

# UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE VALÈNCIA

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales



TRABAJO FIN DE MÁSTER EN INGENIERÍA MECÁNICA Y DE MATERIALES

---

***ANÁLISIS EXPERIMENTAL DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA EN  
PROBETAS DE ALUMINIO 7075-T6 PARA VARIOS ESPESORES***

---

*Presentada por:* D. Pablo Yarza Sobral  
*Dirigida por:* Dr. D. Eugenio Giner Maravilla

Valencia, septiembre de 2016



*A Juana, mi abuela.*



## RESUMEN

*Este trabajo se enmarca dentro del programa del Máster de Ingeniería Mecánica y de Materiales impartido por la Universidad Politécnica de Valencia.*

*En Mecánica de la Fractura es bien conocida la dependencia de la tenacidad a la fractura  $K_{Ic}$  con el espesor de la probeta  $B$ , especialmente si este espesor es pequeño y no garantiza la condición de deformación plana impuesta en la norma ASTM E399.*

*El objetivo de este trabajo es realizar diferentes ensayos de tenacidad a la fractura para probetas de aluminio 7075-T6 de distintos espesores  $B$ , aunque con las mismas dimensiones en el plano, generando así una curva de variación  $K_{Ic}$  frente a  $B$ . Además, se ha intentado correlacionar el comportamiento en cuanto a zona de constricción, tamaño de zona plástica, etc. con los resultados disponibles en el departamento provenientes de análisis de elementos finitos 3D realizados mediante el programa ABAQUS.*

*Finalmente, se ha presentado una serie de conclusiones y trabajos futuros propuestos.*

**Palabras clave:** Mecánica de la Fractura, Tenacidad a la Fractura, Factor de Intensidad de Tensiones, Zona de Deformación Plástica, Efecto del Espesor.



## ABSTRACT

*This work is included in the Master of Mechanical Engineering and Materials program given by the Universidad Politécnica of Valencia.*

*It is well known that in Fracture Mechanics a dependence exists between fracture toughness,  $K_{Ic}$ , and the thickness of specimen,  $B$ , particularly for small thicknesses where the plane strain condition imposed by the ASTM E399 regulation is not guaranteed.*

*The aim of this project is to make different fracture toughness tests for 7075-T6 aluminum alloy specimens with various thicknesses,  $B$ , but with the same in-plane dimensions, and so obtaining a variation curve  $K_{Ic}$  versus  $B$ . Besides, another objective is to correlate the behaviour on the constriction area, plastic area size etc. with the results obtained at the department using the finite element software ABAQUS.*

*Finally, a set of conclusions and future prospective works are also presented.*

**Keywords:** Fracture Mechanics, Fracture Toughness, Stress Intensity Factor, Plastic Zone, Size Effect.





## RESUM

*Este treball s'emmarca dins del programa del Màster d'Enginyeria Mecànica i de Materials impartit per la Universitat Politècnica de València.*

*En Mecànica de la Fractura és ben coneguda la dependència de la tenacitat a la fractura  $K_{IC}$  amb l'espessor de la proveta  $B$ , especialment si aquest espessor és xicotet i no garanteix la condició de deformació plana imposada en la norma ASTM I399.*

*L'objectiu d'aquest treball és realitzar diferents assajos de tenacitat a la fractura per a provetes d'alumini 7075-T6 de diferents espessors  $B$  encara que amb les mateixes dimensions en el plànol, generant així una corba de variació  $K_{IC}$  enfront de  $B$ . A més, s'ha intentat correlacionar el comportament quant a zona de constricció, grandària de zona plàstica, etc. amb els resultats disponibles en el departament provinents d'anàlisi d'elements finits 3D realitzats mitjançant el programa Abaqus.*

*Finalment, s'ha presentat una sèrie de conclusions i treballs futurs proposats.*

**Paraules clau:** Mecànica de la Fractura, Tenacitat a la Fractura, Factor d'Intensitat de Tensions, Zona de Deformació Plàstica, Efecte de l'Espessor.



## **AGRADECIMIENTOS**

En primer lugar, me gustaría dar las gracias a mi tutor, Eugenio, por su enorme dedicación a lo largo del periodo de elaboración del presente trabajo. Gracias por los conocimientos transmitidos y por todos los consejos recibidos, tanto a nivel profesional como personal. Gracias también por su infinita paciencia a lo largo de todo este tiempo. Gracias por todo.

También transmitir mi agradecimiento a todo el personal docente del Máster de Ingeniería Mecánica y de Materiales, por haber contribuido a ampliar mis conocimientos y mi formación académica. Me gustaría resaltar por encima de su indudable calidad docente la enorme calidad personal de todo el claustro.

Un profundo agradecimiento a mis compañeros: Álvaro, Guillem, Jesús, Julio, Justo, Pedro, Peter, etc. Por su ayuda, compañerismo y, sobre todo, su amistad. Gracias a ellos me he sentido como en casa a lo largo del curso. Os deseo a todos lo mejor en todas las etapas de vuestra vida.

Agradecer también al equipo del DIMM. En especial a Javier Sanfeliu y a Fede, que sin su ayuda técnica habría sido imposible realizar este trabajo.

Por último, un agradecimiento especial a mis padres, por el enorme esfuerzo que han realizado para que haya podido llegar hasta aquí y por haber hecho de mí la persona que soy hoy en día.

Septiembre 2016



# Índice general

Resumen	v
Abstract	vii
Resum	ix
Agradecimientos	xi
Índice general	xiii
<b>1. INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>3</b>
1.1 ESTADO DEL ARTE.....	3
1.2 OBJETIVOS.....	4
1.3 ORGANIZACIÓN DEL TRABAJO FIN DE MÁSTER.....	5
<b>2. K COMO CRITERIO DE FALLO EN MFEL .....</b>	<b>7</b>
2.1 ECUACIONES DEL CAMPO ELÁSTICO EN MFEL.....	7
2.2 TENSIÓN PLANA FRENTE A DEFORMACIÓN PLANA.....	12
2.3 ZONA PLÁSTICA EN EL EXTREMO DE GRIETA.....	16
2.3.1 ZONAS PLÁSTICAS EN EL FRENTE DE GRIETA Y CONDICIONES RELATIVAS AL TAMAÑO DE PROBETA.....	19
2.4 K COMO CRITERIO DE FALLO.....	26
<b>3. EFECTO DEL ESPESOR DE PROBETA EN LA TENACIDAD A LA FRACTURA .....</b>	<b>29</b>
3.1 INTRODUCCIÓN.....	29
3.2 EFECTO DEL ESPESOR SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA PARA FRACTURA FRÁGIL SEGÚN WALLIN.....	30
3.3 CORRECCIONES PARA EL EFECTO DEL ESPESOR SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA SEGÚN NASGRO.....	39
3.4 INFLUENCIA DEL ESPESOR DE LA PROBETA SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA: ÍNDICE DE CONSTRICCIÓN LATERAL.....	42
<b>4. METODOLOGÍA EMPLEADA. ....</b>	<b>47</b>
4.1 DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL DEL F.I.T. CRÍTICO ( $K_{Ic}$ ).....	47
4.2 CÁLCULO DE LA TENACIDAD A FRACTURA, $K_{Ic}$ SEGÚN LA NORMA ASTM E399-90. ....	52
<b>5. TRABAJO EXPERIMENTAL. ....</b>	<b>57</b>
5.1 INTRODUCCIÓN.....	57
5.2 MATERIAL UTILIZADO.....	58
5.3 PROCEDIMIENTO SEGUIDO.....	61
5.4 RESULTADOS.....	69
<b>6. CONCLUSIONES Y TRABAJOS FUTUROS .....</b>	<b>79</b>
6.1. CONCLUSIONES.....	79
6.2. TRABAJOS FUTUROS.....	85

7.	<b>BIBLIOGRAFÍA.....</b>	<b>87</b>
----	--------------------------	-----------







# 1. INTRODUCCIÓN

---

## 1.1 ESTADO DEL ARTE

---

En el mundo del diseño mecánico de componentes es fundamental reconocer la presencia de defectos internos en mayor o menor grado. Estos defectos internos son los que condicionan importantes propiedades de los componentes en servicio, como pueden ser su resistencia última a rotura, su tenacidad o fragilidad, su capacidad de soportar cargas cíclicas (fatiga), su resistencia bajo corrosión, etc.

La disciplina de la Ingeniería Mecánica que se encarga del estudio del comportamiento del material bajo cargas en servicio teniendo en cuenta la presencia de defectos internos se conoce como Mecánica de la Fractura. En muchas ocasiones la utilización de métodos de diseño basados en la Mecánica de la Fractura es la única forma de realizar un diseño correcto, ya que los resultados pueden diferir radicalmente con respecto a los realizados de forma clásica mediante principios de Resistencia de Materiales.

Como se verá más adelante, el planteamiento de la MFEL implica comparar el valor que alcanza un parámetro  $K$  con el valor de una constante característica de cada material, conocida como  $K_c$  (si se trata del modo I de fractura se habla entonces de  $K_I$  y  $K_{Ic}$ , respectivamente). Al parámetro  $K$  se le conoce como *factor de intensidad de tensiones* y a  $K_{Ic}$  como *tenacidad a la fractura*. La comparación que se hace entre  $K$  y  $K_c$  es totalmente análoga a la que se hace entre  $\sigma$  y  $S_y$ .

El fallo predicho por la Mecánica de la Fractura cuando  $K=K_c$  hay que entenderlo como una propagación incontrolada e inestable de grieta que lleva a la rotura total del componente. Además de la tensión aplicada  $\sigma$ , el parámetro  $K$  incluye el efecto de la longitud de grieta  $a$ . Esta es la gran diferencia: se tiene en cuenta la existencia de defectos internos (grietas). En cuanto al límite  $K_c$ , es único para un material dado en unas condiciones dadas, tal y como le ocurre a  $S_y$ .

Este parámetro fundamental de la MFEL, el factor de intensidad crítico, se puede obtener de manera experimental mediante la realización de ensayos normalizados. En este tipo de ensayos se aplica un desplazamiento creciente en una probeta con una grieta preexistente hasta que se produce la fractura. El crecimiento de grieta se detecta observando el comportamiento carga - desplazamiento. Cuando se da el crecimiento de grieta, se observa una desviación del comportamiento lineal en la curva carga - desplazamiento o una disminución brusca en la carga. El  $K_c$  se calcula utilizando la ecuación de definición típica de la geometría utilizada, para el valor de la carga obtenido y la longitud de grieta existente.

Si se ensaya un mismo material con probetas de diferente tamaño, se encuentra que  $K_c$  disminuye a medida que aumenta el espesor, estabilizándose para un espesor dado. Esto ocurre debido a la dependencia de la fluencia en el extremo de grieta con el espesor (el tamaño de la zona plástica depende del espesor). Es evidente que cuanto menos zona plástica se genera en proporción al tamaño de la probeta, el material es menos tenaz y por ello  $K_c$  disminuye. Cuando el espesor alcanza un valor suficientemente grande como para que el estado tensional pueda aproximarse a deformación plana, un incremento de espesor no modifica el tamaño de zona plástica y por esto se estabiliza el factor de intensidad de tensiones. Se denomina factor de intensidad de tensiones crítico,  $K_{Ic}$ , el correspondiente a deformación plana.

En aplicaciones prácticas, utilizar el factor de intensidad de tensiones crítico típico de deformación plana para cualquier espesor supone en general un cierto margen de seguridad, ya que infravaloramos las características del material. Sin embargo, es frecuente hacerlo así ya que es el único dato del material que habitualmente es posible obtener sin hacer ensayos específicos.

---

## 1.2 OBJETIVOS

El objetivo principal del trabajo de investigación desarrollado y que se expone a lo largo de los siguientes capítulos es demostrar, de manera experimental, el efecto del espesor de probeta sobre la tenacidad a la fractura. Como objetivo final, se trata de generar una curva  $K_{Ic}$  frente a  $B$  que verifique y ponga de manifiesto todo lo explicado en la teoría, y que verifique también los análisis realizados mediante el Método de Elementos Finitos (MEF).

Para alcanzar el objetivo principal, ha sido necesario alcanzar primero una serie de objetivos parciales:

- Revisión bibliográfica sobre análisis similares, acerca del efecto del espesor sobre la tenacidad a fractura, en la literatura.
- Definición de las dimensiones de las probetas, de acuerdo con las especificaciones establecidas por la normativa vigente, y de los estados de carga.
- Seguimiento del proceso de fabricación de las probetas en taller de mecanizado.
- Aprendizaje del manejo de una máquina servohidráulica universal de ensayos, así como del procedimiento estándar para ensayos de tenacidad a fractura.

- Ejecución de ensayos de tenacidad tras la generación de una pregrieta de fatiga.
- Recogida, revisión y procesado del conjunto de datos obtenidos tras la campaña experimental para, de esta manera, poder alcanzar el objetivo final del trabajo: la generación de una curva  $K_{Ic}$  frente a  $B$ .

### 1.3 ORGANIZACIÓN DEL TRABAJO FIN DE MÁSTER

En primer lugar, en el capítulo 2 se detallan las expresiones matemáticas para la descripción de los campos de tensiones y deformaciones en los puntos cercanos al extremo de grieta. A continuación, se trata la cuestión de la variación de estos campos de tensiones a lo largo del espesor y se habla de los dos casos extremos: tensión plana y deformación plana. También se detallan las expresiones que determinan el tamaño de la zona plástica en el frente de grieta, además de cómo el espesor tiene una influencia sobre el tamaño de dicha zona. Por último, se establece el concepto de  $K$  como criterio de fallo fundamental en la MFEL.

En el capítulo 3, se presenta una visión teórica del efecto del espesor de probeta sobre la tenacidad a fractura. Se exponen aquí análisis de otros autores acerca de este tema.

En el capítulo 4 se presenta de forma detallada la metodología empleada para la determinación experimental del F.I.T. crítico ( $K_{Ic}$ ). Se presentan los puntos más importantes de la norma ASTM E399-90, para la ejecución de ensayos de tenacidad con probetas del tipo CT (*Compact Specimen*)

En el capítulo 5, se presentan el conjunto de resultados obtenidos tras la fase experimental. Tras una breve introducción, se detalla el material utilizado para los ensayos: tipo de probeta, dimensiones planas de las mismas, rango de espesores de probetas, tipo de material y sus propiedades, etc. Se presenta un ejemplo del procedimiento de ensayo, verificaciones y cálculos realizados para cada probeta. Y, por último, se muestran los resultados obtenidos, así como su posterior procesado.

En el capítulo 6 se presentan las conclusiones extraídas de este trabajo de investigación y los posibles trabajos futuros que se pueden llevar a cabo utilizando este estudio como base.

Por último, indicar que esta memoria concluye con una lista de referencias bibliográficas consultadas durante el desarrollo de este trabajo.



## 2. K COMO CRITERIO DE FALLO EN MFEL

### 2.1 ECUACIONES DEL CAMPO ELÁSTICO EN MFEL

En este apartado se presentan las ecuaciones que describen los campos de tensiones y de desplazamientos en presencia de singularidades. Estas ecuaciones permiten modelar una singularidad mediante el MEF.

Todos los problemas de la MFEL se caracterizan por presentar un comportamiento singular tanto en deformaciones como tensiones en el extremo (problemas 2D) o frente (problemas 3D) de grieta.

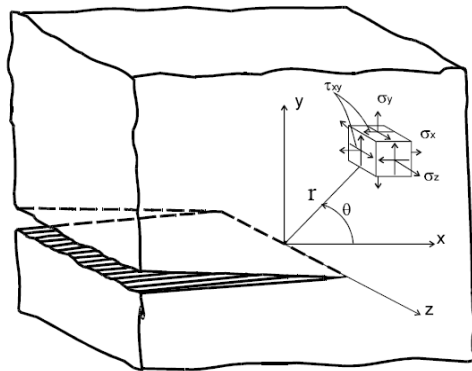


Figura 2.1.1 Sistemas de referencia cartesiano y polar utilizados para definir los campos de tensiones y desplazamientos en un punto cercano al frente de grieta en MFEL.

En la Figura 2.1.1 se presenta el frente de grieta recto de un sólido 3D. Para describir el estado tensional en la zona próxima al extremo de grieta se procede a la utilización de un sistema polar de coordenadas mostrado en la Figura 2.1.1 Las coordenadas  $(r, \theta)$  están definidas en el plano XY que es perpendicular al extremo de grieta. Por otro lado, el plano XZ contiene la grieta y se denomina plano de grieta.

Broek (1986) define los tres modos de apertura a los que puede estar solicitada la grieta de un cuerpo sólido 3D como el mostrado en la Figura 2.1.2:

- Modo I o modo de apertura: es aquél en el cual la grieta se abre (o se cierra) en dirección perpendicular a la superficie de la misma (dirección Y) debido a tensiones normales al plano de fractura.
- Modo II o modo de deslizamiento en el plano: resulta debido a la aplicación de tensión cortante en el plano de fractura. Se producen desplazamientos longitudinales de las superficies en dicho plano.
- Modo III o modo de rotura transversal: se corresponde al desplazamiento de las superficies de fractura en sentidos opuestos, debido a la aplicación de tensión cortante en planos diferentes al plano de fractura.

La superposición de los desplazamientos de estos tres modos define cualquier otro tipo de deformación de la grieta. En general, el Modo I es el predominante y el más crítico en problemas de ingeniería. Además, los restantes modos tienden a evolucionar al estado de modo I. Es por ello que éste será el modo impuesto en los problemas analizados en este trabajo de investigación.

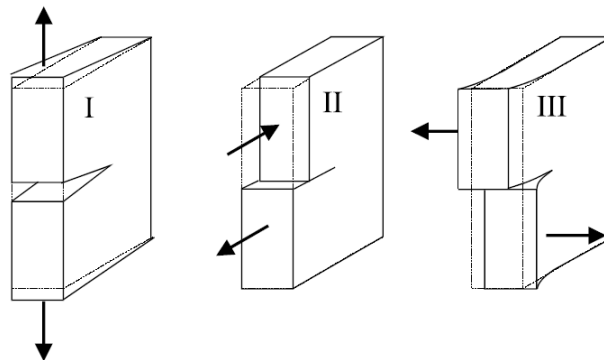


Figura 2.1.2 Modos de carga y de apertura de grieta.

El campo de tensiones en un punto  $(r, \theta)$  situado suficientemente cerca del extremo de grieta de un sólido tridimensional, elástico lineal e isótropo como el mostrado en la Figura 2.1.1 fue propuesto por Williams [4]. De acuerdo con la nomenclatura propuesta en la Figura 2.1.1, las ecuaciones de Williams se corresponden a una expansión en serie cuyos primeros términos para un problema 3D de la MFEL son:

$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 1 - \frac{\theta}{2} \frac{\sin \frac{3\theta}{2}}{\sin \frac{\theta}{2}} \right] \cos \frac{\theta}{2} - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \frac{\theta}{2} + \text{o. t. acotados}$	(2.1.1)
$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 1 + \frac{\theta}{2} \frac{\sin \frac{3\theta}{2}}{\sin \frac{\theta}{2}} \right] \cos \frac{\theta}{2} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} + \text{o. t. acotados}$	(2.1.2)
$\sigma_z = 0$ en tensión plana	(2.1.3)
$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ en deformación plana	
$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 1 - \frac{\theta}{2} \frac{\sin \frac{3\theta}{2}}{\sin \frac{\theta}{2}} \right] \cos \frac{\theta}{2} + \text{o. t. acotados}$	(2.1.2)
$\tau_{xz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\theta}{2} + \text{o. t. acotados}$	(2.1.3)
$\tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} + \text{o. t. acotados}$	(2.1.4)

donde *o. t. acotados* hace referencia a otros términos de orden superior a  $r^{-1/2}$ . Estos términos acotados normalmente se desprecian a la hora de describir el estado tensional en la proximidad del frente de grieta. Esto es debido a que en este caso  $r \rightarrow 0$  y por lo tanto los términos proporcionales a  $r^{-1/2}$  (denominados términos singulares) predominan sobre el resto de términos.

Para el caso de modo I de carga, se tiene que  $K_I \neq 0$  y  $K_{II} = K_{III} = 0$ . Análogamente ocurre para los otros modos de carga II y III.

De las ecuaciones anteriores se pueden extraer ciertas consideraciones:

- Se debe observar la existencia de otros términos que difieren de un problema a otro según las condiciones de contorno aplicadas. Sin embargo, estos términos pueden considerarse despreciables para puntos suficientemente cercanos al extremo de grieta, ya que en estos puntos  $r \rightarrow 0$  y los términos que sí aparecen en las ecuaciones permanecen predominantes.
- Destacar que las ecuaciones expuestas con anterioridad son teóricas y no tienen sentido para puntos infinitamente cercanos al extremo de grieta donde las tensiones tienden a infinito. Tratando el

problema desde un punto de vista matemático, el extremo de grieta puede ser considerado como un punto singular (o en el caso de grietas en 3D, una línea singular). Esta singularidad que se presenta en las grietas se conoce como singularidad de tipo  $r^{-1/2}$ .

- c) Observando las ecuaciones se puede apreciar que las tensiones para un punto del componente dado  $(r, \theta)$  solamente dependen del valor de los  $K_I$ ,  $K_{II}$  y  $K_{III}$ . Las tensiones son directamente proporcionales a los Factores de Intensidad de Tensiones, por lo que cuanto mayor sean éstos, mayores serán las tensiones presentes en el entorno de la grieta (de aquí deriva su nombre). Una vez conocido los Factores de Intensidad de Tensiones, los campos elásticos de tensiones y desplazamientos en las cercanías del extremo de grieta quedan totalmente determinados. Es por eso que se considera al Factor de Intensidad de Tensiones como un parámetro caracterizante del estado tensional.
- d) De las ecuaciones anteriores se puede extraer una conclusión importante. Cualquier grieta con los mismos FIT, tendrá asociado el mismo campo de tensiones en el extremo de grieta.

Cuando se trate de un componente suficientemente delgado en la dirección  $z$ , el problema se puede aproximar a un caso de tensión plana donde  $\sigma_z \approx 0$ . Por el contrario, cuando se trabaje con un componente con un espesor en dirección  $z$  razonablemente grande, será más oportuno hacer la suposición de que se trata de un caso de deformación plana con  $\varepsilon_z \approx 0$ .

En las ecuaciones anteriores aparecen los términos  $K_I$ ,  $K_{II}$  y  $K_{III}$  denominados Factores de Intensidad de Tensiones (FIT) para modo I, modo II y modo III respectivamente. Estos parámetros caracterizan la severidad de una grieta para el respectivo modo de carga y, como se puede observar en las diferentes expresiones, son parámetros caracterizantes del estado tensional. Así pues, conocidos los FIT, quedan totalmente determinados los campos elásticos de tensiones y desplazamientos en las cercanías del extremo de grieta.

La distribución de tensiones que aparece en el fondo de una grieta es igual para cualquier componente cargado en el mismo modo (el caso más habitual es encontrar componentes cargados en Modo I). Dicho de otro modo, en la hipótesis de elasticidad lineal, se puede interpretar que la grieta crea su propio campo de tensiones en las cercanías del extremo de grieta y se diferencia del campo de tensiones de otra grieta solamente en el Factor de Intensidad de Tensiones,  $K$ . De esta manera, aunque en el extremo de grieta exista un punto singular de la solución, se pueden comparar los campos de tensiones de dos grietas con el mismo modo de carga comparando simplemente el Factor de Intensidad de Tensiones de cada una de ellas. Como se pudo



comprobar en las ecuaciones anteriores, cuanto mayor sea el FIT, el extremo de grieta estará sometido a un campo de tensiones más severo. Es por ello que al FIT se le considera un parámetro que refleja la severidad de una grieta.

En cuanto al campo de desplazamientos, sus primeros términos en puntos cercanos al frente de grieta vienen dados por las siguientes expresiones:

$u_1 = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (\kappa - \cos \theta) + \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} (2 + \kappa + \cos \theta) + \text{o. t. acotados}$	(2.1.5)
$u_2 = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} (\kappa - \cos \theta) + \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (2 - \kappa - \cos \theta) + \text{o. t. acotados}$	(2.1.6)
$u_3 = \frac{2K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} + \text{o. t. acotados}$	(2.1.7)

donde  $\mu$  es el módulo de rigidez a cizalladura y  $\kappa$  es la constante de Kolosov, que toma los siguientes valores dependiendo del tipo de estado tensional:

$\kappa = 3 - 4\nu$ en deformación plana	(2.1.8)
$\kappa = \frac{3 - \nu}{1 + \nu}$ en tensión plana	

donde  $\nu$  es el coeficiente de Poisson.

## 2.2 TENSIÓN PLANA FRENTE A DEFORMACIÓN PLANA

---

La mayor parte de las soluciones clásicas en mecánica de la fractura reducen el problema a dos dimensiones. Es decir, al menos, una de las tensiones o deformaciones principales se considera igual a cero (tensión plana o deformación plana respectivamente).

En general, las condiciones en el frente de grieta no son ni de tensión plana ni de deformación plana, sino que son estados tridimensionales. Hay, no obstante, casos límite en los cuales una aproximación a un problema de 2-D puede ser válida o, al menos, proporciona una buena aproximación.

Considérese una placa con espesor  $B$  sujeta a un estado de carga en el plano de grieta, tal y como se muestra en la Figura 2.2.1. Por el momento, se asume que la zona plástica es pequeña. Si no hubiese grieta la placa estaría en un estado de tensión plana. Por tanto, regiones de la placa suficientemente lejanas al frente de grieta deberán encontrarse también en un estado tensional de tensión plana. El material cercano al frente de grieta se encuentra sometido a tensiones mayores a las del material circundante. Debido a la gran tensión normal al plano de grieta, el material próximo a la grieta trata de contraerse en las direcciones  $x$  y  $z$ , pero el material adyacente se lo impide (Figura 2.2.1 (b)). Esta constricción genera un estado triaxial de tensiones a lo largo del frente de grieta. Para  $r \ll B$ , se puede garantizar la condición de deformación plana en el interior de la placa. Sin embargo, el material en la superficie de la placa se encuentra en un estado tensional plano debido a que no hay tensión normal en la superficie de la cara libre.

La Figura 2.2.2 ilustra esquemáticamente la variación a través del espesor de la tensión y la deformación en la dirección  $z$  para  $r \ll B$ . En la superficie de la placa,  $\sigma_{zz} = 0$  y  $\varepsilon_{zz}$  alcanza su valor máximo en valor absoluto –de hecho, tiende a  $-\infty$ -. En el plano medio ( $z = 0$ ), existen condiciones de deformación plana y  $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$  (asumiendo  $r \gg r_y$ ). Hay una región cerca de la superficie de la placa en la cual el estado tensional no es ni de tensión plana ni de deformación plana.

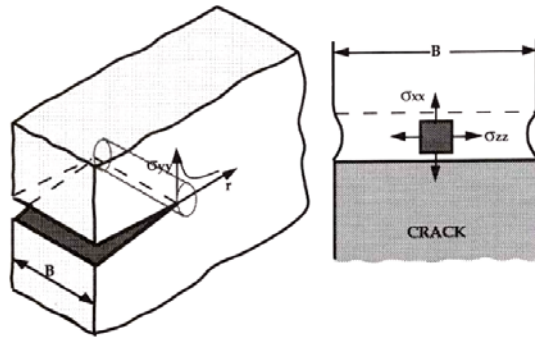


Figura 2.2.1. Deformación tridimensional en el frente de grieta. El alto nivel de tensión normal en el frente de grieta provoca que el material cercano a la superficie se contraiga, pero el material del interior tiene limitada esta constricción, resultando un estado triaxial de tensiones.

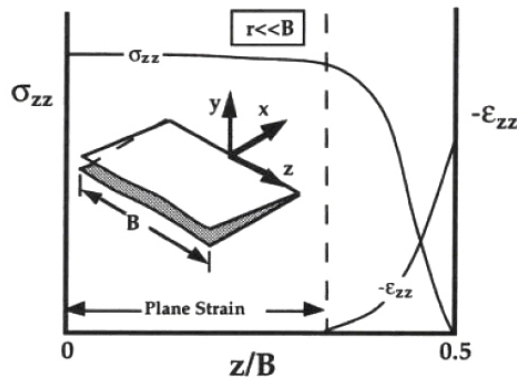


Figura 2.2.2. Esquema de la variación de las tensiones y deformaciones transversales a lo largo del espesor en un punto cercano al frente de grieta.

La Figura 2.2.3 es una representación de  $\sigma_{zz}$  como función de  $z/B$  y  $r/B$ . Estos resultados fueron obtenidos de un análisis elastoplástico tridimensional de elementos finitos realizado por Narasimhan y Rosakis [5].

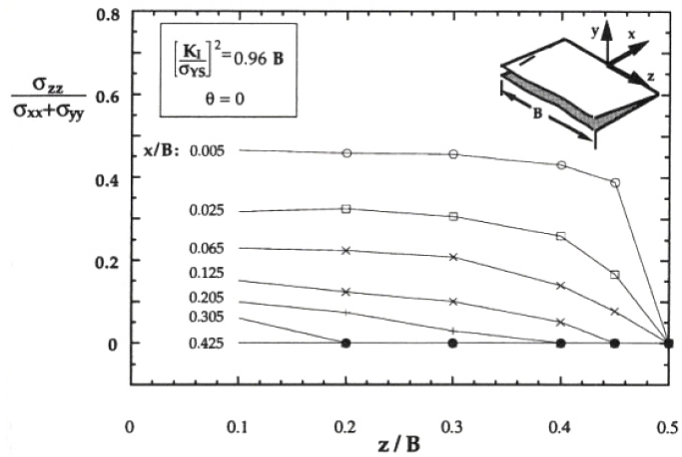


Figura 2.2.3. Esfuerzo transversal a lo largo del espesor en función de la distancia al frente de grieta.

El estado de tensión en el límite elastoplástico depende del tamaño de la zona plástica en relación con el espesor de la placa. Las condiciones de deformación plana existen en el límite si la zona plástica es pequeña comparada con el espesor, pero el estado de tensiones es predominantemente de tensión plana si el tamaño de la zona plástica está en el mismo orden que la dimensión del espesor. La Figura 2.2.4 muestra las zonas plásticas del plano medio del espesor en Modo I, obtenidas mediante un análisis elastoplástico tridimensional de elementos finitos realizado por Narasimhan y Rosakis [6]. El límite elastoplástico se define, en este caso, con  $\sigma_e = \sigma_{YS}$ . A medida que  $(K_I / \sigma_{YS})^2$  se incrementa en relación al espesor, la zona plástica crece, como cabría esperar. Es interesante, sin embargo, tener en cuenta el cambio de forma del límite elastoplástico: para valores bajos de  $K_I$ , la zona plástica tiene una forma típica de deformación plana, pero adquiere una forma de tensión plana a medida que  $K_I$  se incrementa. Si el estado de tensiones se mantuvo constante, el tamaño de la zona plástica se incrementaría en proporción a  $(K_I / \sigma_{YS})^2$  y mantendría una forma constante; en realidad la zona plástica se incrementa a un ritmo más rápido debido a que el estado de tensiones cambia de deformación plana a tensión plana a medida que  $K_I$  se incrementa. Aunque el estado tensional en el límite elastoplástico es predominantemente de tensión plana cuando el tamaño de la zona plástica es del orden de la mitad del espesor de la placa (o mayor), puede existir en el interior de la zona plástica un estado triaxial de tensiones.

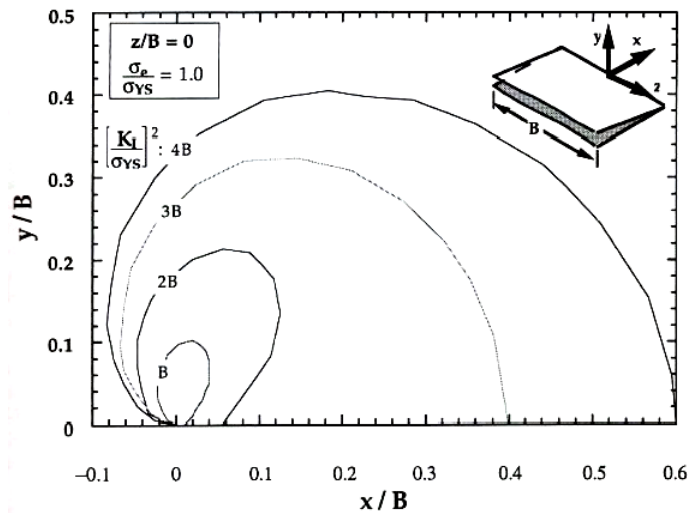


Figura 2.2.4. Efecto de  $K_I$ , en función del espesor, sobre el tamaño y la forma de la zona plástica.

En resumen, en presencia de grietas y sometidos a tensión, los materiales presentan deformaciones plásticas en regiones cercanas al frente de grieta, una vez el límite de fluencia se haya superado. El material que se encuentre dentro del campo de tensiones del frente de grieta, situado cerca de la cara libre, se puede deformar lateralmente (en la dirección  $z$ ) ya que no puede haber tensión normal en la dirección normal a dicha superficie libre. El estado tensional tiende a ser biaxial y el material fractura de una manera dúctil característica, formando unos labios a  $45^\circ$  en cada cara libre tal y como ilustra la Figura 2.2.5. Esta condición, denominada tensión plana, tiene lugar en cuerpos relativamente delgados donde la tensión a través del espesor no puede variar notablemente debido a la sección delgada.

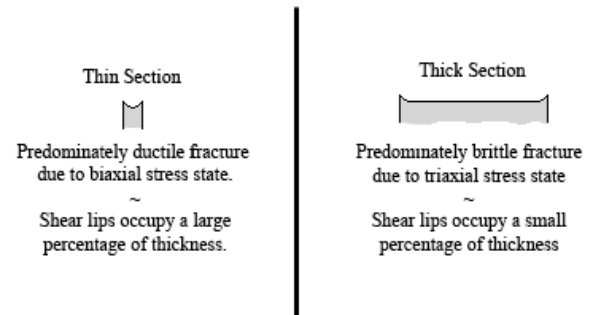
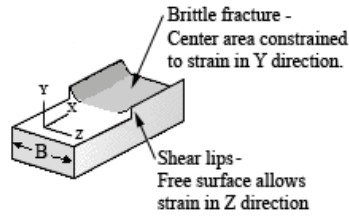


Figura 2.2.5. Efecto del espesor sobre la fractura del componente.

Sin embargo, en componentes con un espesor relativamente grande, el material alejado de las superficies libre no está libre de deformación lateral ya que está limitada por el material circundante. El estado tensional bajo estas condiciones tiende a la triaxialidad y la deformación en dirección Z tiende a ser pequeña cuando el material se somete a tensión. Esta condición, conocida como deformación plana, se puede encontrar en placas de gran espesor. Bajo las condiciones de deformación plana, los materiales se comportan esencialmente elásticos hasta que se alcanza la tensión crítica de fractura y entonces se produce la fractura rápida. Este modo de fractura se denomina fractura frágil. En la Figura 2.2.5, además, se muestra una comparación entre el comportamiento a fractura de un componente delgado frente al comportamiento de un componente de espesor considerable.

### 2.3 ZONA PLÁSTICA EN EL EXTREMO DE GRIETA

Es posible realizar una estimación del tamaño de la zona plástica, cuando ésta es pequeña, considerando el campo tensional definido en el extremo de grieta. Para el caso de tensión plana,  $\sigma_z = 0$  y en el plano de grieta, donde  $\theta = 0$ , tendremos:

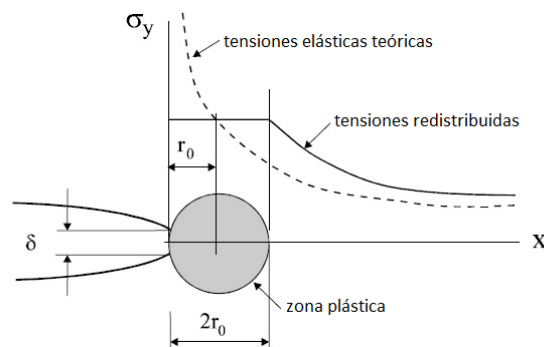
$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \tag{2.3.1}$$

Siendo el resto de tensiones nulas. Esto implica que las direcciones  $x$ ,  $y$ ,  $z$  son direcciones principales. Aplicando a este estado tensional los criterios de fluencia de máxima tensión tangencial o energía de distorsión, es posible encontrar la distancia  $r$  hasta la cual se alcanza la fluencia. En ambos casos, se obtiene:

$$r_{0,TP} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{S_y} \right)^2 \quad (2.3.2)$$

Donde  $S_y$  es el límite de fluencia del material. Sin embargo, con este planteamiento no se ha considerado la redistribución de tensiones debido a la fluencia como se muestra en la Figura 2.3.1 (en la que se supone comportamiento elástico - perfectamente plástico del material). Debido a la fluencia, las tensiones reales en la zona plástica son menores que las teóricas, por lo que es necesario que la fluencia se extienda más allá de  $r_{0,TP}$  para seguir manteniendo el equilibrio de fuerzas. Es usual estimar que la fluencia se extiende hasta una distancia de  $2r_{0,TP}$ . De esta forma, la estimación final del tamaño de la zona plástica para tensión plástica resulta:

$$2r_{0,TP} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_I}{S_y} \right)^2 \quad (2.3.3)$$



**Figura 2.3.1. Campo tensional elástico en el extremo de grieta y aproximación de la zona plástica para tensión plana.**

Como era de esperar, la zona plástica aumenta de tamaño si las tensiones (y en consecuencia  $K$ ) son mayores (lo que sucede en materiales tenaces), y disminuye a medida que el límite de fluencia del material aumenta (lo que sucede en materiales muy resistentes y poco tenaces).

En el caso de deformación plana, la tensión  $\sigma_z \neq 0$ , y esto eleva el valor de  $\sigma_x = \sigma_y$  necesario para causar la fluencia, disminuyendo por lo tanto la zona plástica en relación con el caso de tensión plana. Considerar que, para  $\theta = 0$ , la tensión  $\sigma_z = 2\nu\sigma_x$ . De esta forma, como  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  y  $\sigma_z$  son aún tensiones principales, los criterios de fluencia predirán:

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{S_y}{1 - 2\nu} \approx 2.5S_y \quad (2.3.4)$$

donde se ha supuesto un valor de  $\nu = 0.3$ . Suponiendo este valor de  $\nu$  se obtiene un tamaño de zona plástica corregido para deformación plana de:

$$2r_{0,DP} \approx \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{S_y} \right)^2 \quad (2.3.5)$$

Para este caso, Irwin dio la siguiente estimación del tamaño de la zona plástica corregido:

$$2r_{0,DP} \approx \frac{1}{3\pi} \left( \frac{K_I}{S_y} \right)^2 \quad (2.3.6)$$

En cualquier caso, vemos que el tamaño de la zona plástica en deformación plana es mucho menor que en tensión plana, aunque no hay que olvidar que estas ecuaciones son sólo aproximaciones muy simplistas. Generalmente en una pieza de elevado espesor se tienen estados próximos a tensión plana cerca de las superficies y estados próximos a deformación plana en el interior de la pieza. Por ello, el contorno de las zonas plásticas varía desde el exterior hacia el interior como muestra la Figura 2.3.2:

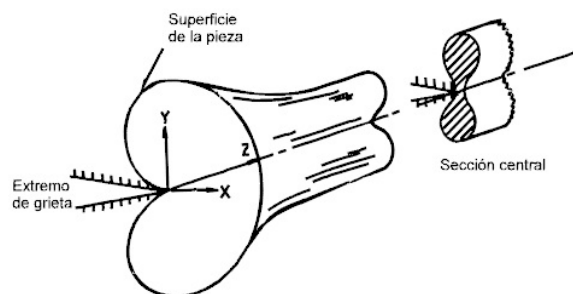


Figura 2.3.2. Contorno de las zonas plásticas en T.P. (exterior de la pieza) y D.P. (interior de la pieza).



### 2.3.1 ZONAS PLÁSTICAS EN EL FRENTE DE GRIETA Y CONDICIONES RELATIVAS AL TAMAÑO DE PROBETA.

Se presentan aquí los resultados obtenidos en [8] de los cálculos numéricos referentes al tamaño de la zona plástica en el frente de grieta, realizados en probetas CT fabricadas en aleación de aluminio Al 7075, con diferentes espesores, cuyas dimensiones en el plano cumplen las condiciones para una determinación válida de la tenacidad a fractura  $K_{Ic}$ . Se han podido observar diferencias importantes en relación con el modelo de “hueso de perro”. En particular, las zonas plásticas en la superficie o en la zona cercana a la superficie no coinciden con los resultados habituales para tensión plana en 2-D. A su vez, en las probetas con espesores muy superiores a los mínimos requeridos, las zonas plásticas en el frente de grieta no llegan a alcanzar el reducido tamaño de la zona plástica en deformación plana, que se deduce de los cálculos en 2-D. A la vista de los resultados obtenidos, se discuten las condiciones aceptadas actualmente relativas tamaño mínimo de probeta para la determinación válida de la tenacidad a fractura.

Los cálculos se realizaron con probetas CT de la aleación de aluminio Al 7075, con una tenacidad a fractura  $K_{Ic} = 30MPa\sqrt{m}$  y un límite elástico  $\sigma_{GY} = 533MPa$ . A partir del espesor mínimo de resultante para garantizar condiciones de deformación plana según la norma ASTM E399,  $B_{min} = 7.9mm$ , se fijó una anchura de probeta,  $W = 25mm$ , para el cálculo de las zonas plásticas en el frente de grieta. Manteniendo fijas las medidas resultantes en el plano, se eligieron 8 espesores de probeta: entre  $0.10mm$ , es decir, muy por debajo del espesor mínimo requerido, hasta  $50mm$ , es decir, muy por encima del mismo. Los cálculos se realizaron con el programa ABAQUS, considerando como cargas, las deducidas para  $K_I = K_{Ic}$ , de acuerdo con los espesores correspondientes. Se supuso un comportamiento elástico-lineal y se utilizaron elementos tridimensionales estándar de 8 nudos, no singulares, inclusive en el frente de grieta. Las zonas plásticas se determinaron identificando la tensión de comparación de von Mises con el límite elástico del material,  $\sigma_{GY}$ .

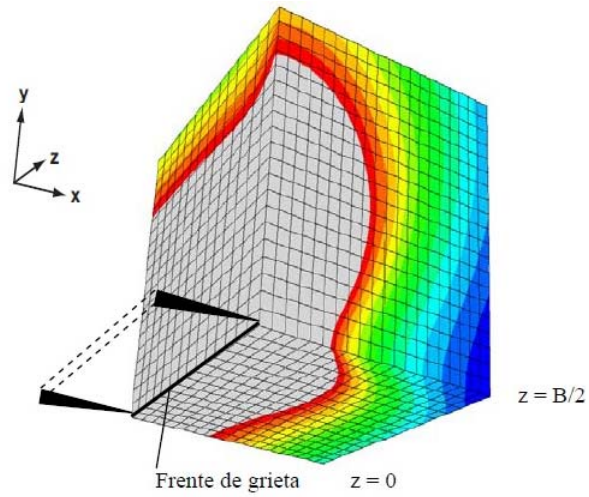


Figura 2.3.3. Vista en 3-D de la zona plástica en el frente de grieta para  $B=2.5\text{mm}$

Los resultados numéricos obtenidos para diferentes espesores en el análisis de elementos finitos quedan recogidos en la Figura 2.3.4, en la que se representan las zonas plásticas en el frente de grieta en la superficie, en un plano interior próximo a la superficie (cuya definición se hará más adelante) y en el plano medio de la probeta. En la misma figura se representan también los resultados de cálculos en 2-D para los estados de tensión plana y deformación plana, respectivamente.

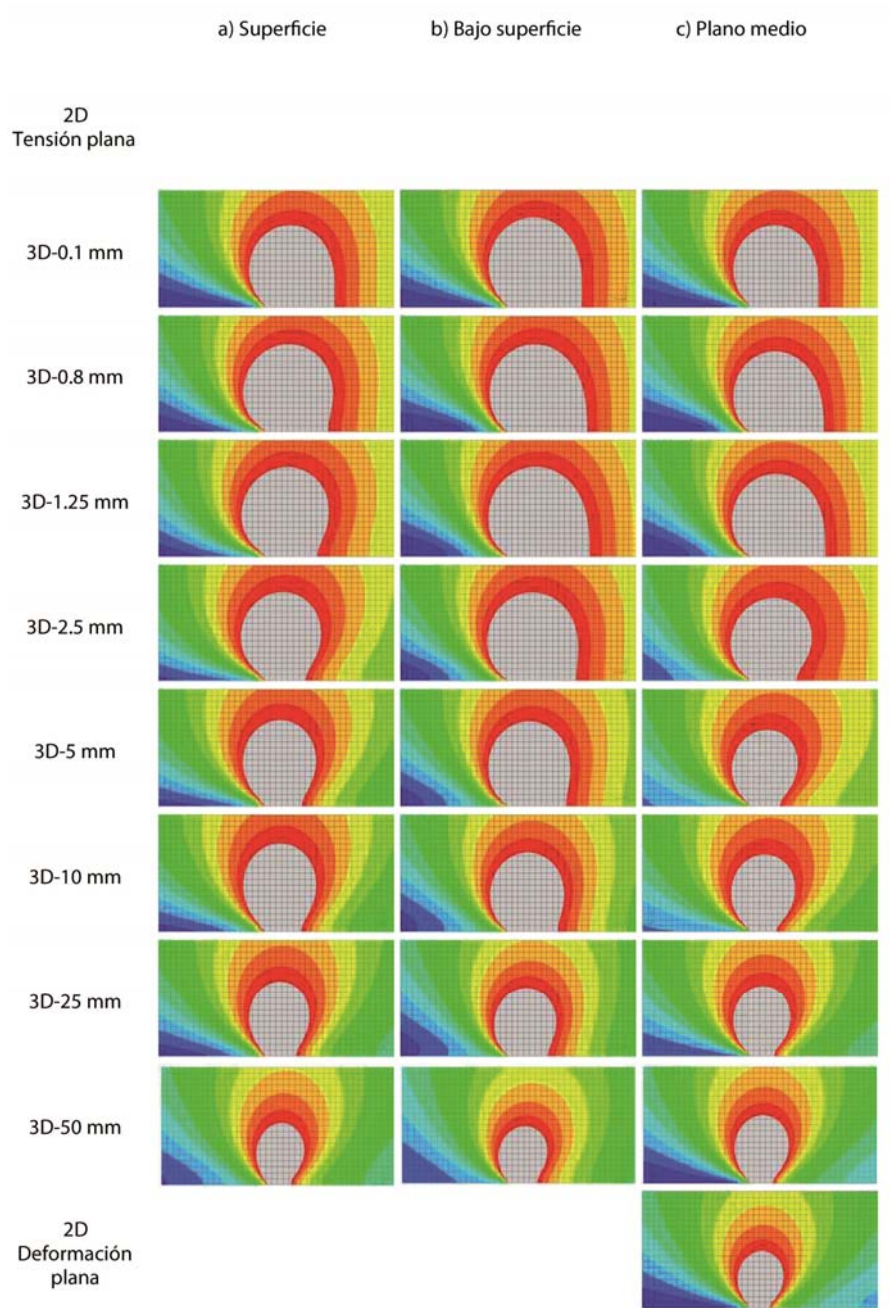


Figura 2.3.4. Zonas plásticas para modo I, a) en la superficie de la probeta, b) en un plano cercano a la superficie y c) en el plano medio de la probeta, para varios espesores representativos.

Según el llamado modelo de “hueso de perro”, el tamaño de la zona plástica en el frente de grieta, deducido a partir de la distribución de tensiones en el frente de grieta y de la tensión de comparación de von Mises, viene dado por:

$r_p = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left\{ 1 + \cos \varphi + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right\} \text{ en T.P.}$	(2.3.7)
$r_p = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left\{ (1 - 2\nu)^2 (1 + \cos \varphi) + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right\} \text{ en D.P.}$	(2.3.8)

En el supuesto de existencia de un estado de tensión plana en la superficie de la probeta y de deformación plana en el interior de la misma (así como de una zona de transición entre ambos casos límites) resulta la conocida forma de la zona plástica en el frente de grieta, representada en la Figura 2.3.5. El estado de deformación plana es dominante, es decir, las partes del frente de grieta que están en estado de tensión plana pueden ser despreciadas frente a las que están en deformación plana, siempre que la probeta en la dirección transversal (dirección z en la Figura 2.3.5) sea suficientemente grande, lo que según la norma se cumple cuando  $B > 2.5(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$ . En estas zonas, limitadas por la existencia del estado de tensión plana, la rotura se produce, debido al carácter plano del campo de tensiones, y no por tracción, sino por formación de los labios de cortante en la superficie de la probeta.

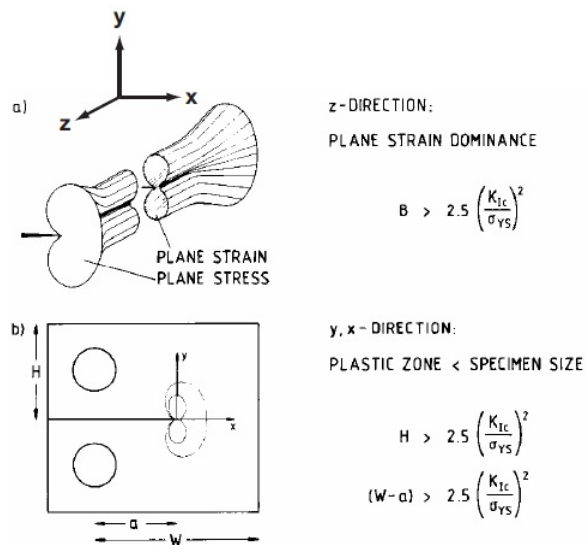


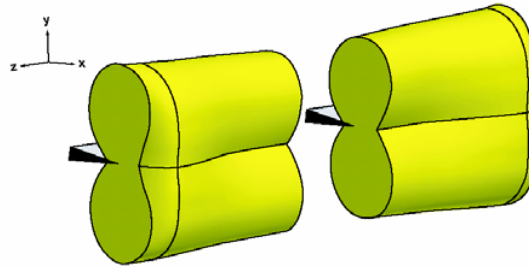
Figura 2.3.5. Modelo de “hueso de perro” y condiciones de validez para la determinación de tenacidad a fractura  $K_{Ic}$  en deformación plana.

Un comportamiento global elástico-lineal de la probeta queda garantizado si la zona plástica del frente de grieta es suficientemente pequeña con respecto a las dimensiones de la probeta en su plano (direcciones  $x$  e  $y$  en la Figura 2.3.5), es decir, de la altura  $H$  y de la longitud de ligamento ( $W-a$ ) de la probeta, lo que según las normas ocurre cuando  $H > 2.5(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$  y  $(W-a) > 2.5(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$ . Estas condiciones representan las conocidas dimensiones mínimas según *ASTM E 399* y *ESIS P2* para la determinación de tenacidades a fractura válidas bajo deformación plana,  $K_{Ic}$ . La comparación entre el modelo de “hueso de perro” (Figura 2.3.5) y las zonas plásticas en el frente de grieta calculadas (Figura 2.3.4) evidencia diferencias fundamentales: En primer lugar, se observa que los resultados en 2-D, deducidos para la probeta CT de Al 7075 en el caso de estado de tensión plana y de deformación plana, muestran una buena coincidencia con los estados límites representados por el modelo de “hueso de perro”. Sin embargo, los resultados en 3-D para probetas con diferentes espesores muestran las siguientes discrepancias frente a ambos casos límites planos:

En la superficie de probetas muy delgadas (ver, por ejemplo, los datos correspondientes a un espesor de 0,1 mm) resulta una zona plástica en el frente de grieta prácticamente igual a la de tensión plana. En estas probetas más delgadas la zona plástica del frente de grieta en el plano medio corresponde, como era de esperar, a la zona plástica en la superficie para el estado de tensión plana. En las probetas más gruesas la zona plástica en el frente de grieta experimenta cambios en la superficie de

la probeta, tanto en su forma como en tamaño, reduciéndose y adoptando una forma en apariencia similar a la del estado de deformación plana.

En el plano medio de la probeta, se comprueba que las zonas plásticas en el frente de grieta disminuyen en tamaño y varían en la forma, tendiendo en ambos casos hacia el estado de deformación plana. En consecuencia, tanto en el plano medio como en la superficie de la probeta las variaciones que se producen en forma y tamaño de las zonas plásticas mantienen aproximadamente la misma tendencia.



**Figura 2.3.6. Representación esquemática de la zona plástica en el frente de grieta a lo largo del espesor de la probeta**

La comparación de las zonas plásticas en el frente de grieta para grandes espesores ( $B=25$  mm o  $50$  mm, es decir, muy por encima del espesor mínimo,  $B_{\min} = 7,9$  mm) con las zonas plásticas para el caso límite de deformación plana, evidencia que estas zonas plásticas, a pesar de los espesores considerados, no alcanzan el reducido tamaño, propio de deformación plana.

Una perspectiva de la zona plástica en el frente de grieta, a lo largo del espesor de probeta, como la representada en la Figura 2.3.3, permite apreciar un comportamiento complejo en la zona próxima a la superficie: al ir acercándose a la superficie de la probeta desde el interior, las dimensiones de la zona plástica en la dirección de la grieta y en el plano del ligamento (plano  $x-z$ ), experimentan, en primera instancia, un aumento gradual de los valores, seguido luego de la aparición de una "joroba", que disminuye rápidamente formando un adelgazamiento de la zona plástica del frente de grieta en la superficie de la probeta. Este comportamiento resulta inesperado, con respecto a lo que cabría esperar del modelo de "hueso de perro", y parece indicar que, al acercarse a la superficie de la probeta, las tensiones tratan de formar un estado de tensión plana, pero al no existir éste en la superficie, la tendencia anterior se invierte. Esta "joroba" de la zona plástica en el plano  $x-z$  del frente de grieta se corresponde con una "abolladura" en el plano  $y-z$ . Estas zonas plásticas del frente de grieta directamente bajo la superficie, en las zonas en las que la "joroba" adquiere sus valores máximos quedan recogidas en la Figura 2.3.4 con la denominación de "bajo superficie". Una perspectiva, algo más idealizada, de la zona plástica en el frente de

grieta a lo largo del espesor de probeta queda recogida en la Figura 2.3.6. Las diferencias entre esta gráfica y la del modelo convencional de “hueso de perro” (Figura 2.3.5) resultan patentes.

Los **resultados** encontrados son significativos en varios aspectos, puesto que:

- Las zonas plásticas en el frente de grieta en la superficie de probetas gruesas no se corresponden con las del estado de tensión plana y, por tanto, el estado real de tensiones en la superficie libre de una probeta no puede reproducirse a través de un estado de tensión plana. Es sorprendente que este hecho, ya indicado en 1971 por Sih [9], que prueba además que un estado de tensión plana atentaría contra las condiciones de compatibilidad, haya sido ignorado hasta ahora. Varios autores [10,11] que estudian diferentes parámetros de fractura, informan también de características peculiares y desviaciones respecto del comportamiento comúnmente esperado. Las observaciones de estos autores, que se relacionan claramente con lo observado en las zonas plásticas determinadas en este trabajo, suelen ser injustamente consideradas como irrelevantes en el tratamiento de problemas prácticos, a pesar de que parecen tener repercusiones esenciales.

- En probetas con espesores mucho mayores, incluso, que el mínimo exigido por las normas, las zonas plásticas reales en el frente de grieta en el interior de la probeta no llegan a alcanzar el reducido tamaño que se presenta en el caso de deformación plana. Resulta por tanto cuestionable la validez de tenacidades a fractura “en deformación plana”, deducidas con probetas cuyas dimensiones mínimas se ajustan a las normas. En cualquier caso, queda por investigar, cuánto tendría que incrementarse el espesor mínimo para poder determinar valores conservadores de la tenacidad a fractura.

- Con independencia del espesor y prescindiendo, de momento, de la “joroba” y la “abolladura” anteriormente mencionadas, tanto la forma como el tamaño de las zonas plásticas del frente de grieta no varían significativamente, manteniendo una cierta forma cilíndrica. En las probetas de menores espesores, la forma y tamaño de la superficie transversal del cilindro se asemejan a los del estado de tensión plana, mientras que en probetas más gruesas ambos tienden a los de deformación plana, mostrando unas dimensiones más pequeñas. En la Figura 2.3.7. se representan simplificadaamente las respectivas zonas plásticas para tensión plana y deformación plana, respectivamente. En los espesores medios, la zona plástica del frente de grieta adopta también una forma cilíndrica, si bien con tamaños y formas intermedios.

Los resultados de las zonas plásticas a todo lo largo del frente de grieta suministran un cuadro realista y una mejor comprensión del proceso de formación de

las zonas plásticas reales en el frente de grieta. Mientras que muchas de las condiciones de validez habituales para la determinación de las tenacidades a fractura  $K_{Ic}$  pueden ser interpretadas, sin modificaciones, también en función de estos mismos modelos, las complejas relaciones tensionales que se presentan en las cercanías de las superficie y en la misma superficie de la probeta, exigen una adecuada comprensión de los procesos que conducen a la rotura de cortante con formación de los labios, mientras que la determinación de las zonas plásticas en el frente de grieta en el caso de probetas con espesores mucho mayores que los espesores mínimos habituales, que no se corresponden con el estado de deformación plana, posiblemente exija modificaciones en las condiciones de validez para la determinación de tenacidades a fractura verdaderas en deformación plana.

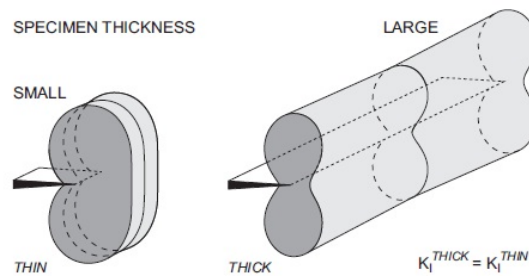


Figura 2.3.7. Representación esquemática, fuertemente idealizada, de la zona plástica en el frente de grieta para probetas finas y gruesas.

## 2.4 $K$ COMO CRITERIO DE FALLO.

Las tensiones en las proximidades del extremo de grieta para un material linealmente elástico varían según  $1/\sqrt{r}$ , el factor de intensidad de tensiones (FIT) define la amplitud de la singularidad. Dadas las ecuaciones de las Tablas 2.1.1 a 2.1.3 se pueden definir completamente los campos de tensiones, deformaciones y desplazamientos en la zona dominada por la singularidad si se conoce el FIT. Si se asume que un material falla localmente con alguna combinación de tensiones y deformaciones, entonces la propagación de la grieta se debe producir en un valor crítico de  $K$ . Este valor crítico,  $K_C$ , que es una medida de la *tenacidad a fractura*, es una constante del material que, en principio, debería ser independiente de la forma y del tamaño del componente o estructura agrietada.

La renuncia de la discusión no considera la plasticidad u otros tipos de comportamiento no lineal del material en el extremo de grieta. Recordar que la singularidad  $1/\sqrt{r}$  se aplica sólo en materiales linealmente elásticos. Las ecuaciones de



las Tablas 2.1.1 a 2.1.3 no describen el campo de tensiones dentro de la zona plástica. Se sabe que, en muchos materiales, los procesos microscópicos que llevan a la fractura tienen lugar generalmente dentro de la zona plástica (o zona dañada, para utilizar un término más genérico). Por tanto, incluso si la zona plástica es muy pequeña, puede no nuclearse en la zona dominada por la singularidad. Este hecho plantea una cuestión importante: ¿Es el factor de intensidad de tensiones un criterio de fallo útil en materiales que muestran una deformación inelástica en el frente de grieta?

Bajo ciertas condiciones,  $K$  todavía caracteriza de forma única las condiciones del extremo de grieta cuando la zona plástica está presente. En estos casos,  $K_c$  es una constante del material, en principio independiente de la geometría, como se explicará más adelante.

Considérese una probeta y una estructura cargadas al mismo nivel de  $K_I$ , como se muestra en la Fig.2.41. Se asume que la zona plástica es pequeña en comparación con el resto de las dimensiones la probeta y estructura. Vamos a construir un diagrama de cuerpo libre con una pequeña región extraída del extremo de grieta de cada material. Si esta región es lo suficientemente pequeña como para encontrarse en la zona dominada por la singularidad las tensiones y los desplazamientos se definirán por las expresiones de las Tablas 2.1.1 a 2.1.2. La región con forma de disco en la Figura. 2.4.1 se puede ver como un problema independiente. El tamaño de la zona plástica y la distribución de tensiones dentro de la región con forma de disco son sólo función de las condiciones de contorno y las propiedades del material. Por lo tanto, a pesar de que se conozca la distribución de tensiones actual en la zona plástica, se puede discutir que es la única caracterizada por las condiciones de contorno; i.e.  $K_I$  caracteriza las condiciones del extremo de grieta a pesar de que la singularidad  $1/\sqrt{r}$  no se aplique a la zona plástica. Debido a que la estructura y la probeta en la Figura 2.4.1 se cargan al mismo nivel de  $K_I$ , las condiciones del extremo de grieta deben de ser idénticas en ambas configuraciones. Por otra parte, a medida que la carga se incrementa, ambas configuraciones entrarán en fallo bajo el mismo  $FIT$  crítico, siempre que la zona plástica siga siendo lo suficientemente pequeña en cada caso.

La Figura 2.4.2 muestra esquemáticamente la distribución de tensiones en la estructura y en la probeta de la figura anterior. En la zona dominada por la singularidad, se muestra mediante una gráfica log-log que la distribución de tensiones es lineal y con una pendiente de  $-1/2$ . En el interior de la zona plástica, las tensiones son menores que las previstas por la solución elástica, pero son idénticas para ambas configuraciones. Fuera de la zona dominada por la singularidad, los términos de mayor orden llegan a ser significativos y los campos de tensiones son diferentes para la estructura y para la probeta.

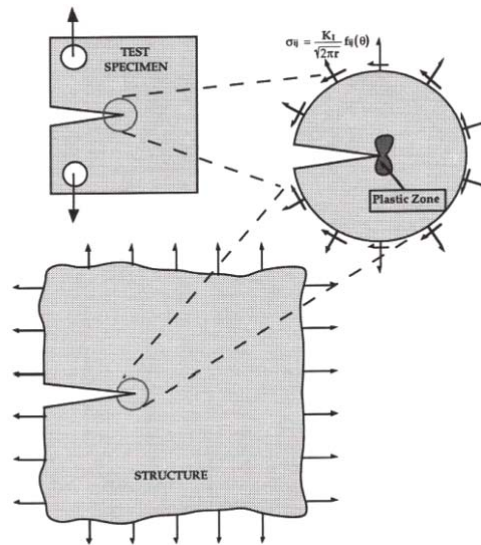


Figura 2.4.1. Representación esquemática de una probeta y una estructura cargadas al mismo nivel de intensidad de tensiones. Las condiciones del frente de grieta han de ser idénticas en ambos casos, siempre y cuando el tamaño de la zona plástica sea lo suficientemente pequeña respecto al resto de las dimensiones. Por lo tanto, ambos alcanzarán el fallo con el mismo valor crítico de K.

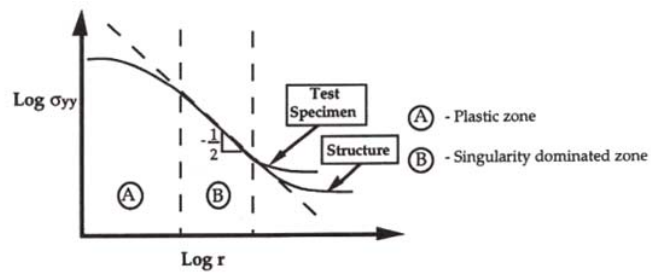


Figura 2.4.2. Campo de tensiones en frente de grieta para la probeta y la estructura de la Figura 2.4.1.

### 3. EFECTO DEL ESPESOR DE PROBETA EN LA TENACIDAD A LA FRACTURA

---

#### 3.1 INTRODUCCIÓN

---

El FIT crítico es un parámetro característico del material bajo ciertas condiciones. En general los valores de  $K_C$  pueden ser dependientes de la geometría.

Como se ha indicado anteriormente, la zona plástica debe ser lo suficientemente pequeña en comparación con el espesor de la pieza a fin de poder garantizar la condición de deformación plana en la interfaz elástico-plástica. Cuando la zona plástica llega a ser una fracción significativa del espesor de la placa, el estado de tensiones en la zona plástica es de tensión plana, pero las condiciones de deformación plana pueden persistir en el frente de grieta, en el interior de la zona plástica. Sin embargo, con más deformación plástica el nivel de triaxialidad en el extremo de grieta se relaja. Normalmente un grado más bajo de triaxialidad de las tensiones resulta en tenacidades mayores. La Figura 3.1.1 muestra el efecto del espesor con respecto al FIT crítico en Modo I. La tenacidad a fractura decrece a medida que el espesor aumenta hasta que se estabiliza, alcanzándose un valor cuasiasintótico; nuevos aumentos en el espesor tienen un efecto muy suave o incluso nulo sobre la tenacidad. El valor crítico  $K_I$  en la asíntota se define como  $K_{Ic}$ , *tenacidad a fractura en tensión plana*. (Valores críticos de  $K_I$  correspondientes a una menor constricción por deformación plana no se llaman  $K_{Ic}$ . Estos valores se designan a veces como  $K_C$ , pero se evitará aquí esta convención ya que puede llevar a confusión cuando estén presentes otros modos de fractura.)

Las dimensiones en el plano de la probeta o de la estructura son tan importantes como el espesor. Para que el FIT tenga algún sentido, debe existir una zona dominada por la singularidad cerca del extremo de grieta. Cuando la zona plástica se vuelve demasiado grande, la zona dominada por la singularidad desaparece, y las condiciones del extremo de grieta ya no se caracterizan por  $K$ . Por lo tanto, la zona plástica debe estar integrada dentro de la zona dominada por la singularidad. En general, la zona dominada por la singularidad es muy pequeña comparada con las dimensiones en el plano de la probeta o la estructura.

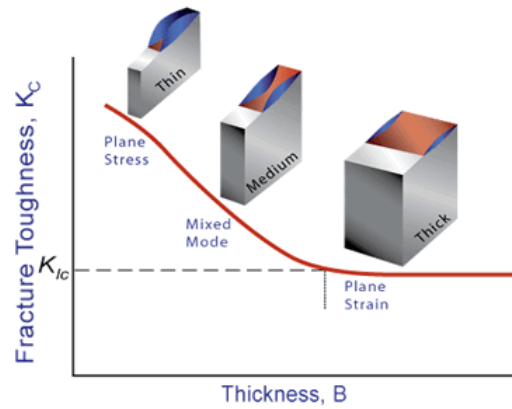


Figura 3.1.1. Efecto del espesor del componente sobre la tenacidad a fractura, en Modo I.

### 3.2 EFECTO DEL ESPESOR SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA PARA FRACTURA FRÁGIL SEGÚN WALLIN

La fractura frágil se diferencia completamente del mecanismo de fractura dúctil. La fractura frágil se inicia por la acción de una tensión crítica la cual induce un mecanismo de carácter estadístico, que se rige por la fractura de precipitados frágiles tales como carburos. La fractura también se verá afectada por los cambios en la distribución de las tensiones, y por la probabilidad de hallar una partícula débil. El espesor afectará a la tenacidad, por un lado, debido al efecto de la constricción y por otro por el cambio de volumen efectivo, es decir, la cantidad de partículas débiles que habrá en el extremo de grieta. Debido a este doble efecto, puede ser bastante difícil de predecir con precisión el efecto del espesor en la fractura frágil.

Considérese primero el efecto del espesor causado por el cambio de probabilidad de encontrar una grieta por nucleación de una partícula débil. Este efecto se conoce a menudo como *weakest link effect*. Wallin introduce un modelo teórico basado en la fractura frágil inducida por la presencia de carburos que permite escribir la probabilidad de fractura frágil, en el caso de una grieta aguda, como:

$$P_f = 1 - e^{-\left(\frac{K_I - K_{\min}}{K_{OB} - K_{\min}}\right)^4} \quad (3.2.1)$$

En la Ec. 3.2.1  $P_f$  es la probabilidad de fractura,  $K_I$  es el factor de intensidad de tensiones,  $K_{\min}$  es el límite inferior del valor de la tenacidad de fractura y  $K_{OB}$  es un factor de normalización que depende de la temperatura y del espesor. Para una temperatura constante, se puede escribir:

$$K_{OB} = K_{\min} + \left( K_{OB_2} - K_{\min} \right) \left( \frac{B_2}{B_1} \right)^{1/4} \quad (3.2.2)$$

Donde  $B_1$  y  $B_2$  son los respectivos espesores.

Combinando las Ec. 3.2.1 y 3.2.2, la corrección por espesor para un valor único de tenacidad será:

$$K_{B_1} = K_{\min} + \left( K_{B_2} - K_{\min} \right) \left( \frac{B_2}{B_1} \right)^{1/4} \quad (3.2.3)$$

Mediante la aplicación de la Ec. 3.2.3, es posible comparar los resultados de tenacidad de fractura obtenidos a partir de muestras de diferentes espesores.

La mejor manera de estudiar la validez de la Ec. 3.2.3 es examinar cerámicas frágiles en las que hay una total ausencia de plasticidad. En la Figura 3.2.1 se presentan los resultados de tenacidad a fractura de dos muestras de carburo de silicio (SiC) de diferente espesor.

Para materiales más dúctiles, como pueden ser los metales, el efecto de la constricción varía en función del espesor, lo cual se traduce en un efecto sobre la tenacidad.

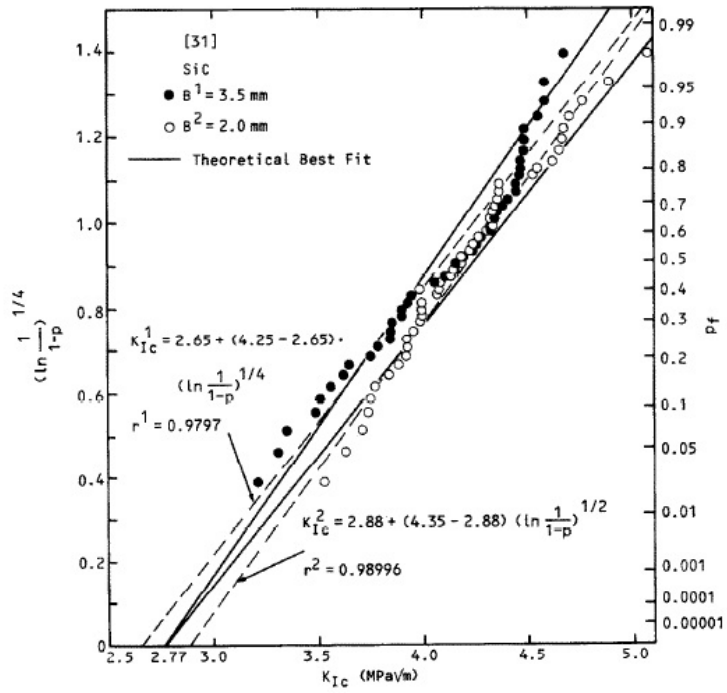


Figura 3.2.1. Diagrama de probabilidad de fractura para dos espesores diferentes de carburo de silicio (SiC). [18]

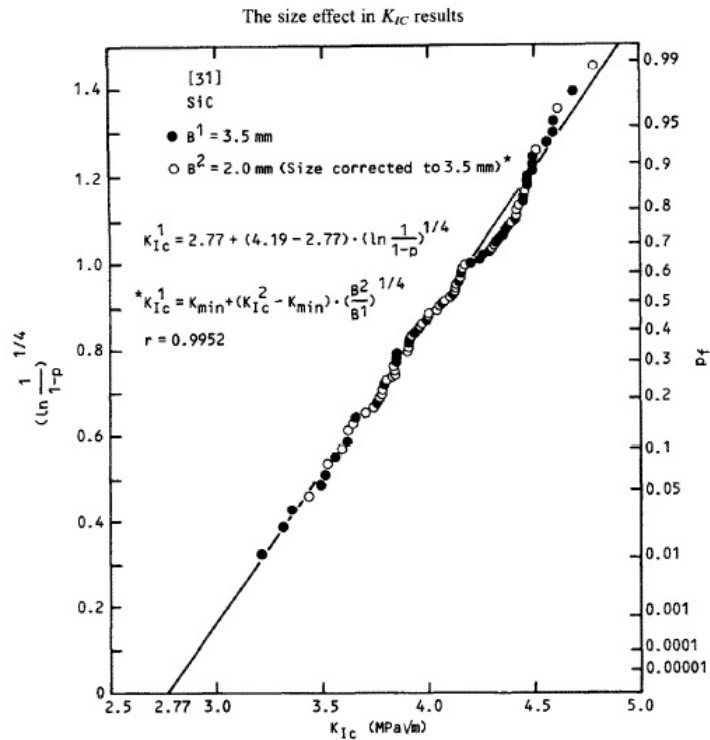


Figura 3.2.2. Diagrama corregido de probabilidad de fractura para dos espesores diferentes de carburo de silicio (SiC). [18]

Hasta ahora no se han presentado correcciones teóricas sobre el espesor que tengan en cuenta tanto el factor estadístico como el efecto de la constricción. Sin embargo, sí existe alguna ecuación de carácter puramente empírico. Las dos más utilizadas son las de Irwin [13], se muestra en la Ec. 3.2.6, y de Hagiwara [15], en la Ec. 3.2.7:

$K_c = K_{Ic} \sqrt{1 + \frac{1.4}{B^2} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}\right)^4}$	(3.2.6)
$K_{Ic} = \frac{K_c}{\sqrt{1 + \frac{2.3}{\sqrt{B}} \left(\frac{K_c}{\sigma_y}\right)}}$	(3.2.7)

En las Ec. 3.2.6 y 3.2.7,  $K_C$  es la tenacidad a fractura correspondiente a un espesor  $B$  y  $K_{Ic}$  es la tenacidad a fractura correspondiente a un espesor infinito.

La corrección de Irwin se desarrolló en base a resultados de dos aleaciones de aluminio, mientras que la ecuación de Hagiwara se calculó en base a los resultados obtenidos con el acero A533B. Las dos relaciones son comparadas en la Figura 3.2.3. Se puede ver en dicha figura que las dos ofrecen resultados muy diferentes, aunque ambas muestran una tendencia muy similar. Para poder ver la exactitud de las dos correcciones, se compara cada una con los datos experimentales originales de Irwin y Hagiwara respectivamente. Esta comparación se muestra en las Figuras 3.2.4 y 3.2.5. También se ha incluido en esta comparación la corrección estadística del espesor, definida por la Ec. 3.2.3, tomando  $K_{min}$  igual a cero y despreciando los efectos de la constricción. Sorprendentemente, la Ec. 3.2.3 parece dar mejores resultados, mientras que la ecuación de corrección de Irwin (Ec. 3.2.5) ofrece aproximaciones más precisas. Esto sugiere que los efectos de la constricción en estos casos son insignificantes y el factor dominante es el llamado *weakest link size effect*.

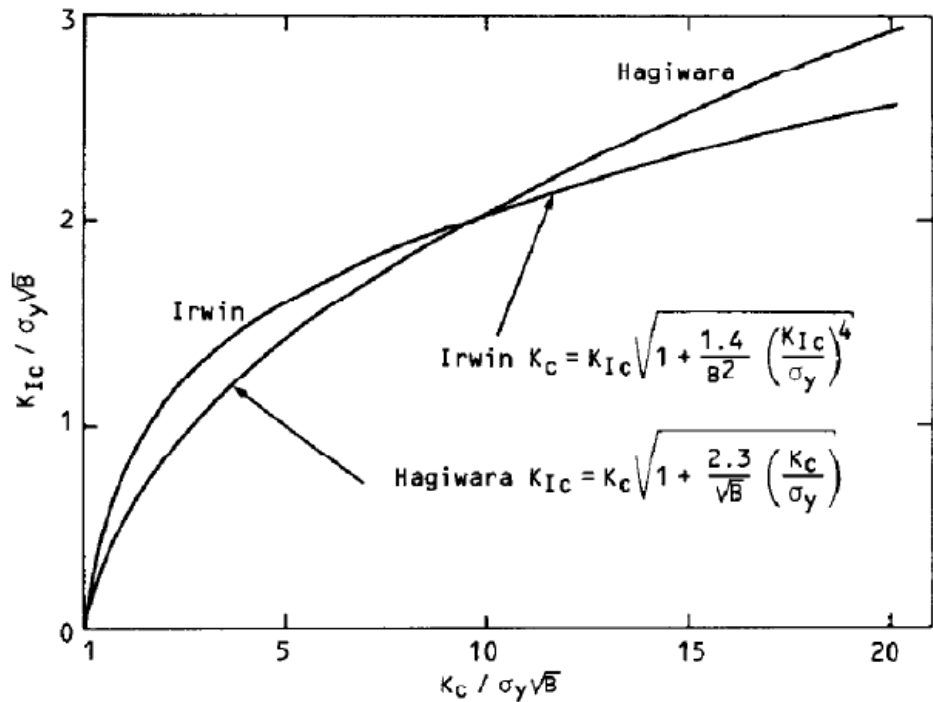


Figura 3.2.3. Comparación de las correcciones empíricas sobre el efecto del espesor, realizadas por Irwin y Hagiwara [13, 15].



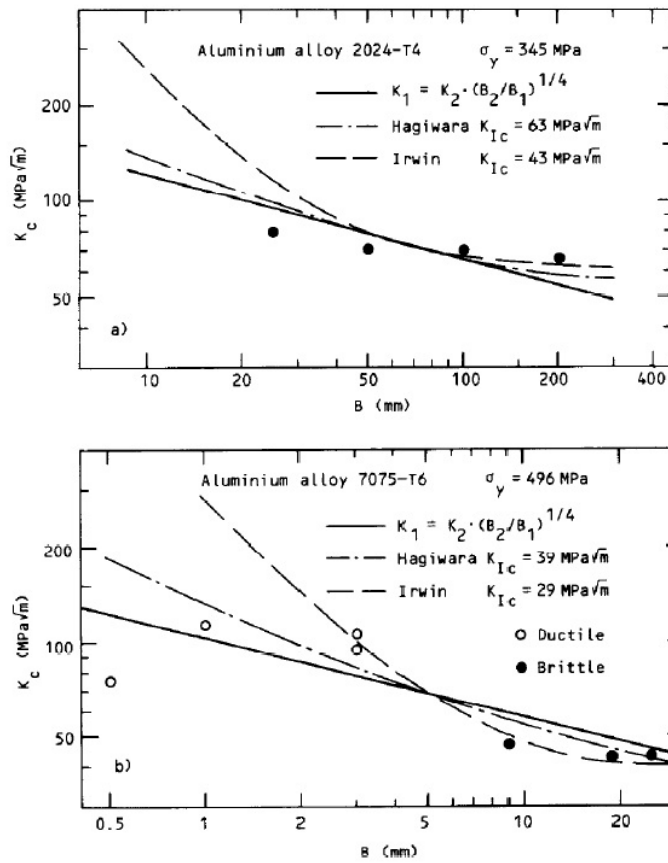


Figura 3.2.4. Comparación de las correcciones realizadas para diferentes espesores aplicada a los datos originales de Irwin [13].

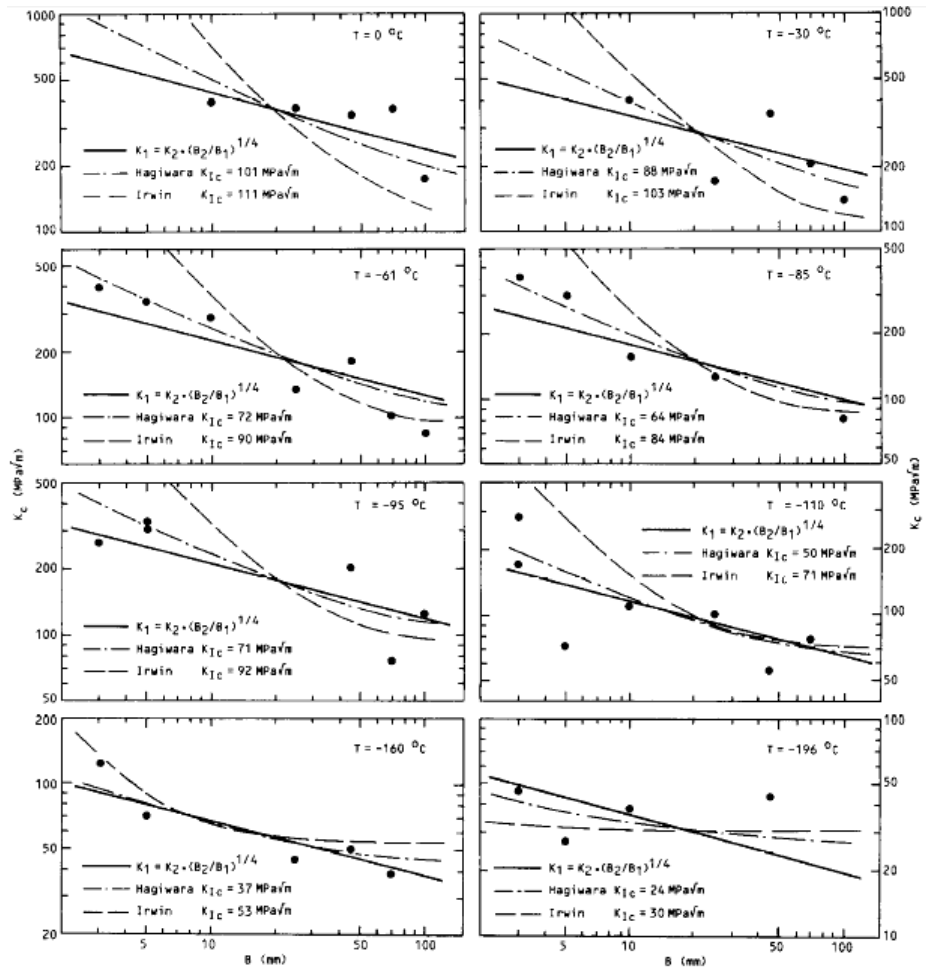


Figura 3.2.5. Comparación de las correcciones realizadas para diferentes espesores aplicada a los datos originales de Hagiwara [15].

Otra prueba de la validez de la Ec. 3.2.3 se presenta en la Figura 3.2.6 [17] y la Figura 3.2.7 [14, 16, 19], para una gran variedad de aceros. En todos los casos, el efecto de los cambios por constricción parece ser insignificante.

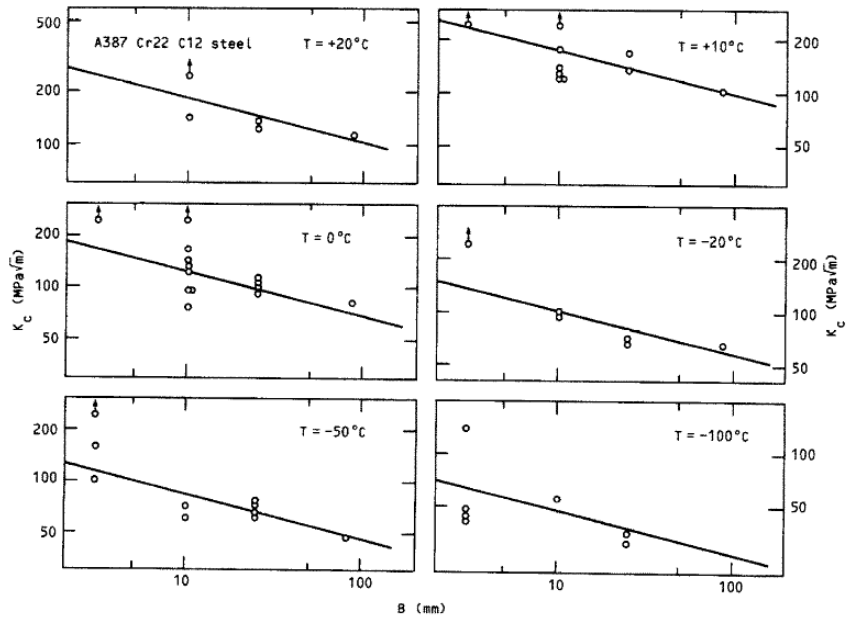


Figura 3.2.6. Aplicación de la corrección por espesor teórica para aceros A387 Cr. 22, C1.2.

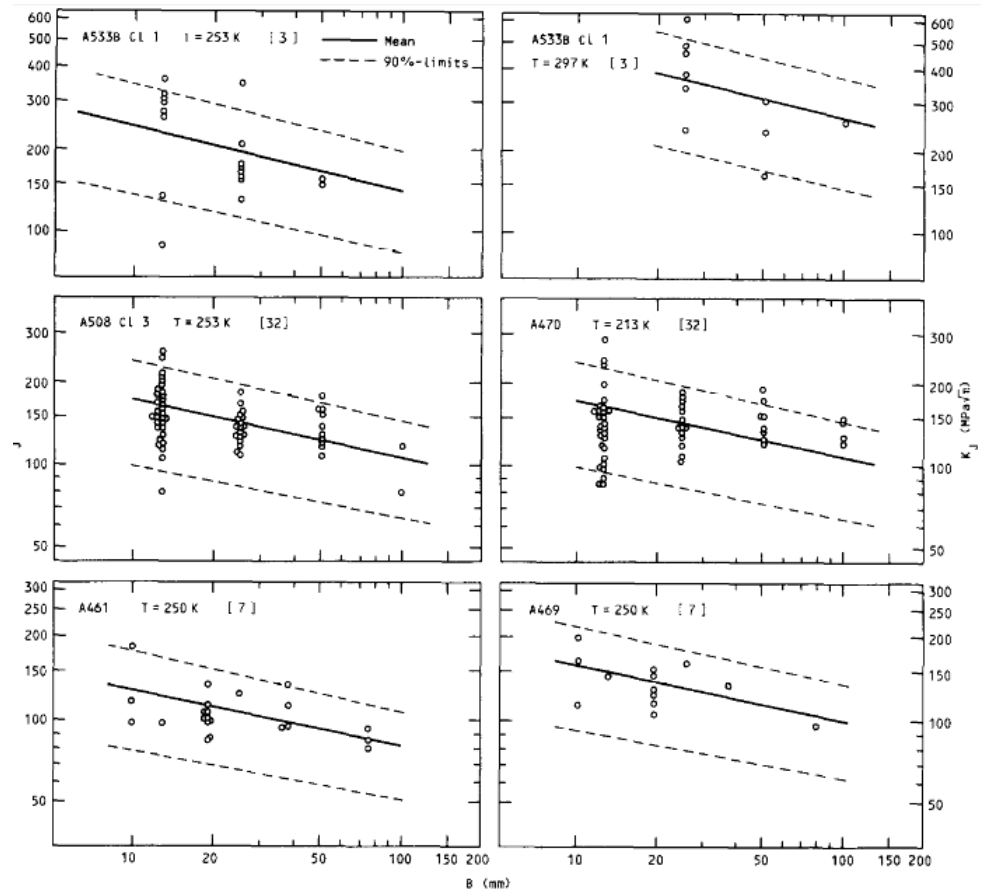


Figura 3.2.7. Aplicación de la corrección por espesor teórica para varios aceros.

La probabilidad de fractura por clivaje depende, por una parte, de la cantidad de volumen de material sometido a tensiones y en parte del nivel de estas tensiones. En el caso de grietas agudas, que causan un efecto de la singularidad en las tensiones, los efectos de  $K$  o  $J$  pueden ser descritos principalmente como un efecto de la cantidad de volumen de material que se encuentra bajo tensiones. Debido a esto, la probabilidad de fractura frágil no se rige por el estado de máxima tensión en el frente de la grieta si no por el efecto de las tensiones medias, es decir, el nivel medio de  $K$  o  $J$ .

En la Figura 3.2.8 se observa que el valor medio de  $K_I$  es prácticamente independiente del espesor, siempre y cuando prevalezca un estado de deformación plana en el centro de la probeta o pieza. Esto se traduce en que, siempre y cuando el criterio de deformación plana se cumpla, la probabilidad de fractura frágil por clivaje no se verá afectada por el efecto de la constricción.

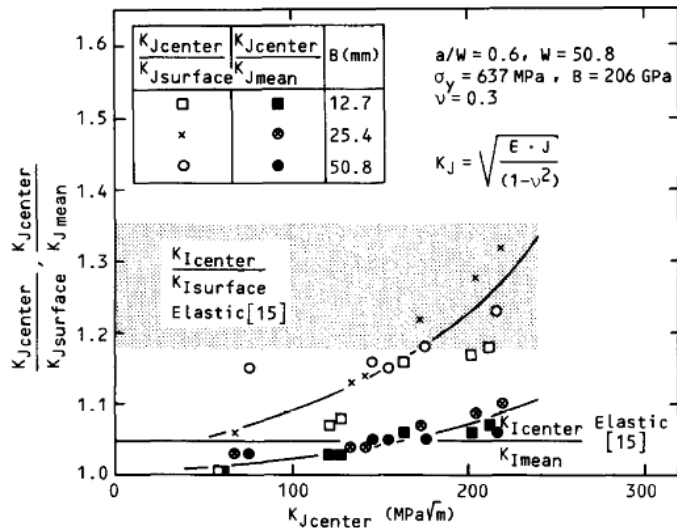


Figura 3.2.8. Diferencia entre K en la superficie, centro y principal valor para una probeta compacta (CT).

### 3.3 CORRECCIONES PARA EL EFECTO DEL ESPESOR SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA SEGÚN NASGRO

Las propiedades de tenacidad a fractura de un material son esenciales para fiabilidad del análisis de crecimiento de grieta, y deberían incluir los valores de tenacidad a fractura en deformación plana ( $K_{Ic}$ ), valores locales de tenacidad a fractura ( $K_{Ie}$ ), y otro valor disponible de tenacidad a fractura como función del espesor ( $K_C$ ). Los valores de  $K_{Ie}$  son especialmente importantes porque en estructuras reales a menudo los fallos que se producen son grietas superficiales o grietas en esquinas. La principal razón por la cual la tenacidad a fractura depende del espesor es porque diferencias en la constricción producen cambios en el estado de tensiones del material. Las estructuras delgadas, donde la constricción es pequeña, se encuentran en un estado tensional de tensión plana, mientras que estructuras de mayor espesor que se encuentran en un estado de deformación plana experimentan mayor constricción.

Se ha adoptado la siguiente relación, para el estudio de problemas de MFEL, para describir para describir  $K_C$  en comparación del comportamiento del espesor en varios materiales:

$$\frac{K_C}{K_{Ic}} = 1 + B_k \cdot e^{-\left(A_k \frac{t}{t_0}\right)^2} \quad (3.3.1)$$

Donde:

$$t_0 = 2.5 \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (3.3.2)$$

Esto es una generalización de la relación propuesta por Vroman<sup>(1)</sup>, que se puede obtener de Ec. 3.3.1 y Ec. 3.3.2 tomando  $A_k = 5$  y  $B_k = 1$ . Estas ecuaciones se usan por NASA/FLASGRO 2.0 para calcular el valor de  $K_{Ic}$ , el cual utiliza para resolver cualquier caso de grieta con cualquier geometría. En la Figura 3.3.1 se muestra una gráfica de una aleación Be-Cu CDA172. Cuando los datos de tenacidad a fractura en tensión plana no estaban disponibles para un ajuste de la curva,  $K_{Ic}$ , se estimaron, basándose en datos de  $K_{Ic}$  para un material similar o basándose en datos de  $J_{Ic}$  cuando fuera posible, o derivados de valores de  $K_{Ic}$  que fueron estimados de las asíntotas de las curvas  $da/dN - \Delta K$ .

<sup>(1)</sup> NASGRO User's Manual, [20].

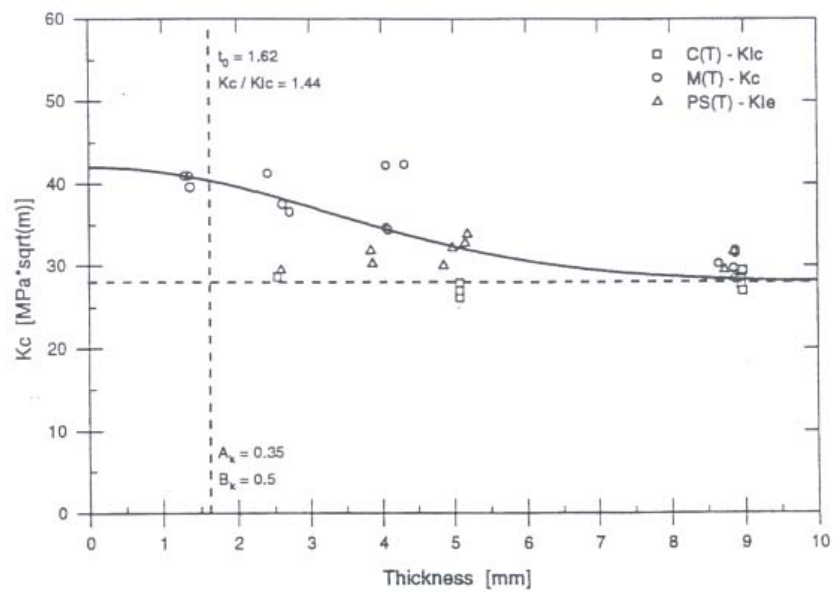


Figura 3.3.1. Ajuste de la curva de la Ecuación 3.3.1 para Be-Cu CDA 172

Además de ser función del espesor, la tenacidad a fractura depende de la longitud de grieta, o más directamente, del nivel de tensión. Este efecto, comúnmente conocido, de la curva  $R$  es especialmente prominente en estructuras delgadas. La Figura 3.3.2 muestra los datos de  $K_{Ic}$ , obtenidos a partir de probetas de aluminio de la serie 2219-T87, representados como función del espesor para diferentes longitudes de grieta. Se debería especificar que el ajuste de la curva  $K_c$  vs. *espesor* para un material

determinado, en la base de datos de *NASA/FLAGRO 2.0*, actualmente representa un promedio de los puntos de datos y no tiene en cuenta el efecto del nivel de tensión/tamaño de grieta en la tenacidad a fractura. Por lo tanto, se debe advertir al usuario de que en un análisis de seguridad/vida con niveles de tensión especialmente altos (condición de fatiga de bajo ciclo) se pueden producir resultados poco conservadores para pequeñas longitudes de grieta.

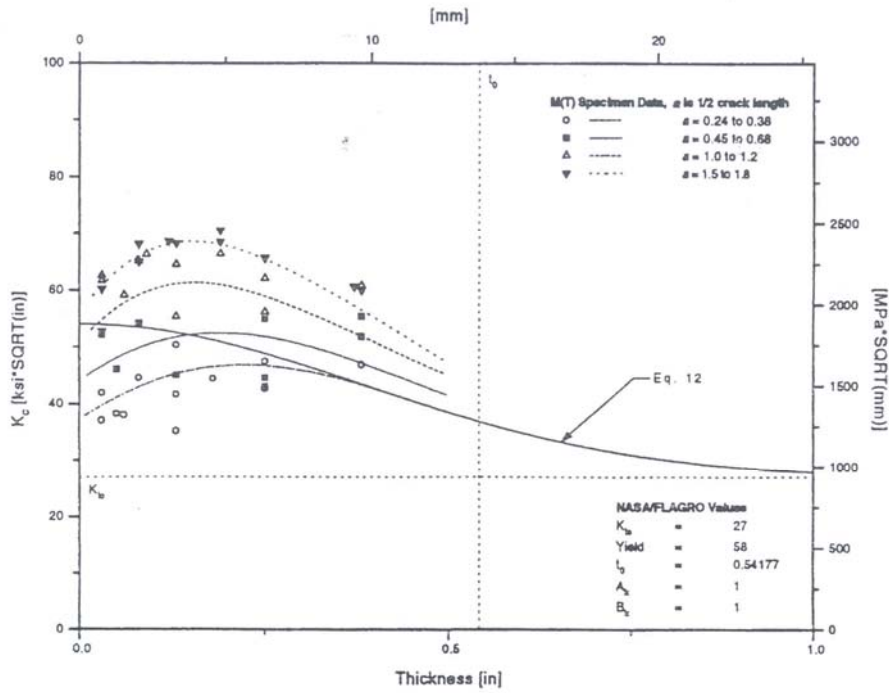


Figura 3.3.2. Datos de  $K_c$ , obtenidos a partir de probetas de aluminio de la serie 2219-T87.

### 3.4 INFLUENCIA DEL ESPESOR DE LA PROBETA SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA: ÍNDICE DE CONSTRICCIÓN LATERAL.

La referencia citada para este desarrollo ha sido [21]. De la aplicación de la ley de Hooke para materiales elástico-lineales resulta la conocida expresión para la deformación transversal:

$$\varepsilon_{zz} = \frac{\sigma_{zz} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})}{E} \quad (3.5.1)$$

Si se definen los factores de intensidad de tensiones en modo-I como  $K_{\text{limite}}$  en las direcciones  $x$ ,  $y$ ,  $z$ , Figura 3.4.1, es decir,  $K_{Ixx}$ ,  $K_{Iyy}$ ,  $K_{Izz}$  análogamente al *F.I.T.* convencional  $K_I$ , como:

$K_{xx} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{xx} \big _{\theta=0^\circ}$ $K_{yy} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{yy} \big _{\theta=0^\circ}$ $K_{zz} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{zz} \big _{\theta=0^\circ}$	(3.5.2)
--	---------

se deduce que, en el frente de grieta, es decir, para  $r = 0$ , la deformación transversal viene dada por la expresión:

$$\varepsilon_{zz}(r=0) = \frac{K_{zz} - \nu(K_{xx} + K_{yy})}{E\sqrt{2\pi r}} \quad (3.5.3)$$

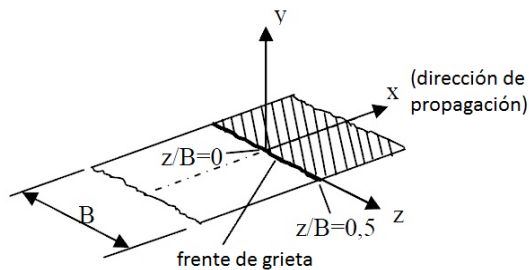


Figura 3.4.1. Frente de grieta y sistema de coordenadas.



Contrariamente a las deformaciones  $\varepsilon_{xx}(r=0)$  y  $\varepsilon_{yy}(r=0)$ , que al igual que las tensiones  $\sigma_{xx}(r=0)$  y  $\sigma_{yy}(r=0)$ , presentan singularidad a lo largo del frente de grieta,  $\varepsilon_{zz}(r=0)$  ha de estar, necesariamente, acotada en  $r$  para que de su integración a lo largo del frente de grieta resulte un desplazamiento transversal  $u_z$  finito. La condición necesaria para ello resulta ser, de acuerdo con Ec. 3.5.3:

$$K_{zz} - \nu(K_{xx} - K_{yy}) = 0 \quad (3.5.4)$$

aplicable a cualquier posición transversal  $z/B$  en el frente de grieta, es decir:

$$K_{zz}(z/B) - \nu[K_{xx}(z/B) + K_{yy}(z/B)] = 0 \quad (3.5.5)$$

De esta condición, Nakamura-Parks [22] infieren que, en todo el frente de grieta, con independencia de la distancia al plano medio,  $z/B$ , y del espesor de probeta,  $B$ , rigen condiciones de deformación plana. Sin embargo, la condición Ec. 3.5.4 aunque necesaria, no es condición suficiente para la existencia de un estado de deformación plana en el frente de grieta, al verificarse que  $\varepsilon_{xx}(r=0) \neq 0$ , según se demostrará en lo que sigue, y que  $\sigma_{zz}$  o, equivalentemente,  $K_{zz}$ , es variable a lo largo del frente de grieta, dada la dependencia de  $K_{xx}$  y  $K_{yy}$ , y por lo tanto de  $K_{zz}$ , con respecto de la posición  $z/B$ , tal como ha sido demostrado en diferentes cálculos numéricos [22,23].

Por lo tanto, a pesar de la aseveración de Nakamura-Parks [22], Kwon-Sun [23] y otros autores, en sentido estricto, no se dan condiciones de deformación plana en el frente de grieta, pudiendo definirse aquéllas, en todo caso, como de *pseudo-deformación plana*.

Definamos ahora un índice  $\gamma(z/B)$  como relación entre el factor de intensidad de tensión en el frente de grieta de la probeta real de espesor  $B$ ,  $K_{yy}(z/B)$ , y el correspondiente al estado de deformación plana,  $K_{yy}(DP)$ :

$$\gamma(z/B) = \frac{K_{yy}(z/B)}{K_{yy}(DP)} \quad (3.5.6)$$

La equiparación de  $K_{yy} = K_{xx}$ , teniendo en cuenta el desarrollo de Williams [24] y la expresión Ec. 3.5.2, supone que:

$$\gamma(z/B) = \frac{K_{xx}(z/B)}{K_{xx}(DP)} \quad (3.5.7)$$

Sustituyendo ahora Ec. 3.5.6 y Ec. 3.5.7 en Ec. 3.5.4, se obtiene:

$$K_{zz}(z/B) - \nu\gamma(z/B)[K_{xx}(DP) + K_{yy}(DP)] = 0 \quad (3.5.8)$$

pero puesto que

$$K_{zz}(z/B) = \nu\gamma(z/B)[K_{xx}(DP) + K_{yy}(DP)] \quad (3.5.9)$$

se llega finalmente a la expresión

$$\gamma(z/B) = \frac{K_{zz}(z/B)}{K_{zz}(DP)} \quad (3.5.10)$$

o bien, sustituyendo Ec. 3.5.9 en Ec. 3.5.10 y admitiendo:

$$K_{xx}(DP) = K_{yy}(DP) = K_I \quad (3.5.11)$$

$$\gamma(z/B) = \frac{K_{zz}(z/B)}{2\nu K_I} \quad (3.5.12)$$

En consecuencia,  $\gamma(z/B)$  se puede definir ahora como *índice de constricción lateral*, dado que representa la variación normalizada del factor de intensidad de tensiones lateral,  $K_{zz}$ , a lo largo del frente de grieta, es decir, de  $K_{zz}(z/B)$ . Esta variación implica necesariamente que  $\sigma_{zz}$  varía también en función de  $z/B$  a lo largo del frente de grieta, lo que demuestra, tal como se ha adelantado, que en él no rige un estado de deformación plana.

A partir de Ec. 3.5.10 se puede generalizar el concepto de  $\gamma$ , fuera del frente de grieta, que se distinguirá como  $\bar{\gamma}$  para su mejor identificación, en función de la distancia  $r = x$  al frente de grieta y de su posición normalizada,  $z/B$ , a lo largo del frente de grieta, como

$$\bar{\gamma}(r, z/B) = \frac{\sigma_{zz} \sqrt{2\pi r}}{\nu[K_{xx}(DP) + K_{yy}(DP)]} = \frac{\sigma_{zz} \sqrt{2\pi r}}{2\nu K_I} \quad (3.5.13)$$

Este índice difiere del *grado de deformación plana (degree of plane strain)*, definido por Nakamura-Parks, [22], como  $\sigma_{zz} / \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ , y que resulta ser una referencia inválida para medir la constricción lateral en una probeta de espesor  $B$ , al estar basado en un supuesto falso de estado de deformación plana, según el cual la

condición  $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$  es, por sí misma, suficiente para garantizar la existencia de dicho estado.

De acuerdo con lo anterior, partiendo de la expresión Ec. 3.5.3 y teniendo en cuenta Ec. 3.5.6, Ec. 3.5.7 y Ec. 3.5.9, resulta:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{zz}(z/B)|_{r=0} &= \frac{1}{E\sqrt{2\pi r}} [K_{zz}(z/B) - \nu(K_{xx}(z/B) + K_{yy}(z/B))] |_{r=0} = \\ & \frac{\gamma(z/B)}{E\sqrt{2\pi r}} [K_{zz}(DP) - \nu(K_{xx}(DP) + K_{yy}(DP))] |_{r=0} \end{aligned} \quad (3.5.14)$$

que indica que  $\varepsilon_{zz}(z/B)|_{r=0}$ , es aparentemente indeterminada. La indeterminación puede resolverse mediante la consideración de términos superiores del desarrollo de la serie de Williams [25].



## 4. METODOLOGÍA EMPLEADA.

---

### 4.1 DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL DEL F.I.T. CRÍTICO ( $K_{Ic}$ )

---

Cuando un material se comporta de manera elástico-lineal antes del fallo, de manera que la zona plástica es pequeña respecto a las dimensiones de la probeta, el valor crítico del factor de intensidad de tensiones,  $K_{Ic}$ , puede ser un parámetro apropiado de la fractura. Los métodos normalizados para el ensayo de  $K_{Ic}$  incluyen las normas ASTM E399-90 y la BS 5447, esta última se publicó por la institución británica. Existen pocas diferencias sustanciales entre estas dos normas.

La ASTM E399-90 se publicó en el año 1970, y se ha revisado en varias ocasiones desde entonces. El título, *Método estándar de ensayos para la tenacidad a la fractura en deformación plana de materiales metálicos*, es quizá algo engañoso. Aunque la deformación plana es un estado necesario para la realización de dicho ensayo no es suficiente; la probeta se ha de comportar de manera elástico-lineal. Los requisitos de validez según esta norma son muy rigurosos porque incluso una cantidad relativamente pequeña de deformación plástica invalida el supuesto de la teoría de  $K$ .

Se permiten cuatro configuraciones diferentes de probeta para la versión actual de la E399-90: la compacta, SENB, en forma de arco y en forma de disco. Las probetas para los ensayos de  $K_{Ic}$  se fabrican generalmente con un ancho,  $W$ , igual a dos veces el espesor,  $B$ . La grieta de fatiga debe estar entre el valor de 0.45 y 0.55 veces el resultado del cociente entre la longitud de grieta y el ancho de la probeta ( $a/W$ ). De esta manera el diseño de la probeta es tal que todas las dimensiones críticas,  $a$ ,  $B$  y ( $W-a$ ) son aproximadamente iguales. Este diseño permite el uso eficiente del material, ya que cada una de estas dimensiones ha de ser grande comparada con la zona de deformación plástica.

La mayoría de los ensayos mecánicos estandarizados (tenacidad a la fractura), conducen a resultados válidos siempre y cuando el técnico respete todos los procedimientos indicados en la norma. El ensayo de  $K_{Ic}$ , no obstante, genera a menudo muchos resultados no válidos. Si la zona plástica es demasiado grande, no será posible obtener un valor de  $K_{Ic}$  válido, independientemente de la pericia y el buen hacer del que realice el ensayo.

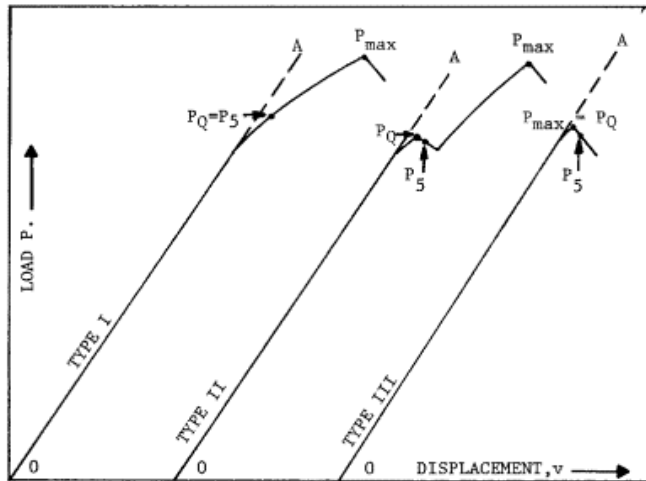
A causa de los estrictos requisitos sobre el tamaño de la probeta, la ASTM E399-90 recomienda que el usuario realice una revisión preliminar de validez para determinar las dimensiones apropiadas de la probeta. Los requisitos de tamaño para un  $K_{Ic}$  válido son:

$$B, (W - a) \geq 2.5 \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (4.1.1)$$

Para determinar las dimensiones requeridas por la probeta, el usuario ha de hacer un cálculo aproximado del valor de  $K_{Ic}$  del material que se va a ensayar. Tal estimación puede venir por las dadas para materiales similares. Si dichas estimaciones no estuviesen disponibles la propia norma facilita una tabla de espesores recomendados para diferentes niveles de fuerza, aunque hay una tendencia por la cual la tenacidad disminuye con el aumento de la resistencia, no es una relación única entre  $K_{Ic}$  y  $\sigma_{ys}$  en metales. Así que la tabla de resistencia-espesor proporcionada por la norma ha de ser utilizada sólo cuando no se disponen de datos mejores.

Durante las etapas iniciales de la grieta de fatiga, el valor máximo de la intensidad en un solo ciclo,  $K_{m\acute{a}x}$ , no ha de ser mayor de  $0.8 K_{Ic}$ , según la ASTM E399-90. Cuando la grieta se aproxima a su longitud final,  $K_{m\acute{a}x}$ , debe ser menor de  $0.6 K_{Ic}$ . Si la probeta se fatiga a una temperatura ( $T_1$ ) y se ensaya a una temperatura ( $T_2$ ), el  $K_{m\acute{a}x}$  final ha de ser  $K_{m\acute{a}x} \leq 0.6(\sigma_{YS(1)}/\sigma_{YS(2)})$ . Los requisitos para la carga de fatiga son menos rigurosos en la iniciación porque en el extremo final de la grieta está alejado de cualquier daño en el material producido durante la primera fase de *precracking*. La intensidad de tensiones máxima durante la fatiga debe ser siempre menor que  $K_{Ic}$ , para evitar el fallo prematuro de la probeta.

Obviamente, se ha de conocer  $K_{Ic}$  para saber las cargas de fatiga máximas permitidas. El usuario ha de especificar las cargas de fatiga basadas en la tenacidad del material. Si él o ella no es conservador y se seleccionan cargas bajas, el período de *precracking* podría durar demasiado tiempo. Por otra parte, si el *precracking* se produce mediante cargas elevadas, existe el riesgo de que el usuario obtenga un resultado no válido.



NOTE:  $P_5$  is established from a 5% offset method based on the slope of the load-displacement curve

Figura 4.1.1. Los tres tipos de comportamiento Carga-Desplazamiento, según la norma ASTM E399-90, en el ensayo de  $K_{Ic}$

Durante la realización del ensayo en el cual la probeta se carga hasta el fallo, se supervisan y monitorizan el desplazamiento y la carga. En la Figura 4.1.1 se muestran tres tipos de curvas carga-desplazamiento. La carga crítica,  $P_Q$ , se define de diferentes maneras, dependiendo del tipo de curva. Para el Tipo I se ha de construir una línea secante del 5% (es decir una recta que pase por el origen y con una pendiente igual al 95% de la pendiente elástica inicial de la carga) para poder determinar  $P_5$ . En el caso del comportamiento de Tipo I, la curva es suave y se desvía levemente de la linealidad antes del fallo final en  $P_{m\acute{a}x}$ . Esta no linealidad se produce a causa de la plasticidad o un crecimiento de grieta subcrítico. Para la curva de Tipo I,  $P_Q = P_5$ . Con la curva de Tipo II, una cantidad pequeña del crecimiento de grieta inestable (es decir se produce el efecto llamado “pop-in”) ocurre antes de que la curva se desvíe de las linealidades del 5%. En este caso  $P_Q$  se define en el “pop-in”. Una probeta muestre un comportamiento del Tipo III falla completamente antes de conseguir la no linealidad del 5%. En dichos casos,  $P_Q = P_{m\acute{a}x}$ .

La longitud de grieta ha de medirse a partir del extremo de grieta. Ya que existe una tendencia a que la profundidad de la grieta varíe con el espesor, se define la longitud de grieta como el promedio de tres medidas uniformemente espaciadas. Una vez se han determinado  $P_Q$  y la longitud de grieta, la tenacidad a fractura provisional,  $K_{Ic}$ , se calcula con la siguiente relación.

$$K_{Ic} = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f(a/W) \quad (4.1.2)$$

Donde aparece una función geométrica  $f(a/W)$  adimensional. Esta función se da de forma polinómica en la ASTM E399-90. Los valores individuales de  $f(a/W)$  también se tabulan en dicha norma.

El valor de  $K_Q$  calculado a partir de la Ec. 4.1.2 es un resultado válido de  $K_{Ic}$  únicamente si se cumplen todos los requisitos de validez, incluyendo

$0.45 \leq a/W \leq 0.55$ $B, (W - a) \geq 2.5 \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2$ $P_{\max} \leq 1.10 P_Q$	(4.1.3)
--	---------

Los requisitos adicionales de validez incluyen las restricciones en la carga de fatiga mencionada anteriormente, así como los límites de curvatura de la grieta de fatiga. Si el ensayo cumple todos los requisitos impuestos por la ASTM E399-90, entonces  $K_Q = K_{Ic}$ .

Recordar que las ecuaciones Ec. 4.1.3.a y Ec. 4.1.2.b garantizan que las dimensiones críticas de la probeta  $B$ ,  $a$  y  $(W-a)$ , sean al menos 50 veces mayores que la zona plástica de deformación plana.

El tercer requisito, Ec. 4.1.3.c, es necesario para corregir un vacío que deja norma y que se explica a continuación.

La pérdida de linealidad en la curva carga-desplazamiento puede ser causa del crecimiento de grieta, efectos plásticos en la zona o por ambos motivos. En ausencia de deformación plástica, la desviación del 5% de la pendiente inicial de la curva carga-desplazamiento corresponde al crecimiento de grieta con aproximadamente 2% del ligamento en probetas con  $a/W \approx 0.5$ ; cuando se forma zona con deformación plástica, una desviación del 5% se puede considerar como un crecimiento de grieta aparente del 2%. Si la no linealidad en la curva carga-desplazamiento es causada sólo por la plasticidad, una desviación del 5% de la linealidad al tamaño de un tamaño de la zona plástica de aproximadamente el 2% (i.e. 1/50) del ligamento. Por lo tanto, el tamaño de la zona plástica para  $P_5$  en un ensayo del Tipo I es aproximadamente igual a su tamaño máximo permitido, tal y como se define en Ec. 4.1.3.c.

Considérese un ensayo de tenacidad a fractura que muestre una deformación plástica considerable antes del fallo. La Figura 4.1.2 ilustra esquemáticamente la curva



de carga-desplazamiento que muestran una gran parte de ensayos. Puesto que se trata de una curva del Tipo I,  $P_Q=P_5$ . Un valor de  $K_Q$  calculado para  $P_Q$  puede apenas satisfacer los requisitos de la Ec. 4.1.3.a por los motivos descritos en el párrafo anterior. Tal cantidad, no obstante, tendría poca importancia en la tenacidad a fractura del material, puesto que la probeta falla con una carga mayor a  $P_Q$ ; el valor de  $K_Q$  en este caso subestimaría gravemente el verdadero valor de tenacidad a fractura del material. En consecuencia, será necesario el tercer requerimiento de validez, Ec. 4.1.3.c, para asegurar que el valor de  $K_{Ic}$  es un indicador real de la verdadera tenacidad a fractura del material.

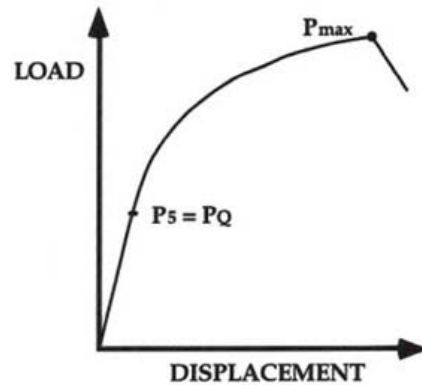


Figura 4.1.2. Curva Carga-Desplazamiento para un valor no válido de  $K_{Ic}$ , donde el fallo último se produce mucho más allá de  $P_Q$ .

Dado que los requisitos de tamaño de la ASTM E399-90 son muy estrictos, es muy difícil y en ocasiones incluso imposible hallar un valor de  $K_{Ic}$  válido en la mayoría de los materiales estructurales. Un material debería ser relativamente frágil o la probeta debería tener unas dimensiones muy grandes para que la MFEL fuera válida. En aceros estructurales de baja y media resistencia, los ensayos válidos de  $K_{Ic}$  son únicamente posibles en tenacidad a baja temperatura; en la transición dúctil-frágil y tenacidad a alta temperatura se requiere de los parámetros elastoplásticos tales como la *J integral* y *CTOD* para caracterizar la tenacidad.

A causa de los requisitos de validez, el ensayo de  $K_{Ic}$  está en el límite del valor de los metales estructurales. La tenacidad y el espesor de la mayoría de los materiales imposibilitan un resultado válido. Si, en cambio, se puede obtener un valor válido de  $K_{Ic}$  para un material dado, es probable que sea demasiado frágil para la mayoría de las aplicaciones estructurales.

## 4.2 CÁLCULO DE LA TENACIDAD A FRACTURA, $K_{Ic}$ , SEGÚN LA NORMA ASTM E399-90.

En esta norma nos hemos centrado en el estudio de la probeta CT (*Compact Specimen*):

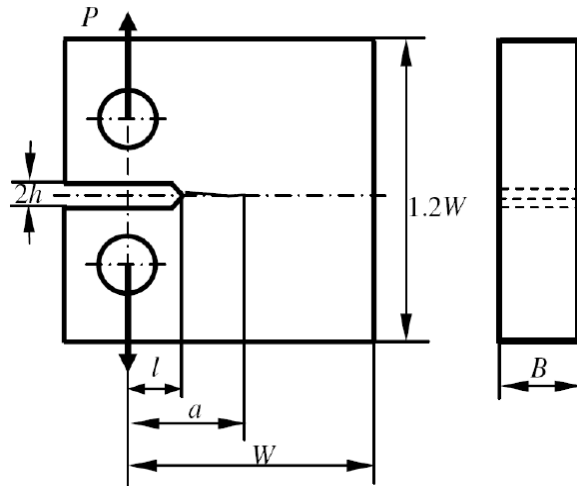


Figura 4.2.1. Croquis de probeta CT (*Compact Tension Specimen*)

### PUNTOS MÁS IMPORTANTES:

- a.-) El espesor de la probeta debe ser como mínimo,  $B = 1.6mm$ .
- b.-) Configuración de la probeta. Ejemplo: probeta T-L. La primera letra,  $T$ , indica que la aplicación de la carga es en la dirección transversal y la segunda letra,  $L$ , significa que la dirección de propagación de la grieta es en la dirección longitudinal.



Figura 4.2.2. Notación de la normativa ASTM para probetas extraídas de placa laminada o forja.

c.-) El nivel de tensiones para obtener la pregrieta de fatiga será relativamente bajo.

d.-)  $K_{Ic}$  es la tenacidad a la fractura para un material en servicio con unas condiciones de carga determinadas. Este es el valor a determinar.

e.-)  $K_{Ic}$  depende de la velocidad de aplicación de la carga y de la temperatura en la que se realice el ensayo.

f.-) Espesor de la probeta:

$$a, B \geq 2.5 \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2$$

g.-)  $a = B$  (nominalmente) y debe estar comprendido entre  $0,45$  y  $0,55W$ .

h.-) Inicio de la grieta de fatiga en la entalla.

i.-) En las dos caras de la probeta, la longitud de la grieta deber ser:

$$H, h \begin{cases} \geq 1.3mm. \\ \geq 0.025W. \end{cases}$$

j.-) La precisión de la medida del espesor debe estar:

$$\left. \begin{array}{l} B \pm 0.025mm. \\ B \pm 0.001B. \end{array} \right\} \text{ Se escoge el que sea más restrictivo.}$$

k.-) Medidas de la pregrieta final:

$a_1$  = 25% Espesor

$a_2$  = 50% Espesor

$a_3$  = 75% Espesor

Longitud mínima de grieta

Longitud mínima de grieta

$a_{s1}$  = Longitud de grieta en la Superficie 1

$a_{s2}$  = Longitud de grieta en la Superficie 2

l.-) Precisión de  $a_1, a_2, a_3$ :

$$a_1 \pm 0.005a_1$$

$$a_2 \pm 0.005a_2$$

$$a_3 \pm 0.005a_3$$

A continuación, se muestra una vista en planta de la probeta CT, en la que se indica cuáles son las distancias  $a_1, a_2, a_3$ :

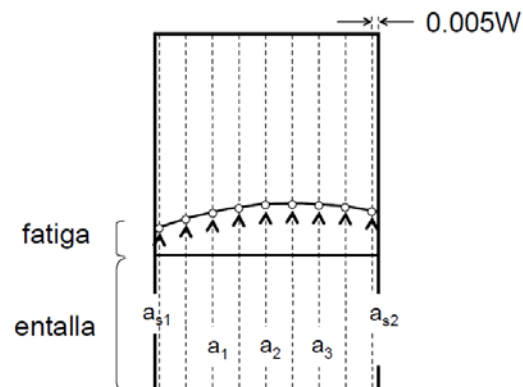


Figura 4.2.3. Vista en planta de la probeta CT. Distancias  $a_1, a_2$  y  $a_3$ .

Se han de cumplir las condiciones siguientes:

$$\text{Si } \bar{a} = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3}, \text{ entonces } \begin{cases} |a_1 - a_2| < 0.1\bar{a} \\ |a_2 - a_3| < 0.1\bar{a} \\ |a_1 - a_3| < 0.1\bar{a} \end{cases}$$

$$\text{También ha de cumplirse que } \begin{cases} |a_1 - \bar{a}| < 0.15\bar{a} \\ |a_2 - \bar{a}| < 0.15\bar{a} \\ |a_3 - \bar{a}| < 0.15\bar{a} \end{cases}$$

**m.-)** Ritmo o velocidad de aplicación de la carga:

Debe estar comprendida entre  $0.55$  y  $2.75 \frac{MPa\sqrt{m}}{s}$ .

**n.-)** Cálculo e interpretación de los resultados:

Para el cálculo de  $K_{Ic}$ , primero se ha de calcular  $K_Q$  (resultado condicional).

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right),$$

donde

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left(0.866 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}}$$

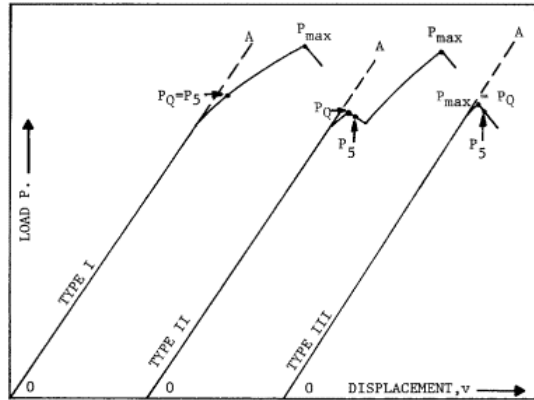
$P_Q$  : carga determinada en la curva *carga-desplazamiento* (punto 9.1.1) en (kN).

$B$  : espesor de la probeta, determinado en el punto 8.2.1, en cm.

$W$  : ancho de la probeta, determinado en el punto A 4.4.1, en cm.

$a$  : longitud de la grieta, determinada en el punto 8.2.2 y A 4.4.1, en cm.

En la gráfica siguiente se muestran los tres tipos de curva característica Carga ( $P$ )-Desplazamiento de apertura de grieta ( $\delta$ ):



NOTE:  $P_5$  is established from a 5% offset method based on the slope of the load-displacement curve

Figura 4.2.4. Los tres tipos de comportamiento Carga-Desplazamiento, según la norma ASTM E399-90, en el ensayo de  $K_{Ic}$

Para que  $K_Q = K_{Ic}$  :

1-  $0.45 \leq a/W \leq 0.55$

2-  $P_{m\acute{a}x} \leq 1.1P_Q$

3-  $a, B, (W - a) \geq 2.5 \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2$

En caso de no cumplirse alguna de las comprobaciones anteriores se ha de escoger una probeta más grande.

## 5. TRABAJO EXPERIMENTAL.

---

### 5.1 INTRODUCCIÓN.

---

El objetivo de la campaña experimental ha sido obtener resultados suficientemente completos sobre la tenacidad a fractura,  $K_{Ic}$ , del aluminio 7075-T6 en los que aplicar los conceptos presentados en capítulos anteriores, acerca de la variación de este parámetro fundamental en la MFEL con respecto a la variación del espesor de la probeta.

El presente capítulo comienza presentando el material elegido para los ensayos. Se especifica el tipo de probeta escogido, la gama de espesores que se determinó, las dimensiones planas del conjunto de probetas supeditadas al espesor elegido, así como una breve descripción del tipo de aleación utilizada, justificando la elección adoptada. Posteriormente se realiza una breve descripción del procedimiento seguido y los cálculos realizados. Y, por último, se resumen y analizan los resultados de los mismos.



**Figura 5.1.1. Fotografía de una muestra de las probetas CT fabricadas y ensayadas para diferentes espesores.**

## 5.2 MATERIAL UTILIZADO.

Para la realización del presente trabajo se han realizado ensayos sobre un total de 30 probetas del tipo CT (*Compact Tension*), de la aleación de aluminio Al 7075-T6 con una tenacidad a fractura esperada de aproximadamente  $K_{Ic} = 30MPa\sqrt{m}$  y un límite elástico  $\sigma_{ys} = 503MPa$ . A partir del espesor mínimo de resultante,  $B_{min} = 8.89mm$ , se fijó una anchura de probeta,  $W = 25mm$  (de acuerdo con las especificaciones establecidas por la normativa aplicada). Manteniendo fijas las dimensiones resultantes en el plano, se eligieron 8 espesores de probeta: 4, 6, 8, 10, 12, 16, 20, 24 mm.

<b>PROBETAS ENSAYADAS EN ESTE TRABAJO</b>	
<b>Espesor, B [mm]</b>	<b>Unidades</b>
24	2
20	3
16	2
12	5 <sup>(1)</sup>
10	3
8	9 <sup>(*)</sup>
6	3
4	3

<sup>(\*)</sup> De las cuales 4 son de la orientación LT y las otras 5 de la orientación TL.

<sup>(1)</sup> De las cuales 4 son de la orientación LT y la restante es una probeta que se definió como de "Referencia" (de otra partida del mismo material, misma orientación y mismas dimensiones)



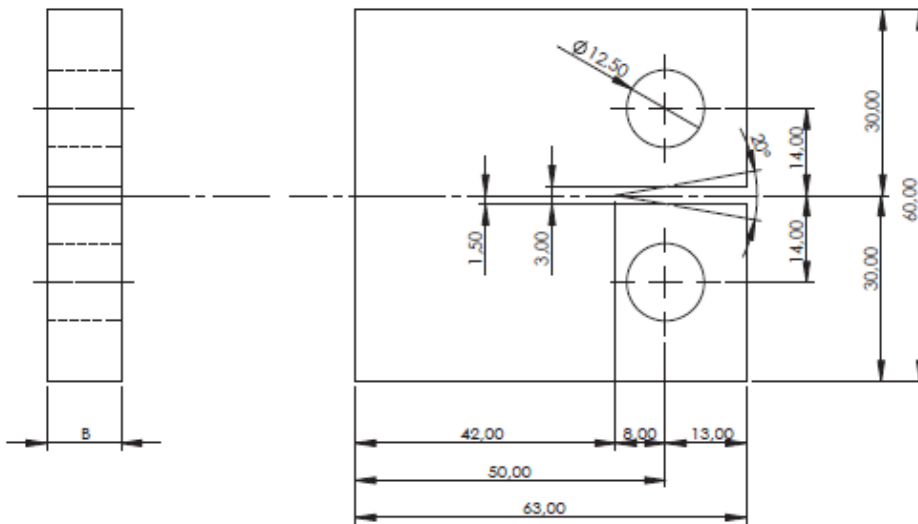
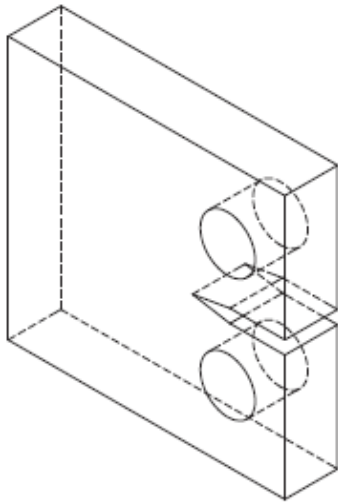


Figura 5.2.1. Plano probeta CT.

En la Figura 5.2.1 se muestra el plano en el que aparecen las dimensiones planas elegidas para todas las probetas del trabajo. Este plano, junto con la gama de espesores, características del material y otra serie de especificaciones técnicas fueron enviadas al taller de mecanizado para su posterior producción.



Figura 5.2.2. Fotografía de una muestra de probetas CT de cada espesor.

La aleación objeto de estudio es una aleación de base Al-Zn, Al 7075 en estado T6. En la Tabla 5.2.1 se describe la composición nominal de esta aleación, indicando los valores máximos y mínimos, en porcentaje en peso, para cada uno de los aleantes mayoritarios. La Tabla 5.2.2 presenta sus principales características mecánicas en tracción y de tenacidad. En la tabla 3 se recogen los diferentes tratamientos a los que se ha sometido la aleación 7075-T6 objeto de estudio

<i>Al</i>	<i>Zn</i>	<i>Cu</i>	<i>Mg</i>	<i>Mn</i>
<b>7075-T6</b>	-	5,1-6,1	1,2-2,0	0,30

Tabla 5.2.1. Composición nominal de la aleación de aluminio

<i>Aleación</i>	$\sigma_{uts}$ (MPa)	$\sigma_{ys}$ (MPa)	Alargamiento 50 mm (%)	E (GPa)	$K_{Ic}$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )
<b>7075-T6</b>	570	503	11	71	30

Tabla 5.2.2. Propiedades mecánicas en tracción.

En el *Anexo I* se presenta una tabla más detallada de las propiedades físicas y mecánicas y especificaciones técnicas de dicha aleación.

### 5.3 PROCEDIMIENTO SEGUIDO

Los ensayos han sido realizados en el Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales de la Universidad Politécnica de Valencia. La máquina empleada ha sido una máquina servohidráulica Instron 8801, de 100 kN, mostrada en la Figura 5.3.1.

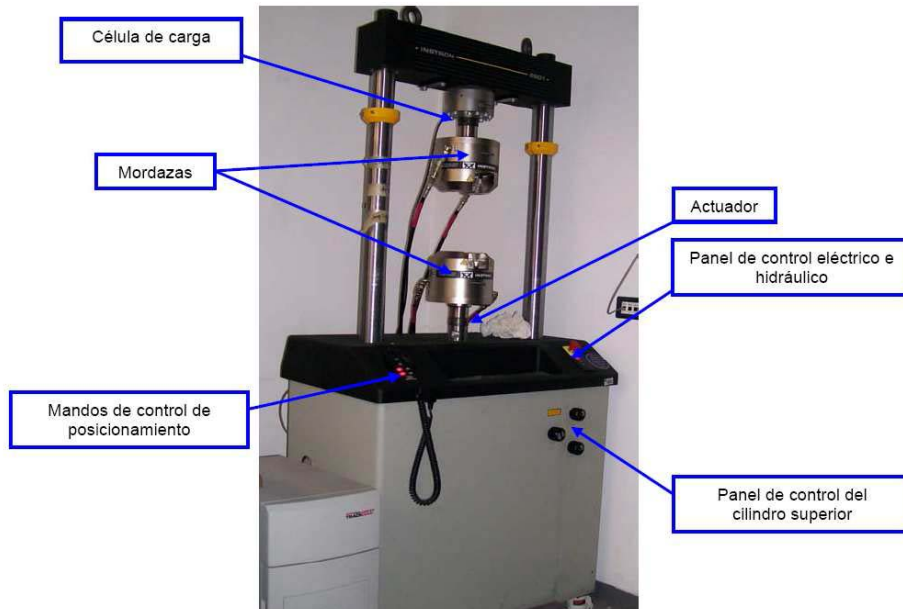


Figura 5.3.1. Máquina servohidráulica Instron 8801 de 100 kN.

En la Figura 5.3.2 se muestra el utillaje tipo *Clevis* utilizado para la realización de los ensayos, donde puede observarse el sistema empleado para medir la longitud de grieta. La longitud de grieta se determina a través de la medida de apertura de grieta y correlación con la flexibilidad de la probeta CT dada por las normas ASTM E399; ASTM E647.



Figura 5.3.2. Montaje de la probeta y la instrumentación para medir la longitud de grieta.

En la ejecución de la parte experimental del presente trabajo se han utilizado dos programas informáticos. Estos programas son:

- Propagación de grieta de fatiga -  $da/dN$  (*Fatigue Crack Propagation -  $da/dN$* ).
- Tenacidad a fractura  $K_{Ic}$  (*Fracture Toughness  $K_{Ic}$* ).

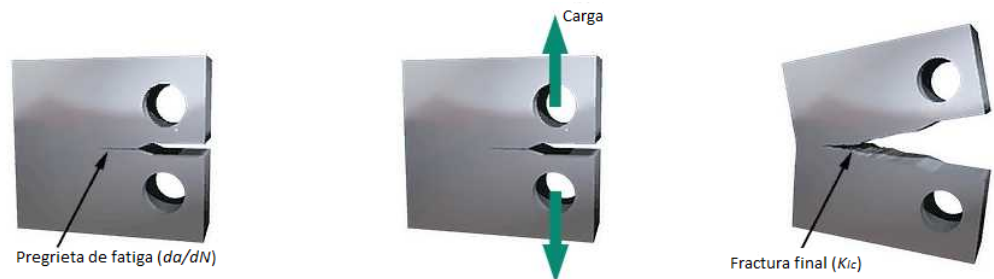


Figura 5.3.3. Esquema de los pasos seguidos durante la realización del ensayo.

El primer programa a utilizar es el de propagación de grieta de fatiga ( $da/dN$ ). En esta fase del ensayo se somete a la pieza a fatiga, con el fin de conseguir una pregrieta que alcance la longitud deseada. En segundo lugar, se utiliza el programa de tenacidad a fractura ( $K_{Ic}$ ). Esta es la última fase del ensayo, en donde se somete a la probeta a una carga de tracción hasta alcanzar el fallo de la misma. Ambos programas utilizan las

especificaciones establecidas por la norma *ASTM E399-90*, y que ya se han explicado en capítulos anteriores.

Antes de mostrar los resultados obtenidos en las 30 probetas, se pasará a mostrar una breve explicación del procedimiento seguido para una de las probetas. Este procedimiento ha sido el mismo para el total de piezas.

#### **PROBETA e24\_P1\_LT:**

##### DATOS:

$$W_T = 63.00mm$$

$$\sigma_{YS} = 503MPa$$

$$B = 24.00mm$$

$$\nu = 0.33$$

$$W = 50.00mm$$

$$E = 7.10 \cdot 10^4 MPa$$

$$\phi(\text{diámetro\_taladros}) = 12.50mm$$

$$a_0 = 8.00mm$$

$$\text{Entalla} = 21.00mm$$

Según la norma *ASTM 399-90* se ha de dejar crecer la grieta de fatiga hasta un valor que esté entre un 0.45-0.55 de  $W$ . Es decir, en la probeta objeto de ensayo la longitud de grieta debe estar dentro del rango  $22.50mm \leq a \leq 27.50mm$ .

Con el programa  $da/dN$  se realizaron dos fases diferentes de crecimiento de la grieta. Debe aclararse que en este tipo de ensayos no es recomendable aplicar cargas con  $R < 0$ , por lo que se aplican condiciones de carga con  $R \geq 0$ , exactamente con  $R = 0.1$ . Se siguieron los siguientes pasos descritos a continuación:

- En el primer tramo se hizo crecer la grieta bajo las siguientes condiciones:
  - o De 8 a 17 mm de longitud de grieta, con un ratio de cargas  $R = 0.1$  (siendo  $R = \frac{P_{\min}}{P_{\max}}$ ), una  $P_{\max} = 12.5KN$  y una frecuencia de  $15Hz$ .
- En el segundo y último tramo los parámetros fueron los siguientes:
  - o De 17 a 27 mm de longitud de grieta, con un ratio de cargas  $R = 0.1$  (siendo  $R = \frac{P_{\min}}{P_{\max}}$ ), una  $P_{\max} = 10.5KN$  y una frecuencia de  $15Hz$ .

En esta probeta únicamente se tomó control de los ciclos realizados en el último tramo, que fueron 14.071 ciclos.

Una vez realizada la pregieta de fatiga se pasa a utilizar el programa de tenacidad a la fractura en el cual se va a determinar la tenacidad a fractura del material por medio del parámetro  $K_{Ic}$ .

Cuando ya están definidos todos los parámetros en el programa de  $K_{Ic}$  y se ejecuta el programa para obtener los resultados de  $K_{Ic}$  se ha de introducir el valor de cinco mediciones de la longitud de pregieta de fatiga, todo eso medido desde el eje del centro de los taladros hasta la longitud de pregieta de fatiga final.

Los resultados para la probeta *e20\_P1\_LT* en el programa de  $K_{Ic}$  son:

**Superficie 1** = 24.90mm

$a_1 = 27.05mm$

$a_2 = 26.80mm$

$a_3 = 26.20mm$

**Superficie 2** = 24.60mm



Figura 5.3.4. Fotografía de detalle de la pregieta de fatiga de la probeta ensayada.

Al introducir los datos anteriores se pasa a realizar una serie de comprobaciones. Eso se debe al hecho de que el programa de tenacidad a la fractura calcula exactamente el valor de  $K_{Ic}$ , sino un valor condicional  $K_Q$  que habrá que

validar. Para encontrar el valor de  $K_{Ic}$  se realizan las comprobaciones mencionadas anteriormente.

Los cálculos realizados son:

- Precisión de  $a_1, a_2, a_3$ :

$$a_1 \pm 0.005a_1 \Rightarrow a_1 \pm 0.13525$$

$$a_2 \pm 0.005a_2 \Rightarrow a_2 \pm 0.13400$$

$$a_3 \pm 0.005a_3 \Rightarrow a_3 \pm 0.13100$$

- Cálculo de longitud media de grieta:

$$\bar{a} = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3} = 26.683mm$$

- Se han de cumplir las siguientes condiciones:

$$|a_1 - a_2| < 0.1\bar{a} \quad |27.05 - 26.80| < 0.1 \cdot 26.683 \Rightarrow |0.25| < 2.668$$

$$|a_2 - a_3| < 0.1\bar{a} \quad |26.80 - 26.20| < 0.1 \cdot 26.683 \Rightarrow |0.60| < 2.668$$

$$|a_1 - a_3| < 0.1\bar{a} \quad |27.05 - 26.20| < 0.1 \cdot 26.683 \Rightarrow |0.85| < 2.668$$

**Todas** las condiciones anteriores se **cumplen**.

- También ha de cumplirse que:

$$|a_1 - \bar{a}| < 0.15\bar{a} \quad |27.05 - 26.68| < 0.15 \cdot 26.683 \Rightarrow |0.37| < 4.00$$

$$|a_2 - \bar{a}| < 0.15\bar{a} \quad |26.80 - 26.68| < 0.15 \cdot 26.683 \Rightarrow |0.12| < 4.00$$

$$|a_3 - \bar{a}| < 0.15\bar{a} \quad |26.20 - 26.68| < 0.15 \cdot 26.683 \Rightarrow |-0.48| < 4.00$$

**Todas** las condiciones anteriores se **cumplen**.

Una vez realizadas todas estas comprobaciones se deben realizar las comprobaciones pertinentes para saber si el valor de  $K_Q$  (valor condicional que proporciona el programa) es equivalente a  $K_{Ic}$ .

En el programa de  $K_{Ic}$  aparece una pantalla como la que se muestra a continuación una vez finalizado el ensayo:

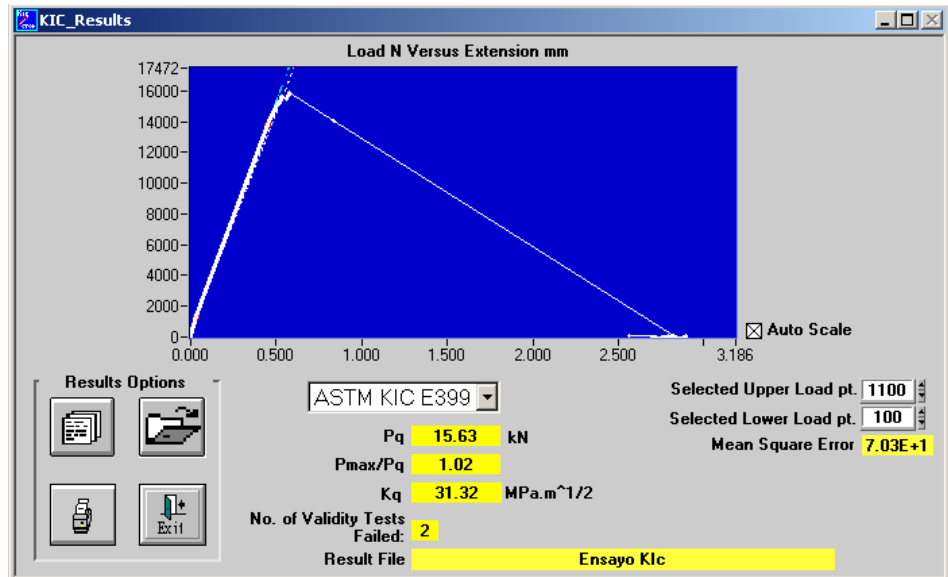


Figura 5.3.5. Resultados y curva carga-desplazamientos obtenidos tras el ensayo mediante el programa de Instron.

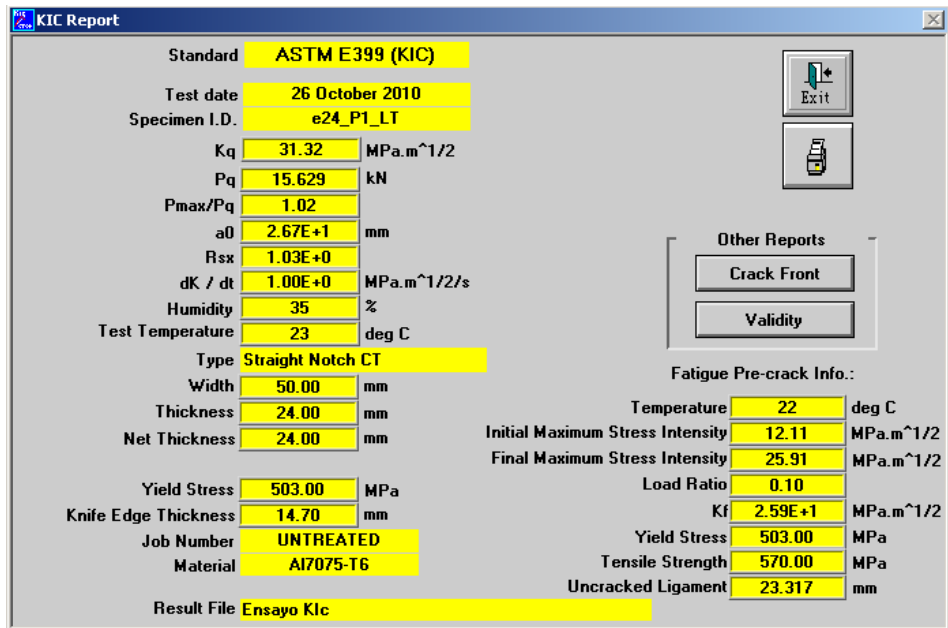


Figura 5.3.6. Ficha de ensayo y resultados obtenidos mediante el programa de Instron.



Para el caso de la probeta e24\_P1\_LT, los datos son:

$$P_Q = 15.629 \text{ KN}$$

$$\frac{P_{m\acute{a}x}}{P_Q} = 1.02$$

$$K_Q = 31.32 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

Para que  $K_Q = K_{Ic}$ :

$$1- \quad 0.45 \leq a/W \leq 0.55$$

$$2- \quad P_{m\acute{a}x} \leq 1.1P_Q$$

$$3- \quad a, B, (W - a) \geq 2.5 \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2$$

Entonces:

$$1- \quad \frac{a}{W} = \frac{26.683}{50.00} = 0.5337 \Rightarrow \text{Se cumple.}$$

$$2- \quad P_{m\acute{a}x} \leq 1.1P_Q \Rightarrow \frac{P_{m\acute{a}x}}{P_Q} = 1.02 \Rightarrow \text{Se cumple.}$$

$$3- \quad 26.683 \cdot 10^{-3}, 24 \cdot 10^{-3}, (50.00 - 26.683) \cdot 10^{-3} > 2.5 \left( \frac{31.32}{503} \right)^2 \Rightarrow \text{Se cumple.}$$

Por lo tanto, al cumplirse las tres condiciones anteriores se puede decir que:

$$K_Q = K_{Ic} = 31.33 \text{ MPa}\sqrt{m}$$



Figura 5.3.7. Fotografía de la probeta tras el ensayo.

No obstante, es interesante resaltar en este punto, acerca de las comprobaciones realizadas anteriormente, que no todas las probetas objeto de estudio cumplirán dichas condiciones. Dichas restricciones son impuestas por la ASTM E399-90 que, como ya se comentó en capítulos anteriores, pretende garantizar la predominancia del estado de deformación plana en la probeta. Pero en este trabajo se ha realizado ensayos con probetas que, debido a su espesor, no cumplen esta premisa. Asimismo, se ha seguido el mismo procedimiento para el total de probetas.

Una vez realizados todos los ensayos también se han utilizado los ficheros de datos facilitados por el programa de *Instron* para calcular los valores de  $K_{Ic}$ , para cada una de las probetas, mediante un programa realizado en *MathCad*. Este programa utiliza los datos de la curva Carga-Desplazamiento para calcular la tenacidad a fractura de la probeta, de acuerdo con el procedimiento que estipula la normativa utilizada.

## 5.4 RESULTADOS

---

A continuación, se pasa a mostrar el conjunto de resultados obtenidos tras la campaña de ensayos. En primer lugar, en la Tabla 5.4.1, se muestran los datos obtenidos tras el ensayo, a través del programa de *INSTRON*. En dicha tabla se especifican los valores de tenacidad a fractura  $K_{Ic}$  para cada probeta, el valor promedio de  $K_{Ic}$  para probetas de mismo espesor y orientación, el valor de carga  $P_Q$  para cada probeta, así como la relación  $P_Q/B$  para cada probeta.

Además de los datos que se detallan en el presente capítulo, en el apartado Anexos se ofrece información adicional de los ensayos. En el Anexo II se muestran las fichas de los ensayos y las gráficas *Carga-Desplazamiento* para cada una de las probetas. En el Anexo III se ofrece una colección de fotografías tomadas tras los ensayos, en las que se pueden apreciar detalles de las grietas de fatiga o los efectos de la constricción en el plano de rotura dependiendo del espesor de la pieza.

Referencia	Espesor, B [mm]	K <sub>IC</sub> [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	K <sub>IC</sub> promedio [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	P <sub>Q</sub> [kN]	P <sub>Q</sub> /B [kN/mm]
e4_P1_LT	4	41,49		3,600	0,900
e4_P2_LT	4	40,85	<b>40,653</b>	3,644	0,911
e4_P3_LT	4	39,62		3,420	0,855
e6_P1_LT	6	38,05		4,884	0,814
e6_P2_LT	6	34,75	<b>36,120</b>	4,876	0,813
e6_P3_LT	6	35,56		4,899	0,817
e8_P1_LT	8	36,19		6,107	0,763
e8_P2_LT	8	33,16	<b>33,928</b>	5,645	0,706
e8_P3_LT	8	31,27		5,727	0,716
e8_P4_LT	8	35,09		6,050	0,756
e8_P1_TL	8	35,42		5,723	0,715
e8_P2_TL	8	34,71		5,710	0,714
e8_P3_TL	8	37,99	-	6,042	0,755
e8_P4_TL	8	35,42		5,723	0,715
e8_P5_TL	8	33,87		5,633	0,704
e10_P1_LT	10	36,61		7,477	0,748
e10_P2_LT	10	36,75	<b>36,467</b>	7,569	0,757
e10_P3_LT	10	36,04		8,089	0,809
e12_P1_LT	12	34,00		8,334	0,695
e12_P2_LT	12	33,72	<b>33,283</b>	8,154	0,680
e12_P3_LT	12	32,75		8,026	0,669
e12_P4_LT	12	32,66		8,238	0,687
e12_REF	12	30,22	-	7,975	0,665
e16_P1_LT	16	34,54	<b>34,815</b>	11,885	0,743
e16_P2_LT	16	35,09		12,468	0,779
e20_P1_LT	20	34,68		13,867	0,693
e20_P2_LT	20	31,42	<b>32,893</b>	17,740	0,887
e20_P3_LT	20	32,58		17,420	0,871
e24_P1_LT	24	31,32	<b>31,415</b>	15,629	0,651
e24_P2_LT	24	31,51		16,599	0,692

Tabla 5.4.1. Resultados obtenidos a través del programa de *Instron*.

En la Figura 5.4.1 se muestran los datos de la tabla 5.4.1 en una gráfica  $K_{Ic}$  vs  $B$ , en la que se puede apreciar, tal y como ha comentado en capítulos anteriores, el comportamiento de la tenacidad a fractura cuando el espesor varía.

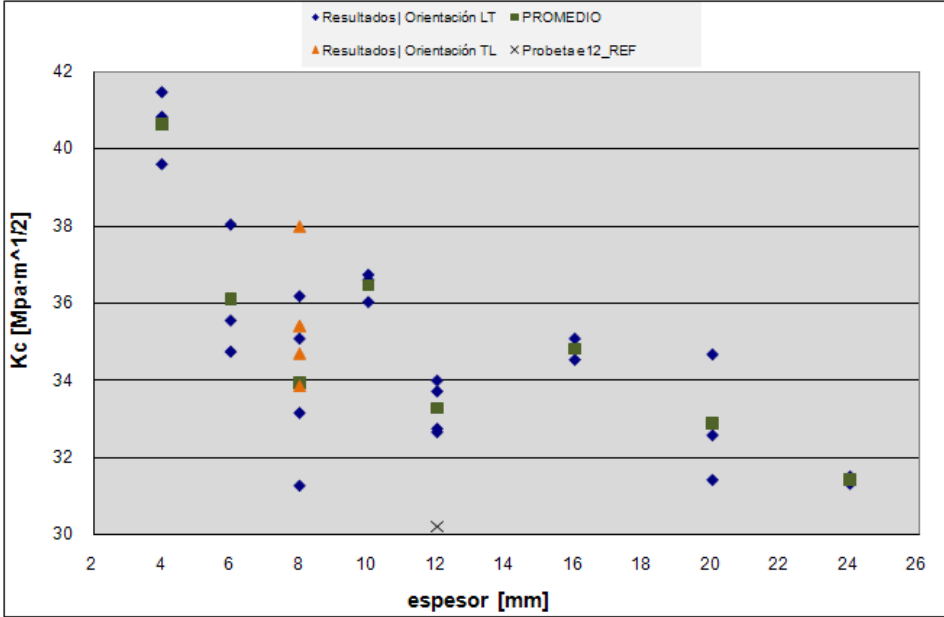


Figura 5.4.1. Gráfica  $K_{Ic}$  vs  $B$  | Resultados de ensayos, *Instron*.

En la Figura 5.4.2 se muestran los datos de la tabla 5.4.1 en una gráfica  $P_Q$  vs  $B$ .

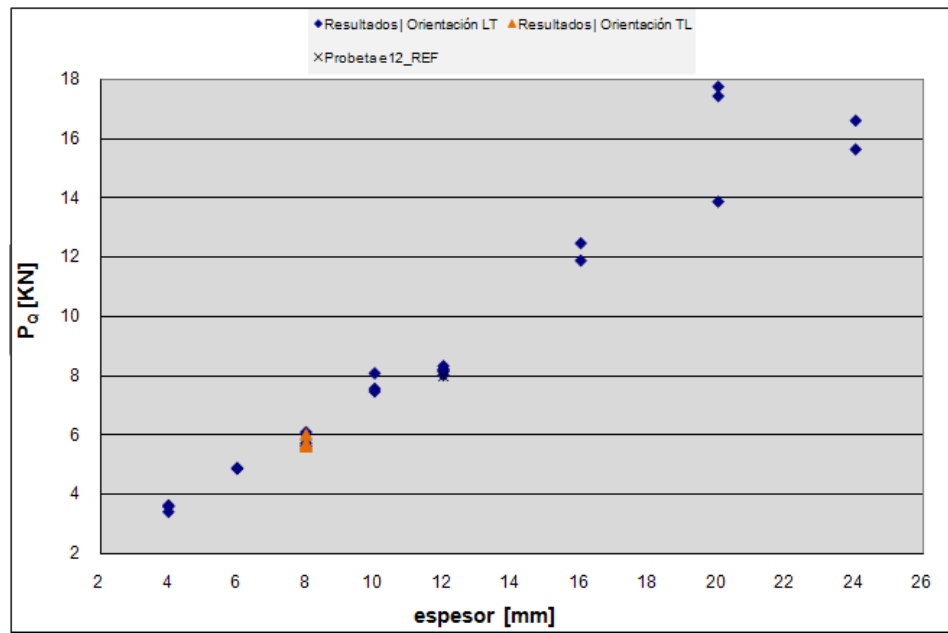


Figura 5.4.2. Gráfica  $P_Q$  vs  $B$  | Resultados de ensayos, Instron.

En la Figura 5.4.3 se muestran los datos de la tabla 5.4.1 en una gráfica  $P_Q/B$  vs  $B$ .

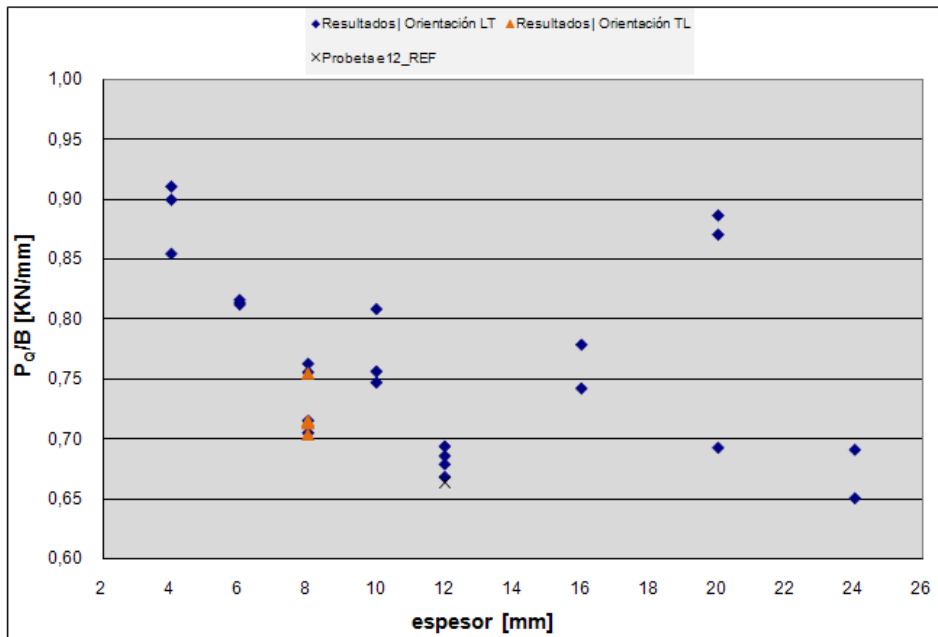


Figura 5.4.3. Gráfica  $P_Q/B$  vs  $B$  | Resultados de ensayos, *Intron*.

A continuación, en la Tabla 5.4.2, se muestran los datos obtenidos tras el ensayo, a través del programa de *MathCAD*. En dicha tabla se especifican los valores de tenacidad a fractura  $K_{Ic}$  para cada probeta, el valor promedio de  $K_{Ic}$  para probetas de mismo espesor y orientación, el valor de carga  $P_Q$  para cada probeta, así como la relación  $P_Q/B$  para cada probeta.

Referencia	Espesor, B [mm]	$K_{Ic}$ [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	$K_{Ic}$ promedio [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	$P_Q$ [kN]	$P_Q/B$ [kN/mm]
e4_P1_LT	4	41,849		3,694	0,924
e4_P2_LT	4	42,768	42,052	3,872	0,968
e4_P3_LT	4	41,54		3,643	0,911
e6_P1_LT	6	38,972		5,093	0,849
e6_P2_LT	6	37,781	37,635	5,391	0,899
e6_P3_LT	6	36,152		5,065	0,844
e8_P1_LT	8	36,871		6,301	0,788
e8_P2_LT	8	35,997	35,064	6,232	0,779
e8_P3_LT	8	32,421		6,019	0,752
e8_P4_LT	8	34,967		6,133	0,767
e8_P1_TL	8	36,691		6,025	0,753
e8_P2_TL	8	36,058		6,041	0,755
e8_P3_TL	8	39,771		6,442	0,805
e8_P4_TL	8	36,131		5,933	0,742
e8_P5_TL	8	34,131		5,756	0,720
e10_P1_LT	10	38,533		8,016	0,802
e10_P2_LT	10	36,610	38,104	7,477	0,748
e10_P3_LT	10	39,170		8,921	0,892
e12_P1_LT	12	35,183		8,783	0,732
e12_P2_LT	12	34,351	34,489	8,404	0,700
e12_P3_LT	12	34,940		8,722	0,727
e12_P4_LT	12	33,482		8,582	0,715
e12_REF	12	31,603	-	7,942	0,662
e16_P1_LT	16	35,635	34,958	12,422	0,776
e16_P2_LT	16	35,067		12,619	0,789
e20_P1_LT	20	34,171		13,838	0,692
e20_P1_LT	20	31,458	32,540	17,599	0,880
e20_P3_LT	20	31,992		17,349	0,867
e24_P1_LT	24	32,804	31,874	16,987	0,708
e24_P2_LT	24	30,944		16,597	0,692

Tabla 5.4.2. Tabla de resultados obtenidos a través del programa de *MathCAD*.



En la Figura 5.4.4 se muestran los datos de la tabla anterior en una gráfica  $K_{Ic}$  vs  $B$ , en la que se puede apreciar, tal y como ha comentado en capítulos anteriores, el comportamiento de la tenacidad a fractura cuando el espesor varía.

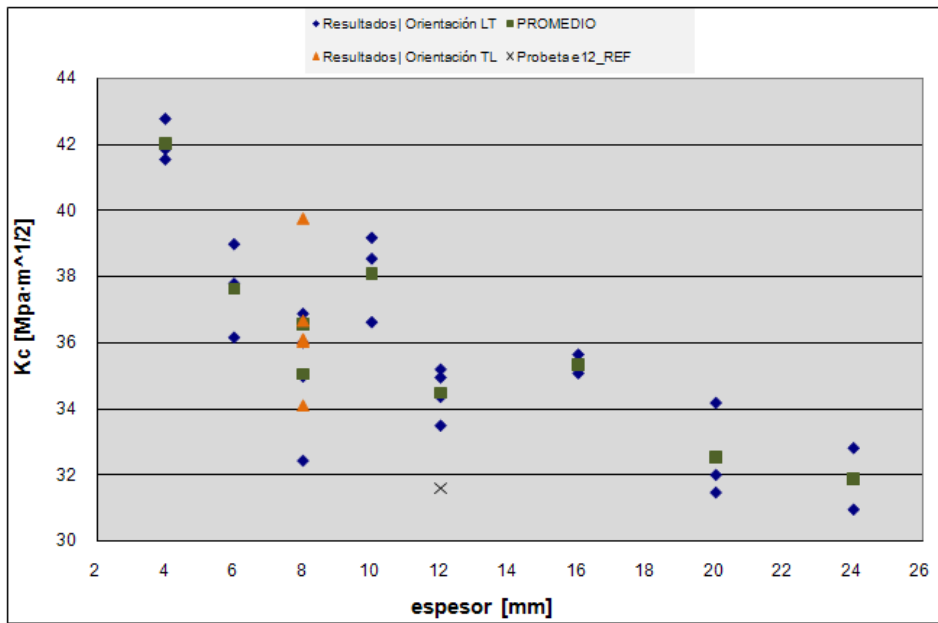


Figura 5.4.4. Gráfica  $K_{Ic}$  vs  $B$  | Resultados de ensayos, *MathCAD*.

En la Figura 5.4.5 se muestran los datos de la tabla 5.4.2 en una gráfica  $P_Q$  vs  $B$ .

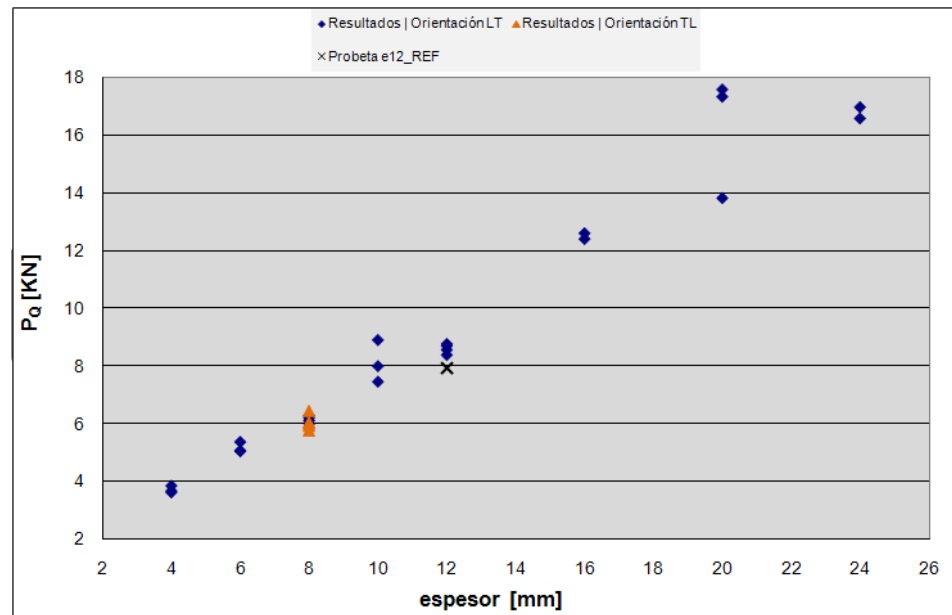


Figura 5.4.5. Gráfica  $P_Q$  vs  $B$  | Resultados de ensayos, *MathCAD*.

En la Figura 5.4.6 se muestran los datos de la tabla 5.4.2 en una gráfica  $P_Q/B$  vs  $B$ .

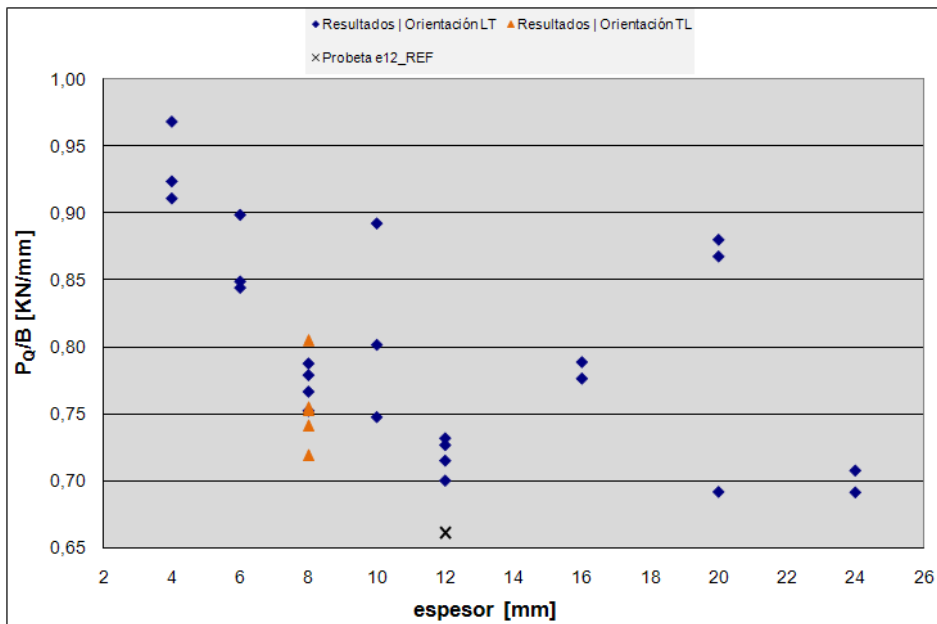


Figura 5.4.6. Gráfica  $P_Q/B$  vs  $B$  | Resultados de ensayos, *MathCAD*.



## 6. CONCLUSIONES Y TRABAJOS FUTUROS

---

En este último apartado se presentan las conclusiones del trabajo de investigación desarrollado, así como se da pie a una serie de trabajos futuros que pueden tomar este trabajo como base.

### 6.1. CONCLUSIONES

---

En primer lugar, han de hacerse las siguientes apreciaciones y comentarios sobre los resultados de los ensayos:

- a. A pesar de que se realizaron cinco ensayos sobre probetas de orientación TL, este estudio ha se centrado en los resultados obtenidos sobre las probetas con orientación LT. Por esto, no se consideran los resultados de estas cinco probetas.
- b. La probeta “e12\_REF”, que, a pesar de tener misma orientación y mismas dimensiones planas, era de otra partida de material. Por esto, no se consideran los resultados de esta probeta.
- c. Los valores de  $K_{Ic}$  obtenidos para las tres probetas de espesor 10 mm, las dos probetas de espesor 16 mm y la probeta de espesor 20mm “e20\_P1\_LT” son más elevados de lo que, a priori, cabría esperar y de la tendencia mostrada por el resto de probetas. Por esto, habría que desestimar los resultados de estas seis probetas.
- d. El valor de  $K_{Ic}$  obtenido para la probeta de espesor 8 mm, “e8\_P3\_LT” muestra una gran desviación respecto a los valores obtenidos para las demás probetas de mismo espesor y orientación. Por esto, habría que despreciar dicho valor.
- e. Los valores de carga  $P_Q$  para las probetas “e20\_P2\_LT” y “e20\_P1\_LT” son demasiado elevados. Es probable que esto sea debido a que la longitud de grieta de fatiga era, con valores de 22.0 y 23.0 mm respectivamente, demasiado pequeña frente a una longitud de grieta de 27.3 mm para la probeta “e20\_P1\_LT”.

De acuerdo con los cuatro primeros puntos anteriores, los valores de tenacidad a fractura ( $K_{Ic}$ ) mostrados en la Tabla 5.4.1 y en la Tabla 5.4.2 se reducen a los mostrados en la Tabla 6.1.1 y en la Tabla 6.1.2. En dichas tablas únicamente se tendrán en cuenta el conjunto de probetas correspondientes a la muestra de interés.

Referencia	Espesor, B [mm]	K <sub>IC</sub> [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	K <sub>IC</sub> promedio [MPa·m <sup>1/2</sup> ]
e4_P1_LT	4	41,49	<b>40,653</b>
e4_P2_LT	4	40,85	
e4_P3_LT	4	39,62	
e6_P1_LT	6	38,05	<b>36,120</b>
e6_P2_LT	6	34,75	
e6_P3_LT	6	35,56	
e8_P1_LT	8	36,19	<b>34,813</b>
e8_P2_LT	8	33,16	
e8_P4_LT	8	35,09	
e12_P1_LT	12	34,00	<b>33,283</b>
e12_P2_LT	12	33,72	
e12_P3_LT	12	32,75	
e12_P4_LT	12	32,66	
e20_P2_LT	20	31,42	<b>32,000</b>
e20_P3_LT	20	32,58	
e24_P1_LT	24	31,32	<b>31,415</b>
e24_P2_LT	24	31,51	

**Tabla 6.1.1. Resultados obtenidos a través del programa de Instron.**

Referencia	Espesor, B [mm]	K <sub>IC</sub> [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	K <sub>IC</sub> promedio [MPa·m <sup>1/2</sup> ]
e4_P1_LT	4	41,849	<b>42,052</b>
e4_P2_LT	4	42,768	
e4_P3_LT	4	41,54	
e6_P1_LT	6	38,972	<b>37,635</b>
e6_P2_LT	6	37,781	
e6_P3_LT	6	36,152	
e8_P1_LT	8	36,871	<b>35,945</b>
e8_P2_LT	8	35,997	
e8_P4_LT	8	34,967	
e12_P1_LT	12	35,183	<b>34,489</b>
e12_P2_LT	12	34,351	
e12_P3_LT	12	34,940	
e12_P4_LT	12	33,482	
e20_P2_LT	20	31,458	<b>31,725</b>
e20_P3_LT	20	31,992	
e24_P1_LT	24	32,804	<b>31,874</b>
e24_P2_LT	24	30,944	

**Tabla 6.1.2. Resultados obtenidos a través del programa de MathCAD.**

En el capítulo 3.2 se hablaba de las correcciones para el efecto del espesor sobre la tenacidad a fractura según Irwin [13] y Hagiwara [15]. Ambas correcciones tienen una base empírica. La corrección de Irwin es de gran interés para el presente estudio puesto que se desarrolló en base a resultados de dos aleaciones de aluminio, siendo también una de ellas aluminio 7075-T6. Dicha corrección se realizaba a través de la Ec. 3.2.6. Tomando los datos del material y las probetas que ensayadas e introduciéndolos en dicha ecuación se han obtenido los resultados de la tabla 6.1.3 y que se exponen a continuación.

<b>B</b> <b>[mm]</b>	<b>K<sub>ic</sub></b> <b>[MPa·m<sup>1/2</sup>]</b>	<b>σ<sub>ys</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>K<sub>c</sub></b> <b>[MPa·m<sup>1/2</sup>]</b>
4	30	503	<b>38.875</b>
6	30	503	<b>35.917</b>
8	30	503	<b>34.438</b>
10	30	503	<b>33.551</b>
12	30	503	<b>32.960</b>
16	30	503	<b>32.221</b>
20	30	503	<b>31.778</b>
24	30	503	<b>31.483</b>

**Tabla 6.1.3. Valores de K<sub>c</sub> según la corrección de Irwin [13] para el conjunto de probetas del presente estudio.**

En la Figura 6.1.1 aparece representada la Ecuación 3.2.6, para las probetas del presente estudio, en forma de gráfica  $K_c$  vs  $B$ .

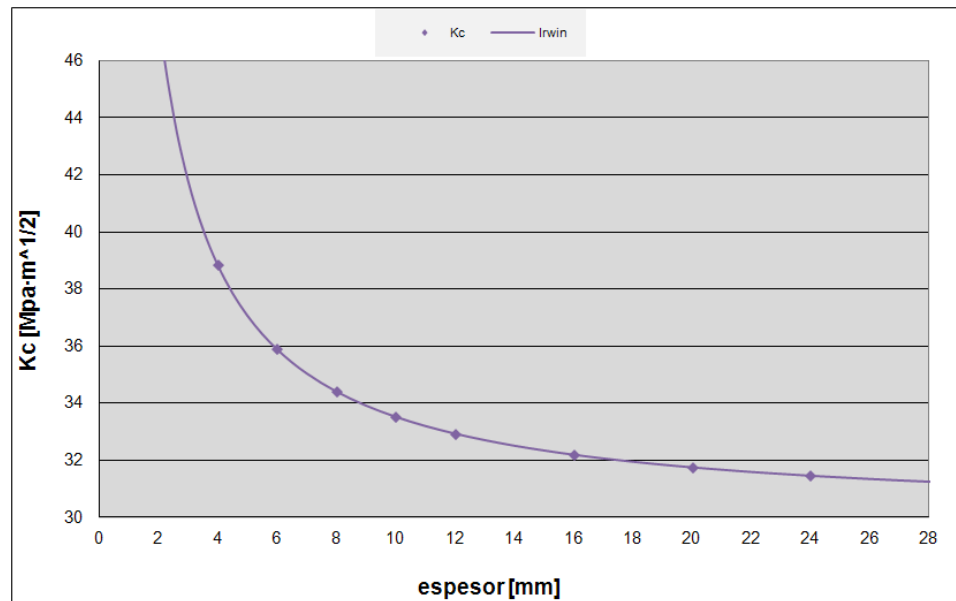


Figura 6.1.1. Ajuste de la curva de la Ecuación 3.2.6 para Al 7075-T6

Por otra parte, en el capítulo 3.3 se hablaba de las correcciones para el efecto del espesor sobre la tenacidad a fractura según NASGRO. Dichas correcciones se realizaban a través de las Ecuaciones 3.3.1 y 3.3.2. Tomando los datos del material y las probetas que ensayadas e introduciéndolos en dichas ecuaciones se han obtenido los resultados de la tabla 6.1.3 y que se exponen a continuación.

B [mm]	B <sub>k</sub>	A <sub>k</sub>	K <sub>Ic</sub> [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	σ <sub>ys</sub> [MPa]	t <sub>0</sub> [mm]	K <sub>c</sub> [MPa·m <sup>1/2</sup> ]
4	1	1	30	503	8,89	<b>42,202</b>
6	1	1	30	503	8,89	<b>37,782</b>
8	1	1	30	503	8,89	<b>34,963</b>
10	1	1	30	503	8,89	<b>33,165</b>
12	1	1	30	503	8,89	<b>32,019</b>
16	1	1	30	503	8,89	<b>30,821</b>
20	1	1	30	503	8,89	<b>30,334</b>
24	1	1	30	503	8,89	<b>30,136</b>

Tabla 6.1.4. Valores de K<sub>c</sub> según NASGRO para el conjunto de probetas del presente estudio.

En la Figura 6.1.2 aparece representada la Ecuación 3.3.1, para las probetas del presente estudio, en forma de gráfica K<sub>c</sub> vs B.



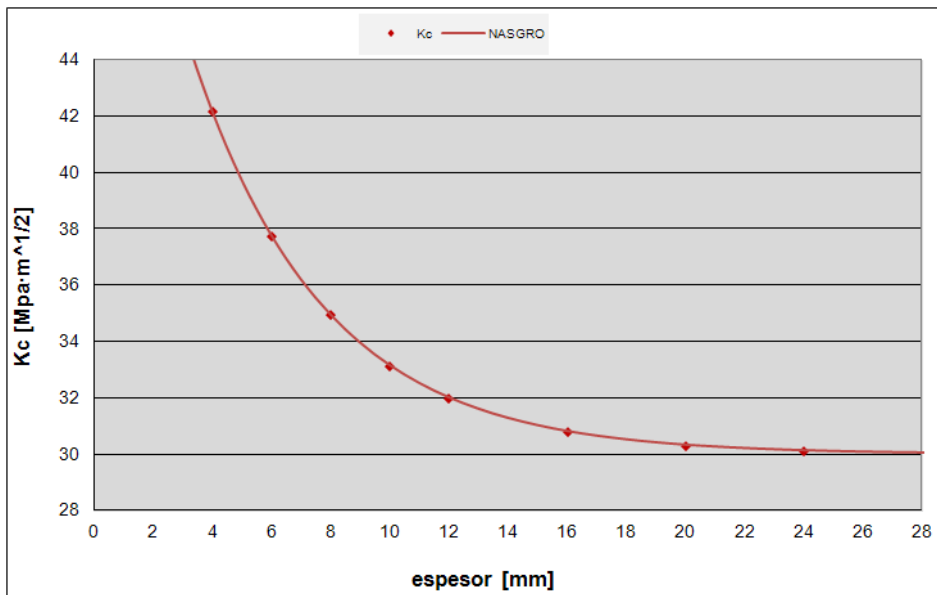


Figura 6.1.2. Ajuste de la curva de la Ecuación 3.3.1 para Al 7075-T6

En la Figura 6.1.3 y en la Figura 6.1.4 se comparan los valores de  $K_c$  obtenidos mediante los ensayos realizados frente a la corrección empírica de Irwin [6] y frente a la corrección realizada por NASGRO. La única diferencia es que en la Figura 6.1.3 los valores experimentales son los obtenidos a través del programa de *Instron*, mientras que en la Figura 6.1.4 la comparativa se realiza contra los resultados obtenidos mediante el programa *MathCAD*.

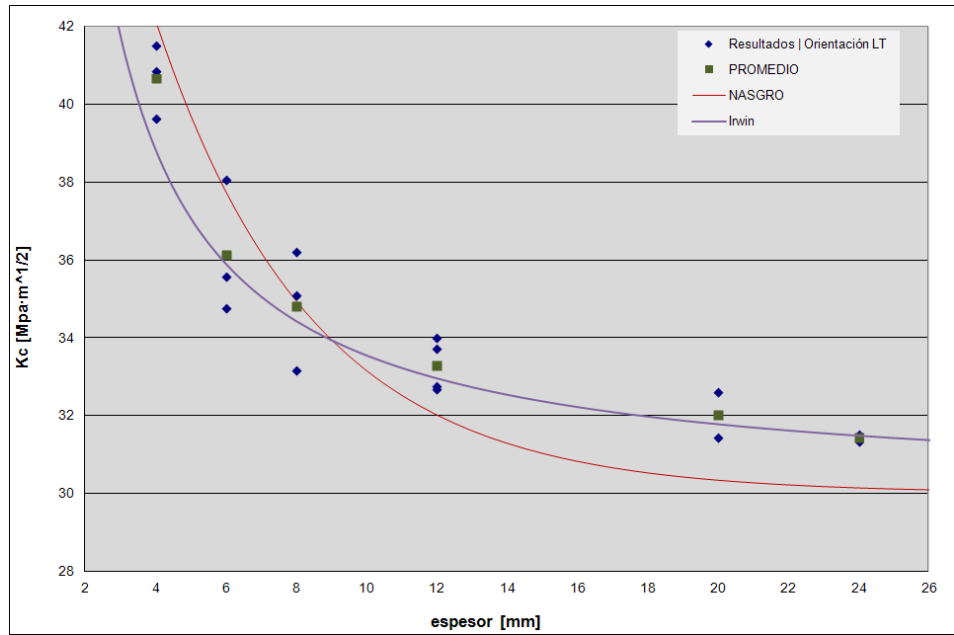


Figura 6.1.3. Resultados de ensayos (*Instron*) vs Ajuste de la curva de la Ecuación 3.3.1 para Al 7075-T6

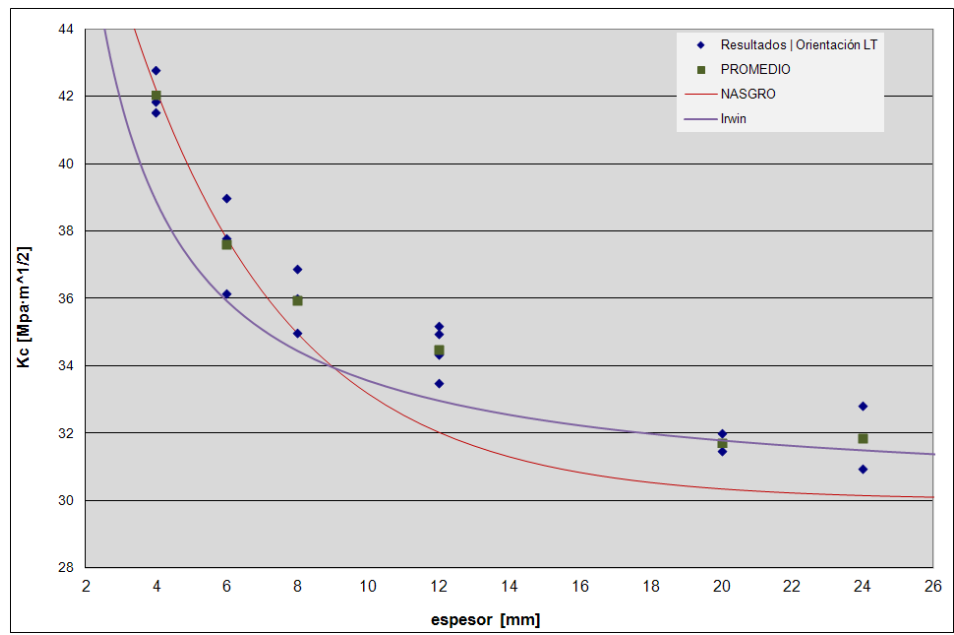


Figura 6.1.4. Resultados de ensayos (*Instron*) vs Ajuste de la curva de la Ecuación 3.3.1 para Al 7075-T6

En las Figuras 6.1.3 y 6.1.4 se puede observar claramente la tendencia de los valores de  $K_{Ic}$  con respecto al espesor. Se puede decir que esta tendencia es coherente con lo que, en un principio, cabría esperar. Además, se puede ver que esta tendencia se corresponde con la expuesta por otros autores.

En la Figura 6.1.3, que corresponde a los resultados obtenidos con el programa de *Instron*, se obtiene un valor máximo (valor máximo del total de ensayos) de tenacidad a fractura de  $K_{Ic} = 41.90MPa\sqrt{m}$  y un valor promedio de  $K_{Ic} = 40.653\sqrt{m}$  para las probetas de 4mm de espesor. En la Figura 6.1.4, que corresponde a los resultados obtenidos con el programa *MathCad*, se obtiene un valor máximo (valor máximo del total de ensayos) de tenacidad a fractura de  $K_{Ic} = 42.768MPa\sqrt{m}$  y un valor promedio de  $K_{Ic} = 42.052MPa\sqrt{m}$  para las probetas de 4mm de espesor. A medida que el espesor de probetas aumenta se observa como los valores de tenacidad van disminuyendo, alcanzando los valores mínimos de tenacidad para las probetas de mayor espesor, 24mm:  $K_{Ic} = 31.32MPa\sqrt{m}$  para los resultados obtenidos con el programa de *Instron*,  $K_{Ic} = 30.944MPa\sqrt{m}$  para los resultados obtenidos con el programa *MathCad*.

Tras el desarrollo y elaboración del trabajo de investigación, expuesto aquí, y revisando los resultados expuestos en el capítulo 5 y en el presente se puede concluir que, efectivamente, existe una correlación entre el espesor de probeta y los valores obtenidos de tenacidad a la fractura. Esto es coherente con lo que, en un principio, cabría esperar.

## 6.2. TRABAJOS FUTUROS

En este apartado se plantean una serie de futuras actuaciones que pueden llevarse a cabo tomando como base los resultados y conclusiones obtenidos en este trabajo de investigación.

- Una futura línea de investigación que, a priori, parece obvia sería completar el presente trabajo con un mayor espacio muestral de resultados. Es decir, realizar un mayor número de ensayos con una gama más amplia de espesores y un mayor número de probetas representativas de cada espesor.
- Otra posible línea de investigación podría ser realizar el estudio con otro tipo de probeta de las que establece la norma o con un tipo de material con un comportamiento diferente, más frágil o por el contrario más dúctil.

- Asimismo, otra opción sería utilizar diferentes orientaciones de probeta (T-L, L-T, S-T, etc.) y observar cómo ésta influye en la variación del valor de la tenacidad a fractura en función del espesor de la muestra.

## 7. BIBLIOGRAFÍA

---

- [1] Anderson, T.L., *Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications*, CRC Press, Boca Ratón, Florida, 2ª edición, (1995).
- [2] Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Ed. Martinus Nijhoff Publishers.
- [3] Irwin, G.R., *Analysis of Stress and Strain near the End of a Crack Traversing a Plate*. Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, 1957, pp. 361-364.
- [4] Williams, M.L., *On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack*. Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, pp. 109-114, (1957).
- [5] Narasimhan, R. and Rosakis, A.J., *Three Dimensional Effects Near a Crack Tip in a Ductile Three Point Bend Specimen- Part I: A Numerical Investigation*. California Institute of Technology, Division of Engineering and Applied Science, Report SM 88-6, Pasadena, CA, (1988).
- [6] Nakamura, T. and Parks, D.M., "Conditions of J-Dominance in Three-Dimensional Thin Cracked Plates." *Analytical, Numerical, and Experimental Aspects of Three-Dimensional Fracture Processes*, ASME AMD-91, American Society of Mechanical Engineers, pp. 227-238, New York, (1988).
- [7] Irwin, G.R., "Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness." *Sagamore Research Conference Proceedings*, Vol. 8, pp. 100-104.
- [8] D. Fernández Zúñiga, Kalthoff, J.K., A. Fernández Canteli, J. Grasa, M. Doblaré, *Zonas Plásticas en el Frente de Grieta y Condiciones Relativas al Tamaño de Probeta para la Determinación de  $K_{Ic}$*  (2004).
- [9] G.C. Sih, "A Review of the Three-dimensional Stress Problem for a Cracked Plate". *Int. Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 7, pp. 39-61, (1971).
- [10] A. Dimitrov, F.-G. Buchholz, E. Schnack, "Free-surface Effects in Crack Propagation: A Theoretical-Numerical-Experimental Correlation". Institute of Solid Mechanics, University of Karlsruhe, Preprint 2001-1, pp. 1-38, (2002).
- [11] Wallin, K., "The Size Effect in  $K_{Ic}$  Results". *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 22. No. 1, pp. 149-163, (1985).
- [12] Zhao-Xi Wang, Fei Xue, Jian Lu, Hui-Ji and Guo-Gang Shu, "Experimental and Theoretical Investigation of Size Effects on the Ductile/Brittle Fracture Toughness of a Pressure Steel". *International Journal of Damage Mechanics* 2010 19: 611 originally published online 26, (2009).

- [13] Irwin, G.R., "Fracture Mode Transition for a Crack Traversing a Plate". J. Basic Engng ASME 82, pp. 417-425, (1960).
- [14] J. D. Landes and D. Schaffer, "Statistical Characterization of Fracture in the *Transition Region*". *Westinghouse Scientific Paper*, pp. 79-103, (1979).
- [15] Y. Hagiwara, "Evaluation of Thickness on Fracture Toughness in Heavy Sectioned Steels". *The 2<sup>nd</sup> Japanese-German Joint Seminar on Nondestructive Evaluation and Structural Strength on Nuclear Power Plants*, Tokyo, Japan, (1983).
- [16] W. Andrews, W. Kumar and M. Little, "Small-Specimen Brittle Fracture Testing". *ASTM STP 743*, pp. 576-598, (1981).
- [17] N. Otsuka, "Development of  $J_{Ic}$  Test in Transition Temperature Region". *SMIRT 7 G215*, pp. 55-62, (1983).
- [18] W. Tradinik, G. Popp, R. F. Pabst, "Untersuchungen zur Volumen abhängigkeit von  $K_{Ic}$  – Daten mit Hilfe einer Modifizierten Weibull-statistik". *Z. Werkstoff Tech.* 13, pp. 254-258, (1982).
- [19] T. Iwadate, Y. Takana, S. Ono, J. Watanabe, "An Analysis of Elastic-Plastic Fracture Toughness Behavior for  $J_{Ic}$  Measurement in the Transition Region". *2<sup>nd</sup> Inf. Symp. On EPFM*, pp. 6-9, Philadelphia, (1981).
- [20] "NASGRO 2.0. User's Manual". Fracture Mechanics and Fatigue Crack Growth Analysis Software.
- [21] D. Fernández Zúñiga, A. Fernández Canteli, E. Castillo, *Influencia del Espesor de Probeta sobre la Tenacidad a Fractura: Índice de Constricción Lateral*. Anales de la Mecánica de la Fractura, Vol. 22, (2005).
- [22] T. Nakamura, D. M. Parks, "Three-dimensional stress fields near the crack front of a thin elastic plate". *Journal of Applied Mechanics* 55, Trans. of ASME, pp. 805-813, (2000).
- [23] S. W. Kwon, C. T. Sun, "Characteristics of three-dimensional stress fields in plates with a through-the-thickness crack". *Int. Journal of Fracture* 104, pp. 291-315, (2000).
- [24] M.L. Williams, "Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in extension". *Journal of Applied Mechanics*, Trans. of ASME, 19, pp. 526-528, (1952).
- [25] ASTM E 399-90. "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials". American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1990).
- [26] Manual de instrucciones de la máquina hidráulica de ensayos *FAST TRACK 8800*.







## **ANEXOS**



**ANEXO I:**  
*Propiedades del Al 7075-T6*

---

En el presente anexo se va a adjuntar tabla detallada con las propiedades físicas y mecánicas y especificaciones técnicas de la aleación Al 7075-T6.



**Aluminum 7075-T6; 7075-T651**

**Subcategory:** 7000 Series Aluminum Alloy; Aluminum Alloy; Metal; Nonferrous Metal

**Close Analogs:**

**Composition Notes:**

A Zr + Ti limit of 0.25 percent maximum may be used with this alloy designation for extruded and forged products only, but only when the supplier or producer and the purchaser have mutually so agreed. Agreement may be indicated, for example, by reference to a standard, by letter, by order note, or other means which allow the Zr + Ti limit.

Aluminum content reported is calculated as remainder.

Composition information provided by the Aluminum Association and is not for design.

**Key Words:** Aluminium 7075-T6; Aluminium 7075-T651, UNS A97075; ISO AlZn5.5MgCu; Aluminium 7075-T6; Aluminium 7075-T651; AA7075-T6

Component	Wt. %		Component	Wt. %	
	Min	Max		Min	Max
Al	87.1	91.4	Mg	2.1	2.9
Cr	0.18	0.28	Mn	Max 0.3	
Cu	1.2	2	Other, each	Max 0.05	
Fe	Max 0.5		Other, total	Max 0.15	
			Si	Max 0.4	
			Ti	Max 0.2	
			Zn	5.1	6.1

**Material Notes:**

General 7075 characteristics and uses (from Alcoa): Very high strength material used for highly stressed structural parts. The T7351 temper offers improved stress-corrosion cracking resistance.

**Applications:** Aircraft fittings, gears and shafts, fuse parts, meter shafts and gears, missile parts, regulating valve parts, worm gears, keys, aircraft, aerospace and defense applications; bike frames, all terrain vehicle (ATV) sprockets.

Data points with the AA note have been provided by the Aluminum Association, Inc. and are NOT FOR DESIGN.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	2.81 g/cc	0.102 lb/in <sup>3</sup>	AA; Typical
<b>Mechanical Properties</b>			
Hardness, Brinell	150	150	AA; Typical; 500 g load; 10 mm ball
Hardness, Knoop	191	191	Converted from Brinell Hardness Value
Hardness, Rockwell A	53.50	53.50	Converted from Brinell Hardness Value
Hardness, Rockwell B	87	87	Converted from Brinell Hardness Value
Hardness, Vickers	175	175	Converted from Brinell Hardness Value
Ultimate Tensile Strength	572 MPa	83000 psi	AA; Typical
Tensile Yield Strength	503 MPa	73000 psi	AA; Typical
Elongation at Break	11 %	11 %	AA; Typical; 1/16 in. (1.6 mm) Thickness
Elongation at Break	11 %	11 %	AA; Typical; 1/2 in. (12.7 mm) Diameter
Modulus of Elasticity	71.7 GPa	10400 ksi	AA; Typical; Average of tension and compression. Compression modulus is about 2% greater than tensile modulus.
Poisson's Ratio	0.33	0.33	
Fatigue Strength	159 MPa	23000 psi	AA; 500,000 cycles completely reversed stress; RR Moore machine/specimen
Fracture Toughness	20 MPa-m <sup>1/2</sup>	18.2 ksi-in <sup>1/2</sup>	K(IC) in S-L Direction
Fracture Toughness	25 MPa-m <sup>1/2</sup>	22.8 ksi-in <sup>1/2</sup>	K(IC) in T-L Direction
Fracture Toughness	29 MPa-m <sup>1/2</sup>	26.4 ksi-in <sup>1/2</sup>	K(IC) in L-T Direction
Machinability	70 %	70 %	0-100 Scale of Aluminum Alloys
Shear Modulus	26.9 GPa	3900 ksi	
Shear Strength	331 MPa	48000 psi	AA; Typical

Electrical Properties	
Electrical Resistivity	5.15e-006 ohm-cm AA; Typical at 68°F
Thermal Properties	
CTE, linear 68°F	13.1 $\mu\text{in/in}\cdot\text{F}$ AA; Typical; Average over 68-212°F range.
CTE, linear 250°C	14 $\mu\text{in/in}\cdot\text{F}$ Average over the range 20-300°C
Specific Heat Capacity	0.229 BTU/lb·°F
Thermal Conductivity	900 BTU-in/hr-ft <sup>2</sup> -°F AA; Typical at 77°F
Melting Point	477 - 635 °C 890 - 1175 °F AA; Typical range based on typical composition for wrought products 1/4 inch thickness or greater. Homogenization may raise eutectic melting temperature 20-40°F but usually does not eliminate eutectic melting.
Solidus	477 °C 890 °F AA; Typical
Liquidus	635 °C 1175 °F AA; Typical
Processing Properties	
Annealing Temperature	413 °C 775 °F
Solution Temperature	468 - 482 °C 870 - 900 °F
Aging Temperature	121 °C 250 °F

**References are available for this material.**

Copyright 1996-2004 by Automation Creations, Inc. The information provided by MatWeb is intended for personal, non-commercial use. The contents, results, and technical data from this site may not be reproduced either electronically, photographically or substantively without permission from Automation Creations, Inc. No warranty, neither expressed nor implied, is given regarding the accuracy of this information. The user assumes all risk and liability in connection with the use of information from MatWeb.





## **ANEXO II:** *Resultados de ensayos.*

---

En el presente anexo se van a adjuntar las fichas del total de ensayos realizados. Se adjuntan tanto los resultados de  $K_{Ic}$  como las curvas Carga [N]-Desplazamiento [mm], para cada una de las probetas, obtenidos tras cada ensayo utilizando el programa de *Instron*.



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	19 October 2010	
Specimen I.D.	e4_P1_LT	
Kq	41.49	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	3.600	kN
Pmax/Pq	1.46	
a0	2.60E+1	mm
Rsx	1.92E+0	
dK / dt	4.81E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	4.00	mm
Net Thickness	4.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

Exit

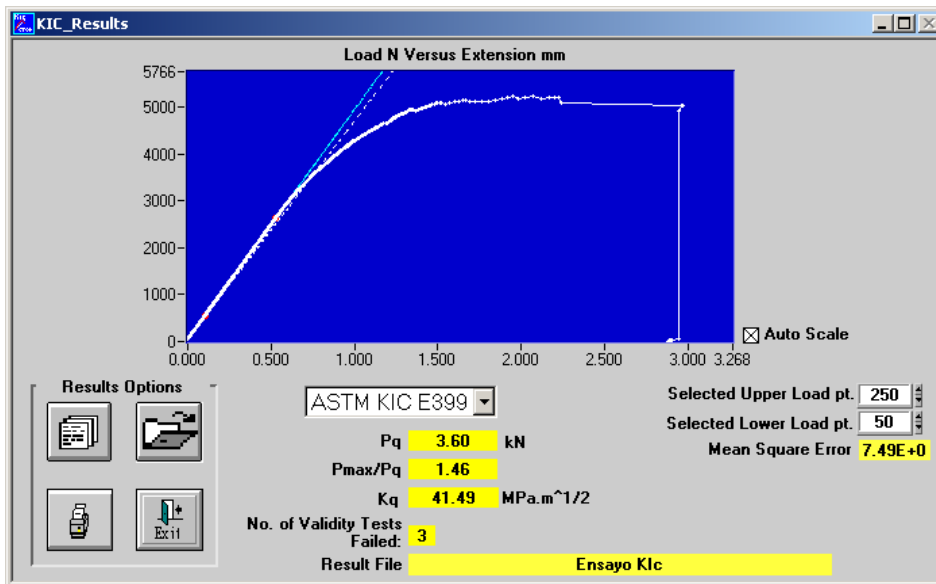
Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:

Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	11.03	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	21.01	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.10E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	23.967	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	19 October 2010
Specimen I.D.	e4_P2_LT
Kq	41.49 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	3.600 kN
Pmax/Pq	1.46
a0	2.60E+1 mm
Rsx	1.92E+0
dK / dt	4.81E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	4.00 mm
Net Thickness	4.00 mm
Yield Stress	540.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Kic

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:

Temperature 22 deg C

Initial Maximum Stress Intensity 11.03 MPa.m<sup>1/2</sup>

Final Maximum Stress Intensity 21.01 MPa.m<sup>1/2</sup>

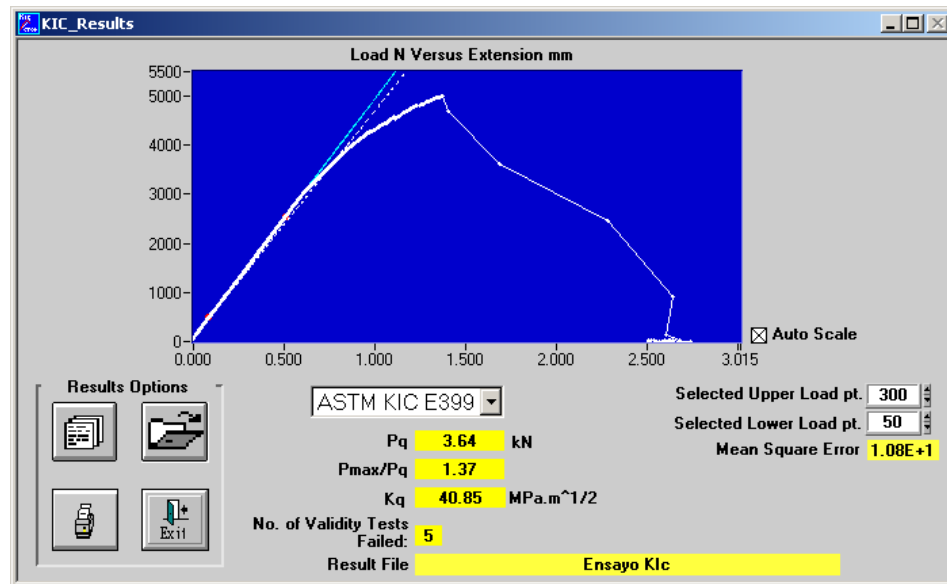
Load Ratio 0.10

Kf 2.10E+1 MPa.m<sup>1/2</sup>

Yield Stress 540.00 MPa

Tensile Strength 570.00 MPa

Uncracked Ligament 23.967 mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	25 October 2010	
Specimen I.D.	e4_P3_LT	
Kq	39.62	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	3.420	kN
Pmax/Pq	1.51	
a0	2.61E+1	mm
Rsx	1.90E+0	
dK / dt	3.86E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	4.00	mm
Net Thickness	4.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Klc	

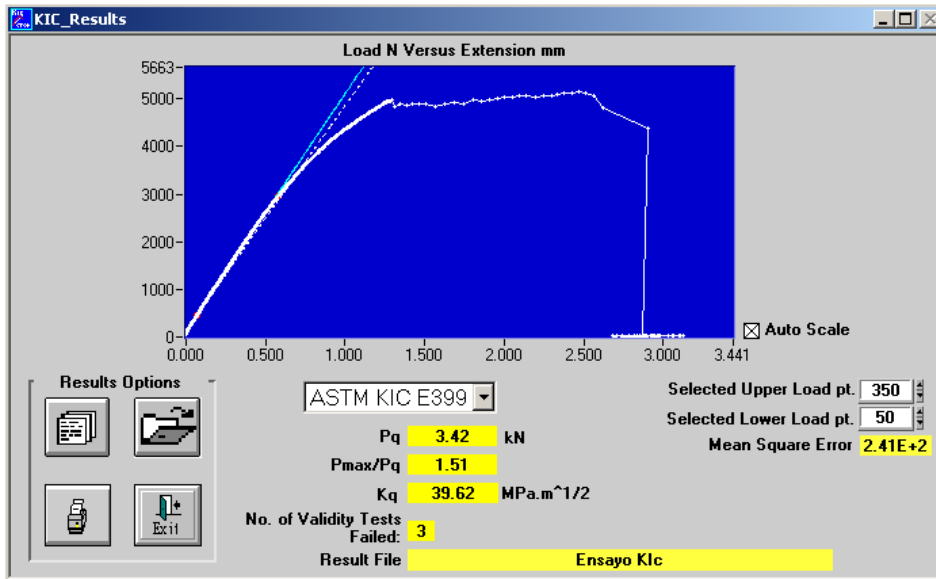
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	13.00	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	21.47	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.15E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	23.883	mm



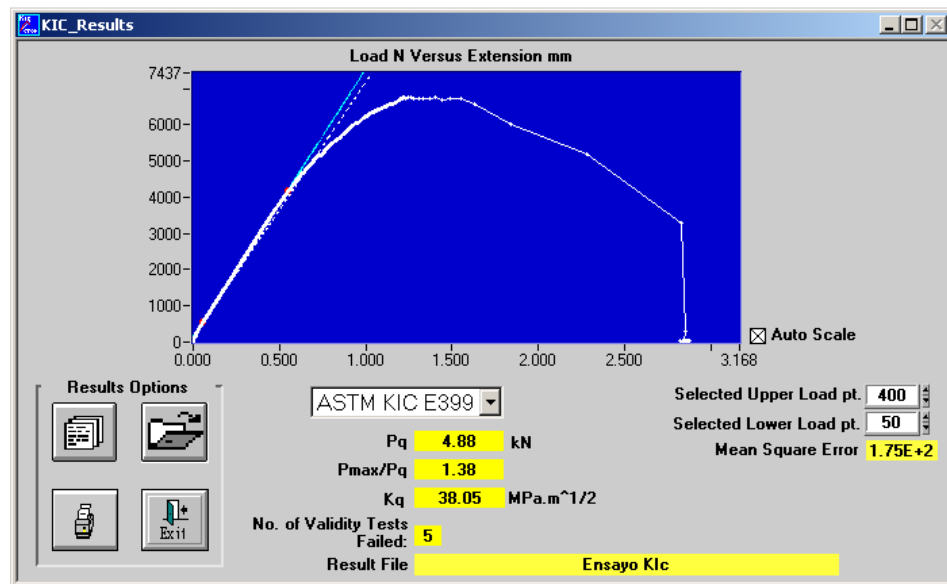
KIC Report	
Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	20 October 2010
Specimen I.D.	e6_P1_LT
Kq	38.05 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	4.884 kN
Pmax/Pq	1.38
a0	2.62E+1 mm
Rsx	1.68E+0
dK / dt	3.23E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	6.00 mm
Net Thickness	6.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Klc

Other Reports	
Crack Front	
Validity	

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.53 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	23.14 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.31E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	23.750 mm



**KIC Report**

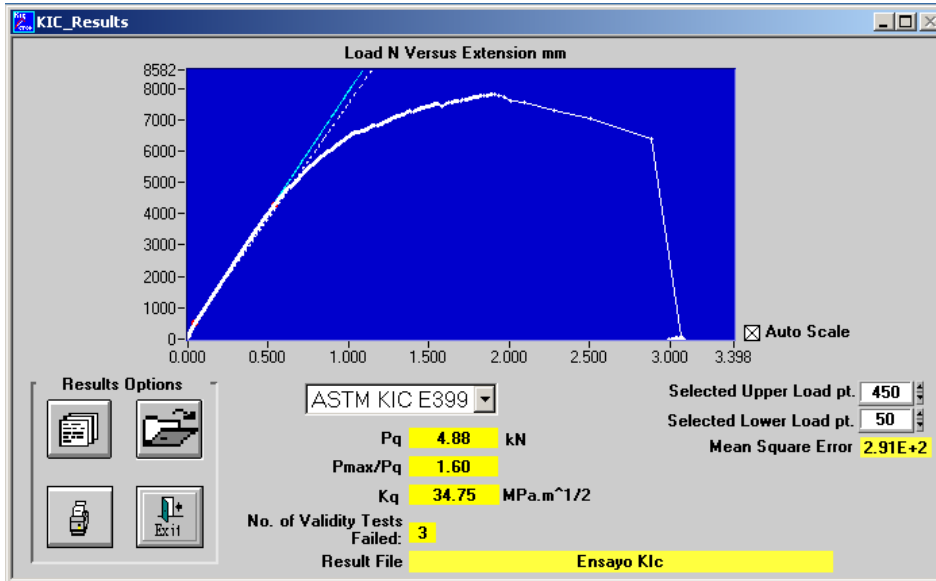
Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	28 October 2010	
Specimen I.D.	e6_P2_LT	
Kq	34.75	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	4.876	kN
Pmax/Pq	1.60	
a0	2.48E+1	mm
Rsx	1.71E+0	
dK / dt	2.68E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	6.00	mm
Net Thickness	6.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Klc	

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	14.98	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	22.60	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.26E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	25.167	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	28 October 2010	
Specimen I.D.	e6_P3_LT	
Kq	35.56	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	4.899	kN
Pmax/Pq	1.34	
a0	2.51E+1	mm
Rsx	1.47E+0	
dK / dt	2.73E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	6.00	mm
Net Thickness	6.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	A17075-T6	
Result File	Ensayo Klc	

Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.26	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	22.63	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.26E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	24.867	mm

**KIC\_Results**

Load N Versus Extension mm

Results Options

ASTM KIC E399

Selected Upper Load pt. 425

Selected Lower Load pt. 100

Mean Square Error 6.13E+1

Pq	4.90	kN
Pmax/Pq	1.34	
Kq	35.56	MPa.m <sup>1/2</sup>

No. of Validity Tests Failed: 3

Result File Ensayo Klc



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	22 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P1_LT	
Kq	36.19	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	6.107	kN
Pmax/Pq	1.21	
a0	2.65E+1	mm
Rsx	1.40E+0	
dK / dt	2.47E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	540.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

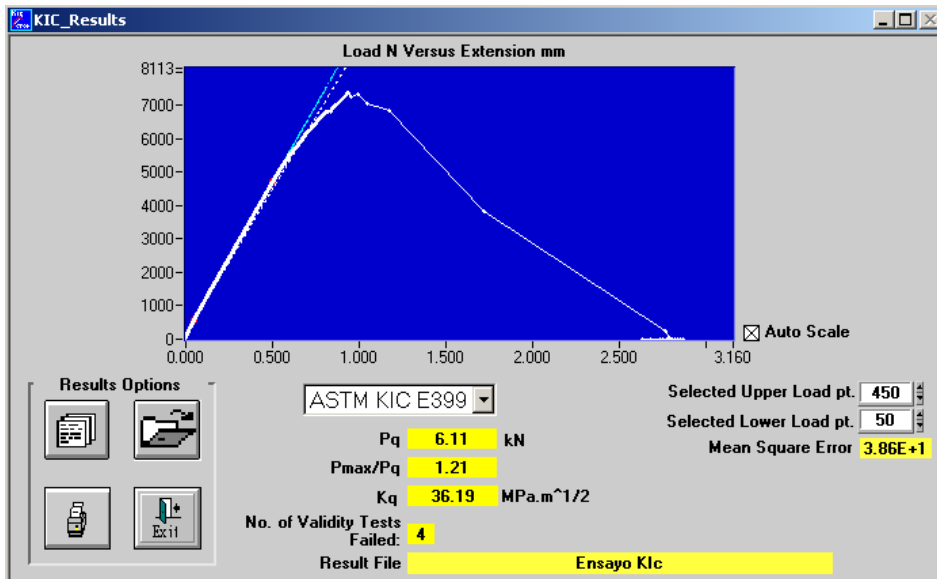
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	16.14	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.96	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	3.00E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	540.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	23.533	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	22 July 2010
Specimen I.D.	e8_P2_LT
Kq	33.16 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	5.645 kN
Pmax/Pq	1.35
a0	2.63E+1 mm
Rsx	1.43E+0
dK / dt	2.45E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	8.00 mm
Net Thickness	8.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Kic

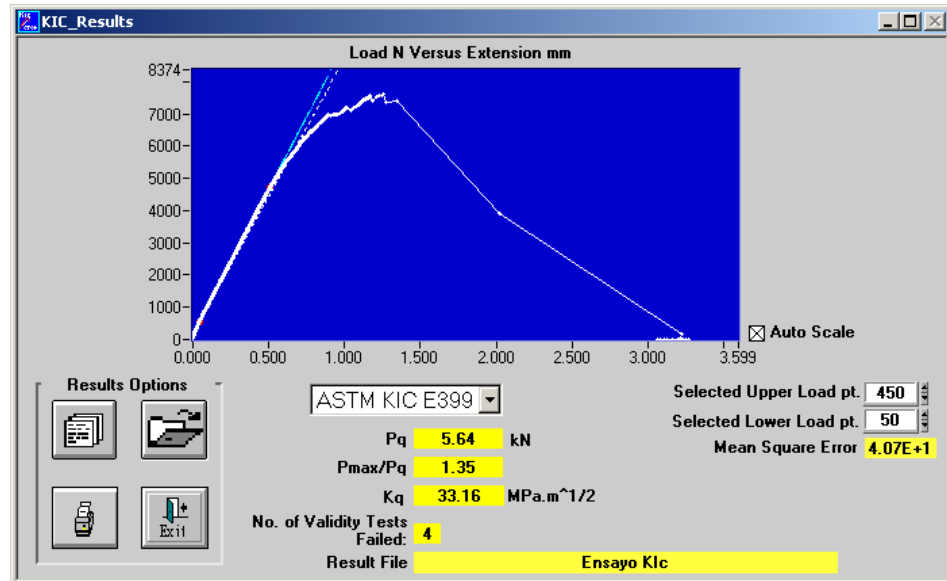
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.74 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.83 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.98E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	23.667 mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	23 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P3_LT	
Kq	31.27	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	5.727	kN
Pmax/Pq	1.39	
a0	2.52E+1	mm
Rsx	1.35E+0	
dK / dt	2.28E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	AI7075-T6	
Material	UNTREATED	
Result File	Ensayo Klc	

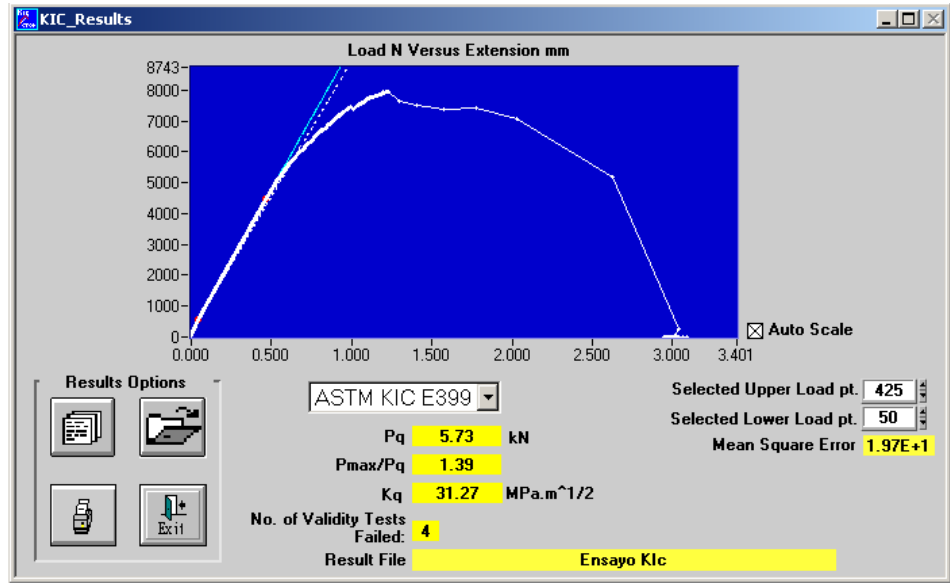
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	16.28	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.75	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.98E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	24.817	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	23 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P4_LT	
Kq	35.09	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	6.050	kN
Pmax/Pq	1.28	
a0	2.61E+1	mm
Rsx	1.43E+0	
dK / dt	2.42E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

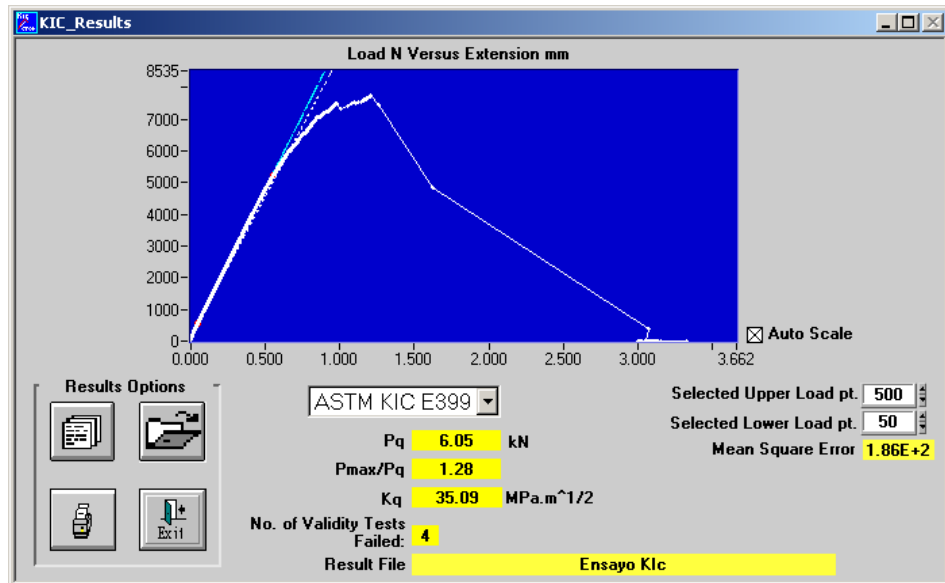
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.61	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.80	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.98E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	23.867	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	19 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P1_TL	
Kq	35.42	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	5.723	kN
Pmax/Pq	1.37	
a0	2.71E+1	mm
Rsx	1.59E+0	
dK / dt	2.57E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Klc	

Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.14	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	26.87	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.69E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	22.883	mm

**KIC\_Results**

Load N Versus Extension mm

Results Options

ASTM KIC E399

Pq 5.723 kN

Pmax/Pq 1.37

Kq 35.42 MPa.m<sup>1/2</sup>

No. of Validity Tests Failed: 4

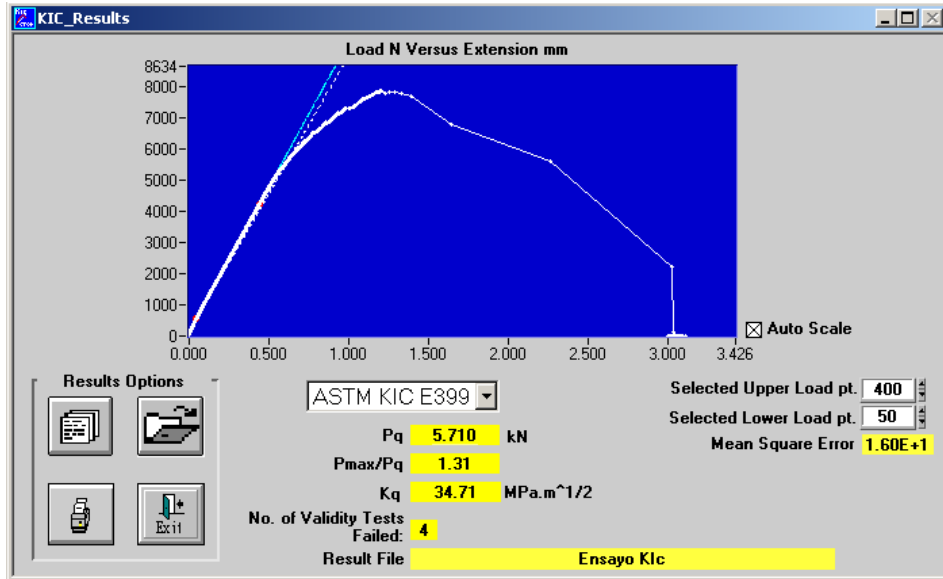
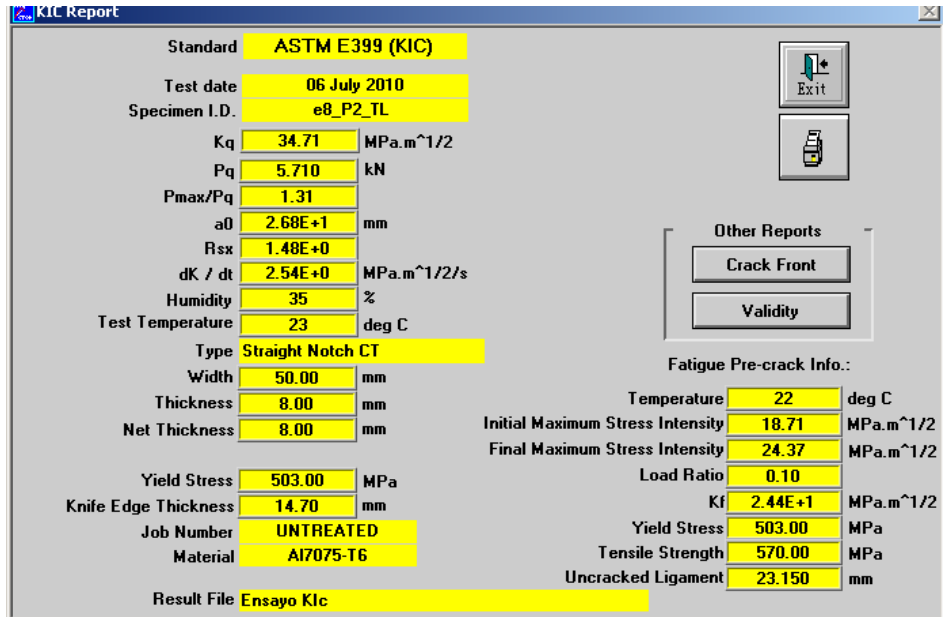
Result File Ensayo Klc

Selected Upper Load pt. 400

Selected Lower Load pt. 50

Mean Square Error 1.60E+1

Auto Scale



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	06 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P3_TL	
Kq	37.99	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	6.042	kN
Pmax/Pq	1.35	
a0	2.73E+1	mm
Rsx	1.68E+0	
dK / dt	2.62E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Klc	

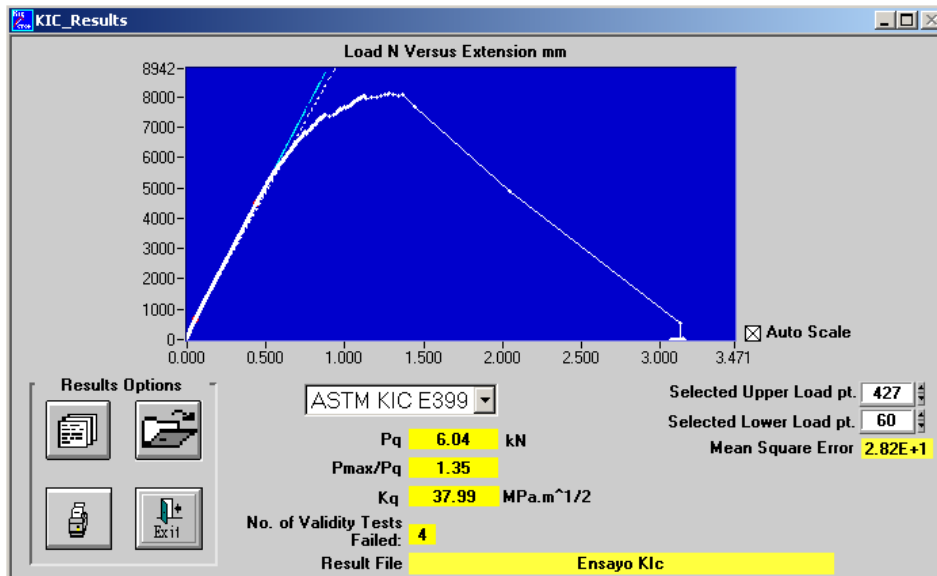
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	18.43	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	23.95	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.39E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	22.650	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	19 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P4_TL	
Kq	35.42	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	5.723	kN
Pmax/Pq	1.37	
a0	2.71E+1	mm
Rsx	1.59E+0	
dK / dt	2.57E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.14	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	26.87	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.69E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	22.883	mm

**KIC\_Results**

Load N Versus Extension mm

Results Options

ASTM KIC E399

Selected Upper Load pt. 400

Selected Lower Load pt. 50

Mean Square Error 1.60E+1

Pq	5.72	kN
Pmax/Pq	1.37	
Kq	35.42	MPa.m <sup>1/2</sup>
No. of Validity Tests Failed:	4	
Result File	Ensayo Kic	



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	19 July 2010	
Specimen I.D.	e8_P5_TL	
Kq	33.87	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	5.633	kN
Pmax/Pq	1.37	
a0	2.67E+1	mm
Rsx	1.50E+0	
dK / dt	2.50E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	8.00	mm
Net Thickness	8.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Klc	

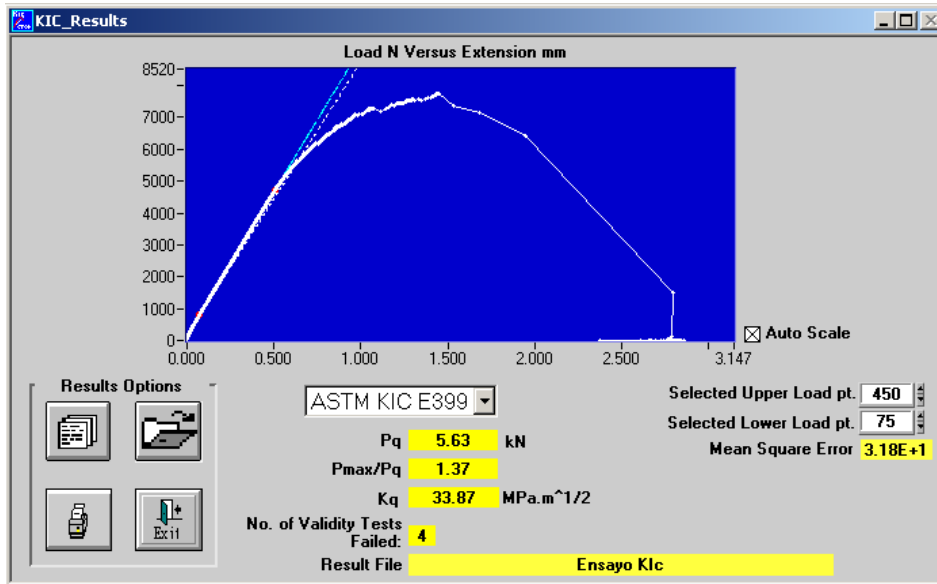
Exit

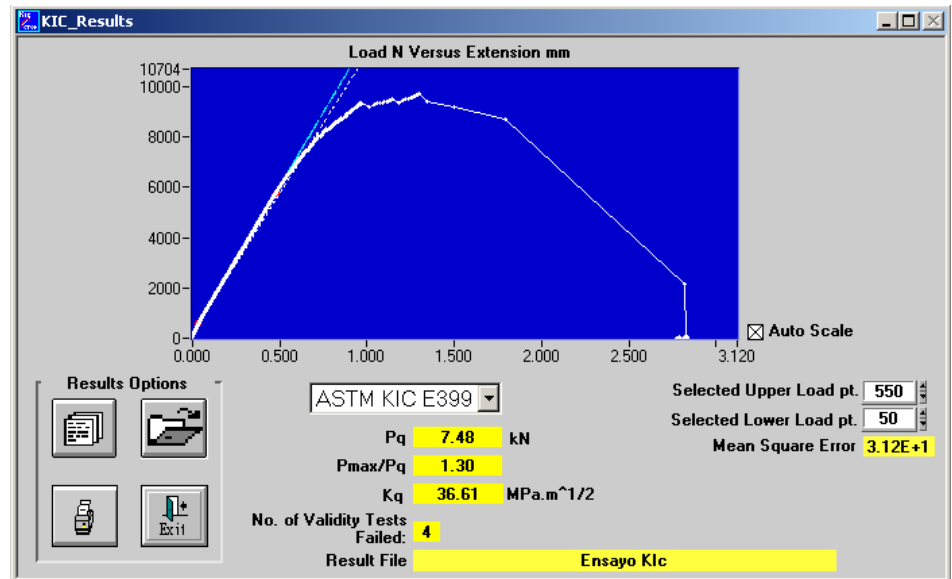
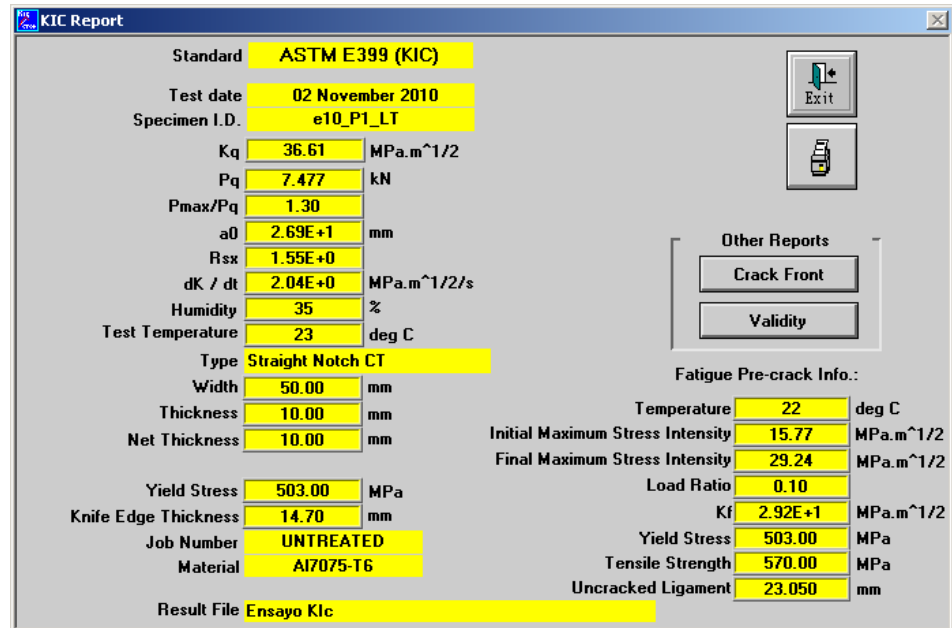
Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	16.16 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.85 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.99E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	23.317 mm





**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	02 November 2010	
Specimen I.D.	e10_P2_LT	
Kq	36.75	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	7.569	kN
Pmax/Pq	1.30	
a0	2.69E+1	mm
Rsx	1.55E+0	
dK / dt	2.04E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	10.00	mm
Net Thickness	10.00	mm
Yield Stress	540.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	AI7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

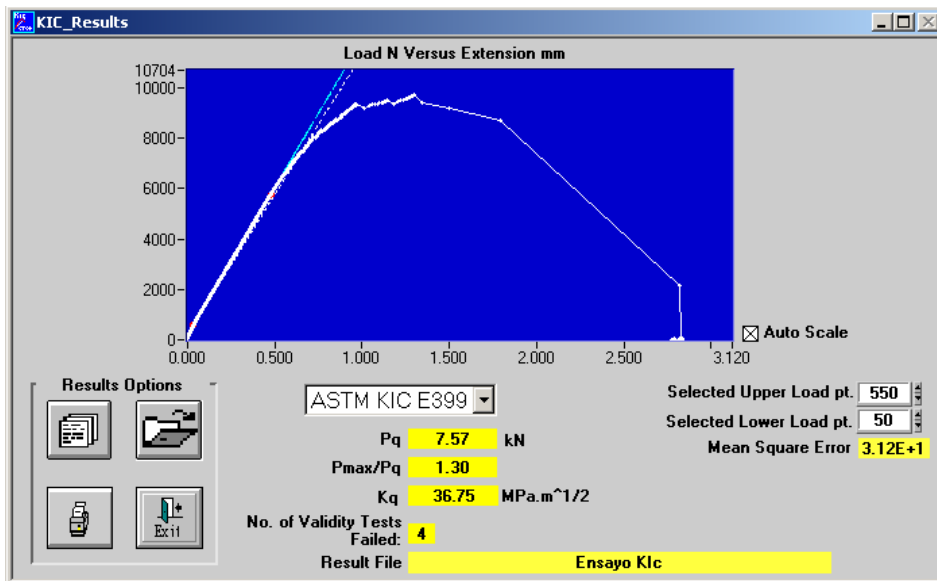
Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:

Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	15.77	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.24	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.92E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	23.050	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	02 November 2010	
Specimen I.D.	e10_P3_LT	
Kq	36.04	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	8.089	kN
Pmax/Pq	1.25	
a0	2.55E+1	mm
Rsx	1.41E+0	
dK / dt	1.85E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	10.00	mm
Net Thickness	10.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	A17075-T6	
Material	UNTREATED	
Result File	Ensayo Kic	

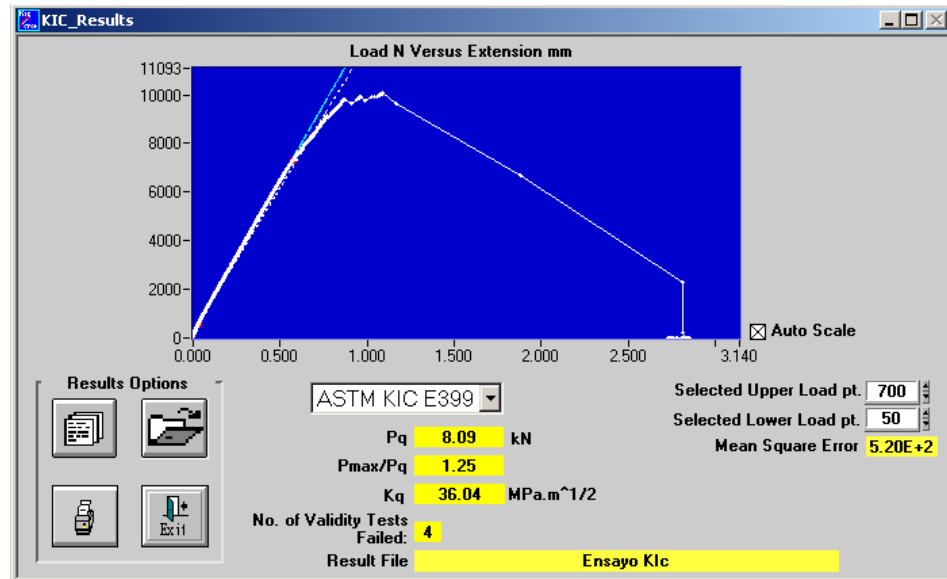
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	17.80	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	24.11	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.41E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	24.500	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	08 October 2010
Specimen I.D.	e12_P1_LT
Kq	34.00 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	8.334 kN
Pmax/Pq	1.22
a0	2.69E+1 mm
Rsx	1.35E+0
dK / dt	1.70E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	12.00 mm
Net Thickness	12.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	AI7075-T6
Material	AI7075-T6
Result File	Ensayo Klc

Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	17.84 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	35.22 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	3.52E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	23.050 mm

**KIC\_Results**

Load N Versus Extension mm

Results Options

ASTM KIC E399

Pq 8.33 kN

Pmax/Pq 1.22

Kq 34.00 MPa.m<sup>1/2</sup>

No. of Validity Tests Failed: 3

Result File Ensayo Klc

Selected Upper Load pt. 650

Selected Lower Load pt. 45

Mean Square Error 2.19E+2

Auto Scale

**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	11 October 2010
Specimen I.D.	e12_P2_LT
Kq	33.72 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	8.154 kN
Pmax/Pq	1.18
a0	2.72E+1 mm
Rsx	1.30E+0
dK / dt	1.72E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	12.00 mm
Net Thickness	12.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Klc

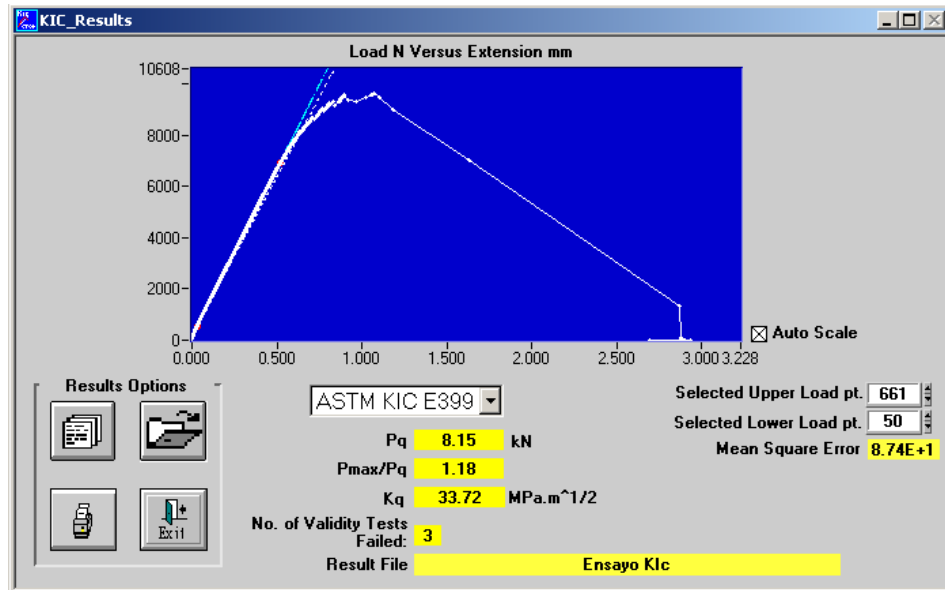
Exit

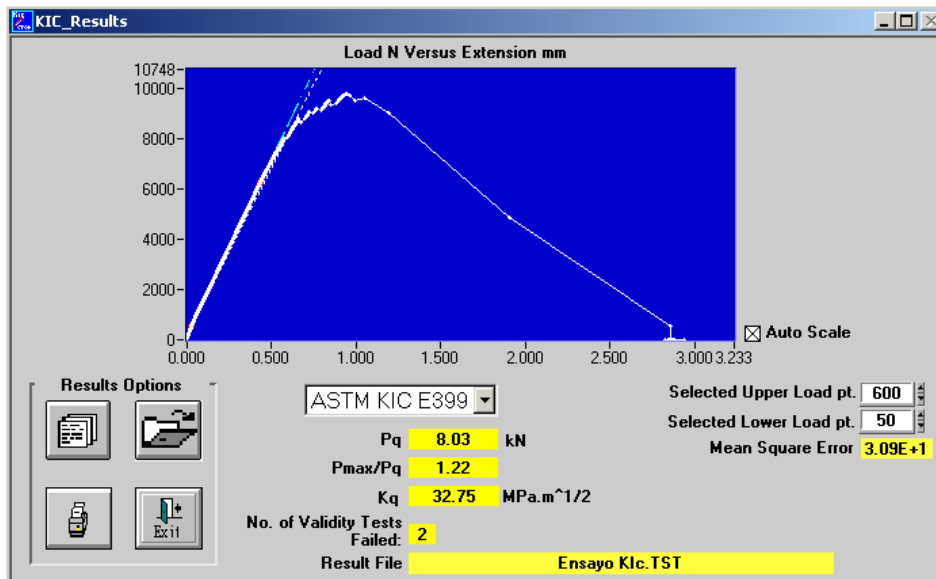
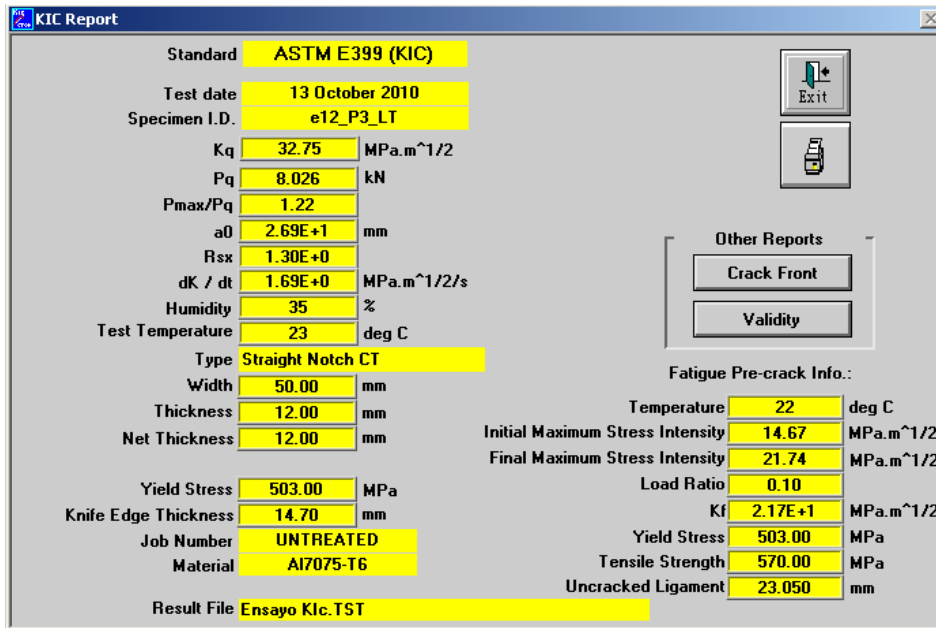
Other Reports

Crack Front

Validity

<b>Fatigue Pre-crack Info.:</b>	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	14.89 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	27.51 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.75E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	22.850 mm





**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	14 October 2010
Specimen I.D.	e12_P4_LT
Kq	32.66 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	8.238 kN
Pmax/Pq	1.26
a0	2.65E+1 mm
Rsx	1.32E+0
dK / dt	1.65E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	12.00 mm
Net Thickness	12.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Kic

Exit

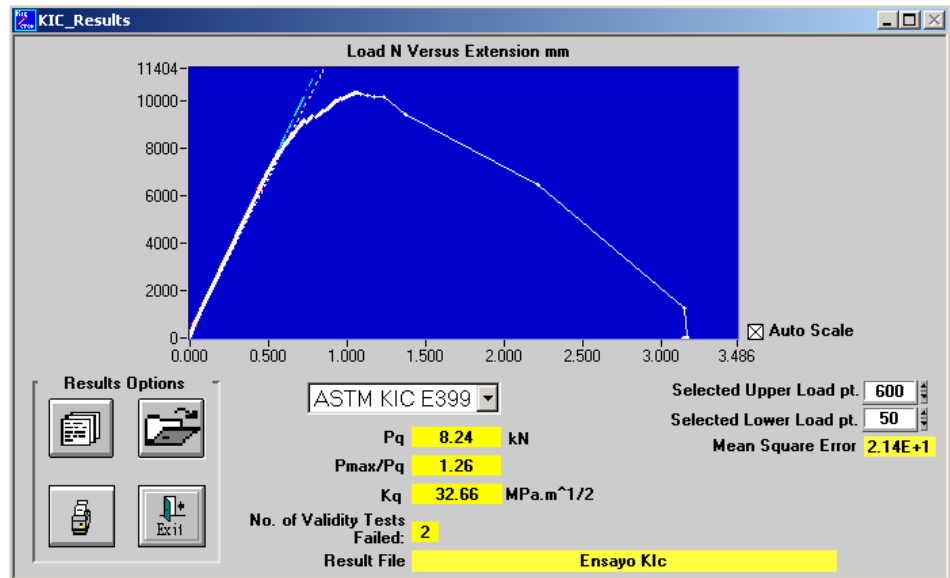
Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:

Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	14.38 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	21.59 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.16E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	23.483 mm





**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	15 October 2010
Specimen I.D.	e12_REF
Kq	30.22 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	7.975 kN
Pmax/Pq	1.06
a0	2.68E+1 mm
Rsx	1.01E+0
dK / dt	1.57E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.80 mm
Thickness	12.30 mm
Net Thickness	12.30 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	15.20 mm
Job Number	A17075-T6
Material	UNTREATED
Result File	Ensayo Kic

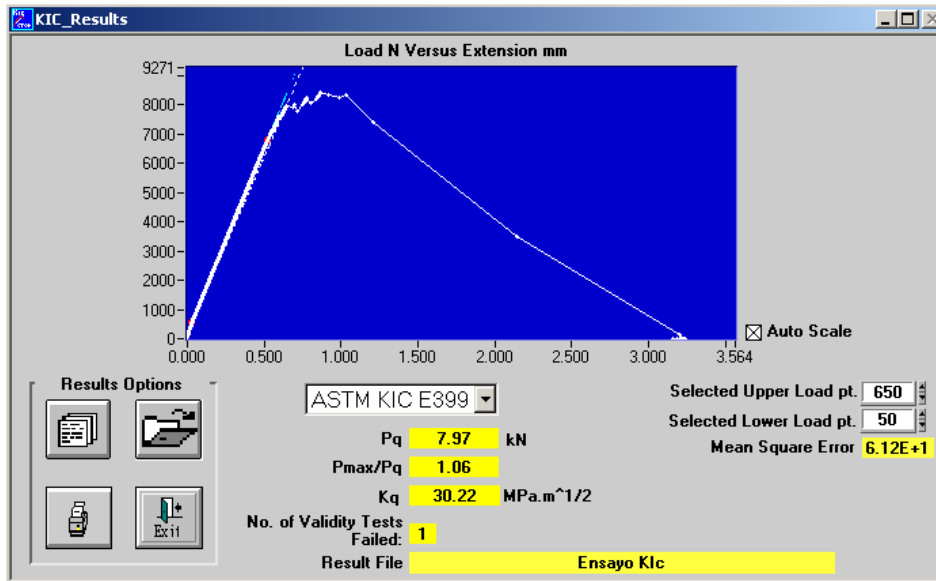
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	14.90 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	22.72 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.27E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	24.050 mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	21 October 2010
Specimen I.D.	e16_P1_LT
Kq	34.54 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	11.885 kN
Pmax/Pq	1.19
a0	2.62E+1 mm
Rsx	1.31E+0
dK / dt	1.21E+0 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.00 mm
Thickness	16.00 mm
Net Thickness	16.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Kic

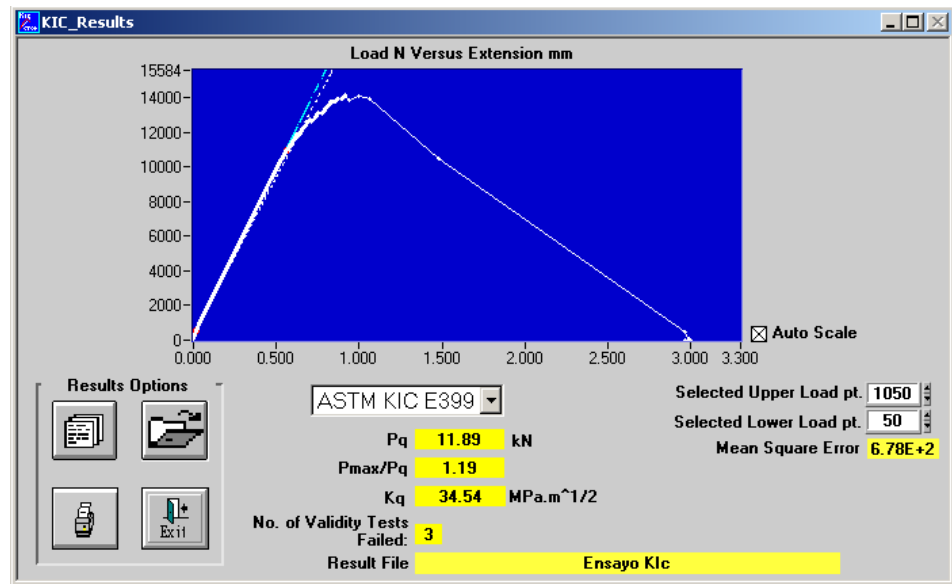
Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	19.03 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	31.93 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	3.19E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	23.833 mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	02 November 2010	
Specimen I.D.	e16_P2_LT	
Kq	35.09	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	12.468	kN
Pmax/Pq	1.11	
a0	2.57E+1	mm
Rsx	1.22E+0	
dK / dt	1.17E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	16.00	mm
Net Thickness	16.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	AI7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

Exit

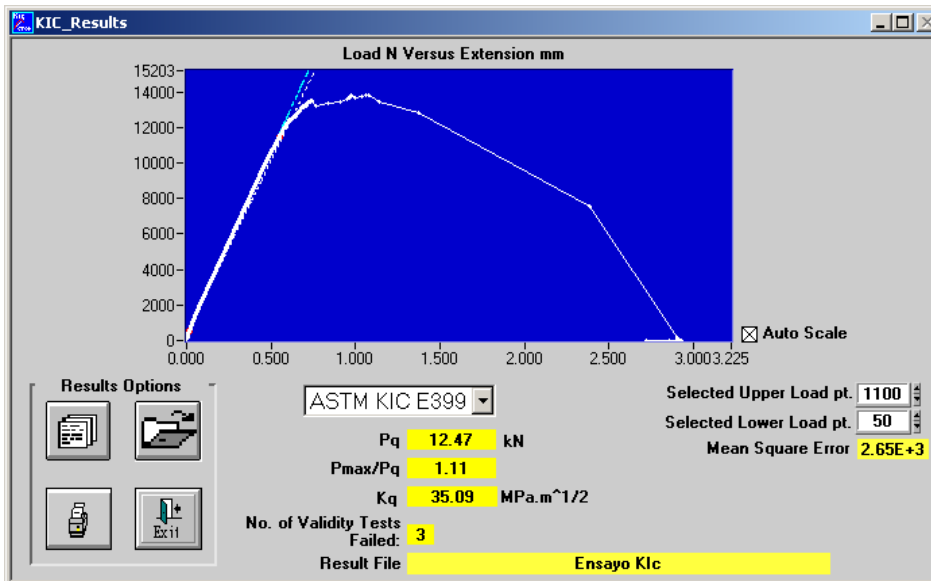
Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:

Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	18.13	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	28.31	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.83E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	24.333	mm



**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	20 October 2010	
Specimen I.D.	e20_P1_LT	
Kq	34.68	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	13.867	kN
Pmax/Pq	1.05	
a0	2.73E+1	mm
Rsx	1.19E+0	
dK / dt	1.04E+0	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	20.00	mm
Net Thickness	20.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	Al7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:		
Temperature	22	deg C
Initial Maximum Stress Intensity	12.73	MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	29.27	MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10	
Kf	2.93E+1	MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00	MPa
Tensile Strength	570.00	MPa
Uncracked Ligament	22.733	mm

**KIC\_Results**

Load N Versus Extension mm

Results Options

ASTM KIC E399

Pq 13.87 kN

Pmax/Pq 1.05

Kq 34.68 MPa.m<sup>1/2</sup>

No. of Validity Tests Failed: 2

Result File Ensayo Kic

Selected Upper Load pt. 1000

Selected Lower Load pt. 50

Mean Square Error 2.76E+2

**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)	
Test date	26 October 2010	
Specimen I.D.	e20_P2_LT	
Kq	31.42	MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	17.740	kN
Pmax/Pq	1.00	
a0	2.20E+1	mm
Rsx	1.03E+0	
dK / dt	9.47E-1	MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35	%
Test Temperature	23	deg C
Type	Straight Notch CT	
Width	50.00	mm
Thickness	20.00	mm
Net Thickness	20.00	mm
Yield Stress	503.00	MPa
Knife Edge Thickness	14.70	mm
Job Number	UNTREATED	
Material	AI7075-T6	
Result File	Ensayo Kic	

Exit

Other Reports

Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	13.71 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	22.72 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.27E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	24.150 mm

**KIC\_Results**

Load N Versus Extension mm

Results Options

ASTM KIC E399

Pq 17.74 kN

Pmax/Pq 1.00

Kq 31.42 MPa.m<sup>1/2</sup>

No. of Validity Tests Failed: 2

Result File: Ensayo Kic

Selected Upper Load pt. 1698

Selected Lower Load pt. 235

Mean Square Error 3.85E+4

Auto Scale

**KIC Report**

Standard	ASTM E399 (KIC)
Test date	30 May 2011
Specimen I.D.	e20_P3_LT
Kq	32.58 MPa.m <sup>1/2</sup>
Pq	17.420 kN
Pmax/Pq	1.04
a0	2.30E+1 mm
Rsx	1.03E+0
dK / dt	9.47E-1 MPa.m <sup>1/2</sup> /s
Humidity	35 %
Test Temperature	23 deg C
Type	Straight Notch CT
Width	50.70 mm
Thickness	20.00 mm
Net Thickness	20.00 mm
Yield Stress	503.00 MPa
Knife Edge Thickness	14.70 mm
Job Number	UNTREATED
Material	Al7075-T6
Result File	Ensayo Kic

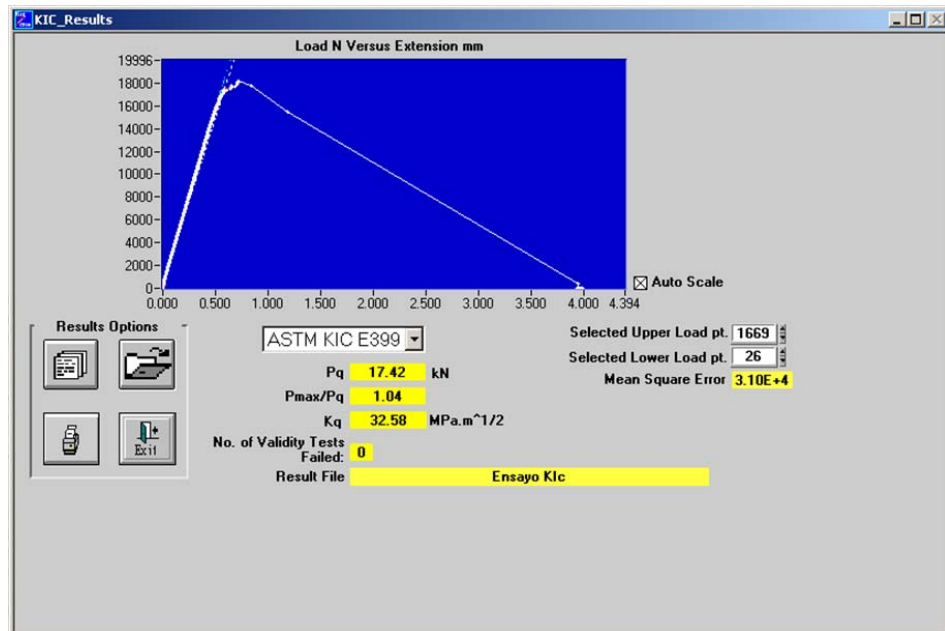
Exit

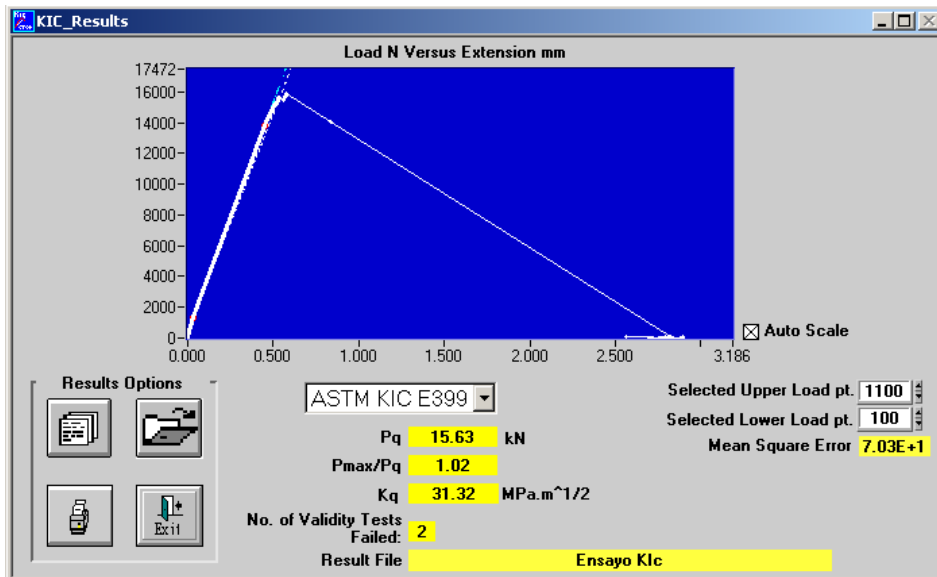
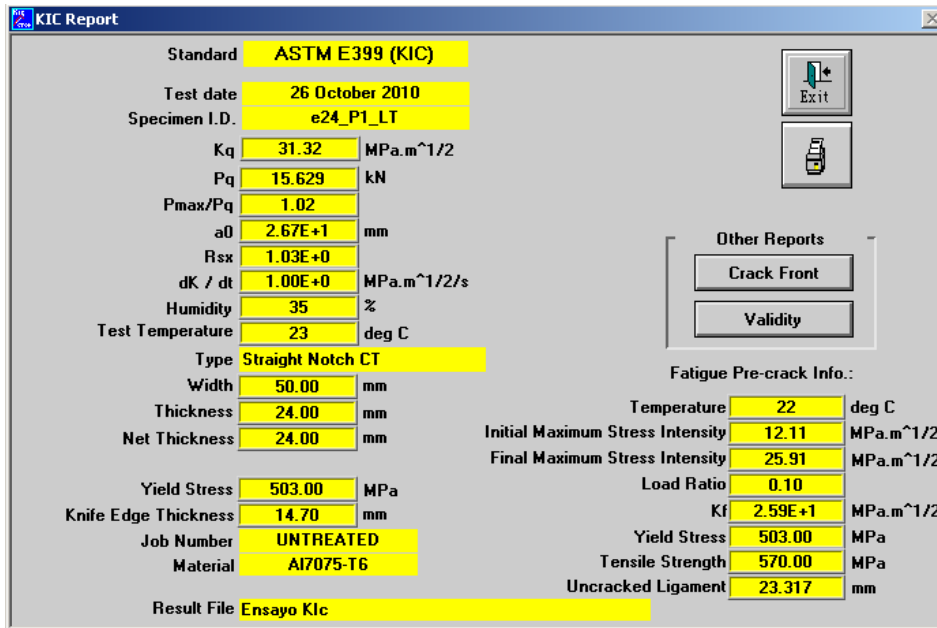
Other Reports

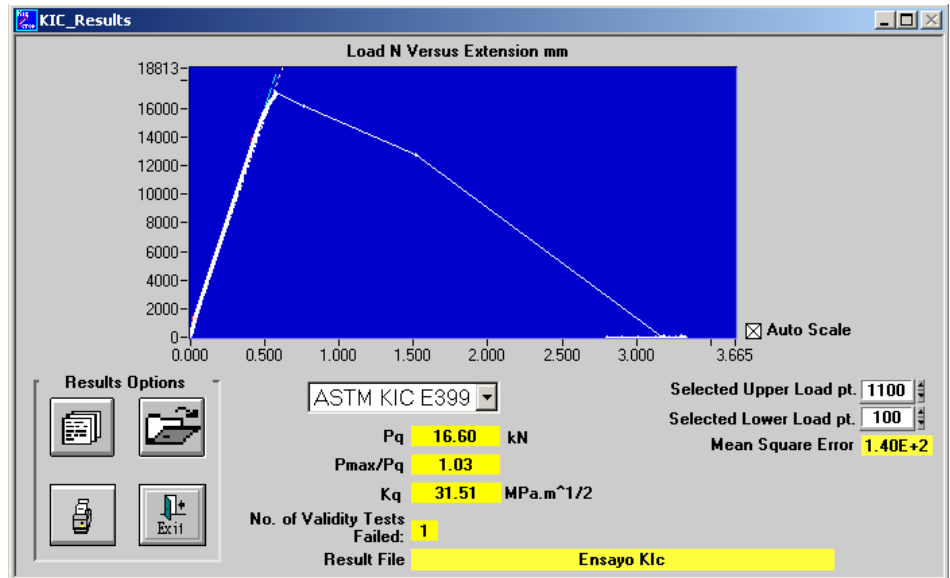
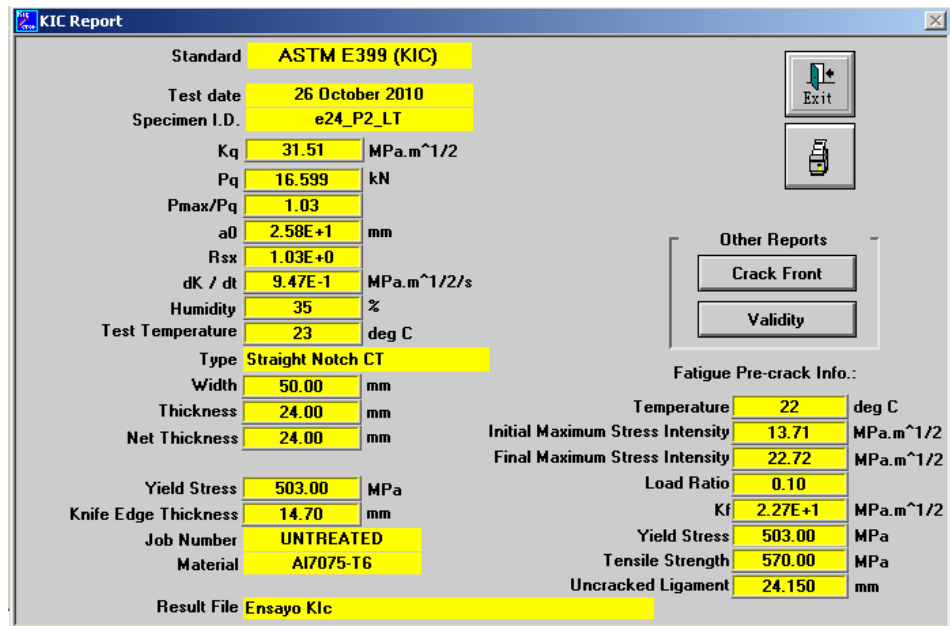
Crack Front

Validity

Fatigue Pre-crack Info.:	
Temperature	22 deg C
Initial Maximum Stress Intensity	13.71 MPa.m <sup>1/2</sup>
Final Maximum Stress Intensity	22.72 MPa.m <sup>1/2</sup>
Load Ratio	0.10
Kf	2.27E+1 MPa.m <sup>1/2</sup>
Yield Stress	503.00 MPa
Tensile Strength	570.00 MPa
Uncracked Ligament	24.150 mm













### ***ANEXO III:*** ***Fotografías.***

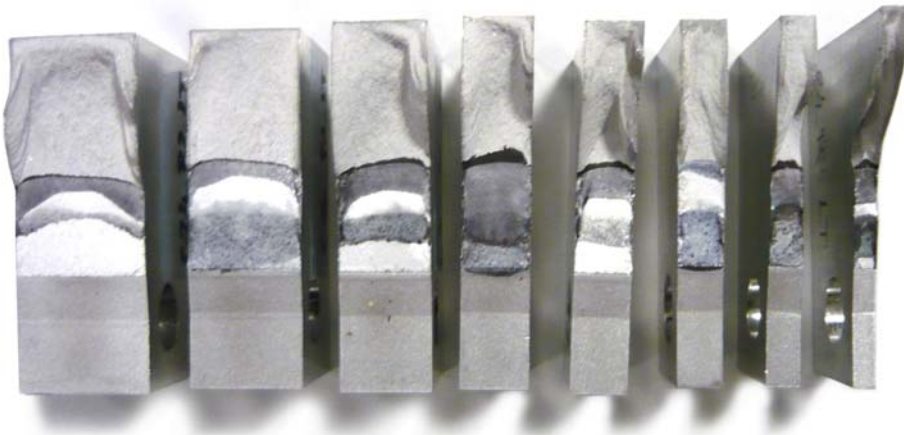
---

En el presente anexo se van a adjuntar una serie de fotografías de las probetas una vez realizado el ensayo de fractura. En ellas se pueden observar detalles como pueden ser la pregrieta de fatiga o los diferentes efectos de la constricción sobre el plano de fractura dependiendo del espesor de la probeta.





**Imagen 1.** Fotografía general de probetas fracturadas. Diferentes espesores.



**Imagen 2.** Fotografía general de probetas fracturadas. Diferentes espesores.



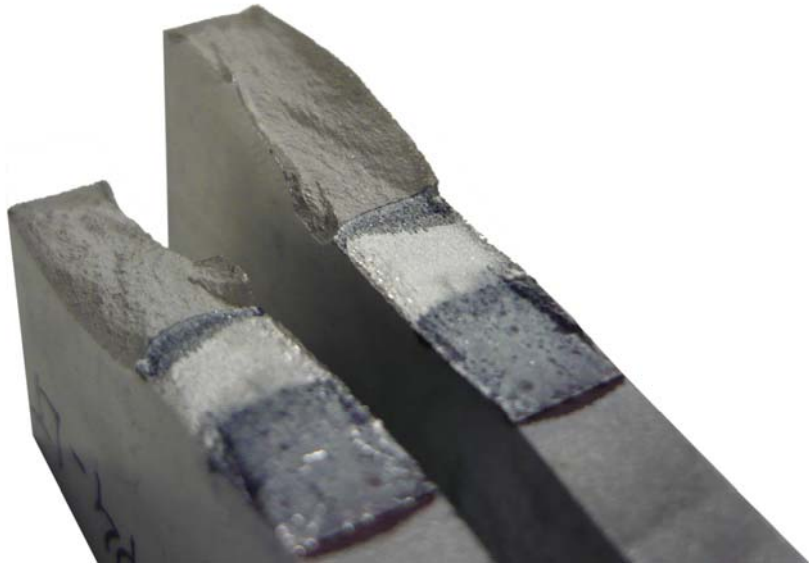
**Imagen 3.** Detalle de plano de fractura. Probeta de 4 mm de espesor.



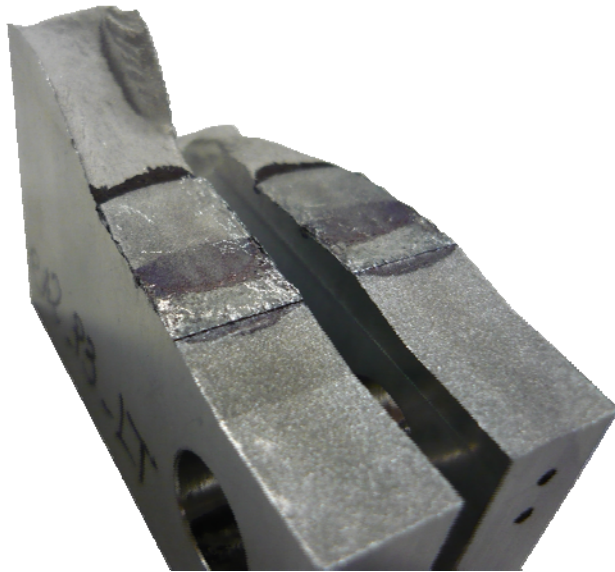
**Imagen 4.** Probeta de 6 mm de espesor.



**Imagen 5.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 6 mm de espesor.



**Imagen 6.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 8 mm de espesor.



**Imagen 7.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 12 mm de espesor.

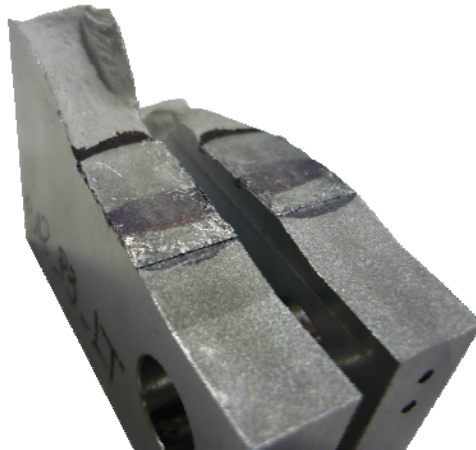




**Imagen 8.** Probeta de 12 mm de espesor.



**Imagen 9.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 12 mm de espesor.



**Imagen 10.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 12 mm de espesor.



**Imagen 11.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 12 mm de espesor.



**Imagen 12.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 24 mm de espesor.



**Imagen 13.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 24 mm de espesor.



**Imagen 14.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 24 mm de espesor.



**Imagen 15.** Detalle pregrieta de fatiga y plano de fractura. Probeta de 24 mm de espesor.



