En la figura 2 se ve un esquema de la ubicación dentro de la central y de los elementos que interactúan con el mismo. El reactor nuclear tipo CANDU ubicado en Embalse, Córdoba posee 380 tubos de presión por el cual circula agua pesada a 300°C y a 11 MPa de presión. Cada tubo contiene en su interior 12 elementos combustibles de Uranio natural. El tubo de presión es retenedor de presión clase 1 (código ASME) y está fabricado con Zr-2,5%Nb con un bajo contenido de H (<5ppm en peso). Es fabricado en argentina utilizando el proceso de laminación en frío, un método de fabricación alternativo al utilizado por los canadienses. La norma de fabricación ha sido la CSA N285.6 SERIES:2005, "Material Standars For Reactor Components for Candu Nuclear Power Plants". La aleación Zr-2.5Nb es utilizada debido a su alta resistencia mecánica, así como su buena resistencia a la corrosión en medios acuosos a alta temperatura. Los tubos se fabrican por extrusión a aproximadamente 800°C y trabajado en frío hasta llevarlos a su medida final. El tratamiento final en la fabricación es un relevado de tensiones mediante autoclave de 24 h a 400°C.

En la figura 1 se aprecia un esquema de la central mencionada. Como se puede apreciar el agua pesada no tiene contacto con la turbina ya que tiene un circuito cerrado entre el reactor y el intercambiador de calor que sería el generador de vapor.

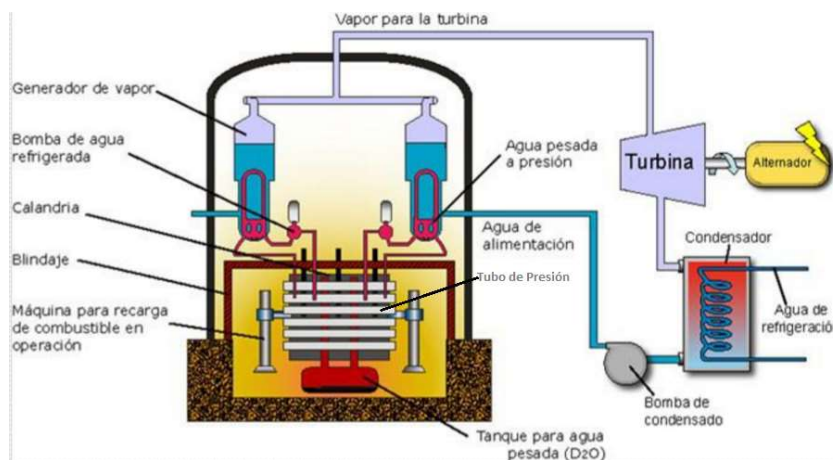


figura 1. Esquema del reactor nuclear CANDU.

1.4 Criterio de Pérdida Antes de Fractura (LBB)

El criterio LBB es utilizado en centrales tipo CANDU y fue pensado para detectar una fisura pasante en un tubo antes que esta se vuelva inestable y cause daños mayores.

En el caso de tubos de presión de la central tipo CANDU, en el espacio anular formado entre este y otro tubo concéntrico llamado tubo de calandria, circula gas a baja presión (Dióxido de carbono) que monitorea la estanqueidad de los tubos de presión (figura 2).

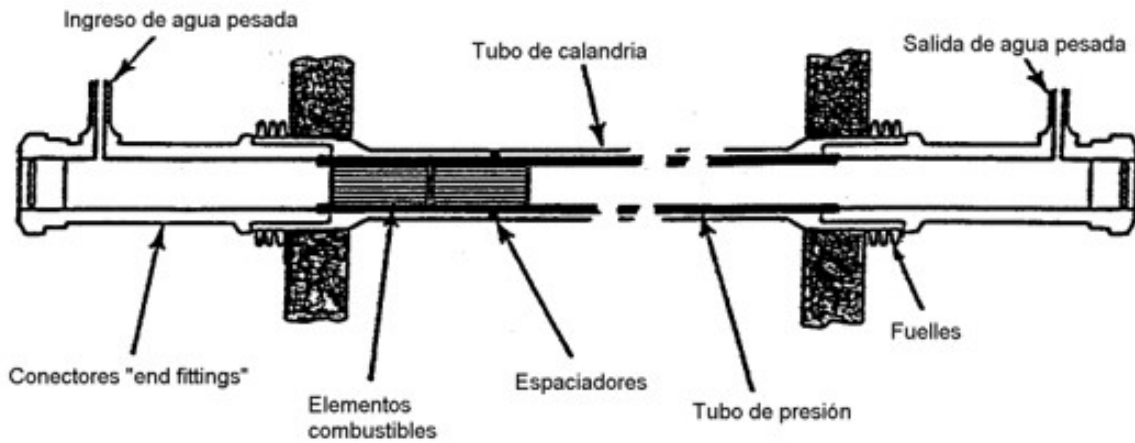


figura 2. Esquema de sistema LBB instalado en la Central de Embalse, Córdoba.

Cuando se produce una fisura, el agua que se escapa se transforma en vapor la cual es detectada por unos sensores a la salida de los tubos. Para el funcionamiento de LBB, es necesario que:

1. La longitud de la fisura "L" que atraviesa la pared del tubo sea menor que LFC (Longitud de fisura crítica)
2. Una vez detectada la pérdida el reactor tiene que enfriarse y despresurizarse antes de que la fisura alcance la LFC (tiempo necesario para apagar el reactor)

El criterio de aceptación propuesto para evaluar LBB es:

$$t > T$$

Donde "t" es el tiempo mínimo calculado desde que la fisura empieza a perder hasta que llega a LFC y "T" es el tiempo requerido por el sistema de detección de fugas para detectar la misma y detener el reactor.

El tiempo "t" se calcula como [43, 44 y 45]:

$$t = \frac{LFC - L}{2 * V} \quad 1$$

Donde L es la longitud de fisura máxima en la fuga inicial, la cual es aproximadamente 5 veces el espesor de pared del tubo de presión, LFC es la longitud de fisura crítica y V es la velocidad máxima de crecimiento de entalla por fisuración inducida por hidrogeno (DHC) en dirección axial y a la temperatura evaluada.

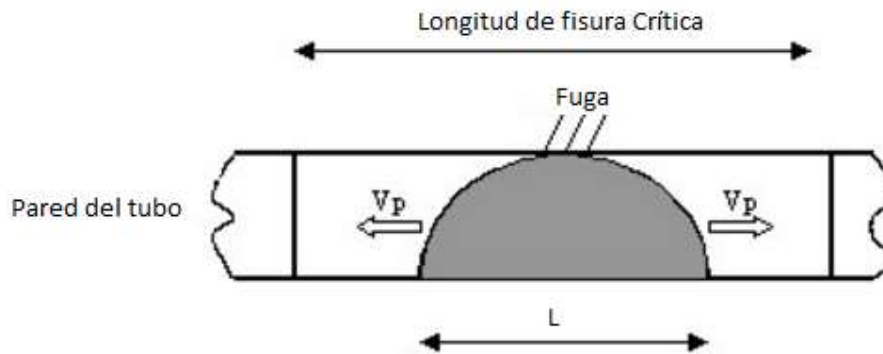


figura 3. Uso del sistema LBB para prevenir fallas catastróficas.

El tiempo que requiere el apagado del reactor antes que la fisura se vuelva inestable depende de LFC y de la velocidad de crecimiento de fisura. La longitud de fisura crítica no es constante con el daño por radiación por eso es importante el monitoreo de la misma. Por lo tanto, se extraen periódicamente Tubos de Presión en servicio en base al contenido de hidrogeno y al nivel de irradiación. A partir de estos tubos se obtienen muestras para realizar los ensayos mecánicos correspondientes como son de tracción y de fractomecánica. En esta tesis vamos a aplicar esta técnica en un tubo sin radiación y determinar mediante el método de probeta compacta LFC.

1.5 Análisis Dimensional en Mecánica de Fractura.

Un diseño tradicional de estructura se hace teniendo en cuenta solamente la tensión aplicada y la tensión de fluencia del material. Esta metodología en general requiere la aplicación de un factor de seguridad de 2 o más con el fin de asegurarse a priori posibles defectos. Un enfoque de diseño visto desde el punto de vista de mecánica de fractura tiene en cuenta tres variables, longitud de fisura, tenacidad a la fractura (reemplazando a la tensión de fluencia) y tensión aplicada. La mecánica de fractura entonces cuantifica las combinaciones de estas tres variables. En la mecánica de fractura podemos usar un criterio de energía o un criterio de intensidad de tensiones.

1.5.1 Criterio de Energía

El criterio de energía dice que la fisura crece cuando la energía necesaria para el crecimiento supera la resistencia del material. La resistencia del material puede incluir energía superficial, trabajo plástico u otros tipos de disipación de energía que ocurre con la propagación.

Supongamos que tenemos una placa infinita de espesor unitario conteniendo una fisura elíptica pasante y sometida a una tensión de tracción como aparece en la figura 4. La presencia de la fisura contribuye a disminuir la energía potencial elástica de la muestra. Griffith propuso que para que la fisura propague de manera inestable, la disminución de energía elástica por relajación de tensiones durante el avance de la fisura debe ser mayor o igual que el aumento de energía superficial representado por la creación de las nuevas superficies de fractura.

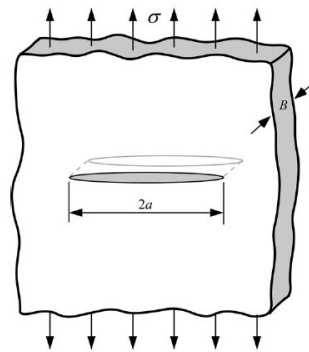


figura 4. Entalla pasante en espesor unitario.

El primero que propuso el criterio de energía fue Griffith [26]. La tasa de liberación de energía, G , la cual se define como la tasa de cambio en energía potencial con la superficie de fisura para un material elástico lineal. En el momento de la fractura, $G=G_c$, donde G_c es la tasa de liberación de energía crítica, la cual es una medida de la tenacidad a la fractura. Para una longitud fisura de longitud $2a$ en una placa infinita solicitada a tracción (figura 4), la tasa de liberación de energía es:

$$G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} \quad 2$$

Donde E es el módulo de Young, σ es la tensión aplicada y a es la longitud de fisura.

En la fractura $G=G_c$ por lo tanto mediante esta ecuación podemos hallar la longitud de fisura crítica.

$$a_c = \frac{G_c E}{\pi \sigma_f^2} \quad 3$$

En este caso σ_f es la tensión de falla. Una de las suposiciones fundamentales de la mecánica de fractura es que la tenacidad a la fractura (G_c en este caso) es independiente

de la longitud y geometría del cuerpo fisurado. Es decir, una medición de la tenacidad en una muestra de laboratorio es aplicable bajo las mismas condiciones en una estructura. Esto es válido siempre que el comportamiento del material sea predominantemente lineal elástico (debido a que para el cálculo de energía se tomó un diagrama de tensión-deformación lineal).

1.5.2 Criterio de Intensidad de Tensiones

El factor de intensidad de tensiones es un parámetro que caracteriza el campo de tensiones y deformaciones en la punta de la fisura. Para la placa de la figura 4 tiene la siguiente forma:

$$K_I = \sigma * \sqrt{\pi * a} \quad 4$$

Para que la fisura se propague $K_I \geq K_{IC}$, siendo K_{IC} el factor crítico de intensidad de tensiones.

Si igualamos los criterios mencionados anteriormente, tanto el de energía como el factor de intensidad de tensiones obtenemos una ecuación que las vincula y que es válida para materiales linealmente elásticos.

$$G = \frac{K^2}{E} \quad 5$$

1.6 Descripción del trabajo

La confiabilidad estructural en tubos de presión de centrales tipo CANDU está condicionada por el conocimiento previo de la LFC en los tubos. Esto hace que se tengan que implementar técnicas para determinar éste parámetro y poder operar de manera segura la central. La LFC podemos determinarla mediante ensayos a plena escala o mediante ensayos de probetas compactas. Evaluar tubos sin radiación tendría como único inconveniente la gran cantidad de material utilizado para el ensayo, pero cuando trabajamos con un tubo irradiado el problema es mucho mayor ya que, además de esto, necesitaríamos de celdas calientes con manipuladores y equipos especiales para tal ensayo, lo que hace que los mismos sean muy difíciles de hacer y se busquen alternativas. Es por eso que resulta conveniente analizar la confiabilidad de la determinación de LFC mediante probetas compactas. A lo largo de la tesis trabajamos con probetas compactas sin irradiar obtenidas de los tubos a explotar (figura 5). Los ensayos fueron hechos en principio a temperatura ambiente (20°C) debido a la complicación de hacer ensayos de explosión a alta temperatura. Si bien los datos de ensayos no pueden ser extrapolados a altas temperaturas la idea del trabajo es verificar la aplicabilidad del método.

Para determinar la curva J-R caracterizamos el material mediante ensayos de tracción y de J. Los ensayos fueron hechos siguiendo la metodología canadiense[16]. La curva J-R la hallamos con el método de caída de potencial.

Con el objetivo de validar el ensayo de caída de potencial se halló también la curva J-R mediante el método de Normalización siguiendo la Norma ASTM 1820[17].

Una vez obtenido la curva J-R, se determinó la CDF (Crack Driving Force o fuerza en la punta de la fisura) para varias presiones internas actuantes en el tubo de presión.

Con el contraste de ambas curvas siguiendo la teoría de estabilidad de Paris [18] obtuvimos una representación de LFC vs. Presión de trabajo.

Una vez calculado la LFC para una presión dada la comparamos con el ensayo de explosión.

Las entallas en los tubos son pasantes y en dirección longitudinal, ya que las tensiones circunferenciales son las mayores sollicitaciones y tienden a generar este crecimiento. Para mantener la presión interna en el tubo pusimos una camisa de aluminio con un parche de acero inoxidable en la zona de la entalla. Se ensayaron 3 tubos con entallas de 70 mm, 100mm y 120mm y se determinó mediante método óptico la inestabilidad de la fisura. Por último, se contrastaron los valores calculados por probetas compactas con los obtenidos mediante el ensayo de explosión. Con el objeto de poner a punto el dispositivo de explosión y el método de determinación de la curva J-R mediante caída de potencial, antes de hacer los ensayos con el Zr-2,5%Nb se ensayaron con la misma metodología y dispositivo dos tubos de acero de bajo contenido de carbono (Anexo 6.1)



figura 5. A la izquierda del tubo se ve la porción utilizada para extraer las probetas a ensayar.

2 Mecánica de Fractura Lineal Elástica

2.1 **Enfoque atómico.**

Un primer enfoque para determinar la resistencia de los materiales es considerar a estos como si estuvieran enlazados mediante vínculos elásticos átomo a átomo y no existieran fisuras. En la figura 6 vemos el dibujo de la energía potencial y la fuerza en función de la distancia de separación entre los átomos. Cuando la energía potencial llega a su mínimo tenemos el espaciamiento de equilibrio. Cuando acercamos los átomos se origina una fuerza de repulsión y cuando obligamos a separarlos aparece una fuerza de atracción obligando a que no se separen. El valor máximo de la fuerza de atracción da la resistencia teórica del material.

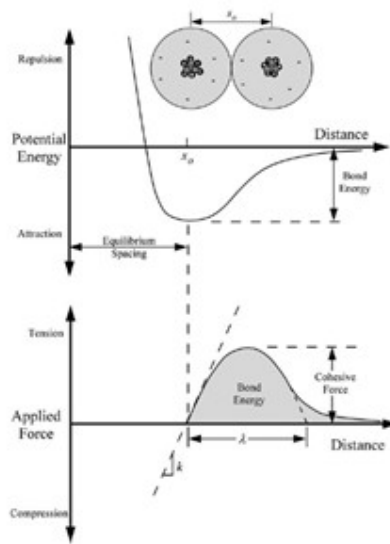


figura 6. Energía potencial y fuerza de atracción en función de la separación atómica

Supongamos que x es la distancia interatómica, la energía será,

$$E_b = \int_{x_0}^{\infty} P * dx \quad 6$$

Donde x_0 es la distancia de equilibrio y P es la fuerza aplicada.

La fuerza de interacción atómica puede ser aproximada por una función senoidal de la forma,

$$P = P_c * \sin\left(\frac{\pi * x}{\lambda}\right) \quad 7$$

Donde λ es el medio periodo definido en la figura 6. Para pequeños desplazamientos la relación entre fuerza y desplazamiento es aproximadamente lineal,

$$P = P_c * \left(\frac{\pi * x}{\lambda} \right) \quad 8$$

$$\sigma = \frac{E}{d} * x = k * x \quad 9$$

Multiplicando ambos miembros por el número de enlaces por unidad de área y por la distancia de equilibrio queda,

$$\sigma_c = \frac{E * \lambda}{\pi * x_0} \quad 10$$

Como el espaciado interatómico x_0 es prácticamente igual a λ podemos simplificarlo. Para calcular la energía por unidad de área tenemos que considerar que cuando se produce la fractura se crean dos superficies de fractura, por lo tanto, para calcular la energía superficial usamos la mitad de la energía,

$$\gamma_c = \frac{1}{2} * \int_0^\lambda \sigma_c * \sin\left(\frac{\pi * x}{\lambda}\right) * dx = \frac{\sigma_c * \lambda}{\pi} \quad 11$$

La tensión de cohesión es,

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E * \gamma_c}{x_0}} \quad 12$$

Si reemplazamos en esta ecuación valores característicos de algunos sólidos tendremos,

$$\sigma_c \cong \frac{E}{10} \quad 13$$

Sin embargo, las medidas experimentales de σ_f arrojan valores que son entre 100-1000 veces inferiores a E. Esta discrepancia se debe a que inevitablemente existe una presencia de defectos en los materiales y la forma de cuantificar a estos lo veremos más adelante.

2.2 *Concentrador de Tensiones*

Como vimos en el capítulo anterior la resistencia teórica es de varios órdenes de magnitud superior a la resistencia medida. Esta discrepancia condujo a teorías que consideran la existencia de fisuras en el material que disminuyen su resistencia. Según Griffith, estas fisuras actúan como concentradores de tensiones de modo tal que en la punta de las mismas la tensión alcanza a la tensión teórica aun cuando la tensión media permanezca muy por debajo de esta.

Inglis [2] hizo el primer aporte cuantitativo. Analizó las tensiones en una placa con agujero semielíptico de “ $2a$ ” de largo y “ $2b$ ” de alto como se ve en la figura 4 para un material idealmente frágil. La tensión en la punta de la fisura es,

$$\sigma_A = \sigma * \left(1 + \frac{2 * a}{b}\right) \quad 14$$

A medida que disminuye b , aumenta la tensión en la punta de la entalla por lo tanto es conveniente escribir la formula en función del radio de curvatura.

$$\sigma_A = \sigma * \left(1 + 2 * \sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \quad 15$$

Donde, $\rho = \frac{b^2}{a}$ es el radio de curvatura.

Éste enfoque para determinar las tensiones en la punta de la entalla es aceptable salvo en la punta de la fisura, ya que para una fisura aguda el radio de curvatura es del orden de un espaciado atómico y la tensión tiende a ser infinita.

2.3 Teoría de Griffith y modificación de Irwin

Griffith [1] desarrolló una teoría de fractura basada en un balance global de energía utilizando la primera ley de la termodinámica para un material idealmente frágil. Propuso que para que la fisura se torne inestable y empiece a crecer, la disminución de energía elástica por relajación de tensiones durante el avance de la fisura debe ser mayor o igual que el aumento de energía superficial representado por la creación de las nuevas superficies de fractura.

Si se considera una placa infinita como la de la figura 4, el balance de energía de Griffith para un aumento incremental en el área de la grieta dA , en condiciones de equilibrio, se puede expresar como:

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad 16$$

Donde E es la energía total del sistema, Π es la energía potencial suministrada por la energía de deformación y las fuerzas externas, y W_s es el trabajo requerido para crear nuevas superficies. Griffith utilizó el trabajo de Inglis para demostrar que la energía potencial total es:

$$\Pi = \Pi_o - \frac{\pi * \sigma^2 * a^2 * B}{E} \quad 17$$

Donde Π_o es la energía potencial de la placa no fisurada y B es el espesor de la placa. La formación de una fisura requiere la creación de dos superficies, W_s está dada por:

$$W_s = 4 * a * B * \gamma_s \quad 18$$

Donde γ_s es la energía superficial del material. Derivando ambas expresiones y reemplazando en la primera nos queda:

$$\sigma_f = \left(\frac{2 * E * \gamma_s}{\pi * a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad 19$$

Vale la pena señalar que en esta expresión no aparece el radio de curvatura de la punta de la fisura “pt” al contrario de la ecuación de concentración de tensiones. Además, esta ecuación da una muy buena estimación para materiales idealmente elásticos ya que no tiene en cuenta las deformaciones plásticas.

2.3.1 *Modificación Irwin-Orowan*

Irwin[3] y Orowan [4] modificaron la ecuación de Griffith para materiales que tienen una pequeña deformación plástica en la punta de la fisura. Cuando una fisura se propaga a través de un metal, no solo ocurre la rotura de enlaces atómicos (como en un material frágil), también ocurre una deformación plástica localizada en la punta de la fisura, entonces considerando esta contribución plástica tenemos,

$$\sigma_f = \left(\frac{2 * E * (\gamma_s + \gamma_p)}{\pi * a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad 20$$

La ecuación anterior es válida siempre y cuando la σ_c sea pequeña comparada con la tensión de rotura, es una forma de asegurarse que la región plástica quede localizada en la punta de la fisura.

En 1956 Irwin planteó en un enfoque energético para el análisis de fractura, pero en una forma más adecuada a problemas ingenieriles. Definió como velocidad de relajación de energía “G” a la energía disponible por un incremento en la longitud de fisura:

$$G = - \frac{d\Pi}{dA} \quad 21$$

“G” es la velocidad de cambio de energía potencial con el aumento de fisura. La extensión de fisura ocurre cuando “G” alcanza un valor crítico:

$$G_c = \frac{dW_s}{dA} = 2 * (\gamma_s + \gamma_p) \quad 22$$

Dentro del campo lineal-elástico existe una relación biunívoca entre tensiones, deformaciones y energía potencial elástica. Por lo tanto, el criterio expresado en términos de energía tendrá su expresión equivalente en términos de tensiones y deformaciones. Irwin desarrollo una expresión entre las energías, las tensiones y deformaciones del campo elástico lineal mediante el cálculo del trabajo efectuado por una fisura durante su crecimiento.

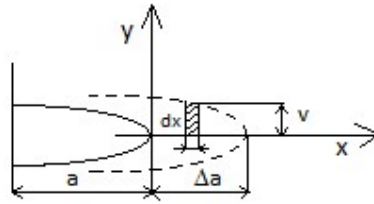


figura 7. Propagación de fisura.

El trabajo realizado por la fisura al propagarse es;

$$dW = \int_0^v \sigma_{yy} * dx * dv = dx * \int_0^v \sigma_{yy} * dv \quad 23$$

Asumiendo que el proceso se desarrolla linealmente, la distribución $\sigma_{yy}(v)$ es lineal como muestra en la figura 8.

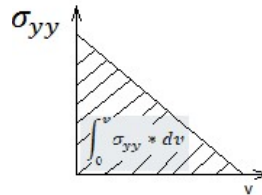


figura 8. Campo elástico lineal.

El trabajo efectuado por la mitad de la fisura al crecer es:

$$dW = \frac{\sigma_{yy} * v}{2} dx \quad 24$$

El trabajo realizado por unidad de longitud es:

$$W = \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_{yy} * v}{\Delta a} * dx \quad 25$$

La disminución de energía potencial elástica por unidad de longitud es igual al trabajo realizado durante el avance de la fisura sobre la misma longitud, por lo tanto, la disminución de energía potencial del sistema por unidad de longitud es,

$$G = \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_{yy} * v}{\Delta a} * dx \quad 26$$

Cualquiera sea la geometría del sistema que contiene a la fisura, y cualquiera sea el modo de aplicación de las cargas reemplazando valores de tensión podemos relacionar G con K.

2.4 Inestabilidad y Curva R

Como vimos anteriormente para determinar si una fisura crece, comparamos los valores de fuerza en la punta de fisura "G" con valores de resistencia del material "Gc".

Para una placa de longitud infinita como la de la figura 4, los valores de estas funciones son,

$$G = \frac{\pi * \sigma^2 * a}{E} \quad 27$$

$$G_c = 2 * (\gamma_s + \gamma_p) \quad 28$$

La función “G” depende de características geométricas de la fisura y la carga aplicada, sin embargo “Gc” es una propiedad del material. En este caso “G” varía linealmente con el crecimiento de fisura (no es siempre así). “Gc” puede mantenerse constante o variar con el incremento de fisura. La curva de “G(a)” es llamada fuerza en la punta de fisura mientras que la curva de “Gc(a)” es llamada curva R o curva resistente del material. Paris [18] formuló una teoría acerca de la estabilidad de las fisuras utilizando estas curvas. Decía que la pendiente de estas curvas eran una medida de la estabilidad de las mismas, por lo tanto, si encontramos el punto tangente entre ellas hallamos el punto de inestabilidad.

Las condiciones de propagación de fisura de forma estable son:

$$G = R \quad y \quad \frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da} \quad 29$$

Por lo tanto, habrá inestabilidad cuando se cumpla:

$$\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da} \quad 30$$

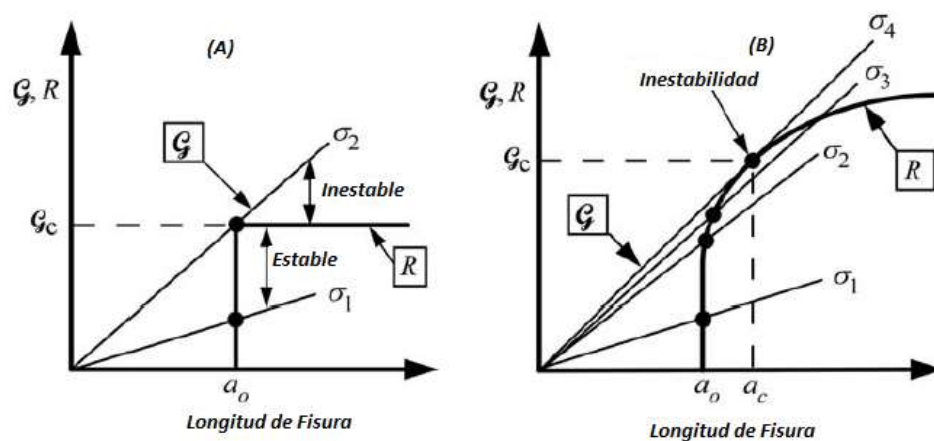


figura 9. Curvas G y R en función de la longitud de fisura

En la figura 9(A) vemos que la curva R no varía con la longitud de fisura. Cuando la tensión es σ_1 la fisura no crece. Si aumentamos la tensión a σ_2 la fisura se vuelve inestable, esto pasa debido a que la fuerza en la punta de la fisura crece con el aumento de fisura y la curva R se mantiene constante. En la figura 9(B) vemos que la curva R que crece con el

aumento de fisura (esto se debe al endurecimiento por deformación plástica en el avance de fisura). Si aplicamos la tensión σ_1 la fisura se mantiene estable, si subimos la tensión a σ_2 o σ_3 vemos que la fisura crece pero de forma estable. Cuando la tensión es σ_4 , la fisura se inestabiliza y en el punto tangente entre ambas curvas hallamos la longitud de fisura crítica a_c .

2.5 Control de desplazamiento versus control de carga

La estabilidad del crecimiento de fisura depende de la velocidad de cambio de "G". A pesar que "G" es la misma en el control de carga y de desplazamiento, la velocidad de cambio de "G" depende de cómo se aplica la carga. El control por desplazamiento es más estable que el control de carga. Con determinadas configuraciones "G" disminuye con el crecimiento de fisura en el control de desplazamiento como se ve en la figura 10. Consideremos una muestra con fisura sujeta a una carga P_3 y un desplazamiento Δ_3 . Si el tipo de control es por carga, estamos en el punto de inestabilidad, donde la fuerza en la punta de la fisura es tangente a la curva "R" y en este caso solo podremos encontrar un valor por ensayo. En control de desplazamiento, la estructura es estable porque "G" decrece con el crecimiento de fisura por lo que se debe aumentar el desplazamiento para que la fisura siga creciendo. En los ensayos de determinación de J-R se intenta tener un control de desplazamiento para poder tener un gran crecimiento estable.

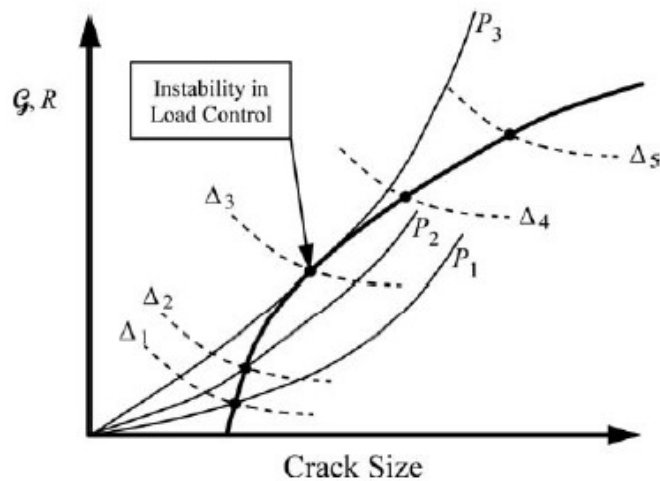


figura 10. Variación de G con control por carga y por desplazamiento.

2.6 Análisis de tensiones

Si definimos un eje de coordenadas polares con el origen en la punta de la fisura como en la figura 11, el campo de tensiones en todo el cuerpo lineal elástico fisurado está dado por (Williams [27, 28]):

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) * f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m * r^{\frac{m}{2}} * g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad 31$$

Donde σ_{ij} es el tensor de tensiones, r y θ son coordenadas polares, K es una constante y $f_{ij}(\theta)$ es una función adimensional de θ . En los términos superiores, A_m es la amplitud y $g_{ij}^{(m)}(\theta)$ es una función adimensional de θ para todos los valores de m . Los términos de orden superior dependen de la geometría y del punto analizado. Cuando $r \rightarrow 0$, el término principal tiende a ∞ y los de orden superior tienden a cero o a algún valor finito. Esto quiere decir que cerca de la punta de la fisura la tensión varía como $\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right)$ independientemente de la geometría. Como se ve en la figura 12 hay tres modos de cargas que las fisuras pueden experimentar, el modo I donde la carga se aplica en forma normal al plano de fisura, el modo II corresponde al modo de cizallamiento en el plano donde la carga tiende a deslizar una cara de la grieta sobre la otra y el modo III es un cizallamiento pero fuera del plano. Una fisura puede ser cargada de cualquiera de las tres formas o con combinación de dos o tres modos.

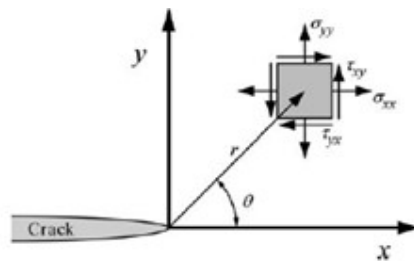


figura 11. Campo de tensiones en un punto.

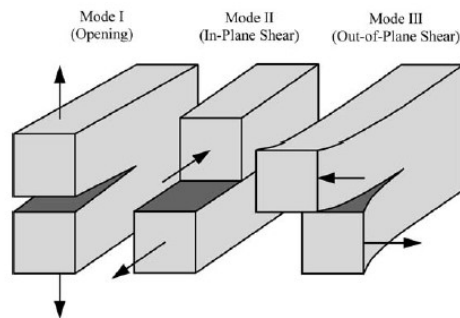


figura 12. Modos de aplicación de carga.

2.6.1 Factor de intensidad de tensiones

Todos los modos de carga producen una singularidad $\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right)$ en la punta de la fisura, sin embargo la constante k y f_{ij} dependen del modo de aplicación de la carga. Por eso es

conveniente reemplazar el k por un factor de intensidad de tensiones “ K ”, donde $K = k * \sqrt{2 * \pi}$. Generalmente el factor de intensidad de tensiones es llamado con el subíndice correspondiente al tipo de carga; por ejemplo: $K_I, K_{II}, o K_{III}$. Así, el campo de tensiones para un material isotrópico-lineal-elástico es,

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(I)} = \frac{K_I}{\sqrt{2 * \pi * r}} * f_{ij}^{(I)}(\theta) \quad 32$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(II)} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2 * \pi * r}} * f_{ij}^{(II)}(\theta) \quad 33$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(III)} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2 * \pi * r}} * f_{ij}^{(III)}(\theta) \quad 34$$

Cuando tenemos más de un modo de carga las contribuciones individuales son aditivas:

$$\sigma_{ij}^{(total)} = \sigma_{ij}^{(I)} + \sigma_{ij}^{(II)} + \sigma_{ij}^{(III)} \quad 35$$

Las expresiones detalladas para el campo de tensiones de modo I, en un material isotrópico- elástico-lineal son,

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2 * \pi * r}} * \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) * \left[1 - \sin\frac{\theta}{2} * \sin\frac{3\theta}{2}\right] \quad 36$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 * \pi * r}} * \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) * \left[1 - \sin\frac{\theta}{2} * \sin\frac{3\theta}{2}\right] \quad 37$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 * \pi * r}} * \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) * \sin\frac{\theta}{2} * \cos\frac{3\theta}{2} \quad 38$$

$$\sigma_{zz} = 0 \text{ (Tensión Plana)} \quad 39$$

$$\sigma_{zz} = \nu * (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ (Deformación Plana)} \quad 40$$

$$\tau_{xz}, \tau_{yz} = 0 \quad 41$$

Consideremos el campo de tensiones de modo I para $\theta = 0$. En este caso $\tau_{xy} = 0$ y las tensiones σ_{xx} y σ_{yy} son máximas,

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 * \pi * r}} \quad 42$$

En la figura 13 vemos la tensión normal al plano de fisura en función de la distancia a la punta de la fisura. Vemos que la ecuación 42 es válida para valores cercanos a la punta a la fisura donde la singularidad $\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right)$ domina el campo de tensiones y deformaciones. Para puntos alejados a la singularidad, esta expresión no representa el campo de tensiones y deformaciones. Las tensiones en la punta de la fisura varían en proporción con “ K ”. Si conocemos el valor de “ K ” es posible conocer el estado de tensión, deformación y

desplazamiento como función de r y θ para la punta de la fisura. Para lugares alejados de la punta de fisura la tensión es homogénea.

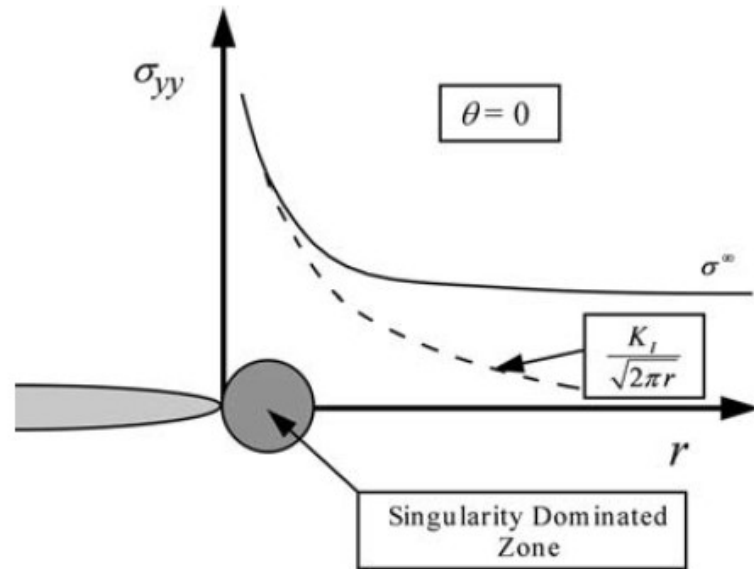


figura 13. Tensión en función de la distancia a la punta de la fisura.

2.6.2 Relación entre K y G

Dos parámetros fueron introducidos hasta aquí que describen el comportamiento de la fisura ante cargas; la velocidad de relajación de energía y el factor de intensidad de tensiones. El primero cuantifica el cambio global en la energía potencial que acompaña un crecimiento de fisura; el segundo caracteriza la tensión, deformación y desplazamiento en las cercanías de la punta de fisura. Como vemos “ G ” es un parámetro global mientras que “ K ” es un parámetro local. Para materiales lineales elásticos K y G están relacionados. Combinando ambos parámetros para la placa infinita con fisura elíptica pasante y espesor unitario (figura 4) nos queda,

$$G = \frac{K_I^2}{E'} \quad 43$$

Para un estado de tensión plana $E' = E$ y para un estado de deformación plana,

$$E' = \frac{E}{(1-\nu^2)}. \quad 44$$

Aunque este análisis fue aplicado a una placa infinita de la figura 4 Irwin, [29] demostró que puede ser aplicado a otras configuraciones.

2.7 Corrección por plasticidad

El análisis efectuado hasta aquí está basado en la suposición de que el comportamiento del material es lineal-elástico para cualquier valor de tensiones en la punta de la fisura. En realidad, existe necesariamente una zona deformada plásticamente, aunque sea cerca del vértice de la fisura. La presencia de la zona deformada plásticamente quita validez a las teorías planteadas, sin embargo, si la extensión de la zona plástica es pequeña comparada con las dimensiones características del sistema (longitud de fisura, espesor del material), la formación de dicha zona puede ser tomada como una perturbación de la solución elástica y las correcciones analizadas en puntos anteriores sería válida.

Para el análisis vamos a considerar una fisura pasante en una placa infinita de espesor B , solicitada en Modo I, como lo muestra en la figura 4. Suponemos que la zona plástica se extiende hasta donde la tensión debida al efecto concentrador de tensiones se iguala con la tensión de fluencia,

$$\sigma_{yy}(\theta = 0) = \sigma_y$$

Donde σ_y es la tensión de fluencia del material medida en un ensayo de tracción simple. Utilizando la ecuación 42 y despejando "r" hallamos el valor a partir del cual la tensión es menor que σ_y , por lo tanto el valor del radio plástico:

$$r = \frac{1}{2 * \pi} * \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 = r_p \quad 45$$

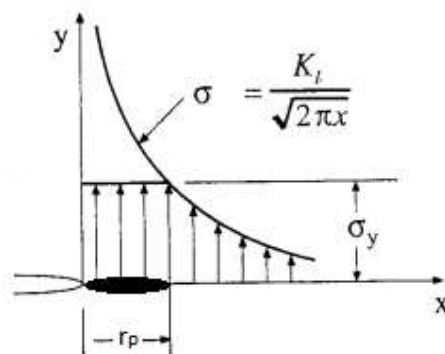


figura 14. Zona plástica en vértice de fisura

La condición para que el análisis elástico sea válido será:

$$r_p \ll B, a \quad 46$$

Si se cumple esta condición, la presencia de la zona plástica puede ser tratada como una perturbación del campo elástico y su influencia puede ser tenida en cuenta considerando una longitud ficticia igual a:

$$a_p = a + r_p \quad 47$$

Por lo tanto, la expresión del factor de intensidad de tensiones corregida por plasticidad es:

$$K_I = \sigma * \sqrt{[2 * \pi * (a + r_p)]} \quad 48$$

Para la ecuación 45 utilizamos el valor de un ensayo de tracción para obtener σ_y , esto es válido cuando en la punta de la fisura tenemos un estado de tensión plana. Cuando tenemos un estado de deformación plana, la triaxialidad de tensiones hace que la tensión a la cual ocurre la fluencia se vea modificada. La experiencia indica que para un estado de alta triaxialidad la fluencia ocurre cuando la tensión es $\sqrt{3} * \sigma_y$, por lo tanto el radio plástico para un estado de deformación plana es:

$$r = \frac{1}{6 * \pi} * \left(\frac{K_i}{\sigma_y}\right)^2 = r_p \quad (\text{Deformación plana}) \quad 49$$

En este análisis se ha supuesto un material elastoplástico ideal que no tiene en cuenta endurecimiento por deformación plástica. Otra consideración que no se tuvo en cuenta es que, para mantener el equilibrio de fuerzas en zonas adyacentes a la fisura, debería de existir una distribución de tensiones alrededor de la fisura y en este caso se supuso tensión constante. Sin embargo, estudios más detallados del problema hechos con el método de elementos finitos avalan los resultados.

2.8 Modelo de fisura de Dugdale-Smith

Dugdale [31] estudió el efecto de la existencia de la zona plástica en el vértice de una fisura sobre las relaciones entre tensiones aplicadas, deformaciones y longitud de fisura.

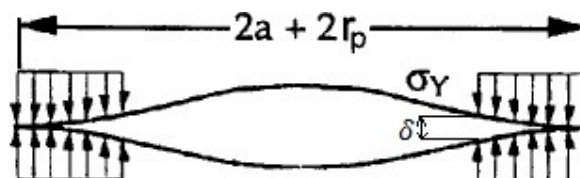


figura 15. Modelo de Dugdale.

El modelo es como el de la figura 15 y consiste en considerar una fisura pasante en una placa infinita solicitada en Modo I. En este modelo la fisura tiene una longitud ficticia virtual igual a $2 * a_p = 2 * (a + r_p)$, donde r_p es la extensión de la zona plástica en el vértice de la fisura real de longitud a . Para tener en cuenta dicha fisura supone que además de encontrarse la fisura ficticia solicitada por una tensión σ , existe una tensión de compresión de $-\sigma_y$ (tensión de fluencia) actuante en la zona de la fisura ficticia. De esta forma reducimos un problema elastoplástico a uno elástico por lo tanto es susceptible de ser analizado utilizando funciones de tensión de manera similar a las vistas anteriormente. Burdekin y Stone [30] utilizaron este análisis y encontraron la separación o apertura de los bordes en el vértice de la fisura real “ δ ” comúnmente llamado CTOD (Crack Tip Opening Displacement):

$$\delta = \frac{8 * \sigma_y * a}{\pi * E} * \ln \left[\sec \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right) \right] \quad 50$$

Si expandimos el factor $\ln[\sec(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y})]$ en serie de Taylor, tenemos:

$$\delta = \frac{8 * \sigma_y * a}{\pi * E} * \left[\frac{1}{2} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^2 + \frac{1}{12} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^4 + \frac{1}{45} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^6 + \dots \right]$$

Si bien el análisis no es una solución rigurosa al problema elastoplástico, nos brinda una solución suficientemente aproximada. La solución está basada en un estado doble de tensiones por tal motivo tomamos la tensión de fluencia como σ_y .

2.9 Tensión plana y deformación plana

Las condiciones en el frente de la fisura pueden ser de tensión plana o deformación plana. Las muestras delgadas están sujetas a un estado de tensión plana en la punta de la fisura, mientras que las muestras gruesas experimentan condiciones de deformación plana. La tenacidad medida en estado de tensión plana es mayor que la que se observa en estado de deformación plana. Hay casos en que un modelo de dos dimensiones es apropiado, pero hay otros casos en los que una perspectiva de dos dimensiones da una visión distorsionada de la realidad. La relación entre dimensiones de la probeta y tenacidad a la fractura aparente es un ejemplo de este último.

Gran parte de la teoría de la mecánica clásica fractura se basa en aproximaciones bidimensionales. Por ejemplo, la relación entre KI y la tasa de liberación de energía es

rigurosamente correcta sólo para los casos especiales de tensión plana y deformación plana. En esta sección se presenta una perspectiva actualizada sobre la relación entre dimensiones de la probeta, triaxialidad grietas punta, y resistencia a la fractura.

2.9.1 *Triaxialidad de tensiones*

Considere una placa fisurada con espesor B sujeto a la tensión axial como se ilustra en la Figura 16. Si no hubiera fisura, la placa estaría en un estado de tensión plana. Por lo tanto, las regiones de la placa que estén lo suficientemente lejos de la punta de la fisura también deben tener estado de tensión plana. En las cercanías de la fisura el material se carga a tensiones más altas. Debido a la sollicitación normal al plano de la fisura, el material intenta contraerse en las direcciones X y Z , pero se evita de hacerlo por el material circundante. Esta limitación provoca un estado triaxial de la tensión cerca de la punta, como se ilustra la figura 16.

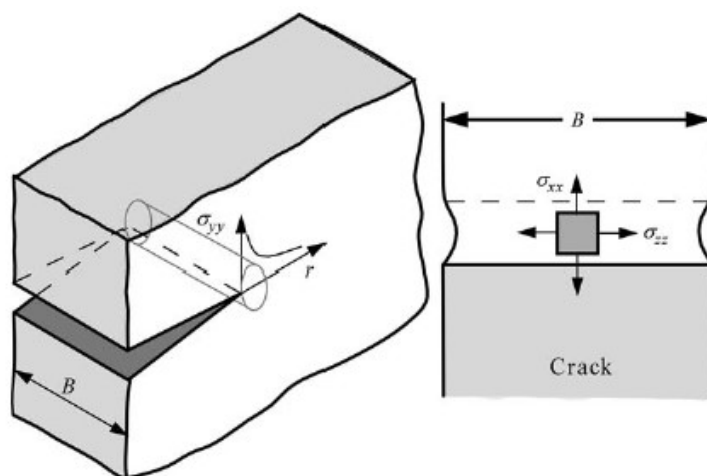


figura 16. Deformación tridimensional en la punta de la fisura. La tensión normal en la dirección de “y” hace que el material en las cercanías a la superficie se contraiga. Sin embargo, en el centro tenemos triaxialidad de tensiones.

En la figura 17 vemos un diagrama esquemático de la tensión σ_{zz} como una función de (z/B) . En el interior de la placa encontramos un alto grado de triaxialidad que decae bruscamente cuando nos acercamos a los costados. Estos resultados se obtuvieron de un análisis tridimensional de elementos finitos elastoplástico realizado por Narasimhan y Rosakis [52].

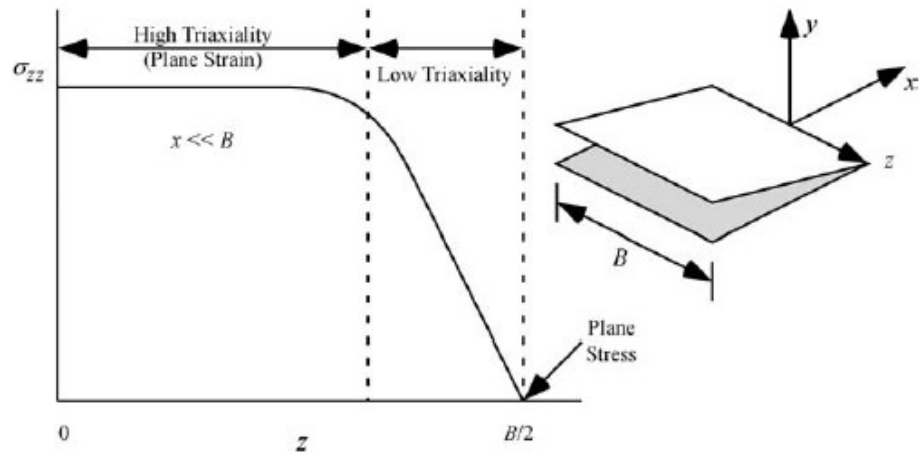


figura 17. Variación de la tensión en dirección de “z” en un punto en las cercanías de la fisura.

3 MECANICA DE FRACTURA ELASTO-PLÁSTICA

La mecánica de fractura lineal elástica es válida solamente para deformaciones plásticas confinadas en una pequeña región en la punta de la fisura. Algunos materiales que poseen grandes tenacidades o que tienen espesores pequeños son imposibles de caracterizar su comportamiento a fractura con la técnica LEFM (lineal elastic fracture mechanics) por lo tanto resulta necesario un modelo distinto para su análisis.

La mecánica de fractura elastoplástica es aplicable a materiales que exhiben comportamientos no lineales tales como deformación plástica.

Los métodos más utilizados para este análisis son: Integral J, CTOD (Crack tip Opening Displacement) desplazamiento de la apertura en la punta de la fisura y CTOA (Crack tip Opening angle) ángulo de apertura en la punta de la fisura.

Estos parámetros definen las condiciones en la punta de la fisura para materiales elastoplásticos por lo tanto pueden ser usados como criterios de fractura.

Si bien tienen también límites de aplicabilidad estos son mucho menos restrictivos que los de MFLE.

3.1 *Desplazamiento de la apertura en la punta de la fisura*

Cuando Wells intento medir el K_{Ic} en metales encontró que estos materiales son muy difíciles de caracterizar por LEFM. Wells notó altas tenacidades lo cual fue una buena noticia, pero se encontró con la dificultad que hasta el momento las teorías de mecánica de fractura existentes no podían caracterizar correctamente estos materiales. Durante sus ensayos pudo observar que la punta de la fisura se deformaba plásticamente y además que el grado de deformación plástica se incrementaba en relación a la tenacidad del material. De esta observación Wells propuso a la apertura de la punta de la fisura como un parámetro de tenacidad a la fractura. Hoy ese parámetro es conocido como CTOD.

Wells[32] hizo un análisis aproximado relacionando CTOD con el factor de intensidad de tensiones en el rango de fluencia de pequeña escala (small scale yielding). Irwin [33] mostró que la plasticidad en la punta de la fisura ocasiona que la fisura se comporte como si fuera ligeramente más larga. Por lo tanto, podremos estimar el CTOD asumiendo un desplazamiento efectivo de $a+r_y$. Del análisis elastoplástico [34] podemos hallar que el desplazamiento en la dirección de "y" está dado por:

$$u_y = \frac{k+1}{2*\mu} * K_I * \sqrt{\frac{r_y}{2*\pi}} \quad 51$$

La corrección para zona plástica dada por Irwin para tensión plana es:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad 52$$

Sustituyendo la ecuación 52 en la 51 nos queda:

$$\delta = 2 * u_y = \frac{4}{\pi} * \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} * E} \quad 53$$

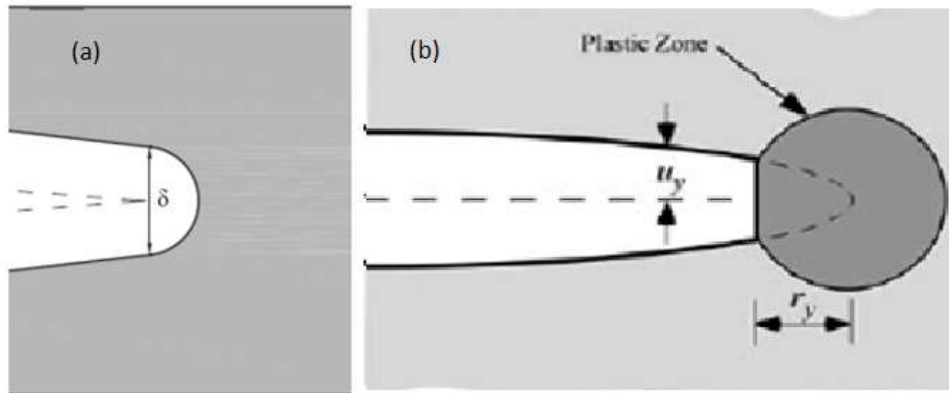


figura 18. (a) Desplazamiento de apertura de la fisura (CTOD). (b) Desplazamiento de apertura de fisura utilizando la corrección por zona plástica de Irwin.

También podemos relacionar CTOD con la tasa de liberación de energía aplicando la ecuación 43:

$$\delta = \frac{4}{\pi} * \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad 54$$

En el límite de fluencia en pequeña escala, CTOD es relacionado con G y K_I .

Wells postuló que CTOD es un parámetro apropiado para caracterizar cuando LEFM no es válido. Esta afirmación fue confirmada cuando se descubrió la relación entre CTOD y el J integral.

El modelo de Dugdale provee otro medio para el análisis de CTOD [35]. Dugdale [31] estudió el efecto de la existencia de la zona plástica en el vértice de una fisura sobre las relaciones entre tensiones aplicadas, deformaciones y longitud de fisura.

El modelo es como el de la figura 15 y consiste en considerar una fisura pasante en una placa infinita solicitada en Modo I. En este modelo la fisura tiene una longitud ficticia virtual igual a $2 * a_p = 2 * (a + r_p)$, donde r_p es la extensión de la zona plástica en el vértice de la fisura real de longitud a . Para tener en cuenta dicha fisura supone que además de encontrarse la fisura ficticia solicitada por una tensión σ , existe una tensión de compresión de $-\sigma_y$ (tensión de fluencia) actuante en la zona de la fisura ficticia. De esta forma reducimos un problema elastoplástico a uno elástico por lo tanto es susceptible de ser analizado utilizando funciones de tensión de manera similar a las vistas anteriormente. Burdekin y

Stone [30] utilizaron este análisis y encontraron la separación o apertura de los bordes en el vértice de la fisura real “ δ ” comúnmente llamado CTOD (Crack Tip Opening Displacement):

$$\delta = \frac{8 * \sigma_y * a}{\pi * E} * \ln \left[\sec \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right) \right] \quad 55$$

Si expandimos el factor $\ln[\sec(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y})]$ en serie de Taylor, tenemos:

$$\begin{aligned} \delta &= \frac{8 * \sigma_y * a}{\pi * E} * \left[\frac{1}{2} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^2 + \frac{1}{12} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^4 + \frac{1}{45} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^6 + \dots \right] \\ &= \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} * E} * \left[1 + \frac{1}{6} * \left(\frac{\pi * \sigma}{2 * \sigma_y} \right)^2 + \dots \right] \quad 56 \end{aligned}$$

Para tensiones $\sigma \ll \sigma_y$, los términos de orden superior son despreciables, por lo tanto el CTOD está dado por:

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} * E} = \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad 57$$

Este modelo asume un estado de tensión plana y un material sin endurecimiento por deformación plástica. La relación entre CTOD, K_I y G dependen del estado de tensión y del endurecimiento por deformación. La forma más correcta de escribir la ecuación es:

$$\delta = \frac{K_I^2}{m * \sigma_{ys} * E} = \frac{G}{m * \sigma_{ys}} \quad 58$$

Donde m es una constante adimensional que depende del estado de tensión y deformación (m es 1 para tensión plana y 2 para deformación plana).

Si bien el análisis no es una solución rigurosa al problema elastoplástico, nos brinda una solución suficientemente aproximada.

Para determinar CTOD en el laboratorio, es conveniente medir el desplazamiento “ V ” de la figura 19. El valor de δ es inferido de V asumiendo que las dos partes de la muestra son rígidas y giran a través de un punto bisagra. Teniendo en cuenta la figura 19, por construcción de triángulos similares tenemos:

$$\frac{\delta}{r * (W - a)} = \frac{V}{r * (W - a) + a}$$

$$\delta = \frac{r * (W - a) * V}{r * (W - a) + a} \quad 59$$

Donde “r” es un factor rotacional entre 0 y 1.

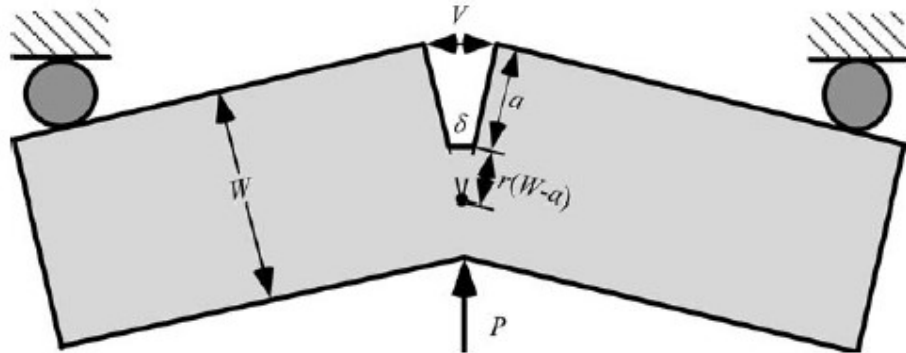


figura 19. Modelo de bisagra para estimar CTOD.

El modelo de bisagra es inadecuado cuando el desplazamiento es principalmente elástico. En los métodos estándares de CTOD [36 y 37] se adopta una modificación del modelo de bisagra, en el cual se separa en componente elástico y plástico (la suposición de bisagra se hace solo para desplazamiento plástico). En la figura 20 se representa la curva de carga en función del desplazamiento para un ensayo de CTOD. Para separar las contribuciones elásticas de las plásticas, se traza una recta paralela a la parte lineal de la curva en el último punto. La línea de puntos simula una descarga elástica del material suponiendo que la fisura no creció. El CTOD en la muestra es:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2}{m * \sigma_{ys} * E'} + \frac{r_p * (W - a) * V_p}{r_p * (W - a) + a} \quad 60$$

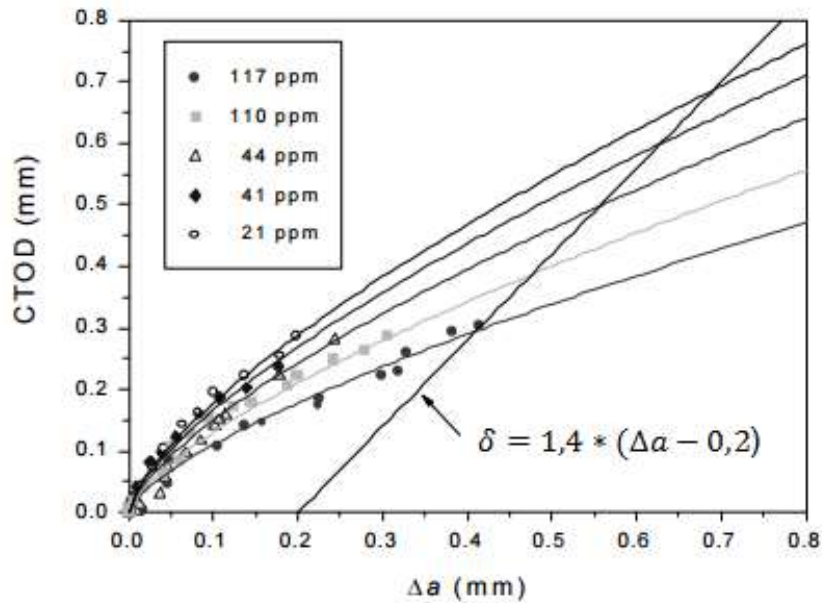


figura 21. CTOD vs Δa [38]

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

El CTOA es el ángulo que se forma entre las caras de la fisura en las proximidades de la punta. Es muy utilizado para caracterizar el crecimiento estable de la fisura. Un parámetro similar (no es igual) es el ángulo de apertura de la fisura COA (Crack Opening Angle), siendo este un ángulo promedio de la apertura de la fisura.

El parámetro CTOA, si bien es de muy difícil determinación experimental, tiene ciertas ventajas como el de caracterizar muy bien el crecimiento estable de la fisura [48 y 49]. 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 .

3.3 *Integral J*

La integral J es uno de los parámetros más utilizados para caracterizar fractura en materiales no lineales. Idealiza la deformación elastoplástica como no-lineal elástica como se ve en la figura 22. Rice [39] proporcionó la base para la ampliación de la metodología de la mecánica de fractura mucho más allá de los límites de validez de LEFM.

En la figura [22] vemos la curva tensión-deformación uniaxial de materiales elásticos no lineales y elastoplásticos. El comportamiento de carga para los dos materiales es el mismo, pero las respuestas de estos materiales difieren cuando se descargan. El material

elastoplástico sigue una trayectoria de descarga lineal con la pendiente igual al módulo de Young, mientras que el material elástico no lineal se descarga a lo largo del mismo camino que se cargó.

En consecuencia, es mucho más fácil de analizar un material elástico que un material que exhibe plasticidad irreversible. En general esta suposición es una buena hipótesis, aunque hay casos en tres dimensiones para los cuales no se verifican.

Debido a esto, en la determinación de la integral J para materiales elastoplásticos, se exige que la carga sea monótonamente creciente.

Rice [39] mostró que la tasa de liberación de energía no lineal J se puede escribir como una integral de línea independiente del camino. Además, mostro que J caracteriza de forma única las tensiones y deformaciones en la punta de fisura en materiales no lineales.

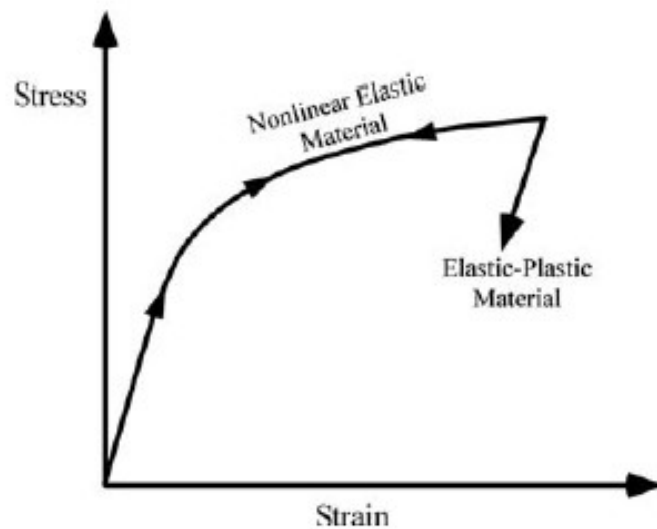


figura 22. Curva de tracción de materiales elásticos no lineales y elastoplástico

3.4 Velocidad de relajación de energía no lineal.

El resultado de la integral J nos da la tasa de liberación de energía de un cuerpo elástico no lineal que contiene una fisura.

Así como la ecuación 21 define la velocidad de liberación de energía para materiales lineales, la misma definición se aplica a los materiales elásticos no lineales, excepto que G se sustituye por J. Entonces:

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} \quad 61$$

Donde Π es la energía potencial y A es el área fisurada. La energía potencial está dada por:

$$\Pi = U - F \quad 62$$

Donde U es la energía almacenada en el cuerpo y F es el trabajo realizado por las fuerzas externas. Consideremos una placa de espesor unitario como se muestra en la figura 23 ($A = a$). Para un control de carga, tenemos:

$$\Pi = U - P * \Delta = -U^* \quad 63$$

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

$$U^* = \int_0^P \Delta * dP \quad 64$$

$$J = -\left(\frac{dU^*}{da}\right)_P \quad 65$$

Si la fisura avanza con control de desplazamiento, $F = 0$, por lo tanto:

$$J = -\left(\frac{dU}{da}\right)_\Delta \quad 66$$

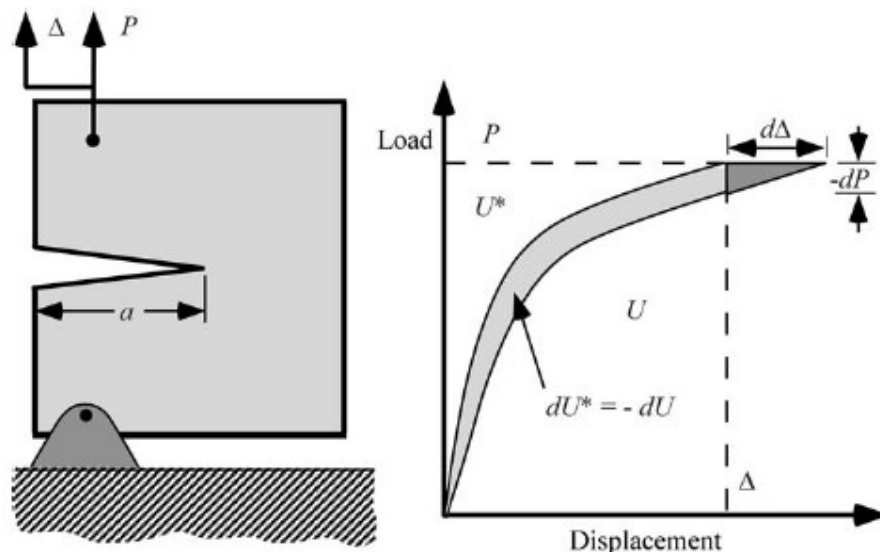


figura 23. Velocidad de relajación de Energía no-lineal.

En la figura 23 vemos que dU^* (para control de carga) difiere de dU (para control de desplazamiento) en una cantidad $\frac{1}{2} * dP * d\Delta$, este valor es muy chico comparado con dU por lo que consideramos que J puede ser calculado tanto por control de carga como por control de desplazamiento. De lo visto hasta el momento podemos expresar aJ como una

versión más general de la velocidad de relajación de energía. Para el caso de un material lineal elástico $J = G$, por lo tanto:

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad 67$$

La tasa de liberación de energía se define normalmente como la energía potencial que se libera de una estructura cuando la fisura crece en un material elástico. Sin embargo, mucha de la energía de deformación absorbida por un material elastoplástico no se recupera cuando la grieta crece o se descarga la muestra. Así, el concepto de velocidad de liberación de energía tiene una interpretación algo diferente para materiales elastoplásticos.

3.4.1 *J como una integral de línea independiente del camino*

Consideremos un camino arbitrario en sentido anti horario a través de la punta de una fisura, como muestra la figura 24. La integral J está dada por:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w * ty - T_i * \frac{\partial u_i}{\partial x} * ds \right) \quad 68$$

Donde w es la densidad de energía de deformación, T_i son los componentes de tracción, u_i son los componentes del vector de desplazamiento y ds es el incremento de longitud a lo largo del contorno Γ . La densidad de energía de deformación está definida como:

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad 69$$

Donde σ_{ij} y ε_{ij} es el tensor de tensiones y de deformaciones respectivamente. T_i actúa en dirección normal al contorno y está definido por:

$$T_i = \sigma_{ij} * n_j \quad 70$$

Donde n_j son los componentes del vector normal a Γ .

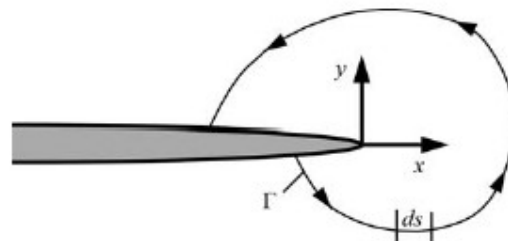


figura 24. Contorno arbitrario alrededor de la punta de la fisura

Rice [39] demostró que el valor de la integral J es independiente del camino de integración a través de la fisura y que la ecuación 68 es la tasa de liberación de energía.

3.4.2 J como parámetro de intensidad de tensiones

Hutchinson [40], Rice y Rosengren [41] independientemente, mostraron que J caracteriza las condiciones en la punta de fisura para materiales elásticos no lineales. Ellos asumieron una relación tipo Ramberg-Osgood (muy utilizada para ajuste de curvas de tensión-deformación) entre tensiones y deformaciones plásticas. La relación para una deformación uniaxial con deformación elástica es:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha * \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \quad 71$$

Donde σ_0 es el valor de la tensión de referencia que es usualmente equivalente a la tensión de fluencia, $\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$, α es una constante adimensional y n es el coeficiente de endurecimiento por deformación. Ellos mostraron que para tener una integral independiente del camino de integración, las tensiones y deformaciones deben variar como $\frac{1}{r}$ en cercanías a la punta de fisura. A distancias pequeñas a la punta de fisura, la zona elástica es muy pequeña comparada con la zona plástica por lo tanto podemos aproximar su comportamiento con la relación simple:

$$\sigma_{ij} = K_1 * \left(\frac{J}{r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \quad 72$$

$$\varepsilon_{ij} = K_2 * \left(\frac{J}{r}\right)^{\frac{n}{n+1}} \quad 73$$

Donde K_1 y K_2 son constantes de proporcionalidad. Vemos que cuando el material es elástico lineal $n=1$ y la singularidad es predicha por $\frac{1}{\sqrt{r}}$ lo cual es consistente con la teoría de LEFM. Aplicando condiciones de contorno apropiadas obtenemos la distribución de tensiones y deformaciones:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 * \left(\frac{E * J}{\alpha * \sigma_0^2 * I_n * r}\right)^{\frac{1}{n+1}} * \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad 74$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha * \sigma_0}{E} * \left(\frac{E * J}{\alpha * \sigma_0^2 * I_n * r}\right)^{\frac{n}{n+1}} * \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad 75$$

Donde I_n es una constante de integración que depende de n (Figura 25), σ_{ij} y ε_{ij} Son funciones adimensionales que dependen de n y θ . Además, estos parámetros dependen del estado de tensión (tensión plana o deformación plana).

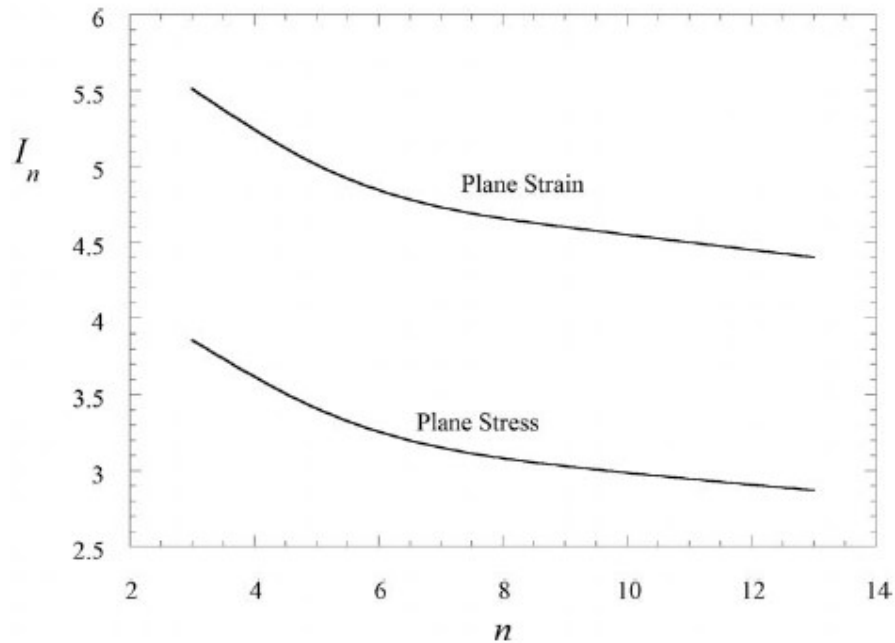


figura 25. Efecto del exponente de endurecimiento.

3.4.3 Zonas con gran deformación

La singularidad HRR tiene aparentemente la misma anomalía que LEFM en la punta de la fisura ya que ambas predicen tensiones infinitas cuando $r \rightarrow 0$. Las grandes deformaciones producen un redondeo en la punta de la fisura, causando una reducción en la triaxialidad de tensiones. En la punta redondeada tenemos una superficie libre que tendrá una tensión igual a cero. El análisis HRR no considera estas grandes deformaciones en la punta, este análisis considera pequeñas deformaciones que no superan el 10%.

Mc Meeking y Parks [42] hicieron un análisis de elementos finitos incorporando la teoría de grandes deformaciones. En la figura 26 vemos graficada la tensión perpendicular al área de fisura en función de la distancia a la punta de fisura para las dos teorías mencionadas. Como vemos en un punto que es aproximadamente dos veces el CTOD ambas teorías se igualan. Para distancias menores a este punto empezaría a tener importancia la influencia las grandes deformaciones plásticas.

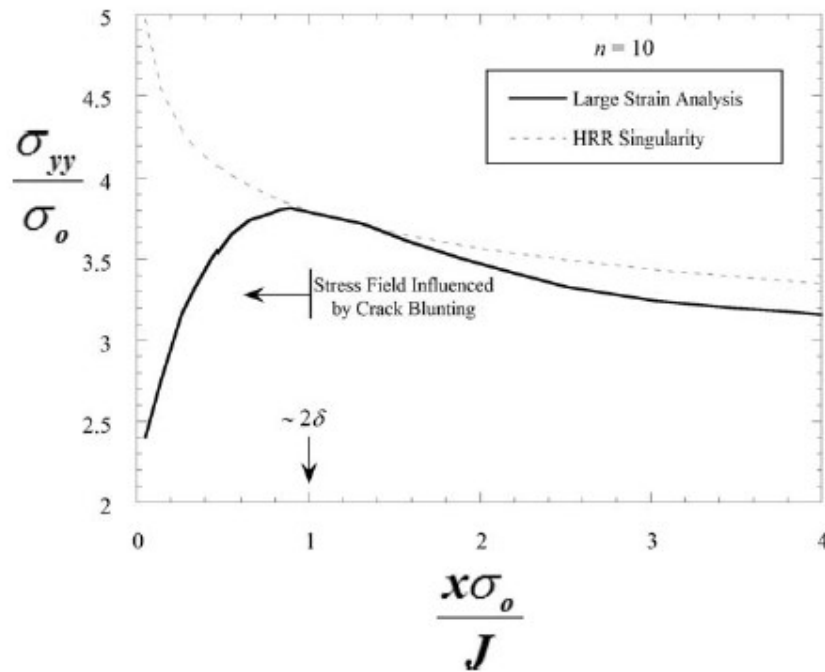


figura 26. Resultado por elemento finito de la teoría de grandes deformaciones plásticas [42] y la de HRR.

3.4.4 Curva de resistencia al avance de fisura

Los materiales con altas tenacidades no fallan catastróficamente a un valor particular de J o CTOD. Estos materiales presentan un crecimiento en la curva R (sea de CTOD o J) con el incremento de fisura. En la figura 27 se ilustra una curva R típica de un material dúctil. En la primera parte, la curva es aproximadamente vertical producto de un pequeño crecimiento de fisura aparente dado por el redondeo de la punta de fisura. Después del crecimiento aparente se produce la iniciación de la fisura la cual empieza a crecer de forma estable hasta que alcanza un valor que se inestabiliza. El punto donde se inicia la fisura lo llamamos J_{IC} . Este punto no está bien definido y dependiendo de la norma o especificación se establecen ciertos criterios.

Cuando se necesita saber la tenacidad de un material, la curva R da una buena descripción del mismo.

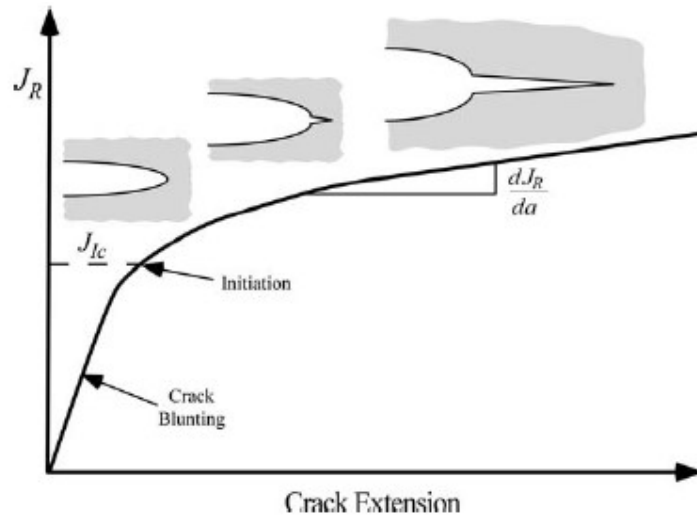


figura 27. Curva J_R .

Las condiciones que gobiernan la estabilidad del crecimiento de fisura en materiales elastoplásticos son las mismas que las presentadas en la sección 2.4 pero cambiando los parámetros fractomecánicos G por J . Por lo tanto definimos el módulo de desgarramiento propuesto por París [18] para el parámetro J_R :

$$T_R = \frac{E}{\sigma_0^2} * \frac{dJ_R}{da} \quad 76$$

Ahora expresamos la fuerza en la punta de la fisura como módulo de desgarramiento aplicado.

$$T_{app} = \frac{E}{\sigma_0^2} * \left(\frac{dJ}{da}\right)_{\Delta T} \quad 77$$

Donde ΔT es el desplazamiento remoto total que tiene en cuenta la compliancia del sistema.

$$\Delta T = \Delta + C_m \quad 78$$

Donde C_m es la compliancia del sistema que vale, $C_m = 0$, para control de desplazamiento y $C_m = \infty$ para control de carga.

Las condiciones para que se produzca un crecimiento estable son:

$$J = J_R \quad \text{y} \quad T_{app} \leq T_R \quad 79$$

Y para que ocurra la propagación inestable:

$$T_{app} > T_R \quad 80$$

En la figura 28 está representada la curva J_R y la J_{app} para los modos de control de carga y de desplazamiento. Como vimos en el capítulo anterior el control por desplazamiento resulta más estable que el control de carga. Podemos ver que la inestabilidad ocurre cuando la fuerza en la punta de la fisura es tangente a la curva J_R .

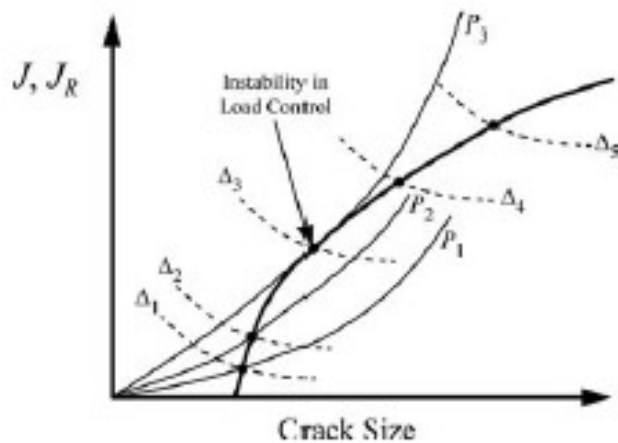


figura 28. Curva J_R y J_{app} en modo de control de carga y de desplazamiento.

3.4.5 *Fractura controlada por J.*

Es cuando J caracteriza completamente las condiciones en la punta de la fisura. En tales casos existe una relación única entre J y CTOD. Así como LEFM tiene sus límites, la mecánica de fractura elastoplástica también los tiene. Vamos a discutir las condiciones requeridas para que J controle la punta de fisura.

En la figura 29 se dibuja el efecto de la plasticidad en la punta de la fisura representando una curva de $\log(\sigma_{yy})$ en función de $\log(\frac{r}{L})$ donde "L" es el tamaño de la estructura o podría ser el ligamento remanente.

En la figura 29 a vemos que la fisura se encuentra caracterizada por J y K . La zona dominada por K es proporcional a $\frac{1}{\sqrt{r}}$ y el área plástica es la región dominada por J . Dentro de la zona plástica, la solución HRR es válida hasta $r = 2 * CTOD$ que es a partir de la cual empieza las grandes deformaciones plásticas.

En la figura 29 b vemos una gran deformación plástica en donde es válido J y el campo dominado por K no existe. A medida que aumenta la zona plástica disminuye la elástica. En este caso el mejor criterio a aplicar sería el de J o CTOD.

En la figura 29c vemos una fisura con una gran deformación plástica en relación con el tamaño de fisura. Para esta configuración no podemos caracterizar la fisura con J teniendo que recurrir a teorías para grandes deformaciones.

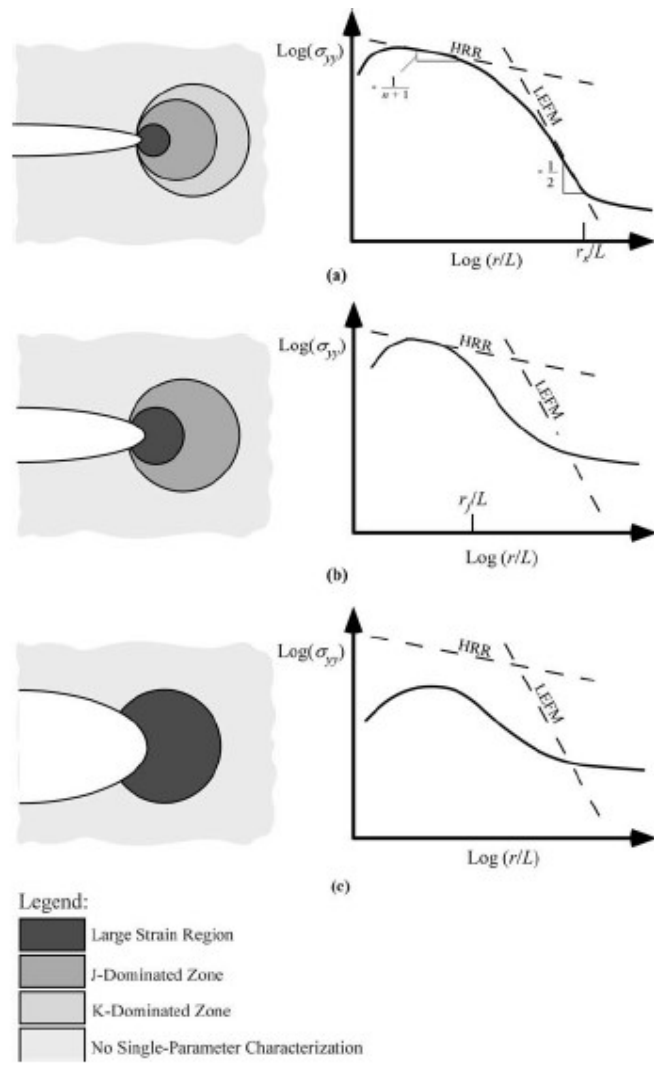


figura 29. Campo de tensiones en la punta de la fisura.

4 Determinación de Longitud de Fisura Crítica con probetas compactas

Como vimos en los capítulos anteriores es posible determinar la longitud de fisura crítica (LFC) de un material mediante el conocimiento de la curva J_R y J_{CDF} . El procedimiento estándar de ensayo de J requiere que se midan simultáneamente carga, desplazamiento y longitud de fisura. El desplazamiento es medido por LVDT (transductor diferencial de variación lineal) y la carga es medida con la celda de carga que posee la máquina. Los métodos más utilizados para determinar la longitud de fisura de manera remota son el de compliancia y el de caída de potencial. En este trabajo utilizamos la técnica de caída de potencial. La probeta recomendada [16] para los ensayos de J es compacta como la que aparece en la figura 30 la cual fue extraída del tubo a ensayar.

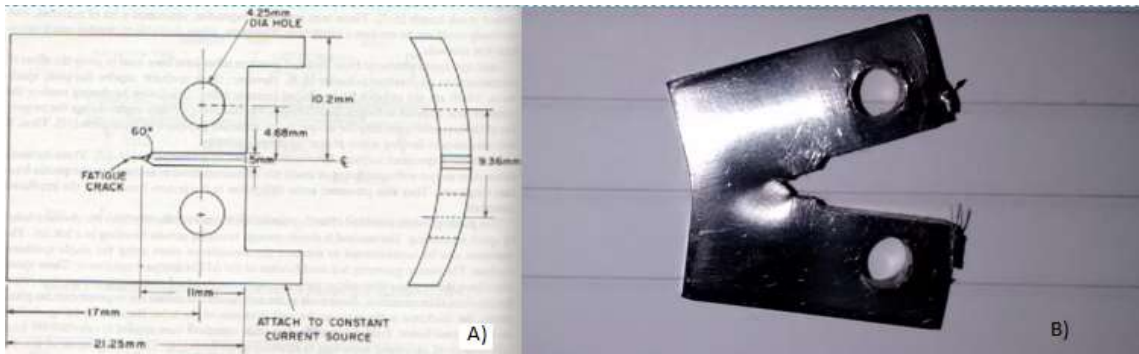


figura 30. A) Dimensiones de la probeta. B) Probeta después del ensayo.

Además de la probeta compacta es necesario extraer muestras para ensayar a tracción en dirección de apertura de la fisura.

La dirección de la fisura a analizar es longitudinal. Ésta es la más comprometida tanto por la sollicitación como por las propiedades micro estructurales.

La presión interna dentro de un tubo de presión sin tapas ejerce tensiones tangenciales y radiales. Las tensiones radiales son pequeñas comparadas con las tangenciales. Por otro lado, cuando el contenido de H en el material supera cierto valor, precipita como hidruro de Zirconio cuyas fases son frágiles y se ubican en dirección longitudinal reduciendo la tenacidad del tubo. Si bien los tubos de presión de la central CANDU poseen inicialmente una baja concentración de hidrogeno (<5ppm en peso) durante su vida en servicio aumenta el contenido de hidrogeno equivalente (hidrogeno + deuterio) debido al ingreso de deuterio generado por la corrosión del material en el agua pesada del reactor. Esto incrementa la probabilidad de falla por DHC. El mecanismo de degradación por DHC se inicia con la migración de hidrogeno hacia la punta de la fisura, precipitación de hidruros en la punta, rotura de los hidruros precipitados y avance de la fisura. Este proceso puede continuar hasta que la fisura llegue a un valor crítico que es lo que queremos evitar mediante la aplicación del criterio de perdida antes de fractura. Para garantizar su cumplimiento

necesitamos conocer la velocidad de propagación de fisuras (V_p) por DHC en el material, cuyo valor aumenta con la radiación neutrónica y es necesario monitorear.

Para hacer el ensayo J_R de necesitamos una máquina servo hidráulica de fatiga que genere la prefisura y una máquina de tracción con control de desplazamiento. El ensayo se hizo con una maquina universal de ensayos servo hidráulica con control de desplazamiento y de carga con capacidad de 10 Tn (MTS). Para medir el avance de fisura se instaló una fuente de corriente continua y la señal de caída de potencial fue amplificada (figura 31). Tuvimos varios problemas con los ruidos y si bien parte de estos fueron eliminados con filtros pasa banda no pudimos solucionar el problema.

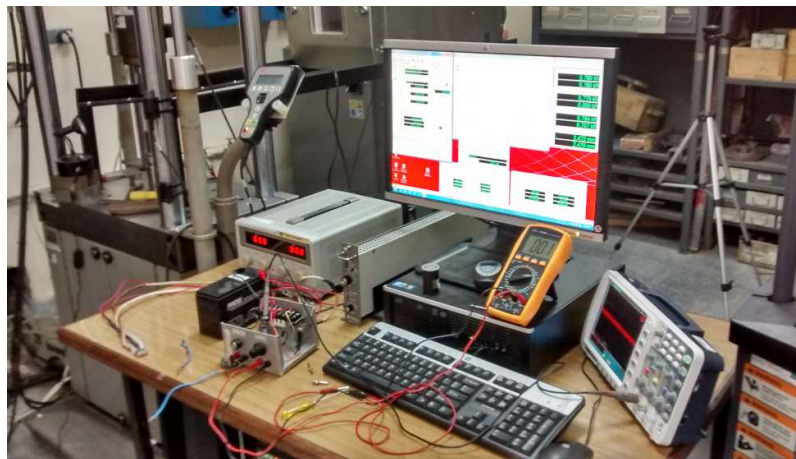


figura 31. Dispositivo de medición de J-R

4.1 *Fuerza impulsora en la punta de la fisura*

La fuerza impulsora en la punta de fisura es calculada mediante el factor de intensidad de tensiones. El factor de intensidad de tensiones depende de:

- Longitud, geometría y posición de la fisura en el tubo.
- El estado de cargas en la punta de la fisura.
- Tensión máxima y de fluencia en la dirección apropiada y a la temperatura de interés.

Entonces, la fisura considerada tiene dirección longitudinal al tubo como se ve en la figura 32.

La carga a considerar es la que tiende a abrir la fisura por lo tanto debemos calcular la tensión tangencial. Para un tubo de pared delgada, la tensión tangencial se supone constante en todo el espesor del tubo y es igual a:

$$\sigma_{tangencial} = \frac{P * r}{t} \quad 81$$

Donde P es la presión interna, r es el radio interior del tubo y t es el espesor.

La tensión máxima y de fluencia en el material y en esa dirección se determina mediante un ensayo de tracción por medio de una probeta obtenida del tubo por mecanizado en dirección tangencial.

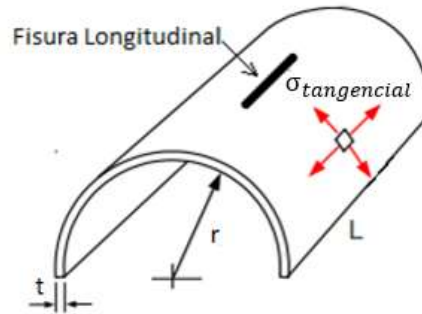


figura32. Corte esquemático del tubo

En este caso ocupamos el cálculo de la especificación canadiense [16] y luego contrastamos con fórmulas extraídas de EPRI.

Si la muestra presenta un comportamiento frágil, donde es válido LEFM, el factor de intensidad de tensiones es:

$$K_{CDF} = \left[\frac{8 * a * \sigma_f^2}{\pi} * \ln\left(\sec\left(\frac{\pi * M * \sigma_H}{2 * \sigma_f}\right)\right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad 82$$

Donde a es la longitud de fisura, M es el factor de folias, σ_H es la tensión axial y σ_f es la tensión de flujo definida como $\sigma_f = \frac{\sigma_y + \sigma_u}{2}$.

Si la muestra presenta un comportamiento dúctil, donde el criterio integral J es válido para caracterizar la fisura, podemos encontrar J reemplazando la ecuación 82 en la 67.

$$J_{CDF} = \frac{K_{CDF}^2}{E} = \frac{8 * a * \sigma_f^2}{\pi * E} * \ln\left(\sec\left(\frac{\pi * M * \sigma_H}{2 * \sigma_f}\right)\right) \quad 83$$

Por la curva de tracción del material (figura 33) podemos ver que es un material elastoplástico por lo tanto vamos a utilizar el parámetro J_{CDF} para caracterizar la fisura.

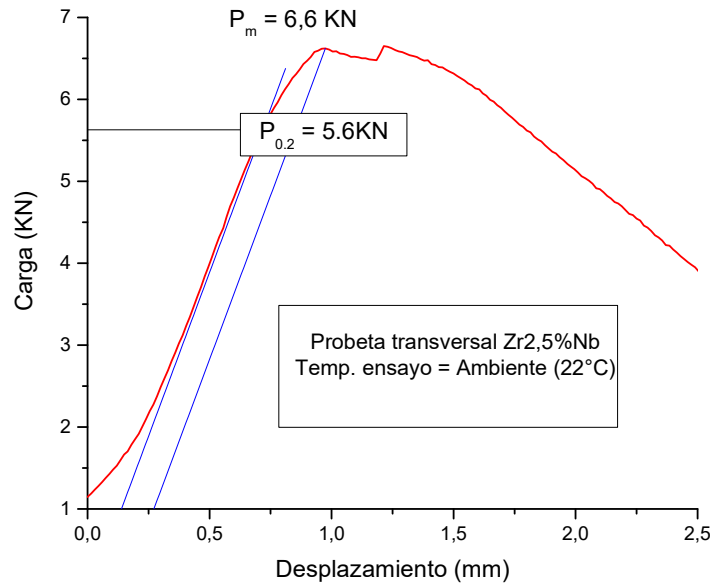


figura 33 . Ensayo de tracción de probeta transversal de Zr2.5%Nb

El módulo de Young utilizado para el Zr-2.5%Nb es determinado como:

$$E(GPa) = 102,5 - 0,01174 * T - 8,069 * 10^{-5} * T^2 \quad 84$$

Donde T es la temperatura del ensayo.

El factor de folias se calcula interpolando los valores dados en la tabla 3, a partir del parámetro de superficie λ para $\lambda \leq 8$ [46 y 47]. El parámetro λ está dado por:

$$\lambda = [12 * (1 - \nu^2)]^{\frac{1}{4}} * \frac{a}{\sqrt{R * t}} \quad 84$$

Dónde:

ν = Coeficiente de Poisson (consideramos $\nu = 0,3$).

R= radio del tubo.

t= espesor del tubo.

Para $\lambda > 8$ el factor de folias está dado por:

$$M = 4,4895 + 0,4684 * (\lambda - 8) \quad 85$$

La fuerza impulsora en la punta de la fisura se determinó por dos métodos, por el desarrollado anteriormente y por el método del EPRI. En la figura 34 vemos las curvas de J_{CDF} en función de la longitud de fisura $2a$ para los dos métodos utilizando las dimensiones y datos del Zr-2.5%Nb. Como podemos apreciar ambas curvas son prácticamente iguales, aunque la propuesta por la metodología canadiense es más conservativa, por lo tanto,

utilizamos ésta para los cálculos de longitud de fisura crítica. Es conveniente mencionar también que la especificación canadiense está basada en el EPRI aunque tiene pequeñas modificaciones. Puede apreciarse en la figura 34 que a medida que aumenta la longitud de fisura, para una presión interna constante la fuerza en la punta de la fisura aumenta asintóticamente.

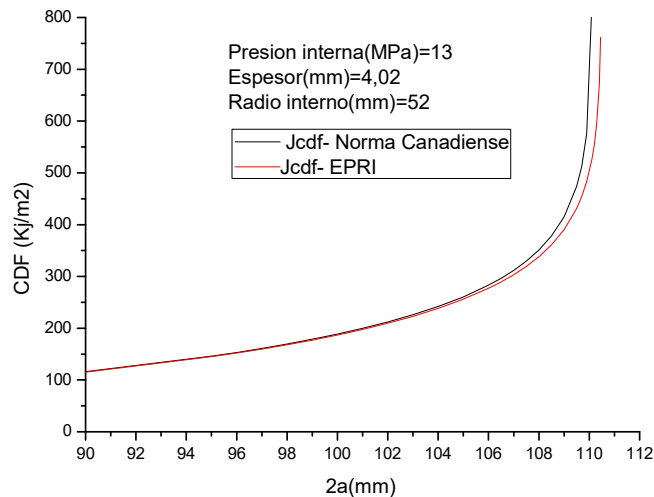


figura34. CDF vs avance de fisuras.

Las curvas que vamos a utilizar para la determinación de LFC van a tener la misma forma que la figura 34 y van a determinarse para varias presiones de interés.

4.2 Metodología de obtención de la tenacidad a la fractura del Zr-2.5%Nb.

Para determinar la curva J_R mediante una probeta compacta debemos medir carga, desplazamiento y avance de fisura de manera instantánea.

El ensayo se hace mediante un control de desplazamiento con el objetivo de mantener un crecimiento estable de fisura durante todo el ensayo y obtener así un crecimiento apreciable. La probeta debe estar pre-fisurada y para ello es necesario aplicar una carga cíclica que mantenga el factor de intensidad de tensiones entre $4MPa * \sqrt{m}$ y $20MPa * \sqrt{m}$. La longitud de la prefisura debe ser de 1,5 a 2mm (valor necesario para cumplir con la relación $\frac{a}{W} = 0.5$) y debe controlarse la linealidad del frente de avance de prefisura por fatiga.

Al aplicar una carga cíclica desde los pernos de sujeción de la probeta (ver figura 30), la fisura no crece en forma lineal. Para contrarrestar este efecto, parte de la prefisura se hizo con pernos cilíndricos y parte con pernos que tienen una ligera conicidad con el fin de equilibrar las tensiones en la zona de crecimiento de fisura.

La prefisura fue en principio medida por marcas generadas en la probeta y luego del ensayo ajustada al valor real.

Luego de la prefisura se conectó el dispositivo de medición de caída de potencial y se procedió a cargar la probeta con el modo de carga I mediante el control por desplazamiento. Se registró de instantáneamente la caída de potencial, desplazamiento del LVDT y carga de la celda y se obtuvo una curva de carga en función del desplazamiento lineal(figura39) y una curva de caída de potencial en función del desplazamiento lineal(figura 40). El ensayo terminó cuando la extensión de la fisura llegó aproximadamente a 4 mm.

Al finalizar el ensayo, se hizo un teñido térmico a 200°C y después se separaron las partes para medir con mayor nitidez los avances de fisura. Al tratarse de un material elastoplástico, En la figura 35 se puede ver a la probeta inmediatamente después del ensayo y a la derecha después del tinte térmico lista para tomar las mediciones de avance de fisura.



figura 35. A la derecha probeta compacta de acero después del ensayo y a la izquierda después del tinte térmico

La extensión de fisura estable se mide por el método de los nueve puntos de manera de determinar un solo valor de Δa .

El método de los 9 puntos para medir longitud de fisura obtenida en un ensayo planteado en la norma ASTM E1820 consiste en dividir el ancho de la probeta en 9 partes y sacar un promedio de los 7 valores del centro (raya de la 2 a la 8 en la fig. 36) y agregar el promedio del valor de las puntas.

En la fig. 36 vemos el avance de la prefisura y de la deformación plástica producto del ensayo de J_R . La medida que nos interesa conocer de manera remota es el avance de fisura en esta deformación plástica. Mediante el conocimiento de la superficie de fractura podemos determinar el inicio y fin de la deformación plástica y de esta manera calibrar el cálculo de caída de potencial y determinar finalmente J_R .

En la fig. 36 vemos 4 superficies distintas. La superficie de la izquierda corresponde a la producida por la entalla mecánica y llega hasta la zona de prefisura. El frente de la prefisura muestra una pequeña concavidad que resulta ser insignificante.

Después de la prefisura se encuentra una zona brillante y es la zona de deformación plástica que es la que nos interesa medir para la determinación de la curva J_R . Pasando la zona de deformación plástica se ve una zona que no fue afectada por el tinte y es el ligamento remanente que quedo después del ensayo. Si el material tuviera un comportamiento frágil, la pieza se hubiera roto en dos partes durante el ensayo de J.

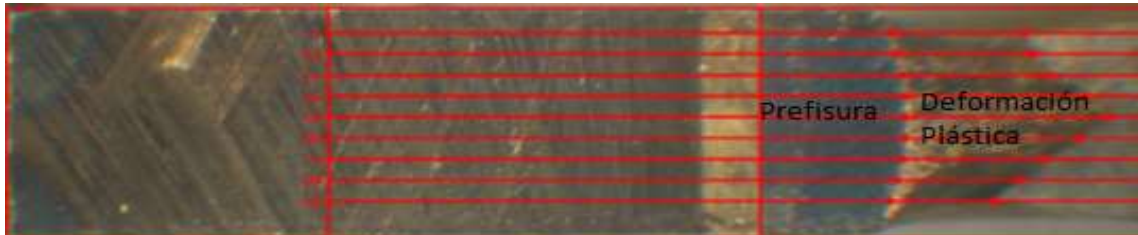


figura 36. Superficie de fractura en la que se puede ver la prefisura y la deformación plástica del ensayo.

4.2.1 *Determinación curva J-R por caída de potencial*

El método de caída de potencial está basado en la correlación entre la variación de potencial y de área del ligamento remanente. El método consiste en hacer circular una corriente continua (en este caso de 6A) a través de la probeta y medir la caída de potencial que genera el cambio de sección remanente de la probeta (figura 37). A medida que la fisura avanza, la sección remanente disminuye y aumenta la resistencia al paso de la corriente lo cual genera un crecimiento en la caída de potencial.

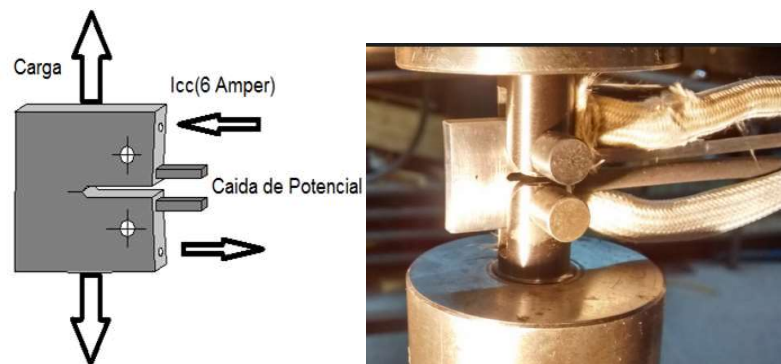


figura 37. Probeta curva compacta

Johnson [21] demostró que se podía correlacionar crecimiento de fisura con la caída de potencial y que la expresión era sensible al ancho de la probeta, a las localizaciones de la corriente de entrada y al potencial de salida.

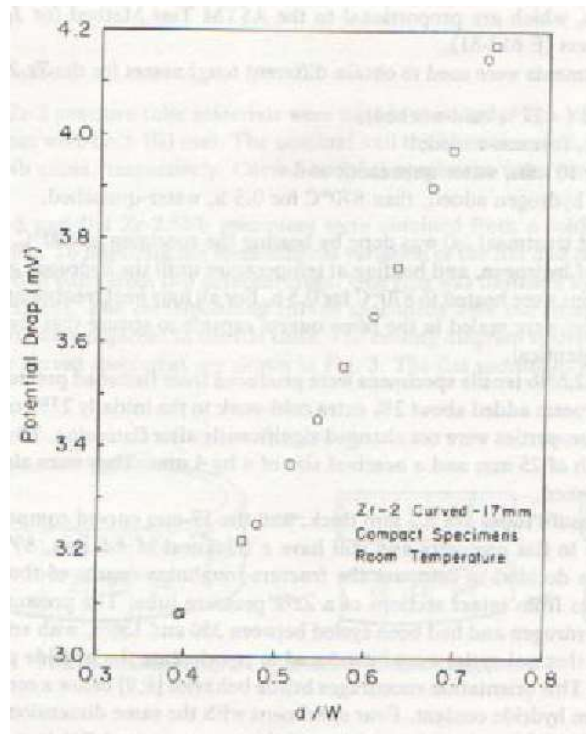


figura 38. D-C. Caída de potencial a través de la entalla de la probeta compacta. Los dos símbolos distintos reflejan muestras diferentes.

La relación puede considerarse lineal. En la figura 38 se muestra una curva de calibración experimental para una probeta compacta curvada [22]. Para $0,5 < a/W < 0,75$ la curva de calibración teórica puede ser tomada como lineal:

$$\frac{\Delta V}{V_0} \cong 1,2 \frac{\Delta a}{W} \quad 86$$

En la práctica la pendiente puede ser diferente de esta y esto puede deberse a las condiciones del material [19].

En la figura 40 vemos la curva de caída de potencial en función del desplazamiento obtenida en el segundo ensayo del tubo de acero en la puesta a punto del método. Como vemos el ruido es importante y es debido a que trabajamos con tensiones muy chicas pero el ajuste de la curva nos da una tendencia que valida el ensayo.

Lowes y Fearnough [23] observaron que el desplazamiento en la punta de la fisura con respecto a la caída de potencial es lineal hasta el punto de iniciación de la fisura. Esta tendencia lineal con una pequeña pendiente podría atribuirse al redondeo de la punta de la fisura. Cuando se pierde la linealidad, consideramos que es el inicio del crecimiento de fisura y a partir de ahí la caída de potencial con respecto al desplazamiento tiene forma de parábola.

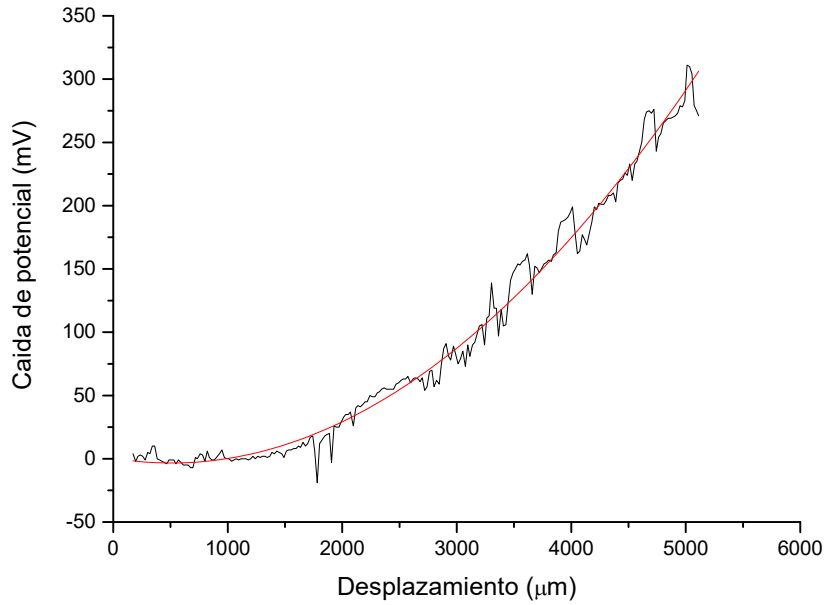


figura 39. Caída de potencial vs desplazamiento

Para determinar la curva de J_R asumimos que el material tendrá un comportamiento dúctil y la extensión de fisura será estable. El tipo de curva que debemos encontrar en el ensayo es como el de la figura 40.

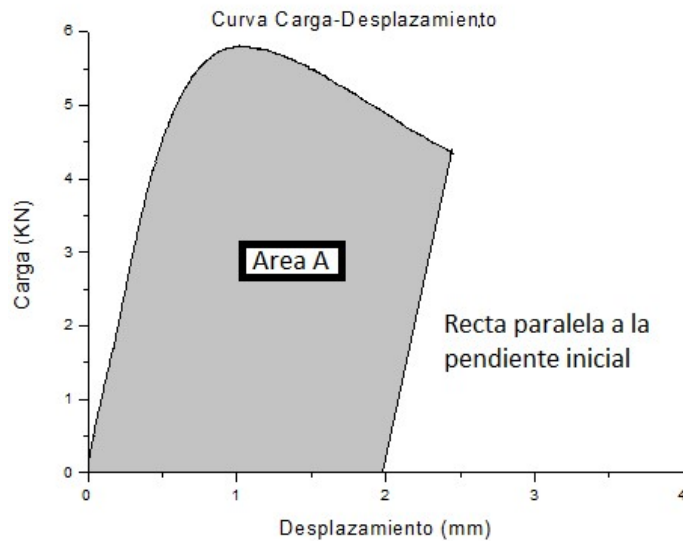


figura 40. Curva carga desplazamiento para un material dúctil.

Para calcular J con el método de probeta única, se divide la curva carga-desplazamiento en una contribución plástica y una elástica:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad 87$$

Donde:

$$J_{el} = \frac{K(\text{dimensiones}, a, \text{carga})^2 * (1 - v^2)}{E} \quad 88$$

$$J_{pl} = \frac{2 * A_{pl}}{B_N * b_o} \quad 89$$

Donde:

A_{pl} = es el area plastica de la figura 40.

B_N = espesor de la probeta.

$b_o = W - a_o$.

Para calcular J por medio de probeta única, se calcula el valor de J_i para cada punto de la línea de carga teniendo como datos valores de a_i , v_i y P_i de manera remota.

El J_{el} no es acumulativo y varía únicamente con el valor de $K_i(a_i, v_i, P_i)$.

El J_{pl} es acumulativo y es determinado punto a punto sumando las contribuciones plásticas de la curva carga-desplazamiento:

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{2}{b_{(i-1)}} \right) * \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] * \left[1 - \frac{a_i - a_{i-1}}{b_{i-1}} \right] \quad 90$$

La cantidad $A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}$ es el incremento de la zona plástica en la curva de carga en función del desplazamiento como se ve en la figura 41. El desplazamiento plástico está dado por:

$$V_{pl} = \text{desplazamiento del tren de carga(LVDT)} - P_i * C_i \quad 91$$

Donde C_i es la compliancia del sistema.

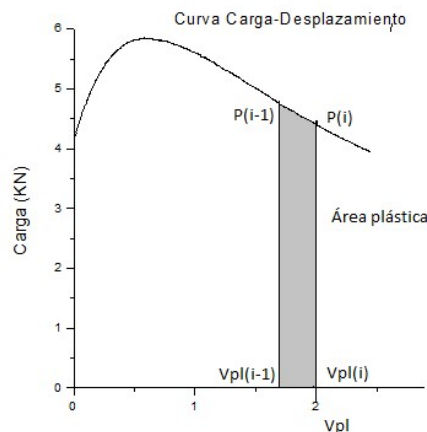


figura 41. Área plástica para el cálculo de J

Reemplazando la ecuación 90 y 88 en la 87 determinamos los valores de J_R y trazamos la siguiente curva:

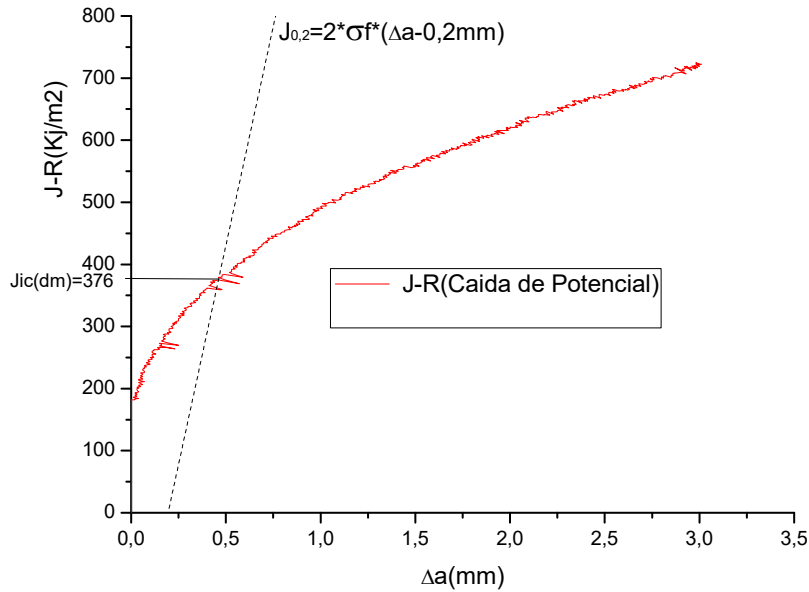


figura 42. Curva J_R por el método de caída de potencial.

La curva de la figura 42 cumple con los requerimientos propuestos por la especificación canadiense [16].

4.2.2 Curva J-R por el método de normalización

La técnica de normalización puede ser utilizada para obtener en algunos casos la curva J-R directamente teniendo los datos de carga-desplazamiento y las mediciones de longitud de fisura inicial y final tomadas desde la superficie de fractura de la muestra. Esta técnica es recomendada cuando se hace difícil determinar de manera remota el crecimiento de fisura en el método de probeta única (cuando no se puede aplicar compliancia o caída de potencial). El método de normalización no es aplicable para los materiales de baja tenacidad en los cuales pueden ocurrir grandes extensiones de fisura sin tener desplazamiento en línea de carga medible. Para determinar la curva J_R mediante la normalización nos basamos en la norma ASTM E1820 [17] y en la especificación canadiense [16].

Para normalizar debemos registrar los valores de carga-desplazamiento en línea de carga y medir las longitudes iniciales y finales de la probeta con un medidor óptico. Este procedimiento sólo es aplicable a geometrías de probetas estándares [17] con $0,45 \leq a_0/W \leq 0,70$ y no se puede utilizar si la extensión final de la grieta física supera 4 mm o 15% del ligamento no remanente (lo que suceda primero). Se normalizan todos los valores de carga P_i hasta el P_{max} . (sin incluir este último)

$$P_{Ni} = \frac{P_i}{W * B * \left[\frac{W - a_{bi}}{W} \right] \eta_{pl}} \quad 93$$

Donde a_{bi} es la longitud de fisura corregida por redondeo (blunting).

$$a_{bi} = a_0 + \frac{J_i}{2 * \sigma_y} \quad 94$$

Donde $J_i = J_{el} + J_{pl}$

El cálculo de J_i y de η_{pl} lo hicimos siguiendo la especificación canadiense [2], utilizando el valor de a_0 .

El desplazamiento también es normalizado mediante la siguiente formula:

$$V'_{pli} = \frac{V_{pli}}{W} = \frac{(V_i - P_i * C_i)}{W} \quad 95$$

Donde C_i es la compliancia en la línea de carga elástica, V_i es el desplazamiento medido por un extensómetro y W es el ancho de la probeta.

El par carga-desplazamiento final se normalizará usando las mismas ecuaciones como anteriormente, excepto que la longitud final de fisura será a_f .

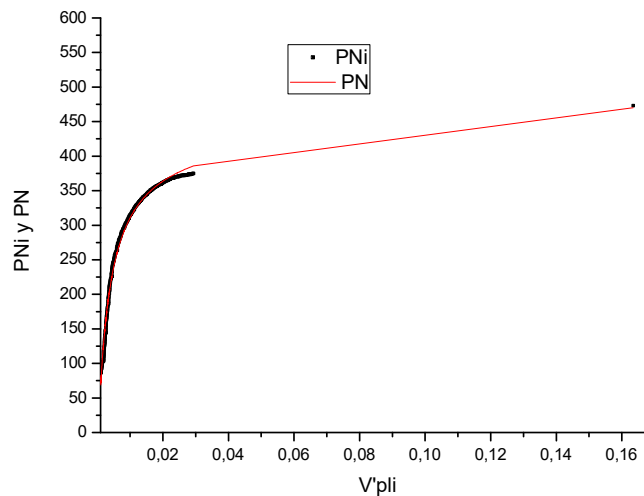


figura43. Curva PN (V'pli) y pares de datos PNi (V'pli)

Se traza una recta tangente a los datos obtenidos con a_0 que pase por el punto final. Los datos calculados con a_0 que queden a la derecha del punto tangente son excluidos. Los datos con $\frac{v_{pli}}{W} \leq 0.001$ deberán excluirse. Con los valores no excluidos trazamos una función de ajuste que tenga esta forma:

$$P_N = \frac{a + b * v'_{pli} + c * v'^2_{pli}}{x + d} \quad 92$$

En donde los valores a, b, c y d son constantes de ajuste. La función de normalización deberá ajustarse a todos los pares de datos hallados anteriormente y la desviación máxima de valores tendrá que ser menor al 1% de PN en el punto final. Luego, mediante un procedimiento iterativo modificamos el valor de longitud de fisura para cada par de valores (Pi,vi) hasta que la función PN_i (abi) coincida con la función PN(vpli/W) con un error máximo de +0,1%. Este paso lo realizamos mediante un pequeño programa de la aplicación Excel de VBA (ver anexo 6.3). De esta manera hallamos la longitud de fisura para cada par carga-desplazamiento y estamos en condiciones de hallar la curva J-R siguiendo la especificación canadiense [16]

En el fig. 44 vemos la curva J_R calculada mediante el método de Normalización para una probeta compacta extraída del tubo T2:

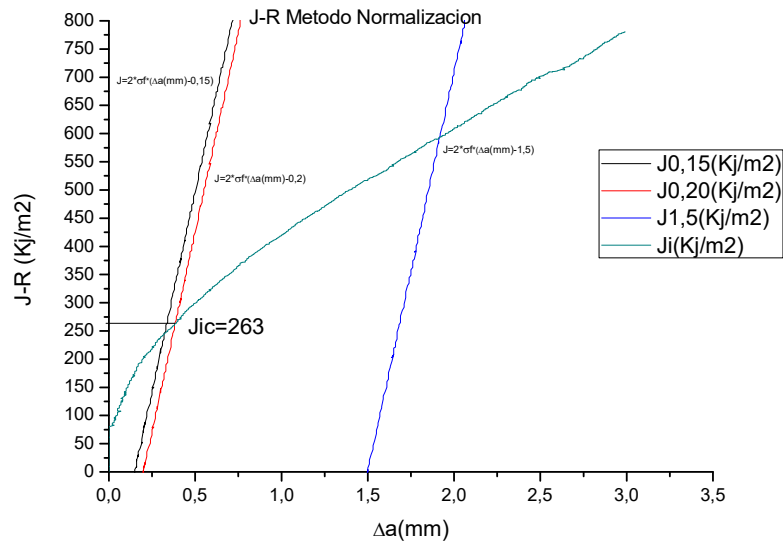


figura 44. Curva J_R obtenida por Normalización.

4.3 Contraste curva J_R por método directo y caída de potencial

En la figura 45 la curva J-R fue calculada mediante el método de caída de potencial (CP) y de normalización (N). El J_{IC} (punto de inicio de fisura) de la curva de CP es considerablemente superior al de N, esto podría deberse a dos motivos, uno sería que la probeta ensayada no está bajo normas [17] y otro podría ser que el crecimiento de fisura durante el ensayo superó el 15% de W que es el crecimiento máximo planteado para este

método. Sin embargo no utilizamos J_{IC} para determinar el inicio de fisura sino que, utilizamos toda la curva J_R por lo tanto esta variación en principio podría no tomarse en cuenta.

Otra causa de la variación de ambas curvas se debe a que el método de caída de potencial trabaja con caídas de potencial muy bajas y es muy sensible a los ruidos, esto hace que al inicio sean difíciles detectar.

A fondo de escala las pendientes se asemejan bastante. Si bien el último punto tendría que tener el mismo valor de J (debido a que tenemos el valor de Δa real), en este caso vemos una pequeña variación del 10% que no sería significativa debido a que el cálculo de J es acumulativo y la gran cantidad de cálculos consecutivos podrían acarrear e incrementar los errores.

La curva de resistencia más conservativa nos dio en todos los casos la de CP por lo tanto fue la que usamos para determinar LFC. Estas curvas fueron hechas tanto para las probetas de acero como para las tres probetas de Zr-2.5%Nb analizadas mostrando resultados semejantes.

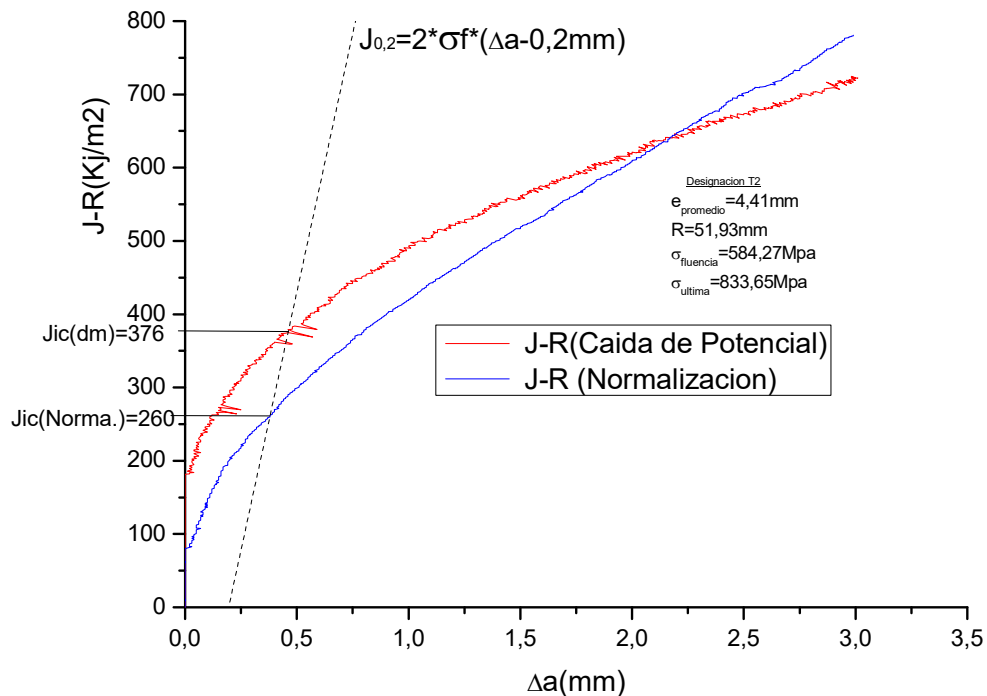


figura 45. Curva J-R caída de potencial y de Normalización.

4.4 Determinación de LFC.

Una vez determinado la curva J_{RY} la J_{CDF} , dibujamos en un gráfico y en la misma escala ambas curvas. El criterio de inestabilidad es:

$$J_{ap} \geq J_R$$

93

$$\frac{\partial J_{ap}}{\partial a} \geq \frac{dJ_R}{da}$$

Por lo tanto para determinar en qué punto se iguala J_R con J_{CDF} y sus derivadas con respecto a la longitud de fisura debemos desplazar la curva J_R hasta encontrar un punto tangente con J_{CDF} . El punto de contacto es el de inestabilidad por lo tanto me daría la LFC y donde empieza la curva J_R es el inicio del crecimiento de fisura estable.

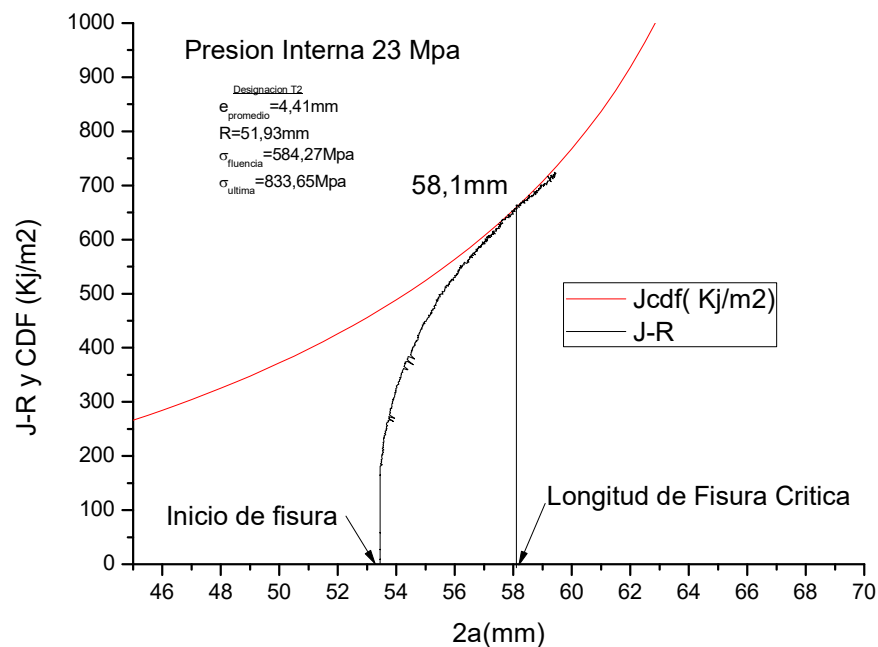


figura 46. Determinacion de LFC.

A modo de ser conservativos nos basaremos en el criterio adoptado en la especificación canadiense [16] que establece que cuando la curva J_R se ubica en un punto tangente a J_{CDF} , la longitud de fisura crítica es la intersección de la curva J_R con el eje de las abscisas, es decir en el punto que dice “inicio de fisura” en la figura 46.

Con el objeto de evaluar una tendencia de resultados se evaluaron LFC en los tubos con presiones variables. La curva J_R no varía con el aumento de presión ya que como vimos anteriormente es independiente del estado de tensiones. La curva J_{CDF} muestra un crecimiento del coeficiente cuadrático a medida que aumenta la presión. (fig. 47)

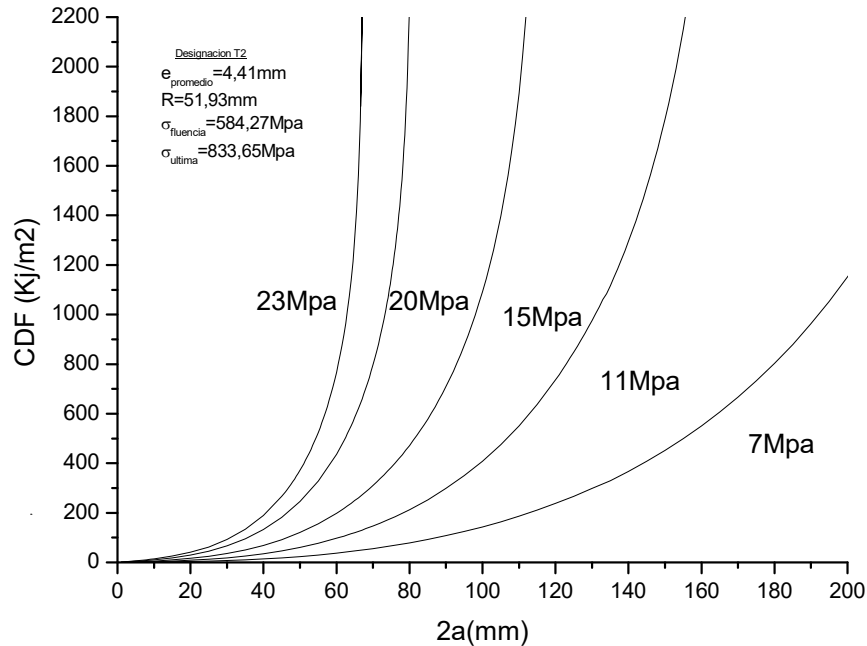


figura 47. Curvas de CDF a presiones variables.

Por lo tanto conociendo la curva J_R podemos trazar una curva de las longitudes de fisura crítica en función de la presión de trabajo.

4.4.1 *Estimación cuando la curva J_R no corta en una tangente a la curva J_{CDF}*

Si el crecimiento de fisura durante el ensayo no fue suficiente para encontrar un punto de tangencia entre J_R y J_{CDF} , tendremos un rango de valores donde podría estar la LFC cuyo valor máximo y mínimo lo vamos a encontrar de la siguiente manera.

Valor Mínimo

Si las curvas J_R y J_{CDF} no tienen un punto tangente en común, una estimación conservativa es hacer coincidir el final de la curva J_R con un punto en la curva J_{CDF} .

Valor Máximo

Para el valor máximo se extiende el final de la curva J_R utilizando una recta obtenida mediante el ajuste de mínimos cuadrados de los últimos puntos. Con esta nueva curva hallamos la tangente y obtenemos un valor máximo. El valor de LFC obtenido de este modo es sobre estimado, ya que la extensión se considera como una recta y si tuviéramos un material dúctil con endurecimiento por deformación plástica la pendiente decrecería obteniendo así valores menores de LFC.

En la figura 48 vemos la curva J_{CDF} para una presión de 11 MPa y las curvas J_R inferior (LFC=113,4mm) y J_R superior (LFC= 122,6 mm). La longitud de fisura crítica estaría

entre estos dos valores y queda a criterio de la norma si tomamos el inferior, superior, o un valor intermedio. Considerar la LFC menor estaría subestimando la medición (posición conservativa), debido a que un mayor crecimiento en el ensayo de determinación de la curva J_R aumentaría este valor. Asimismo considerar el valor más grande estaría sobrestimando (posición no conservativa), ya que la curva J_R presenta un decaimiento de la pendiente de la curva con el avance de fisura.

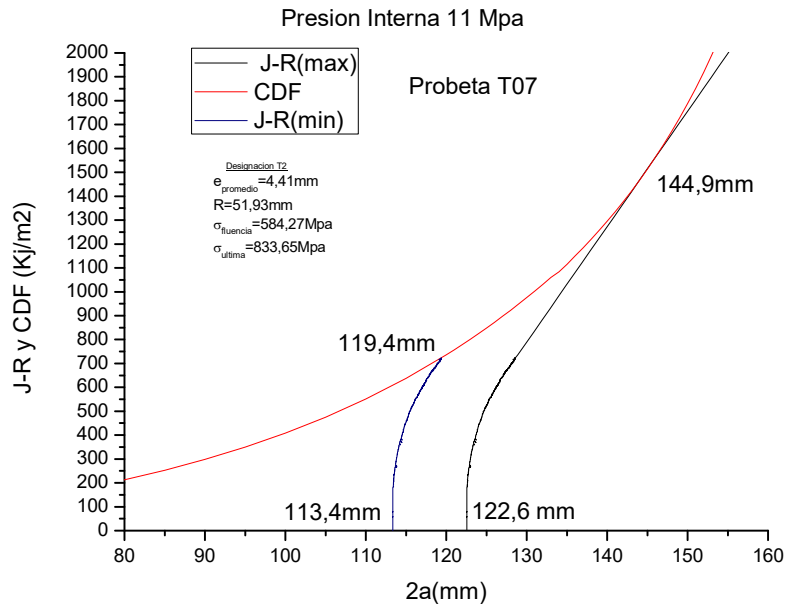


figura 48. Rango de LFC (Tubo T2).

En nuestro trabajo con el fin de adoptar un mismo criterio y tener resultados conservativos en el caso de no tener una curva J_R suficientemente larga tomaremos el valor de LFC menor.

4.5 Selección de curva J_R .

Las probetas fueron extraídas del mismo tubo y fueron ensayadas con el método de caída de potencial. Las curvas de la figura 52 muestran la variación del parámetro J_R en función del avance de fisura y son semejantes a las hechas en estudios anteriores [50]. El primer ensayo se hizo en un tubo de acero con el objeto de poner a punto el dispositivo, los resultados aparecen en el anexo.

Se ensayaron tres probetas correspondientes al mismo tubo las cuales arrojaron curvas bastante diferentes (figura 49, 50 y 51). En la curva de la figura 49 no se pudo apreciar el principio del crecimiento de fisura debido a los ruidos provenientes de la red que interferían con la medición y eran considerables para las señales tan bajas que se manejaban.

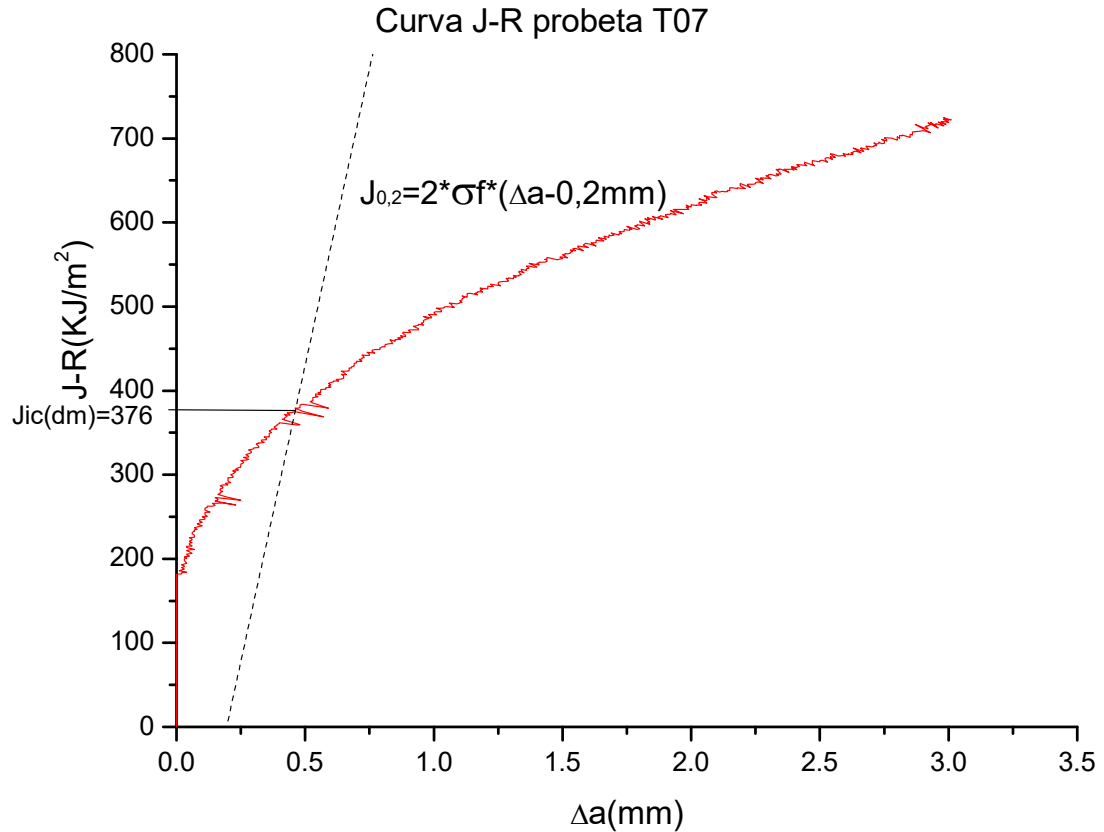


figura 49. Determinación de Curva J_R por caída de potencial. Probeta T07 del tubo T2.

Las curvas de las otras dos probetas representadas en la figura 50 y 51 fueron menos ruidosas pero arrojaron resultados poco coherentes en el inicio de una curva J_R ya que, en el principio la blunting line debería tener la misma pendiente que la curva J_R .

.Igualmente las tres curvas arrojaron valores de J_c similares indicando que la discrepancia del inicio podría ser despreciable a valores mayores.

Juntando las tres curvas de J-R vemos que la tendencia que se repite es la de las probetas T10 y T11. Sin embargo, para determinar que curva vamos a utilizar debemos contrastar a estas con la fuerza impulsora en la punta de la fisura.

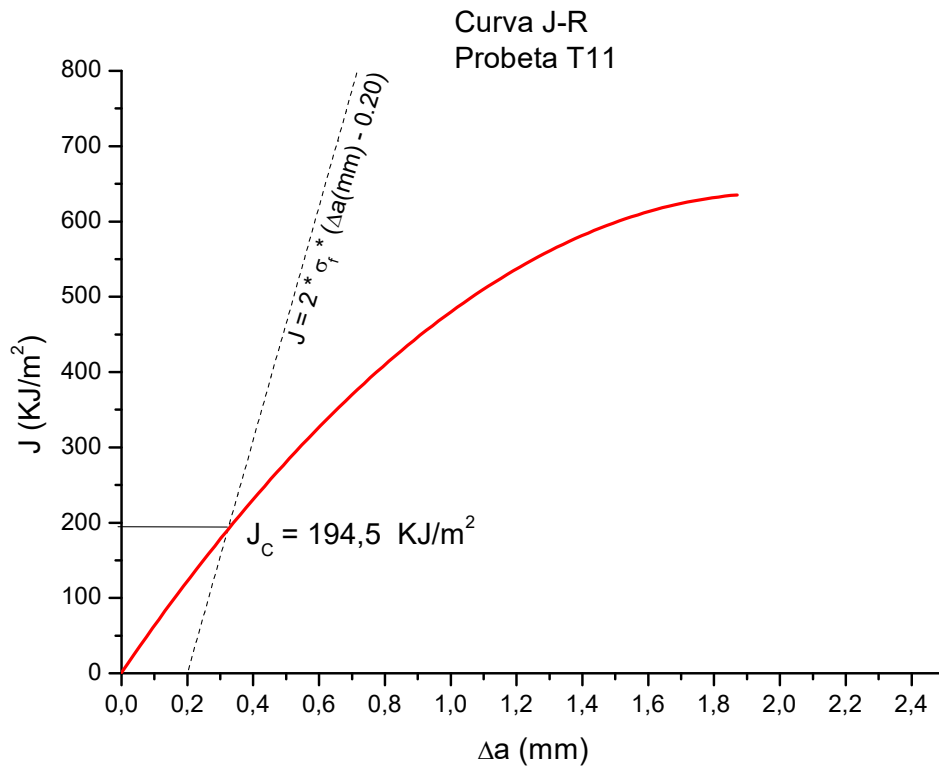


figura 50. Determinación de Curva J_R por caída de potencial. Probeta T11 del tubo T2.

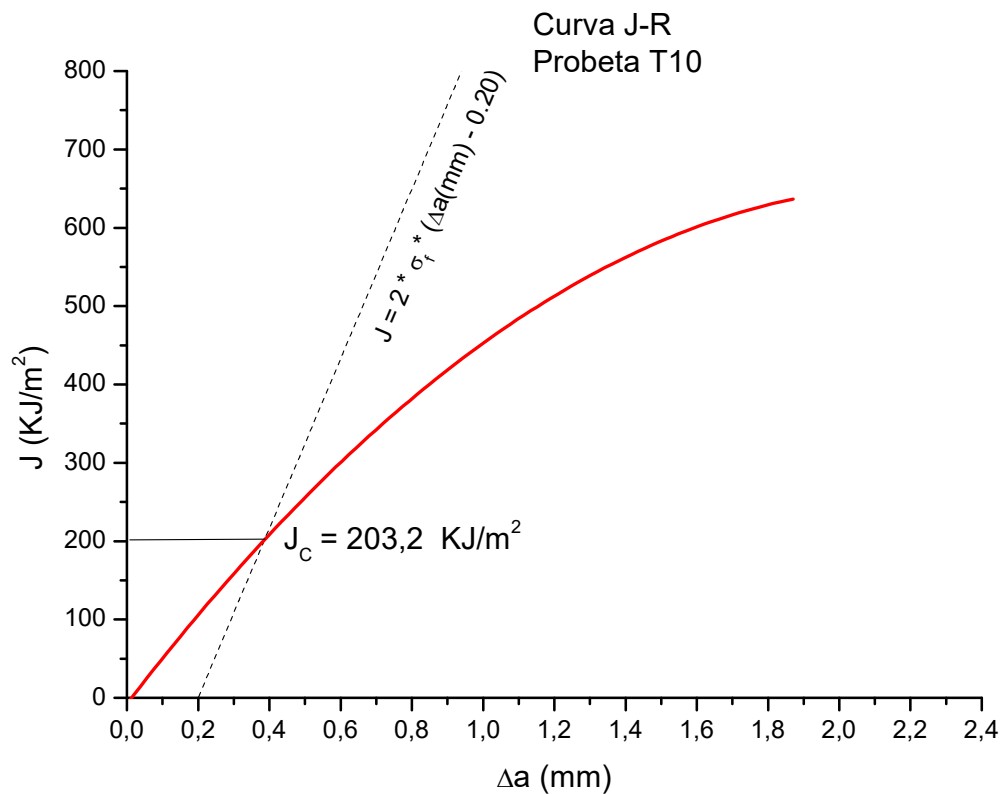


figura 51. Determinación de Curva J_R por caída de potencial. Probeta T10 del tubo T2.

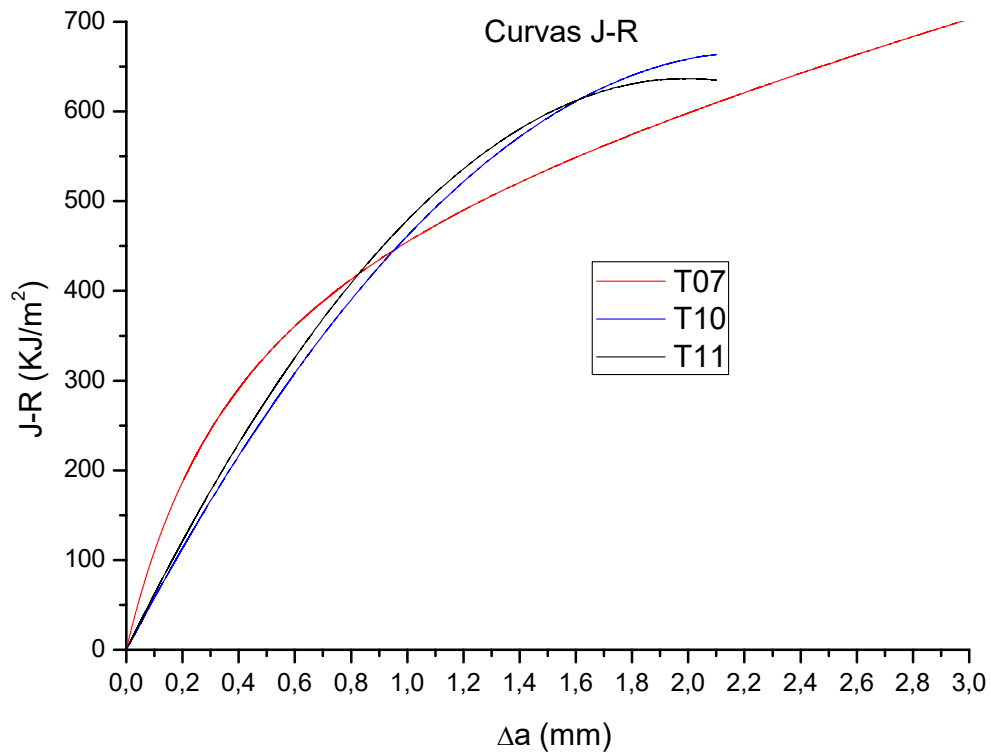


figura 52. Curva J-R de las tres probetas de Zr-2.5%Nb por el método de caída de potencial.

Tomamos como ejemplo la fuerza impulsora en la punta de la fisura para una presión interna de 15MPa y contrastamos las tres curvas, en este caso vemos que la probeta T11 muestra el valor más conservativo y es el que utilizamos para predecir la LFC.

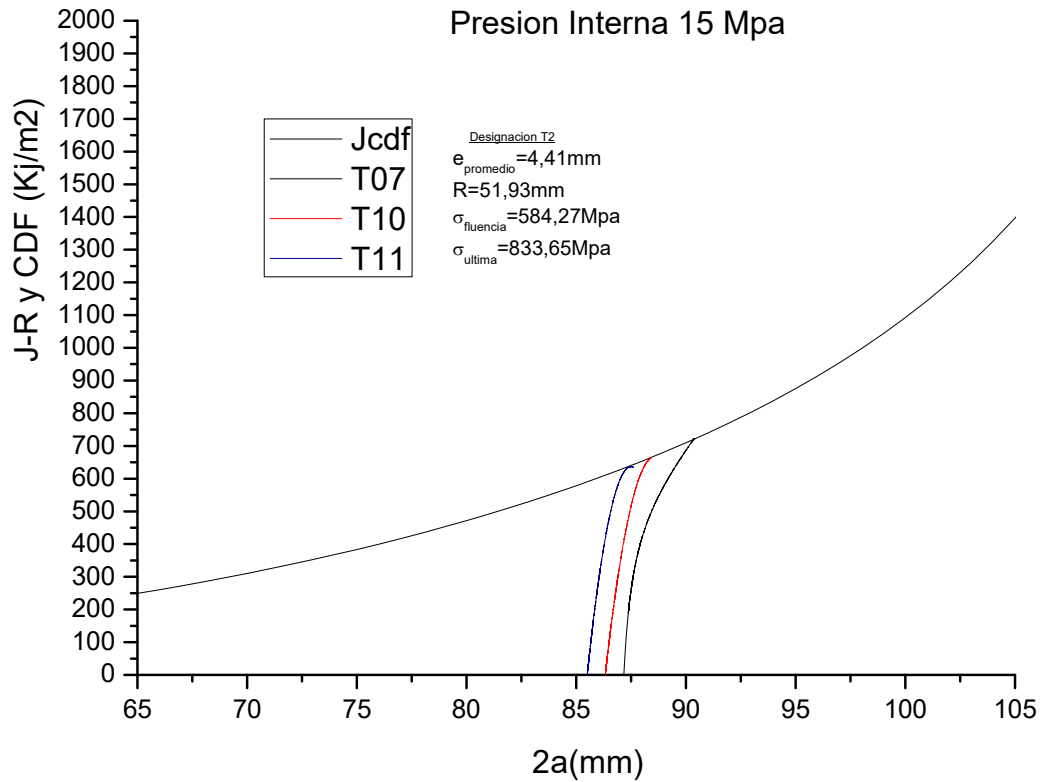


figura 53. J-R y CDF en función de la longitud de fisura. (Zr-2.5%Nb)

En la figura 54 representamos todos los valores de LFC calculados a presiones variables (7, 11, 15, 20 y 23 MPa) y obtuvimos la tendencia de los resultados.

Otra manera de determinar LFC es mediante el uso de J_{IC} . Como vimos en la sección 3 un criterio es considerar que la fisura empieza a crecer cuando J_{CDF} se iguala a J_{IC} . Para analizar este parámetro tomamos los valores de J_{IC} de las probetas y las comparamos con J_{CDF} para obtener LFC con este criterio. En la figura 54 aparecen los dos criterios antes mencionado, el que determina la inestabilidad mediante el criterio de Paris y el que utiliza J_{IC} . Vemos claramente que a una LFC determinada con J_{IC} daría valores de tensión de inestabilidad de un 25 % más chicos. Cuando determinemos las tensiones de inestabilidad vamos a saber qué criterio sería el más favorable.

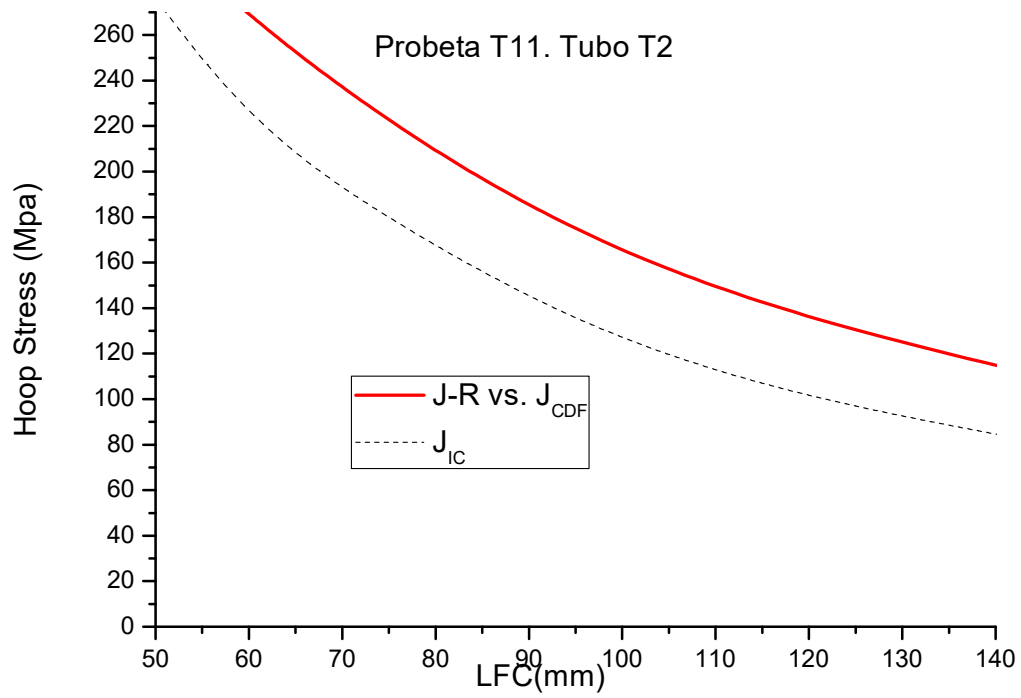


figura 54. Determinación de LFC en función de la tensión axial utilizando el criterio J_{IC} y J_R .

Las curvas J-R vs Jcdf utilizadas para obtener la figura 54 están en la sección 6.4.1 del anexo.

5 Ensayos de explosión

El tubo de presión es el que contiene el refrigerante y es donde tenemos las mayores sollicitaciones mecánicas, por lo tanto, su integridad es muy importante. Esto ha llevado a estudiar el comportamiento a la fractura y la tolerancia al defecto. La falla más perjudicial en un tubo presurizado es en dirección longitudinal donde las cargas tangenciales son las que tendremos en cuenta.

La resistencia a la fractura que impone el material tiene que ver con el tamaño y geometría de las impurezas y con la dirección en las líneas de laminación de estas, como todos estos tubos tienen controlado el nivel de impurezas y son fabricados bajo el mismo proceso (obteniéndose líneas de laminación semejantes) los parámetros de fractura en la misma dirección deberían de ser semejantes.

A una determinada temperatura y presión, existe un valor de longitud de fisura crítica para la cual la entalla crece rápidamente y se vuelve inestable.

Uno de los sistemas de seguridad de este tipo de reactores es el de pérdida antes de fractura en el tubo de Presión. Se demostró que las fisuras iniciadas por defectos en superficies tienden a crecer en forma elíptica y atraviesan la pared del tubo con longitudes aproximadamente de dos a tres veces el espesor de pared [51]. Como el espesor de pared es de 4 mm y las fisuras encontradas en tubos fisurados fueron semielípticas, se espera que la fisura que produce la fuga tenga una longitud de 8 a 12 mm de longitud. Esta longitud es mucho menor que las longitudes de fisura crítica halladas experimentalmente.

Otros casos que avalaron el criterio LBB fueron los tubos de presión de la central nuclear de Pickering que fallaron entre finales de 1974 y principios de 1975. Estos tuvieron fisuras de 2 a 20 mm que son valores muy inferiores a los tamaños calculados de longitud de fisura crítica por lo que el criterio de seguridad sería válido.

Los tubos tienen una longitud de 6000 mm mientras que las muestras ensayadas fueron de 500mm. Las mordazas utilizadas para sellar los tubos, generan esfuerzos en los bordes del mismo. Como las longitudes son muy pequeñas en comparación con el tubo real, esto generaría una discrepancia a la hora de calcular las sollicitaciones si midiera las tensiones cerca de los bordes. Para determinar el lugar correcto en donde debíamos colocar el strain gauge se utilizó un programa de elementos finitos (abaqus) en el laboratorio Labse de la Facultad de Ingeniería de Misiones. Una vez instalados los sensores, se midieron las tensiones y se comparó con la generada por la presión interna y no se notó el efecto de borde. (esta medición se hizo sin entalla y sin camisa).

La entalla que se utilizó para reemplazar a una fisura fue pasante, y se hizo en la sección media del tubo en dirección longitudinal por maquinado en dos etapas. El ancho de la fresa de la primera etapa es de 2,5 mm. La fresa de la segunda etapa se usó para las puntas y tenía una sección triangular de manera de dejar una entalla aguda. Otra forma de hacer la entalla podría ser con electroerosión, pero las dimensiones del tubo complicaron este método.

En realidad, el ensayo debería haberse hecho con una prefisura en la punta de la entalla al igual que la probeta compacta pero no contábamos con el dispositivo que genere la misma. Si se tuviera el dispositivo para la prefisura, al no tener un método directo para medir el avance de la prefisura, tendríamos que hacer varias pruebas para conocer las características que tendría que tener el ciclado para producir la misma.

Ensayos anteriores de explosión de tubos hechos por Wilkins, Barrie y Zink [51] nos muestran que necesitamos al menos 5000 ciclos para prefisurar un tubo (figura 55). Si bien estas curvas nos sirven de referencia, cabe aclarar que estos datos fueron extraídos de ensayos de tubos irradiados.

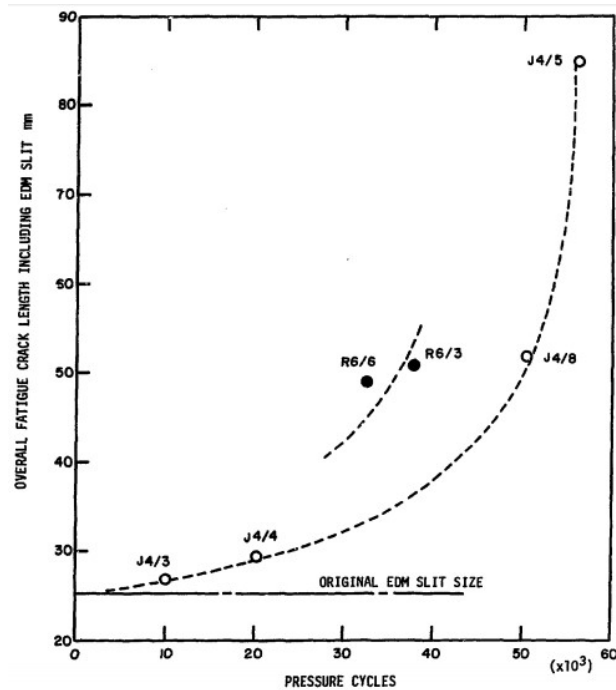


figura 55. Extensión de fisura por ciclado a temperatura ambiente

Del mismo artículo podemos notar la gran diferencia que existe en las muestras hechas con y sin prefisura (figura 56 y 57)

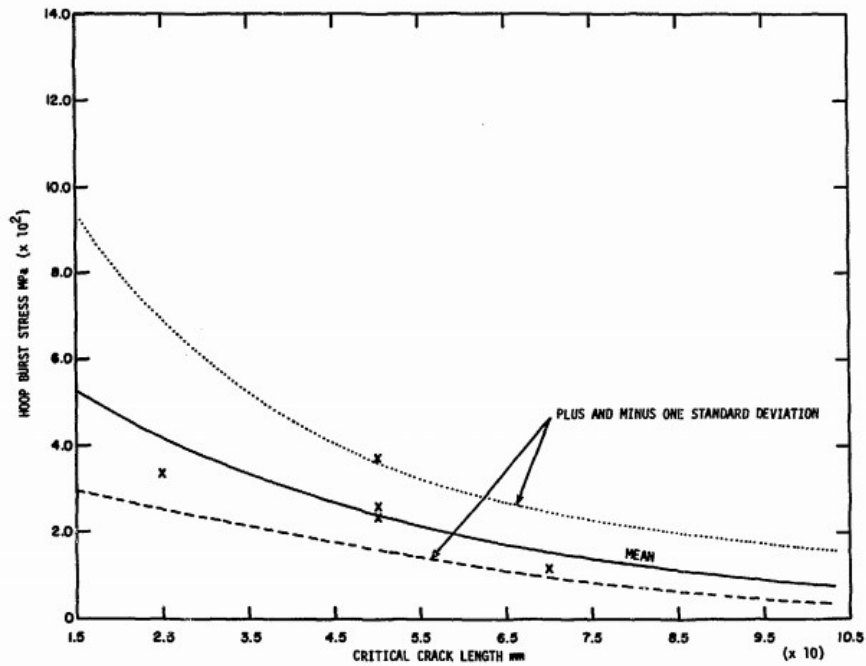


figura 56. Ensayo de explosión de entalla mecánica.

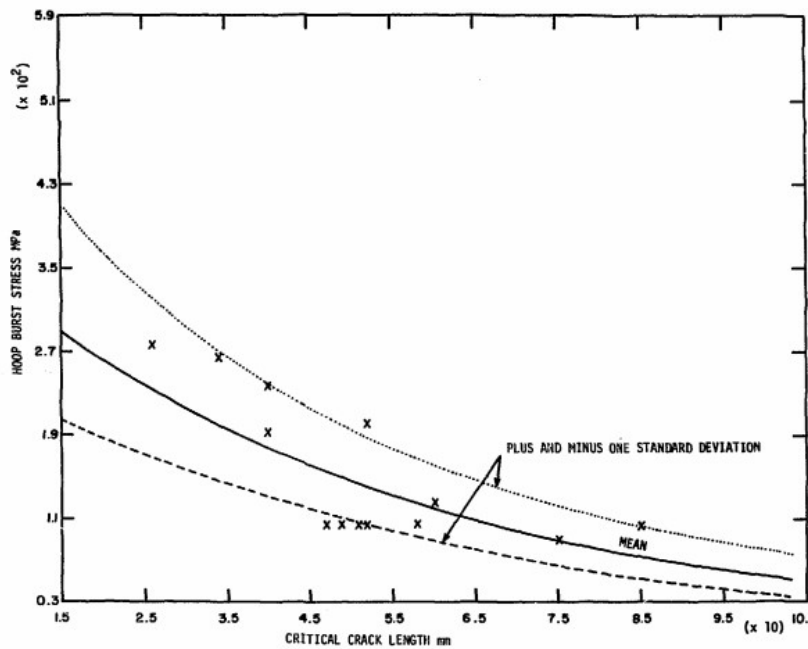


figura 57. Ensayo de explosión con pre-fisura.

Debido a que ensayamos tubos con entalla pasante, en su interior tenían una cámara de aluminio de 1,5mm de espesor para contener la presión interna. El aluminio absorbía cargas de compresión entre la presión interna y la pared interior del tubo de Zr-2,5%Nb.

En la zona de la entalla, durante el ensayo, aparecían tensiones muy superiores a la de rotura del aluminio y este se rompía. Para solucionar este problema, colocamos un parche de acero inoxidable entre el tubo de aluminio y el de Zr-2,5%Nb de manera que absorba

cargas axiales y que el aluminio trabaje solamente en compresión trasladando las cargas axiales mediante fuerza de fricción al tubo.

Los dos primeros ensayos los hicimos con tubos de acero de dimensiones similares a los tubos de presión cuyas entallas fueron hechas con el mismo método (anexo 6.1). El objetivo de estos ensayos era probar los sistemas de medición de tensiones y poner a punto el método usando tubos más económicos y fáciles de conseguir.

En la primera prueba pusimos un parche de inoxidable de 0,3mm de espesor, pero no soporto la presión interna y se extrudo por la entalla lo cual llevo a que el aluminio se pinche antes que la fisura avance. En el siguiente ensayo probamos con aumentar el espesor del parche (0,5 mm) y soportó presiones mayores, aunque la fisura no llevo a extenderse como se esperaba debido a que se producían grandes deformaciones en el material fisurado en la zona centro de la entalla haciendo que el inoxidable quede descubierto y que el aluminio se pinche. Estas grandes deformaciones se debían a la gran ductilidad que presentaba el acero que utilizamos para las primeras pruebas (Curva de tracción en anexo 6.1).

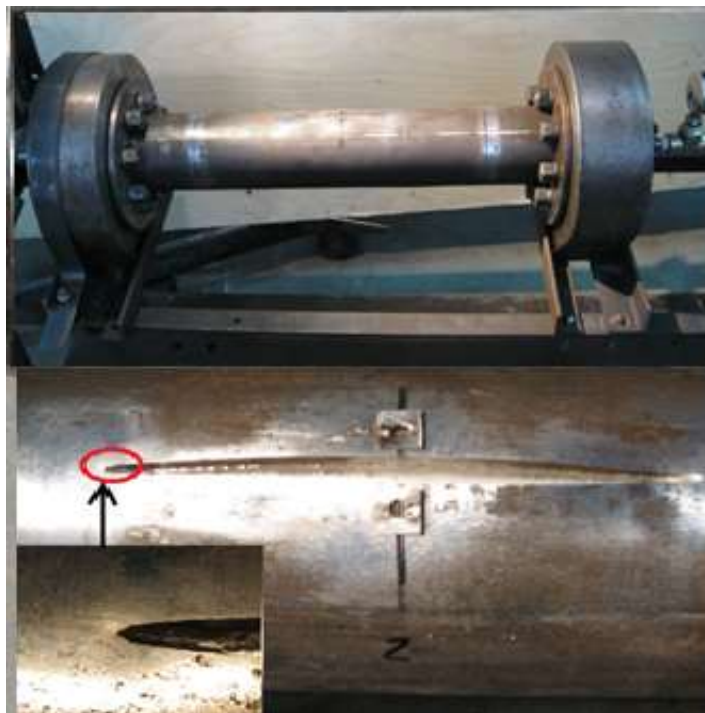


figura 58. A la izquierda hay una imagen agrandada de la entalla del primer ensayo fallido y a la derecha una foto del dispositivo de explosión con el tubo de acero montado.

Como el Zr-2,5%Nb es un material que presenta menor deformación plástica que el acero, la apertura en el centro de la entalla fue menor que en el acero por lo tanto el acero

inoxidable contuvo las tensiones tangenciales logrando con esto que la fisura crezca hasta el punto deseado sin que el tubo de aluminio se pinche (figura 59).



figura 59. Tubo de presión T3 de Zr-2,5%Nb antes y después del ensayo. Puede apreciarse un gran crecimiento de fisura.

El ensayo se hizo a temperatura ambiente y con tubos sin irradiar, si bien no presenta las condiciones reales de funcionamiento del reactor, pero sirve para corroborar ensayos iniciales de mecánica de fractura.

5.1 Dispositivo de explosión.

El ensayo consiste en hacer una entalla pasante a un tubo y subir la presión interna progresivamente hasta que la entalla empiece a crecer y posteriormente se inestabiliza. Se registra el valor de presión máxima y se detiene el ensayo. Si pudiéramos mantener la presión constante cuando la fisura empieza a crecer, ésta tendría un crecimiento estable de unos milímetros y luego crecería de manera inestable hasta las tapas del dispositivo o hasta que la influencia de las tapas genere tensiones que detengan el crecimiento de fisura. Este tipo de ensayos sería por control de carga y nos daría un punto de inestabilidad por cada ensayo. Como no teníamos la posibilidad de mantener la presión cuando crecía la fisura pudimos lograr un crecimiento estable considerable como puede verse en la figura 60. Se debe mencionar una limitación que tenemos en el equipo utilizado, esta es que al producirse una deformación localizada del tubo en las cercanías de la entalla (similar a un globo, ver figura 63), la presión disminuye debido al aumento de volumen interno del tubo

por dicha deformación y no es compensada por una bomba presurizadora con un caudal suficiente para evitar esto.



figura 60. Foto una de las fisuras. A lo largo de la fisura se pueden apreciar zonas con grandes deformaciones plásticas,

Como no podemos mantener la presión debido a estas limitaciones en el dispositivo, consideramos como el punto de inestabilidad cuando notamos un cambio en la velocidad de crecimiento de fisura.

En los ensayos pudimos notar comportamientos similares en cada etapa. La fisura empieza a crecer, aumenta la velocidad de crecimiento y luego disminuye. La disminución final de la velocidad de crecimiento podría deberse a que disminuye la presión interna ya que aumenta el volumen en el tubo (por la deformación de la abertura) y la bomba no brinda suficiente caudal para mantener estable dicha presión interna.

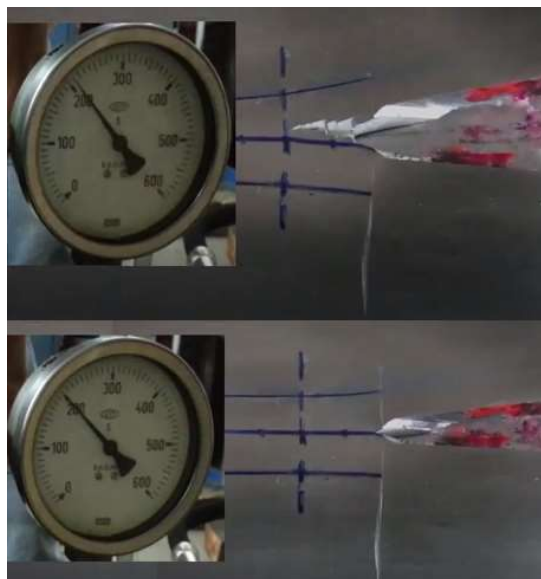


figura 61. En la imagen de arriba vemos un crecimiento inestable y en la de abajo el inicio de fisura.

En cada tubo se hicieron marcas milimetradas para luego, por métodos ópticos, ver de manera remota la longitud de fisura en cada etapa.

En la figura 61 vemos que el inicio de fisura aparece a los 200 bar, seguimos subiendo y a los 210 bar la fisura se inestabiliza.

En cada paso se midió la longitud de la entalla y se procedió a subir la presión nuevamente. De esta manera se obtuvieron los valores de presión que inestabilizaban la fisura en los tres tubos.

En el reactor, el tubo de presión está solicitado por cargas circunferenciales y radiales debido a la presión interna del refrigerante, pero en el ensayo, aparece una carga más que es la longitudinal a causa de las tapas que tiene el dispositivo de ensayo. La tensión longitudinal es despreciable para nosotros ya que es paralela a la superficie de fisura y las únicas cargas que nos interesan son las tensiones perpendiculares que tienden a abrir la misma.

Cerca de las tapas aparece una componente circunferencial en el tubo, debido a que las mismas no permiten que el tubo se expanda en diámetro debido a la presión interna por lo tanto cambia considerablemente la distribución de tensiones en esa zona.

El dispositivo de presión es el que se indica en la figura 62.

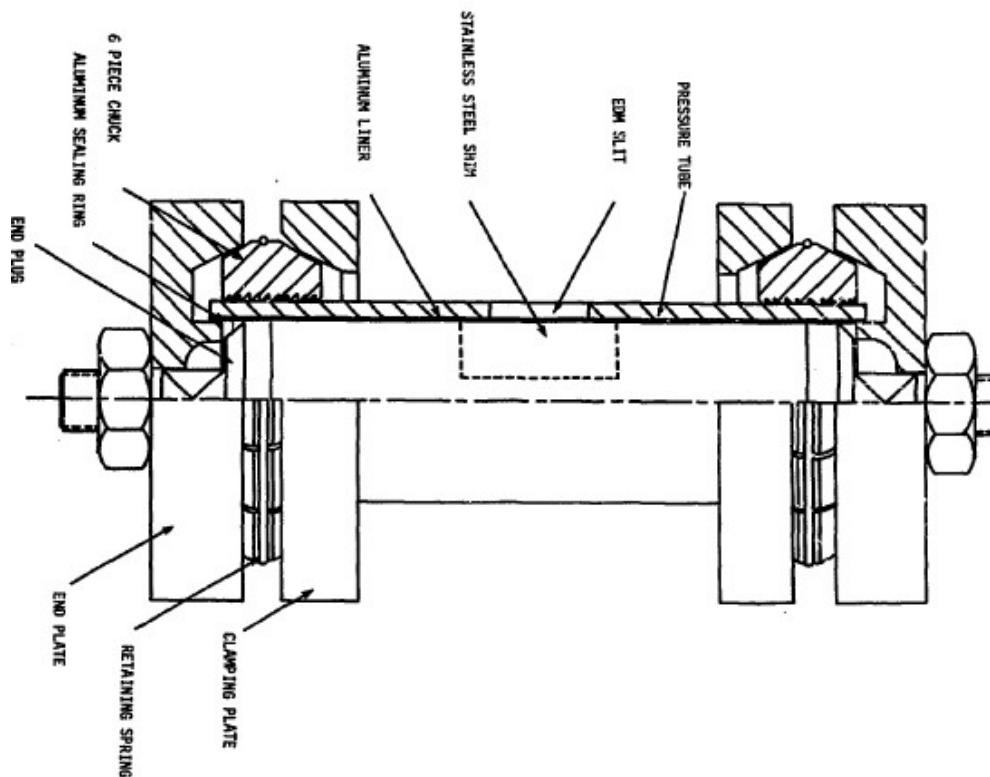


figura 62. Dispositivo de explosión.

Para determinar la tensión real en el tubo de Zr-2,5%Nb se pegaron strain gauges en las direcciones circunferencial y longitudinal del tubo. Mediante estas galgas se pudo determinar las tensiones en el tubo en función de la presión interna y de esta manera conocer la presión interna que actuaría en el tubo sin la cámara.



figura63. Deformación plástica en la entalla.

5.2 *Determinación de tensiones en el tubo de presión medidas con strain gauge*

Con el objeto de obtener las tensiones en el tubo que induce la presión interna se colocó dos strain gauges. Estos miden tensiones de manera indirecta, ya que varían su resistencia en función de la deformación y por medio de cálculos las traducimos a esfuerzos (siempre y cuando estemos trabajando en el régimen elástico).

En el cálculo de tensiones tenemos que considerar al tubo como un recipiente cerrado de presión con lo cual vamos a tener que la tensión longitudinal será la mitad de la circunferencial. Para un tubo de pared delgada con tapa en donde $10 < L/D < 50$ tendremos tensiones $\sigma_{\text{circunferencial}}$ y $\sigma_{\text{longitudinal}}$ inducidas por la presión interna las cuales son consideradas constantes en el espesor debido a que este es pequeño y las variaciones de tensión son muy pequeñas. Estas tensiones pueden demostrarse que serán:

$$\sigma_{\theta\theta\text{circunferencia}} = 2 * \sigma_{xx\text{longitudinal}} = \frac{P*r}{t} \quad 94$$

Dónde:

P= Presión interna

r= Radio medio

t=espesor.

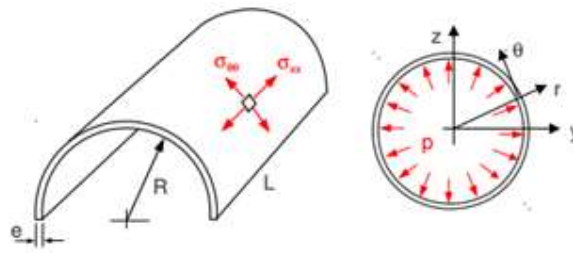


figura 64. Representación de las tensiones en el tubo.

Finalmente, la tensión σ_{rr} no será constante en el espesor, ya que por condición de contorno debe variar entre $-p$ en la cara interior del tubo, y presión atmosférica en la cara exterior. En puntos intermedios del espesor, σ_{rr} tomará valores que estarán entre $-p$ y 1 atm . Estos valores son muy pequeños con respecto a las dos tensiones calculadas anteriormente ya que σ_{rr} es proporcional a p , y las anteriores son proporcionales a p y a un factor $(\frac{R}{e})$ que es mucho mayor que 1 por ser un tubo de pared delgada.

A una distancia alejada de las influencias que nos producen los extremos, y considerando despreciable la tensión σ_{rr} tendremos un estado doble de tensión-deformación.

Cada tensión genera una deformación en su dirección y otra en dirección perpendicular y en sentido contrario a la primera.

Suponiendo un material lineal, homogéneo, isotrópico, esta deformación unitaria lateral es proporcional a la deformación unitaria axial. Si la dirección axial es x , entonces las deformaciones unitarias laterales son $\epsilon_y = \epsilon_z = -\nu \epsilon_x$. La constante de proporcionalidad " ν " se llama relación de Poisson, que vamos a considerar 0.3 para el Zr-2,5%Nb.

Planteando un estado doble de tensión-deformación y conociendo las direcciones de las deformaciones principales podremos hallar las tensiones principales en la misma dirección.

$$\sigma_1 = \frac{E}{(1-\nu^2)} * (\epsilon_1 + \nu * \epsilon_2) \quad 95$$

$$\sigma_2 = \frac{E}{(1-\nu^2)} * (\epsilon_2 + \nu * \epsilon_1) \quad 96$$

siendo:

σ_1 y σ_2 = tensiones principales en la dirección 1 y 2.

ν = Módulo de Poisson.

ϵ_2 y ϵ_1 = Deformaciones en las direcciones principales.

$$\sigma_1 = \sigma_{\varphi\varphi}, \quad \sigma_2 = \sigma_{xx}$$

Como vemos resulta necesario determinar la deformación en dos direcciones ϵ_1 y ϵ_2 . En el acero instalamos un solo strain gauge en dirección de la deformación ϵ_1 y utilizamos la

relación obtenida en recipientes cerrados para hallar $\sigma_1(\epsilon_1)$ considerando un material lineal, homogéneo e isotrópico.

Para recipientes cerrados:

$$\sigma_1 = 2 * \sigma_2 \quad 97$$

Remplazando los valores de ϵ_2 de la ecuación 96 en la ecuación 97 tenemos:

$$\frac{E}{(1-\nu^2)} * (\epsilon_1 + \nu * \epsilon_2) = 2 * \frac{E}{(1-\nu^2)} * (\epsilon_2 + \nu * \epsilon_1) \quad 98$$

Despejando ϵ_2 nos queda:

$$\epsilon_2 = \frac{\epsilon_1 * (2 * \nu - 1)}{(\nu - 2)} \quad 99$$

Reemplazando la ecuación 99 en la ecuación 97 podremos medir la tensión circunferencial con un solo strain gauge. Si reemplazamos el valor del coeficiente de Poisson hallamos una expresión simplificada.

$$\sigma_1 = \frac{E}{(1-\nu^2)} * \left(\epsilon_1 + \nu * \frac{\epsilon_1 * (2 * \nu - 1)}{(\nu - 2)} \right) = 1,175 * E * \epsilon_1 \quad 100$$

El objetivo de estos cálculos es aproximar las tensiones en el tubo en función de la presión interna. En el primer ensayo hicimos rampas de subida y bajada de presión de 0 a 1500psi para evaluar el comportamiento y encontramos que los valores del primer ciclo son distintos que en los siguientes ciclos y esto se debe al endurecimiento por deformación plástica que presenta la junta.

El ensayo para contrastar las tensiones consistió en pegar los strain gauges y hacer mediciones sin la junta de aluminio-inoxidable y luego con la junta. El contraste se hizo en el tubo sin entalla debido a la imposibilidad de hacer una medición con entalla y sin la cámara de retención de presión.

Los valores de tensión calculados están en la tabla 4 del anexo. En la figura 65 vemos los valores de tensión circunferencial obtenidos de manera indirecta por la medición de presión leída del manómetro (utilizando la fórmula 94) y las obtenidas por la lectura del strain gauge (utilizando la fórmula 100).

En la figura 65 vemos que hasta los 300 Psi de presión interna tenemos un error relativo apreciable entre ambas mediciones, pero a fondo de escala (que es donde nos interesa medir) el error tiende a 0.

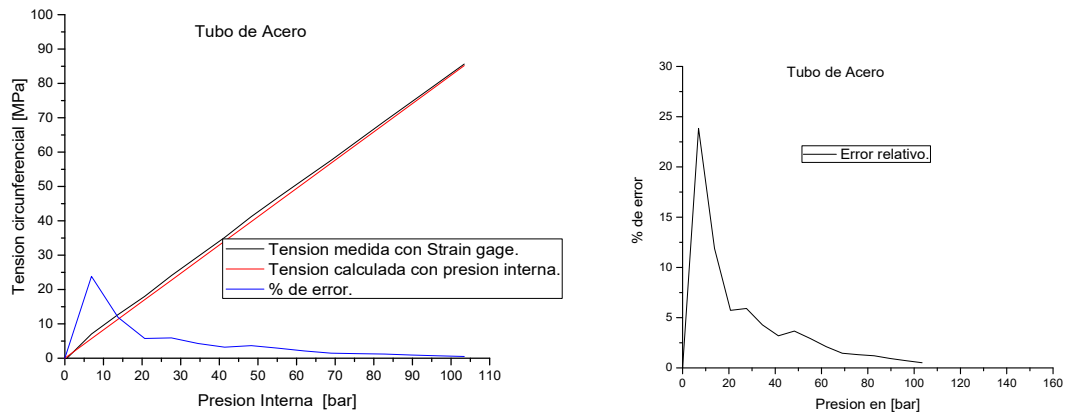


figura 65. Contraste de Instrumentos de Medición.

En la figura 66 vemos las curvas de tensión calculada mediante presión interna con la junta aluminio-inoxidable y sin la junta. Las curvas son aproximadamente lineales y esto podría deberse a que los materiales en estas zonas tienen comportamientos lineales. Si bien la presencia de entalla daría otra configuración de tensiones, estas son muy difíciles de determinar experimentalmente ya que varían de punto a punto en las cercanías de la misma. Por lo tanto, supusimos que las tensiones en la punta de la entalla serían las que causan la presión interna sin entalla. Para ello en cada material se obtuvieron las curvas de tensión en los tubos en función de la presión interna.

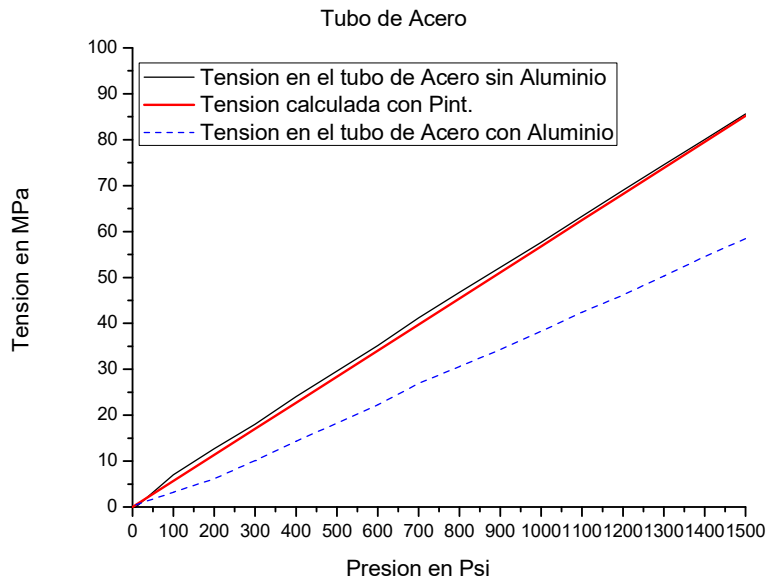


figura 66. Contraste de Mediciones.

Mediante la curva 66 obtuvimos los valores de tensión (Hoop stress) en el tubo en función de la presión interna (los valores de estas curvas están en la tabla 4 del anexo sección 6.2). El Zr-2,5%Nb trabajado en frío tiene un comportamiento mayormente lineal, homogéneo, pero no es isótropo (es decir no tiene las mismas propiedades en todas las direcciones por la forma de su microestructura) necesitamos medir las dos direcciones de deformación para poder obtener la tensión en la pared del tubo en función de la presión interna. En la figura 67 representamos la medición de tensión con 1 strain gauge (haciendo la misma consideración que para el acero) y con 2 strain gauges. Como podemos apreciar el error al utilizar un solo strain gauge es menor al 1% a fondo de escala por lo tanto no se justifica medir en dos direcciones. Como vemos el grafico de presión interna en función de la tensión tiene una tendencia lineal, por lo tanto, hacemos una proyección lineal si necesitamos contrastar valores más grandes de presión.

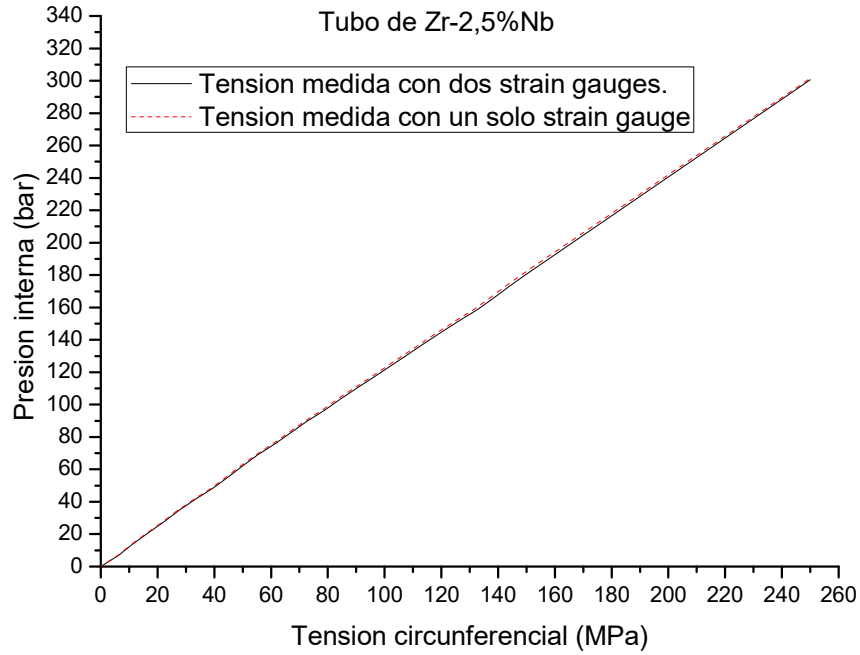


figura 67. Medición de tensión con 1 y 2 strain gauge.

Otro de los ensayos que hicimos fue evaluar el efecto concentrador de tensiones con el aumento de presión aprovechando que teníamos instalados los strain gauges.

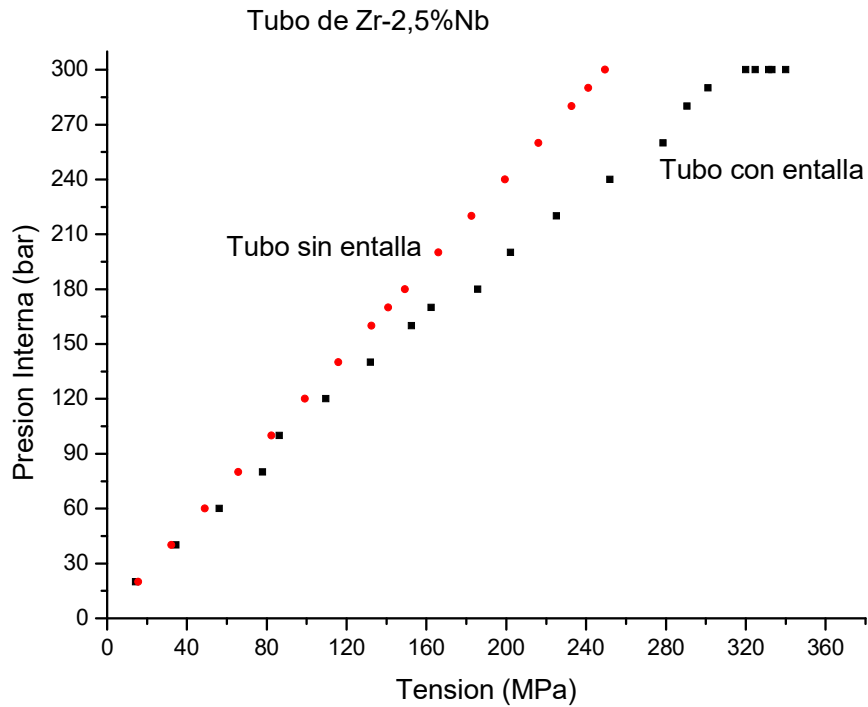
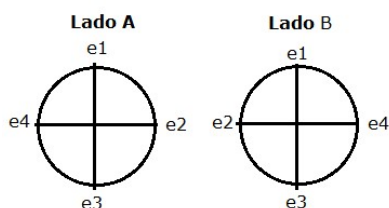


figura 68. Medición de tensiones con y sin entalla.

A medida que aumentamos la presión, aumentan las tensiones en la punta de la entalla y crece la zona afectada por concentradores de tensiones. Cuando tenemos este efecto, los valores de tensión medidos por strain gauges dejan de ser reales ya que el sensor toma un promedio de su deformación y el efecto de entalla una distribución compleja que varía punto a punto.

En la figura 68 vemos tres zonas definidas, la primera (hasta los 140 bar) es aproximadamente lineal y es donde el efecto entalla no modifica la deformación considerablemente en los sensores, en la zona 2 (entre 140 y 290 bar) aparece el efecto de la entalla incrementando la dispersión a medida que aumenta la presión y a presiones mayores a 290 bar la dispersión aumenta considerablemente y es porque a esa presión la entalla empezó a crecer y la zona afectada por la misma se acercó a los sensores. Las dimensiones de los tubos a ensayar son las siguientes:

Tabla 1. Designación de tubos.



Designación	Descripción	Diámetro Interno				
		Lado A(mm)	(mm)	(mm)	(mm)	(mm)
	Tubo de Conuar	103,9	4,37	4,4	4,43	4,34
	Tubo de Conuar	103,82	4,44	4,42	4,43	4,38
	Tubo de Conuar	104	4,26	4,31	4,32	4,32
	Tubo de Canadá	103,61	4,05	3,89	3,95	4,2

5.3 *Ensayo.*

El ensayo de explosión se hizo en el dispositivo hidráulico que se muestra esquemáticamente en la figura 69. Como puede verse el circuito es abierto (sin realimentación) y posee una válvula de seguridad para proteger la instalación. Antes del ensayo se practicaron marcas milimetradas en dirección del avance de la fisura. La purga de aire es necesaria para sacar el aire que está dentro del dispositivo ya que éste causaría una explosión violenta en caso de tener aire comprimido y liberarse cuando explote (debido a su alto grado de compresión). Una vez conectado el circuito purgamos el aire levantando el extremo del dispositivo que tiene la purga de aire. A continuación, ponemos en posición

horizontal el dispositivo, llevamos la presión interna a cero, seteamos a cero la medición de los Strain y empezamos el ensayo.

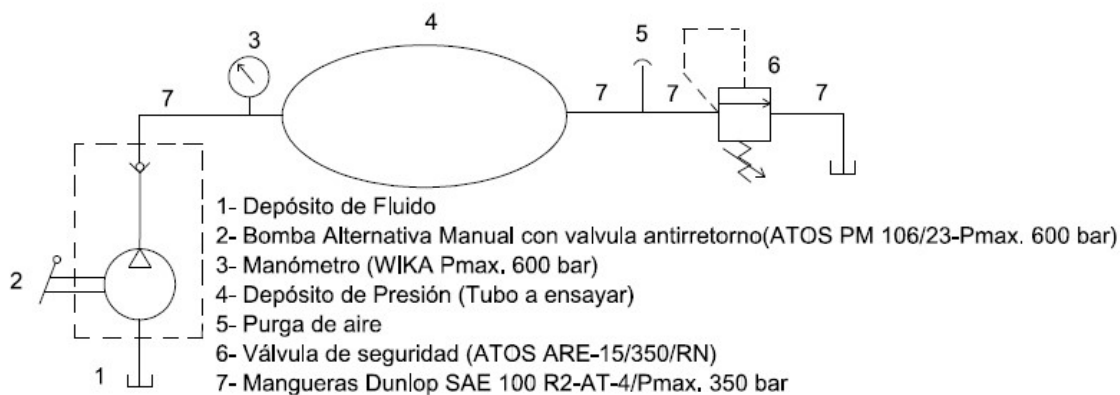


figura 69. Circuito hidráulico

En todos los ensayos se vio el mismo comportamiento, un inicio de fisura y crecimiento apreciable a la máxima presión y a partir de ahí un decaimiento de presión con el avance de la fisura.

El primer tubo de Zr-2,5%Nb ensayado se representa en la figura 70 (tubo T3). Este ensayo lo hicimos en tres etapas. Inicialmente el tubo tenía una entalla de 70 mm y la tensión a la cual la fisura se volvió inestable fue de 250 MPa. Una vez que la fisura alcanzo los 100 mm se despresurizó y se detuvo el crecimiento. Seguido de esto se volvió a presurizar para tomar otro punto de inestabilidad con 100mm y luego se repitió con 180 mm.

Como vemos la curva de tensión en función de LFC muestra una tendencia decreciente con el avance de fisura. Esto tendría el mismo comportamiento que los estudios iniciales en probetas compactas mostrados en la figura 54. El punto interesante es el que produce la primera inestabilidad ya que es el que alcanza la presión interna mayor. Los puntos restantes sirven para analizar cualitativamente la curva, pero no pueden ser utilizados como puntos exactos debido a que las entallas fueron sometidas a presiones mayores y el grado de deformación plástica en la punta de las fisuras que avanza es superior.

Además, pudo observarse que el avance es simétrico a ambos lados de la entalla.

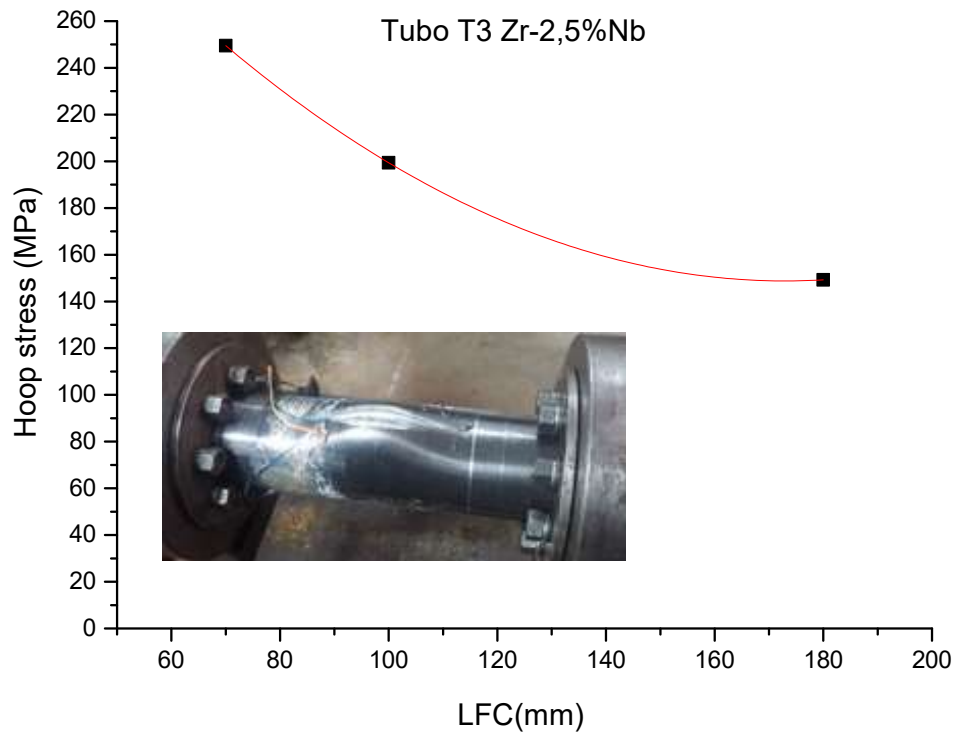


figura 70. Tensión circunferencial en función de la longitud de fisura para el tubo T3 (La presión de explosión es expresada en términos de tensión circunferencial)

El segundo y tercer ensayo se hizo con entallas iniciales de 120 mm y 100 mm respectivamente. Si bien las curvas representan un decaimiento como es esperado según las curvas de predicción de la sección anterior, en este caso tienen una tendencia lineal.

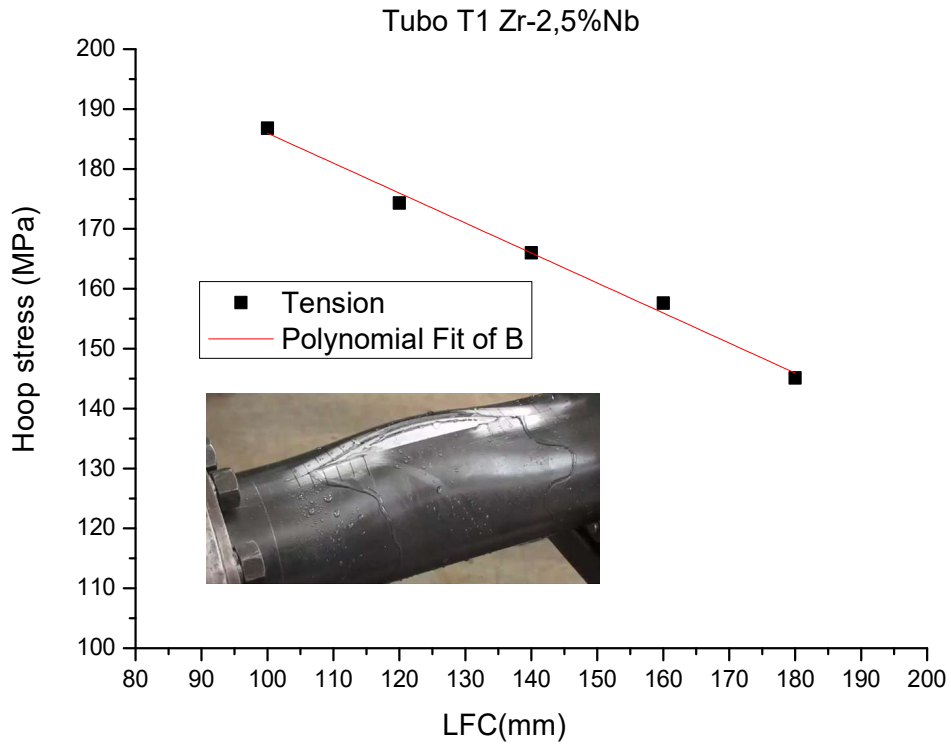


figura 71. Tensión circunferencial en función de la longitud de fisura para el tubo T1 (La presión de explosión es expresada en términos de tensión circunferencial)

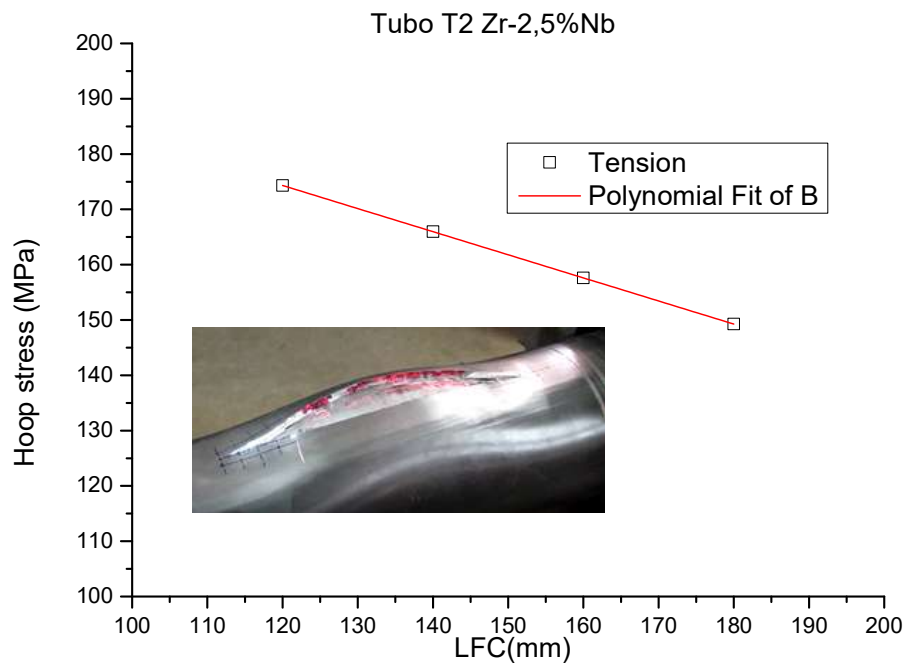


figura 72. Tensión circunferencial en función de la longitud de fisura para el tubo T2 (La presión de explosión es expresada en términos de tensión circunferencial)

Si juntamos las tres curvas (figura 73, datos en la tabla 5 del anexo), vemos que la curva correspondiente al tubo T3 es la que alcanzó presiones mayores y por lo tanto deformaciones plásticas mayores en el frente de fisura. Esto hizo que para una LFC de 100 mm necesite mayor presión para inestabilizarse. Lo mismo pudo apreciarse, aunque en menor proporción entre las curvas T1 y T2 a 120 mm de LFC. Por ultimo las curvas T1 y T2 mostraron una tendencia similar. Si bien el dato más importante es el inicial, si analizamos la tensión de inestabilidad para fisuras que van desde los 110mm hasta los 180mm tenemos una tendencia similar.

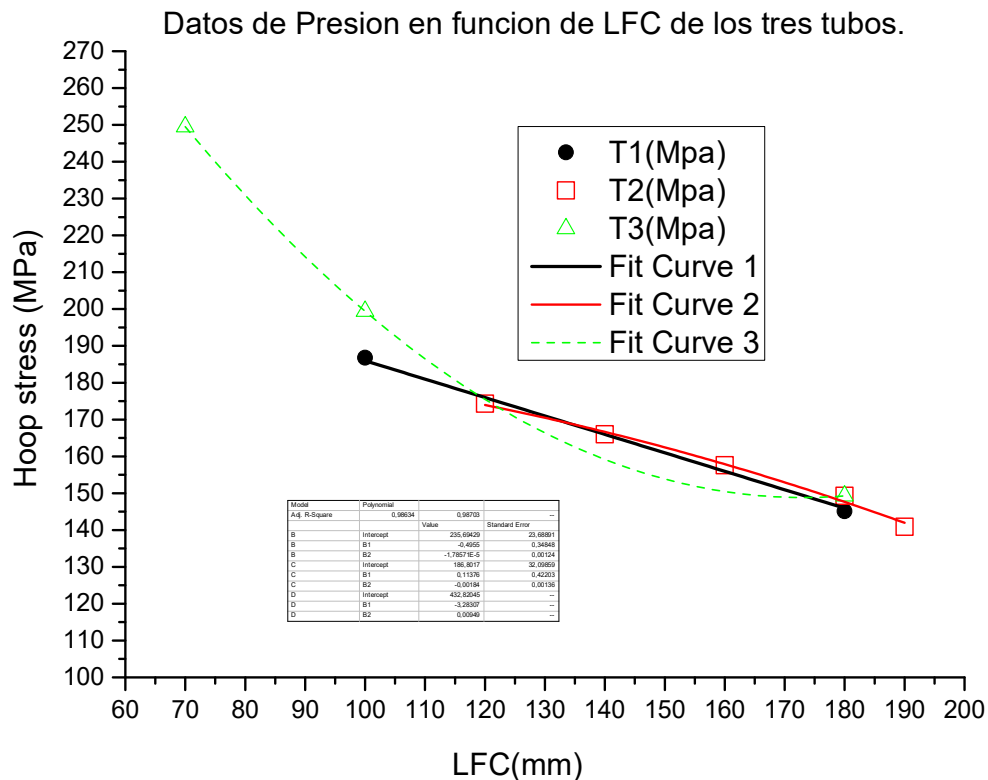


figura 73. Curvas de avance de fisura de los tres tubos.

En la figura 74 vemos la curva de inicio de fisura de los tres ensayos y un ajuste hecho para estimar la tendencia. Además, contrastamos con la estimación hecha por probetas compactas y trazamos la curva de LFC por medio del criterio de iniciación de fisura de J_{IC} . El valor de LFC calculado utilizando el criterio J_{IC} resulta ser demasiado conservativo. La predicción utilizando la curva J_R muestra una tendencia similar a los resultados de los ensayos de explosión.

A medida que aumenta LFC crece las diferencias de las curvas, esto podría deberse al efecto de borde que tenían en los extremos los tubos ensayados.

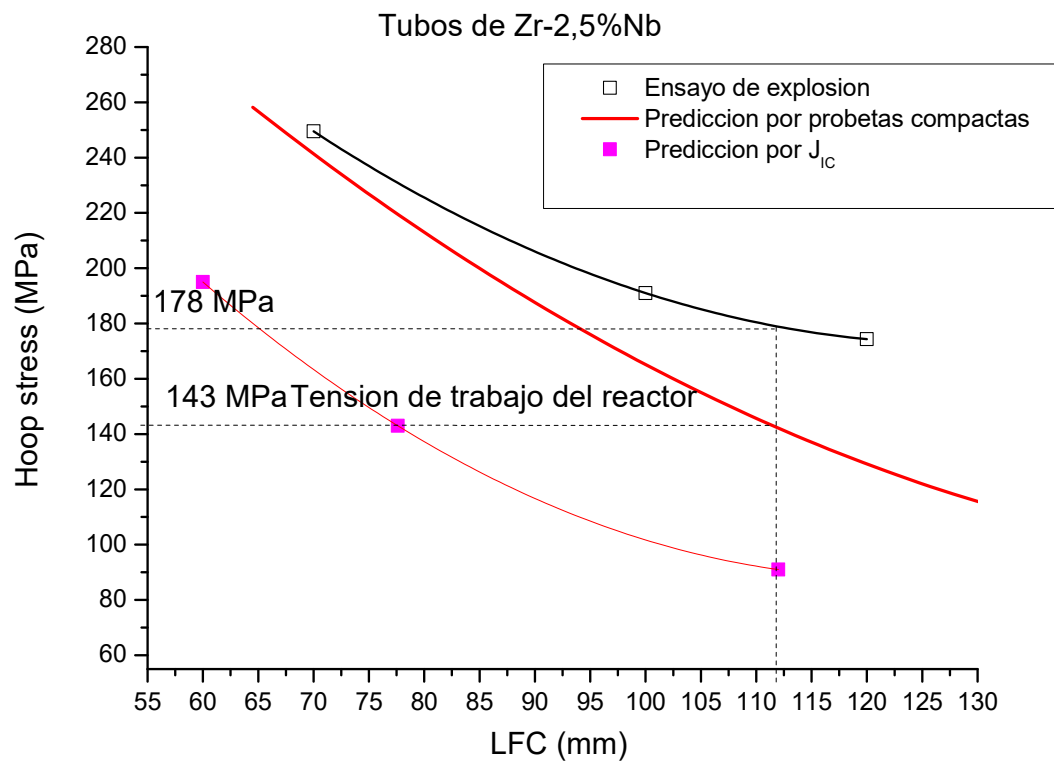


figura 74. Contraste de ensayos.

5.4 *Discusión de resultados*

En la figura 74 se aprecia que cuando la LFC es 112 mm, la tensión de inestabilidad calculada por el método de probeta compacta nos da un 20 % menos que aquella obtenida mediante ensayos de explosión. Este es el punto de trabajo en condiciones normales de operación por lo tanto estaríamos siendo conservativos en su determinación.

Al disminuir la presión y aumentar la longitud de fisura crítica, la diferencia entre el método de probeta compacta y el ensayo de explosión crece.

La discrepancia entre los métodos podría deberse tanto al cálculo de la curva J_R como al de la curva J_{CDF} o ambos.

La obtención de la curva J_R por el método de caída de potencial introdujo ruidos al inicio de la curva que hizo que sea confusa la iniciación de la misma. Si bien la curva J_R se determinó por dos métodos y su variación fue pequeña, podríamos determinarla también con el método de compliancia.

El cálculo de la fuerza impulsora en la punta de la fisura utiliza una expresión lineal corregida por zona plástica que si bien resulta válida es un método aproximado. A mayor daño por radiación disminuye la plasticidad por lo tanto deberíamos evaluar si el método mejora con probetas irradiadas.

En la determinación de LFC utilizamos la curva de J_R más conservativa, si hubiéramos utilizado la menos conservativa nos daría una LFC un 5% mayor.

Otra consideración que contribuye a la diferencia es que tomamos el punto de inestabilidad en la intersección de la curva J_R con el eje de las abscisas (tal como lo indica la especificación Canadiense) y no en el punto tangente a la curva de J_{CDF} .

A medida que aumentaba el tamaño de fisura, incrementaba la diferencia entre ambos métodos. Una de las posibles causas de esto es el efecto de borde que aumenta la resistencia al avance de fisura.

El mecanizado de la entalla del tubo aporta mayor resistencia al crecimiento de la misma, ya que se partió de un caño simplemente entallado y no de uno prefisurado, si bien, no hicimos una comparación debido a la falta de dispositivo utilizamos el trabajo hecho por Wilkins, Barrie y Zink [51] para el análisis.

La determinación de LFC con el criterio de iniciación de fisura utilizando el valor de J_{IC} muestra resultados poco confiables ya que se alejan demasiado de la realidad.

Más allá de la dispersión a las presiones de trabajo normal del reactor el método de probetas compactas resulta una buena forma de predecir la LFC en tubos de presión de Zr-2,5%Nb trabajados en frío sabiendo que sus resultados son conservativos.

5.5 Conclusiones

En la determinación de la integridad de los tubos de presión de las centrales tipo CANDU el método de probetas compactas cumple satisfactoriamente y en forma conservativa.

El ensayo de explosión se hizo poco confiable con fisuras mayores a 110 mm debido a los efectos de borde. Habría que analizar ensayar un tubo más largo para eliminar este efecto.

En la determinación de la curva J_R obtenemos una pequeña discrepancia entre el método de caída de potencial y el de normalización. Al calcular LFC con estas curvas la diferencia no supera los 5 mm es decir es menor al 5% por lo tanto el método de normalización es aceptable.

El mecanizado de la entalla del tubo aporta mayor resistencia al crecimiento de la misma por lo tanto nos dio un valor de LFC mayor.

Las probetas ensayadas tienen una LFC 10 veces mayor que la necesaria para el cumplimiento de LBB.

La determinación de LFC utilizando J_{IC} nos da un valor poco confiable.

5.6 Trabajos Futuros

A grandes valores de LFC la predicción con probetas compactas comienza a diferir con respecto a aquella determinada mediante ensayos de explosión, esto puede deberse a que a medida que aumentamos LFC en los mismos nos acercamos más al borde y tenemos otras cargas que no son inicialmente consideradas y que frenan el avance de fisura. Para evaluar la influencia de las mismas se necesitarían ensayar tubos con longitudes mayores. Ensayar tubos con una bomba que mantenga constante la presión interna con el avance de fisura (mayor caudal).

Evaluar LFC de tubos partiendo de una prefisura.

Hallar la curva J_R del material por el método de compliancia para contrastar con el de caída de potencial y el de normalización.

Evaluar mediante ensayos de explosión la longitud de fisura crítica a la temperatura del reactor en tubos irradiados.

6 Anexo

6.1 Determinación de LFC en un tubo de acero.

Para determinar LFC del tubo de Acero aplicamos el mismo método que en el Zr-2.5%Nb. Lo primero que hicimos fue extraer una probeta de tracción para ver si el material tenía un comportamiento dúctil o frágil. Podemos notar en la figura 75 que la curva de tracción soporta una gran deformación plástica y por lo tanto una gran ductilidad

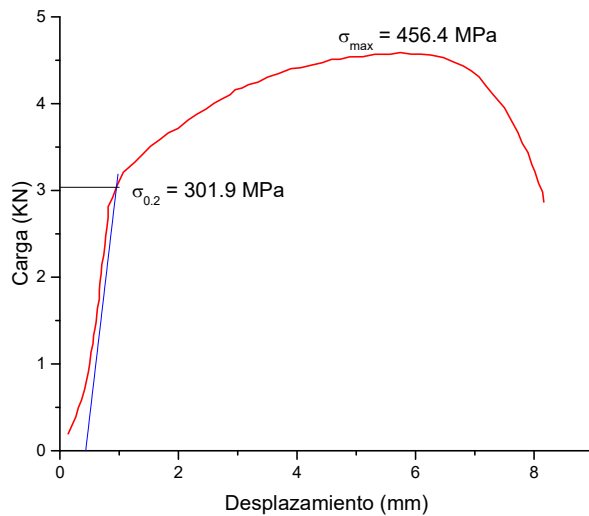


figura 75. Curva de tracción del Acero.

Se obtuvo la curva J-R siguiendo la especificación canadiense [1]. En la figura 76 se ve la curva J-R determinada para la probeta de acero. Si contrastamos esta curva con la Jcdf (figura 77) vemos que tenemos un solo punto de tangencia.

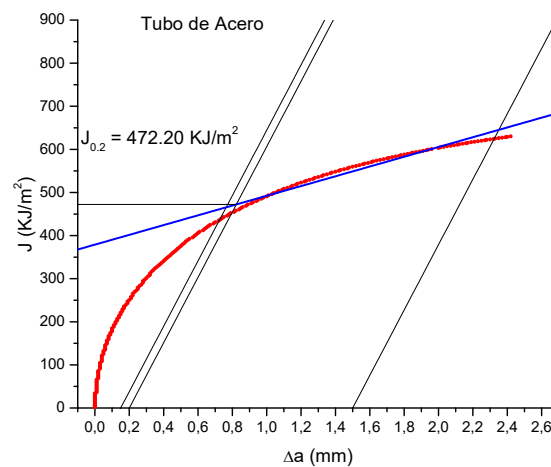


figura 76. Curva J-R del Acero.

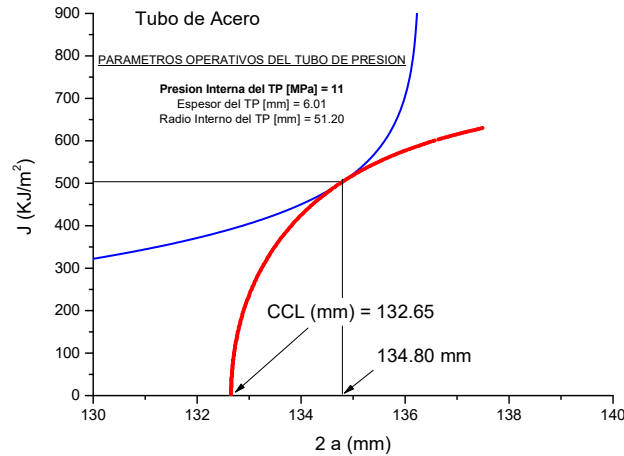


figura 77. J-R y CDF en función de la longitud de fisura. (Acero)

Con el objetivo de tener una tendencia de resultados, se evaluó la LFC para diversas presiones. En primera instancia calculamos LFC para la misma presión de trabajo que tendría el tubo de presión.

Parámetros de trabajo del tubo de Zr-2,5%Nb

$$\sigma_h = \frac{p * r}{t} = \frac{11\text{Mpa} * 52\text{mm}}{4\text{mm}} = 143\text{Mpa}$$

pinterna=11Mpa; r=52mm; e=4mm.

Para aplicar la misma tensión en el acero tengo que aplicar una presión interna de:

$$p = \frac{\sigma_h * t}{r} = \frac{143\text{Mpa} * 6,02\text{mm}}{51,2\text{mm}} = 16,81\text{Mpa}$$

Datos: t=6,02; r=51,2; $\sigma_h = 143\text{Mp}$

A continuación, vamos a trazar Jcdf vs J-R para la presión de trabajo y para presiones cercanas a esta.

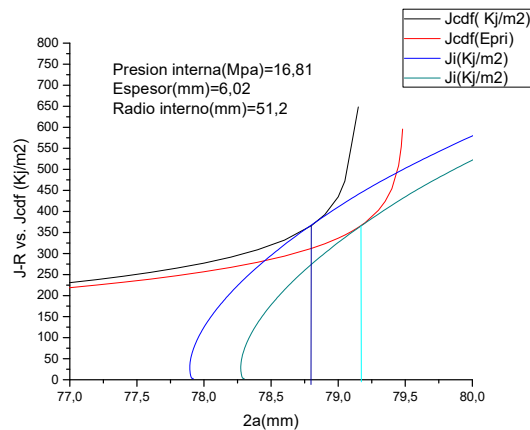


figura 78. Jcdf vs J-R a 16.81 MPa de presión interna.

LFC (Canadá)=78,8mm; Iniciación= 77,89mm
 LFC(EPRI)=79,15mm; Iniciación=78,27mm

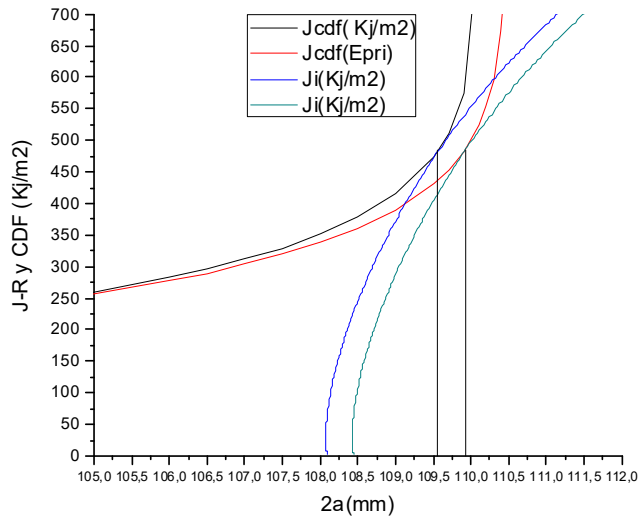


figura 79. Jcdf vs J-R a 13 MPa de presión interna

LFC (Canadá)=134,6mm; Iniciación=109,55mm
 LFC (EPRI)=136mm; Iniciación=109,91mm

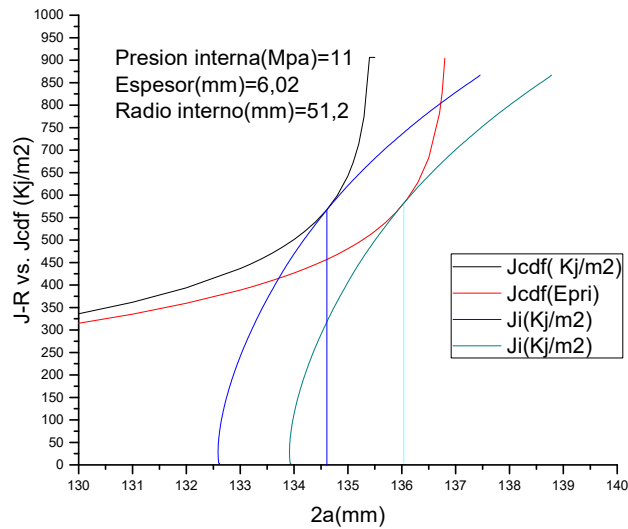


figura 80. Jcdf vs J-R a 11 MPa de presión interna

LFC (Canadá)=134,8mm; Iniciación=132,59mm
 LFC (EPRI)=136mm; Iniciación=133,92mm

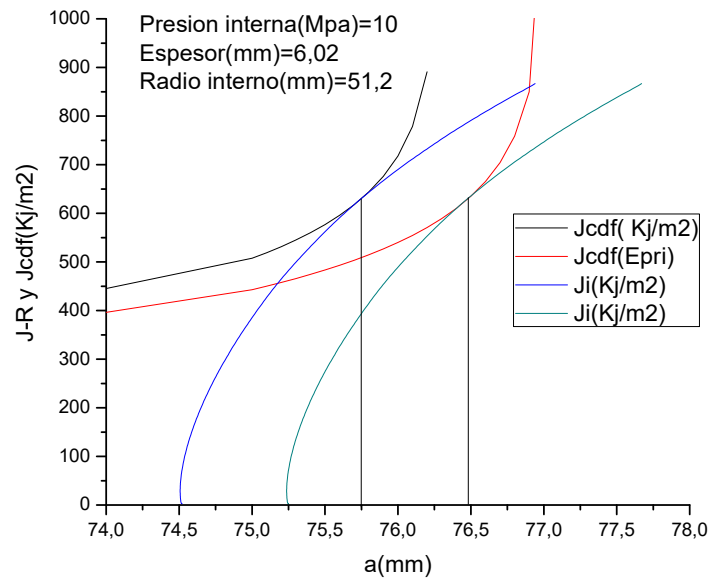


figura 81. Jcdf vs J-R a 10 MPa de presión interna
 LFC (Canadá)=151,5mm; Iniciación= 149mm
 LFC(EPRI)=153mm; Iniciación=150,46mm

Con las curvas anteriores determinamos la variación de LFC en función de la presión interna. Como la fisura es pasante se necesita de un dispositivo (como la cámara de aluminio con parche de acero inoxidable) para que no pierda presión, la presión interna no es la que realmente produce las tensiones, sino que a esta debería restarle las cargas que absorbe la cámara. Para determinar la tensión real que afecta la pared del tubo utilizamos la tabla 6.

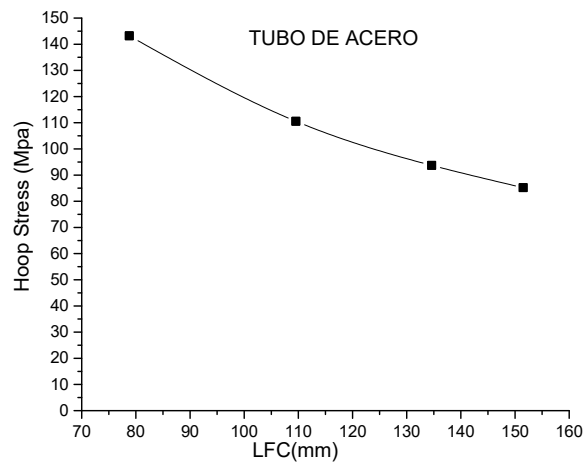


figura 82. LFC vs. Hoop stress del tubo de acero.

El ensayo de explosión del tubo de acero no pudo determinarse la inestabilidad ya que la cámara interior de aluminio se pinchó, disminuyó la presión y se terminó el avance de fisura. Al analizar la entalla del tubo notamos que la fisura empezó a crecer por lo tanto nos indica que si manteníamos la presión la fisura crecería hasta volverse inestable.



figura 83. Punta de la fisura del tubo de acero.

6.2 Tablas

Tabla 2

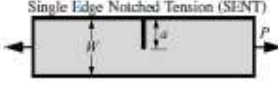
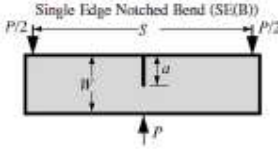
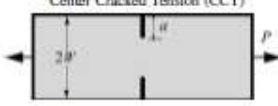

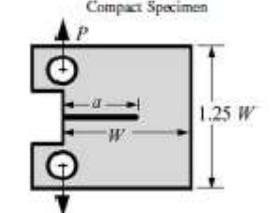
GEOMETRY		$f\left(\frac{a}{W}\right)^2$
	Single Edge Notched Tension (SENT)	$\frac{\sqrt{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}}{\cos \frac{\pi a}{2W}} \left[0.752 + 2.02 \left(\frac{a}{W} \right) \right] + 0.37 \left(1 - \sin \frac{\pi a}{2W} \right)^2$
	Single Edge Notched Bend (SENB)	$\frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \left[1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right) \right]$
	Center Cracked Tension (CCT)	$\sqrt{\frac{\pi a}{4W} \sec \left(\frac{\pi a}{2W} \right)} \left[1 - 0.025 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0.06 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$
	Double Edge Notched Tension (DEN-T)	$\frac{\sqrt{\frac{\pi a}{2W}}}{\sqrt{1 - \frac{a}{W}}} \left[1.122 - 0.561 \left(\frac{a}{W} \right) - 0.205 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0.471 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 0.190 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$
	Compact Specimen	$\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64 \left(\frac{a}{W} \right) - 13.32 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 5.60 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$

Tabla 3. Factor de Folias.

Factor de superficie(λ)	M(folias factor)
0,2	1,0096
0,4	1,0371
0,6	1,0795
0,8	1,1344
1	1,1993
1,2	1,2723
1,4	1,3519
1,6	1,4367
1,8	1,5256
2	1,6177
2,2	1,7122
2,4	1,8085
2,6	1,906
2,8	2,0045
3	2,1035
3,25	2,2276
3,5	2,3519
3,75	2,4761
4	2,5999
4,25	2,7232
4,5	2,8459
5	3,0895
5,5	3,3303
6	3,5681
6,5	3,8029
7	4,0347
7,5	4,2637
8	4,4895

Tabla 4. Análisis de tensiones absorbidas por la junta aluminio-inoxidable.

Presión (Mpa)	Strain ($\mu\epsilon$) Con camisa de Al.	tensión calculada(st2)	Presión que absorbe el Al(Bar)	Strain ($\mu\epsilon$) Sin camisa de Al.	Tensión medida (st2)	Tensión teórica (Mpa)
10,34	237	58,47	34,50	347	85,62	85,18
9,65	221	54,53	32,26	324,5	80,07	79,50
8,96	204	50,33	30,31	302	74,51	73,82
8,27	187	46,14	28,36	279,5	68,96	68,14
7,58	172	42,44	25,82	256,5	63,29	62,46
6,89	155	38,24	23,87	233,5	57,61	56,78
6,20	139	34,29	21,63	211,5	52,18	51,10
5,51	124	30,59	19,10	189,5	46,75	45,42
4,82	109	26,89	16,56	167	41,20	39,75
4,13	90	22,20	15,19	142,5	35,16	34,07
3,44	74	18,25	12,95	120	29,61	28,39
2,75	58	14,31	10,71	97,5	24,05	22,71
2,06	41	10,11	8,76	73	18,0	17,03
1,37	25	6,16	6,52	51,5	12,70	11,35
0,68	13	3,20	3,11	28,5	7,03	5,67
0	1	0,24	-0,29	-2,5	-0,61	0

Tabla 5. Ensayo de explosión.

Hoop stress			
LFC	T1(Mpa)	T2(Mpa)	T3(Mpa)
70			249,5
100	186,8		199,4
120	174,3	174,3	
140	166,0	166,0	
160	157,6	157,6	
180	145,1	149,3	149,3
190		140,9	

Tabla 6. Equivalencia de tensiones en función de la presión interna.

Presión interna de ensayo, tensión circunferencial y presión interna equivalente sin camisa		
Presión(bar)	tensión teórica(Mpa)	Presión Interna Zr sin camisa (bar)
10,00	7,23	6,14
20,00	15,59	13,24
30,00	23,94	20,33
40,00	32,30	27,43
50,00	40,65	34,52
60,00	49,01	41,62
70,00	57,36	48,71
80,00	65,71	55,81
90,00	74,07	62,90
100,00	82,42	70,00
110,00	90,78	77,09
120,00	99,13	84,18
130,00	107,49	91,28
140,00	115,84	98,37
150,00	124,19	105,47
160,00	132,55	112,56
170,00	140,90	119,66
180,00	149,26	126,75
190,00	157,61	133,85
200,00	165,96	140,94
210,00	174,32	148,04
220,00	182,67	155,13
230,00	191,03	162,22
240,00	199,38	169,32
250,00	207,74	176,41
260,00	216,09	183,51
270,00	224,44	190,60
280,00	232,80	197,70
290,00	241,15	204,79
300,00	249,51	211,89
310,00	257,86	218,98
320,00	266,22	226,08
330,00	274,57	233,17
340,00	282,92	240,26
350,00	291,28	247,36

6.3 Normalización

Código para hallar la curva J-R mediante Normalización

Function aproxi(Pi, vi, ao, a, b, c, d)

longi = ao

E=102232,4

B1=4,28

W=17,07

$x = (vi - Pi * 1000 * (1 / (E * B1)) * (((W + longi) / (W - longi)) ^ 2) * (2.163 + 12.219 * (longi / W) - 20.065 * (longi / W) ^ 2 - 0.9925 * (longi / W) ^ 3 + 20.609 * (longi / W) ^ 4 - 9.9314 * (longi / W) ^ 5)) / W$

$PN = (Pi * 1000) / (W * B1 * ((W - longi) / W) ^ (2 + 0.522 * ((W - longi) / W)))$

$funcion = (a + b * x + c * x ^ 2) / (d + x)$

$e1 = ((funcion - PN) / funcion) * 100$

While e1 > 0.1 Or e1 < -0.1

If e1 > 0.1 Then

longi = longi + 0.001

$x = (vi - Pi * 1000 * (1 / (E * B1)) * (((W + longi) / (W - longi)) ^ 2) * (2.163 + 12.219 * (longi / W) - 20.065 * (longi / W) ^ 2 - 0.9925 * (longi / W) ^ 3 + 20.609 * (longi / W) ^ 4 - 9.9314 * (longi / W) ^ 5)) / W$

$PN = (Pi * 1000) / (W * B1 * ((W - longi) / W) ^ (2 + 0.522 * ((W - aproxi(Pi, vi, ao, W, B1, E, a, b, c, d)) / W)))$

$funcion = (a + b * x + c * x ^ 2) / (d + x)$

$e1 = ((funcion - PN) / funcion) * 100$

End If If e1 < -0.1 Then

longi = longi - 0.001

$x = (vi - Pi * 1000 * (1 / (E * B1)) * (((W + longi) / (W - longi)) ^ 2) * (2.163 + 12.219 * (longi / W) - 20.065 * (longi / W) ^ 2 - 0.9925 * (longi / W) ^ 3 + 20.609 * (longi / W) ^ 4 - 9.9314 * (longi / W) ^ 5)) / W$

$PN = (Pi * 1000) / (W * B1 * ((W - longi) / W) ^ (2 + 0.522 * ((W - aproxi(Pi, vi, ao, W, B1, E, a, b, c, d)) / W)))$

$funcion = (a + b * x + c * x ^ 2) / (d + x)$

$e1 = ((funcion - PN) / funcion) * 100$

End If

Wend

aproxi = longi

EndFunction

aproxi(3.288,3.578,8.66,17.5,4.33,102232.924,-
0.14267,424.289,343.4392,0.0033169)//EJECUCION

6.4 Curvas

6.4.1 Curvas de J_R y J_{CDF} para determinar LFC del Zr-2.5%Nb.

Las curvas 84, 85, 86, 87 y 88 son las utilizadas para determinar LFC en función de la presión interna.

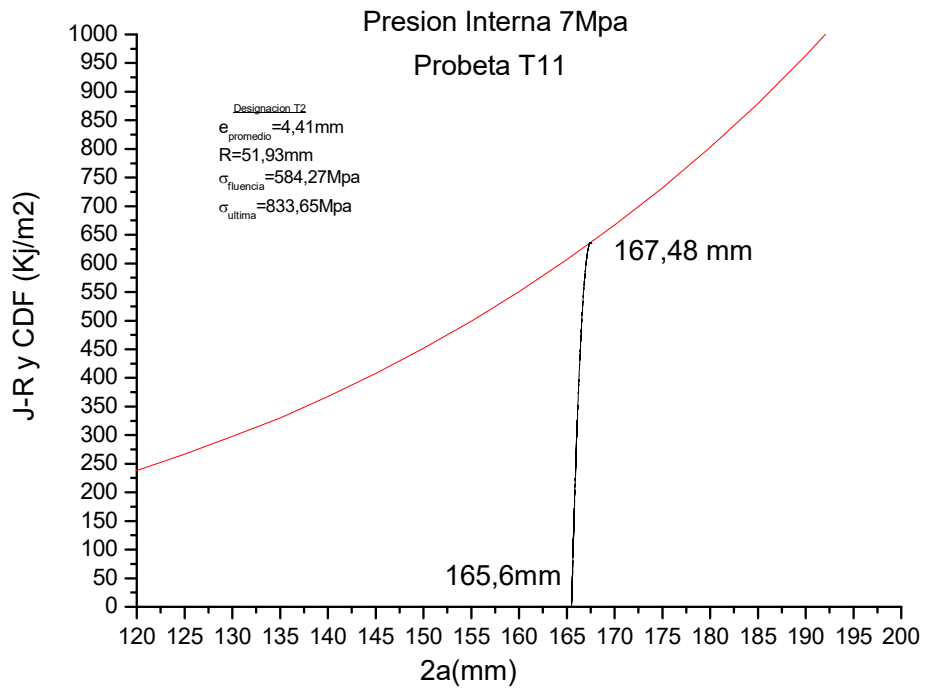


figura 84. Curva J_R vs J_{CDF} (7MPa de presión interna)

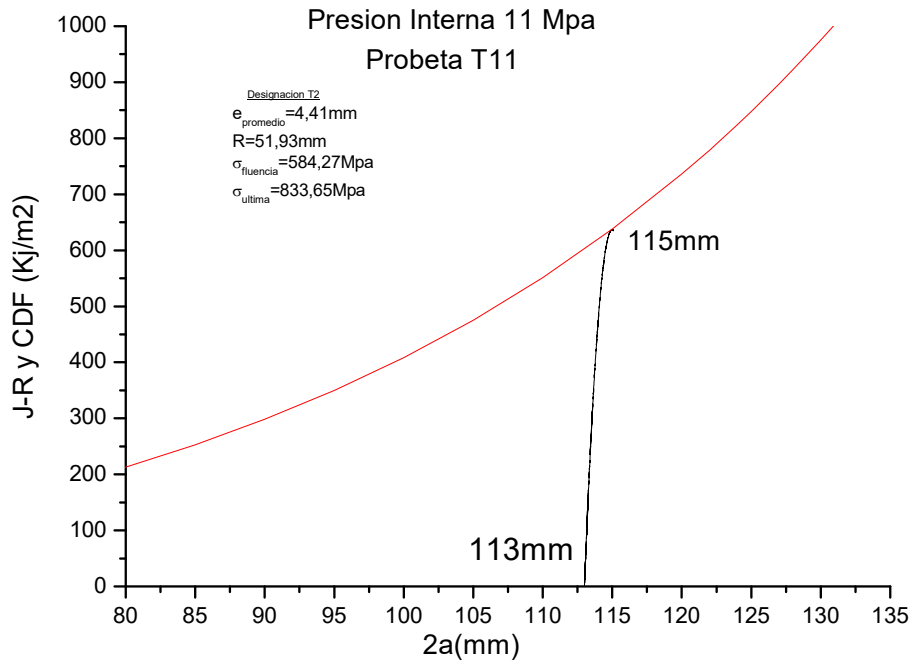


figura 85. Curva J_R vs J_{CDF} (11 MPa de presión interna)

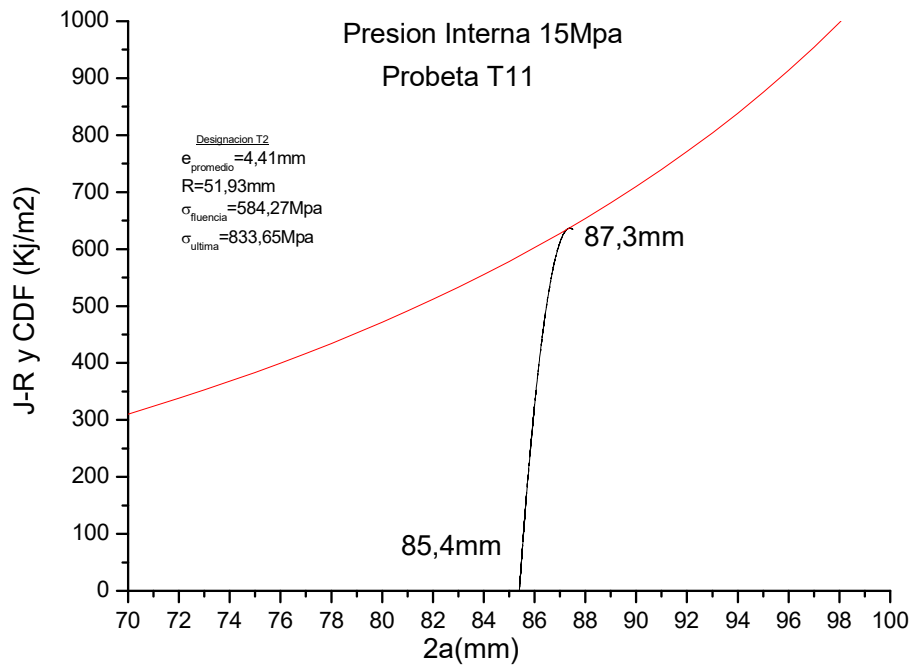


figura 86. Curva J_R vs J_{CDF} (15 MPa de presión interna)

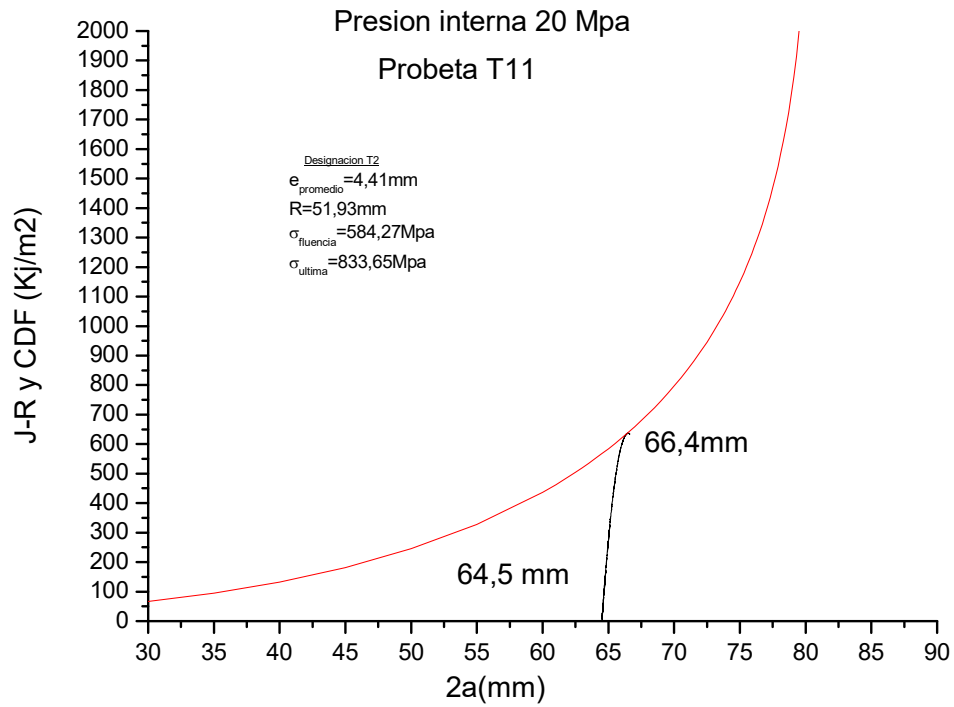


figura 87. Curva J_R vs J_{CDF} (20 MPa de presión interna)

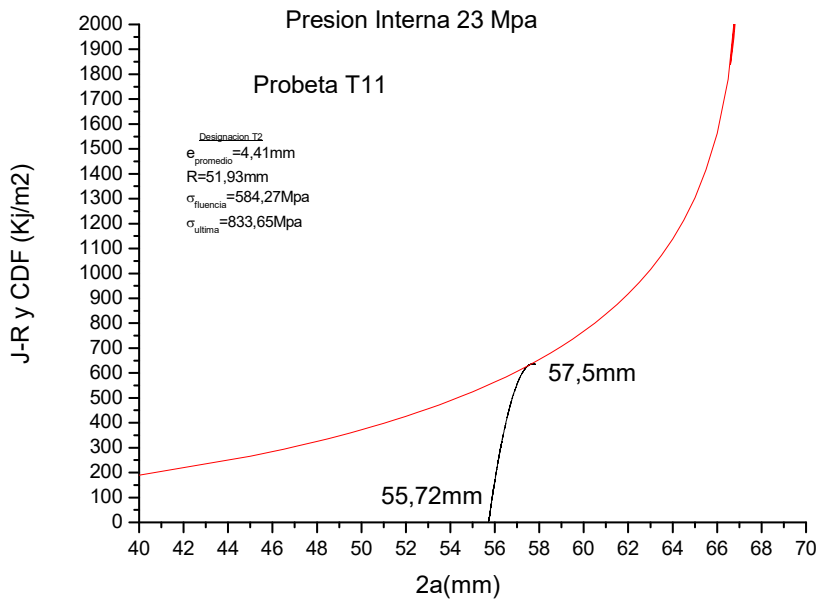


figura 88. Curva J_R vs J_{CDF} (23 MPa de presión interna)

7 Fotos Relevantes

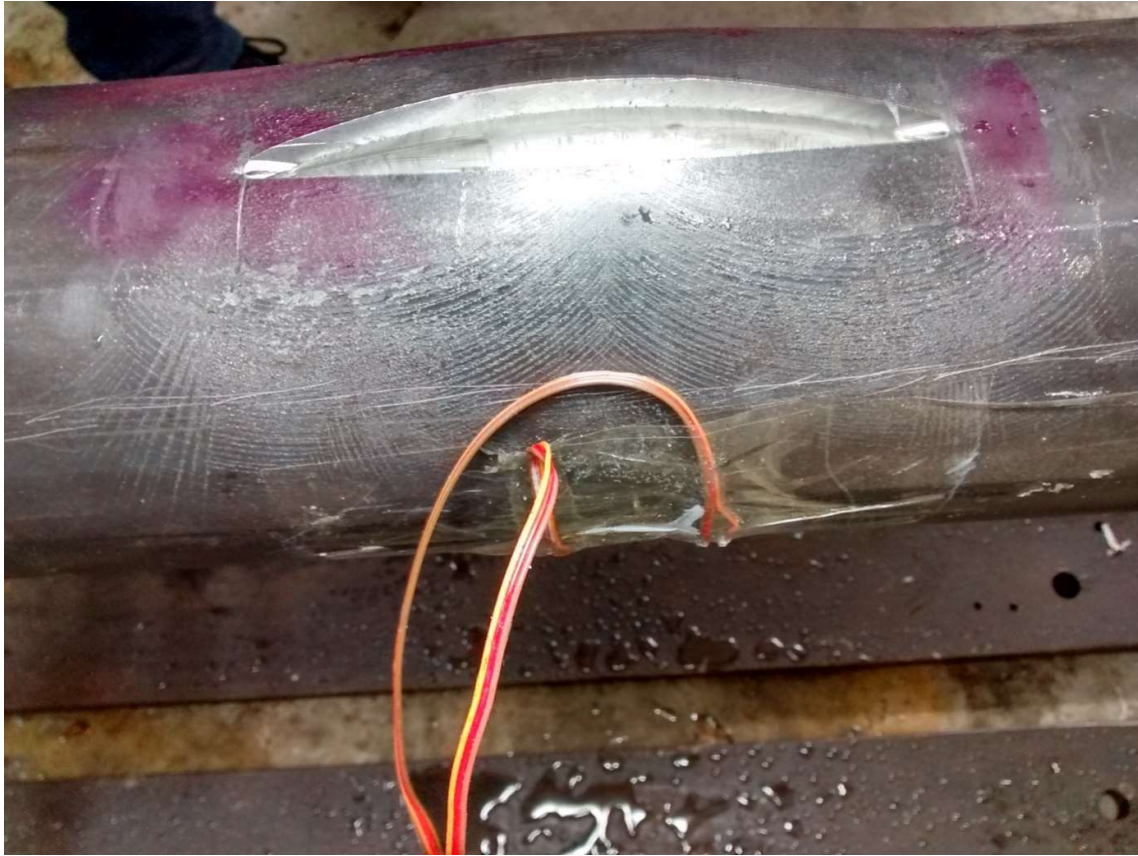


figura 89. Tubo de acero con marcas de deformación producto de las tensiones que inducía el concentrador de tensiones que había en la punta de la entalla.



figura 90. Punto de inestabilidad de uno de los tubos de Zr-2.5%Nb.

8 Referencias Bibliográficas

- (1) Griffith, A.A. "The Phenomena of rupture and flow in Solids." *Philosophical Transactions, Series A*, Vol. 221, 1920, pp. 163-198.
- (2) 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, 1913, pp. 219-241.
- (3) Irwin, G.R., "Fracture Dynamics." *Fracturing of Metals*, American Society of Metals, Cleveland, 1948, p.185
- (4) Orowan, E., "Fracture and Strength of Solids." *Reports on Progress in Physics*, Vol. XII, 1948, p.185.
- (5) Mott, N.F., "Fracture of Metals:" *Theoretical Considerations.* *Engineering*, Vol. 165, 1948, pp. 16-18
- (6) Irwin, G.R., "Analysis of Stresses and Strain near the end of a Crack Traversing a Plate." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, 1957, pp. 361-364.
- (7) Westergaard, H.M., "Bearing Pressures and Cracks." *Journal of Applied Mechanics* 1989 [WEST39]
- (8) Paris, P.C., Gomez, M.P., and Anderson, W.P., "A Rational Analytic Theory of Fatigue." *The Trend in Engineering*, Vol. 13, 1961, pp. 9-14.
- (9) Irwin, G.R., "Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness." *Sagamore Research Conference Proceedings*, Vol. 4, Syracuse University Research Institute, Syracuse, NY, 1961, pp. 63–78.
- (10) Dugdale, D.S., "Yielding in Steel Sheets Containing Slits." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 8, 1960, pp. 100–104.
- (11) Barenblatt, G.I., "The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture." *Advances in Applied Mechanics*, Vol. VII, Academic Press, 1962, pp. 55–129.
- (12) 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.
- (13) 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.
- (14) Rice, J.R., "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, 1968, pp. 379–386.
- (15) Shih, C.F. 1981, "Relationship between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending.

(16) Standard Test Method For Fracture Toughness of CANDU Pressure Tubes (L.A. Simpson, C.K. Chow and P.H. Davies.) Owner's Group COG-89-110-1, AECL Research, Whiteshell Labs, Pinawa, Manitoba, Sep. 1989.

(17) Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. ASTM E 1820.

(18) The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth
PC Paris, H Tada, A Zahoor, H Ernst - Elastic-plastic fracture. (1977)

(19) Fracture toughness testing of Zircaloy-2 pressure tube material with radial hydrides using direct-current potential drop. PH Davies, CP Stearns - ASTM STP, 1986

(20) Determination of the fracture toughness of irradiated reactor pressure tubes using curved compact specimens. CK Chow, LA Simpson - ASTM STP 945, Fracture Mechanics (ASTM International, Jan 1, 1988)

(21) Johnson, H. H., "Calibrating the Electrical Potential Method for Studying Slow Crack Growth," Materials Research and Standards, Vol. 5, No. 9, Sept. 1965, pp. 442-445

(22) Determination of the fracture toughness of irradiated reactor pressure tubes using curved compact specimens. C.K. Chow, L.A. Simpson - ASTM STP 945, Fracture Mechanics. (ASTM International, Jan 1, 1988)

(23) Lowes, JM and Fearnough, GD, " The Detection of Slow Crack Growth in Crack Opening Displacement Specimens Using an Electrical Potential Method" Engineering Fracture Mechanics , Vol. 3, 1971, pp. 103-108

(24) Kumar, V., M.D. German and C.F. Shih, " An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis," Electric Power Research Institute Report, EPRI-NP-1931 (1981).

(25) Simpson, L.A., "Effects of Specimen Geometry on Elastic -Plastic R-Curves for Zr-2,5%Nb," in Advances in Fracture Research, D. Francois, Ed., Vol. 2, Pergamon Press, Oxford, 1982, pp. 883-841.

(26) Griffith, A.A., "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids." Philosophical Transactions, Series A, Vol. 221, 1920, pp. 163-198.

(27) Williams, M.L., "On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack." Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, 1957, pp. 109-114.

(28)Williams, M.L., "Stress Singularities Resulting from Various Boundary Conditions in Angular Corners of Plates in Extension." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 19, 1952, pp. 526–528.

(29) Irwin, G.R., "Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, 1957, pp. 361–364.

(30)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.

(31)Dudgale, D.S., Yielding in Steel Sheets Containing Slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 8, pp. 100-104,1960.

(32)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.

(33) Irwin, G.R., "Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness." *Sagamore Research Conference Proceedings*, Vol. 4, 1961, pp. 63–78.

(34)Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications (T.L. Anderson, 2005)

(35)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, 1966, pp. 145–153

(36) Rice, J.R., "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, 1968, pp. 379–386.

(37) BS 7448: Part 1: 1991, "Fracture Mechanics Toughness Tests, Part 1, Method for Determination of K_{IC}, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials," The British Standards Institution, London, 1991.

(38) Fernández, G.E. Fernández, G. Bertolino y G. Meyer. Jornadas SAM 2000 - IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto de 2000, 679-686 679. Evaluación del deterioro de las propiedades mecánicas del Zry-4 por la absorción de hidrogeno mediante la observación in situ del crecimiento de fisuras en SEM.

(39) Rice, J.R., "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, 1968, pp. 379–386.

(40) 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, 1968, pp. 13–31.

(41) 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, 1968, pp. 1–12.

- (42) McMeeking, R.M. and Parks, D.M., "On Criteria for J-Dominance of Crack Tip Fields in Large- Scale Yielding." Elastic Plastic Fracture, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1979, pp. 175–194.
- (43) Price, E.G., Moan, G.D., Coleman, C.E., "Leak before break experience in CANDU reactors", presented at ANS-ASME Topical Mtg, Myrtle Beach, USA, 1988.
- (44) Price, E.G., Moan, G.D., Coleman, C.E., Rodgers, D.K., Sagat, S., Leak before break in the pressure tubes of CANDU reactors, Int. J. Press. Vessels Piping 43 (1990)
- (45) Coleman, C.E., Simpson, L.A., " Evaluation of a leaking crack in an irradiated CANDU pressure tube" IAEA, Stuttgart, 1988.
- (46) Folias, E.S., "On the Theory of Fracture of Curved Sheets," Eng. Frac. Mech. 2, 151(1970).
- (47) Erdogan, F and J.J. Kibler, "Cylindrical and Spherical Shell with Cracks," Int. J. Fract. Mech. 5. 229 (1969)
- (48) Green, G. and Knott, J. F., On effects of Thickness on ductile crack growth in mild steel, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 23, pp. 167-183, 1975
- (49) 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.
- (50) Prediction of fast fracture in Zr-2,5%Nb pressure tubes using elastic-plastic fracture mechanics. L.A. Simpson and B.J.S. Wilkins (1980)
- (51) W.J. Langford and L.E.J. Hooper, "Fracture Behaviour of Zirconium Alloy Pressure Tubes for Canadian Power Reactors", Int. J. Press. Vessels and Piping £, 275 (1978).
- (52) Narasimhan, R. and Rosakis, A.J., "Three Dimensional Effects Near a Crack-Tip in a Ductile ThreePoint Bend Specimen - Part I: A Numerical Investigation." California Institute of Technology, Division of Engineering and Applied Science, Report SM 88-6, Pasadena, CA, January 1988.