



Universidad Nacional
Autónoma de
México

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA

FACULTAD DE QUÍMICA

**“RESISTENCIA RESIDUAL DE TUBERÍAS
DE ACERO CON DAÑO POR
GAS AMARGO”**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
DOCTOR EN CIENCIAS QUÍMICAS
(INGENIERÍA QUÍMICA)

P R E S E N T A:

ALBERTO SERVÍN MARTÍNEZ

TUTOR:
DR. JORGE LUÍS GONZÁLEZ VELÁZQUEZ



2009



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

AGRADECIMIENTOS

- A la **Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM)**.
- A la **Facultad de Química** de la Universidad Nacional Autónoma de México.
- A la **División de Estudios de Posgrado** de la Facultad de Química de la UNAM y a todo su **Personal** y muy en especial a la Sra. **Patricia Vargas**.
- Al **Edificio “D” de la Facultad de Química** de la Universidad Nacional Autónoma de México.
- Al **Instituto Politécnico Nacional (IPN)**.
- A la **Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas (ESIQIE)**, del Instituto Politécnico Nacional.
- A los **Laboratorios Pesados de Metalurgia** de la ESIQIE del IPN.
- Al **Centro de Procesamiento de Materiales y Minerales (CEPROMIM)** del IPN.
- Al **Instituto Nacional de Investigaciones Nucleares (ININ)**.
- A la **Secretaría de Educación Pública (SEP)**.
- A la **Dirección General de Institutos Tecnológicos (DGIT)**, ahora **Dirección General de Educación Superior Tecnológica (DGEST)**.
- Al **Instituto Tecnológico de Veracruz (ITV)**.
- Al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT)**.
- A **Petróleos Mexicanos (PEMEX)**.
- A las escuelas de idiomas: **Alianza Francesa** sucursal Veracruz, **Harmon Hall** sucursal Veracruz y sucursal Linda Vista México, D. F., **Quick Learning** sucursal Veracruz.
- Al **Centro de Idiomas** del Instituto Tecnológico de Veracruz.
- A la Maestra **María de los Dolores Montes de Oca**.
- Al **M. C. Alfonso García Portilla**.
- A mi Asesor **Dr. Jorge Luís González Velázquez** por darme la oportunidad de trabajar bajo su tutoría, brindarme su confianza para realizar esta investigación, ¡ y ahora por formar parte de mis entrañables amigos ! **Gracias**.
- A mi honorable jurado: **Dr. Juan Genescá LLongeras, Dr. Arturo Barba Pingarrón, Dr. Enrique Chicurel Uziel y Dr. Alfonso Cuauhtémoc García Reynoso**.

DEDICATORIAS

- A **Dios**.
- A mis padres **Felicitas Martínez Fernández** y **Alberto Servín Ruíz** (finado).
- A mis abuelos maternos **Petra Fernández Filoteo** (finada) y **Ascensión Martínez** (finado).
- A mis abuelos paternos **Dionisio Alberto Servín** (finado) y **Tayde Ruíz Molina** (finada).
- A mi esposa **María Elena Sánchez Blanco**.
- A mi hija **María Elena Servín Sánchez** y esposo **Waldo Salgado Ramírez**.
- A mi hijo **Alberto Servín Sánchez** y esposa **Ciela Ruíz Ruíz**.
- A mi hermana **Petra de la Luz Servín Martínez** y familia.
- A mis suegros **María Luisa Blanco Domínguez** y **Jesús Fernando Sánchez Domínguez** (finado).
- A mis consuegros: **Daniel José Ruíz Prieto** y **Mireya Ruíz Sosa**; **Humberto Salgado Bailón** y **Yolanda Ramírez Delgado**.
- A mis **cuñados, cuñadas, sobrinos y sobrinas**.
- A mis **familiares**.
- A mis **profesores**.
- A mis **amigos y amigas** pero muy en especial a la Maestra **Juana Hernández Márquez**.
- A mis **compañeros** del Instituto Tecnológico de Veracruz.
- A las **personas** que contribuyeron a lograr mi propósito.
- A las **Instituciones** que colaboraron en mi formación escolar.
- A mi **País, México** y a **la humanidad de este precioso y maravilloso Mundo**.

RESUMEN

Se estudió el efecto de la presencia de grietas inducidas por hidrógeno en forma de laminaciones simples o coplanares y escalonadas o no coplanares en la resistencia mecánica de tuberías de acero. Para ello, se realizaron ensayos a la tensión en especímenes obtenidos de tuberías de acero grado API-5L-X52 que estuvieron por más de 10 años a servicio en presencia de gas natural amargo, el cual provocó el agrietamiento. Para fines de comparación se ensayaron especímenes de tuberías sin y con grietas instrumentadas con galgas extensométricas y se realizaron ensayos del tipo hidrostático a tramos de tubería conteniendo laminaciones e instrumentados también con galgas extensométricas del tipo rosetas. Se caracterizaron los aspectos microestructurales y fractográficos de los especímenes ensayados para determinar el mecanismo de fractura y se graficaron los diagramas y curvas de evaluación de fallas utilizando criterios de fractura en función de la presión de operación y tamaño de grieta tolerable. Se concluye que las laminaciones formadas por agrietamiento inducido por hidrógeno no degradan la resistencia mecánica. El efecto más significativo se observó en la reducción del área transversal y porcentaje de alargamiento en el punto de ruptura. Se concluye también que, las laminaciones limitan considerablemente la capacidad de contracción lateral del material ensayado. En una investigación posterior se analizaron ambos tipos de laminaciones contenidas en el espesor del tubo bajo presión interna aplicando el método del elemento finito no lineal. Para esto se establecieron presiones de cedencia y máxima del material. Se verificó que una laminación simple resiste 1.5 veces más presión de cedencia que dos laminaciones no coplanares de la misma extensión circunferencial y para una laminación simple, la influencia de la presión máxima fue de 2.5 veces mayor. La extensión circunferencial severa para laminaciones simples fue de 100mm y para laminaciones escalonadas 70mm.

ABSTRACT

The effect of the presence of a hydrogen induced crack in the form of simple laminations, or coplanars, and step laminations, or non coplanars, on the mechanical strength of steel pipes was studied. Tensile tests were done on specimens extracted from API-5L-X52 steel pipes, exposed to sour gas service for more than 10 years, and exhibiting extensive laminations. Cracked and uncracked specimens, both instrumented with strain gages, were tested for comparison. Pipe segments containing laminations, also instrumented with strain-gages rosettes, were issued a hydrostatic test. Microstructural and fractographic aspects of tested specimens were characterized to determine the fracture mechanism. Diagrams and failure curves were done using the criteria of fracture as a function of pressure and tolerable crack size. It was concluded that laminations do not impair the mechanical strength. The most significant effect was found in the reduction of area and the percentage of elongation at the rupture point. It was also concluded that the laminations limit considerably the capacity of lateral contraction of the material. In a later work, the effect of internal pressure was analyzed by the non linear finite element method in coplanar and non coplanar laminations. Two types of pressure were considered for the simulation: the yield and maximum pressure of API-5L-X52 steel. Simple laminations were found to be more resistant than two-step laminations similar in circumferential extension, 1.5 times with respect to yield pressure and 2.5 times with respect to maximum pressure. The strict circumferential extension was determined to be 100mm for simple laminations and 70mm for step laminations.

RÉSUMÉ

On a étudié l'effet de la présence de fissures induites par l'hydrogène sous forme de feuilles simple ou en quinconce, ou coplanaires et non coplanaires sur la résistance mécanique des tubes en acier. Pour cela, on a insisté sur les tests des échantillons obtenues de tuyaux en acier API-5L-X52 qui avaient plus de 10 ans de service dans la présence de gaz naturel amer, qui a causé la fissuration. Pour des fins de comparaison les échantillons ont été testées avec et sans fissures instrumentées avec des jauges de contrainte et les tests ont été effectués sur le type de tuyau hydraulique contenant des feuilles, instrumentés avec des jauge du type de rosettes. On a caractérisé les aspects microstructurales et fractographiques des échantillons analysés pour déterminer le mécanisme de la rupture et les diagrammes ont été tracés les courbes d'évaluation de feuilles en fonction de la précision de fonctionnement et la taille de fissure tolérable. Nous concluons que les laminations formées par de l'hydrogène induite par la fissuration dégrader la résistance mécanique. L'effet le plus significatif a été observé dans la réduction de l'aire transversale et de l'allongement pour cent au point de rupture. Il a également été conclu que les tôles de limitent considérablement la capacité de contraction latérale du matériel testé. Une étude subséquente a analysé les deux types de laminations contenues dans l'épaisseur du tube sous la pression interne, en utilisant la méthode des éléments finis pas linéaire. Pour cela ont a établie des pressions et d'élasticité maximale de l'acier. Il a été vérifié que la lamination simple résiste à des pressions de 1,5 fois le rendement que deux non-laminations coplanaires de l'étendue circonférentielle même et pour une lamination simple, l'influence de la pression maximale est supérieure à 2,5 fois. L'extension circonférentielle a été sévère pour les laminations simples de 100mm et 70mm pour les laminations en gradins.

ÍNDICE

	Página
Agradecimientos	i
Dedicatorias	ii
Resumen	iii
Abstract	iv
Résumé	v
Índice	vi
Lista de figuras	ix
Lista de tablas	xiv
Nomenclatura	xvi

INTRODUCCIÓN.	1
----------------------	---

CAPÍTULO I. ANTECEDENTES TEÓRICOS.	3
1.1 Mecanismos de corrosión más frecuentes en ductos.	3
1.1.1 Agrietamiento inducido por hidrógeno.	4
1.1.2 Agrietamiento por corrosión y esfuerzos en ambientes con sulfuros.	7
1.1.3 Corrosión uniforme y localizada.	10
1.2 Propiedades del H ₂ S.	10
1.2.1 Descripción general y propiedades químicas.	10
1.2.2 Propiedades físicas.	11
1.3 Propiedades del CO ₂ .	12
1.3.1 Descripción general y propiedades químicas.	12
1.3.2 Propiedades físicas.	13
1.4 Mecánica del medio continuo.	13
1.5 Teoría de esfuerzos en recipientes a presión.	15
1.5.1 De pared delgada.	15
1.5.2 De pared gruesa.	16
1.5.3 Comparación de las dos teorías anteriores.	18
1.6 Mecánica de fractura.	19
1.6.1 Mecánica de fractura lineal-elástica.	21
1.6.2 La zona plástica.	24
1.6.3 El criterio de energía.	26
1.6.4 Tenacidad en deformación plana.	26
1.6.5 Limitaciones de la MFLE.	28
1.6.6 Mecánica de fractura elasto-plástica.	29
1.6.7 La integral J.	30
1.6.8 Uso de J en el análisis de fractura.	33
1.6.9 Limitaciones de J.	36
1.6.10 El criterio de dos parámetros.	37
1.6.11 El código R6	39
1.7 Extensometría.	40
1.7.1 Instalación de los extensómetros.	42
1.7.2 Pruebas realizadas a la instalación de los extensómetros.	42

	Página
1.7.3 Control del ruido en las mediciones.	43
1.7.4 Niveles de excitación óptimos.	43
1.7.5 Errores debidos al desalineamiento.	44
1.7.6 Errores debidos a la sensibilidad transversal.	45
1.8 Método estadístico de análisis de resultados.	46
CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	48
2.1 Materiales.	48
2.2 Obtención de especímenes.	48
2.3 Pruebas de tensión.	48
2.4 Pruebas de dureza.	51
2.5 Pruebas de impacto.	51
2.6 Pruebas de tenacidad a la fractura (J_{IC}).	52
2.6.1 Maquinado de especímenes CT (tensión compacta)	52
2.6.2 Pre-agrietamiento	53
2.6.3 Determinación de tenacidad a la fractura J_{IC} y K_{JC} .	54
2.7 Pruebas hidrostáticas.	56
2.8 Circuito eléctrico utilizado para la instrumentación de las galgas de deformación.	58
2.9 Estudio metalográfico.	58
2.10 Estudio fractográfico.	59
2.11 Estudio por el método del elemento finito	59
2.11.1 Formulación del modelo	59
2.11.2 Condiciones frontera	61
CAPÍTULO III. RESULTADOS.	63
3.1 Comportamiento en tensión uniaxial.	63
3.1.1 Ensayos a la tensión tipo ingenieril de especímenes.	63
3.1.2 Ensayos a la tensión de especímenes instrumentados con galgas extensométricas (esfuerzo y deformación reales).	63
3.2 Dureza.	70
3.3 Energía de impacto.	70
3.4 Tenacidad a la fractura (J_{IC}) de especímenes extraídos de tuberías que estuvieron en servicio por 10 ó más años.	71
3.5 Tenacidad a la fractura (J_{IC}) de aceros libres y saturados de hidrógeno.	72
3.6 Comportamiento mecánico de tubos sometidos a presión interna con agrietamiento inducido por hidrógeno.	74
3.7 Metalografía de tubos con agrietamiento inducido por hidrógeno.	80
3.7.1 Tipo y cantidad de inclusiones.	80
3.7.2 Microestructura.	81
3.7.3 Interconexión y escalonamiento.	82
3.7.4 Características de propagación de grietas.	83
3.8 Observaciones fractográficas.	85
3.8.1 Fractografía de los especímenes en tensión uniaxial.	85

	Página
3.8.2 Tipo de fractura en el agrietamiento inducido por hidrógeno.	88
3.9 Diagramas y curvas de evaluación de fallas.	91
3.10 Mapas y gráficas de resultados por el método del elemento finito	95
3.10.1 Mapas de laminaciones simples o coplanares	95
3.10.2 Mapas de laminaciones escalonadas o no coplanares	96
3.10.3 Gráficas de comportamiento de laminaciones simples y escalonadas	98
CAPÍTULO IV. DISCUSIÓN DE RESULTADOS.	102
4.1 Comportamiento en tensión uniaxial del material ensayado con agrietamiento inducido por hidrógeno.	102
4.2 Comportamiento mecánico de tubos a presión con agrietamiento inducido por hidrógeno.	104
4.3 Diagramas y curvas de evaluación de fallas.	105
4.4 Mapas y gráficas de resultados por el método del elemento finito	106
CONCLUSIONES.	109
BIBLIOGRAFÍA.	112

LISTA DE FIGURAS

No.	Descripción	Página
1.1	Condiciones que definen un gas natural amargo.	3
1.2	Mecanismos de agrietamiento y corrosión más frecuentes en ductos para el transporte de hidrocarburos.	4
1.3	Diagrama en equilibrio de la mitad de un ducto de pared delgada mostrando los esfuerzos sobre su superficie.	15
1.4	Distribución del esfuerzo en un ducto de pared gruesa sometido a presión interna.	16
1.5	Comparación entre las teorías de pared delgada y gruesa para diversas relaciones de diámetro/espesor.	19
1.6	Modos de desplazamiento de superficies de fractura en un cuerpo agrietado.	21
1.7	(a) Distribución del esfuerzo en la dirección perpendicular al plano de una grieta. (b) Extensión de la zona plástica.	24
1.8	Formas calculadas de la zona plástica para una placa isotrópica.	25
1.9	Categorías de fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica.	26
1.10	Círculo de Mohr para esfuerzos en la punta de una grieta y orientación de los esfuerzos cortantes máximos. (a) Esfuerzo plano; (b) Deformación plana.	27
1.11	Variación de K_{IC} con respecto al espesor de la placa.	28
1.12	Carga vs. desplazamiento para materiales lineal-elástico y no lineal.	29
1.13	Corrección de Irwin al tamaño de grieta, por efecto de la zona plástica.	30

No.	Descripción	Página
1.14	Balance de energía alrededor de una grieta bajo carga representado por la integral de trayectoria J.	30
1.15	Curva carga vs. desplazamiento de un cuerpo agrietado con deformación elasto-plástica. El área sombreada representa el cambio de energía debido a una extensión de la grieta. (a) carga constante; (b) desplazamiento constante.	32
1.16	Condición para J válida y área utilizada para calcular J.	32
1.17	Etapas de la fractura dúctil relacionadas con J.	34
1.18	Caracterización de la inestabilidad en función de J y J_{IC} .	35
1.19	Análisis del proceso de fractura dúctil en base al módulo de ruptura T.	35
1.20	Diagrama y curva de evaluación de fallas.	38
1.21	Modificaciones del DEF, después de la tercera revisión y zonas de control de tipo de fractura.	40
1.22	Extensómetro o Galga de deformación.	41
1.23	Consideraciones a tomar para seleccionar una galga de deformación.	42
2.1	Orientación de las placas con respecto a la posición de las tuberías.	49
2.2	Geometría y dimensiones de especímenes para ensayos a la tensión.	49
2.3	Especímenes, a) sin y b) con laminaciones para pruebas de tensión tipo ingenieril, no instrumentados con galgas de deformación.	50
2.4	Especímenes, a) sin y b) con laminaciones para pruebas de tensión verdaderas, e instrumentados con galgas de deformación.	50

No.	Descripción	Página
2.5	Geometría y dimensiones de especímenes para pruebas de impacto.	51
2.6	Orientación relativa de los especímenes para pruebas de impacto con relación a la posición de las tuberías.	51
2.7	Especimen para determinar J_{IC} .	52
2.8	Orientación relativa de los especímenes para pruebas de tenacidad a la fractura con relación a la posición de las tuberías.	53
2.9	Tubería instrumentada con galgas de deformación y conteniendo una laminación, para una prueba hidrostática.	57
2.10	Circuito eléctrico de un cuarto de puente.	58
2.11	Obtención de los especímenes para fractografía	59
2.12	Modelos geométricos, malla y variables del modelo mediante elementos sólidos, (a) Laminación Simple (b) Laminación escalonada.	61
3.1	Falla por colapso plástico en la zona laminada, del tramo de tubería del tercer ensayo hidrostático.	76
3.2	Curva de presión del ensayo hidrostático 1 de un tramo de tubería de 0.6090 m. de diámetro, 0.0127m. y 6m de longitud; instrumentada con galgas extensométricas y conteniendo una laminación de 0.15m. de longitud y 0.10m. de ancho.	77
3.3	Curva de presión del ensayo hidrostático 2 de un tramo de tubería de 0.6090 m. de diámetro, 0.0127m. y 6m de longitud; instrumentada con galgas extensométricas y conteniendo una laminación de 0.20m. de longitud y 0.15m. de ancho.	78
3.4	Curva de presión del ensayo hidrostático 3 de un tramo de tubería de 0.9144 m. de diámetro y 0.0158 m. de espesor instrumentada con galgas extensométricas, conteniendo una laminación de 2.10m. de longitud y 0.40m. de ancho.	79

No.	Descripción	Página
3.5	Inclusiones no metálicas en las direcciones longitudinal y transversal del material ensayado.	80
3.6	Microestructura del material ensayado (200 X).	81
3.7	Interconexión de pequeñas grietas (1000 X).	83
3.8	Agrietamiento escalonado inducido por hidrógeno (200 X).	83
3.9	Aspecto macroscópico de la superficie de una laminación.	84
3.10	Aspecto microscópico de la superficie de una laminación (3000 X).	84
3.11	Características de la dirección de la fractura y de la superficie en especímenes a tensión uniaxial, sin laminación.	86
3.12	Características de la dirección de la fractura y de la superficie en especímenes a tensión uniaxial, con laminación.	87
3.13	Características de la fractura mostrando deformación localizada.	88
3.14	Deformación y fractura del ligamento remanente de una grieta escalonada (1500X).	89
3.15	Pequeñas grietas en la dirección perpendicular al esfuerzo de tensión axial.	89
3.16	Superficie de fractura de un espécimen sometido a tensión uniaxial, sin laminación.	90
3.17	Superficie de fractura de un espécimen sometido a tensión uniaxial, con laminación.	90
3.18	Diagrama y Curva de evaluación de fallas para el ensayo hidrostático 1.	92
3.19	Diagrama y Curva de evaluación de fallas para el ensayo hidrostático 2	93

No.	Descripción	Página
3.20	Diagrama y Curva de evaluación de fallas para el ensayo hidrostático 3	94
3.21	Mapa del esfuerzo de Von Mises en Mpa, correspondiente a una laminación simple (caso 1).	95
3.22	Posible trayectoria de una laminación simple.	96
3.23	Mapa del esfuerzo de von Mises en MPa, correspondiente a una laminación escalonada.	97
3.24	Posible trayectoria de una laminación escalonada.	97
3.25	Variación de la presión de cedencia vs extensión circunferencial de las laminaciones.	98
3.26	Comportamiento de la presión máxima vs extensión circunferencial de las laminaciones.	99
3.27	Comportamiento de la presión máxima vs extensión circunferencial de las laminaciones $t=25.4$ mm.	100
3.28	Comportamiento del ángulo de deflexión versus tamaño de laminación, $t=15.8$ mm.	100
4.1	Combinación de una laminación con agrietamiento secundario o radial. La razón d/t fue del 27%.	106
4.2	Representación esquemática de la extensión de una laminación simple (a) y la interconexión de una laminación escalonada por el mecanismo de presión (b).	108

LISTA DE TABLAS

No.	Descripción	Página
1.1	Modelos y mecanismos en el fenómeno ACEAS.	8
1.2	Propiedades físicas más representativas del H ₂ S.	11
1.3	Propiedades físicas más representativas del CO ₂ .	13
1.4	Condiciones críticas para probar $\mu_1 - \mu_2 = \delta$.	47
2.1	Composición química del material estudiado (%w).	48
2.2	Descripción geométrica de los casos de estudio, para laminaciones simples y escalonadas a diferentes espesores.	62
3.1	Resultados de los ensayos a la tensión tipo ingenieril en especímenes sin laminaciones, obtenidos de tramos de tubería de 609.6mm de diámetro y 12.7mm de espesor.	64
3.2	Resultados de los ensayos a la tensión tipo ingenieril en especímenes con laminaciones, obtenidos de tramos de tubería de 914.4mm de diámetro y 19.05mm de espesor.	65
3.3	Valores calculados de la prueba t bimuestral, con un nivel de significancia $\alpha = 0.05$ y 4 grados de libertad, para ensayos a la tensión tipo ingenieril de especímenes sin y con laminaciones. El valor de referencia es $t_\alpha = 2.132$	66
3.4	Resultados de los ensayos a la tensión verdadera en especímenes sin laminaciones e instrumentados con galgas extensométricas. Los especímenes fueron obtenidos de tramos de tuberías de 609.6mm de diámetro y 12.7mm de espesor.	67
3.5	Resultados de los ensayos a la tensión verdadera en especímenes con laminaciones e instrumentados con galgas extensométricas. Los especímenes fueron obtenidos de tramos de tuberías de 914.4mm de diámetro y 19.05mm de espesor.	68
3.6	Valores calculados de la prueba t bimuestral, con un nivel de significancia $\alpha = 0.05$ y 4 grados de libertad, para ensayos a la tensión verdadera de especímenes sin y con laminaciones. El valor de referencia es $t_\alpha = 2.132$.	69
3.7	Resultados del ensayo de dureza en especímenes sin laminaciones	70

No.	Descripción	Página
3.8	Resultados del ensayo de dureza en especímenes con laminación.	70
3.9	Resultados de los ensayos al impacto en especímenes sin laminaciones.	71
3.10	Resultados de los ensayos de tenacidad a la fractura.	72
3.11	Resultados comparativos de la tenacidad a la fractura para especímenes libres y saturados de hidrógeno.	73
3.12	Resultados del ensayo hidrostático 1.	74
3.13	Resultados del ensayo hidrostático 2.	75
3.14	Resultados del ensayo hidrostático 3.	75
3.15	Valores estereológicos de las inclusiones no metálicas del material ensayado.	81

NOMENCLATURA

Símbolo	Descripción
AIH	Agrietamiento inducido por hidrógeno
ASBE ACEAS	Agrietamiento por sulfuros bajo esfuerzos, agrietamiento por corrosión y esfuerzos en ambientes con sulfuros
σ_0	Esfuerzo de cedencia ó fluencia.
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Esfuerzo de tensión uniaxial máximo.
$\tau_{m\acute{a}x}$	Esfuerzo cortante máximo.
U_{def}	Energía de distorsión.
σ	Esfuerzo unitario
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Esfuerzos principales
σ_C	Esfuerzo unitario circunferencial, de arillo o de membrana.
σ_L	Esfuerzo unitario longitudinal.
σ_r	Esfuerzo unitario radial.
P_i	Presión interna.
P_o	Presión de cedencia
$P_{m\acute{a}x}$	Presión máxima
P_H	Presión hidrostática
L	longitud de la tubería
D	Diámetro nominal del tubo, diámetro medio del tubo
ϕ, d_i	Diámetro interior del tubo
D_o, d_o	Diámetro exterior del tubo
t	Espesor de pared nominal del tubo
D/t	Relación de diámetro medio a espesor de pared del tubo
d	Escalonamiento de la laminación
d/t	Razón de la distancia entre escalonamiento a espesor del tubo
d_o/t	Razón de diámetro exterior a espesor de pared del tubo
$t\alpha$	Valor de referencia para análisis estadístico
F, P	Fuerza axial o uniaxial
ϵ	Deformación unitaria
$\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$	Deformaciones principales
ϵ_C	Deformación unitaria circunferencial
ϵ_L	Deformación unitaria longitudinal.
ϵ_r	Deformación unitaria radial.
%R. A.	Por ciento de reducción de área
% ΔL	Por ciento de alargamiento
E	Módulo de elasticidad o módulo de Young
G	Módulo de corte o módulo de Kirchoff
ν	Módulo de Poisson

INTRODUCCIÓN

Se sabe que cuando un acero absorbe hidrógeno de una atmósfera que lo contenga, se induce la formación de grietas. Los ductos que transportan gas natural amargo constituyen un caso especial en la formación de grietas internas que no están conectadas con la superficie. Estas grietas internas reciben el nombre de laminaciones y se clasifican en simples o coplanares y escalonadas o no coplanares.

El acero con el que se fabrican los ductos, cuando se encuentra en contacto con gas natural amargo, genera una reacción de corrosión en la cual se libera hidrógeno. Este hidrógeno en presencia de gas sulfhídrico no forma hidrógeno molecular sino que, es absorbido por el acero y se difunde a través del metal. El hidrógeno se difunde en estado atómico y cuando encuentra sitios preferenciales internos, se acumula en esos lugares formando hidrógeno molecular el cual desarrolla grandes presiones que conducen al agrietamiento interno del metal.

En la actualidad, existen estudios realizados sobre el agrietamiento inducido por hidrógeno (AIH) que toma en cuenta el efecto de variables tales como: microestructura, concentración de gas sulfhídrico y bióxido de carbono, pH del fluido transportado, adición de aleantes y contenido de inclusiones no metálicas. Tales estudios se han enfocado a evaluar el desempeño de diferentes aleaciones y estudiar los mecanismos de agrietamiento, pero no proporcionan información sobre como es afectada la resistencia mecánica del acero en presencia de dicho agrietamiento.

Ha sido demostrado que las laminaciones crecen y se interconectan por la presión del hidrógeno en su interior y que la interconexión se acompaña por una considerable deformación plástica y la fractura fuera del plano, situación influenciada por la presencia del esfuerzo externo. La configuración de un sistema de grietas en el interior del espesor de un tubo, formadas por la acumulación de hidrógeno y con la influencia de un esfuerzo externo (esfuerzo circunferencial por presión) puede ocurrir en un mismo plano o en diferentes planos; en cualquier caso, la elevada presión en el interior de las grietas, hace que el esfuerzo en la vecindad de las grietas se incremente considerablemente con respecto al esfuerzo impuesto por la presión en el tubo.

En una primera etapa, la presión en el interior de la grieta hace que se alcance la cedencia del material y posteriormente la resistencia máxima, lo que se manifiesta en la extensión circunferencial de la laminación simple o coplanar. Para el caso de laminaciones escalonadas o no coplanares que se aproximan, ya sea en un mismo plano o en planos diferentes, la diferencia radica en que adicionalmente habrá una interacción de los campos de esfuerzos de las puntas de grietas convergentes, causando el agrietamiento del ligamento y generando entonces la interconexión.

Cuando las líneas de conducción de gas natural amargo tienen 10 ó más años de servicio, es frecuente la presencia de grietas inducidas por hidrógeno en forma de laminaciones simples o coplanares y también de laminaciones escalonadas o no coplanares. Estas grietas normalmente afectan la resistencia residual y la vida útil de las mismas y en el caso más desfavorable, ponen en riesgo la integridad de las líneas de conducción. En la industria petrolera de nuestro país, se considera que el (AIH), es una de las causas principales de reparación y reemplazo de las tuberías de conducción. Con la finalidad de determinar como afecta el agrietamiento inducido por hidrógeno en la resistencia mecánica del acero, se llevó a cabo una investigación en tuberías de acero API-5L-X52 para evaluar cuantitativamente el efecto de tales defectos en la resistencia mecánica del mismo.

La investigación consistió en la caracterización del material a nivel laboratorio, realizando un estudio metalográfico, fractográfico y de evaluación de propiedades mecánicas y de mecánica de fractura. El estudio metalográfico consistió en analizar y cuantificar las inclusiones no metálicas del tipo II. El estudio fractográfico consistió en determinar el modo de fractura que presentaron los especímenes sin y con laminaciones y así poder establecer una medida de comparación entre los mismos. Los especímenes analizados sin y con laminaciones se instrumentaron con galgas extensométricas.

También se realizaron pruebas de campo del tipo hidrostático, en tramos de tubería conteniendo laminaciones. Estos tramos de tubería fueron instrumentados con galgas extensométricas. Los tramos de tubería fueron inspeccionados con ultrasonido para determinar tamaño, posición y orientación de las laminaciones. Como resultado, se establecieron los mecanismos de agrietamiento y fractura y se determinaron los diagramas de resistencia residual utilizando criterios de falla en función del tamaño de grieta y presión de operación.

Finalmente se realizaron análisis del comportamiento mecánico de laminaciones modeladas por el método del elemento finito, los cuales se llevaron a cabo en condiciones no lineales de esfuerzo-deformación, con una ley de endurecimiento isotrópica con el fin de comprender la secuencia de la interacción de los campos de esfuerzos en los extremos de la grietas, basándose en dos escenarios: laminaciones simples y laminaciones escalonadas, para lo cual se estableció una matriz de simulación en que se varía la extensión circunferencial de las laminaciones, el espesor del tubo y la separación en la vertical y horizontal para el caso de laminaciones escalonadas. Esta investigación se realizó en otro proyecto de Doctorado posterior a la investigación presentada en este trabajo. Las modelaciones realizadas por el método del elemento finito y presentadas en este proyecto de investigación tienen como finalidad, mostrar algunas similitudes con los resultados logrados en ambos proyectos de investigación Doctoral.

CAPÍTULO I. ANTECEDENTES TEÓRICOS

Los acontecimientos ocurridos en los últimos años en nuestro país con respecto a la integridad estructural de los ductos que transportan hidrocarburos, aunado a que la investigación del comportamiento mecánico de tuberías dañadas por agrietamiento inducido por hidrógeno es mínima, han hecho de interés prioritario el analizar e investigar tal comportamiento y así contribuir en gran medida a resolver un problema de interés nacional, en lo que se refiere a una operación más segura de tuberías para el transporte de hidrocarburos.

El petróleo y el gas natural contienen: humedad, CO_2 y H_2S ; compuestos que los hacen fluidos denominados amargos⁽¹⁻³⁾. Técnicamente, se define un gas amargo como una mezcla de hidrocarburos formada por: gas sulfhídrico (H_2S) con valores mayores a 0.001% mol, presiones parciales mayores de 0.0035 atm, vapor de agua en suspensión y bióxido de carbono (CO_2)⁽⁴⁻⁷⁾. La figura 1.1, describe las condiciones que definen un gas natural amargo en función de la presión parcial y el contenido de H_2S .

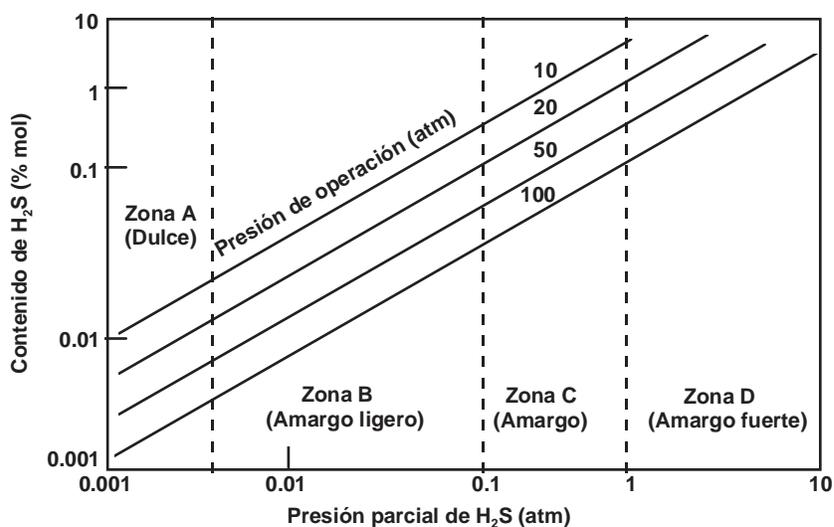


Figura 1.1. Condiciones que definen un gas natural amargo.

1.1 Mecanismos de corrosión más frecuentes en ductos:

Las tuberías de acero que transportan gas natural amargo, sufren varias formas de ataque. Entre los mecanismos más importantes de daño se encuentran los siguientes: agrietamiento inducido por hidrógeno (AIH), agrietamiento por corrosión y esfuerzos en ambientes con sulfuros (ACEAS ó ASBE) y corrosión uniforme y localizada⁽⁴⁻¹⁰⁾. La figura 1.2, muestra estas formas de ataque.

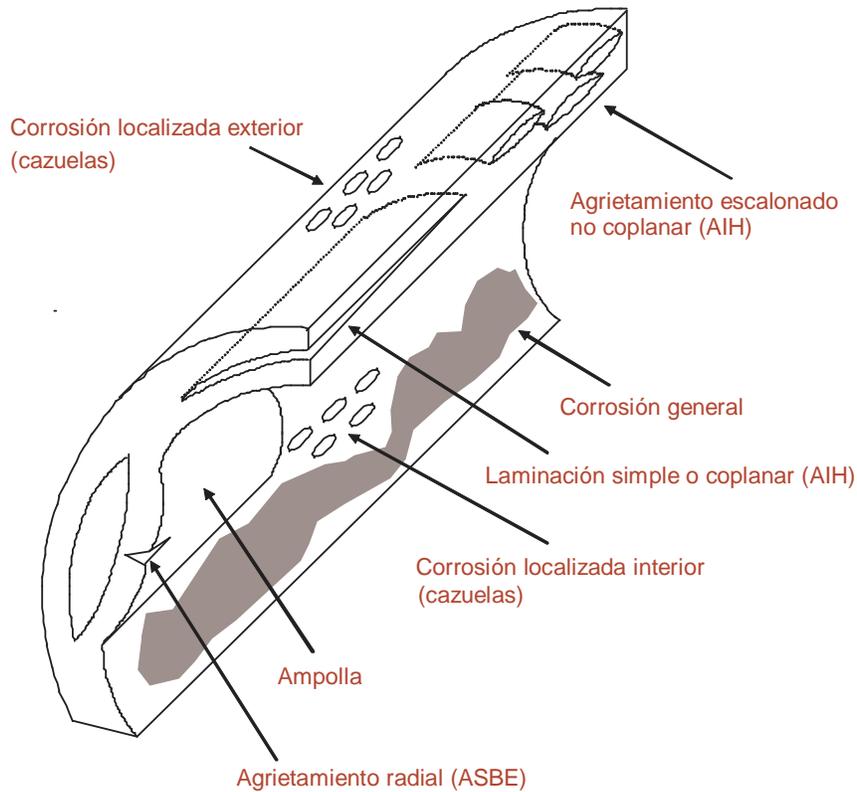


Figura 1.2 Mecanismos de agrietamiento y corrosión más frecuentes en ductos para el transporte de hidrocarburos.

1.1.1 Agrietamiento inducido por hidrógeno:

El agrietamiento inducido por hidrógeno, puede darse de tres maneras⁽¹²⁻¹⁶⁾:

1. Al centro del espesor de la tubería, extendiéndose en las direcciones longitudinal y circunferencial formando delaminaciones.
2. Cerca de la superficie interna o externa de la tubería deformando el espesor remanente, formando ampollas.
3. Grietas escalonadas.

El (AIH) se presenta principalmente en aceros de baja resistencia, típicamente con resistencias a la tensión menores a 550 MPa (80 ksi)⁽¹³⁾, como los utilizados en líneas de conducción de hidrocarburos. Este tipo de agrietamiento, también se inicia con una reacción de corrosión entre el acero y el sulfuro de hidrógeno en presencia de humedad. En este caso, los átomos de hidrógeno producto de la reacción de corrosión, se difunden en estado sólido en el acero y se combinan para formar gas hidrógeno en los defectos internos. Esos defectos pueden ser sitios endurecidos de

productos de transformación a bajas temperaturas o laminaciones. Sin embargo, las inclusiones de sulfuro de manganeso tipo II son los primeros lugares para que el AIH pueda ocurrir⁽¹⁰⁻¹²⁾. Esas inclusiones tienden a convertirse en inclusiones alargadas durante la fabricación de las placas que conforman a las tuberías. Cuando el hidrógeno gaseoso se deposita en dichas zonas, se generan grandes esfuerzos en los extremos o puntas de las inclusiones que inducen al agrietamiento del material, generando una cavidad interna conocida como ampolla o laminación.

Adicionalmente, el hidrógeno disuelto en el metal y el hidrógeno en la superficie del mismo; proveniente de la reacción de corrosión, provoca potencialmente un daño por sí mismo. Este daño se manifiesta desde una pérdida de ductilidad hasta el agrietamiento macroscópico. Existen muchas teorías o modelos que tratan de explicar el daño ocasionado por el hidrógeno. Entre las más conocidas se encuentran las siguientes:⁽¹⁴⁻¹⁸⁾

1. Teoría de la presión.
2. Teoría de la adsorción en la superficie.
3. Decohesión.
4. Aumento de flujo plástico.
5. Formación de hidruros.
6. Ataque por hidrógeno.
7. Hidrógeno atrapado.

1. La teoría de la presión, es uno de los modelos más antiguos que ha explicado el daño producido por hidrógeno. Esta teoría establece que el hidrógeno atómico se difunde dentro del metal y su acumulación eventual se deposita en huecos u otros defectos internos del metal o aleación. Así, la concentración del hidrógeno se incrementa en esas discontinuidades microestructurales creando una presión interna muy alta (10,000 atm o mayores), haciendo crecer las grietas internas existentes. De hecho, el ampollamiento inducido por hidrógeno es un ejemplo de esta forma de daño.

2. La teoría de la adsorción en la superficie, establece que el hidrógeno se adsorbe en la superficie libre la cual está muy cercana a la punta de la grieta. Esto disminuye la energía libre de la superficie y con esto, hay una reducción en el trabajo de fractura. En este caso se requiere de la pre-existencia de una grieta o discontinuidad que se comporte como tal.

3. El modelo de la decohesión, describe el efecto del hidrógeno sobre las fuerzas cohesivas entre los átomos del metal o aleación. Concentraciones suficientemente altas de hidrógeno acumuladas cerca de la punta de una grieta, disminuyen la fuerza cohesiva de los átomos de tal manera que el esfuerzo de tensión local máximo perpendicular al plano de la grieta tiende a ser mayor que la fuerza de cohesión entre los átomos de la red del metal o aleación, dando por resultado un proceso de agrietamiento.

4. La teoría del aumento de flujo plástico está asociada con la interacción de las dislocaciones producidas por hidrógeno.

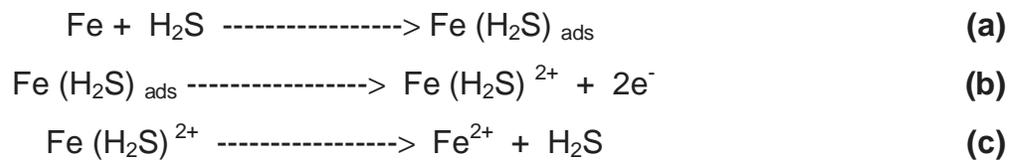
Se basa sobre las observaciones fractográficas y además, en que existe una gran cantidad de dislocaciones del tipo tornillo debido al hidrógeno atómico adsorbido en la superficie o punta de la grieta, que permite una alta concentración de esfuerzos.

5. La teoría de la formación de hidruros, establece que se presenta una degradación de los elementos del grupo Vb (niobio, vanadio, tantalio) y también del zirconio, titanio y magnesio en medios conteniendo hidrógeno. Esto provoca la formación de un hidruro metálico frágil el cual se acumula en la punta de la grieta dando por resultado el crecimiento de la grieta por clivaje de estos hidruros frágiles.

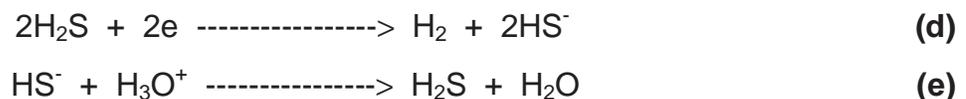
6. La teoría del ataque por hidrógeno es uno de los mecanismos más entendidos de daño por hidrógeno, pero es específico de un proceso a altas temperaturas. Este mecanismo puede generar dos formas de ataque: descarburización de la superficie o descarburización interna.

7. El modelo del hidrógeno atrapado, tiene su explicación a través de numerosos modelos. No existe una explicación adecuada para tal fenómeno. Este modelo considera la unión entre el hidrógeno y átomos de impurezas o defectos estructurales dentro del metal o aleación. Esta unión se atribuye a campos eléctricos locales, campos de esfuerzos, gradientes de temperatura, etc.

Panasenko ⁽¹⁹⁾, propone un mecanismo para la disolución anódica de un acero grado tubería en una solución conteniendo sulfuro de hidrógeno y a un bajo pH, llevándose a cabo de la siguiente manera:



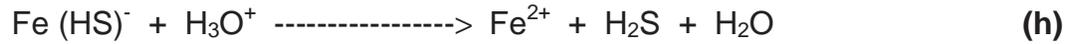
El H₂S actúa como catalizador promoviendo la generación del ión ferroso, incrementando la concentración del ión ferroso en la cercanía de la interfase. Kaesche, argumenta que la separación de los iones hidrógeno del H₂S pueden ser más favorables que de la separación de los iones hidronios, debido a la menor energía de disociación del enlace HS-S comparado con el enlace HO-H. Bolmer, sugirió la siguiente ecuación catódica:



La alta concentración de iones ferroso cerca de la interfase causa otra reacción parcial para completarse con la reacción **(e)**. Esto es la precipitación del sulfuro sólido, tal como muestra la siguiente reacción:



La velocidad de corrosión no se incrementa significativamente en presencia del H₂S debido a la formación de una barrera física a la reacción de corrosión. Otra posible reacción catódica fue sugerida por Iofa⁽¹⁹⁻²⁵⁾:



1.1.2 Agrietamiento por corrosión y esfuerzos en ambientes con sulfuros:

El agrietamiento por corrosión y esfuerzos en ambientes con sulfuros, es una forma de agrietamiento lento que afecta principalmente a los aceros de alta resistencia. Para que este tipo de agrietamiento ocurra, deben estar presentes tres condiciones⁽²⁶⁾:

1. Un metal o aleación deberá estar sometido a esfuerzos de tensión. Es importante recordar que estos esfuerzos pueden ser tanto los aplicados exteriormente como los residuales.
2. El material o aleación deberá ser susceptible al medio corrosivo.
3. Debe estar presente cierta concentración mínima de sulfuro de hidrógeno en el medio corrosivo.

El (ACEAS), contiene muchas variables y puede presentar diversas características; por lo mismo, muchos mecanismos han sido propuestos para explicar este fenómeno. Estos mecanismos propuestos explican la interacción sinérgica entre la corrosión y el esfuerzo que ocurre en la punta de una grieta. El fenómeno ACEAS, se ha explicado mediante dos modelos y éstos a la vez se han dividido en diferentes mecanismos. La tabla 1.1, muestra esta división y a continuación, se explican cada uno de ellos.

Tabla 1.1 Modelos y Mecanismos en el fenómeno ACEAS

MODELO	MECANISMO
1. De disolución	1.1 Ruptura de película 1.2 Caminos activos pre-existentes
2. De fractura mecánica	2.1 Túneles de corrosión 2.2 Plasticidad incrementada por adsorción 2.3 Rompimiento de película oxidada 2.4 Clivaje inducido por la película 2.5 Fractura frágil inducida por adsorción 2.6 Fragilización por hidrógeno

1. En los modelos de disolución, el avance de la punta de grieta ocurre por una disolución preferencial en la punta de la grieta. La disolución preferencial ha sido atribuida a la formación de trayectorias activas en el material, a los esfuerzos en la punta de la grieta e interacciones mecánico-químicas.

1.1 El mecanismo de ruptura de película, también conocido como el mecanismo de disolución-deslizamiento, establece que el esfuerzo actúa para abrir la grieta y romper la película superficial protectora. Algunos investigadores asumen que la deformación plástica localizada en la punta de la grieta, rompe la película pasivamente exponiendo metal desnudo en la punta de la grieta. El metal desnudo expuesto nuevamente, es entonces disuelto rápidamente dando por resultado la extensión de la grieta. Otros investigadores establecen que una vez iniciada la propagación de la grieta, la punta de la misma permanece desnuda pero la velocidad de la ruptura de la película en la punta de la grieta es mayor que la velocidad de repasivación. Existen también investigadores que afirman que la punta de la grieta se repasiva completamente y es periódicamente rota por la emergencia de planos de deslizamiento.

1.2 El mecanismo de caminos activos pre-existentes establece que, en las aleaciones se generan celdas galvánicas locales ya sea por medios de procesos de precipitación o segregación de los elementos de aleación; esto promueve entonces, caminos activos pre-existentes. Las celdas galvánicas se establecen entre el metal en las paredes de la grieta y los caminos activos anódicos resultado de la presencia de segundas fases a lo largo de los límites de grano o interior de los mismos.

Cuando el componente mecánico ó estructural se somete a un esfuerzo, y se exponen a un ambiente agresivo, la acción localizada de una disolución electroquímica en el metal inicia una grieta, la cual se propaga a lo largo de las trayectorias activas.

2. Los modelos de fractura mecánica originalmente suponían que la concentración de esfuerzos en sitios de corrosión por picaduras y hendiduras, se incrementaban hasta el punto de iniciar una deformación dúctil y se originaba la fractura. Esa idea original suponía que la grieta esencialmente se propagaba por disolución química y que los ligamentos sobrantes fallaban entonces por fractura mecánica dúctil ó frágil.

2.1 El mecanismo de los túneles de corrosión, supone que un conjunto de pequeños túneles son formados en planos de deslizamiento emergentes. Estos túneles crecen en diámetro y longitud hasta que el esfuerzo en los ligamentos sobrantes provoca deformación dúctil y fractura. La grieta se propaga entonces por una situación alterna de crecimiento de los túneles y fractura dúctil.

2.2 El mecanismo de plasticidad por adsorción propone que la químico-adsorción de especies del entorno en la punta de la grieta, facilita la activación de fuentes de dislocaciones en la punta de la grieta, promoviendo la formación de densas bandas de deformación cortantes, responsables del avance de la grieta.

2.3 El mecanismo del rompimiento de la película oxidada fue primeramente propuesto para explicar la corrosión bajo esfuerzos transgranular, pero fue posteriormente modificada por otros investigadores para explicar la corrosión de esfuerzos intergranular. En el mecanismo original, una película frágil se forma sobre la superficie del metal que se fractura bajo la acción del esfuerzo. La fractura de la película expone al metal desnudo, el cual reacciona rápidamente con el medio corrosivo para volver a formar la película superficial. La propagación de la grieta se da por un proceso alterno de formación de película y fractura de la misma.

2.4 El mecanismo de clivaje inducido por la película, se basa sobre la hipótesis de que una película superficial puede inducir fractura por clivaje. Este mecanismo supone que, primero se forma una película superficial delgada; en seguida se inicia una fractura frágil sobre esta película. Posteriormente, la extensión de la grieta en la película fracturada en forma frágil pasa a través de la interfase metal-película y se presenta una pérdida pequeña en la velocidad de propagación. Una vez dentro de la matriz dúctil, la grieta frágil continuará propagándose. Esta grieta eventualmente sufrirá una disminución de agudeza en su punta y tenderá a detenerse; después este proceso se repite una vez más. Este mecanismo tiene la habilidad de explicar la detención ó arresto de una grieta, las facetas del clivaje sobre las superficies de fractura y las discontinuidades naturales de la propagación de la grieta.

2.5 El mecanismo de fractura frágil inducida por adsorción, está basado sobre la hipótesis de que la adsorción de las especies del medio corrosivo disminuyen la resistencia de las uniones interatómicas y el esfuerzo requerido para la fractura por clivaje. El mecanismo es frecuentemente referido como el mecanismo de esfuerzo-adsorción. Este mecanismo predice que las grieta se propagan de una manera continua a una velocidad determinada por la rapidez de arribo de las especies fragilizantes a la punta de la grieta. Este mecanismo no explica como la grieta mantiene una punta aguda en un material normalmente dúctil, porque no incluye una descripción de la limitación del tamaño de la zona plástica. Tampoco las discontinuidades en la propagación de la grieta son explicadas por este modelo.

2.6 El mecanismo de fragilización por hidrógeno establece que el fenómeno de agrietamiento puede ser una forma de crecimiento de grieta subcrítico inducido por hidrógeno (medio corrosivo/material). Esto puede ser debido a que la reacción anódica tiene una reacción catódica correspondiente en la que la reducción de hidrógeno es frecuentemente una reacción catódica. El crecimiento subcrítico de grieta por hidrógeno puede ser el proceso dominante en algunos materiales susceptibles al fragilizado por hidrógeno. Muchas fallas de crecimiento subcrítico de grieta debido al hidrógeno catódico son muy similares a las producidas por hidrógeno gaseoso ó hidrógeno interno, lo que hace pensar que una vez absorbido el hidrógeno, su efecto es similar, no importando la fuente que lo produjo. Este modelo no se ocupa de explicar como el hidrógeno produce el agrietamiento.

1.1.3 Corrosión uniforme y localizada:

La corrosión uniforme y localizada, no está relacionada a las formas de fragilización o agrietamiento mencionadas anteriormente, pero puede causar severos daños en las tuberías que transportan hidrocarburos ⁽²⁸⁾.

La pérdida de peso por corrosión, es simplemente la pérdida del espesor debido a una disolución del metal por una reacción electroquímica con el medio agresivo. La corrosión uniforme está caracterizada por la pérdida del metal en una razón esencialmente constante a través de la superficie completa y expuesta al medio agresivo. Esto está en contraste con la corrosión localizada, la cual está caracterizada por la corrosión en forma de picaduras y hendiduras.

La presencia del sulfuro de hidrógeno y cloruros en el medio generalmente incrementa la rapidez de corrosión por pérdida de peso. Esta forma de daño limita la capacidad de soportar cargas en las tuberías que transportan hidrocarburos, al disminuir el espesor de la pared de la tubería.

1.2 Propiedades del H₂S:

1.2.1 Descripción general y propiedades químicas:

El gas sulfhídrico también conocido como sulfuro de hidrógeno es altamente tóxico y flamable, teniendo un olor característico similar a huevos podridos. Este gas es moderadamente soluble en agua. Usualmente, tiene una alta solubilidad en solventes orgánicos. Este gas también se disuelve en azufre líquido, formando polisulfuros. A bajas temperaturas, el gas sulfhídrico forma con el agua hidratos cristalinos con una composición aproximada a H₂S·6H₂O.

El gas sulfhídrico arde al aire con una flama azul pálida, formando dióxido de azufre y agua. Los gases de combustión son corrosivos para muchos metales; en especial el acero al carbono. Su temperatura de ignición en aire es de 250⁰C aproximadamente y sus límites de explosividad son desde el 4% hasta el 46% por volumen. A temperaturas altas, (300⁰C ó mayores), el gas sulfhídrico sufre una descomposición reversible de acuerdo con la siguiente reacción:



El gas sulfhídrico seco, posee ambas propiedades; ácidas y básicas. Este gas cuando se encuentra seco corroe solamente a metales alcalinos tales como: cobre, plata, manganeso, y plomo. Con cierto porcentaje de humedad, el gas sulfhídrico es altamente corrosivo para todos los metales y aleaciones.

El gas sulfhídrico es un fuerte agente reductor en estado líquido, gaseoso y en solución acuosa. Dependiendo del agente oxidante, puede formarse azufre ó un óxido de azufre. Las soluciones acuosas del gas sulfhídrico están oxidadas debido al oxígeno que se encuentra en el aire; esto conduce a la formación de sulfatos. En un medio absolutamente anhidro, el ácido sulfhídrico es resistente a la oxidación. Grandes cantidades de gas sulfhídrico son producidas en la naturaleza, en depósitos de gas natural ó de petróleo. Concentraciones tan altas como 42% han sido detectadas en estos lugares; pero las concentraciones más comunes son de 0.1% aproximadamente.

1.2.2 Propiedades físicas:

La tabla 1.2, contiene las propiedades físicas más representativas del gas sulfhídrico^(29,30):

Tabla 1.2 Propiedades físicas más representativas del H₂S

Nombre de la Propiedad	Valor
Autodifusión: a 0°C y 101.3kPa(1 atm)	10E-06 m ² /s
a 15°C y 101.3kPa(1 atm)	12E-06 m ² /s
Punto de Ebullición a 101.3kPa(1 atm)	-60.3°C
Factor crítico de compresibilidad	0.284
Densidad crítica	349 kg/m ³
Presión crítica	9010 kPa abs.
Temperatura crítica	100.4°C
Volumen crítico	0.0985 m ³ /kmol
Densidad a 15°C y 101.3kPa (1 atm)	4.3 a 45.4% (vol)
Calor de combustión: Superior	25 700 kJ/m ³
Inferior	23 690 kJ/m ³
Potencial de ionización	10.4 eV
Calor latente de fusión en el punto de congelación	69.7 kJ/kg
Calor latente de vaporización en el punto de ebullición y a 101.3 kPa(1 atm)	548.6 kJ/kg
Punto de fusión a 101.3 kPa(1 atm)	-82.9°C
Peso molecular	34.08
Densidad relativa a 15°C (aire = 1) a 15°C y 101.3 kPa(1 atm)	1.187
Solubilidad en agua (wt/wt) a 26.67°C y 101.3 kPa(1 atm)	32%

Calor específico a 25 ^o C y 101.3 kPa (1 atm):	
c_p	1.02 kJ/(kg-K)
c_v	0.776 kJ/(kg-K)
Conductividad térmica a 0 ^o C	0.0127 W/(m-K)
Presión de vapor:	
a 15 ^o C	1456.2 kPa (abs)
a 21.1 ^o C	1722.3 kPa (abs)
a 40 ^o C	2820.0 kPa (abs)
a 46.1 ^o C	3206.1 kPa (abs)
a 54.4 ^o C	3840.4 kPa (abs)
Viscosidad dinámica:	
a 0 ^o C	0.0117 kPa-s
a 15 ^o C	0.0112 kPa-s

1.3 Propiedades del CO₂:

1.3.1 Descripción general y propiedades químicas:

Gas incoloro, inodoro e insípido, de una densidad aproximadamente igual a 1.5 veces la del aire. Su volumen específico a la presión atmosférica y a 15.2^oC es de 0.537m³/kg. Es un compuesto muy estable formado de un átomo de carbono y dos de oxígeno, que se representa mediante la fórmula CO₂. En ciertas condiciones el dióxido de carbono puede licuarse y aun solidificarse. Sometiendo el gas a presiones de 21 kg/cm² y enfriándolo a -18^oC se convierte en líquido. Pero sin embargo, si no resulta práctico enfriarlo por debajo de 15.6^oC, puede licuarse a dicha temperatura comprimiéndolo a 51kg/cm². La temperatura crítica del CO₂ es 31^oC, de modo que por encima de dicha temperatura es imposible licuarlo por elevada que sea la presión que se le aplique.

Si el CO₂ licuado se enfría a -56^oC, su presión desciende a 4kg/cm², formándose nieve carbónica. Esta presión y temperatura a la que coexisten en equilibrio las fases sólida, líquida y gaseosa del CO₂ se conocen como punto triple.

El CO₂, se puede convertir en bloques de hielo (hielo seco), a la temperatura de -80^oC y a la presión de 85kg/cm².

El dióxido de carbono también llamado anhídrido carbónico, es un gas inerte a temperaturas moderadas, pero se disocia a temperaturas más elevadas (cerca del 1% a 1538^oC).

El CO₂ líquido lanzado sobre fuego, puede apagarlo rápidamente debido al efecto aislante de la capa de gas inerte y a que hace descender la temperatura por debajo del punto de ignición. La conservación de algunos alimentos, puede prolongarse cuando éstos son almacenados en recipientes con atmósferas de CO₂; produciendo una reducción de los efectos oxidantes del aire.

1.3.2 Propiedades físicas:

La tabla 1.3, contiene las propiedades físicas más representativas del dióxido de carbono^(29.30).

Tabla 1.3 Propiedades físicas más representativas del CO₂

Nombre de la Propiedad	Valor
Peso molecular	44.01
Punto normal de congelación	216.6K
Punto normal de ebullición	194.7
Temperatura crítica	304.2K
Presión crítica	72.8 atm
Volumen crítico	94 cm ³ /g-mol
Compresibilidad crítica	0.274
Momento dipolar del gas	0.0 D(Debyes)
Entalpía estándar de formación a 298K	-94.05 Kcal/g-mol
Punto de fusión	-56.5 ⁰ C
Punto de ebullición	-78.5 ⁰ C (sublimación)
Solubilidad:	
agua fría	0.145g
agua caliente	0.058g
Entropía a 298K	51.06

1.4 Mecánica del medio continuo:

El diseño de componentes estructurales y de elementos de máquinas, normalmente se realiza utilizando los principios de la mecánica del medio continuo. El medio continuo considera a la materia con características ideales tales como: homogeneidad, isotropía y continuidad; tomando en cuenta las propiedades mecánicas clásicas como son: Módulo de elasticidad (E), Módulo de corte (G), Razón de Poisson (ν), Esfuerzo de cedencia (σ_0) y Esfuerzo tensil máximo ($\sigma_{m\acute{a}x}$)⁽³¹⁾.

El concepto de continuidad considera a los componentes de volumen suficientemente grandes comparados con las discontinuidades estructurales y microestructurales presentes en ellos, por lo que se supone que, existe materia en el 100% del volumen. La homogeneidad es entendida como una característica que tiene la materia de poseer iguales propiedades en toda su extensión; por esta razón, se dice que es una propiedad de posición. La isotropía es la característica que posee la materia de tener las mismas propiedades en todas direcciones; por lo que, se le llama una propiedad de dirección⁽³¹⁾.

Todas estas características ideales, fueron consideradas para desarrollar los conceptos matemáticos de la teoría de la elasticidad a finales del siglo xviii y xix por

los matemáticos Navier y Cauchy⁽³²⁾. Posteriormente cuando esta teoría matemática fue aplicada al diseño de componentes, se tuvieron que tomar consideraciones que se apegaran más al comportamiento real de los materiales usados en ingeniería.

La principal consideración fue la prevención de deformación plástica, la cual se aplicó como criterio de diseño fundamental en el diseño de componentes mecánicos y estructurales. Este criterio establece dos principios: 1) La distorsión permanente de un componente es una falla y 2) Si la deformación plástica precede a la fractura, al prevenir la primera, se previene la segunda.

Entre otros, los criterios para predecir el inicio de la deformación plástica, son los siguientes⁽³²⁾:

- a) Esfuerzo cortante máximo ó criterio de Tresca ($\tau_{\text{máx}}$)
- b) Esfuerzo normal máximo ó criterio de Rankine ($\sigma_{\text{máx}}$)
- c) Energía de distorsión ó criterio de Von Mises (U_{def})

los cuales están basadas en las propiedades obtenidas en un ensayo de tensión uniaxial, tomando en cuenta el esfuerzo de cedencia (σ_0). Adicionalmente, se tuvieron que utilizar factores de seguridad los cuales fueron establecidos desde un punto de vista empírico más que desde un punto de vista analítico, para compensar por las fallas ocurridas a esfuerzos inferiores a los de cedencia. Posteriormente, se encontró que la presencia de discontinuidades y defectos que actúan como concentradores de esfuerzos, eran los responsables de las fallas prematuras de los componentes mecánicos y estructurales.

Con el tiempo, se avanzó más sobre el estudio de los metales y sus aleaciones y la forma en que estaban constituidos; encontrando que realmente los metales y sus aleaciones poseen defectos a nivel microestructural, así como discontinuidades geométricas que no podrían ser ignoradas en un análisis de integridad estructural.

Todo lo anterior, condujo a estudios para establecer los mecanismos que explicaran el comportamiento de los materiales considerándolos como un medio no continuo, es decir, con la presencia de defectos microestructurales y discontinuidades geométricas.

1.5 Teoría de esfuerzos en recipientes a presión:

1.5.1 De pared delgada:

Cuando un ducto de pared delgada está sometido a una presión interna, se tienen tres esfuerzos principales mutuamente perpendiculares en el cuerpo del ducto, los cuales son: **circunferencial, longitudinal y radial**. Siempre que la relación entre espesor y diámetro interno del ducto sea menor de 1/20, resulta razonablemente exacto suponer que los esfuerzos circunferencial y longitudinal son constantes en todo el espesor de la pared y que la magnitud del esfuerzo radial que se crea es tan pequeña en comparación con la magnitud de los otros dos esfuerzos que puede despreciarse. Esta es evidentemente una aproximación, ya que en la práctica la magnitud del esfuerzo radial variará desde cero en la superficie externa hasta un valor igual al de la presión interna en la superficie interna⁽³³⁾.

Los esfuerzos circunferencial y longitudinal se generan por la presión interna aplicada. Considerando la mitad de un ducto en equilibrio se puede analizar el efecto de esta presión sobre la superficie del ducto, tal como muestra la figura 1.3.

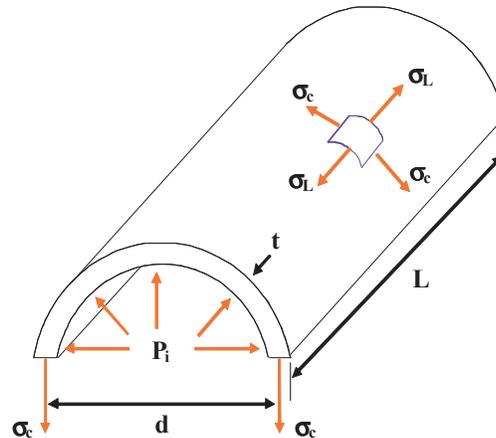


Figura 1.3 Diagrama en equilibrio de la mitad de un ducto de pared delgada mostrando los esfuerzos sobre su superficie.

El esfuerzo circunferencial debido a la presión interna es igual a:

$$\sigma_c = \frac{P_i d}{t} \quad (1.1)$$

Y el esfuerzo longitudinal debido a la misma presión interna será igual a:

$$\sigma_L = \frac{P_i d}{2t} \quad (1.2)$$

Además, la deformación unitaria longitudinal ϵ_L , esto es, sin considerar el esfuerzo radial, será igual a:

$$\epsilon_L = \frac{1}{E} [\sigma_L - \nu \sigma_c] \quad (1.3)$$

Y el cambio de longitud ΔL es igual a:

$$\Delta L = (\epsilon_L)(L) \quad (1.4)$$

Por otro lado, la deformación unitaria circunferencial ϵ_c , sin considerar el esfuerzo radial, será igual a:

$$\epsilon_c = \frac{P_i d^2}{4tE} [2 - \nu] \quad (1.5)$$

1.5.2 De pared gruesa:

En el análisis teórico de los ductos de pared delgada se supone que el esfuerzo circunferencial es constante en todo el espesor de la pared del ducto, y también se supone que no existe gradiente de presión en la pared.

Ninguna de estas suposiciones puede emplearse en el caso de los ductos de pared gruesa, para los cuales la variación de los esfuerzos circunferencial y radial se muestra en la figura 1.4.

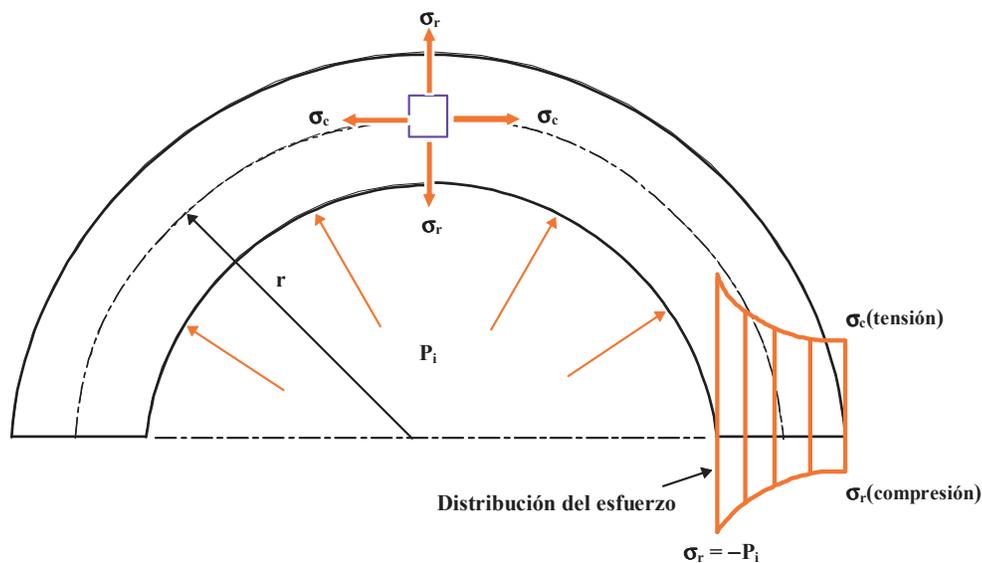


Figura 1.4 Distribución del esfuerzo en un ducto de pared gruesa sometido a presión interna.

El desarrollo de la teoría para los ductos de pared gruesa se efectúa en secciones de esfuerzos que se encuentran alejadas de los extremos, ya que la distribución de los esfuerzos cerca de las juntas hace que el análisis en los extremos sea particularmente complejo. Para las secciones centrales, el sistema de presión aplicado que normalmente se utiliza en los cilindros de pared delgada es simétrico, y todos los puntos de un elemento anular de la pared del ducto serán desplazados en la misma cantidad, la que depende del radio del elemento. En consecuencia no puede existir esfuerzo cortante en los planos transversales, y de este modo los esfuerzos en dichos planos son esfuerzos principales (σ_1 , σ_2 , σ_3). En forma semejante, puesto que se conserva la forma radial del ducto, no existen esfuerzos cortantes en los planos radial o tangencial, y una vez más los esfuerzos en dichos planos son esfuerzos principales.

Así, el considerar en general cualquier elemento en un ducto de pared gruesa implica el análisis de un sistema de esfuerzos principales triaxiales mutuamente

perpendiculares, donde los tres esfuerzos se denominan **radial, longitudinal y circunferencial**. Para analizar los ductos de pared gruesa, es necesario hacer uso de la Teoría de Lamé. Esta teoría establece las siguientes fórmulas para determinar los esfuerzos y las deformaciones.

Suponiendo ahora que las secciones planas permanecen planas, es decir, que la deformación unitaria longitudinal ϵ_L es constante en toda la pared del ducto, se establece entonces que:

$$\epsilon_L = \frac{1}{E} [\sigma_L - \nu\sigma_r - \nu\sigma_c] \quad (1.6)$$

También se supone que el esfuerzo longitudinal σ_L es constante a través de las paredes del ducto en puntos alejados de los extremos y por lo tanto, se calcula con la siguiente expresión:

$$\sigma_L = \frac{P_i R_1^2}{(R_2^2 - R_1^2)} \quad (1.7)$$

Los esfuerzos circunferencial σ_c y radial σ_r , quedan definidos en función de las constantes de Lamé. Estos esfuerzos se determinan con las siguientes expresiones:

$$\sigma_c = A + \frac{B}{r^2} \quad (1.8)$$

$$\sigma_r = A - \frac{B}{r^2} \quad (1.9)$$

En donde las Constantes de Lamé son definidas como:

$$A = \frac{P_i R_1^2}{(R_2^2 - R_1^2)} \quad \text{y} \quad B = \frac{P_i R_1^2 R_2^2}{(R_2^2 - R_1^2)} \quad (1.10)$$

Las ecuaciones (1.36) y (1.37), proporcionan los valores de los esfuerzos radial y circunferencial en cualquier radio r en función de las constantes **A** y **B**. Para cualquier condición de presión siempre existirán dos condiciones de esfuerzo (usualmente esfuerzo radial) que permiten determinar las constantes y calcular los valores de los esfuerzos requeridos.

Por otro lado, se sabe que el esfuerzo cortante máximo en cualquier punto se obtiene mediante la ecuación siguiente:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_c - \sigma_r}{2} \quad (1.11)$$

El máximo valor de τ_{\max} normalmente se presenta en el radio interno R_1 .

1.5.3 Comparación de las dos teorías anteriores:

Para determinar los límites de la relación D/t dentro de la cual resulta seguro emplear la teoría simple de los ductos de pared delgada, es necesario comparar los valores de los esfuerzos dados tanto por la teoría de los ductos de pared delgada como de los ductos de pared gruesa para presiones y valores de D/t determinados. Como el esfuerzo circunferencial máximo normalmente es el factor limitante, este es el esfuerzo que se considera en el análisis y que concluye con las siguientes fórmulas:

$$\frac{\sigma_{c_{\max}}}{P} = \frac{K^2}{2(K+1)} + 1 \quad (1.12)$$

Y

$$\frac{\sigma_H}{P_i} = \frac{K}{2} \quad \text{en donde} \quad K = \frac{D}{t} \quad (1.13)$$

De este modo, es posible graficar y comparar los valores del esfuerzo para diversas relaciones de D/t a partir de las dos teorías. Esto se muestra en la figura 1.5.

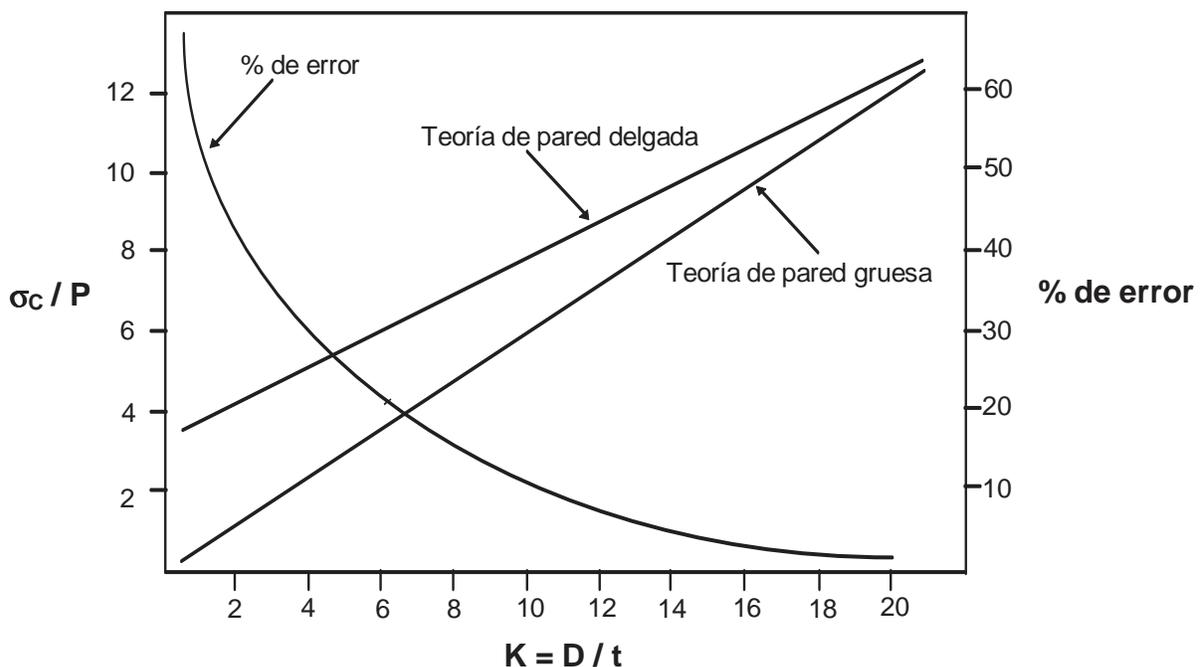


Figura 1.5 Comparación entre las teorías de pared delgada y gruesa para diversas relaciones de diámetro/espesor.

En la figura anterior, también se señala el porcentaje de error que implica el uso de la teoría de ductos de pared delgada. Se puede observar que el error quedará comprendido dentro del 5% si se emplean relaciones D/t que excedan de 15. Sin embargo, si se considera D como el diámetro medio para el cálculo de los valores en la teoría de los ductos de pared delgada, en lugar del diámetro interno como se empleó en la comparación anterior de las dos teorías, el porcentaje de error se reduce del 5% a aproximadamente el 0.25% para $D/t = 15$. Los ductos analizados en esta investigación, tienen una relación D/t que se encuentra en el siguiente intervalo: $48 \leq D / t \leq 58$, siendo el error del 0.10% aproximadamente. De lo anterior, se concluye que para relaciones altas de D/t , pueden ser utilizadas ambas teorías. En el presente estudio, la teoría de pared delgada fue utilizada, aunque también se calculó la teoría de pared gruesa solo para fines de comparación.

1.6 Mecánica de Fractura:

Los problemas de agrietamiento en tuberías son complejos. Las estrategias para reducirlos o evitarlos están basados en el control de tres factores básicos del fenómeno; estos son^(34,35):

- a) Control de la agresividad del medio
- b) Selección de los materiales
- c) Disminución de los esfuerzos

Con frecuencia algunos de estos factores no se pueden llevar a cabo; por ejemplo, por no existir los materiales adecuados, por demandas de servicio, por costos, etc. En estos casos, el agrietamiento se presenta inevitablemente lo que obliga al operador a trabajar con una tubería agrietada pero sin un conocimiento de las condiciones límites para una operación segura.

Una alternativa de solución a la problemática de la operación de tuberías en servicio con daño por corrosión y agrietamiento, es la mecánica de fractura. La experiencia por una parte y los avances en esta disciplina por la otra, han demostrado que una estructura puede sobrevivir una gran parte de su vida útil en presencia de grietas. En la actualidad, este hecho ha propiciado una tendencia a nivel mundial, de alargar la vida útil de componentes y estructuras mediante la aplicación de programas de inspección y mantenimiento. El diseño e implementación de programas depende fundamentalmente del conocimiento cada vez más profundo de los mecanismos de fractura y de la rapidez del crecimiento de un defecto. La combinación de estos conocimientos provee las bases para el desarrollo de un sistema que permite calcular el tamaño máximo tolerable del defecto y el tiempo en que se alcanzará dicho tamaño. Conjuntamente, las exigencias tecnológicas del uso de los materiales de alta resistencia mecánica, ha llevado en ocasiones a utilizar metales y aleaciones de muy altos límites elásticos y resistencias a la tracción, en aplicaciones para las

que luego se ha visto eran totalmente inadecuadas. Los materiales de alta resistencia no solo son más susceptibles a la fractura rápida (puramente mecánica), sino que muchos de ellos, son también más susceptibles al agrietamiento asistido por corrosión. Debido a la tolerancia limitada de estas aleaciones a los esfuerzos mecánicos en presencia de grietas, las consecuencias de la presencia de estas grietas pueden ser mucho más dramáticas que en las aleaciones de baja resistencia.

La mecánica de fractura presupone la existencia de grietas, ya sean superficiales o internas, en los componentes sometidos a esfuerzos mecánicos, estudiando en que condiciones una grieta se torna inestable, provocando la fractura del componente. La mecánica de fractura trata de responder a las siguientes preguntas fundamentales⁽³⁴⁻³⁹⁾.

1. **Cuál es el tamaño crítico de grieta que puede soportar un componente o estructura sometido a esfuerzos sin riesgo que se produzca fractura rápida?**
2. **Cuál es el nivel máximo de esfuerzos que puede soportar un componente o estructura teniendo en cuenta el tamaño inicial de grieta en ellos?**
3. **Cuánto tiempo tardará una grieta en alcanzar el tamaño crítico como consecuencia del mecanismo de propagación de la combinación de esfuerzos y de la aleación del medio corrosivo?**

1.6.1 Mecánica de fractura lineal elástica:

La mecánica de fractura se basa en el cálculo de esfuerzos y deformaciones alrededor de la punta de una grieta, los cuales provocan el desplazamiento relativo de las superficies de fractura de un cuerpo. La figura 1.6, muestra los tres modos básicos de desplazamiento de las superficies de una grieta, que pueden ocurrir en un cuerpo sólido.

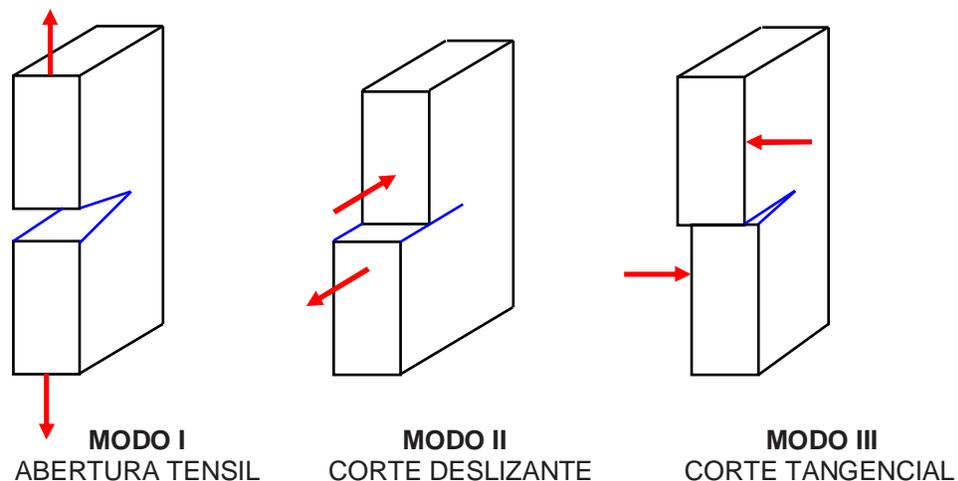


FIGURA 1.6 Modos de desplazamiento de superficies de fractura en un cuerpo agrietado.

Las ecuaciones de equilibrio para los esfuerzos según la teoría clásica de la elasticidad son:

$$\begin{aligned}\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} &= 0\end{aligned}\tag{1.14}$$

Por otra parte, las deformaciones se definen como:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xx} &= \frac{\partial u}{\partial x} \\ \varepsilon_{yy} &= \frac{\partial v}{\partial y} \\ \gamma_{xy} &= \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}\end{aligned}\tag{1.15}$$

y las relaciones esfuerzo-deformación, se establecen como:

$$\begin{aligned}\mathbf{E}\varepsilon_{xx} &= \sigma_{xx} - \nu\sigma_{yy} \\ \mathbf{E}\varepsilon_{yy} &= \sigma_{yy} - \nu\sigma_{xx} \\ \mathbf{G}\gamma_{xy} &= \tau_{xy}\end{aligned}\tag{1.16}$$

Por otra parte, si se hace que los esfuerzos sean una función única de otra función ψ de modo que puedan establecerse las siguientes relaciones:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} \\ \sigma_{yy} &= \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} \\ \tau_{xy} &= -\frac{\partial^2 \psi}{\partial x \partial y}\end{aligned}\tag{1.17}$$

Combinando las fórmulas (1.55) a (1.60), se obtiene la conocida función de los esfuerzos de Airy⁽³⁹⁾ la cual es:

$$\nabla^4 \psi = 0 \quad (1.18)$$

La solución de la función de Airy para una placa infinita con una grieta central, fue encontrada por Westergard, la cual es:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sigma_{yy} &= \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \\ \tau_{xy} &= \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{aligned} \quad (1.19)$$

Las fórmulas (1.24) pueden ser escritas en notación tensorial de la siguiente manera⁽³⁷⁾:

$$\sigma_{ij} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} f_{ij}(\theta) \quad (1.20)$$

En donde i y j pueden tomar cualquier valor x, y ó z a la vez. De acuerdo a la ecuación (1.25), para una grieta de cualquier longitud, la magnitud de los esfuerzos en una posición dada (r,θ) desde la punta de la grieta, dependen únicamente del término $\sigma\sqrt{\pi a}$, pudiendo escribir la fórmula (1.25) de la manera siguiente:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{2\pi} f_{ij}(\theta) \quad \text{en donde} \quad K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.21)$$

El término **K** representa la magnitud de la intensificación de los esfuerzos en la región de la punta de una grieta y se ha definido como **EL FACTOR DE INTENSIDAD DE LOS ESFUERZOS**⁽³⁹⁾.

La introducción del factor de intensidad de los esfuerzos K es de enorme trascendencia en la mecánica de fractura, ya que gobierna la magnitud del campo de los esfuerzos alrededor de la punta de una grieta, de esta manera K se convierte en un parámetro único significativo para conocer el efecto mecánico de la introducción de una grieta en una estructura; una vez conocido K, el campo de esfuerzos alrededor de una punta de una grieta queda definido por completo. Este último postulado establece un principio de similitud que es la base de toda aplicación práctica de la mecánica de fractura^(38,39).

Dicho principio establece que si dos grietas diferentes, en estructuras diferentes, pero con el mismo modo de desplazamiento poseen la misma K , su comportamiento será idéntico, ya que poseen el mismo campo de esfuerzos. La única restricción es que las deformaciones en los cuerpos deben ser elásticas.

También se ha demostrado que K representa la rapidez de liberación de energía en un cuerpo agrietado, por lo que K también es un criterio de fractura.

La forma más simple del factor de intensidad de los esfuerzos es el correspondiente a una placa infinita con una grieta central pasante en Modo I, cuya expresión es:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.22)$$

Las expresiones para el factor de intensidad de los esfuerzos en realidad pueden llegar a ser bastante complejas, en particular para cuerpos de dimensiones finitas con geometrías complicadas. Además, los cuerpos no presentan esfuerzos uniformes en su sección transversal de manera que K es expresado en función de la carga P en lugar del esfuerzo. En general, el factor de intensidad de los esfuerzos se expresa en forma más general de la siguiente manera:

$$K = Pg(B,W) f(a/W) \quad (1.23)$$

Donde B y W son el espesor y el ancho del cuerpo respectivamente. Las funciones $g(B,W)$ y $f(a/W)$ presentan una variedad de formas, siendo las más comunes las polinomiales y las trigonométricas.

1.6.2 La zona plástica:

La distribución de los esfuerzos en la dirección perpendicular al plano de una grieta en Modo I se ilustra en la figura 1.7, para $\theta = 0$, de acuerdo a las fórmulas (1.19).

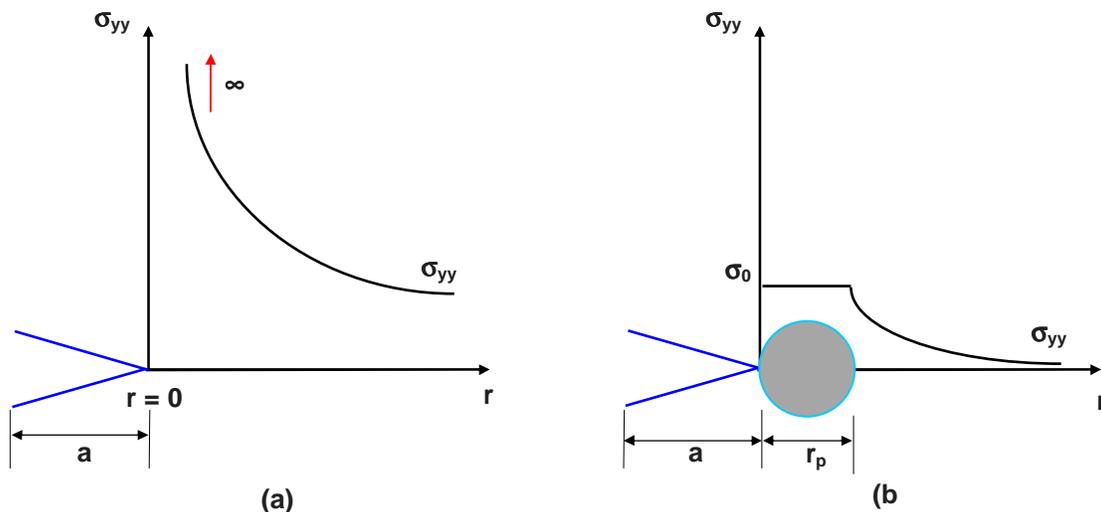


Figura 1.7 (a) Distribución del esfuerzo en la dirección perpendicular al plano de una grieta; (b) Extensión de la zona plástica.

De la figura 1.7(a) se puede observar claramente que el esfuerzo de tensión en la punta de la grieta tiende al infinito. Esto en realidad no sucede pues antes el material alcanzará su esfuerzo de cedencia σ_0 y se deformará plásticamente.

La extensión de esta deformación es conocida como la **zona plástica** y su tamaño puede ser calculado en primera instancia sustituyendo el esfuerzo de cedencia en la fórmula (1.21) y resolviendo para $r = 0$, se obtiene:

$$r_p = (1/(2\pi))(K_1/\sigma_0)^2 \quad (1.24)$$

Los efectos de la formación de la zona plástica son muy importantes en la mecánica de fractura. El primero es que la zona plástica hace que la grieta se comporte como si fuera un poco más larga. De acuerdo a la fórmula (1.21), no es el tamaño verdadero. Irwin calculó una corrección del tamaño de la zona plástica considerando este efecto y encontró que el tamaño de la zona plástica es el doble del calculado en la primera estimación siendo ésta la siguiente:

$$r_p = (1/(\pi))(K_1/\sigma_0)^2 \quad (1.25)$$

En realidad, el tamaño y forma de la zona plástica son mucho más complejos que la estimada por Irwin y dependen principalmente del modo de desplazamiento de la grieta, del estado de esfuerzos, de las características metalúrgicas (microestructura, textura, tamaño del grano, etc) y de la anisotropía del material.

La figura 1.8, muestra esquemáticamente la forma de la zona plástica para los tres modos de carga en la condición de esfuerzo plano para un material isotrópico, calculada a partir del criterio de Von Mises⁽³⁹⁾.

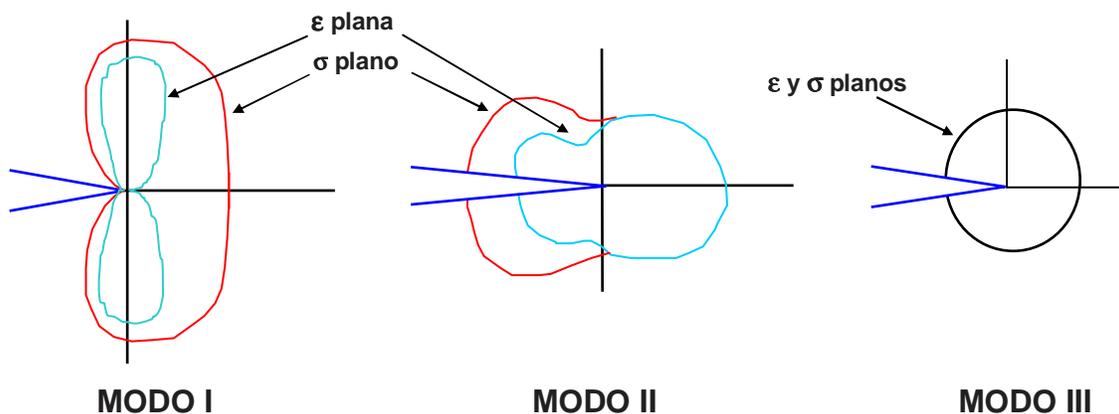


Figura 1.8 Formas calculadas de la zona plástica para una placa isotrópica.

Otra consecuencia sumamente importante de la extensión de la zona plástica, es que ésta define las categorías de fractura. Estas categorías son^(38,39):

- 1. Lineal-Elastica:** Cuando la extensión de la zona plástica esta confinada a una pequeña región frente a la punta de la grieta y la deformación del resto del cuerpo permanece elástica.
- 2. Elasto-Plástica:** La zona plástica se extiende en el total remanente del ancho de la pieza, pero permaneciendo como una región relativamente estrecha alrededor del plano de la grieta.
- 3. Totalmente Plástica:** La fractura es precedida de deformación plástica generalizada.

La figura 1.9, muestra las tres categorías. La mecánica de fractura lineal elástica está restringida en su aplicación a la categoría lineal elástica, por lo que el criterio principal para definir si la mecánica de fractura lineal elástica es aplicable a un caso particular, es el tamaño de la zona plástica. Usualmente el criterio es que:

$$a \gg r_p \quad \text{y} \quad r_p < B/4 \quad (1.26)$$

En donde B es el espesor del cuerpo.

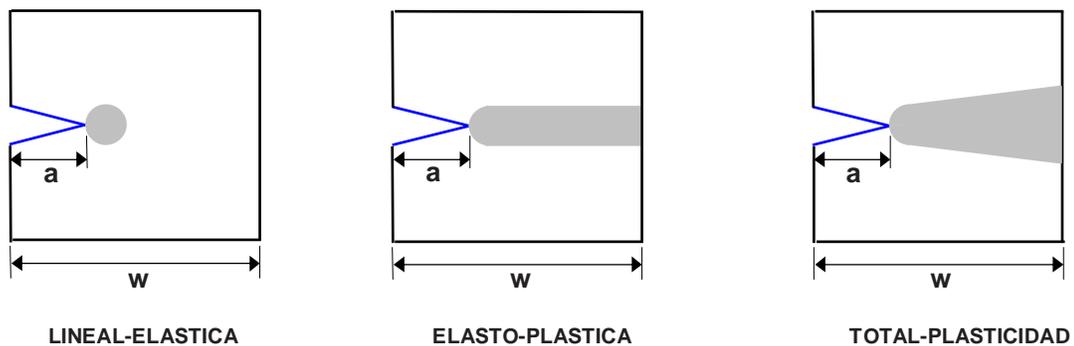


Figura 1.9 Categorías de fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica.

1.6.3 El criterio de energía:

Tal como fue postulado por Griffith⁽³⁶⁾, la fractura de un cuerpo agrietado sobrevendrá cuando la rapidez de conversión de energía disponible sea mayor que un valor crítico. Si el cuerpo permanece deformado elásticamente durante la aplicación de la carga, éste almacenará cierta cantidad de energía potencial debido a la deformación elástica y además existirá una parte del trabajo suministrado por las cargas que estarán disponibles. Irwin⁽³⁷⁾ haciendo uso de estas ideas, estableció que durante la

fractura, la extensión de la grieta se hace a expensas de esas energías y a este criterio se le llama desde entonces **Criterio de Energía**.

1.6.4 Tenacidad en deformación plana:

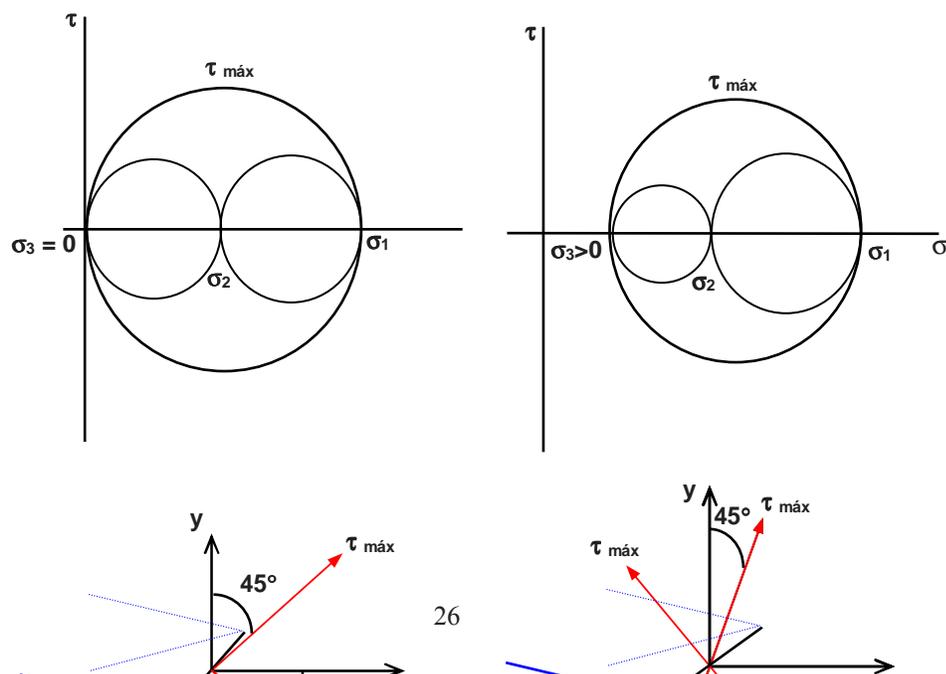
Dependiendo del espesor y de la magnitud de los esfuerzos en la punta de la grieta en una placa agrietada, se pueden establecer dos estados de esfuerzos y deformaciones opuestos en la región próxima a la punta de una grieta; estos son:

1. Esfuerzo Plano.
2. Deformación Plana.

En la condición de esfuerzo plano, no hay componentes de esfuerzo perpendicular a la superficie y la deformación tiene tres componentes normales. Bajo estas condiciones, los esfuerzos cortantes máximas se encuentran a 45° de la superficie lateral y la zona plástica mostrará una contracción lateral o cuello. En la condición de deformación plana, existe un estado triaxial de esfuerzos y la deformación tiene dos componentes diferentes de cero. En este caso, la placa presentará una constricción en la cara opuesta a la punta de la grieta, si la zona plástica llega hasta ese extremo.

Como puede ser observado en un diagrama del círculo de Mohr, el cual se muestra en la figura 1.10 para cada condición, el mayor esfuerzo cortante aparece en la condición de esfuerzo plano, lo que también hace que el tamaño de la zona plástica sea mayor en comparación con el tamaño en deformación plana.

Esto provoca que el esfuerzo necesario para causar cedencia en deformación plana sea aproximadamente 3 veces mayor que el esfuerzo de cedencia en tensión uniaxial. A este fenómeno se le conoce como constricción plástica.



(a)

(b)

Figura 1.16 Círculo de Mohr para esfuerzos en la punta de una grieta y orientación de los esfuerzos cortantes máximos. (a) Esfuerzo Plano; (b) Deformación plana.

Experimentalmente se ha encontrado que las condiciones de deformación plana ocurren en cuerpos cuyo espesor **B** es mayor que la siguiente relación:

$$B > 2.5 \frac{K_{IC}^2}{\sigma_0^2} \quad (1.27)$$

Tal como se muestra en la figura 1.11, el K_{IC} varía con el espesor, teniendo su mínimo valor precisamente en condiciones de deformación plana. Aunque no se sabe con exactitud la causa de esto, se dice que el menor tamaño de zona plástica y la mayor constricción plástica hacen que la energía global consumida en el proceso de fractura sea menor en condiciones de deformación plana.

En este caso también se ha encontrado que el valor de **R** es constante e independiente de la longitud de la grieta por lo que se puede considerar al K_{IC} en deformación plana como una propiedad del material. Como en el punto de inestabilidad ocurre cuando $G = R$ y G es proporcional a K_{IC} , en condiciones de deformación plana, se puede emplear indistintamente K_{IC} ó G y el criterio de energía se satisface. Al valor de K_{IC} en este punto se le denomina **Tenacidad a la fractura en Deformación Plana** y es la principal propiedad de un material derivada de la mecánica de fractura lineal elástica, la cual es una medida de la resistencia de este material a la fractura.

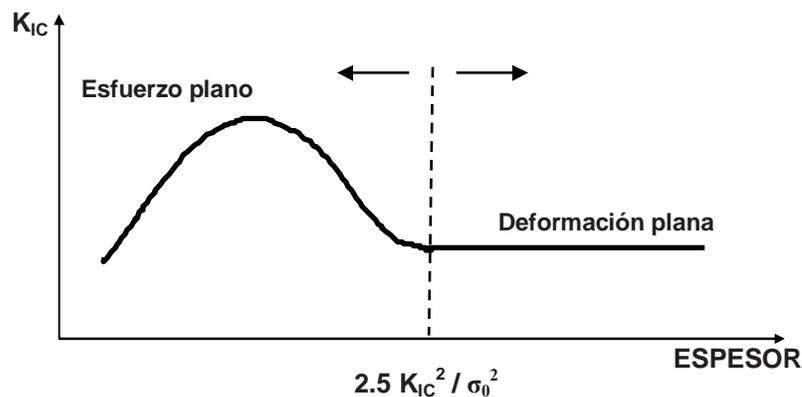


Figura 1.11 Variación de K_{IC} con respecto al espesor de la placa.

1.6.5 Limitaciones de la MFLE:

La MFLE está basada en el análisis del comportamiento elástico de un cuerpo agrietado; esto hace que los conceptos de la MFLE se limiten a situaciones en que la plasticidad esté limitada a una pequeña zona frente a la punta de la grieta, previa y durante la fractura. La razón es que la distribución de los esfuerzos dada por K no es válida en la zona plástica. De una manera un tanto arbitraria, se ha establecido que la MFLE es aplicable en condiciones de deformación plana cuando el espesor del material B y el tamaño de grieta satisfagan la siguiente condición:

$$B = 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (1.28)$$

En resumen, la MFLE es aplicable en condiciones de plasticidad limitada; las cuales están generalmente bajo alguna ó varias de las siguientes condiciones:

1. Materiales de alta resistencia.
2. Materiales frágiles.
3. Constricción plástica fuerte.
4. Partes de gran espesor.
5. Bajas temperaturas.
6. Condiciones de impacto.
7. Condiciones fragilizantes ó de deformación limitada como: daño por irradiación, envejecido, fatiga, agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos.

1.6.6 Mecánica de fractura elasto-plástica:

La mecánica de fractura lineal elástica, puede ser aplicada sólo cuando la deformación plástica está limitada a una zona pequeña en la punta de la grieta, de manera que el campo de esfuerzos es descrito mayoritariamente por K y el comportamiento carga vs. desplazamiento del cuerpo agrietado es lineal. Cuando el material es muy dúctil, la curva carga vs. desplazamiento sufre importantes desviaciones de la linealidad porque la deformación plástica no tiene una variación lineal con respecto al esfuerzo, como indica la figura 1.12. Estas desviaciones invalidan también la prueba de K_{IC} .

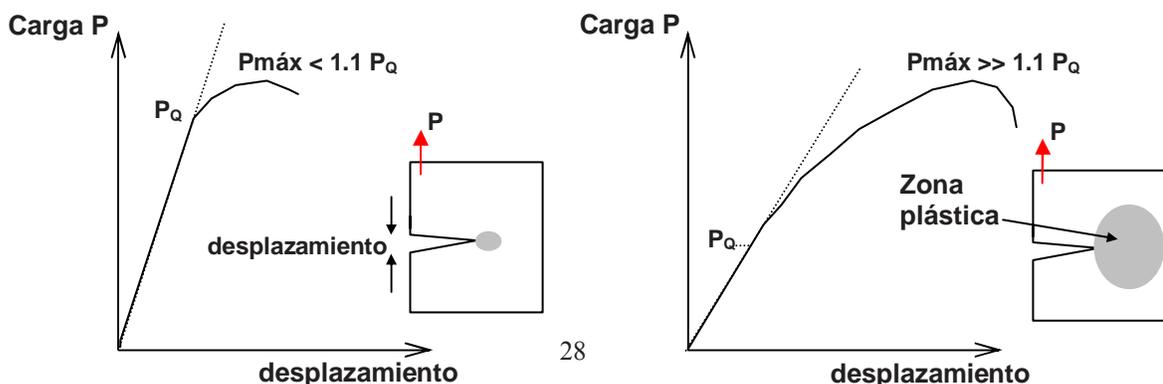


Figura 1.12 Carga vs. desplazamiento para materiales lineal-elástico y no lineal.

Una corrección simple al problema de la plasticidad en la punta de la grieta fue propuesta por Irwin, al suponer que la zona plástica hace que la grieta se comporte como si fuera más larga, como muestra la figura 1.13.

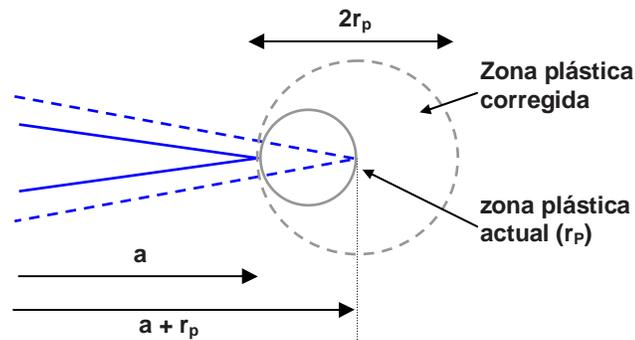


Figura 1.13 Corrección de Irwin al tamaño de grieta, por efecto de la zona plástica.

Irwin demostró que el tamaño corregido de grieta o tamaño efectivo es: $a_{\text{eff}} = a + r_P$, donde $r_P = 1/\pi (K / \sigma_0)^2$. Esta "corrección" por plasticidad obviamente da valores mayores de K; de donde:

$$K = \sigma (\pi (a + r_P))^{1/2} \quad (1.29)$$

1.6.7 La integral J:

Rice desarrolló un análisis para determinar la energía de fractura de un cuerpo conteniendo deformaciones tanto elásticas como plásticas, en el que define la **Integral J** como el parámetro que caracteriza el comportamiento de la grieta. Desde el punto de vista físico, la integral J es el balance de energía en la vecindad de la punta de una grieta. La figura 1.14, muestra esquemáticamente este concepto.

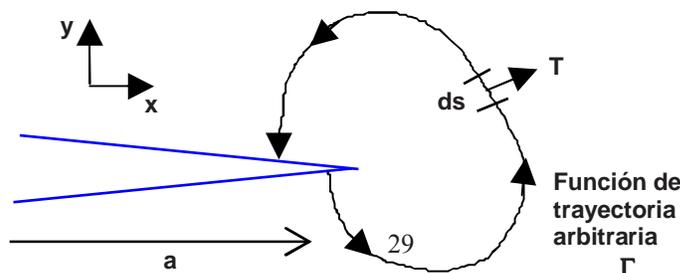


Figura 1.14 Balance de energía alrededor de una grieta bajo carga representado por la integral de trayectoria J.

Este balance de energía se realiza entre el trabajo suministrado por las tracciones actuando sobre la superficie de una trayectoria cerrada alrededor de la grieta y el trabajo consumido para las deformaciones realizadas dentro de los límites de esta trayectoria; todo esto, durante una extensión de la grieta.

De acuerdo a Rice, la integral J se define mediante la siguiente expresión:

$$J = \int_{\Gamma} \left(\mathbf{W} dy - T \frac{\partial U}{\partial S} \partial S \right) = 0 \quad (1.30)$$

en donde:

T = tracción sobre un elemento diferencial de superficie dS , a lo largo de una trayectoria Γ .

U = energía de deformación almacenada en el cuerpo.

W = trabajo efectuado, el cual está dado por:

$$W = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} \partial \epsilon_{ij} \quad (1.31)$$

A partir de un diagrama carga vs desplazamiento de un cuerpo agrietado con comportamiento no lineal, tal como el representado en la figura 1.15, Rice demostró que el cambio de energía alrededor de una grieta debido a una extensión de ésta bajo carga constante, puede ser escrita de la siguiente manera:

$$J = \int_0^P \left[\frac{\partial V}{\partial a} \right]_P \partial p \quad \text{de donde} \quad J = \int \Delta V dP \quad (1.32)$$

y para condiciones de desplazamiento constante, se tiene que:

$$J = - \int_0^P \left[\frac{\partial P}{\partial a} \right]_V \partial v \quad \text{de donde} \quad J = \int \Delta P \, dV \quad (1.33)$$

La figura 1.15 muestra que entre las curvas carga desplazamiento de una grieta de longitud a y después de una extensión Δa , el área es equivalente a J , es decir:

$J = \text{área OAB} / \Delta a$ para carga constante.

$J = \text{área OABC} / \Delta a$ para desplazamiento constante.

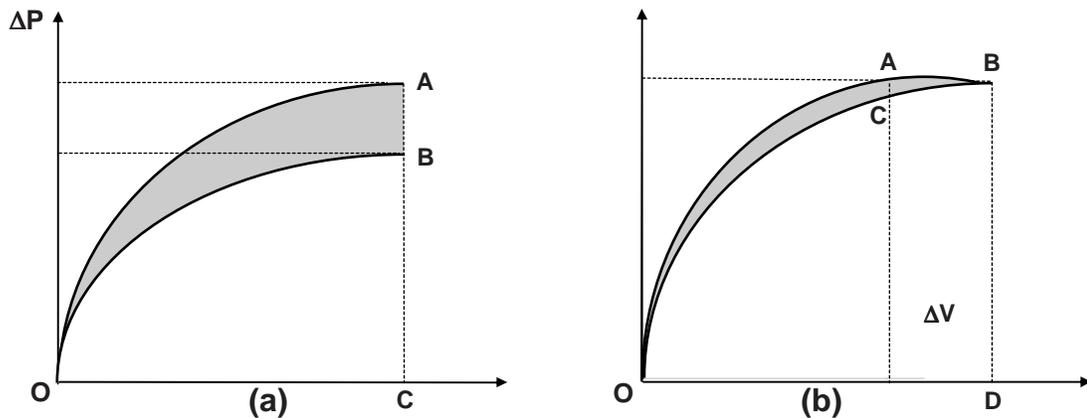


Figura 1.15 Curva carga vs. desplazamiento de un cuerpo agrietado con deformación elasto-plástica. El área sombreada representa el cambio de energía debido a una extensión de la grieta. (a) carga constante; (b) desplazamiento constante.

Esto en principio establece un método para determinar J , sin embargo, en la práctica la diferencia entre las áreas OAB y OABC para a y $a + \Delta a$ pueden no ser significativa. Esta dificultad ha sido resuelta para condiciones en que la deformación plástica ocurre solo en el ligamento tal como se indica en la figura 1.22

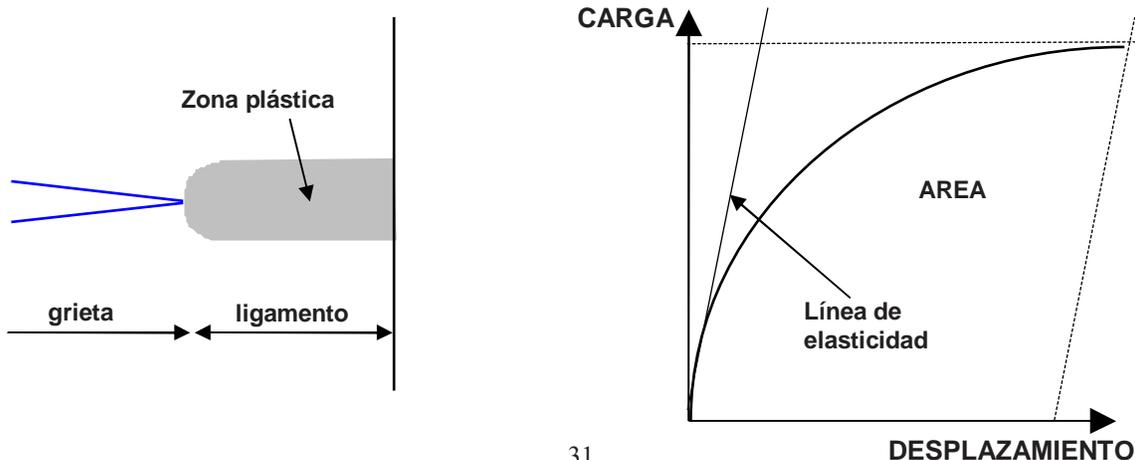


Figura 1.16 Condición para J válida y área utilizada para calcular J.

Ha sido demostrado que para un espesor **B**, el valor de J puede ser calculado por la siguiente expresión:

$$J = \frac{2A}{B(W-a)} \quad (1.34)$$

En donde A es el área bajo la curva P vs. v limitada por una recta paralela a la porción lineal de la curva, trazada desde el desplazamiento hasta el cual se desea calcular **J**, tal como se muestra en la figura 1.16.

Incluyendo la contribución de la porción elástica, **J** se queda expresada mediante la siguiente fórmula:

$$J = \frac{K^2}{E}(1 - \nu^2) + \frac{2A}{B(W-a)} \quad (1.35)$$

En un sentido más estricto, se puede decir que **J = G**, de manera que las siguientes relaciones son válidas, siempre y cuando la plasticidad no sea extensa:

$$\begin{aligned} J = G &= \frac{K^2}{E} && \text{esfuerzo plano} \\ J = G &= \frac{K^2}{E(1-\nu^2)} && \text{deformación plana} \end{aligned} \quad (1.36)$$

Esto implica que **J** describe la fuerza motriz aplicada en la punta de la grieta en forma análoga a como lo hace **K**. El valor de **J** puede ser calculado para diferentes geometrías y condiciones de carga, tales como: complianza, modelado por elemento finito, etc. Al igual que en la MFLE, **J** también representa un criterio de similitud, ya que si dos grietas tienen la misma **J**, esto significa que la distribución de los esfuerzos y las deformaciones alrededor de la punta de la grieta, será la misma. En realidad, **J** es la solución del problema elástico no lineal; pero como el comportamiento **P vs. V** cuando existe plasticidad es no lineal, **J** se ha adoptado como un parámetro que caracteriza el comportamiento **elasto-plástico** de cuerpos agrietados.

1.6.8 Uso de J en el análisis de fractura:

El uso de J en el análisis de fractura es mostrado en la figura 1.16. Para un material elasto-plástico con una grieta de tamaño a_0 . Al inicio, si $P = 0$; $J = 0$. Conforme la carga aumenta, J aumenta ($J > 0$) y la punta de la grieta pierde su agudeza. A cierto valor crítico de J , la grieta comienza a extenderse de modo estable. Este punto se le llama J_c y puede ser usado como una medida conservadora de la tenacidad a la fractura del material, conforme la carga aumenta y la grieta continúa creciendo, se va formando lo que se conoce como una curva J - R . Es claro de la figura 1.17, que J_{IC} es el criterio de inicio de la propagación estable (el "pop-in"), de manera que el criterio de iniciación de grietas en base a la integral J es cuando: $J > J_c$.

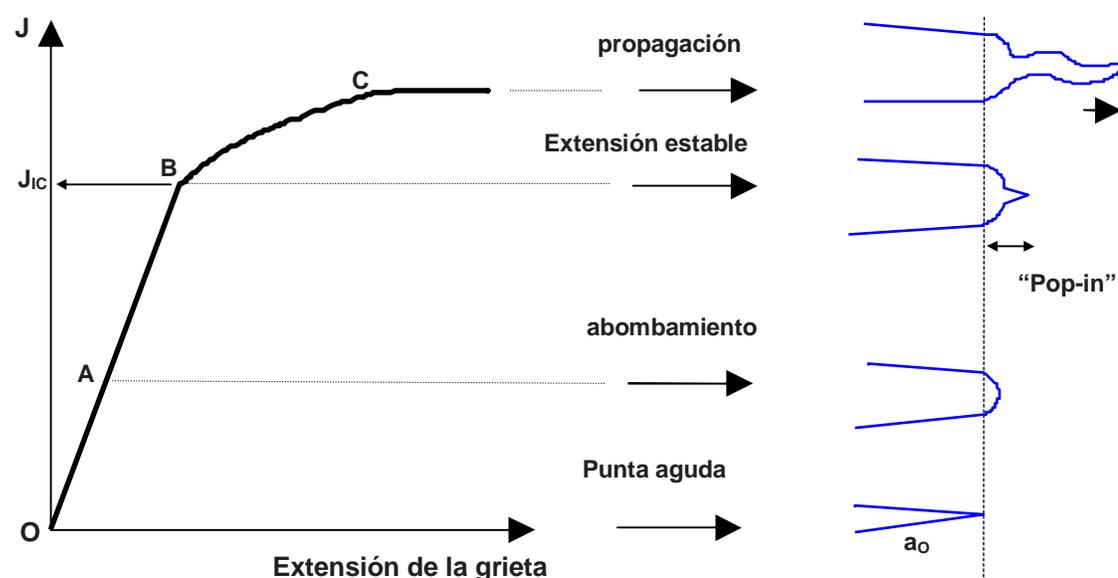


Figura 1.17 Etapas de la fractura dúctil relacionadas con J .

La pendiente de la curva J - R se conoce como **Módulo de Ruptura Dúctil** y denotado por la letra T y está definido por la siguiente expresión:

$$T = \left(\frac{\partial J}{\partial a} \right) \left(\frac{E}{\sigma_p^2} \right) \quad (1.37)$$

Donde σ_p es el esfuerzo de flujo tomado como el promedio del esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo a tensión.

El análisis de la fractura puede realizarse usando J y T en forma combinada, pues T es la pendiente de la curva J - R . El criterio de inestabilidad es que la variación de J

con respecto al tamaño de grieta en la estructura $(dJ/da)_{APL}$ no exceda la variación de J_c respecto al tamaño de grieta del material $(dJ/da)_{MAT}$. La figura 1.18, ilustra lo anterior. El término $(dJ/da)_{MAT}$ es en realidad la pendiente de la curva J-R que representa la resistencia a la fractura del material, la cual como ya se dijo, es dependiente del tamaño de grieta y la $(dJ/da)_{APL}$ es la variación de J en la estructura, que también depende del tamaño de grieta, pero a diferencia de R, $(dJ/da)_{APL}$ aumenta con el tamaño de grieta; la inestabilidad entonces, inicia cuando la J en la estructura aumenta más rápidamente que la J del material. Gráficamente el punto de inestabilidad se presenta donde la pendiente de las curvas J vs. a del material y de la estructura son iguales.

Si se usa el módulo de ruptura el análisis es un poco más simple, pues T involucra a (dJ/da) . Como se muestra en la figura 1.19; la J aplicada es siempre creciente con respecto al módulo de ruptura, mientras que la J del material es decreciente. La inestabilidad se localiza en el punto de intersección de ambas curvas. Esto significa que la J en la estructura está decreciendo más rápidamente de lo que es capaz de soportar el material.

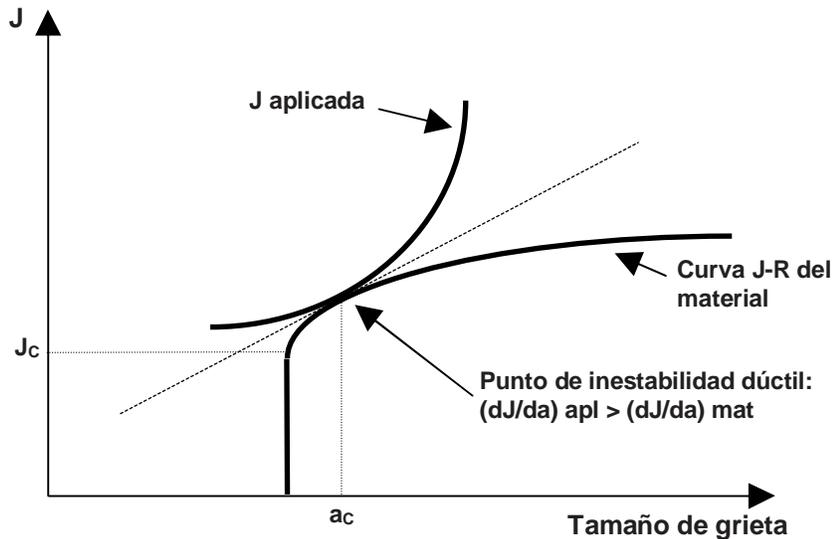


Figura 1.18 Caracterización de la inestabilidad en función de J y J_{IC} .

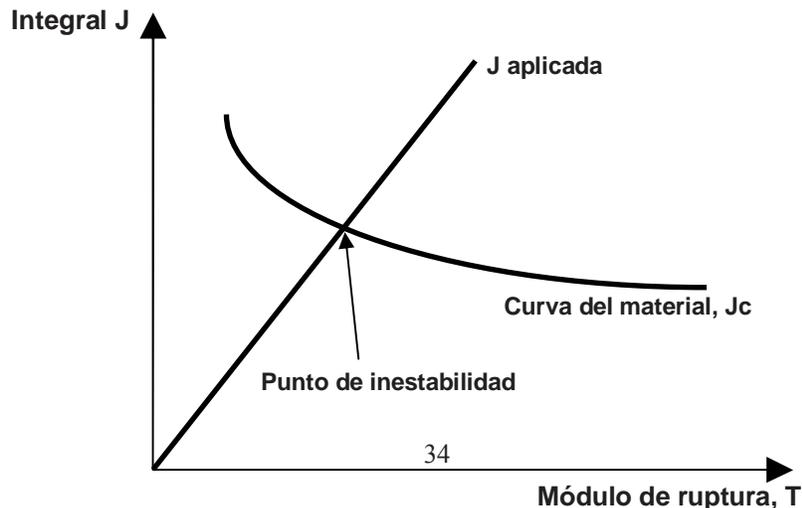


Figura 1.19 Análisis del proceso de fractura dúctil en base al módulo de ruptura T.

1.6.9 Limitaciones de J:

En la práctica, J puede aplicarse a la solución del problema no lineal ya que el área bajo la curva P vs. V puede evaluarse independientemente de que la curva sea lineal o no. Aparentemente, esto hace que J sea un parámetro general para establecer un criterio de fractura, sin embargo, el valor de J depende del esfuerzo de cedencia y de la forma de la curva σ vs. ϵ . Como estos dos aspectos dependen de la condición del material, J no es tan general en su aplicación como el factor de intensidad de esfuerzos K. Como en el caso de la MFLE, la aplicación de J está limitada por el tamaño de la zona de proceso de fractura, que debe ser menor que la zona circundante donde J es válido. El tamaño de la zona de proceso L, debe ser pequeño comparado con la extensión del cuerpo; además, las condiciones de deformación plana deben ser mantenidas, de manera que el espesor B debe ser lo suficientemente grande. Se ha sugerido que las dimensiones de un cuerpo agrietado para que cumplan con una J válida, deben ser las siguientes:

$$L = \frac{2J}{\sigma_0} \ll \text{extensión de la dimensión en el plano de fractura.}$$

$$y$$

$$B \geq \frac{J}{\sigma_0}$$
(1.38)

Aunque aún no está perfectamente establecido que tan exactamente J puede ser usado para caracterizar la fractura dúctil, es generalmente aceptado que desde un punto de vista ingenieril, el total de la curva R puede ser caracterizado por J. Sin embargo, la limitación más severa de J es que en realidad, depende de las características del comportamiento elasto-plástico del material, es decir, depende del material (a \neq de K que solo depende de: a, P y geometría) siendo afectada por ϵ , T, σ_0 , endurecimiento por deformación, etc.

Una práctica común, es obtener valores de K_{IC} a partir de la siguiente relación:

$$K_{IC}^2 = \frac{E J_{IC}}{(1 - \nu^2)}$$
(1.39)

Procediendo al análisis con el K_{IC} calculado, para hacer una distinción entre el K_{IC} determinado por MFLE y el calculado por J, el valor de K es referido como K_J . Esto es posible realizarlo cuando, por los altos valores de tenacidad a la fractura y bajas resistencias de los materiales, no es posible realizar una prueba de K_{IC} válida, entonces se opta por determinar J_{IC} en condiciones elasto-plásticas.

1.6.10 El criterio de dos parámetros:

En el análisis de una estructura, siempre existe la posibilidad de que ocurra alguno de los siguientes tipos de fractura:

- (a) Fractura rápida bajo un esfuerzo nominal al de cedencia (condiciones de MFLE).
- (b) Fractura por plasticidad en el total del ligamento (condiciones elasto-plásticas)
- (c) Fractura por colapso plástico generalizado.

En el primer caso, el esfuerzo de fractura está dado por:

$$\sigma_F = \frac{K_{IC}}{Y\sqrt{\pi a}} \quad (1.40)$$

Al aumentar o disminuir K_{IC} , eventualmente, σ_F es mayor que σ_0 y este criterio pierde validez. Si la fractura ocurre en forma dúctil, se puede usar el criterio de CTOD por ser más general. Si se emplea la fórmula de Dugdale, se obtiene que:

$$\delta_c = \frac{8 \sigma_0}{\pi E} a \left(\ln \sec \left(\frac{\pi \sigma_F}{2\sigma_0} \right) \right) \quad (1.41)$$

pero como:

$$\delta_c = \frac{K_{IC}^2}{E\sigma_0} \quad (1.42)$$

Sustituyendo las fórmulas (1.40) y (1.41) en la (1.42) y resolviendo para K_{IC}^2 se obtiene que:

$$K_{IC}^2 = \frac{8}{\pi} \sigma_0^2 a \left(\frac{\ln \sec K_c}{2\sigma_0 \sqrt{\pi / a}} \right) \quad (1.43)$$

Ahora, haciendo uso de las siguientes relaciones:

$$K_r = \frac{K_a}{K_c} = \frac{\sigma_a \sqrt{\pi a}}{K_c} \quad \text{y} \quad S_r = \frac{\sigma_a}{\sigma_F} \quad (1.44)$$

En donde σ_a y K_a son el esfuerzo y la K_c , aplicada a la estructura. Sustituyendo las relaciones (1.44) en la fórmula (1.43), se obtiene la siguiente expresión:

$$K_r = S_r \left[\frac{8}{\pi} \log \sec \left(\frac{\pi}{2} S_r \right) \right]^{-1/2} \quad (1.45)$$

Esta expresión graficada como K_r vs. S_r es llamada **Curva de Evaluación de Falla (CEF)** y todo el gráfico recibe el nombre de **Diagrama de Evaluación de Fallas (DEF)**. Esto se muestra en la figura 1.20.

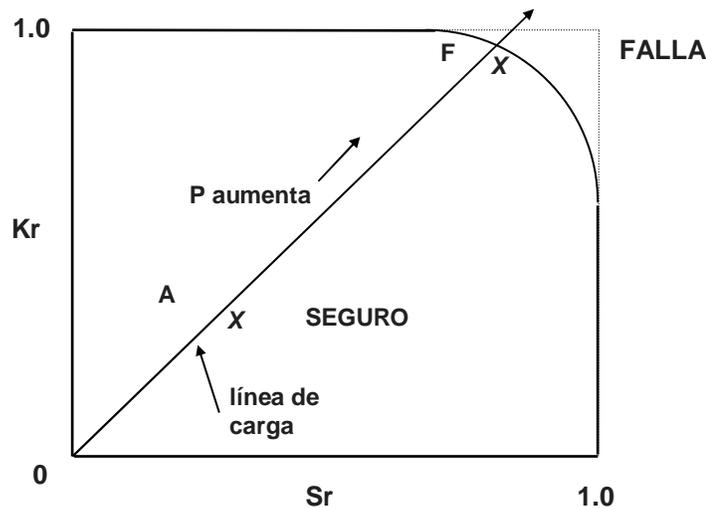


Figura 1.20 Diagrama y Curva de evaluación de falla.

La curva K_r vs. S_r representa el límite de resistencia de la estructura en función de su resistencia a la fractura frágil, caracterizada por K y su resistencia al colapso, caracterizado por la resistencia última a la tensión. Si un punto de coordenadas (S_r , K_r) se localiza dentro de los límites de la CEF significa que ni K_c ni σ_f han sido rebasados y por lo tanto la estructura tolera el tamaño de grieta considerado en la evaluación; por el contrario, si el punto se localiza fuera de tales límites, K_c o σ_f han sido rebasados y la estructura falla.

El análisis de la CEF permite además visualizar los efectos de las variaciones de carga y propiedades del material. Considérese el punto A de la figura 1.20, el cual representa una condición específica de carga y tamaño de grieta. Como K_r y S_r dependen ambos linealmente de la carga, si la carga aumenta, A se desplaza

siguiendo la trayectoria de la línea OA, a la cual se le llama línea de carga. Cuando A llega al punto F, ocurre la falla. Nótese que si K_{Ic} aumenta y σ_0 disminuye, K_r disminuye y S_r aumenta, entonces la línea de carga se desplaza hacia abajo haciendo que la fractura sea controlada por la plasticidad. Si K_{Ic} disminuye y σ_0 aumenta, las condiciones se vuelven más frágiles y la fractura es controlada por la grieta, entonces la curva se desplaza a la izquierda.

Este tipo de análisis fue originalmente propuesto por Milne et. al. y presentado en el reporte Central Electricity Generating Board (CEGB R6) en Inglaterra, por lo que comúnmente es conocido como código R6. Actualmente el código R6 ha sido adoptado por la industria nuclear como código para la evaluación de la integridad de sus estructuras

1.6.11 EL CÓDIGO R6:

En su versión más conocida, el código R6 se aplica de la siguiente manera:

1. Define las tendencias de alguno de los tres modos de fractura de la estructura (FRAGIL, ELASTO-PLASTICA, COLAPSO) en función de la pendiente de la línea de carga; esto es: ,

Si $K_r / S_r > 1.8$	Fractura Frágil
$0.65 < K_r / S_r < 1.8$	Fractura Elasto-plástica
$K_r / S_r < 0.55$	Colapso plástico.

2. Elige la forma apropiada de la curva de evaluación de fractura. Extensos programas experimentales conducidos por EPRI y otras instituciones llevaron a la modificación de la expresión de la CEF para adaptarla mejor a la realidad. Como resultado, en la versión de 1991 del reporte R6 se presentaron las siguientes opciones:

OPCIÓN 1. $K_r = (1 - 0.14 S_r^2) [0.3 + 0.7 \exp(- 0.65 S_r^6)]$

OPCIÓN 2. $K_r = (E \varepsilon_{ref} / S_r \sigma_0 + S_r^3 \sigma_0 / 2E \varepsilon_{ref})^{-1/2}$

OPCIÓN 3. $K_r = (J_e / J)^{1/2}$

Donde ε_{ref} es la deformación real en tensión uniaxial correspondiente al esfuerzo aplicado, J es la J elastoplástica al nivel de carga aplicado y J_e es la J elástica de la estructura.

Las nuevas opciones para CEF producen una curva con una pendiente un poco más gradual como lo muestra la figura 1.21. En adición el límite $S_r = 1.0$ ha sido extendido hasta 1.6 para aceros estructurales y 2.0 para aceros inoxidables, correspondientes

a la relación entre el esfuerzo de flujo (resistencia a la tensión) y el esfuerzo de cedencia, para tomar en cuenta el endurecimiento por deformación.

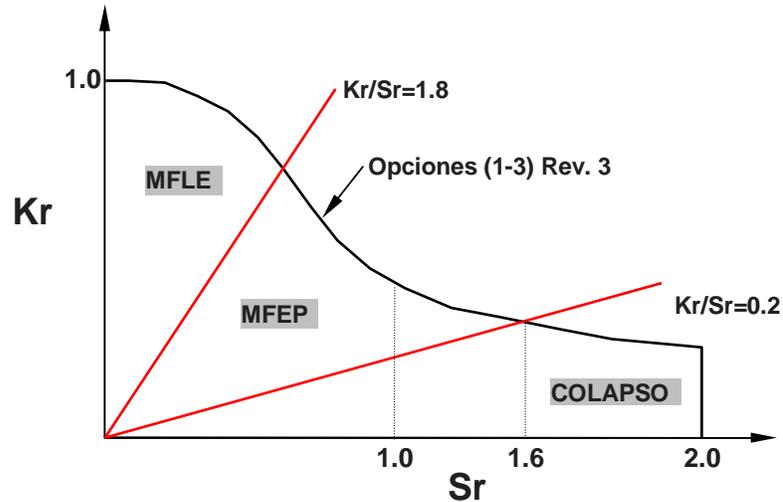


Figura 1.21 Modificación del DEF, después de la tercera revisión y zonas de control de tipo de fractura.

La investigación desarrollada en este proyecto, está basada en la metodología que establece la mecánica de fractura, la cual permitió establecer con claridad los límites de presión que causarían falla en tuberías con daños característicos del servicio con gas amargo, identificando los modos de falla en tuberías y determinando los requerimientos de materiales y servicios para la operación más segura de gasoductos.

1.7 Extensometría:

El análisis experimental de esfuerzos es una herramienta de la Ingeniería usada en el diseño seguro y confiable de estructuras y componentes mecánicos⁽⁶³⁾. Las técnicas del análisis experimental de esfuerzos pueden ser aplicadas en diferentes etapas en la vida de una estructura o componente mecánico; desde el diseño preliminar hasta las pruebas del producto terminado; en pruebas de carga y sobrecarga y en el análisis de fallas. Con el campo tan amplio del análisis experimental de esfuerzos, varias técnicas son posibles entre las cuales se encuentran: fotoelasticidad, lacas frágiles, extensometría, etc. De todas esas técnicas, la extensometría está ampliamente reconocida como la técnica de mayor práctica en estructuras y componentes mecánicos solicitados por cargas. Esto es debido a que la extensometría reúne ambas características; exactitud y repetitividad. Además, la extensometría también puede ser utilizada en la fabricación de transductores de presión, fuerza, torque, etc^(63,64).

Para hacer mediciones de deformación de aceptable calidad en componentes o transductores utilizando la extensometría, son requeridas varias consideraciones de parámetros bien definidos; entre ellos se encuentran: calidad de la galga, selección apropiada de la galga, selección del adhesivo, protección contra el medio agresivo, diseño del circuito apropiado, instalación apropiada de la galga y calidad de instalación de la galga^(64,65).

En la figura 1.22, se muestra una galga de deformación y sus partes que la componen⁽⁶³⁻⁶⁵⁾.

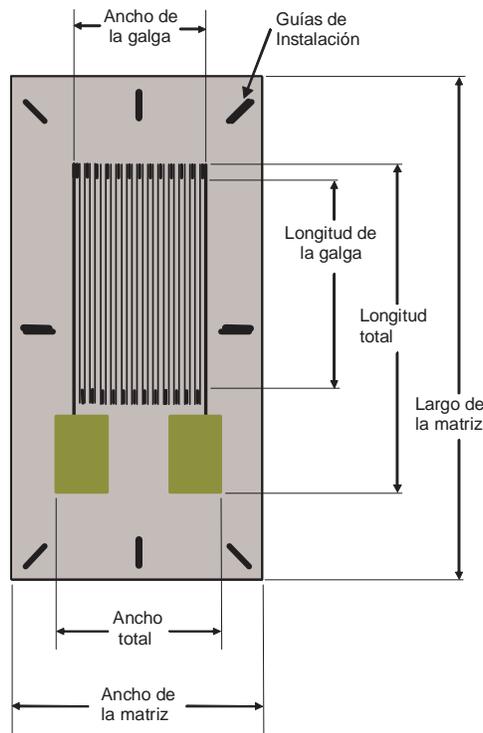


Figura 1.22 Extensómetro o Galga de deformación.

El comportamiento de una galga en cualquier aplicación dada está afectada por cada elemento en el diseño y fabricación de la misma. Aunque un gran número de variables están involucradas en la selección de una galga, éstas pueden ser reducidas solamente a cinco variables básicas; las cuales son: 1) Serie de la galga, 2) El número S-C-T, 3) Longitud de la galga, 4) Diseño de la galga y 5) Resistencia de la galga⁽⁶⁵⁾. De las variables citadas anteriormente, la longitud y el diseño de la galga son normalmente las primeras variables por considerar, basadas en el espacio disponible para el montaje de la galga y la naturaleza del campo de esfuerzos en términos de la biaxialidad y gradiente de deformación. Un buen punto de partida para una consideración inicial, es un tamaño de galga de 3 mm. En relación a la selección del diseño de la galga, la primera consideración es determinar si es necesario el uso de galgas simples o rosetas de 45° , 60° ó 90° .

Una vez que la selección del tamaño y diseño de la galga han sido determinados, el siguiente paso consiste en seleccionar la serie de la galga, así como también determinar la combinación de los materiales de la hoja y del refuerzo con los cuales

la galga ha sido fabricada. Cualquier otra característica común de la serie deberá ser tomada en consideración. Las dos últimas etapas en la selección de una galga son: determinar la resistencia y el número S-T-C. En la figura 1.23, se muestra una secuencia que describe las etapas para la selección correcta de una galga de deformación⁽⁶⁵⁾.

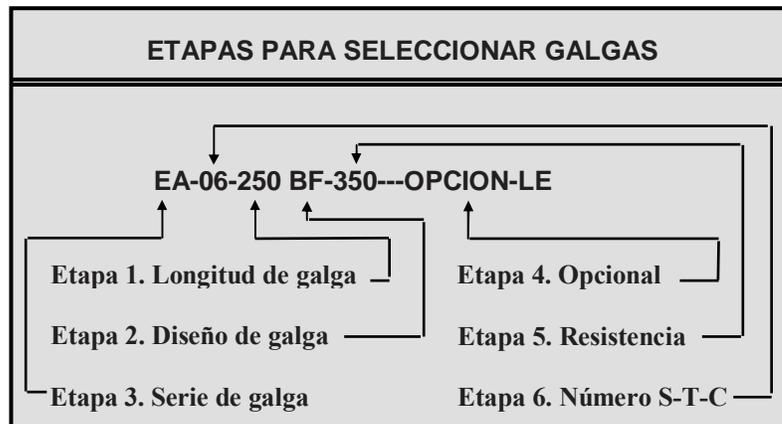


Figura 1.23 Consideraciones a tomar para seleccionar una galga de deformación

1.7.1 Instalación de los extensómetros:

Una vez que la superficie de prueba ha sido preparada adecuadamente, se procede al pegado de los extensómetros utilizando un pegamento a base de cianoacrilato. Este adhesivo tiene las propiedades de poder ser utilizado en el rango de temperaturas de -30° a $+65^{\circ}$ C y puede ser elongado hasta pruebas que alcancen 60,000 micras de deformación. Este adhesivo proporciona mejores resultados cuando es aplicado a temperaturas de $+20^{\circ}$ a $+30^{\circ}$ C y a una humedad relativa de 30% a 65%. Este adhesivo utiliza un catalizador para controlar la velocidad de la reacción de este adhesivo con el cuerpo del extensómetro. Se debe tener cuidado en el uso de este catalizador ya que en exceso, provoca una pobre adherencia del extensómetro a la superficie de prueba, un envejecimiento rápido del adhesivo, etc⁽⁶⁷⁾. Usando unas pinzas delgadas y limpias, se debe remover de su envoltura de plástico el extensómetro a ser adherido.

1.7.2 Pruebas realizadas a la instalación de los extensómetros:

Para verificar que el proceso de pegado y soldadura de los extensómetros fueron realizados correctamente, debe realizarse una prueba utilizando un probador⁽⁷¹⁾ el cual comprueba las características de los extensómetros utilizados. Estas características son las siguientes:

1. Resistencia del extensómetro en Ohms.
2. Desviación en porcentaje, de la deformación inducida en el extensómetro.
3. Aislamiento entre el extensómetro y el material a ensayar.

Normalmente, los extensómetros son fabricados con valores de resistencia de 120 Ω y 350 Ω . y con un porcentaje de tolerancia el cual está dado por el fabricante.

Es precisamente este valor el que debe ser verificado con el equipo correspondiente. Por otro lado, los extensómetros debido a la forma en que son fabricados, admiten un porcentaje de error permitido. Es este el porcentaje de desviación en la malla del extensómetro el que debe ser verificado con el equipo de prueba^(70,71).

1.7.3 Control del ruido en las mediciones:

En presencia de campos eléctricos y/o magnéticos la medición de la deformación puede ser realizada; pero existe el riesgo de que estos campos generen un ruido que influya en el valor de tal deformación⁽⁷²⁾. Si este ruido no es controlado adecuadamente, permite que los resultados obtenidos del medidor de la deformación presenten una señal equivocada y por lo tanto una mala interpretación. Para controlar el nivel del ruido, es necesario primeramente entender el tipo y características del ruido eléctrico, así como también, la identificación de la fuente de tal ruido. La siguiente lista contiene las fuentes de ruido más comunes⁽⁷²⁾:

- 1) Líneas de potencia de corriente alterna.
- 2) Motores estacionarios.
- 3) Transformadores
- 4) Generadores.
- 5) Maquinaria rotatoria y reciprocante.
- 6) Soldadura de arco eléctrico.
- 7) Vibradores.
- 8) Lámparas fluorescentes.
- 9) Radiotransmisores.
- 10) Hornos eléctricos.

1.7.4 Niveles de excitación óptimos:

Un requisito necesario en el trabajo de galgas extensométricas, es obtener los valores recomendados de los niveles de excitación de voltaje para el tamaño y tipo de extensómetro seleccionado. El problema se agudiza cuando se requiere obtener los niveles de excitación máximos deseados. Es importante mencionar que los extensómetros rara vez son dañados por voltajes elevados. El voltaje aplicado a las galgas extensométricas, crea una pérdida de potencia en cada rama del puente de Wheatstone, la cual debe ser disipada en forma de calor. Solamente una fracción despreciable de la potencia de entrada es no utilizable en el circuito de salida. Cuando la temperatura es elevada por los niveles de excitación, el funcionamiento de las galgas extensométricas será afectado de la siguiente manera⁽⁷³⁾:

- a) Una pérdida en la temperatura de compensación.
- b) Efectos de histéresis y deslizamiento son aumentados considerablemente en el sustrato y pegamento.
- c) Estabilidad en la puesta a cero de los equipos de medición de las deformaciones.

Por otra parte, los factores que afectan la excitación óptima de las galgas extensométricas son⁽⁷²⁾:

1. Área de la grida o área activa.
2. Resistencia eléctrica.
3. Capacidad de disipación de calor.
4. Rango de temperatura de trabajo.
5. Especificaciones requeridas de trabajo.
6. Técnicas de instalación y cableado.

La forma experimental de determinar los niveles de excitación máximos es la siguiente. Para tener la certeza de escoger el nivel de excitación óptimo, es necesario realizar pruebas de comportamiento a temperaturas máximas del entorno. Esto puede ser simplificado, si se realiza gradualmente la excitación gradual del puente de Wheatstone bajo condiciones de carga cero, hasta un valor tal que presente estabilidad en las lecturas del mismo puente⁽⁷²⁾.

Para muchas aplicaciones dentro del análisis experimental de esfuerzos, los valores del voltaje determinado por el procedimiento arriba mencionado, puede ser usado con toda seguridad para llevar a efecto las mediciones de las deformaciones. Para determinar correctamente los niveles de excitación óptimos del puente de Wheatstone, es necesario primero determinar la disipación de potencia que existe en el extensómetro. La fórmula para determinar la disipación de potencia del extensómetro es⁽⁷²⁾:

$$P_G = \frac{E_B^2}{4R_G} \quad (1.46)$$

en donde:

P_G = Disipación de potencia de la grida del extensómetro en watts.

E_B = Excitación del puente de Wheatstone en volts.

R_G = Resistencia del extensómetro en ohms.

1.7.5 Errores debidos al desalineamiento:

Cuando un extensómetro es adherido a una superficie de prueba con un error angular pequeño con respecto a las líneas de trazo y marcas de fábrica del extensómetro, la deformación que detecte el extensómetro llevará un error⁽⁷⁴⁾.

En general, para un extensómetro simple sometido a un campo de deformación biaxial, la magnitud de los errores debido al desalineamiento depende principalmente de tres factores^(74,76).

1. La razón algebraica de las deformaciones principales, ϵ_1/ϵ_2 .
2. El ángulo ϕ entre el eje de la deformación principal máxima y el eje de la deformación medida con desalineamiento.
3. La cantidad de error angular β entre ejes.

Para determinar el error en la medida de la deformación debido al desalineamiento angular del extensómetro, se puede utilizar la siguiente expresión⁽⁷⁴⁾:

$$n = \varepsilon(\phi \pm \beta) - \varepsilon_{\phi} \quad (1.47)$$

en donde:

n = Error debido al desalineamiento en microdeformaciones ($\mu\varepsilon$).

$\varepsilon(\phi \pm \beta)$ = Deformación a lo largo del eje del extensómetro con una cantidad de error angular.

ε_{ϕ} = Deformación a lo largo del eje de medición requerido con un ángulo ϕ desde el eje principal, en microdeformaciones ($\mu\varepsilon$).

1.7.6 Errores debidos a la sensibilidad transversal:

La sensibilidad transversal en una galga de deformación se refiere al comportamiento que tiene ésta cuando es solicitada por cargas perpendiculares a su eje longitudinal. Es común en todas las galgas de deformación, algún grado de sensibilidad longitudinal y transversal; pero, la sensibilidad longitudinal es muy pequeña comparada con la transversal y por tal motivo, esta es despreciable en el análisis experimental de esfuerzos⁽⁷⁵⁾. Cuando es necesario hacer mediciones de deformaciones utilizando galgas de deformación, es indispensable determinar el porcentaje de error debido a la sensibilidad transversal. En algunos casos, este error es muy pequeño y puede ser despreciable; sin embargo, es siempre recomendable hacer el cálculo de dicho error para tener la seguridad de que las deformaciones registradas por los extensómetros sean las correctas. La fórmula para determinar el error de esta sensibilidad en un extensómetro simple es⁽⁷⁵⁾:

$$n_e = \frac{K_t \left(\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_a} - \nu_o \right)}{1 - \nu_o K_t} (100) \quad (1.48)$$

en donde:

n_e = Error en porcentaje de la deformación actual a lo largo del eje del extensómetro.

ν_o = Razón de Poisson del material del que está fabricado el extensómetro (0.285).

ε_a , ε_t = Deformaciones axial y transversal respectivamente al eje longitudinal del extensómetro.

K_t = Factor de sensibilidad del extensómetro, proporcionado por el fabricante.

Para determinar los valores de las deformaciones corregidas, tomando en cuenta el porcentaje de sensibilidad proporcionado por el fabricante, en extensómetros simples adheridos a especímenes sometidos a una fuerza de tensión uniaxial, se deben utilizar las siguientes fórmulas⁽⁷⁵⁾:

$$\varepsilon_1 = \frac{(1 - \nu_0 K_t)(\hat{\varepsilon}_1 - K_t \hat{\varepsilon}_2)}{1 - K_t^2} \quad (1.49)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{(1 - \nu_0 K_t)(\hat{\varepsilon}_2 - K_t \hat{\varepsilon}_1)}{1 - K_t^2}$$

Para determinar los valores de las deformaciones corregidas en extensómetros tipo rosetas rectangulares, tomando en cuenta el porcentaje de sensibilidad proporcionado por el fabricante, se deben utilizar las siguientes fórmulas⁽⁷⁵⁾:

$$\varepsilon_1 = \frac{1 - \nu_0 K_t}{1 - K_t^2} (\hat{\varepsilon}_1 - K_t \hat{\varepsilon}_3)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1 - \nu_0 K_t}{1 - K_t^2} [\hat{\varepsilon}_2 - K_t (\hat{\varepsilon}_1 + \hat{\varepsilon}_3 - \hat{\varepsilon}_2)] \quad (1.50)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1 - \nu_0 K_t}{1 - K_t^2} (\hat{\varepsilon}_3 - K_t \hat{\varepsilon}_1)$$

en donde:

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ = Deformaciones corregidas.

$\hat{\varepsilon}_1, \hat{\varepsilon}_2, \hat{\varepsilon}_3$ = Deformaciones no corregidas, las cuales son registradas por el medidor de deformaciones.

1.8 Método estadístico de análisis de resultados

El método estadístico utilizado para analizar los resultados obtenidos en esta investigación, fue la **prueba t bimuestral**⁽⁸²⁾. Este método sirve para cuando se requiere obtener una inferencia estadística relativa a la diferencia entre dos medias con pequeñas muestras. El método se fundamenta en lo siguiente: cuando n_1 y n_2 ó ambos son pequeños y se desconocen las variancas de las poblaciones, es posible fundamentar las pruebas de una hipótesis nula $\mu_1 - \mu_2 = \delta$ en un estadístico adecuado **t**, con tal que se pueda suponer que ambas poblaciones son normales con $\sigma_1 = \sigma_2$ (= σ). En estas condiciones, puede ser mostrado que⁽⁸²⁾:

$$t = \frac{(\bar{x}_1 - \bar{x}_2) - \delta}{\hat{\sigma}_{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}} \quad (1.51)$$

es un valor de una variable aleatoria que tiene la distribución **t** con $n_1 + n_2 - 2$ grados de libertad, donde $\hat{\sigma}_{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}$ es la raíz cuadrada de una estimación de⁽⁸²⁾:

$$\sigma_{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}^2 = \frac{\sigma_1^2}{n_1} + \frac{\sigma_2^2}{n_2} = \sigma^2 \left(\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2} \right) \quad (1.52)$$

con σ^2 estimado por ponderación de las sumas de los cuadrados de las desviaciones con respecto a las medias muestrales⁽⁸²⁾. Esto es, estimando un σ^2 como:

$$\frac{\Sigma(x_1 - \bar{x}_1)^2 + \Sigma(x_2 - \bar{x}_2)^2}{n_1 + n_2 - 2} = \frac{(n_1 - 1)S_1^2 + (n_2 - 1)S_2^2}{n_1 + n_2 - 2} \quad (1.53)$$

donde $\Sigma(x_1 - \bar{x}_1)^2$ es la suma de los cuadrados de las desviaciones de la media para la primera muestra, mientras que $\Sigma(x_2 - \bar{x}_2)^2$ es la suma de los cuadrados de las desviaciones de la media de la segunda muestra.

Dividiendo entre $n_1 + n_2 - 2$, puesto que hay $n_1 - 1$ desviaciones independientes de la media en la primera muestra, $n_2 - 1$ en la segunda y en consecuencia, se tiene que $n_1 + n_2 - 2$ desviaciones independientes de la media para estimar la variancia de la población. Sustituyendo esta estimación de σ^2 en la fórmula (1.118) para $\sigma_{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}^2$ y sustituyendo la raíz cuadrada del resultado en el denominador de la fórmula (1.117) para t , se obtiene finalmente que⁽⁸²⁾:

$$t = \frac{(\bar{x}_1 - \bar{x}_2) - \delta}{\sqrt{(n_1 - 1)S_1^2 + (n_2 - 1)S_2^2}} \sqrt{\frac{n_1 n_2 (n_1 + n_2 - 2)}{n_1 + n_2}} \quad (1.54)$$

en donde t es un valor de una variable aleatoria que tiene la distribución t con $n_1 + n_2 - 2$ grados de libertad. Los criterios para la **prueba t bimuestral** fundamentada en este método estadístico se dan en la tabla 1.4⁽⁸²⁾.

Tabla 1.4 Condiciones críticas para probar $\mu_1 - \mu_2 = \delta$.

Hipótesis alterna	Se rechaza la hipótesis nula si
$\mu_1 - \mu_2 < \delta$	$Z < -Z_\alpha$
$\mu_1 - \mu_2 > \delta$	$Z > Z_\alpha$
$\mu_1 - \mu_2 \neq \delta$	$Z < -Z_{\alpha/2}$ ó $Z > Z_{\alpha/2}$

CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales:

El material utilizado fue acero al carbono para tubería grado API-5L-X52, obtenido de tramos de ductos retirados de servicio, los cuales estuvieron por 10 años o más transportando gas natural amargo. Estos tramos fueron fabricados con placa, la cual fue laminada en caliente, después sometida a un proceso de rolado y finalmente unida por medio de cordones de soldadura recta. Los tramos seleccionados fueron de dos tamaños; unos de 609.6mm (24 plg) de diámetro y 12,70mm (0.5 plg) de espesor y los otros de 914.4mm (36 plg) de diámetro y 19.05mm (0.75 plg) de espesor; estos por ser los tamaños más utilizados por la industria petrolera nacional. La composición química de este material se da en la tabla 2.1. Esta composición fue obtenida por absorción atómica, utilizando un espectrómetro de masas. El hidrógeno se determinó en un equipo marca LECO.

Tabla 2.1. Composición química del material estudiado (%w)

Tramos	C	Si	Mn	P	S	H(ppm)
609.6mm 12.70mm	0.11	0.02	1.10	0.020	0.015	0.408
914.4mm 19.05mm	0.14	0.25	1.30	0.011	0.007	0.372

2.2. Obtención de especímenes:

Mediante el uso de inspección ultrasónica se localizaron zonas sin y con laminaciones en 10 tramos de tubería, de los cuales, 5 tramos fueron de 609.6mm de diámetro y 12.70mm de espesor y los otros 5 tramos fueron de 914.4mm de diámetro y 19.05mm de espesor.

2.3. Pruebas de tensión:

Los especímenes para tensión, fueron obtenidos de las zonas inspeccionadas por la técnica de ultrasonido utilizando un equipo Panametrics modelo ESPOCH II, empleando un transductor de haz recto de 20 MHz de frecuencia y 5mm de diámetro; esto, para confirmar zonas sin y con laminaciones. Posterior al análisis ultrasónico, se obtuvieron placas por corte con oxiacetileno y por último, se cortaron placas de 0.03m de ancho x 0.25m de longitud, para eliminar la zona afectada por el calor, con una segueta mecánica y después, aplanadas en frío con una fuerza de 29,430N y una velocidad de deformación de 3mm/min en una prensa hidráulica de 392,400N de capacidad, tal como indica la norma API5L-91. La dirección circunferencial fue la establecida; esta por ser la dirección de máximo esfuerzo tensionante en una tubería

de costura recta y sometida a presión interna. Esto se muestra en la figura 2.1. Las dimensiones y tolerancias de todos los especímenes fueron maquinados de acuerdo a la norma ASTM-E8. La figura 2.2 muestra la geometría de los especímenes para los ensayos a tensión. Se realizaron 36 ensayos de tensión, de los cuales 18 contenían laminaciones. Se realizaron 18 ensayos a la tensión tipo Ingenieril sin ser instrumentados con galgas de deformación, de los cuales 9 no contenían laminaciones y 9 sí. Esto se muestra en la figura 2.3. Los otros 18 ensayos a la tensión, fueron instrumentados con galgas de deformación, 9 especímenes conteniendo laminaciones y 9 no. La razón de haber utilizado galgas de deformación fue con la intención de obtener los valores de los esfuerzos y deformaciones verdaderos, los valores del módulo de elasticidad y razón de Poisson con precisión. Las galgas simples de deformación utilizadas fueron de los tipos: CEA-06-125UW-120 y EA-06-060LZ-120. Las galgas de deformación, fueron colocadas en los especímenes instrumentados en las tres direcciones: circunferencial (C), longitudinal (L) y radial (R); tal como indica la figura 2.4.

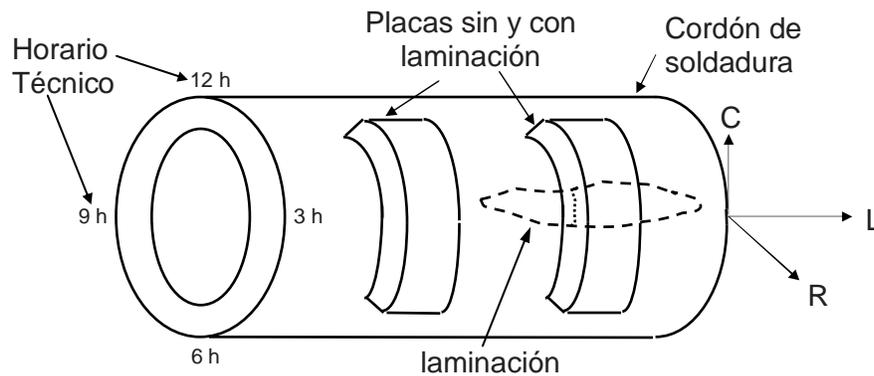


Figura 2.1 Orientación de las placas con respecto a la posición de las tuberías.

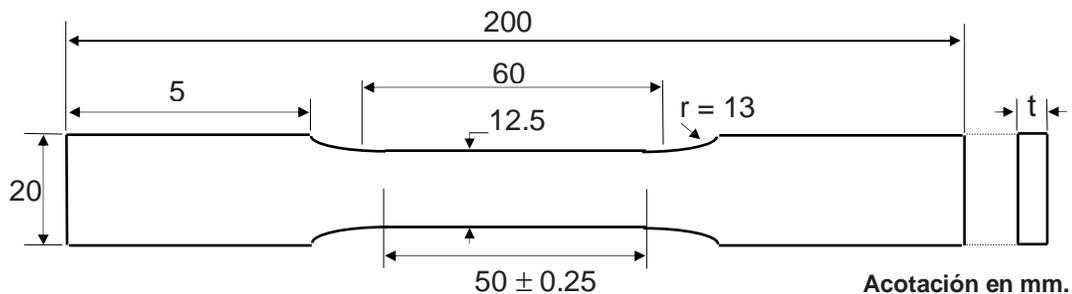


Figura 2.2 Geometría y dimensiones de especímenes para ensayos a la tensión.

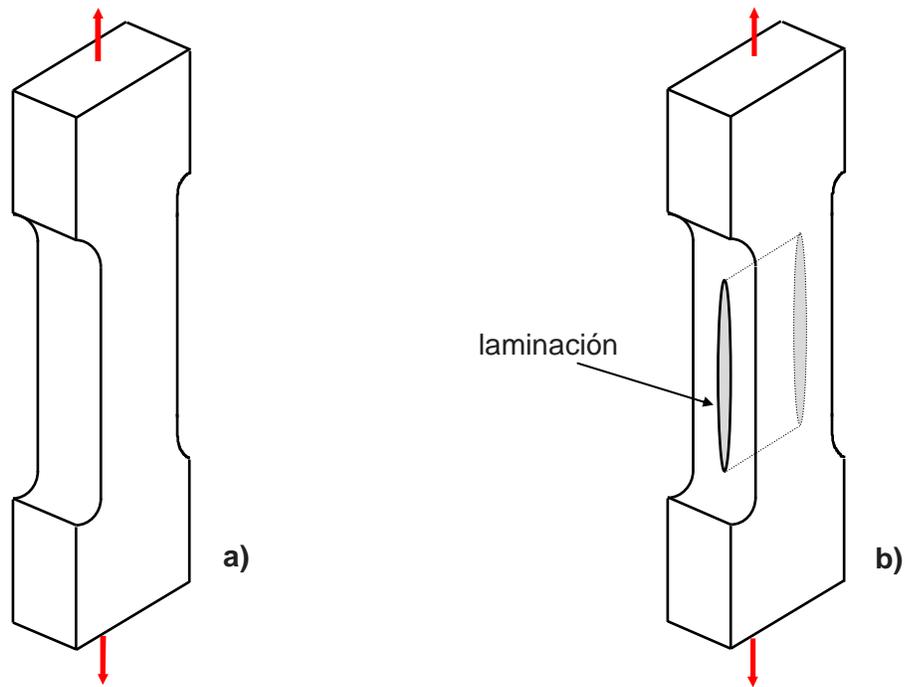


Figura 2.3 Especímenes, a) sin y b) con laminación para pruebas de tensión tipo ingenieril, no instrumentados con galgas de deformación.

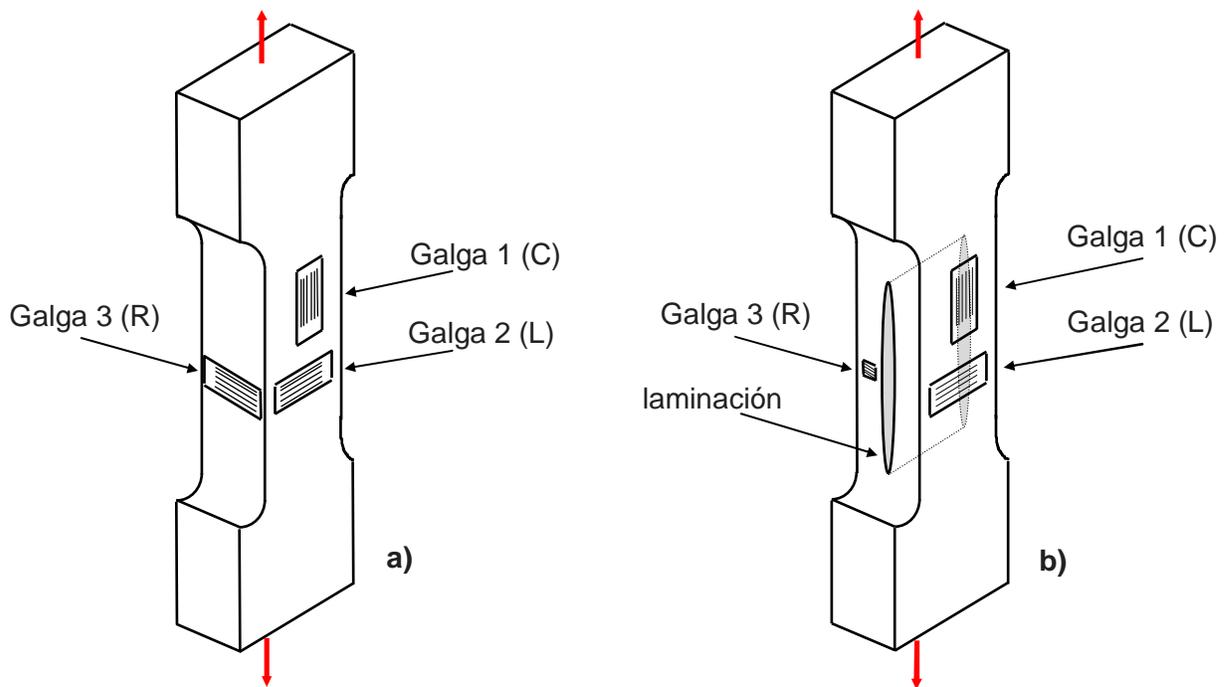


Figura 2.4 Especímenes, a) sin y b) con laminación para pruebas de tensión verdaderas e instrumentados con galgas de deformación.

2.4. Pruebas de dureza:

Los ensayos de dureza fueron realizados de acuerdo a lo que marca la norma ASTM E10-84. El número de dureza obtenido fue Brinell; esto por ser el material en estudio del tipo ferroso. Se utilizó un probador de dureza marca Wilson y modelo M1C1. El indentador utilizado fue esférico de acero endurecido de 10mm de diámetro y se aplicó una carga de 29,430N mantenida durante 10s. La toma de dureza se realizó en dirección longitudinal, circunferencial y superficial. Se realizaron 5 tomas de dureza para cada dirección de los cuales, fueron eliminados los valores máximos y mínimos y obteniendo posteriormente con los tres datos restantes, un valor promedio el cual fue el reportado.

2.5. Pruebas de impacto:

Los ensayos de impacto Charpy, se realizaron bajo los requerimientos de la norma ASTM E23-88 utilizando una máquina de péndulo Otto Wölpert con capacidad de 587N-m. Las dimensiones nominales y geometría de los especímenes se muestran en la figura 2.5. Los ensayos se realizaron en tres orientaciones: longitudinal, radial y circunferencial. La orientación de los especímenes con respecto a la posición relativa de las tuberías, se muestra en la figura 2.6. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente.

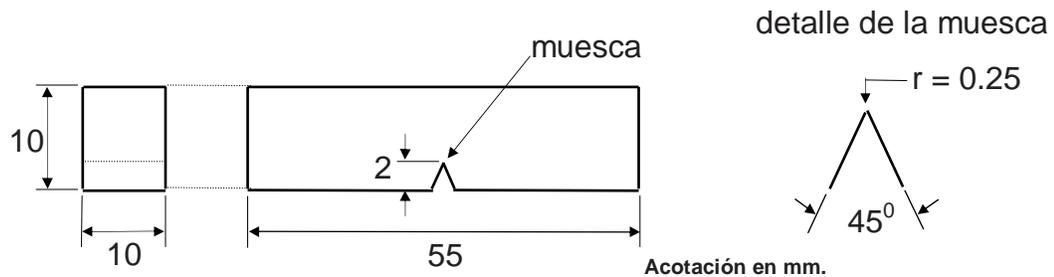


Figura 2.5 Geometría y dimensiones de especímenes para pruebas de impacto.

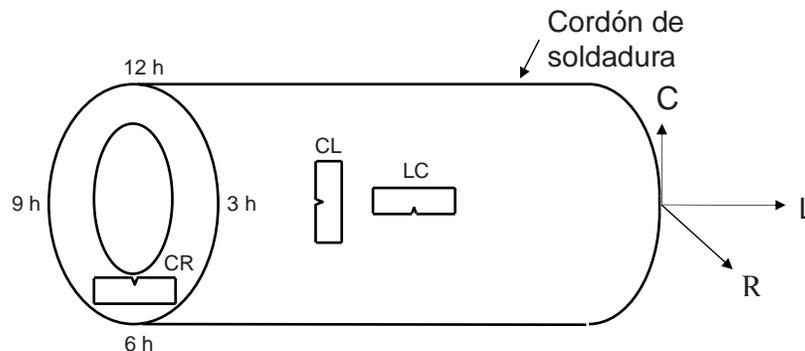


Figura 2.6 Orientación relativa de los especímenes para pruebas de impacto con relación a la posición de las tuberías.

2.6. Pruebas de tenacidad a la fractura (J_{IC}):

Los parámetros determinados de tenacidad a la fractura fueron K_{IC} y J_{IC} . Primeramente, se determinó en forma experimental el valor de J_{IC} utilizando el método de un solo espécimen. El valor de K_{IC} , fue determinado por fórmula. Esto es, porque el material analizado presentó un comportamiento elasto-plástico.

Para que los valores de J_{IC} obtenidos en el laboratorio tuvieran validez, fue necesario que el estado de esfuerzos y deformaciones en la punta de la grieta fueran los mismos en la tubería y en los especímenes ensayados en el laboratorio. Para esto, fue necesario que el tamaño de los especímenes fuera lo suficientemente grande para respetar esta condición; tal y como sucede en la medición de K_{IC} . Es importante señalar que la obtención del valor de J_{IC} , no significa forzosamente el inicio de una propagación inestable de la grieta, lo cual sería el caso si el material presentara un comportamiento puramente elástico.

2.6.1. Maquinado de especímenes CT (tensión compacta):

Tal y como marca la norma ASTM E-813, se maquinaron los especímenes CT (tensión compacta) con las siguientes dimensiones nominales: ancho $L = 63\text{mm}$, largo $G = 60\text{mm}$, espesor $B = 9.7\text{mm}$, longitud de la entalla = 23mm , diámetro de los barrenos = 9.4mm , radio de la entalla = 0.1mm . Además, a los especímenes se les maquinó una entalla lateral con un 10% de profundidad en relación al espesor W de los mismos; esto fue debido a que el material por tener un comportamiento elastoplástico, presentaba una fractura en la cual se formaban labios laterales debido a la presencia de esfuerzos planos, ocasionando con ello que los valores de J_{IC} no se ubicaran dentro de la norma. La figura 2.7, muestra las dimensiones y geometría de los especímenes CT. La figura 2.8, muestra la orientación de los especímenes con relación a la posición de las tuberías.

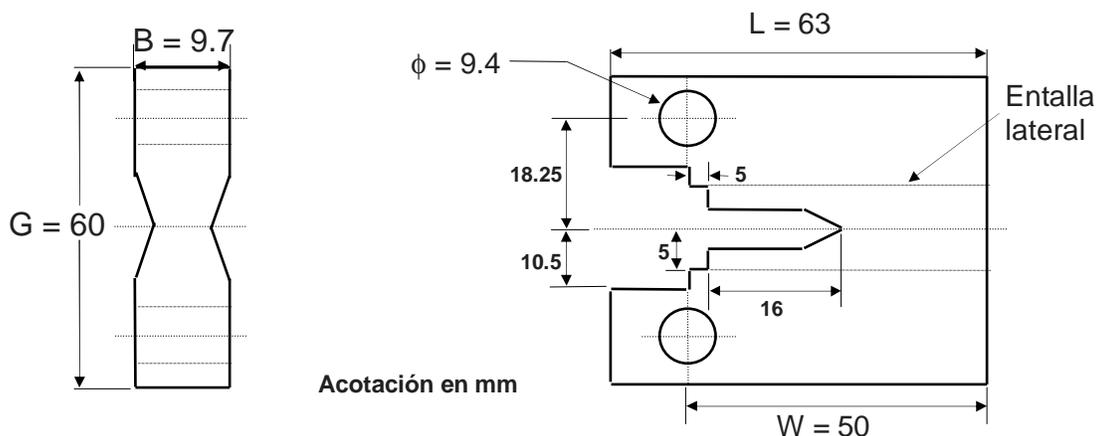


Figura 2.7 Especímen para determinar J_{IC} .

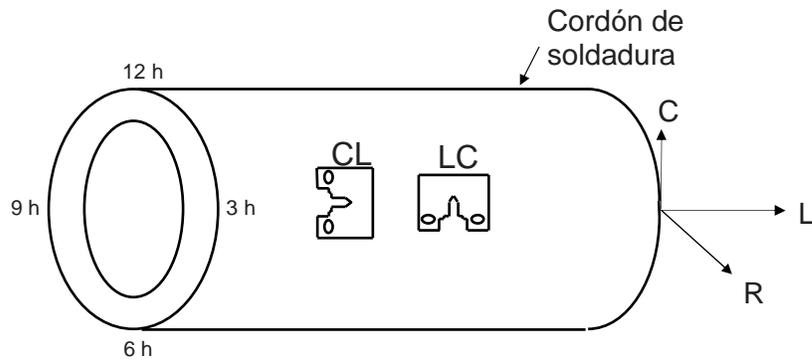


Figura 2.8 Orientación relativa de los especímenes para pruebas de tenacidad a la fractura con relación a la posición de las tuberías.

2.6.2. Pre-agrietamiento:

Todos los especímenes CT fueron preagrietados por fatiga utilizando una máquina servohidráulica de 100,000N. las condiciones de pre-agrietamiento fueron las siguientes: amplitud del factor de intensidad de esfuerzos $\Delta K = 36.86 \text{ Mpa } \sqrt{\text{m}}$, relación de carga $R = 0.1$, relación del tamaño de grieta a_0 con respecto al ancho de la probeta $a_0 / W = 0.55$, frecuencia = 15Hz y 10% de reducción en la carga en cada paso. Al terminar el pre-agrietamiento, los especímenes quedaron preparados para el ensayo de J_{IC} . Este ensayo se realizó con las siguientes condiciones: incrementos del COD = 0.015 mm/s, por ciento de descarga entre paso y paso = 10% y un tiempo de relajamiento antes de la descarga de 10 segundos. Los ensayos se realizaron utilizando una interfase del tipo Testlink para MTS el cual permitió controlar los ensayos por computadora, que utiliza un programa suministrado por el fabricante de la máquina servohidráulica. Con los datos de la curva carga vs. desplazamiento, el programa construyó una curva R de J vs. Δa (tamaño de grieta) de la cual se determinó el valor de J_{IC} por el método de Bagley y Landes. A continuación, se presentan los cálculos realizados para la obtención de los resultados del pre-agrietamiento. Como se mencionó anteriormente, todos los especímenes fueron preagrietados por fatiga a valores de carga que son una fracción de una carga P_1 , donde esta carga está dada por:

$$P_1 = Bb_0^2\sigma_0 / (2W + a_0) \quad (2.1)$$

y además:

$$P_{\text{máx.}} < 0.4P_1 \quad (2.2)$$

en donde:

B = espesor del espécimen = 9.7mm = 0.0097m.

W = distancia del centro de barrenos al extremo de la probeta = 50mm = 0.050m.

a_0 = tamaño inicial de grieta = $0.55W = 27.5\text{mm} = 0.0275\text{m}$.

$b_0 = (W - a_0)$ = distancia del frente de la grieta a la superficie del espécimen = $50\text{mm} - 27.5\text{mm} = 22.5\text{mm} = 0.0225\text{m}$.

σ_0 = esfuerzo de cedencia = 359 MPa. (Valor promedio de los ensayos de tensión).

Por lo tanto:

$$P_1 = 13826.78 \text{ N}$$

y

$$P_{\text{máx.}} = 5530.71 \text{ N}$$

Además, el valor de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos $\Delta K_{\text{máx}}$ se calculó con la siguiente fórmula:

$$\Delta K_{\text{máx}} = [P_{\text{máx.}} / (BW^{1/2})] f(a_0 / W) \quad (2.3)$$

en donde:

$$f(a_0 / W) = 11.6 \text{ (valor obtenido de la norma ASTM E-813).}$$

Por lo tanto:

$$\Delta K_{\text{máx.}} = 29,578,908.22 \text{ N / m}^{1/2} = 29.58 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$$

Para los últimos 0.64mm de extensión de la pre-grieta por fatiga, la carga máxima debió ser menor a $0.4P_1$ ó a una carga tal que la relación entre el intervalo de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos y el módulo de Young ($\Delta K / E$) sea igual o menor que $0.005\text{mm}^{1/2}$. Además, la relación normalizada entre la longitud inicial de la grieta y el espesor del espécimen de la grieta (a_0 / W) antes del inicio de la prueba de J_{IC} debe estar entre 0.5 y 0.75 para los especímenes CT.

2.6.3. Determinación de tenacidad a la fractura J_{IC} y K_{JC} :

Una vez que los especímenes fueron pre-agrietados, se determinó el valor de J_{IC} de la siguiente manera: El ensayo se inició con un desplazamiento constante durante aproximadamente 20seg., a fin de permitir un relajamiento de esfuerzos para minimizar la no linealidad de las curvas fuerza vs. desplazamiento durante las descargas y mejorar la precisión de la medición de la complianza elástica, inversión de la aplicación de la carga (descarga) hasta un valor de $0.9P_e$, en donde P_e es el valor límite de la carga del espécimen y está dado por la siguiente fórmula:

$$P_e = B_e (W - a_0)^2 \sigma_f / (2W + a_0) \quad (2.4)$$

en donde:

$$B_e = B - \{(B - B_1) / B\}$$

B_1 = Espesor neto ($B_1 = B$ si el espécimen no tiene entallas laterales).

$$\sigma_f = (\sigma_0 + \sigma_{\text{máx.}}) / 2$$

Este procedimiento aseguró que la complianza fuera evaluada a un desplazamiento fijo a partir de una curva fuerza-desplazamiento. Se hizo una re-aplicación de la carga hasta que el desplazamiento fue llevado a su valor precedente a la descarga. Durante la descarga y la re-carga, se registraron al menos 32 puntos para que la complianza fuera evaluada.

El desplazamiento se mantuvo constante a fin de calcular la complianza elástica y la longitud de la grieta. La complianza elástica del espécimen fue calculada por la regresión lineal de todos los puntos registrados durante la recarga parcial. Para los especímenes CT, que fueron los utilizados en los ensayos, la longitud de la grieta fue evaluada utilizando la siguiente relación:

$$a_i / W = 1.0 - 4.063U_L + 11.24U_L^2 - 106.04U_L^3 + 464.33U_L^4 + 650.67U_L^5 \quad (2.5)$$

y

$$U_L = 1 / [(B_e E C_i)^{1/2} + 1] \quad (2.6)$$

en donde:

E = módulo de elasticidad

C_i = complianza elástica en la línea de carga en la probeta, en una secuencia de carga -descarga.

El ciclo de desplazamiento fue repetido varias veces hasta que la cantidad deseada de propagación fue obtenida. Posteriormente, el espécimen fue cargado nuevamente hasta la fractura total. La longitud inicial y final de la grieta fue el promedio de las mediciones realizadas en nueve puntos diferentes del plano de la grieta. El valor de J_{IC} se calculó de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$J_{IC} = J_{el} + J_{pl} \quad (2.7)$$

en donde:

J_{el} = componente elástico de J

J_{pl} = componente plástico de J

Para los especímenes CT ensayados, a un punto i correspondiente a v_i y P_i sobre la curva de carga vs. desplazamiento, J_i está dada por la siguiente expresión:

$$J_i = [((K_i)^2(1 - \nu^2)) / E] + J_{pl(i)} \quad (2.8)$$

en donde:

$$K_i = [P_i / (B B_N W)^{1/2}] f(a_0 / W)$$

$$f(a_0/W) = (2 + a_0/W) [0.866 + 4.64a_0/W - 13.32(a_0/W)^2 + 14.72(a_0/W)^3 - 5.3(a_0/W)^4] / (1 - a_0/W)^{3/2}$$

y

$$J_{pl(i)} = n A_{pl(i)} / B_N b_0 \quad (2.9)$$

en donde:

i = punto sobre la curva carga(P) vs. desplazamiento(V)

$A_{p(i)}$ = área bajo la curva carga vs. desplazamiento

B_N = espesor neto del espécimen ($B_N = B$ si el espécimen no tiene entallas laterales)

b_0 = ligamentos no fracturados

$n = 2 + 0.522b_0/W$

Para la obtención de una mejor determinación del valor de J_{IC} , se procedió a medir la longitud inicial real del pre-agrietamiento, así como también la longitud inicial de la zona correspondiente a la prueba de J_{IC} . El valor de K_{JC} se determinó con la siguiente fórmula:

$$K_{JC} = \sqrt{J_{IC}E} \quad (2.10)$$

en donde:

$E = 199\text{GPa}$.(valor promedio, obtenido de los ensayos de tensión instrumentados).

2.7 Pruebas hidrostáticas:

Los 3 ensayos hidrostáticos se realizaron de acuerdo a la norma API 5L-91⁽⁸⁸⁾ sección 5. Las pruebas consistieron en retirar del servicio tramos que tuvieran laminaciones, las cuales se detectaron por ultrasonido. Los tramos en estudio fueron de 5m, y colocados en 6 apoyos espaciados cada uno 1m. Esto con la finalidad de evitar esfuerzos de flexión por el propio peso de los tramos. Los ensayos hidrostáticos, fueron realizados dentro de una fosa fabricada de concreto reforzado de 16m de longitud, 4m de ancho y 3m de profundidad, tal como lo marca la norma API 5L-91 sección 5.

Los extremos de los tramos de tubería fueron cerrados con tapas semielípticas; esto para que la presión fuera uniforme; las cuales se unieron por medio de soldadura eléctrica de arco. Para las entradas de agua a presión, salida de aire y sistema de drenado, se utilizaron válvulas de compuerta y de aguja, coples y niples para alta presión. Se utilizó una bomba de émbolo reciprocante para introducir agua a presión a determinados valores preestablecidos. Se colocó un manómetro tipo Bourdón y un graficador tipo manógrafo para ir midiendo los valores de presión y obtener la gráfica correspondiente. Se instrumentó la tubería con galgas de deformación de los siguientes tipos: galgas simples de la serie CEA-06-125UR-120 y galgas tipo rosetas a 45° de la serie CEA-06-250UR-120. Las galgas de deformación simples se colocaron en material sin laminaciones y las rosetas se colocaron en el centro y extremo de la laminación. Esto con la finalidad de comparar el comportamiento de la tubería en presencia de estos defectos.

En el primer ensayo hidrostático, el tramo de tubería fue de 609.6mm. de diámetro, 12.7mm. de espesor y 5 m. de longitud y conteniendo una laminación de geometría elíptica de 150mm de longitud y 100mm de ancho; la laminación se encontraba ubicada a las 3 horas técnicas y a la mitad de la longitud del tramo de tubería ensayada. Este ensayo hidrostático, se inició con un valor de presión 0.98MPa y se terminó con un valor de presión de 13.21MPa., siendo este último valor

correspondiente a un 30% superior al esfuerzo de cedencia del material ensayado. Los incrementos de presión fueron de 1 Mpa.

En el segundo ensayo hidrostático, el tramo de tubería fue de 609.6mm. de diámetro y 12.7mm. de espesor y 5m. de longitud y conteniendo una laminación de geometría elíptica de 200mm de longitud y 150mm de ancho; la laminación se encontraba ubicada a las 6 horas técnicas y a la mitad de la longitud del tramo de tubería ensayada. Este ensayo hidrostático, se inició con un valor de presión 0.98MPa y se terminó con un valor de presión de 14.72MPa., siendo este último valor correspondiente a un 40% superior al esfuerzo de cedencia del material ensayado. Los incrementos de presión fueron de 1 Mpa.

En el tercer ensayo hidrostático, el tramo de tubería fue de 914.4mm. de diámetro y 19.05mm. de espesor y 6m. de longitud y conteniendo una laminación de geometría elíptica de 2100mm de longitud y 400mm de ancho; la laminación se encontraba ubicada a la 1 hora técnica y a la mitad de la longitud del tramo de tubería ensayada. Este ensayo hidrostático, se inició con un valor de presión 0.98MPa y se terminó con un valor de presión de 16.70MPa., siendo este último valor correspondiente a un 50% superior al esfuerzo de cedencia del material ensayado. Los incrementos de presión fueron de 1 Mpa.

La longitud de los cables utilizados en la instrumentación de las galgas de deformación, fue de 12m por lo que no se produjo una caída de potencial considerable para ser tomada en cuenta en el análisis de la deformación. Una vez que se registraron todos los valores de deformación, se procedió a convertirlos a valores de esfuerzo y analizar el comportamiento de la tubería. En la figura 2.9, se muestra un esquema de las tuberías ensayadas y la forma en que fueron instrumentadas con las galgas de deformación.

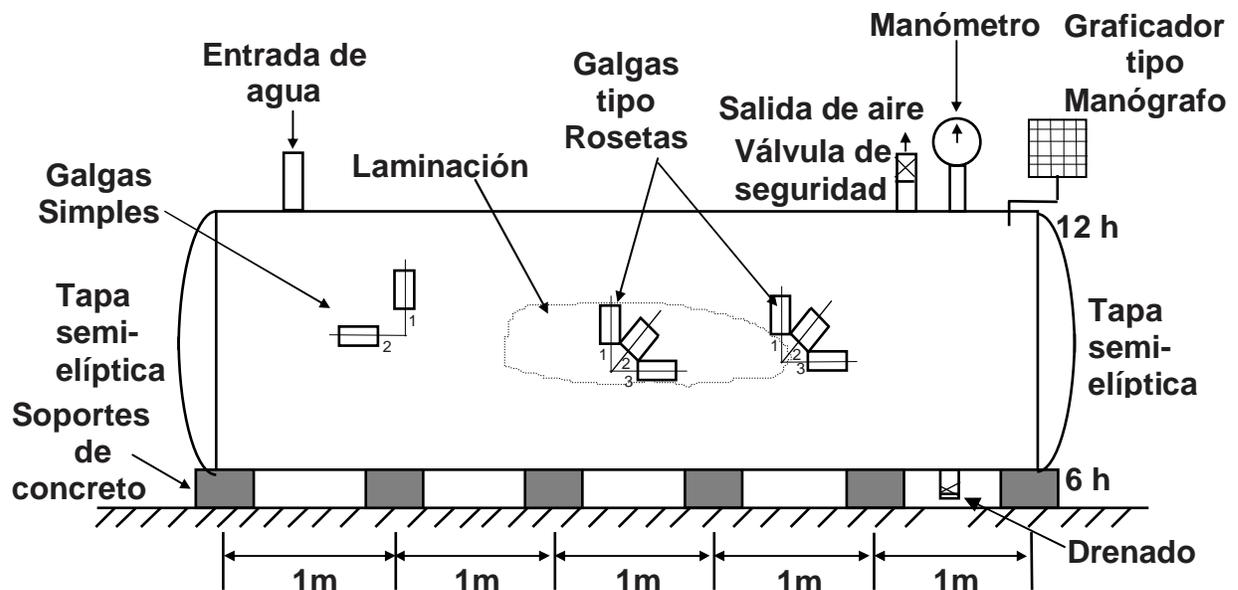


Figura 2.9 Tubería instrumentada con galgas de deformación y conteniendo una laminación, para una prueba hidrostática.

2.8 Circuito eléctrico utilizado para la instrumentación de las galgas de deformación:

El tipo de circuito utilizado en la instrumentación de las galgas de deformación, fue el circuito de un cuarto de puente con tres cables, el cual se muestra en la figura 2.10 siguiente. Para comprobar que el proceso de pegado y soldadura de los extensómetros estuviera correcto, se utilizó un probador de instalación de extensómetros modelo P-3000 y la deformación de cada extensómetro fue leída en un medidor de deformación modelo P-1300. Para la lectura consecutiva de las tres galgas pegadas en cada espécimen y en los tubos instrumentados de las pruebas hidrostáticas, se utilizó un probador multicanal de 10 canales modelo P-1200. El procedimiento anteriormente descrito, se hizo tanto en pruebas de laboratorio como en pruebas de campo.

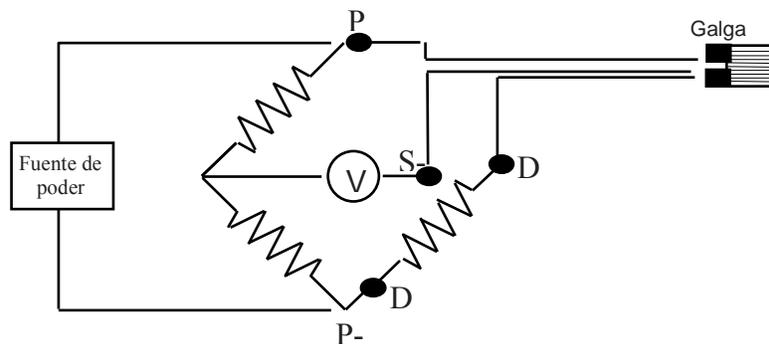


Figura 2.10 Circuito eléctrico de un cuarto de puente.

2.9 Estudio metalográfico:

Para realizar el estudio metalográfico, se obtuvieron especímenes en las direcciones longitudinal y transversal de las tuberías seleccionadas. Los especímenes primeramente fueron preparados con baquelita y luego desbastados utilizando lijas para agua de acuerdo a la siguiente numeración: 120, 180, 220, 240, 320, 400 y 600. Posteriormente, se realizó el pulido a espejo, utilizando paños microcloth con pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ y $0.5\mu\text{m}$; esto con la finalidad de evitar el arrancar las inclusiones no metálicas. Finalmente, los especímenes fueron limpiados en un baño ultrasónico con una solución ultramet diluida con agua destilada en una proporción de 20:1, por espacio de dos minutos, enjuagadas después con alcohol etílico grado técnico y secadas con aire. Para revelar la microestructura de los especímenes, se utilizó el reactivo químico Nital 2 durante 30 segundos y la observación de esta microestructura, se realizó por medio de un microscopio óptico marca OLYMPUS utilizando la técnica de campo claro.

Mediante un analizador de imágenes OMNIMET II y de acuerdo a la norma ASTM E-1245, se caracterizaron las inclusiones no metálicas tipo II de sulfuro de manganeso, para determinar tres parámetros estereológicos de las inclusiones no metálicas del acero analizado. Estos tres parámetros fueron; distancia promedio entre inclusiones, porcentaje de área promedio de inclusiones y tamaño promedio de inclusiones.

2.10. Estudio Fractográfico:

Las muestras para el estudio fractográfico, se obtuvieron de los especímenes de las pruebas de tensión. Para ello, se realizaron cortes con disco de diamante a, una velocidad de 800rpm y aplicando un peso de 0.800kg en una máquina ISOMET modelo 2000. Esto se muestra en la figura 2.11. Para el estudio fractográfico en la forma microscópica, se utilizó un microscopio electrónico de barrido marca JOEL SF35 y para el estudio fractográfico en la forma macroscópica, se utilizó un estereoscopio marca OLYMPUS.

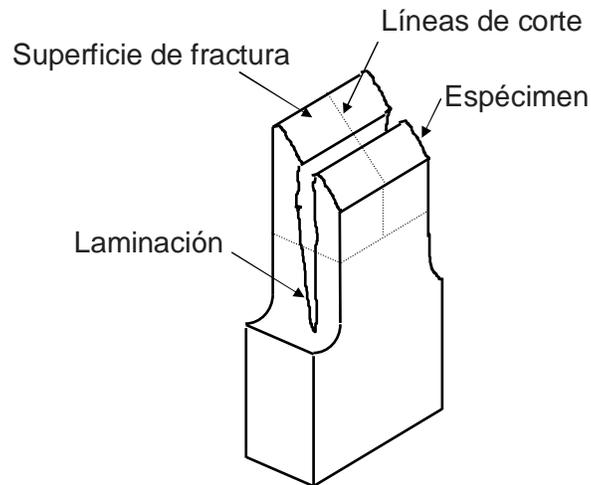


Figura 2.11 Obtención de los especímenes para fractografía.

2.11. Estudio por el método del elemento finito:

Para elaborar los modelos, se consideró un tubo de 609.6 mm (24 plg) de diámetro exterior con dos distintos espesores, uno de 12.7 mm (0.5 plg) y otro de 25.4 mm (1 plg). Se aplicaron las propiedades de un acero API-5L-X52 y se simuló el comportamiento en el régimen elastoplástico. Se consideraron las presiones en el interior de las laminaciones defecto, además de la presión interna del tubo. Los resultados se muestran en forma de mapas de distribución de los esfuerzos y se determina la presión que causa cedencia (P_o) y la presión que hace alcanzar la resistencia máxima del material ($P_{máx}$). Estableciendo como criterio de falla la extensión de laminación a la que se alcanza la presión máxima del material. También se determinó la extensión circunferencial de las laminaciones simples y las escalonadas que llevaría a la falla a un tubo con presión interna.

2.11.1. Formulación del modelo:

Las deformaciones elásticas producidas por los esfuerzos en el régimen elástico pueden calcularse mediante relaciones finitas como la ley de Hooke; en cambio, en

el rango plástico las deformaciones no están determinadas unívocamente por los esfuerzos, sino que deben tratarse con relaciones diferenciales incrementales. La teoría de la plasticidad provee las relaciones matemáticas que caracterizan la respuesta de los materiales elasto-plásticos. Los componentes de la teoría de la plasticidad son: Criterio de fluencia, Regla de flujo, Regla de endurecimiento. Los infinitos estados de esfuerzo que determinan la entrada del material en el campo plástico, constituyen una superficie cerrada denominada superficie de fluencia. La expresión de la superficie de fluencia es en general una función de las variables de estado dada por:

$$f(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}^p, k) = 0 \quad (2.11)$$

Donde k es un coeficiente que mide el endurecimiento por deformación. El esfuerzo de fluencia usualmente se determina por el criterio de von Mises, denominado esfuerzo equivalente [3]:

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} = f(\{\sigma\}) \quad (2.12)$$

La deformación total esta compuesta por los incrementos de la deformación elástica ε^{el} e incrementos de la deformación plástica ε^p .

$$\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^p \quad (2.13)$$

En el régimen elastoplástico las relaciones esfuerzo deformación están dadas por:

$$d\sigma = E^{tan} d\varepsilon \quad (2.14)$$

Donde E^{tan} es la pendiente de la curva esfuerzo deformación. En el análisis se considera que la superficie de carga se expande conservando su forma, esto es que la superficie de fluencia correspondiente al material con endurecimiento isotrópico permanece constante^(92,93). El historial de la deformación plástica es caracterizado por el trabajo plástico dado por w_p :

$$w_p = \int \{\sigma\}^T \{d\varepsilon^p\} \quad (2.15)$$

Para este caso de estudio se considera plasticidad asociativa, ya que el flujo plástico es normal a la superficie de cedencia. El problema general se formula en función del parámetro D de desplazamiento, en cada incremento el esquema iterativo anterior se ejecuta hasta que se alcanza la convergencia ó el máximo número de iteraciones.

En cada incremento la matriz de rigidez tangente K_T puede ser adaptada en cada iteración, según el método de Newton-Raphson.

$$[K_T]\{\Delta D\} = \{F_e\} - \{F_{nr}\} \quad (2.16)$$

2.11.2. Condiciones frontera:

Por la singularidad del esfuerzo en punta de grieta el modelo se construyó con elementos con 20 nodos y 3 grados de libertad por nodo. Se refinó la malla en los extremos de las grietas mediante elementos bi-cuadráticos para no afectar la sensibilidad del estudio por la diferencia de elementos de un modelo a otro. Se empleó el código comercial de elemento finito ANSYS V11.0. Los modelos geométricos y las variables de modelación se muestran en la figura 2.12 (a) y (b).

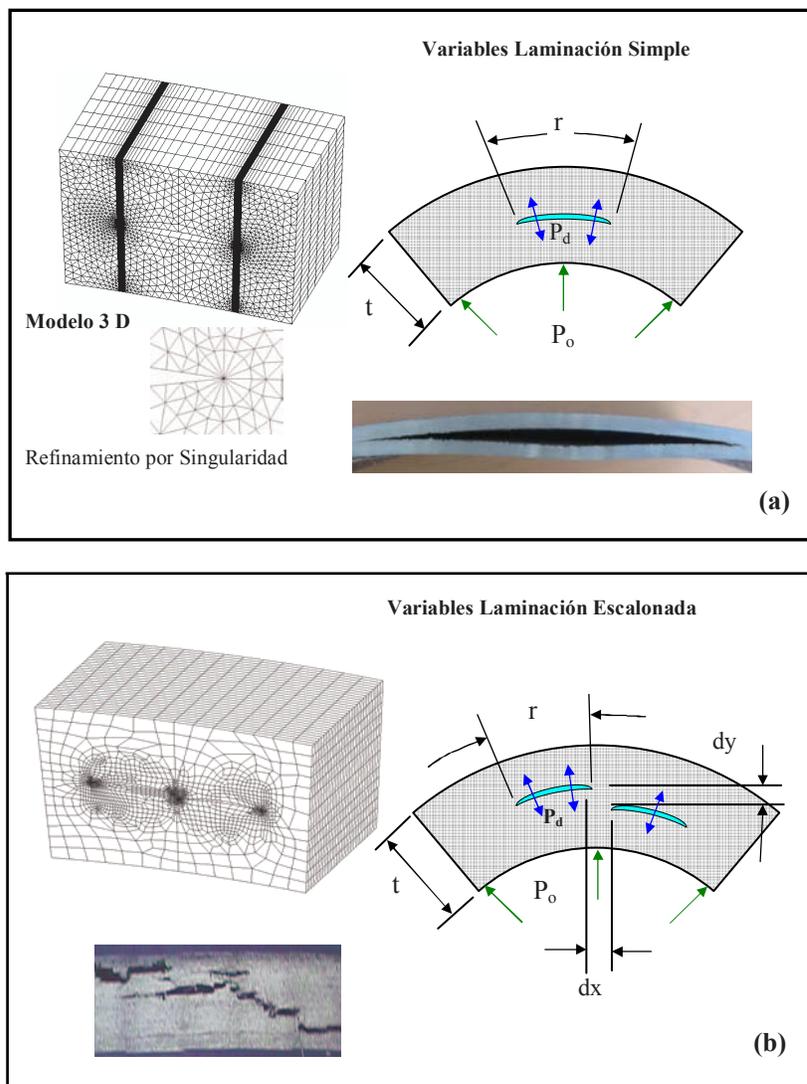


Figura 2.12. Modelos geométricos, malla y variables del modelo mediante elementos sólidos, (a) Laminación Simple (b) Laminación escalonada.

Las condiciones de frontera son: libre expansión del tubo mediante la rotación al sistema coordenado cilíndrico con restricción impuesta a los nodos y restricción en la dirección z para simular un continuo. La simulación se hizo aplicando la ecuación de la curva esfuerzo deformación del acero API 5L X52, que posee un esfuerzo de cedencia $\sigma_{ys} = 358$ MPa, un esfuerzo máximo $\sigma_u = 500$ MPa, módulo de Young $E = 200$ GPa y relación de Poisson de 0.3. Se aplicaron pasos de carga para la presión en el tubo, de 0.1 hasta 1.7 MPa y la presión interna de las laminaciones se aplicó hasta producir cedencia y hasta alcanzar la resistencia máxima del material en la zona de la punta de la laminación. La matriz de simulación se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Descripción geométrica de los casos de estudio, para laminaciones simples y escalonadas a diferentes espesores.

Espesor $t = 12.7$ mm (0.5 plg)				
Laminación Simple			Laminación Escalonada	
N. C.	r (mm)		N. C.	r (mm) (dx) y (dy) (mm)
1	12.7		1	0.8
2	25.4		2	
3	76.2		3	
4	101.6		4	
5	127		5	
Espesor $t = 25.4$ mm (1 plg)				
Laminación Simple			Laminación Escalonada	
N. C.	r (mm)		N. C.	r (mm) (dx) y (dy) (mm)
1	12.7		1	0.8
2	25.4		2	
3	76.2		3	
4	101.6		4	
5	127		5	

(b)

CAPÍTULO III. RESULTADOS

3.1 Comportamiento en tensión uniaxial:

3.1.1 Ensayos a la tensión tipo ingenieril de especímenes:

Los resultados de los ensayos a la tensión tipo ingenieril de especímenes sin y con laminaciones, se dan en las tablas 3.1 y 3.2. La tabla 3.1 corresponde a especímenes sin laminaciones y la tabla 3.2 corresponde a especímenes con laminaciones. Estos ensayos fueron realizados en especímenes sin ser instrumentados con galgas extensométricas obteniendo las curvas tipo ingenieril. Cada propiedad es reportada con su desviación estándar y corresponde a un promedio de tres pruebas realizadas. Se determinaron los valores de las medias totales y variancias. Estos valores se utilizaron para realizar el análisis estadístico de los resultados, los cuales se muestran en la tabla 3.3

..

3.1.2 Ensayos a la tensión de especímenes instrumentados con galgas extensométricas (esfuerzo y deformación verdaderos):

La tabla 3.4 corresponde a especímenes sin laminaciones y la tabla 3.5 corresponde a especímenes con laminaciones. Estos ensayos fueron realizados en especímenes instrumentados con galgas extensométricas obteniendo el esfuerzo y la deformación verdaderos en las direcciones principales del espécimen. Cada propiedad es reportada con su desviación estándar y corresponde a un promedio de tres pruebas realizadas. Se determinaron los valores de las medias totales y variancias. Estos valores se utilizaron para realizar el análisis estadístico de los resultados, los cuales se muestran en la tabla 3.6.

Tabla 3.I Resultados de los ensayos a la tensión tipo ingenieril en especímenes sin laminaciones, obtenidos de tramos de tubería de 609.6mm de diámetro y 12.7mm de espesor.

Ensayo No.	D / t	σ_0 (Mpa)	σ_{max} (MPa)	R.A. (%)	ΔL (%)	σ_{max} / σ_0
1	48	363 ± 10	497 ± 9	54 ± 9	30 ± 3	1.37 ± 0.02
2	48	343 ± 8	503 ± 12	48 ± 8	29 ± 2	1.47 ± 0.04
3	48	370 ± 9	510 ± 9	51 ± 3	31 ± 4	1.38 ± 0.03
Medias totales		359 ± 14	503 ± 7	51 ± 3	30 ± 1	1.41 ± 0.06
Variaciones		196	49	9	1	0.0036

Tabla 3.2 Resultados de los ensayos a la tensión tipo ingenieril en especímenes con laminaciones, obtenidos de tramos de tubería de 914.4mm de diámetro y 19.05mm de espesor.

Ensayo No.	D / t	σ_0 (Mpa)	σ_{max} (MPa)	R.A. (%)	ΔL (%)	σ_{max} / σ_0	d (mm)	d / t (%)
1	48	354 ± 11	494 ± 7	39 ± 10	25 ± 1	1.40 ± 0.07	1.35 ± 0.03	9 ± 0.8
2	48	360 ± 8	502 ± 10	42 ± 9	27 ± 3	1.39 ± 0.03	1.40 ± 0.02	7 ± 0.4
3	48	341 ± 9	490 ± 8	30 ± 7	24 ± 2	1.44 ± 0.01	1.40 ± 0.08	12 ± 1.1
Medias totales		352 ± 10	495 ± 6	37 ± 6	25 ± 2	1.41 ± 0.03	1.38 ± 0.03	9 ± 2.5
Variancias		100	36	36	4	0.0009	0.0009	6.25

Tabla 3.3 Valores calculados de la prueba t bimuestral, con un nivel de significancia $\alpha = 0.05$ y 4 grados de libertad, para ensayos a la tensión tipo ingenieril de especímenes sin y con laminaciones. El valor de referencia es $t_{\alpha} = 2.132$

$t(\sigma_0)$	$t(\sigma_{\max})$	$t(\% \text{ R.A.})$	$t(\% \Delta L)$	$t(\sigma_{\max} / \sigma_0)$
1.573	1.203	<u>3.616</u>	<u>2.521</u>	0.225

Tabla 3.4 Resultados de los ensayos a la tensión verdadera en especímenes sin laminaciones e instrumentados con galgas extensométricas. Los especímenes fueron obtenidos de tramos de tubería de 609.6mm de diámetro y 12.7mm de espesor.

Ensayo No.	σ_0 (MPa)	σ_{max} (MPa)	+ ϵ_1 (E-06)	- ϵ_2 (E-06)	- ϵ_3 (E-06)	E (GPa)	ν	R.A. (%)	ΔL (%)	σ_{max}/σ_0
1	347 ± 9	506 ± 27	3580 ± 205	1648 ± 180	1761 ± 418	190 ± 8	0.36 ± 0.02	45 ± 4	30 ± 5	1.46 ± 0.04
2	391 ± 8	560 ± 25	3863 ± 265	2216 ± 195	2131 ± 490	210 ± 12	0.34 ± 0.01	52 ± 7	32 ± 3	1.43 ± 0.03
3	337 ± 8	517 ± 28	3438 ± 195	1506 ± 174	1307 ± 305	198 ± 10	0.33 ± 0.01	47 ± 5	30 ± 4	1.53 ± 0.07
Medias Totales	358 ± 29	528 ± 29	3627 ± 216	1790 ± 376	1733 ± 413	199 ± 10	0.34 ± 0.01	48 ± 3.6	31 ± 1.15	1.47 ± 0.05
Variancias	841	841	46656	141376	170569	100	0.1156	12.96	1.32	0.0025

Nota: Los esfuerzos y las deformaciones son verdaderos.

Tabla 3.5 Resultados de los ensayos a la tensión verdadera en especímenes con laminaciones e instrumentados con galgas extensométricas. Los especímenes fueron obtenidos de tramos de tuberías de 914.4mm de diámetro y 19.05mm de espesor.

Ensayo No.	σ_0 (MPa)	σ_{max} (MPa)	+ ϵ_1 (E-06)	- ϵ_2 (E-06)	- ϵ_3 (E-06)	E (GPa)	ν	R.A. (%)	ΔL (%)	σ_{max}/σ_0	d (mm)	d / t (%)
1	341 ± 8	499 ± 23	3477 ± 190	1023 ± 135	1023 ± 257	217 ± 13	0.33 ± 0.01	46 ± 4	24 ± 2	1.46 ± 0.04	1.91 ± 0.09	15 ± 1.3
2	337 ± 8	517 ± 28	3784 ± 217	2012 ± 183	2012 ± 470	223 ± 15	0.30 ± 0.005	47 ± 3	28 ± 3	1.53 ± 0.03	1.07 ± 0.003	9 ± 0.8
3	348 ± 9	514 ± 27	3682 ± 210	1432 ± 170	1670 ± 402	202 ± 11	0.33 ± 0.01	44 ± 5	25 ± 2	1.48 ± 0.07	1.75 ± 0.08	14 ± 1.2
Medias Totales	342 ± 6	510 ± 10	3648 ± 156	1489 ± 497	1568 ± 502	214 ± 11	0.32 ± 0.017	44 ± 3.8	26 ± 2.08	1.49 ± 0.03	1.58 ± 0.45	13 ± 3.2
Variancias	36	100	24336	247009	252004	121	0.0003	14.44	4.33	0.0009	0.203	10.24

Nota: Los esfuerzos y las deformaciones son verdaderos.

Tabla 3.6 Valores calculados de la prueba t bimuestral, con un nivel de significancia $\alpha = 0.05$ y 4 grados de libertad, para ensayos a la tensión verdadera de especímenes sin y con laminaciones. El valor de referencia es $t_\alpha = 2.132$

$t(\sigma_0)$	$t(\sigma_{max})$	$t(\epsilon_1)$	$t(\epsilon_2)$	$t(\epsilon_3)$	$t(E)$	$t(\nu)$	$t(\% R.A)$	$t(\% \Delta L)$	$t(\sigma_{max}/\sigma_0)$
0.936	1.017	0.137	0.837	0.440	1.748	0.102	<u>3.646</u>	<u>2.684</u>	0.594

3.2 Dureza:

Las tablas 3.7 y 3.8, muestran los valores de dureza Brinell para las tuberías ensayadas en las pruebas de tensión. Los primeros tres ensayos fueron realizados en especímenes sin laminaciones; los tres restantes, corresponden a especímenes conteniendo laminaciones. Cada ensayo es reportado con su desviación estándar y corresponde a un promedio de tres pruebas realizadas. Se determinaron durezas en las direcciones longitudinal y circunferencial. Los ensayos fueron realizados de acuerdo a la norma ASTM E-140⁽⁸⁵⁾.

Tabla 3.7 Resultados del ensayo de dureza en especímenes sin laminaciones.

Ensayo No.	Diámetro D (m)	Espesor t (m)	Dirección	HRB
1	0.6096	0.0127	Longitudinal	86 ± 0.58
2	0.6096	0.0127	Circunferencial	90 ± 1.00

Tabla 3.8 Resultados del ensayo de dureza en especímenes con laminaciones.

Ensayo No.	Diámetro D (m)	Espesor t (m)	Dirección	HRB
4	0.9144	0.0158	Longitudinal	83 ± 0.58
5	0.9144	0.0158	Circunferencial	87 ± 1.53

3.3 Energía de impacto:

La tabla 3.9 muestra los resultados de los ensayos al impacto de especímenes sin laminaciones. Los valores de los ensayos Charpy, son únicamente un valor comparativo de la tenacidad a la fractura del material, ya que este ensayo involucra en forma general varias clases de energías las cuales son: 1) Energía de formación de la grieta, 2) Energía de iniciación de la propagación de la grieta y 3) Energía de propagación de la grieta. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente.

Los valores corresponden al promedio de cuatro pruebas realizadas para cada ensayo. También son reportadas las desviaciones estándar.

Tabla 3.9 Resultados de los ensayos al impacto en especímenes sin laminaciones

Ensayo No.	Diámetro D (m)	Espesor t (m)	Orientación	Energía Absorbida (N-m)
1	0.6096	0.0127	Longitudinal	32.96 ± 3.19
2	0.6096	0.0127	Radial	50.62 ± 2.11
3	0.6096	0.0127	Circunferencial	89.57 ± 0.40
4	0.9144	0.0158	Longitudinal	73.18 ± 0.96
5	0.9144	0.0158	Radial	100.06 ± 0.41
6	0.9144	0.0158	Circunferencial	153.53 ± 0.35

3.4 Tenacidad a la fractura (J_{IC}) de especímenes extraídos de tuberías que estuvieron en servicio por 10 ó más años:

La tabla 3.10 muestra los valores de J_{IC} y K_{Jc} en función de los diámetros de los especímenes y diámetros y espesores de las tuberías. Los valores corresponden al promedio de tres pruebas realizadas para cada ensayo. También, son reportadas las desviaciones estándar.

Tabla 3.10 Resultados de los ensayos de tenacidad a la fractura.

Ensayo No.	Diámetro D (m)	Espesor t (m)	Orientación	Espesor del espécimen (mm)	J_{IC} (MPa-m) $\times 10^{-3}$	K_{JC} (MPa- \sqrt{m})
1	0.6094	0.0127	Longitudinal	9.7	219.67 ± 13.2	212.2 ± 12.2
2	0.6094	0.0127	Circunferencial	9.7	52.81 ± 2.5	104.0 ± 5.5
3	0.9144	0.0158	Longitudinal	10.7	94.32 ± 4.2	139.5 ± 8,5
4	0.9144	0.0158	Longitudinal	12.7	103.65 ± 5.3	145.7 ± 5.9

3.5 Tenacidad a la fractura (J_{IC}) de aceros libres y saturados de hidrógeno:

La tabla 3.11, presenta los valores de J_{IC} y K_{JC} (K_{JC} es el K_{IC} del material obtenido a partir de J_{IC}) para aceros API 5L-X52. El acero A es libre de hidrógeno y el acero B está saturado de hidrógeno⁽⁹¹⁾. En esta tabla se observa que cuando el acero se encuentra libre de hidrógeno, los valores de K_{JC} fueron aproximadamente dos veces más grandes en la dirección longitudinal que en la dirección transversal; mientras que para los aceros saturados, los valores de K_{JC} fueron 1.4 veces más grandes en la dirección longitudinal. En esta tabla también se observa que el tubo B tiene mayor tenacidad a la fractura en ambas direcciones.

En la penúltima columna de la tabla 3.11, se observa que todos los valores de K_{JC} de los especímenes libres de hidrógeno resultaron mayores que de los especímenes saturados y además, estos últimos conservaron la misma dependencia con respecto a la orientación ya que aún con la presencia del hidrógeno, la orientación longitudinal siempre tuvo mejor tenacidad a la fractura que la orientación circunferencial.

El porcentaje de variación del K_{JC} entre los especímenes libres y saturados de hidrógeno, muestra que existe una mayor degradación de la tenacidad a la fractura en la orientación circunferencial para los dos tubos que si bien, el acero B mostró los valores más altos de tenacidad a la fractura, también tuvo más disminución de esta propiedad cuando fue saturado de hidrógeno.

Tabla 3.11 Resultados comparativos de la tenacidad a la fractura para especímenes libres y saturados de hidrógeno.

Tipo de acero	Orientación	Tiempo de Inducción de hidrógeno (horas)	Espesor del espécimen (mm)	J_{IC} (MPa $\cdot\sqrt{m}$) x 10 ⁻³	Desviación	K_{IC} (MPa $\cdot\sqrt{m}$)	% de variación del K_{IC}
A	Circunferencial	0	9.7	58.9	5.6	108	17
A	Circunferencial	100	9.7	42.8	10.1	92	17
A	Longitudinal	0	9.7	207.3	11.3	203	39
A	Longitudinal	100	9.7	77.3	50.4	124	39
B	Circunferencial	0	12.7	93.8	9.0	137	20
B	Circunferencial	100	12.7	61.3	25.7	110	20
B	Longitudinal	0	12.7	359.2	2.9	267	36
B	Longitudinal	100	12.7	145.5	49.0	170	36

$K_{IC} = \sqrt{J_{IC} E}$ (E = 199 000 MPa. Valor tomado de los ensayos de tensión instrumentados con galgas).

% de variación del $K_{IC} = [K_{IC}(\text{libre de } H_2) - K_{IC}(\text{saturado})] / [K_{IC}(\text{libre de } H_2)] \times 100$

3.6 Comportamiento mecánico de tubos sometidos a presión interna con agrietamiento inducido por hidrógeno:

Las tablas 3.12, 3.13 y 3.14, muestran los resultados de los tres ensayos hidrostáticos. Los valores de los esfuerzos y deformaciones presentados están calculados de acuerdo a la teoría de tuberías de pared delgada y también de pared gruesa. Esto como medida de comparación para poder establecer el comportamiento más real de las tuberías en presencia de laminaciones y con presión interna generada por el transporte de gas natural amargo. Los valores reportados corresponden a la presión máxima alcanzada en los ensayos hidrostáticos, la cual fue del 30%, 40% y 50% mayor respectivamente al esfuerzo de cedencia del material ensayado. Todos los tramos de tubería ensayados fueron de acero API-5L-X52 de 609.6mm de diámetro y 12.7mm de espesor. La figura 3.1, muestra una fotografía del tercer ensayo hidrostático en donde se observa la falla por colapso plástico del tramo de tubería, precisamente en la zona conteniendo una laminación simple o coplanar. Los otros dos ensayos, no presentaron falla por colapso plástico. Las figuras 3.2, 3.3 y 3.4, muestran las gráficas conteniendo las curvas de presión de los 3 ensayos hidrostáticos.

Tabla 3.12 Resultados del Ensayo Hidrostático 1.

	Teoría de pared delgada	Teoría de pared gruesa	Extensómetros Simples	Rosetas en el centro de la laminación	Rosetas en el extremo de la laminación
Esfuerzo principal máximo σ_1 (MPa)	360	355	227	177	193
Esfuerzo principal mínimo σ_2 (MPa)	180	156	109	75	111
Deformación principal máxima ϵ_1 (E-06)	1288	1150	907	725	748
Deformación principal mínima ϵ_2 (E-06)	262	205	162	75	229

Tabla 3.13 Resultados del Ensayo Hidrostático 2.

	Teoría de pared delgada	Teoría de pared gruesa	Extensómetros Simples	Rosetas en el centro de la laminación	Rosetas en el extremo de la laminación
Esfuerzo principal máximo σ_1 (MPa)	360	355	264	206	225
Esfuerzo principal mínimo σ_2 (MPa)	180	156	127	85	130
Deformación principal máxima ϵ_1 (E-06)	1288	1150	1057	846	869
Deformación principal mínima ϵ_2 (E-06)	262	205	189	82	263

Tabla 3.14 Resultados del Ensayo Hidrostático 3.

	Teoría de pared delgada	Teoría de pared gruesa	Extensómetros Simples	Rosetas en el centro de la laminación	Rosetas en el extremo de la laminación
Esfuerzo principal máximo σ_1 (MPa)	360	355	377	294	322
Esfuerzo principal mínimo σ_2 (MPa)	180	156	181	121	185
Deformación principal máxima ϵ_1 (E-06)	1288	1150	1510	1208	1242
Deformación principal mínima ϵ_2 (E-06)	262	205	270	116	374



Figura 3.1. Falla por colapso plástico en la zona laminada, del tramo de tubería del tercer ensayo hidrostático.

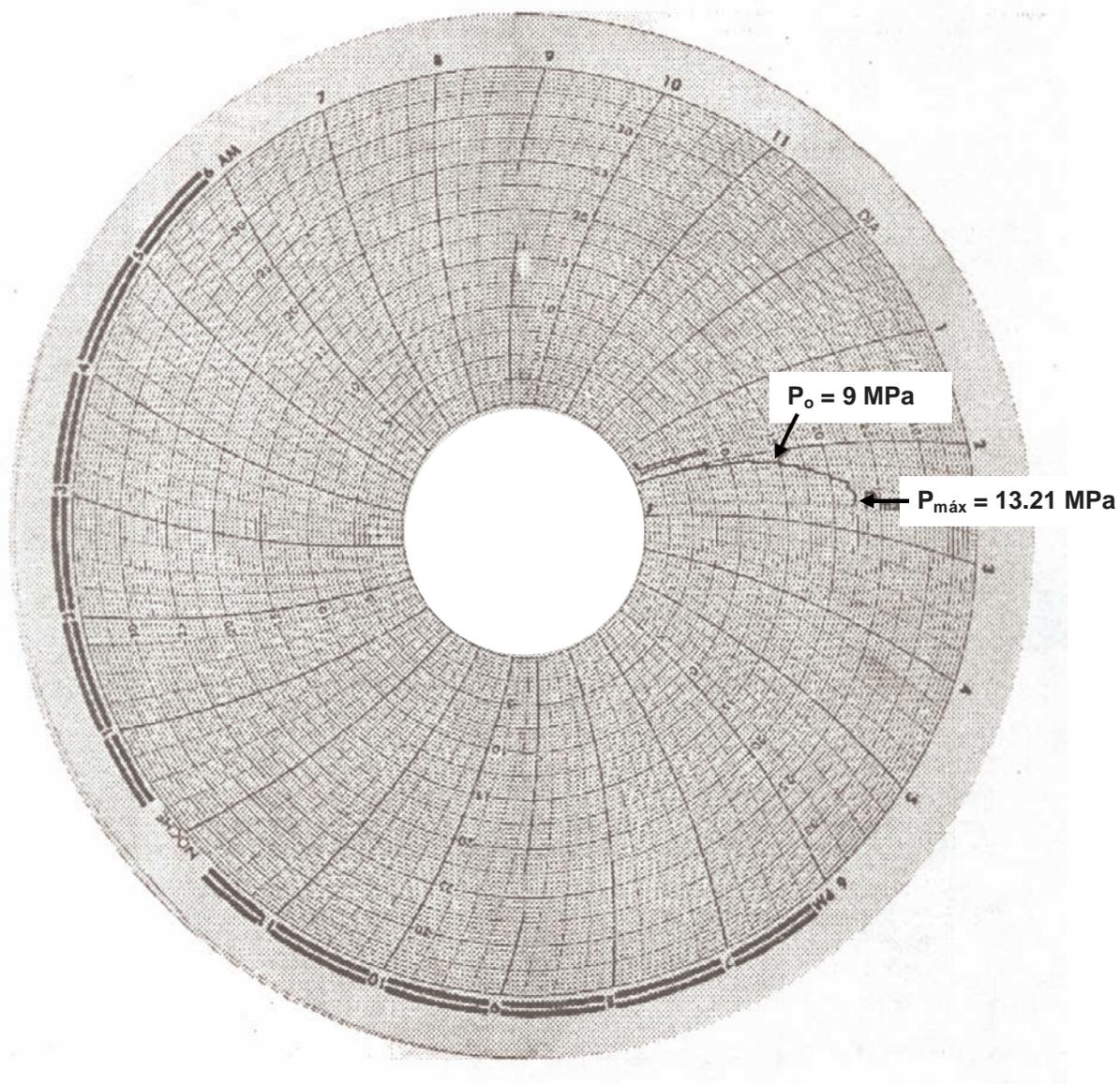


Figura 3.2. Curva de presión del ensayo hidrostático 1 de un tramo de tubería de 0.6090 m. de diámetro, 0.0127 m. de espesor y 6m. de longitud; Instrumentada con galgas extensométricas y conteniendo una laminación de 0.15 m. de longitud y 0.10 m. de ancho.

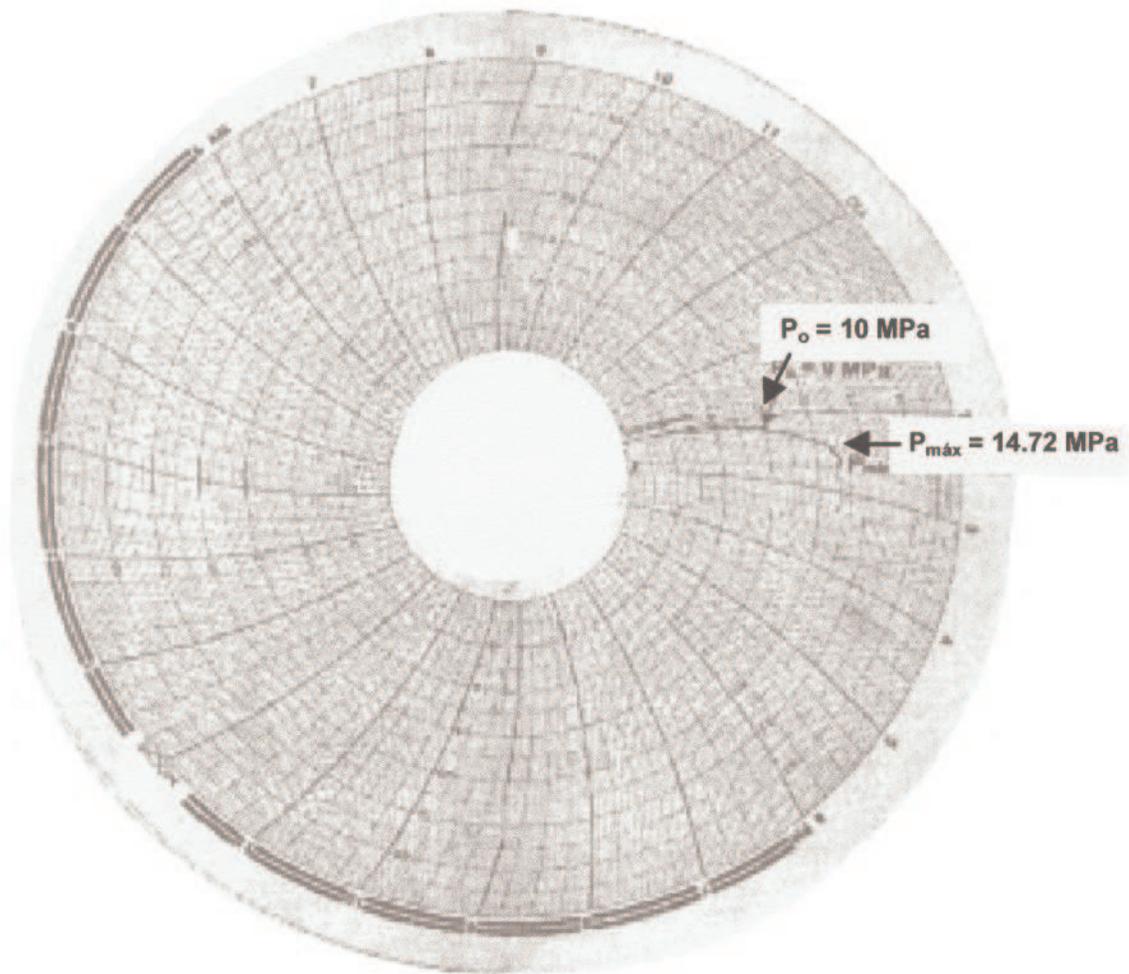


Figura 3.3. Curva de presión del ensayo hidrostático 2 de un tramo de tubería de 0.6090 m. de diámetro, 0.0127 m. de espesor y 6m. de longitud; instrumentada con galgas extensométricas conteniendo una laminación de 0.20 m de longitud y 0.15 m de ancho.

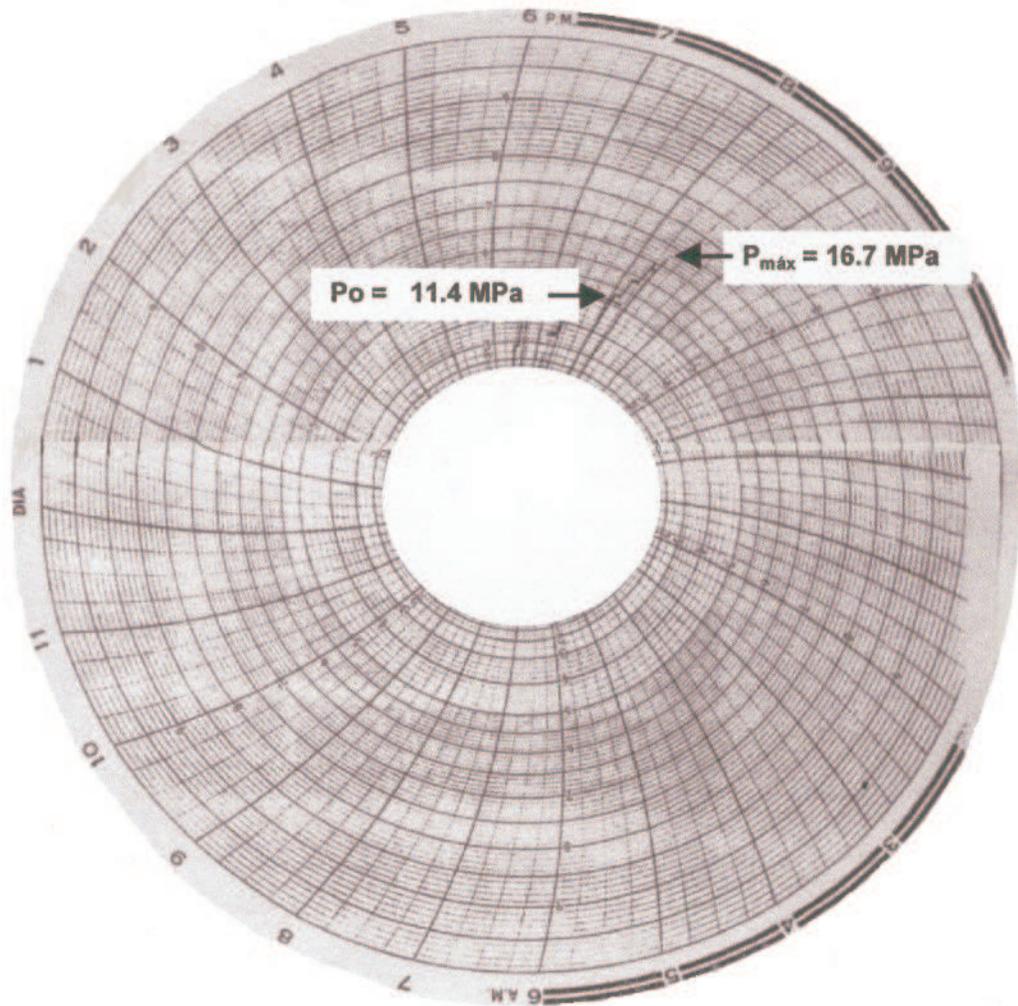


Figura 3.4 Curva de presión del ensayo hidrostático 3 de un tramo de tubería de 0.9144 m. de diámetro y 0.0158 m. de espesor, instrumentada con galgas extensométricas conteniendo una laminación de 2.10 m de longitud y 0.40 m de ancho.

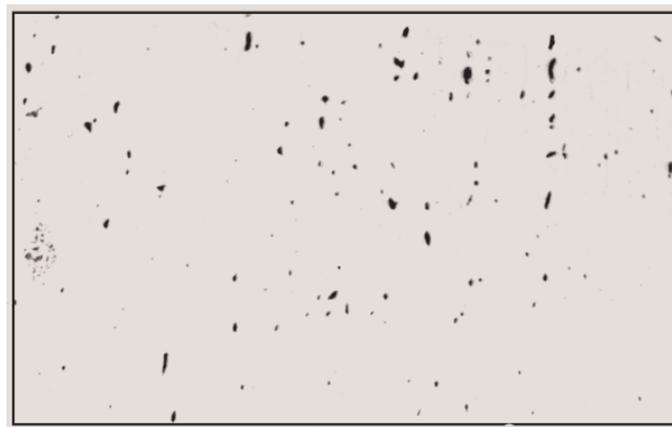
3.7 Metalografía de tubos con agrietamiento inducido por hidrógeno:

3.7.1 Tipo y cantidad de inclusiones:

Fotomicrografías de especímenes representativos del material ensayado son mostradas en la figura 3.5. La figura 3.5a, corresponde a la dirección longitudinal mostrando un alto contenido de inclusiones no metálicas identificadas como sulfuro de manganeso tipo II, con tendencias a segregarse en la mitad del espesor. La figura 3.5b, corresponde a la dirección transversal. Los especímenes fueron tomados de tuberías expuestas durante 10 años ó más en servicio en presencia de gas natural amargo.



3.5a (200 X).



3.5b (200 X).

Figura 3.5. Inclusiones no metálicas en las direcciones longitudinal y transversal del material ensayado.

Se determinaron también, los tres parámetros estereológicos de las inclusiones no metálicas del material ensayado. Los valores correspondientes se muestran en la tabla 3.15.

Tabla 3.15. Valores estereológicos de las inclusiones no metálicas del material ensayado

Porcentaje de área promedio de inclusiones	Tamaño promedio de inclusiones (μm)	Distancia promedio entre inclusiones (μm)
0.185 %	5.54	48.44

3.7.2 Microestructura:

La figura 3.6, corresponde a una fotomicrografía de la microestructura de ferrita (constituyente claro) y perlita (constituyente oscuro); la cual presenta un bandeamiento paralelo a las paredes de la tubería. Se observa también que el contenido de perlita es mayor en el centro del espesor de la tubería que en las superficies indicando esto, una segregación de sulfuro de manganeso en el centro del espesor. La microestructura observada en la figura 3.6, es susceptible al agrietamiento inducido por hidrógeno; esto debido al bandeamiento y al elevado contenido de inclusiones presentes.



Figura 3.6. Microestructura del material ensayado (200 X).

3.7.3 Interconexión y escalonamiento:

La figura 3.7, corresponde a una fotomicrografía que muestra en detalle como se lleva a cabo la interconexión de pequeñas grietas producidas por hidrógeno en el interior de una tubería que ha estado en servicio por 10 años ó más, transportando gas natural amargo. Puede observarse que en los extremos de cada pequeña grieta,

se presenta una deflexión en la trayectoria de cada una de ellas, esto debido a que en las puntas existe una gran deformación plástica la cual genera una decohesión de la interfase matriz-inclusión y debido a la cercanía, se presenta una desviación en la trayectoria de cada una de las pequeñas grietas existentes; provocando esto, la formación de grietas de gran longitud, localizadas a la mitad del espesor de la pared de las tuberías.

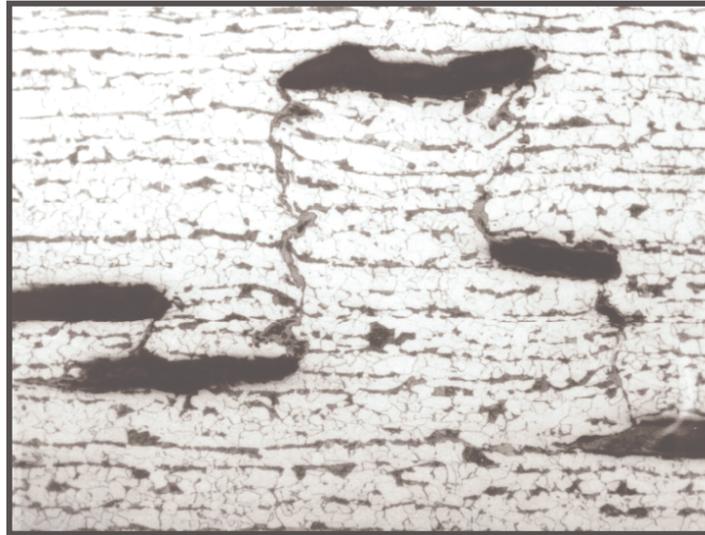


Figura 3.7. Interconexión de pequeñas grietas (1000 X).

La figura 3.8, corresponde a una fotomicrografía que muestra un agrietamiento escalonado inducido por hidrógeno. Se realizaron mediciones de estos escalonamientos en 18 especímenes. Tales mediciones consistieron en determinar la distancia d entre la grieta más interna y la más externa (esto con respecto a las paredes de la tubería), el espesor de pared t y la razón d/t . Estos resultados son reportados en las tablas 3.2 y 3.5 de este capítulo.



Figura 3.8. Agrietamiento escalonado inducido por hidrógeno (200 X).

3.7.4 Características de propagación de grietas:

La propagación de las grietas sigue en forma indistinta una trayectoria a través de los granos de perlita y ferrita, presentando zonas lisas que al analizarse en detalle, se observa la presencia de patrones de río y facetas, lo cual identifica un mecanismo de cuasiclivaje; que permite establecer que las laminaciones y ampollas son propagadas de forma frágil.

La fragilidad se atribuye al hidrógeno disuelto en la red cristalina y al hidrógeno atrapado en la ampolla ó laminación, el cual se encuentra en contacto con la superficie de fractura. Los especímenes que contenían laminaciones, fueron abiertos con la finalidad de observar la superficie de fractura tanto macro como microscópicamente.

La figura 3.9, muestra el aspecto macroscópico de la superficie de fractura de una laminación, observándose zonas claras y oscuras. La figura 3.10 a 3000 aumentos, muestra en detalle una zona de la superficie de fractura de la figura 3.9, en la cual se observa la existencia de zonas lisas y rugosas; estas últimas, presentando un cierto grado de exfoliación.

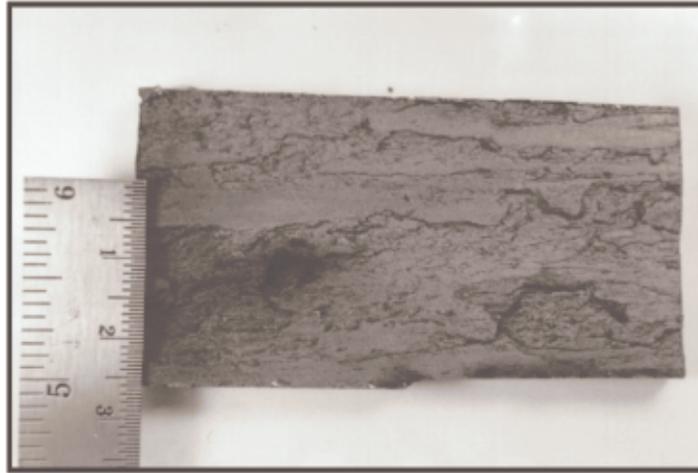


Figura 3.9. Aspecto macroscópico de la superficie de una laminación



Figura 3.10. Aspecto microscópico de la superficie de una laminación (3000X)

3.8 Observaciones Fractográficas:

3.8.1 Fractografía de los especímenes en tensión uniaxial:

Fueron tomadas fotografías de especímenes sin y con laminaciones, posterior a los ensayos de tensión uniaxial.

En los especímenes sin laminaciones, se observaron superficies de fracturas inclinadas aproximadamente a 45° , con poca reducción de la sección transversal. Esto es observado en la figura 3.11(a). Las superficies de fractura presentaron un aspecto tipo dúctil con una textura semi-laminar paralela al ancho de los especímenes, tal como se muestra en la figura 3.11(b).

Los especímenes con laminaciones mostraron fracturas semejantes en cada sección separadas por la laminación central, similares a los especímenes sin laminaciones tal como muestra la figura 3.12(a). Se observó también que las superficies de cada sección de la fractura, ocurrió en el mismo sentido que en los especímenes sin laminación. Las superficies de fractura de especímenes con laminación, mostraron también un aspecto dúctil, como es observado en la figura 3.12(b).

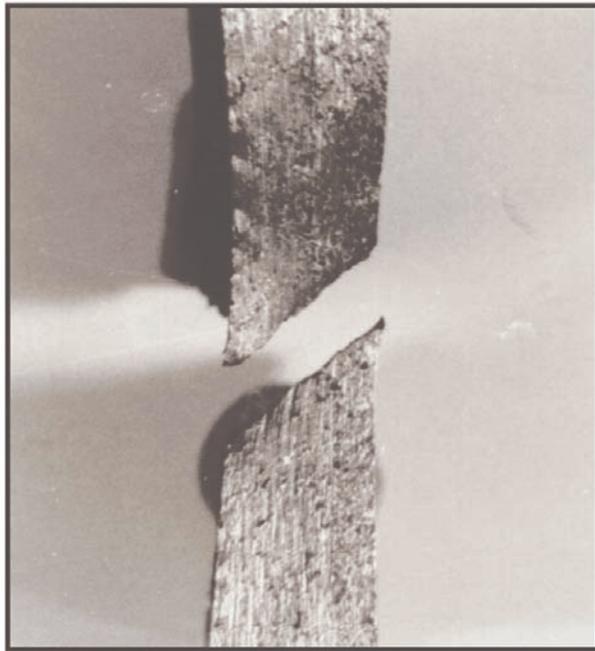


Figura 3.11a (60 X)

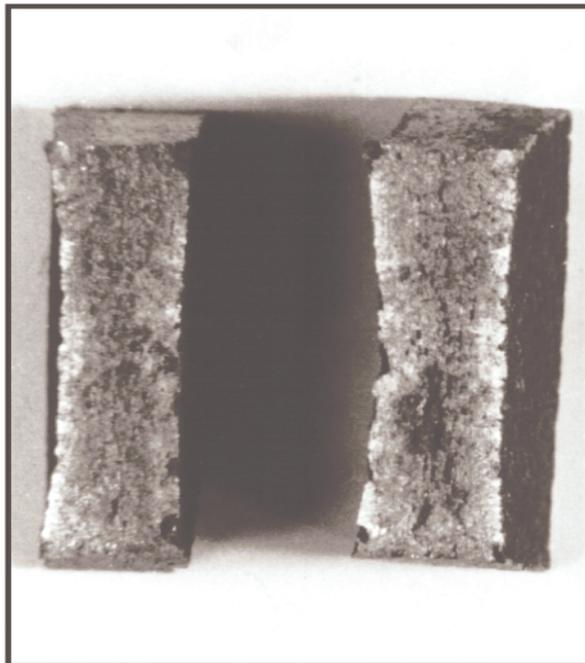


Figura 3.11b (60 X)

Figura 3.11. Características de la dirección de la fractura y de la superficie en especímenes a tensión uniaxial, sin laminación.

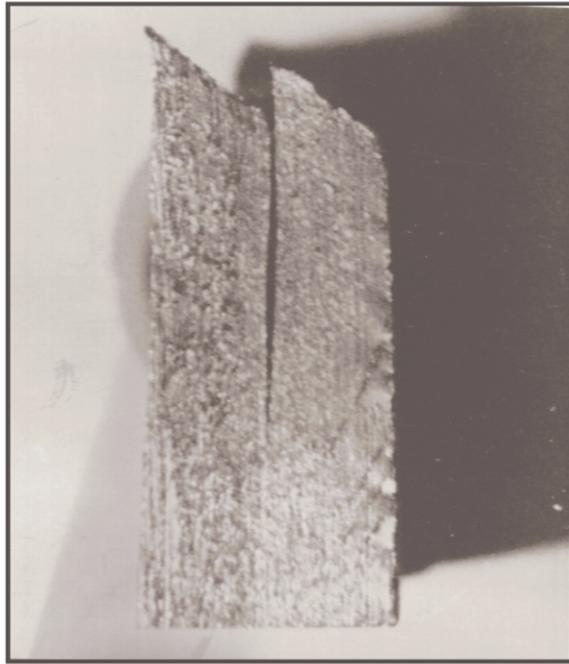


Figura 3.12a (60 X)

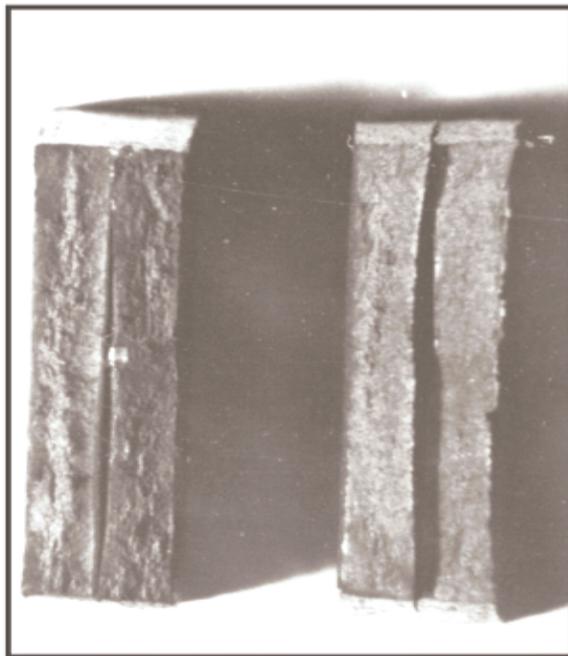


Figura 3.12b (60 X)

Figura 3.12. Características de la dirección de la fractura y de la superficie en especímenes a tensión uniaxial, con laminación.

3.8.2 Tipo de fractura en el agrietamiento inducido por hidrógeno:

Analizando a mayor detalle la forma en que ocurre la fractura, se observó una deformación localizada en los puntos donde la laminación presentó una forma inclinada tal como muestra la figura 3.13. A mayor ampliación, se observó que en los escalones del agrietamiento, las superficies de fractura de la laminación únicamente tienden a separarse, con deformación y fractura del ligamento remanente de la grieta escalonada. Esto es mostrado en la figura 3.14.

A escala microscópica, se observó la formación de algunas pequeñas grietas en la dirección perpendicular a la dirección del esfuerzo de tensión uniaxial; sin embargo, estas pequeñas grietas no se propagan más allá de 100 micras: Esto es observado en la figura 3.15.

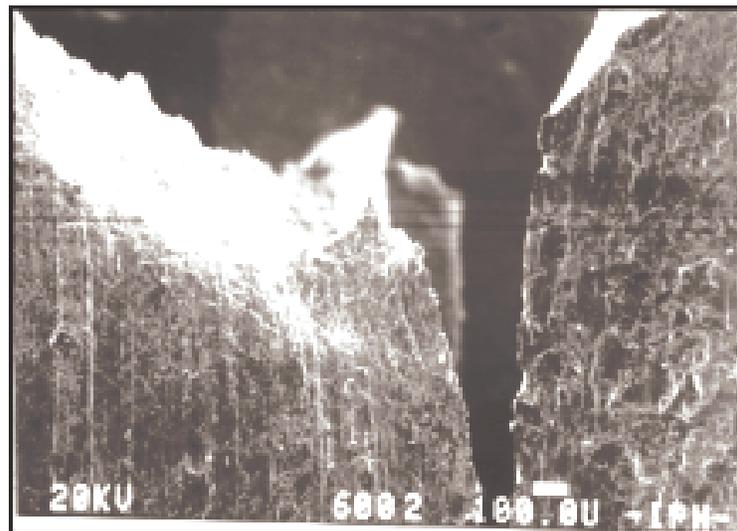


Figura 3.13. Característica de la fractura mostrando deformación localizada.



Figura 3.14. Deformación y fractura del ligamento remanente de una grieta escalonada (1500X).

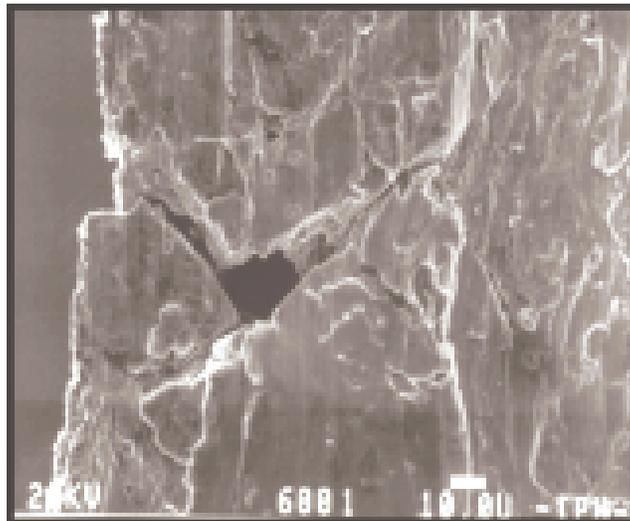


Figura 3.15. Pequeñas grietas en la dirección perpendicular al esfuerzo de tensión uniaxial.

La observación de las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido de especímenes sin y con delaminaciones, presentaron características muy similares. Se observó una fractura dúctil por coalescencia de microcavidades con huecos equiaxiales. No se observó ninguna diferencia en el modo de fractura

directamente atribuible a la presencia de las laminaciones. La figura 3.16, muestra la superficie de fractura de un espécimen sometido a tensión uniaxial sin laminación y la figura 3.17, muestra la superficie de fractura de un espécimen sometido a tensión uniaxial con laminación.

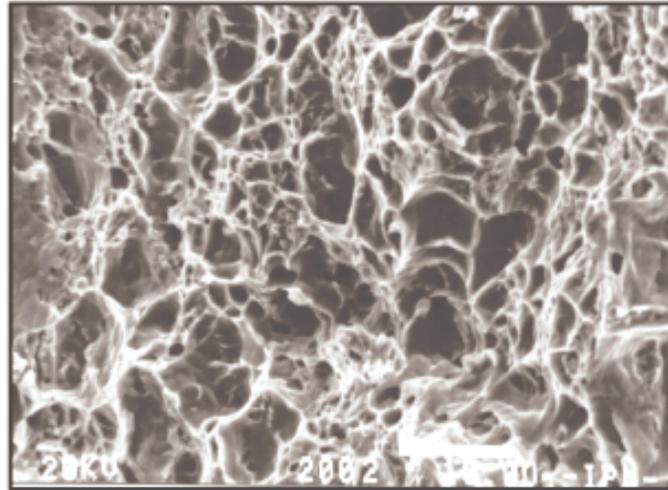


Figura 3.16. Superficie de fractura de un espécimen sometido a tensión uniaxial, sin laminación.

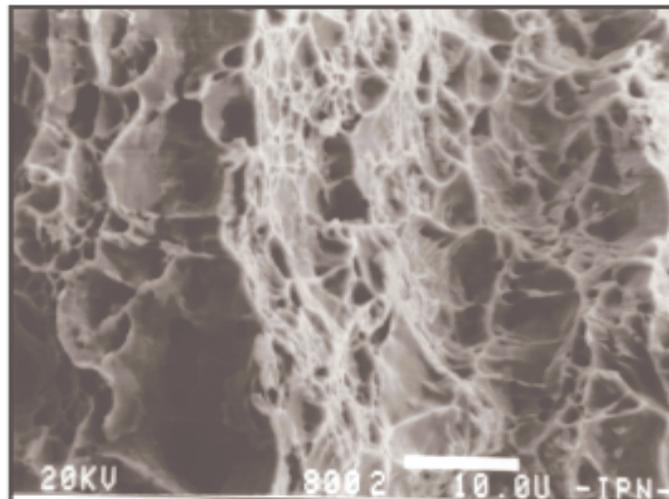


Figura 3.17. Superficie de fractura de un espécimen sometido a tensión uniaxial, con laminación.

3.9 Diagramas y curvas de evaluación de fallas:

Estos diagramas están basados en la aplicación de dos criterios de falla, los cuales son: Código R-6 y criterio de dos parámetros. Ambos consideran tamaño, posición y geometría de grieta, presión de operación, dimensiones de las tuberías, esfuerzo aplicado y tenacidad a la fractura.

La figuras 3.18, 3.19 y 3.20 muestran los diagramas de evaluación de fallas (DEF) y las curvas de evaluación de fallas (CEF) para la opción 1 del Código R6, según los criterios antes mencionados. La función graficada se llama función de análisis de falla (opción 1) de acuerdo como se muestra en el capítulo de antecedentes teóricos (pág. 51). Aquí se observan, las tres zonas de fractura en las que pueden fallar las tuberías que transportan gases naturales amargos y sometidas a presiones internas. El tipo de fractura dependerá del tamaño del defecto y de las presiones de operación. También se debe mencionar que cuando el defecto tiende a crecer, la zona de fragilidad disminuye y tiende a crecer la zona de colapso plástico; esto es debido a que el criterio de fractura frágil o de mecánica de fractura lineal elástica tiene un límite de aplicación implicando esto, que en un material entre más tenacidad presente el límite del tamaño de grieta para aplicar el criterio frágil o de mecánica de fractura lineal elástica, también se reduce.

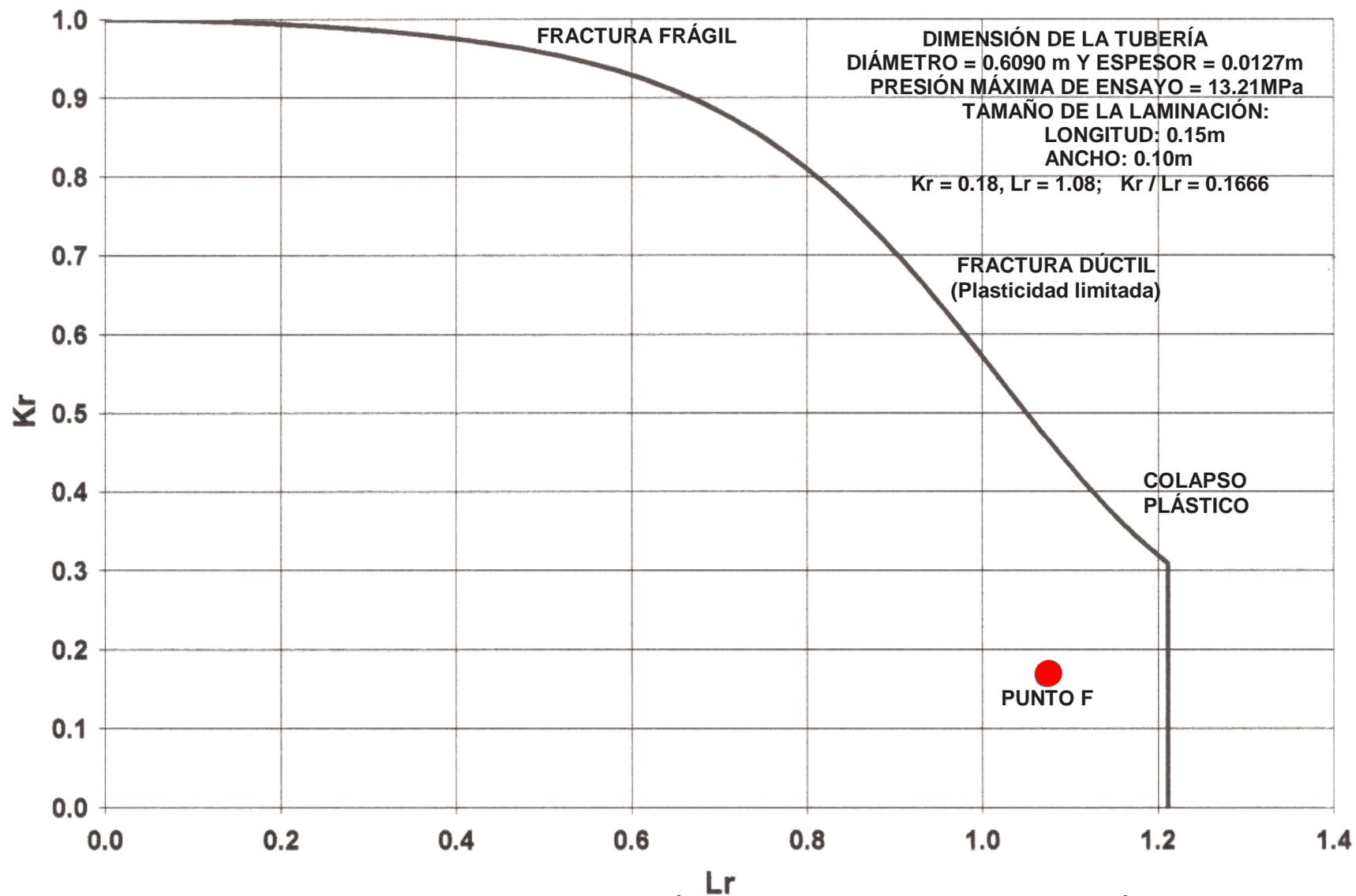


FIGURA 3.18 DIAGRAMA Y CURVA DE EVALUACIÓN DE FALLAS PARA EL ENSAYO HIDROSTÁTICO 1

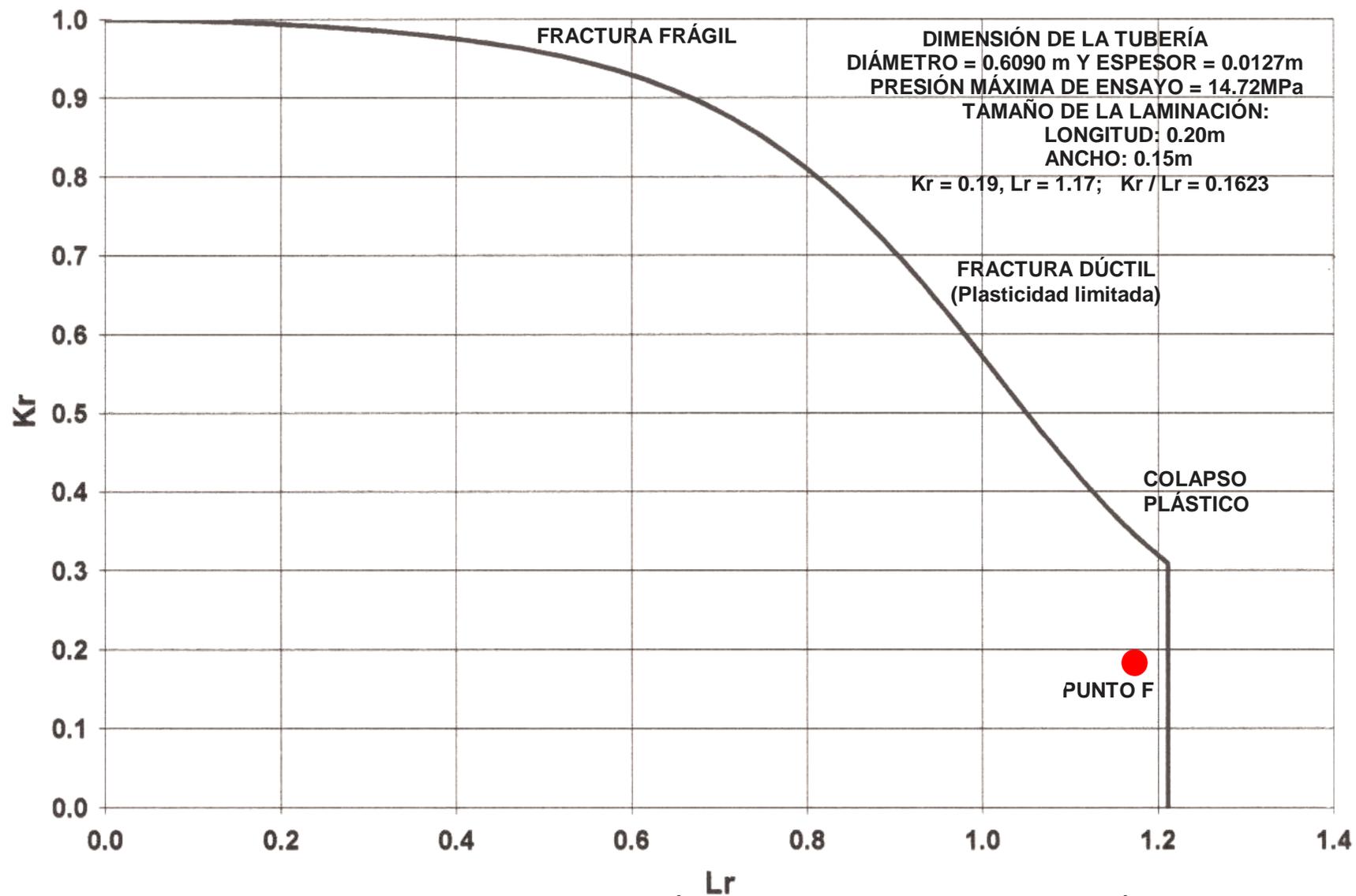


FIGURA 3.19 DIAGRAMA Y CURVA DE EVALUACIÓN DE FALLAS PARA EL ENSAYO HIDROSTÁTICO 2

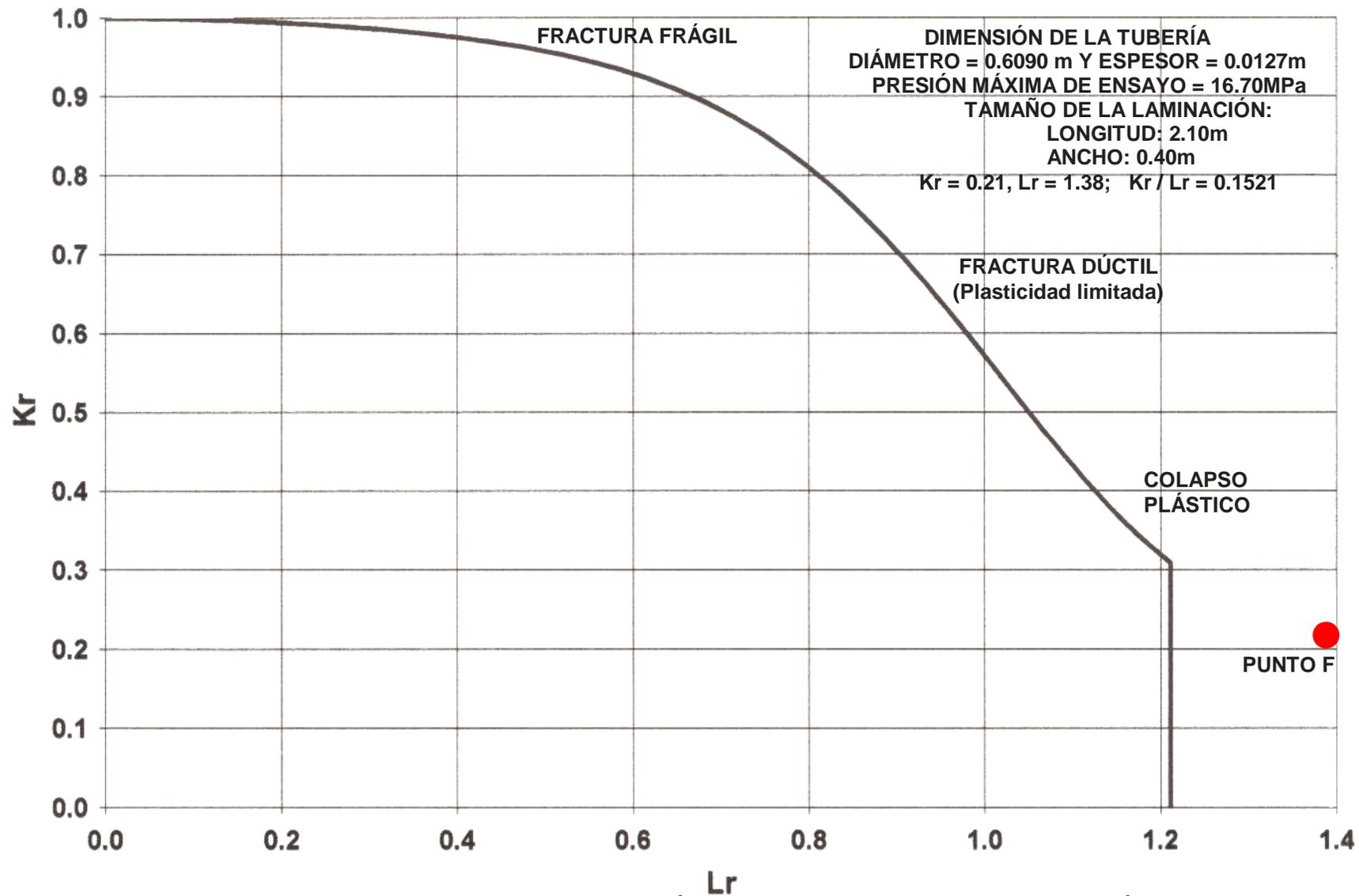


FIGURA 3.20 DIAGRAMA Y CURVA DE EVALUACIÓN DE FALLAS PARA EL ENSAYO HIDROSTÁTICO 3

3.10. Mapas de resultados por el método del elemento finito:

3.10.1. Mapas de laminaciones simples o coplanares:

Se presentan los resultados sintetizados de dos casos de estudio, en donde se describe la distribución de los esfuerzos de von Mises, la figura 3.21a corresponde a la parte lineal con una presión del tubo de 0.7 Mpa y una presión interna en las grietas de 46.4 Mpa. La parte no lineal se observa en la figura 3.21b, para una presión interna del tubo de 1.7 Mpa y los defectos hasta una presión máxima de 265Mpa. Al aumentar la presión interna el mapa de esfuerzos de la punta de grieta se extiende de lo puntual a un área alargada, lo cual es un indicativo de la probable extensión circunferencial e indicativo de deflexión. La distribución del esfuerzo en los extremos de la grieta corresponde a la distribución esquemática de la zona plástica para el modo I, lo que coincide con la configuración reportada por (A. Ikeda, 1997).

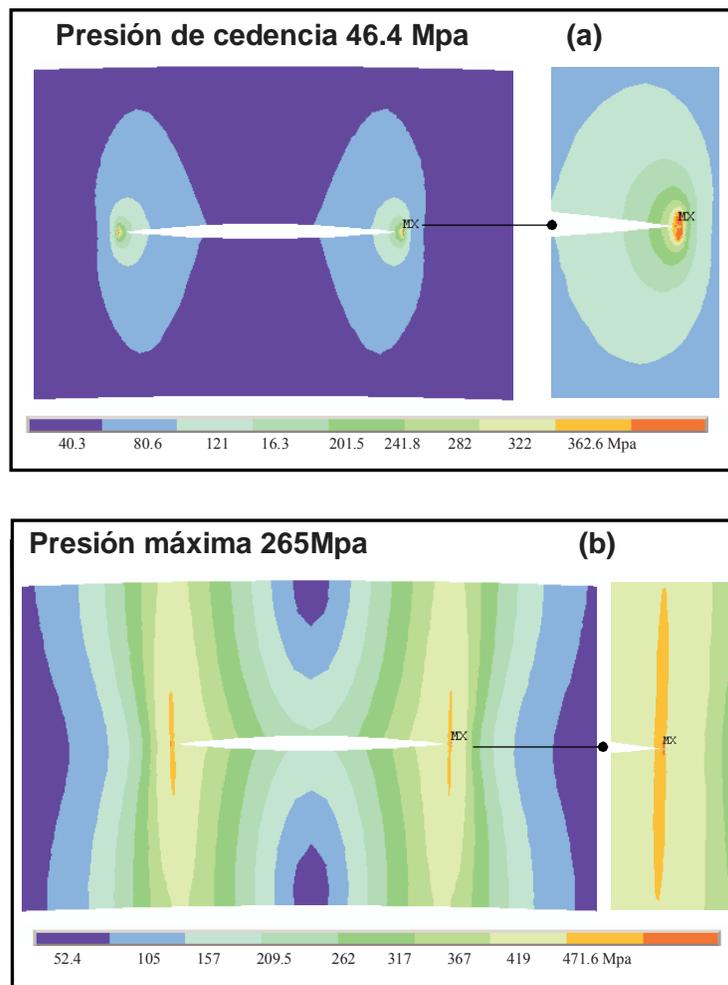


Figura 3.21. Mapa del esfuerzo de von Mises en Mpa, correspondiente a una laminación simple (caso 1).

La figura 3.22 muestra la dirección de los esfuerzos principales representados por vectores en color negro, verde y azul para los respectivos $\sigma_{1,2,3}$, aceptando que la

posible trayectoria de una laminación simple en un material de elevada resistencia es perpendicular al esfuerzo principal 1, por lo que se representa con la línea en color rojo la extensión circunferencial de la punta de grieta como una primer fase, sin embargo, para la fase no lineal tiende a deflectar.

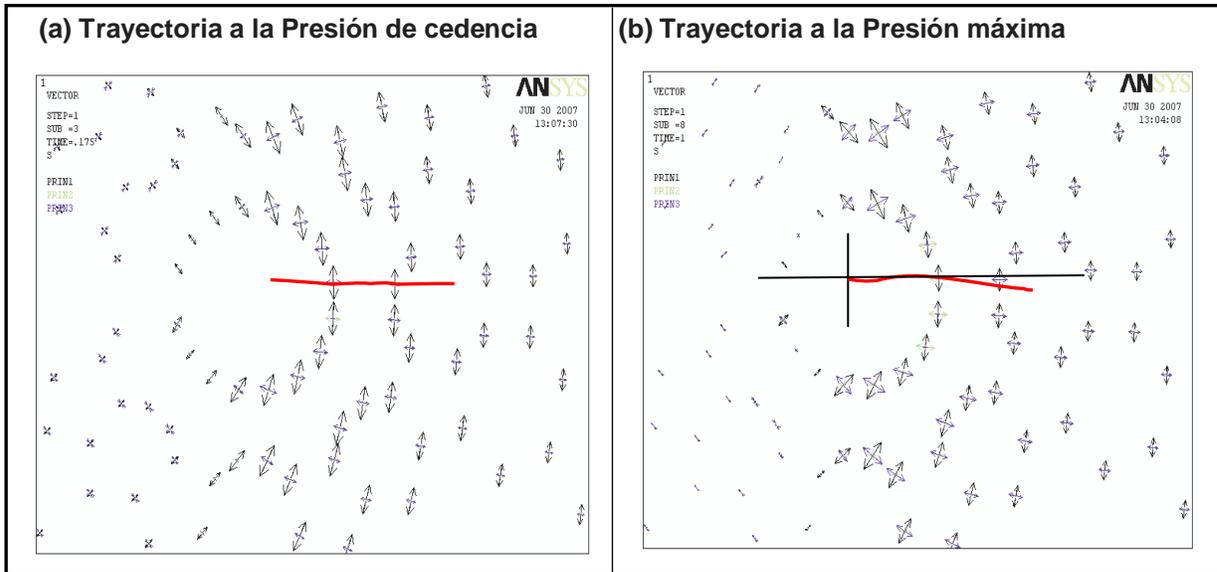


Figura 3.22 Posible trayectoria de una laminación simple.

De los casos analizados, se observó que mientras mayor fue la extensión circunferencial de la laminación simple, el cambio del ángulo descrito por la trayectoria en rojo se hizo más severo, tomando en cuenta que si se mide con respecto a la punta de grieta este tiene un gradiente de 1.5° promedio en cada incremento de extensión circunferencial, lo anterior se denotó con la distribución vectorial en la zona plástica. Para el caso (a) presentado, el cambio de trayectoria máximo fue de 10° , y para el caso (b) presentado, se registró un cambio de 16° .

Zacaria y Davies, destacan que la presión de hidrógeno actúa de una forma hidrostática, y conforme el tamaño de la grieta se incrementa de un valor nominal a_0 a un valor $a_0 + \Delta a$, la presión del H dentro de la grieta disminuirá instantáneamente y dependiendo del criterio de energía y de la concentración de H locales, la propagación de esta grieta ya sea que se detenga o que disminuya lentamente.

3.10.2. Mapas de laminaciones escalonadas o no coplanares:

El esfuerzo máximo se presenta en las puntas de grieta de la región interlaminar, esto es un indicativo de la interacción de los campos de esfuerzos correspondientes a esta región, lo cual concuerda con el argumento del desarrollo del agrietamiento por la interconexión de grietas perpendiculares al eje de carga, según (Makio lino) y la inminente coalescencia del ligamento. La figura 3.23(a) corresponde a la parte lineal con una presión del tubo de 0.7 Mpa y una presión interna en las grietas de

27.5 Mpa. La parte no lineal se observa en la figura 3.23(b), para una presión interna del tubo de 1.7 Mpa y los defectos hasta una presión de 118 Mpa.

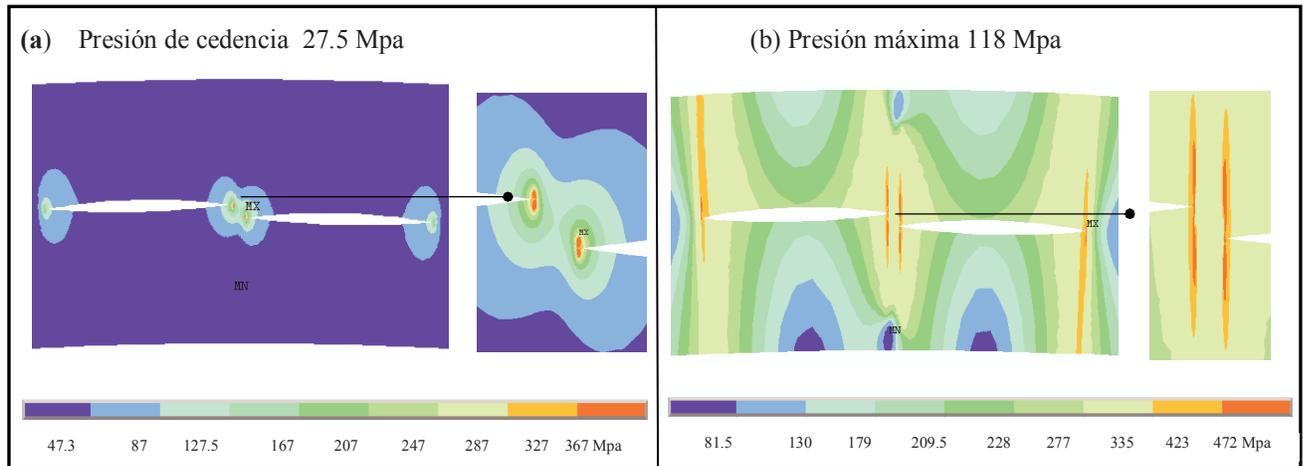


Figura 3.23. Mapa del esfuerzo de von Mises en Mpa, correspondiente a una laminación escalonada.

Para este caso la posible trayectoria de interconexión de la grieta ocurre en la región interlaminar, en la cedencia se registra una orientación de 10° y previo por alcanzar la resistencia máxima se registra una dirección de 21° para este caso. Al incrementar la extensión circunferencial de las laminaciones se obtiene un gradiente del valor angular de deflexión de 2.5° ; es decir, para el caso 5 se tiene un ángulo de 30° aproximadamente. Ver figura 3.24.

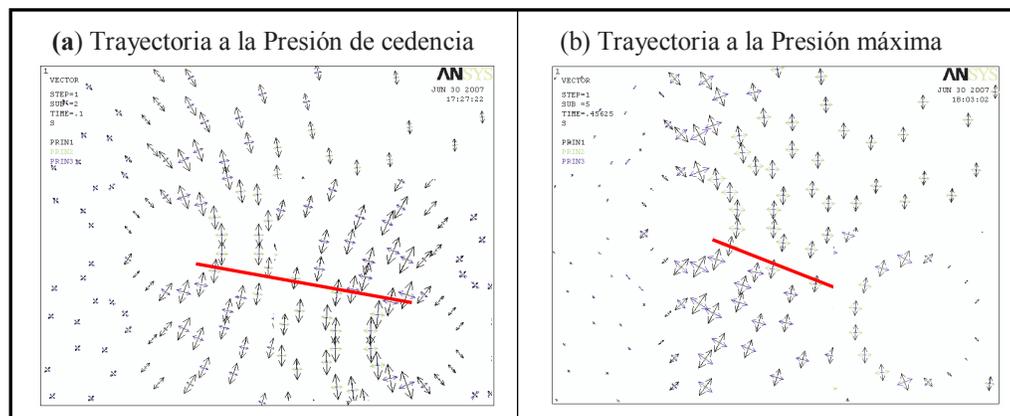


Figura 3.24. Posible trayectoria de una laminación escalonada.

3.10.3 Gráficas de comportamiento de laminaciones simples y escalonadas:

Uno de los objetivos principales de esta investigación por medio del método del elemento finito, fue determinar y analizar el comportamiento mecánico del material en los casos de una y dos laminaciones de la misma extensión circunferencial, y

establecer los valores de presión de cedencia y máxima, para así determinar cual es el gradiente de un escenario con respecto al otro.

De lo anterior se establecen dos tipos de presiones, la que causa cedencia (PY) y la presión (PS) que alcanza la resistencia máxima del material API-5L-X52. Es importante resaltar que la presión máxima y la que origina la cedencia que puede soportar una laminación disminuye al incrementarse el tamaño de los defectos. Se grafica en las figuras 3.25 y 3.26 la tendencia de ambas presiones versus la extensión circunferencial.

Para todos los demás casos analizados, se sigue la misma tendencia de la gráfica, incrementándose 1.4 veces la presión tanto de cedencia como la máxima, situación asociada al cambio de espesor, como se muestra en la figura 3.27. Situación que coincide con lo reportado por Morales y González⁽⁹²⁾.

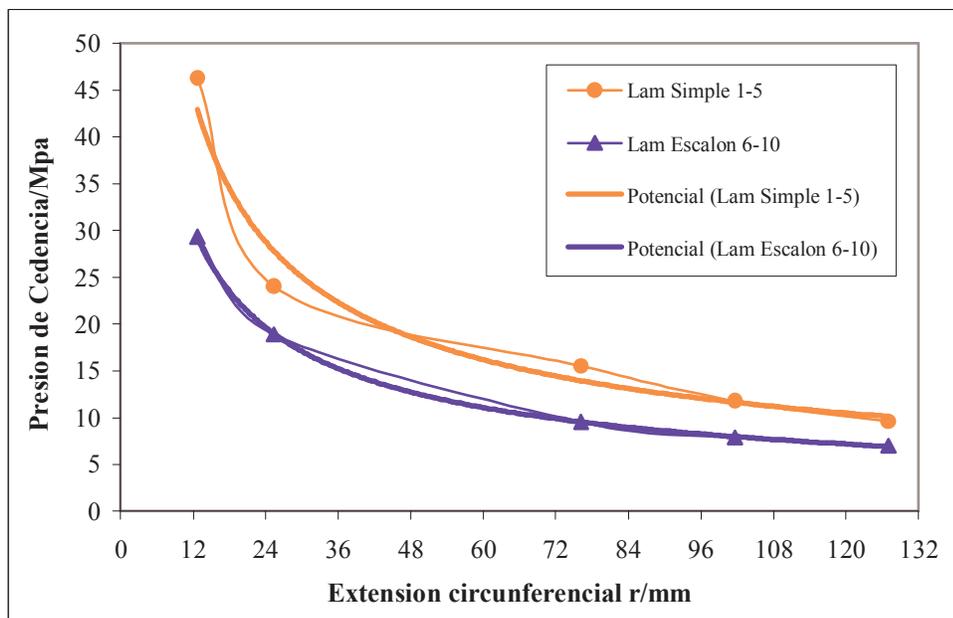


Figura 3.25 Variación de la presión de cedencia vs extensión circunferencial de las laminaciones

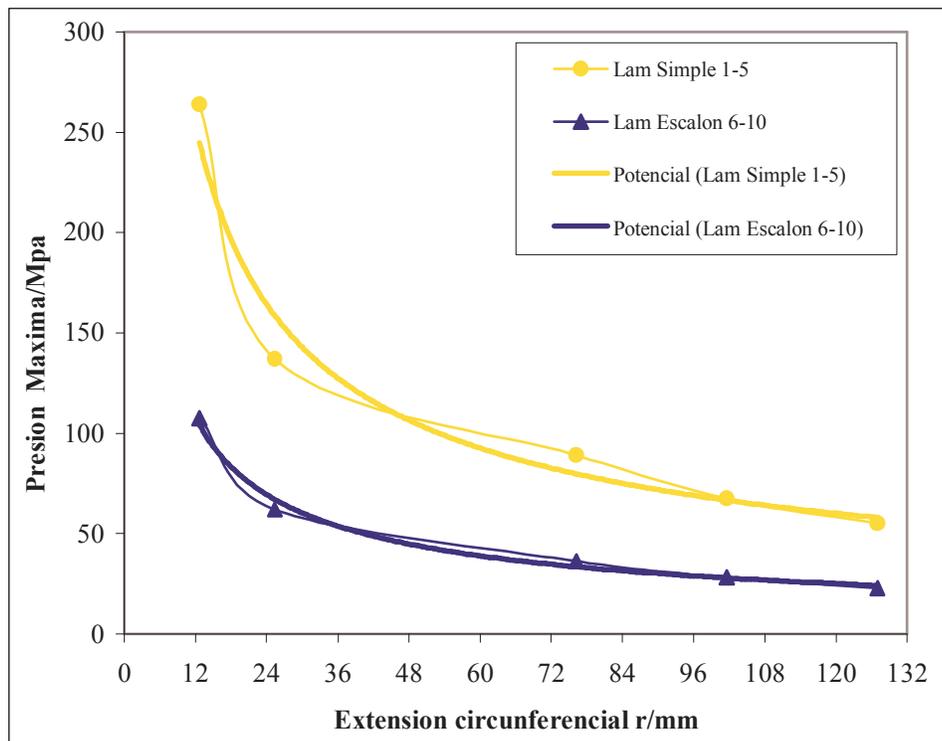


Figura 3.26 Comportamiento de la presión máxima vs extensión circunferencial de las laminaciones

De las gráficas anteriores se puede establecer:

- Laminaciones simples soportan 1.5 veces más presión de cedencia respecto de las no coplanares.
- La presión máxima que soportan las laminaciones simples es 2.5 veces mayor.
- Es importante resaltar que la extensión circunferencial mayor a 70 mm para el caso de laminaciones no coplanares ya que la tendencia después de este valor es asíntota al eje x.
- En laminaciones simples la extensión después de 100 mm indica que soportan mínima presión

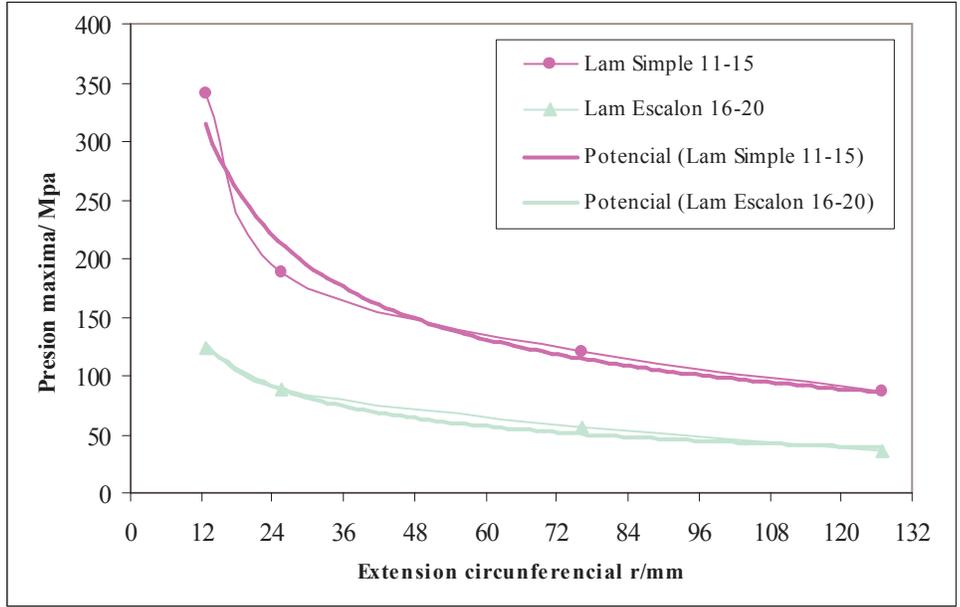


Figura 3.27. Comportamiento de la presión máxima vs extensión circunferencial de las laminaciones $t=25.4$ mm.

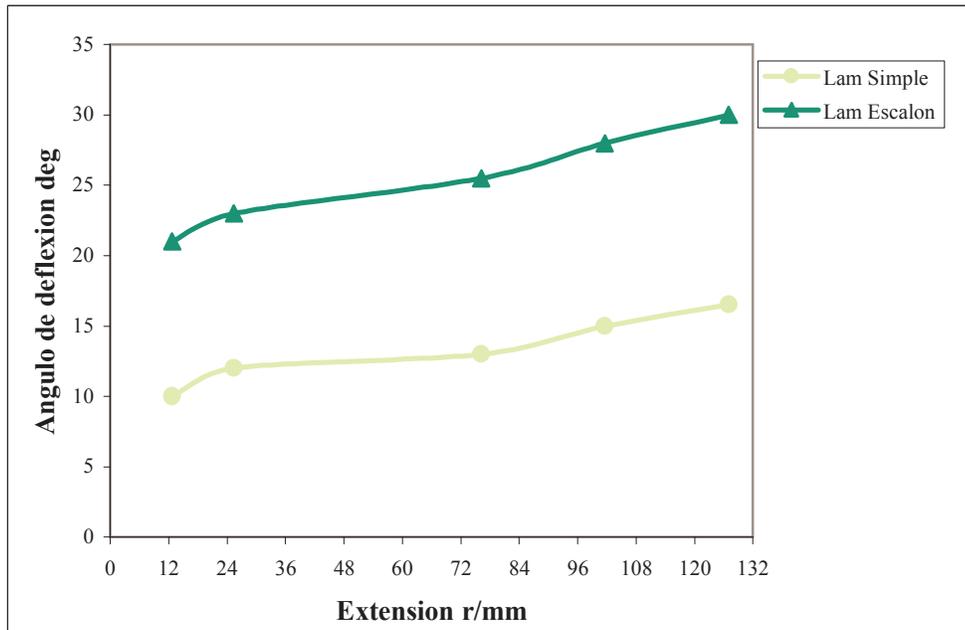


Figura 3.28. Comportamiento del ángulo de deflexión versus tamaño de laminación, $t=15.8$ mm.

La figura 3.28, muestra la tendencia numérica del ángulo de deflexión al incrementarse la extensión de la laminación, para el caso de laminaciones escalonadas es mayor debido a la interacción de los campos de esfuerzos en la región interlaminar. En ambos casos se observa una pendiente constante para extensiones de 25 a 80 mm, 13 grados en laminaciones simples y 23 grados para laminaciones escalonadas.

CAPÍTULO IV. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 Comportamiento en tensión uniaxial del material ensayado con agrietamiento inducido por hidrógeno:

Los resultados de los ensayos de tensión uniaxial del material ensayado, mostraron que únicamente la reducción del área transversal y el alargamiento son afectados por la presencia de las laminaciones inducidas por hidrógeno.

Las razones de este comportamiento no pueden ser atribuibles directamente a una forma de fractura iniciada en algún punto de la laminación. Como las laminaciones no son perfectamente rectas, sino que más bien presentan una trayectoria irregular con algunos escalonamientos (ver figuras 3.7 y 3.8), inicialmente se pensó que la fractura ocurriría como resultado de la propagación de grietas transversales emanadas de las irregularidades en las laminaciones (como los escalones por ejemplo) que provocarían la reducción de la sección transversal y disminuirían el porcentaje de alargamiento con el consecuente sobre-esfuerzo en el material remanente y finalmente la fractura.

Esto propiciaría a un esfuerzo de tracción mucho menor que el esfuerzo sin las laminaciones e incluso menor que el esfuerzo de cedencia. Tal como se observó en la evidencia fractográfica (ver figura 3.15), este mecanismo de formación de grietas transversales se presentan en sus etapas iniciales (concentración de deformación y agrietamiento) pero no progresa, posiblemente debido a la alta ductilidad, alta resistencia a la fractura del material y a que, por la microestructura bandeada del material (ver figura 3.6) las grietas transversales tienden a deflexionarse en la dirección del esfuerzo tensionante perdiendo su efecto concentrador de esfuerzos.

Por otro lado, la evidencia fractográfica (ver figuras 3.16 y 3.17) mostró que el modo de fractura microscópico no sufrió alteración alguna por efecto de la presencia de la laminación.

Como se sabe, la contracción lateral en el punto de fractura o cuello, se debe a la generación de un estado triaxial de esfuerzos. Si el estado triaxial de esfuerzos no ocurre, la deformación transcurre como el producto del esfuerzo uniaxial o plano según el ancho del espécimen y la fractura se presenta como un corte inclinado cercano a los 45° , que es la dirección del esfuerzo cortante máximo, con poca contracción lateral (ver figura 3.11).

El efecto de la laminación fue únicamente el de disminuir la capacidad de contracción lateral del material y sin la alteración de la razón σ_{MAX}/σ_0 (ver tablas 3.1 a 3.6). Esto se debe atribuir a una condición de esfuerzo plano desarrollado por la presencia de las laminaciones, que hace que las cargas sean soportadas por las dos mitades en forma separada (ver figura 3.12).

El efecto de las laminaciones en el %R.A. y % Δ L parece ser mayor entre menor sea el porcentaje de la razón de la distancia entre escalonamiento a espesor del tubo d/t (ver tablas 3.2 y 3.5); esto es, las tuberías de mayor espesor tienden a ser más afectadas por la presencia de las laminaciones.

4.2 Comportamiento mecánico de tubos a presión, con agrietamiento inducido por hidrógeno:

Los resultados de los ensayos hidrostáticos de los tubos instrumentados con galgas extensométricas mostraron un comportamiento mucho más cercano a la teoría de pared delgada que a la teoría de pared gruesa, con y sin presencia de laminaciones (ver tablas 3.12, 3.13 y 3.14).

Los ensayos por extensometría mostraron valores menores de esfuerzos y deformaciones en el centro de las laminaciones, mostrando esto que el tubo en presencia de tales laminaciones se comporta como un tubo de doble pared; esto es debido a que en un tubo sin laminaciones, el esfuerzo circunferencial máximo se encuentra en la pared interna y decrece en la pared externa del mismo; esto es debido a la curvatura. Si el mismo espesor se convierte en doble pared debido a la presencia de las laminaciones, los esfuerzos se distribuyen más uniformemente, esto debido a que la pared externa sirve de soporte a la pared interna. En la realidad, esto significa que un tubo en presencia de laminaciones con porcentajes de escalonamientos (d/t) mucho menores a un 20%, puede aceptar más deformaciones y mayores esfuerzos y por supuesto mayores presiones internas. (ver tablas 3.2 y 3.5).

Se observó además que el valor de los esfuerzos y las deformaciones se incrementó en los extremos de las laminaciones, esto debido a que se presenta en estas zonas, una intensificación de esfuerzos debido a la geometría muy aguda en los extremos de las laminaciones (ver tablas 3.12, 3.13 y 3.14).

El análisis fractográfico de las superficies de fractura presentada en los ensayos hidrostáticos, mostraron una fractura del tipo dúctil con unas microcavidades equiaxiales, resultado de un esfuerzo de tensión predominantemente en el sentido circunferencial del tubo (ver figuras 3.16 y 3.17).

Por otra parte, la zona de fractura se presentó en la laminación mostrando una gran deformación plástica antes de llegar a la falla, esto es un comportamiento conocido como falla por colapso plástico; esto es mostrado en la figura 3.1. La presión de colapso fue de 16.7 MPa (163.827 kg_f / cm²) equivalente esto, a un 46.5% mayor al esfuerzo de cedencia del material ensayado.

4.3 Diagramas y curvas de evaluación de fallas:

Los resultados de los diagramas y curvas de evaluación de fallas, mostraron que el comportamiento de los tramos de los tubos ensayados en las pruebas hidrostáticas y con laminaciones, presentaron un comportamiento tendiente a la falla por colapso plástico cuando las laminaciones fueron cada vez mayores (ver figuras 3.1, 3.18, 3.19 y 3.20) no importando los espesores del mismo pero siempre que el escalonamiento fuera mucho menor a un 20% en relación a la razón de la distancia entre escalonamiento a espesor del tubo (d/t). La falla por colapso plástico, produjo en el tramo de tubería ensayado, una gran deformación plástica antes de que sobreviniera la fractura permitiendo esto, que la falla no fuera del tipo violento como sucede en un comportamiento elástico lineal en donde no existe o es casi nula la deformación plástica.

De lo anterior se ha encontrado que si este porcentaje es rebasado, se presenta una deformación plástica severa dentro de la laminación la cual lleva a la formación de una cavidad llamada ampolla y esta deformación plástica conduce también a un agrietamiento secundario en la dirección perpendicular a la dirección de la laminación y dirección radial del tubo tal como muestra la figura 4.1, en la cual la razón d/t fue de aproximadamente 27%.

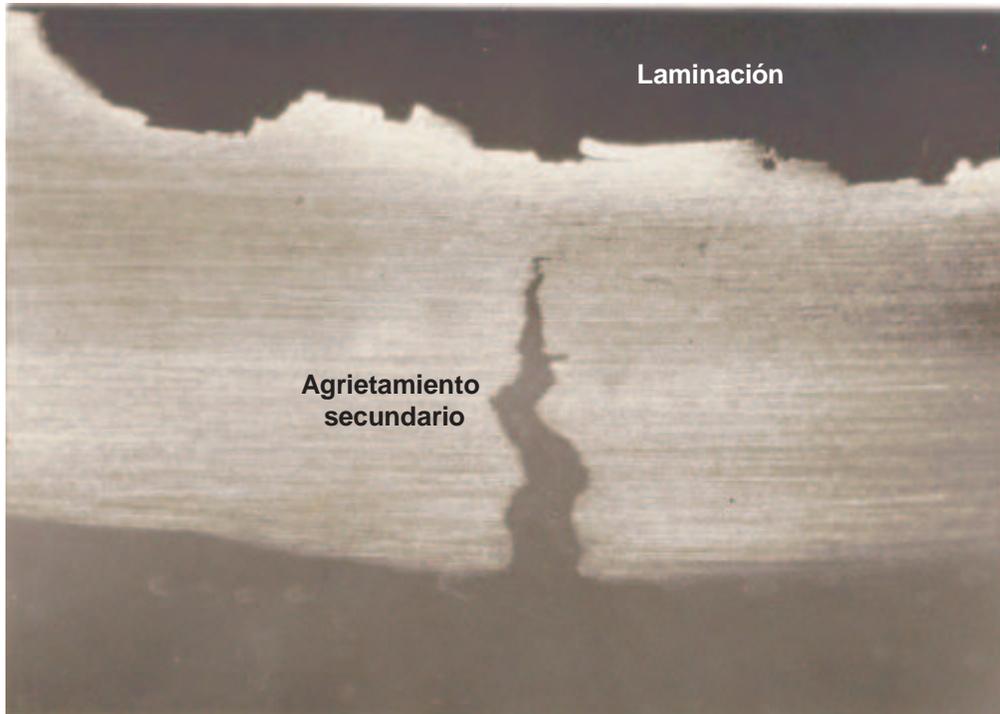


Figura 4.1 Combinación de una laminación con agrietamiento secundario o radial. La razón (d/t) fue del 27% aproximadamente.

4.4 Mapas y gráficas de resultados por el método del elemento finito:

Los resultados obtenidos por medio del método del elemento finito, indicaron que las laminaciones simples soportan 1.5 veces más presión de cedencia respecto de las no coplanares (ver figura 3.25), también se observó que la presión máxima que soportan las laminaciones simples es 2.5 veces mayor a la que soportan las laminaciones escalonadas (ver figuras 3.26 y 3.27). Es importante resaltar que la extensión circunferencial mayor a 70 mm para el caso de laminaciones no coplanares, se vuelve asintótica con respecto al eje x, y para laminaciones simples con extensiones mayores a 100 mm, indican que soportan mínima presión (ver figuras 3.25, 3.26 y 3.27).

También por medio del método del elemento finito se determinaron los valores de las presiones internas de laminaciones simples y escalonadas que producen el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo del material en la punta de la laminación.

En las figuras 3.25 y 3.26 se observa que la tendencia general es que el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo disminuyan al incrementarse el tamaño de las laminaciones; esta tendencia sigue una función potencia, donde el exponente es menor de uno, esto hace que para tamaños de laminación mayores a 76.2 mm, la curva tenga una reducción significativa en la pendiente; de ahí que sea razonable esperar que laminaciones de mas de 76.2 mm evolucionen mas fácilmente, ya sea por deflexión o por interconexión con otras laminaciones, pues un pequeño incremento de presión en las grietas produce expansión o extensión del agrietamiento.

En las figuras 3.25 y 3.26, se muestran los valores de PY y PS respectivamente, calculados por MEF en función de la extensión circunferencial de la laminación (recuérdese que en el caso de las laminaciones escalonadas la longitud de ambas es la misma), se observa que las PS son alrededor de 3 a 5 veces mayores que las PY, lo que indica que la fractura del ligamento, en las laminaciones escalonadas o la deflexión de laminaciones simples requiere de presiones mucho mayores que las necesarias para expandir la grieta, que corresponden a las PY.

González et. Al^(91,92), observaron que el mecanismo de falla en tubos con laminaciones al incrementar la presión interna, se lleva a cabo por la interacción de los campos de esfuerzo en la zona interlaminar así como por la plastificación del ligamento, como se muestra esquemáticamente en la figura 4.2.

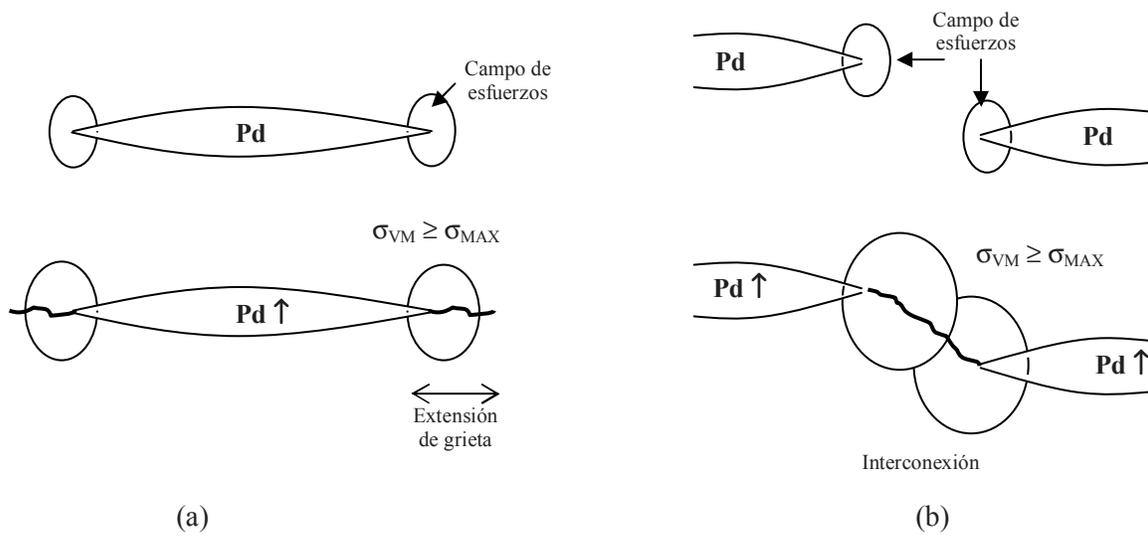


Figura 4.2. Representación esquemática de la extensión de una laminación simple (a) y la interconexión de una laminación escalonada por el mecanismo de presión (b).

Dado que la plastificación y agrietamiento del extremo de una laminación simple o del espacio interlaminar de dos laminaciones cercanas es un paso necesariamente previo a la falla, su análisis puede establecer las bases para un criterio de evaluación de laminaciones detectadas en servicio en tuberías con presión interna.

CONCLUSIONES

1. La presencia de laminaciones reduce la capacidad de contracción lateral del material deformado en tensión uniaxial disminuyendo, el 27.45 %, el porcentaje de reducción de área (%R.A.) en el punto de fractura.
2. La presencia de laminaciones reduce la capacidad de elongación del material deformado en tensión uniaxial, disminuyendo alrededor del 16.67 % el porcentaje de alargamiento (% ΔL).
3. De acuerdo a los dos puntos anteriores, se establece que la formación de laminaciones inducidas por hidrógeno sí afectan severamente la ductilidad del material deformado en tensión uniaxial.
4. El efecto de la laminación en el %R.A. y % ΔL crece, conforme aumenta el diámetro y el espesor; esto es, las tuberías de mayor tamaño tienden a ser más afectadas por la presencia de laminaciones.
5. Estas laminaciones no afectan significativamente el esfuerzo de cedencia (σ_0) ni el esfuerzo máximo a la tensión uniaxial ($\sigma_{\text{máx}}$) y, por lo tanto, tampoco se ve afectada la relación ($\sigma_{\text{máx}}/\sigma_0$).
6. El efecto de laminaciones, en el comportamiento en tensión uniaxial, se atribuye a la conservación de un estado de esfuerzo plano en el material laminado y, en menor grado, a la longitud de la laminación.
7. El mecanismo de fractura sin y con laminaciones es del tipo dúctil, presentando microcavidades del tipo equiaxial.

8. La presencia de laminaciones simples hace que los tubos presenten un comportamiento de doble pared, provocando esto una distribución de esfuerzos en el centro de la pared de las mismas lo cual beneficia la resistencia mecánica de las tuberías.
9. Los ensayos hidrostáticos mostraron, para el caso de fractura por colapso plástico en presencia de laminaciones simples, un esfuerzo de 1.5 veces el esfuerzo de cedencia del material, es requerido.
10. Los ensayos hidrostáticos, instrumentados con galgas extensométricas, mostraron que los esfuerzos y las deformaciones en el centro de las laminaciones son menores que en el extremo de las mismas y que en el metal sin presencia de laminaciones. Esto debido a que en la punta de la laminación, existe una intensificación de esfuerzos.
11. El mecanismo de falla de los tubos con laminaciones es por colapso plástico, esto es, las tuberías presentan una gran deformación plástica antes de que sobrevenga la fractura.
12. En laminaciones no coplanares se atribuye un gradiente de 1.5 en los campos de esfuerzos en la región interlaminar tomando como base el esfuerzo de una laminación simple de la misma extensión de las escalonadas. Para el caso del esfuerzo en zona plástica se atribuye un factor de 2.5 unidades
13. En una laminación, la presión de cedencia y la máxima se incrementa 1.4 veces para el caso de 25.4 mm de espesor, con referencia a los valores de presión calculados para un espesor de 15.8 mm. Esto es asociado al incremento en la rigidez.

14. El ángulo de deflexión para laminaciones simples es de 13° en un intervalo de extensión de 25 mm a 80 mm, y para laminaciones escalonadas es de 23° en el mismo intervalo.

15. El código API RP 579 sección 7, dictamina como severas a las laminaciones cuya extensión circunferencial sobrepase los 64 mm. En el estudio realizado por el método del elemento finito, se determinó que para laminaciones simples un tamaño 100 mm como severo, y para laminaciones escalonadas una extensión de 70 mm, valor aproximado a la referencia.

BIBLIOGRAFÍA

1. Jeffery a: Colwell, Battelle Columbus Laboratories; **“Failures in Sour Gas Environments”**; Metals Handbook; ninth edition; Volume 11; Failures Analysis; (1985); p.p. 298-303.
2. C. G. Siegfried; Ebasco Services, Inc; **“Corrosion of Pipelines”**; Metals Handbook; ninth edition; Volume 13; Corrosion; (1985); p.p. 1288-1298.
3. Bruce Craig; Metallurgical Consultants, Inc; **“Environmentally Induced Cracking”**; Metals Handbook; ninth edition; Volume 13; Corrosion; (1985); p.p. 145-189.
4. R. J. Eiber and J. F. Kiefner; Battelle Columbus Laboratories; **“Failures of Pipelines”**; Metals Handbook; ninth edition; Volume 11; Failures Analysis; (1985); p.p. 695-705.
5. Gordon W. Powell; Ohio State University ; **“Failure Mechanisms and Related Environmental Factors”**; Metals Handbook; ninth edition; Volume 11; Failures Analysis; (1985); p.p. 125-137.
6. J. N. Al-Hajji and M. R. Reda; **“Corrosion Behavior of Low-Residual Carbon Steels in a Sour Environment”**; Corrosion; Volumen 49, No. 5; (1993); p.p. 363-371.
7. James H. Bryson; Inland Steel Company; **“Corrosion of Carbon Steels”**; Metals Handbook; ninth edition; Volume 13; Corrosion; (1985); p.p. 509-529.
8. D. J. Duquette; Rensselaer Polytechnic Institute; **“Chemo-Mechanical Interactions in Environmentally Induced Cracking”**; Corrosion; Volume 46, No. 6; (1990); p.p. 434-443.
9. G. J. Biefer; Physical Metallurgy Research Laboratories, Canada Centre for Mineral and Energy Technology (CANMET), Department of Energy, Mines and Resources, Ottawa, Ontario; **“The Stepwise Cracking of Line-Pipe Steels in Sour Environments”**; Materials Performance (1982); p.p. 19-34.
10. H. Hänninen, W. Cullen and M. Kemppainen; Technical Research Centre of Finland, Metals Laboratory. P. O. Box 26, SF-02151 Espoo; Finland; **“Effects of MnS Inclusion Dissolution on Environmentally Assisted Cracking in Low-Alloy and Carbon Steels”**; Corrosion; Volume 46, No. 7; (1990); p.p. 563-573.

11. D. R. McIntyre, R. D. Kane and S. M. Wilhelm; Cortest Laboratories, Inc., 11115 Mills Road, Suite 102, Cypress, Texas 77429; **“Slow Strain Rate Testing for Materials Evaluation in High-Pressure H₂S Environments”**; Corrosion; Volume 44, No. 12; (1988); p.p. 920-926.
12. R. N. Iyer, I. Takeuchi, M. Zamanzadeh and H. W. Pickering; Department of Materials Science and Engineering, 209 Steidi Bldg., The Pennsylvania State University Park. Pa. 16802; **“Hydrogen Sulfide Effect on Hydrogen Entry into Iron-A Mechanistic Study”**; Corrosion; Volume 46, No. 6; (1990); p.p. 460-467.
13. C. D. Kim; U. S. Steel Corporation; **“Hydrogen-Damage Failures”**; Metals Handbook; ninth edition; Corrosion; Volume 13; (1985); p.p. 245-251.
14. M. Kimura, N. Totsuka, T. Kurisu T. Hane and Y. Nakai; Kawasaki Steel Corporation, 1 Kawasaki-cho, Chiba, 260 Japan; **“Effect of Environmental Factors on Hydrogen Permeation in Line Pipe Steel”**; Corrosion; Volume 44, No. 10; (1988); p.p. 138-290.
15. Louis Raymond, L. Raymond and Associates; **“Evaluation of Hydrogen Embrittlement”**; Metals Handbook; ninth edition; Corrosion; Volume 13; (1985); p.p. 283-290.
16. Makio Iino; Products Research and Development Laboratories, Nippon Steel Corporation, 5-10-1 Fuchinobe, Sagamihara, Kanagawa, 229 Japan; **“The Extension of Hydrogen Blister-Crack Array in Linepipe Steels”**; Metallurgical Transactions; Volume 9A; (1978); p.p. 1581-1590.
17. S. S. Vagarali and G. R. Odette; Department of Chemical and Nuclear Engineering, University of California, Santa Barbara, CA 93106; **“A Model for Growth of Hydrogen Attack Cavities in Carbon Steels”**; Metallurgical Transactions; Volume 12A; (1981); p.p. 2071-2082.
18. W. W. Gerberich, T. Livne, X. F. Chen and M. Kaczorowski; Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of Minnesota, Minneapolis and University Narbutta 85, 02-524, Warsaw, Poland; **“Crack Growth from Internal Hydrogen-Temperature and Microstructural Effects in 4340 Steel”**; Metallurgical Transactions; Volume 19A; (1988); p.p. 1319-1334.
19. Paul Shewmon and Yu-Hong Xue; Department of Materials Science and Engineering, The Ohio State University, Columbus; OH and Department, Xian Petroleum Institute, Xian, People’s Republic of China; **“Effect of High-Pressure Hydrogen on Crack Growth in Carbon Steel”**; Metallurgical Transactions; Volume 22A; (1991); p.p.2703-2707.

20. R. W. Revie, V. S. Sastri, M. Elboudjaini, R. R. Ramsingh and Y. Lafrenière; Energy, Mines and Resources Canada, CANMET, 555 Booth St., Ottawa, Ont., K1A 0G1, Canada; **“Hydrogen-Induced Cracking of Line Pipe Steels Used in Sour Service”**; Corrosion; Volume 49, No. 7; (1993); p.p. 531-535.
21. S. C. Chang and J. P. Hirth; Department of Materials Science, National Tsing-Hua University, Hsinchu, Taiwan and Department of Metallurgical Engineering, The Ohio State University, Columbus, OH 43210; **“Hydrogen Degradation of Spheroidized AISI 1020 Steel”**; Metallurgical Transactions; Volume 17A; (1986); p.p. 1485-1487.
22. Marvin McKimpson and Paul G. Shewmon; Department of Metallurgical Engineering, Ohio State University, Columbus, OH 43210; **“Initial Hydrogen Attack Kinetics in a Carbon Steel”**; Metallurgical Transactions; Volume 12AA; (1981); p.p. 825-844.
23. John P. Hirth and R. F. Mehl; Institute of Metals Lecture, The Metallurgical Society of AIME; **“Effects of Hydrogen on the Properties of Iron and Steel”**; Metallurgical Transactions; Volume 11A; (1980); p.p. 861-890.
24. R. A. Oriani and P. H. Josephic; University of Minnesota, Minneapolis, MN 55455, P. H. and U. S. Steel Research Laboratory, Monroeville, PA: 15146; **“Effects of Hydrogen on the Plastics Properties of Medium-Carbon Steels”**; Metallurgical Transactions; Volume 11A; (1980); p.p. 1809-1821.
25. G. M. Pressoury and M. Bernstein; Department of Metallurgy and Materials Science, Carnegie-Mellon University, Pittsburgh, PA. 15213; **“An Example of the Effect of Hydrogen Trapping on Hydrogen Embrittlement”**; Metallurgical Transactions; Volume 12AA; (1981); p.p. 835-843.
26. M. Kimura, N. Totsuka, T. Kurisu, K. Amano, J. Matsuyama and Y. Nakai; Iron and Steel Research Laboratories Kawasaki Steel Corporation, Japan; **“Sulfide Stress Corrosion Cracking of Line Pipe”**; Corrosion; (1989); p.p. 340-346.
27. K-C. Chou and Z. Szklarska-Smialowska; Department of Materials Science and Engineering, 116w., 19th Ave., Ohio State University, Columbus; OH., 43210; **“Comparison of the Behavior of Hydrogen in Two Carbon Steels Differing in Sulfur Content”**; Corrosion; (1990); p.p. 118-125.
28. H. C. Chu and R. P. Wei; Department of Mechanical Engineering and Mechanics, Lehigh University, Bethlehem, PA., 18015; **“Stress Corrosion Cracking of High-Strength Steels in Aqueous Environments”**; Corrosion; (1990); p.p. 468-476.

29. Robert C. Reid, John M. Praunitz and Thomas K. Sherwood; **“The Properties of Gases and Liquids”**; third edition; Edd. Mc. Graw-Hill Book Company; (1977); p.p. 629-665.
30. Weast, R. C; **“Handbook of Chemistry and Physics”**; 64th; Ed. The Chemical Rubber Co., USA., (1981); p.p. 325-398.
31. Enzo Levi; **“Elementos de Mecánica del Medio Continuo”**; Cap. 1, “Los Medios Continuos Reales y sus Idealizaciones”, p.p. 17-76; Cap. 2, “Esfuerzos, Deformaciones y Ecuaciones Constitutivas”, p.p. 77-115; Ed. Limusa; (1982).
32. S. P. Timoshenko and E. D. Goodier; **“Theory of Elasticity”**; Cap. 1, “Introduction”, p.p. 1-14; Cap. 2, “Plane Stress and Plane Strain”, p.p. 15-34; Cap. 7, “Analysis of Stress and Strain in Three Dimensions”, p.p. 219-234; Cap. 8, “General Theorems”, p.p. 325-277; Ed. “Mc. Graw Hill; New York; (1985).
33. E. J. Hearn; **“Resistencia de Materiales, Diseño de Estructuras y Máquinas”**; Cap. 1, “Esfuerzo y Deformación Simples”, p.p. 1-22; Cap. 7, “Distribución del Esfuerzo Cortante”, p.p. 137-153; Cap. 9, “Cilindros y Cascarones de Pared Delgada”, p.p. 177-193; Cap. 8, “Cilindros de Pared Gruesa”, p.p. 194-235; Cap. 13. “Esfuerzos Complejos”; p.p. 302-331; Cap. 15, “Teorías de Fallas”; p.p. 370-394; Ed. Interamericana, México (1985).
34. George E. Dieter; **“Mechanical Metallurgy”**; Cap. 7, “Fracture”, p.p. 241-274; Cap. 8, “The Tension Test”, p.p. 275-324; Cap. 9, “The Hardness Test”, p.p. 325-337; Cap. 11, “Fracture Mechanics”, p.p. 348-374; Cap. 11, “Brittle Fracture and Impact Testing”, p.p. 471-502; Ed. Mc. Graw Hill; (1986).
35. Peter A. Thornton y Vito J. Colangelo; **“Ciencia de Materiales para Ingeniería”**; Cap. 3, “Elementos de las Estructuras Cristalinas”, p.p. 48-83; Cap. 4, “Imperfecciones en los Materiales Cristalinos”, p.p. 84-110; Cap. 5, “Transporte de los Materiales en los Sólidos de Ingeniería”, p.p. 111-139; Cap. 6, “Mecanismos de Incremento de la Resistencia y Respuesta al Tratamiento Térmico”, p.p. 139-176; Cap. 8, “Pruebas Mecánicas y Selección de Materiales de Ingeniería”, p.p. 236-275; Cap. 9, “Tenacidad a la Fractura y Fatiga en los Materiales de Ingeniería”, p.p. 276-344; Eed. Prentice-Hall; (1987).
36. A. Griffith; **“Philosophy Transactional Royal Society of London”**; Volume 221A. (1920); p.p. 163-198.
37. De Vedia, A. Luis; **“Mecánica de Fractura”**; Cap. 1, “Conceptos Fundamentales”, p.p. 1-8; Cap. 2, “Elementos de Teoría de Elasticidad”, p.p. 9-24; Cap. 4, “Mecánica de Fractura Lineal Elástica”, p.p. 51-68; Cap. 6, “Mecánica de Fractura Elasto-Plástica”, p.p. 99-126; Cap. 7, “Inestabilidad

- Dúctil”, p.p. 127-144; Proyecto Multinacional de Investigaciones y Desarrollo en Materiales OEA-CNEA; Buenos Aires, Argentina; (1989).
38. D. Broek; **“Elementary Engineering Fracture Mechanics”**; Cap. 1, “Concepts”, p.p. 9-42; Cap. 2, “Linear Elastic Fracture Mechanics”, p.p. 43-93; Cap. 3, “Elastic-Plastic Fracture Mechanics”, p.p. 95-114; Cap. 4, “Plastic Fracture Mechanics”, p.p. 115-129; Cap. 5, “Subcritical Growth Fracture Mechanics”, p.p. 135-184; Ed. Mc. Graw-Hill; (1986).
 39. Jorge L. González Velázquez; **“Mecánica de Fractura, Bases y Aplicaciones”**; Escritores Politécnicos; Cap. 1, “Fractura de Estructuras”, p.p. 1-14; Cap. 2, “Mecánica de Fractura Lineal Elástica”, p.p. 15-35; Cap. 3, “El Criterio de Energía y la Tenacidad a la Fractura”, p.p. 36-50; Cap. 4, “Mecánica de Fractura Elasto-plástica”, p.p. 51-77; Cap. 5, “Resistencia a la Fractura”, p.p. 78-104; Ed. Limusa-Noriega; (en imprenta).
 40. Jorge L. González Velázquez; **“Integridad de Estructuras”**; I Foro Internacional de la Industria Petrolera en México; Celebrado por el H. Congreso de la Unión; México, D. F. (1993).
 41. Jorge L. González Velázquez; **“Mecánica de Fractura, Bases y Aplicaciones”**; III Seminario México-Japón; Hotel Nikko; México, D. F. (1994);
 42. Jorge L. González Velázquez; **“Predicción de Vida Residual de Líneas de Conducción de Gas Amargo”**; III Seminario México-Japón; Hotel Nikko; México, D. F. (1994).
 43. Jorge L. González Velázquez; **“Cálculos de Resistencia de Ductos que Transportan Gas Amargo”**; Boletín Mensual de Comunicación Tecnológica y Científica del Instituto Politécnico Nacional; Unidad Profesional Adolfo López Mateos; Zacatenco, México, D. F. (1994); p.p. 4-7.
 44. José M. Hallen López; **“Fractura”**; E. S. I. Q. I. E. - I. P. N., Unidad Profesional Adolfo López Mateos; Zacatenco, México, D. F. (1990).
 45. C. F. Tipper; Annual General Meeting of the British Rheologist’s Club, Institute of Physics; **“The Fracture of Metals”**; Metallurgia; (1979); p.p. 133-137.
 46. David Broek; **“Failure Analysis and Fracture Mechanics”**; Metals Handbook; ninth edition; volume 11; Failures Analysis; (1985); p.p. 47-65.
 47. Joseph M. Wells; **“Synergism of Microstructure, Mechanisms and Mechanics in Fracture”**; Journal of Metals; volume 37, No. 1; (1985); p.p. 58-64.
 48. G. C. Sih and Miral Sijthoff & Neordhoff Publishers; **“Analytical and Experimental Fracture Mechanics”**; Rome, Italy; (1980); p.p. 158-174.

49. Eberhard Roos, Thomas Demier, Ulrich Eisele and Rainer Gillot; **“Fracture Mechanics Safety Assessment Based on Mechanics of Materials”**; Universität Stuttgart, FRG., (1990); p.p. 172-180.
50. J. R. Gordon; **“A Review of Fracture Assessment Procedures and Their Applicability to Welded Structures”**; Canadian Institute of Mining Metallurgy; Volume 32, No. 3; (1990); p.p.195-203.
51. J. F. Kiefner, W. A. Maxey, R. J. Eiber and A. R. Dufly; Battelle Memorial Institute; Columbus Laboratories, Columbus, Ohio 43201; **“Failure Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders”**; (1990); p.p. 461-480.
52. M. Beller and C. Mattheck; Preussag Ag Bauwesen, Pipeline Service and Institute for Material and Solid State Research IV, Karlsruhe, West Germany; **“Assessment of Unified Ensembles of Hydrogen Induced Cracks Using the Concept of Equivalent Cracks”**; Procc. 9th, International Conference, OMAE; No. 102969; (1991); p.p. 27-33.
53. C. Mattheck, M. Beller and H. Moldenhauer; Pipeline Service and Institute for Material and Solid State Research IV, Karlsruhe, West Germany; **“Effective Fracture Mechanical Assessment of Unified Ensembles of Hydrogen Induced Cracks”**; Presented at the Eighth International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, The Hague; (1989); p.p. 347-354.
54. Jose Hallen Lopez; I. P. N., Depto. Ing. Metalúrgica; U. P. A. L. M. Zacatenco, México, D. F.; **“Procedimiento de Prueba en Mecánica de la Fractura”**; (1994).
55. Hallen J., Hernandez M. A., Zúñiga A., Rodriguez J. C., y Rigoni M. P; I. P. N., Depto. Ing. Metalúrgica; U. P. A. L. M. Zacatenco, México, D. F.;**“Evaluación de la Tenacidad a la Fractura de un Acero API-5L-X52”**; (1995).
56. R. H. Van Stone, T. B. Cox, J. R. Low Jr. And J. A. Psioda; International Metals Reviews; Volume 30, NO. 4; **“Microstructural Aspects of Fracture by Dimple Rupture”**; (1985); p.p. 157-179.
57. R. J. Eiber, T. A. Bubenik and W. A. Maxey; Battelle 505 King Avenue, Columbus, Ohio 43201-2693; **“Fracture Control Technology for Natural Gas Pipelines”**; (1993); P.P. 15-29.
58. Y. Nakai, H. Kurahasi and N. Totsuka; Kawasaki Steel Corporation, Chiba; Japan; **“Hydrostatic Burst Test of Pipe with Hydrogen Induced Cracking”**; Corrosion; (1983); p.p. 37-43.
59. Satoshi Kanno, Kunio Hasegawa, Tasuku Shimizu, Takashi Saitoh and Nobuho Gotoh; Mechanical Engineering Research Laboratory; Hitachi, Japan;

- “Analysis of Leak Break Behavior in a Failure Assessment Diagram for Carbon Steel Pipes”**; (1992); p.p. 251-258.
60. Ductil Fracture Handbook, Volume 3; Section 2; **“Flaw Evaluation Procedures, Carbon Steels Piping”**; (1989); p.p. 12.1-12.26.
 61. S. B. Lambert, J. T. Martin and A. G. Glovers; Department of Mechanical Engineering, University of Waterloo, Waterloo, Ontario N2L3G1, Canada; **“Fracture Assessment of Pipeline Grith Welds Using Revisions to PD 6493”**; (1993); p.p. 293-246.
 62. S. Kanno, K. Hasegawa, T. Shimizu and H. Kobayashi; Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi, Ltd., and Tokyo Institute of Technology, Tokyo, Japan; **“Elastic-Plastic Fracture Analysis of Carbon Steel Piping Using Two Parameter Approach”**; (1989); p.p.129-134.
 63. Measurements Group, Bulletin 309D; **“Student Manual for Strain Gage Technology, a brief introduction and guie to: Selection, Installation and Instrumentation”**; (1992); p.p. 1-45.
 64. Measurements Group, Tech Note TN-505; **“Strain Gage Selection, Criteria, Procedures, Recomendations”**; (1989); p.p. 1-14.
 65. Measurements Group, Tech Note TN-515; **“Strain Gage Rosettes, Selection, Application and Data Reduction”**; (1990); p.p. 1-10.
 66. Measurements Group, Instruction Bulletin B-129-5; **“Surface Preparation for Strain Gage Bonding”**; (1976); p.p. 1-8.
 67. Measurements Group, Instruction Bulletin B-137-16; **“Strain Gage Applications with M-Bond AE-10, AE-15 and GA-2 Adhesive Systems”**; (1979); p.p. 1-4.
 68. Measurements Group; Tech Tip TT-606; **“Soldering Techniques for Lead Attachment to Strain Gages with Solder Dots”**; (1983); p.p.1-2.
 69. Measurements Group; Tech Tip TT-609; **“Strain Gage Soldering Techniques”**; (1986); p.p.1-4.
 70. Measurements Group; Tech Tip TT-612; **“The Three-Wire Quarter-Bridge Circuit”**; (1996); p.p. 1-2.
 71. Measurements Group; Bulletin 301-D; **“Gage Installation Tester, Model 1300”**; (1980); p.p. 1-2.

72. Measurements Group; Tech Note TN-501-2; “**Noise Control in Strain Gage Measurements**”; (1992); p.p. 1-6.
73. Measurements Group; Tech Note TN-502; “**Optimizing Strain Gage Excitation Levels**”; (1979); p.p. 1-5.
74. Measurements Group; Tech Note TN-511; “**Errors Due to Misalignment of Strain Gages**”; (1983); p.p. 1-4.
75. Measurements Group; Tech Note TN-509; “**Errors Due to Transverse Sensitivity in Strain Gages**”; (1982);p.p. 1-8.
76. Measurements Group; Tech Note TN-507; “**Errors Due to Wheatstone Bridge Nonlinearity**”; (1992); p.p. 1-4.
77. Measurements Group; Bulletin 310-B; “**Student Strain Gage Application Kit**”; (1992); p. 1.
78. Measurements Group; Bulletin 014115GP; “**Strain Gage Soldering Unit, Model M7S-1-115**”; (1991); p. 1.
79. Measurements Group; Bulletin 245-B; “**Portable Strain Indicator, Model P-3500**”; (1992); p.p.1-4.
80. Measurements Group; Bulletin 247; “**Switch and Balance Unit, Model SB-10**”; (1984); p.p. 1-2.
81. Measurements Group; Bulletin SCF-800-E1; “**Catálogo Resumido de las Producciones de Micro-Measurements**”; (1996); p.p. 1-12.
82. Irwin R. Miller, John E. Freund y Richard Jhonson; “**Probabilidad y Estadística para Ingenieros**”; Cap. 8; Inferencia estadística para pequeñas muestras; Ed. Prenntice-Hall; (1992); p.p. 45-69.
83. ASTM Standard E-8-88; “**Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials (Metric)**”.
84. API-5L Standards (1991), Section 4; “**Mechanical Properties and Tests**”.
85. ASTM Standard E-18-90; “**Standard Test Methods for Rockwell Hardeness of Metallic Materials**”.
86. ASTM Standard E-23-90; “**Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallics Materials**”.
87. ASTM Standard E-813-89; “**Standard Test Method for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness**”.

88. API Specification for Line Pipe 5L; Forty-First Edition, April 1, 1995; Section 9.4; **“Hydrostatic Tests”**.
89. ASTM Standard E-1245-89; **“Standard Practice for Determining Inclusion Content of Steel and Other Metals by Automatic Imagen Analysis”**.
90. D. Moráles Matamoros; **“Determinación del Factor de Intensidad de Esfuerzos en Tuberías que presentan Agrietamiento Escalonado”**; Tesis Maestría; ESIQIE-IPN; México, D. F. Sept. de 1996.
91. J. L. G. Velázquez, Mecánica de Fractura en Ductos de Recolección y Transporte de Hidrocarburos, **“3er Congreso de Ductos PEMEX”**, México, D.F., 183-191, (1998).
92. A. Morales, J. L. G. Velázquez, **“Analysis of non coplanar pressurized laminations in X52 steel pipes by non-linear finite element”**, The Journal of Pipeline Integrity, UK, Vol. 3, Num. 3, PP 147-156, 2004
- 93.A. Morales Reyes; **“Análisis de Estabilidad Mecánica de Laminaciones Escalonadas en Recipientes Cilíndricos con Presión Interna Aplicando el Método del Elemento Finito”**; Tesis Doctorado; ESIQIE-IPN; México, D. F. 2004.
94. Software **“FractureGraphic”** , versión 2.0.28