



POLITÉCNICA

**UNIVERSIDAD POLITÉCNICA
DE MADRID**



**MÁSTER UNIVERSITARIO EN INGENIERÍA DE LAS
ESTRUCTURAS, CIMENTACIONES Y MATERIALES**

*Escuela Técnica Superior de Ingenieros de
Caminos, Canales y Puertos*

TRABAJO FIN DE MÁSTER

**ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO EN ROTURA DE
UN MATERIAL METÁLICO DÚCTIL. ASPECTOS
EXPERIMENTALES Y NUMÉRICOS**

**Autor: D. Ignacio Fernández Guerrero
Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos**

**Tutor: Prof. D. Jaime Gálvez Ruiz
Dr. Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos**

Madrid, Septiembre de 2015

AGRADECIMIENTOS

Este Trabajo Fin de Máster ha sido posible gracias a la ayuda y el esfuerzo recibido en todo momento por parte de mi director, Jaime Gálvez Ruiz.

Mis agradecimientos también al departamento de Materiales de Construcción, en especial a Marcos García Alberti, Alejandro Enfedaque Díaz, Alfredo Casero, Miguel Ángel De Felipe y David Galé.

Por último, dedicarle este trabajo a toda mi familia, en especial a mis padres, por su confianza y aliento, y porque son ellos los que me inspiran día a día a seguir creciendo.

“La inspiración existe, pero tiene que encontrarte trabajando”

- Pablo Picasso

ÍNDICE

CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN	6
CAPÍTULO 2: ESTADO DEL ARTE	10
2.1. EL ENSAYO DE TRACCIÓN SIMPLE	10
2.1.1. TENSIÓN Y DEFORMACIÓN INGENIERILES	12
2.1.2. TENSIÓN Y DEFORMACIÓN VERDADERAS.....	13
2.1.3. DIFICULTADES EN LA OBTENCIÓN DE LA CURVA TENSIÓN-DEFORMACIÓN	14
2.1.4. PROPIEDADES DEL MATERIAL Y PROPIEDADES DE LA ESTRUCTURA	17
2.2. CARÁCTER DÚCTIL O FRÁGIL DE LA ROTURA	18
2.2.1. EVOLUCIÓN DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP)	20
2.2.2. LA APERTURA DEL FRENTE DE FISURA.....	20
2.2.3. LA INTEGRAL DE CONTORNO J	23
2.3. MECANISMOS DE FRACTURA EN LA ROTURA DÚCTIL.....	26
2. 3.1. Modelos del fenómeno de nucleación	27
2. 3.2. Modelos de los fenómenos de crecimiento y coalescencia de huecos	28
2.5 EL MODELO DE GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN [17]	30
2.5.1. Evolución del modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman	34
2.6. RECAPITULACIÓN Y OBJETIVOS	34
CAPÍTULO 3: CAMPAÑA EXPERIMENTAL.....	36
3.1. OBJETIVOS	36

3.2. MATERIALES EMPLEADOS	37
3.2.1. JUSTIFICACIÓN DEL MATERIAL EMPLEADO.....	37
3.3. ENSAYOS DE TRACCIÓN SIMPLE	38
3.3.1 INFLUENCIA DE LA LONGITUD DE LAS PROBETAS SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL	38
3.3.2 INFLUENCIA DEL DIÁMETRO DE LAS PROBETAS SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL	39
3.4. DESCRIPCIÓN DEL TRABAJO EXPERIMENTAL	40
3.4.1. ENSAYOS DE TRACCIÓN SIMPLE	40
3.5. RESULTADOS.....	55
3.5.1 INFLUENCIA DE LA LONGITUD DE LA PROBETA SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL	55
3.5.2 INFLUENCIA DEL DIÁMETRO DE LAS PROBETAS SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL	59
CAPÍTULO 4: CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO	69
4.1 CONCLUSIONES.....	69
4.2 TRABAJO FUTURO.....	70
CAPÍTULO 5: BIBLIOGRAFÍA	72

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 - a) Superficie de rotura en copa y cono; b) Superficie de rotura plana perpendicular a la dirección de aplicación de la carga.....	8
Figura 2.1 - Esquema de un ensayo de tracción simple.....	12
Figura 2.2 – Efecto de la longitud de la base extensométrica.....	15
Figura 2.3 – Curva Fuerza-deformación de una probeta en la que el cuello de estricción se desarrolló fuera de la zona de medida del extensómetro...	16
Figura 2.4 – Curvas σ - ϵ correspondientes a materiales que presentan un comportamiento frágil en rotura y son estudiados por la MFEL (izda.) y a materiales que presentan un comportamiento dúctil en rotura y son estudiados por la MFEP (dcha.).....	19
Figura 2.5 – Apertura de los labios de fisura (CTOD).....	21
Figura 2.6 - Definición del parámetro CTOD.....	22
Figura 2.7 - Contorno arbitrario alrededor del frente de fisura.....	25
Figura 2.8 – Mecanismos de fractura en metales.....	26
Figura 2.9 – Fases del mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de poros.....	27
Figura 2.10 – Relación entre q y p en función del valor de la porosidad inicial f	33
Figura 3.1 – Probetas ensayadas de distintos diámetros y de diferentes longitudes. Fotografía de las nueve probetas.....	41
Figura 3.2 –Dimensiones principales de cada una de las probetas.....	42
Figura 3.3 –Proceso de preparación de una probeta para el empleo de extensometría óptica en el ensayo de tracción simple.....	44
Figura 3.4 –Probetas durante el proceso de preparación.....	45
Figura 3.5 – Esquema del montaje para un ensayo de tracción. Deformaciones medidas con un sistema de extensometría óptica.....	46

Figura 3.6 – Imagen del montaje para un ensayo de tracción. Deformaciones medidas con un sistema de extensometría óptica.....	47
Figura 3.7 – Cámara de alta definición IDS UI-14802SE utilizada para la correlación digital de imágenes.....	49
Figura 3.8 – Montaje del ensayo de tracción con medición de deformaciones mediante extensometría óptica.....	50
Figura 3.9 – Aspecto de una de las imágenes empleadas por el software de correlación de imágenes.....	51
Figura 3.10 – Mapa de deformaciones ε_{yy} resultado del análisis de videoextensometría digital (Video Image Correlation) con VIC-2D®.....	53
Figura 3.11 – Máquina empleada en los ensayos de tracción.....	54
Figura 3.12 – Curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ de las probetas para comprobar la influencia de la longitud sobre la rotura. Base extensométrica = 12,5 mm....	56
Figura 3.13 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de 9mm de diámetro y diferentes longitudes. Base extensométrica = 12,5 mm	58
Figura 3.14 – Bases extensométricas empleadas con cada uno de los diámetros.....	60
Figura 3.15 – Curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 1 \emptyset	61
Figura 3.16 – Curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 2 \emptyset	62
Figura 3.17 – Curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 12,5 mm	63
Figura 3.18 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 1 \emptyset	67
Figura 3.19 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 2 \emptyset	68
Figura 3.20 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 12,5 mm.....	69

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 3.1 – Composición química aleación de aluminio 5083.....	37
Tabla 3.2 – Relación de longitudes de las probetas ensayadas.....	39
Tabla 3.3 – Relación de diámetros de las probetas ensayadas.....	39
Tabla 3.4 – Longitud de las probetas de 9 mm de diámetro ensayadas para comprobar la influencia de la longitud sobre la rotura.....	57
Tabla 3.5 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de 9mm de diámetro y diferentes longitudes. Base extensométrica = 12,5 mm.....	57
Tabla 3.6 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 1 \emptyset	64
Tabla 3.7 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 2 \emptyset	65
Tabla 3.8 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 12,5 mm.....	67

CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN

La motivación principal de este trabajo fin de máster es el estudio del comportamiento en rotura de un material metálico muy dúctil como es una aleación de aluminio. El conocimiento del comportamiento de los materiales en su régimen plástico es muy valioso, puesto que el concepto de ductilidad de un material está relacionado directamente con la seguridad de una estructura.

Un material dúctil es aquel que resiste estados tensionales elevados y alcanza altos niveles de deformación, siendo capaz de absorber gran cantidad de energía antes de su rotura y permitiendo una redistribución de esfuerzos entre elementos estructurales. Por tanto, la utilización de materiales dúctiles en el mundo de la construcción supone en general un incremento de la seguridad estructural por su “capacidad de aviso”, es decir, la deformación que estos materiales experimentan antes de su rotura. Al contrario que los materiales frágiles, que carecen de esta capacidad de aviso antes de su rotura, produciéndose ésta de forma repentina y sin apenas deformación previa.

En relación a esto, el ensayo de tracción simple se considera una de las técnicas más sencillas y utilizadas en la caracterización de materiales metálicos, puesto que a partir de la curva fuerza-desplazamiento que este ensayo proporciona, permite obtener de forma precisa la curva tensión-deformación desde el instante de carga máxima. No obstante, existen dificultades para la definición del comportamiento del material desde el instante de carga máxima hasta rotura, lo que provoca que habitualmente no se considere este último tramo de la curva tensión-deformación cuando, tal y como sabemos, contiene una información muy importante y valiosa. Y es que, este último tramo de la curva tensión-deformación es primordial a la hora de determinar la energía máxima que un elemento es capaz de absorber antes de su rotura, aspecto elemental, por ejemplo para conocer si una rotura ha sido accidental o intencionada.

Por tanto, el tramo final de la curva tensión-deformación proporciona información muy interesante sobre el comportamiento del material frente a situaciones límite de carga.

El objetivo por tanto va a ser continuar con el trabajo realizado por el doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos, Fernando Suárez Guerra, el cual estudió en su Tesis Doctoral el comportamiento en rotura de dos materiales metálicos como son, un Material 1: acero perlítico empleado en la fabricación de alambres de pretensado, y un Material 2: acero tipo B 500 SD empleado como armadura pasiva en hormigón armado. Estos materiales presentan un comportamiento a rotura claramente diferenciado, siendo más dúctil el Material 2 que el Material 1.

Tomando como partida esta Tesis Doctoral **[4]**, este Trabajo Fin de Máster pretende continuar con el estudio del comportamiento en rotura de un material metálico mucho más dúctil que los experimentados anteriormente, como es el aluminio. Analizando el último tramo de la curva tensión-deformación, que corresponde al tramo entre el instante de carga máxima y el de rotura del material.

Atendiendo a los mecanismos de rotura de un material metálico, es necesario distinguir dos comportamientos distintos. Uno que corresponde a una rotura en forma de copa y cono, y otro que corresponde a una superficie de rotura plana perpendicular a la dirección de aplicación de la carga.

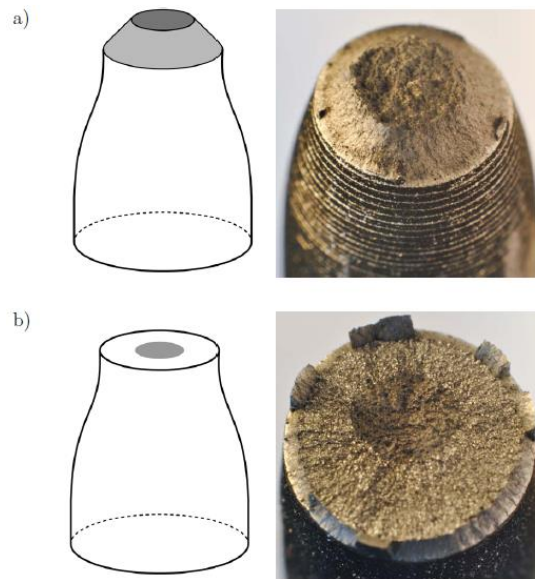


Figura 1.1 – a) Superficie de rotura en copa y cono; b) Superficie de rotura plana perpendicular a la dirección de aplicación de la carga.

La rotura en forma de copa y cono es característica de los materiales metálicos dúctiles, siendo nuestro caso de estudio, y la rotura cuya superficie de rotura es plana y perpendicular a la dirección de aplicación de la carga es propia de materiales menos dúctiles. Por tanto, nos centraremos en la rotura en forma de copa y cono.

Este comportamiento dispone de diversos modelos numéricos que permiten su reproducción, siendo el de Gurson-Tvergaard-Needleman el más extendido. Este tipo de modelo permite reproducir con éxito la rotura en numerosos materiales que presentan una rotura en forma de copa y cono, y tienen la virtud de basar su formulación en el fenómeno físico que explica la rotura del material: el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

ESTRUCTURA Y CONTENIDOS

Este trabajo se estructura en cinco capítulos, tal y como se detalla a continuación:

- En este Capítulo 1 se ha realizado una introducción al tema tratado, justificando las razones que motivan su estudio.
- En el Capítulo 2 se realiza un análisis del Estado del Arte. Se describen los principales aspectos y dificultades del ensayo de tracción simple. Finalmente se definen los objetivos de la investigación.
- En el Capítulo 3 se describe la campaña experimental realizada en este Trabajo Fin de Máster. En primer lugar se justifica el material analizado y a continuación se describen los trabajos realizados sobre el material y los métodos y equipos empleados en los mismos y, finalmente, se presentan los resultados obtenidos y su discusión.
- En el Capítulo 4 se presentan las principales conclusiones extraídas del trabajo realizado y se realizan sugerencias para trabajos futuros.

CAPÍTULO 2: ESTADO DEL ARTE

El objeto de estudio de este Trabajo Fin de Máster es, principalmente, la rotura de barras de una aleación de aluminio; específicamente, barras cilíndricas sometidas a un ensayo de tracción simple. Por tanto, en el primer apartado de este capítulo se describe brevemente en qué consiste y cómo se lleva a cabo un ensayo de tracción simple, exponiendo algunos aspectos esenciales para su adecuada interpretación como la diferencia entre las medidas de tensión y deformación ingenieriles y verdaderas. Además, se exponen las dificultades que conlleva la definición de la curva tensión-deformación mediante este ensayo y se aclara que se entiende por propiedad del material y por propiedad de la estructura.

2.1. EL ENSAYO DE TRACCIÓN SIMPLE

En la norma UNE-EN ISO 6892-1 [1] para materiales metálicos, se describe el ensayo de tracción como:

[...] el ensayo consiste en someterá una probeta a un esfuerzo de tracción, generalmente hasta rotura, con el fin de determinar una o varias de las características mecánicas [...]

Dependiendo del objetivo que se persiga con el ensayo, éste se puede realizar con control en desplazamiento o con control en carga, esto es, imponiendo como condición del ensayo un desplazamiento de las mordazas que sujetan la probeta o un incremento de la carga aplicada, respectivamente.

Como en el presente estudio el interés se centra en la rama plástica del material, para poder analizar el tramo en que la carga soportada por la probeta desciende, el método adecuado es el que corresponde al control de desplazamiento, de esta manera, la fuerza se adapta en cada momento y puede descender si es necesario.

Para realizar el ensayo, se sujetan los extremos de la probeta a ensayar en una máquina que permite imponer un desplazamiento relativo de éstos a una velocidad constante. A través de una célula de carga, la máquina proporciona registros de la evolución de la carga aplicada así como del desplazamiento relativo de los extremos. También, mediante dispositivos adicionales como extensómetros resistivos o sistemas de extensometría óptica, se registra la evolución de la deformación de la probeta o de una zona de la misma.

Se obtienen las curvas tensión-deformación del material a partir de los registros de fuerza aplicada y de desplazamiento relativo. A la hora de obtener esta curva tensión-deformación suelen manejarse los conceptos de tensión y deformación ingenieriles [2], que se diferencian claramente de los de tensión y deformación verdaderas.

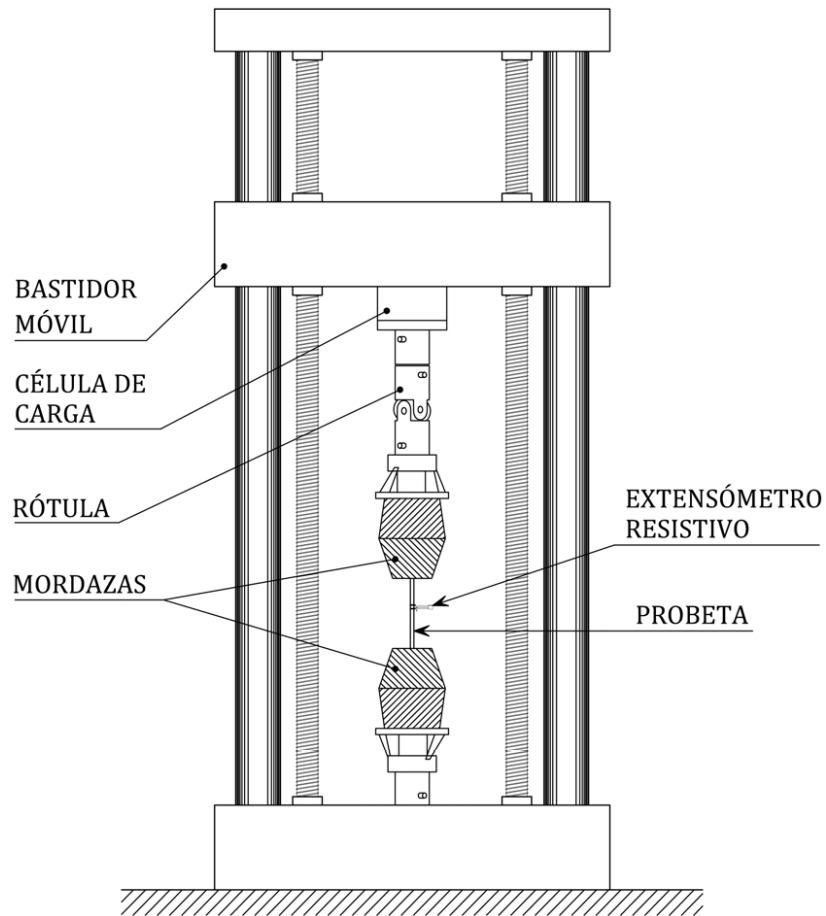


Figura 2.1 – Esquema de un ensayo de tracción simple.

2.1.1. TENSIÓN Y DEFORMACIÓN INGENIERILES

Ambos conceptos se fundamentan en tomar como referencias para el cálculo de la tensión y de la deformación los valores iniciales del área y de la separación de los extremos del extensómetro, respectivamente. De esta forma, la tensión y la deformación ingenieriles se definen como:

$$\sigma_{ing} = \frac{F}{A_0}$$

$$\varepsilon_{ing} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Siendo F la fuerza aplicada, A_0 el área inicial de la sección transversal, Δl el incremento de longitud experimentado por el tramo considerado para el registro de las deformaciones y l_0 la longitud inicial de dicho tramo.

2.1.2. TENSIÓN Y DEFORMACIÓN VERDADERAS

Al contrario de la tensión ingenieril, la tensión verdadera se calcula con el valor del área actualizado para cada instante del ensayo, el cual se reduce a medida que éste avanza.

$$\sigma_{verd} = \frac{F}{A}$$

En la obtención del valor del área en cada instante del ensayo, puede emplearse la hipótesis de conservación de volumen, que resulta bastante aproximada para la zona plástica.

$$l_0 \cdot A_0 = l \cdot A$$

La deformación verdadera, conocida como logarítmica, se define a partir de la longitud de la base de medida en cada instante del ensayo.

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l}$$

$$\varepsilon_{verd} = \ln \frac{l}{l_0}$$

2.1.3. DIFICULTADES EN LA OBTENCIÓN DE LA CURVA TENSIÓN-DEFORMACIÓN

Tanto en el caso de considerar las medidas ingenieriles como en el caso de considerar las medidas verdaderas, es fácil definir con precisión la curva tensión-deformación hasta el instante de carga máxima, ya que la hipótesis de conservación de volumen resulta válida hasta la aparición del cuello de estricción [3]. De hecho, es la aparición del cuello de estricción y las alteraciones geométricas que éste provoca de manera localizada lo que dificulta la obtención del área verdadera, haciendo que la deformación dependa directamente de la base de medida.

2.1.3.1. DIFICULTAD EN LA OBTENCIÓN DE LA TENSIÓN VERDADERA

Mientras el estrechamiento de la probeta se realice de forma uniforme a lo largo de la misma, la hipótesis de conservación de volumen es válida. Precisamente el cuello de estricción es un estrechamiento localizado de la probeta, por tanto invalida la hipótesis de conservación de volumen, puesto que en función de la base de medida considerada, el valor del área verdadera ($A = \frac{l_0 \cdot A_0}{l}$) varía siendo siempre mayor que el real.

Si se considera una base de medida que abarque además del cuello de estricción una cierta longitud de la probeta no afectada por éste, el efecto de la reducción de sección se ve atenuado y la hipótesis de conservación de volumen devuelve una sección media claramente mayor que la producida en el centro del estrechamiento. Este hecho se aprecia claramente en la Figura 2.2.

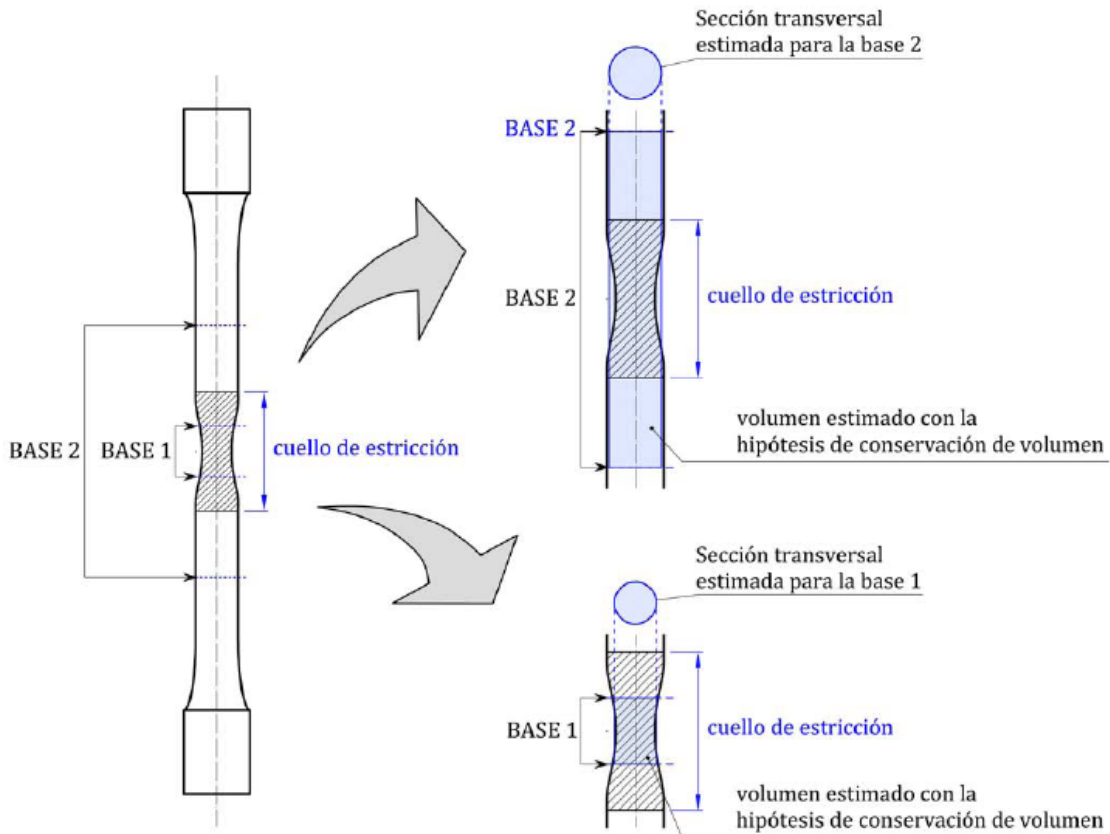


Figura 2.2 – Efecto de la longitud de la base extensométrica sobre el cálculo del área verdadera considerada tras la formación del cuello de estricción. Se observa que, dependiendo de la base extensométrica elegida, el área obtenida empleando la hipótesis de conservación de volumen difiere para instantes posteriores a la formación del cuello de estricción.

2.1.3.2. DIFICULTAD EN LA OBTENCIÓN DE LA DEFORMACIÓN VERDADERA

La aparición del cuello de estricción supone una distribución no uniforme de las deformaciones, teniendo lugar una concentración de éstas en la zona que sufre el estrangulamiento. De esta forma, fuera del cuello de estricción algunas zonas tienden

a experimentar una deformación de signo contrario al experimentado hasta ese instante. Este hecho se puede apreciar claramente en la curva tensión-deformación resultante de un ensayo en el que el extensómetro no abarca el cuello de estricción (Figura 2.3).

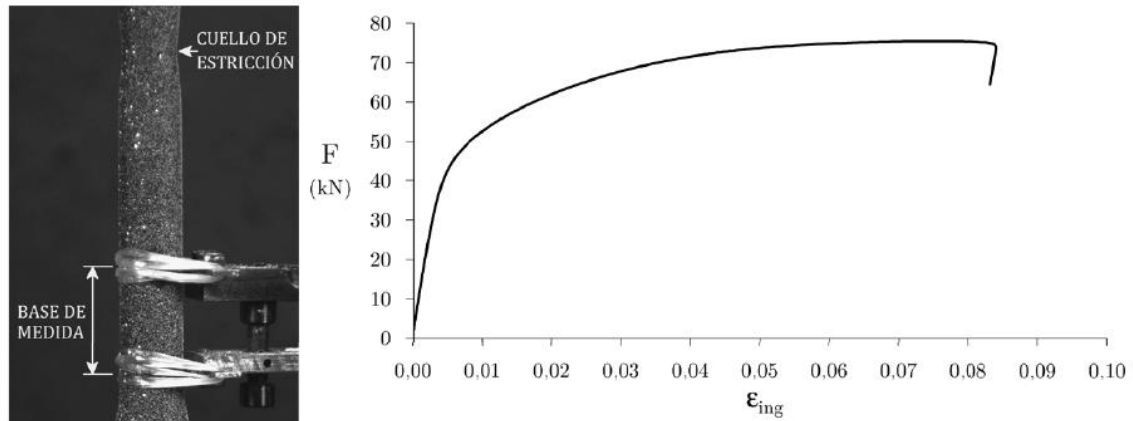


Figura 2.3 – Curva Fuerza-deformación de una probeta en la que el cuello de estricción se desarrolló fuera de la zona de medida del extensómetro.

A razón de estas dificultades, la normativa UNE-EN ISO 6892-1 no habla de deformaciones sino de alargamientos. Así, se establece un método para obtener el alargamiento remanente medido sobre una longitud inicial igual a cinco veces el diámetro de la probeta (estrictamente, la norma establece una longitud de L_0 iguala $k\sqrt{S_0}$, siendo S_0 la sección inicial y k un coeficiente de proporcionalidad igual a 5,65). Este método permite evitar el problema que tiene el no conocer el lugar donde se materializará el cuello de estricción a lo largo del ensayo.

2.1.4. PROPIEDADES DEL MATERIAL Y PROPIEDADES DE LA ESTRUCTURA

A continuación distinguimos el significado de los conceptos de propiedad del material y propiedad de la estructura. Se habla de propiedad del material cuando ésta es independiente de otros aspectos como, por ejemplo, la geometría del elemento ensayado o la manera en que el ensayo se lleva a cabo. En cambio, cuando un parámetro determinado experimentalmente depende de la geometría del elemento ensayado o del ensayo empleado para su determinación, dicho parámetro no es una propiedad del material sino que depende también de aspectos estructurales y podemos decir, por tanto, que es una propiedad de la estructura.

Ejemplos de propiedades del material para un material metálico son las siguientes: la densidad, el módulo elástico o el módulo de Poisson. Éstos son valores constantes, independientemente de que las probetas utilizadas para su determinación sean cilíndricas, paralelepípedicas, con mayor o menor longitud o que se hayan determinado con ensayos de tracción simple, ensayos de flexión en tres puntos u otros diferentes. Por el contrario, otros valores son dependientes de la geometría o del método de ensayo empleado, dificultando su empleo en la normativa; por ejemplo, no se puede afirmar que la carga de rotura sea una propiedad del material, puesto que depende de la geometría y dimensiones de la probeta ensayada, así como de si ha sido determinada con un ensayo de tracción simple o con un ensayo de flexión en tres puntos.

2.2. CARÁCTER DÚCTIL O FRÁGIL DE LA ROTURA

Tal y como mencionan Anglada et al. [5]:

“El análisis de las roturas es un área que se ha desarrollado fundamentalmente en la segunda mitad del siglo XX partiendo de la base de los trabajos realizados por Griffith e Inglis en los primeros años del siglo.”

El desarrollo de la Mecánica de la Fractura comienza en las primeras décadas del siglo XX, con los trabajos de Inglis [6] y Griffith [7], sin embargo, es en los años 40, con el estudio de la rotura de los buques de la serie Liberty, cuando se puede hablar de ella como disciplina.

La principal causa del desarrollo de la Mecánica de la Fractura tiene su origen en la Segunda Guerra Mundial, cuando los Estados Unidos suministraron buques y aviones a Gran Bretaña en la guerra contra Alemania. Debido a la gran demanda de unidades, y con objeto de aumentar la velocidad de fabricación, las planchas de los buques dejaron de unirse con remaches para pasar a ser soldadas. Este cambio en el proceso de fabricación supuso que, de los 2700 buques construidos, diez se partieran completamente en dos y 400 experimentaran diversas roturas. La gravedad de este problema supuso un gran incremento del interés por la Mecánica de la Fractura como herramienta para estudiar las causas y buscar soluciones. A partir de entonces es cuando, basándose en los estudios de Griffith e Inglis, este campo experimenta un gran auge y se puede considerar como una disciplina en sí misma.

A partir de este momento comienzan a distinguirse claramente dos campos dentro de la Mecánica de la Fractura, que se diferencian entre materiales con comportamiento frágil y dúctil en rotura. Aunque existen otras clasificaciones más complejas, considerando condiciones cuasi estáticas se pueden diferenciar, como se ha mencionado, dos únicas ramas dentro de la Mecánica de la Fractura (Figura 2.4):

- Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL). Correspondiente a materiales cuya rotura se produce sin que el material experimente deformación plástica, tales como el hormigón o el vidrio.
- Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP). Correspondiente a materiales cuya rotura se produce después de que el material haya experimentado una deformación plástica importante, tales como el cobre o el aluminio.

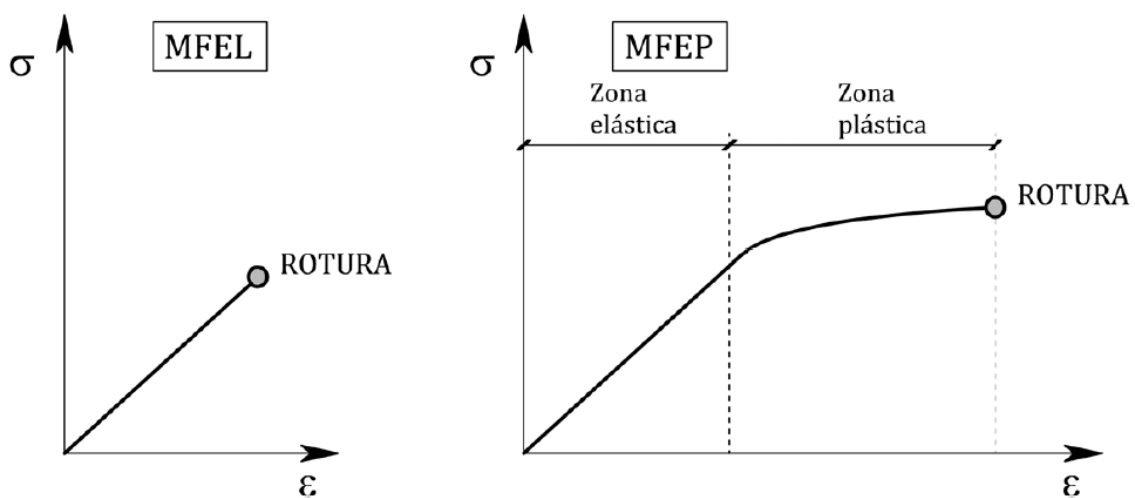


Figura 2.4 – Curvas σ - ϵ correspondientes a materiales que presentan un comportamiento frágil en rotura y son estudiados por la MFEL (izda.) y a materiales que presentan un comportamiento dúctil en rotura y son estudiados por la MFEP (dcha.)

Como nuestro estudio se centra en un material que presenta un claro comportamiento dúctil en rotura como es el aluminio, nos vamos a centrar en la Mecánica Elasto-Plástica (MFEP) para describir su comportamiento en el ensayo de tracción.

2.2.1. EVOLUCIÓN DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP)

La Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) es válida sólo cuando la deformación no lineal del material se reduce a una pequeña región alrededor de la punta de la fisura, por lo que, en muchos materiales no es posible caracterizar el comportamiento de fractura mediante la MFEL. La Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica (MFEP) tiene su aplicación en materiales que presentan un comportamiento no lineal en fractura y no dependientes del tiempo.

En aquellos materiales en que por su tenacidad y ductilidad la zona plástica se extiende de forma importante en torno al frente de la fisura, el crecimiento de la misma, y por tanto la rotura, ya no puede justificarse como un proceso que se produce cuando el factor de intensidad de tensiones alcanza un valor crítico, dado que este parámetro no representa las condiciones tensionales en el entorno del defecto. Hacen falta nuevos parámetros que queden relacionados con los campos de tensiones y deformaciones de tal manera que la situación crítica de éstos, definida por los micromecanismos de rotura, se pueda caracterizar por un valor crítico de aquéllos. Dos son los parámetros más empleados, el CTOD, o apertura de la fisura en su frente inicial, y la integral J.

2.2.2. LA APERTURA DEL FRENTE DE FISURA

Antes de que se produzca la fractura en un material no lineal, la punta de una fisura aguda se ablanda y los labios de la fisura se separan a medida que la carga aplicada va aumentando.

Esta apertura de los labios aumenta cuanto mayor es la resistencia a la fractura y está relacionada con la ductilidad del material. La apertura de los labios de la fisura o CTOD (Crack Tip Opening Displacement) se representa gráficamente en la Figura 2.5.

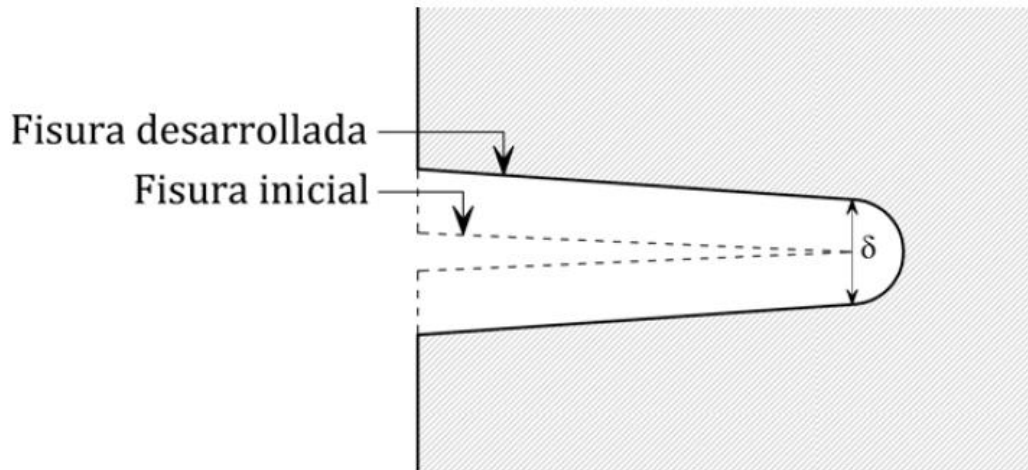


Figura 2.5 – Apertura de los labios de fisura (CTOD).

El concepto de apertura en el frente de fisura o CTOD (Crack Tip Opening Displacement) aparece tras la observación de que durante el proceso de carga de materiales elastoplásticos fisurados se va generando un importante enrocamiento del frente de la grieta. La apertura entre labios o caras de la fisura en el frente original es el parámetro CTOD. La Fig. 2.6 describe el mismo.

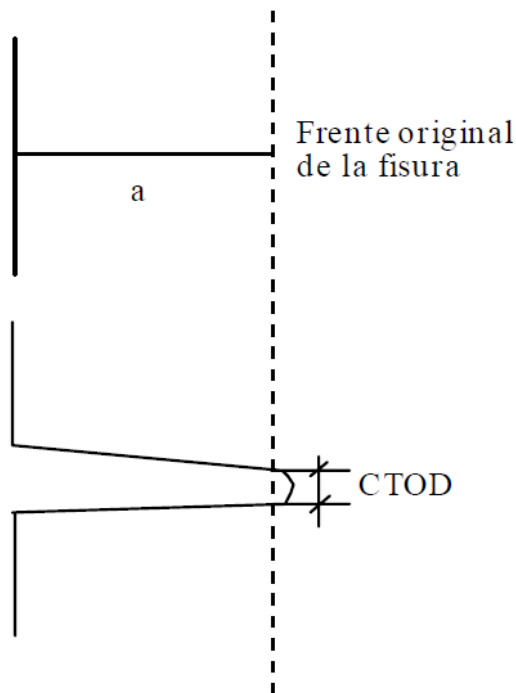


Figura 2.6 - Definición del parámetro *CTOD*.

Cuando el material fisurado alcanza un valor de *CTOD* crítico, $CTOD_C$, el material se rompe. Por ello se puede establecer un criterio de rotura en base al valor $CTOD_C$, que es característico del material y que se puede determinar mediante ensayos. El criterio de rotura basado en este concepto resulta útil en MFEP y puede ser enunciado en la forma general de otros criterios. Existe rotura si:

El cálculo del *CTOD* se realiza mediante la expresión:

$$CTOD = CTOD_e + CTOD_p$$

El primer término es la componente elástica lineal del mismo, dada por:

$$CTOD_e = \frac{K_I^2}{\lambda E' \sigma_Y}$$

donde λ es una constante adimensional que varía entre 1 y 2, dependiendo de la microestructura del material. El segundo, la componente plástica $CTOD_p$ se puede

obtener por expresiones dependientes de la geometría, la longitud del defecto y la sollicitación.

El $CTOD_C$, como otros parámetros críticos, depende de la temperatura y de la velocidad de carga, y para su caracterización se requiere un espesor adecuado a partir del cual se convierte en variable propia del material:

$$B \geq 25 CTOD_C$$

2.2.3. LA INTEGRAL DE CONTORNO J

La integral J es una integral curvilínea, cerrada en torno al frente de fisura e independiente del camino, que define el cambio diferencial de energía potencial del sistema para una extensión diferencial de la fisura, de modo que puede considerarse la extensión al dominio elastoplástico de la tasa de liberación de energía G, de Griffith, descrita en la Mecánica de Fractura elástica lineal. Posee la propiedad de caracterizar biunívocamente el estado tensional y deformacional en el entorno de dicho frente en un material elastoplástico y, en consecuencia, es un parámetro muy aceptado para caracterizar la fractura en régimen elastoplástico. Así, la integral J se utiliza como criterio de rotura de forma que un sistema material con un defecto dado iniciará su proceso de fractura cuando la integral J alcance un valor crítico J_c :

$$J \geq J_c$$

J_c es una constante característica propia del material que depende de la temperatura y de la velocidad de sollicitación y que debe ser obtenida con probetas que han de tener un espesor B mínimo, dado por la ecuación:

$$B \geq 25 \frac{J_c}{\sigma_Y}$$

Eshelby [8], basándose en el teorema de conservación de la energía, definió un conjunto de integrales de contorno independientes del camino de integración. Una de ellas es la integral J , cuya expresión en el caso bidimensional es:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right)$$

donde W es la energía de deformación por unidad de volumen, T_i son las componentes del vector de tracciones, u_i son las componentes del vector de desplazamientos y ds es un elemento diferencial de Γ . La energía de deformación se define como:

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$$

donde σ_{ij} y ε_{ij} son los tensores de tensiones y deformaciones respectivamente.

Las componentes del vector de tracciones vienen dadas por:

$$T_{ij} = \sigma_{ij} n_j$$

donde n_j son las componentes de un vector unitario normal a Γ . La Fig. 2.7 muestra un esquema en el que se definen gráficamente algunos de los términos de la integral J .

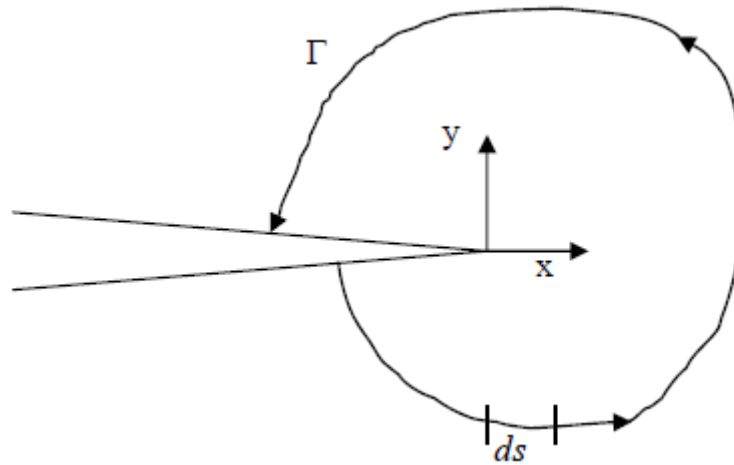


Figura 2.7 - Contorno arbitrario alrededor del frente de fisura

Por tanto, la integral J proporciona una expresión para la energía disponible para propagar una fisura en un medio elástico no lineal y es independiente del camino de integración. Puede considerarse una extrapolación del concepto de la energía G empleado por la MFEL, aplicado a la MFEP [9].

2.3. MECANISMOS DE FRACTURA EN LA ROTURA DÚCTIL

La Figura 2.8 ilustra de forma esquemática los tres mecanismos de fractura identificados en la rotura de metales y aleaciones metálicas [10].

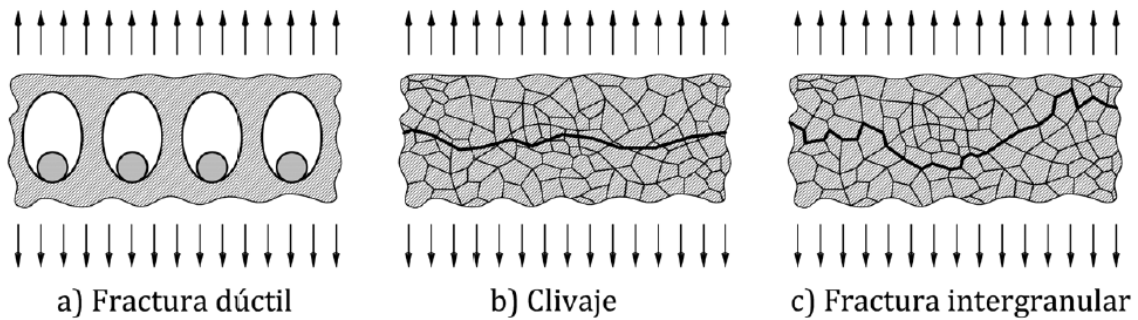


Figura 2.8 – Mecanismos de fractura en metales

- Nucleación, crecimiento y coalescencia de poros. Este mecanismo consta de tres fases diferenciadas (ver Figura 2.9). En una primera fase (nucleación), bajo estados de carga avanzados, surgen microporos dentro del material, generalmente provocados por decohesión de pequeñas inclusiones con el resto del material o por la propia rotura de la partícula que constituye la inclusión. En una segunda fase (crecimiento), y bajo estados de deformación mayores, estos microporos incrementan sus dimensiones hasta, finalmente (coalescencia), llegar a interconectarse entre sí.

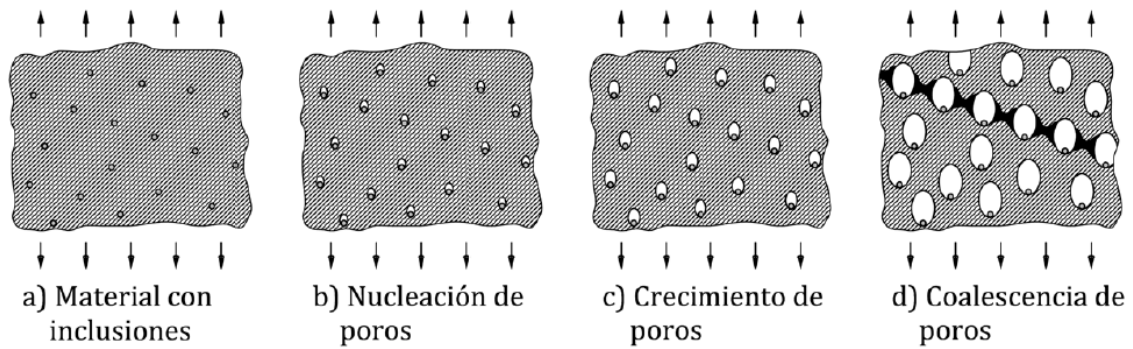


Figura 2.9 – Fases del mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de poros.

- Clivaje. El clivaje se identifica con una propagación rápida de una fisura a través de ciertos planos cristalográficos, esto es, de manera transgranular. Algunos autores mencionan que el clivaje es a menudo referido como fractura frágil, aunque puede ser precedido por una fuerte plastificación y un crecimiento dúctil de la fisura.
- Fractura intergranular. Este mecanismo hace referencia a una fractura desarrollada entre los granos que forman la microestructura del material.

Las fases identificadas en la fractura dúctil de metales y aleaciones hacen referencia al primero de los mecanismos mencionados, que corresponde a la nucleación, crecimiento y coalescencia de poros. En este campo, a lo largo de los años, se han desarrollado diversos modelos para cada una de las tres fases.

2. 3.1. Modelos del fenómeno de nucleación

Existen dos modelos continuos para reproducir la nucleación de poros, como el modelo de Argon [11] o el modelo de Beremin [12]. Los dos se basan en la formulación

de una tensión de decohesión para una partícula cilíndrica. Inicialmente, Argon propone que la tensión intercara en una partícula cilíndrica es aproximadamente igual a la suma de la tensión hidrostática y la tensión de Von Mises, de esta manera se define la tensión de decohesión como una combinación crítica de estas dos tensiones. El modelo de Beremin se basa en el de Argon, añadiendo una corrección basada en resultados empíricos para adecuar la fórmula de Argon a un caso particular de acero.

También existe un modelo basado en la teoría de las dislocaciones desarrollado por Goods y Brown [13]. Este modelo estima que las dislocaciones producidas cerca de una partícula elevan la tensión en la interfase mediante una expresión determinada. De esta manera, cuando la suma de la tensión principal y este incremento de tensión definido por Goods y Brown, alcanza un valor crítico, se desencadena el fenómeno de nucleación.

2. 3.2. Modelos de los fenómenos de crecimiento y coalescencia de huecos

A la hora de modelizar el crecimiento y la coalescencia de poros, existen dos modelos principales de referencia, uno publicado por Rice y Tracey [14] y otro debido a Gurson [15]. Ambos han servido de base a posteriores modelos que han surgido como modificaciones de los originales.

El modelo de Rice y Tracey se basa en el estudio de la deformación de un único poro esférico que está sometido a tres tensiones remotas principales σ_1 , σ_2 y σ_3 . El poro, que inicialmente es esférico, va adoptando formas elipsoidales a medida que se deforma. Sin embargo, al estar basado este modelo en un único poro aislado, no tiene en cuenta las interacciones con poros adyacentes. Tampoco incluye un criterio de fallo, por tanto tan sólo aborda la nucleación y el crecimiento de huecos, pero no la coalescencia.

Como breve introducción al modelo de Gurson, el cual se explica en detalle más adelante, cabe mencionar que analiza el comportamiento de un medio poroso

asumiendo que el material se comporta como un medio continuo. Por tanto, en este modelo, el efecto de los huecos es repartido en el material, y se considera que éste es continuo y homogéneo.

Se puede hablar de otros modelos muy populares en la modelización de la fractura en metales, pero todos parten, de los dos modelos mencionados. El modelo de Gurson ha originado el modelo de Gurson-Tveergard-Needleman (GTN), que está considerado como uno de los modelos que consiguen reproducir de manera más precisa una fractura dúctil [16] y que presentamos más adelante en este capítulo. Su amplia difusión ha originado que algunos programas comerciales de cálculo mediante el método de los elementos finitos, como ABAQUS, lo tengan implementado como herramientas propias, facilitando enormemente su utilización.

2.5 EL MODELO DE GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN [17]

Es en 1977 cuando Gurson [15] desarrolla un modelo matemático que permite considerar la nucleación y el crecimiento de poros. En dicho modelo estima el fenómeno de nucleación basándose en el comportamiento de un volumen esférico incompresible con un poro esférico concéntrico en su interior, estudiado por Rice y Tracey en 1969 [14], y considera el incremento del volumen de poros total como una suma del incremento debido al crecimiento de poros $\frac{df_{gr}}{dt}$ y del incremento debido a la nucleación de nuevos poros $\frac{df_{nucl}}{dt}$:

$$\frac{df}{dt} = \frac{df_{gr}}{dt} + \frac{df_{nucl}}{dt}$$

El cálculo del crecimiento de los poros existentes tiene su base en considerar el material incompresible, por lo que todo el incremento de deformación plástica se debe al incremento del volumen de los poros existentes:

$$\frac{df_{gr}}{dt} = (1 - f) \frac{d\varepsilon^{pl}}{dt}$$

La formulación para el incremento de volumen de poros debidos a la nucleación de nuevos poros del software comercial ABAQUS, responde a la siguiente expresión:

$$\frac{df_{nucl}}{dt} = A \frac{d\varepsilon_m^{pl}}{dt}$$

donde:

$$A = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\varepsilon_M^p - \varepsilon_N}{s_N} \right)^2 \right]$$

Esta formulación se corresponde a un criterio de nucleación controlada por la deformación plástica, criterio sugerido por Gurson y basado en un análisis de los datos obtenidos por Gurland. De esta forma, se considera que la nucleación sigue una distribución normal y que la deformación debida a la nucleación tiene un valor medio ε_N y una desviación estándar s_N , siendo f_N la fracción volumétrica de poros nucleados. También, se considera que dicha nucleación solo se produce bajo esfuerzos de tracción.

El modelo que desarrolla Gurson es un modelo elastoplástico que contempla la nucleación y el crecimiento de poros, aunque no permite predecir la pérdida total de resistencia del material originada por una fractura dúctil que es provocada en última instancia por la coalescencia de poros.

Años más tarde, Tveergard y Needleman [17] añaden nuevos parámetros en el modelo de Gurson, permitiendo un ajuste más preciso e introduciendo un criterio de fallo, teniendo ahora en cuenta la coalescencia de poros.

El modelo de Gurson se basa en el comportamiento de un único volumen esférico con un único poro esférico concéntrico y Tveergard introduce nuevos parámetros para mejorar las predicciones del modelo en materiales con poros uniformemente distribuidos.

Se introduce un criterio de fallo identificando el comienzo del fenómeno de coalescencia y la pérdida total de capacidad resistente en términos de la fracción de volumen de poros. El criterio de plastificación de este modelo Gurson-Tveergard-Needleman (en adelante GTN) viene dado por la fórmula:

$$\Phi = \left(\frac{q}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(-q_2 \frac{3p}{2\sigma_y}\right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0$$

donde p y q son la presión hidrostática y la tensión equivalente de Von Mises, respectivamente.

$$\text{Presión hidrostática} \rightarrow p = \sigma_H = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$$

$$\text{Tensión de Von Mises} \rightarrow q = \bar{\sigma} = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}}$$

A su vez, las constantes q_1 , q_2 y q_3 son los parámetros introducidos por Tveergard y Needleman que permiten mejorar las predicciones del modelo de Gurson en materiales con poros uniformemente distribuidos. Si el valor de dichos parámetros es igual a la unidad, se restablece el modelo de Gurson original.

Basándose en estudios de Brown y Embury y en estudios de Goods y Brown, Tveergard y Needleman establecen unos valores recomendados para estos parámetros:

$$q_1 \rightarrow 1.5$$

$$q_2 \rightarrow 1.0$$

$$q_3 = q_1^2 \rightarrow 2.25$$

Finalmente, la función f^* hace referencia al volumen de poros presente en el material, bajo unas condiciones de tensión determinadas. Es en esta función donde se introduce el criterio de fallo, pues se define un comportamiento del crecimiento de poros diferente a partir de un valor f_c , que identifica el comienzo del fenómeno de coalescencia, y una pérdida total de capacidad resistente a partir de un valor f_F .

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f \leq f_c \\ f_c + \frac{\bar{f}_F - f_c}{f_F - f_c} (f - f_c) & \text{si } f_c \leq f \leq f_F \\ \bar{f}_F & \text{si } f \geq f_F \end{cases}$$

siendo f_c la fracción de poros a partir de la cual se inicia la coalescencia, f_F la fracción de poros a partir de la cual se produce la pérdida de capacidad resistente y \bar{f}_F el valor de f que implica una pérdida total de la capacidad resistente.

En la Figura 2.10 se representa la relación entre el valor de la tensión hidrostática y la de Von Mises en función de la porosidad inicial del material, es decir, del valor de f . Un valor de $f = 0$ representaría un material sin poros iniciales y que, por tanto, no puede experimentar un fenómeno de nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos; la gráfica muestra cómo este material presenta un comportamiento que se reduce a la condición de Von Mises, siendo el valor de q independiente del valor de la tensión hidrostática. Por otro lado, un material que presente una porosidad crítica \bar{f}_F , exhibe una capacidad resistente nula.

$$\bar{f}_F = \frac{q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}}{q_3}$$

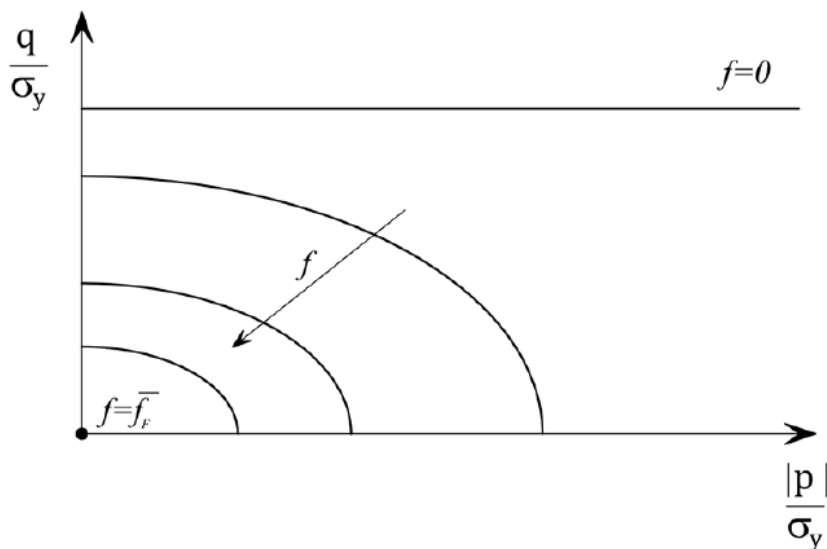


Figura 2.10 – Relación entre q y p en función del valor de la porosidad inicial f

2.5.1. Evolución del modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman

El modelo GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman) se emplea de manera habitual para estudiar la rotura en materiales dúctiles y en la actualidad es uno de los modelos de referencia. Su formulación ha sido la base para numerosos estudios posteriores que, en algunas ocasiones, lo han modificado para adaptar su comportamiento a nuevas situaciones.

Por tanto, el modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman consigue reproducir con precisión la rotura en un gran número de materiales dúctiles. Además, con respecto a otros modelos, posee una ventaja evidente, que es estar formulado en base al fenómeno físico que provoca la rotura en estos materiales: el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. Sin embargo, su utilización plantea dos claros inconvenientes que deben tenerse muy presentes. El primer inconveniente es que para definir el modelo es necesario calibrar un gran número de parámetros, y el segundo inconveniente es que algunos de los parámetros que definen el modelo no pueden ser obtenidos de manera experimental, como por ejemplo el porcentaje de huecos presentes en el material para iniciar el fenómeno de coalescencia o el porcentaje de poros que implica una pérdida total de la capacidad resistente, que no pueden medirse experimentalmente.

2.6. RECAPITULACIÓN Y OBJETIVOS

Tal y como habíamos indicado en la introducción, el objetivo principal de este Trabajo Fin de Máster es el estudio de la curva tensión-deformación de una aleación de aluminio, centrándonos en el último tramo de la curva, es decir, en el tramo que

discurre desde el instante de carga máxima hasta la rotura final del elemento traccionado.

Por tanto, para situarnos en contexto y antes de entrar a ver los ensayos de laboratorio y los resultados obtenidos, en el análisis del Estado del Arte hemos estudiado el ensayo de tracción simple, los tipos de rotura frágil o dúctil de los materiales metálicos, la Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica, los mecanismos de rotura dúctil y el modelo GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman).

CAPÍTULO 3: CAMPAÑA EXPERIMENTAL

En este capítulo se expone el trabajo experimental realizado en este Trabajo Fin de Máster, que se desarrolla de la siguiente manera:

- En primer lugar se exponen los objetivos del trabajo experimental realizado.
- En segundo lugar se presenta el material empleado, describiendo sus características principales y justificando su elección.
- En tercer lugar se expone el ensayo realizado: ensayo de tracción simple. Se describen los estudios realizados y la motivación de cada uno.
- En cuarto lugar se presenta el trabajo experimental llevado a cabo. Se describen las probetas empleadas, así como la preparación de las mismas, el montaje del ensayo y los equipos y métodos experimentales utilizados.
- En quinto lugar, se presentan los resultados obtenidos.
- Finalmente, en último lugar, se realiza una discusión de los resultados obtenidos.

3.1. OBJETIVOS

En los apartados siguientes se describe la campaña experimental realizada en este Trabajo Fin de Máster. En ella se realizan ensayos de tracción simple con probetas de aluminio.

El objetivo fundamental de los ensayos de tracción simple es profundizar en el conocimiento del comportamiento en el último tramo de la curva $F - \varepsilon$ de un material dúctil como es el aluminio. De manera específica, se pueden citar los siguientes objetivos parciales:

- Comprobar si el diámetro o la longitud de las probetas tiene influencia en el resultado del ensayo.

3.2. MATERIALES EMPLEADOS

En este trabajo se analiza un único material, una aleación de aluminio 5083. A continuación se exponen las características principales del material justificando su elección para este estudio.

Composición química [19]:

	% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Zn	% Ti	% Cr	% Otros	% Al
5083	0,40	0,40	0,10	0,4-1,0	4,0-9,0	0,25	+Zr0,2	0,05-0,25	0,15	Resto

Tabla 3.1 – Composición química aleación de aluminio 5083

Algunas aplicaciones de esta aleación de aluminio facilitada por el fabricante son las siguientes: construcciones navales en general, cascos de barcos, guardacalores y superestructuras, pantanales, estructuras en puertos, pistas de autos de choque, construcción de recipientes para líquidos con gasolinas, industrias químicas, tanques/silos de almacenamiento de cereales, recipientes a presión, carrocerías de vehículos, plataformas, volquetes y cisternas para el transporte de derivados del petróleo, depósitos para transportar cargas calientes como asfaltos, estructuras, depósitos y tuberías para aplicaciones criogénicas, transporte de gases licuados a (-190°C) por su resistencia a muy baja temperatura.

3.2.1. JUSTIFICACIÓN DEL MATERIAL EMPLEADO

Tal y como hemos visto anteriormente, esta aleación de aluminio 5083 [18], tiene numerosas aplicaciones. La principal motivación en la elección de este material es la continuación de la investigación iniciada por el Doctor Ingeniero de Caminos D. Fernando Suárez Guerra en su tesis doctoral, donde estudió el comportamiento dúctil

de dos materiales metálicos, un acero perlítico empleado en la fabricación de alambres de pretensado, y un acero tipo B 500 SD empleado como armadura pasiva en hormigón armado. Al elegir esta aleación de aluminio 5083, seguimos el estudio del comportamiento dúctil de materiales metálicos iniciado, esta vez con un material mucho más dúctil, y que tendrá una mayor capacidad de aviso, esto es, absorberá mucha más energía desde que es sometido a su carga máxima hasta que finalmente rompe.

3.3. ENSAYOS DE TRACCIÓN SIMPLE

El material estudiado es sometido al ensayo de tracción simple. Puesto que partimos de las propiedades del material como son la tenacidad de fractura, no es necesario realizar ensayos de flexión en tres puntos para la obtención de misma. Este valor de K_{Ic} conocido permitiría alimentar un modelo numérico que se propondrá como una continuación del trabajo desarrollado en esta investigación.

Se estudia la influencia que las dimensiones de las probetas tienen sobre la rotura del mismo material. Por tanto, se van a ensayar un total de nueve probetas del mismo material con distintos diámetros y distintas longitudes.

3.3.1 INFLUENCIA DE LA LONGITUD DE LAS PROBETAS SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL

Las longitudes de las probetas ensayadas son 17,5mm, 35mm y 70mm. De los resultados obtenidos en los ensayos de laboratorio, se estudiará la influencia que tiene la longitud de las probetas en la capacidad de deformación y la carga de rotura.

<i>Longitud de las probetas ensayadas</i>		
<i>17,5 mm</i>	<i>35 mm</i>	<i>70 mm</i>

Tabla 3.2 – Relación de longitudes de las probetas ensayadas

3.3.2 INFLUENCIA DEL DIÁMETRO DE LAS PROBETAS SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL

Los diámetros de las probetas ensayados son 3mm, 6mm y 9mm. De los resultados obtenidos en los ensayos de laboratorio, se estudiará la influencia que tiene el diámetro de las probetas en la capacidad de deformación y la carga de rotura.

<i>Diámetros de las probetas ensayadas</i>		
<i>∅ = 3mm</i>	<i>∅ = 6mm</i>	<i>∅ = 9mm</i>

Tabla 3.3 – Relación de diámetros de las probetas ensayadas

3.4. DESCRIPCIÓN DEL TRABAJO EXPERIMENTAL

3.4.1. ENSAYOS DE TRACCIÓN SIMPLE

3.4.1.1. PROBETAS

Tal y como hemos indicado anteriormente, otro de los objetivos que se persigue en este trabajo es estudiar la influencia de las dimensiones de las probetas en los resultados del ensayo de tracción. Concretamente los trabajos se centran en la influencia de dos parámetros en particular: el diámetro y la longitud de la zona de sección constante.

A continuación se describen las probetas empleadas en el estudio del material, en primer lugar atendiendo a la variación de la longitud de la zona de sección constante y, a continuación, atendiendo a la variación del diámetro. Finalmente, se describe la nomenclatura empleada.

— *Probetas de diferentes diámetros*

Se utilizan probetas cilíndricas del material indicado, de 12mm de diámetro, y se mecanizan con lo que se obtienen probetas cilíndricas de tres diámetros diferentes en la zona central, 3mm, 6mm y 9mm. Estas probetas presentan una zona central de sección constante, unidas a sendas zonas de mayor diámetro mediante un suave acuerdo circular, cumpliendo con los requisitos establecidos en la norma UNE-EN ISO 6892-1.

— **Probetas con diferentes longitudes de la zona de sección constante**

Para el material considerado se obtienen probetas de 3mm, 6mm y 9mm de diámetro con una zona de sección constante de tres longitudes diferentes. Se parte de una longitud de referencia de 35mm, y se obtienen dos nuevas longitudes, una correspondiente a la mitad de la longitud de referencia y otra con longitud de dos veces la de referencia. De este modo, las tres longitudes empleadas son:

$$L = 17.5\text{mm} (1/2L_{\text{ref}})$$

$$L = 35\text{mm} (L_{\text{ref}})$$

$$L = 70\text{mm} (2L_{\text{ref}})$$

Las dimensiones de estas probetas pueden consultarse en la Figura 3.2.



Figura 3.1 – *Probetas ensayadas de distintos diámetros y de diferentes longitudes. Fotografía de las nueve probetas*

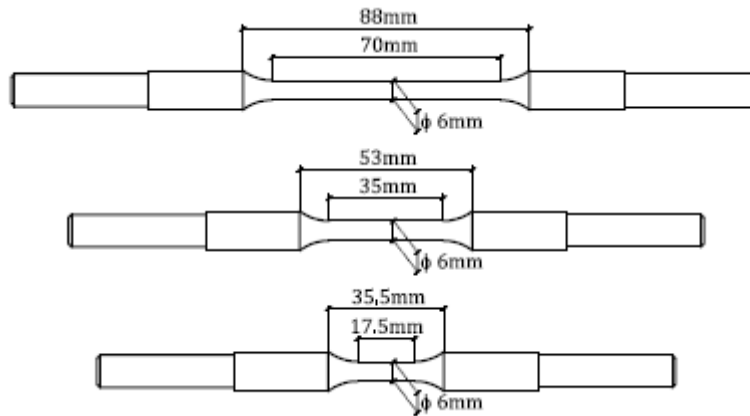


Figura 3.2 –Dimensiones principales de cada una de las probetas.

— Nomenclatura de las probetas

Como el material empleado en las probetas es una aleación de aluminio 5083, se identifica este material con las letras Al.

Se emplean probetas de tres diámetros diferentes:

- $\phi=3\text{mm}$
- $\phi=6\text{mm}$
- $\phi=9\text{mm}$

Se ensayan probetas de tres longitudes distintas que, de menor a mayor, son:

- 1/2 la longitud de referencia: 17,5 mm (denominadas tipo p01)
- La longitud de referencia: 35 mm (denominadas tipo p02)
- 2 veces la longitud de referencia: 70 mm (denominadas tipo p03)

De este modo, la nomenclatura de las probetas se realiza indicando en primer lugar el tipo de material al que pertenece, con las letras Al. A continuación se indica el diámetro. Finalmente, el último número indica a qué tipo de probeta pertenece atendiendo a la longitud de la misma, tal y como se ha indicado anteriormente. Aquí se muestra un ejemplo que ayuda a entender mejor el método seguido para la denominación de las probetas.

Al6c0p01

Donde:

Al: Aleación de aluminio 5083

6c0: Diámetro=6mm

p01: probeta $\frac{1}{2}$ longitud de referencia (17,5 mm)

3.4.1.2. PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS

Para medir las deformaciones con un sistema de extensometría óptica como el utilizado en este trabajo y que se describirá más adelante, es necesario en el caso del material analizado una preparación de la superficie sobre la que se van a realizar las medidas.

Para que el software que efectúa la correlación de las imágenes tomadas durante el ensayo sea capaz de identificar adecuadamente los puntos marcados sobre la

superficie de la probeta, éstos han de ser fácilmente diferenciables. Para ello, se oscurece cada probeta mediante la aplicación de una llama hasta que la superficie sobre la que se van a medir las deformaciones presenta un color negro uniforme. Posteriormente, con un spray de pintura blanca se rocía la superficie oscurecida hasta lograr una nube de puntos lo suficientemente densa. La Figura 3.2 muestra el proceso de preparación de las probetas y el aspecto final de una de ellas.

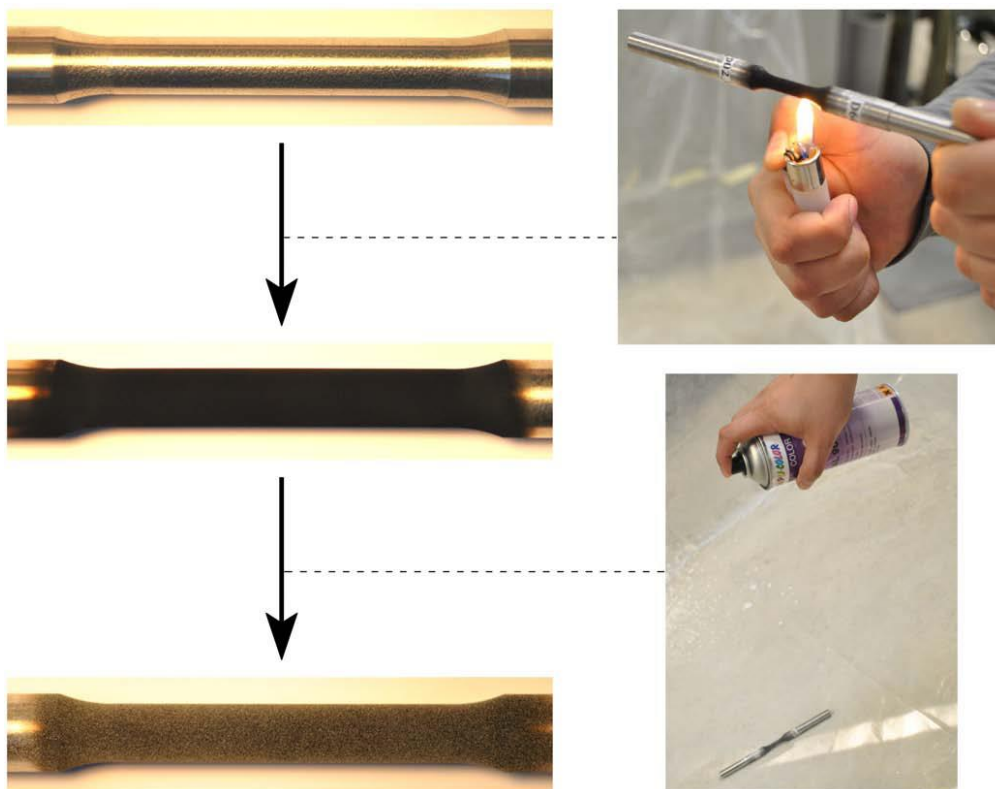


Figura 3.3 –Proceso de preparación de una probeta para el empleo de extensometría óptica en el ensayo de tracción simple.



Figura 3.4 –Probetas durante el proceso de preparación

3.4.1.3. MONTAJE DEL ENSAYO

Para medir las deformaciones de todas las probetas se emplea un sistema de extensometría óptica.

En la Figura 3.3 podemos ver un esquema del montaje de un ensayo de flexión simple en el que las deformaciones se miden con un sistema de extensometría óptica. El extremo inferior de la probeta está sujeto por una mordaza fija mientras que el superior está sujeto por una mordaza que puede desplazarse verticalmente y que, por tanto, es la que aplica la deformación que termina rompiendo la probeta. Esta mordaza superior está unida a la máquina de tracción mediante una rótula que permite libremente el giro; de esta manera se garantiza una correcta aplicación de la carga sin añadir esfuerzos adicionales sobre la probeta.

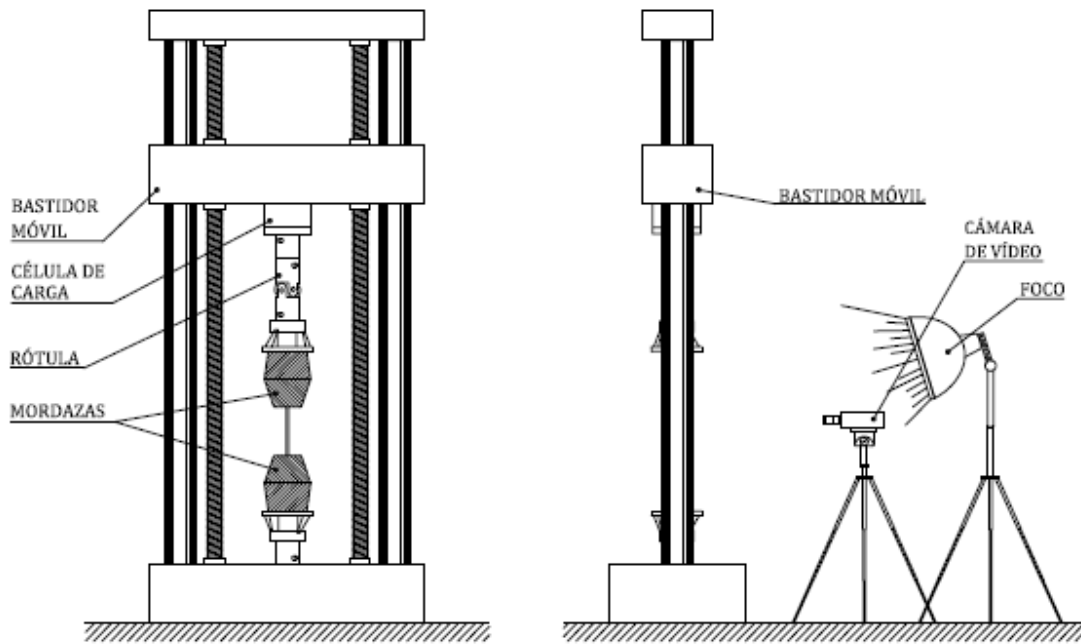


Figura 3.5– Esquema del montaje para un ensayo de tracción. Deformaciones medidas con un sistema de extensometría óptica.

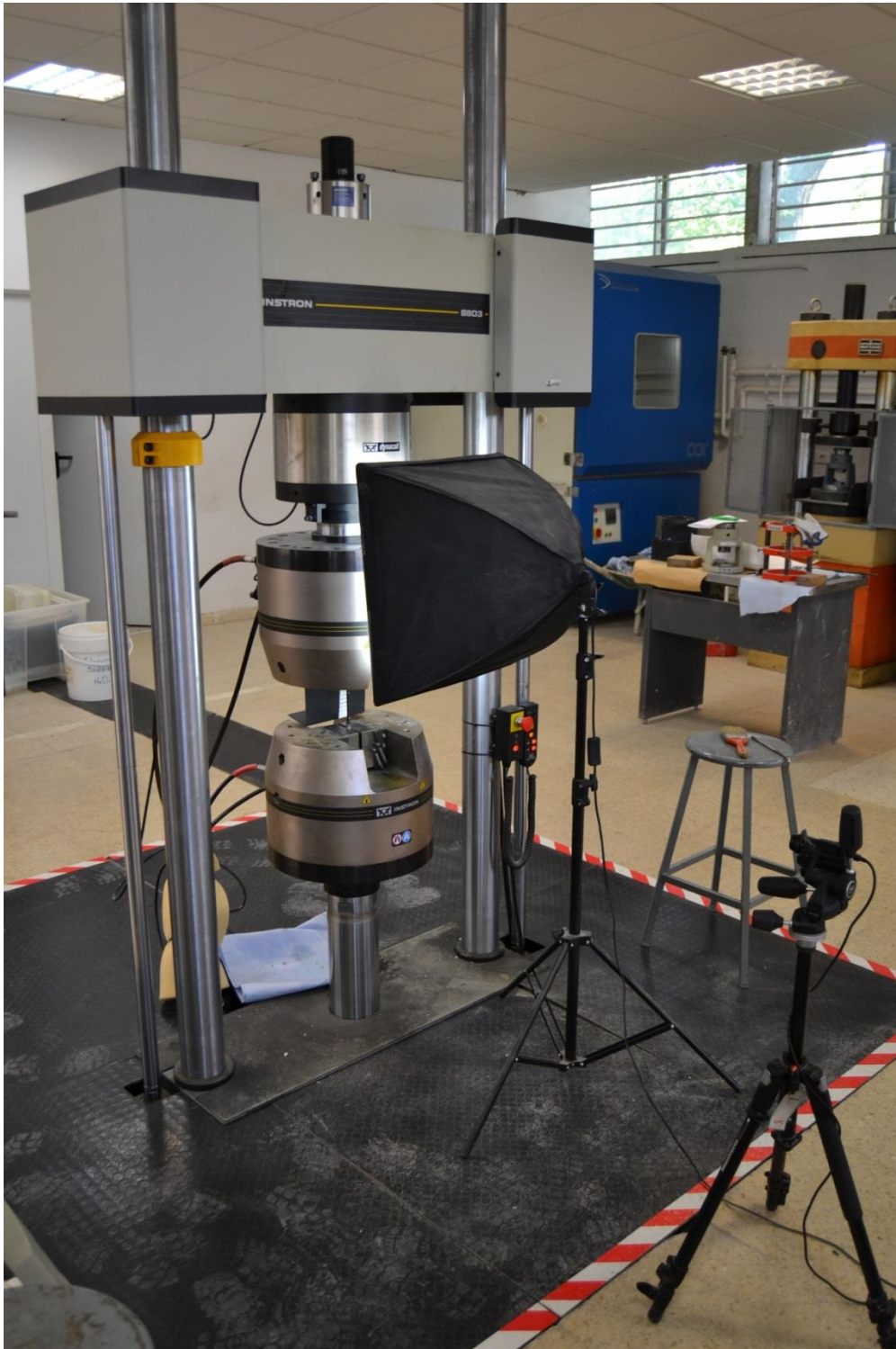


Figura 3.6– Imagen del montaje para un ensayo de tracción. Deformaciones medidas con un sistema de extensometría óptica.

A través de una cámara de vídeo de alta precisión se registran imágenes de la probeta traccionada con una frecuencia de una imagen por segundo. La probeta se ilumina con un foco para permitir una adecuada toma de las imágenes que servirán para obtener las deformaciones del material mediante un software específico de correlación digital de imágenes (DIC).

3.4.1.4. MÉTODOS Y EQUIPOS EMPLEADOS

En primer lugar se describe el sistema empleado para medir las deformaciones y se justifica su utilización y a continuación se describen las máquinas empleadas en los ensayos de tracción.

Sistemas de medición de las deformaciones

Existen diversos métodos para registrar la evolución de las deformaciones en un ensayo de tracción, a continuación se describe brevemente el método empleado en los ensayos llevados a cabo en esta investigación.

— Extensómetro óptico de alta resolución (Vic-2D)

Este sistema permite medir el desplazamiento relativo de un conjunto aleatorio de puntos marcados previamente en la superficie de la probeta antes del ensayo a partir de imágenes de la probeta tomadas a lo largo del mismo (Figura 3.9).

Las imágenes serán capturadas mediante el uso de una cámara de alta definición modelo IDE UI-1480SE (Figura 3.7). Esta cámara posee un sensor de cinco megapíxeles, y entrega a una resolución de 2560x1920 píxeles. Dicho sensor es extraordinariamente sensible y produce imágenes con poco “ruido” o dispersión lo que las hace compatibles con la correlación de digital de imagen. Además la cámara permite ajustar la apertura de la lente, por lo que permite una mayor o menor entrada de luz según sea el caso, siempre buscando que el patrón de puntos sea claramente identificable en la imagen capturada.



Figura 3.7– Cámara de alta definición IDS UI-14802SE utilizada para la correlación digital de imágenes.

Las probetas, por tanto, requieren de una preparación previa, de manera que presenten una superficie con una nube de puntos lo más densa que sea posible. Una adecuada preparación de las probetas y un buen ajuste en el enfoque de la cámara evitan problemas en la correlación digital de imágenes que se realiza en última instancia.

Posteriormente, un software específico permite obtener el desplazamiento relativo entre dos puntos cualesquiera a lo largo del ensayo, ofreciendo así la posibilidad de realizar cuantas medidas extensométricas se deseen. Como se ha mencionado previamente, el software es capaz de distinguir las diferentes zonas de la probeta identificando la nube de puntos marcados en su superficie y realizar así una correlación de imágenes que tiene como resultado un cálculo preciso de la deformación.



Figura 3.8 – Montaje del ensayo de tracción con medición de deformaciones mediante extensometría óptica.

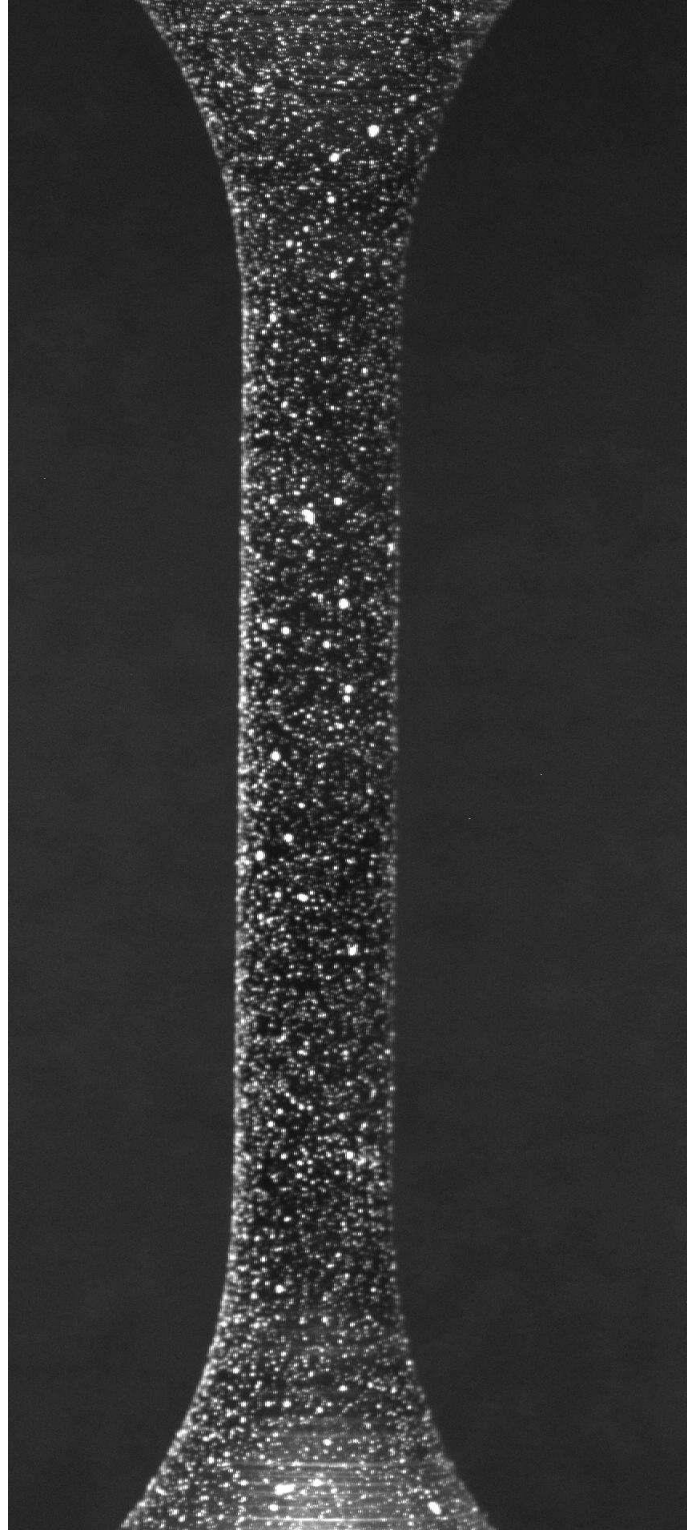


Figura 3.9 – Aspecto de una de las imágenes empleadas por el software de correlación de imágenes.

En este trabajo se emplea el software Vic-2D, de la marca Correlated Solutions.

— ***Justificación del empleo del sistema de extensometría***

El ensayo de tracción es el más empleado para la caracterización de materiales metálicos y dicha caracterización solo precisa de la curva $\sigma - \epsilon$ hasta el instante de carga máxima, no precisando de datos posteriores al mismo. Hasta dicho instante, se considera que el material se deforma homogéneamente en toda su longitud, sin embargo, a partir de entonces comienza a formarse el cuello de estricción y las deformaciones pasan a acumularse en torno al mismo (ver Figura 3.10).

Este estudio está centrado en el tramo de la curva $\sigma - \epsilon$ posterior al punto de carga máxima, por lo tanto, es preciso conocer la deformación de la probeta a partir de dicho instante. Debido a que no es posible prever en qué zona de la probeta se formará el cuello de estricción, el sistema de extensometría óptica permite obtener la deformación de la probeta entre dos puntos cualesquiera, permitiendo considerar diferentes bases extensométricas y asegurar siempre una medida de la deformación centrada respecto del plano de rotura.

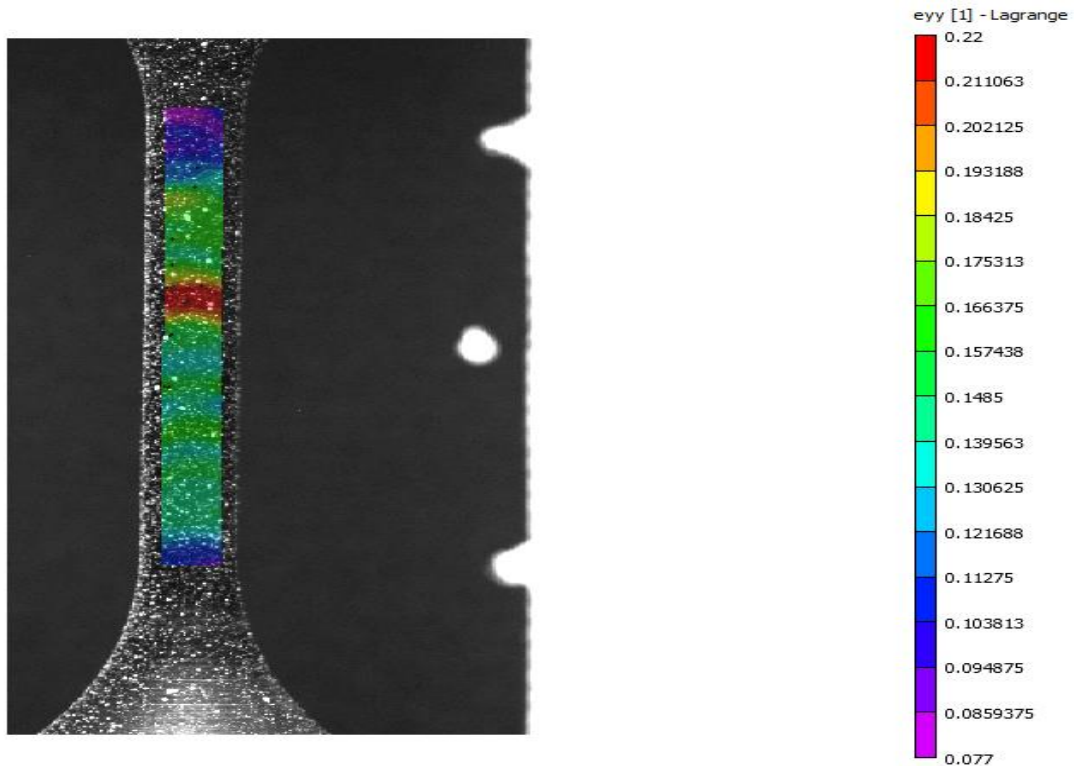


Figura 3.10 – Mapa de deformaciones ϵ_{yy} resultado del análisis de videoextensometría digital (Video Image Correlation) con VIC-2D®

Máquina empleada en los ensayos de tracción

Los ensayos se llevan a cabo, con una máquina universal estática marca INSTRON® servo hidráulica con capacidad máxima de 500 kN referencia 8803, con células de carga Dynacell™ que por su tecnología de compensación de inercia reduce ampliamente los errores en la lectura de cargas.

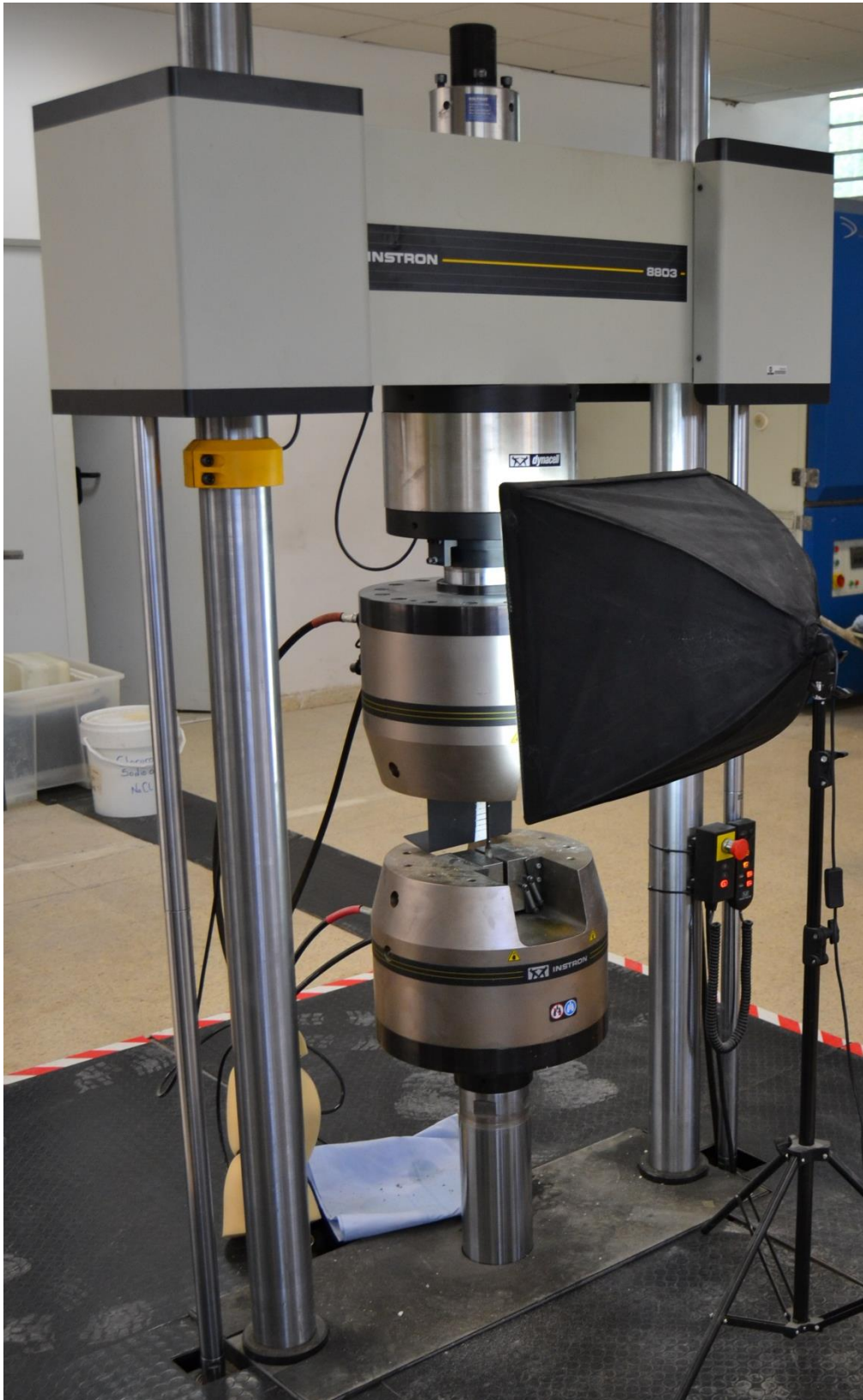


Figura 3.11 – Máquina empleada en los ensayos de tracción.

3.5. RESULTADOS

En este apartado se presentan los resultados de los trabajos experimentales realizados en este Trabajo Fin de Máster. Estos resultados se muestran de manera ordenada, en función de los estudios realizados.

En primer lugar se estudia la influencia de la longitud de las probetas en los resultados obtenidos de tensión-deformación, y por último se estudia la influencia del diámetro de las probetas también.

3.5.1 INFLUENCIA DE LA LONGITUD DE LA PROBETA SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL

- Probetas de diferente longitud.

En este apartado comprobamos si las probetas de mayor longitud experimentan una mayor deformación o no, como podría pensarse en un principio.

Se ensayan probetas del mismo material, aleación de aluminio 5083, con diferentes longitudes, y se obtienen las curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ a través de extensometría óptica de alta resolución, y empleando una base extensométrica de 12,5 mm.

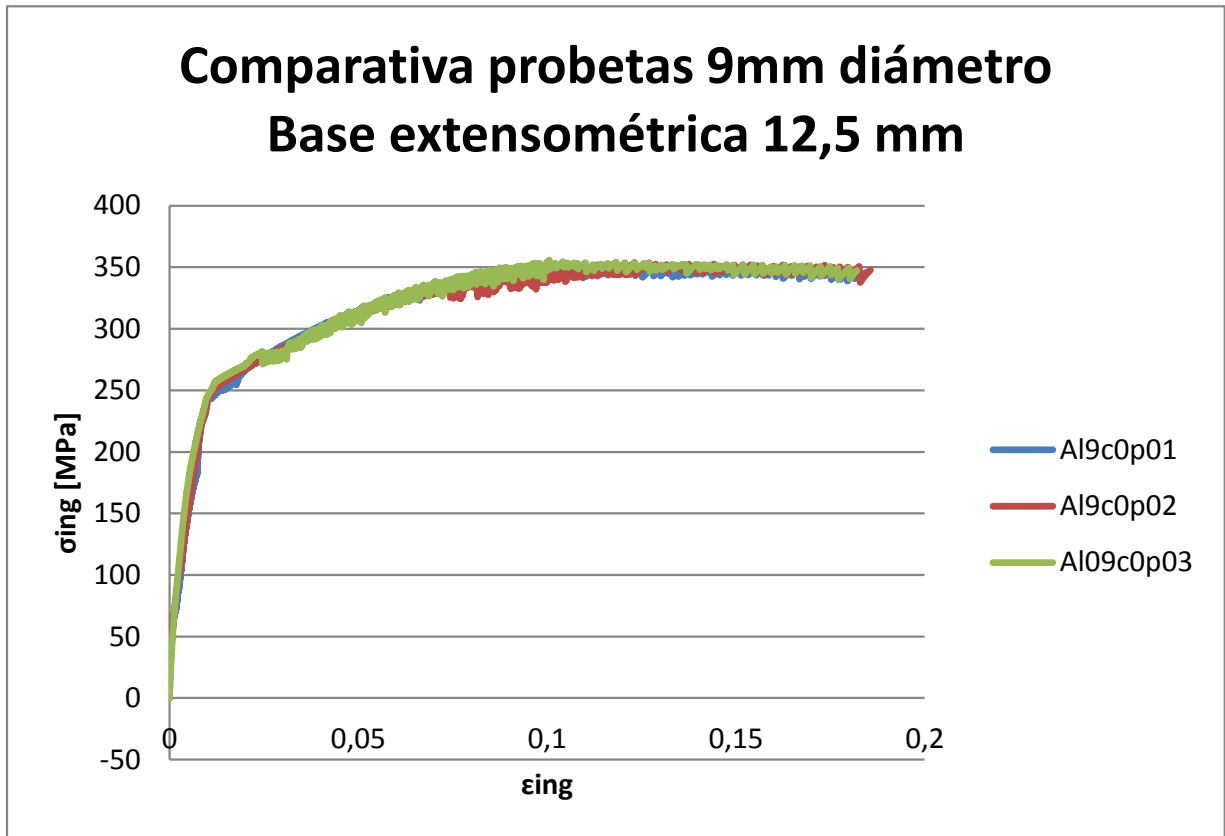


Figura 3.12 – Curvas $\sigma_{ing} - \epsilon_{ing}$ de las probetas para comprobar la influencia de la longitud sobre la rotura. Base extensométrica = 12,5 mm

En esta gráfica se muestran las curvas $\sigma_{ing} - \epsilon_{ing}$ de tres probetas del mismo material, aleación de aluminio 5083, todas del mismo diámetro (9 mm), pero con distintas longitudes de la zona central.

	Diámetro [mm]	Longitud [mm]
AI9c0p01	9	17,5
AI9c0p02	9	35
AI9c0p03	9	70

Tabla 3.4 – Longitud de las probetas de 9 mm de diámetro ensayadas para comprobar la influencia de la longitud sobre la rotura.

Para la misma base extensométrica de 12,5 mm, la deformación de rotura de estas tres probetas se muestra en la siguiente tabla de resultados:

Probeta	Diámetro [mm]	Longitud [mm]	ϵ_{ing}
AI9c0p01	9	17,5	0,1846
AI9c0p02	9	35	0,1856
AI9c0p03	9	70	0,1820

Tabla 3.5 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de 9mm de diámetro y diferentes longitudes. Base extensométrica = 12,5 mm.

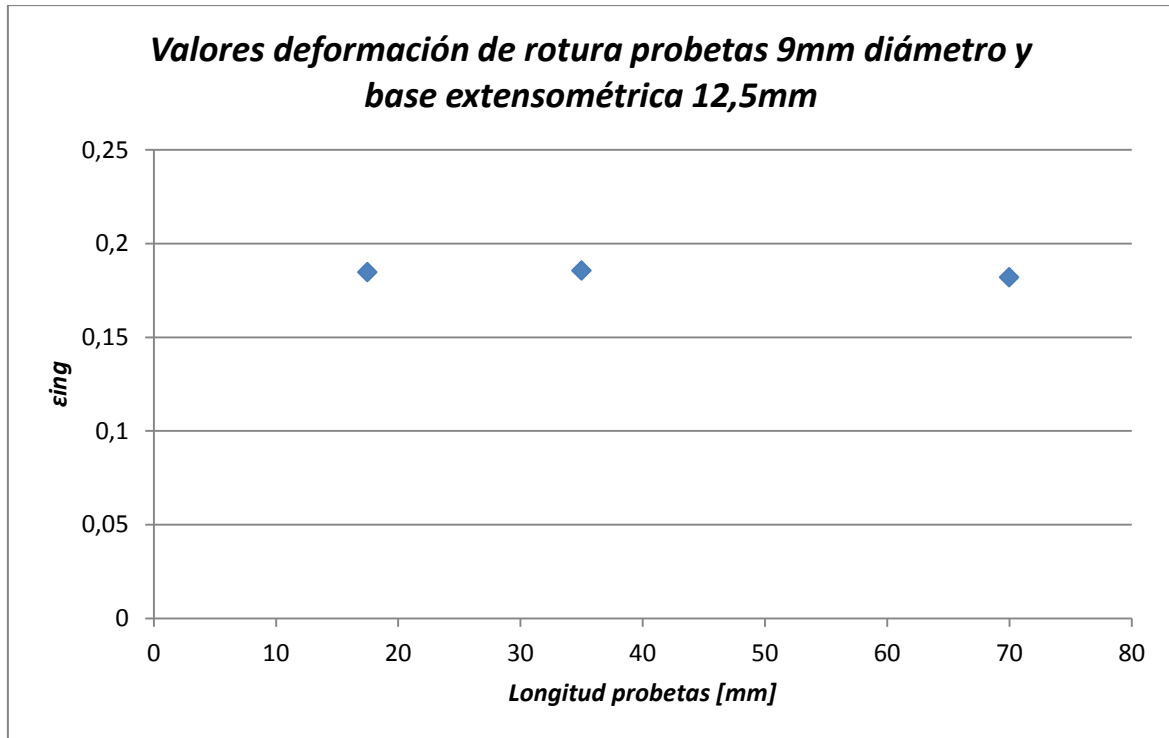


Figura 3.13 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de 9mm de diámetro y diferentes longitudes. Base extensométrica = 12,5 mm.

- Análisis y conclusiones de los resultados:

Observando y analizando los resultados de la gráfica con las curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ y la tabla con los valores ε_{ing} de rotura, se llega a las siguientes conclusiones:

1. Para probetas de igual diámetro y distintas longitudes, para una misma base extensométrica las curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ son muy similares, por tanto la longitud de las probetas no influye en los resultados obtenidos.
2. Para probetas de igual diámetro y distintas longitudes, para una misma base extensométrica los valores de rotura de ε_{ing} son muy similares, por lo que la distinta longitud de las probetas apenas tiene influencia en los resultados.

3. Por tanto, bajo una misma base extensométrica se comprueba que para probetas del mismo material e igual diámetro, se obtienen los mismos resultados de deformación en rotura y las mismas curvas tensión-deformación sin importar la longitud que las probetas tengan. Así que, para una misma base extensométrica la longitud de las probetas no tiene influencia en los valores de deformación.

3.5.2 INFLUENCIA DEL DIÁMETRO DE LAS PROBETAS SOBRE LA ROTURA DEL MATERIAL

En este apartado comprobamos la influencia del diámetro de las probetas sobre los valores de la deformación de rotura del material.

Para ello se ensayan probetas del mismo material, aleación de aluminio 5083, con diferentes diámetros (3mm, 6mm y 9mm), y se obtienen las curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ a través de extensometría óptica de alta resolución, y empleando distintas bases extensométricas: de un diámetro, dos diámetros y de 12,5 mm.

Y es que la aparición del cuello de estricción durante la ejecución del ensayo de tracción provoca una gran concentración de deformaciones en una zona muy localizada de la probeta.

El gradiente de deformaciones que provoca el cuello de estricción hace que la longitud de la base extensométrica empleada sea de fundamental importancia a la hora de definir la curva $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ de la probeta, siendo totalmente dependiente de ella. Recordar que la base extensométrica, como se ha mencionado anteriormente, debe estar centrada en el plano de rotura. Por este motivo, además de obtener las curvas correspondientes a una base extensométrica de 12,5mm, también se han obtenido las curvas resultantes de considerar una base extensométrica de longitud igual a un

diámetro y otra igual a dos diámetros de la probeta. De esta forma, se obtienen curvas totalmente comparables entre probetas de diferentes diámetros.

En la Figura 3.11 se muestran de manera gráfica las bases extensométricas empleadas en las probetas de cada uno de los diámetros. Las bases de longitud igual a un diámetro se representan en verde, las de longitud igual a dos diámetros, en rojo y las de 12,5mm de longitud, en azul.

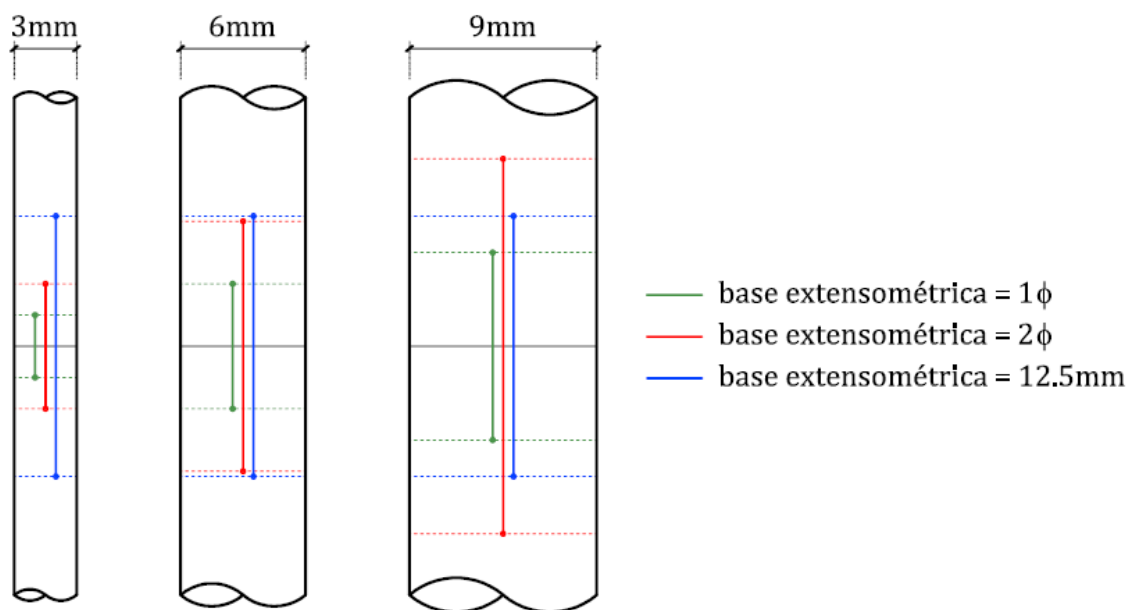


Figura 3.14 – Bases extensométricas empleadas con cada uno de los diámetros.

En las Figuras 3.15, 3.16 y 3.17 se muestran las curvas $\sigma_{ing} - \varepsilon_{ing}$ de las probetas de diferentes diámetros para las bases extensométricas de longitud igual a un diámetro, dos diámetros y 12,5mm, respectivamente.

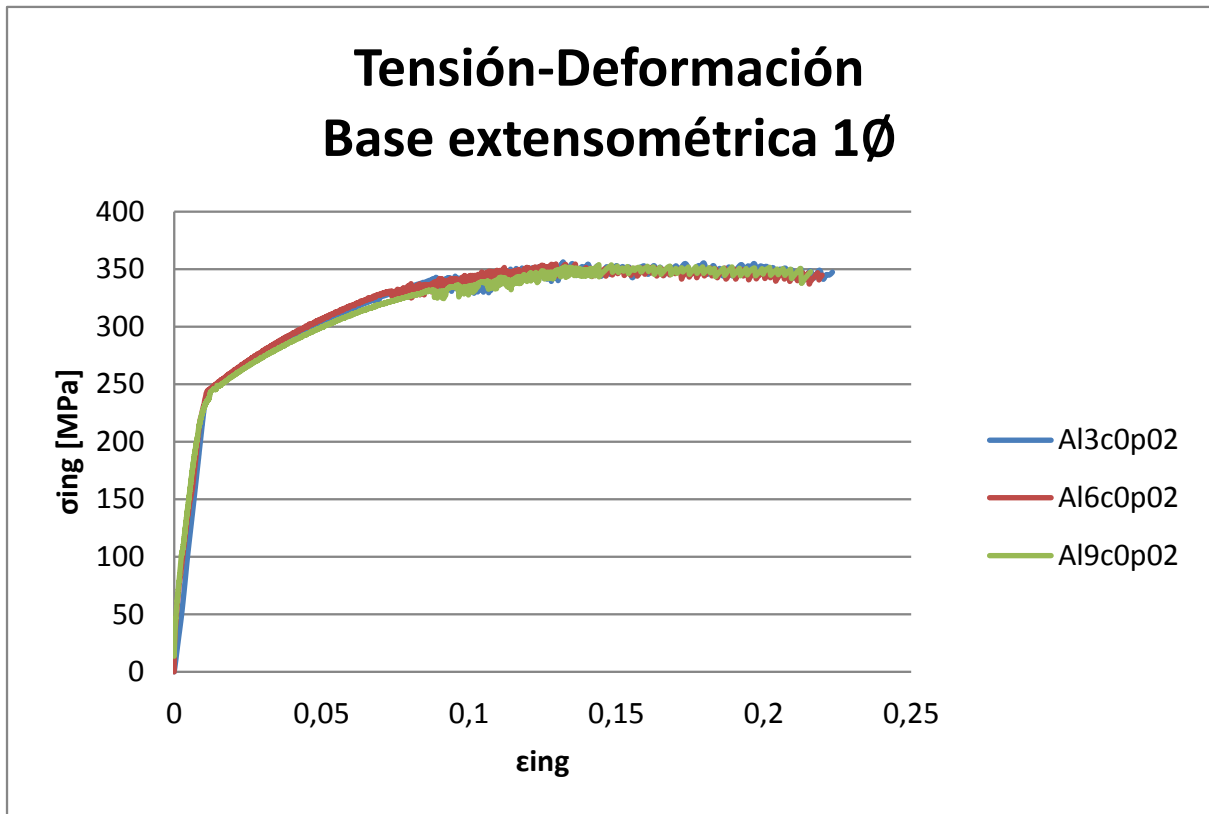


Figura 3.15 – Curvas $\sigma_{ing} - \epsilon_{ing}$ probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 1Ø

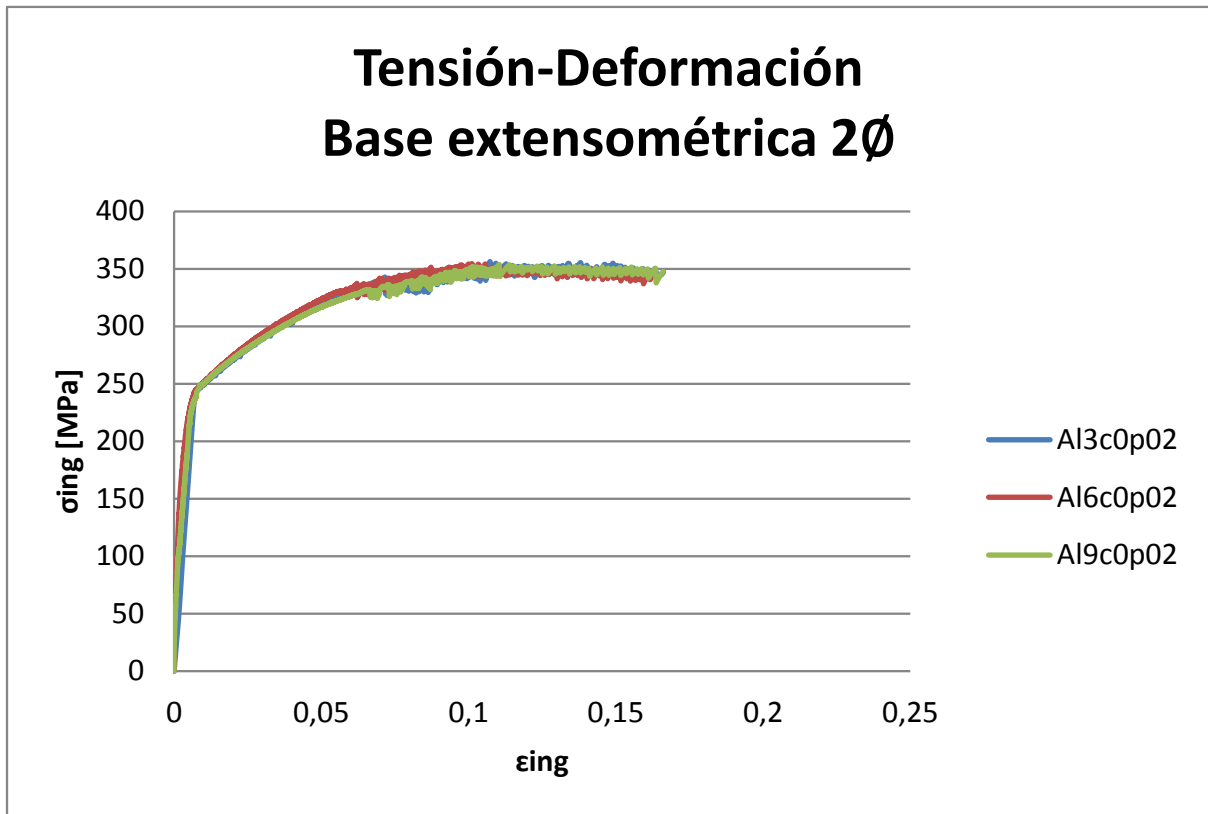


Figura 3.16 – Curvas $\sigma_{ing} - \epsilon_{ing}$ probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 2Ø

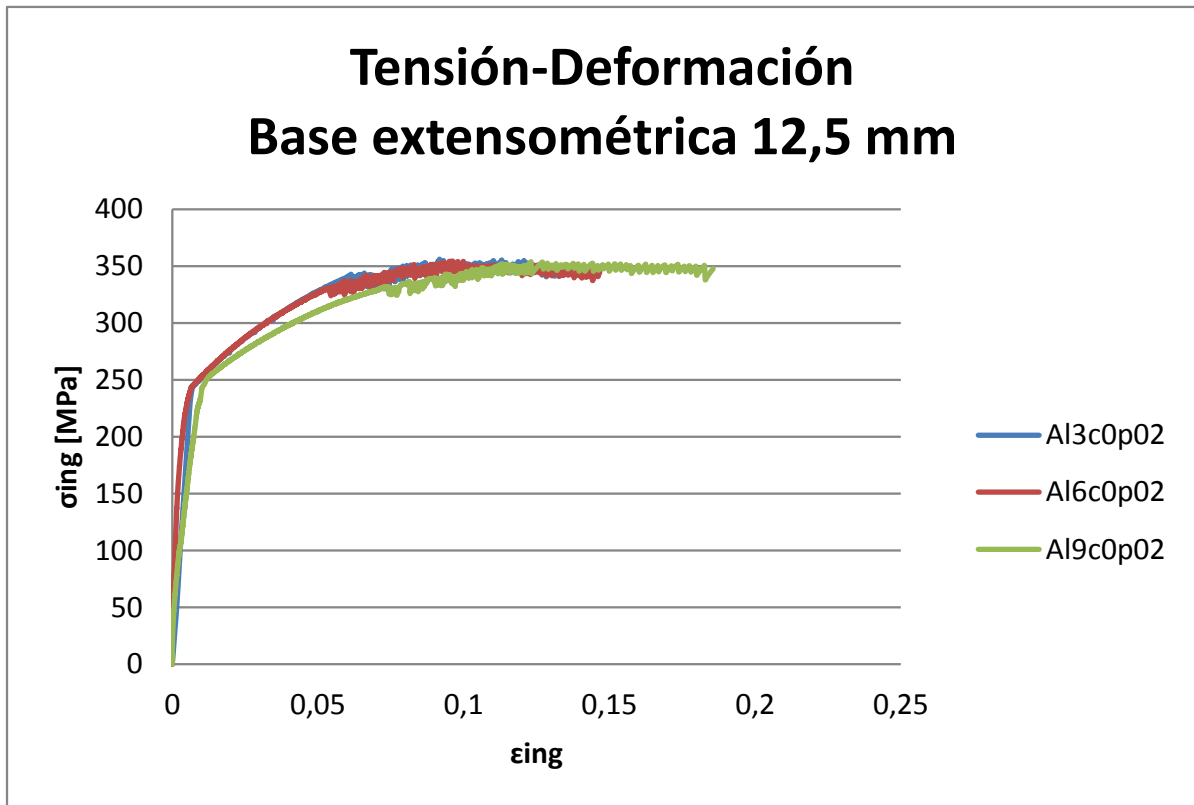


Figura 3.17 – Curvas $\sigma_{ing} - \epsilon_{ing}$ probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 12,5 mm

En las Tablas 3.6, 3.7 y 3.8 se pueden consultar los valores de la deformación de rotura obtenidos para las probetas medidas con bases extensométricas iguales a 1 \emptyset , 2 \emptyset y 12,5mm, respectivamente. Estos valores se muestran en las tablas 3.5, 3.6 y 3.7 y se representan gráficamente en las Figuras 3.18, 3.19 y 3.20.

Tanto en el caso de las curvas obtenidas con una base extensométrica de un diámetro como en las obtenidas con una base de dos diámetros, la curva tensión-deformación resulta bastante repetitiva, para los distintas probetas ensayadas. Esto se debe a que como ya se había comentado anteriormente, el valor de la deformación es totalmente dependiente de la base extensométrica considerada, así, al tener probetas de distintos

diámetros (3mm, 6mm y 9mm), y ser las bases extensométricas 1 diámetro y 2 diámetros, los resultados son comparables y muy similares entre sí.

Cabe destacar que, cuando la base extensométrica empleada es de 12,5mm para todas las probetas (Figura 3.17), la deformación de rotura varía mucho entre un diámetro y otro. Esto es debido a que, tal y como se ha mencionado previamente, las medidas no son realmente comparables. Y es que mientras en la probeta de 3mm de diámetro la base extensométrica de 12,5 mm abarca con holgura la totalidad del estrechamiento provocado por la estricción, en el caso de la probeta de 6mm de diámetro el cuello de estricción es abarcado con muy poco margen y en el de la probeta de 9mm ni siquiera llega a abarcar la totalidad del estrechamiento. Éste es el motivo por el cual cuando se mide la deformación de rotura con una base extensométrica de longitud fija sobre barras de diferentes diámetros, dicha deformación de rotura presenta una variación muy notable.

A continuación se muestran los valores de deformación de rotura según diferentes bases extensométricas para las probetas de distintos diámetros.

Base extensométrica 1 diámetro			
Probeta	Diámetro [mm]	Longitud [mm]	ϵ_{ing}
Al3c0p02	3	35	0,2233
Al6c0p02	6	35	0,2198
Al9c0p02	9	35	0,2162

Tabla 3.6 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 1 \emptyset

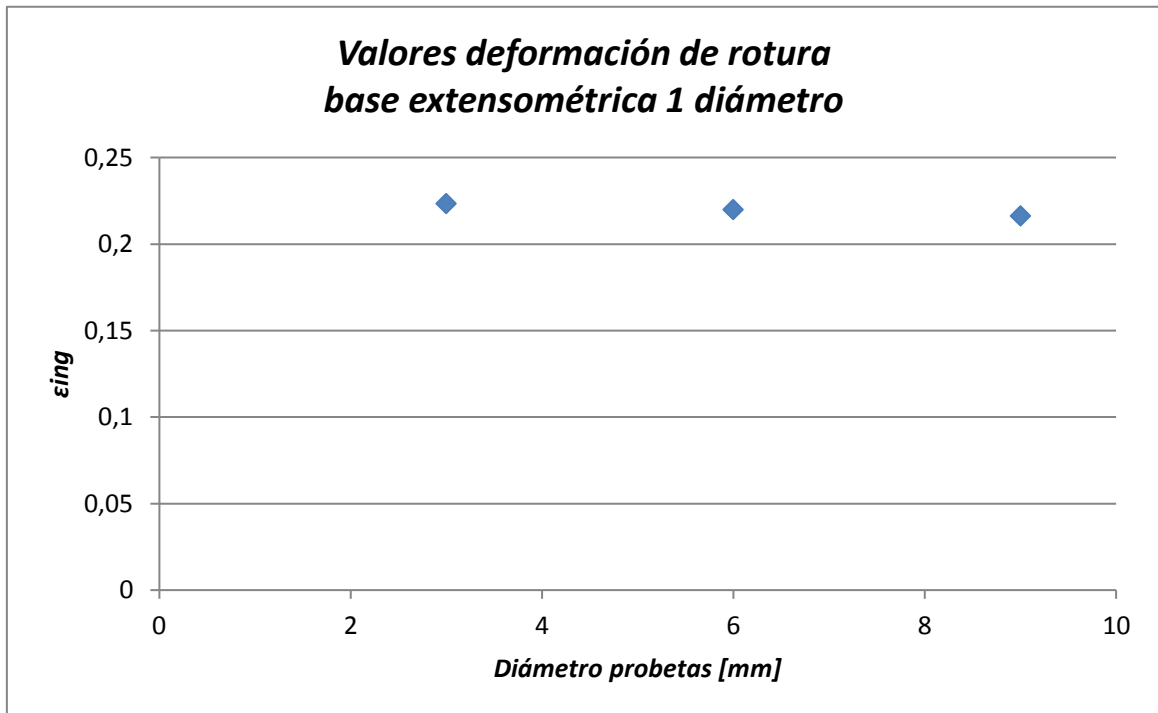


Figura 3.18 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 1 \emptyset

Base extensométrica 2 diámetros			
Probeta	Diámetro [mm]	Longitud [mm]	ϵ_{ing}
A13c0p02	3	35	0,1662
A16c0p02	6	35	0,1624
A19c0p02	9	35	0,1661

Tabla 3.7 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 2 \emptyset

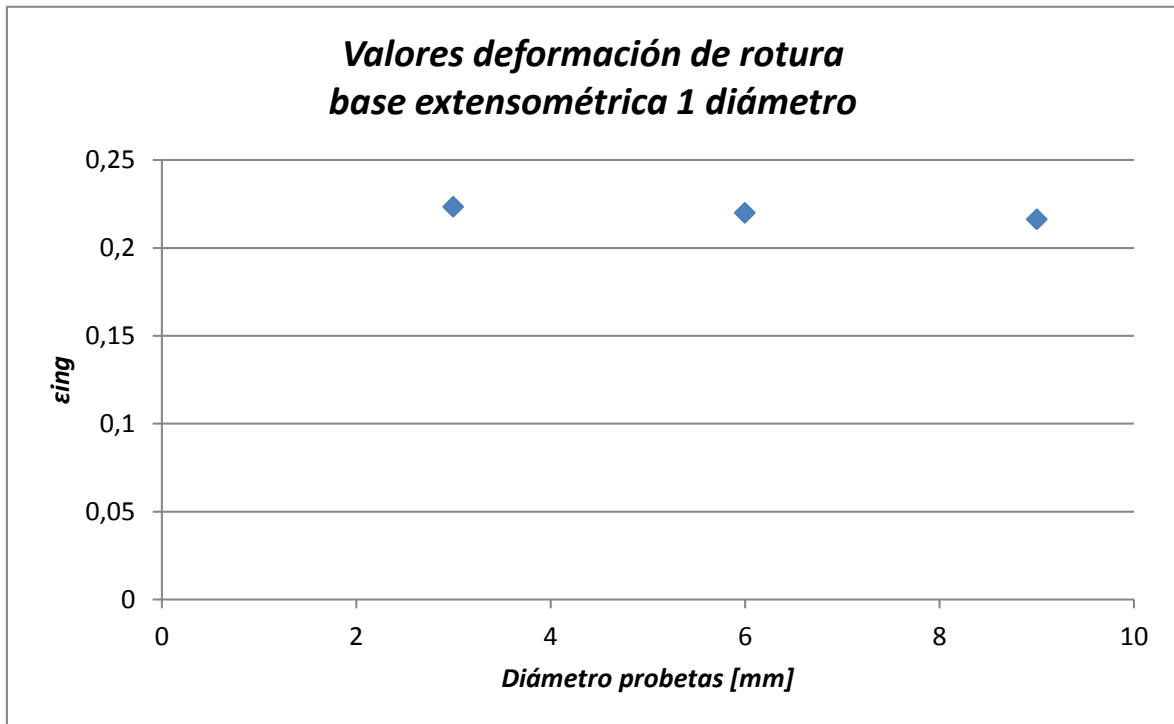


Figura 3.19 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 2 \emptyset

Se comprueba que para bases extensométricas de un diámetro y dos diámetros, los valores de deformación de rotura de las probetas de distintos diámetros son muy similares.

Base extensométrica 12,5 mm			
Probeta	Diámetro [mm]	Longitud [mm]	ϵ_{ing}
Al3c0p02	3	35	0,1326
Al6c0p02	6	35	0,1467
Al9c0p02	9	35	0,1856

Tabla 3.8 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 12,5 mm.

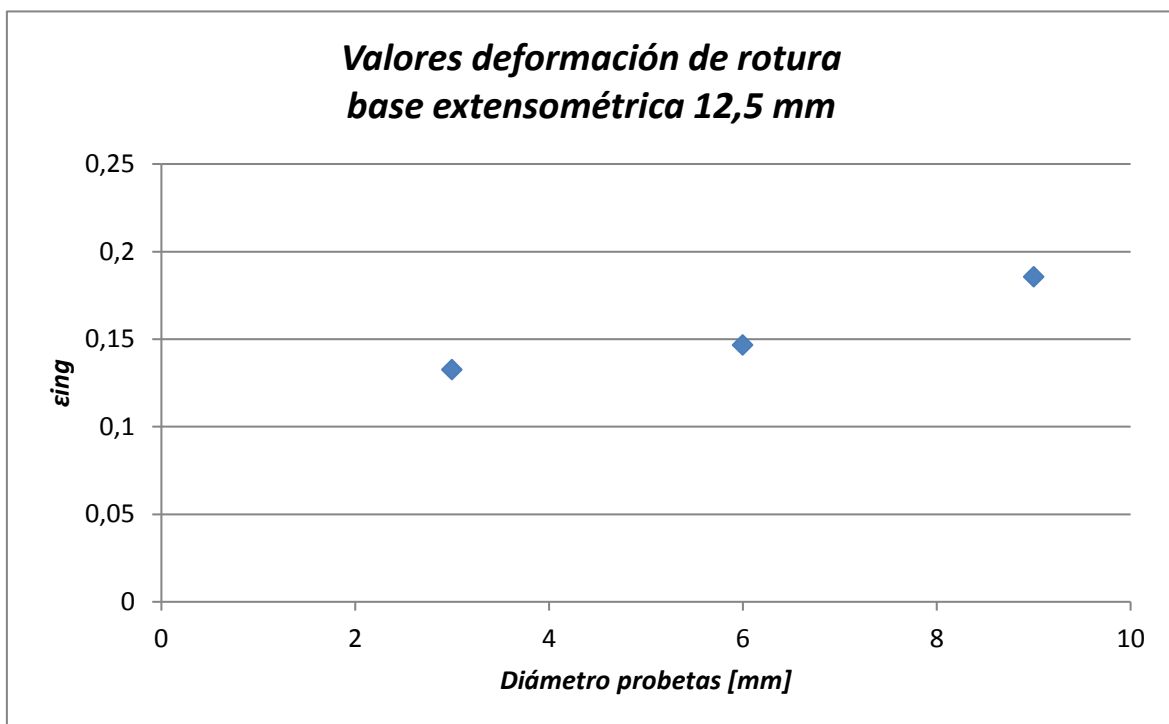


Figura 3.20 – Valores de la deformación de rotura correspondientes a probetas de diferentes diámetros. Base extensométrica 12,5 mm.

Sin embargo, para una misma base extensométrica igual a 12,5 mm, los valores de deformación de rotura de probetas de distintos diámetros son completamente diferentes.

CAPÍTULO 4: CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

4.1 CONCLUSIONES

A continuación se exponen las principales conclusiones que se extraen de los trabajos realizados en este Trabajo Fin de Máster.

Se ha llevado a cabo una campaña experimental sobre una aleación de aluminio 5083, para estudiar la curva tensión-deformación, prestando especial atención al último tramo de la curva desde el instante de carga máxima hasta rotura. Para ello se han desarrollado ensayos de tracción simple sobre un total de nueve probetas cilíndricas del mismo material, aleación de aluminio 5083, con distintas longitudes y diámetros.

Para realizar de forma satisfactoria los ensayos de tracción, se preparan las probetas y mediante el uso de extensometría óptica y el posterior procesamiento de correlación de imágenes mediante el software VIC-2D®, se logró resolver el principal problema para obtener la deformación de las probetas a partir de los ensayos de tracción, que es el no conocer previamente el lugar exacto donde tendrá lugar el cuello de estricción para así centrar en el plano de rotura la base extensométrica deseada, y obtener de forma satisfactoria las deformaciones.

Los resultados obtenidos facilitan por tanto medir de forma objetiva la deformación bajo carga máxima y la deformación en rotura, aspectos que con frecuencia resultan controvertidos en la aplicación de la norma de ensayo.

A la vista de los resultados de los ensayos de tracción simple realizados sobre probetas de diferentes diámetros y longitudes, se puede afirmar que tanto la longitud como el diámetro de las probetas son parámetros que apenas tienen influencia en las deformaciones medidas tras el instante de carga máxima cuando la base extensométrica empleada es proporcional al diámetro de la probeta y cuando la longitud de la probeta es suficientemente grande que permita un completo desarrollo del cuello de estricción.

Para estudiar la influencia que tiene la longitud de las probetas en la deformación de rotura, se obtienen los resultados de las curvas de tensión-deformación para una misma base extensométrica de 12,5mm de probetas del mismo diámetro (9mm) y tres longitudes distintas (17,5mm, 35mm y 70mm), y comprobar que son muy similares.

Por último, para estudiar la influencia del diámetro de las probetas en la deformación de rotura, se obtienen las curvas de tensión-deformación para bases extensométricas de un diámetro, dos diámetros y 12,5mm de probetas de distintos diámetros (3mm, 6mm y 9mm). Para bases extensométricas de un diámetro y dos diámetros, se obtienen curvas de tensión-deformación muy similares al ser las bases extensométricas proporcionales a las probetas y por tanto comparables entre sí. En cambio para una misma base extensométrica de 12,5mm las curvas tensión-deformación de las probetas son totalmente distintas. Y es que, tal y como se estudia en profundidad en este Trabajo Fin de Máster, los valores de deformación son totalmente dependientes de la base extensométrica elegida.

4.2 TRABAJO FUTURO

A continuación se mencionan algunas posibles líneas de trabajo futuro.

En primer lugar, se han analizado un total de nueve probetas con distintos diámetros y longitudes. A pesar de esto es importante para próximos trabajos aumentar el número de probetas ensayadas para cada diámetro y cada longitud, ya que así los resultados obtenidos serán más precisos al identificar posibles errores propios de la dispersión del trabajo experimental.

Los diámetros ensayados, de 3, 6 y 9mm, están muy por debajo de los diámetros máximos utilizados en construcción, que alcanzan 40mm. Repetir los ensayos realizados empleando diámetros mayores puede ayudar a confirmar algunas observaciones realizadas en esta investigación.

Por último, una posible línea de trabajo futuro sería desarrollar un modelo numérico de los ensayos de tracción realizados para, mediante la teoría de elementos finitos, obtener resultados de tensión-deformación del mismo material y así compararlos con los resultados experimentales obtenidos en la investigación de este Trabajo Fin de Máster.

CAPÍTULO 5: BIBLIOGRAFÍA

- [1] UNE-EN ISO 6892-1. Materiales metálicos. Ensayos de tracción. Parte 1: Método de ensayo a temperatura ambiente, 2010.
- [2] J. C. Gálvez, J. M. Benítez, B. Tork, M. J. Casati & D. A. Cendón. Splitting failure of precast prestressed concrete during the release of the prestressing force. *Engineering Failure Analysis*, vol. 16, no. 8, 2009.
- [3] D. A. Cendón, J. M. Atienza & M. Elices. Localización de la deformación durante un ensayo de tracción: resultados experimentales y numéricos. *Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 1, no. 26, 2009.
- [4] Fernando Suárez Guerra. Estudio de la rotura en barras de acero. Aspectos experimentales y numéricos. Tesis doctoral, 2013.
- [5] M. J. Anglada, J. Alcalá, L. M. Llanes, A. M. Mateo & M. N. Salán. Fractura de materiales. Edicions de la Universitat Politècnica de Catalunya, 2002.
- [6] C. E. Inglis. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. *Transactions of the Institute of Naval Architects*, vol. 55, 1913.
- [7] A. A. Griffith. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions / Royal Society of London*. 1920.
- [8] J. D. Eshelby. The force of an elastic singularity. *Philosophical transactions of the Royal Society of London. Royal Soc.*, 1951.
- [9] M. Elices. Mecánica de la fractura: Aplicada a sólidos elásticos bidimensionales. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, 1998.
- [10] T. L. Anderson. Fracture mechanics: Fundamentals and applications. CRC Press,

1995.

- [11] A. Argon, J. Im & R. Safoglu. Cavity formation from inclusions in ductile fracture. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 6, 1975.
- [12] F. Beremin. Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 12, 1981.
- [13] S. H. Goods & L. M. Brown. Overview No. 1: The nucleation of cavities by plastic deformation. Acta Metallurgica, vol. 27, no. 1, 1979.
- [14] J. R. Rice & D. M. Tracey. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress elds. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 17, no. 3, 1969.
- [15] A. L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part i. yield criteria and flow rules for porous ductile media. Division of Engineering, Brown University, 1977.
- [16] H. Li, M. W. Fu, J. Lu & H. Yang. Ductile fracture: Experiments and computations. International Journal of Plasticity, vol. 27, no. 2, 2011.
- [17] V. Tvergaard and A. Needleman. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. Acta metal. Vol 32, N°1, pages 157-169. 1984.
- [18] Wuchao Yang, Xudong Qian. Fracture resistance curve over the complete mixed-mode I and II range for 5083 aluminum alloy. Engineering Fracture Mechanics 96 (2012) 209–225.
- [19] Sanmetal®,S.A. Aluminio, barras para mecanización y forja. Perfiles angulares. Catálogo comercial. Edición 2009.