



ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA Y VALIDACIÓN DE LA TEORÍA DE DISTANCIAS CRÍTICAS EN ABS FABRICADO POR IMPRESIÓN 3D.

Trabajo realizado por:

Víctor Martínez Mata

Dirigido:

Sergio Cicero González

Titulación:

**Máster Universitario en
integridad y durabilidad de
materiales, componentes y
estructuras.**

Santander, Febrero 2021

TRABAJO FIN DE MASTER



ÍNDICE

CAPÍTULO 1 - INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2 – MECÁNICA DE LA FRACTURA	2
2.1. INTRODUCCIÓN.....	2
2.2 INICIOS DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA	3
2.2.1 CONCENTRACIÓN DE TENSIONES SEGÚN INGLIS	3
2.2.2 LA TEORÍA DE GRIFFITH.....	4
2.3 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICO-LINEAL	6
2.3.1 ESTADO TENSIONAL	6
2.3.2 CRITERIO DE FALLO	7
2.4 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTO-PLÁSTICA.....	8
2.4.1 APROXIMACIONES	9
2.4.2 La integral J	12
2.4.3 CTOD	13
2.5 TEORÍA DE ENTALLAS	14
CAPÍTULO 3 – MATERIAL E IMPRESIÓN 3D	17
3.1. MATERIAL.....	17
3.2. FRACTURA EN PLÁSTICOS	17
3.3. FABRICACIÓN ADITIVA	18
3.3.1- ABS MEDIANTE IMPRESIÓN 3D.....	20
CAPÍTULO 4-PROGRAMA EXPERIMENTAL	22
4.1. OBJETIVOS Y ESTRUCTURA	22
4.2. ENSAYO DE TRACCIÓN	23
4.3. ENSAYO DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS.....	24
4.4- APLICACIÓN DE LA TDC.....	27
4.5.SEM	28
CAPITULO 5 – RESULTADOS	29
5.1- RESULTADOS DE TRACCIÓN.....	29
5.2-RESULTADOS DE FLEXIÓN	30
5.3-ANÁLISIS APLICACIÓN DE LA TDC.	37



Análisis del efecto entalla y validación de la TDC en ABS fabricado mediante impresión 3D
Víctor Martínez Mata

5.4-ANÁLISIS DEL SEM.....	42
CAPÍTULO 6 – CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO.....	53
CAPÍTULO 7 – BIBLIOGRAFÍA.....	54



CAPÍTULO 1 - INTRODUCCIÓN

La impresión 3D o fabricación aditiva es un campo que actualmente esta en auge, ya que permite fabricar piezas o modelos complejos de una forma relativamente sencilla [1, 2]. A nivel industrial tiene gran aplicación en sectores el de la automoción (entre otros), abaratando costes en piezas de un tamaño mas bien pequeño y sin función estructural [3]. Sin embargo, para que esta tecnología pueda tener un gran impacto en el futuro tiene que ser capaz de utilizarse en piezas que tengan función estructural. Las piezas obtenidas por fabricación aditiva presentan, por lo general, propiedades resistentes menores a las obtenidas por métodos de fabricación convencionales (ej., colada, inyección, etc.) debido, principalmente, a los defectos generados en el proceso (ej., poros). Para conseguir que componentes fabricados por impresión 3D tengan función estructural, primero hay que definir correctamente sus diferentes propiedades resistentes, principalmente las propiedades a fractura, teniendo en cuenta las diferentes características utilizadas en la fabricación, y posteriormente hay desarrollar estrategias que permitan optimizar las propiedades resultantes en las piezas impresas.

Junto a esta problemática explicada anteriormente, se une otra relacionada con la mecánica de la fractura. Este ámbito de la ciencia estudia cómo se comportan los materiales en presencia de fisuras y/o defectos [4, 5]. El comportamiento del material es diferente si presenta una fisura o grieta con un fondo afilado, a si este es romo. Sin embargo, por conservadurismo y falta de soluciones analíticas sencillas, la mayoría de análisis en este campo se realizan suponiendo que los defectos existentes son fisuras afiladas. En los últimos años, se ha tratado de solucionar este problema con la aplicación de metodologías derivadas de, por ejemplo, la Teoría de las Distancias Críticas [6], buscando predecir la tenacidad aparente a fractura en materiales entallados.

En este contexto, este Trabajo Fin de Máster trata de analizar el comportamiento mecánico de probetas de polímero ABS, fabricadas con una impresora 3D, con tres orientaciones de fabricación diferentes, que tienen una entalla en forma de U. Por un lado se obtendrá un análisis de las diferencias en el comportamiento mecánico de este material al variar su dirección de impresión; por otro lado, se tratará de validar la aplicación de la Teoría de Distancias Críticas en polímero ABS.



CAPÍTULO 2 – MECÁNICA DE LA FRACTURA

2.1. INTRODUCCIÓN

La mecánica de la fractura es un campo de estudio relativamente nuevo, ya que nace en el siglo XX con los trabajos de Neuber[4] y Peterson[5]. El desarrollo industrial, y el comienzo del uso del acero como material de construcción, traen consigo una serie de accidentes y colapsos repentinos a priori inexplicables ya en el siglo anterior. La mecánica de la fractura surge como respuesta científica a este problema.

Esta disciplina se basa en el hecho de que la rotura final está relacionada con la presencia de defectos, los cuales generan un estado tensional muy particular que puede conducir al fallo estructural. Dichos defectos pueden estar causados por una fabricación incorrecta o por un daño causado en funcionamiento, entre otros. En el momento en que el estado tensional generado por el defecto en cuestión alcanza un valor crítico, se produce la fractura.

Existen dos tipos de fractura en función de su comportamiento mecánico en el momento de la rotura: la mecánica de la fractura elástico-lineal (MFEL) [7] y la mecánica de la fractura elastoplástica (MFEP) [8]. La primera, está relacionada con materiales frágiles y con un nivel de plastificación poco relevante. Por el contrario, niveles de plastificación elevados y comportamientos dúctiles, están asociados con la MFEP.

Si los defectos tienen un radio finito en su fondo se les conoce como entallas, frente al caso de las fisuras, en las cuales dicho radio puede considerarse igual a cero. Las entallas tienen un comportamiento menos dañino, como consecuencia de la menor concentración tensional que generan, y requieren por tanto una metodología de análisis propia.

En este capítulo se resumen los diferentes enfoques de la mecánica de la fractura lo largo de la historia, así como la aproximación al estudio de los defectos tipo entalla y la correspondiente Teoría de Distancias críticas que será usada en la metodología experimental.

2.2 INICIOS DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA

2.2.1 CONCENTRACIÓN DE TENSIONES SEGÚN INGLIS

La fractura es causada por el efecto de concentración de tensiones que se produce por discontinuidades en el medio continuo (defectos, cambios de geometrías...).

Inglis estudio en 1913, el efecto de concentración de tensiones en el siguiente problema de contorno: un agujero elíptico en una placa infinita que está sometida a una tensión remota de σ , como se puede observar en la FIGURA 1 . De tal forma que la tensión en el punto A, viene dada por:

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

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad (2)$$

Donde ρ es un valor geométrico que determina la angulosidad del defecto. De tal forma que defectos más agudos ($\rho \rightarrow 0$) generarán tensiones más altas ($\sigma_A \rightarrow \infty$).

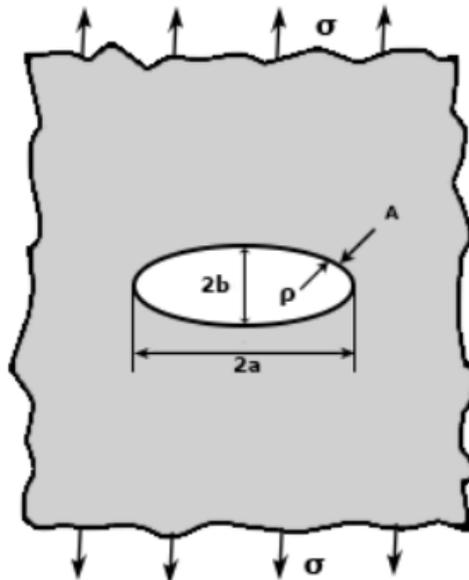


FIGURA 1: PLACA INFINITA CON ENTALLA 2Ax2B[9]

2.2.2 LA TEORÍA DE GRIFFITH

Alan Arnold Griffith (1893-1963) desarrolla en 1921 el artículo científico “The phenomena of rupture and flow in solids”[10] y está considerado como el nacimiento de la mecánica de la fractura. Observa a grandes rasgos que las capacidades resistentes son mucho más pequeñas que las teóricas. Para justificarlo asume la hipótesis de que existen grietas en el interior o en la superficie de las fibras que debilitan al material.

Para determinar la resistencia a fractura teórica existen dos formas diferentes de estimarla:

1. Planteamiento atómico
2. Planteamiento energético

2.2.2.1. PLANTEAMIENTO ATOMÍSTICO

La fuerza entre los enlaces interatómicos hace que el material esté unido. Griffith estima que fuerza se requiere para romper ese enlace en presencia de una grieta. En la FIGURA 2 se pueda apreciar un esquema representativo.

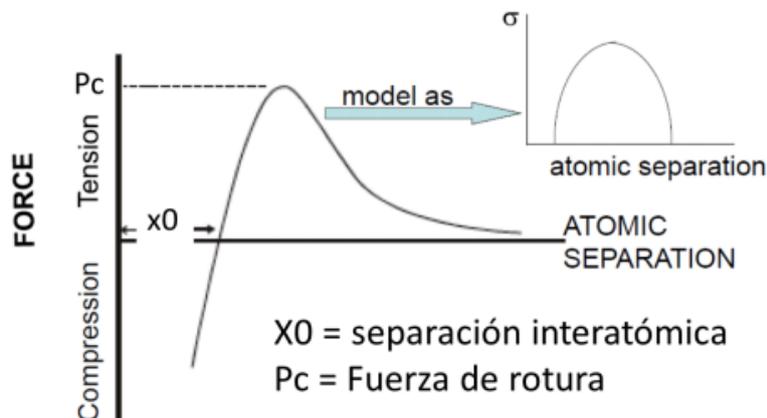


FIGURA 2: RELACIÓN TENSIÓN CON DISTANCIA INTERATÓMICA

Supone que la resistencia cohesiva a nivel atómico puede estimarse como la idealización de la fuerza-resistencia:

$$P = P_c \sin\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right) \quad (3)$$

Para pequeños desplazamientos, definiendo el origen en x_0 :

$$P = P_c \frac{\pi x}{\lambda} \quad (4)$$

La tensión vendrá definida como el número total de enlaces por unidad de área:

$$\delta = \frac{nP}{A} = \frac{nP_c}{A} = \frac{\pi x}{\lambda} = \delta_c \frac{\pi x}{\lambda} \quad (5)$$

Paralelamente, la deformación viene dada como:

$$\varepsilon = \frac{x}{x_0} \quad (6)$$

Si despejamos la tensión cohesiva, queda de la siguiente manera:

$$\sigma_c = \frac{E\lambda}{\pi x_0} \sim \frac{E}{\pi} \quad (7)$$

2.2.2.2. PLANTEAMIENTO ENERGÉTICO

La energía de superficie tiene que ser equivalente al trabajo realizado para romper los enlaces atómicos y crear dicha superficie. Esta energía de superficie (γ), es la resultante de la configuración de los átomos que no están en equilibrio en una superficie arbitraria.

$$W = 2A\gamma \quad (8)$$

$$W = \int_0^\lambda \sigma_c A \sin\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right) dx = \frac{2\lambda A \sigma_c}{\pi} \quad (9)$$

$$\gamma = \frac{\lambda \sigma_c}{\pi} \rightarrow \sigma_c = \sqrt{\frac{\gamma E}{x_0}} \quad (10)$$

Si sustituimos en diversos metales, por sus correspondientes valores de distancia interatómica y energía de superficie obtenemos:

$$\sigma_c = \frac{E}{10} \quad (11)$$

Sin embargo, los valores obtenidos experimentales por Griffith son mucho menores, pudiendo haber hasta variaciones de varios ordenes de magnitud.

Apoyándose en la teoría de Inglis, Griffith determina que la fractura se producirá cuando la tensión local alcance la tensión de rotura.

$$\sigma_{local} = \sigma_{fractura} \quad (12)$$

$$2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} = \sqrt{\frac{\gamma E}{x_0}} \quad (13)$$

Despejando la tensión, obtenemos finalmente:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\gamma E \rho}{4ax_0}} \sim \sqrt{\frac{\gamma E}{4a}} \quad (14)$$

Este valor ya se ajustaba más a los resultados experimentales obtenidos por Griffith.

2.3 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICO-LINEAL

2.3.1 ESTADO TENSIONAL

El estado tensional en el frente de una fisura viene determinado por una serie de ecuaciones de equilibrio, de compatibilidad y constitutivas. Esto plantea una matemática compleja que los científicos Westergaard, Irwin, Sneddon y Williams resolvieron llegando al siguiente resultado[7]:

$$\sigma_{ij} = \frac{k}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (15)$$

La tensión queda definida en función de un parámetro K, y de su posición en coordenadas polares (r y θ). Cabe destacar que a medida que "r" se acerca a cero, el valor de la tensión se va

elevando. Con esto podemos concluir, que el valor de la tensión será mucho mayor en las zonas más próximas al frente de fisura que en el resto.

El parámetro “K” se conoce como el factor de intensidad de tensiones, y sus unidades en el sistema internacional son el MPa·m^{0.5}. Existen tres modos de fallo, y en consecuencia tres tipos de factor de intensidades:

- Modo I (K_I): La tensión es causada por un esfuerzo de tracción.
- Modo II (K_{II}): La tensión es causada por un esfuerzo cortante.
- Modo III (K_{III}): La tensión es causada por un esfuerzo torsor.

Este parámetro determina el estado tensional en las proximidades del frente de fisura. La serie de Williams ofrece una estimación muy próxima a la real en una zona cercana al frente de grieta, sin embargo, dista un poco al alejarnos como se puede observar en la FIGURA 3. La mecánica de la fractura elástico-lineal queda perfectamente definida por los mecanismos que ocurran en la zona cercana al frente de fisura, por lo que se puede tomar como buena la aproximación de Williams.

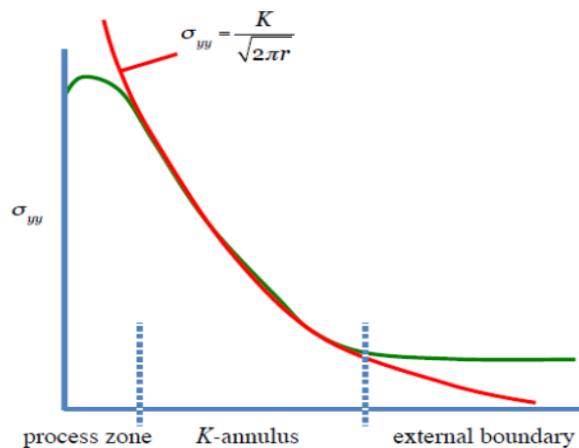


FIGURA 3: TENSIONES EN EL FRENTE DEL DEFECTO SEGÚN WILLIAMS

2.3.2 CRITERIO DE FALLO

El fallo se producirá cuando las tensiones en el frente de fisura alcancen un valor límite. El estado tensional viene determinado por el factor de intensidad de tensiones, de tal manera que será este el que alcance un valor crítico:

$$K_I = K_{IC} \quad (16)$$

- El valor del factor de intensidad de tensiones (K_I) se obtiene de despejarlo de la teoría explicada anteriormente:

$$K_I = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (17)$$

Donde “Y” es un factor geométrico, “ σ ” la tensión aplicada, y “a” el tamaño de la fisura.

- El valor K_{IC} es característico de cada material, y se obtiene mediante ensayos de laboratorio.

$$K_I = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} = K_{IC} \quad (18)$$

Es importante conocer el orden de magnitud de este parámetro K_{IC} para diferentes materiales:

- Polímeros: Valores en el orden de las unidades ($0.5-3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$).
- Metales: Presentan valores en el rango de las decenas, incluso centenas ($10-200 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$).
- Cerámicos: Se mueven en el escalón de las unidades ($0.2-5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$)

2.4 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTO-PLÁSTICA

La MFEP se aplica cuando existe una gran cantidad de plastificación y la MFEL no es útil. Todos los materiales, incluidos en los que se aplica la MFEL tienen plastificación, sin embargo, la diferencia de cantidad de zona plástica hace que los materiales se comporten de una forma u otra.

Para analizar este fenómeno, los primeros investigadores trataron de extrapolar la MFEL añadiendo unos factores correctores. Sin embargo, se demostró que no tenían mucha exactitud y finalmente se desarrollaron otras formas de estudio.

2.4.1 APROXIMACIONES

La primera estimación, determina el radio de plastificación (r_y) mediante la formulación de Williams. En la FIGURA 4 se puede ver una representación gráfica de este primer análisis realizado, donde las tensiones cercanas al frente de grieta sufren una redistribución causada por la plastificación que se ha producido. Se puede ver también la diferencia de tensiones, al tomar una distribución elástica lineal con esta nueva aproximación. La expresión que determina el radio de plastificación es la siguiente:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} = \sigma_y \rightarrow r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (19)$$

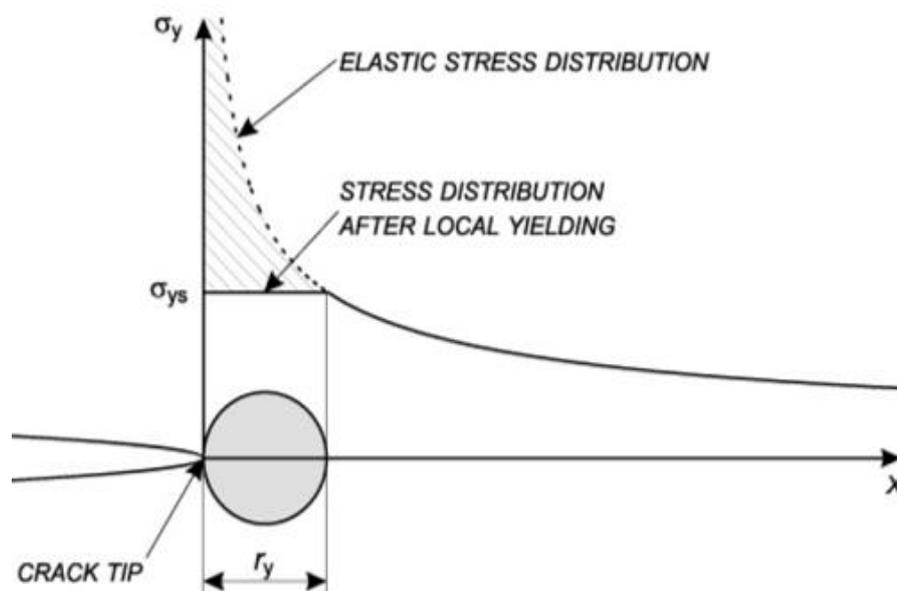


FIGURA 4: TENSIÓN EN EL DEFECTO SEGÚN LA PRIMERA APROXIMACIÓN [11]

Sin embargo, esta primera aproximación no es nada real, ya que no tiene en cuenta varios factores como la redistribución tensional, o la influencia de la triaxialidad entre otras subestimaciones.

Irwin desarrolla la segunda aproximación [12], para ello deduce que la plasticidad implica una menor rigidez y para tenerlo en cuenta propone introducir una fisura un poco mayor que la original. Trata de tener en cuenta la redistribución de tensiones, pero sigue siendo una solución simplista. Esta nueva aproximación puede observarse en la FIGURA 5. Siguiendo su modelo, el tamaño plástico es ahora el doble:

$$r_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (20)$$

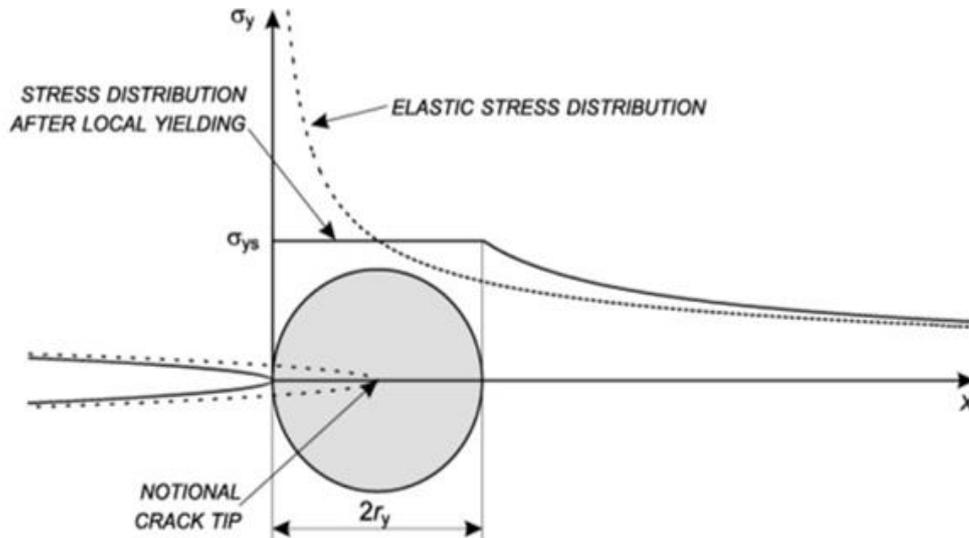


FIGURA 5: TENSI3N EN EL DEFECTO SEGÚN LA SEGUNDA APROXIMACI3N DE IRWIN[11]

La tercera aproximaci3n es realizada por Dugdale y consiste en suponer una grieta de tamańo $2a$, con una zona plastificada en sus dos extremos (ρ) a la que se le aplica una tensi3n de cierre (σ_{ys}). Aplicando superposici3n de estados, obtendrÍamos: un estado a que constarÍa de la grieta de tamańo $2a+2\rho$ con la tensi3n de cierre σ_{ys} en sus extremos; un estado b con la grieta de tamańo $2a+2\rho$ y la tensi3n remota σ . La superposici3n permite calcular el valor de K , como la suma del FIT obtenido para cada estado:

$$K_I = K_{cierre} + K_{remota} = 0 \quad (21)$$

$$K_{cierre} = -2\sigma_y \sqrt{\frac{a+\rho}{\pi}} \cos^{-1} \left(\frac{a}{a+\rho} \right) \quad (22)$$

$$K_{remota} = \sigma [\pi(a+\rho)]^{1/2} \quad (23)$$

Por lo tanto, el tańo de zona plÁstica:

$$\rho = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (24)$$

Dugdale obtiene un resultado bastante similar al obtenido por Irwin en la segunda aproximación.

Finalmente, para tratar de obtener un modelo un poco más realista, Buderkin y Stone realizan una pequeña modificación al modelo de Dugdale considerando una longitud de fisura $a_{eff}=a+p$ obteniendo un valor K_{eff} :

$$K_{eff} = \sigma_y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \right]^{1/2} \quad (25)$$

Al comparar las tres metodologías descritas (ver FIGURA 6), se observa que tienen comportamientos similares para tensiones bajas. A medida que estas se van acercando al valor del límite elástico del material empiezan a diferenciarse mayores variaciones entre ellas. Esto es debido a que nos estamos acercando a los comportamientos más plásticos, y las extrapolaciones realizadas de la MFEL no son suficientes.

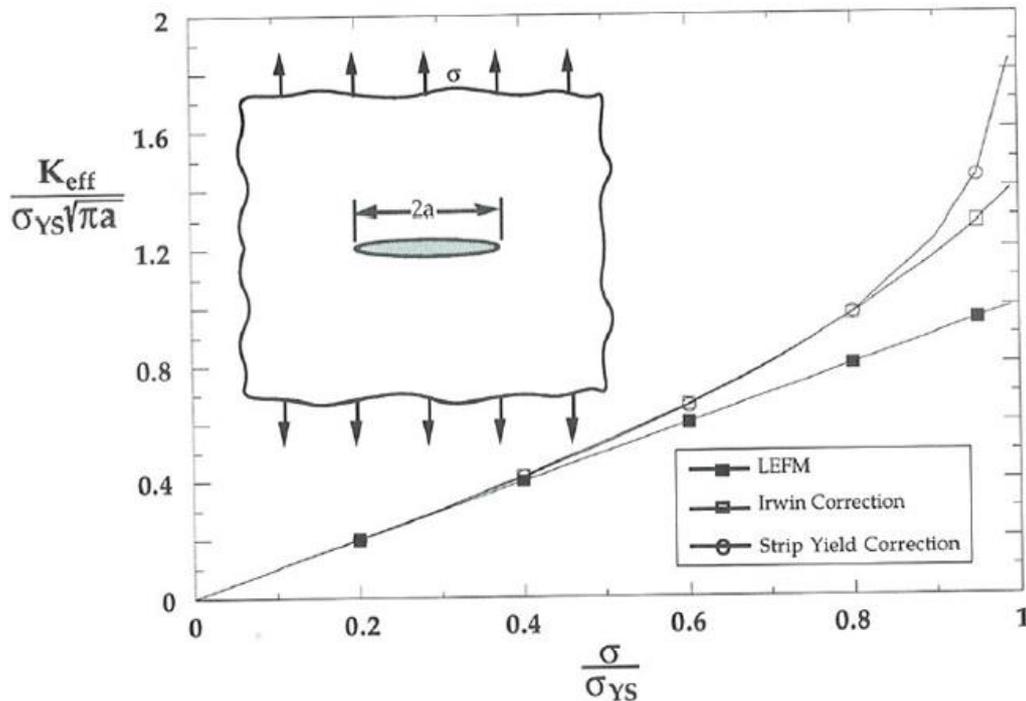


FIGURA 6: COMPARACIÓN ENTRE LAS DIFERENTES APROXIMACIONES EN MFEP [11]

2.4.2 La integral J

La integral J nace en 1968 por J.R.Rice [8] por la necesidad de establecer una metodología de mecánica de fractura para materiales dúctiles. Con ella se obtiene un cálculo de la energía disponible para la propagación de la grieta, y sirve como criterio de fractura, a diferencia de la MFEL donde se utilizaba K como criterio de fractura. La expresión la integra J se define como una integral curvilínea que es independiente del camino de integración y está cerrada alrededor del frente de fisura[11]. Tiene diversas expresiones, siendo una de ellas la siguiente:

$$J = \int (wN_1 - T_i F_{i1}) dL \quad (26)$$

Donde:

- w : Densidad de energía elástica nominal.
- N_1 : Vector normal al camino de integración.
- F_{ij} : Geometría de la deformación.
- T_{ij} : Balance de fuerzas

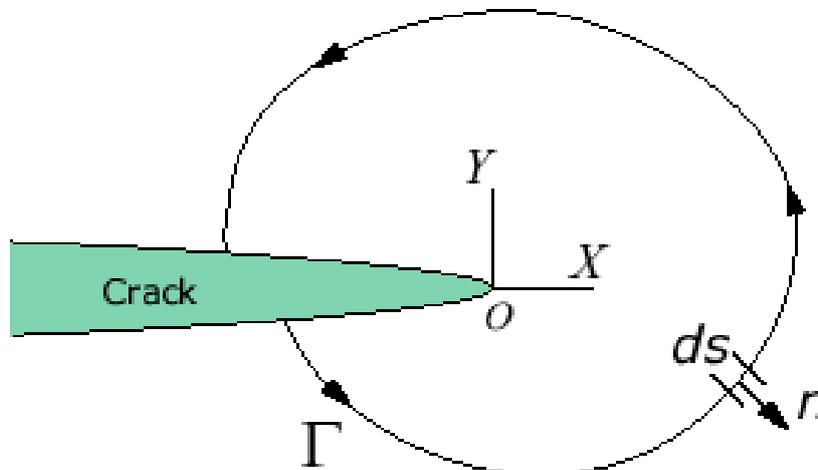


FIGURA 7: DEFINICIÓN GRÁFICA DE LA INTEGRAL J [11]

La integral J es análoga a G en el campo elástico, siendo G la energía necesaria para la propagación de la grieta. Por lo tanto, podemos identificar J como la energía requerida para que la grieta avance en el campo de la MFEP.

Por lo general, los materiales dúctiles no rompen por fractura inestable, sino que la grieta va avanzando establemente una cierta longitud hasta que rompe. Se produce una curva de

resistencia al avance de las grietas. Estas curvas, conocidas como curvas R, relacionan la resistencia al avance con la extensión de la grieta. Al aplicar la carga, se produce un enrocamiento de la grieta, a continuación, la grieta comienza a romperse y la grieta crece. Como al aumentar la grieta, aumenta también la resistencia al avance la grieta crece establemente hasta que rompe.

2.4.3 CTOD

El CTOD, crack tip opening displacement, nace en 1961 por medio del científico Wells[13]. Se dio cuenta experimentalmente que el enrocamiento de la grieta previa a la fractura aumenta con la tenacidad. Las caras de las grietas se deformaban antes de que se produjese la rotura, siendo mayor cuanto más grande era la tenacidad del material. Esta teoría queda caracterizada por el parámetro δ (ver

FIGURA 8), que representa la apertura de la grieta. Esta teoría puede relacionarse con el parámetro J. A partir de los campos HRR[11], Shih obtuvo en 1981 la relación entre J y CTOD:

$$\delta = \frac{d_n \cdot J}{\sigma_o} \tag{27}$$

Donde d_n , es un valor experimental y adimensional que tiene una gran relación con el coeficiente de endurecimiento n.

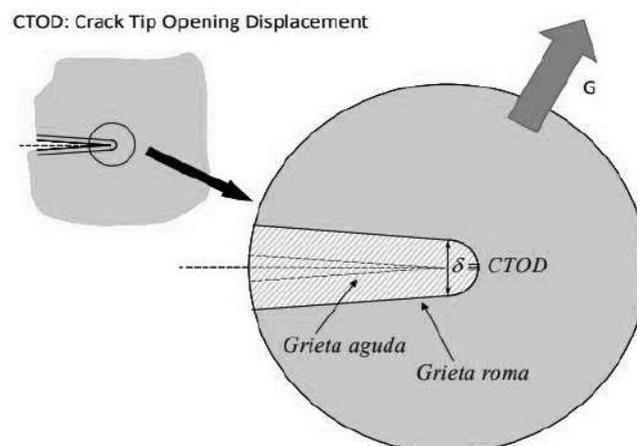


FIGURA 8: DEFINICIÓN GRÁFICA DEL CTOD

2.5 TEORÍA DE ENTALLAS

No todos los defectos deben tener una forma puntiaguda, existen multitud de defectos con formas más suaves como pueden ser aquellos causados por efectos de corrosión o por fallos de fabricación, entre otros. Estos defectos tienen un comportamiento menos restrictivo en nuestro componente, sin embargo, por lo general se tipifica cualquier defecto como una grieta. Esta mentalidad está causada por dos motivos principales: el conservadurismo y la falta de metodologías sencillas para defectos tipo entalla.

Este cambio en el comportamiento del material es conocido como efecto entalla. Muchos materiales presentan dicho efecto significativamente, y se puede apreciar un aumento de la tenacidad aparente a fractura a medida que la punta del defecto se arredra([14][15][16]). Sin embargo este fenómeno es más severo en otros materiales ([17], [18]).

La teoría de las distancias críticas (TDC) comprende un conjunto de metodologías con la característica común de que todas utilizan un parámetro de longitud de material característico al realizar evaluaciones de fractura[6], [19]. Dicho valor (L) viene dado por la siguiente expresión:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\delta_0} \right)^2 \quad (28)$$

Donde δ_0 es la fuerza inherente, un valor mayor que la resistencia del material ($\delta_0 > \delta_u$), con la excepción en materiales elástico-lineales perfectos donde δ_0 es igual δ_u .

Dentro de la teoría de las distancias críticas, se enmarcan diferentes metodologías[6]: la teoría del punto (PM, Point Method)[6], la teoría de la línea (LM, Line Method)[6], el método de la fisura imaginaria (ICM, Imaginary Crack Method)[6], [15] y la mecánica de la fractura finita (FFM, Finite Fracture Mechanics)[6], [17]). Las dos primeras teorías, PM y LM están basadas en tensiones, mientras que ICM y FFM se basan en el factor de intensidad de tensiones.

- Método del punto (PM):

Se trata de la metodología más sencilla. Asume que el fallo ocurre cuando la tensión media a una determinada distancia es igual a la tensión inherente. Esta distancia se demuestra que es igual a L/2 considerando un comportamiento elástico-lineal. La expresión para este criterio de fallo es la siguiente:

$$\delta\left(\frac{L}{2}\right) = \delta_0 \quad (29)$$

- Método de la línea (LM):

Por su parte el método de la línea asume que el fallo tiene lugar cuando la tensión a lo largo de una distancia es igual a la tensión inherente. De igual manera que en el método del punto, mediante el campo de tensiones en el fondo de la fisura se demuestra que dicha distancia toma un valor de $2L$. La correspondiente expresión es la siguiente:

$$\frac{1}{2\pi} \int_0^{2L} \delta(r) dr = \infty \quad (30)$$

- Método de la Fisura Imaginaria (ICM):

Este método asume que en el frente de la entalla existe una fisura imaginaria. El fallo ocurre cuando la fisura llega a un valor crítico del factor de intensidad de tensiones.

- Mecánica de la Fractura Finita (FFM):

Esta metodología está basada en la teoría de Griffith, pero proponiendo una propagación finita de la fisura, en lugar de la propagación diferencial. En este caso, la fractura tiene lugar cuando la tensión aplicada alcanza un determinado valor, el cual viene dado por:

$$\sigma_f = \frac{K_c}{\sqrt{\pi\left(a + \frac{\Delta a}{2}\right)}} \quad (31)$$

Tres de estas metodologías proporcionan ecuaciones para estimar el valor de K_{mat}^N (tenacidad a fractura aparente de la entalla) a partir de K_{mat} (tenacidad a fractura del material). Las expresiones resultantes son las siguientes:

- Método del punto (PM)

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (32)$$

- Método de la línea (LM)

$$K_{mat}^N = Kmat \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (33)$$

- Mecánica de la fractura finita (FFM)

$$K_{mat}^N = Kmat \frac{1}{2.24} \sqrt{\frac{\rho}{L}} \quad \text{para entallas romas} \quad (34)$$

$$K_{mat}^N = Kmat \sqrt{\frac{1}{1 - \frac{\rho}{20.08L}}} \quad \text{para entallas afiladas} \quad (35)$$

Con la metodología explicada anteriormente, se busca obtener el valor de la tenacidad aparente a fractura (K_{mat}^N) para poder aplicar un criterio de fallo similar al de las probetas fisuradas (Ecuación 16). Produciéndose en este caso el fallo cuando el valor del factor de intensidad de tensiones alcance la tenacidad aparente a fractura.



CAPÍTULO 3 – MATERIAL E IMPRESIÓN 3D

3.1. MATERIAL

La primera patente del acrilonitrilo butadieno estireno (ABS) es del año 1948, y su comercialización se hace en el año 1954, por lo que se considera los mediados del siglo XX como su fecha de nacimiento. Es un material plástico que posee buenas propiedades de rigidez y dureza. Se lo denomina plástico de ingeniería ya que ha sido procesado mediante tres monómeros: acrilonitrilo, butadieno y estireno. La combinación de estos tres materiales da como resultado el ABS, que absorbe las mejores características de cada monómero. El estireno aporta resistencia mecánica y rigidez; el acrilonitrilo dota al material de resistencia a ataques químicos, rigidez, dureza y estabilidad a altas temperaturas; por su parte, el butadieno, proporciona tenacidad a cualquier temperatura.

Tiene numerosas aplicaciones y es utilizado en una gran cantidad de sectores, destaca entre ellos el sector automovilístico. Numerosas partes del interior de un coche están hechas de ABS, el salpicadero, carcasas... sobre todo las partes embellecedoras, aunque también se usa en tubos internos del coche o en recubrimientos de puertas, entre otras muchas aplicaciones.

Fuera del ámbito automovilístico, se usa en todo tipo de aplicación cuya función sea hacer de carcasa, en televisiones, electrodomésticos, fundas, mandos ... Su ligereza con su capacidad resistente hace que se adecuen perfectamente para esta aplicación.

3.2. FRACTURA EN PLÁSTICOS

Los plásticos, a nivel macroestructural, tienen un comportamiento similar al de los metales, podemos clasificar su comportamiento en frágil o dúctil. Esta respuesta macroestructural está relacionada directamente con su respuesta microestructural, sin embargo, esta es completamente diferente entre plásticos y metales.

Que un material tenga un comportamiento frágil o dúctil, está causado por la capacidad de plastificación que presente. En metales, esta capacidad está ligada a las dislocaciones, mientras que en los polímeros puede estar motivada bien por plastificación tangencial o por "crazing"[20]. En la plastificación tangencial, las moléculas deslizan unas respecto a las otras cuando se alcanza un valor crítico de tensión tangencial. El "crazing" está relacionado con los plásticos amorfos, y crea una gran deformación localizada. A nivel atómico, los enlaces previamente desordenados se alinean en la dirección del esfuerzo a la vez que se crean huecos

entre ellos. Esta reordenación atómica, permite que se produzcan deformaciones de hasta el 100%. A nivel macroestructural se traduce en la aparición de zonas blancas muy localizadas.

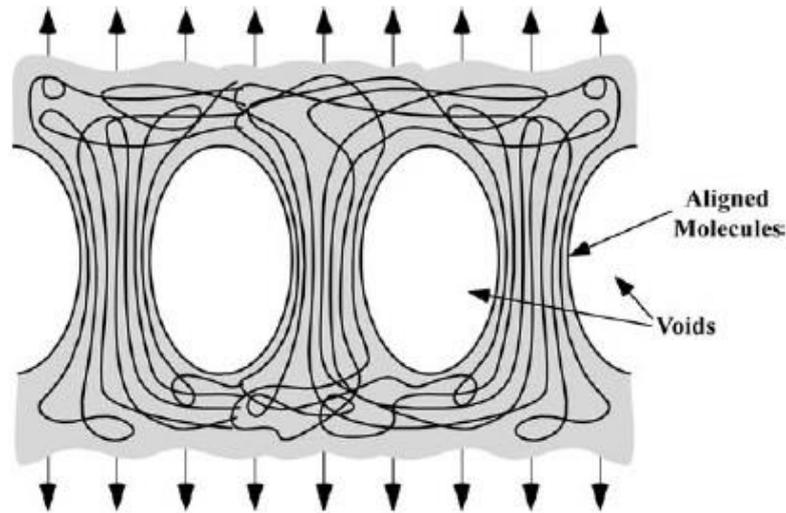


FIGURA 9: CRAZING, MIRCROMECANISMO DE FRACTURA EN POLÍMEROS[11]

Los dos tipos de micromecanismos son competitivos. Altas tensiones hidrostáticas están relacionadas con los “crazings”, mientras que la plastificación tangencial es producida cuando existe una componente desviadora. Ambos, dependen de la temperatura, pudiendo un mismo material presentar diferentes micromecanismos con la variación de esta.

3.3. FABRICACIÓN ADITIVA

La fabricación aditiva o impresión 3D, se basa en el concepto de transformar un modelo digital a un modelo físico tridimensional. El modelado se produce al ir depositando material capa por capa, hasta obtener la forma requerida. Esta forma de fabricación nace en 1986 con la primera patente comercial registrada por Chuck Hull.

La ASTM ha estandarizado recientemente las diferentes técnicas de impresión 3D en los siguientes siete grupos:

1. Fotopolimerización (vat polymerization)
2. Fusión de lecho en polvo. (powder bed fusion)
3. Inyección por aglutinante (binder jetting)
4. Inyección del material (material jetting)
5. Laminación de hojas (sheet lamination)
6. Extrusión del material (material extrusion)

7. Deposición directa de energía (directed energy deposition)

Este gran rango de técnicas permite que cualquier tipo de material pueda ser empleado, metales, cerámicos, plásticos... siendo son estos últimos los más utilizados. Dentro del grupo de los plásticos, predominan el PLA (ácido poliáctico) y, el ya mencionado, ABS.

Dentro de las técnicas citadas anteriormente se incluye la técnica FDM (fused deposition modeling), la cual está altamente relacionada con el ABS. El FDM requiere de una impresora con tres elementos básicos: la base/cama, el material en forma de hilo y la boquilla o extrusor. El proceso se basa en hacer pasar el material en forma de hilo por el extrusor para fundirlo y depositarlo sobre la base. La boquilla o la propia base, se desplazan en los tres ejes para ir depositando el material con la forma indicada por el programa de diseño.

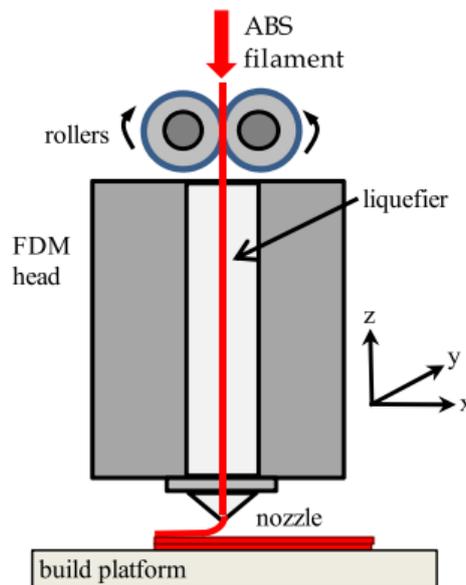


FIGURA 10: ESTRUCTURA DE UNA IMPRESORA 3D.[21]

La fabricación aditiva presenta diversas ventajas entre las que destaca la capacidad de realizar geometrías complejas con un coste económico bajo. Fabricar este tipo de geometrías mediante un proceso tradicional incluiría un gran número de operaciones, lo que elevaría su coste final. A su vez, esta capacidad de diseño a medida, está permitiendo modelar las geometrías para que tengan una mayor resistencia con un menor peso, algo que resulta muy interesante en cualquier sector.

Este tipo de elaboración está condicionada por una gran cantidad de parámetros que condicionan directamente las propiedades mecánicas. La orientación de deposición, el espesor

de la capa, o el porcentaje de relleno son las más analizadas. Debido a la gran cantidad de variables resulta muy complicado establecer un patrón de comportamiento.

3.3.1- ABS MEDIANTE IMPRESIÓN 3D

Como ya se ha comentado, el ABS es uno de los materiales más desarrollados dentro de la fabricación aditiva, es por eso que existen numerosos estudios sobre ello. Debido a la gran cantidad de parámetros que se pueden configurar a la hora de imprimir, las posibilidades de variarlos para realizar investigaciones son elevadas. Los estudios realizados se han centrado en tres parámetros en concreto: la dirección de fabricación, el porcentaje de relleno y la altura de la capa. Estos, son los parámetros que más influyen en el comportamiento mecánico del material.

La dirección de fabricación o “raster orientation” en inglés, es el ángulo con el que la boquilla deposita el material sobre la cama de la impresora. Diversas investigaciones se han llevado a cabo en este campo [22]–[26], presentando aquellas probetas fabricadas en la dirección de la carga mayor resistencia que las demás. Existen también muchos estudios donde se varían la dirección de fabricación entre capas, es decir, una capa se fabrica a una orientación, y la siguiente en la dirección perpendicular a la primera. Con esto se busca tratar de dotar de un leve comportamiento isotrópico al material en un plano. En la FIGURA 11 se puede observar la configuración de las probetas de tracción para un investigación llevada a cabo [24]. Otra conclusión bastante expuesta en diferentes análisis es que las probetas con capas fabricadas a 45/-45 grados tienen un comportamiento más plástico que el resto.[24]

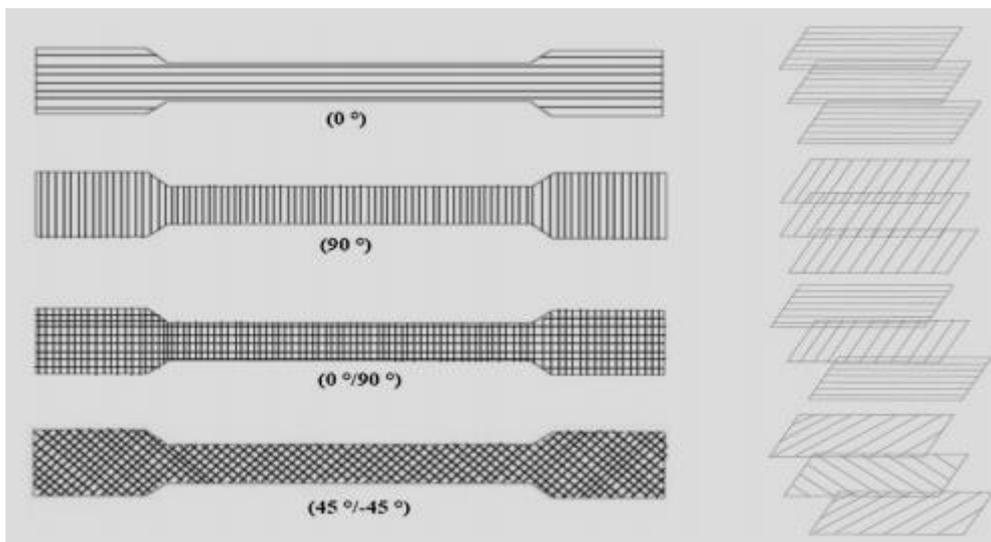


FIGURA 11: EJEMPLOS DE PROBETAS DE TRACCIÓN CON DIFERENTES ORIENTACIONES EN SUS CAPAS.[24]



El porcentaje de relleno en la impresión 3D hace referencia a la cantidad de material existente en una sección en relación con los huecos de aire. En una producción en masa, el disminuir este parámetro puede traer un gran ahorro de material y, por lo tanto, un gran ahorro económico, sin embargo, reducir la sección trae consigo una reducción de la capacidad resistente, es por eso que se busca siempre el valor óptimo. Esta hipótesis ha sido corroborada experimental en varias ocasiones ([22][27][28][29]) quedando de manifestó que un porcentaje de relleno del 100% dará mejor resultados en la resistencia del material. Aun así, la fabricación aditiva trae intrínseca la existencia de porosidades como se podrá ver más adelante en alguna imagen.

La altura de capa está relacionada directamente con la boquilla de extrusión, habitualmente tienen forma circular, pero puede que esto no sea así. Una vez que se deposita la fibra de material sobre la capa de la impresora, la altura de esta será la altura de capa. De igual manera que con el porcentaje de relleno, una mayor altura de capa parece que tiende a dar mayores valores en la resistencia del material.[23], sin embargo este comportamiento no está tan definido como el anterior. Hay una gran diversidad de resultados [30][22] producidos posiblemente por la porosidad del material, mayores alturas de capa pueden provocar una mayor resistencia a la fibra pero por el contrario, porosidades más grandes. En el caso opuesto, un tamaño de capa inferior podría causar menor resistencia en la fibra, pero porosidades más pequeñas en el componente final.

La mayoría de las investigaciones sobre ABS y capacidades mecánicas tienen como objetivo estudiar su comportamiento a tracción o en su caso a compresión, dejando el campo de la mecánica de la fractura bastante inexplorado. Sería conveniente profundizar en ello, y este trabajo fin de máster trata de empezar un poco el estudio de campo.

CAPÍTULO 4-PROGRAMA EXPERIMENTAL

4.1. OBJETIVOS Y ESTRUCTURA

El objetivo final de este trabajo fin de master es conocer el comportamiento del ABS, fabricado mediante impresión aditiva, en presencia de entallas. Además, también se busca validar la aplicación de la teoría de distancias críticas en el material en cuestión. Para poder realizar lo detallado anteriormente, se propone una metodología basada en ensayos de tracción y fractura.

Para ello se han fabricado diferentes probetas de tracción y flexión utilizando una impresora 3D Prusa i3. Se ha variado el ángulo de fabricación de las probetas con el objetivo de ver su distinto comportamiento, configurando tres diferentes orientaciones: 0/90,45/-45,30/-60. Esto significa que la primera capa de la probeta se deposita con una orientación de cero grados, y la siguiente a noventa grados (o con la dirección seleccionada). Este proceso continúa hasta terminar la fabricación de la probeta. En la FIGURA 12 se puede observar un esquema de las distintas orientaciones analizadas.

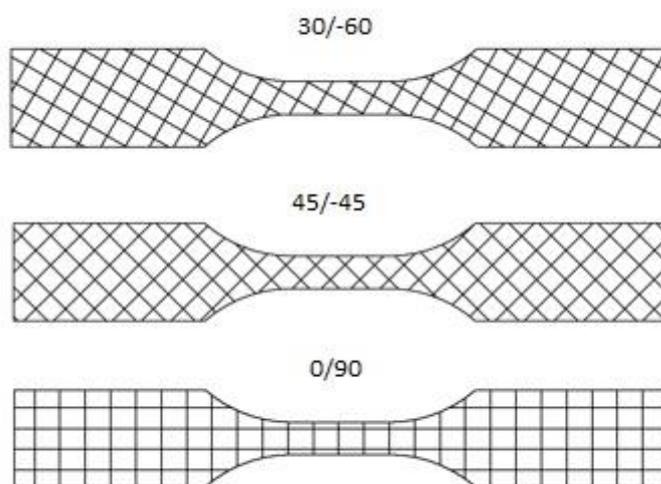


FIGURA 12: PROBETAS DE TRACCIÓN CON LAS DIFERENTES CONFIGURACIONES DE FABRICACIÓN

Como se ha comentado anteriormente los parámetros de impresión afectan directamente en la capacidad mecánica del material obtenido, para las probetas se han utilizado la siguiente configuración:

- Altura de capa: 0.3 mm
- Ancho de línea: 0.4 mm

- Densidad de relleno: 100%
- Tª de impresión: 230 °C
- Tª de la placa de impresión: 95°C
- Velocidad de impresión: 30 mm/s

Primero se realizarán ensayos de tracción para obtener parámetros del material que serán requeridos posteriormente, además, estos ensayos nos ayudaran a decidir qué tipo de comportamiento presenta el material, frágil o plástico, y por consecuente nos hará aplicar una norma u otra. A continuación, se llevarán a cabo los ensayos de fractura para las distintas entallas realizadas, se obtendrá la tenacidad a fractura aparente y podremos analizar el efecto que producen las entallas en U. Una vez se conozca ese parámetro ya podremos aplicar la teoría de distancias críticas, en concreto se aplicarán dos métodos, el del punto y el de la línea. Con esto se busca predecir la tenacidad a fractura del material a partir del valor de L crítica que produce el menor error.

Con los valores obtenidos experimentales, y los predichos por la TDC podremos concluir, si existe una cierta una igualdad entre los resultados, que la aplicación de dicha teoría es válida para el material estudiado. En la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** se puede ver un diagrama de flujo de la metodología que se va a llevar a cabo.

4.2. ENSAYO DE TRACCIÓN

Los ensayos de tracción se han hecho utilizando la norma aplicable ASTM D638[31] buscando caracterizar el material mecánicamente. En concreto se ha buscado obtener el valor del Módulo de Young (E), el límite elástico (Sy) y la deformación en rotura (Er).

Se han utilizado un total de 9 probetas, 3 por cada orientación, las cuales tenían unas geometrías de 64x10,50x4 mm como se puede observar en la FIGURA 13.

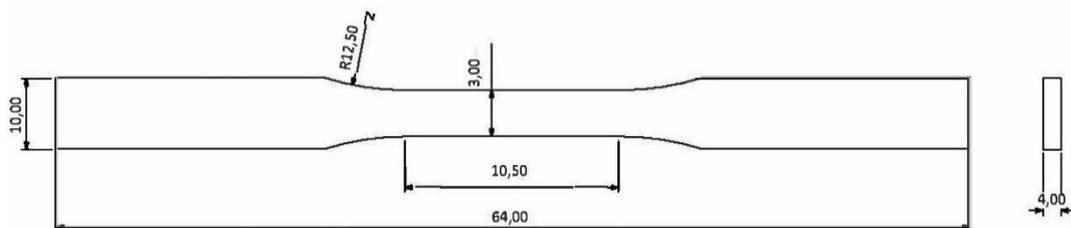


FIGURA 13 : DIMENSIONES DE LAS PROBETAS DE TRACCIÓN.

La máquina en la que se han realizado los ensayos es una maquina servo-hidráulica SERVOSIS, esta tiene una célula de carga de 1000 N. También se ha requerido de un extensómetro para poder tomar medidas del alargamiento sufrido correctamente. El ensayo se ha realizado a una velocidad de desplazamiento de 5 mm/minuto, mientras se registraban los valores de desplazamiento y carga. En las imágenes mostradas a continuación (FIGURA 14) se puede observar la probeta de tracción con el extensómetro sobre ella, y en la segunda imagen, la probeta ya colocada en las mordazas.



FIGURA 14:IMÁGENES DEL ENSAYO DE TRACCIÓN

4.3. ENSAYO DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS

Para estudiar el material a fractura utilizamos el ensayo a flexión en tres puntos. Primero, es necesario conocer si el material tiene un comportamiento elástico lineal o plástico. Esto es imprescindible porque determina que norma utilizar y, por lo tanto, como realizar el ensayo.

La norma para determinar la tenacidad a fractura en materiales plásticos (ASTM D5045-14 [32]) marca dos pautas para considerar el material como elástico o como plástico. La primera de ellas está relacionada directamente con la linealidad de la curva Fuerza-Desplazamiento, y se resume en la Ecuación 36. La otra condición existente se asegura de que se está trabajando en deformación plana, y se expresa mediante la Ecuación 37. Ambas condiciones deben cumplirse para considerar el material como elástico.

$$P_{max} < 1.1Pq \tag{36}$$

$$B, a, (W - a) < 2.5 \left(\frac{K_q}{\sigma_y} \right)^2 \quad (37)$$

Como la Ecuación 36 no se cumple en ninguna de las probetas ensayadas, ya podemos asegurar que el material tiene un comportamiento plástico y, por lo tanto, continuaremos el análisis mediante la norma ASTM-D6068[33]. Esta norma tiene como objetivo determinar el valor de la integral J, para poder posteriormente relacionarlo con K.

Para el ensayo a flexión se han fabricado probetas del tipo SENB con unas dimensiones de 10x5x4 mm (FIGURA 18 y FIGURA 16) con diferentes entallas. En concreto se han dispuesto un total de 30 probetas, 10 por cada orientación. La velocidad de ensayo ha sido de 10 mm/min. Se han realizado entallas de los siguientes radios para cada orientación:

- 2 probetas de radio 0 mm. (Fisuradas)
- 2 probetas de 0.25 mm.
- 2 probetas de 0.5 mm.
- 2 probetas de 1 mm.
- 2 probetas de 2mm.

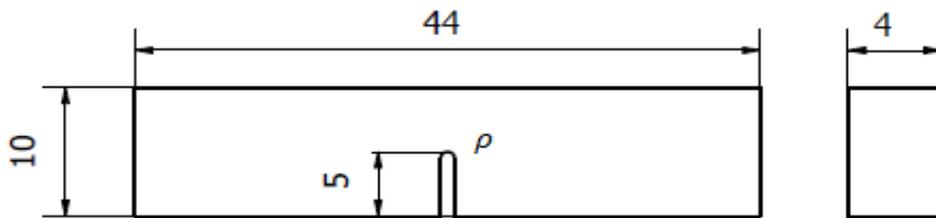


FIGURA 15: DIMENSIONES DE LAS PROBETAS DE FRACTURA SENB

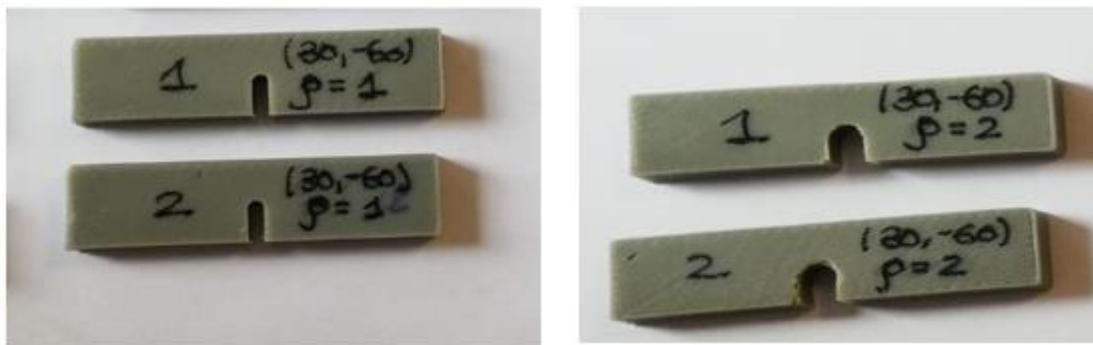


FIGURA 16: PROBETAS SENB CON UN RADIO DE 1 Y 2 MM.

Los ensayos de fractura se han llevado a cabo en una máquina universal electro-mecánica con una capacidad de carga de 2.5 kN (Zwick-Roell BT1-FR2.ST5,Zwick-Roell, Ulm, Alemania)(FIGURA 17).Las probetas entalladas se han mecanizado en el Instituto de Física de Cantabria (IFCA), mientras que las fisuradas se han realizado en LADICIM. La norma permite realizar una pre entalla hasta 0.5 veces el espesor, y a continuación completar el proceso con una cuchilla manualmente hasta un máximo de 0.65 veces el espesor. La fisura inicial (a_0) debe tener un tamaño por lo tanto entre 0.5 y 0.65 veces el espesor. Hay que destacar que esto dista de los ensayos clásicos de flexión para materiales frágiles, donde debe tener un tamaño entre 0.45 y 0.55 veces el espesor. Una vez rota la probeta fisurada se tiene que determinar el tamaño inicial de fisura real. Para ello, como indica la norma, se han realizado cinco medidas sobre la superficie rota. Mediante una fotografía y un software, se realizan las distintas medidas y se determina el valor final.

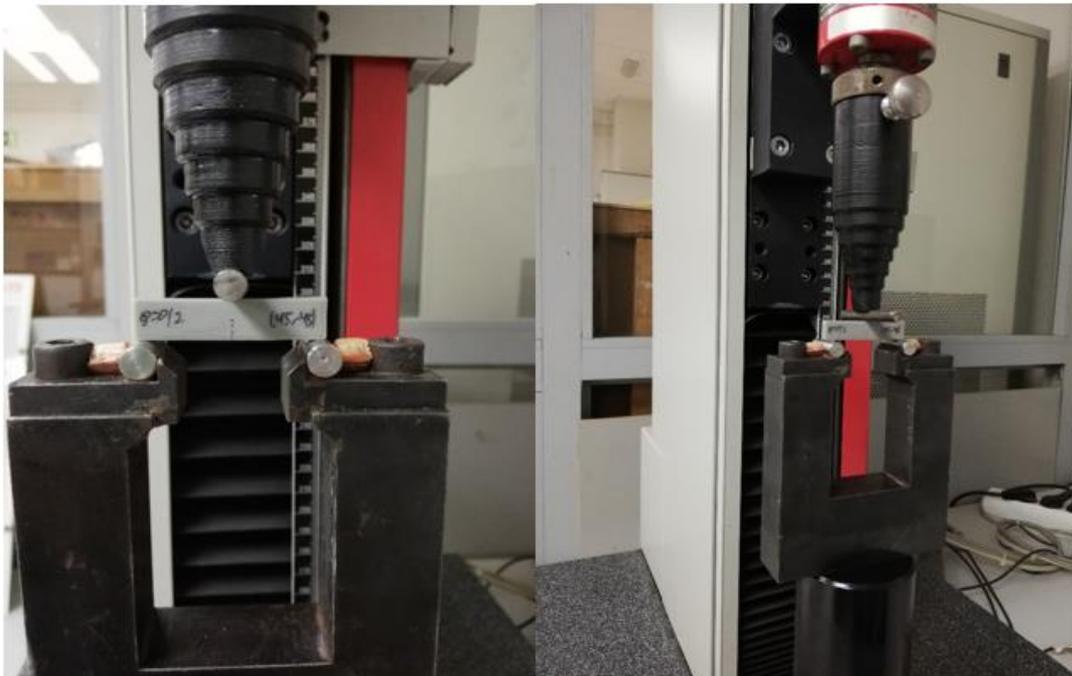


FIGURA 17: IMÁGENES DEL ENSAYO DE FRACTURA.

Al realizar el ensayo se registran los datos de fuerza y desplazamiento, para después representarlos en una gráfica. Una vez comprobado que tenemos un material con un comportamiento plástico, calculamos el valor de K mediante la norma ASTM6068[33].

Para ello obtenemos el valor de J mediante la siguiente expresión:

$$J_{mat}^N = \frac{\eta U}{B(w - a_o)} \quad (38)$$

Donde:

- η : En probetas SEN(B) toma el valor de 2.
- U: Es el área bajo la curva hasta el punto máximo.
- B: Espesor de la probeta.
- W: Anchura de la probeta.
- a_o : Tamaño inicial de la fisura.

Finalmente, relacionamos el valor de J obtenido previamente con K:

$$K_{mat}^N = \sqrt{\frac{E \cdot J}{(1 - \nu^2)}} \quad (39)$$

Siendo:

- E: Módulo de elasticidad del material.
- ν : Coeficiente de poisson.

4.4- APLICACIÓN DE LA TDC

La aplicación de la TDC tiene como objetivo determinar el valor de fractura aparente del material entallado, y en consecuente poder determinar el efecto entalla existente. Para ello se aplicará el método del punto (Ecuación 32) y el método de la línea (Ecuación 33) para obtener mediante la aplicación de mínimos cuadrados el valor de la distancia crítica (L). Esta distancia crítica será característica de cada material, en nuestro caso cada orientación tendrá un valor propio.

Se tomará el valor medio obtenido en las probetas fisuradas como tenacidad a fractura (K_{mat}), el cual, junto al radio de entalla y la distancia crítica, permitirá obtener la tenacidad aparente a fractura. Estos valores de tenacidad a fractura aparente (K_{mat}^N) se compararán con los valores obtenidos experimentalmente con el objetivo de ver si la TDC se aproxima a los valores experimentales. A su vez, la evolución de la tenacidad a fractura aparente en función del radio de entalla nos permitiría valor si existe o no efecto entalla. Este posible efecto tendrá que ser

contrastado más adelante con el SEM, buscando cambios en los micromecanismos de fractura si el efecto es muy llamativo.

4.5.SEM

Tras realizar los correspondientes ensayos de tracción y de flexión, continuamos con la realización de una evaluación de la superficie de fractura de las probetas ensayadas. Esto se lleva a cabo en el microscopio electrónico de barrido o SEM (por sus siglas en inglés Scanning Electron Microscopy). Este dispositivo lanza un haz de electrones sobre la probeta a analizar y es capaz de dibujar una imagen de alta resolución en función de la cantidad de electrones que recibe de vuelta. Para que el aparato pueda reconocer la superficie de las probetas rotas, en caso de que estas no sean conductoras, se metalizan con una fina capa de oro, la cual no altera el relieve. Con este análisis, se busca determinar si existen cambios en los micromecanismos de fractura de los distintos radios de entalla estudiados. En caso de existir un cambio a nivel microestructural podría conllevar a cambios a nivel macro, por ejemplo, un gran efecto entalla puede venir causado por diferencias en los micromecanismos de las diferentes probetas. En la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**-a podemos ver el microscopio electrónico de barrido, mientras que en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**-b se ve una probeta metalizada y otra sin metalizar.

CAPITULO 5 – RESULTADOS

Tras explicar la metodología y el programa experimental llevado a cabo, en este capítulo expondremos los resultados obtenidos. Por un lado, se expondrán los resultados tras aplicar las predicciones de la tenacidad a fractura aparente (siguiendo la TDC); y, por otro lado, se evaluarán los resultados obtenidos del SEM.

5.1- RESULTADOS DE TRACCIÓN

Los resultados obtenidos de los ensayos de tracción se muestran en la TABLA 1. Se puede ver como la orientación fabricada a 45/-45 presenta mayores valores en el módulo de elasticidad (E), tensión en rotura (σ_u) y ductilidad (ϵ_{max}). En el lado opuesto, están las probetas fabricadas a 0/90, que presentan valores inferiores.

TABLA 1: RESULTADOS OBTENIDOS DE LOS ENSAYOS DE TRACCIÓN PARA LAS DIFERENTES ORIENTACIONES.

Tipo	Ensayo	E (MPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_{max} (%)
0-90	1	2.384	43,79	48,78	2,79
0-90	2	2.285	48,04	50,28	2,66
0-90	3	2.054	51,65	56,47	3,24
30-60	1	2.279	60,15	60,65	2,98
30-60	2	2.340	50,30	54,07	2,82
30-60	3	2.368	58,78	59,00	2,84
45-45	1	2.211	58,59	60,20	3,13
45-45	2	2.379	54,28	60,31	3,43
45-45	3	2.574	54,33	62,10	3,13

Finalmente, en la FIGURA 16: PROBETAS SENB CON UN RADIO DE 1 Y 2 MM. se pueden observar representadas las distintas curvas medias obtenidas para las tres orientaciones viendo claramente cómo afecta la orientación en la fabricación.

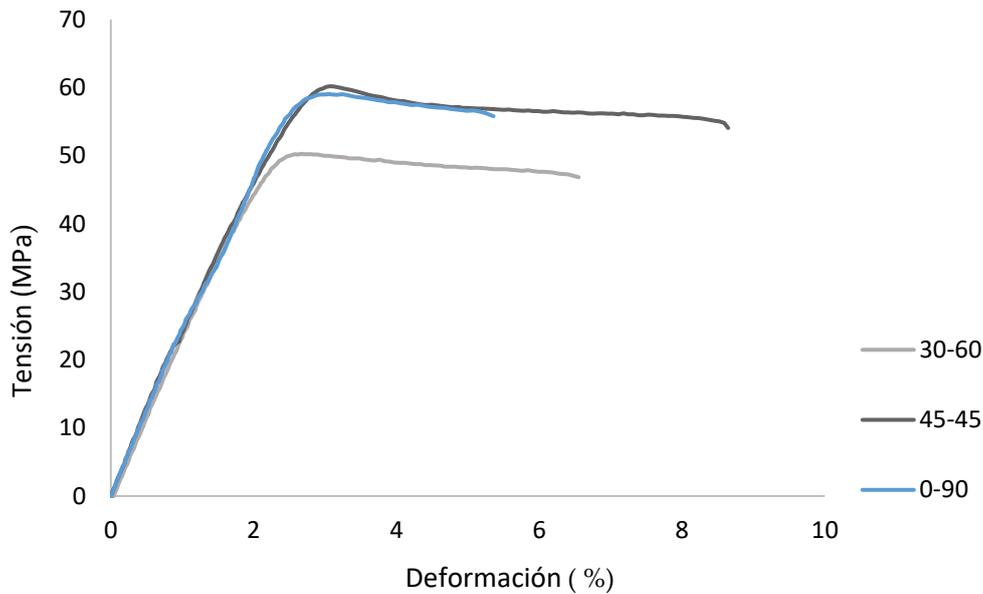


FIGURA 18: CURVAS TENSIÓN-DEFORMACIÓN PARA LAS TRES ORIENTACIONES.

5.2-RESULTADOS DE FLEXIÓN

Los resultados de los ensayos de fractura se muestran la TABLA 2, en particular se recogen un total de 33 ensayo, 11 por cada orientación, de los que se indican el radio de entalla, la longitud inicial de la fisura obtenida según la norma correspondiente [33], la fuerza máxima de la curva fuerza-desplazamiento, y el valor final de tenacidad a fractura calculado siguiendo el apartado 4.3.

LA bibliografía indica que mayores radios de entalla traen consigo una mayor tenacidad a fractura, ya que existe una mayor área bajo la curva fuerza-desplazamiento([6][14][15]). Este comportamiento se puede observar en los ensayos realizados, habiendo una pequeña excepción ya que algunos radios de 0.5mm presentan valores un poco superiores a los radios de 1 mm. A su vez, los resultados muestran como análogamente a los ensayos de tracción, la orientación de 0/90 presenta valores inferiores, a las orientaciones de 30/-60 y 45/-45 que son similares.

Finalmente, se puede afirmar que existe efecto entalla en las tres orientaciones. Si comparamos la tenacidad a fractura ($\rho=0\text{mm}$) con la tenacidad a fractura aparente de la entalla de 2 mm, todas las orientaciones presentan un incremento de la tenacidad. Siendo mayor en la orientación de 45/-45, menor en la de 0/90 e intermedio en la de 30/-60.

TABLA 2: VALORES DE TENACIDADES A FRACTURA OBTENIDOS PARA LAS DISTINTAS ORIENTACIONES Y RADIOS DE ENTALLA.

Probeta	Radio de entalla(mm)	Longitud inicial(mm)	Fuerza máxima(N)	Kmat (Mpa·m^{0.5})
90-0-1	0,00	5,21	84,92	3,43
90-0-2	0,00	5,14	75,33	3,49
90-0-3	0,00	5,02	86,12	3,69
90-0.25-1	0,25	5,00	89,93	3,76
90-0.25-2	0,25	5,00	89,48	3,68
90-0.5-1	0,50	5,00	98,19	4,16
90-0.5-2	0,50	5,00	93,63	3,92
90-1-1	1,00	5,00	85,95	3,61
90-1-2	1,00	5,00	90,52	3,62
90-2-1	2,00	5,00	101,33	4,54
90-2-2	2,00	5,00	102,97	4,47
45-0-1	0,00	5,57	70,05	3,82
45-0-2	0,00	5,01	93,42	4,42
45-0-3	0,00	5,11	94,41	4,11
45-0.25-1	0,25	5,00	103,18	4,93
45-0.25-2	0,25	5,00	106,52	4,97
45-0.5-1	0,50	5,00	108,21	4,89
45-0.5-2	0,50	5,00	103,27	4,56
45-1-1	1,00	5,00	108,77	5,09
45-1-2	1,00	5,00	107,56	4,92
45-2-1	2,00	5,00	112,90	5,44
45-2-2	2,00	5,00	114,77	5,57
30-0-1	0,00	5,26	69,83	3,78
30-0-2	0,00	5,02	99,59	4,28
30-0-3	0,00	5,01	87,60	3,89
30-0-1	0,25	5,00	103,4	4,68
30-0-2	0,25	5,00	97,83	4,33
30-0-1	0,50	5,00	100,45	4,46
30-0-2	0,50	5,00	101,14	4,55
30-0-1	1,00	5,00	107,68	4,92
30-0-2	1,00	5,00	110,18	5,39
30-0-1	2,00	5,00	111,93	5,41
30-0-2	2,00	5,00	111,60	5,82

A continuación, se encuentran todas las curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fractura (FIGURA 19, FIGURA 20 Y FIGURA 21):

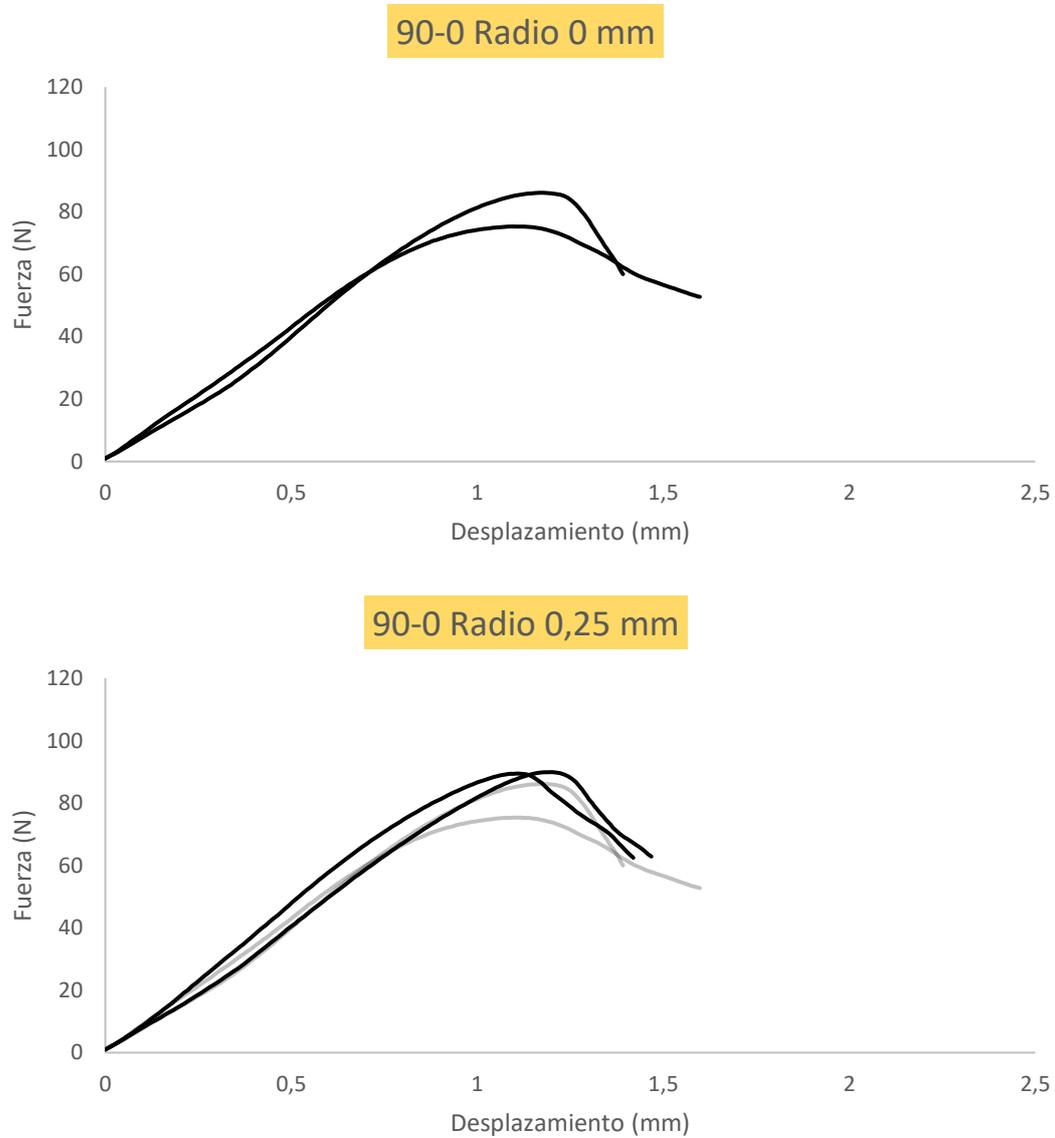


FIGURA 19: CURVAS CARGA-DESPLAZAMIENTO PARA LA ORIENTACIÓN 0/90.

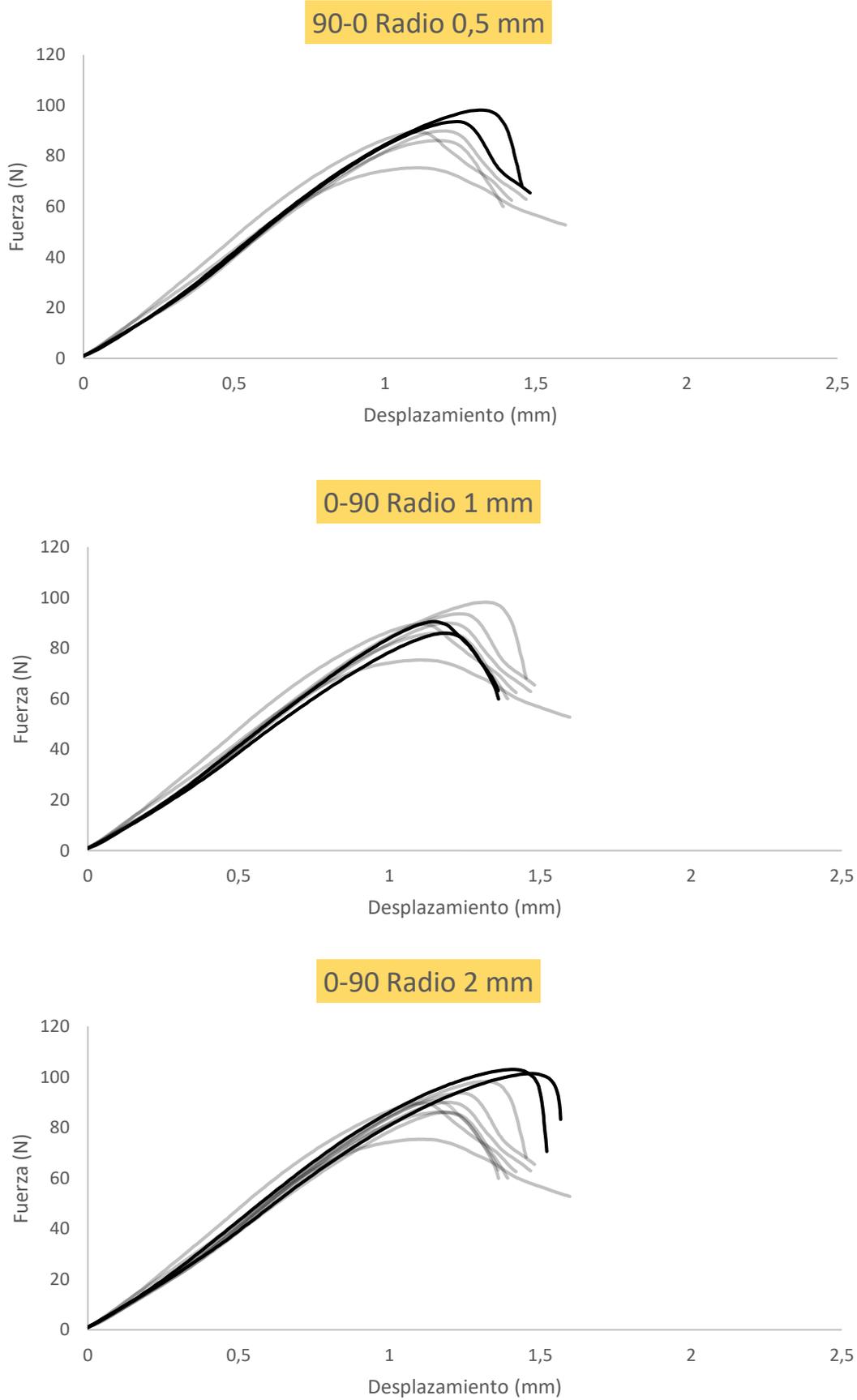


FIGURA 19(CONT.): CURVAS CARGA-DESPLAZAMIENTO PARA LA ORIENTACI3N 0/90.

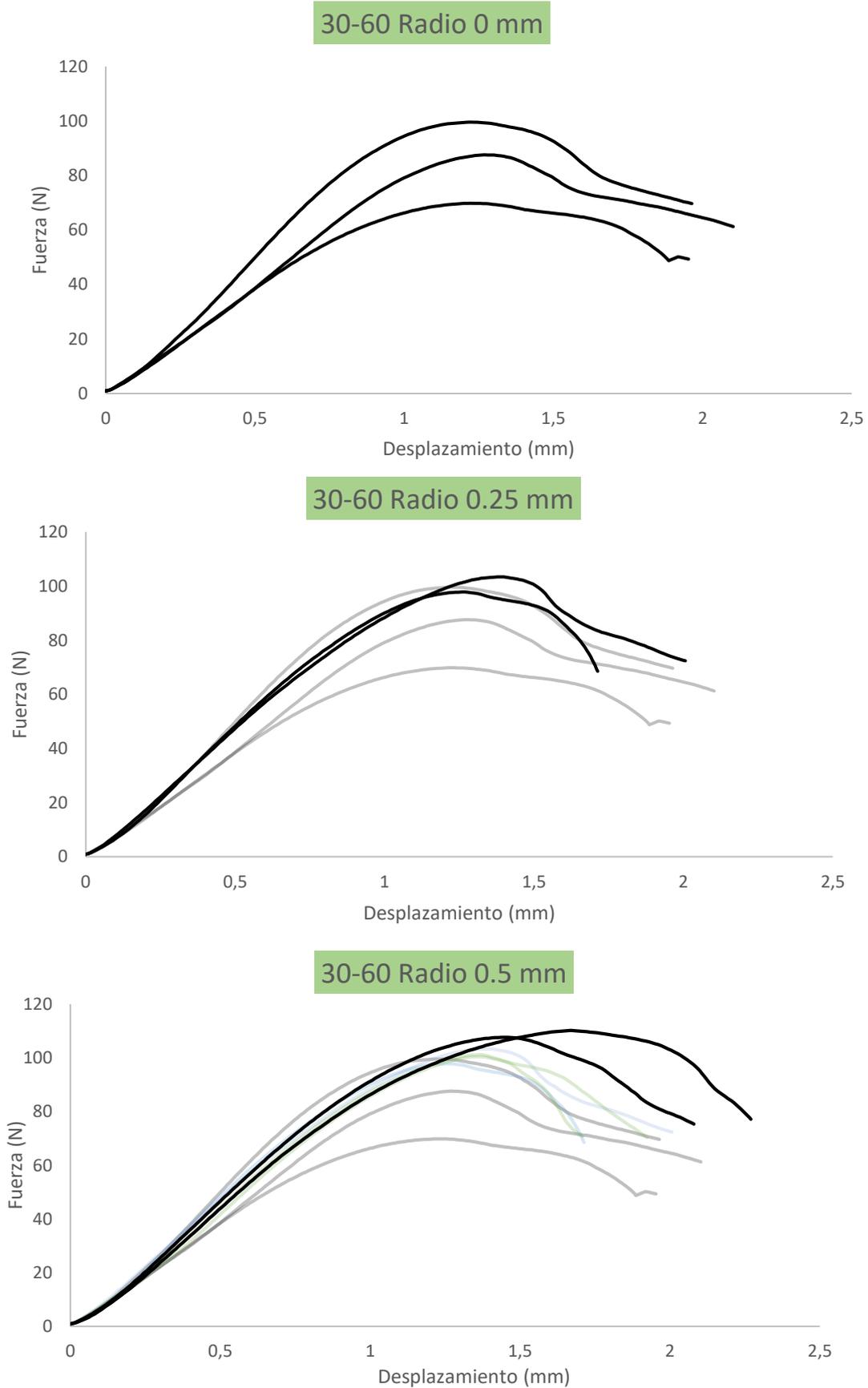


FIGURA 20: CURVAS CARGA-DESPLAZAMIENTO PARA LA ORIENTACIÓN 30/-60.

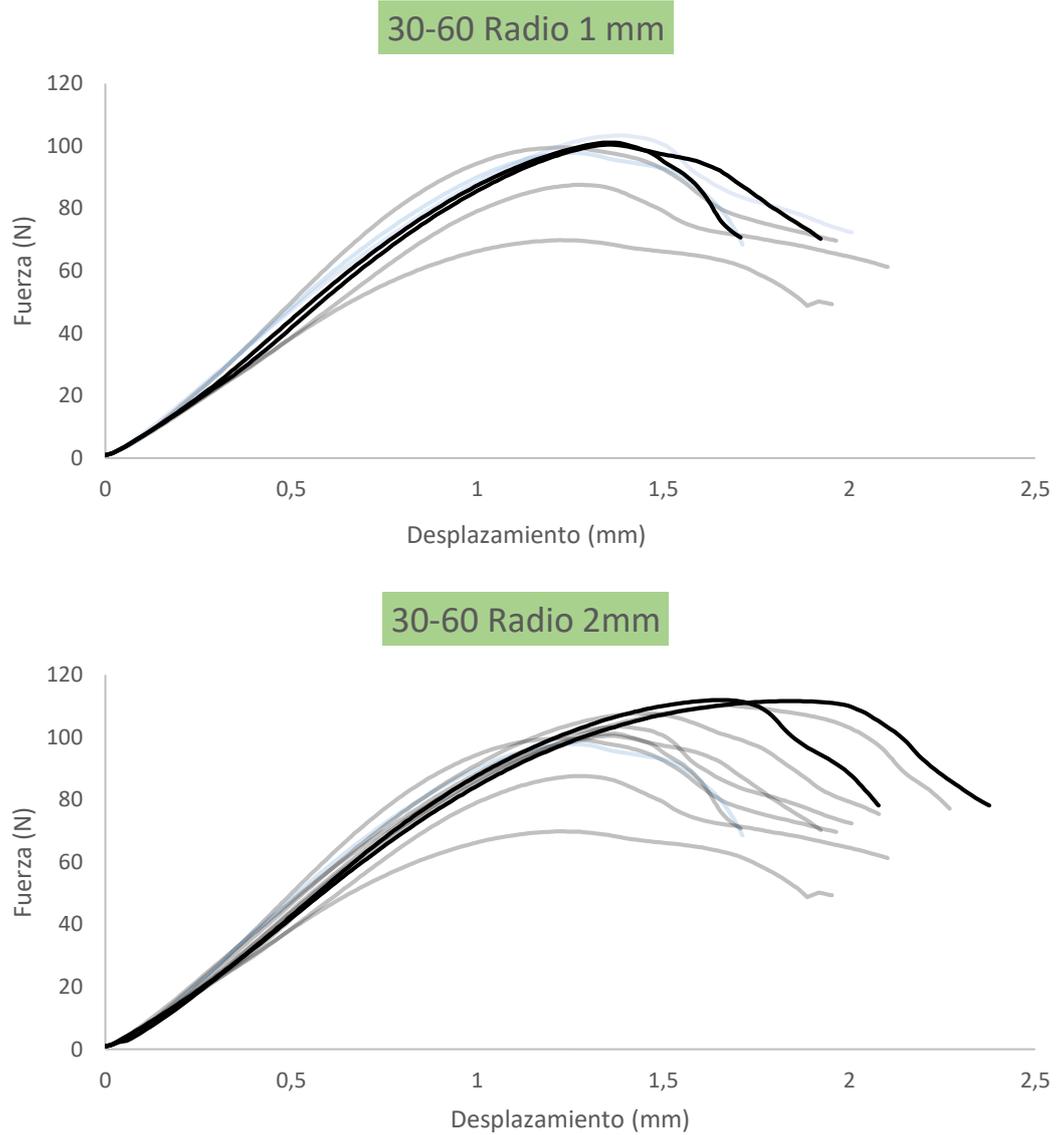


FIGURA 20(CONT.): CURVAS CARGA-DESPLAZAMIENTO PARA LA ORIENTACI3N 30/-60.

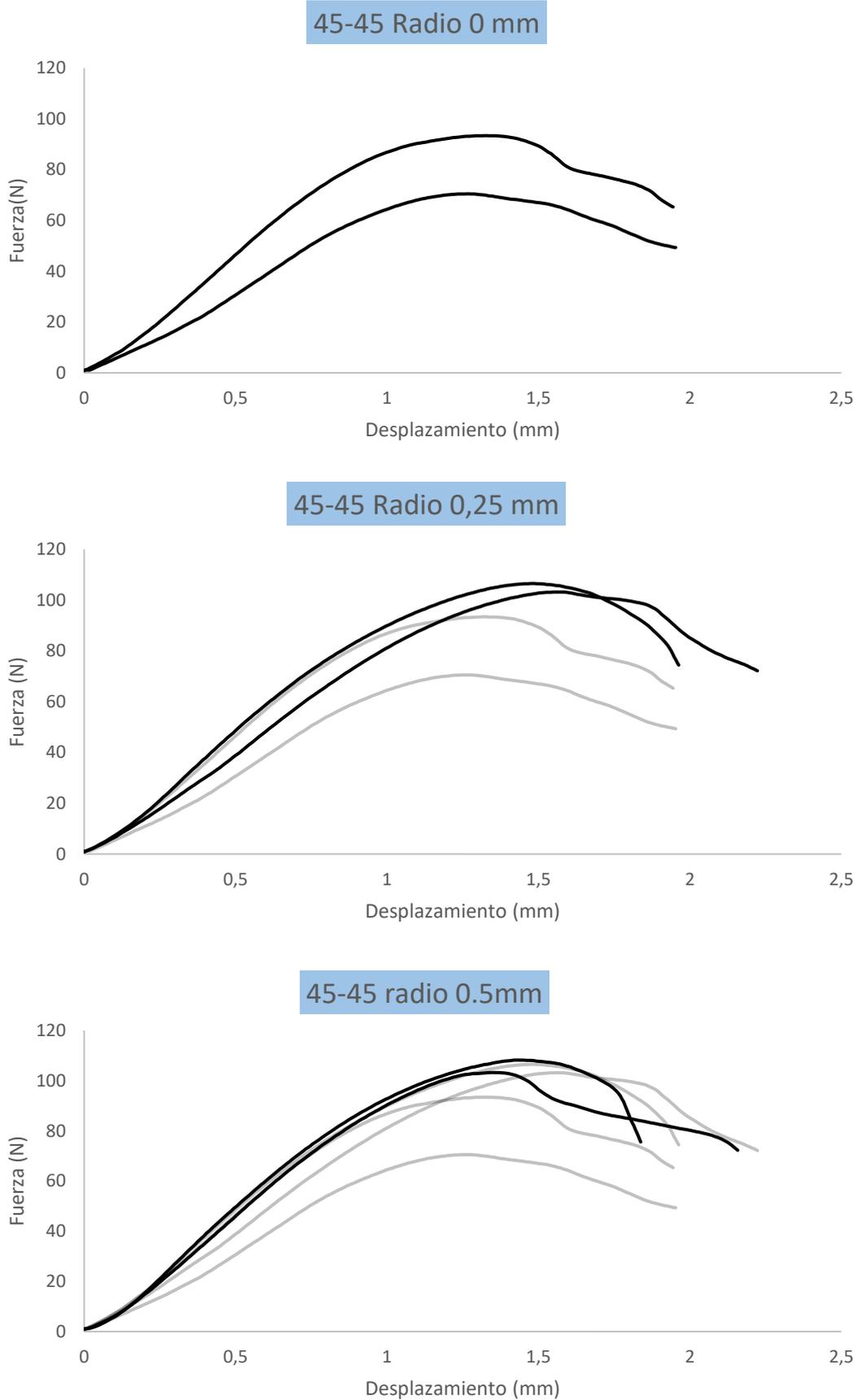


FIGURA 21: CURVAS CARGA-DESPLAZAMIENTO PARA LA ORIENTACI3N 45/-45.

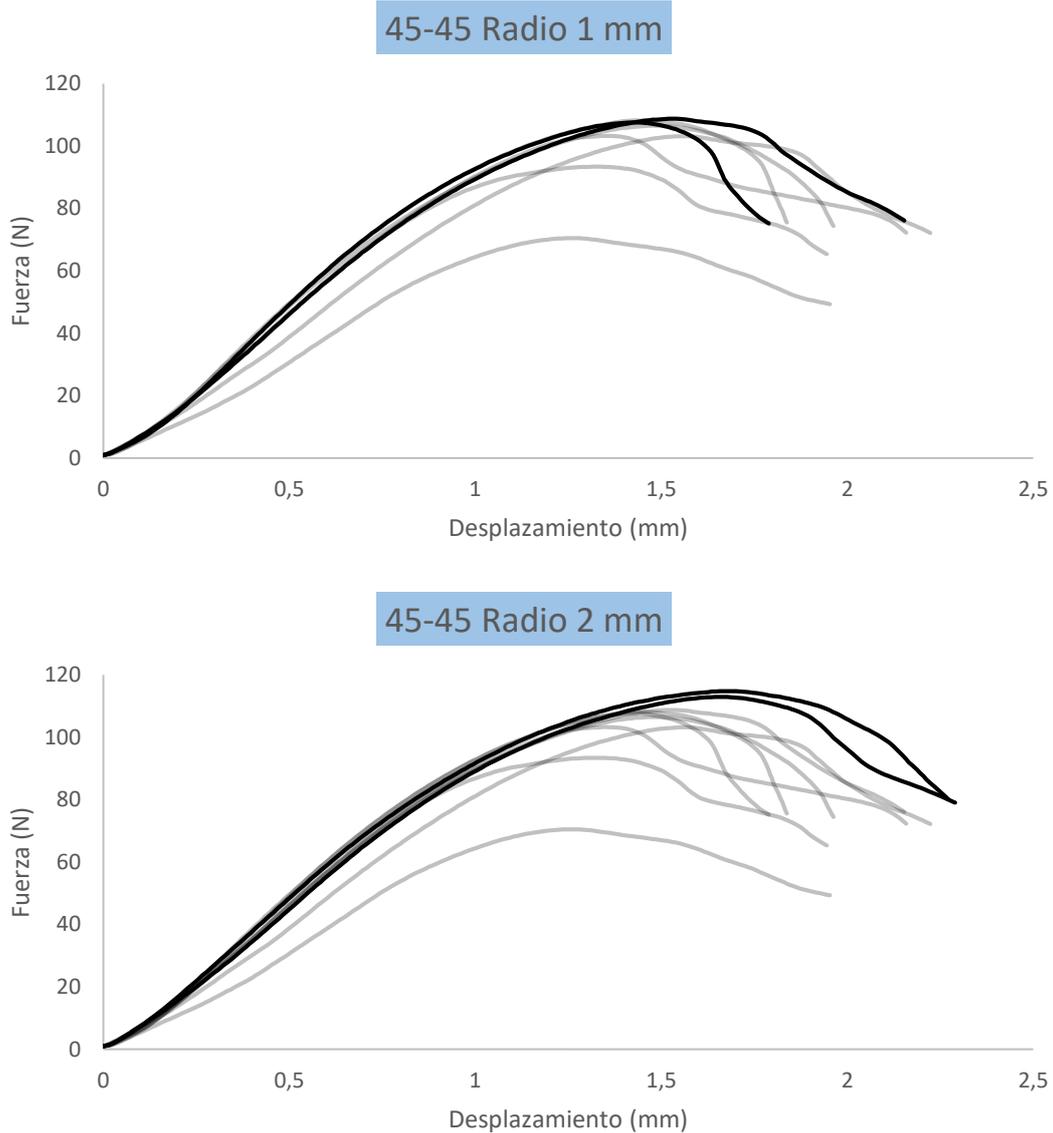


FIGURA 21(CONT.): CURVAS CARGA-DESPLAZAMIENTO PARA LA ORIENTACIÓN 45/-45.

5.3-ANÁLISIS SOBRE LA APLICACIÓN DE LA TDC.

Como se ha indicado varias veces, uno de los objetivos de este TFM es validar el uso de las predicciones dadas en la TDC para el ABS. Para ello vamos a pasar a comparar los parámetros de tenacidad a fractura obtenidos experimentalmente, con las predicciones mediante el método del punto (Ecuación 32) y el método de la línea (Ecuación 33). En la FIGURA 22, FIGURA 23 y FIGURA 24 se puede observar una comparación gráfica de las tenacidades a fractura y en las TABLA 4, TABLA 5 y TABLA 6 se muestran los resultados detallados para cada metodología.

Tanto el método del punto como el de la línea se ajustan bastante con los resultados obtenidos experimentales, y, por lo tanto, tienen en cuenta el efecto de la entalla. Para obtener el valor de la distancia crítica (L) se realiza un ajuste por mínimos cuadrados, resultando este algo mejor en el método de la línea.

Los valores de L resultantes para los dos métodos analizados se pueden ver en la TABLA 3 donde se puede apreciar como los valores de la distancia crítica (L) para las probetas de 30/-60 y 45/-45 son los más bajos. Esto hace que sean estas orientaciones (30/-60 y 45/-45) sean más sensibles y presenten, por lo tanto, un mayor incremento en la tenacidad aparente a fractura, es decir mayor efecto entalla.

TABLA 3: VALORES OBTENIDOS DE L CRÍTICA.

	L (mm)		
	0/90	30-60	45-45
PM	0.44	0.28	0.32
LM	0.92	0.46	0.55
Valor teórico	1.46	1.43	1.41

Como regla general, se puede apreciar un leve efecto entalla en las tres orientaciones analizadas. En la FIGURA 22, se muestra los resultados de las probetas fabricada a 0-90 grados. Se puede apreciar como hay un incremento lineal entre las probetas fisuradas hasta las probetas de radio 0.5 mm (0.7 en la gráfica). A continuación, se observan valores un poco más bajos para entallas de 1 mm, sin embargo, se recupera la tendencia al alza observada en la primera parte de la gráfica, para entallas de 2 mm (1.40 en el gráfico). En cuanto a las predicciones realizadas por el método del punto y el método de la línea, se puede decir que el método de la línea ajusta mejor que el método del punto. El LM obtiene valores mucho más ajustados a los obtenidos en los experimentos, además por lo general, siempre tienden a estar un poco por debajo, dejándonos del lado de la seguridad. Por el contrario, el PM realiza un ajuste bastante grosero, muy conservador en unas zonas y poco en otras.

Las probetas fabricadas a 45/-45 y 30/-60 (FIGURA 23 y FIGURA 24) presentan un comportamiento similar entre ellas, y distinto al observado en las probetas a 0/90. Estas dos orientaciones presentan valores de tenacidad algo superiores, y también se aprecia un efecto entalla superior al observado en las probetas a 0/90. Mientras que el ajuste realizado por LM para las probetas

0/90 seguía una tendencia lineal, para estas otras dos orientaciones se pueden apreciar dos partes: una primera lineal hasta los 0.5 mm aproximadamente; y una segunda, donde la pendiente aumenta y el efecto entalla se agudiza. Este cambio de tendencia es mucho más notorio en el ajuste realizado por el método del punto, donde se aprecia un mínimo relativo y a continuación un incremento lineal bastante pronunciado. De igual manera que en la orientación a 0/90, el método del punto es demasiado grosero por lo que el método de la línea sería más realista como aproximación.

Se puede concluir esta parte diciendo que existe efecto entalla en el ABS entallado, siendo mayor en las probetas fabricadas a 45/-45 y 30/-60 grados, que en las realizadas a 0/90 grados. además de puede dar por valido el ajuste utilizando el método del punto y el de la línea para este material.

Las figuras y tablas mencionadas en este capítulo se encuentran a continuación:

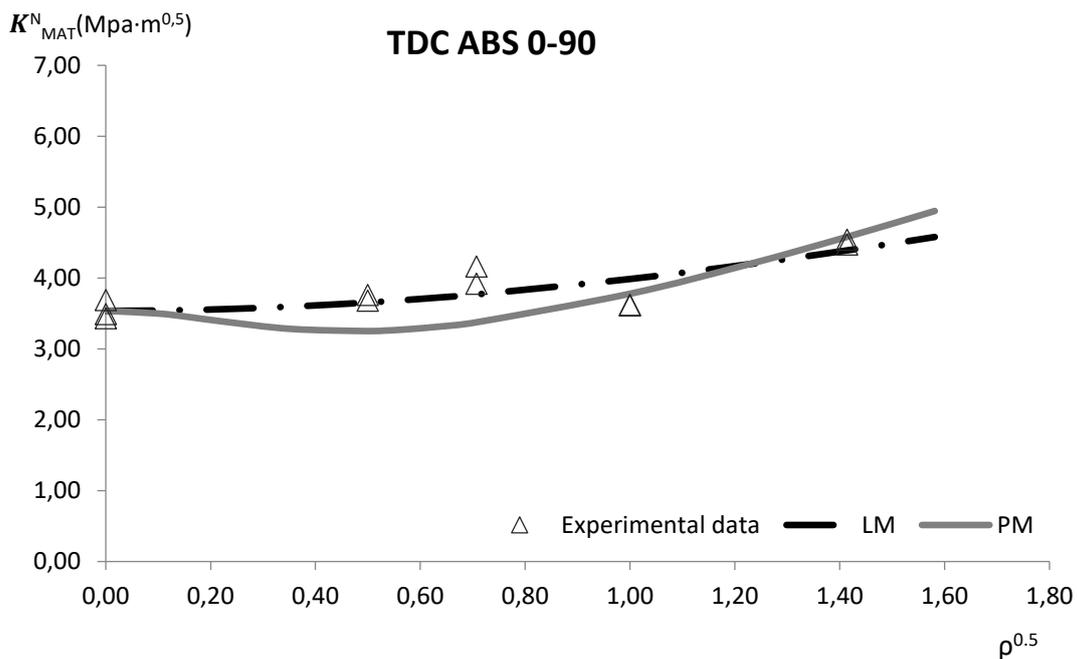


FIGURA 22: VALORES DE TENACIDAD A FRACTURA APARENTE OBTENIDOS EXPERIMENTALMENTE PARA LA ORIENTACIÓN 0/90. MEJOR AJUSTE OBTENIDO POR EL MÉTODO DEL PUNTO Y DE LA LÍNEA.

TABLA 4: RESULTADOS DE TENACIDADES APARENTES SEGÚN EL MÉTODO DEL PUNTO Y DE LA LÍNEA PARA LAS PROBETAS FABRICADAS CON UNA ORIENTACIÓN DE 0/90.

Probeta	Radio, ρ (mm)	K_{mat}^N (Mpa·m ^{0,5})	K_{mat}^N (LM) (Mpa·m ^{0,5})	K_{mat}^N (PM) (Mpa·m ^{0,5})
0-90-0-1	0,00	3,49	3,53	3,53
0-90-0-2	0,00	3,43	3,53	3,53
0-90-0-3	0,00	3,69	3,53	3,53
0-90-0,25-1	0,25	3,76	3,65	3,25
0-90-0,25-2	0,25	3,68	3,65	3,25
0-90-0,5-1	0,50	4,16	3,76	3,37
0-90-0,5-2	0,50	3,92	3,76	3,37
0-90-1-1	1,00	3,61	3,98	3,77
0-90-1-2	1,00	3,62	3,98	3,77
0-90-2-1	2,00	4,54	4,38	4,58
0-90-2-2	2,00	4,47	4,38	4,58

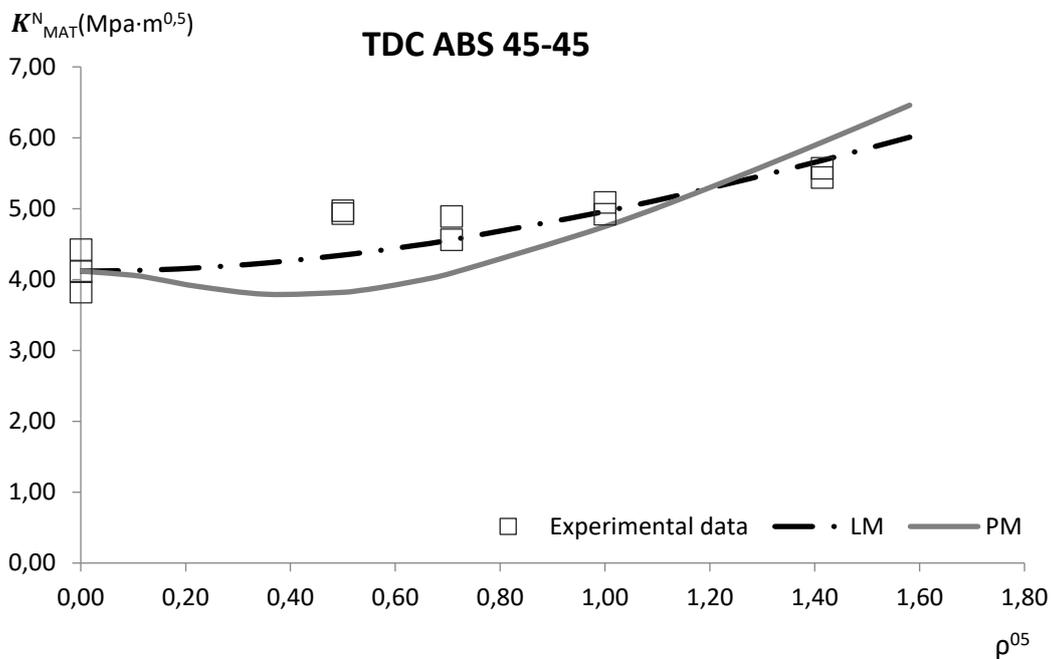


FIGURA 23: VALORES DE TENACIDAD A FRACTURA APARENTE OBTENIDOS EXPERIMENTALMENTE PARA LA ORIENTACIÓN 45/-45. MEJOR AJUSTE OBTENIDO POR EL MÉTODO DEL PUNTO Y DE LA LÍNEA.

TABLA 5: RESULTADOS DE TENACIDADES APARENTES SEGÚN EL MÉTODO DEL PUNTO Y DE LA LÍNEA PARA LAS PROBETAS FABRICADAS CON UNA ORIENTACIÓN DE 45/-45.

Probeta	Radio, ρ (mm)	K_{mat}^N (Mpa·m ^{0,5})	K_{mat}^N (LM) (Mpa·m ^{0,5})	K_{mat}^N (PM) (Mpa·m ^{0,5})
45-45-0-1	0,00	3,83	4,11	4,11
45-45-0-2	0,00	4,11	4,11	4,11
45-45-0-3	0,00	4,42	4,11	4,11
45-45-0,25-1	0,25	4,93	4,34	3,81
45-45-0,25-2	0,25	4,97	4,34	3,81
45-45-0,5-1	0,50	4,89	4,55	4,09
45-45-0,5-2	0,50	4,56	4,55	4,09
45-45-1-1	1,00	5,09	4,96	4,74
45-45-1-2	1,00	4,92	4,96	4,74
45-45-2-1	2,00	5,44	5,68	5,93
45-45-2-2	2,00	5,57	5,680	5,937

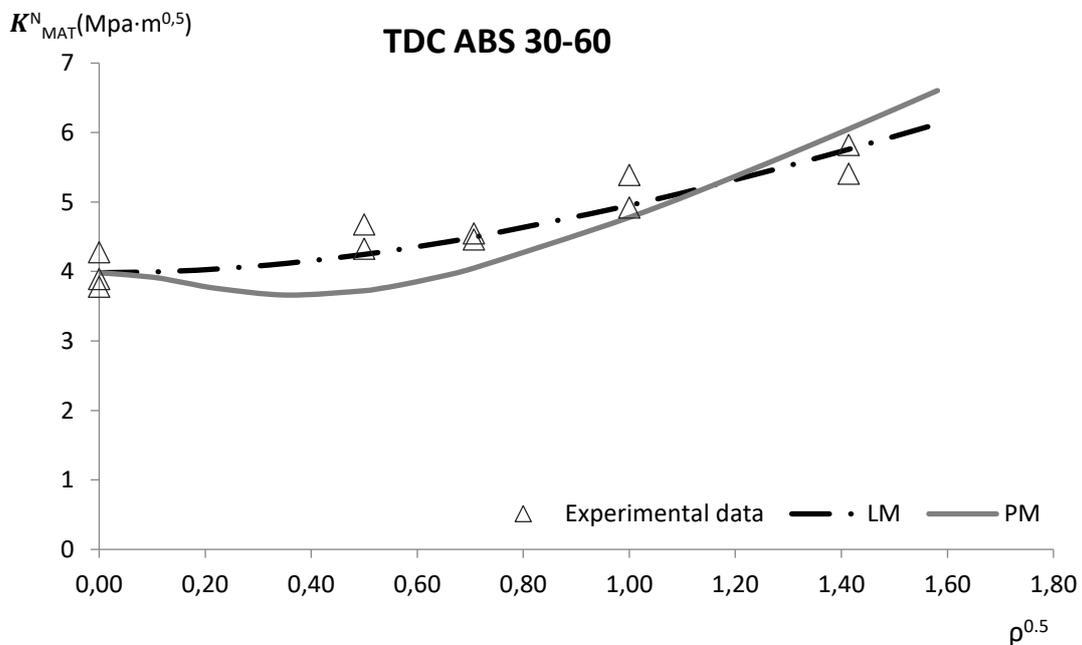


FIGURA 24: VALORES DE TENACIDAD A FRACTURA APARENTE OBTENIDOS EXPERIMENTALMENTE PARA LA ORIENTACIÓN 30/-60. MEJOR AJUSTE OBTENIDO POR EL MÉTODO DEL PUNTO Y DE LA LÍNEA.

TABLA 6: RESULTADOS DE TENACIDADES APARENTES SEGÚN EL MÉTODO DEL PUNTO Y DE LA LÍNEA PARA LAS PROBETAS FABRICADAS CON UNA ORIENTACIÓN DE 30/-60.

Probeta	Radio, ρ (mm)	K_{mat}^N (Mpa·m ^{0,5})	K_{mat}^N (LM) (Mpa·m ^{0,5})	K_{mat}^N (PM) (Mpa·m ^{0,5})
30-60-0-1	0,00	3,78	3,98	3,98
30-60-0-2	0,00	4,28	3,98	3,98
30-60-0-3	0,00	3,89	3,98	3,98
30-60-0,25-1	0,25	4,68	4,24	3,72
30-60-0,25-2	0,25	4,33	4,24	3,72
30-60-0,5-1	0,50	4,46	4,49	4,05
30-60-0,5-2	0,50	4,55	4,49	4,05
30-60-1-1	1,00	4,92	4,95	4,77
30-60-1-2	1,00	5,39	4,95	4,77
30-60-2-1	2,00	5,41	5,76	6,05
30-60-2-2	2,00	5,82	5,76	6,05

5.4-ANÁLISIS DEL SEM

A lo largo de todo el TFM se ha observado como el ABS estudiado presentaba un comportamiento más bien dúctil, de hecho, hemos tenido en cuenta la norma para materiales dúctiles a la hora de realizar los ensayos. Sin embargo, este comportamiento tiene que ser contrastado a nivel micro estructural presentando micro mecanismos de fallo asociados a este tipo de comportamientos.

De las probetas rotas a fractura, se han analizado en el SEM tres distintos radios de entalla: 0 mm, 0.5 mm y 2 mm. De cada una de ellas, se han realizado tres fotografías por lo general: una en el que se observase toda la superficie de fractura; otra a más aumento del frente de fisura; y finalmente una a 10.000 aumentos donde se observase el micromecanismo.

En todas las imágenes donde se aprecia la superficie de fractura al completo (FIGURA 25a-FIGURA 33a) se pueden observar claramente macro porosidades. Esto es bastante común en piezas fabricadas por impresión 3D y suele estar causado por una incompleta superposición de las fibras durante la impresión.

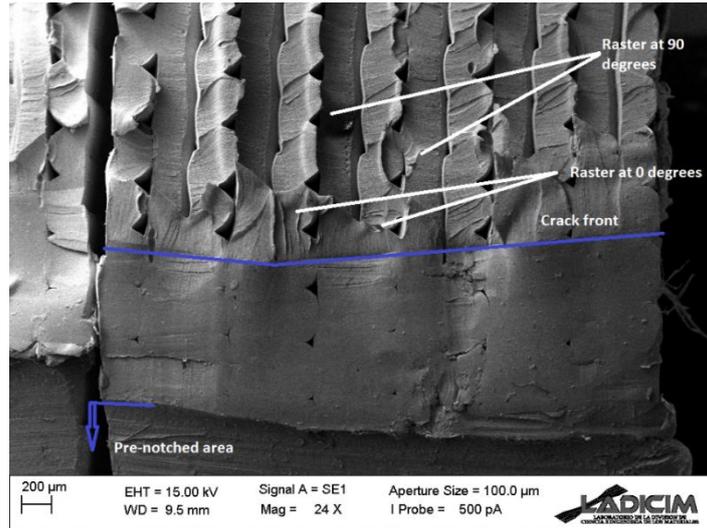
En la FIGURA 25, Figura 26, y Figura 27 se muestra las imágenes obtenidas de la orientación 0-90, correspondiendo a un radio de entalla de 0 mm, 0.5 mm y 2 mm respectivamente. En la FIGURA 25-a se puede apreciar tanto el frente de fisura (realizado con una cuchilla) como el área pre-entallada (realizado con una entalladora), además se distingue en la imagen entre las fibras con distinta orientación. Además, se puede ver en qué dirección está avanzando la fisura gracias a las “hackles marks”. La FIGURA 25-b muestra como todas las fibras en el plano de fractura están rotas, esto implica que se descarta cualquier tipo de desgarramiento como mecanismo de rotura, además tanto las fibras longitudinales como las perpendiculares presentan el mismo aspecto, y por lo tanto, no tienen diferencias en el proceso de fractura entre ambas. En la FIGURA 25-c se observa el micromecanismos a 10000 aumentos, y claramente, se observa uno de tipo dúctil. Se podría asimilar a los micro huecos que se desarrollan en diferentes aceros y que están ligados con un comportamiento plástico.

Las probetas fisuradas (radio de entalla = 0 mm), presentan todas ellas un “área plana” de unas 200 micras de tamaño donde las fibras se homogenizan, siendo claramente distinguibles una vez que termina esta zona. Este fenómeno se observa en todas las probetas fisuradas, pero es muy claro en la FIGURA 28-a.

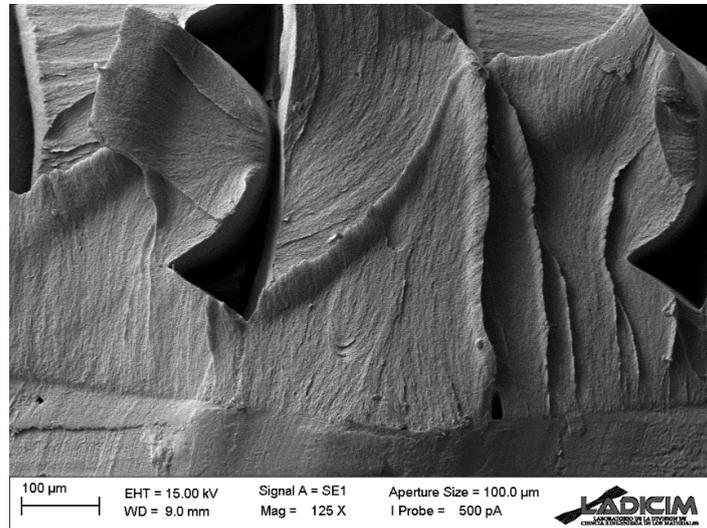
Al aumentar el radio de entalla analizado, tanto en la FIGURA 26 y FIGURA 27, se puede ver como los planos de rotura en la superficie de fractura están mucho menos definidos, presentando un aspecto mucho menos limpio que la FIGURA 25. Las orientaciones a 45/-45 y 30/-60 presentan un comportamiento análogo, con la única diferencia que se aprecia un aspecto más rugoso por la propia dirección de la fibra.

También se puede apreciar un pequeño cambio en cuanto al micro mecanismo visto en FIGURA 25 para las entallas de 0.5 y 2 mm (FIGURA 26-c y FIGURA 27-c) ya que se presenta orientado. Sin embargo, esto solo implica que los micromecanismos también tienen orientaciones, pero no se aprecia un cambio significativo como si se ha visto en otros estudios ([14][15][16]). En estas otras investigaciones, el aumento del radio traía consigo un cambio claro en el micromecanismo y por lo tanto causaba un mayor efecto entalla. En nuestro caso, este efecto entalla observado al aumentar el radio es simplemente causado por la relajación del campo tensional.

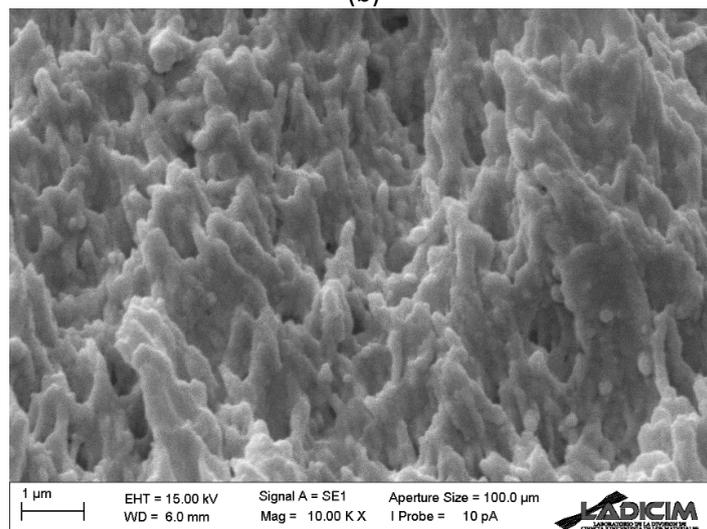
Finalmente, a continuación, se pueden encontrar las diferentes imágenes obtenidas del SEM que han sido citadas anteriormente:



(a)

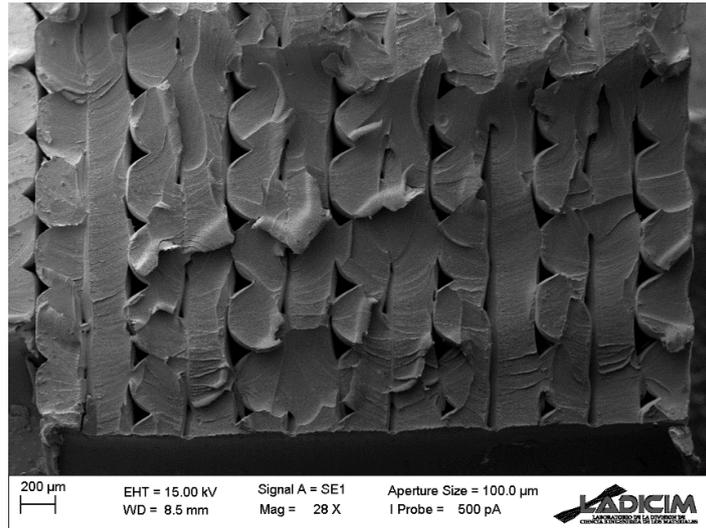


(b)

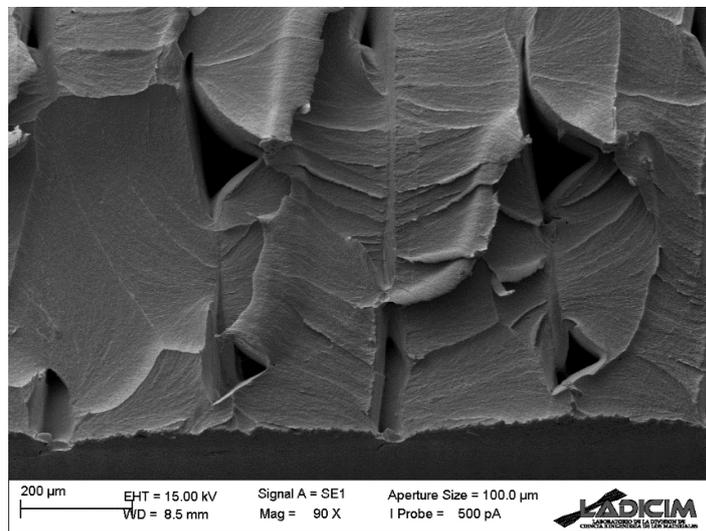


(c)

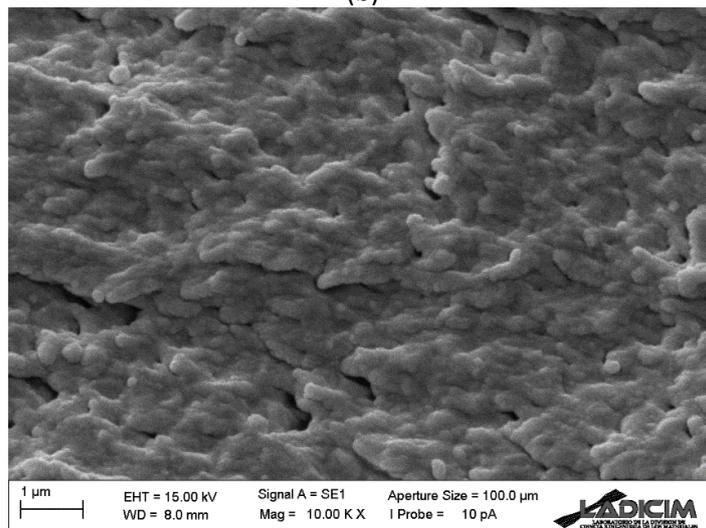
FIGURA 25: MICROMECHANISMOS 0-90. 0 MM



(a)

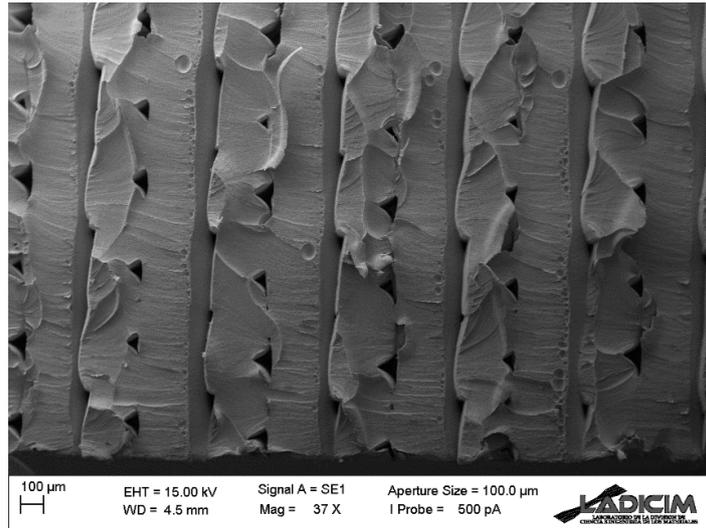


(b)

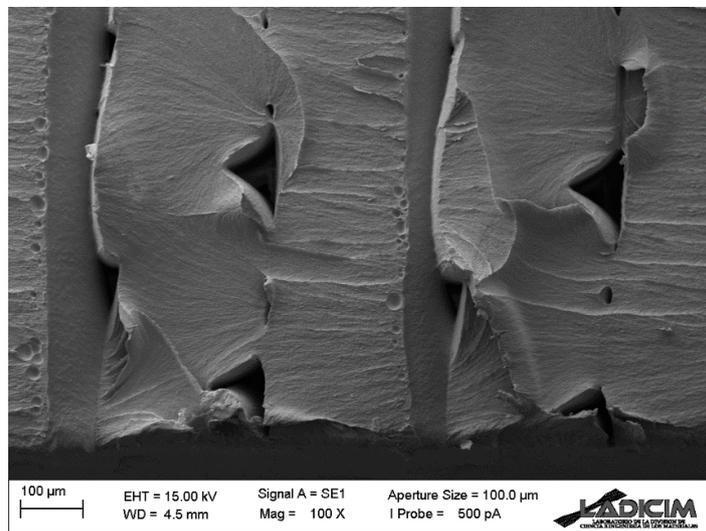


(c)

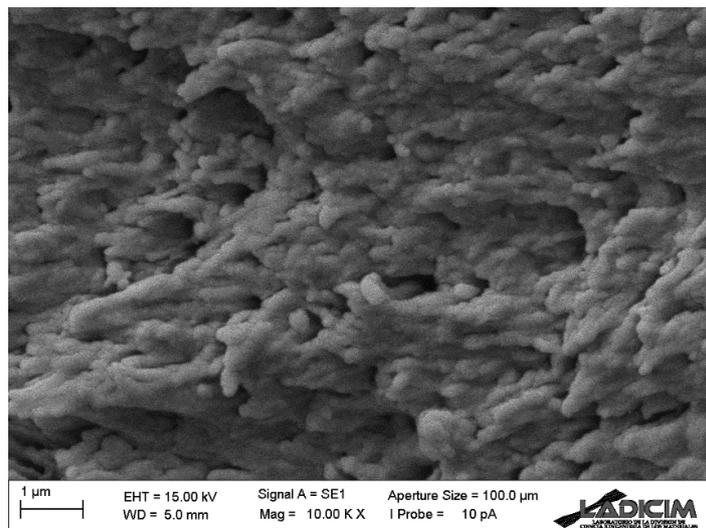
FIGURA 26:90-0 ENTALLA 0.5MM



(a)

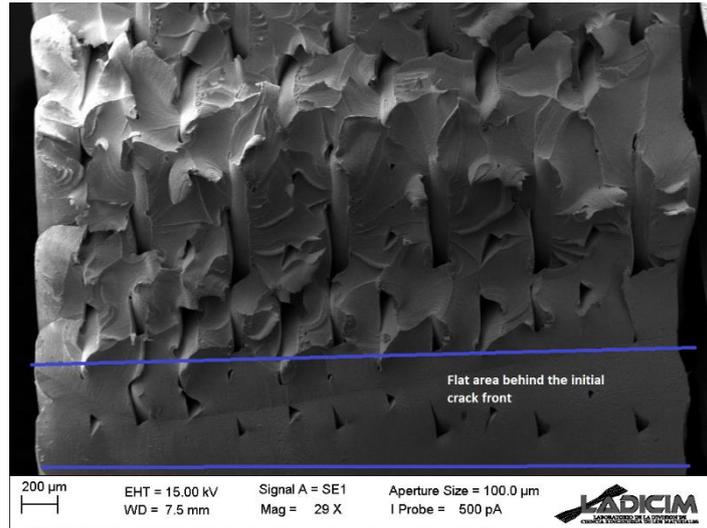


(b)

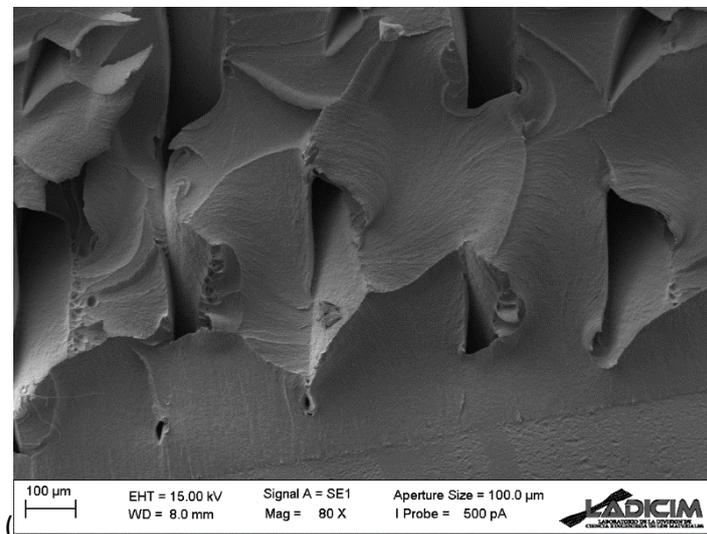


(c)

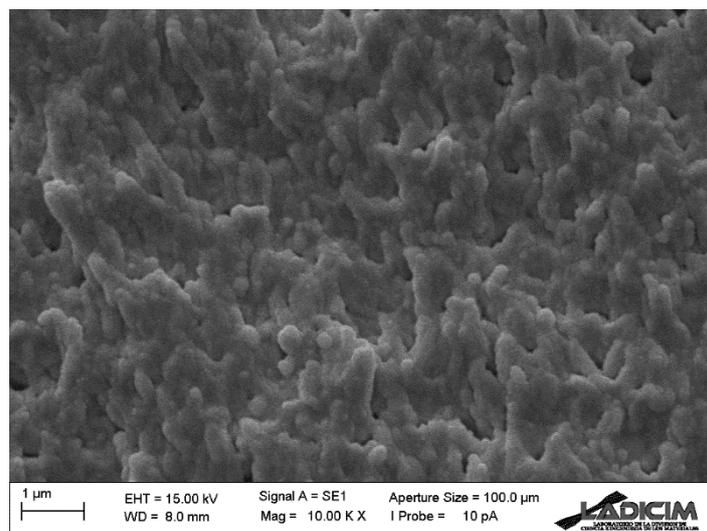
FIGURA 27: 90-0 ENTALLA 2MM



(a)

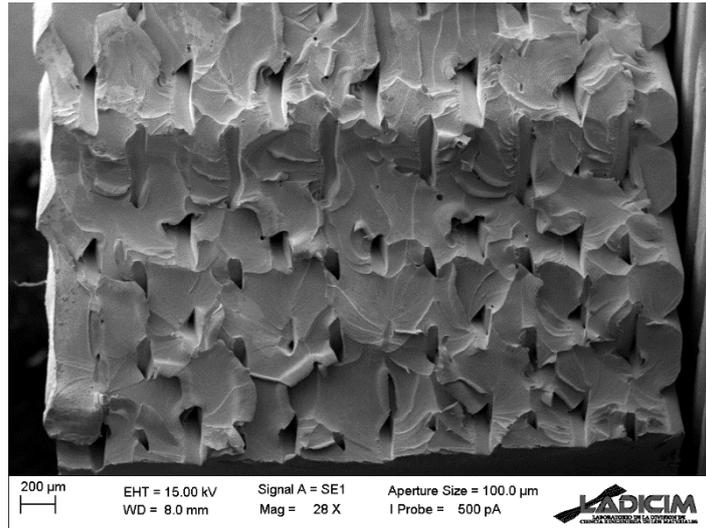


(b)

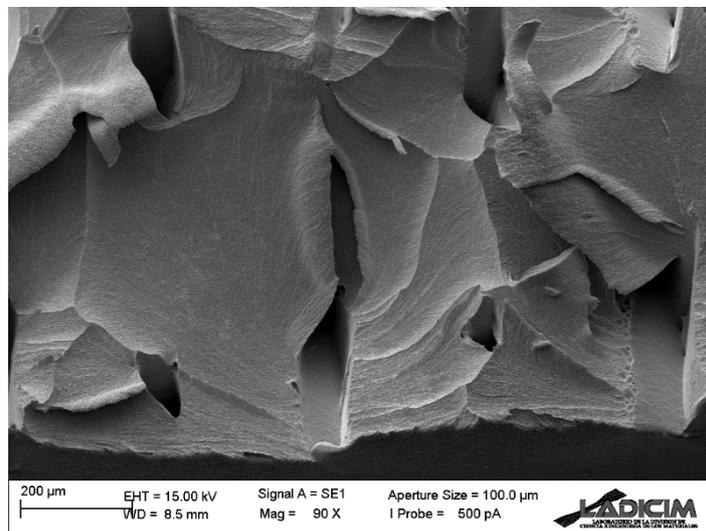


(c)

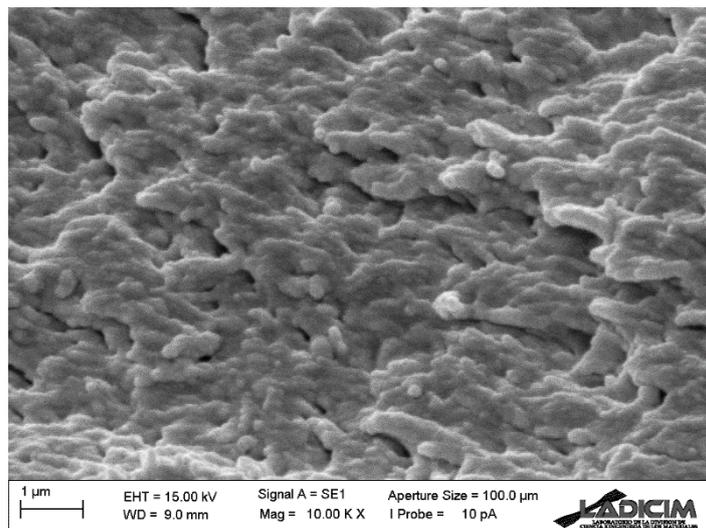
FIGURA 28: 45-45 RADIO 0 MM



(a)

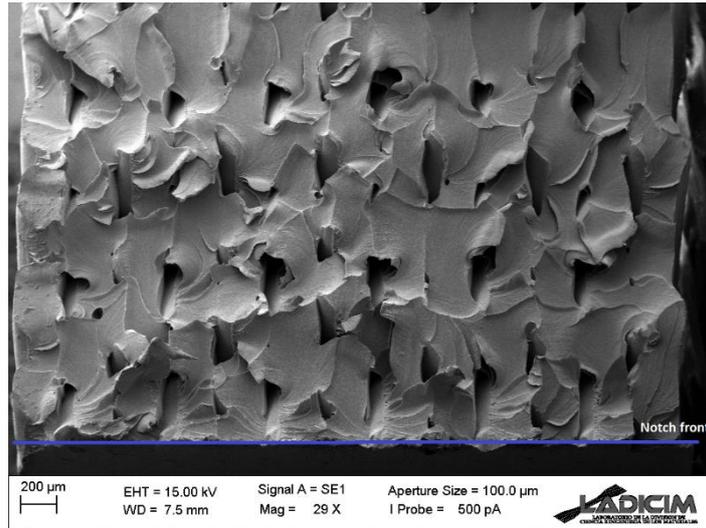


(b)

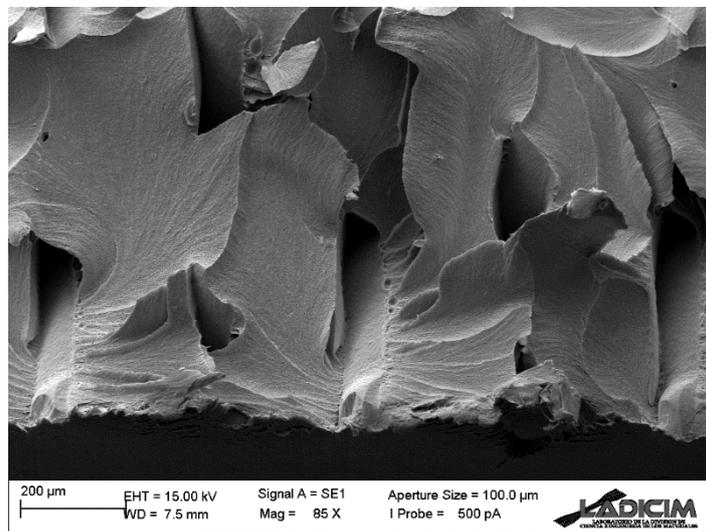


(c)

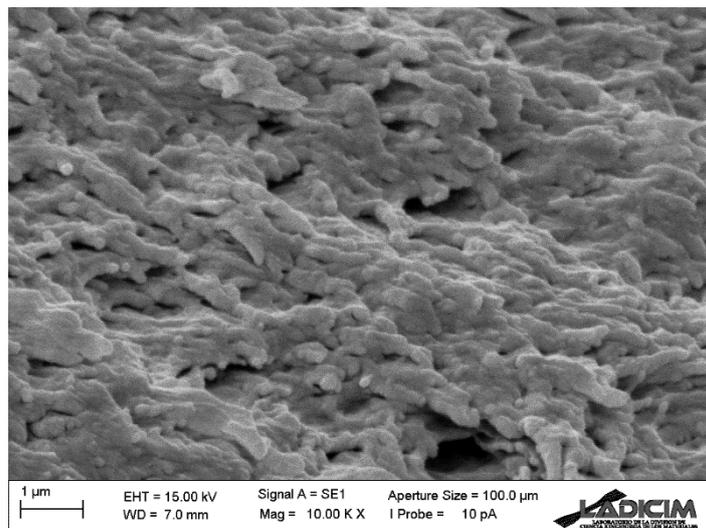
FIGURA 29:45-45 RADIO 0.5 MM



(a)

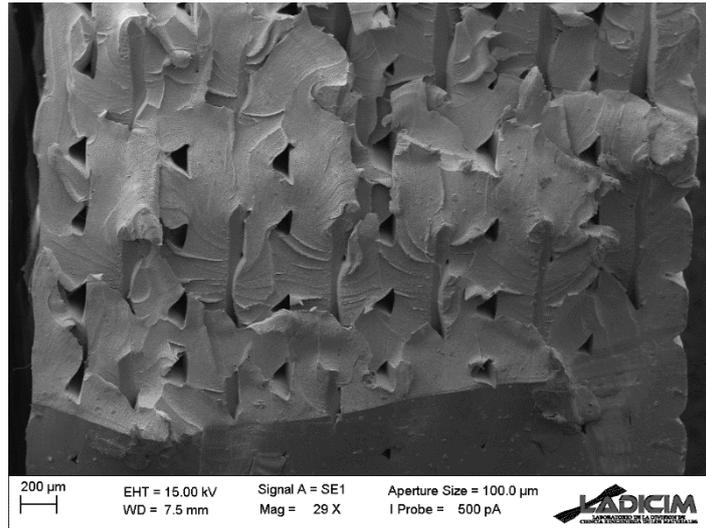


(b)

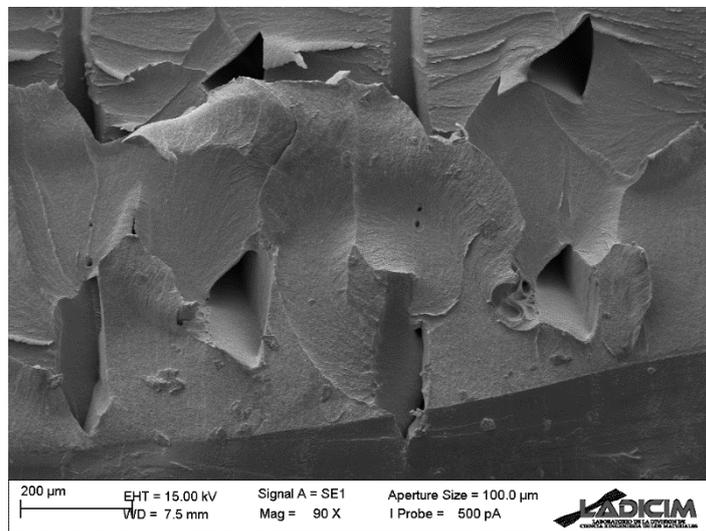


(c)

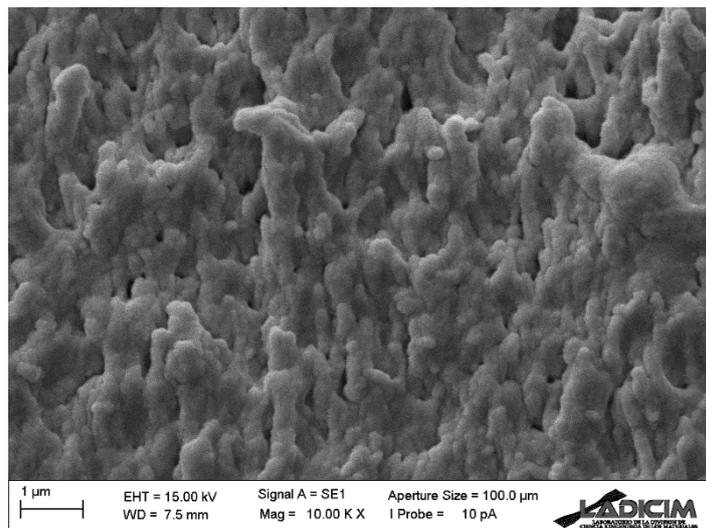
FIGURA 30: 45-45 RADIO ENTALLA 2 MM



(a)

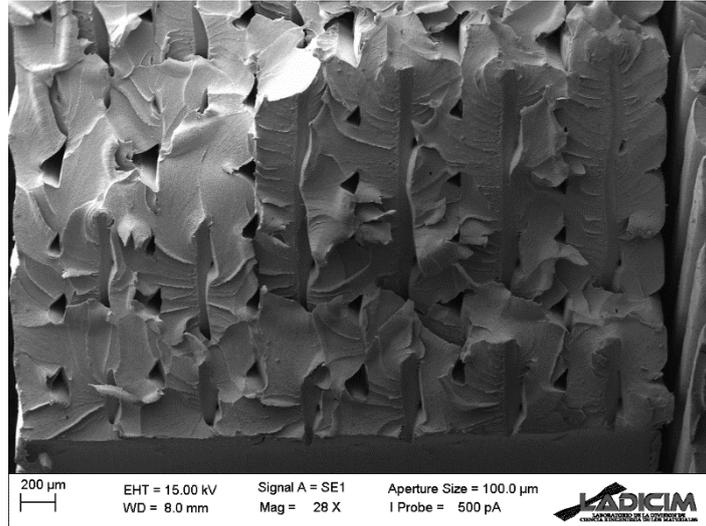


(b)

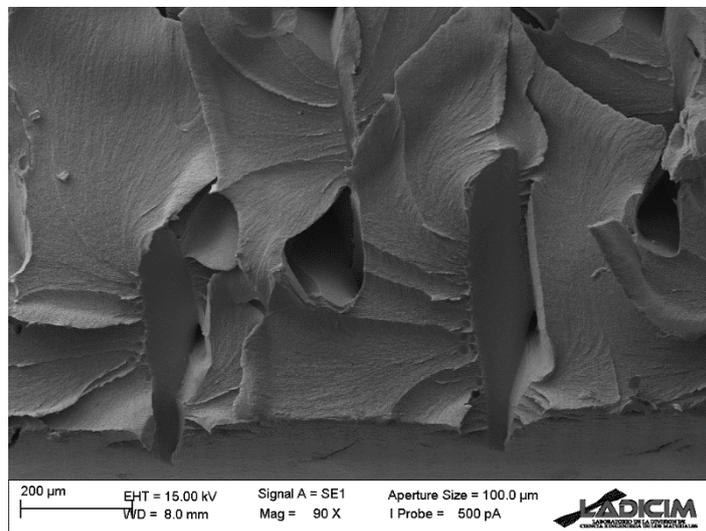


(c)

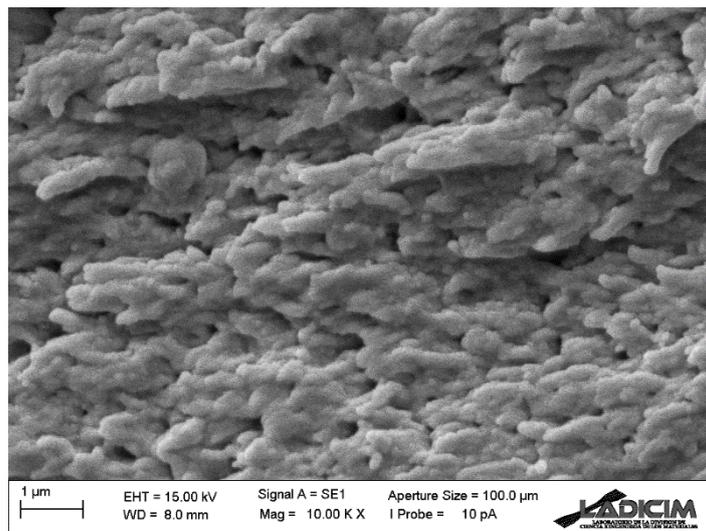
FIGURA 31: 30-60 RADIO DE ENTALLA 2 MM



(a)

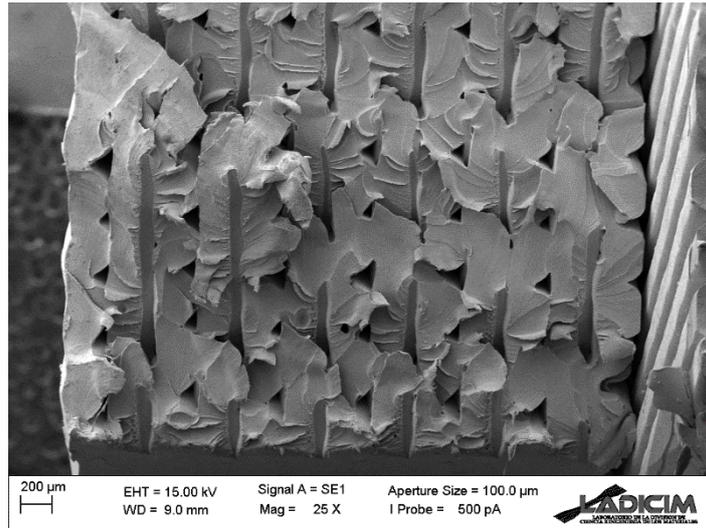


(b)

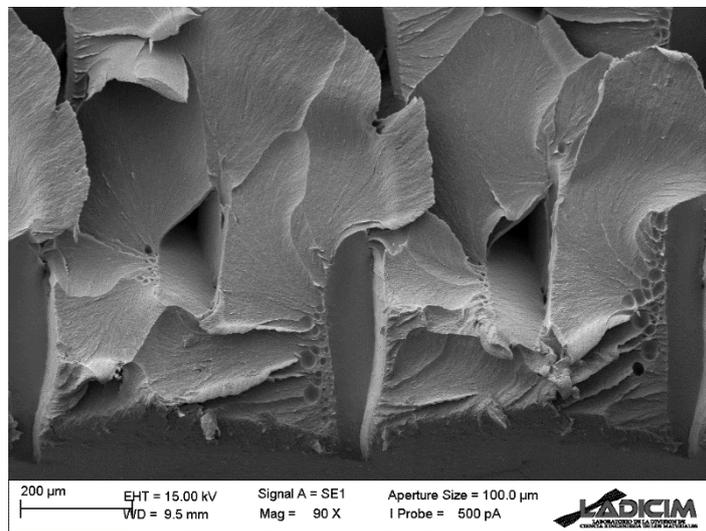


(c)

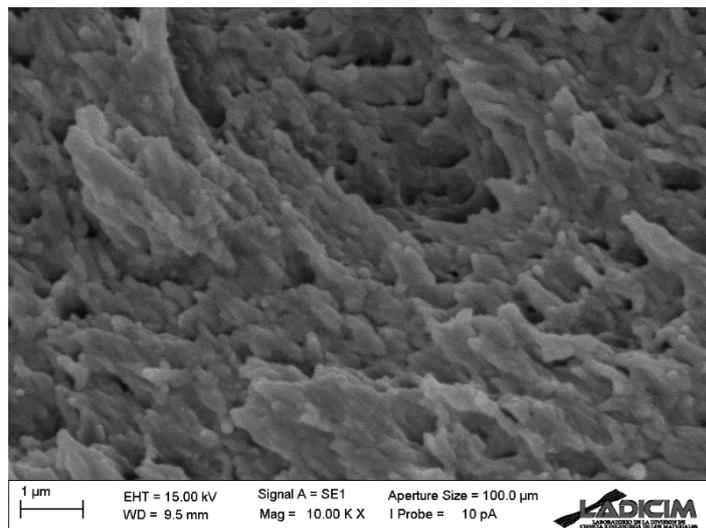
FIGURA 32:30-60 RADIO 0.5MM



(a)



(b)



(c)

FIGURA 33:30-60 RADIO 2 MM

CAPÍTULO 6 – CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

Este TFM analiza el efecto entalla en el comportamiento a fractura de ABS fabricado mediante impresión 3D. En el estudio, se han analizado entallas de 0 mm, 0.25 mm, 0.5mm, 1 mm y 2 mm, para tres diferentes orientaciones de fabricación: 0/90, 30/-60 y 45/-45. El programa experimental ha estado dividido en tres secciones: ensayos a tracción, ensayos a flexión y análisis mediante SEM. Finalmente, los resultados obtenidos de los ensayos han sido tratados mediante la Teoría de Distancias críticas (TDC), mientras que los resultados del SEM han permitido analizar los micromecanismos de fractura.

Las principales conclusiones obtenidas son:

- El ABS fabricado mediante impresión 3D presenta efecto entalla. La introducción de defectos con radio finito hace que la tenacidad aparente a fractura aumente notablemente.
- Las probetas fabricadas a 30/-60 y 45/-45 grados presentan comportamientos a tracción y a fractura similares. Esta similitud se observa igualmente en el efecto entalla, aunque éste es algo superior en las probetas a 30/-60.
- Los valores de distancia crítica (L) obtenidos mediante el método del punto y de la línea, distan bastante de los obtenidos teóricamente, lo cual quiere decir que el proceso de fractura en este material no es un proceso elástico-lineal.
- A nivel micro estructural, se observa un único cambio en los micromecanismos de fractura. Las probetas fisuradas presentan una zona plana tras el frente de fisura. En esta banda, aparecen “hackle marks” perpendiculares al defecto. Por el contrario, estas marcas se vuelven paralelas si salimos de esta zona plana.

Con respecto al trabajo futuro, indicar que se está estudiando el comportamiento a fractura de polímero PLA reforzado con grafeno, siguiendo una metodología similar a la recogida en este documento. Posteriormente se extenderá el estudio a otros materiales, con el objetivo de generar conclusiones generalizables a componentes poliméricos obtenidos por impresión 3D.



CAPÍTULO 7 – BIBLIOGRAFÍA

- [1] S. H. Ahn, M. Montero, D. Odell, S. Roundy, and P. K. Wright, “Anisotropic material properties of fused deposition modeling ABS,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 8, no. 4, pp. 248–257, 2002, doi: 10.1108/13552540210441166.
- [2] T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen, and D. Hui, “Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 143, no. February, pp. 172–196, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
- [3] N. Guo and M. C. Leu, “Additive manufacturing: Technology, applications and research needs,” *Front. Mech. Eng.*, vol. 8, no. 3, pp. 215–243, 2013, doi: 10.1007/s11465-013-0248-8.
- [4] H. Neuber, *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. Berlin, Germany: Springer Verlag, 1958.
- [5] R. E. Peterson, “Methods of correlating data from fatigue tests of stress concentration specimens,” *Stephen Timoshenko Anniv. Vol.*, p. 179, 1938.
- [6] D. Taylor, *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*. London: Elsevier, 2007.
- [7] M. L. Williams, “On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack,” *J. Appl. Mech. Trans. ASME*, vol. 28, no. 1, pp. 78–82, 1960, doi: 10.1115/1.3640470.
- [8] J. R. Rice, “A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks,” 1968.
- [9] A. A. Arana and J. . ; Gonzalez, *Mecánica de la fractura*. Universidad del Pais Vasco, 2002.
- [10] A. A. Griffith, “VI. The phenomena of rupture and flow in solids,” *Philos. Trans. R. Soc. London. Ser. A, Contain. Pap. a Math. or Phys. character*, vol. 221, no. 582–593, pp. 163–198, 1921.
- [11] T. L. Anderson and T. L. Anderson, *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. CRC press, 2005.



- [12] G. R. Irwin, "Plastic zone near a crack and fracture toughness," 1997.
- [13] A. A. Wells, "Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture," in *Proceedings of the crack propagation symposium*, 1961, vol. 1, no. 84.
- [14] S. Cicero, V. Madrazo, and I. A. Carrascal, "Analysis of notch effect in PMMA using the Theory of Critical Distances," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 86, pp. 56–72, 2012, doi: 10.1016/j.engfracmech.2012.02.015.
- [15] S. Cicero, V. Madrazo, and T. García, "Analysis of notch effect in the apparent fracture toughness and the fracture micromechanisms of ferritic-pearlitic steels operating within their lower shelf," *Eng. Fail. Anal.*, vol. 36, pp. 322–342, 2014, doi: 10.1016/j.engfailanal.2013.10.021.
- [16] S. Cicero, T. García, and V. Madrazo, "Application and validation of the notch master curve in medium and high strength structural steels," *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 29, no. 10, pp. 4129–4142, 2015, doi: 10.1007/s12206-015-0907-2.
- [17] F. T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero, and I. A. Carrascal, "On the influence of moisture content on the fracture behaviour of notched short glass fibre reinforced polyamide 6," *Compos. Part B Eng.*, vol. 159, no. August 2018, pp. 62–71, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.09.062.
- [18] S. Cicero, T. García, J. Castro, V. Madrazo, and D. Andrés, "Analysis of notch effect on the fracture behaviour of granite and limestone: An approach from the Theory of Critical Distances," *Eng. Geol.*, vol. 177, pp. 1–9, 2014, doi: 10.1016/j.enggeo.2014.05.004.
- [19] D. Taylor, "The theory of critical distances," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 7, pp. 1696–1705, 2008.
- [20] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 4th ed. CRC Press - Taylor and Francis Group, 2005.
- [21] C. Ziemian, M. Sharma, and S. Ziemi, "Anisotropic Mechanical Properties of ABS Parts Fabricated by Fused Deposition Modelling," *Mech. Eng.*, 2012, doi: 10.5772/34233.
- [22] M. Samykano, S. K. Selvamani, K. Kadirgama, W. K. Ngui, G. Kanagaraj, and K. Sudhakar,

- “Mechanical property of FDM printed ABS: influence of printing parameters,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 102, no. 9–12, pp. 2779–2796, 2019, doi: 10.1007/s00170-019-03313-0.
- [23] S. T. Dwiwati, A. Kholil, R. Riyadi, and S. E. Putra, “Influence of layer thickness and 3D printing direction on tensile properties of ABS material,” *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 1402, no. 6, 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1402/6/066014.
- [24] H. Ramezani Dana, F. Barbe, L. Delbreilh, M. Ben Azzouna, A. Guillet, and T. Breteau, “Polymer additive manufacturing of ABS structure: Influence of printing direction on mechanical properties,” *J. Manuf. Process.*, vol. 44, no. May, pp. 288–298, 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.06.015.
- [25] O. Bamiduro, G. Owolabi, M. A. Haile, and J. C. Riddick, “The influence of load direction, microstructure, raster orientation on the quasi-static response of fused deposition modeling ABS,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 25, no. 3, pp. 462–472, 2019, doi: 10.1108/RPJ-04-2018-0087.
- [26] N. S. F. Jap, G. M. Pearce, A. K. Hellier, N. Russell, W. C. Parr, and W. R. Walsh, “The effect of raster orientation on the static and fatigue properties of filament deposited ABS polymer,” *Int. J. Fatigue*, vol. 124, no. February 2018, pp. 328–337, 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.02.042.
- [27] H. K. Dave, B. H. Patel, S. R. Rajpurohit, A. R. Prajapati, and D. Nedelcu, “Effect of multi-infill patterns on tensile behavior of FDM printed parts,” *J. Brazilian Soc. Mech. Sci. Eng.*, vol. 43, no. 1, 2021, doi: 10.1007/s40430-020-02742-3.
- [28] M. Fernandez-Vicente, W. Calle, S. Ferrandiz, and A. Conejero, “Effect of Infill Parameters on Tensile Mechanical Behavior in Desktop 3D Printing,” *3D Print. Addit. Manuf.*, vol. 3, no. 3, pp. 183–192, 2016, doi: 10.1089/3dp.2015.0036.
- [29] A. Rodríguez-Panes, J. Claver, and A. M. Camacho, “The influence of manufacturing parameters on the mechanical behaviour of PLA and ABS pieces manufactured by FDM: A comparative analysis,” *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 8, 2018, doi: 10.3390/ma11081333.
- [30] W. Wu, P. Geng, G. Li, D. Zhao, H. Zhang, and J. Zhao, “Influence of layer thickness and

raster angle on the mechanical properties of 3D-printed PEEK and a comparative mechanical study between PEEK and ABS,” *Materials (Basel)*., vol. 8, no. 9, pp. 5834–5846, 2015, doi: 10.3390/ma8095271.

- [31] A. International, *ASTM D638-14, Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2014.
- [32] A. International, *ASTM D5045-14, Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2014.
- [33] ASTM, “Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastic Materials,” *ASTM Stand. Test Method*, vol. i, no. C, pp. 1–8, 2013.