

# **TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

## **ESTUDIO EXPERIMENTAL EN TUBERIAS DE POLIETILENO DE ALTA DENSIDAD (PEAD) UTILIZANDO LA MECANICA DE LA FRACTURA**

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela

Por Bachilleres  
Da Silva C, Alberto C.  
Gargano S, Eduardo R.

Para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas, Mayo 2.014

# **TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

## **ESTUDIO EXPERIMENTAL EN TUBERIAS DE POLIETILENO DE ALTA DENSIDAD (PEAD) UTILIZANDO LA MECANICA DE LA FRACTURA**

**TUTOR ACADÉMICO: PROF. ALBERTO PERTUZ (UCV)**  
**ASESOR ACADEMICO: PROF. RAUL MACCHADO (UNEFM)**

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela  
por los Bachilleres  
Da Silva C, Alberto C.  
Gargano S, Eduardo R.  
Para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas, Mayo 2.014.

## CONSTANCIA DE APROBACION

Caracas, 14 de Mayo de 2.014.

Los abajo firmantes, miembros del Jurado designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica, para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los Bachilleres Da Silva C, Alberto C. y Gargano S, Eduardo R. titulado:

**“Estudio experimental en tuberías de polietileno de alta densidad (PEAD) utilizando la mecánica de la fractura.”**

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el plan de estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico, y sin que ello signifique que se hacen solidarios con las ideas expuestas por los autores, lo declaran APROBADO.

Prof. \_\_\_\_\_  
Jurado

Prof. \_\_\_\_\_  
Jurado

Prof. \_\_\_\_\_  
Tutor Académico

## DEDICATORIA

*A Dios y a la Virgen,  
A la memoria de mi papa Anelo Gargano,  
Al apoyo de mi papa Antonio Da Silva,  
A nuestras madres Lucia y Rosa por darnos lo que siempre estuvo en sus manos,  
A nuestras hijas Isabella Gargano y Sofia Da Silva,  
A toda nuestra familia que bien grandes son las dos unidas y nuestros amigos más cercanos,  
Gracias a TODOS por estar con nosotros en este logro.  
Alberto da Silva y Eduardo Gargano*

## **AGRADECIMIENTOS**

En primer lugar, nuestro agradecimiento va dirigido a nuestra querida Universidad Central de Venezuela, la cual ha sido el otro hogar durante nuestros años de formación como el profesional que comenzamos a ser desde ahora.

Al Prof. Ing. Alberto Pertuz, tutor y amigo que tuvimos la fortuna de conseguir al final de este camino, y que nos dio la oportunidad de realizar el presente trabajo especial de grado con el que culminamos nuestros estudios de pre-grado, como el verdaderamente hay pocos, gracias por el apoyo, y la paciencia.

Al Prof. Ing. Raúl Machado tutor industrial y amigo nos ayudo en todo momento a la fabricación de las muestras y facilitar los permisos para el uso de los laboratorios y equipos de trabajo la Universidad Simón Bolívar.

A nuestras esposas, Andrea De Jesús quien nos ayudo a poner orden a este TEG y Betsy Mata (Matita) quien nos tuvo paciencia.

A todos que de forma directa e indirecta nos ayudaron a la realización de este trabajo a **TODOS MUCHAS GRACIAS.**

**Da Silva C, Alberto C. Gargano S, Eduardo R.**

**ESTUDIO EXPERIMENTAL EN TUBERIAS DE POLIETILENO  
DE ALTA DENSIDAD (PEAD) UTILIZANDO LA MECANICA DE  
LA FRACTURA.**

**Tutor Académico: Prof. Alberto Pertuz. Tesis. Caracas. U.C.V. Facultad de  
Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. 2013. 114 pp.**

**Palabras Claves:** Polietileno, Tubería, Integral J, Fractura.

**Resumen.** El presente trabajo se ha enfocado en la caracterización a fractura de las tuberías de polietileno de alta densidad PE-80 Y PE-100, la cual actualmente constituyen el más reciente de los avances en cuanto a la utilización de este material en diversas aplicaciones ingenieriles por la gran versatilidad que ofrecen sus características, siendo el transporte de gas y agua los ejemplos más comunes en la industria petrolera y petroquímica. El estudio radica en la aplicación de la mecánica de fractura elastoplástica (integral J), con el fin de lograr una caracterización real del comportamiento en servicio de las tuberías. Se realizaron probetas tipos SENB las cuales fueron extraídas directamente de los tubos en dirección longitudinal y circunferencial. A partir de esta teoría de fractura se aplicó el método de múltiples probetas para la determinación de las curvas J vs  $\Delta a$ , mediante la representación de la energía necesaria para que la grieta propague frente al tamaño de la misma, con esto se determinó la resistencia a la iniciación de propagación de la grieta ( $J_{IC}$ ), analizando la influencia de la velocidad de ensayo, orientación y el material de las tuberías. Los resultados obtenidos demostraron que la orientación de las tuberías es el principal factor a considerar en la resistencia a la fractura, ya que es más difícil la propagación de la grieta en la dirección circunferencial que en la longitudinal. Siendo aplicable para ambos materiales.

## INDICE GENERAL

	<b>Pág.</b>
<b>PÁGINA DEL TÍTULO</b> .....	i
<b>PÁGINA DE ADENTRO</b> .....	ii
<b>CONSTANCIA DE APROBACIÓN</b> .....	iii
<b>DEDICATORIA</b> .....	iv
<b>AGRADECIMIENTOS</b> .....	v
<b>RESUMEN</b> .....	vi
<b>ÍNDICE GENERAL</b> .....	vii
<b>ÍNDICE DE TABLAS</b> .....	viii
<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	ix
<b>SIGLAS</b> .....	x
<b>INTRODUCCIÓN</b> .....	1
<b>CAPÍTULO I. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA</b> .....	3
<b>1.1- ANTECEDENTES</b> .....	3
<b>1.2- PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA</b> .....	4
<b>1.3- OBJETIVOS</b> .....	4
<b>1.3.1-Objetivo General</b> .....	4
<b>1.3.1-Objetivos Específicos</b> .....	4
<b>CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO</b> .....	5
<b>2.1- POLÍMEROS</b> .....	5
<b>2.1.1-Breve reseña histórica de los polímeros</b> .....	5
<b>2.1.2-Clasificación de los polímeros</b> .....	7
2.1.2.1-Polimerización por adición a un doble enlace .....	8
2.1.2.2-Polimerización por condensación de monómeros multifuncionables .	8
2.1.2.3-Polímeros Termoplásticos .....	8
2.1.2.4-Polímeros Termoestables .....	9

2.1.2.5-Polímeros Elastómeros .....	9
<b>2.1.3- Propiedades de los polímeros .....</b>	<b>10</b>
2.1.3.1-Comportamiento elástico .....	10
2.1.3.2-Comportamiento plástico .....	10
2.1.3.3-Fractura .....	10
2.1.3.4-Ensayo .....	11
2.1.3.5-Módulo elástico o de Young (E) .....	11
2.1.3.6-Resistencia a la tracción o tensión de cedencia ( $\sigma_y$ ) .....	12
2.1.3.7-Elongación a rotura ( $\epsilon_r$ ) .....	12
2.1.3.8-Esfuerzo a rotura ( $\sigma_r$ ) .....	12
<b>2.1.4-Comportamiento Viscoelástico de los Polímeros .....</b>	<b>13</b>
<b>2.2- POLIETILENO.....</b>	<b>14</b>
<b>2.2.1- Breve reseña histórica del polietileno .....</b>	<b>15</b>
<b>2.2.2- Tipos de Polietileno .....</b>	<b>15</b>
2.2.2.1-Polietileno lineal de baja densidad (PELBD) .....	16
2.2.2.2-Polietileno de alta densidad (PEAD) .....	16
2.2.2.3-Aplicaciones del polietileno de alta densidad .....	17
2.2.2.4-Polietileno de baja densidad (PEBD) .....	18
<b>2.2.3-Morfología del polietileno .....</b>	<b>18</b>
<b>2.2.4-Uso del polietileno para aplicación en tuberías .....</b>	<b>21</b>
<b>2.2.5-Grados de polietileno para tubería .....</b>	<b>24</b>
<b>2.2.6-Estructura de las resinas de polietileno para aplicación de tubería.....</b>	<b>26</b>
<b>2.3- PROPIEDADES MECÁNICAS DEL POLIETILENO .....</b>	<b>28</b>
<b>2.3.1-Propiedades mecánicas a largo plazo .....</b>	<b>29</b>
<b>2.4- RELAJACIÓN DE ESFUERZOS .....</b>	<b>29</b>
<b>2.4.1-Fluencia .....</b>	<b>30</b>
<b>2.4.2-Fallo frágil a esfuerzos bajos .....</b>	<b>32</b>
<b>2.4.3-Proceso de crecimiento lento de grieta en el Polietileno .....</b>	<b>33</b>
<b>2.5- MECÁNICA DE LA FRACTURA LINEAL ELÁSTICA (MFLE)...</b>	<b>36</b>

<b>2.5.1-Modos de desplazamiento de superficies de fractura en sólidos agrietados</b> .....	36
<b>2.5.2-Criterios y consideración para aplicar la MFLE</b> .....	38
<b>2.6- MECÁNICA DE FRACTURA ELASTOPLÁSTICA ( INTEGRAL J)</b> .....	41
<b>2.6.1-Consideraciones para la aplicación de MFEP (Integral J)</b> .....	41
<b>2.6.2-Procedimiento experimental para realizar las pruebas de MFEP en plásticos</b> .....	41
<b>2.6.3-Configuración y tamaño de las muestras</b> .....	42
<b>2.6.4-Entallado</b> .....	42
<b>2.6.5-Condiciones de prueba</b> .....	43
<b>2.6.6-Soportes de carga</b> .....	43
<b>2.6.7-Procedimiento de prueba</b> .....	44
<b>2.6.8-Medición de la longitud de grieta</b> .....	44
<b>2.6.9-Procedimiento de análisis</b> .....	46
2.6.9.1-Resistencia a la Fractura J .....	46
2.6.9.2-Propagación de la grieta $\Delta a$ .....	47
<b>2.6.10-Construcción de las curvas validas de resistencia a la propagación de la grieta</b> .....	48
<b>2.6.11Determinación de la resistencia de iniciación, <math>J_{IC}</math></b> .....	50
<b>2.7- USO DE J EN EL ANÁLISIS DE FRACTURA</b> .....	51
<b>2.7.1-Etapas de la fractura en la curva de resistencia J</b> .....	52
<b>CAPITULO III. MARCO METODOLOGICO</b> .....	54
<b>3.1- MATERIALES</b> .....	54
<b>3.2- EQUIPOS E IMPLEMENTOS UTILIZADOS</b> .....	55
<b>3.3- PROBETAS EN DIRECCIÓN CIRCUNFERENCIAL</b> .....	56
<b>3.4- PROBETAS EN DIRECCIÓN LONGITUDINAL</b> .....	59
<b>3.5- FABRICACIÓN DE PROBETAS SENB</b> .....	61
<b>3.6- ENSAYOS DE MECÁNICA DE FRACTURA</b> .....	63
<b>3.7- MEDICIÓN DEL CRECIMIENTO DE LA GRIETA</b> .....	66

<b>CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSION .....</b>	<b>67</b>
<b>4.1- PARAMETROS DE LA FRACTURA PARA EL PE-100 A 3 MM/MIN ENTALLA 7MM .....</b>	<b>67</b>
<b>4.2- PARAMETROS DE LA FRACTURA PARA EL PE-80 A 3 MM/MIN ENTALLA 7MM .....</b>	<b>68</b>
<b>4.3- INFLUENCIA EN LA ORIENTACION .....</b>	<b>69</b>
<b>4.4- INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD EN LA RESISTENCIA A LA FRACTURA .....</b>	<b>71</b>
<b>4.5- INFLUENCIA DE LA DIFERENCIA TAMAÑO DE ENTALLA ....</b>	<b>72</b>
<b>CONCLUSIONES .....</b>	<b>74</b>
<b>RECOMENDACIONES .....</b>	<b>75</b>
<b>GLOSARIO .....</b>	<b>76</b>
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS .....</b>	<b>78</b>
<b>ANEXOS .....</b>	<b>81</b>

## INDICE DE FIGURAS

		Pág.
Figura 1.	Probeta colocada en Máquina de Ensayo Universal .....	11
Figura 2.	Diagrama Esfuerzo-Deformación .....	11
Figura 3.	Curva típica esfuerzo-deformación y representación esquemática de las definiciones de los parámetros determinados .....	13
Figura 4.	Estructura química del polietileno puro .....	15
Figura 5.	Representación esquemática de diferentes tipos de polietileno. (a) Polietileno de alta densidad, (b) Polietileno de baja densidad, (c) Polietileno lineal de baja densidad .....	18
Figura 6.	Representación esquemática de las tres fases presentes en el polietileno semicristalino .....	19
Figura 7.	Cristal ortorrómbico de polietileno .....	21
Figura 8.	Consumo de tubería de plástico .....	22
Figura 9.	Consumo de PEAD y de tubería de PEAD en Europa Occidental.	23
Figura 10.	Aplicaciones de las tuberías de PEAD en Europa Occidental .....	23
Figura 11.	Curvas de determinación del valor de MRS .....	25
Figura 12.	Distribución (a) unimodal y (b) bimodal de pesos moleculares y contenido de SCB .....	27
Figura 13.	Comonómeros utilizados en la polimerización de polietileno .....	28
Figura 14.	Relajación de esfuerzos. Curvas de esfuerzo y deformación en función del tiempo .....	30
Figura 15.	Deformación en función del tiempo para una muestra de polietileno bajo carga .....	31
Figura 16.	Esquema de la zona de fallo por SCG de un material .....	33
Figura 17.	Pasos iniciales en el proceso de deformación del polietileno .....	34
Figura 18.	Representación esquemática del proceso de SCG .....	35

Figura 19.	Modos de fractura a) Modo I o de apertura b) Modo II o de deslizamiento c) Modo III o Tangencial .....	37
Figura 20.	a) Probeta de Flexión SENB y b) Probeta Compacta de Tensión CT .....	38
Figura 21.	Determinación de la carga $P_Q$ .....	40
Figura 22.	Soportes para las pruebas a flexión .....	43
Figura 23.	Medición de la longitud inicial de la grieta ( $a_0$ ) .....	45
Figura 24.	Medición de la longitud de grieta final ( $a_f$ ) .....	46
Figura 25.	Definición de la energía absorbida $U$ .....	47
Figura 26.	Datos utilizados para el ajuste de la curva .....	48
Figura 27.	Requisitos para el espaciado de los datos .....	49
Figura 28.	Definición del parámetro de iniciación ( $J_{IC}$ ) .....	51
Figura 29.	Etapas de la fractura dúctil .....	53
Figura 30.	Muestras circunferenciales tomadas de la tubería .....	56
Figura 31.	Horno Cole-Parmer .....	57
Figura 32.	Muestras en interior horno Cole-Parmer .....	57
Figura 33.	Muestras circunferenciales colocadas entre planchas de acero ...	57
Figura 34.	Prensa Carver .....	57
Figura 35.	Manómetro de presión Prensa Carver .....	58
Figura 36.	Material aplanado en Prensa Carver .....	58
Figura 37.	Choque térmico muestras circunferenciales .....	59
Figura 38.	Enfriamiento de muestras circunferenciales .....	59
Figura 39.	Muestras longitudinales tomadas de la tubería .....	59
Figura 40.	Muestras longitudinales .....	60
Figura 41.	Muestras longitudinales colocadas entre planchas de acero .....	60
Figura 42.	Muestras longitudinales colocadas en Prensa Carver .....	60
Figura 43.	Choque térmico .....	60
Figura 44.	Enfriamiento de muestras circunferenciales .....	61
Figura 45.	Muestras aplanadas sin maquinar .....	61
Figura 46.	Geometría de la probeta a flexión en tres puntos .....	61

Figura 47.	Disposición de las probetas SENB en las tuberías .....	62
Figura 48.	Fresadora control numérico modelo .....	63
Figura 49.	Probetas mecanizadas .....	63
Figura 50.	Máquina universal modelo Lloyd EZ20 .....	63
Figura 51.	Porta probeta, máquina universal modelo Lloyd EZ20 .....	63
Figura 52.	Serie de probetas ensayadas en la máquina universal modelo Lloyd EZ20 .....	64
Figura 53.	Proceso de ruptura de la probeta .....	64
Figura 54.	Macrolupa Modelo SZ61 .....	65
Figura 55.	Imagen obtenida durante el proceso de medición con la Macrolupa modelo SZ61 .....	65
Figura 56.	PE-100L con entalla 7 mm y velocidad 3mm/min .....	66
Figura 57.	PE-80L con entalla 7 mm y velocidad 3mm/min .....	67
Figura 58.	Grafica comparativa entre PE-100L y PE-100C .....	70
Figura 59.	Grafica comparativa entre PE-80L y PE-80C .....	71
Figura 60.	PE-100L a diferente entalla velocidad 3mm/min .....	72
Figura 61.	PE-100C a diferente entalla velocidad 3mm/min.....	73

## INDICE DE TABLAS

	Pág.
Tabla 1: Resumen de las aplicaciones del Polietileno de alta densidad .....	17
Tabla 2: Especificaciones de los materiales para tuberías de PEAD .....	55
Tabla 3: Resultados PE-100 a 3mm/min en entalla 7mm .....	67
Tabla 4: Resultados PE-80 a 3mm/min en entalla 7mm .....	68
Tabla 5: Resultados PE-100 a 3mm/min en entalla 9mm .....	68
Tabla 6: Resultados PE-80 a 3mm/min en entalla 9mm .....	69
Tabla 7: Comparativa $J_{criticos}$ a diferente entalla e igual orientación .....	73

## SIGLAS

<b>ESIS</b>	European Structural Integrity Society.
<b>ASTM</b>	American Society for Testing and Material.
<b>PE</b>	Polietileno.
<b>PEAD</b>	Polietileno de Alta Densidad.
<b><math>\sigma_y</math></b>	Esfuerzo a la fluencia.
<b><math>\sigma_r</math></b>	Esfuerzo de rotura.
<b><math>J_{IC}</math></b>	Resistencia a la fractura en la iniciación del crecimiento de grieta.
<b><math>J_{0.2}</math></b>	Resistencia a la fractura en 0,2mm del total de crecimiento de la grieta incluyendo el enromamiento en la punta de la grieta.
<b><math>J_{BL}</math></b>	Resistencia a la fractura donde la línea enromamiento intercepta con la curva J- $\Delta a$ .
<b>(W-a<sub>0</sub>)</b>	Ligamento original no fracturado.
<b>a<sub>0</sub></b>	Longitud de grieta inicial (entalla agudizada mediante cuchilla de afeitar).
<b>a<sub>f</sub></b>	Longitud de grieta final.
<b><math>\eta</math></b>	Factor de calibración.
<b>U</b>	Área bajo la curva carga-desplazamiento hasta el punto de la línea de desplazamiento correspondiente a la terminación de la prueba.
<b><math>\Delta a_{Max}</math></b>	Crecimiento de grieta máxima para la validez de los límites de J.
<b><math>\Delta a</math></b>	Crecimiento de grieta.
<b>E</b>	Módulo de elasticidad axial (Módulo de Young).
<b>W</b>	Ancho de muestra.
<b>S</b>	Distancia entre centros de la probeta a la flexión.
<b><math>\epsilon_r</math></b>	Porcentaje de deformación hasta rotura.

## INTRODUCCIÓN

Es importante enfatizar que los materiales han jugado un papel fundamental en el desarrollo del ser humano, desde sus comienzos con la edad de piedra, pasando por la era de los metales, hasta nuestros días.

En la actualidad, la gran mayoría de materiales que utilizamos son plásticos y, a veces, estamos en contacto con ellos sin saber qué son o a qué clase pertenecen o incluso, sin tener conciencia de ellos, ya que, como se han vuelto parte de nuestras vidas a veces ni siquiera les damos importancia.

Entonces, resulta evidente la necesidad de conocer este tipo de materiales y en especial estudiar el comportamiento del Polietileno de Alta Densidad (PEAD) que es el más simple, común y de mayores aplicaciones de los materiales plásticos de la actualidad.

El PEAD es un termoplástico económico, fácil de obtener, procesar y con muy buenas propiedades físicas, químicas, mecánicas, eléctricas, térmicas y ópticas que lo hacen el plástico más consumido en el mundo. Su consumo actual representa el 60% del total de las poliolefinas, con una producción mundial de 60.000 kt, y un crecimiento anual del 3%. Por otro lado, de entre todas las posibles aplicaciones del PEAD, una de las que mayor incremento ha sufrido en los últimos años ha sido la utilizada para la fabricación de tuberías, creciendo dos puntos por encima de la media en los últimos diez años hasta suponer esta aplicación casi un 20% del consumo total de PEAD en Europa Occidental. Con respecto a otros materiales plásticos, el uso del polietileno para tubería ha pasado de un 19% en 1990 a un 38% estimado para 2010.

Sin embargo, en Venezuela no se han llevado a cabo estudios sobre la Mecánica de la Fractura en las Tuberías de PEAD, lo cual hace importante el impartir esta disciplina de conocimiento, difundiendo las investigaciones que permitan integrar los conceptos de la Mecánica de la Fractura en los procesos de diseño, al fin de obtener mayor seguridad y economía en la operación, inspección y mantenimiento de las estructuras, disminuyendo considerablemente las fallas que se puedan producir.

La estructura expuesta a continuación enmarca la línea de trabajo sobre los mecanismos de fractura que se dan en el PEAD para su aplicación en tubería:

1. Capítulo I: Planteamiento del problema, el cual muestra los objetivos de esta investigación así como la justificación que soporta la misma.
2. Capítulo II: Marco teórico, en el cual se recopila la información teórica necesaria obtenida a través de la revisión bibliográfica.
3. Capítulo III: Marco metodológico, donde se describen los pasos seguidos para evaluar las propiedades de los dos tipos de tubería de estudio.
4. Capítulo IV: Resultado y discusión, en este capítulo se plantean los diferentes resultados obtenidos durante la investigación y se discute el porqué de los mismos.
5. Conclusiones y Recomendaciones

Por lo antes expuesto se realizó esta investigación con la finalidad poder aportar mayor conocimiento a esta área e intentar dar respuesta a las necesidades planteadas.

# CAPITULO I

## PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

### 1.1- ANTECEDENTES

La historia del Polietileno se remonta al año 1898 cuando Von Pechmann obtiene un polímero de estructura equivalente al Polietileno llamada Polimetileno. Esta síntesis se produjo accidentalmente a partir de diazometano, obteniendo un polímero de bajo peso molecular. En 1900, Bamberger y Tschirner analizaron un producto similar, encontrando que tenía la fórmula  $(CH_2)_n$ . El Polietileno de baja densidad fue obtenido accidentalmente por los estudios de alta presión del etileno que Michaels realizó en Ámsterdam.

Este descubrimiento lo aprovechó Gibson para producir Polietileno, a partir de una mezcla de etileno y benzaldehído. En 1935, en Inglaterra, los químicos e ingenieros W. Faucett, G. Paton, W. Perrin y G. Williams, polimerizaron etileno utilizando altas presiones y temperaturas. Este descubrimiento permitió a la Imperial Chemical Industries la fabricación del Polietileno en 1938 por medio de la primera planta piloto, iniciándose la producción comercial en 1939 en Northwich, Cheshire.

En 1953, Ziegler y sus colaboradores en el Instituto Max Planck, basándose en los trabajos iniciados por el italiano Natta, estudiaron el proceso de polimerización a baja presión.

La reacción con un complejo catalítico de alquil aluminio y tetracloruro de titanio daba lugar a la fabricación de un Polietileno de mayor densidad y temperatura de fusión, como consecuencia de su mayor regularidad. A este Polietileno se le denominó de alta densidad (PEAD o sus siglas en inglés HDPE), haciendo mención a sus propiedades, o de baja presión, debido a su método de obtención.

En 1955 se inauguró en Alemania la primera fábrica de este material. Simultáneamente la Phillips Petroleum Co. en USA, desarrollaba un proceso industrial de obtención de PEAD, altamente cristalino utilizando presiones medias, y

como catalizador oxido de cromo soportado sobre sílice. La primera planta industrial se monto en Pasadena en 1957.

## **1.2- PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA**

El presente trabajo se ha enfocado en la caracterización a fractura de las tuberías de polietileno de alta densidad PE-80 Y PE-100, la cual actualmente constituyen el más reciente de los avances en cuanto a la utilización de este material en diversas aplicaciones ingenieriles por la gran versatilidad que ofrecen sus características, siendo el transporte de gas y agua los ejemplos más comunes en la industria petrolera y petroquímica. El estudio radica en la aplicación de la Mecánica de Fractura Elastoplástica (integral J), con el fin de logra una caracterización real del comportamiento en servicio de las tuberías.

## **1.3- OBJETIVOS**

### **1.3.1- Objetivo general.**

Elaborar un estudio experimental en tuberías de Polietileno de Alta Densidad (PEAD) Utilizando la Mecánica de Fractura.

### **1.3.2- Objetivos específicos.**

- Elaborar el Estudio del arte de las tuberías de PEAD.
- Establecer las consideraciones y criterios para los ensayos de Mecánica de Fractura en PEAD.
- Analizar la influencia de la velocidad de ensayo en la resistencia a fractura (Factor de Intensidad de Esfuerzos  $J_{IC}$ ) de las tuberías PEAD.
- Estudiar el efecto de la longitud de la grieta (Entalla) y orientación de las fibras en la resistencia mecánica de las tuberías de PEAD.

## **CAPITULO II**

### **MARCO TEORICO**

#### **2.1- POLÍMEROS**

El término polímero se deriva de las palabras griegas poly, que significa muchos, y meros que significa partes.

Un polímero es una sustancia de alto peso molecular constituido por la repetición de unidades más pequeñas llamadas monómeros, unidos entre sí por medio de enlaces covalentes a través de un proceso denominado polimerización. Frecuentemente se utiliza el término macromolécula para referirse a los polímeros, aunque el término macromolécula es más amplio al englobar estructuras que no requieren estar formadas por unidades que se repiten. El peso molecular de un polímero puede variar desde 10.000 ó 20.000 g/mol en los considerados de bajo peso molecular, hasta varios millones en el caso de los de alto peso molecular. Por debajo de 10.000 g/mol los polímeros están formados por sólo unas pocas unidades repetitivas de monómero, denominándose en este caso oligómeros. El número de unidades que se repiten a lo largo de una cadena determinada se llama grado de polimerización [Llorente y Horta, 1991].

##### **2.1.1- Breve reseña histórica de los polímeros.**

Desde la antigüedad los seres humanos han utilizado polímeros de origen natural para satisfacer algunas de sus necesidades. El asfalto era empleado en el medio oriente en tiempos bíblicos y el algodón era conocido en México antes de la llegada de Colón. También en épocas precolombinas el látex era conocido por algunos pueblos americanos y los mayas lo empleaban para fabricar pelotas para jugar. Colón y otros exploradores que visitaron este continente quedaron fascinados con este material y llevaron a Europa muestras de este. Al látex le encontraron algunas aplicaciones,

donde las más importantes fueron realizadas luego del descubrimiento del proceso de vulcanización, el cual fue logrado de forma accidental por el norteamericano Charles Goodyear en 1839 y dio origen a la industria del caucho.

En el mismo siglo XIX hubo otros descubrimientos importantes como el de la nitrocelulosa en 1846 por Christian Schönbein que también se logró accidentalmente. En el mismo año se descubrió el colodión, material a partir del cual se pudo obtener el celuloide en 1860 y que permitió la fabricación de peines y películas fotográficas entre otras. A partir del celuloide, se fabricaron las primeras bolas de billar en 1869, y en 1875 Alfred Nobel descubre la dinamita.

Ya en el siglo XX, Leo Baekeland descubre en 1907 una resina termoestable preparada por reacción entre el fenol y formaldehído a la que denominó bakelita inspirándose en su propio nombre. El éxito de este investigador sirvió de estímulo a otros en la búsqueda de nuevos materiales. Sin embargo, para entonces no se conocía la verdadera naturaleza de los polímeros y se creía que estos eran agregados moleculares de muchas moléculas pequeñas y sus propiedades se atribuían a diversas fuerzas atractivas que mantenían unidos a sus componentes. El concepto de polímero, tal y como lo conocemos en la actualidad se debe a Staudinger cuando en 1920 introdujo por primera vez la idea de una cadena macromolecular constituida por enlaces covalentes. En reconocimiento a su trabajo Staudinger recibió el premio Nobel en 1953.

En la década de los 30 gracias a los esfuerzos del químico de la Du Pont Wallace Hume Carothers se obtiene la primera fibra sintética, una poliamida sintética denominada Nylon. Este descubrimiento abrió el camino para la síntesis de muchas otras. Por su parte, Bayer en Alemania hacía avances significativos en el campo de los poliuretanos. En esos años también se descubrió el teflón y el poli metacrilato de metilo.

En 1955 gracias a los trabajos combinados de Karl Ziegler y Giulio Natta se obtuvo un polipropileno cristalino y surgió el concepto de estereorregularidad que les valió la concesión del premio Nobel en 1955. Posteriormente las brillantes investigaciones de

otro destacado científico, Paul J. Flory, también le hicieron acreedor del premio Nobel en 1974.

A partir de entonces el desarrollo de nuevas tecnologías, materiales y aplicaciones de los polímeros ha sido progresiva.

Resumir las aplicaciones actuales de los polímeros resulta una tarea casi imposible. En el mundo contemporáneo, los polímeros sintéticos han copado todos los ámbitos del desarrollo y la elaboración de productos manufacturados, sustituyendo materiales usados tradicionalmente, tales como la madera, metales y materiales cerámicos. Así, por ejemplo estos materiales encuentran aplicación en campos tan diversos como la medicina (donde se emplean como prótesis, válvulas cardíacas entre otras), ingeniería (partes de vehículos y de computadores, tableros, y cientos de aplicaciones más), Agricultura, etc. Los polímeros también se utilizan en los deportes (pelotas, cascos, raquetas...) y en objetos de uso diario, como recipientes y utensilios de todo tipo. Solo basta con mirar a nuestro alrededor para darnos cuenta que estamos sumergidos en un mundo lleno de materiales poliméricos. El uso y aplicaciones de estos materiales crece cada día, por lo que se hace muy importante conocer estos materiales lo mejor posible, no solo por las ventajas que nos ofrecen, sino también por los inconvenientes que causan debido a su acumulación cuando ya no nos son útiles.

### **2.1.2- Clasificación de los polímeros.**

La variedad de polímeros es muy amplia, lo que permite realizar diferentes clasificaciones según se tome un criterio u otro. Atendiendo a su origen, los polímeros pueden ser naturales o sintéticos. Así por ejemplo, los seres vivos están constituidos por macromoléculas biológicas, es decir, biopolímeros (proteínas, polisacáridos, ácidos nucleicos, etc.).

Por otro lado, existe una gran variedad de materiales poliméricos que se han hecho imprescindibles en el mundo actual (plásticos, fibras, cauchos, resinas sintéticas, pinturas, etc.), habiéndose sintetizado todos ellos de forma industrial. Los polímeros sintéticos pueden ser clasificados según el tipo de reacción de polimerización que da lugar a la formación de estas macromoléculas, siendo los dos más importantes:

#### 2.1.2.1- Polimerización por adición a un doble enlace:

Para este tipo de polimerización se precisa de la existencia en el monómero de un doble enlace, generalmente  $C=C$ . La reacción comenzará por el ataque de algún iniciador a uno de los carbonos del monómero, provocando la ruptura del doble enlace y, dando lugar en el otro carbono a la aparición de un radical libre, un anión o un catión, que es por donde continuará la reacción, al facilitarse su ataque a otra molécula de monómero originándose así la cadena polimérica. Por otro lado, distintos tipos de polimerización por adición (radical al azar, por coordinación, en emulsión, etc.) proporcionan polímeros distintos en cuanto a su polidispersidad y la regularidad de sus cadenas. Algunos ejemplos de polímeros de adición son el polietileno, policloruro de vinilo, poliacetato de vinilo, poliestireno, polimetacrilato de metilo, etc.

#### 2.1.2.2- Polimerización por condensación de monómeros multifuncionales:

Este proceso de polimerización tiene lugar cuando reaccionan entre sí dos o más moléculas de monómero en las que existen grupos funcionales distintos. En este tipo de polimerizaciones se suelen formar productos de condensación, de bajo peso molecular, generalmente agua o amoníaco. Este tipo de reacción es la base de muchos polímeros importantes, como el nylon, los poliésteres, resinas fenólicas, etc.

Finalmente, se puede hacer una clasificación de los polímeros atendiendo a sus diferentes propiedades, ya que éstos pueden ser sólidos más o menos rígidos o elásticos, fibras, líquidos viscosos, oleosos, elásticos, etc. Dada la importancia de este concepto, éste suele ser el criterio más utilizado para su clasificación:

#### 2.1.2.3- Polímeros Termoplásticos:

Estos polímeros tienen la particularidad de reblandece o fundir por acción del calor, lo que permite darles forma mediante moldes, forma que posteriormente se estabiliza al enfriarlos. Además es posible volverlos a reblandecer y volverlos a moldear con formas diferentes, pudiendo de esta manera ser reciclados. Su estructura es

bidimensional, tratándose de cadenas largas sin enlaces entre ellas y que pueden presentar diferentes niveles de ramificación. Se pueden dividir en dos tipos, los que cristalizan al enfriar y los que no lo hacen y se utilizan como vidrios poliméricos. Son ejemplos de polímeros termoplásticos: polietileno, polipropileno, poliestireno, policloruro de vinilo, etc.

#### 2.1.2.4- Polímeros Termoestables:

Estos polímeros conservan su forma al calentar, debido a que sus cadenas son muy rígidas y están entrecruzadas entre sí por uniones covalentes. Su estructura es tridimensional, estando constituidas por cadenas entrecruzadas. A diferencia de los polímeros termoplásticos, los polímeros termoestables no reblandecen con el calor, por lo que el incremento progresivo de la temperatura únicamente llevaría consigo la degradación del polímero, por lo que se hace muy difícil su reciclado. Son ejemplos de polímeros termoestables: poliésteres insaturados, resinas epoxi, resinas fenólicas, etc.

#### 2.1.2.5- Polímeros Elastómeros:

Tienen una estructura intermedia, en la cual se permite que ocurra una ligera transformación de enlaces cruzados entre las cadenas moleculares. Los elastómeros son capaces de deformarse elásticamente en grandes magnitudes sin cambiar de forma permanentemente. Típicamente son polímeros amorfos que no cristalizan fácilmente. Tienen una baja temperatura de transición vítrea y las cadenas se pueden deformar elásticamente con facilidad al aplicar una fuerza y al cesar esta fuerza recuperan su forma original [Brewin y Chapman, 2000].

### **2.1.3- Propiedades mecánicas de los polímeros.**

Las pruebas mecánicas consideran estas fuerzas por separado o combinadas. Las pruebas de tracción, compresión y cizalla sirven para medir sólo una fuerza, mientras que las de flexión, impacto y dureza implican dos o más fuerzas simultáneas [Mark, 2007]. A continuación se presenta una descripción de las propiedades mecánicas más importantes y las normas que rigen su determinación:

#### 2.1.3.1- Comportamiento elástico:

En los polímeros termoplásticos, la deformación elástica es el resultado de dos mecanismos. Un esfuerzo aplicado hace que se estiren y distorsionen los enlaces covalentes de las cadenas, permitiendo que éstas se alarguen elásticamente. Al eliminar este esfuerzo, se recuperan de esta distorsión prácticamente de manera instantánea. Además, se pueden distorsionar segmentos completos de cadenas de polímeros; y al eliminar el esfuerzo aplicado, los segmentos volverán a su posición original sólo después de un periodo de horas o incluso meses. Este comportamiento viscoelástico, dependiente del tiempo puede contribuir en algo al comportamiento elástico no lineal [Mark, 2007].

#### 2.1.3.2- Comportamiento plástico:

Los polímeros termoplásticos se deforman plásticamente cuando se excede al esfuerzo de cedencia. Sin embargo, la deformación plástica no es una consecuencia de movimiento de dislocación como lo es en los aceros. En lugar de eso, las cadenas se estiran, giran, se deslizan bajo la carga, causando una deformación permanente. Debido a este fenómeno se puede explicar la reducción de esfuerzo más allá del punto de cedencia [Mark, 2007].

#### 2.1.3.3- Fractura:

Los polímeros pueden fracturarse por mecanismo dúctil o por mecanismo frágil. Por debajo de la temperatura de transición vítrea, los polímeros termoplásticos fallan en modo frágil, de manera muy parecida a los vidrios cerámicos. Sin embargo, por

encima de la temperatura de transición vítrea fallan en forma dúctil, con evidente deformación extensa e incluso extricción antes de la falla [Mark, 2007].

#### 2.1.3.4- Ensayo:

Resistencia a la tracción (ISO 527, ASTM D-638), el ensayo normal a la tensión se emplea para obtener varias características y resistencias que son útiles en el diseño.

La probeta se coloca en la máquina de ensayos y se carga lentamente a tensión mientras se observan los valores de carga aplicada y de deformación producida (Figura 1). Al concluir la prueba o durante ella los valores se pueden expresar en forma de una gráfica llamada diagrama esfuerzo-deformación [Mark, 2007]. (Figura 2).



Figura 1: **Probeta colocada en Máquina de Ensayos Universal.** Fuente propia

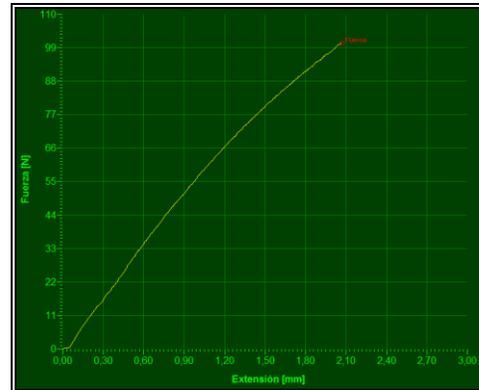


Figura 2: **Diagrama esfuerzo-deformación.** Fuente propia.

#### 2.1.3.5- Módulo elástico o de Young (E):

Se determina como la pendiente de la región elástica y lineal de las curvas esfuerzo-deformación.

#### 2.1.3.6- Resistencia a la tracción o tensión de cedencia ( $\sigma_y$ ):

Se considera el valor de cedencia como la máxima tensión de la curva esfuerzo-deformación ingenieril.

$$\sigma_y = \frac{P_y}{A_0} \quad (1)$$

Donde:

$A_0$ : área de la sección transversal inicial de la probeta

$P_y$ : carga máxima

#### 2.1.3.7- Elongación a rotura ( $\epsilon_r$ ):

Se toma como el porcentaje total de alargamiento hasta la rotura. Los casos en los cuales se detuvo el ensayo sin ocurrir rotura el valor de elongación a rotura se tomó como el mayor porcentaje total de alargamiento en el punto en que se paró el ensayo.

#### 2.1.3.8- Esfuerzo a rotura ( $\sigma_r$ ):

Es el valor del esfuerzo en el momento de la rotura de la probeta en la curva de esfuerzo-deformación. [Ardanuy, 2007].

En la Figura 3, se muestra la gráfica esfuerzo-deformación típica para el PEAD, donde se puede apreciar cada uno de los parámetros señalados anteriormente en los ensayos.

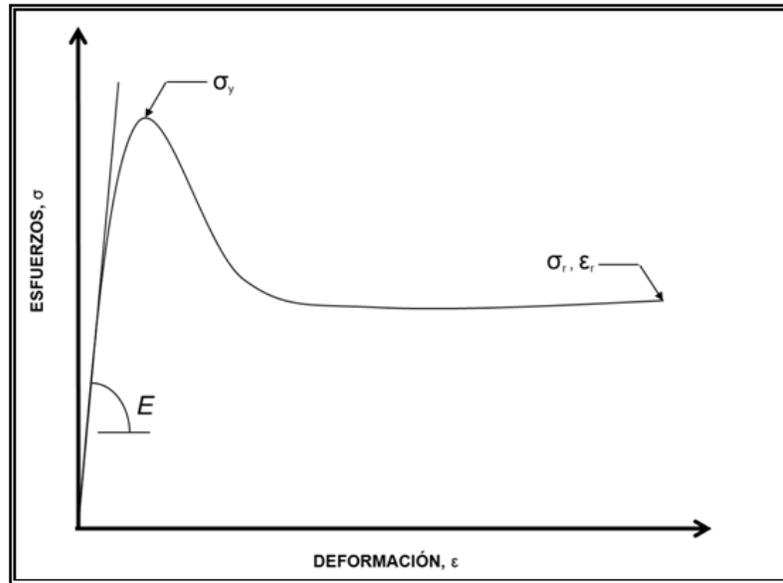


Figura 3. Curva típica esfuerzo-deformación y representación esquemática de las definiciones de los parámetros determinados. Fuente Ardanuy, 2007.

#### 2.1.4- Comportamiento Viscoelástico de los Polímeros.

La capacidad de un esfuerzo para provocar el deslizamiento de cadenas y la deformación plástica está relacionada con el tiempo y la rapidez de deformación. Si el esfuerzo se aplica lentamente, las cadenas se deslizan fácilmente una al lado de otra; si se aplica con rapidez, no ocurre deslizamiento y el polímero se comporta de manera frágil. La dependencia de las deformaciones elásticas y plásticas de los termoplásticos con el tiempo, se explica mediante el comportamiento viscoelástico del material. A bajas temperaturas o bajas velocidades de carga, el polímero se comporta como cualquier otro material sólido, como los metales o los cerámicos. En la región elástica, el esfuerzo y la deformación están directamente relacionados. Sin embargo, a altas temperaturas o a bajas velocidades, el material se comporta como líquido viscoso. Este comportamiento viscoelástico ayuda a explicar por qué el polímero se deforma bajo carga y también permite conformar el polímero convirtiéndole en

productos útiles. La viscosidad del polímero describe la facilidad con que las cadenas se mueven causando deformación [Mark, 2007].

## **2.2- POLIETILENOS**

Las poliolefinas, principalmente los polietilenos, polipropilenos y sus copolímeros constituyen el grupo más importante de los polímeros termoplásticos. Estos materiales combinan una serie de propiedades como son una baja densidad, estabilidad química y resistencia mecánica con una facilidad de procesado, que les hacen idóneos en una gran variedad de aplicaciones. Su evolución en la última década ha sido muy superior a la esperada, debido fundamentalmente, a los continuos desarrollos en los procesos de polimerización y en los sistemas catalíticos. Actualmente la familia de las poliolefinas representa el 65% del consumo global de plásticos e incluyen un amplio espectro de propiedades muy distintas, a las que hay que añadir la total reciclabilidad de este tipo de polímeros [Galli y Vicellio, 2001].

El polietileno es, entre las poliolefinas, el polímero más sencillo, desde el punto de vista de su estructura química, pero con gran complejidad por la cantidad de productos que abarca. Posee un excelente balance de propiedades físicas en estado sólido y una estabilidad química que combinado con su bajo coste y fácil procesabilidad ha originado que sea el material plástico de mayor producción mundial [Gómez y col., 2004]. En la actualidad, los polietilenos representan el 60% de las poliolefinas, con una producción mundial de 60.000 kt, y un crecimiento anual del 3%. En España la producción se sitúa en torno a 900 kt, siendo el principal mercado de aplicación, el del envase y el embalaje [Centro Español de Plásticos, 2001].

En su forma más simple, el polietileno consiste en una cadena larga de átomos de carbono unidos por enlaces covalentes, en la que se repite una unidad básica constituida por dos átomos de carbono y cuatro de hidrógeno, terminando en grupos metilo como puede verse en la Figura 4. Dependiendo del grado de polimerización el polietileno tener un peso molecular desde 1.000 hasta más de 3.500.000 g/mol [Peacock, 2000].

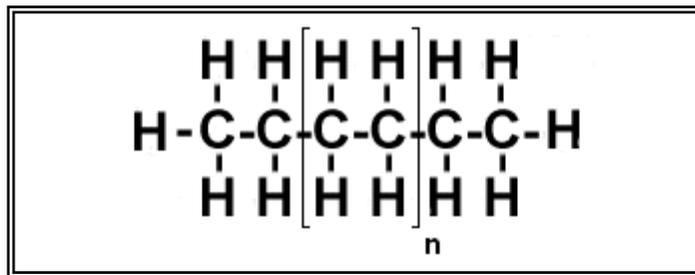


Figura 4. Estructura química del polietileno puro. Fuente Peacock, 2000.

### 2.2.1- Breve reseña histórica del polietileno.

El polietileno fue descubierto de forma fortuita en 1933, en la empresa inglesa Imperial Chemical Industries, ICI, durante el desarrollo de un proyecto de investigación sobre reacciones de compuestos orgánicos a alta presión. Este polietileno inicial era un material de baja densidad, muy ramificado y con un espectro de propiedades muy limitado. En 1953, Ziegler y colaboradores estudiaron la polimerización de etileno con catalizadores de coordinación a baja presión obteniendo un polietileno esencialmente lineal, de mayor densidad y temperatura de fusión. La primera planta industrial de polietileno de alta densidad fue desarrollada por Fawerke Hoechst en Alemania en 1955. En 1957, Phillips Petroleum Co., en Estados Unidos, desarrollaba un proceso industrial de polimerización de etileno para la producción de polietilenos altamente cristalinos y de alta densidad, utilizando óxidos metálicos como catalizadores. Durante la década de los 60 DuPont desarrolló la copolimerización de etileno con monómeros polares, ampliando el espectro de productos y las áreas de aplicación de los polietilenos.

### 2.2.2- Tipos de Polietileno.

Según sea el proceso de polimerización empleado se obtienen diferentes tipos de polietileno ya sean lineales o con diferente grado de ramificación [Vogl, 1998].

Generalmente se suelen caracterizar según su densidad existiendo tres grupos principales:

#### 2.2.2.1- Polietileno lineal de baja densidad (PELBD)

La composición de este tipo de resinas está basada en copolímeros de etileno con  $\alpha$ -olefinas, fundamentalmente 1-buteno, 1-hexeno y 1-octeno. Los átomos de carbono participantes del grupo vinilo del comonómero se incorporan dentro de la cadena principal, por otro lado, los átomos de carbono remanentes forman grupos que cuelgan de la cadena principal y se denominan ramificaciones de cadena corta (Short Chain Branching –SCB), la estructura general del PELBD se muestra en la Figura 3-c. Valores típicos de separación de las ramificaciones de cadena corta en la cadena principal son de 25 a 100 átomos de carbono, además el PELBD puede contener algunas ramificaciones de cadena larga, aunque a un nivel muy inferior al del PEBD. Las ramificaciones dificultan el proceso de cristalización, reduciendo la densidad que se daría de no existir dichas ramificaciones. Las resinas de PELBD presentan generalmente valores de densidad entre 0,90-0,94 g/cc.

#### 2.2.2.2- Polietileno de alta densidad (PEAD).

Químicamente es la estructura más similar al polietileno puro. Consta principalmente de cadenas lineales con muy pocos defectos o ramificaciones que hagan perder su linealidad. En general la forma de la cadena de PEAD es la mostrada en la Figura 5-a. Debido al extremadamente bajo nivel de defectos que dificulten su organización, puede llegar a alcanzar un alto nivel de cristalinidad, dando lugar a resinas de alta densidad. Algunas resinas de este tipo pueden ser copolimerizadas con una concentración muy baja de 1-alquenos a fin de reducir ligeramente la cristalinidad. El PEAD generalmente tiene valores de densidad comprendidos entre 0,94-0,97 g/cc, y debido a su bajo nivel de ramificación, al PEAD se le denomina habitualmente polietileno lineal.

### 2.2.2.3- Aplicaciones del polietileno de alta densidad.

Las aplicaciones del Polietileno de alta densidad son muy variadas, ya que debido a sus propiedades fisicoquímicas, fácil procesamiento y costo bajo lo hacen el termoplástico más usado en nuestra sociedad.

Las aplicaciones que se le pueden dar van desde materiales de construcción, aislantes eléctricos, empaque, tuberías, botellas, juguetes, cajas, bolsas, tanques para agua, pistas de patinaje, redes para pesca y chalecos antibalas. Esto no es más que una muestra de la versatilidad que posee este plástico.

Las aplicaciones del Polietileno de alta densidad se pueden clasificar de muchas formas, pero las más importantes son las siguientes:

Tabla 1: **Resumen de las aplicaciones del Polietileno de alta densidad.** Fuente Roca, 2005.

<b>SECTOR DE APLICACIÓN</b>	<b>USO MAS COMÚN</b>
Envase – Empaque	Botella, envase, frasco, bolsa, empaque, lámina, película de recubrimiento en general de materiales, películas para productos Boil in bag.
Industria eléctrica	Aislantes de cables en general; media y alta tensión, alambre, conexiones, cuerpos de bobina, partes de motores eléctricos, interruptores y acopladores.
Automotriz	Contenedores para aceite y gasolina, conexiones, tanques para agua, tubos, Mangueras.
Construcción	Tuberías para conducción de agua, fluidos caliente y gases; tubos, accesorios, ducto para fibra óptica, protección de cables eléctricos, minería, instalaciones y desechos industriales.
Tanques	Tanques industriales para almacenar agua, materiales sólidos, ácidos, aceites y otros.
Refacciones de maquinaria	Engranajes, estrellas, tornillos sin fin, espaciadores, placas de desgaste, bujes, levas y guías.
Aplicaciones diversas	Recubrimiento de sobres para correo, sacos para comestibles, bandejas, botes de basura, platos, redes, regaderas, tejidos técnicos, artículos de cordelería, tapices, cuerdas, cables, tinas de baño para bebé, cajas, juguetes.
Aplicaciones especiales	En fundiciones, en aserraderos, minería, manejo de materiales en general como químicos, fibras, chalecos antibalas, pistas de patinaje.
Polietileno Reciclado	Bolsas de residuos, caños, madera plástica, para postes, marcos, film para agricultura, envases para productos de limpieza, recipientes para basura, cajas, tarimas, contenedores industriales, tuberías.

#### 2.2.2.4- Polietileno de baja densidad (PEBD).

El nombre de baja densidad se debe a que estos polímeros contienen una concentración significativa de ramificaciones que dificultan el proceso de cristalización, dando lugar a valores bajos de densidad. Las ramificaciones se componen fundamentalmente de grupos etilos y butilos junto con algunas ramificaciones de cadena larga, pudiendo estar éstas a su vez ramificadas. La representación esquemática de su estructura se muestra en la Figura 5-b. Las resinas de PEBD normalmente tienen densidades en el rango de 0,90-0,94 g/cc.

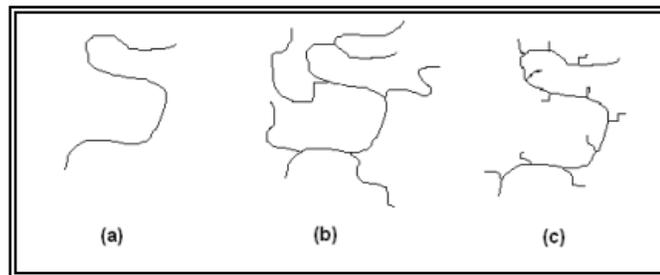


Figura 5. Representación esquemática de diferentes tipos de polietileno. (a) Polietileno de alta densidad, (b) Polietileno de baja densidad, (c) Polietileno lineal de baja densidad. Fuente Peacock, 2000.

#### 2.2.3- Morfología del polietileno.

El polietileno, como la mayor parte de las poliolefinas, es un polímero semicristalino. Los polímeros semicristalinos son aquellos que constan de dos o más fases sólidas, en al menos una de las cuales los segmentos de cadena están organizados en una estructura regular en tres dimensiones (fase cristalina), estando en las otras fases las cadenas desordenadas. Las fases no cristalinas forman una matriz continua en la que las regiones cristalinas están embebidas.

Las propiedades físicas del polietileno están gobernadas por la proporción relativa de fases cristalinas y no cristalinas, su tamaño, forma, orientación, interconexiones, etc. El polietileno sólido consta de una morfología de tres fases como se muestra de manera esquemática en la Figura 6. Los cristales microscópicos, denominados

cristalitos o lamelas, están rodeados por una fase no cristalina que consta de capas de cadenas parcialmente ordenadas junto a los cristales, denominadas interfase, y capas desordenadas a continuación, conocida como región amorfa. [Peacock, 2000]

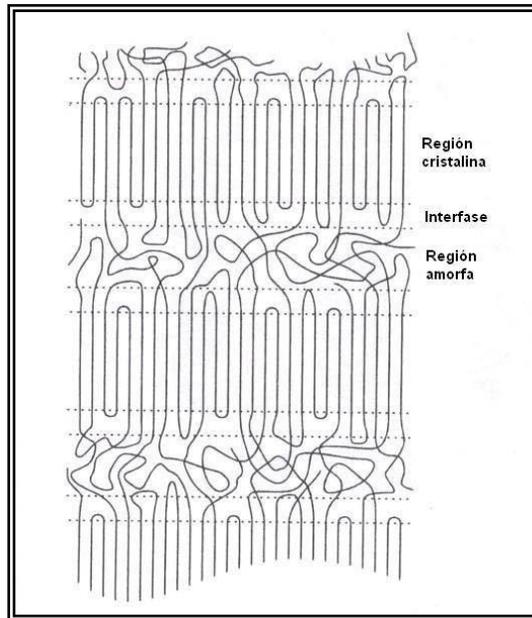


Figura 6. Representación esquemática de las tres fases presentes en el polietileno semicristalino.

Fuente Peacock, 2000.

La fase ordenada del polietileno semicristalino consiste en cristalitos en los cuales los segmentos moleculares están empaquetados de forma regular. El espesor de estas estructuras en muestras moldeadas de PEAD suele estar en el rango de 80-200 Å con dimensiones laterales de hasta varias micras. El PEBD y el PELBD generalmente presentan cristalitos más finos y de menores dimensiones laterales.

Las regiones no cristalinas que separan los cristales pueden variar entre 50 y 300 Å. Las cadenas de polietileno extendidas atraviesan el espesor de los cristalitos de forma aproximadamente perpendicular a sus dimensiones laterales. La longitud extendida de una típica molécula de polietileno podría ser de 10000 Å o mayor, lo cual supera en

muchas veces el espesor de los cristalitos. En una muestra dada resulta obvio que segmentos de una cierta molécula atraviesan el espesor de una o más regiones cristalinas y amorfas varias veces.

Los segmentos de cadenas presentes en las regiones no cristalinas pueden atravesar la zona intercristalinas y conectarse a un cristalito adyacente, también pueden doblarse y volverse a unir al cristalito del que partieron o bien terminar en un final de cadena, conociéndose estas tres configuraciones como moléculas enlazantes, lazos y cillas. Está ampliamente aceptado que la proporción de cadenas que vuelven al mismo cristalito frente a las que cruzan las regiones desordenadas dependerá del peso molecular, nivel de ramificación y condiciones de cristalización de la muestra, dicho grado de conectividad entre cristalitos próximos desempeña un papel fundamental en las propiedades finales de la muestra.

En los límites entre las regiones desordenadas y las superficies de los cristalitos existe una tercera fase formada por segmentos de cadena que presentan diversos niveles de ordenamiento cuando atraviesan esta región. Esta tercera región se denomina la región interfacial, interfase o región parcialmente ordenada. Las características de esta región son muy importantes ya que sirve de unión entre las dos fases primarias. El ordenamiento de las tres fases comentadas, sus proporciones relativas y su grado de conectividad determinan las propiedades finales del material.

Desde un punto de vista cristalográfico el polietileno presenta tres tipos diferentes de celda unidad, ortorrómbica, monoclinica y hexagonal [Tadokoro, 1979]. La celda ortorrómbica es con diferencia la más común en el polietileno y la única presente en las muestras comerciales. Esta celda consiste un cuboide donde cada uno de sus ejes tiene diferente longitud mientras que los ángulos de las caras adyacentes son de  $90^\circ$ . Cada celda unitaria contiene una unidad de etileno perteneciente a un segmento de la cadena y partes de otros cuatro pertenecientes a cadenas adyacentes. La celda unidad ortorrómbica del polietileno está representada en la Figura 7. Bajo deformación el polietileno puede cristalizar en una estructura monoclinica [Turner-Jones, 1998], tratándose de una modificación cristalina metaestable que se transforma al calentar en

la estructura ortorrómbica. Cuando la cristalización tiene lugar en condiciones extremas de presión se obtiene una estructura hexagonal [Bassett y Block, 1974].

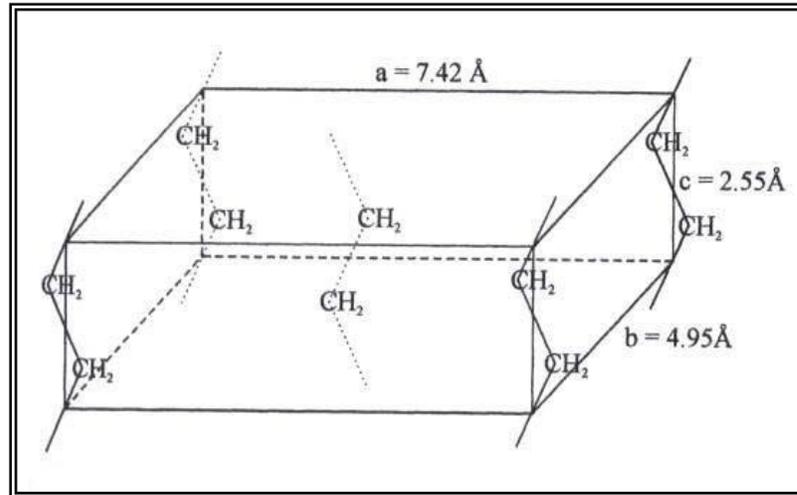


Figura 7. Cristal ortorrómbico de polietileno. Fuente Turner-Jones, 1998.

#### 2.2.4- Uso del polietileno para aplicación en tuberías

El plástico es en la actualidad el material más utilizado para la fabricación de tuberías, suponiendo en el año 2003 un 54% del mercado total de tubería, por encima de otros materiales como por ejemplo metales [Raynaud, 2003]. Dentro de los materiales plásticos, uno de los que más desarrollo ha experimentado para esta aplicación en los últimos años es el polietileno. Este incremento ha sido fundamentalmente debido a una perfecta combinación de bajo coste de producción, fácil colocación y gran durabilidad. En la Figura 8 se puede apreciar como el polietileno, además de ser el segundo material plástico más utilizado en fabricación de tuberías, es uno de los que más ha crecido su consumo en los últimos años, existiendo una previsión para el año 2010 que indica que cerca del 40% de la producción de tuberías plásticas en Europa Occidental serán de este material [Richter, 2001].

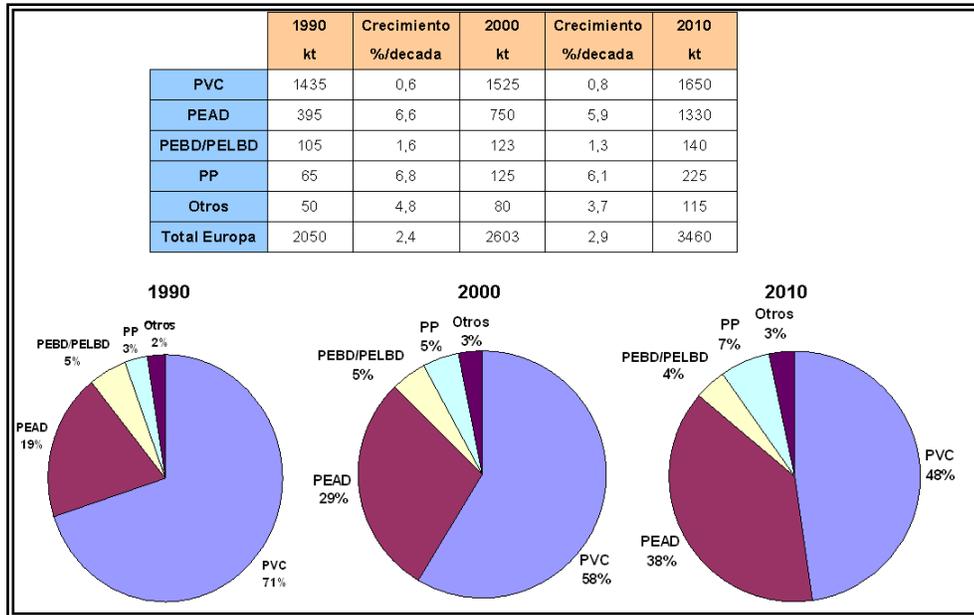


Figura 8. Consumo de tubería de plástico (Europa Occidental). Fuente Richter, 2001.

En lo que respecta a la producción global de PEAD, el de aplicación para tubería ha crecido por encima de su media global, estimándose para el año 2010, como se muestra en la Figura 9, que éste suponga en torno al 20% del consumo total de esta resina [Richter, 2001]. En lo que respecta al consumo mundial, la estimación para el año 2010 apunta a que el PEAD producido para tubería sea el 13,1% de la producción global de PEAD. Entre las áreas de aplicación de las tuberías de PEAD en Europa, en la Figura 10 se puede observar como las relativas a la conducción de agua tanto potable como residual suponen el porcentaje más alto, seguido por las utilizadas para la conducción de gas [Richter, 2001]

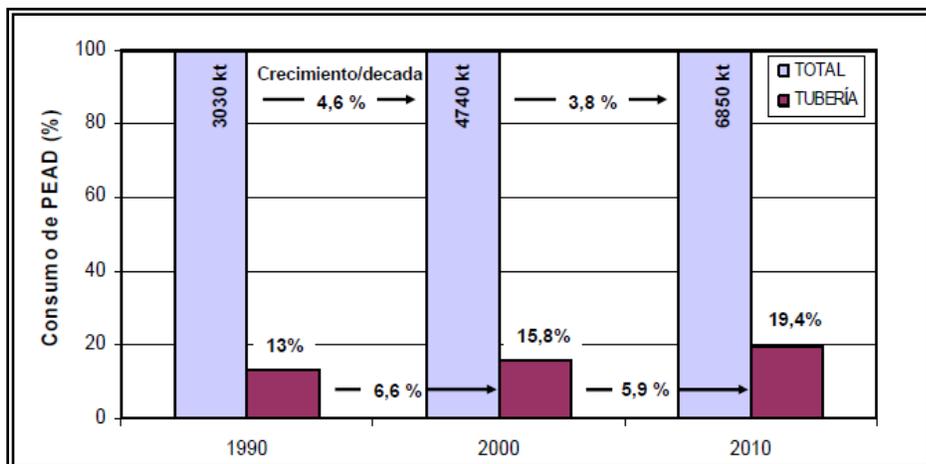


Figura 9. Consumo de PEAD y de tubería de PEAD en Europa Occidental. Fuente Richter, 2001.

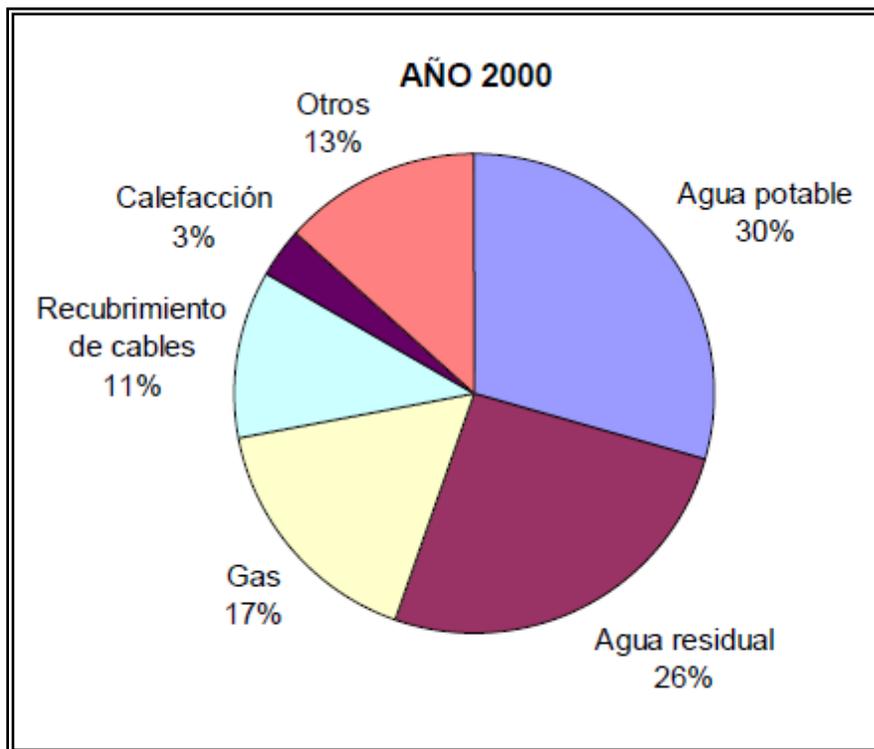


Figura 10. Aplicaciones de las tuberías de PEAD en Europa Occidental. Fuente Richter, 2001.

### **2.2.5- Grados de polietileno para tubería.**

Dependiendo de la especificación que se desee cumplir, se precisará de un polietileno que tenga unas determinadas características. Por lo general, la mejora de las propiedades mecánicas de un polietileno de aplicación para tubería va a suponer un empeoramiento de su procesabilidad y, por consiguiente, un incremento de sus costes de producción, por lo que será importante seleccionar el grado de polietileno correcto para cada aplicación.

El cálculo y diseño de redes de tuberías se efectúa sobre la base de la resistencia a la presión interna de la tubería. La presión del fluido en el interior de la tubería origina un esfuerzo tangencial a la superficie de la tubería, debiendo ser el valor de este esfuerzo siempre inferior a la tensión característica del material que se trate. Por ejemplo, en el caso del acero sería el límite elástico del material.

En el caso de los materiales plásticos, como el polietileno, la tensión característica varía con el tiempo y la temperatura. Para determinar esta tensión característica, denominada resistencia mínima requerida (*MRS Minimum Required Strength*), es preciso establecer curvas de resistencia en función del tiempo como se muestra en la Figura 11 [Sedigas, 2004]. De acuerdo con estas curvas los tubos se calculan de forma que fijado un valor de la tensión circunferencial de trabajo,  $\sigma$ , el tubo tenga una vida útil de al menos 50 años, a 20°C. Es decir, que a un esfuerzo superior a este valor, el tubo acabaría fallando de manera dúctil antes de 50 años. El método utilizado para determinar el valor de MRS viene descrito en la norma ISO 12162. En general, el valor de MRS está directamente relacionado con el esfuerzo de fluencia de la resina, que a su vez está relacionada con la densidad. De esta manera, durante una producción, controlando el valor de densidad de la resina se puede tener controlado, en cierta medida, el valor de MRS del material [Brown, 2005].

En el caso de las tuberías de polietileno, los materiales más utilizados son los que se denominan PE100 y PE80. Estas denominaciones expresan la tensión característica o mínima resistencia requerida (MRS) del material. Así, en el caso de PE100 el MRS tiene un valor de 10 MPa (es decir, resistiría durante 50 años a 20°C y una tensión

circunferencial de 10 MPa) y, en el caso del PE80, tiene un valor de 8 MPa; utilizándose uno u otro grado dependiendo de las exigencias de la especificación que se tenga que satisfacer. Hace unos años también se utilizaba el grado PE63, grado que actualmente está cayendo en desuso y siendo sustituido por el PE80. Además de un correcto valor de MRS los polietilenos deberán tener una buena resistencia al crecimiento lento de grieta (SCG – *Slow Crack Growth*) y a la propagación rápida de grieta (RCP – *Rapid Crack Propagation*).

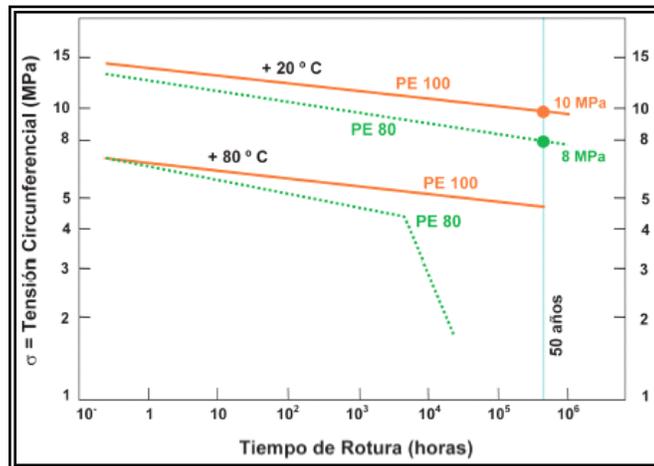


Figura 11. Curvas de determinación del valor de MRS. Fuente Brown, 2005.

El primer polietileno que fue específicamente desarrollado para extrusión de tubería fue un PEAD producido por Hoechst, durante 1960, con el nombre comercial de “HOSTALEN5010”. Aunque las tuberías desarrolladas con este tipo de resina presentaban alta resistencia a la presión, la resistencia al SCG y al RCP era bastante pobre. En 1971, la compañía Phillips Petroleum consigue producir un grado PE80, denominado “TR418”, usando buteno como comonomero, el cual suministraba al material una alta resistencia al SCG [Ingham, 2003].

Solvay y Cie consiguieron en 1989 un mayor desarrollo de las resinas para tubería con la introducción de la resina de PEAD denominada “Eltex Tub 121”. Este material

era un copolímero de etileno 1-buteno producido a través de un catalizador de Ziegler-Natta, siendo el primero en recibir la clasificación de PE100, presentando buena resistencia tanto al SCG como al RCP. El siguiente avance en los grados PE100 se produjo en el año 1993 con la producción del primer grado PE100 bimodal, el cual fue desarrollado por Borealis y comercializado como “HE2494”, presentando una excepcional resistencia al RCP, aunque tuvo algunos problemas iniciales para alcanzar los valores requeridos de resistencia al SCG sin comprometer la resistencia al RCP. A continuación, en 1997 Fina Chemicals produce el primer polietileno bimodal PE100 usando 1-hexeno como comonomero. Este material presentaba una gran resistencia tanto al RCP como al SCG, superior a todos los materiales anteriormente mencionados [Ingham, 2003].

#### **2.2.6- Estructura de las resinas de polietileno para aplicación de tubería.**

Para poder utilizar un polietileno para la fabricación de tuberías éste debe tener una buena resistencia mecánica, lo cual conduce a la necesidad de emplear resinas de polietileno de alto peso molecular. El problema de utilizar altos pesos moleculares radica en la procesabilidad del material siendo muy difícil su proceso de extrusión. Para poder cumplir todos estos objetivos, a principios de los años 90 se introdujeron los polietilenos bimodales. Estos polietilenos están compuestos fundamentalmente por dos componentes, un homopolímero lineal con bajo o nulo contenido en comonomero, de bajo peso molecular, y un copolímero con alto contenido en comonomero, de alto peso molecular. El homopolímero conferirá a la mezcla rigidez, debido a su alta densidad, y procesabilidad, debido a su bajo peso molecular. Por otro lado el copolímero proporcionará resistencia al SCG y tenacidad debido fundamentalmente a su alto peso molecular y a la presencia de ramificaciones de cadena corta que favorecerán la formación de cadenas enlazantes. De este modo se puede llegar a obtener resinas de tubería que muestran una excepcional combinación de rigidez y resistencia a la fluencia junto con una muy buena resistencia al SCG [Berthold, 1995]. En lo que respecta a la distribución de comonomero, interesa que la ramificación de cadena corta se concentre en las moléculas de mayor tamaño que son

las susceptibles de formar moléculas enlazantes. Desafortunadamente, los sistemas catalíticos habituales actúan al contrario de estos intereses, localizando mayor densidad de ramificaciones en las moléculas más cortas. Utilizando sistemas bimodales formados por un componente de bajo peso molecular sin comonomero, y uno de alto peso molecular ramificado se conseguirá el objetivo de localizar la mayor densidad de ramificaciones de cadena corta en las moléculas de mayor tamaño. En la Figura 12 se representan de manera esquemática ambos sistemas, para un único componente, el comonomero quedaría localizado en todas las moléculas, mientras que en la distribución bimodal, el comonomero sólo estaría localizado en las moléculas de mayor tamaño.

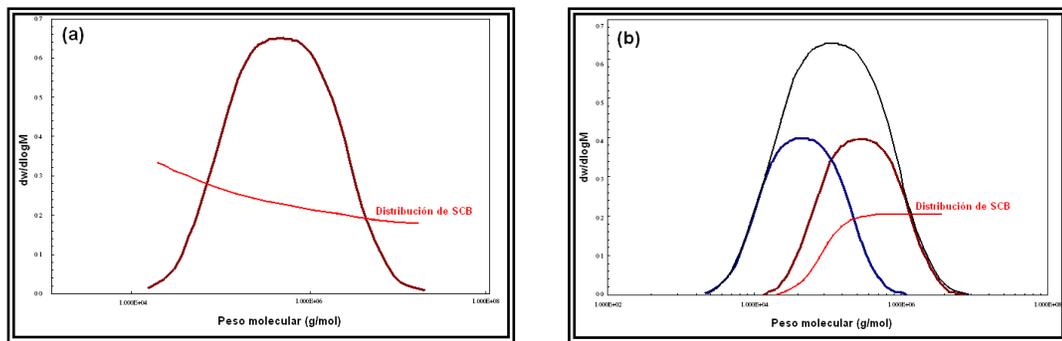


Figura 12. Distribución (a) unimodal y (b) bimodal de pesos moleculares y contenido de SCB.

Fuente Alt y Böhm, 2001.

Para la fabricación de polietilenos bimodales con las características comentadas existen diferentes métodos, siendo los más comunes los siguientes [Alt y Böhm, 2001]:

- (a) Dos reactores en serie con diferentes condiciones de reacción.
- (b) Dos catalizadores en un único reactor.
- (c) Un catalizador en un reactor con dos tipos de centros activos diferentes.
- (d) Mezcla en extrusora de dos polímeros (homopolímero y copolímero).

Para cualquiera de estos métodos el objetivo fundamental es obtener un PEAD donde exista un correcto equilibrio entre las componentes de alto y bajo peso molecular que de lugar a las propiedades deseadas.

En la producción de polietileno se utilizan diferentes tipos de comonómeros de diferente longitud de cadena, los más habituales se muestran en la Figura 13. Durante el proceso de formación de la lamela, las ramificaciones no pueden ser fácilmente integradas dentro de la red cristalina, actuando la ramificación como una imperfección y reduciendo de este modo tanto el espesor cristalino como la cristalinidad global del sistema [Seguela, 2005].

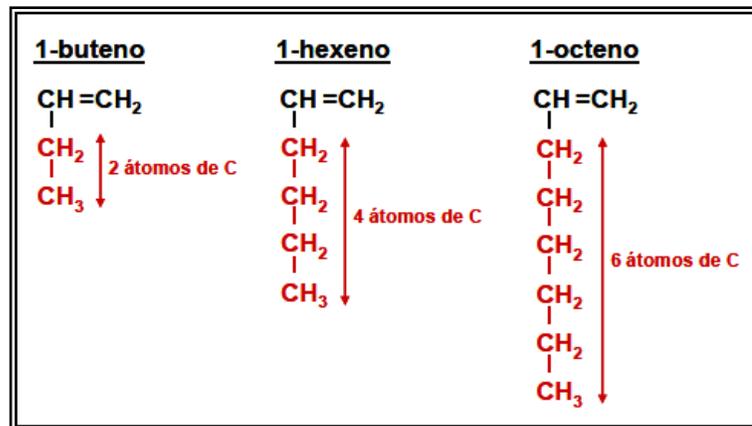


Figura 13. Comonómeros utilizados en la polimerización de polietileno. Fuente Seguela, 2005

### 2.3- PROPIEDADES MECÁNICAS DEL POLIETILENO.

Las propiedades mecánicas de una muestra de polietileno pueden ser definidas en términos generales como aquellas características que implican el reordenamiento físico de sus componentes moleculares o distorsión de su morfología inicial en respuesta a una fuerza aplicada [Peacock, 2000]. En una escala macroscópica, el ejercicio de una propiedad mecánica lleva consigo un cambio dimensional en la muestra. El esfuerzo externo puede ser aplicado en forma de tensión, compresión,

cizalla, torsión o bien una combinación de éstos. En gran medida las propiedades mecánicas determinaran el campo de aplicación del material.

Una posible división de las propiedades mecánicas se puede realizar teniendo en cuenta sus tiempos de respuesta, existiendo por un lado propiedades mecánicas a corto plazo (que se mueven en una escala de tiempos de décimas de segundo a minutos), como son las propiedades en tracción, flexión o compresión, donde destaca el módulo elástico, el esfuerzo de fluencia, el esfuerzo y deformación en el punto de rotura y la resistencia al impacto. Por otro lado estaría el grupo de las propiedades mecánicas a largo plazo que se mueve en una escala de tiempos que va desde horas hasta años.

### **2.3.1- Propiedades mecánicas a largo plazo.**

Dentro de las propiedades mecánicas de los polietilenos se encuentra un importante grupo denominadas a largo plazo (*long-term mechanical properties*). La morfología del polietileno, y por lo tanto la forma de los objetos fabricados con este material, no es estable cuando está sujeta a esfuerzos prolongados, incluso cuando los esfuerzos son mucho menores que el necesario para producir la fluencia instantánea. Esta inestabilidad morfológica, puede manifestarse de distintas maneras: en forma de fenómenos de fluencia, relajación de esfuerzos, formación de grietas, fractura frágil, etc. Cada una de estas inestabilidades llevará consigo un reordenamiento molecular, ya sea a nivel local, como es el caso de la fractura frágil o a través de una gran porción de la muestra como ocurre en el fenómeno de fluencia.

## **2.4- RELAJACIÓN DE ESFUERZOS**

Si se mantiene un valor constante de deformación en la muestra se produce el fenómeno de relajación de esfuerzos, según el cual el esfuerzo disminuye en función del tiempo debido fundamentalmente al reordenamiento de cadenas que se produce.

En la Figura 14 se muestran las características generales del fenómeno de relajación de esfuerzos. Inicialmente, cuando la muestra es deformada gradualmente, el esfuerzo va aumentando hasta llegar a un máximo en el punto en el que se alcanza la

deformación máxima establecida para el ensayo, punto en el que se interrumpe el proceso de deformación manteniendo el valor alcanzado. A partir de ese punto el esfuerzo va decreciendo gradualmente en función del tiempo. Si se le diera suficiente tiempo el esfuerzo podría llegar a un valor próximo a cero.

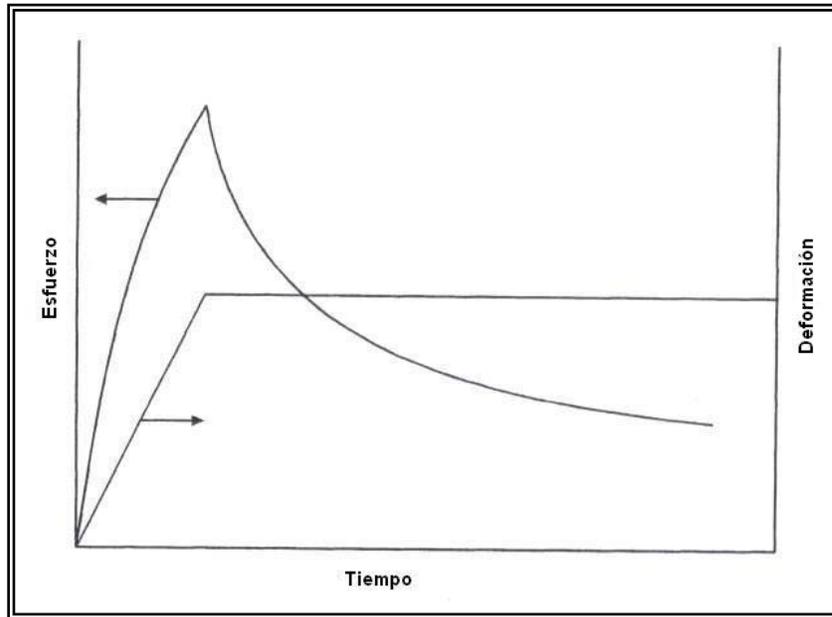


Figura 14. **Relajación de esfuerzos. Curvas de esfuerzo y deformación en función del tiempo.**  
Fuente Peacock, 2000.

### 2.4.1- Fluencia

El término fluencia (*creep*) se usa para describir la deformación gradual de una muestra bajo la acción de una carga prolongada, la cual podría ser constante o intermitente. El valor de esfuerzo aplicado siempre es menor que el necesario para conseguir la fluencia instantánea del material. La fluencia se produce en una escala macroscópica dando como resultado la deformación de una amplia porción de la muestra. Esto se da más a menudo en muestras que no presentan discontinuidades importantes en la superficie que pudieran actuar como concentradores de esfuerzos y dar lugar a un proceso de fallo frágil.

La deformación que una muestra presenta después de un cierto tiempo será la suma de tres componentes: la deformación elástica instantánea tras la carga (proporcional al módulo elástico), la deformación elástica retardada, y la componente Newtoniana, que explica el flujo viscoso del material. En contraste con las propiedades mecánicas a corto plazo, la fluencia tiene lugar en una escala de tiempos que va desde horas hasta años. Debido al extenso periodo de tiempo durante el cual se da el proceso de fluencia, los datos son generalmente discutidos en plazos de tiempo en escala logarítmica.

En la Figura 15 se observa la respuesta general de una muestra de polietileno a la carga aplicada (en escala logarítmica), distinguiéndose tres fases. En la primera fase la deformación se incrementa de forma gradual, mientras la muestra se deforma de manera homogénea. Después de un cierto tiempo crítico ( $t_c$ ) la deformación se incrementa rápidamente a medida que se da lugar a la formación de un cuello en la muestra, que se propaga rápidamente a través de la longitud de la probeta hasta abarcar toda la región situada entre las mordazas. A partir de ese momento la deformación permanece casi constante, incluso después de largos periodos de tiempo. Antes del inicio de la formación del cuello una gran cantidad de la deformación sería recuperable si la carga se eliminara, mientras que por el contrario, una vez que la probeta ha dado lugar al cuello, la deformación es fundamentalmente irreversible.

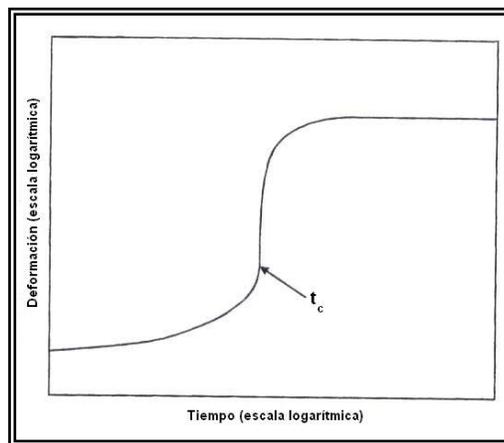


Figura 15. Deformación en función del tiempo para una muestra de polietileno bajo carga.

Fuente Peacock, 2000.

Un incremento en la carga o en la temperatura llevará consigo un desplazamiento de la curva deformación frente a tiempo a valores mayores de deformación y tiempos más cortos. La fluencia es un fenómeno de relajación que implica la liberación gradual de tensiones locales a través de reordenamientos moleculares. Cuanto mayor sean los esfuerzos o la libertad de movimientos moleculares, más rápido será el proceso de relajación y por consiguiente, la fluencia es más pronunciada a grandes cargas y altas temperaturas o en muestras con una gran cantidad de fracción amorfa (valores bajos de cristalinidad). Como es lógico, la fluencia es un fenómeno indeseado ya que lleva aparejado la deformación de la forma original de un artículo; siendo especialmente negativo cuando la forma del objeto es crítica para su funcionamiento.

#### **2.4.2- Fallo frágil a esfuerzos bajos**

El polietileno puede fallar de una manera frágil cuando está sujeto a bajos valores de carga de una manera continuada. Este fenómeno es conocido como fallo frágil a esfuerzos bajos o fallo frágil a largo plazo, denominándose crecimiento lento de grieta (SCG - *Slow Crack Growth*) al proceso de fallo que lo produce. Con la incorporación desde finales del siglo XX del polietileno en la fabricación de tuberías para la conducción de agua y gas, surgió la necesidad de estudiar los procesos que con el tiempo podían producir algún tipo de fallo en estas tuberías.

Tras múltiples estudios, se observó que el proceso de SCG era el mecanismo que seguía la fractura de los polietilenos empleados para este tipo de aplicaciones. Este fenómeno se distingue del de fractura dúctil que se da en el proceso de fluencia en que la deformación tiene lugar en un área microscópica, es decir, sobre una fina sección de la muestra, que en última instancia lleva consigo la fractura de la probeta. Este fenómeno se inicia en la superficie debido a un agrupamiento de imperfecciones que actúan como concentradores de esfuerzos, siendo los tipos más comunes araños, entallas, incisiones en la superficie, huecos en el material, etc. Otro punto importante de debilidad son las uniones formadas por soldadura. En el caso de

tuberías de conducción de gas o agua, estos defectos se suelen introducir, de manera inevitable, durante su proceso de instalación.

#### **2.4.3- Proceso de crecimiento lento de grieta en el Polietileno.**

El proceso de SCG es uno de los mecanismos de fallo más característicos del polietileno y responsable a largo plazo de la fractura de la tubería fabricada con este tipo de material [Peacock, 2000]. El fenómeno de SCG en el polietileno fue inicialmente estudiado por varios autores [Bhattacharya y Brawn, 1984], los cuales habían observado que bajo la acción de bajos niveles de esfuerzo y tras un tiempo suficientemente largo, el polietileno presentaba un fallo por fluencia, el cual resultaba aparentemente frágil en una escala macroscópica. Profundizando en dicho proceso observaron que el fallo se producía a través del crecimiento de una grieta en el interior del material, crecimiento que estaba a su vez precedido por la formación de una fisura. Brown y Bhattacharya fueron los primeros en estudiar los cambios microestructurales que se dan al inicio del proceso de SCG, observando como primera evidencia del daño que, en la raíz de la entalla se formaban una serie de pequeñas grietas con forma de poro, que con el paso del tiempo iban dando lugar a una estructura fibrilar que tras un cierto tiempo empezaban a romperse [Brown, 2005]. En la Figura 16 se muestra un esquema donde se aprecia muy bien estas tres etapas.

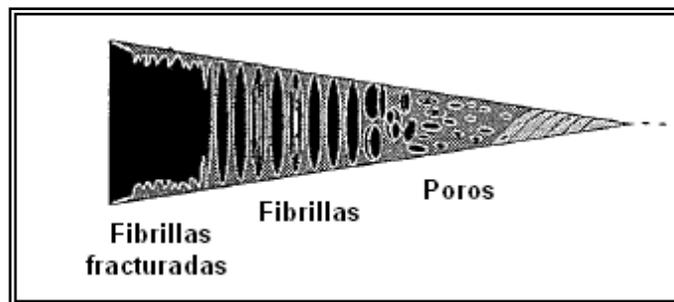


Figura 16. Esquema de la zona de fallo por SCG de un material. Fuente Brown, 2005.

A nivel microscópico, el proceso de deformación y fallo frágil que se da en el polietileno a bajos niveles de esfuerzo está esquematizado en la Figura 17 [Lustinguer y Markham, 1983]. Inicialmente se parte de la estructura básica formada por capas alternas de regiones cristalinas y amorfas, en la que ambas regiones están unidas por una serie de moléculas enlazantes, cadenas enmarañadas, etc. Si se aplica una determinada tensión perpendicular al plano de la lamela, las moléculas enlazantes se van estirando en la dirección de la deformación aplicada. Si el nivel de esfuerzo aplicado es lo suficientemente lento, algunas moléculas enlazantes se irán desenmarañando y desprendiendo de la lamela. Tras un cierto periodo de tiempo la mayor parte de las moléculas enlazantes se habrán desenredado, no pudiendo el resto del material soportar la tensión aplicada, produciéndose el fallo frágil del material.

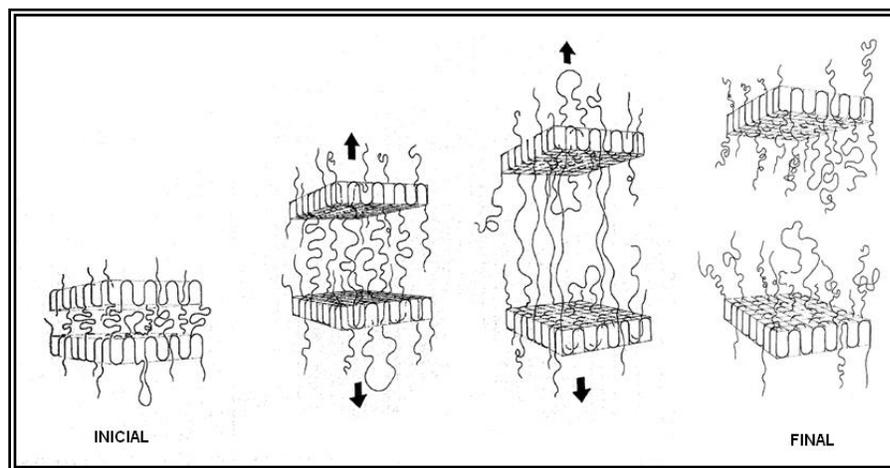


Figura 17. **Pasos iniciales en el proceso de deformación del polietileno.** Fuente Lustinguer y Markham, 1983.

Macroscópicamente el proceso de fallo por SCG sigue una secuencia característica que está ilustrada en la Figura 18. Inicialmente existe una entalla sujeta a un esfuerzo de apertura constante (a). A continuación, se forma una fisura en el extremo de la entalla que está compuesta de una serie de fibrillas y de huecos que se van extendiendo hacia el interior de la muestra (b). A continuación, las fibrillas comienzan a romperse dando lugar a una grieta tras la fibrilla fracturada (c). Este

proceso se va repitiendo en intervalos irregulares desplazándose hacia el interior de la muestra. Después de un cierto periodo de tiempo, la velocidad de crecimiento de la grieta se acelera y avanza rápidamente hasta que la superficie remanente es insuficiente para sostener la carga aplicada, es decir que la tensión en el ligamento remanente excede el valor de fluencia a corto plazo, produciéndose la fractura final del material de manera dúctil. Durante todo este proceso de crecimiento de la grieta, la deformación está localizada en el extremo de la grieta mientras que el resto de la muestra mantiene su forma original [Peacock, 2000].

Para que se produzca un proceso de fallo por SCG, el esfuerzo debe ser lo suficientemente bajo, como para que la velocidad de fluencia sea inferior a la velocidad de desenmarañamiento en la punta de la entalla [Lu y Brown, 1988], y esto se debe a que en el proceso de fallo existen dos mecanismos, dúctil y frágil, que se dan de manera simultánea, cada uno de los cuales tiene su propia cinética, predominando los procesos dúctiles a altos esfuerzos y las frágiles a bajos esfuerzos. Por tanto, el modo de fallo final del material dependerá de qué proceso sea más rápido para unas determinadas condiciones de esfuerzo, temperatura, geometría, entalla, etc. [Lu y Brown, 1988].

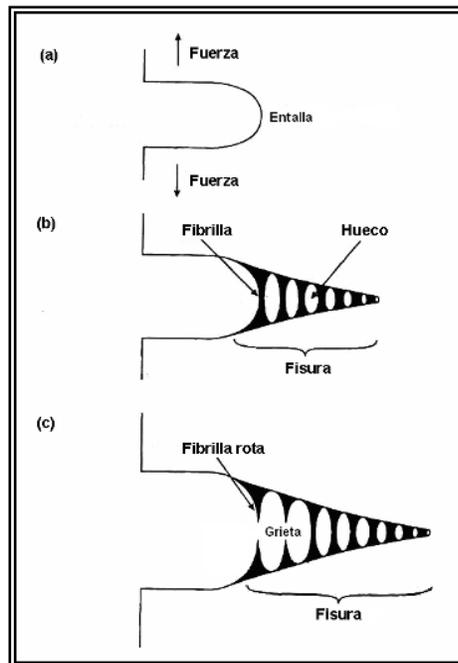


Figura 18. Representación esquemática del proceso de SCG. Fuente Lu y Brown, 1988.

## **2.5- MECÁNICA DE LA FRACTURA LINEAL ELÁSTICA (MFLE)**

La base teórica de la Mecánica de la Fractura (MFLE) se debe a Griffith, gracias a que fue uno de los primeros en realizar un análisis matemático del fenómeno de la fractura. Este análisis le permitió determinar una expresión para calcular el esfuerzo de fractura en materiales muy frágiles como el vidrio.

Griffith parte del hecho de que un material deformado elásticamente almacena energía potencial y propone que esta energía elástica almacenada es la fuerza impulsora del crecimiento de las grietas; esto, siempre y cuando la demanda de energía para la extensión de la grieta sea satisfecha por la conversión de energía elástica almacenada.

El objetivo primordial de la Mecánica de Fractura es determinar las combinaciones críticas de tres variables relativas a un componente o estructura: la tensión aplicada, el tamaño de los defectos que contiene y la tenacidad de fractura del material. De esta forma la aplicación de la MFLE es de gran importancia en el diseño de componentes, la planificación e inspección en servicio y, en general, una utilización segura de los materiales en ingeniería.

Los materiales que diariamente se utilizan en ingeniería poseen defectos como fisuras, grietas e incrustaciones entre otros, que al ser sometidos a fuerzas externas producen variaciones de esfuerzos y deformaciones. Un cuerpo fisurado puede ser sometido a cualquiera de los tres modos básicos de desplazamientos de superficies de fractura. [Jaramillo y Sánchez, 2008].

### **2.5.1- Modos de desplazamiento de superficies de fractura en sólidos agrietados.**

La Mecánica de Fractura se apoya en el cálculo del campo de esfuerzos y deformaciones alrededor de una grieta; éstos provocan desplazamientos relativos de las superficies de fractura en un cuerpo agrietado. La Figura 19 muestra los tres modos básicos de desplazamientos de la superficie de fractura de una grieta.

El Modo I es la abertura tensil de la grieta, de manera que las caras de la grieta se alejan una de la otra en direcciones perpendiculares al plano de fractura. La abertura

tensil ocurre cuando los cuerpos están sometidos a tracción o flexión pura, tal como se muestra en la Figura 19-a.

El Modo II corresponde al corte deslizante, caso de carga en el cual los desplazamientos de las superficies se presentan en sentido opuesto, pero en dirección del avance de la grieta. El caso más particular se presenta en grietas inclinadas. Un ejemplo se presenta cuando se separa una viruta de material mediante una cuchilla de corte en el torno o en el caso del cortante transversal (Figura 19-b).

El Modo III es aquel modo de carga en el cual los desplazamientos de las caras de la grieta son tales que las mismas se deslizan una con relación a la otra, pero en dirección fuera del plano y perpendicular a la dirección de avance. Este modo es importante cuando se presenta torsión pura o cuando se realiza el corte mediante una tijera como se observa en la Figura 19-c. [Jaramillo y Sánchez, 2008].

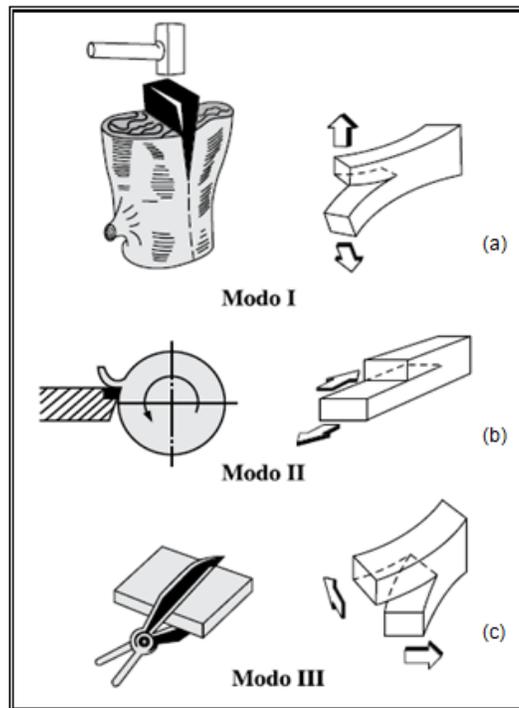


Figura 19. **Modos de fractura a) Modo I o de apertura b) Modo II o de deslizamiento c) Modo III o Tangencial.** Fuente Balankin, 2000.

### 2.5.2- Criterios y consideración para aplicar la MFLE.

Las condiciones bajo las cuales un material se fractura son caracterizadas por el factor de intensidad de esfuerzos, parámetro que define los esfuerzos en la punta de la grieta siendo las deformaciones completamente elásticas; de esta forma, la condición para que la fractura se presente requiere que el factor de intensidad de tensión  $K$  sea mayor que  $K_{IC}$ .

La diferencia conceptual entre  $K$  y  $K_{IC}$  radica en que el factor de intensidad de esfuerzos ( $K$ ) es función de la carga aplicada y de la configuración definida por la fisura, como tamaño, orientación, geometría sus dimensiones y el modo de sollicitación. De esta manera, el valor de  $K$  puede variar de una configuración a otra. Sin embargo, su valor crítico,  $K_{IC}$ , bajo condiciones de deformación plana, es esencialmente constante para cualquier configuración que involucre al mismo material. Las normas especifican una variedad de probetas para realizar este ensayo, pero las más extensamente utilizadas son las que se muestran en la Figura 20.

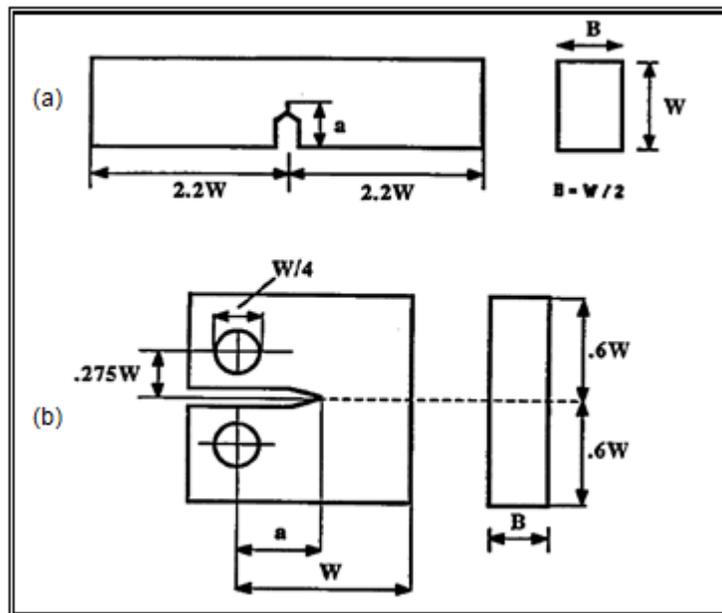


Figura 20. a) Probeta de Flexión SENB y b) Probeta Compacta de Tensión CT. Fuente ASTM D-5045, 1999.

Para obtener una prueba válida de la tenacidad, el tamaño de la zona plástica en el frente de la grieta debe ser pequeño en comparación con las dimensiones de la probeta, con la finalidad de garantizar en el frente de la grieta un estado de deformación plana; según las normas esta garantía se obtiene cumpliendo la siguiente relación:

$$a, b \geq 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

El ensayo de tenacidad se realiza una vez esté pre-agrietada la probeta de acuerdo con las normas que regulan este requerimiento [ASTM D-5045, 1999], [ASTM E-1820, 2001] y [ESIS, 2001]. La máquina utilizada para realizar la prueba es una máquina que tenga disposición para grabar gráficos de la carga P y el desplazamiento V relativo entre dos puntos localizados simétricamente en lados opuestos del plano de grieta a través de las galgas utilizadas para este fin.

Para establecer que se ha determinado un  $K_{IC}$  válido, es necesario primero calcular un resultado condicional,  $K_Q$ , que implica una construcción en el registro de la prueba, y después determinar si este resultado es constante con el tamaño y el esfuerzo de fluencia del espécimen. El procedimiento es el siguiente:

Dibuje la línea secante OA, mostrada en la Figura 21 con el origen del registro de la prueba con la inclinación  $(P/v)_5 = 0.95 (P/v)_O$ , donde  $(P/v)_O$  es la pendiente de la tangente OA de la parte inicial de la curva. El punto de intersección de la secante con la curva define una carga  $P_5$ . Entonces la carga  $P_Q$  se define como sigue: si la carga en cada punto de la curva que precede  $P_5$  es menor que  $P_{max}$ , entonces  $P_5$  es  $P_Q$  (Figura 21 tipo I); pero si se presenta una carga máxima que precede  $P_5$  la cual es mayor que ésta, entonces esta carga máxima es  $P_Q$  de acuerdo con la Figura 21 tipos II y III.

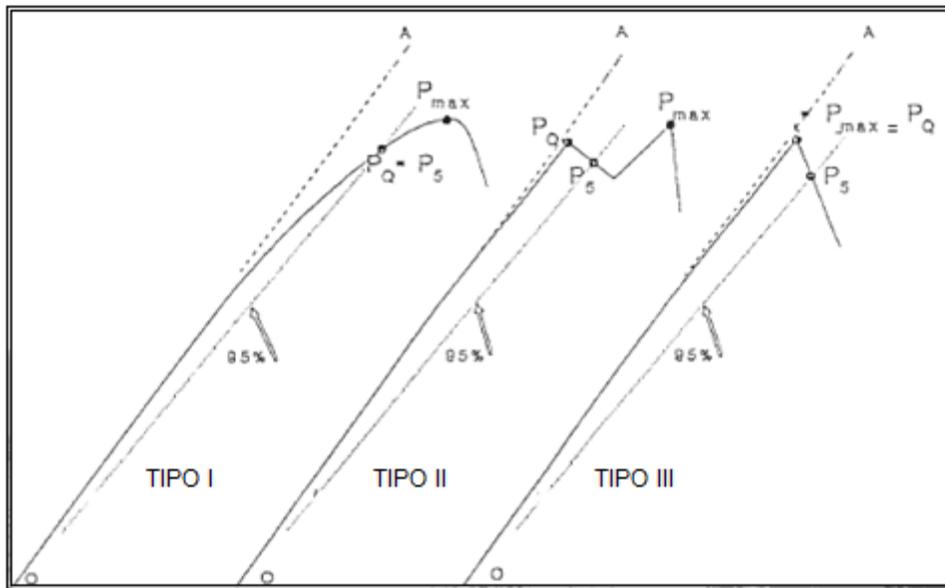


Figura 21. **Determinación de la carga  $P_Q$ .** Fuente ASTM E-1820, 2001.

Calcule el cociente  $P_{max}/P_Q$ , donde  $P_{max}$  es la carga máxima que el espécimen podía sostener. Si este cociente no excede de 1.10, proceda a calcular  $K_Q$ . Pero Si  $P_{max}/P_Q$  excede de 1.10, entonces la prueba no es una prueba válida de  $K_{IC}$  porque es entonces posible que  $K_Q$  no sostiene la relación  $K_{IC}$ . En este caso se procede a calcular el cociente de la fuerza del espécimen.

$$a, b \geq 2,5 \left( \frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

Si esta condición es cumplida, entonces  $K_Q$  es igual  $K_{IC}$ . Si no, la prueba no es una prueba válida de  $K_{IC}$ .

Si el resultado de la prueba no puede resolver los requisitos antes enunciados, será necesario utilizar un espécimen más grande para determinar  $K_{IC}$ . Las dimensiones del espécimen más grande se pueden estimar con base de  $K_Q$ , pero serán generalmente por lo menos 1.5 veces del espécimen que no pudo producir un valor válido de  $K_{IC}$ .

Para obtener mayor información de la prueba remítase a las normas STM E-399, ASTM E-1820 (2001) y el protocolo ESIS. [Jaramillo y Sánchez, 2008].

## **2.6- MECÁNICA DE FRACTURA ELASTOPLÁSTICA (INTEGRAL J).**

El proceso de fractura de materiales dúctiles, como son los compuestos poliméricos, conlleva generalmente una deformación plástica que no es depreciable, sobre todo a temperatura ambiente y a baja velocidad de deformación. En este caso, la Mecánica de la fractura Elástico-lineal no es aplicable por lo que se ha desarrollado un cuerpo teórico llamado Mecánica de la Fractura Elastoplástica (EPFM), el cual está basado principalmente en el concepto de la integral J.

El método de la integral J está aceptado unánimemente para determinar la tenacidad a la fractura de materiales metálicos dúctiles, y cada vez se usa más en materiales poliméricos dúctiles. En este sentido, se adaptó la norma ASTM E-1820 para la determinación de  $J_{IC}$  en metales a materiales poliméricos, además se encuentra cubierto actualmente por el protocolo ESIS. [Ferrer, 2001].

### **2.6.1- Consideraciones para la aplicación de MFEP (Integral J)**

Se ha sugerido que las dimensiones de un cuerpo agrietado para que cumplan con una J válida y se mantengan las condiciones de deformación plana, deben ser:

$$B > 25 \frac{J_{IC}}{\sigma_y} \quad (4)$$

### **2.6.2- Procedimiento experimental para realizar las pruebas de MFEP en plásticos.**

Las pruebas de resistencia a la fractura J de materiales metálicos dúctiles se encuentran estandarizadas de acuerdo a la norma ASTM E-1820 (1999) y un procedimiento de ESIS, ESIS PI-92. Estos documentos y sus predecesores han servido de base para desarrollar un método de prueba equivalente para los materiales de plástico.

Para los polímeros, el crecimiento de grieta estable ya sea medido usando varios especímenes cargados con distintos desplazamientos (técnica de múltiples probetas) o puede ser estimado a partir del cumplimiento elástico medido durante los ciclos de descarga-carga usando una sola muestra (técnica de un solo ejemplar). El texto de este protocolo se refiere a un enfoque de múltiples probetas. Proporciona información sobre la realización de las pruebas en termoplásticos para los que el protocolo funciona bien y donde en estos es necesario tener cuidado para evitar problemas. [ESIS, 2001].

### **2.6.3- Configuración y tamaño de las muestras.**

Las probetas de tensión compacta (CT) o flexión en tres puntos (SENB) pueden utilizarse. Como en el caso de la norma LEFM, el espesor de la probeta se toma como el valor máximo disponible, es decir, el espesor  $B$ . Si la superficie del material es irregular, esta puede ser quitada, pero poco material como sea posible de manera que el mayor espesor de la muestra se mantenga. La anchura,  $W$ , es generalmente igual al doble del espesor de la probeta, es decir,  $W = 2B$ , y la configuración de este maximiza la oportunidad de obtener las condiciones de deformación plana en la punta de la grieta. Este es el enfoque utilizado convencionalmente para los metales y se ha empleado con éxito en la realización de pruebas LEFM en plásticos. [ESIS, 2001].

### **2.6.4- Entallado.**

El extremo de la grieta debe ser tan agudo como sea posible y se sugiere que las muestras estén preagrietadas deslizando o tocando con una hoja de afeitar en la raíz de la entalla maquinada. Presionar la hoja de afeitar en la punta de la grieta no está permitido.

La longitud de la pregrieta ( $a_0$ ) para ambas geometrías SENB y CT deberían cumplir con el requisito:

$$0,55 \leq a_0/W \leq 0,65$$

En nuestro caso,  $a_0$  es 9,9 mm y  $W$  es 18 mm, obteniendo así una relación  $a_0/W$  igual a 0,55 cumpliendo de esta forma con el requisito.

Por otra parte, las longitudes iniciales de la pre-grieta no deben variar en más de  $0,05W$ . [ESIS, 2001].

### 2.6.5- Condiciones de prueba.

Dado que los plásticos son materiales viscoelásticos, es esencial que la temperatura y velocidad de carga se registren. En el primer caso, para facilitar la comparación, se recomienda que todas las pruebas se lleven a cabo a una temperatura de  $23^{\circ}\text{C}$  y una velocidad de ensayo de  $1\text{ mm/min}$ . Estas condiciones son conocidas para el comportamiento constante de las curvas de resistencia a la propagación de la grieta para estos termoplásticos que presentan propagación estable bien definida de la grieta. Si un material exhibe el crecimiento de grieta inestable durante el ensayo (es decir, pequeñas grietas frágiles), entonces es necesario disminuir la velocidad de ensayo (probablemente a  $0,1\text{ mm/min}$ ) o deberá ser empleada una temperatura de ensayo más elevada. [ESIS, 2001].

### 2.6.6- Soportes de carga

Para las probetas SENB, se recomienda utilizar soportes de rodillos en movimiento, de diámetro lo suficientemente grandes para minimizar la hendidura en los extremos del plástico (Figura 22). Para la geometría de CT, la carga es a través de pasadores a través de los orificios correspondientes. [ESIS, 2001].

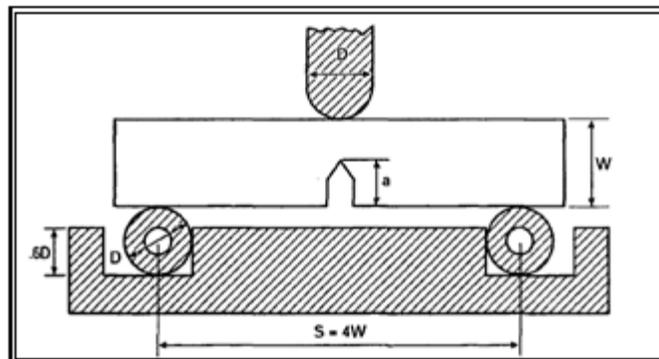


Figura 22. Soportes para las pruebas a flexión. Fuente ESIS, 2001.

### **2.6.7- Procedimiento de prueba.**

Una serie de muestras se cargan en distintos desplazamientos y la magnitud de la propagación de grieta que se produce durante la prueba son determinadas.

Con la primera probeta, es una buena práctica superar la carga máxima para que los niveles posteriores de desplazamiento puedan ser estimados con mayor precisión usando este reporte inicial.

Rompa la muestra y determine el valor de propagación de la grieta siguiendo los procedimientos descritos en la sección de medición de la longitud de grieta.

Evaluar  $J$  mediante el procedimiento descrito en las secciones posteriores.

El procedimiento de ensayo se repite para al menos seis muestras, escogiendo desplazamientos que cumplan con crecimientos de grietas validos según los requisitos que figuran en la sección 2.4.10. [ESIS, 2001].

### **2.6.8- Medición de la longitud de grieta.**

La curva de resistencia a la propagación de la grieta final está fuertemente influenciada por la exactitud de las mediciones en el crecimiento de la grieta al término de cada una de las pruebas. Estas medidas deben ser llevadas a cabo directamente en la superficie de fractura, pero son necesarias ciertas precauciones para reducir al mínimo el riesgo de incorrectas mediciones. Mientras que la longitud de grieta inicial ( $a_0$ ) se pueda determinar con relativa facilidad, se requerirá tener un mayor cuidado cuando se realice la medición de la longitud de grieta final.

La medición de la superficie de fractura en el avance de la grieta es claramente un asunto relativo y por lo tanto propenso a errores. Además, ha habido cierta evidencia de que, en algunos tipos de plástico, la operación de rotura de la probeta puede provocar el crecimiento de grietas adicionales. Por lo tanto, mientras que la medición sea directa de la superficie de fractura es el enfoque principal adoptado, esto debe ser complementado con el corte de por lo menos dos muestras por el centro. Una muestra debe exhibir una pequeña cantidad de crecimiento de la grieta, por ejemplo, alrededor de 0,1 a 0,2 mm. Para la segunda probeta, el crecimiento de grieta debe ser medido en o cerca de la carga máxima. Con este enfoque, es posible comprobar que las

superficies de fractura que se presentan corresponden con un crecimiento de grieta real que ocurrió en los mismos ensayos.

Información sobre la medición de la longitud de la grieta directamente de la superficie de fractura, se muestra en el Anexo B del Protocolo ESIS 2001, junto con consejos sobre el corte.

Las longitudes inicial y final de la grieta ( $a_0$  y  $a_f$  respectivamente) son medidas utilizando un microscopio convencional o un microscopio óptico de alta precisión.

No es generalmente compleja la medición de la longitud de grieta inicial ( $a_0$ ) en la punta de la zona agudizada por el corte de la hojilla de afeitarse. Tres mediciones equidistantes se utilizan como se muestra en la Figura 23. La longitud de grieta inicial ( $a_0$ ) es el promedio de los tres valores medidos.

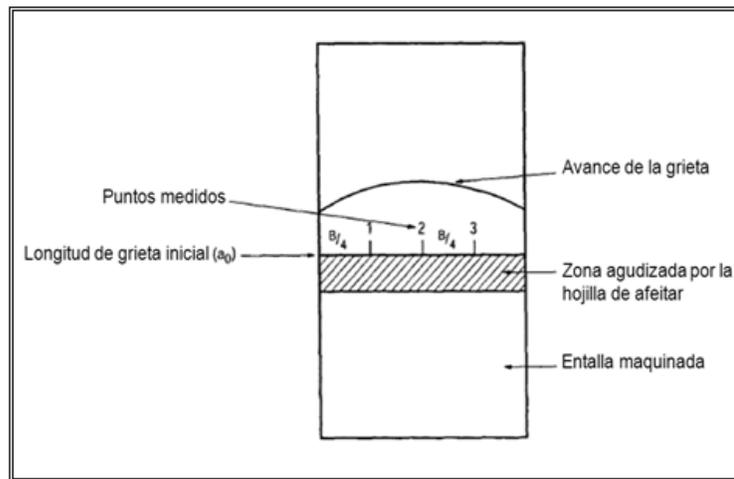


Figura 23. **Medición de la longitud inicial de la grieta ( $a_0$ ).** Fuente ESIS, 2001.

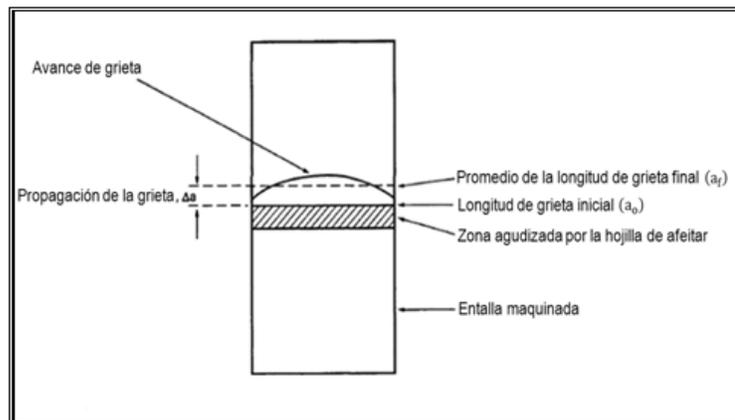


Figura 24. **Medición de la longitud de grieta final ( $a_f$ )**. Fuente ESIS, 2001.

La longitud final de grieta ( $a_f$ ) es determinada mediante el cálculo de un promedio relativo del crecimiento de grieta (Figura. 24). Esto se obtiene al colocar el punto de mira del microscopio en el centro de la curva del avance de grieta. (Nota: Esto es menos riguroso que un promedio, pero es más práctico cuando se van a probar un gran número de muestras. Protocolos anteriores han usado un promedio de nueve puntos adoptado por la comunidad de metales). [ESIS, 2001].

## 2.6.9- Procedimiento de análisis.

### 2.6.9.1- Resistencia a la Fractura J.

Hay varias fórmulas para determinar la resistencia a la fractura J. La fórmula que aquí se considera es la más adecuada para las pruebas de múltiples probetas. Tiene la ventaja de evitar la necesidad de dividir el área U bajo el diagrama carga-desplazamiento en sus componentes elástica y plástica que se utiliza en los métodos de la ASTM.

Calcular J para cada muestra mediante la relación

$$J = \frac{\eta U}{B(W - a_0)} \quad (5)$$

Donde,

**J** resistencia a la propagación de la grieta.

**$\eta$**  2 para las probetas a flexión en tres puntos.

**B** espesor de las muestras.

**U** área bajo la curva del diagrama carga-desplazamiento hasta el punto de la línea de desplazamiento correspondiente a la terminación de la prueba (Figura 25). [ESIS, 2001].

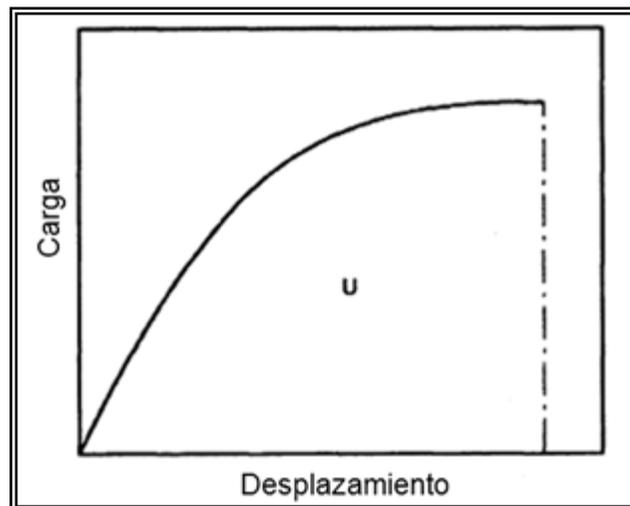


Figura 25. **Definición de la energía absorbida U.** Fuente ESIS, 2001.

#### 2.6.9.2- Propagación de la grieta $\Delta a$

$\Delta a$  es la diferencia entre la longitud final de grieta ( $a_f$ ) y la longitud de grieta inicial ( $a_0$ ), medido a partir de la superficie de fractura de cada espécimen. [ESIS, 2001]

### 2.6.10- Construcción de las curvas validas de resistencia a la propagación de la grieta.

Utilizando los datos obtenidos en la sección 2.4.9 , se procede a la construcción del diagrama de resistencia a la fractura contra el crecimiento de grieta.

Dado que las pequeñas magnitudes de crecimiento de grieta son difíciles de medir y por lo tanto están sujetos al error, es utilizada una línea de exclusión de 0,05 mm paralela al eje J (Figura 26). Sólo los datos más allá de esta línea de la exclusión se utilizan para determinar la mejor curva de ajuste.

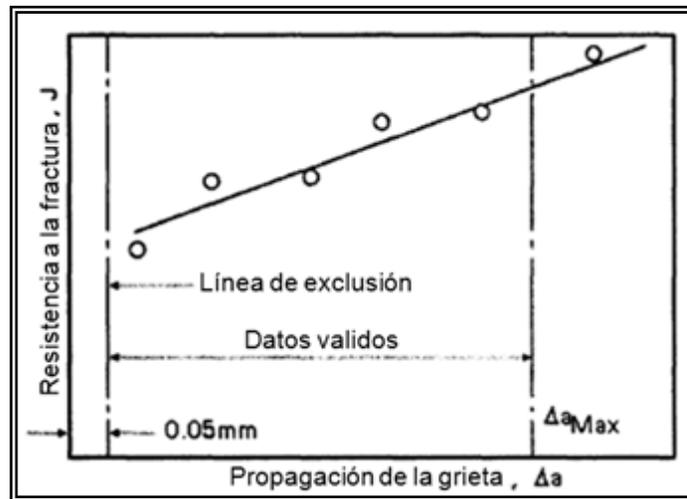


Figura 26. Datos utilizados para el ajuste de la curva. Fuente ESIS, 2001.

Determinar la magnitud del parámetro,  $\Delta a_{Max}$  dónde:

$$\Delta a_{Max} = 0,1(W - a_0) \quad (6)$$

Donde  $(W - a_0)$  es el ligamento inicial no fracturado.

Algunos de los trabajos anteriores sobre el uso de la resistencia a la fractura J para polímeros indicaron que un límite de 6% en el tamaño del ligamento sin agrietar era demasiado restrictivo para los plásticos, y por lo tanto un valor más alto del 10% ha sido adoptado. Por encima de este límite (es decir,  $\Delta a_{Max}$ , J necesariamente no puede ser un parámetro de caracterización válido. No hay antecedentes disponibles en la actualidad para demostrar si el límite del tamaño del ligamento sin agrietar  $\Delta a_{Max}$  debe ser superior al 10%.

Una segunda línea de exclusión paralela al eje J es trazada junto a  $\Delta a_{Max}$  (Figura 26). Para asegurarse de que los puntos de los datos se extienden uniformemente, el intervalo entre el 0,05 mm y  $\Delta a_{Max}$  de las líneas de exclusión (Fig. 27) son divididas en cuatro secciones iguales. Por lo menos un punto de la curva J,  $\Delta a$  es necesario en cada cuadrante. Sin embargo, puesto que existe un interés en la determinación de algún tipo de parámetro de fractura de iniciación, otros dos especímenes se requieren en la primera sección para que estén en una posición de la curva J- $\Delta a$ , próxima al  $\Delta a = 0,2$  mm. Al menos siete especímenes estarán comprendidos entre el 0,05 y  $\Delta a_{Max}$  de líneas de exclusión para que la curva J- $\Delta a$  sea válida.

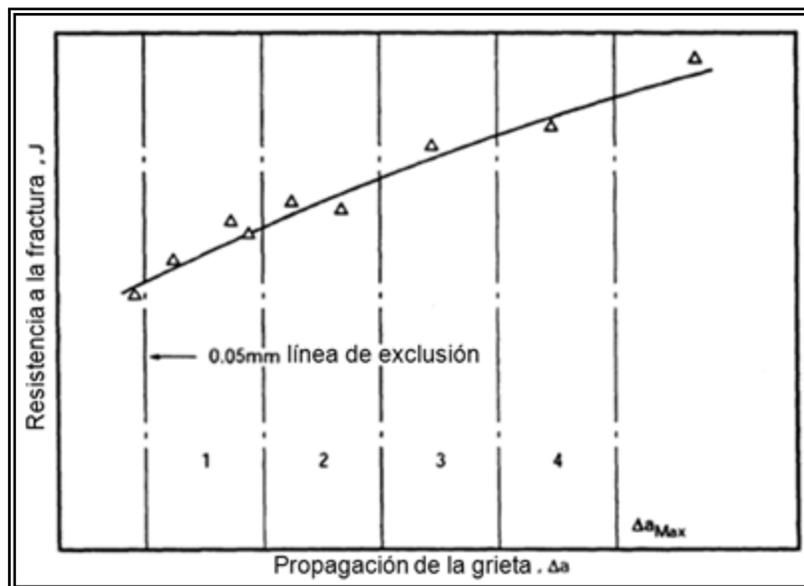


Figura 27. Requisitos para el espaciado de los datos. Fuente ESIS, 2001.

Los usuarios deben indicar en su informe si los requisitos mencionados anteriormente pueden ser satisfechos o no. Si no, se debe continuar con el ajuste de la curva que se describe a continuación, pero debe dejar claro en su informe que no cumplió con la validez y requisitos de espaciado. Ahora puede trazarse una curva de mejor ajuste a través de todos los puntos de datos comprendidos entre la línea de 0,05 mm y la línea de exclusión  $\Delta a_{Max}$ , utilizando una ley de potencia simple de la forma:

$$J = A\Delta a^N \quad (7)$$

Donde A y N son constantes.

Si el máximo valor de crecimiento de grieta obtenido en la prueba es menor que el  $\Delta a_{Max}$ , entonces todos los puntos de los datos entre la línea de exclusión de 0,05 mm y este valor se deben utilizar para el ajuste de curva. Sin embargo, en la mayoría de los casos, el crecimiento de grieta medido en una muestra tomada más allá de la posición de carga máxima en el seguimiento del diagrama carga-desplazamiento arrojará mayores valores de propagación de grieta que el  $\Delta a_{Max}$ , y, como se señaló anteriormente, este procedimiento debe ser empleado primeramente con especímenes de prueba para obtener un punto de referencia. [ESIS, 2001].

#### **2.6.11- Determinación de la resistencia de iniciación, $J_{IC}$ .**

La resistencia de iniciación se define como el valor más bajo de un parámetro  $J_{0,2}$  (es decir, J medida en 0,2 mm del crecimiento de grieta total (incluido el enromamiento en la punta de la grieta) o un valor  $J_{BL}$  (especificado como la intersección de la línea de enromamiento con la curva (J -  $\Delta a$ ), como se muestra en la (figura 28). [ESIS, 2001]

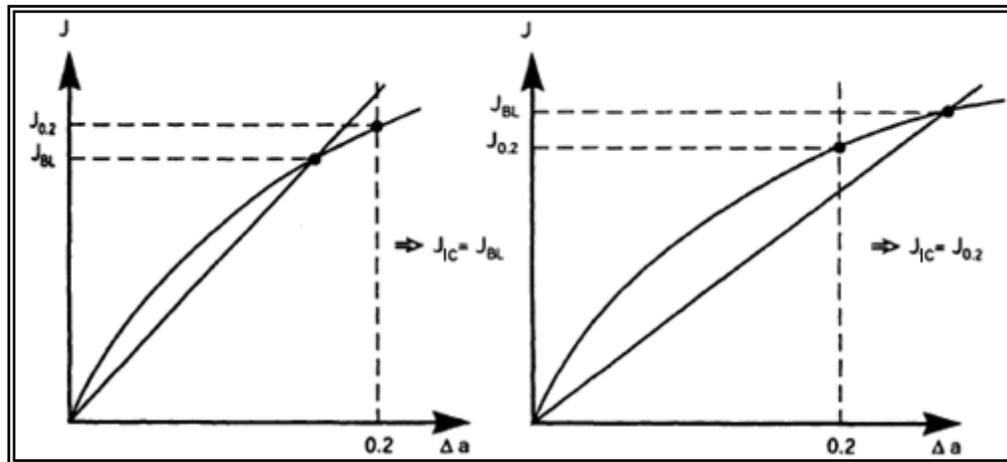


Figura 28. Definición del parámetro de iniciación ( $J_{IC}$ ). Fuente ESIS, 2001.

## 2.7- USO DE J EN EL ANÁLISIS DE FRACTURA.

Los valores de  $J$  pueden ser usados para el análisis de la fractura en principio, porque la integral  $J$  es totalmente equivalente a la rapidez de liberación de energía  $G$  en la MFLE, es decir  $J = G$ . La equivalencia entre  $K$  y  $J$  está dada por la siguiente ecuación.

$$J = G = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (8)$$

$E$  modulo de elasticidad

$\nu$  coeficiente de poisson, definido para el polietileno con un valor de 0,43.

Donde,  $K$  representa la magnitud de la intensificación del esfuerzo en la región de la punta de la grieta y se define como el factor de intensidad de esfuerzos. Este es el parámetro más significativo de la MFLE ya que permite determinar el efecto de la

introducción de una grieta en una estructura al definir el campo de esfuerzos alrededor de la fisura, expresado como:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a_0} \quad (9)$$

Donde,  $\sigma$  es la magnitud del esfuerzo generado en el componente y  $a$  es el tamaño de la grieta.

Esto implica que  $J$  describe la fuerza motriz aplicada en la punta de la grieta, en forma análoga a como lo hace  $K$ . [González, 2007].

Este parámetro  $J$  permite determinar en el presente trabajo la energía de fractura generada por las presiones en las tuberías.

### 2.7.1- Etapas de la fractura en la curva de resistencia $J$ .

La curva  $J$  vs  $\Delta a$  es un registro continuo de la variación de la tenacidad en función del crecimiento estable de grieta, este ha sido desarrollado para definir la cantidad de energía necesaria para el avance de la grieta.

El uso de  $J$  en el análisis de fractura es ilustrado en la Figura 26. Para un material elastoplástico con una grieta de tamaño  $a_0$ , si  $P = 0$ ,  $J = 0$  (punto 0). Conforme la carga aumenta,  $J$  aumenta ( $J > 0$ ) y la punta de la grieta pierde su agudeza (punto A). Al alcanzar un cierto valor de  $J$ , la grieta comienza a extenderse de modo estable (punto B). Este punto se refiere como el  $J$  crítico,  $J_{IC}$  y puede ser usado como una medida conservadora de la tenacidad a la fractura de una material dúctil, pues se presenta antes de la inestabilidad. Al continuar aumentando la carga, la grieta continua creciendo, al igual que  $J$ , hasta alcanzar la inestabilidad. Es claro en la Figura 29, que  $J_{IC}$  es el criterio de inicio de la propagación estable (el pop-in), de manera que el criterio de fractura con base en la integral  $J$  es:

Si  $J > J_{IC}$  inicia la propagación estable (pop-in)

Sin embargo, dependiendo de las propiedades del material, la grieta puede presentar una considerable extensión estable antes de que comience a propagarse de manera rápida, es decir, antes de la inestabilidad. De acuerdo con el criterio de energía, la propagación inestable ocurrirá cuando la rapidez de conversión de energía disponible en la punta de la grieta supera la demanda de energía para extender la grieta. [González, 2007].

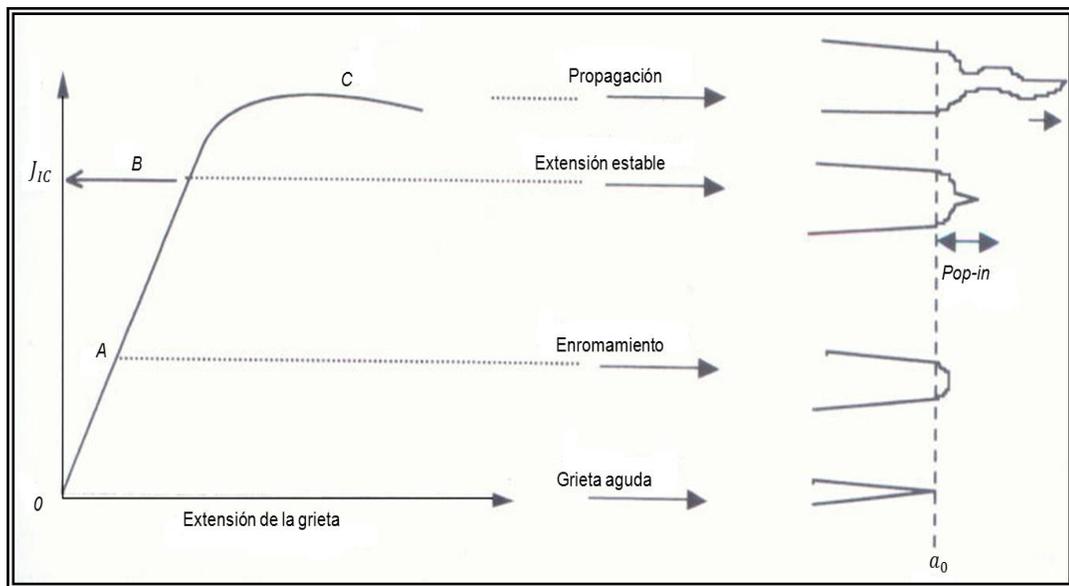


Figura 29. **Etapas de la fractura dúctil.** Fuente González, 2007.

## CAPITULO III

### MARCO METODOLOGICO

En este capítulo se presenta el procedimiento experimental para el estudio de mecánica de fractura en tuberías de PEAD (PE-100 y PE-80), se describe en detalle las especificaciones de los materiales de las tuberías, así como los equipos y metodología empleada para la elaboración de las probetas, accesorios y los correspondientes ensayos necesarios para la caracterización a fractura de los materiales.

#### 3.1- MATERIALES.

En este proyecto se estudian dos tipos de tuberías, como lo son las de PE-80 y PE-100 con espesores de 9,1 mm y 8,1 mm respectivamente, ambas tuberías poseen un diámetro externo de 110 mm y 12 m de longitud. Estas tuberías fueron suministradas por la empresa Revinca, C.A.

En la tabla 2 se muestra las especificaciones de los materiales de las tuberías.

Tabla 2: **Especificaciones de los materiales para tuberías de PEAD.** Fuente Revinca, C.A

<b>Material</b>	<b>Esfuerzo a fluencia (MPa)</b>	<b>Esfuerzo a rotura (MPa)</b>	<b>Deformación hasta rotura</b>
PE-100	26	30	> 1500 %
PE-80	23	30	> 1500 %

### **3.2- EQUIPOS E IMPLEMENTOS UTILIZADOS**

Los equipos e implementos empleados para la elaboración de las probetas y ensayos correspondientes se muestran a continuación.

- (a) Vernier
- (b) Cinta métrica.
- (c) Sierra de disco, marca Ryobi.
- (d) Torno de Control Numérico por Computadora.
- (e) Rectificadora plana y cilíndrica modelo Deckell.
- (f) Fresadora Universal modelo Deckell.
- (g) Horno marca Cole-Parmer.
- (h) Prensa Térmica marca Carver.
- (i) Macrolupa marca Olympus, modelo EZ61.
- (j) Tinta china.
- (k) Cuchilla de afeitar.
- (l) Planchas de acero inoxidable de 25x25 cm. x 3mm de espesor (2).
- (m) Topes mecánicos de 8,5 mm de espesor (2).
- (n) Alicates de presión Vise-Grip (2).

Todos los equipos e implementos son utilizados en el desarrollo del trabajo experimental.

### **3.3- PROBETAS EN DIRECCIÓN CIRCUNFERENCIAL**

La elaboración de las probetas se inició con la realización de cortes transversales en aros de 30 mm. de longitud en tubos PE-80 y PE-100 respectivamente, tomando la cantidad de 60 muestras para cada uno de los materiales, con una sierra de vaivén. Se cortaron dichos aros en tres (3) secciones de iguales dimensiones en dirección longitudinal como se muestra en la Figura 30, para facilitar el proceso de apertura y aplanado, ya que al ser extraídas de una tubería, las mismas presentan forma circular.



Figura 30. **Muestras circunferenciales tomadas de la tubería.** Fuente propia

En segundo término se procedió a realizar el proceso de aplanado, utilizando un horno marca Cole-Parmer (Figura 31) a  $140^{\circ}\text{C}$  para calentar las muestras durante aproximadamente 6 minutos, con el propósito de ablandarlas. Dichas muestras fueron calentadas entre dos planchas de acero inoxidable y topes mecánicos para evitar la deformación del material y preservar las medidas requeridas para el ensayo. (Figura 32)



Figura 31. **Horno Cole-Parmer.** Fuente Propia



Figura 32. **Muestras en interior horno Cole-Parmer.** Fuente Propia

Transcurrido el tiempo señalado se retiraron las muestras del horno, colocadas entre las dos planchas de acero inoxidable (Figura 33), llevándose a la prensa térmica marca Carver (Figura 34), donde se ejerció una presión de aproximadamente tres (3) toneladas durante 3 minutos (Figura 35) para obtener el aplanado sin provocar variaciones en el espesor inicial de la muestra. Al cabo del tiempo programado se libera la presión de la prensa térmica, obteniendo la apertura de la misma, con el material debidamente aplanado (Figura 36). [Covenin 527, 1997].



Figura 33. **Muestras circunferenciales colocadas entre planchas de acero.**  
Fuente Propia.



Figura 34. **Prensa Carver.** Fuente Propia.

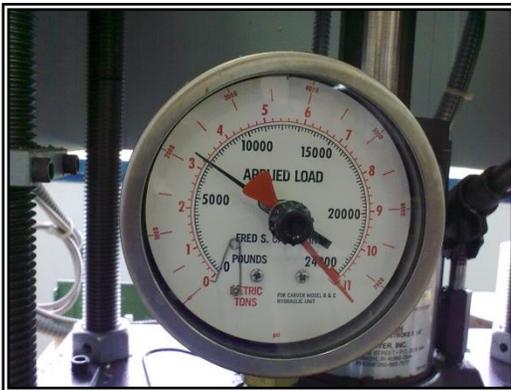


Figura 35. **Manómetro de presión Prensa Carver.** Fuente Propia.



Figura 36. **Material aplanado en Prensa Carver.** Fuente Propia

Debido a las propiedades viscoelásticas en este tipo de material, finalizado el proceso de aplanado se procede a introducir cada una de las muestras en un recipiente con agua a temperatura ambiente, entre las planchas de acero inoxidable, sostenidas por dos (2) alicates de presión y sus respectivos topes mecánicos, con el fin de evitar la deformación de las muestras. (Figura 37).

De esta forma se generó un cambio brusco de temperatura (choque térmico), disminuyendo así la memoria elástica del polímero para evitar el retorno a su forma original. (Figura 38).

Es importante destacar que cada vez que se colocó un grupo de muestras en la pileta, fue necesario cambiar el agua para mantener la temperatura inicial y poder producir el choque térmico.

Este procedimiento experimental es de fuente propia ya que si seguíamos la norma [Covenin 527, 1997], y un trabajo experimental anterior donde requerían fabricar este mismo tipo de probetas, no quedaban de forma aplanadas, ya que al realizar el choque térmico el material trataba de volver a su posición inicial, además al hacer presión con la prensa variamos las propiedades del material al cambiar su espesor. Para corregir este error se agregaron dos planchas de acero inoxidable con un tope de 10mm y de esta forma garantizar que no existía variación del espesor de la muestra a la hora de utilizar la prensa y al aplicar el choque térmico incluyendo las planchas las muestras quedaban aplanadas y sin variaciones de su espesor, luego se retiraban las planchas una vez enfriadas.



Figura 37. **Choque térmico muestras circunferenciales.** Fuente propia.



Figura 38. **Enfriamiento de muestras circunferenciales.** Fuente Propia.

### 3.4- **PROBETAS EN DIRECCIÓN LONGITUDINAL.**

Se procedió a la elaboración de las probetas longitudinales con la realización de cortes transversales en aros de 150 mm. de longitud en tubos PE-80 y PE-100 respectivamente, tomando la misma cantidad de muestras para ambos materiales, con una sierra de vaivén. Se cortaron dichos aros en dos (2) secciones de iguales dimensiones en dirección longitudinal como se muestra en la Figura 39, para facilitar el proceso de apertura y aplanado, ya que al ser extraídas de una tubería, las mismas presentan forma circular.

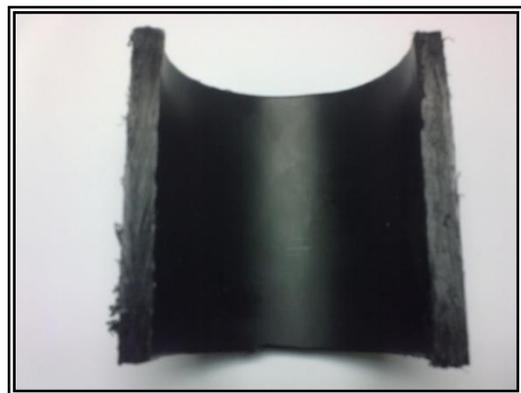


Figura 39. **Muestras longitudinales tomadas de la tubería.** Fuente propia.

Se siguió el mismo procedimiento de calentamiento, prensado y choque térmico que el efectuado para las muestras circulares.

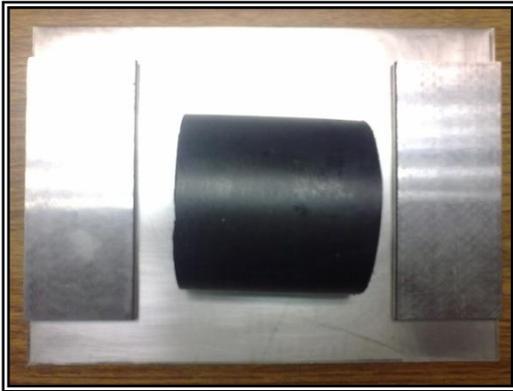


Figura: 40. **Muestras longitudinales.** Fuente Propia.



Figura: 41. **Muestras longitudinales colocadas entre planchas de acero.** Fuente Propia.



Figura 42. **Muestras longitudinales colocadas en Prensa Carver.** Fuente Propia.



Figura 43. **Choque térmico.** Fuente propia.



Figura 44. **Enfriamiento de muestras circunferenciales.** Fuente Propia.



Figura 45. **Muestras aplanadas sin maquinar.** Fuente Propia.

Al final del proceso se obtienen muestras aplanadas sin maquinar como se muestra en la Figura 45.

### 3.5- FABRICACIÓN DE PROBETAS SENB.

El procedimiento de fabricación de este tipo de probeta se basó en la extracción directa de los tubos PEAD. Las especificaciones geométricas de las probetas SENB se rigieron por las normas ASTM D-5045 y Protocolo ESIS. (Figura 46).

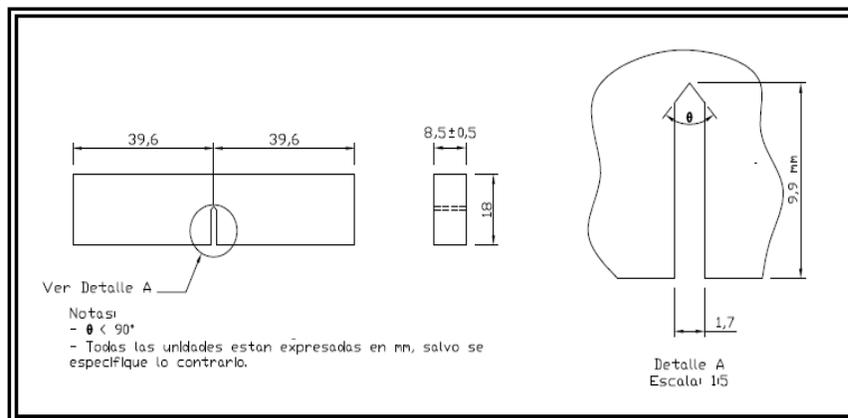


Figura 46. **Geometría de la probeta a flexión en tres puntos (SENB) (ASTM D-5045).**

Fuente Propia.

En la Figura 47 se puede observar la disposición de estas probetas tanto en dirección longitudinal como circunferencial en las tuberías de PEAD.

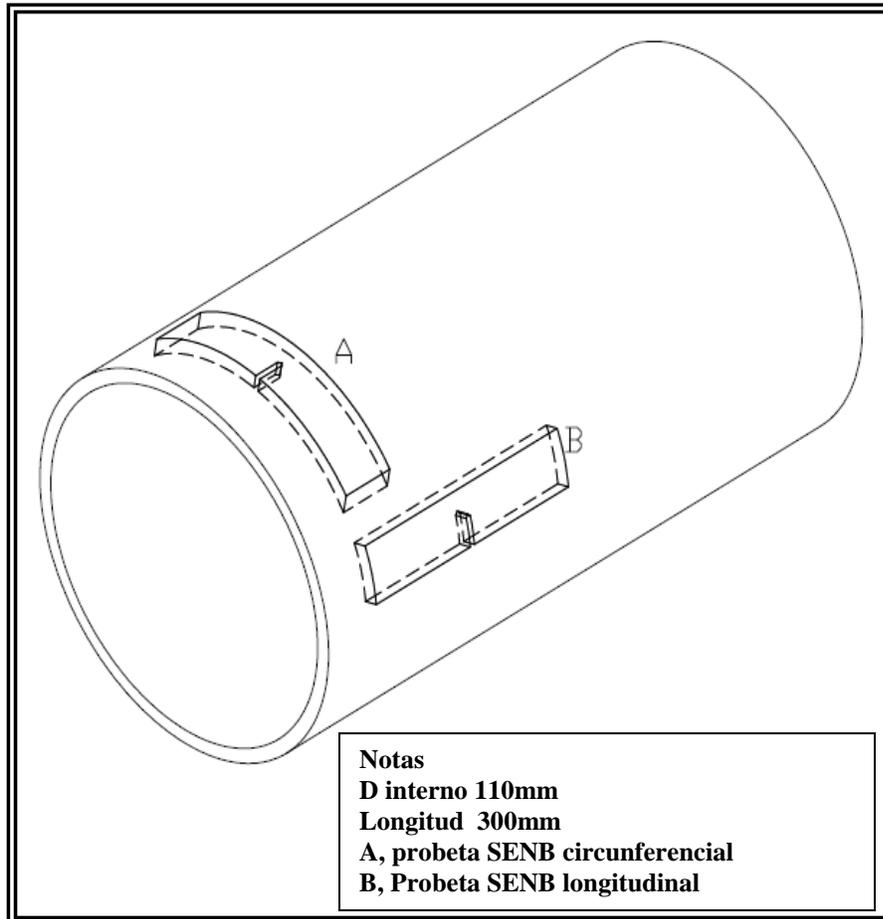


Figura 47. **Disposición de las probetas SENB en las tuberías.** Fuente Propia

Se tomaron igual número de muestras tanto circunferenciales como longitudinales, previamente aplanadas, colocándolas a su vez en la banca de la fresadora control numérico (Figura 48), se programó el equipo con las medidas especificadas según la

norma antes descrita, con el fin de obtener las piezas requeridas para realizar los ensayos de mecánica de fractura. (Figura 49).



Figura 48. **Fresadora control numérico** Fuente propia.



Figura 49. **Probetas mecanizadas.** Fuente propia.

### 3.6- ENSAYOS DE MECÁNICA DE FRACTURA.

Una vez preparadas las probetas de geometría SENB, se realizaron 240 ensayos a velocidades de desplazamiento de mordazas de 8 mm/min y 3mm/min para el PE-80 y PE-100, estos ensayos se llevaron a cabo empleando la máquina de tracción universal modelo Lloyd EZ20 mostrada en la Figura 50 y Figura 51.



Figura 50. **Máquina universal modelo Lloyd EZ20.** Fuente Propia.



Figura 51. **Porta probeta, máquina universal modelo Lloyd EZ20.** Fuente propia.

Las entallas realizadas se agudizaron mediante una hojilla de afeitar; las probetas fueron ensayadas a diferentes desplazamientos, una vez concluido el ensayo se colocó rápidamente una gota de tinta china en el fondo de la entalla la cual por capilaridad penetra en el material hasta donde propagó la grieta, poniendo de manifiesto el frente de avance. (Figura 52).



Figura 52. **Serie de probetas ensayadas en la máquina universal modelo Lloyd EZ20.** Fuente propia.

### 3.7- MEDICIÓN DEL CRECIMIENTO DE LA GRIETA.

Se siguió el procedimiento dejando secar la tinta para luego separar ambas mitades de las probetas (Figura 53-a, 53-b) y medir directamente en la superficie de fractura la propagación de la grieta y la pregrieta (zona realizada manualmente para agudizar la entalla), utilizando una Macrolupa modelo SZ61 de precisión 0,01 mm como se observa en la Figura 54, obteniéndose una imagen detallada de la superficie a medir (Figura 55).



a) Probeta fracturada.

b) Ruptura de la probeta.

c) Superficie a medir.

Figura 53. **Proceso de ruptura de la probeta.** Fuente propia.



Figura 54. **Macrolupa Modelo SZ61.** Fuente Propia.

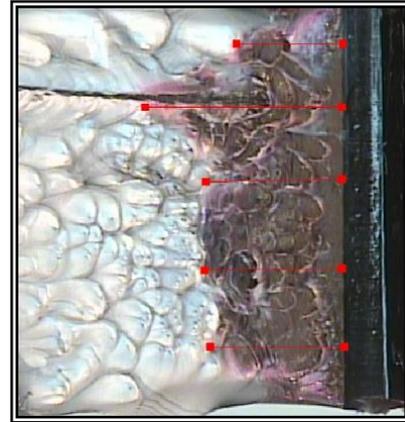


Figura 55. **Imagen obtenida durante el proceso de medición con la Macrolupa Modelo SZ61.** Fuente Propia.

Los datos obtenidos con la Macrolupa fueron tabulados por probeta para la posterior elaboración de las gráficas  $J$  vs  $\Delta a$  rigiéndose por las consideraciones y criterios del Protocolo ESIS 2001, donde se describe la representación gráfica de  $J$  frente a  $\Delta a$  para cada probeta, refiriendo además que los puntos obtenidos se ajustarían a la curva potencial:

$$J = A\Delta a^N \quad (10)$$

La ecuación (10) permite determinar el parámetro  $J_{0,2}$ , que mide la resistencia a la fractura a 0,2 mm del crecimiento total de la grieta, la cual se calculo para obtener un estimado de  $J_{IC}$  cerca del punto de iniciación.

## CAPITULO IV

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La curva  $J$  Vs  $\Delta a$  característica de los materiales PE-80 y PE-100 que se muestra a continuación, son obtenidas mediante el ajuste de los resultados experimentales, determinando el parámetro de fractura  $J_{0,2}$  ( valor teórico ) por ser el valor representativo de  $J$  al inicio del crecimiento de grieta, la línea de enromamiento que es la acumulación de energía justo antes del inicio de la grieta de forma lineal dada por la ecuación:

$$J = 2 * (\sigma Y) * (\Delta a) \quad (11)$$

siendo  $\sigma_y$  igual a  $24 \times 10^6$  N/m<sup>2</sup> para el PE-100 y  $23 \times 10^6$  N/m<sup>2</sup> para el PE-80 (datos suministrador por el ingeniero Raúl Machado obtenido de su trabajo doctoral), el punto de corte entre esta línea y la curva característica del material dejara calcular cual es el  $J$  critico es decir a partir de donde comienza en crecimiento de grieta de forma inestable y de esta forma saber bajo que parámetros puede ser controlada antes de que falle el material.

El valor de  $J_{critico}$  a ser tomado en cuenta para los ensayos, será el menor valor entre el  $J_{0,2}$  y el  $J_{pract}$  dado por la intersección entre la línea de enromamiento y la grafica del comportamiento del material.

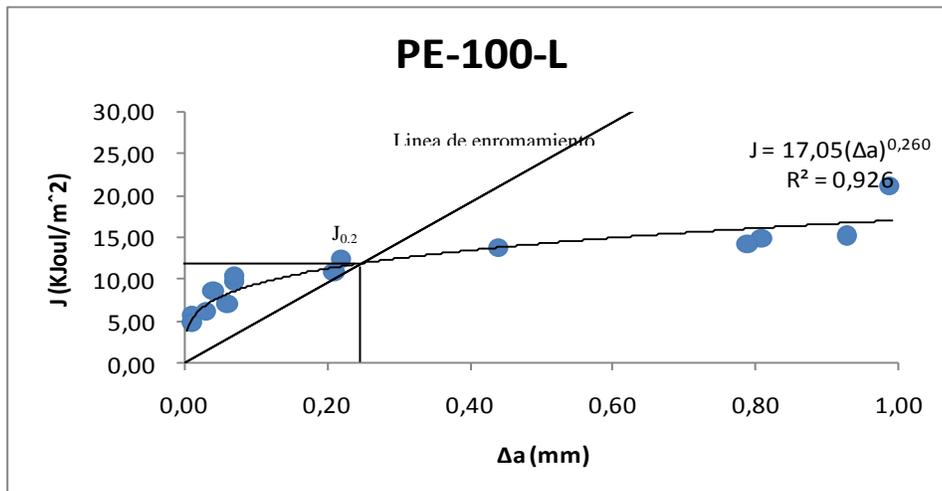


Figura 56: PE-100L con entalla 7 mm. y velocidad 3mm/min. Fuente propia.

Los resultados obtenidos para este material en la dirección longitudinal como se evidencia en la Figura 56, el punto de intersección entre la curva del material y la recta de enromamiento es 0,24 mm. tomando como  $J_{critico}$  el valor de  $J_{0,2}$  por ser valor menor que el punto de intersección de 0,24 mm., arrojando como resultado un  $J_{critico}$  de 11,22 Kjoul/m<sup>2</sup>.

#### 4.1- PARÁMETROS DE FRACTURA PARA EL PE-100 A 3 MM/MIN ENTALLA 7 MM.

Tabla 3: Resultados PE-100 a 3mm/min entalla 7mm. Fuente propia.

ORIENTACION	$J_{pract}$	$J_{0,2}$	$\Delta a$
Longitudinal	11,85	11,22	0,246
Circunferencial	12,22	11,29	0,254

Como se puede observar en la tabla 3 comparativa el valor critico de  $J$  en ambas orientaciones es el valor de  $J_{0,2}$ , y también se evidencia que se necesita mayor energía para el comienzo de grieta en la forma circunferencial.

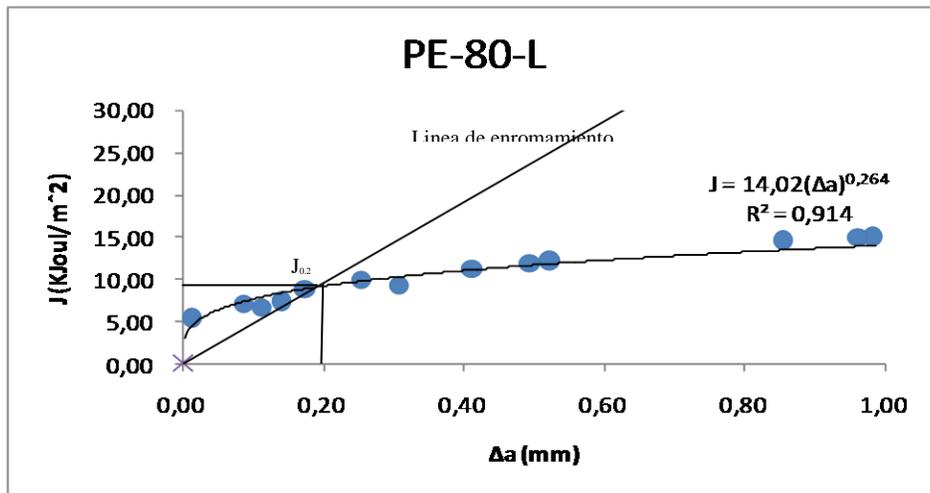


Figura 57: PE-80L con entalla 7 mm. y velocidad 3mm/min. Fuente propia.

Los resultados obtenidos para este material en la dirección longitudinal como se evidencia en la Figura 57, el punto de intersección entre la curva del material y la recta de enromamiento es 0,18 mm. tomando como  $J_{critico}$  el valor de  $J_{0,18}$  por ser valor menor, arrojando como resultado un  $J_{critico}$  de 9,02 Kjoul/m<sup>2</sup>.

#### 4.2- PARÁMETROS DE FRACTURA PARA EL PE-80 A 3MM/MIN ENTALLA 7 MM.

Tabla 4: Resultados PE-80 a 3 mm/min entalla 7 mm. Fuente propia.

ORIENTACION	$J_{pract}$	$J_{0,2}$	$\Delta a$
Longitudinal	9,02	9,72	0,188
Circunferencial	11,04	14,02	0,230

Como se puede observar en la tabla 4 comparativa en dirección longitudinal el  $J_{critico}$  es el  $J_{pract}$  arrojando un resultado de 9,02 kjoul/m<sup>2</sup> ya que tenemos un  $\Delta a$  menor al 0,2, caso contrario pasa con la orientación circular ya que el  $J_{0,2}$  es mayor que el  $J_{pract}$  por lo tanto el  $J_{critico}$  será  $J_{pract}$ .

De igual forma se evidencia que se necesita mayor energía para el inicio de crecimiento de grieta en la dirección circunferencial al igual que en el PE-100.

Comparación entre la orientación del PE-100 a una velocidad de 3mm/min y entalla de 9mm.

Tabla 5: Resultados PE-100 a 3mm/min entalla 9 mm. Fuente propia.

MATERIAL	ORIENTACION	$J_{pract}$	$J_{0,2}$	$\Delta a$
PE-100	Longitudinal	9,51	9,52	0,198
PE-100	Circunferencial	10,41	9,88	0,217

Para esta entalla de 9 mm. como se observa en la tabla 5 el  $J_{pract}$  es aproximadamente igual al  $J_{0,2}$  por la cercanía del punto de corte al punto de 0,2 no hay diferencia significativa por lo tanto se puede decir que el  $J_{critico} = J_{pract} = J_{0,2}$ . Caso contrario

sucede para el PE-100 circunferencial el cual si tiene diferencia entre los valores tomando como  $J_{critico}$  el valor de  $J_{0,2}$ .

Comparación entre la orientación del PE-80 a una velocidad de 3mm/min y entalla de 9mm.

Tabla 6: **Resultados PE-80 a 3mm/min entalla 9 mm.** Fuente propia.

MATERIAL	ORIENTACION	$J_{pract}$	$J_{0,2}$	$\Delta a$
PE-80	Longitudinal	9,36	9,40	0,195
PE-80	Circunferencial	14,06	10,81	0,293

Como se puede observar en la tabla 6, en dirección longitudinal el  $J$  critico es el  $J_{pract}$  arrojando un resultado de 9,36 kJoul/m<sup>2</sup> ya que tenemos un  $\Delta a$  menor al 0,2, caso contrario pasa con la orientación circunferencial ya que el  $J_{0,2}$  es menor que el  $J_{pract}$  por lo tanto el  $J_{critico}$  será  $J_{0,2}$

De igual forma se evidencia que se necesita mayor energía para el inicio de crecimiento de grieta en la dirección circunferencial tanto para el PE-100 como para el PE-80.

#### 4.3- INFLUENCIA EN LA ORIENTACIÓN

Para las tuberías del PE-100, los valores del parámetro de fractura  $J_{IC}$  resultaron superiores en la orientación circunferencial que en la longitudinal, esta es la tendencia general esperada, por el mayor grado de orientación molecular en dirección circunferencial, promovida por el proceso de extrusión, y que hace que la propagación de grieta este más favorecida por tanto en la dirección longitudinal. Esto se explica, ya que en dirección circunferencial la grieta propaga rompiendo las cadenas poliméricas, perpendiculares a estas, mientras que en dirección longitudinal el crecimiento de grieta se realiza paralelo a las cadenas, aperturando estas últimas.

Se puede mostrar en el grafico las curvas  $J$  vs  $\Delta a$  del PE-100 con entalla 7 mm con orientaciones circunferencial y longitudinal, donde presentan una divergencia de tendencia entre las curvas, resultando mayor propagación estable antes del

crecimiento rápido de la grieta en la dirección longitudinal que en la circunferencial. Además se puede apreciar la similitud en la parte inicial de las curvas, como consecuencia del enromamiento en la punta de la grieta previa a la separación real del material.

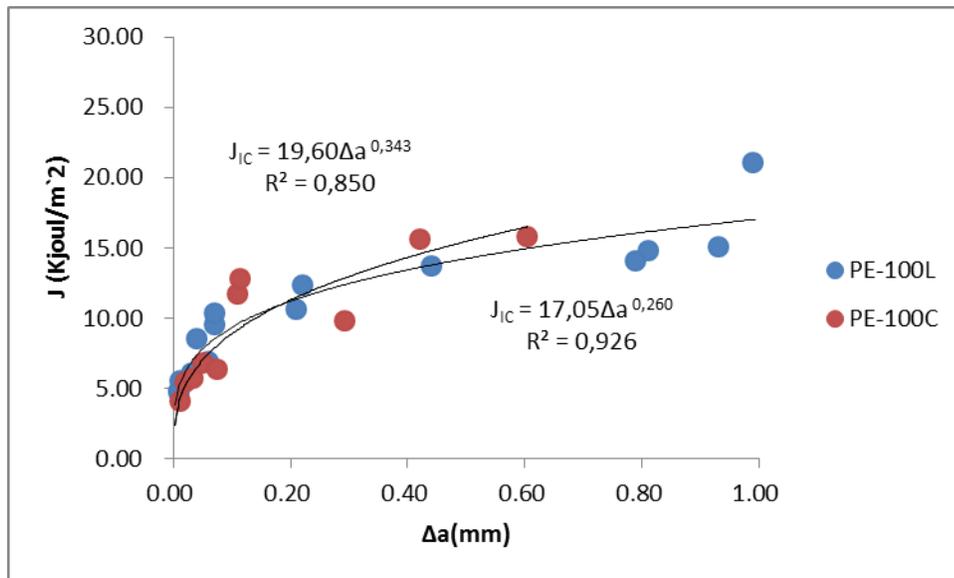


Figura 58: Gráfica comparativa entre PE-100L y PE-100C. Fuente propia.

Las magnitudes del criterio de iniciación de la propagación de grieta ( $J_{IC}$ ) son apreciables en la Figura 58, destacándose además que en la orientación longitudinal es más estable la propagación, debido que la energía necesaria para aumentar la extensión de la fisura crece más rápidamente que en la dirección circunferencial.

Se debe resaltar que en el ajuste de tipo potencial  $J = A(\Delta a)^N$ , a medida que aumentaba el parámetro  $A$  y el exponente  $N$ , las curvas tendían a una mayor inclinación, representando esto mayor energía necesaria para crear nuevas superficies de fractura, es decir, que a medida que aumenta el exponente  $N$  y el parámetro  $A$  se necesita mayor energía para el inicio de propagación de grieta.

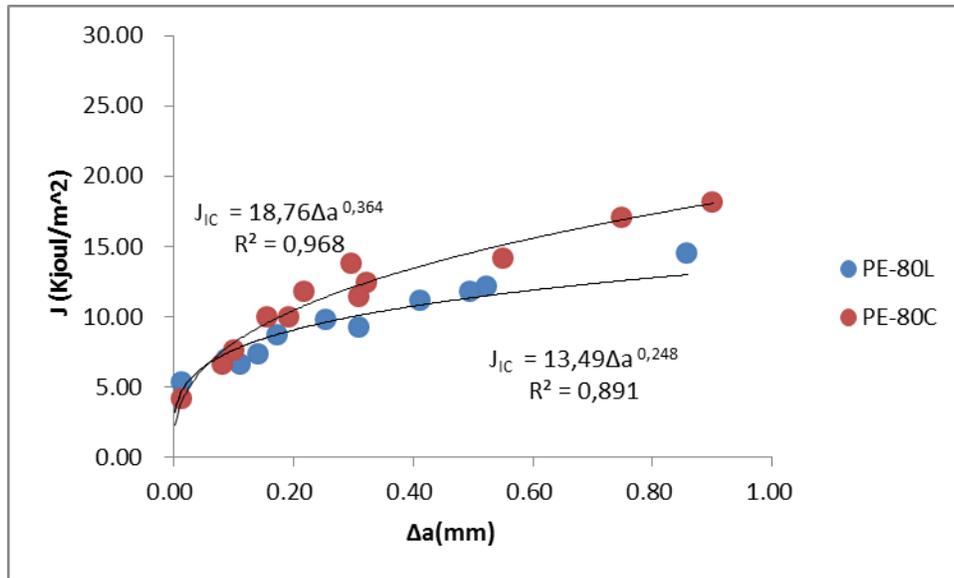


Figura 59: Gráfica comparativa entre PE-80L y PE-80C. Fuente propia.

El comportamiento mostrado en la Figura 59, el PE-80 en ambas orientaciones reportaron una tendencia similar en la iniciación de la curva  $J$  vs  $\Delta a$ , dando lugar al comienzo del enromamiento en la punta de la grieta (perdida de agudización), hasta alcanzar un cierto valor de  $J$ , en la cual se visualizan diferencias significativas, y en este punto se comienza a extender de modo estable la grieta ( $J_{IC}$ ).

De forma general, se observa que las probetas ensayadas en dirección circunferencial necesitaron mayor cantidad de energía para crear nuevas superficies de fractura en comparación con las probetas longitudinales.

#### 4.4- INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD EN LA RESISTENCIA A LA FRACTURA

Se realizaron ensayos a dos velocidades distintas a 3mm/min y 8 mm/min, a velocidad de 3mm/min se obtuvieron los resultados antes expuestos, pero a 8mm/min la velocidad es muy alta de forma que no se pudo medir la iniciación del crecimiento de grieta ya que no se pudo apreciar ningún punto por que el material fallo de forma

muy rápida de forma tal que este ensayo no fue concluyente y por ende no se pueden realizar comparaciones.

#### 4.5- INFLUENCIA DE LA DIFERENCIA TAMAÑO DE ENTALLA

Como era de esperarse a mayor distancia de entalla se necesita menor energía para el inicio del crecimiento de grieta, ya que al crear la entalla creamos en el material un concentrador de esfuerzo, mientras mayor sea la entalla será más fácil romper las cadenas poliméricas del material, por lo tanto el comportamiento de las gráficas de cada ensayo mantiene la tendencia de lo antes explicado.

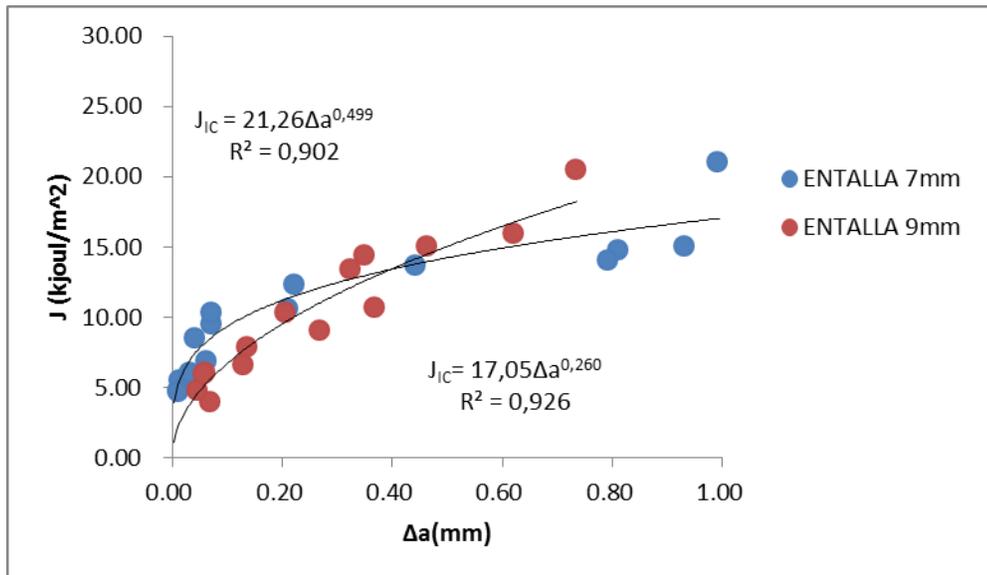


Figura 60: PE-100L a diferente entalla velocidad 3mm/min. Fuente propia.

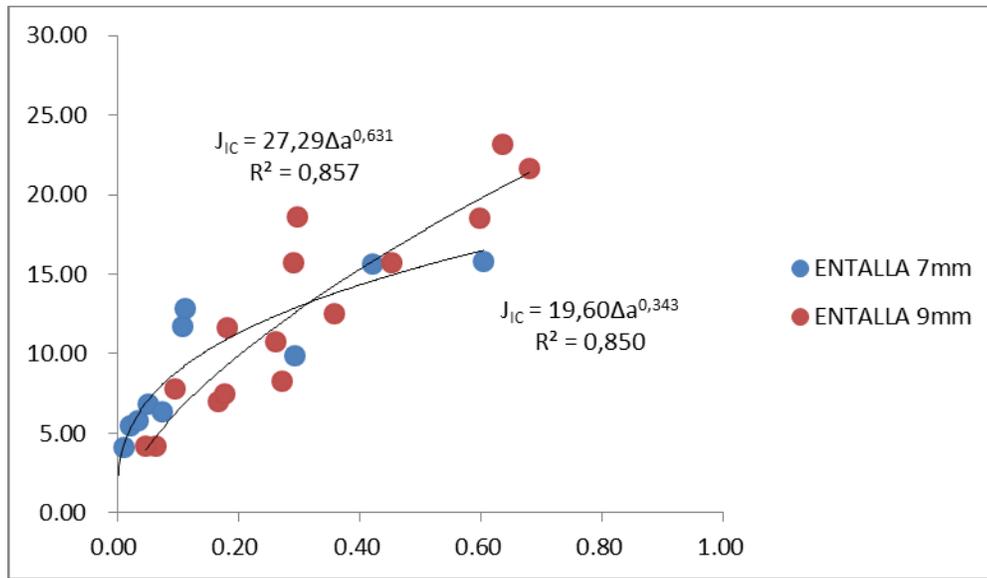


Figura 61: PE-100C a diferente entalla velocidad 3mm/min. Fuente propia.

Como se puede observar en la tabla 7 la diferencia en el tamaño de las entallas hecho en las muestras del material hace diferencia de energía para la iniciación del crecimiento de grieta, es decir, que la entalla en el material que a mayor tamaño de entalla menor cantidad de energía se necesita para el inicio del crecimiento de grieta.

Tabla 7: Comparativa  $J_{críticos}$  a diferente entalla e igual orientación. Fuente propia

MATERIAL	ORIENTACION	$J_{crítico}$	ENTALLA
PE-100	Longitudinal	9,51	9 mm.
PE-100	Longitudinal	11,85	7 mm.
PE-100	circunferencial	9,88	9 mm.
PE-100	circunferencial	11,29	7 mm.
PE-80	Longitudinal	9,4	9 mm.
PE-80	Longitudinal	9,02	7 mm.
PE-80	circunferencial	10,81	9 mm.
PE-80	circunferencial	11,04	7 mm.

## CONCLUSIONES

El estudio de la fractura de las tuberías PEAD, tomando en cuenta la orientación del crecimiento de grieta, en forma longitudinal o circunferencial, mediante la aplicación de la integral  $J$  mediante el método de múltiples probetas; para evaluar la fractura de la elastoplástica, permite concluir:

- (a) La orientación de las tuberías fue el principal factor a considerar en la resistencia a la fractura ya que en la dirección circunferencial para ambos materiales, se noto una mayor cantidad de energía. De esta forma se noto en la dirección circunferencial una mayor cantidad de energía para ambos materiales estudiados, lo que corrobora una mayor dificultad de propagación de la grieta en esta dirección. Este comportamiento a fractura indica que el crecimiento de la grieta está a favor en la orientación longitudinal debido a la disposición de las cadenas poliméricas con respecto a la propagación de la grieta.
- (b) La orientación molecular obtenida durante el proceso de manufactura, provoca un aumento de la resistencia a la fluencia en dirección circunferencial para ambos materiales.
- (c) Las propiedades mecánicas como el modulo de elasticidad y esfuerzo a rotura no mostraron cambios importantes en las variables consideradas de los ensayos, este resultado es previsible debido a los cortos intervalos de velocidades utilizados en los mismos.
- (d) La resistencia de la fractura se evaluó mediante el parámetro elastoplástico integral  $J_{0.2}$  en el cual se obtuvo un avance de grieta para cada punto del diagrama carga vs desplazamiento.
- (e) A la velocidad de 8 mm/min el ensayo no fue concluyente por ser una velocidad muy alta no se puede medir el crecimiento de grieta, ya que esta crece de manera muy acelerada; por esta razón fue necesario realizar un nuevo ensayo a una velocidad de 3 mm/min con una entalla diferente (7mm). Se obtuvieron curvas similares comprobándose que la influencia de la velocidad en la resistencia de la fractura no afectó esta propiedad intrínseca del material.

## RECOMENDACIONES

A raíz de la realización de este trabajo surgen algunos puntos que sirven de lineamientos que pueden ser desarrollados para estudios posteriores relacionados con la caracterización a fractura de las tuberías.

Como continuación a las investigaciones realizadas a la tesis, se propone:

- (a) Aplicar el método de trabajo esencial de fractura (EWF) para caracterizar las tuberías PE-80 y PE-100 con probetas de geometría SENB y SENA, con fines comparativos a los resultados obtenidos por la integral J.
- (b) Realizar un estudio computacional de elementos finitos para simular el comportamiento a fractura de las tuberías de PEAD.

## GLOSARIO

**Anisótropo:** las propiedades cambian en todas las direcciones. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Enromamiento:** fenómeno que consiste en la pérdida de agudización de la grieta previa a la separación real del material. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Fractura:** separación o fragmentación de un sólido bajo la acción de una carga externa, a través de un proceso de creación de nuevas superficies, las superficies de fractura. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Fractura lineal-elástica:** 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 es elástica. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Fractura elastoplástica:** 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. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Grieta:** fisura o discontinuidad en la superficie externa o en la parte interna de un elemento mecánico. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Isotrópico:** las propiedades no cambian en ninguna dirección. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Mecánica de fractura:** parte de la mecánica de sólidos que relaciona el tamaño y forma de una grieta y las fuerzas o cargas que conducen a la fractura de un componente de forma y dimensiones definidas. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Propagación estable:** propagación de la grieta que puede detenerse al disminuir o desaparecer los esfuerzos. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

**Propagación inestable:** propagación de grieta de manera rápida, autoacelerada y es prácticamente imposible de detener. [Jaramillo y Sánchez, 2008]

## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

Alt F. P., Böhm L. L., Enderle H-F. (2001). **Macromolecular Symposia 2001**, 163p.

Ardanuy, M. (2007). **Síntesis y caracterización de nanocompuestos de Poliolefinas e Hidróxido Dobles Lamínales**. Tesis Doctoral. España.

Areizaga J. y otros (2002) **Polímeros**. Madrid. Editorial Síntesis.

ASTM D-5045.(1999). **American Society for Testing and Material Standard Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials**.

ASTM E-1820. (2001).**American Society for Testing and Material Standard Measurement of Fracture Toughness**.

Balankin, A. (2000). **Mecánica de fractura: pasado, presente y futuro**. 5º congreso nacional de ingeniería electromecánica y de sistemas. México.

Bassett D. C., Block S., Piermarini G. J (1974). **Journal of Applied Polymer Science**. 4146 p.

Berthold J. (1995). **Proceedings of the Conference on Plastic Pipes IX** , 441 p.

Bhattacharya S. K., Brown N.(1984) **Journal of Materials Science**. 2532 p.

Brewin, J; Chapman, P. (2000). **Recent developments in the design and manufacture of plastic pipes**. Vinidex Tubemakers PTV limited.

Brown N. Zhou Z. J.( 2005). **Plastic, Rubber and Composites**, 293 p.

Centro Español de Plásticos. (2001). **El sector de los Plásticos**. España.

Covenin 527. (1997). **Tubos de Material Plásticos. Determinación de las Características a Tracción**. Norma Venezolana.

ESIS. (2001). **Fracture mechanics Testing methods for polymers, adhesives and composites**. Publication.

Ferrer, D. (2001). **Aplicación del método del trabajo esencial de fractura al estudio de films de polipropileno y de copolímeros propilenos en bloques.** Universidad politécnica de Catalunya. Barcelona-España.

Galli P., Vecellio G.(2001). **Progress in Polymer Science**, 1336 p.

González, J.(2007). **Mecánica de Fractura.** México. Editorial Limusa.

Ingham E. J.(2003). **Memoria de tesis doctoral. The Development of Impact Toughness and Resistance to Slow Crack Growth in Modified Polyvinyl Chloride and Polyethylene Pipe Grade Polymers.** Inglaterra. Manchester Metropolitan University.

ISO:12162. (1995) **Thermoplastics materials for pipes and fittings for pressure applications - Classification and designation - overall service (design) coefficient.**

Jaramillo, E; Sánchez, N; Canizales, A. (2008) **Introducción a la mecánica de fractura y análisis de fallas.** Universidad autónoma de occidente. Colombia.

Llorente M. A., Horta A.(1991).**Técnicas de caracterización de polímeros.** Universidad Nacional de Educación a Distancia. Madrid.

Lu X., Wang X., Brown N.(1988). **Journal of Materials Science**, 648 p.

Lustinguer A., Markham R. L.(1983) **Polymer.** 1983.1653 p.

Mark, James E. (2007). **Physical Properties of Polymers Handbook. Second Edition.** Springer Science and Business Media, LLC.

Peacock A. J.(2000). **Handbook of polyethylene. Structures, properties and applications.** Marcel Dekker, Inc., New York – USA.

Raynaud M.(2003). **Plastics Pipes XII.** Conference papers, Session 1.

Richter R. (2001). **Plastics Pipes XI.** Conference papers .11 p.

Roca, I.(2005) **Estudio de las propiedades y aplicaciones industriales del polietileno de alta densidad (PEAD).** Tesis de pregrado. Universidad de San Carlos Guatemala.

Sedigas.(2004). **Especificaciones Técnicas de SEDIGAS para la manipulación y soldadura de tuberías de PE para distribución de gas.**

Seguela R.(2005). **Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics** .1748 p.

Tadokoro H.(1979). **Structure of crystalline polymers** . John Wiley & Sons. New York – USA.

Turner-Jones A.(1962) **Journal of Polymer Science**. 560 p.

Vogl O. (1998) **Journal of Macromolecular Science, Part A : Pure and Applied Chemistry** 1998,1035 p.

## **ANEXOS**

Tabla1: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-80 Longitudinal a 8mm/min entalla 9mm. Fuente propia

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-80-A01	8,50	2.042,10	18,00	9,90	0,78	10,68	14,39	6,57	3,71	73,11
PE-80-A02	8,50	473,01	18,00	9,90	0,48	10,38	10,98	6,57	0,60	16,93
PE-80-A03	8,50	975,65	18,00	9,90	0,93	10,83	11,60	6,57	0,77	34,93
PE-80-A04	8,50	760,86	18,00	9,90	0,58	10,48	11,17	6,57	0,69	27,24
PE-80-A05	8,50	1.119,90	18,00	9,90	0,70	10,60	12,39	6,57	1,79	40,09
PE-80-A06	8,50	322,63	18,00	9,90	11,46	21,36	21,75	6,57	0,39	11,55
PE-80-A07	8,50	427,08	18,00	9,90	0,99	10,89	11,26	6,57	0,38	15,29
PE-80-A08	8,50	575,82	18,00	9,90	0,26	10,16	10,67	6,57	0,50	20,61
PE-80-A09	8,50	1.040,80	18,00	9,90	0,94	10,84	12,15	6,57	1,31	37,26
PE-80-A10	8,50	785,38	18,00	9,90	0,75	10,65	11,43	6,57	0,78	28,12
PE-80-A11	8,50	629,76	18,00	9,90	0,27	10,17	10,60	6,57	0,43	22,55
PE-80-A12	8,50	1.638,90	18,00	9,90	1,55	11,45	13,48	6,57	2,03	58,67
PE-80-A13	8,50	1.399,30	18,00	9,90	1,77	11,67	13,70	6,57	2,03	50,10
PE-80-A14	8,50	1.125,90	18,00	9,90	0,99	10,89	13,29	6,57	2,40	40,31
PE-80-A15	8,50	1.120,30	18,00	9,90	1,12	11,02	13,01	6,57	1,99	40,11
PE-80-A16	8,50	1.264,00	18,00	9,90	1,50	11,40	13,24	6,57	1,84	45,25
PE-80-A17	8,50	1.109,30	18,00	9,90	0,91	10,81	12,56	6,57	1,75	39,71
PE-80-A18	8,50	1.053,60	18,00	9,90	1,53	11,43	12,89	6,57	1,46	37,72
PE-80-A19	8,50	152,18	18,00	9,90	0,51	10,41	10,51	6,57	0,10	5,45
PE-80-A20	8,50	184,42	18,00	9,90	0,42	10,32	10,43	6,57	0,11	6,60
PE-80-A21	8,50	238,29	18,00	9,90	0,54	10,44	10,59	6,57	0,16	8,53
PE-80-A22	8,50	346,48	18,00	9,90	0,95	10,85	11,12	6,57	0,27	12,40
PE-80-A23	8,50	454,60	18,00	9,90	1,36	11,26	11,62	6,57	0,36	16,27
PE-80-A24	8,50	91,87	18,00	9,90	0,20	10,10	10,18	6,57	0,08	3,29

Tabla2: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-80 Circunferencial a 8mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-80-B01	8,50	2.050,40	18,00	9,90	1,01	10,91	13,23	7,34	2,32	65,70
PE-80-B02	8,50	520,97	18,00	9,90	1,20	11,10	11,56	7,34	0,46	16,69
PE-80-B03	8,50	701,76	18,00	9,90	1,29	11,19	11,80	7,34	0,61	22,48
PE-80-B04	8,50	799,60	18,00	9,90	0,82	10,72	12,02	7,34	1,30	25,62
PE-80-B05	8,50	1.147,40	18,00	9,90	0,82	10,72	11,69	7,34	0,96	36,76
PE-80-B06	8,50	1.409,30	18,00	9,90	0,99	10,89	12,25	7,34	1,36	45,15
PE-80-B07	8,50	1.580,60	18,00	9,90	0,25	10,15	11,81	7,34	1,66	50,64
PE-80-B08	8,50	1.047,30	18,00	9,90	0,81	10,71	11,58	7,34	0,87	33,56
PE-80-B09	8,50	596,15	18,00	9,90	0,45	10,35	10,85	7,34	0,50	19,10
PE-80-B10	8,50	810,14	18,00	9,90	0,80	10,70	11,91	7,34	1,21	25,96
PE-80-B11	8,50	602,85	18,00	9,90	0,15	10,05	10,48	7,34	0,43	19,32
PE-80-B12	8,50	1.541,10	18,00	9,90	0,42	10,32	11,83	7,34	1,51	49,38
PE-80-B13	8,50	988,84	18,00	9,90	0,45	10,35	11,28	7,34	0,92	31,68
PE-80-B14	8,50	1.146,10	18,00	9,90	1,18	11,08	12,18	7,34	1,10	36,72
PE-80-B15	8,50	800,44	18,00	9,90	0,88	10,78	11,54	7,34	0,76	25,65
PE-80-B16	8,50	1.202,20	18,00	9,90	1,13	11,03	12,17	7,34	1,14	38,52
PE-80-B17	8,50	1.333,80	18,00	9,90	0,74	10,64	12,00	7,34	1,36	42,74
PE-80-B18	8,50	635,54	18,00	9,90	0,22	10,12	11,20	7,34	1,08	20,36
PE-80-B19	8,50	162,69	18,00	9,90	0,42	10,32	10,42	7,34	0,10	5,21
PE-80-B20	8,50	224,86	18,00	9,90	1,14	11,04	11,21	7,34	0,17	7,20
PE-80-B21	8,50	288,88	18,00	9,90	1,47	11,37	11,56	7,34	0,19	9,26
PE-80-B22	8,50	303,25	18,00	9,90	0,74	10,64	10,86	7,34	0,22	9,72
PE-80-B23	8,50	307,84	18,00	9,90	0,40	10,30	10,53	7,34	0,23	9,86
PE-80-B24	8,50	489,22	18,00	9,90	0,33	10,23	10,65	7,34	0,41	15,67

Tabla 3: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-100 Longitudinal a 8mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-100-A01	8,50	2.904,20	18,00	9,90	0,93	10,83	12,75	7,06	1,92	96,83
PE-100-A02	8,50	1.607,40	18,00	9,90	0,56	10,46	12,23	7,06	1,77	53,59
PE-100-A03	8,50	1.197,70	18,00	9,90	1,27	11,17	12,17	7,06	1,00	39,93
PE-100-A04	8,50	917,91	18,00	9,90	0,69	10,59	11,20	7,06	0,60	30,60
PE-100-A05	8,50	738,01	18,00	9,90	1,96	11,86	12,48	7,06	0,62	24,61
PE-100-A06	8,50	666,90	18,00	9,90	0,17	10,07	10,50	7,06	0,43	22,24
PE-100-A07	8,50	361,26	18,00	9,90	0,14	10,04	10,19	7,06	0,15	12,04
PE-100-A08	8,50	886,65	18,00	9,90	0,19	10,09	10,69	7,06	0,60	29,56
PE-100-A09	8,50	622,22	18,00	9,90	0,19	10,09	10,50	7,06	0,41	20,75
PE-100-A10	8,50	733,94	18,00	9,90	1,73	11,63	12,21	7,06	0,58	24,47
PE-100-A11	8,50	1.459,80	18,00	9,90	0,40	10,30	11,27	7,06	0,97	48,67
PE-100-A12	8,50	1.833,60	18,00	9,90	1,82	11,72	14,47	7,06	2,75	61,13
PE-100-A13	8,50	1.842,10	18,00	9,90	0,85	10,75	12,63	7,06	1,88	61,42
PE-100-A14	8,50	1.171,30	18,00	9,90	1,86	11,76	13,70	7,06	1,94	39,05
PE-100-A15	8,50	976,09	18,00	9,90	1,58	11,48	13,39	7,06	1,91	32,54
PE-100-A16	8,50	1.497,10	18,00	9,90	1,85	11,75	13,55	7,06	1,80	49,92
PE-100-A17	8,50	1.385,70	18,00	9,90	1,55	11,45	14,08	7,06	2,63	46,20
PE-100-A18	8,50	1.262,40	18,00	9,90	1,04	10,94	12,46	7,06	1,52	42,09
PE-100-A19	8,50	165,27	18,00	9,90	0,79	10,69	10,76	7,06	0,07	5,51
PE-100-A20	8,50	230,97	18,00	9,90	0,33	10,23	10,32	7,06	0,09	7,70
PE-100-A21	8,50	224,51	18,00	9,90	0,29	10,19	10,33	7,06	0,14	7,49
PE-100-A22	8,50	269,78	18,00	9,90	0,32	10,22	10,41	7,06	0,18	8,99
PE-100-A23	8,50	393,38	18,00	9,90	0,32	10,22	10,47	7,06	0,25	13,12
PE-100-A24	8,50	98,31	18,00	9,90	0,32	10,22	10,27	7,06	0,05	3,28

Tabla 4: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-100 Circunferencial a 8mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

Identificación	B (mm)	Área (N.mm)	W (mm)	Entalla (mm)	Pre-grieta (mm)	ao (mm)	af (mm)	W-a0 (mm)	Δa (mm)	J (KJoul/m <sup>2</sup> )
PE-100-B01	8,50	1.803,50	18,00	9,90	2,27	12,17	15,00	7,05	2,83	60,20
PE-100-B02	8,50	428,76	18,00	9,90	1,14	11,04	12,67	7,05	1,63	14,31
PE-100-B03	8,50	626,45	18,00	9,90	1,06	10,96	11,54	7,05	0,58	20,91
PE-100-B04	8,50	816,50	18,00	9,90	0,84	10,74	11,64	7,05	0,90	27,25
PE-100-B05	8,50	1.195,60	18,00	9,90	0,73	10,63	11,63	7,05	1,00	39,91
PE-100-B06	8,50	1.320,50	18,00	9,90	0,80	10,70	13,87	7,05	3,17	44,07
PE-100-B07	8,50	365,38	18,00	9,90	0,14	10,04	10,33	7,05	0,29	12,20
PE-100-B08	8,50	585,75	18,00	9,90	1,40	11,30	11,93	7,05	0,63	19,55
PE-100-B09	8,50	812,61	18,00	9,90	0,81	10,71	11,53	7,05	0,82	27,12
PE-100-B10	8,50	1.039,30	18,00	9,90	0,69	10,59	11,51	7,05	0,93	34,69
PE-100-B11	8,50	1.209,10	18,00	9,90	0,98	10,88	12,70	7,05	1,82	40,36
PE-100-B12	8,50	1.799,70	18,00	9,90	1,00	10,90	12,98	7,05	2,08	60,07
PE-100-B13	8,50	1.529,90	18,00	9,90	1,12	11,02	13,13	7,05	2,11	51,06
PE-100-B14	8,50	1.364,10	18,00	9,90	1,57	11,47	13,17	7,05	1,70	45,53
PE-100-B15	8,50	115,60	18,00	9,90	1,34	11,24	12,78	7,05	1,54	3,86
PE-100-B16	8,50	1.493,40	18,00	9,90	0,76	10,66	12,48	7,05	1,82	49,85
PE-100-B17	8,50	1.274,10	18,00	9,90	1,05	10,95	11,95	7,05	1,00	42,53
PE-100-B18	8,50	1.535,30	18,00	9,90	1,21	11,11	12,63	7,05	1,52	51,24
PE-100-B19	8,50	518,10	18,00	9,90	0,51	10,41	10,78	7,05	0,36	17,29
PE-100-B20	8,50	399,67	18,00	9,90	0,52	10,42	10,78	7,05	0,35	13,34
PE-100-B21	8,50	287,59	18,00	9,90	0,40	10,30	10,63	7,05	0,33	9,60
PE-100-B22	8,50	242,91	18,00	9,90	0,47	10,37	10,68	7,05	0,31	8,11
PE-100-B23	8,50	215,58	18,00	9,90	0,51	10,41	10,71	7,05	0,31	7,20
PE-100-B24	8,50	84,15	18,00	9,90	0,57	10,47	10,53	7,05	0,06	2,81

Tabla 5: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-80 Longitudinal a 3mm/min entalla 7mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-80-A01	8,51	214,70	18,15	7,14	1,32	19,47	26,61	9,34	0,01	5,38
PE-80-A02	8,46	277,75	18,18	7,14	0,92	19,10	26,24	9,34	0,09	6,97
PE-80-A03	8,58	263,79	18,12	7,43	1,73	19,85	27,28	9,34	0,11	6,62
PE-80-A04	8,34	292,69	18,10	7,43	0,93	19,03	26,46	9,34	0,14	7,34
PE-80-A05	8,43	392,16	18,10	7,18	1,07	19,17	26,35	9,34	0,25	9,83
PE-80-A06	8,42	446,63	18,00	7,13	2,28	20,28	27,41	9,34	0,41	11,20
PE-80-A07	8,68	484,46	18,06	7,22	1,75	19,81	27,03	9,34	0,52	12,15
PE-80-A08	8,57	349,19	18,16	7,33	1,72	19,88	27,21	9,34	0,17	8,76
PE-80-A09	8,43	579,73	18,04	7,25	1,00	19,04	26,29	9,34	0,86	14,54
PE-80-A10	8,51	597,02	18,05	7,30	1,81	19,86	27,16	9,34	0,98	14,97
PE-80-A11	8,84	593,88	18,03	7,32	0,65	18,68	26,00	9,34	0,96	14,89
PE-80-A12	8,46	368,36	18,04	7,39	2,92	20,96	28,35	9,34	0,31	9,24
PE-80-A13	8,78	471,46	18,11	7,43	0,94	19,05	26,48	9,34	0,49	11,82

Tabla 6: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-80 Circunferencial a 3mm/min entalla 7mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-80-B01	8,52	171,68	18,13	7,50	0,88	19,01	26,51	9,69	0,01	4,16
PE-80-B02	8,62	274,26	18,11	7,35	0,28	18,39	25,74	9,69	0,08	6,65
PE-80-B03	8,65	316,61	18,07	7,35	0,43	18,50	25,85	9,69	0,10	7,68
PE-80-B04	8,72	413,40	18,09	7,40	0,45	18,54	25,94	9,69	0,15	10,02
PE-80-B05	8,52	411,47	18,14	7,28	0,70	18,84	26,12	9,69	0,19	9,97
PE-80-B06	8,90	485,40	18,14	7,55	0,51	18,65	26,20	9,69	0,22	11,77
PE-80-B07	8,41	568,76	18,15	7,36	0,27	18,42	25,78	9,69	0,30	13,79
PE-80-B08	8,14	584,53	18,11	7,36	1,30	19,41	26,77	9,69	0,55	14,17
PE-80-B09	8,45	704,73	18,14	7,32	1,66	19,80	27,12	9,69	0,75	17,08
PE-80-B10	8,57	748,90	18,07	7,32	1,64	19,71	27,03	9,69	0,90	18,16
PE-80-B11	8,21	791,10	18,05	7,18	1,31	19,36	26,54	9,69	0,99	19,18
PE-80-B12	8,80	947,36	18,12	7,27	0,76	18,88	26,15	9,69	1,01	22,97
PE-80-B13	8,32	512,14	18,11	7,25	3,45	21,56	28,81	9,69	0,32	12,42
PE-80-B14	8,49	767,93	18,11	7,46	1,42	19,53	26,99	9,69	1,60	18,62
PE-80-B15	8,38	471,24	18,11	7,41	0,89	19,00	26,41	9,69	0,31	11,42

Tabla 7: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-100 Longitudinal a 3mm/min entalla 7mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-100-A01	8,50	203,00	18,09	7,33	0,42	7,75	15,08	9,91	0,01	4,82
PE-100-A02	8,40	234,14	18,10	7,24	0,92	8,16	15,40	9,91	0,01	5,56
PE-100-A03	8,48	256,84	18,05	7,42	0,99	8,41	15,83	9,91	0,03	6,10
PE-100-A04	8,50	291,65	18,02	7,20	0,78	7,98	15,18	9,91	0,06	6,93
PE-100-A05	8,46	402,32	18,08	7,25	0,77	8,02	15,27	9,91	0,07	9,56
PE-100-A06	8,47	435,69	18,08	7,20	0,84	8,04	15,24	9,91	0,07	10,35
PE-100-A07	8,64	449,28	18,05	7,35	0,96	8,31	15,66	9,91	0,21	10,67
PE-100-A08	8,49	520,56	18,07	7,19	0,91	8,10	15,29	9,91	0,22	12,36
PE-100-A09	8,40	636,48	18,05	7,32	0,99	8,31	15,63	9,91	0,93	15,12
PE-100-A10	8,54	886,37	18,07	7,18	0,71	7,89	15,07	9,91	0,99	21,05
PE-100-A11	8,40	577,07	18,05	7,18	1,08	8,26	15,44	9,91	0,44	13,71
PE-100-A12	8,50	623,90	18,06	7,12	1,00	8,12	15,24	9,91	0,81	14,82
PE-100-A13	8,50	361,21	18,08	7,34	0,98	8,32	15,66	9,91	0,04	8,58
PE-100-A14	8,67	199,42	18,03	7,36	0,99	8,35	15,71	9,91	0,01	4,74
PE-100-A15	8,52	593,50	18,06	7,18	1,11	8,29	15,47	9,91	0,79	14,10

Tabla 8: **Resumen de los ensayos a fractura para el PE-100 Circunferencial a 3mm/min entalla 7mm.** Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-100-B01	8,57	170,73	18,17	7,39	1,41	19,58	8,81	9,64	0,01	4,07
PE-100-B02	8,81	229,16	18,07	7,38	1,83	19,90	9,23	9,64	0,02	5,47
PE-100-B03	8,50	241,09	18,06	7,23	1,15	19,21	8,41	9,64	0,03	5,75
PE-100-B04	8,57	287,54	18,10	7,22	1,80	19,90	9,07	9,64	0,05	6,86
PE-100-B05	8,73	266,38	18,01	7,19	1,89	19,90	9,16	9,64	0,07	6,36
PE-100-B06	8,63	412,44	18,03	7,21	1,96	19,99	9,46	9,64	0,29	9,84
PE-100-B07	8,66	491,70	18,11	7,35	1,01	19,12	8,47	9,64	0,11	11,73
PE-100-B08	8,75	537,55	18,07	7,20	1,08	19,15	8,39	9,64	0,11	12,83
PE-100-B09	8,69	655,89	18,04	7,23	0,98	19,02	8,63	9,64	0,42	15,65
PE-100-B10	8,87	701,97	18,12	7,21	0,60	18,72	9,18	9,64	1,37	16,75
PE-100-B11	8,71	737,09	18,18	7,28	0,74	18,92	9,13	9,64	1,10	17,59
PE-100-B12	8,86	663,77	18,10	7,39	0,78	18,88	8,77	9,64	0,60	15,84
PE-100-B13	8,90	923,41	18,05	7,42	0,61	18,66	9,30	9,64	1,27	22,03
PE-100-B14	8,50	989,72	18,14	7,30	0,96	19,10	9,58	9,64	1,32	23,61
PE-100-B15	8,62	1.089,10	18,06	7,39	0,45	18,51	9,14	9,64	1,30	25,99

Tabla 9: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-80 Longitudinal a 3mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-80-A01	8,50	113,82	18,00	9,90	0,86	10,76	10,82	7,50	0,06	3,57
PE-80-A02	8,50	187,62	18,00	9,90	0,96	10,86	11,04	7,50	0,18	5,89
PE-80-A03	8,50	480,07	18,00	9,90	0,97	10,87	11,47	7,50	0,59	15,07
PE-80-A04	8,50	618,09	18,00	9,90	0,79	10,69	11,62	7,50	0,93	19,40
PE-80-A05	8,50	849,62	18,00	9,90	0,54	10,44	11,95	7,50	1,51	26,67
PE-80-A06	8,50	921,21	18,00	9,90	0,83	10,73	12,46	7,50	1,73	28,92
PE-80-A07	8,50	216,04	18,00	9,90	1,61	11,51	11,59	7,50	0,08	6,78
PE-80-A08	8,50	162,62	18,00	9,90	0,13	10,03	10,08	7,50	0,05	5,10
PE-80-A09	8,50	216,04	18,00	9,90	0,14	10,04	10,11	7,50	0,07	6,78
PE-80-A10	8,50	247,54	18,00	9,90	0,20	10,10	10,26	7,50	0,16	7,77
PE-80-A11	8,50	350,67	18,00	9,90	0,39	10,29	10,56	7,50	0,26	11,01
PE-80-A12	8,50	366,66	18,00	9,90	0,51	10,41	10,73	7,50	0,32	11,51
PE-80-A13	8,50	639,55	18,00	9,90	0,76	10,66	11,47	7,50	0,81	20,08
PE-80-A14	8,50	851,68	18,00	9,90	0,23	10,13	11,62	7,50	1,49	26,73
PE-80-A15	8,50	827,25	18,00	9,90	0,84	10,74	11,87	7,50	1,13	25,97
PE-80-A16	8,50	184,16	18,00	9,90	0,30	10,20	10,26	7,50	0,07	5,78
PE-80-A17	8,50	390,91	18,00	9,90	0,25	10,15	10,33	7,50	0,18	12,27
PE-80-A18	8,50	448,84	18,00	9,90	0,57	10,47	10,78	7,50	0,31	14,09

Tabla 10: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-80 Circunferencial a 3mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-80-B01	8,50	142,02	18,00	9,90	1,18	11,08	11,14	7,39	0,06	4,52
PE-80-B02	8,50	142,02	18,00	9,90	1,16	11,06	11,23	7,39	0,17	4,52
PE-80-B03	8,50	142,02	18,00	9,90	0,69	10,59	10,94	7,39	0,35	4,52
PE-80-B04	8,50	142,02	18,00	9,90	1,25	11,15	11,55	7,39	0,40	4,52
PE-80-B05	8,50	142,02	18,00	9,90	0,99	10,89	11,63	7,39	0,74	4,52
PE-80-B06	8,50	142,02	18,00	9,90	1,00	10,90	11,82	7,39	0,92	4,52
PE-80-B07	8,50	142,02	18,00	9,90	0,82	10,72	10,82	7,39	0,09	4,52
PE-80-B08	8,50	142,02	18,00	9,90	0,78	10,68	10,87	7,39	0,19	4,52
PE-80-B09	8,50	142,02	18,00	9,90	0,13	10,03	10,08	7,39	0,06	4,52
PE-80-B10	8,50	142,02	18,00	9,90	0,19	10,09	10,16	7,39	0,07	4,52
PE-80-B11	8,50	142,02	18,00	9,90	0,18	10,08	10,21	7,39	0,13	4,52
PE-80-B12	8,50	142,02	18,00	9,90	0,20	10,10	10,36	7,39	0,26	4,52

Tabla 11: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-100 Longitudinal a 3mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-100-A01	8,50	127,15	18,00	9,90	1,00	10,90	10,97	7,51	0,07	3,98
PE-100-A02	8,50	288,98	18,00	9,90	0,69	10,59	10,86	7,51	0,27	9,06
PE-100-A03	8,50	459,60	18,00	9,90	0,56	10,46	10,81	7,51	0,35	14,40
PE-100-A04	8,50	680,98	18,00	9,90	1,21	11,11	11,91	7,51	0,80	21,34
PE-100-A05	8,50	847,17	18,00	9,90	0,73	10,63	13,09	7,51	2,46	26,55
PE-100-A06	8,50	902,25	18,00	9,90	0,96	10,86	12,99	7,51	2,13	28,28
PE-100-A07	8,50	212,95	18,00	9,90	0,32	10,22	10,35	7,51	0,13	6,67
PE-100-A08	8,50	343,28	18,00	9,90	1,29	11,19	11,56	7,51	0,37	10,76
PE-100-A09	8,50	480,17	18,00	9,90	0,94	10,84	11,31	7,51	0,46	15,05
PE-100-A10	8,50	153,62	18,00	9,90	0,35	10,25	10,30	7,51	0,04	4,81
PE-100-A11	8,50	194,35	18,00	9,90	0,24	10,14	10,20	7,51	0,06	6,09
PE-100-A12	8,50	252,81	18,00	9,90	0,20	10,10	10,23	7,51	0,14	7,92
PE-100-A13	8,50	330,30	18,00	9,90	0,32	10,22	10,43	7,51	0,20	10,35
PE-100-A14	8,50	428,91	18,00	9,90	0,44	10,34	10,66	7,51	0,32	13,44
PE-100-A15	8,50	510,38	18,00	9,90	0,55	10,45	11,07	7,51	0,62	16,00
PE-100-A16	8,50	656,27	18,00	9,90	0,41	10,31	11,04	7,51	0,73	20,57
PE-100-A17	8,50	707,85	18,00	9,90	0,31	10,21	11,02	7,51	0,82	22,18
PE-100-A18	8,50	191,51	18,00	9,90	0,15	10,05	10,11	7,51	0,06	6,00

Tabla 12: Resumen de los ensayos a fractura para el PE-100 Circunferencial a 3mm/min entalla 9mm. Fuente propia.

<b>Identificación</b>	<b>B (mm)</b>	<b>Área (N.mm)</b>	<b>W (mm)</b>	<b>Entalla (mm)</b>	<b>Pre-grieta (mm)</b>	<b>ao (mm)</b>	<b>af (mm)</b>	<b>W-a0 (mm)</b>	<b>Δa (mm)</b>	<b>J (KJoul/m<sup>2</sup>)</b>
PE-100-B01	8,50	129,20	18,00	9,90	0,73	10,63	10,70	7,31	0,06	4,16
PE-100-B02	8,50	257,48	18,00	9,90	1,25	11,15	11,42	7,31	0,27	8,29
PE-100-B03	8,50	388,59	18,00	9,90	1,56	11,46	11,82	7,31	0,36	12,51
PE-100-B04	8,50	575,76	18,00	9,90	0,45	10,35	10,94	7,31	0,60	18,53
PE-100-B05	8,50	864,93	18,00	9,90	1,28	11,18	12,37	7,31	1,19	27,84
PE-100-B06	8,50	920,89	18,00	9,90	0,97	10,87	12,06	7,31	1,19	29,65
PE-100-B07	8,50	216,36	18,00	9,90	0,82	10,72	10,88	7,31	0,17	6,97
PE-100-B08	8,50	333,72	18,00	9,90	1,70	11,60	11,86	7,31	0,26	10,74
PE-100-B09	8,50	488,48	18,00	9,90	1,91	11,81	12,26	7,31	0,45	15,73
PE-100-B10	8,50	781,59	18,00	9,90	1,21	11,11	11,97	7,31	0,86	25,16
PE-100-B11	8,50	131,03	18,00	9,90	0,31	10,21	10,26	7,31	0,05	4,22
PE-100-B12	8,50	243,19	18,00	9,90	0,17	10,07	10,16	7,31	0,10	7,83
PE-100-B13	8,50	231,56	18,00	9,90	0,23	10,13	10,30	7,31	0,18	7,45
PE-100-B14	8,50	360,94	18,00	9,90	0,26	10,16	10,34	7,31	0,18	11,62
PE-100-B15	8,50	488,70	18,00	9,90	0,22	10,12	10,41	7,31	0,29	15,73
PE-100-B16	8,50	576,58	18,00	9,90	0,23	10,13	10,43	7,31	0,30	18,56
PE-100-B17	8,50	671,57	18,00	9,90	0,55	10,45	11,13	7,31	0,68	21,62
PE-100-B18	8,50	719,61	18,00	9,90	0,40	10,30	10,94	7,31	0,64	23,17

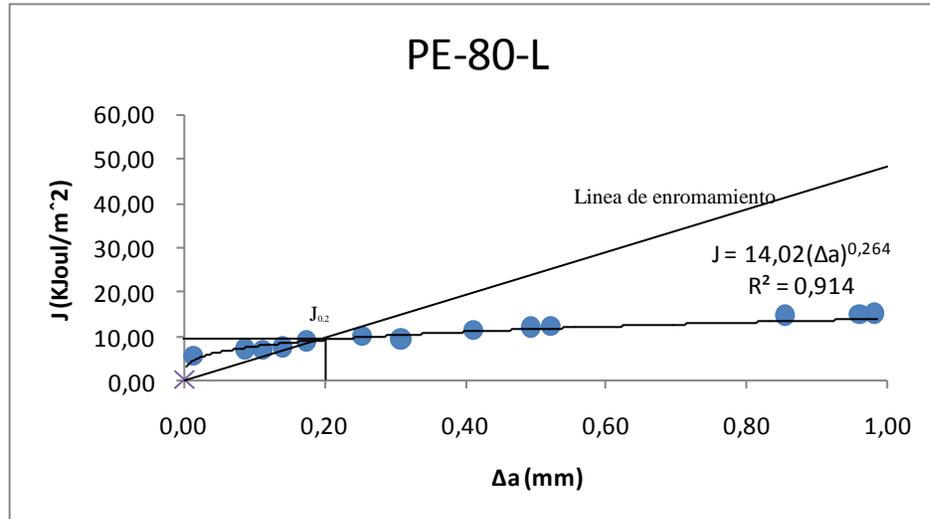


Figura B1: Curva J Vs Aa para el PE-80 longitudinal a una velocidad de 3mm/min con entalla 7mm. Fuente propia

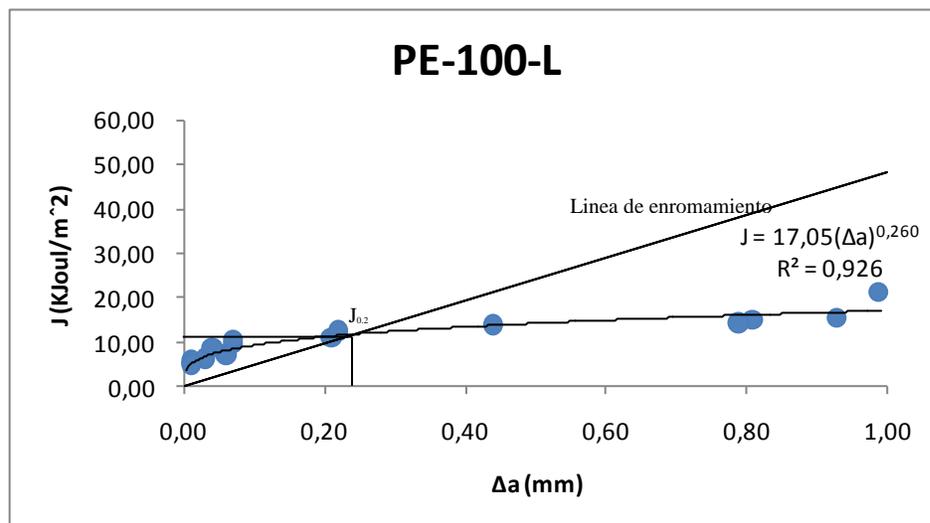


Figura B2: Curva J Vs Aa para el PE-100 longitudinal a una velocidad de 3mm/min con entalla 7mm. Fuente propia

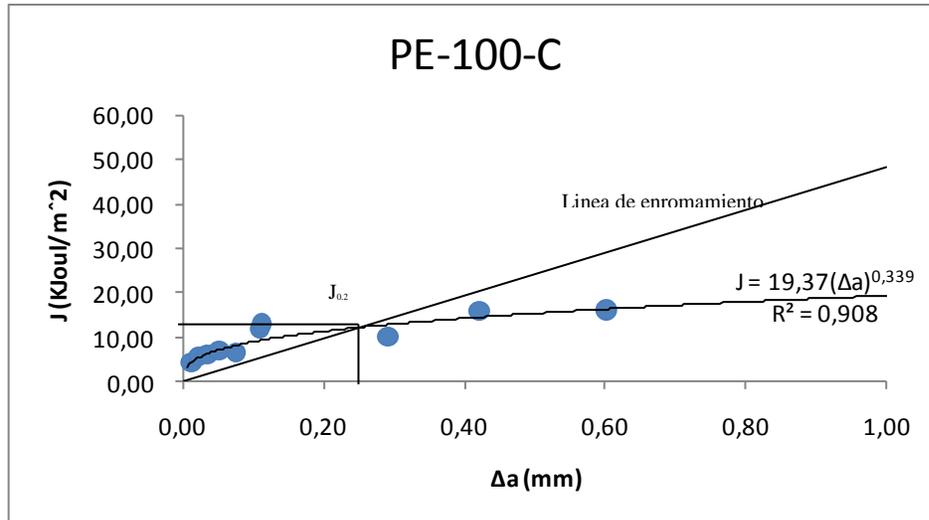


Figura B3: Curva J Vs Aa para el PE-100 circunferencial a una velocidad de 3mm/min con entalla 7mm. Fuente propia

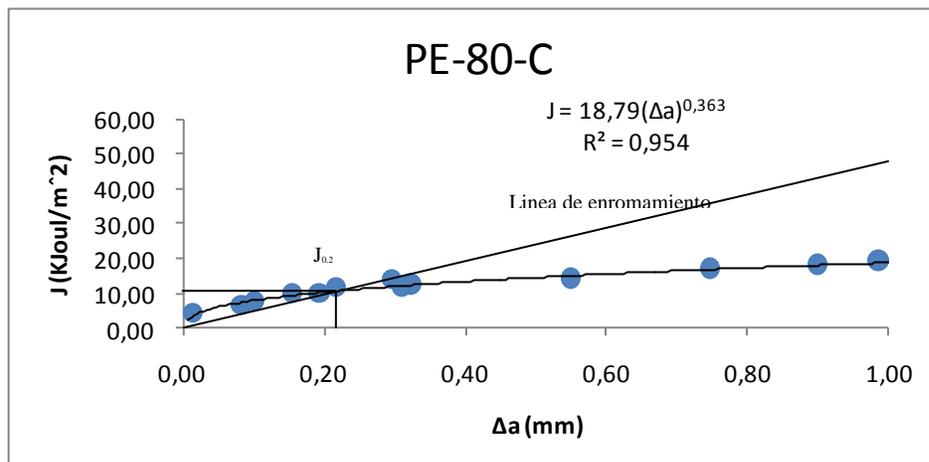


Figura B4: Curva J Vs Aa para el PE-80 circunferencial a una velocidad de 3mm/min con entalla 7mm. Fuente propia

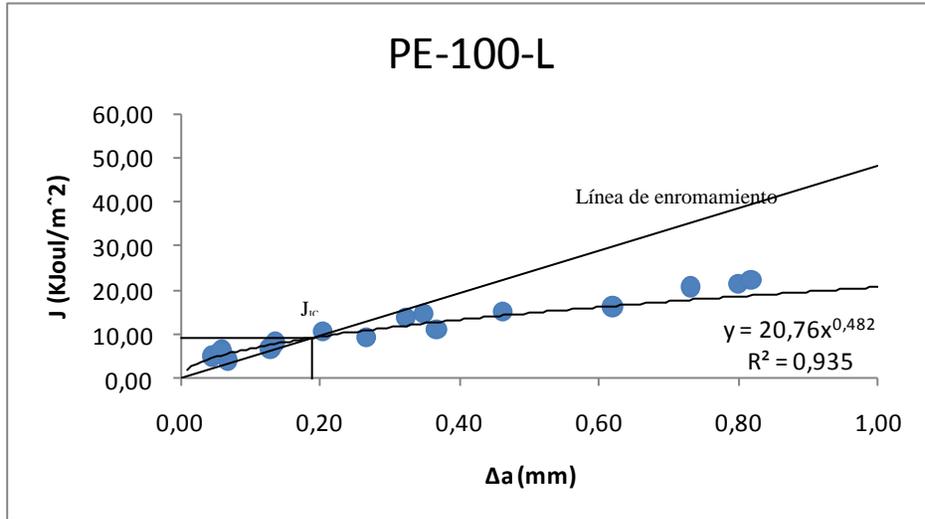


Figura B5: Curva J Vs Aa para el PE-100 longitudinal a una velocidad de 3mm/min con entalla 9mm. Fuente propia

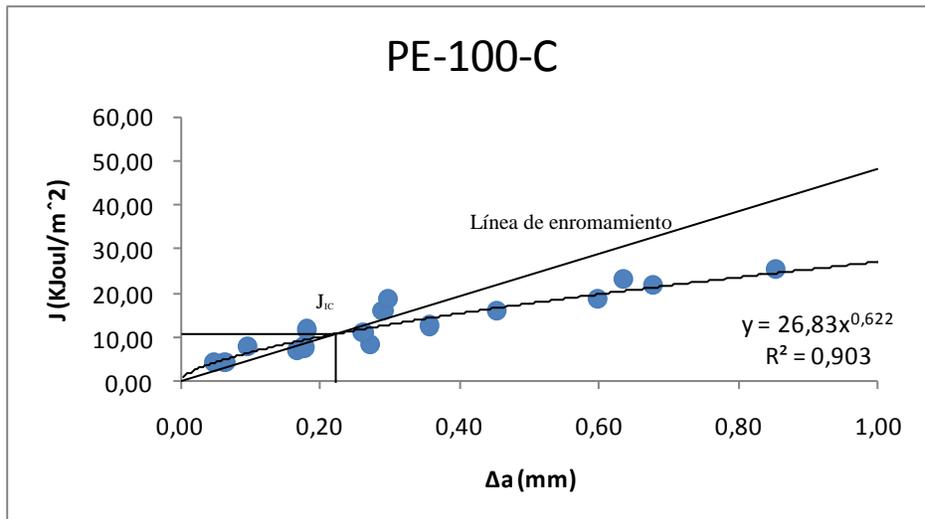


Figura B6: Curva J Vs Aa para el PE-100 circumferencial a una velocidad de 3mm/min con entalla 9mm. Fuente propia

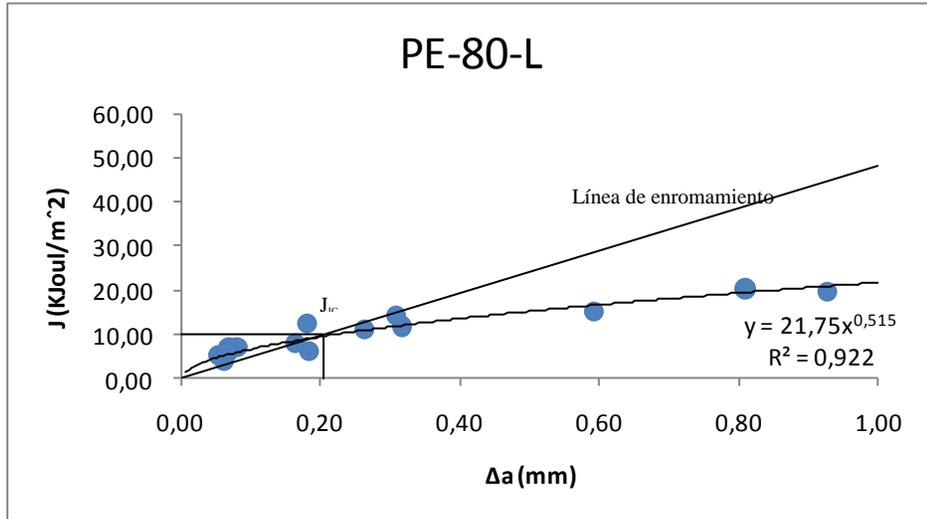


Figura B7: Curva J Vs Aa para el PE-80 longitudinal a una velocidad de 3mm/min con entalla 9mm. Fuente propia

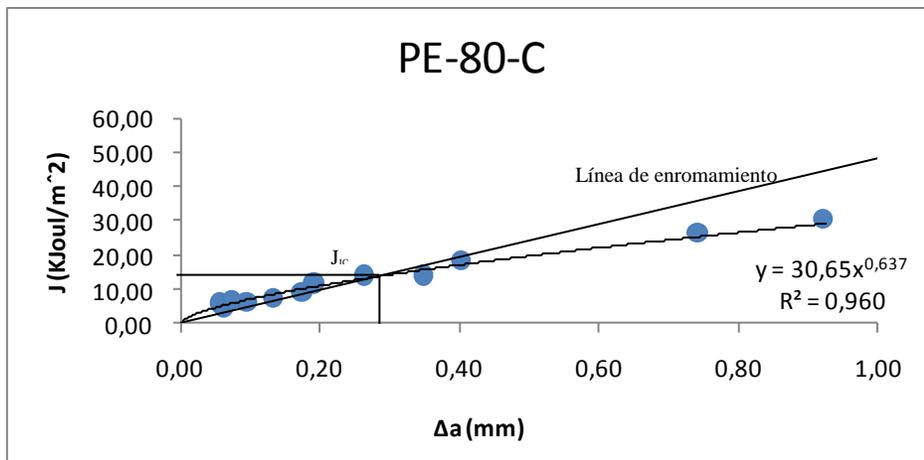


Figura B8: Curva J Vs Aa para el PE-80 circumferencial a una velocidad de 3mm/min con entalla 9mm. Fuente propia

Figura B9: Avance de grieta Fuente propia

