



**ESCUELA POLITÉCNICA SUPERIOR  
UNIVERSIDAD DE BURGOS**

**ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA  
PREDEFORMACIÓN EN EL  
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE  
CHAPAS METÁLICAS**



**GRADO EN INGENIERÍA MECÁNICA**

**AUTOR:**

**Jaime Rodrigo Domingo**

**TUTORES:**

**J. Manuel Alegre Calderón**

**I. Iván Cuesta Segura**

**JULIO 2013**



## ÍNDICE

### **CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS**

- 1.1. INTRODUCCIÓN
- 1.2. OBJETIVOS

### **CAPÍTULO 2. ESTADO DEL ARTE**

- 2.1. INTRODUCCIÓN
- 2.2. EL ENSAYO MINIATURA DE PUNZONADO
- 2.3. ALEACIONES DE ALUMINIO
  - 2.3.1. Clasificación según el proceso de conformado
  - 2.3.2. Clasificación según el estado de la aleación
  - 2.3.3. Propiedades
  - 2.3.4. Características de fabricación
- 2.4. PROCESOS DE CONFORMADO DE LÁMINAS METÁLICAS
  - 2.4.1. Operaciones de corte
  - 2.4.2. Operaciones de doblado
  - 2.4.3. Operaciones de embutido
  - 2.4.4. Otras operaciones
  - 2.4.5. Troqueles y prensas



### **CAPÍTULO 3. CARAZTERIZACIÓN DEL MATERIAL**

- 3.1. INTRODUCCIÓN
- 3.2. ALEACIÓN DE ALUMINIO
- 3.3. COMPORTAMIENTO EN TRACCIÓN UNIAXIAL
  - 3.2.1. Extrapolación material denso
- 3.4. COMPORTAMIENTO EN TRACCIÓN TRAS PREDEFORMACIÓN BIAxIAL

### **CAPÍTULO 4. METODOLOGÍA**

- 4.1. INTRODUCCIÓN
- 4.2. CORRELACIÓN CONVENCIONAL EN AUSENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA
- 4.3. CORRELACIÓN EN PRESENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA
- 4.4. REALIZACIÓN DEL ENSAYO MINIATURA DE PUNZONADO
- 4.5. TRATAMIENTO DE DATOS EXPERIMENTALES

### **CAPÍTULO 5. RESULTADOS Y ANÁLISIS**

- 5.1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS
- 5.2. CORRELACIÓN CONVENCIONAL EN AUSENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA ENSAYOS SPT
- 5.3. CORRELACIÓN EN PRESENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA BIAxIAL ENSAYOS SPT
- 5.4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

### **CAPÍTULO 6. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO**

- 6.1. CONCLUSIONES
- 6.2. TRABAJO FUTURO

### **REFERENCIAS**

### **ANEXO I**

### **ANEXO II**



## CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

### 1.1. INTRODUCCIÓN

Durante el proceso de estampación de un componente se pueden llegar a generar elevadas deformaciones plásticas, generando tensiones residuales y variaciones en el comportamiento mecánico en las zonas deformadas plásticamente. Para un correcto diseño de este tipo de componentes es necesario tener un perfecto conocimiento de estas deformaciones plásticas iniciales, derivadas de los procesos de conformado, y su efecto en el comportamiento resistente de la pieza fabricada.

Actualmente existen diferentes formas de abordar este problema, pero ninguna de ellas satisface completamente las expectativas. En determinados sectores industriales como el de automoción, que podríamos calificarle de avanzado en este tema, se apoyan en herramientas de simulación numérica para obtener una estimación del estado de deformación alcanzado por la pieza en determinadas zonas críticas, y para validar el componente estampado durante la etapa de diseño y prototipado en función de su cuaderno de cargas y de las propiedades mecánicas del material base, que generalmente suele tratarse de chapas laminadas en frío de aleaciones de aluminio.

Es evidente que esta última consideración no es del todo acertada ya que el proceso de estampado puede llegar a afectar considerablemente al valor de las propiedades



mecánicas del material, en especial el valor del límite elástico, parámetro fundamental en los cálculos numéricos elastoplásticos. Entonces, ¿por qué no utilizar en la simulación numérica valores reales del límite elástico en función del grado de deformación alcanzado en cada una de las zonas del componente durante el proceso de estampado? El gran inconveniente para dar respuesta a esta pregunta radica en la escasez de material para poder extraer probetas normalizadas, en las distintas zonas del componente, con las que poder llevar a cabo ensayos estándar para caracterizarlas, por lo que nos encontramos ante un problema difícilmente abordable con técnicas convencionales.

Una posible solución a este problema es la utilización del Ensayo Miniatura de Punzonado (EMP) o Small Punch Test (SPT) como alternativa para la estimación de propiedades mecánicas en el componente analizado. Este ensayo fue desarrollado en el campo nuclear en los años ochenta y desde entonces ha sido utilizado con éxito en numerosas ocasiones en aquellos casos en los que no se dispone de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados.

Este ensayo consiste básicamente en el punzonado de una probeta miniatura (10x10x0.5mm) estando sus extremos empotrados por una matriz. En la actualidad, existe un código europeo de buenas prácticas para la realización del ensayo. Durante el ensayo se recogen los valores de carga aplicada y desplazamiento del punzón, tras el correcto tratamiento de los datos almacenados, se obtiene como resultado del ensayo EMP una curva carga-desplazamiento del punzón.

## 1.2. OBJETIVOS

Los objetivos del presente estudio se pueden agrupar en los siguientes puntos:

- Validar el ensayo miniatura de punzonado como una herramienta factible para la evaluación de las propiedades mecánicas en componentes previamente sometidos a procesos de conformado.
- Estudiar la influencia que la deformación plástica tiene sobre las propiedades de la aleación de aluminio estudiada.
- Establecer la correlación existente entre la carga de fluencia en el EMP con el límite elástico para proporcionar una expresión válida para evaluar el límite elástico en cualquier zona de un componente estampado independientemente del grado de deformación alcanzado durante el proceso de estampación.



## CAPÍTULO 2

### ESTADO DEL ARTE

#### 2.1. INTRODUCCIÓN

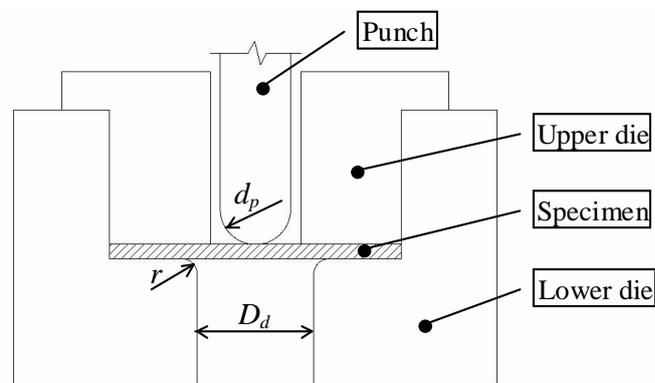
En el presente capítulo se ha realizado una exhaustiva recopilación de los principales trabajos de investigación que han hecho uso del ensayo miniatura de punzonado, en diversos campos de aplicación, desde sus orígenes en la década de los 80 hasta la actualidad. Por otro lado, se han recogido los diferentes tipos de aleaciones de aluminio y tratamientos a los que pueden ser sometidas, así como la nomenclatura correspondiente a cada una de ellas para su designación. Por último, se han plasmado los diferentes procesos de conformado de láminas metálicas.

#### 2.2. EL ENSAYO MINIATURA DE PUNZONADO

El ensayo miniatura de punzonado comenzó a ser desarrollado en la década de los 80, con el objetivo principal de obtener las propiedades mecánicas del material analizado en aquellos casos en los que no se disponía de material suficiente para la realización de ensayos convencionales. El ensayo consiste básicamente en un punzonado sobre una probeta cuadrada o circular de reducidas dimensiones ( $\phi 6mm$ ,  $t = 0.5mm$ ), mediante un punzón de gran rigidez, estando la periferia de la probeta empotrada mediante dos matrices.



Para evitar deformaciones locales muy elevadas en la probeta, la matriz inferior lleva mecanizado un redondeo, cuyo radio de acuerdo es uno de los parámetros con cierta influencia en los resultados obtenidos. El utillaje del ensayo suele estar diseñado para poder ser acoplado a una máquina universal de ensayo. La compresión de la probeta entre la matriz superior e inferior es de gran importancia para evitar el deslizamiento de la probeta que se traduciría en una interpretación errónea de los resultados obtenidos. En la Figura 2.1 se presenta un esquema del utillaje típico para el ensayo SPT.



**Figura 2.1.** Esquema del ensayo SPT.

Durante el ensayo se recogen los valores de carga aplicada y desplazamiento del punzón, y tras el correcto tratamiento de los datos almacenados, se obtiene como resultado del ensayo SPT la curva carga-desplazamiento del punzón. Una curva carga-desplazamiento y el modo de fallo típico para el caso de materiales dúctiles (ámbito del presente estudio), se puede ver en la Figura 2.2, correspondiente a un ensayo de una probeta SPT convencional de  $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$ . En general, en dicha curva se pueden diferenciar hasta seis zonas, aunque la finalización de una y el comienzo de la siguiente no se puede determinar exactamente. Cada una de las zonas está influenciada por el comportamiento elastoplástico del material, y se explican en detalle en los siguientes párrafos.

**Zona I.** Es la zona en la que el material tiene un comportamiento puramente elástico. Los parámetros del material que tienen influencia en esta zona son los que definen el comportamiento elástico del mismo. Sin embargo, se observa generalmente una ligera influencia debida a la indentación inicial del punzón sobre la probeta.



**Zona II.** Es la zona de transición elasto-plástica. El material comienza a plastificar en algunas zonas de la probeta, fundamentalmente la que se encuentra en contacto con la periferia del punzón, empezando así a tener importancia los parámetros que definen el comportamiento plástico del material. En esta zona también puede comenzar a tener cierta influencia el coeficiente de rozamiento entre la bola y el material ensayado.

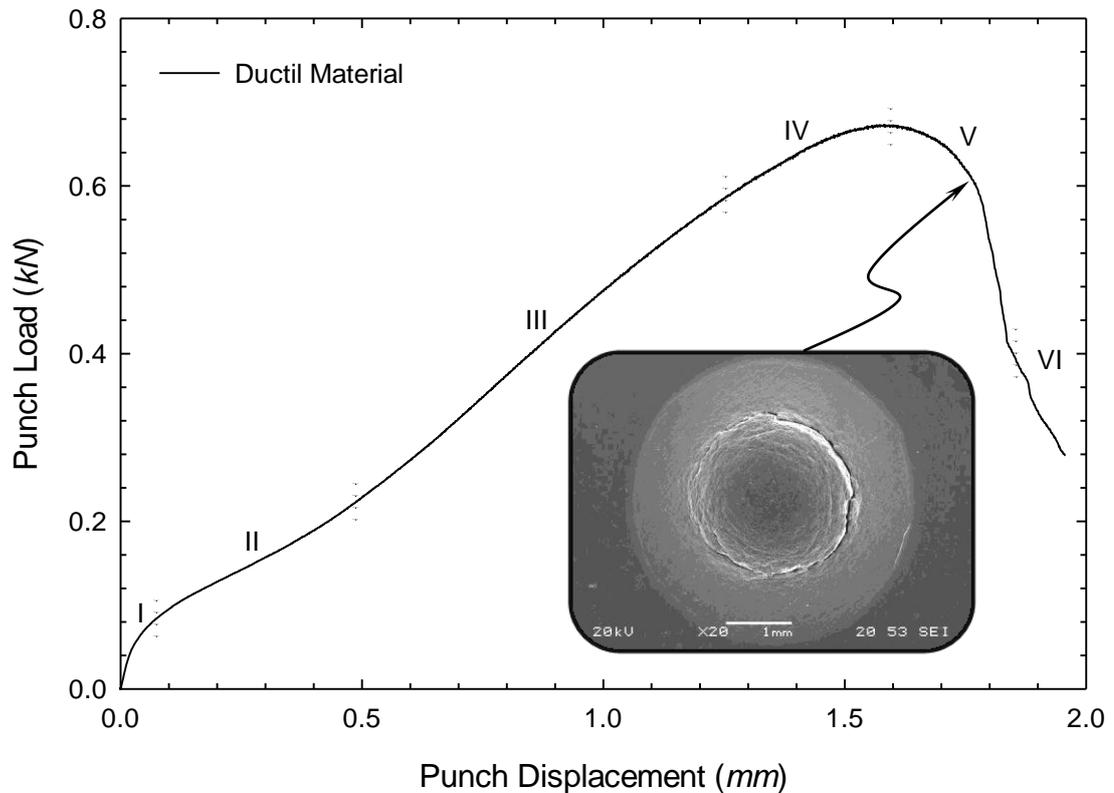
**Zona III.** Es la zona en la que el material alcanza un comportamiento plástico en todos los puntos de la probeta que no están restringidos por las matrices. Podríamos decir que la plastificación va avanzando hasta alcanzar prácticamente toda la probeta. Se alcanzan elevadas deformaciones plásticas en determinadas zonas de la probeta. En muchas ocasiones, el tramo de curva comprendido en esta zona se podría ajustar mediante una recta.

**Zona IV.** Es la zona en la que se alcanza el valor de carga máxima. Se produce un adelgazamiento importante del espesor de la probeta que está asociado con la inestabilidad plástica local y el inicio de la fractura en determinadas zonas, alcanzando la carga máxima del punzón.

**Zona V.** Es la zona de ablandamiento de la curva, una vez que en algunas zonas de la probeta se ha alcanzado la condición de rotura. La rotura avanza y la capacidad resistente de la probeta disminuye rápidamente. La fisura comienza a crecer de forma circunferencial entorno al centro de la probeta, como puede observarse en la Figura 2.2.

**Zona VI.** Representa la rotura final de la probeta, en la que el punzón la atraviesa por completo. En los ensayos experimentales no es una zona de especial interés.

En consecuencia, cada una de las partes en las que se puede dividir la curva carga-desplazamiento parece estar relacionada con una serie de parámetros característicos del material. La primera zona con los parámetros elásticos, la segunda y tercera con las propiedades elastoplásticas y desarrollo del daño local, y la cuarta y quinta con el desarrollo del daño a mayor escala y los parámetros asociados a la rotura del material.



**Figura 2.2.** Curva carga-desplazamiento típica obtenida en el SPT para el caso de materiales dúctiles.

A lo largo de las cuatro últimas décadas el ensayo SPT ha sido utilizado por numerosos investigadores en diferentes campos de aplicación. El presente apartado se centra especialmente en recopilar aquellas investigaciones que son verdaderamente afines a los objetivos planteados en el presente estudio, es decir, los trabajos que han utilizado de uno u otro modo el ensayo SPT para la determinación de las propiedades mecánicas del material estudiado.

En la *década de los 80*, Baik et al.[1] fueron los primeros investigadores en utilizar el SPT con el objetivo de estudiar los efectos que la radiación tenía sobre la temperatura de transición dúctil-frágil en materiales metálicos. Hasta ese momento el ensayo Charpy (CVN) era el método convencionalmente utilizado para la determinación de esa propiedad en materiales metálicos, pero para materiales irradiados las probetas de ese ensayo no era conveniente utilizarlas debido principalmente a su excesivo tamaño para ser irradiadas.



Estos autores realizaron un estudio sobre aceros con diferente microestructura e impurezas dopadas llegando a la conclusión de que existía una única relación lineal entre la temperatura de transición del SPT ( $T_{SPT}$ ) y la del CVN ( $T_{CVN}$ ) para cada tipo de impureza dopada. La Figura 2.3 muestra los resultados obtenidos en el estudio. Esta relación era independiente de las variables de la microestructura, como pueden ser el tamaño de grano y la dureza, y viene dada por la ecuación (2.1).

$$T_{CVN} = \alpha_1 \cdot T_{SPT} + \beta_1 \quad (2.1)$$

Donde  $\alpha_1$  es un factor de correlación mecánico que está directamente relacionado con el grado de deformación y el estado tensional, y  $\beta_1$  es el desplazamiento de la temperatura de transición, siendo en este caso en particular  $\alpha_1 = 2.5$ ,  $\beta_1 = 400^\circ C$  para el acero dopado con P y  $\beta_1 = 485^\circ C$  para el acero dopado con Sn. Este primer resultado parece indicar que no existe una equivalencia directa entre ambos ensayos.

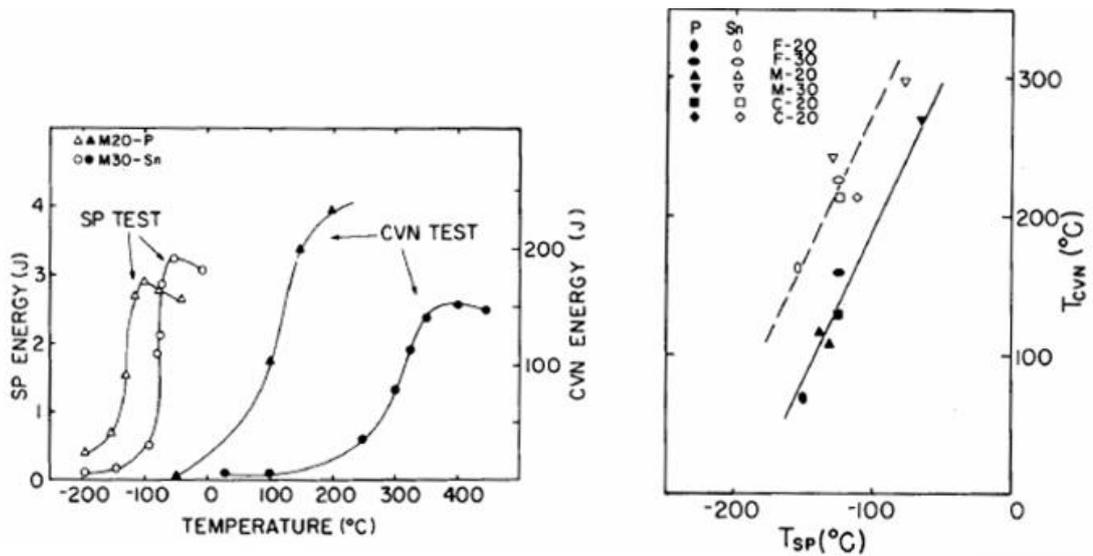
En particular, los valores de tenacidad deducidos a partir de ambos ensayos no serán comparables entre sí, al ser diferentes sus temperaturas de transición. Sin embargo, si parece apuntarse la posibilidad de establecer ciertas relaciones a partir de la ecuación (2.1). Evidentemente las diferencias observadas son lógicas dado que se trata de ensayos de velocidad muy diferente y distintas geometrías de probeta, implicando esta última una triaxialidad diferente en cada probeta.

Unos años más tarde en 1986, Kameda et al. [2] ampliaron el estudio anterior [1] centrándose en los aceros ferríticos, los cuáles, eran en esa época ampliamente utilizados en la industria nuclear. La conclusión principal de estos investigadores vino a confirmar la existencia de la correlación lineal entre la DBTT del SPT y la del ensayo CVN para cada uno de los materiales irradiados e impurezas dopadas.

En ese mismo año, Lucas et al. [3] publicaron un trabajo con el objetivo de determinar el efecto de la geometría de la probeta y del utillaje del ensayo en los resultados de los ensayos SPT. Además de utilizar cuatro materiales diferentes, dos tipos de cobre y dos de acero inoxidable austenítico, los parámetros que variaron fueron el espesor de la probeta SPT circular de 3mm de diámetro (de 0.1 a 0.25 mm), el diámetro del punzón (de 1 a 1.6 mm), el diámetro de la matriz inferior (de 1.3 a 1.9 mm) y el radio de acuerdo (de 0.2 a 0.5 mm) de la matriz inferior. Las



principales conclusiones que obtuvieron fueron que incrementando el espesor de la probeta se incrementaba la carga de fluencia, la carga máxima y el desplazamiento del punzón en el momento del fallo, y que la localización del fallo pasaba de estar en el centro de la probeta a ser circunferencial. El incremento del diámetro del punzón también hacía aumentar la carga de fluencia y la carga máxima pero hacía decrecer ligeramente el desplazamiento del punzón en el momento del fallo.



**Figura 2.3.** Comparación del comportamiento de energía de transición de fractura entre el ensayo CVN y el SPT en aceros que tienen diferentes impurezas dopadas (izquierda), y correlación DBTT entre CVN y SPT en aceros dopados con P y Sn [1] (derecha).

Un año más tarde, en 1987, Mao et al [4, 5] comenzaron un trabajo de investigación con el propósito de desarrollar una técnica para extraer información de las propiedades mecánicas y de fractura de materiales a partir del SPT con probetas circulares TEM de  $\varnothing 3 \text{ mm}$  y  $0.25 \text{ mm}$  de espesor y probetas cuadradas de  $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$ . Para ello estudiaron el proceso de deformación, introduciendo un nuevo parámetro en el ensayo SPT denominado deformación equivalente de fractura ( $\bar{\epsilon}_{qf}$ ), el cual fueron capaces de relacionarlo con la tenacidad a fractura ( $J_{Ic}$ ).

Los materiales usados en los ensayos fueron los aceros aleados denominados SUS316, PCA y HT-60, y usaron otros aceros y aleaciones para la validación de sus conclusiones, como el A533B y el HT-9.



Utilizaron dos métodos para calcular la  $\bar{\varepsilon}_{qf}$ , el primero midiendo el cambio de espesor en la zona más fina de la probeta una vez realizado el ensayo, según la ecuación (2.2) y el segundo utilizando la relación empírica definida por la ecuación (2.3).

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \ln(t_0 / t) \quad (2.2)$$

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \beta (\delta^* / t_0)^2 \quad (2.3)$$

Donde  $t$  y  $t_0$  son los espesores de la probeta en la sección más fina en el instante final e inicial respectivamente,  $\beta$  es una constante determinada experimentalmente y  $\delta^*$  es la deflexión de la probeta en el momento de la fractura. La condición necesaria para aplicar cualquiera de estos dos métodos era que la rotura fuese con forma circunferencial. Una vez calculada la  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  observaron la existencia de una relación lineal entre este parámetro y la tenacidad  $J_{Ic}$ , que aparece reflejada en la Figura 2.4, convirtiéndose de esta manera la  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  en un parámetro de fractura muy interesante a la hora de obtener  $J_{Ic}$  a través del ensayo SPT.

También, a partir de los ensayos SPT realizados determinaron la tensión de fluencia  $\sigma_y$  y la tensión última  $\sigma_{uts}$  del material, en función de la carga de fluencia ( $P_y$ ) y de la carga máxima ( $P_{max}$ ) de la curva carga-desplazamiento respectivamente, estableciendo las ecuaciones (2.4) y (2.5), pioneras en la determinación de  $\sigma_y$  y  $\sigma_{uts}$  a partir del ensayo SPT.

$$\sigma_y = 360 \cdot P_y / t_0^2 \quad (2.4)$$

$$\sigma_{uts} = 130 \cdot P_{max} / t_0^2 - 320 \quad (2.5)$$

Tal y como se puede ver en la Figura 2.5 con dichas expresiones fueron capaces de ajustar adecuadamente los resultados obtenidos para los diferentes materiales utilizados, las cuales siguen utilizándose en la actualidad brindando una posible opción a la hora de estimar  $\sigma_y$  y  $\sigma_{uts}$  a través del ensayo SPT, en aquellos casos en los que no sea posible llevar a cabo ensayos convencionales para determinar dichos



parámetros. Se puede observar como la correlación para la estimación del límite elástico es muy buena, pero para el caso de la tensión última la dispersión obtenida es mayor.

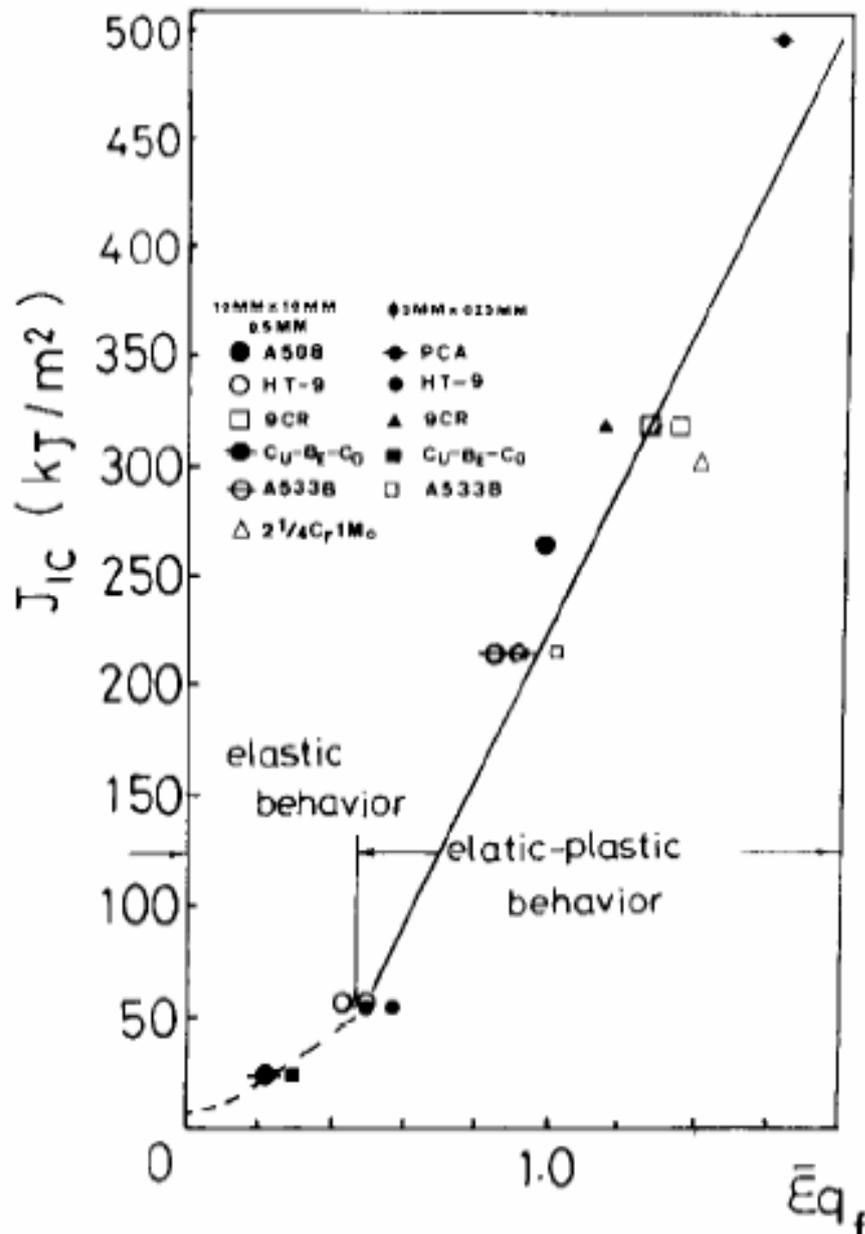


Figura 2.4. Relación entre  $\bar{\epsilon}_{qf}$  y  $J_{1C}$  determinada por Mao y Takahashi [4].

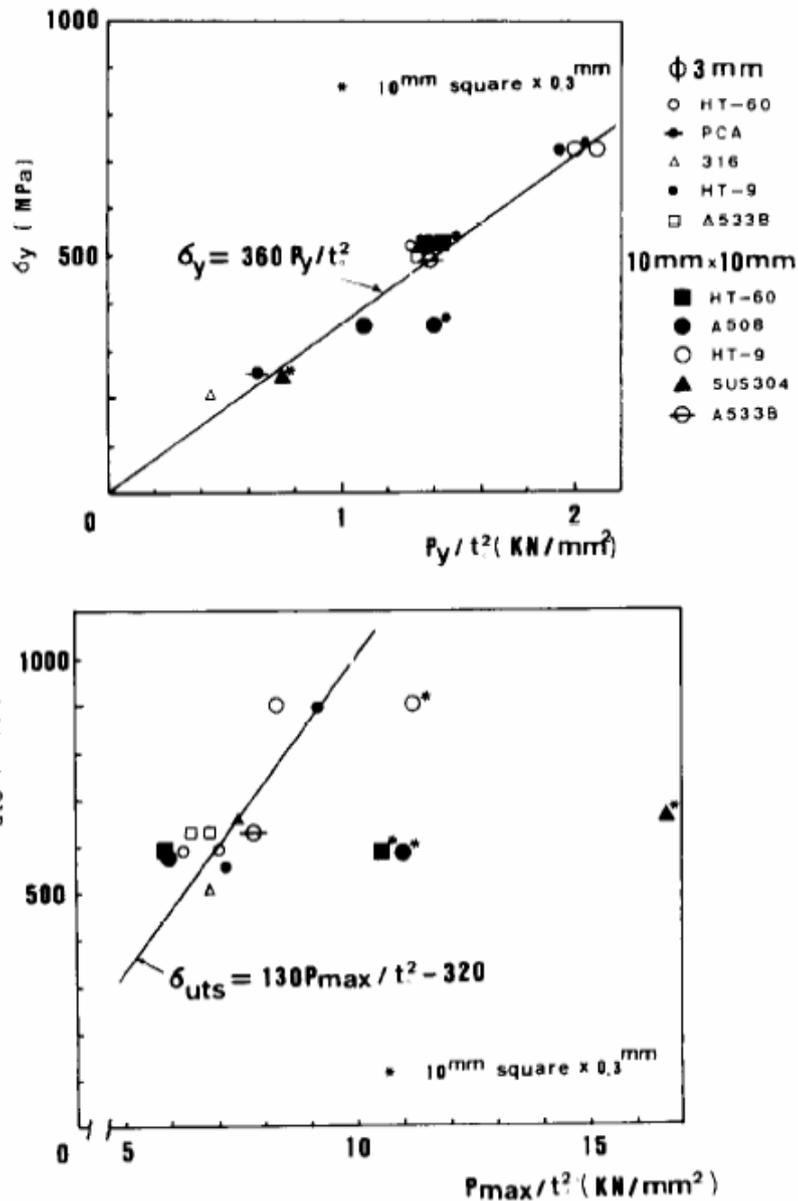


Figura 2.5. Relaciones empíricas obtenidas por Mao y Takahashi [4].

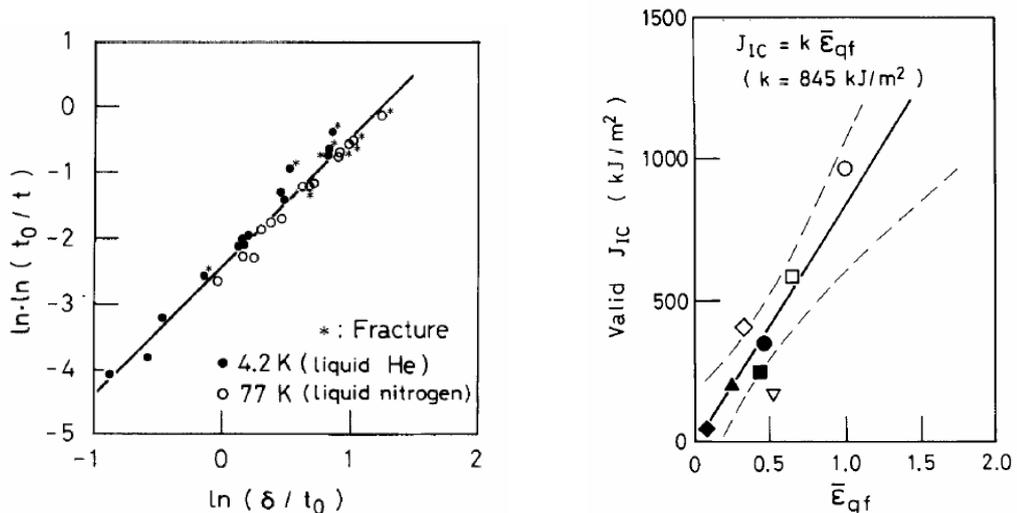
En los últimos años de la década de los 80 y principios de los 90, Misawa et al. [6-10] desarrollaron un sistema de evaluación de degradación por irradiación en aleaciones estructurales candidatas a ser el material de reactores de fusión. Dicho sistema consistía en la utilización del SPT para la determinación de la DBTT, la tenacidad a fractura, la evaluación de la tensión de fallo por corrosión (SCC) y la fragilización por hidrógeno. Los ensayos se realizaron sobre aceros ferríticos como el HT-9 y el JFMS y sobre aceros austeníticos como el Tipo 304. En particular, el estudio de la tenacidad a fractura lo realizaron sobre aceros austeníticos a 4.2, 77 y



299 K. A partir de las expresiones (2.2) y (2.3) determinadas por Mao et al. [4, 5] desarrollaron la ecuación (2.6) para la determinación de  $\bar{\varepsilon}_{qf}$ , donde  $\beta = 0.088$  y  $x = 1.95$  se obtienen empíricamente a partir de la regresión lineal entre  $\ln \cdot [\ln(t_0/t)]$  y  $\ln(\delta/t_0)$ , la cual se puede observar en la Figura 2.6.

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \ln(t_0/t) = \beta(\delta^*/t_0)^x \quad (2.6)$$

Una vez determinado el valor de  $\bar{\varepsilon}_{qf}$ , el valor de  $J_{Ic}$  se obtiene, al igual que en los trabajos anteriores, a partir de una regresión lineal independiente de la temperatura, donde el coeficiente de regresión  $k$  toma un valor de  $845 \text{ kJ/m}^2$ . La Figura 2.6 muestra esta regresión, donde las líneas discontinuas delimitan un intervalo de confianza del 95%.



**Figura 2.6.** Relación entre  $\ln \cdot \ln(t_0/t)$  y  $\ln(\delta/t_0)$  (izquierda); y regresión lineal independiente de la  $T^a$  entre  $J_{Ic}$  y  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  (derecha), para aceros austeníticos [8].

Estos estudios representan los primeros intentos de obtener el valor de la tenacidad a fractura del material a partir del ensayo SPT, sirviendo como base de la mayoría de las investigaciones que se llevaron a cabo en los años posteriores.

En 1990, Lucas [11] en una recapitulación de los avances que se habían logrado hasta el momento en los ensayos miniatura sobre materiales irradiados, dedica un apartado al SPT en el que hace especial hincapié en dichos estudios.



En los primeros años de la *década de los 90*, Mao et al. [12-14], siguiendo con sus investigaciones, realizaron una serie de estudios con el objetivo de obtener un procedimiento de ensayo SPT para estimar  $K_{Ic}$  en materiales cerámicos, como por ejemplo el SiC, PSZ, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, etc. y  $J_{Ic}$  en aceros, como por ejemplo el HT-9, A533B, A508, todos ellos utilizados en la industria nuclear. Los resultados de su trabajo se pueden observar en la Figura 2.7, la cual muestra la relación lineal de  $K_{Ic}$  y  $J_{Ic}$  con la tensión de fractura del SPT ( $\sigma_{f(SP)}$ ) y  $\bar{\varepsilon}_{af}$  respectivamente. Cabe destacar que el nuevo parámetro introducido por estos autores para materiales frágiles, la tensión de fractura del SPT ( $\sigma_{f(SP)}$ ), la determinaron a partir de la expresión (2.5) que define el valor de  $\sigma_{uts}$ .

En 1991 Suzuki et al.[15], utilizando como base los trabajos anteriores publicados por algunos de ellos [6-10], realizaron un estudio sobre un acero irradiado por neutrones para la evaluación de la degradación de la tenacidad a fractura. Los resultados que obtuvieron fueron similares a los obtenidos previamente [6-10]. Posteriormente Kameda et al. realizaron una serie de investigaciones enfocadas a determinar las propiedades mecánicas en materiales irradiados [16] y en aleaciones con recubrimientos cerámicos [17]. Los resultados obtenidos ponían de manifiesto que el SPT era útil para evaluar el endurecimiento, la DBTT y el decrecimiento de  $J_{Ic}$  causado por la irradiación de neutrones. En cuanto a los recubrimientos cerámicos observaron principalmente que un tratamiento de recubrimiento con Ni-P podía llegar a incrementar un 40%  $\sigma_y$  y disminuir ligeramente  $J_{Ic}$  en comparación con el material sin recubrir.

Chi et al. [18] basándose en un trabajo anterior de Mao et al. [12] realizaron ensayos SPT sobre probetas de acero 12Cr-1MoV irradiadas con protones (16MeV). La Figura 2.8 muestra los resultados obtenidos relacionando  $J_{Ic}$  con  $\bar{\varepsilon}_{af}$ , donde también se puede observar la dependencia de la temperatura con la energía absorbida en el SPT con el material irradiado y sin irradiar. Las líneas discontinuas de la gráfica de la izquierda corresponden al intervalo de confianza del 95% de la relación obtenida por Mao et al.[12].

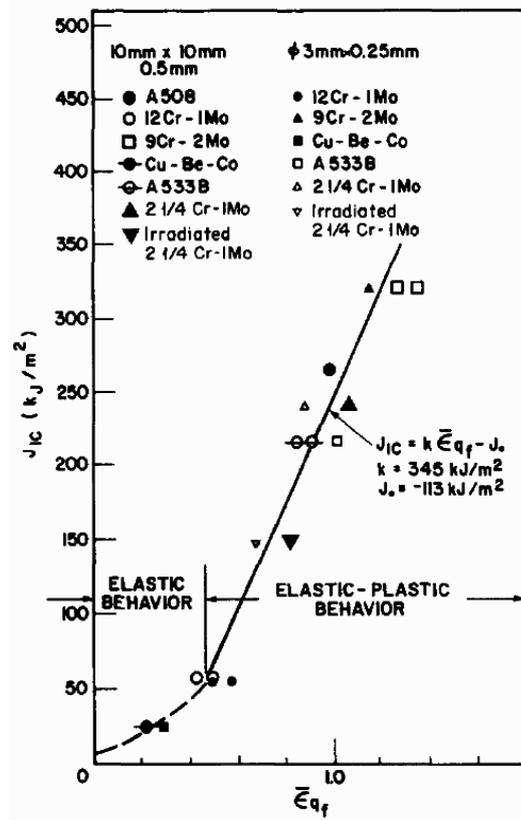
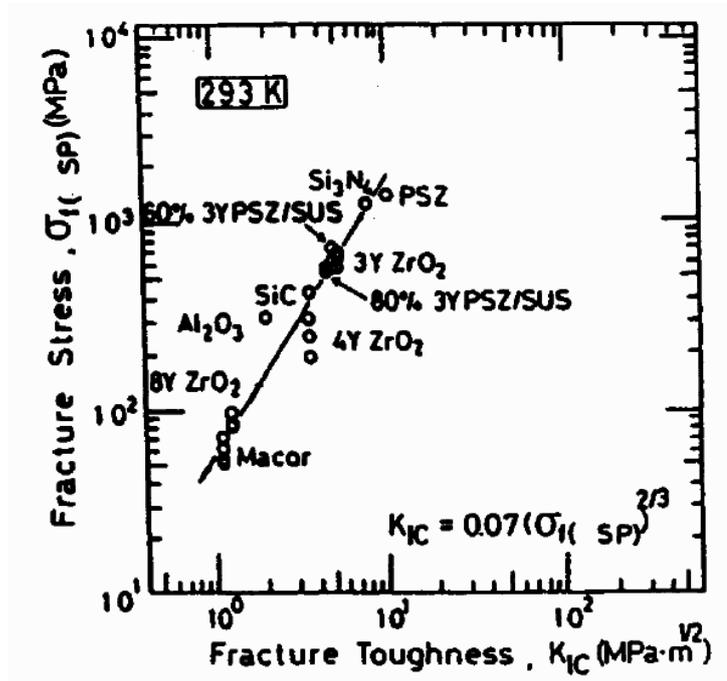
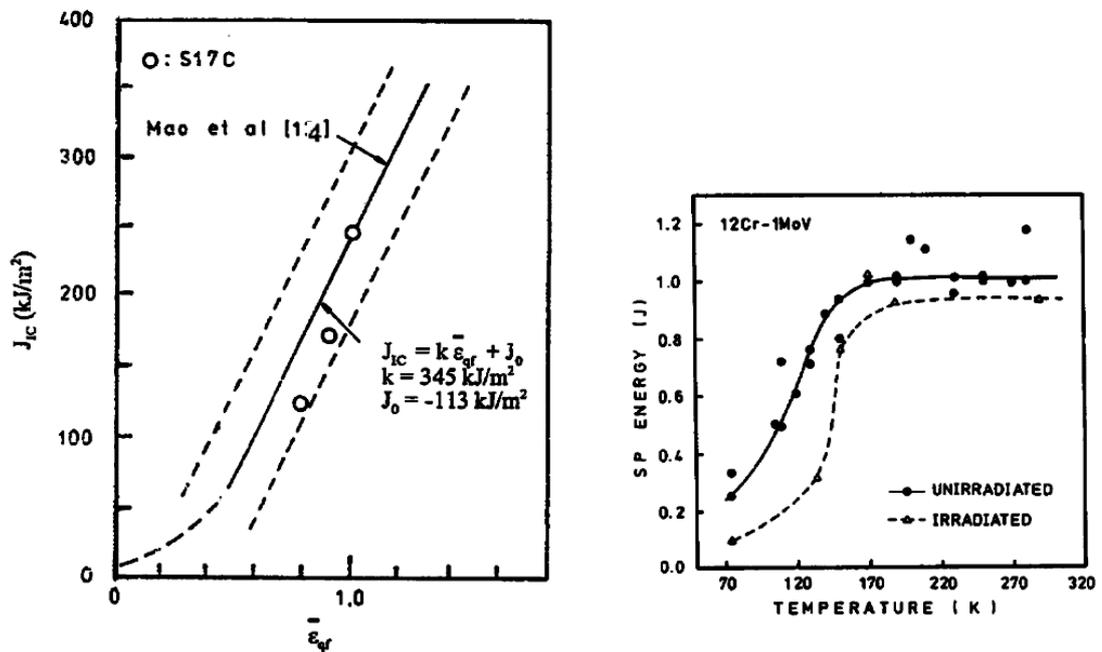


Figura 2.7. Relación entre  $K_{1c}$  y  $\sigma_{f(SP)}$  [13] (arriba); y entre  $J_{1c}$  y  $\bar{\epsilon}_{qf}$  [12] (abajo) para varios materiales de la industria nuclear.



**Figura 2.8.** Relación entre  $J_{IC}$  y  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  (izquierda) y dependencia de la temperatura con la energía absorbida en el SPT (derecha) [18].

En cualquiera de los trabajos anteriores se pone de manifiesto la relación lineal existente entre  $J_{IC}$  y la  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  definida a partir de  $\ln(t_0/t)$ , por lo que se corroboran los resultados que obtuvieron los primeros investigadores en establecer dicha relación. Dicha relación se convierte en pilar fundamental de las líneas de investigación futuras que pretendan estimar las propiedades de fractura del material a partir del SPT.

En 1998 Fleury y Ha [19, 20] realizaron una correlación entre las propiedades mecánicas y de fractura determinadas a partir del SPT y las obtenidas a partir de ensayos convencionales, como el ensayo de tracción uniaxial y el CVN, para aceros de baja aleación utilizados en centrales térmicas, como son el 12Cr-1Mo, el 1Cr-0.5Mo y el 2.25Cr-1Mo. Estos materiales fueron ensayados en un rango de temperatura de 25 a 600 °C.

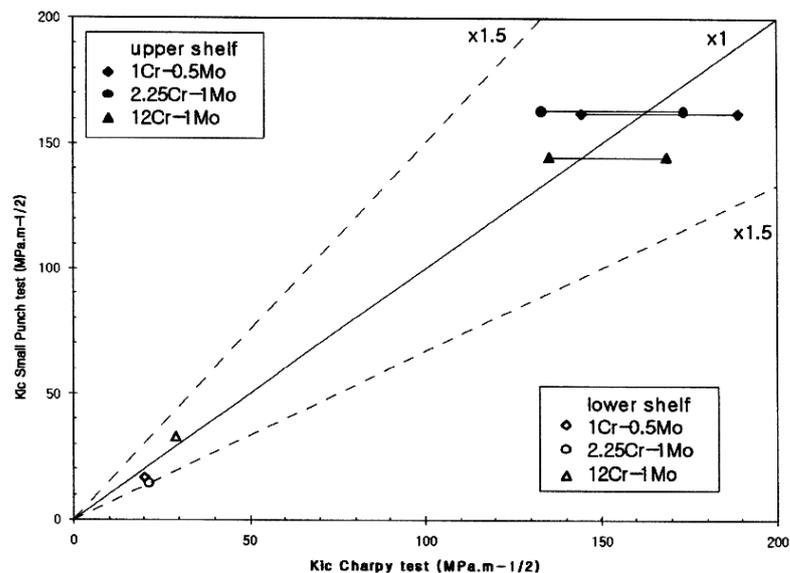
Centrándonos en las propiedades de fractura, cabe destacar la correlación entre la tenacidad  $K_{IC}$  del SPT y la tenacidad  $K_{IC}$  del CVN que propusieron, la cuál se puede ver en la Figura 2.9. Los valores de  $K_{IC}$  del SPT en el “lower shelf”, es decir, cuando el comportamiento del material es frágil, fueron estimados a partir de las ecuaciones



propuestas por Joo et al.[21] y los análisis SEM realizados. Mientras que los valores de  $K_{Ic}$  del SPT en el “upper shelf”, es decir, cuando el comportamiento del material es dúctil, fueron determinados a través de una ecuación basada en la energía del ensayo desarrollada por Afzal Khan et al. [22].

Se puede observar como los valores en el “upper shelf” tienen una mayor dispersión, aunque el valor medio ajusta adecuadamente con la relación lineal que propusieron. La correlación presentada por dichos autores es independiente de la temperatura de transición, lo cual supone un gran avance ya que dicha temperatura, como se ha visto anteriormente, es diferente en los dos ensayos.

En ese mismo año Bulloch [23] hizo una recopilación de los resultados que hasta la fecha habían obtenido diversos investigadores de la temperatura de transición con el ensayo SPT y con el ensayo CVN. Esencialmente demostró algunas de las expresiones que ya existían en la literatura que relacionaban dichas temperaturas de transición. Este mismo autor había publicado anteriormente un estudio fractográfico del SPT [24]. Durante esta década, el ensayo SPT también fue utilizado en diversos campos de aplicación, como por ejemplo en el estudio de las propiedades de creep sobre aceros [25] o en medicina [26, 27].



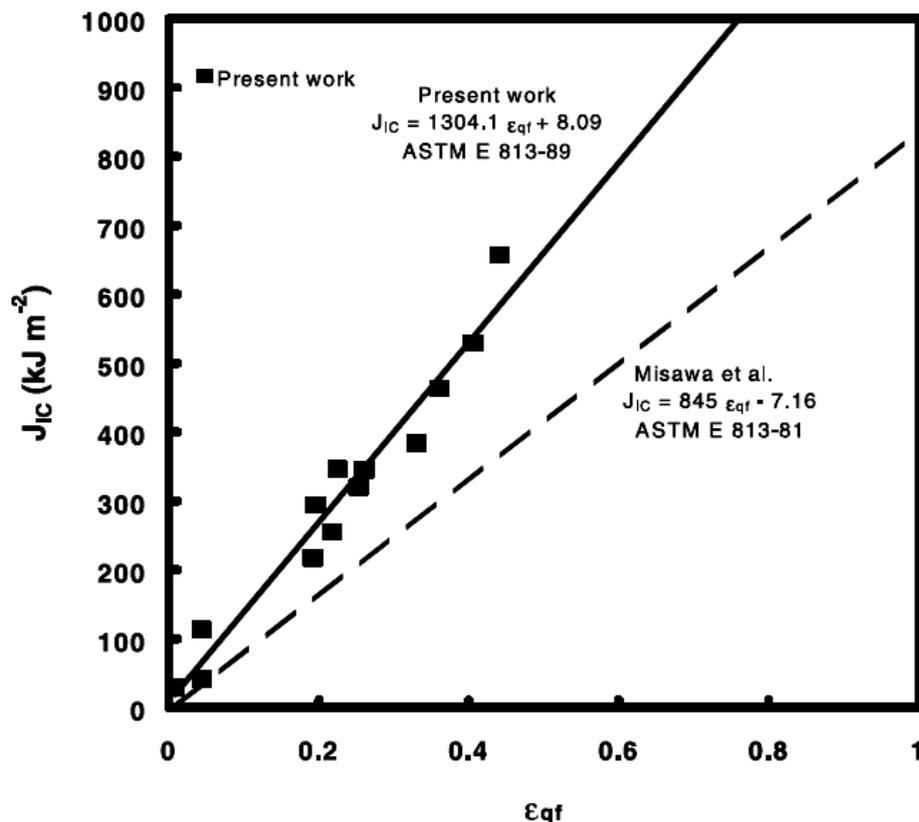
**Figura 2.9.** Correlación de  $K_{Ic}$  estimada en el SPT y en el CVN [20].

En la *pasada década* y en la *actual*, en el año 2001, Saucedo-Muñoz et al. [28] realizaron un trabajo de correlación entre el  $J_{Ic}$  y el  $\bar{\epsilon}_{qf}$  determinado a partir del



SPT. Dicha correlación se llevó a cabo con aceros austeníticos envejecidos, aplicando la norma ASTM E813-89 [29]. Para la determinación de  $J_{Ic}$ . La Figura 2.10 muestra la correlación obtenida, en comparación con la correlación propuesta por Misawa et al. [8] sobre aceros austeníticos, los cuales aplicaron la norma ASTM E813-81 [30] para la obtención de  $J_{Ic}$ . De nuevo se pone de manifiesto la relación lineal existente entre  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  y  $J_{Ic}$ , pudiendo observar en dicha figura como la correlación propuesta por Misawa et al. [8] no ajusta adecuadamente los resultados del estudio.

Comprobaron que la gran diferencia en la correlación era debida a la norma utilizada en la determinación de  $J_{Ic}$ , a pesar de que la media del límite elástico de los materiales utilizados en este estudio era algo mayor que la de los materiales utilizados por Misawa et al. [8], 1160 MPa frente a 1020 MPa .



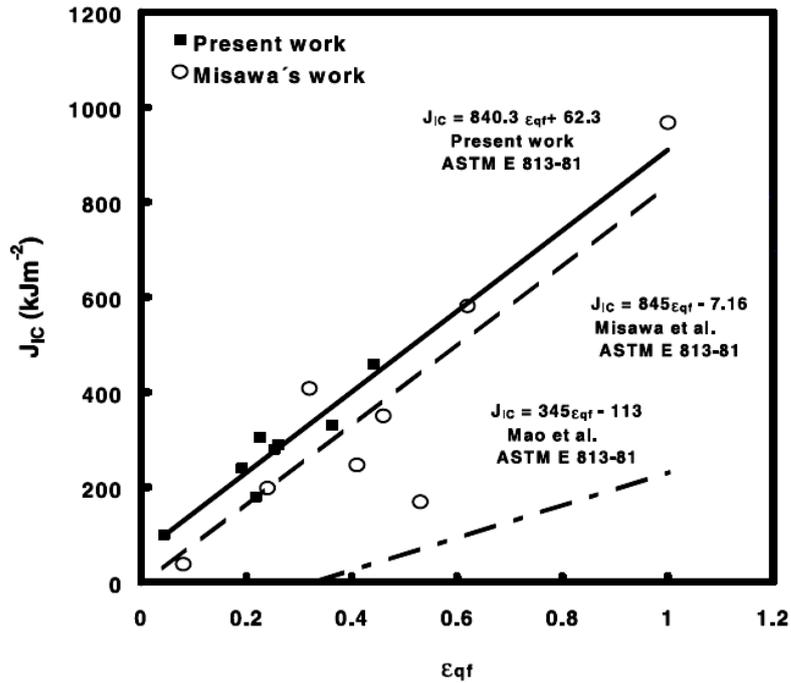
**Figura 2.10.** Regresiones lineales independientes de la temperatura entre  $J_{Ic}$  y  $\bar{\varepsilon}_{qf}$ , realizadas por Saucedo-Muñoz et al.[28] y por Misawa et al. [8].



Cabe destacar, que la norma ASTM E813-81 define  $J_{Ic}$  como la intersección de la línea de enromamiento con el ajuste lineal de los puntos experimentales que tienen un incremento de grieta importante, mientras que el procedimiento descrito en la ASTM E813-89 define el valor de  $J_{Ic}$  como la intersección de la paralela a la línea de enromamiento trazada desde la abscisa  $0.2 \text{ mm}$  con el ajuste potencial de los datos  $J - \Delta a$ . Otras diferencias entre los procedimientos atañen al rango de crecimientos de grieta válidos. Así en la ASTM E813-81 se establece unos límites inferior y superior del 0.6% y 6% de la longitud de ligamento respectivamente. La ASTM E813-89 propone unos límites de exclusión situados en  $0.15$  y  $1.5 \text{ mm}$  de crecimiento de grieta. De esta forma, para poder comparar los resultados que obtuvieron con trabajos anteriores aplicaron la norma ASTM E813-81, proponiendo una nueva correlación entre  $J_{Ic}$  y  $\bar{\varepsilon}_{qf}$  mostrada en la Figura 2.11, mejorando notablemente la similitud con la correlación propuesta por Misawa et al. [8]. En esta figura se puede ver también la correlación obtenida por Mao et al. [4] para diferentes aceros ferríticos y aleaciones no férricas, las cuales tienen un menor valor de  $J_{Ic}$ , que implican un menor valor de la pendiente de la relación lineal.

Como conclusiones interesantes de este trabajo se pueden destacar la importancia del procedimiento seguido para la determinación de  $J_{Ic}$  y la confirmación, una vez más, de la independencia con la temperatura de ensayo que presenta este tipo de correlaciones lineales entre  $J_{Ic}$  y  $\bar{\varepsilon}_{qf}$ .

Un año más tarde, Shekhter et al. [31] desarrollaron un estudio para la determinación de  $K_{Ic}$  en una pieza del material 1Cr-1Mo-0.25V sometida a diferentes tratamientos térmicos. Utilizaron tres métodos para medir el  $K_{Ic}$ : el ensayo CVN, el SPT y el ensayo de fractura. Para estimar el valor de  $K_{Ic}$  a partir del CVN y del SPT propusieron la utilización de diferentes correlaciones empíricas disponibles en la bibliografía, las cuáles recogen en su trabajo. Comprobaron que los valores de  $K_{Ic}$  estimados de esta forma eran comparables con los valores medidos experimentalmente de  $K_{Ic}$  en el ensayo de fractura. Basándose en la correlación de dichos resultados, concluyeron que el SPT era un método válido para la estimación de  $K_{Ic}$ .



**Figura 2.11.** Regresiones lineales independientes de la  $T^a$  entre  $J_{IC}$  y  $\bar{\varepsilon}_{qf}$ , realizadas por Saucedo-Muñoz et al. [28], por Misawa et al. [8] y por Mao et al. [4].

También en el año 2002 Ruan et al. [32] utilizaron el SPT para evaluar las propiedades de un acero martensítico EUROFER97 tratado térmicamente. Establecieron una serie de correlaciones de la carga  $P_y$  y  $P_{max}$  en el SPT con la tensión de fluencia y la tensión última en el ensayo de tracción respectivamente, siguiendo la misma metodología propuesta por Mao y Takahashi [4]. Dichas correlaciones se pueden ver en la Figura 2.12, quedando definidas por las expresiones (2.7) y (2.8) respectivamente. En dicha figura se puede comprobar el buen ajuste de los resultados con las correlaciones propuestas por estos autores, evidenciando de nuevo la relación lineal existente entre los parámetros estudiados.

$$\sigma_{0.2} [MPa] = (149 \pm 108) + (413 \pm 68) \cdot \frac{P_y}{t_0^2} [kN/mm^2] \quad (2.7)$$

$$\sigma_{uts} [MPa] = (218 \pm 101) + (77 \pm 15) \cdot \frac{P_{max}}{t_0^2} [kN/mm^2] \quad (2.8)$$

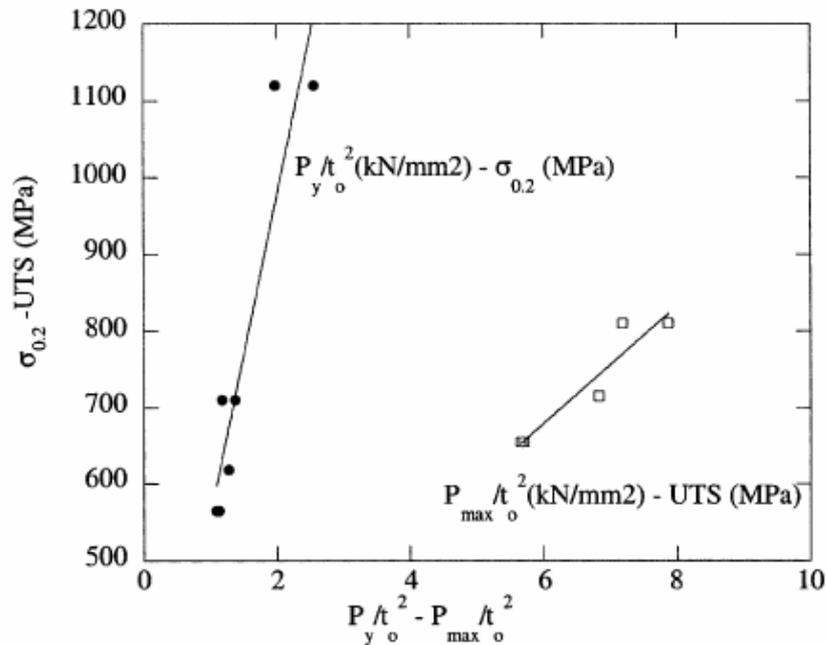
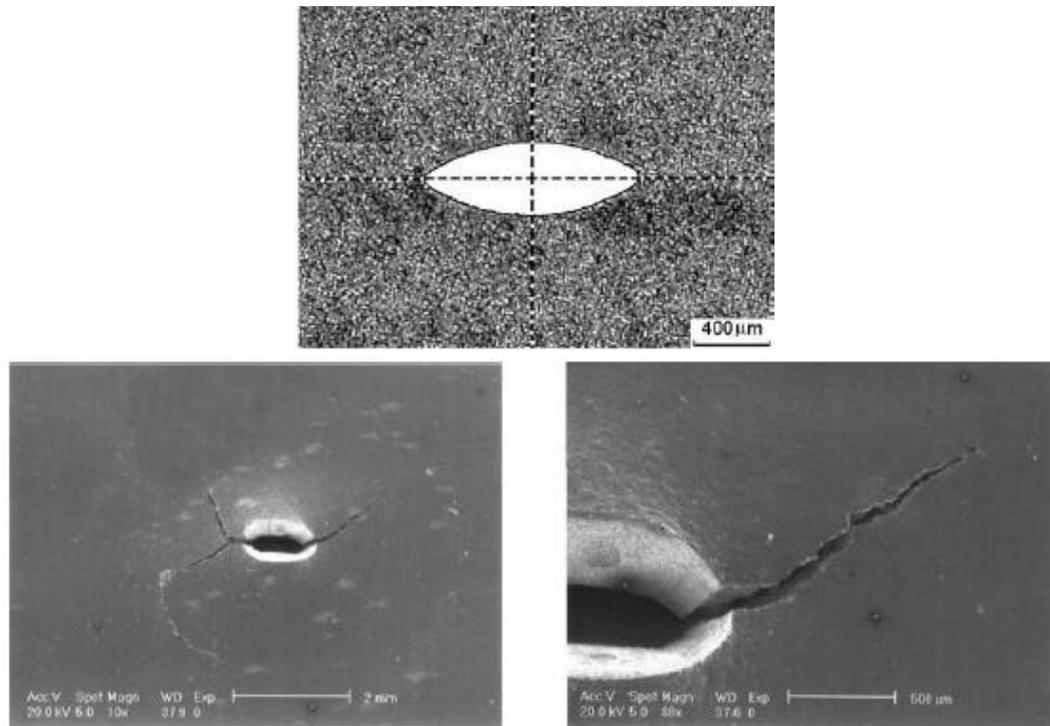


Figura 2.12. Correlaciones obtenidas por Ruan et al.[32].

Se puede destacar, que todos los trabajos analizados hasta el momento han sido realizados utilizando probetas SPT, cuadradas o circulares, sin mecanizarlas ningún tipo de grieta, consiguiendo en mayor o menor medida una buena estimación de las propiedades a fractura del material. Dichas propiedades se determinan convencionalmente con ensayos que utilizan probetas que tienen mecanizada una grieta, como por ejemplo la probeta Charpy en el ensayo CVN o la probeta compacta (CT) en el ensayo de fractura. Por lo que la posibilidad de utilizar probetas SPT con grieta para la determinación de las propiedades a fractura del material, podría suponer una buena alternativa con la que mejorar los resultados obtenidos hasta la fecha.

En este sentido, en el año 2003 Ju et al. [33] realizaron un estudio pionero de SPT utilizando probetas 10x10x0.5 mm con grieta para obtener las propiedades a fractura del acero ASME SA 508 Clase 3, utilizado en Korea en vasijas de reactores nucleares. La grieta pasante se mecanizaba en el centro de la probeta, en la Figura 2.13 se puede observar el detalle de la zona central de la probeta donde está ubicada dicha grieta, la cual tiene forma elíptica, así como el fallo frágil a baja temperatura iniciado en esa zona.



**Figura 2.13.** Fisura y micrografías del fallo frágil de la probeta utilizada por Ju et al. [33].

En función de parámetros geométricos ( $a_1$ ,  $r_1$ ,  $c_1$  y  $h_1$ ) y de la carga en el momento de inicio de la fisura ( $P_i$ ), desarrollaron una fórmula para obtener la tenacidad a fractura ( $K_c$ ), definida por la expresión (2.9).

$$K_c = \frac{3}{2} \cdot \frac{P_i \cdot (1 + \nu)}{\pi \cdot h_1^2} \cdot \left( \ln \frac{c_1}{b_1} + \frac{r_1^2}{4 \cdot c_1^2} \right) \cdot \sqrt{a_1} \quad (2.9)$$

Donde  $a_1$  es el semieje mayor de la elipse a la que se puede asemejar la grieta,  $r_1$  es el radio de contacto con el punzón,  $c_1$  es el radio de la matriz inferior,  $h_1$  es el lado de la probeta y  $\nu$  es el coeficiente de Poisson.

El inicio de la fisura se determinó utilizando señales de emisión acústica, pudiendo de esta manera determinar el valor de  $P_i$  en la curva carga-desplazamiento del SPT.

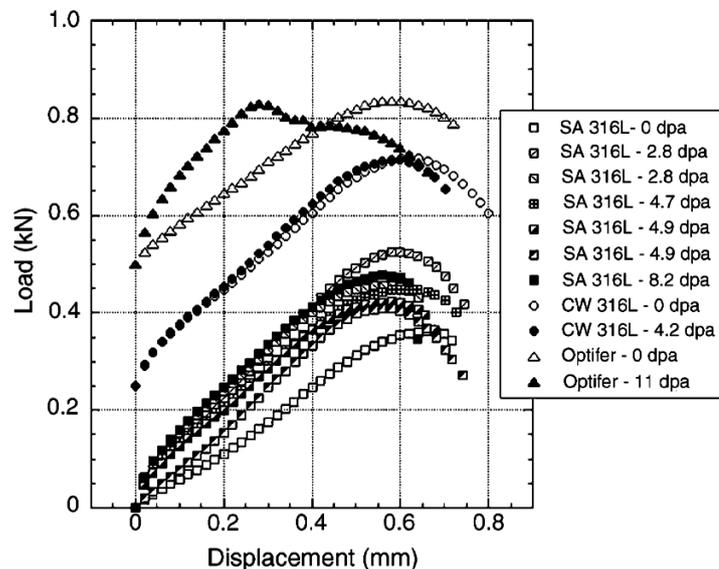
La tenacidad a fractura estimada a partir de la expresión desarrollada, la compararon con los valores provenientes de la “master curve” propuesta en la norma ASTM E1921 [34], obteniendo unos resultados congruentes en la región “lower shelf”. Con



estos resultados demostraron la posibilidad de extraer las propiedades a fractura del material analizado a través del SPT, haciendo uso de probetas SPT con una grieta mecanizada inicialmente.

Un año más tarde, en el 2004 Finarelli et al. [35] investigaron sobre las propiedades mecánicas a partir del SPT en materiales irradiados, los materiales utilizados fueron el acero austenítico 316L y el acero martensítico Optifer. La Figura 2.14 muestra las curvas carga-desplazamiento del SPT obtenidas con diferentes dosis de irradiación en los materiales utilizados.

Con los datos obtenidos en los ensayos fueron capaces de determinar la tensión de fluencia  $\sigma_y$  y la deformación equivalente de fractura  $\bar{\epsilon}_{qf}$ , utilizando las expresiones recogidas anteriormente propuestas por Mao et al. [4], y la energía de fractura, calculada como el área debajo de la curva carga-desplazamiento del ensayo SPT desde el inicio hasta el punto de carga máxima, de cada material y para cada dosis de irradiación.



**Figura 2.14.** Curvas carga-desplazamiento de SPT obtenidas para diferentes materiales y dosis de irradiación[35].

En ese mismo año Campitelli et al.[36] utilizaron el SPT y la simulación numérica para determinar las propiedades mecánicas ( $\sigma_y$  y  $\sigma_{uts}$ ) del acero austenítico 316L y del acero martensítico F82H, a través de las expresiones propuestas por Mao et al. [4]. Su investigación se centró principalmente en determinar la influencia del espesor

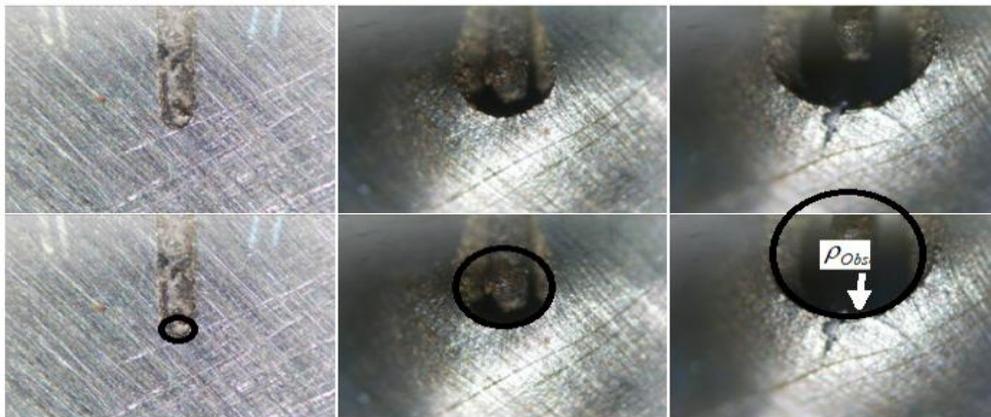


de la probeta y del coeficiente de fricción en los resultados obtenidos. Las principales conclusiones a las que llegaron fueron que para el caso de  $\sigma_y$  sí que existía una correlación con  $P_y/t_0^2$ , pero para el caso de  $\sigma_{uts}$  no fueron capaces de obtener una correlación adecuada con  $P_{max}/t_0^2$ , como la que obtuvieron Mao et al. [4]. Además de esto, concluyeron que la implementación del coeficiente de fricción en la simulación numérica era fundamental para la correcta reproducibilidad de la curva carga-desplazamiento experimental. A estas mismas conclusiones, llegaron dichos autores en un trabajo posterior [37] realizado sobre probetas irradiadas de acero martensítico.

Recientemente, investigadores de la Universidad de Cantabria [38, 39] proponen el empleo de una metodología experimental basada en la medición del CTOD en probetas miniatura con entalla lateral pasante para la estimación de la tenacidad  $J_{Ic}$ , como puede observarse en la Figura 2.15. Cabe destacar la expresión empírica (2.10) que han desarrollado a partir de resultados experimentales para un acero, donde  $\delta_{SPi}$  es el enromamiento en la punta de entalla en la probeta SPT y  $\delta_i$  es el enromamiento en la punta de fisura en la probeta CT.

$$\delta_i = 1.12 \cdot (\delta_{SPi})^{1.392} \quad (2.10)$$

En paralelo, investigadores de la Universidad de Oviedo están trabajando con diferentes configuraciones de entalla no pasante en la probeta miniatura con las que poder estimar las propiedades a fractura del material analizado [40, 41]. Los distintos tipos de entalla utilizados pueden observarse en la Figura 2.16, donde todas ellas son del tipo no pasante en el espesor.



**Figura 2.15.** Medición de la evolución del CTOD en probetas miniatura con entalla lateral pasante [39].

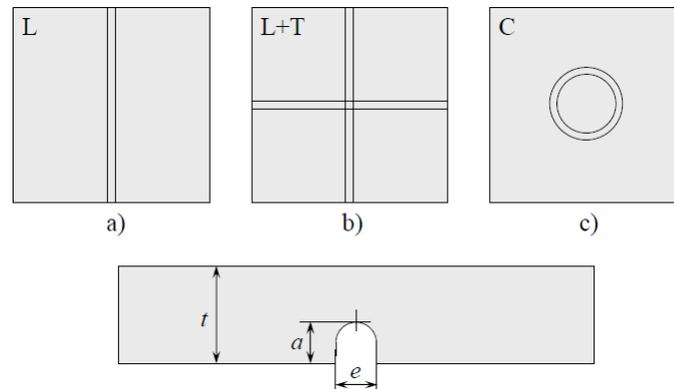


Figura 2.16. Tipos de entalla no pasante en probetas miniatura [40].

En este último año, Rodríguez et al. [42] han realizado una recopilación exhaustiva de los diferentes métodos existentes para obtener el límite elástico del material a partir de la carga de fluencia  $P_y$  en el SPT, utilizando para ello una amplia base de materiales metálicos. En la Figura 2.17 se recogen las diversas propuestas que han analizado para la obtención del valor de  $P_y$ , de todas ellas destacan el método de las dos tangentes ( $P_{y\_ct}$ ), propuesto por Mao et al. [4, 5], y el método que consiste en trazar una paralela a la pendiente inicial para un valor de desplazamiento del punzón igual al espesor de probeta partido por diez ( $P_{y\_t/10}$ ) como los que proveen una mejor estimación del límite elástico del material.

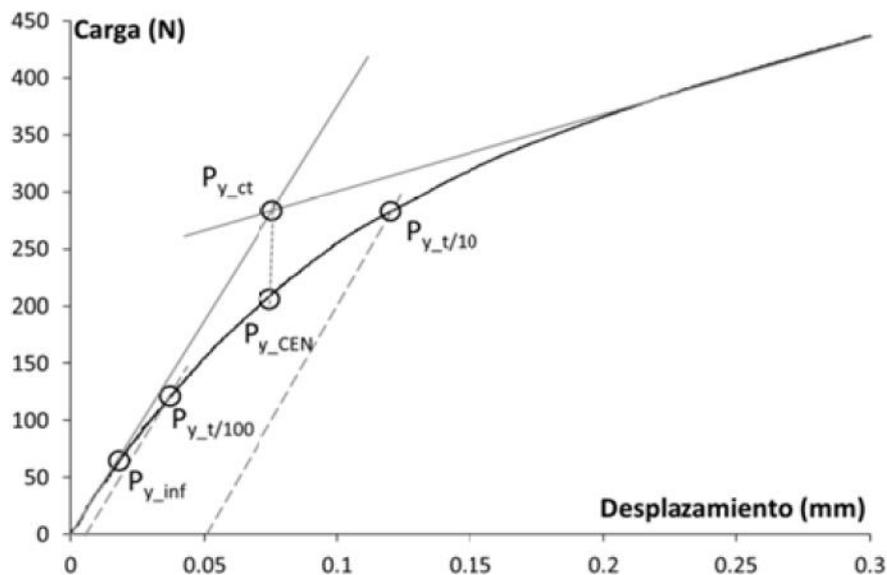


Figura 2.17. Diferentes propuestas para la obtención de  $P_y$  [42].



La mayoría de los trabajos anteriores, especialmente los de la década de los 80, representan la base fundamental en la que se apoyan las investigaciones realizadas durante estos últimos años, para la obtención de las propiedades a fractura a partir de ensayos SPT. Otros trabajos que merece la pena ser estudiados son los llevados a cabo por Eskner et al. [43], Callaghan et al. [44], Komazaki et al. [45], Dunne et al. [46], Nakata et al. [47], Budzakoska et al.[48], Hyde et al. [49], Kim et al.[50], Sunjaya et al. [51], Wang et al.[52]. Destacar también, que han sido muy prolíferos en la pasada década los estudios sobre el SPT para otras aplicaciones, como por ejemplo los llevados a cabo para evaluar la DBTT, por Cheon et al. [53], Song et al. [54, 55], Ha et al.[56], Kim et al. [57], Serre et al. [58], o para determinar propiedades de creep, por Dobes et al.[59-61], Yang et al. [62], Zhai et al. [63, 64], Sugimoto et al. [65], Chen et al. [66], Baek et al.[67], Nakata et al. [68] y Komazaki et al.[69].

Por último, cabe destacar el desarrollo en los últimos años de un código europeo de buenas prácticas para el ensayo miniatura de punzonado [70], el cual se convertirá, muy probablemente en norma europea en los años venideros.

### **2.3. ALEACIONES DE ALUMINIO**

El aluminio es el elemento metálico más abundante en la tierra, y se ha convertido en un económico competidor en aplicaciones para la ingeniería desde finales del siglo XIX. Las principales propiedades que hacen del aluminio un material valioso son su ligereza, resistencia a la corrosión, es un excelente conductor de electricidad y calor, además de un magnífico reflector de luz, no es magnético ni tóxico, es muy maleable y fácil de ensamblar y presenta un atractivo aspecto natural. Cabe destacar que es reciclable cien por cien e indefinidamente.

En el siglo XIX, con el desarrollo de los primeros vehículos propulsados por motores de combustión interna, el aluminio comenzó a jugar un papel importante como material para la automoción. Además, las instalaciones eléctricas requerían de grandes cantidades de conductores metálicos de poco peso, para cubrir largas distancias, ya que en la construcción de grandes torres era necesario transportar la electricidad desde los puntos de generación hasta lo alto de las obras. El aluminio cumplía con las características demandas. Décadas después los hermanos Wright



[71] desarrollaron una industria totalmente nueva relacionada con el mundo de la aviación, que se desarrollo paralelamente con la industria del aluminio.

La demanda industrial, en las últimas décadas, de materiales con características como las del aluminio y sus aleaciones, ha favorecido el crecimiento en la producción y el uso de este metal, se ha incrementando su utilización en el mundo de la automoción, y en cantidad de productos que se pueden encontrar en la vida diaria. La excelente combinación de propiedades y su más que razonable precio, han hecho del aluminio uno de los grupos de metales más utilizados. El objetivo característico del sector aeroespacial, de reducir peso mediante la incorporación de materiales más ligeros, se ha extendido a otros sectores como el de la automoción, otorgando al aluminio un papel determinante.

El aluminio en estado puro apenas se utiliza como material en sí mismo, sin embargo las aleaciones de este material son ampliamente utilizadas en la industria así como en otras aplicaciones. Las propiedades dependerán de un conjunto de factores, donde el más importante es la existencia de aleantes. Los principales elementos aleantes del aluminio son: el cobre (Cu), el silicio (Si), el magnesio (Mg), el zinc (Zn) y el manganeso (Mn). En menores cantidades existen, frecuentemente, como impurezas o aditivos: hierro (Fe), cromo (Cr) y titanio (Ti). Para aleaciones especiales se adiciona: níquel (Ni), cobalto (Co), plata (Ag), litio (Li), vanadio (V), circonio (Zr), estaño (Sn), plomo (Pb), cadmio (Cd) y bismuto (Bi).

Las aleaciones de aluminio se pueden clasificar de dos formas. La primera según el proceso de conformado mediante el que se han obtenido, donde a su vez se subclasificarán en función de la composición química. La segunda atenderá al estado de la aleación. Los sistemas para designar al aluminio y a sus aleaciones incorporan la forma del producto, es decir, el proceso de conformado que ha sufrido (forja o fundición) y su respectivo estado. Estos han sido establecidos por el *American National Standards Institute (ANSI)* estándar H.35.1 [72].

### **2.3.1. Clasificación según el proceso de conformado**

Es conveniente dividir las aleaciones de aluminio en dos grandes grupos bien diferenciados, que son la forja y la fundición. Esta división se debe a los distintos procesos de conformado que pueden sufrir el aluminio y sus aleaciones.



Para el grupo de las aleaciones de forja, se realiza una clasificación que atiende a la composición de éstas, y que se caracteriza por una serie de cuatro dígitos. Las series que se refieren a este tipo de aleaciones son:

- 1xxx: Composición pura, utilizada fundamentalmente en las industrias eléctrica y química.
- 2xxx: Aleaciones en las que el cobre es el principal elemento aleante, aunque otros elementos, en especial el magnesio han de ser especificados. Generalmente utilizadas en el sector aeronáutico.
- 3xxx: Aleaciones en las que el manganeso es el principal elemento aleante. Utilizadas en aplicaciones para la arquitectura.
- 4xxx: Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento aleante. Utilizadas en la fabricación de varillas de soldadura.
- 5xxx: Aleaciones en las que el magnesio es el principal elemento aleante. Empleadas en el sector náutico, en la fabricación del casco, y otros elementos expuestos al contacto marino.
- 6xxx: Aleaciones en las que el magnesio y el silicio son los principales elementos aleantes. Comúnmente empleada en extrusiones.
- 7xxx: Aleaciones en las que el zinc es el principal elemento aleante, aunque tendremos que tener en cuenta otros elementos como el cobre, el magnesio, el cromo o el circonio. Utilizadas en elementos estructurales para el sector aeronáutico y en otras aplicaciones sometidas a grandes fuerzas.
- 8xxx: Aleaciones que incluyen estaño y algo de litio, características de composiciones heterogéneas.
- 9xxx: Serie reservada para futuros usos.

Para las series comprendidas entre la 2xxx y la 7xxx, ambas inclusive, el grupo de la aleación vendrá determinado por el elemento aleante presente en la aleación en mayor porcentaje. Excepto la serie 6xxx en la que las proporciones de magnesio y



silicio, en forma de siliciuro de magnesio ( $Mg_2Si$ ), son predominantes. Otra excepción será si se trata de una modificación de una aleación registrada anteriormente. Si el porcentaje del principal elemento aleante es el mismo para varios elementos, la elección del grupo se hará según el orden de los grupos anteriores: cobre, manganeso, magnesio, silicio, magnesio, siliciuro de magnesio, zinc, otros elementos. En el primer grupo las series 10xx son utilizadas para designar composiciones puras que tienen límites de impureza naturales. Los dos últimos dígitos de dicha designación muestran el porcentaje mínimo de aluminio. En los grupos de aleaciones de aluminio, comprendidos entre las series 2xxx y 7xxx, ambas incluidas, el segundo dígito en esta designación indica la modificación que ha sufrido la aleación. Si este segundo dígito es 0, indicará la aleación original, del 1 al 9, asignarán consecutivamente modificaciones en la aleación original. Los dos últimos dígitos en las series 2xxx y 8xxx no tienen especial importancia, si bien sirven para identificar las diferentes aleaciones de aluminio en su grupo.

Para el caso de las aleaciones de fundición, se utiliza un sistema de tres dígitos, seguidos de un valor decimal. Las series para este tipo de aleaciones serán las siguientes:

- 1xx.x: Composición pura, especialmente utilizada en la fabricación de rotores.
- 2xx.x: Aleaciones en las que el cobre es el principal elemento aleante, aunque otros elementos han de ser especificados.
- 3xx.x: Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento aleante, aunque otros elementos como el cobre o el magnesio han de ser especificados. Dicha serie comprende alrededor del 90% de las aleaciones de fundición producidas.
- 4xx.x: Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento aleante.
- 5xx.x: Aleaciones en las que el magnesio es el principal elemento aleante.
- 6xx.x: No se utiliza.



- 7xx.x: Aleaciones en las que el zinc es el principal elemento aleante, aunque otros elementos como el cobre o el magnesio han de ser especificados.
- 8xx.x: Aleaciones en las que el estaño es el principal elemento aleante.
- 9xx.x: No se utiliza.

Para las series comprendidas entre la 2xx.x y la 8xx.x, ambas inclusive, el grupo de la aleación vendrá determinado por el elemento aleante presente en la aleación en mayor porcentaje. Excepto si se trata de una modificación de una aleación previamente registrada. Como en el caso anterior si el mayor porcentaje de conformado corresponde a varios elementos aleantes, el grupo será determinado por el elemento que aparezca primero en la lista anterior. Los segundos dos dígitos muestran la aleación de aluminio específica, o en el caso de la serie 1xx.x que indicará pureza. El último dígito, separado por un punto decimal, indica el estado o forma del producto. Cualquier modificación de la aleación original, o de los límites de impureza para composiciones puras será indicada mediante una serie de letras, que precederán a la designación numérica. La serie de letras será asignada en orden alfabético, omitiendo las letras I, O, Q y X, esta última reservada para aleaciones experimentales.

Muchas aleaciones responden a tratamiento térmicos, tanto para aleaciones de forja como para aleaciones de fundición hablaremos de aleaciones tratables térmicamente. En el caso contrario tendremos las aleaciones no tratables térmicamente:

- Aleaciones tratables térmicamente: son aquellas que pueden ser endurecidas mediante un ciclo controlado de calentamiento y enfriamiento. Algunas aleaciones, correspondientes generalmente a las series 2xxx, 6xxx y 7xxx, son tratables térmicamente. Estas aleaciones se podrán endurecer en un mayor grado mediante trabajo en frío.
- Aleaciones no tratables térmicamente: son aquellas que son endurecidas mediante trabajo en frío pero no mediante tratamientos térmicos. La resistencia inicial de estas aleaciones, frecuentemente en las series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx, es debida al efecto de endurecimiento de los elementos aleantes. La resistencia adicional se creará mediante el trabajo en frío.



### 2.3.2. Clasificación según el estado de la aleación

Se puede establecer una segunda clasificación según el estado de las aleaciones de aluminio, que seguirá la nomenclatura citada a continuación:

- **F: Estado bruto.** Es el material tal y como sale del propio proceso de fabricación, aplicado a productos conformados mediante tratamientos en frío o en caliente, procesos de fundición sin grandes controles sobre las condiciones térmicas, endurecimiento por deformación, etc. Para los productos obtenidos por forjado no hay valores establecidos para las características mecánicas.
- **O: Recocido.** Aplicaciones para productos de forja que son recocidos para obtener el estado más bajo de resistencia y para productos de fundición recocidos para mejorar su ductilidad y estabilidad dimensional. La designación “O” puede ir seguida de un dígito distinto de cero, el que se relaciona con diferentes condiciones del recocido:
  - *O1*: Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.
  - *O2*: Sometido a tratamiento termomecánico.
  - *O3*: Homogeneizado.
- **H: Acritud, endurecimiento por deformación.** Nos indica que los productos han sido endurecidos por deformación, con o sin tratamiento térmico suplementario para producir alguna reducción en la resistencia. La letra “H” irá siempre seguida de dos o más dígitos. La primera cifra indicará la secuencia específica de operaciones básicas:
  - *H1*: Endurecido por deformación sin tratamiento posterior. Aplicado a productos que han sido endurecidos por deformación para obtener la resistencia deseada y a los que no se les aplica ningún tratamiento térmico suplementario.
  - *H2*: Endurecido en exceso por deformación y recocido parcial. Referido a productos endurecidos por deformación más de lo deseado, que son recocidos parcialmente para alcanzar el nivel de resistencia deseado. El dígito que sigue a la designación “H2” indica



el grado de endurecido por deformación restante, después de ser parcialmente recocido.

- H3: Acritud y estabilizado. Aplicado a productos endurecidos por deformación, cuyas propiedades mecánicas se estabilizan mediante un tratamiento térmico a baja temperatura. Esta estabilización suele mejorar la ductilidad del producto. El dígito que acompaña a la designación “H3” indica el grado de endurecimiento por deformación restante tras la estabilización.
- H4: Acritud y lacado o pintado. Son aleaciones endurecidas en frío, que pueden sufrir un cierto recocido en el tratamiento de curado de la capa de pintura o laca dada.

En esta clasificación se utiliza un segundo dígito que indica el grado de endurecimiento por deformación:

- Hx2: Estado  $\frac{1}{4}$  duro. Su resistencia a la tracción se encuentra aproximadamente a la mitad entre la del estado de recocido y la del estado semiduro.
- Hx4: Estado semiduro. Su resistencia a la tracción se encuentra aproximadamente a la mitad entre la del estado de recocido y la del estado duro.
- Hx6: Estado  $\frac{3}{4}$  duro. Su resistencia a la tracción se encuentra aproximadamente a la mitad entre la del estado semiduro y la del estado duro.
- Hx8: Estado duro. Tiene el mayor grado de acritud generalmente utilizado.
- Hx9: Estado extraduro. Su resistencia a la tracción excede a la del estado duro.

Por último en ciertas ocasiones se usa un tercer dígito en la designación de aluminios y aleaciones pertenecientes a este grupo:



- *H(x) 11*: Aplicado a los semi-productos que después de un recocido final mantienen un endurecimiento por deformación en frío que impide calificarlo como un estado recocido (O), pero no lo suficiente como para calificarlo como H(x)1.
- *H112*: Aplicado a los semi-productos que pueden adquirir algún endurecimiento por deformación a elevada temperatura y por el cual hay unos límites de características mecánicas.
- *H113*: Aplicado a las chapas, que después de un recocido final mantienen un endurecimiento por deformación en frío que impide calificarlo como un estado recocido (O), pero no lo suficiente para calificarlo como H(x). (El alargamiento es de un 3% aproximadamente).
  
- **W: Solución tratada térmicamente.** Se aplica a productos que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren un envejecimiento natural. La designación será específica cuando queramos indicar el período de envejecimiento (por ejemplo: W 1/2h).
  
- **T: Solución tratada térmicamente.** Se refiere a productos que han sido tratados térmicamente con o sin endurecimiento por deformación posterior, en este caso no hablaremos de inestabilidad estructural del material. Como en los estados anteriores, en este caso la designación “T” irá acompañada por un número del 1 al 10, que indicará la secuencia específica de operaciones básicas:
  - *T1*. Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido de forma natural hasta alcanzar una condición de estabilidad.
  
  - *T2*. Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido de forma natural hasta alcanzar una condición de estabilidad.
  
  - *T3*. Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.



- T4. Solución tratada térmicamente y envejecida en frío a temperatura ambiente hasta alcanzar la estabilidad.
- T5. Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido artificial.
- T6. Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente.
- T7. Solución tratada térmicamente y sobreenvejecida para su completa estabilización.
- T8. Solución térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
- T9. Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
- T10. Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente.

### 2.3.3. Propiedades

El aluminio se caracteriza por su gran versatilidad. El abanico de propiedades físicas y mecánicas que pueden ser desarrolladas, partiendo de aluminio en estado puro hasta las más complejas aleaciones, es digno de destacar. Más de trescientos tipos de aleaciones son comúnmente conocidas, y muchas variaciones adicionales de estas son desarrolladas en las relaciones proveedor-cliente.

Las propiedades del aluminio hacen que este metal y sus aleaciones, sean los más económicos y atractivos para una gran variedad de usos, entre otras su apariencia, su liviano peso, su fabricabilidad, sus propiedades físicas y mecánicas, y su resistencia a la corrosión, más detalladas a continuación:

- **Densidad:** el aluminio tiene una densidad de tan sólo  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , aproximadamente un tercio de la densidad del acero ( $7,83 \text{ g/cm}^3$ ), del cobre ( $8,93 \text{ g/cm}^3$ ), o del latón ( $8,53 \text{ g/cm}^3$ ) [72].



- **Resistencia a la corrosión:** el aluminio resiste al tipo de corrosión progresiva que afecta al acero. La superficie expuesta a la corrosión del aluminio, se combina con oxígeno formándose una película inerte de óxido de aluminio, de tan sólo una diez-millonésima parte de pulgada de grosor, que lo protege de futuras oxidaciones. Además al contrario que en la corrosión del hierro, la capa de óxido de aluminio no se descascara. La fina capa de óxido se adhiere fuertemente al metal, siendo incolora y transparente. Debidamente aleado y tratado el aluminio puede resistir corrosiones producidas por agua, sal, u otros factores medioambientales, y por un amplio rango de otros agentes químicos y físicos.
- **Propiedades físicas:** las superficies del aluminio tienen una gran capacidad de reflexión. La luz, las ondas electromagnéticas, la energía y calor radiantes, son reflejados con efectividad, mientras que las superficies anodizadas pueden reflejar o absorber. El aluminio se caracteriza por su excelente conductividad tanto térmica como eléctrica, en este último caso las aleaciones han de ser desarrolladas con altos grados de resistividad eléctrica, utilizadas, por ejemplo, en motores eléctricos de gran par. El aluminio es seleccionado en ocasiones para conducciones eléctricas, siendo su conductividad aproximadamente dos veces mayor que la del cobre, en mismas relaciones de peso. El aluminio es un material no ferromagnético, propiedad a tener en cuenta en las industrias eléctrica y electrónica. Además es no pirofórico, es decir que no se inflama en contacto con el aire de forma espontánea, importante característica para aplicaciones que impliquen el manejo o la exposición de materiales inflamables o explosivos. El aluminio tampoco es tóxico y es comúnmente utilizado en envases para comida y bebida. Tiene una atractiva apariencia en su acabado natural.

#### 2.3.4. Características de fabricación

En este apartado se muestra un breve resumen de las consideraciones más importantes que hay que tener en cuenta en el mecanizado, forjado y unión de las aleaciones de aluminio, son las siguientes:

- **Mecanizabilidad:** la mecanizabilidad de la mayoría de las aleaciones de aluminio es excelente. Entre las diferentes clases de aleaciones tanto de forja



como de fundición, y los diferentes tipos de tratamientos a los que podemos someter a estas, hay una considerable variación en las características del mecanizado, que requieren de técnicas y herramientas específicas.

- **Fresado químico:** la eliminación de metal mediante ataque químico en una solución ácida o alcalina, es usada en especializadas reducciones de grosor. Para superficies de gran tamaño y complejidad, en las que sea necesario quitar material de forma uniforme, el fresado químico es el a menudo el tratamiento más económico. Este proceso se usa frecuentemente para el tratado de piezas aeroespaciales preformadas con el objetivo de obtener la máxima resistencia.
- **Formabilidad:** está entre las características más importantes del aluminio y de muchas de sus aleaciones. La clasificación de la formabilidad de las aleaciones comerciales, dependerá del proceso de conformado. La elección del temple del metal dependerá de la complejidad y la naturaleza del proceso de conformado. El recocido será necesario para complejas operaciones de conformado como embuticiones, perfilados u operaciones de doblado para pequeños radios.
- **Forjabilidad:** las aleaciones de aluminio pueden ser forjadas con una gran variedad de formas y tipos de forja, consiguiendo una amplia gama de acabados finales, siguiendo criterios de diseño basados en las aplicaciones deseadas. Para una forma de una aleación de aluminio de forja dada, las condiciones de presión variarán ampliamente, en función de distintos parámetros como la composición química de aleación, el proceso de forjado utilizado, el grado de tensión, las condiciones de lubricación y de temperatura. Generalmente las aleaciones de aluminio son más difíciles de forjar que las aleaciones de acero al carbono u otros tipos de aleaciones.
- **Unión:** las aleaciones de aluminio pueden unirse mediante una gran variedad de métodos, como soldaduras, uniones adhesivas o uniones fijas (remaches y tornillos). La soldadura del aluminio dependerá de una serie de factores como el recubrimiento de óxido de aluminio, la conductividad térmica, el coeficiente de expansión térmica, las características de fusión o la conductividad eléctrica.



El aluminio se ha convertido en uno de los materiales de referencia el mundo de la ingeniería, según el proceso de conformado de las aleaciones de aluminio, se conseguirá el material que más convenga para una determinada aplicación y cumpla así con las características y necesidades que sean precisas.

Las aleaciones de aluminio de fundición son producidas generalmente mediante la presión de un troquel o mediante moldes de diversos tipos, de arena, de yeso, etc. Las piezas moldeadas son producidas al introducir aluminio fundido en los moldes y son utilizadas para productos con contornos intrincados y zonas huecas. Se utilizará este tipo de proceso para nervios reforzados, huecos internos, y complejos detalles de diseño, los cuales serían muy difíciles de obtener mediante un proceso de forjado.

En el proceso de extrusión el material se empuja mediante prensas hidráulicas o mecánicas a través de un troquel con la sección transversal deseada. Se consiguen un excepcional control dimensional y un acabado superficial excelente. El aluminio podrá ser extruido tanto en frío como en caliente.

Las piezas forjadas se producen mediante la inducción de flujo plástico a través de la aplicación de fuerzas cinéticas, mecánicas o hidráulicas, en moldes abiertos o cerrados. Las piezas forjadas a mano suelen responder a formas geométricas simples, ligeramente moldeadas entre matrices planas o contorneadas, como rectángulos, cilindros, discos o variaciones limitadas de dichas formas.

La estampación somete al metal a una carga de compresión entre dos moldes, uno de ellos deslizante a través de una guía y el otro fijo. Como en el proceso de extrusión podremos estampar aluminio tanto en frío como en caliente. Las piezas obtenidas mediante este proceso son muy utilizadas en la industria de la automoción. En el siguiente apartado se recogen los diferentes procesos de estampación existentes que pueden ser aplicados a las aleaciones de aluminio.

#### **2.4. PROCESOS DE CONFORMADO DE LÁMINAS METÁLICAS**

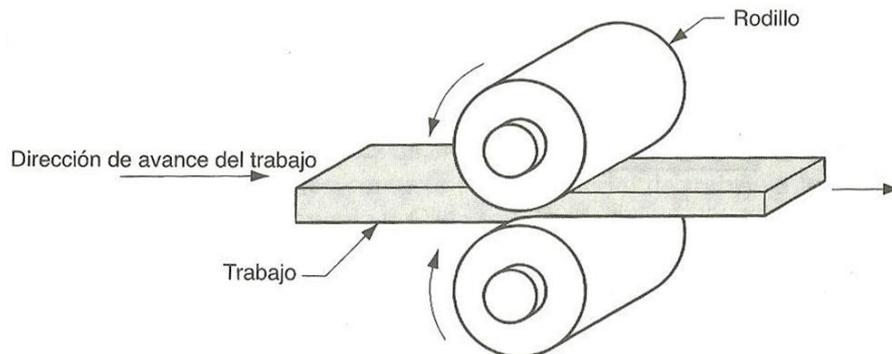
El conformado de metales incluye varios procesos de manufactura en los cuales se usa la deformación plástica para cambiar la forma de las piezas metálicas. La deformación es el resultado del uso de una herramienta, generalmente un troquel, que aplica esfuerzos que exceden la resistencia a la fluencia del metal, es decir, el metal se deforma para tomar la forma determinada por el troquel. En general, se aplica un



esfuerzo de compresión para deformar plásticamente el metal, sin embargo, algunos procesos doblan o cortan el metal.

Conformar piezas metálicas aplicando grandes fuerzas de tracción y compresión es un proceso común en la fabricación industrial. En las operaciones de estampación, el metal, casi siempre chapas, flejes o rollos de chapa, adquiere formas específicas a temperatura ambiente mediante operaciones de corte, prensado y estirado entre estampas, ejecutadas normalmente en una serie de uno o más pasos de impacto. El estampado es uno de los procesos de mecanizado más sencillo y permite un gran nivel de automatismo del proceso cuando se trata de realizar grandes cantidades de un producto.

El trabajo metálico de láminas incluye operaciones de corte y conformado realizadas sobre delgadas láminas de metal. El material de lámina o placa utilizado en el trabajo metálico se produce por laminado (Figura 2.18). La importancia comercial del trabajo con láminas es muy significativa, un gran número de aplicaciones industriales y de consumo incluyen piezas de este tipo como carrocerías de automóviles y camiones, aeroplanos, etc. Además muchos de los componentes interiores de estos productos se fabrican partiendo de láminas o placas metálicas.



**Figura 2.18.** Operación de laminado.

Las piezas de lámina de metal se caracterizan por su gran resistencia, buena precisión dimensional, buen acabado superficial y bajo costo relativo. La mayoría de los procesos con láminas metálicas se realiza a temperatura ambiente (trabajo en frío), a excepción de materiales gruesos, frágiles o cuya deformación es significativa. Estos serán los casos más comunes de trabajo en caliente por debajo de la temperatura de cristalización.

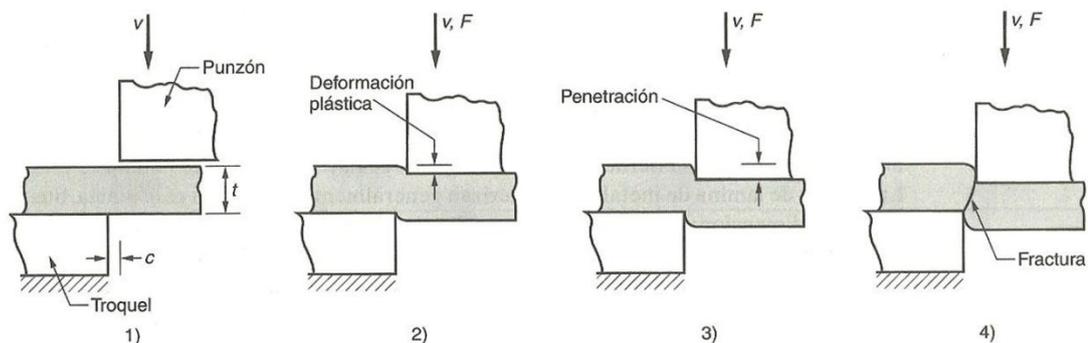
La mayoría de las operaciones con láminas metálicas se realizan en máquinas herramientas llamadas prensas. Se utiliza el término prensa de estampado para



distinguir estas prensas de otras como las de forja o extrusión. Las herramientas que se utilizan para el conformado de láminas metálicas se denominan punzón y troquel, mientras que hablaremos de troquelados o estampados para referirnos a los productos acabados. Para facilitar la producción en línea, las láminas de metal se suelen introducir a la prensas en forma de tiras o rollos. Los tres grandes grupos de los procesos de trabajo de láminas metálicas son: corte, doblado y embutido. El corte se usará para separar grandes láminas en piezas de menor tamaño o para cortar un perímetro o hacer agujeros en una pieza. Mientras el doblado y el embutido transformarán las láminas en piezas con una determinada forma.

#### 2.4.1. Operaciones de corte

El corte de lámina se realiza por una acción de cizalla entre dos bordes afilados de corte. Un esquema de la acción de cizalla puede consultarse en la Figura 2.19, donde el borde superior de corte (punzón) se mueve hacia abajo sobrepasando el borde inferior de corte (troquel o matriz). Cuando el punzón comienza a comprimir la lámina de metal, se produce una deformación plástica en las superficies de la chapa, conforme éste se mueve hacia abajo, tiene lugar la penetración, en la que se comprime el metal y se corta la lámina. Esta zona de penetración es generalmente una tercera parte del espesor de la lámina. Si el espacio entre el punzón y el troquel es el correcto, las dos líneas de fractura se encuentran y el resultado es la separación limpia del metal en dos piezas.



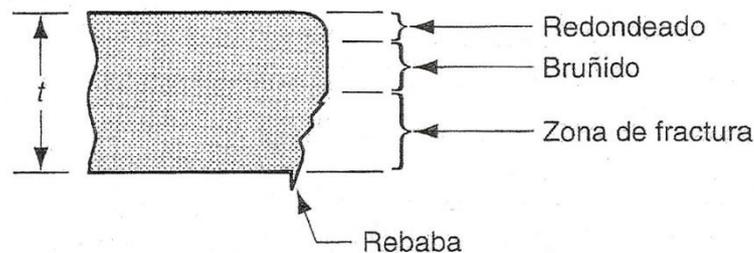
**Figura 2.19.** Cizallado de una lámina metálica entre dos bordes cortantes.

Los bordes cizallados de la lámina poseen la forma característica que se muestra en la Figura 2.20. En la parte superior de la superficie de corte hay una región denominada redondeo, que corresponde a la deformación plástica realizada por el



punzón antes de empezar el corte. Justo debajo del redondeo existe una región relativamente lisa, denominada bruñido, que resulta de la penetración del punzón en la lámina antes de comenzar la fractura. Debajo del bruñido se sitúa la zona de fractura, donde el continuo movimiento del punzón hacia abajo produce la fractura del metal. Finalmente, en el borde inferior encontramos la rebaba, un filo producido por la elongación del metal durante la separación final de las paredes.

Existen tres operaciones principales en el trabajo de prensa que cortan el metal según el mecanismo de cizalla descrito anteriormente, que son el cizallado propiamente dicho, el punzonado o troquelado y el perforado.



**Figura 2.20.** Bordes cizallados característicos del material de trabajo.

El *cizallado* es la operación de corte de una lámina de metal a lo largo de una línea recta entre dos bordes de corte. Se usa con frecuencia para reducir grandes láminas a secciones más pequeñas para operaciones posteriores de prensado. Dicha operación se ejecuta en una máquina denominada cizalla de potencia o cizalla recta. La cuchilla superior de la cizalla de potencia suele estar sesgada, como se observa en la Figura 2.21, con el fin de reducir la fuerza necesaria de corte. El *punzonado* o *troquelado* conlleva el corte de una lámina de metal a lo largo de una línea cerrada en un solo paso, para separar la pieza del material. El *perforado* es muy similar, excepto en que la pieza que se corta se desecha (pedacería), y el material remanente es la pieza deseada. Los parámetros importantes en el corte de láminas de metal son el espacio entre el punzón y el troquel, el espesor del material, el tipo de metal y su resistencia, y la longitud de corte.

Además del cizallado, punzonado y perforado, existen otras operaciones de corte. El mecanismo de corte en cada caso requiere las mismas operaciones de corte anteriormente analizadas.

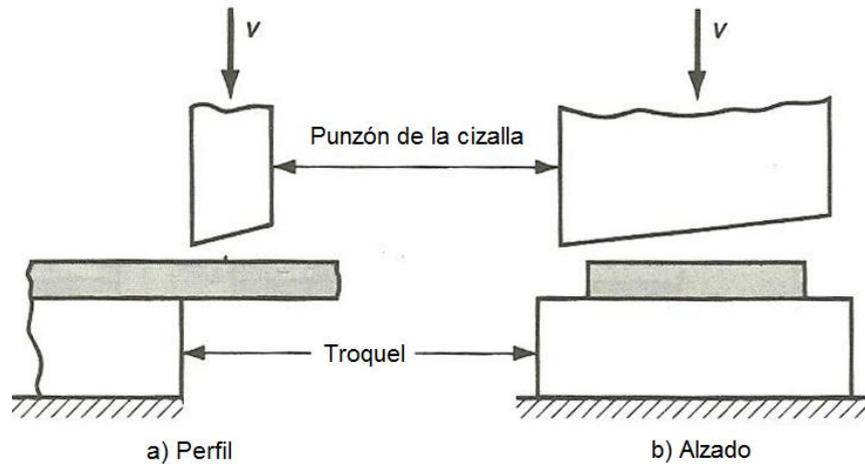


Figura 2.21. Operación de cizallado.

El *corte en trozos* es una operación de corte en el que las piezas se separan de una tira de lámina metálica cortando los troqueles opuestos de la pieza en secuencia, como se muestra en la Figura 2.22.a. Cada corte produce una nueva pieza. Se diferencia del corte convencional en que los bordes de corte no han de ser rectos y las piezas se pueden empalmar en la tira, de tal manera que se evita el desecho de metal. La *partición* implica el corte de una tira de lámina de metal por un punzón con dos bordes de corte que coinciden con los lados opuestos de la pieza, como se muestra en la Figura 2.22.b. Dicho proceso será requerido en contornos de piezas con formas irregulares que impidan su empalme en la tira de lámina metálica. Se producirán por tanto desechos de metal, restando eficiencia al proceso en comparación con la técnica anterior.

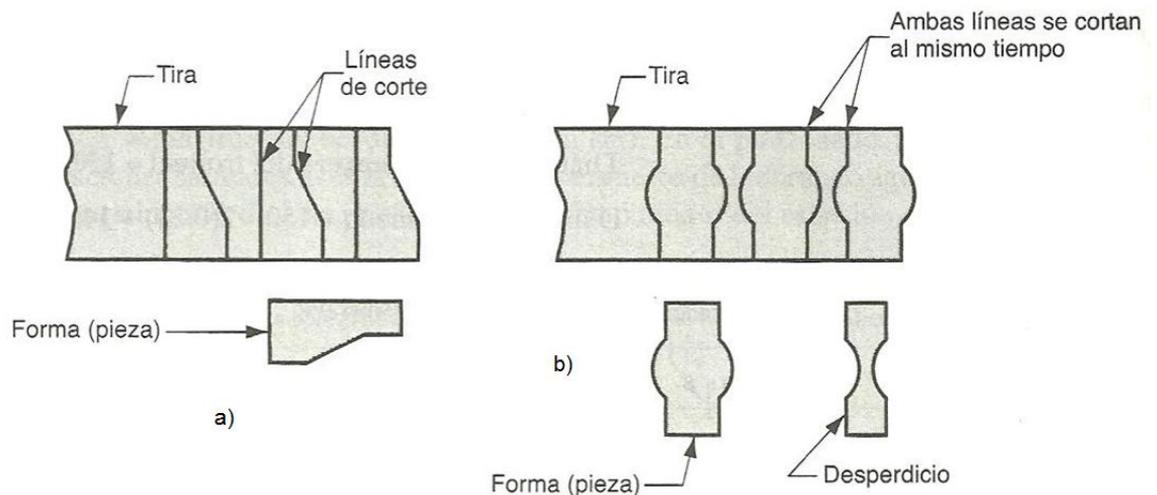
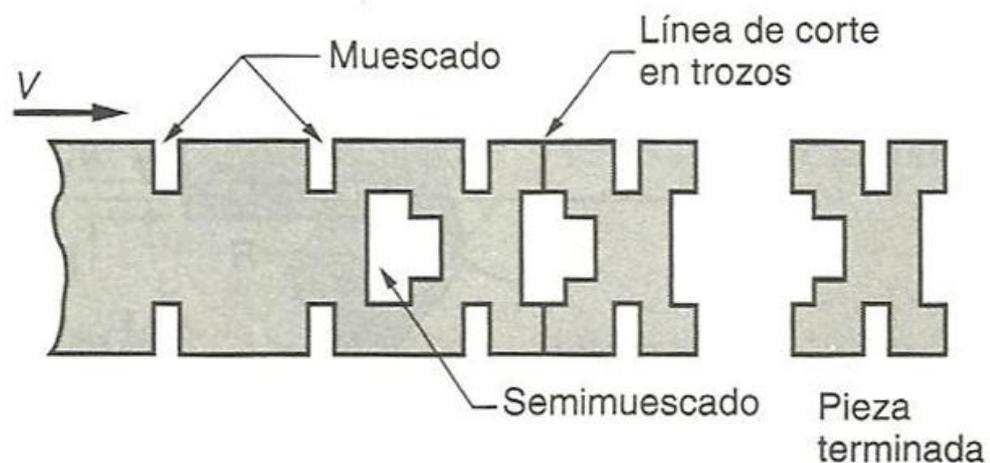


Figura 2.22. a) Corte en trozos, b) Partición.



Se habla de *ranurado* en operaciones de punzonado en la cual se corta una sección rectangular. El *perforado múltiple* implica la perforación simultánea de varios agujeros en una misma lámina de metal. Para obtener el contorno deseado de una forma, se suelen cortar porciones de lámina por muescado o semimuescado (Figura 2.23). El *muescado* es el corte de una porción del metal en un lado de la lámina, mientras que el *semimuescado* recorta una porción del metal interior de la tira. La diferencia entre el *semimuescado* y las operaciones de perforado y ranurado reside en que dicho proceso crea parte del contorno de la pieza, mientras que los otros dos generan agujeros en la misma.

El *recorte* es una operación de corte que se lleva a cabo en una pieza ya formada, para remover el exceso de metal y fijar su tamaño. El *rasurado* es una operación de corte realizada con un espacio muy pequeño, destinada a obtener dimensiones precisas y bordes lisos y rectos. Se trata de una operación típica de acabado que se aplica sobre piezas que han sido cortadas previamente. El *punzonado fino* es una operación de cizallado utilizada para cortar piezas con tolerancias muy estrechas y cuyo fin es obtener bordes rectos y lisos en un solo paso.

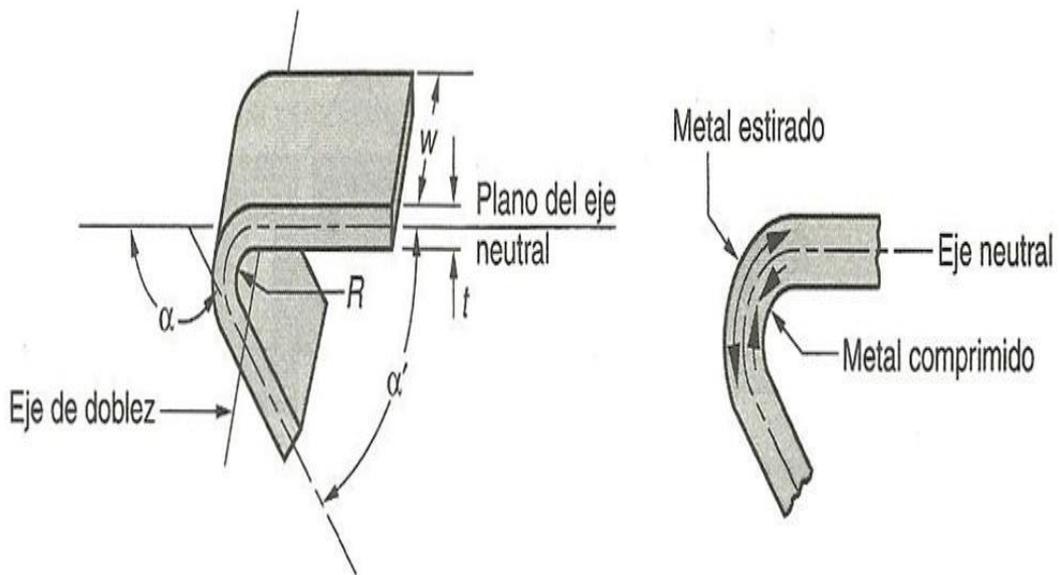


**Figura 2.23.** *Muescado y semimuescado.*



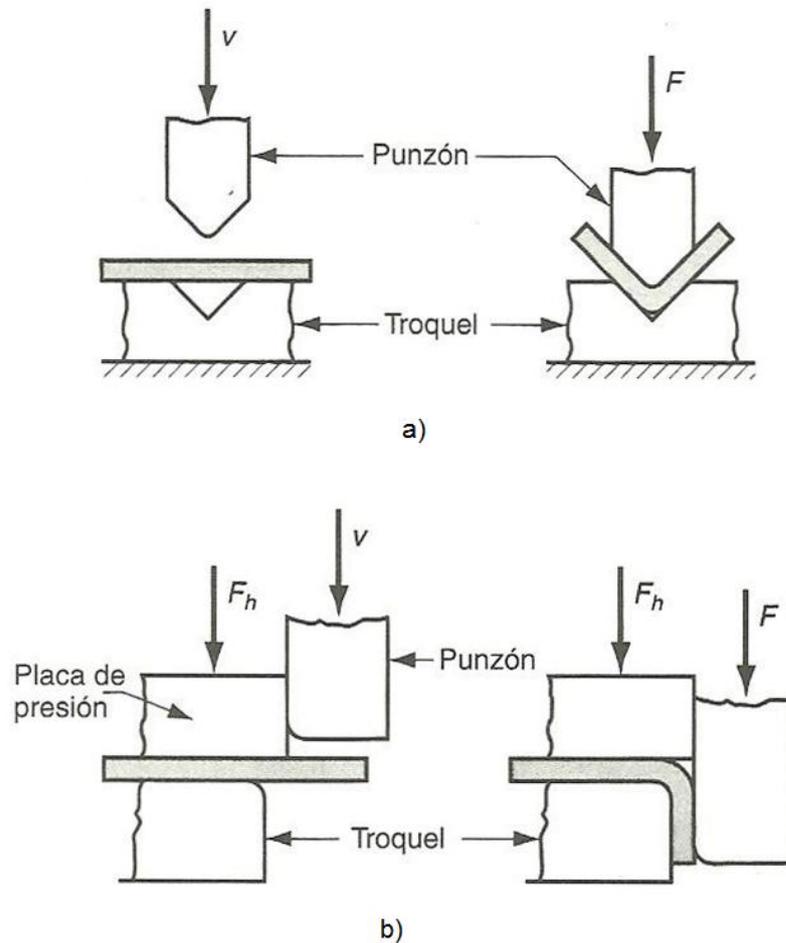
### 2.4.2. Operaciones de doblado

Cuando se trabaja con láminas metálicas, se habla de *doblado* si se deforma la chapa alrededor de un eje recto. Dicha operación provoca el flujo plástico del material, originando fracturas en uno o múltiples ejes rectos que no se cruzan. La lámina de metal se comprimirá por la parte interior y se estirará por fuera del plano que definirá el eje neutral (Figura 2.24). Esta operación se realiza sin alterar el espesor del material, de modo que las secciones sucesivas serán iguales. Los dos métodos de doblado más comunes son el doblado en V y el doblado de bordes, el esquema de ambos procesos se puede ver en la Figura 2.25.



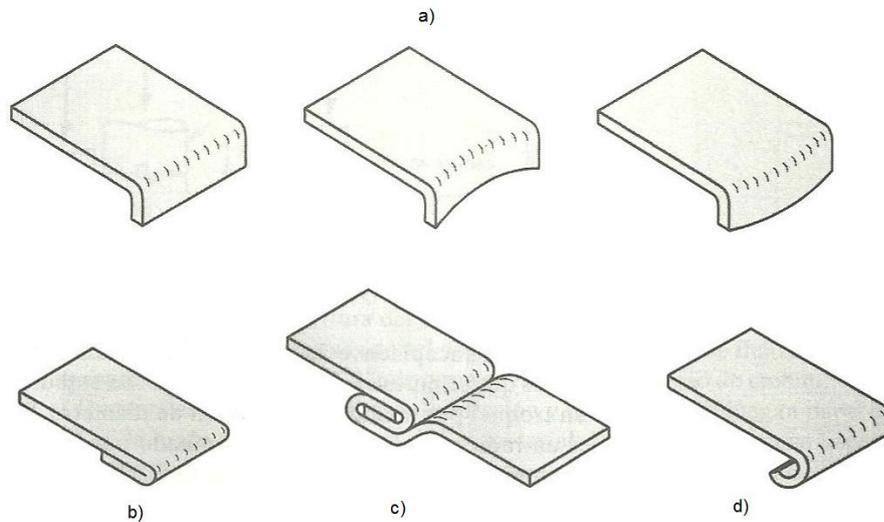
**Figura 2.24.** Operación de doblado.

En el *doblado en V* la lámina se dobla entre un punzón y una matriz (troquel) con forma de V. El *doblado de bordes* implica una carga voladiza sobre la chapa. Se utiliza una placa de presión que aplica una fuerza de sujeción  $F_h$  con el fin de sostener la base de la lámina al troquel, mientras el punzón ejerce la fuerza que doblará, sobre el borde del troquel, la sección en voladizo de la lámina. El doblado se limita a ángulos iguales o menores de  $90^\circ$ . Para conseguir operaciones de doblado con ángulos superiores se pueden diseñar troqueles deslizantes, más complicados y costosos, se utilizan generalmente para aplicaciones de alta producción.



**Figura 2.25.** a) Doblado en V, b) Doblado de bordes.

Además de las procesos de doblado en V y doblado por bordes, existen más operaciones de doblado adicional, que implican el doblado sobre ejes curvos en lugar de ejes rectos, como son el formado de bridas, el dobléz, el engargolado o empate, o el rebordeado, recogidos en la Figura 2.26. En el *formado de bridas* se dobla el filo de la lámina de metal en un ángulo de  $90^\circ$  para formar un borde. Se usa generalmente para dar rigidez a la pieza. El *dobléz* implica el doblado del borde de la chapa sobre ella misma, en más de un paso, para eliminar el borde agudo de la pieza, a fin de incrementar la rigidez y mejorar la apariencia de la pieza. En el *engargolado* o *empate* se ensamblan dos bordes de láminas de metal. El *rebordeado* es una aplicación que produce bordes en la lámina en forma de rizo. Al igual que en el proceso de dobléz, los fines del rebordeado serán la seguridad, la resistencia y la estética.



**Figura 2.26.** a) Formado de bridas, b) Dobleces, c) Engargolado (Empate) y d) Rebordeado.

### 2.4.3. Operaciones de embutido

Se denomina embutición a la operación que transforma una lámina plana en un cuerpo hueco. Se realiza colocando una chapa de metal sobre la cavidad de un troquel y empujándolo hacia ésta mediante la acción de un punzón. La lámina de metal se fijará al troquel mediante un sujetador de formas. Las piezas comunes que se hacen por dicho proceso son latas de bebidas, casquillos de municiones, lavabos, piezas para carrocería de vehículos, etc.

La embutición es el proceso más complejo de los que se pueden realizar en una prensa (Figura 2.27). En el doblado o curvado solo existe deformación sobre un eje, producida por una flexión simple que no varía de forma significativa la superficie del elemento. En la embutición, además de dicha flexión, existe estirado radial y compresión tangencial que origina el flujo plástico del material. La embutición de piezas acopladas es la aplicación básica del embutido. Se embute un disco de diámetro  $D_b$  dentro de un troquel por medio de un punzón de diámetro  $D_p$ . El punzón y el troquel tendrán un determinado radio en las esquinas, ya que si estas fueran agudas estaríamos ante una operación de perforado de un agujero. Los lados del punzón y del troquel estarán separados por un hueco  $c$ , que se estima aproximadamente un 10% mayor que el espesor del material. El punzón aplica una fuerza  $F$  para realizar la deformación de la lámina de metal, mientras que el sujetador de formas fija la pieza mediante una fuerza vertical  $F_h$ .

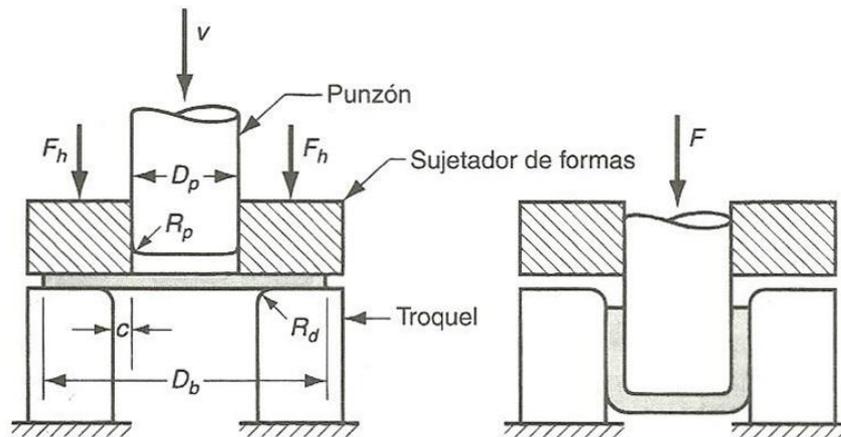


Figura 2.27. Embutido de una pieza acopada.

El proceso de embutido se divide en una serie de etapas. El punzón comienza a descender, y se produce en el metal una primera operación de doblado sobre las esquinas del punzón y del troquel. A medida que el punzón avanza se produce una acción de enderezado del metal. El metal se mueve hacia abajo junto con el punzón, es entonces cuando la región doblada anteriormente sobre el radio del troquel debe enderezarse para que pueda embutirse dentro del espacio existente entre troquel y punzón, y formar así la pared del cilindro. Ambas etapas están esquematizadas en la Figura 2.28.

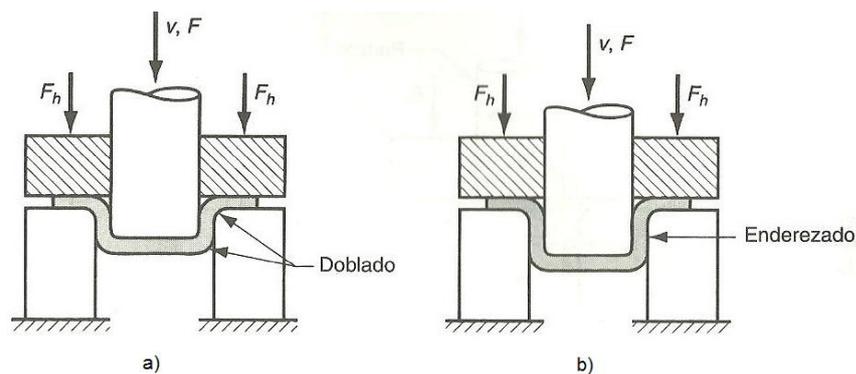


Figura 2.28. a) Doblado y b) Enderezado en la operación de embutido.

El metal restante en la región exterior de la forma se embute hacia la apertura del troquel sustituyendo al metal anteriormente doblado y enderezado. Para poder moverse hacia la apertura del troquel, el material deberá superar la fricción existente entre la lámina y las superficies del sujetador de formas y del troquel (Figura 2.29). Dicha fricción será estática hasta que el material comience a moverse, convirtiéndose en dinámica al comenzar el flujo de metal. El éxito o fracaso de la operación de



embutido estará determinado por la magnitud de la fuerza de sujeción así como por las condiciones de fricción entre las superficies. Se suelen utilizar lubricantes para reducir estas fuerzas de fricción durante el proceso de embutido.

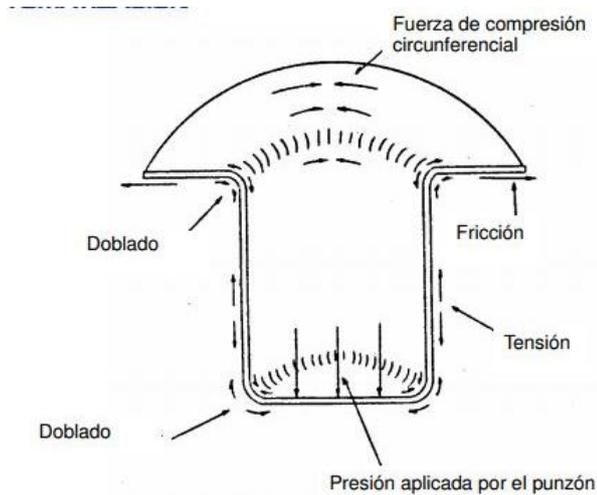


Figura 2.29. Estado tensional de una pieza embutida.

A continuación se producirá la *compresión* en las pestañas exteriores de la forma. A medida que el metal de esta zona de la pieza se estira hacia el centro, el perímetro exterior disminuye. El metal se comprime y aumenta su espesor al mantenerse el volumen constante, lo que ocasiona con frecuencia el arrugado de la brida remanente, en especial cuando la lámina es de poco espesor o la fuerza de sujeción es demasiado baja. El movimiento progresivo del punzón hacia abajo impulsa el flujo de metal. Se produce un relativo *adelgazamiento* de las paredes de la forma. En una operación de embutido exitosa se puede producir en torno a un 25% [74] de adelgazamiento de las paredes, teniendo lugar la mayor parte en la base de la copa. Estas dos últimas fases del embutido se muestran en la Figura 2.30.

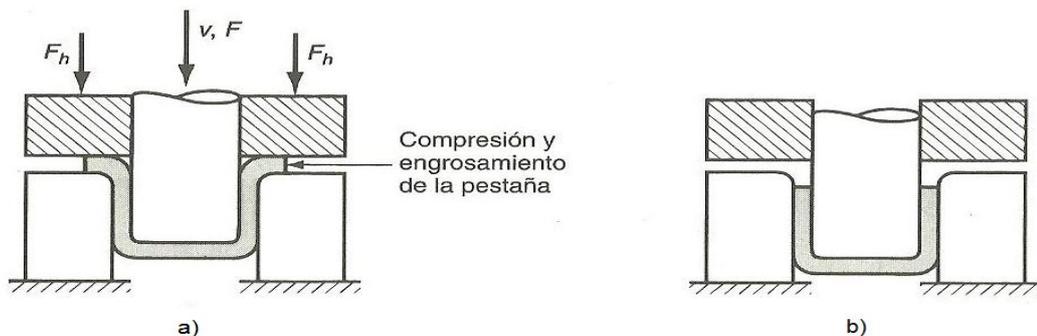


Figura 2.30. a) Fricción-Compresión y b) Forma final de la copa (adelgazamiento).



Durante la operación de embutición profunda, la pieza de trabajo se somete a los estados de tensiones anteriormente citados. En el elemento diferencial de Figura 2.31.a, el esfuerzo de tracción radial se produce cuando la pieza avanza hacia la cavidad, empujada por el punzón, mientras que el esfuerzo de compresión será producido por el sujetador de formas. Bajo este estado tensional el elemento diferencial se contrae en la dirección circunferencial y se alarga en la dirección radial. La pared de la pieza, ya formada, esta sometida principalmente a esfuerzos de tracción longitudinal, como se ve en el elemento diferencial de la Figura 2.31.b. Dicho elemento diferencial tiende a alargarse en la dirección axial, sin variar su ancho. Será importante determinar las limitaciones sobre la magnitud que puede alcanzar la operación de embutido. La fuerza de embutido, la fuerza de sujeción y el tamaño de la forma inicial serán algunas de las variables que se tienen que tener en cuenta.

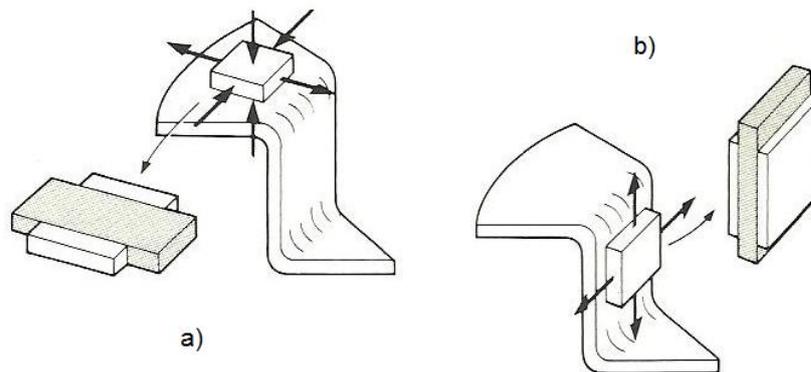


Figura 2.31. Deformación de los elementos en la brida [74].

Existen más variantes de la operación básica de embutido. En el caso de que la relación de embutido sea demasiado alta, el formado completo de la pieza requerirá más de un paso, al segundo paso y cualquier otro que le siga en caso de ser necesario, se denomina *reembutado* (Figura 2.32).

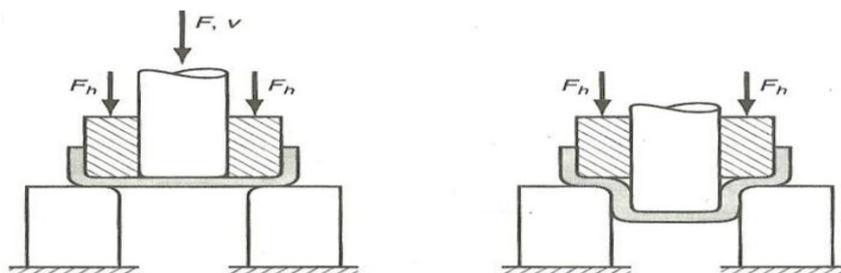


Figura 2.32. Reembutado de una pieza.



Otra operación relacionada es el *embutido inverso*, en el cual se coloca una pieza previamente embutida hacia abajo en la posición del troquel, y se lleva a cabo una segunda operación de embutido la forma deseada (Figura 2.33). Aunque parezca lo contrario, el embutido inverso será más fácil de llevar a cabo que el reembutido. La razón reside en que la lámina de metal se dobla en la misma dirección en las esquinas interiores y exteriores del troquel, experimentando menor endurecimiento por deformación, por lo que la fuerza de embutido será menor. Muchas aplicaciones requieren el embutido de formas no cilíndricas, que podrán ser cuadradas, cónicas, formas curvas irregulares (como ocurre en los paneles de las carrocerías de automóviles), etc.

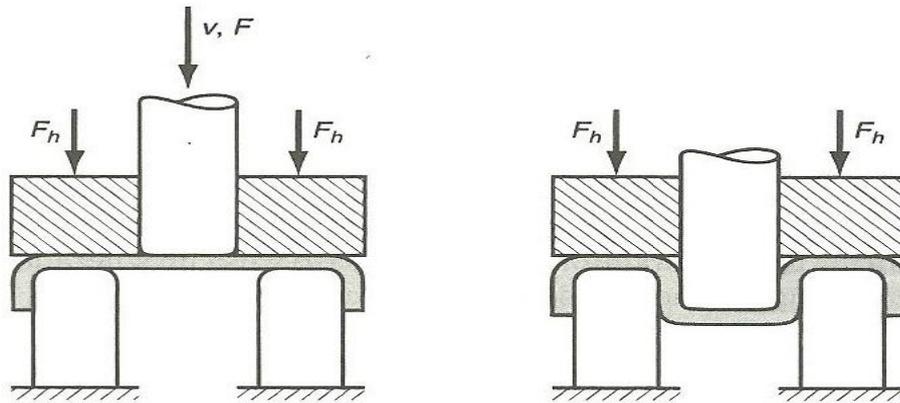
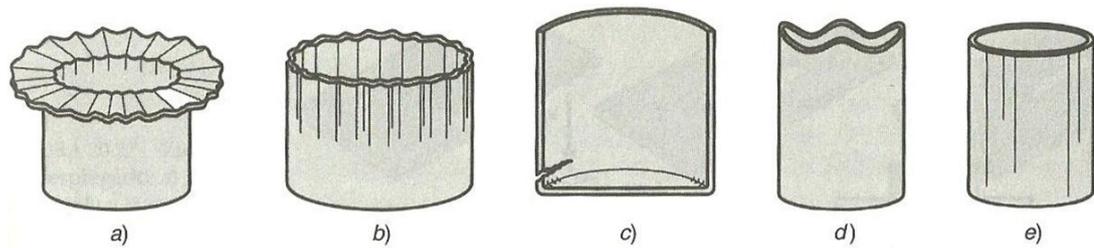


Figura 2.33. *Embutido inverso.*

En el embutido pueden presentarse numerosos defectos, como los mostrados en la Figura 2.34. El *arrugamiento* en una pieza embutida producirá una serie de pliegues en la dirección radial de la zona (brida) no embutida de la pieza. Dicho arrugamiento se producirá en la pared vertical al embutir la brida en el cilindro. Otro posible defecto será el *desgarramiento*, que consistirá en una grieta que aparecerá en la pared vertical, generalmente cerca de la base de la forma embutida, producida por los esfuerzos tensionales provocados por el adelgazamiento de las paredes en esta región o por el estirado del metal que se produce sobre las esquinas del troquel. Debido a la anisotropía en láminas de ciertos metales, se producirán irregularidades (*orejas*) en el borde superior de la pieza. Por último en caso de una mala lubricación, o un mal estado superficial del troquel y/o del punzón, se producirán *rayados superficiales* en la pieza.



**Figura 2.34.** a) Arrugamiento en la brida, b) Arrugamiento en la pared, c) Desgarramiento, d) Orejeado y e) Rayado superficial.

#### 2.4.4. Otras operaciones

Además del doblado y del embutido, se pueden realizar en prensas convencionales, diversas operaciones de formado de láminas de metal. Estas se clasificarán atendiendo al material de la herramienta utilizada, distinguiéndose entre herramientas metálicas y herramientas flexibles de caucho.

El primero de los grupos, correspondiente al formado con herramientas metálicas, englobaría las operaciones de planchado, acuñado, estampado, desplegado y torcido. En el proceso de embutido la lámina de metal cerca del borde exterior aumenta de grosor conforme el punzón comprime la forma hacia la cavidad del troquel. Si el espesor es más grande que el espacio comprendido entre el punzón y la matriz, comprimiremos el metal hasta dicho tamaño, ejecutando la operación conocida con el nombre de *planchado*. En ocasiones se realiza como paso independiente, posterior al embutido, consiguiendo una mayor uniformidad en las superficies de la pieza embutida. El *acuñado* es una operación de deformación volumétrica, utilizada frecuentemente para formar indentaciones y secciones levantadas de la pieza. De la misma manera, en el *estampado* se crean indentaciones en la lámina, que implicarán estiramientos y adelgazamientos en el metal. En este caso los troqueles poseen contornos y cavidades coincidentes, donde el punzón contiene los contornos positivos (macho) y el troquel los negativos (hembra). En el *desplegado* se combinan las operaciones de corte y doblado, o de corte y formado, para separar parcialmente el metal de la lámina. Por último en la operación de torcido, se somete a la lámina a una carga de torsión, provocando una torcedura sobre la longitud de ésta.

En cuanto al segundo grupo, las operaciones también se realizan en prensas convencionales, pero en este caso se utilizan elementos flexibles, de caucho o



materiales similares, para llevar a cabo la operación de formado, distinguiéndose entre el proceso *Guerin* y el hidroformado. El proceso *Guerin* utiliza un cojín de caucho para formar la lámina de metal sobre un bloque de forma. Éste se encuentra confinado en un recipiente de acero. A medida que desciende el punzón, el caucho rodea la lámina, deformándola y haciendo que adquiera la forma del bloque. Esta operación se limita a formas de poca profundidad, ya que las presiones generadas por el caucho no son lo suficientemente elevadas para evitar el arrugado de formas más profundas. El *hidroformado* se diferencia del proceso anterior, en que se sustituye el cojín de caucho por un diafragma, también de caucho, lleno con un fluido hidráulico, permitiendo el aumento de la presión y evitando así el arrugado en piezas profundas.

#### 2.4.5. Troqueles y prensas

La mayor parte de las operaciones anteriormente descritas se ejecutan con punzones y troqueles convencionales. El troquel es una herramienta diseñada a la medida de la pieza que se produce. En operaciones de elevada producción se habla de troqueles de estampado. Además de las diferencias entre los troqueles según el tipo de proceso de conformado (corte, doblado o embutido), existen otras ligadas al número de operaciones simples que se realizan en la prensa y a cómo se realizan éstas. El troquel más sencillo será aquel que ejecuta una sola operación en cada golpe de la prensa, al que se denomina troquel simple. Existirán troqueles más complejos como los troqueles compuestos, los combinados o los progresivos. Un troquel compuesto realizará dos operaciones en una sola estación, como puede ser una operación de corte y una de embutido. Un troquel combinado ejecutará dos operaciones en dos posiciones diferentes. Un troquel progresivo realiza dos o más operaciones sobre una lámina metálica en dos o más posiciones, con cada golpe de la prensa. El rollo de chapa se alimenta de una posición a la siguiente, ejecutándose en cada una de las estaciones las diferentes operaciones. La pieza sale de la última estación completa y separada del rollo.



## CAPÍTULO 3

# CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

### 3.1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo se incluye la caracterización convencional de la aleación de aluminio utilizada para determinar su comportamiento mecánico a partir del ensayo de tracción uniaxial y del ensayo Marciniak (predeformación biaxial). Los resultados mostrados en el presente capítulo representan la base para la posterior comparación de las propiedades mecánicas obtenidas mediante las probetas SPT.

### 3.2. ALEACIÓN DE ALUMINO

El material utilizado en el presente estudio corresponde a un tipo de aleación de aluminio. En concreto se trata de aleaciones de forja, una correspondiente a la serie 5000, la cual ha sido sometida a una serie de tratamientos, como se verá a continuación, hasta obtener el formato de chapa empleado.

La aleación corresponde a la designación AW-5083-O/H111. Se trata de una aleación de forja, cuyo principal elemento aleante es el magnesio. Ha sido recocida, para obtener su estado más bajo de resistencia, y endurecida por deformación.



La resistencia mecánica es alta, tiene una gran resistencia a la corrosión sobre todo para su uso en construcción naval, y muy buena soldabilidad. Esta aleación suele sufrir agrietamientos intercrystalinos y de corrosión bajo tensión tras tratamientos térmicos inadecuados (soldadura). Se utiliza en la construcción de superestructuras de barcos, vagones de ferrocarril, recipientes con presión a bajas temperaturas, grúas móviles, cascos de barcos de recreo, plataformas, etc. El formato de chapa empleado tiene un espesor de 1.493 mm.

Para la caracterización de dicha aleación se ha llevado a cabo una serie de ensayos de tracción normalizados. La composición química típica para esta aleación queda recogida en la Tabla 3.1.

**Tabla 3.1** Composición química de la aleación AW-5083-O/H111[72].

Aleación	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)	Cr (%)	Otros (%)	Al (%)
AW-5083-O/H111	0.40	0.40	0.10	0.4-1.00	4.00-4.90	0.25	+Zr 0.20	0.05-0.25	0.15	Resto

### 3.3. COMPORTAMIENTO EN TRACCIÓN UNIAXIAL

La caracterización del comportamiento en tracción se ha efectuado mediante el ensayo de probetas convencionales siguiendo la norma ASTM E8-M [74]. En la Figura 3.1 se muestran las dimensiones de la probeta plana utilizada. El tratamiento de la curva tensión-deformación ha permitido conocer los parámetros referentes al módulo de elasticidad del material  $E$ , el límite elástico convencional al 0.2%  $\sigma_{0.2}$  y la deformación ingenieril de rotura  $e_r$ .

Se ha analizado el comportamiento del material en las direcciones de laminación (longitudinal y transversal) de la chapa original, no obteniéndose diferencias significativas en el comportamiento mecánico.

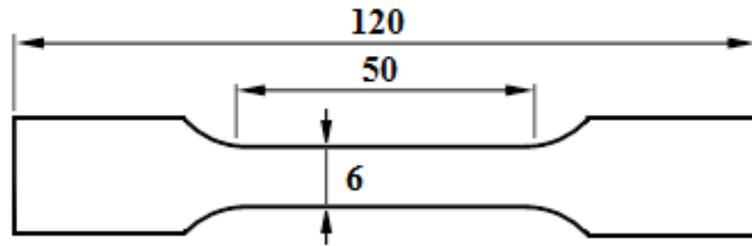


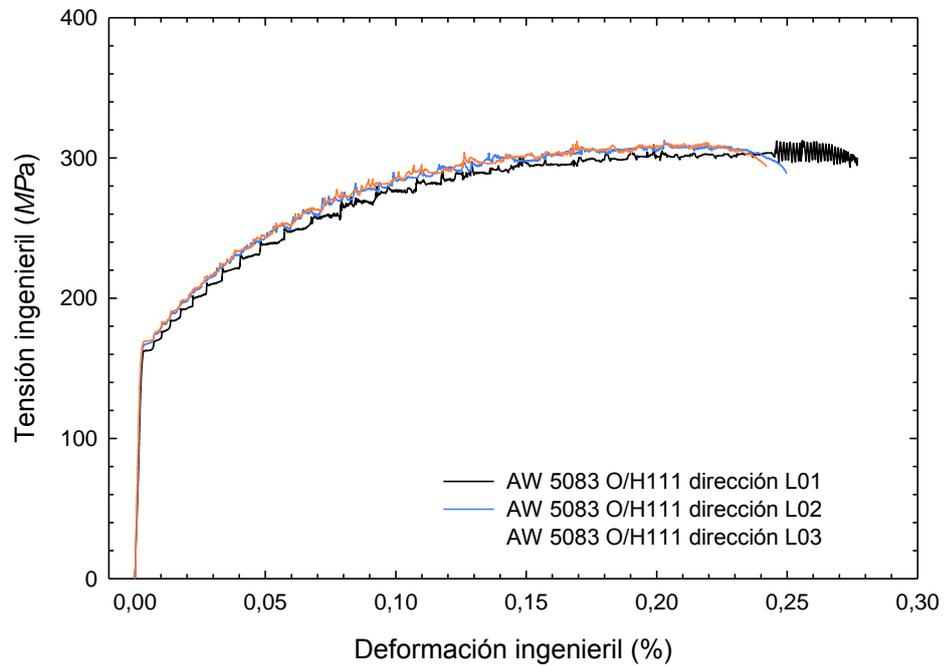
Figura 3.1. Dimensiones (mm) de la probeta para el ensayo de tracción.

El ensayo se ha realizado con una máquina MTS Criterion Model 43, con un rango de fuerza hasta 10kN. En todos los ensayos se ha utilizado un extensómetro MTS 632.24F-50. Para garantizar el buen alineamiento de la carga durante el ensayo, se ha empleado un mecanismo de alineación de rótula convenientemente lubricado.

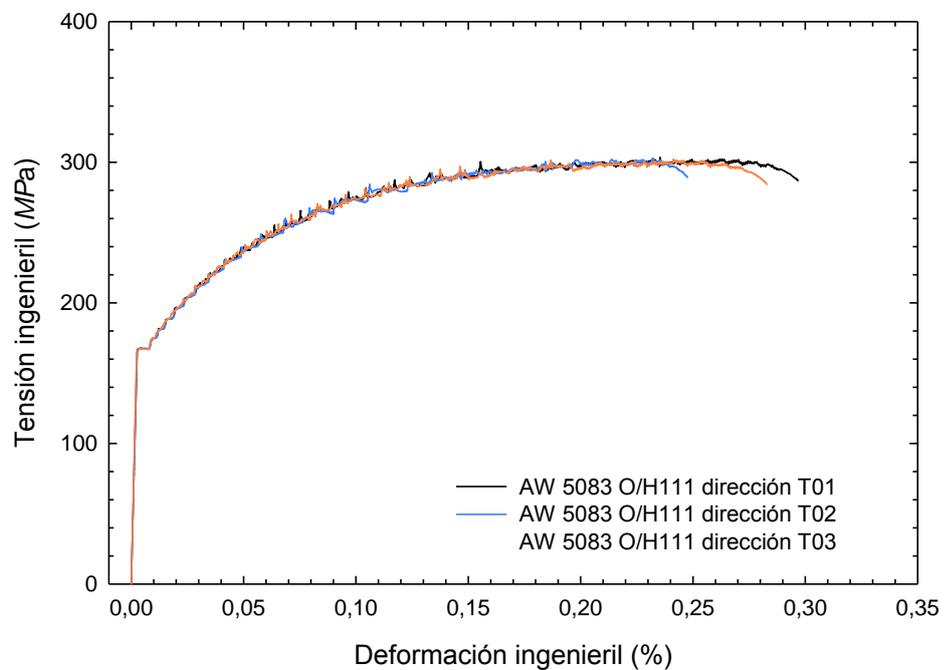
Las curvas tensión-deformación ingenieril y real obtenidas, tanto en la dirección longitudinal como en la transversal, se presentan en la Figura 3.2 y Figura 3.3 y en la Figura 3.4 y Figura 3.5 respectivamente. Los parámetros característicos del ensayo de tracción ( $E$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $s_u$  y  $e_r$ ) aparecen recogidos en la Tabla 3.2.

Tabla 3.2. Parámetros elastoplásticos de las probetas ensayadas.

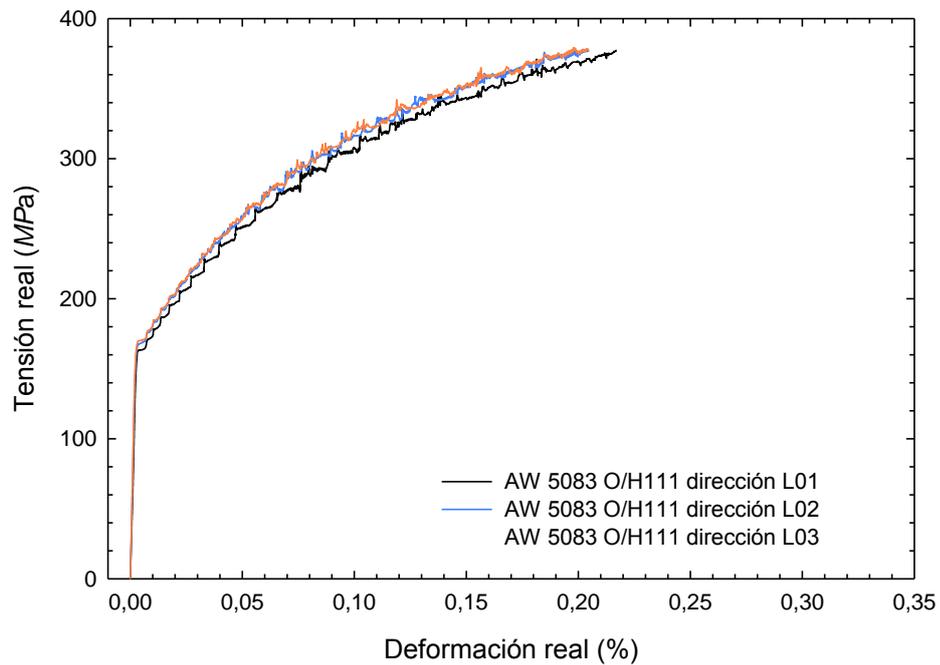
	Probeta	Módulo de Young (Mpa)	Límite elástico 0.2% (Mpa)	Resistencia a tracción (Mpa)	Def. ingenieril rotura
AW 5083 O/H111	L-01	61337	163.5	312.2	0.277
	L-02	72787	168.1	312.4	0.250
	L-03	74073	169.8	311.9	0.242
	T-01	66122	168.3	303.2	0.297
	T-02	67160	168.1	302.9	0.248
	T-03	70062	167.9	302.1	0.283



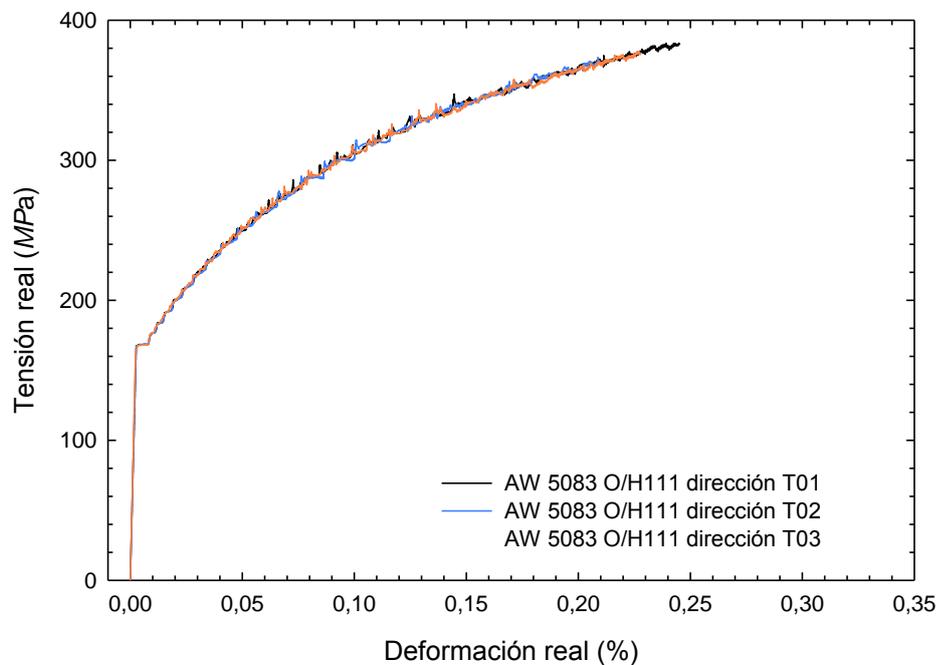
**Figura 3.2.** Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, aleación AW-5083-O/H111 en la dirección longitudinal.



**Figura 3.3.** Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, aleación AW-5083-O/H111 en la dirección transversal.



**Figura 3.4.** Curvas tensión-deformación real en tracción, aleación AW-5083-O/H111 en la dirección longitudinal.



**Figura 3.5.** Curvas tensión-deformación real en tracción, aleación AW-5083-O/H111 en la dirección transversal.

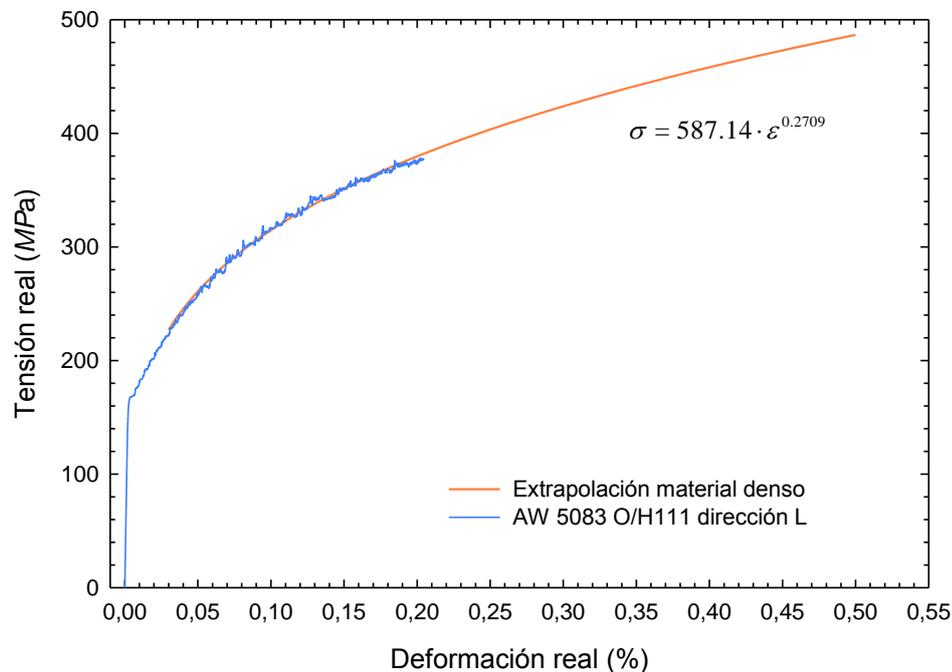


### 3.3.1. Extrapolación del material denso

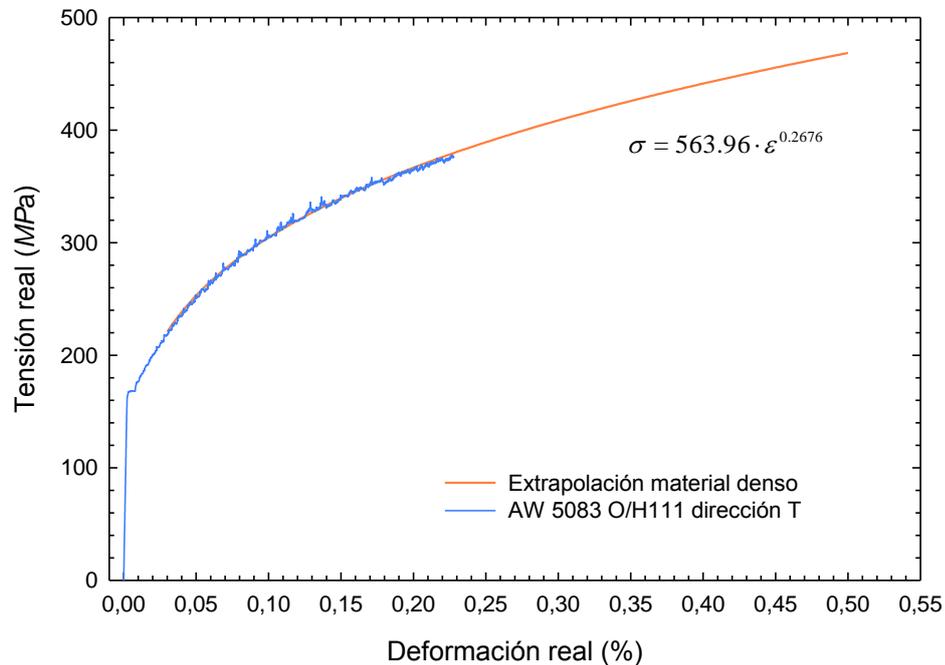
Con el objetivo de poder establecer un nuevo límite elástico del material cuando la deformación plástica sobre la probeta miniatura supere los valores máximos del ensayo de tracción, se ha extrapolado la curva tensión-deformación real de la aleación de aluminio con una expresión tipo Hollomon ( $\sigma = K \cdot \varepsilon^m$ ) con la que estimar el comportamiento del material denso. La Tabla 3.3 recoge los valores de las constantes determinadas para la aleación en las dos direcciones de laminación.

**Tabla 3.3.** Valores de las constantes para la extrapolación del material denso.

Material	$K$	$m$
5083 L	587.14	0.2709
5083 T	563.96	0.2676



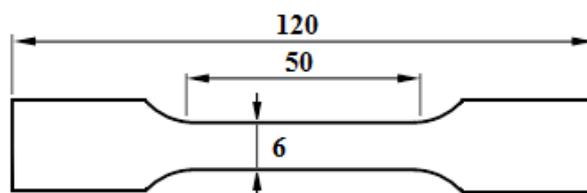
**Figura 3.6.** Extrapolación material denso, aleación AW-5083-O/H111 dirección longitudinal.



**Figura 3.7.** Extrapolación material denso, aleación AW-5083-O/H111 dirección transversal.

### 3.4. COMPORTAMIENTO EN TRACCIÓN TRAS PREDEFORMACIÓN BIAxIAL

La caracterización del comportamiento en tracción se ha efectuado mediante el ensayo de probetas convencionales siguiendo la norma ASTM E8-M [74]. En la Figura 3.8 se muestran las dimensiones de la probeta plana utilizada. El tratamiento de la curva tensión-deformación ha permitido conocer los parámetros referentes al módulo de elasticidad del material  $E$ , el límite elástico convencional  $\sigma_{0.2}$  y la deformación ingenieril de rotura  $e_r$ . Se ha analizado el comportamiento del material de la chapa deformada biaxialmente mediante el ensayo de estirado Marciniak, no obteniéndose diferencias significativas en el comportamiento mecánico.



**Figura 3.8.** Dimensiones (mm) de la probeta para el ensayo de tracción.

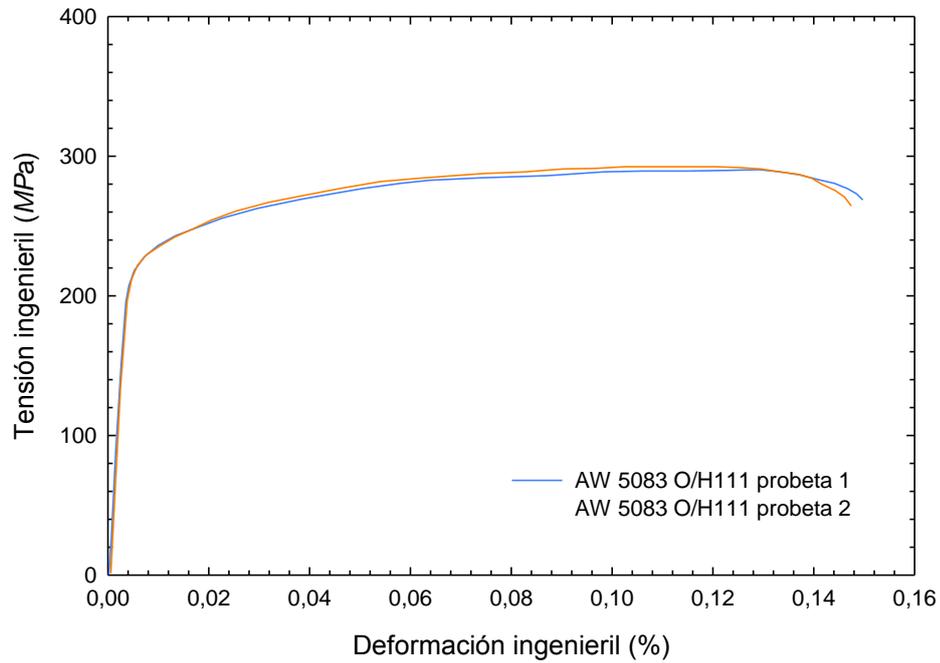


El ensayo se ha realizado con una máquina MTS-Criterion Model 43, con un rango de fuerza hasta  $10kN$ . En todos los ensayos se ha utilizado un extensómetro MTS 632.24F-50.

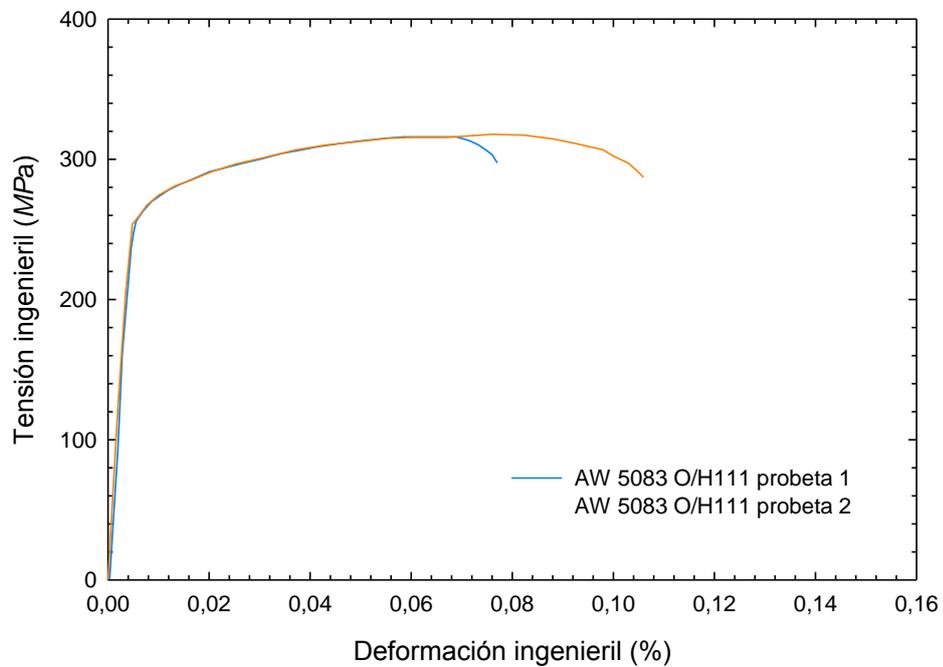
Las curvas tensión-deformación ingenieril y real obtenidas, se presentan de la Figura 3.9 a la Figura 3.13 y de la Figura 3.14 a la Figura 3.18 respectivamente. En ellas se puede observar como el comportamiento mecánico varía a medida que aumenta la predeformación biaxial en el material. Los parámetros característicos del ensayo de tracción ( $E$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $s_u$  y  $e_r$ ) aparecen recogidos en la Tabla 3.4.

**Tabla 3.4.** *Parámetros elastoplásticos de las probetas ensayadas.*

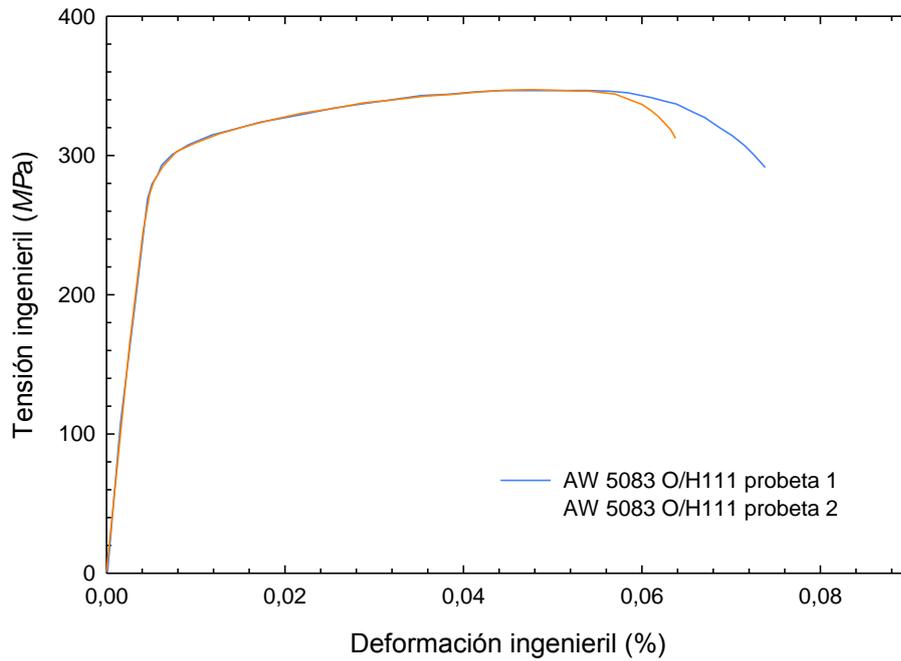
	<b>Probeta</b>	<b>Módulo de Young (Mpa)</b>	<b>Límite elástico 0.2% (Mpa)</b>	<b>Resistencia a tracción (Mpa)</b>	<b>Def. ingenieril rotura</b>
<b>AW 5083 O/H111</b>	1-4.5%	68914	220.995	294.056	0.150
	2-4.5%	67601	222.094	295.187	0.147
	1-9.3%	69351	260.188	320.324	0.077
	2-9.3%	72675	259.696	320.151	1.06
	1-15.7%	71943	295.560	351.148	0.074
	2-15.7%	67499	295.542	350.952	0.064
	1-26.5%	65584	323.189	373.875	0.069
	2-26.5%	66603	320.228	369.838	0.052



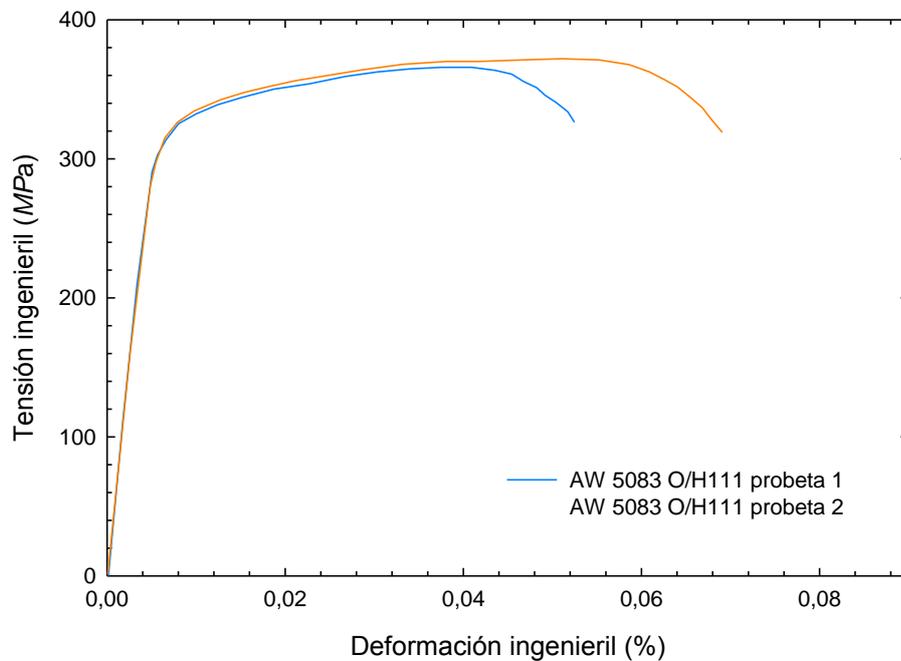
**Figura 3.9.** *Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, predeformación biaxial 4.5%, aleación AW-5083-O/H111.*



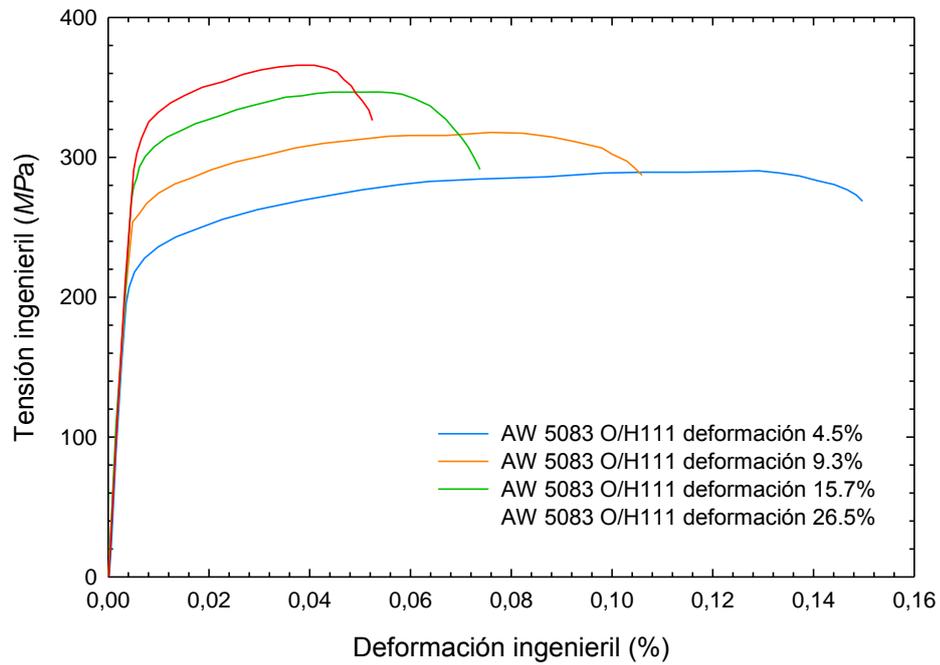
**Figura 3.10.** *Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, predeformación biaxial 9.3%, aleación AW-5083-O/H111.*



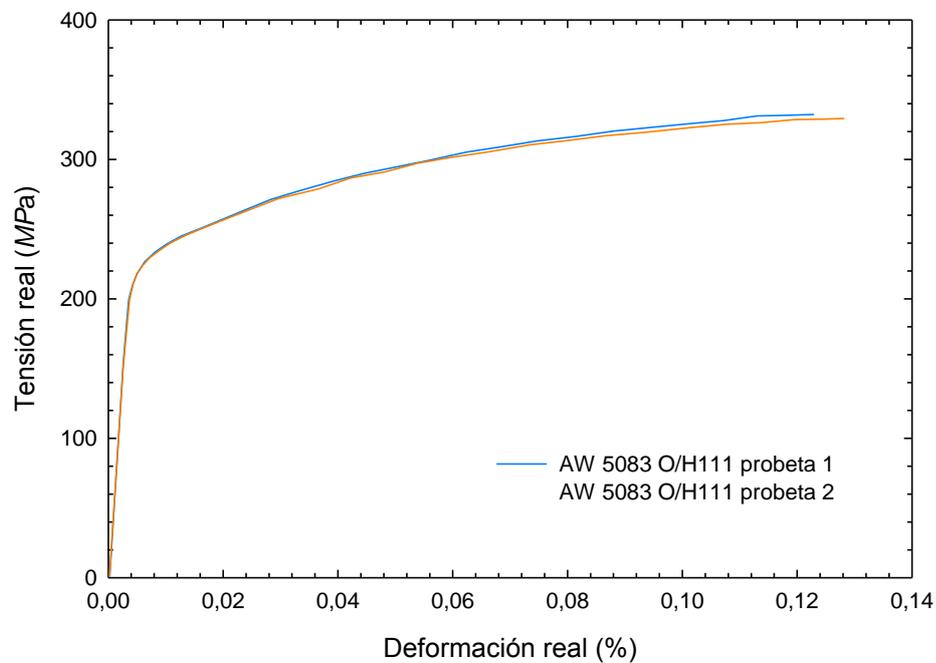
**Figura 3.11.** *Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, predeformación biaxial 15.7%, aleación AW-5083-O/H111.*



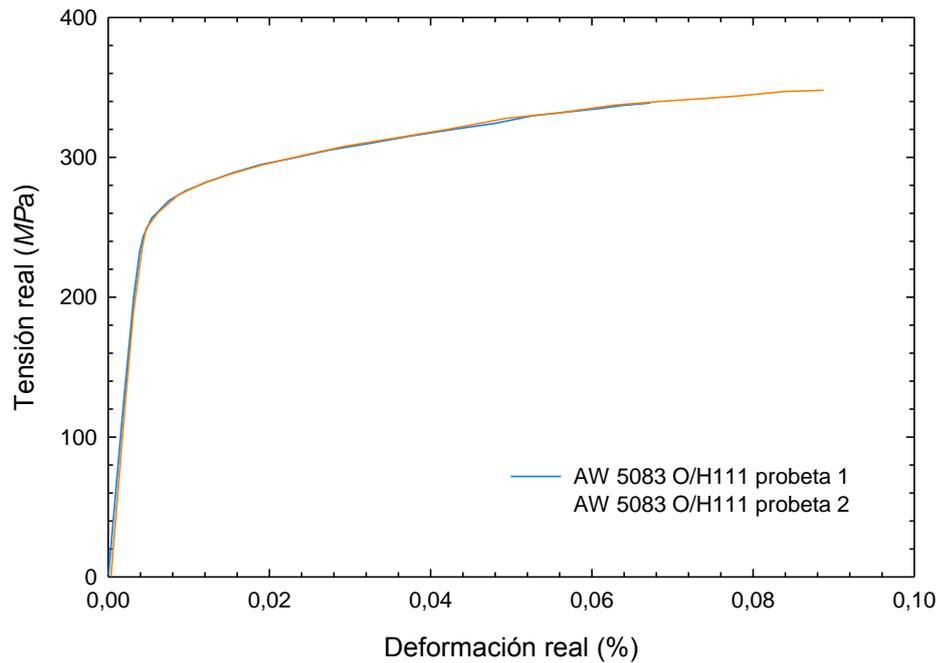
**Figura 3.12.** *Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, predeformación biaxial 26.3%, aleación AW-5083-O/H111.*



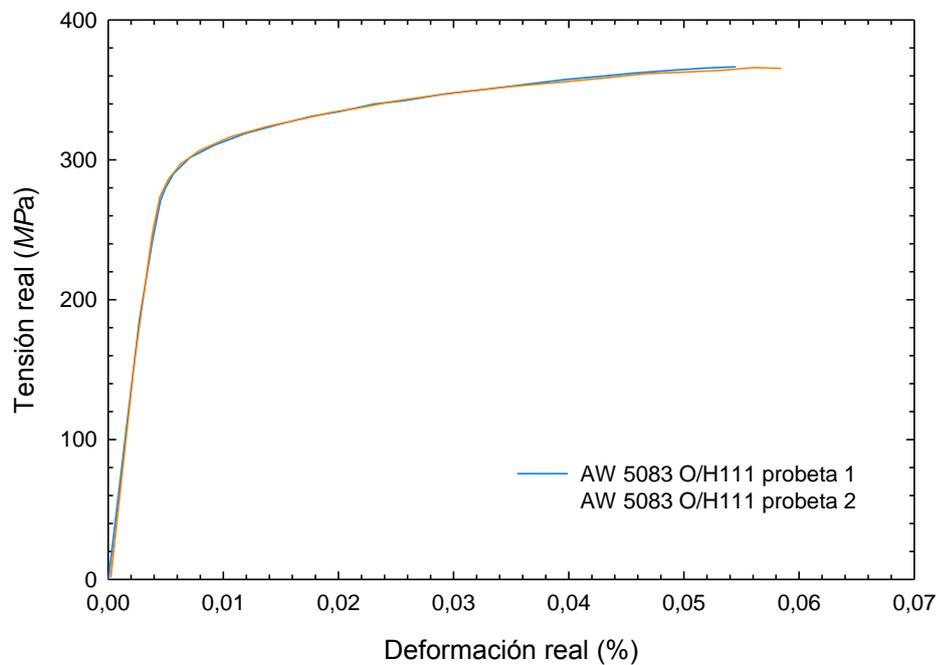
**Figura 3.13.** Curvas tensión-deformación ingenieril en tracción, predeformación biaxial 4.5%, 9.3%, 15.7%, 26.3%, aleación AW-5083-O/H111.



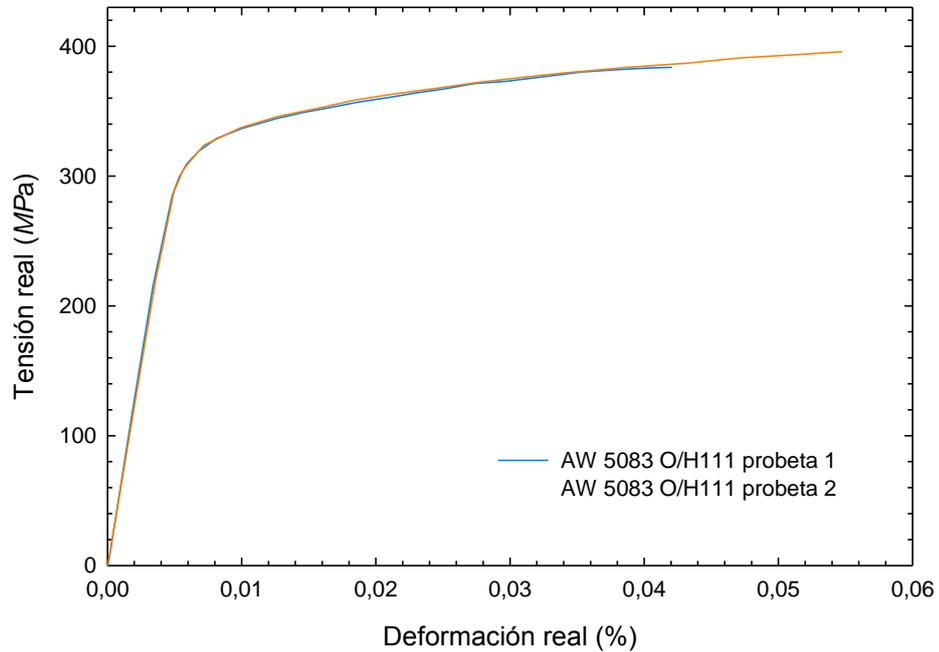
**Figura 3.14.** Curvas tensión-deformación real en tracción, predeformación biaxial 4.5%, aleación AW-5083-O/H111.



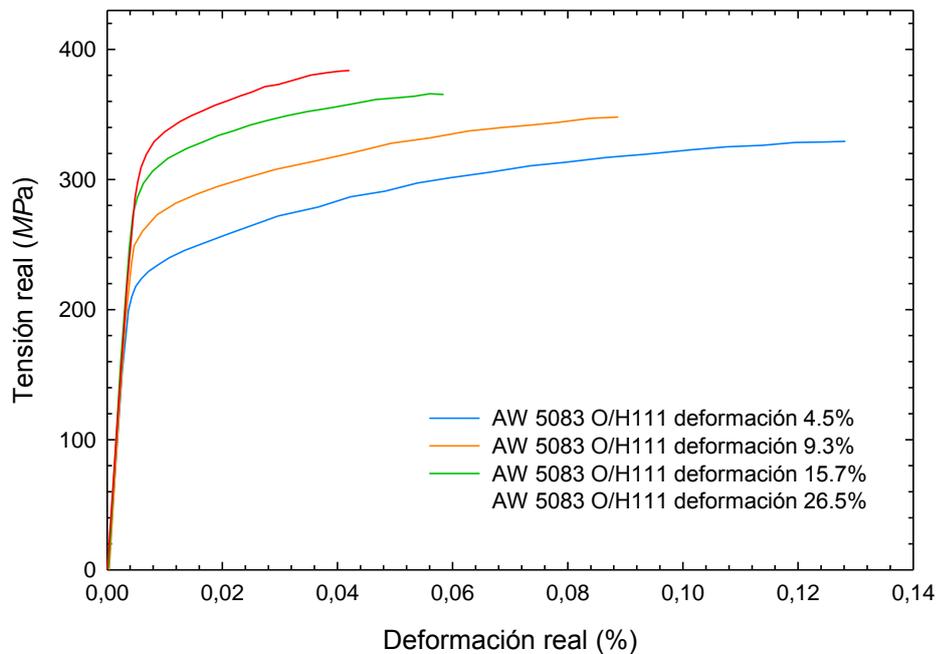
**Figura 3.15.** Curvas tensión-deformación real en tracción, predeformación biaxial 9.3%, aleación AW-5083-O/H111.



**Figura 3.16.** Curvas tensión-deformación real en tracción, predeformación biaxial 15.7%, aleación AW-5083-O/H111.



**Figura 3.17.** Curvas tensión-deformación real en tracción, predeformación biaxial 26.5%, aleación AW-5083-O/H111.



**Figura 3.18.** Curvas tensión-deformación real en tracción, predeformación biaxial 4.5%, 9.3%, 15.7%, 26.3%, aleación AW-5083-O/H111.



## CAPÍTULO 4 METODOLOGÍA

### 4.1. INTRODUCCIÓN

La metodología presentada a continuación permite evaluar la viabilidad del ensayo miniatura de punzonado para la caracterización mecánica de componentes estampados, donde la deformación plástica en algunas zonas del componente es significativa.

En primer lugar se establecerá la correlación convencional entre las propiedades mecánicas del material y los parámetros típicos en el ensayo miniatura de punzonado en ausencia de deformación plástica para la aleación de aluminio estudiada. En particular, se correlacionará la carga de fluencia en el EMP ( $P_y$ ) con el límite elástico ( $\sigma_y$ ) y la carga máxima en el EMP ( $P_{\max}$ ) con la tensión ingenieril última ( $s_u$ ).

En segundo lugar, para analizar el efecto que la deformación plástica tiene sobre el material se realizará el ensayo de estirado Marciniak para deformar el material biaxialmente hasta los niveles deseados y a partir de ese material deformado extraer probetas miniatura y probetas de tracción para llevar a cabo los correspondientes ensayos. De esta forma se podrán establecer nuevas correlaciones entre los



parámetros del ensayo de tracción y los del ensayo miniatura de punzonado, esta vez sí, teniendo en cuenta la predeformación plástica.

Los ensayos miniatura se llevarán a cabo en una de máquina universal de ensayos de la marca *MTS Criterion Model 43* de 10kN de capacidad de carga (Figura 4.1).



**Figura 4.1.** Máquina universal de ensayos MTS Criterion Model 43.



## 4.2. CORRELACIÓN CONVENCIONAL EN AUSENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA

Con el objetivo de establecer la relación existente entre el valor de  $P_y$  con el de  $\sigma_y$  y el de  $P_{\max}$  con el de  $s_u$  se han mecanizado, para cada material, probetas normalizadas de tracción según la norma E8 [74], tres en la dirección de laminación de la chapa base (L) y tres en la dirección perpendicular (T), así como tres probetas EMP de dimensiones  $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$ .

Una vez realizados los ensayos y extraídos los parámetros característicos de cada ensayo es posible estudiar la relación existente entre el límite elástico y la carga de fluencia en el ensayo miniatura de punzonado, y por otro lado, entre la tensión ingenieril última y la carga máxima en el EMP, de la aleación seleccionada. Para poder llevar a cabo dicha correlación existen en la bibliografía [4,14] diversas expresiones empíricas.

En particular, el límite elástico  $\sigma_y$  y la tensión ingenieril última  $s_u$  pueden ser estimados a partir de las expresiones (4.1) y (4.2).

$$\sigma_y = \alpha \cdot \frac{P_y}{t^2} \quad (4.1)$$

$$s_u = \beta \cdot \frac{P_{\max}}{t^2} \quad (4.2)$$

Donde  $t$  es el espesor de la probeta,  $\alpha$  y  $\beta$  son coeficientes empíricos adimensionales característicos del material, que a priori son desconocidos.

Para el ensayo miniatura de punzonado se presentará, en apartados posteriores, la forma de realizarlo y la manera óptima de tratar los resultados experimentales con los que obtener  $P_y$  y  $P_{\max}$ .

Los ensayos miniatura de punzonado se han realizado a temperatura ambiente con una velocidad del punzón  $v = 0.5 \text{ mm} / \text{min}$ . El diámetro del punzón es  $d_p = 2.5 \text{ mm}$ , mientras el diámetro de la matriz inferior es  $D_d = 4 \text{ mm}$ , y su radio de redondeo es

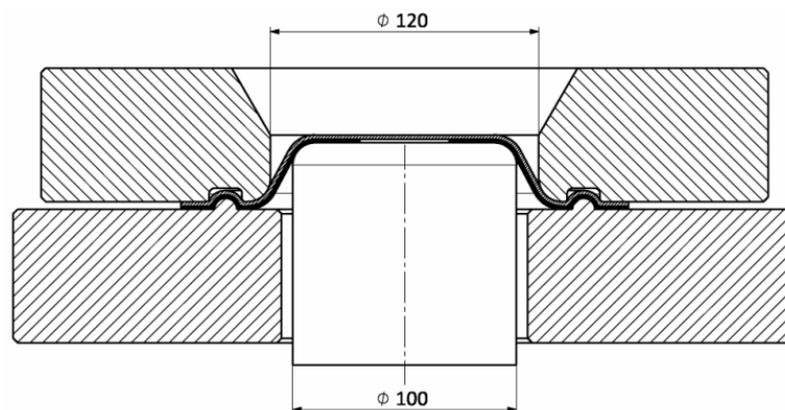


$r = 0.5 \text{ mm}$ . De esta manera para la aleación seleccionada se puede estimar el valor del coeficiente  $\alpha$  en ausencia de deformación plástica, y compararlo con el propuesto por otros autores como Mao et al [4].

### 4.3. CORRELACIÓN EN PRESENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA

Para llevar a cabo la correlación entre los parámetros anteriores en presencia de una predeformación plástica es necesario introducir en las probetas miniatura una deformación previa a su ensayo. Para ello se ha empleado el ensayo de estirado Marziniak, a cuatro probetas cuadradas de  $200 \times 200 \text{ mm}$ , obteniéndose diferentes niveles de predeformación biaxial (aprox. 5%, 10%, 15% y 26%).

Dicho ensayo Marziniak consiste en un estirado con un punzón plano de diámetro  $D=100 \text{ mm}$  (Figura 4.2). Para la realización de dicho ensayo hay que disponer de una contrachapa para obtener una distribución homogénea de las deformaciones entre el material ensayado y el punzón. La contrachapa deberá poseer un grado de deformación superior al material a ensayar para obtener unos resultados correctos. A su vez hay que lubricar la zona entre la contrachapa y el punzón de ensayo.



**Figura 4.2.** Esquema matriz-punzón en el ensayo Marziniak.

El ensayo se realiza mediante la norma ISO12004 [75]. Este ensayo se ha realizado en el Centro Tecnológico de Manresa (CTM), en una prensa hidráulica de doble efecto con una fuerza máxima de  $1500 \text{ kN}$  en el pistón superior y  $500 \text{ kN}$  en el pistón inferior. La función del pistón inferior es la sujeción del material a ensayar para



evitar su deslizamiento y contribuir a su estirado, con el pistón superior se realiza el conformado de las probetas. Para recoger los datos del ensayo se ha utilizado un equipo de deformaciones, el GOM/ARAMIS, que permite un análisis óptico de deformación en 3D desarrollado por GOM GmbH [76, 77], el cual permite obtener las deformaciones de cada probeta y determinar la curva FLC.

Este sistema nos proporciona resultados completos del contorno, desplazamientos y deformaciones sin necesidad de utilizar varios elementos convencionales como sensores de desplazamiento o extensómetros. Dicho sistema permite registrar la deformación provocada en la probeta durante el ensayo, evitando los problemas que se podrían dar con el sistema en estático, el cual únicamente dispone de dos etapas, la inicial y la final.

Este sistema de medida (Figura 4.3), con el cual se consigue medidas de deformaciones en dinámico, consta de dos cámaras digitales que gravan imágenes en la zona de influencia del ensayo en tiempo real automáticamente. La frecuencia de muestreo viene definida por el usuario.



**Figura 4.3.** *Esquema de medida GOM/ARAMIS.*

Las imágenes registradas se procesan en base al método de evaluación seleccionado. Normalmente, los resultados se refieren a las coordenadas 3D de la superficie de la zona de estudio de la muestra, en forma de puntos con una separación de  $0,5$  a  $1$  mm. En los citados puntos 3D de la superficie de la probeta, el programa determina la deformación mayor, menor y la reducción de espesor en cada una de las imágenes extraídas del ensayo pudiéndose evaluar con el software cualquier etapa de la



deformación, como por ejemplo la anterior y posterior a la aparición de la fractura en la muestra.

De las probetas deformadas mediante el ensayo Marciniak (Figura 4.4 y Figura 4.5) se obtienen mediante electroerosión las probetas para realizar ensayos de tracción (Figura 4.6) y ensayos miniatura de punzonado.



**Figura 4.4.** *Vista superior probeta después del ensayo Marciniak.*



**Figura 4.5.** *Vista inferior probeta después del ensayo Marciniak.*



**Figura 4.6.** *Ensayo de tracción con la máquina MTS-Criterion Model 43.*



Para las probetas miniatura extraídas de las probetas Marciniak, es evidente que las muestras no poseen el espesor recomendado de  $0.5\text{mm}$  para realizar el ensayo miniatura del punzonado por lo que será necesaria una operación posterior de pulido para conseguir dicho espesor. La operación de pulido se lleva a cabo mediante una pulidora rotativa manual, que utiliza el agua como medio refrigerante y abrasivos de granulometría fina para obtener un buen acabado superficial.

Dado que las probetas son de reducidas dimensiones se fijan en un dispositivo de sujeción (Figura 4.7), sobre el que se ejerce una fuerza de presión manual, que se puede variar según se desee un pulido mayor o menor de la probeta miniatura. Para poder alojar las muestras, en el dispositivo es necesario, en algunos casos, especialmente en los discos comprimidos, recortar las probetas para que tengan forma cuadrada.



**Figura 4.7.** *Dispositivo de sujeción para probetas miniatura.*

Una vez que las probetas se han pulido, se debe medir su espesor para comprobar que es cercano al deseado ( $0.5\text{mm}$ ). Esta operación de medición se lleva a cabo mediante un micrómetro digital *Mitutoyo* realizándose cinco medidas del espesor en diferentes posiciones, con el objeto de conocer la dispersión obtenida en la medición de éste en la probeta miniatura antes de ser ensayada.

Por último se realizarán los ensayos a todas las probetas miniatura permitiendo, tras el correcto tratamiento de los datos, poder establecer las correlaciones pertinentes  $P_y - \sigma_y$  y  $P_{\max} - s_u$ . De esta manera se podrá analizar el efecto que tiene sobre los resultados la presencia de deformación plástica sobre el material.

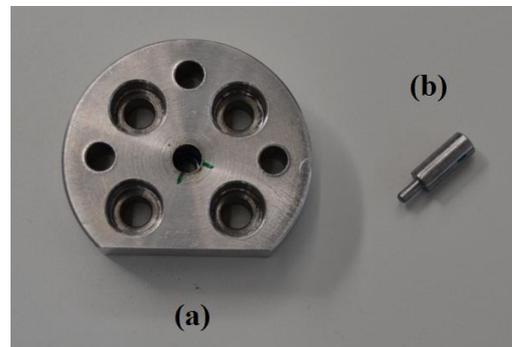


#### 4.4. REALIZACIÓN DEL ENSAYO MINIATURA DE PUNZONADO

Para llevar a cabo los ensayos miniatura de punzonado es necesario montar el utillaje correspondiente. Como se ha comentado anteriormente el utillaje del ensayo SPT está compuesto por la matriz inferior (Figura 4.8), que tiene un alojamiento para la probeta miniatura, por la matriz superior (Figura 4.9.a) y por el punzón (Figura 4.9.b). El montaje de las dos matrices se encuentra guiado, la probeta queda fijada por la acción de cuatro tornillos que unen ambas matrices. Una vez montada la probeta de manera correcta el punzón se dispone en el interior de la matriz superior y por la acción de un pisador se proporciona el movimiento descendente en el transcurso del ensayo. El montaje final del utillaje se puede observar en la Figura 4.10, donde se ve el extensómetro con el que se recoge el desplazamiento del punzón.



**Figura 4.8.** Matriz inferior.



**Figura 4.9.** a) Matriz superior y  
b) Punzón.



**Figura 4.10.** Montaje final del utillaje del SPT sobre la máquina de ensayo.

El ensayo concluye cuando se alcanza la rotura de la probeta SPT. Dicha rotura se puede detectar gracias a la monitorización del ensayo, ya que se produce un brusco descenso de la carga en la curva carga-desplazamiento del punzón. Se retira la probeta ensayada y se guardan los datos registrados (carga y desplazamiento del punzón), que posteriormente serán tratados mediante una hoja *Excel* para extraer los parámetros característicos.



#### 4.5. TRATAMIENTO DE DATOS EXPERIMENTALES

Una vez realizados los ensayos SPT es necesario realizar un tratamiento adecuado de los datos recogidos. Dichos datos corresponden a los valores de carga aplicada y desplazamiento del punzón. Tras el correcto tratamiento se obtendrá la curva SPT carga-desplazamiento normalizada y los parámetros característicos del ensayo: carga de fluencia ( $P_y$ ), carga máxima ( $P_{\max}$ ) y desplazamiento en carga máxima ( $\Delta P_{\max}$ ). El último paso será interpretar los datos recogidos por el procesador, durante la realización de los ensayos SPT. Dichos datos corresponden a los valores de carga aplicada y desplazamiento del punzón, que como citábamos anteriormente, vendrá dado por un extensómetro. Tras el correcto tratamiento de los datos almacenados, se obtiene como resultado del ensayo SPT la curva carga-desplazamiento del punzón.

Mediante la ayuda de una hoja *Excel* es posible realizar todos los pasos requeridos para un tratamiento de los datos satisfactorio. El primer paso consiste en trasladar la curva carga-desplazamiento inicial al origen (0,0) ya que esta se encuentra desplazada hacia la derecha en el eje horizontal debido a que durante el ensayo el pisador que actúa sobre el punzón realiza un primer movimiento de aproximación, trabajando en vacío.

Debido a la influencia que tiene el espesor de la probeta miniatura, la curva carga-desplazamiento debe ser normalizada a un espesor de referencia (0,5 mm) para así poder comparar los resultados. En este sentido se puede emplear la expresión (4.3) hasta el punto de inflexión de la curva, situado entre las regiones II y III, y la expresión (4.4) de ahí en adelante.

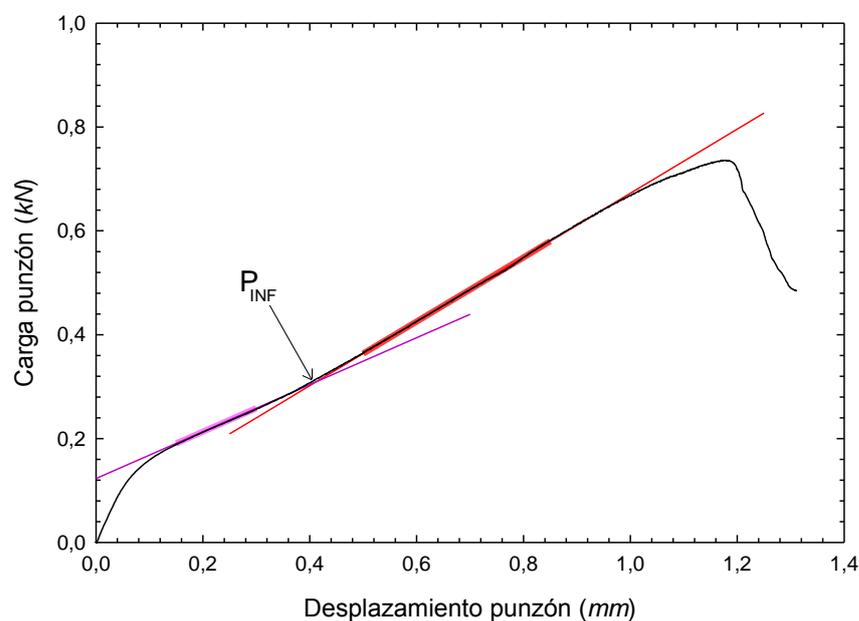
$$P_{0.5} = 0.5^2 \cdot \frac{P_{ens}}{t^2} \quad P_{ens} < P_{INF} \quad (4.3)$$

$$P_{0.5} = 0.5 \cdot \frac{P_{ens}}{t} + 0.5 \cdot \frac{P_{INF} \cdot (0.5 - t)}{t^2} \quad P_{ens} < P_{INF} \quad (4.4)$$

Donde  $P_{0.5}$  es la carga normalizada,  $P_{ens}$  es la carga obtenida en el ensayo,  $t$  es el espesor de cada probeta y  $P_{INF}$  es la carga correspondiente al punto de inflexión en cada curva.

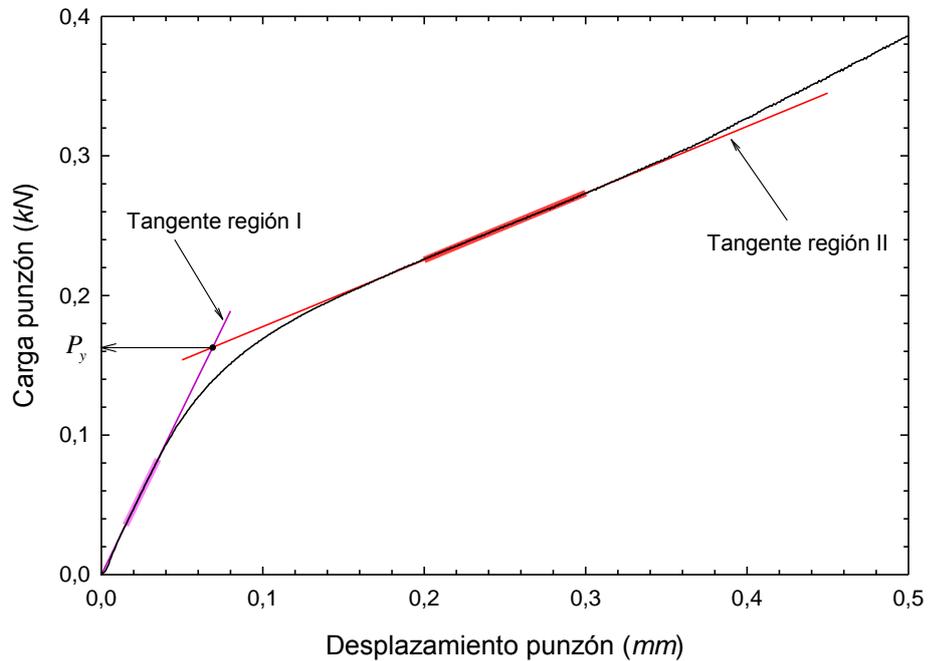


El espesor de cada probeta se calcula como el valor medio de las cinco medidas tomadas en la probeta después de la operación de pulido de la misma previamente a su ensayo. El valor de  $P_{INF}$  se determina, como se muestra en la Figura 4.11, a partir del punto de corte entre dos rectas, una primera trazada en la región II de la curva SPT y una segunda en la región III de dicha curva. Con los datos anteriores identificados se normaliza la curva SPT inicial, obteniendo una nueva curva SPT a la que corresponde un espesor de probeta de 0.5 mm.



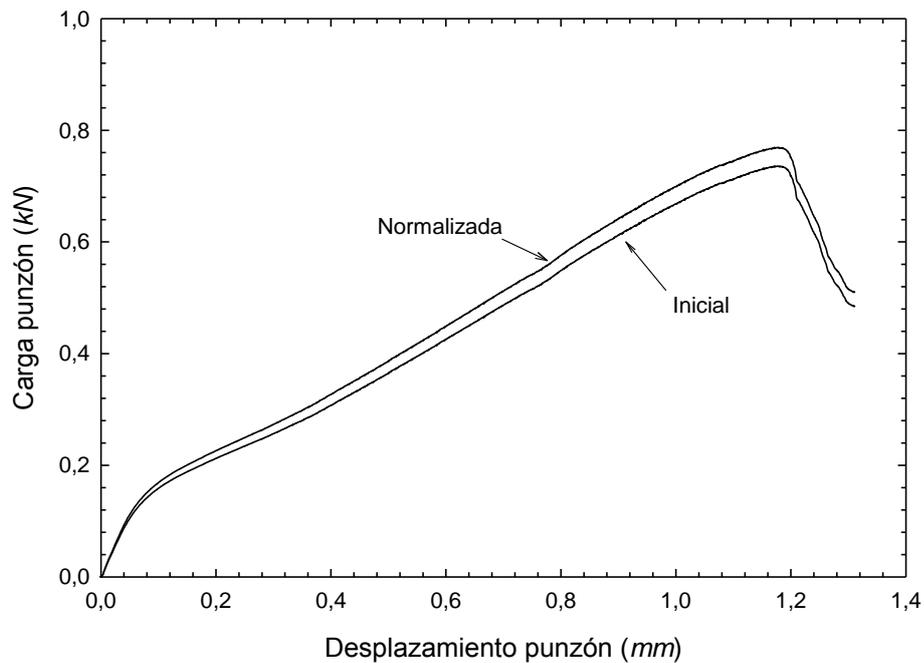
**Figura 4.11.** Identificación del punto de inflexión en la curva SPT.

Es sobre la curva SPT normalizada en la que se determinan los parámetros característicos del ensayo  $P_y$ ,  $P_{max}$  y  $\Delta P_{max}$ . Los valores de  $P_{max}$  y  $\Delta P_{max}$  son fáciles de obtener ya que bastará con identificar en la curva el punto de carga máxima. Para ese punto el valor de la componente horizontal corresponde con el valor de  $\Delta P_{max}$  y el de la componente vertical con el de  $P_{max}$ . El valor de  $P_y$  se determina a partir del método de las dos tangentes propuesto por Mao et al. [4], que consiste básicamente en trazar una tangente en la región I de la curva SPT y otra en la región II, y obtener su punto de corte, donde la ordenada de dicho punto se toma como el valor de  $P_y$  (Figura 4.12).



**Figura 4.12.** Método de las dos tangentes para determinar  $P_y$ .

Como resultado final de cada probeta ensayada se obtiene además de la curva SPT normalizada (Figura 4.13), una tabla, similar a la Tabla 4.1, que recoge los valores del espesor y de la desviación correspondiente de la probeta ensayada así como los parámetros  $P_y$ ,  $P_{max}$  y  $\Delta P_{max}$ .



**Figura 4.13.** Curvas carga-desplazamiento inicial y normalizada.



**Tabla 4.1.** *Datos obtenidos en una probeta SPT ensayada.*

<b>Espesor (mm)</b>	<b>Desviación espesor (mm)</b>	<b><math>P_y</math> (kN)</b>	<b><math>P_{max}</math> (kN)</b>	<b><math>\Delta P_{max}</math> (mm)</b>
0,4846	0,00757	0,1629	0,7694	1,172



## CAPÍTULO 5

# RESULTADOS Y ANÁLISIS

### 5.1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

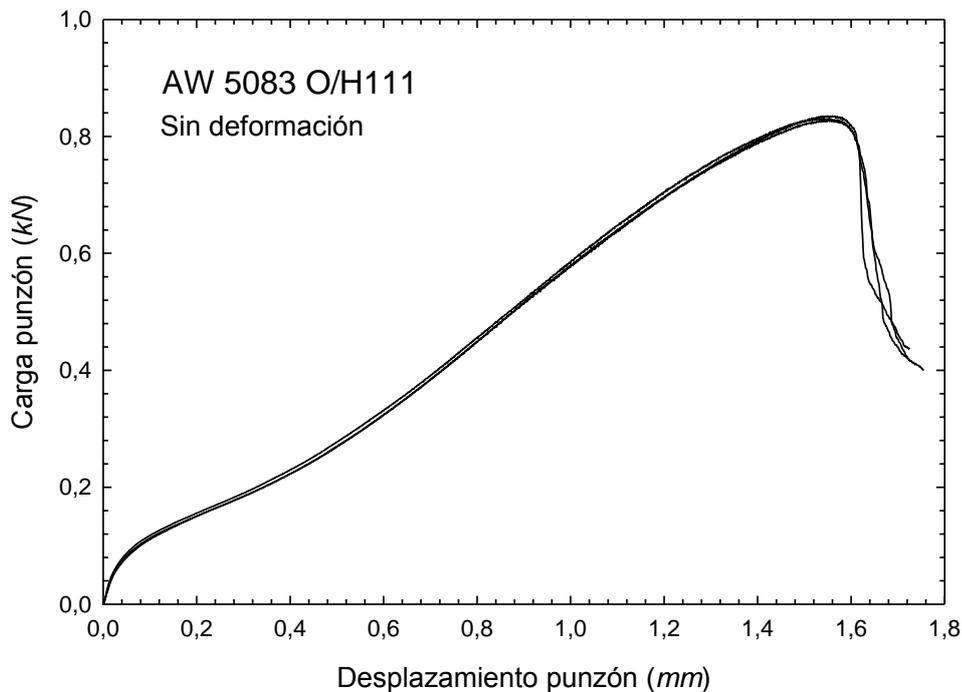
El presente estudio pretende analizar la viabilidad de la utilización del ensayo miniatura de punzonado para conocer las propiedades y el comportamiento mecánicos de componentes fabricados en aleaciones de aluminio. Este tipo de ensayos, como se ha citado en anteriores capítulos, permite caracterizar regiones de la pieza, inaccesibles mediante pruebas de ensayo convencionales. Esto se debe al reducido tamaño de las probetas empleadas (10x10x0.5 mm).

El principal objetivo de este capítulo es analizar los resultados experimentales obtenidos de manera que se pueda conocer la influencia que la predeformación biaxial del material tiene sobre el límite elástico, la tensión ingenieril última y la deformación de rotura  $\varepsilon_R$ . Permitirá predecir, a partir del SPT, que deformación plástica se ha introducido en la pieza por el proceso de estampación, así como los valores de  $\sigma_y$ ,  $s_u$  y  $\varepsilon_R$  que caracterizarían ese estado de deformación.



## 5.2. CORRELACIÓN CONVENCIONAL EN AUSENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA ENSAYOS SPT

En primer lugar se han ensayado probetas miniatura (10x10x0.5 mm) extraídas directamente del formato de la chapa disponible con el objetivo de llevar a cabo una correlación convencional con el ensayo de tracción uniaxial. En la Figura 5.1 se muestran las curvas SPT carga-desplazamiento normalizadas (al espesor de 0.5 mm) para la aleación analizada, en ausencia de deformación plástica, se puede observar la buena repetitividad de los ensayos. En la Tabla 5.1 están recogidos los parámetros característicos del ensayo SPT para dicha muestra. En la Figura 5.2 se muestra la relación existente entre  $\sigma_y$  y  $P_y$ , en ausencia de deformación plástica. En esa misma figura se puede observar la correlación propuesta por Mao et al.[4] la cual no ajusta satisfactoriamente los resultados experimentales, en parte porque fue desarrollada a partir de ensayos miniatura sobre aceros. El valor de  $\sigma_y$  se ha tomado como la media de los valores disponibles, recogidos en el Capítulo 3.



**Figura 5.1.** Curva carga-desplazamiento del punzón para la aleación AW-5083-O/H111 en ausencia de deformación plástica.



Tabla 5.1. Parámetros característicos del ensayo SPT para probetas en ausencia de deformación plástica.

Aleación	Nº Probeta	$P_y$ (kN)	$P_{max}$ (kN)	$\Delta P_{max}$ (mm)
AW 5083 O/H111	1	0.098	0.830	1.54
	2	0.093	0.828	1.56
	3	0.092	0.835	1.55

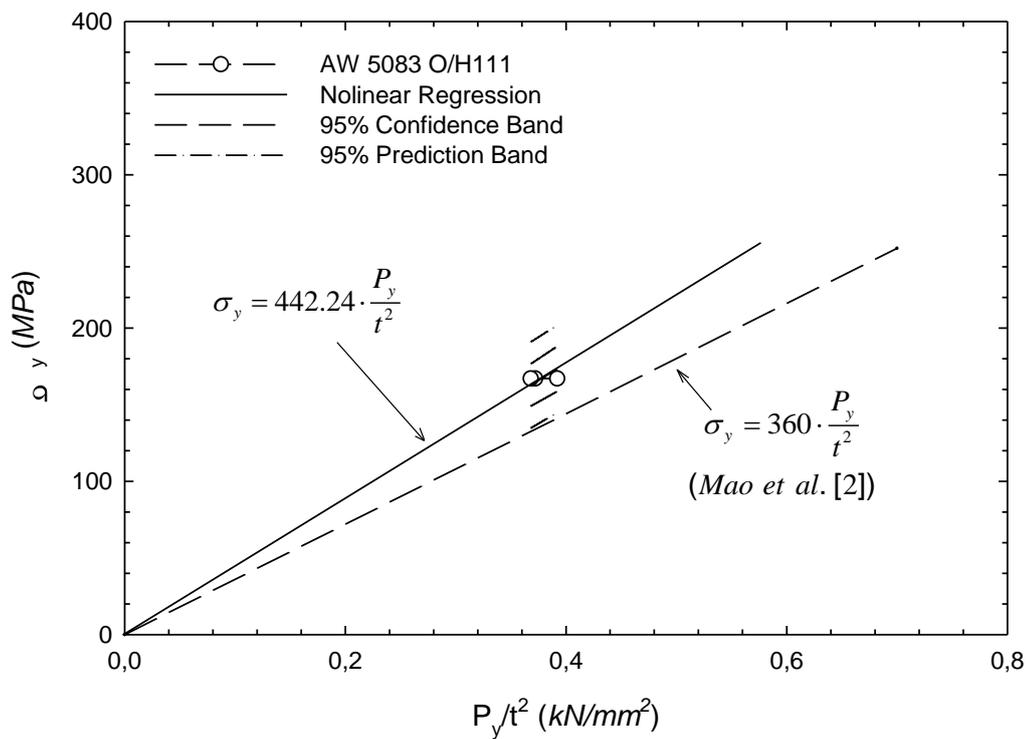


Figura 5.2. Relación existente entre  $\sigma_y$  y  $P_y$  en ausencia de deformación plástica.



### 5.3. CORRELACIÓN EN PRESENCIA DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA BIAXIAL ENSAYOS SPT

A continuación se presentan los resultados obtenidos a partir de probetas SPT que han sido sometidas al ensayo de estirado Marciniak, según la técnica descrita en apartados anteriores. La Figura 5.3 muestra una curva SPT característica de cada uno de los niveles de deformación plástica analizados. En ella se puede observar como a medida que aumenta el nivel de deformación el valor de  $P_y$  aumenta, mientras que los valores de  $P_{\max}$  y  $\Delta P_{\max}$  disminuyen. Todas las curvas carga-desplazamiento de cada conjunto de probetas ensayadas para los diferentes niveles de deformación plástica, están recogidas en el Anexo I. A simple vista se puede observar la tendencia que siguen los principales valores del ensayo miniatura de punzonado ( $P_y$ ,  $P_{\max}$  y  $\Delta P_{\max}$ ). En concreto los resultados de  $P_y$  se pueden ajustar con una curva potencial según la expresión (5.1).

$$P_y = P_{y_0} + a \cdot \varepsilon_p^b \quad (5.1)$$

Donde  $P_{y_0}$  es el valor de  $P_y$  para una deformación plástica nula,  $a$  y  $b$  son constantes de la ecuación potencial.

La tendencia que siguen estos tres parámetros queda reflejada en la Figura 5.4 para  $P_y$ , en la Figura 5.5 para  $P_{\max}$  y en la Figura 5.6 para  $\Delta P_{\max}$ .

La Tabla 5.2 recoge los valores característicos del ensayo SPT para las probetas ensayadas junto con el valor de  $\sigma_y$  obtenido a partir de la deformación plástica alcanzada en cada probeta y de la curva de tracción-deformación real extrapolada.

Por último, la Figura 5.7 muestra la nueva correlación lineal obtenida entre  $P_y$  y  $\sigma_y$ , donde se obtiene un buen ajuste de los datos experimentales.

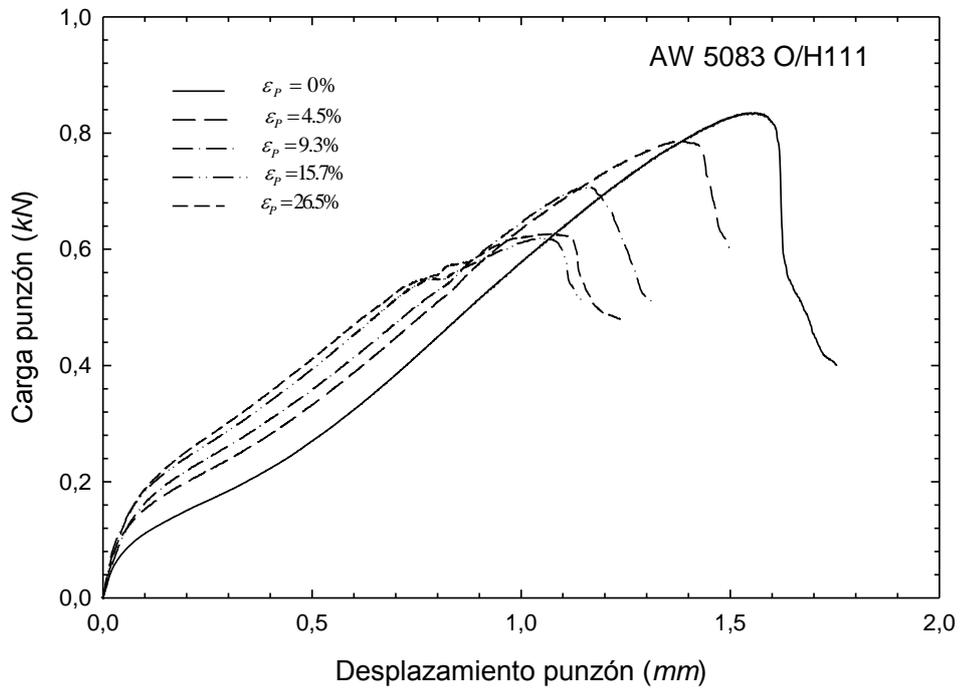


Figura 5.3. Curvas carga-desplazamiento del punzón para distintas deformaciones plásticas, aleación AW-5083-O/H111.

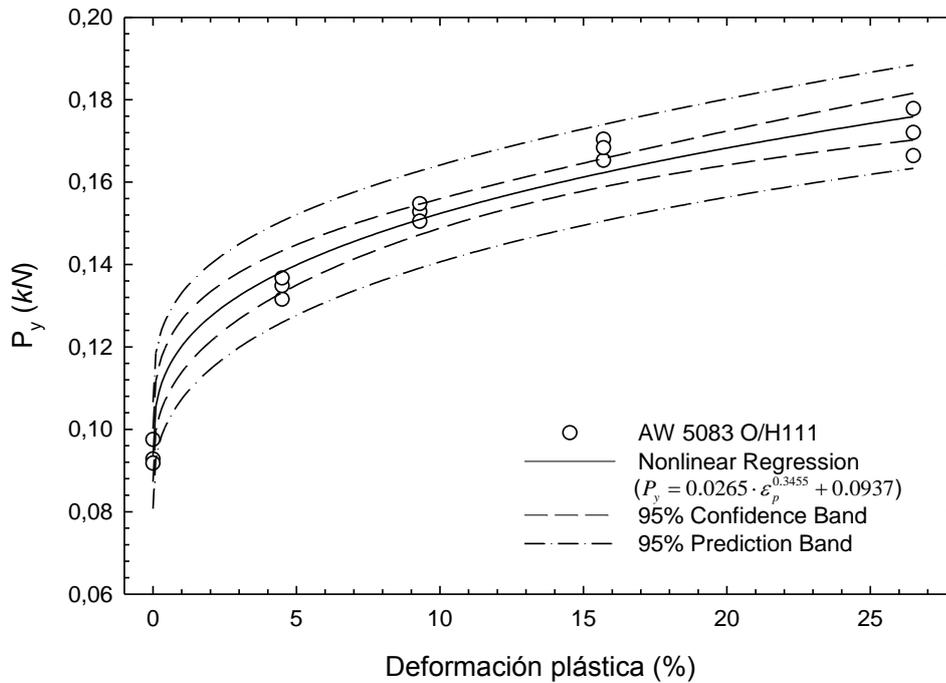
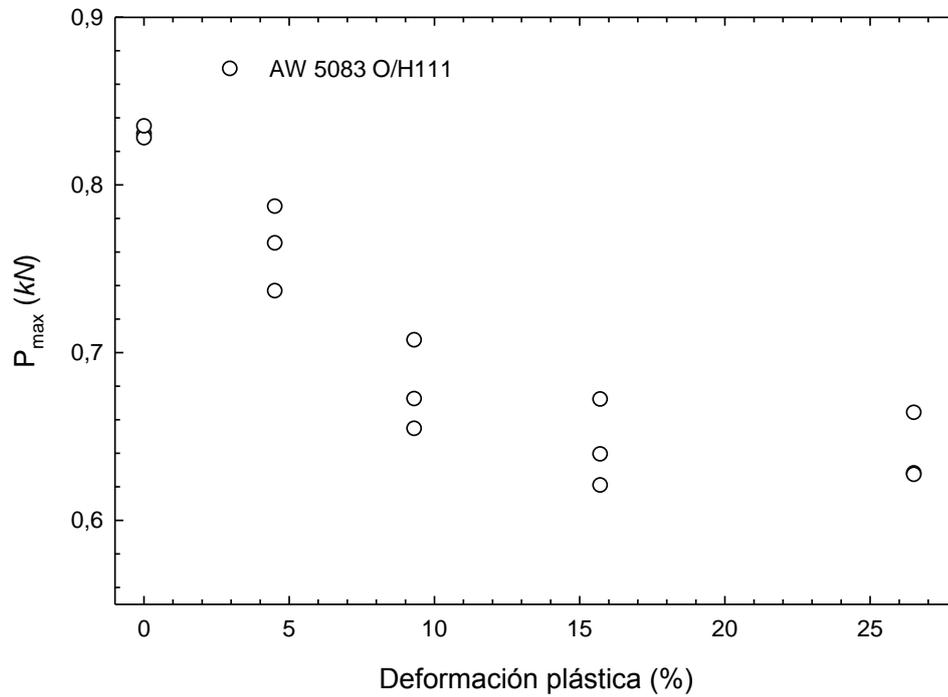
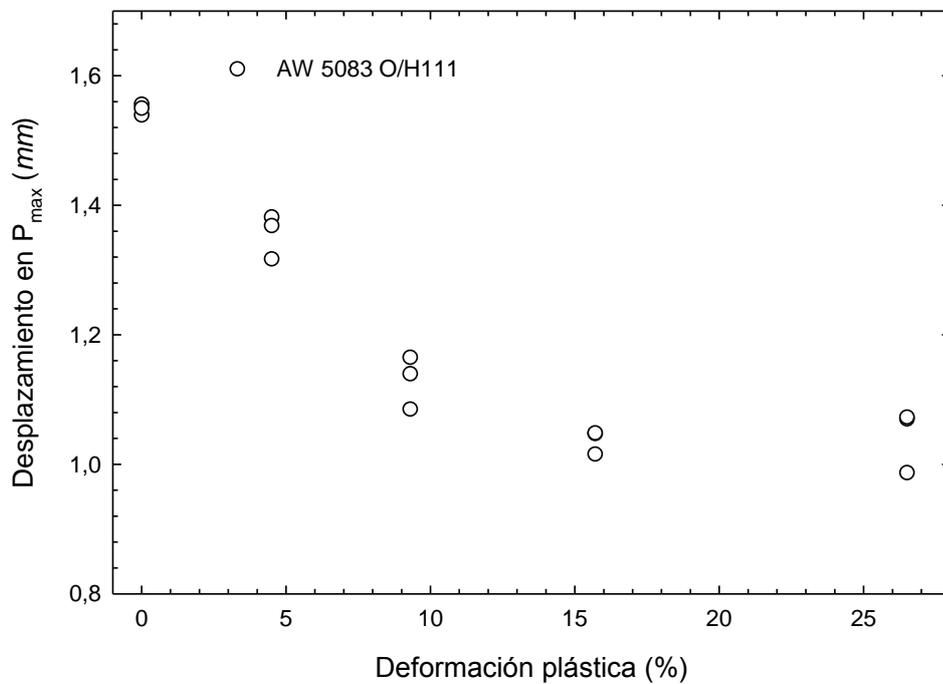


Figura 5.4. Variación de  $P_y$  en función de la deformación plástica, aleación AW-5083-O/H111.



**Figura 5.5.** Variación de  $P_{\max}$  en función de la deformación plástica de tracción, aleación AW-5083-O/H111.

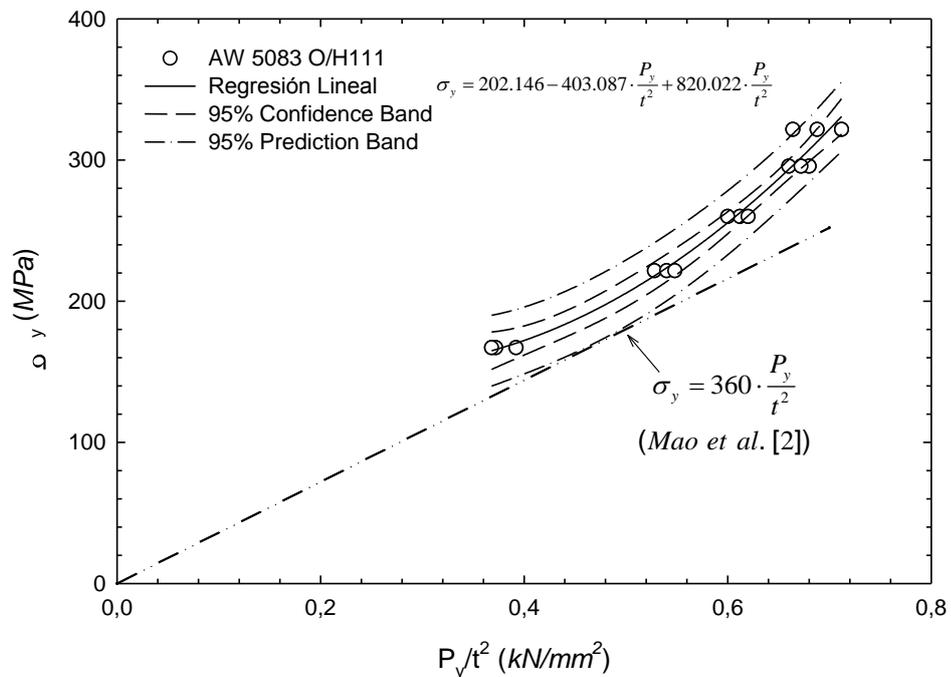


**Figura 5.6.** Variación de  $\Delta P_{\max}$  en función de la deformación plástica de tracción, aleación AW-5083-O/H111.



**Tabla 5.2.** Valores de  $\sigma_y$ ,  $P_y$ ,  $P_{max}$  y  $\Delta P_{max}$  para diferentes niveles de deformación plástica de tracción  $\epsilon_p$ , aleación AW-5083-O/H111.

Probeta SPT	$\epsilon_p$ $\pm 0.1$ (%)	$\sigma_y$ (MPa)	$P_y$	$P_{max}$	$\Delta P_{max}$
			$\pm 0.5\%$ (kN)	$\pm 0.5\%$ (kN)	$\pm 0.5\%$ (mm)
AW 5083 O/H111	1	167.326 $\pm$ 6.205	0.098	0.830	1.54
	2		0.093	0.828	1.56
	3		0.092	0.835	1.55
	4	221.545 $\pm$ 5.222	0.132	0.737	1.32
	5		0.135	0.787	1.38
	6		0.137	0.765	1.37
	7	259.942 $\pm$ 4.800	0.153	0.673	1.14
	8		0.155	0.708	1.17
	9		0.150	0.655	1.09
	10	295.551 $\pm$ 4.107	0.170	0.640	1.02
	11		0.165	0.672	1.05
	12		0.168	0.621	1.05
	13	321.709 $\pm$ 3.345	0.172	0.664	1.07
	14		0.166	0.628	0.99
	15		0.178	0.627	1.07



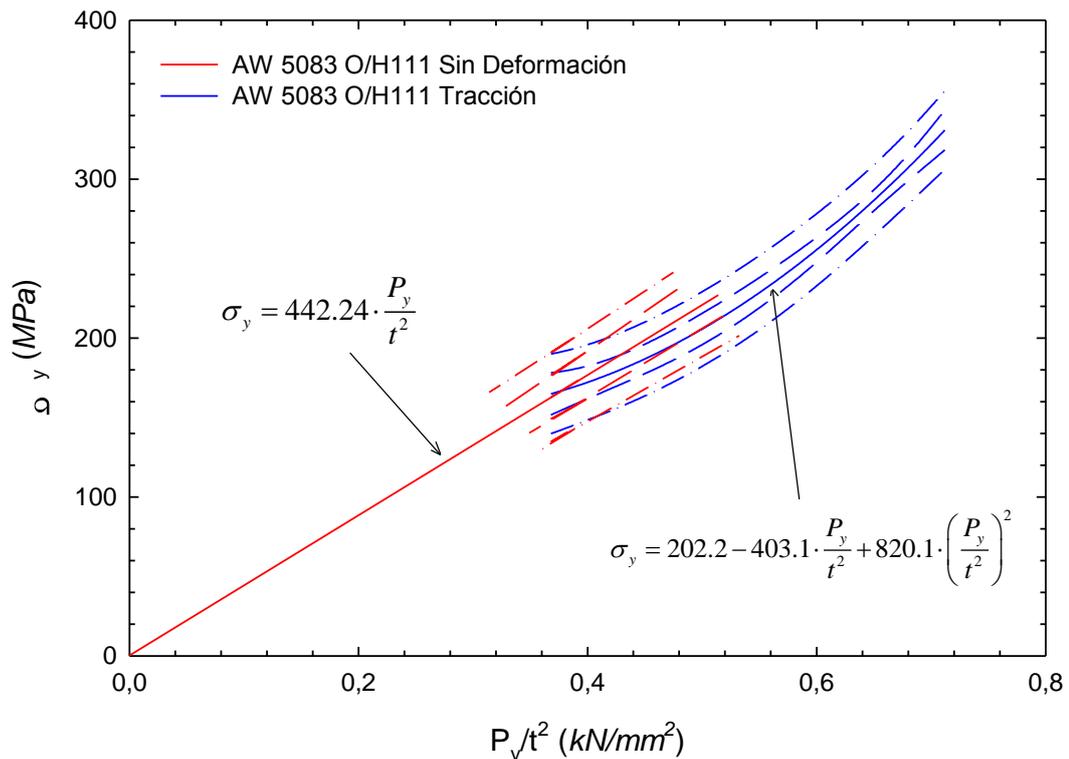
**Figura 5.7.** Variación de  $\sigma_y$  en función de  $P_y$ , aleación AW-5083-O/H111.



#### 5.4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

En este apartado se ha llevado a cabo la comparación de los resultados obtenidos a partir de los ensayos SPT y los ensayos de tracción.

En la Figura 5.8, se ha representado las dos correlaciones establecidas en el presente estudio entre  $P_y$  y  $\sigma_y$ . En todas ellas se puede observar que la correlación convencional queda obsoleta en el momento que existe deformación plástica sobre la probeta. Puede existir una zona de concordancia, pero el ajuste no se puede demostrar que es similar.



**Figura 5.8.** Comparación de la variación de  $\sigma_y$  en función de  $P_y$ , para esfuerzos en ausencia de deformación, ensayo SPT, aleación AW-5083-O/H111.

En la Figura 5.9 se puede observar la relación existente entre los valores de resistencia a tracción obtenidos de las probetas de tracción y los valores de carga máxima obtenidos mediante el ensayo SPT.

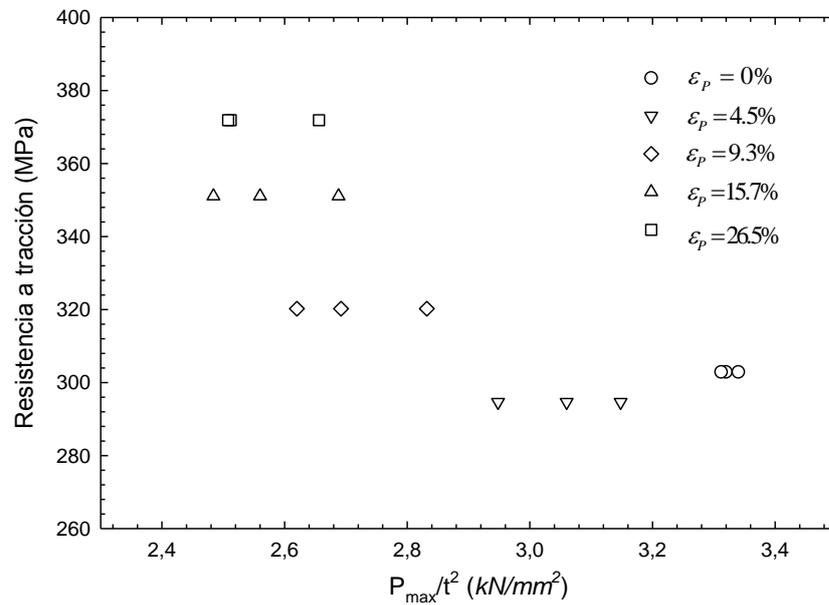


Figura 5.9. Comparación de los valores de Resistencia a tracción y  $P_{max}$  para ensayo SPT y ensayo de tracción, aleación AW-5083-O/H111.

En la Figura 5.10 se puede observar la relación existente entre los valores de deformación ingenieril de rotura obtenidos de las probetas de tracción y los valores de desplazamiento en carga máxima obtenidos mediante el ensayo SPT.

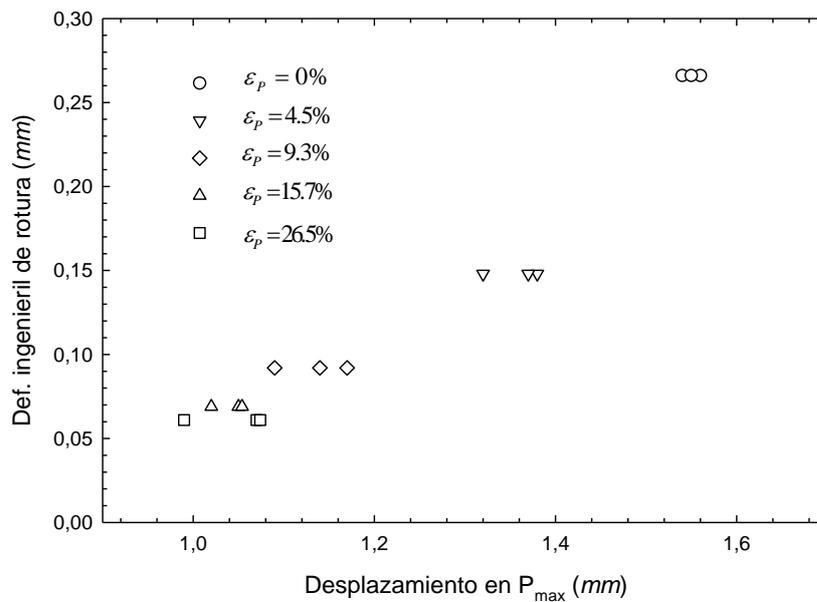
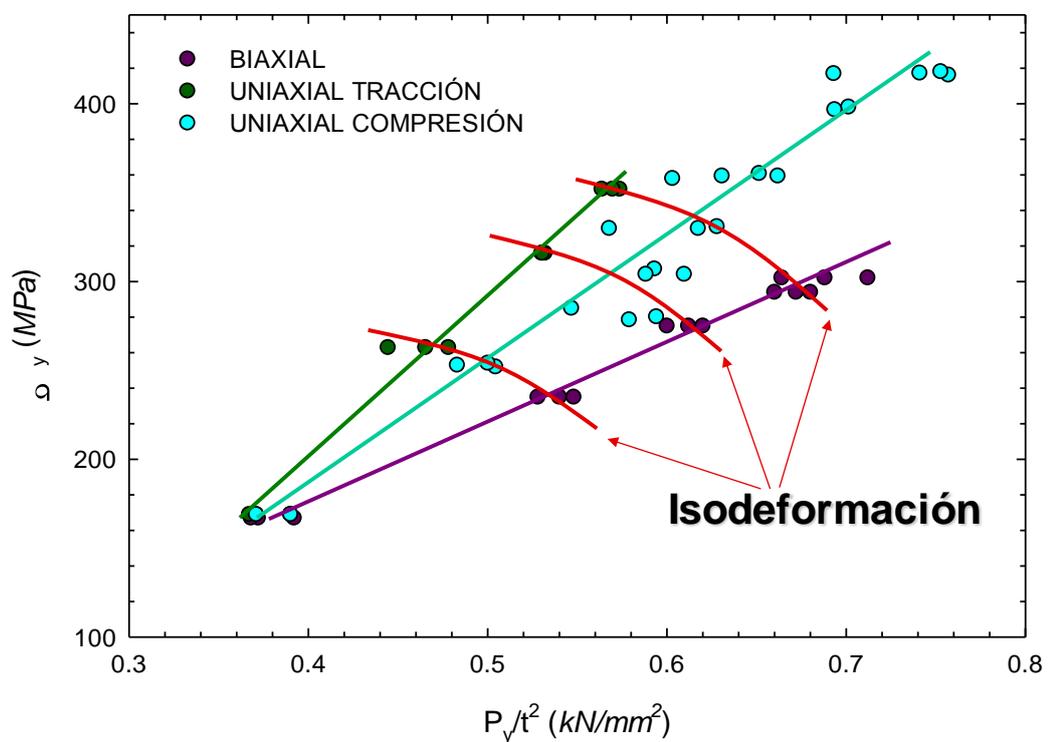


Figura 5.10. Comparación de valores Deformación ingenieril de rotura y desplazamiento en  $P_{max}$  para ensayo SPT y ensayo de tracción, aleación AW-5083-O/H111.



En la Figura 5.11 se puede observar la relación existente entre los valores de los ensayos SPT realizados con presencia de deformación plástica biaxial, uniaxial de tracción y uniaxial de compresión. Se puede apreciar que el paso de deformación uniaxial de tracción a deformación biaxial para un mismo nivel de deformación plástica sufre una disminución de la carga de fluencia  $P_y$  así como del límite elástico  $\sigma_y$ , pero guardando entre los diferentes niveles de deformación plástica una similitud. La deformación uniaxial de compresión queda en un estado intermedio.



**Figura 5.11.** Comparación de valores Carga de fluencia  $P_y$  y límite elástico  $\sigma_y$ , para diferentes ensayos SPT, aleación AW-5083-O/H111.



## CAPÍTULO 6

### CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

#### 6.1. CONCLUSIONES

Como se ha comentado anteriormente, el presente estudio viene motivado por la necesidad de dar solución al problema que presenta la estimación de las propiedades mecánicas de un componente estampado, especialmente en aquellas zonas del mismo de las que no se dispone de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados.

En consecuencia, se ha analizado la viabilidad del ensayo miniatura de punzonado para la caracterización mecánica de este tipo de componentes donde la presencia de deformación plástica en el material puede llegar a ser elevada. Para ello, se han llevado a cabo dos tipos de correlación. La primera ha sido una correlación convencional entre los parámetros característicos del SPT y los correspondientes del ensayo de tracción, donde no se ha tenido en cuenta la deformación plástica en las probetas miniatura. Para la otra correlación se ha propuesto una técnica con la que introducir una deformación plástica inicial en la probeta miniatura, mediante el ensayo de estirado Marciniak.



Se ha estudiado la variación que sufren los parámetros característicos ( $P_y$ ,  $P_{\max}$  y  $\Delta P_{\max}$ ) del ensayo miniatura de punzonado para distintos niveles de deformación plástica, habiéndose empleado para tal fin una aleación de aluminio utilizada comúnmente en la fabricación de componentes estampados.

Se ha comprobado que la variación de  $P_y$  en función de la deformación plástica puede ajustarse adecuadamente con una curva potencial. Sin embargo, para los otros dos parámetros  $P_{\max}$  y  $\Delta P_{\max}$  no se ha encontrado un único tipo de curva que pueda ajustar los datos experimentales por lo que no se ha propuesto ninguna en concreto.

Se ha hecho un especial hincapié en la correlación existente entre  $P_y$  y  $\sigma_y$ , obteniendo en primer lugar una correlación, para dicha aleación de aluminio, en ausencia de deformación plástica. La cual es diferente a la propuesta por Mao[4] debido en parte a que estos investigadores la obtuvieron a partir de ensayos miniatura sobre aceros. En segundo lugar, se ha establecido la relación entre el límite elástico  $\sigma_y$  y la carga de fluencia  $P_y$  en el EMP modificando la expresión (4.1) para la aleación AW 5083 O/H111 gracias a los ensayos miniatura de punzonado sobre probetas con diferentes niveles de predeformación plástica, alcanzados mediante el ensayo de estirado Marciniak, que han permitido desarrollar la expresión

$$\sigma_y = 202.2 - 403.1 \cdot \frac{P_y}{t^2} + 820.1 \cdot \left(\frac{P_y}{t^2}\right)^2$$
 Mediante dicha expresión existe la posibilidad de evaluar a través del ensayo miniatura de punzonado el límite elástico  $\sigma_y$  en cualquier chapa metálica sin necesidad de conocer el grado de deformación alcanzado en ellas, bastaría con conocer el valor de  $P_y$  en una probeta EMP extraída de ella.

La expresión desarrollada permitirá una mejor validación de chapas predeformadas de aleaciones de aluminio. La metodología utilizada puede emplearse con otras aleaciones de aluminio utilizadas en estampación con el objetivo de desarrollar expresiones similares a la proporcionada en este trabajo para cada aleación o incluso generar una expresión global para un conjunto de aleaciones.

Por todo ello, se puede afirmar que el ensayo miniatura de punzonado es una alternativa factible para la caracterización mecánica de componentes estampados en



aquellos casos en los que no se disponga de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados.

## 6.2. TRABAJO FUTURO

Durante el desarrollo del presente estudio se ha avanzado notablemente en la comprensión de la variación de las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio cuando es sometida a procesos de deformación en frío. Tras analizar las conclusiones alcanzadas anteriormente cabe la posibilidad de plantearse, entre otras, las siguientes preguntas:

- ¿Cómo afectarían otros modos de alcanzar la plastificación del material a las propiedades mecánicas del mismo? Ya que se ha comprobado que conocer el origen de la deformación plástica ¿uniaxial, biaxial, triaxial o plastificación por compresión/impacto? es importante a la hora de predecir el comportamiento mecánico de una determinada zona del componente estampado.
- ¿Cómo afectaría a las propiedades mecánicas del material si se somete al componente estampado a un proceso posterior de pintado?, es decir, sería interesante conocer cómo afecta el tiempo y la temperatura de curado de la pintura a las propiedades del material, ya que hasta el momento no se ha tenido en cuenta.
- ¿Es necesario conocer las propiedades a fractura del componente? En caso afirmativo, el ensayo de probetas miniatura prefisuradas extraídas de diferentes zonas sería una alternativa factible a los ensayos convencionales, imposibles de llevar a cabo en ciertas zonas del componente.

Estas cuestiones suponen la base de partida para futuros estudios con el ensayo miniatura de punzonado sobre las aleaciones de aluminio empleadas en componentes estampados en el sector de la automoción.



**GRADO EN INGENIERÍA MECÁNICA**

**“ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA PREDEFORMACIÓN EN EL  
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE CHAPAS METÁLICAS”**

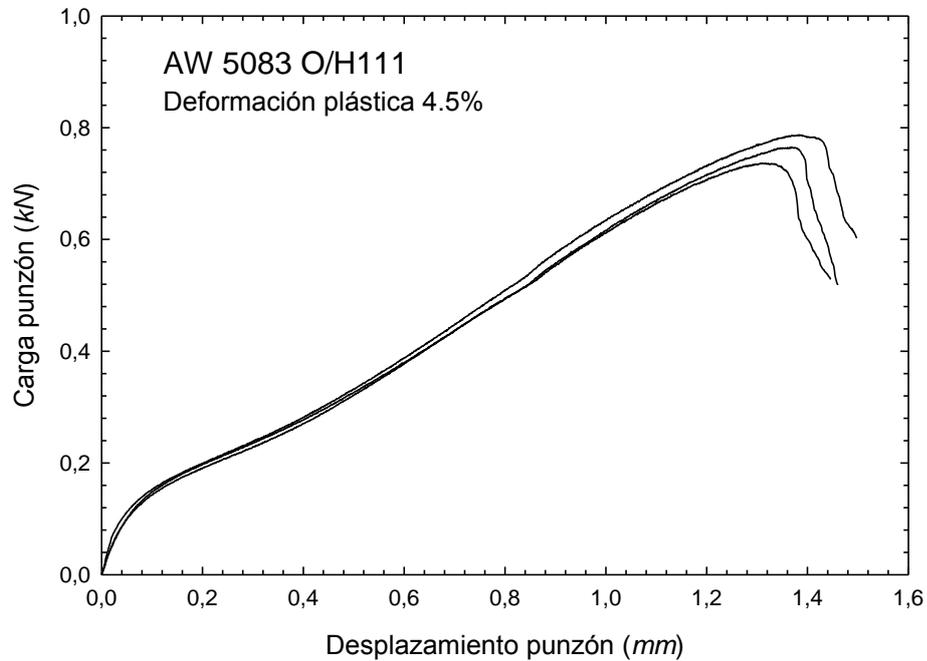
---

**ANEXO I**

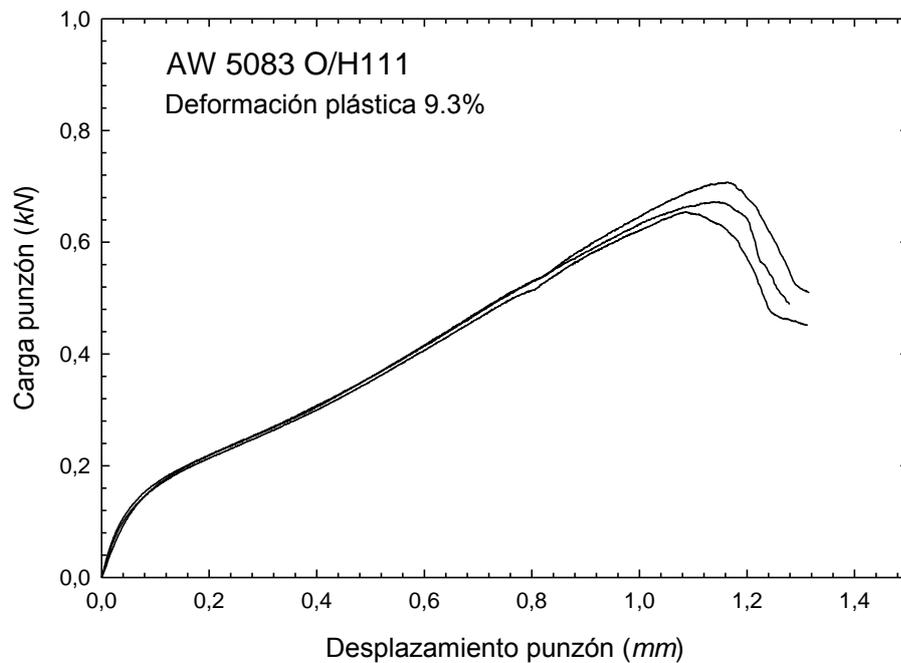
**AW-5083-O/H111**



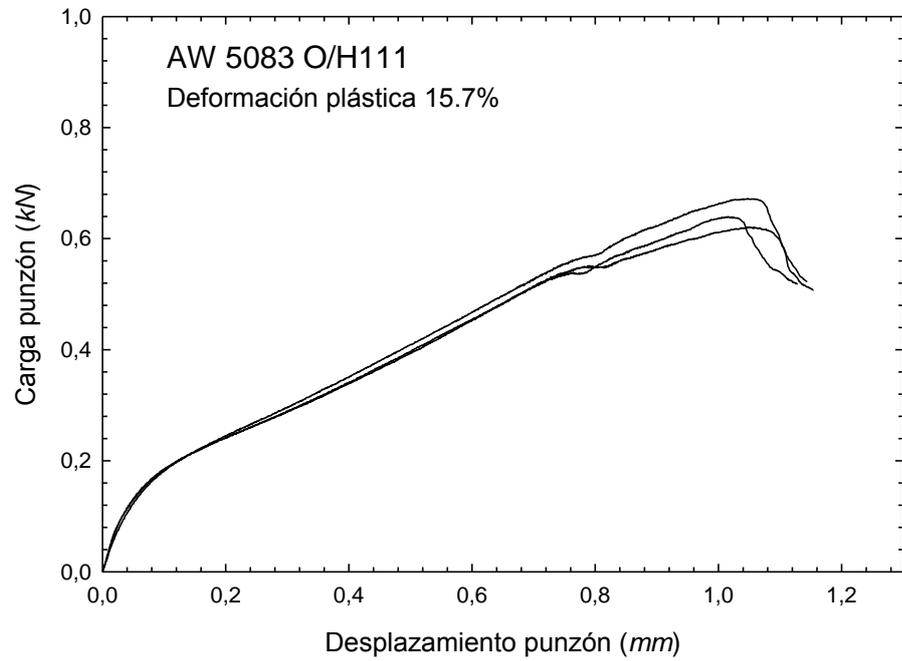
**Probetas SPT sometidas a predeformación plástica biaxial**



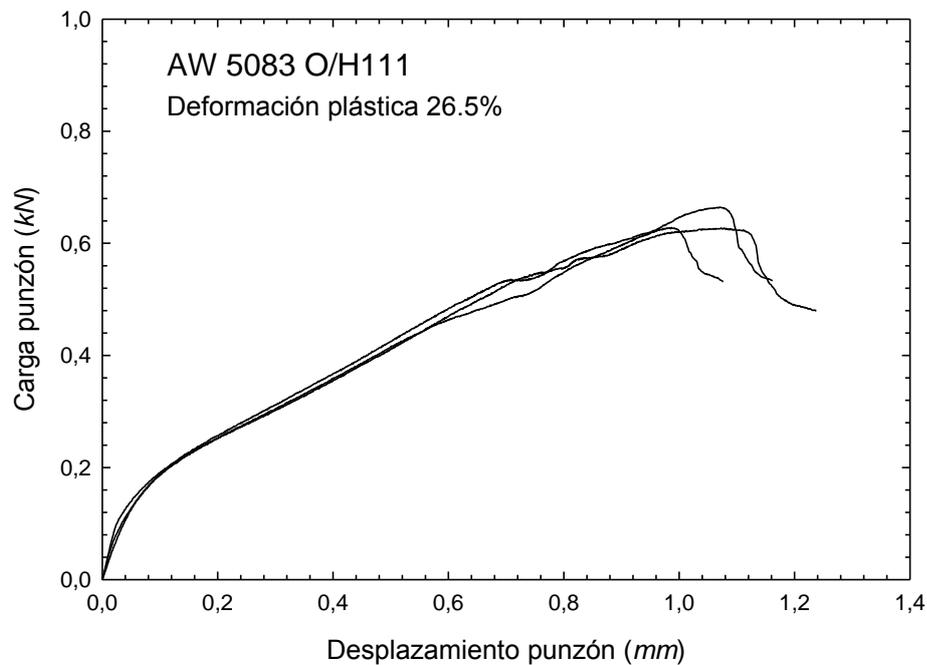
**Figura AI.1.** Curvas carga-desplazamiento del punzón  $\varepsilon_p = 4.5\%$ , aleación AW-5083-O/H111.



**Figura AI.2.** Curvas carga-desplazamiento del punzón  $\varepsilon_p = 9.3\%$ , aleación AW-5083-O/H111.



**Figura AI.3.** Curvas carga-desplazamiento del punzón  $\epsilon_p = 15.7\%$ , aleación AW-5083-O/H111.



**Figura AI.4.** Curvas carga-desplazamiento del punzón  $\epsilon_p = 26.5\%$ , aleación AW-5083-O/H111.



**Tabla AI.1.** *Valores característicos aleación  
AW-5083-O/H111.*

	<i>Probeta SPT</i>	<i>Deformación Real (%)</i>	$\sigma_y$ (MPa)	$P_y$ (kN)	$P_{max}$ (kN)	$\Delta P_{max}$ (mm)
<b>AW 5083 O/H111</b>	1	0	167.326	0.098	0.830	1.54
	2			0.093	0.828	1.56
	3			0.092	0.835	1.55
	4	4.5	221.545	0.132	0.737	1.32
	5			0.135	0.787	1.38
	6			0.137	0.765	1.37
	7	9.3	259.942	0.153	0.673	1.14
	8			0.155	0.708	1.17
	9			0.150	0.655	1.09
	10	15.7	295.551	0.170	0.640	1.02
	11			0.165	0.672	1.05
	12			0.168	0.621	1.05
	13	26.5	321.709	0.172	0.664	1.07
	14			0.166	0.628	0.99
	15			0.178	0.627	1.07



**GRADO EN INGENIERÍA MECÁNICA**

**“ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA PREDEFORMACIÓN EN EL  
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE CHAPAS METÁLICAS”**

---

**ANEXO II**

**INCERTIDUMBRES EXPERIMENTALES**



## A.1. INTRODUCCIÓN

El método con que operan las ciencias de la naturaleza se basa en el contraste entre las predicciones realizadas por la teoría y las medidas experimentales. Sin embargo es imposible realizar una medida con precisión absoluta y el proceso de medida siempre genera incertidumbres. Dado que la estructura y las aplicaciones de la ciencia se basan en las medidas, es crucial estimar estas incertidumbres y hacerlas tan pequeñas como sea necesario.

## A.2. USO DE LAS INCERTIDUMBRES

La forma correcta de ofrecer el resultado de una medida es dar la mejor estimación de la cantidad y el intervalo en el que el experimentador tiene la confianza de que se encuentra el resultado. En muchas medidas la estimación óptima es el centro del intervalo de confianza. En general el resultado de una medida se escribirá como:

$$x_{mejor} \pm \delta(x) \quad (A.1)$$

Donde  $\delta(x)$  es la incertidumbre de medida de  $x$ .

El significado del término intervalo de confianza se ha dejado más bien impreciso. En algunos casos muy simples se podrá encontrar un intervalo de confianza con seguridad absoluta, pero en la mayor parte de las ocasiones la especificación de este intervalo requiere comprender los procesos estadísticos que gobiernan el proceso de medida.

## A.3. CLASIFICACIÓN DE LAS INCERTIDUMBRES EXPERIMENTALES

Las incertidumbres no siguen una ley determinada y su origen está en múltiples causas. Según sea la naturaleza de la misma se distinguen varias categorías:

- **Incertidumbres sistemáticas**

Aparecen debido a una causa que actúa siempre en el mismo sentido, como es el caso de incertidumbres instrumentales originadas por defectos de los instrumentos, incertidumbres debidas a las particularidades del



observador o incertidumbres vinculadas con el estado del ambiente en que se hace la experiencia.

- **Incertidumbres accidentales**

Tienen un sentido y magnitud completamente arbitrarios, y por ellos alteran la medida realizada tanto por defecto como por exceso. Esto hace que al repetir una medida con el mismo instrumento y en idénticas condiciones no se obtengan, en general, resultados exactamente iguales. Este carácter aleatorio permite tratar las incertidumbres accidentales como una magnitud regulada por las leyes de la probabilidad. Gracias a ello la influencia de este tipo de incertidumbres sobre el resultado de las medidas experimentales se puede estimar cuantitativamente mediante la Estadística Matemática. Esta incertidumbre también es conocida como error estadístico.

- **Incertidumbres de escala**

Cada aparato de medida tiene cierta sensibilidad más allá de la cual no puede discriminar entre dos valores distintos.

La incertidumbre sistemática se puede eliminar sólo cuando se conoce la causa que la origina. Para ello es necesario realizar una comparación con medidas realizadas en circunstancias diferentes o con otros aparatos. En general, supondremos que no existen las incertidumbres sistemáticas.

El error accidental puede disminuirse aumentando el número de medidas para la misma magnitud. Podría pensarse que la precisión de las medidas se puede aumentar ilimitadamente hasta conseguir el valor exacto de la magnitud que se mide, sin embargo esto no es posible ya que cada aparato de medida tiene un determinado intervalo de sensibilidad que será el mínimo valor de la magnitud que es capaz de discriminar. Por tanto, aunque se disminuyan mucho los errores sistemático y accidental, el error total no tiende a cero, sino a un valor constante caracterizado por el intervalo de sensibilidad del aparato utilizado. A este valor se le denomina la incertidumbre o error de escala del aparato y se denota  $\delta_{esc}$ . Cuando la medida se repite varias veces la incertidumbre será:

$$\delta(x) = \delta_{esc}(x) + \delta_{acc}(x) \quad (A.2)$$



Donde  $\delta(x)$  es la incertidumbre absoluta,  $\delta_{esc}(x)$  es la incertidumbre de escala y  $\delta_{acc}(x)$  es la incertidumbre accidental.

Si se sospecha que la incertidumbre accidental puede ser mucho menor que la de escala, se realizará una sola medida y la incertidumbre que a la medida será la de escala.

$$\delta(x) = \delta_{esc}(x) \quad (A.3)$$

En ambos casos a la incertidumbre total se le llama también incertidumbre absoluta.

#### A.4. ESTIMACIÓN DE LAS INCERTIDUMBRES

Una asignación razonable de errores (incertidumbres) a las magnitudes medidas depende de numerosos factores. Es importante distinguir entre dos casos, *medidas directas* y *medidas indirectas*. Cuando las mediciones se realizan directamente mediante un aparato de medida (regla, calibre, micrómetro) se habla de medidas directas. Cuando la magnitud que se busca es función de otras magnitudes,  $M = f(m_1, m_2, m_3)$  se habla de medidas indirectas.

##### A.4.1. Incertidumbres de medidas directas

La mayoría de las medidas directas implica la lectura de una escala o de una pantalla en la que aparece el resultado de una medida. Como regla general se suele tomar como valor de la incertidumbre de escala  $\delta_{esc}$  el valor de la más pequeña de las divisiones apreciables o una fracción de la misma. No obstante, cuando la división más pequeña sea suficientemente grande como para apreciar su punto medio, se toma como  $\delta_{esc}$  la mitad de dicha división.

Los aparatos de medida digitales usados de forma manual pueden producir la impresión errónea de una gran precisión, en este caso la incertidumbre de escala depende del observador y no del propio aparato.

La incertidumbre puede minimizarse repitiendo el experimento varias veces. Si bien es cierto que cuanto mayor sea el número de medidas más pequeño va a ser la



incertidumbre accidental, también es cierto que los procesos de medida requerirían un tiempo más prolongado. Como mejor estimación de una magnitud tomaremos un valor característico correspondiente a la media aritmética, definida como:

$$\bar{x} = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N x_i \quad (\text{A.4})$$

Donde  $\bar{x}$  es la media de las medidas,  $N$  es el número de medidas y  $x_i$  el valor de cada medición.

Como incertidumbre accidental tomaremos la desviación típica:

$$\delta_{acc}(x) \approx \sigma_{n-1}(\bar{x}) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (\bar{x} - x_i)^2}{N-1}} \quad (\text{A.5})$$

Donde  $\delta_{acc}(x)$  es la incertidumbre accidental,  $\bar{x}$  es la media de las medidas,  $N$  es el número de medidas y  $x_i$  el valor de cada medición.

En resumen, el resultado de una medida directa será:

$$\bar{x} \pm \delta(x) \quad (\text{A.6})$$

Donde  $\delta(x)$  es la incertidumbre absoluta, suma de la incertidumbre de escala y la incertidumbre accidental.

En nuestro caso tenemos cuatro incertidumbres de medidas directas que son:

- Deformación plástica  $\varepsilon_p$ :  $\pm 0.1\%$
- Carga de fluencia  $P_y$ :  $\pm 0.5\%$
- Carga máxima  $P_{max}$ :  $\pm 0.5\%$
- Incremento de desplazamiento en carga máxima  $\Delta P_{max}$ :  $\pm 0.5\%$

La incertidumbre de la deformación plástica viene dada por el programa *GOM/ARAMIS*, encargado de calcular dicha deformación. Las otras tres incertidumbres directas están recogidas en el manual de especificaciones de la máquina de ensayos utilizada, en nuestro caso *MTS Criterion Model 43*.



#### A.4.2. Incertidumbres de medidas indirectas. Propagación de incertidumbres

Las medidas indirectas son afectadas por una incertidumbre que, lógicamente, es función de las incertidumbres de las magnitudes que dependen. Podemos generalizar el cálculo de la incertidumbre de medidas indirectas que dependen de más de una magnitud. Supóngase que  $x_1, x_2, \dots, x_n$ , son magnitudes determinadas con incertidumbres  $\delta(x_1), \delta(x_2), \dots, \delta(x_n)$  y que los valores medidos se usan para determinar el valor de otra magnitud física que depende de ellas a través de la función  $f(x_1, x_2, \dots, x_n)$ . Si las incertidumbres en  $x_1, x_2, \dots, x_n$  son independientes y aleatorias, tomaremos como estimación de la incertidumbre en  $f$  la expresión:

$$\delta(f) = \left| \frac{\partial f}{\partial x_1} \right| \cdot \delta(x_1) + \left| \frac{\partial f}{\partial x_2} \right| \cdot \delta(x_2) + \dots + \left| \frac{\partial f}{\partial x_n} \right| \cdot \delta(x_n) \quad (\text{A.7})$$

Donde  $\delta(f)$  es la incertidumbre absoluta,  $\left| \frac{\partial f}{\partial x_n} \right|$  es la derivada parcial de la función respecto de cada variable y  $\delta(x_n)$  es la incertidumbre de la medida directa.

En nuestro caso tenemos una incertidumbre indirecta relativa a la función:

$$\sigma_y = \frac{F_y}{b \cdot h} \quad (\text{A.8})$$

Donde  $\sigma_y$  es el límite elástico,  $F_y$  es el valor de carga y  $b$  el valor del ancho y  $h$  el valor del espesor.

Sustituyendo en la expresión A.7 obtenemos:

$$\delta(\sigma_y) = \left| \frac{\partial \sigma_y}{\partial F_y} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| \frac{\partial \sigma_y}{\partial b} \right| \cdot \delta(b) + \left| \frac{\partial \sigma_y}{\partial h} \right| \cdot \delta(h)$$

Derivando la función  $\sigma_y = \frac{F_y}{b \cdot h}$  respecto de cada variable se obtiene:

$$\left| \frac{\partial \sigma_y}{\partial F_y} \right| = \frac{1}{b \cdot h} \qquad \left| \frac{\partial \sigma_y}{\partial b} \right| = -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \qquad \left| \frac{\partial \sigma_y}{\partial h} \right| = -\frac{F_y}{b \cdot h^2}$$



Y, por lo tanto,

$$\delta(\sigma_y) = \left| \frac{1}{b \cdot h} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \right| \cdot \delta(b) + \left| -\frac{F_y}{b \cdot h^2} \right| \cdot \delta(h)$$

Conociendo los valores numéricos de las medidas y sus correspondientes incertidumbres se puede calcular la incertidumbre absoluta de la medida indirecta.

- $\delta(F_y) = F_{pto\sigma_y} \cdot 0.5\%$
- $\delta(b) = 0.01mm$
- $\delta(h) = 1\mu m$
- $b = 10mm$
- $h = 0.5mm$
- $F_y =$  diferentes valores en función del nivel de deformación de la probeta

Ahora calculamos la incertidumbre absoluta  $\delta(\sigma_y)$  para cada nivel de deformación:

$$- \delta(\sigma_{y,0\%}) = \left| \frac{1}{b \cdot h} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \right| \cdot \delta(b) + \left| -\frac{F_y}{b \cdot h^2} \right| \cdot \delta(h)$$

$$\delta(\sigma_{y,0\%}) = \left| \frac{1}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 1825 \cdot 5 \cdot 10^{-3} + \left| -\frac{1825}{0.01^2 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 10^{-5} + \left| -\frac{1825}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}^2} \right| \cdot 10^{-6}$$

$$\delta(\sigma_{y,0\%}) = 6.205MPa$$

$$- \delta(\sigma_{y,4.5\%}) = \left| \frac{1}{b \cdot h} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \right| \cdot \delta(b) + \left| -\frac{F_y}{b \cdot h^2} \right| \cdot \delta(h)$$

$$\delta(\sigma_{y,4.5\%}) = \left| \frac{1}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 1536 \cdot 5 \cdot 10^{-3} + \left| -\frac{1536}{0.01^2 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 10^{-5} + \left| -\frac{1536}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}^2} \right| \cdot 10^{-6}$$

$$\delta(\sigma_{y,4.5\%}) = 5.222MPa$$



$$- \delta(\sigma_{y,9.3\%}) = \left| \frac{1}{b \cdot h} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \right| \cdot \delta(b) + \left| -\frac{F_y}{b \cdot h^2} \right| \cdot \delta(h)$$

$$\delta(\sigma_{y,9.3\%}) = \left| \frac{1}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 1412 \cdot 5 \cdot 10^{-3} + \left| -\frac{1412}{0.01^2 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 10^{-5} + \left| -\frac{1412}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}^2} \right| \cdot 10^{-6}$$

$$\delta(\sigma_{y,9.3\%}) = 4.800 MPa$$

$$- \delta(\sigma_{y,15.7\%}) = \left| \frac{1}{b \cdot h} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \right| \cdot \delta(b) + \left| -\frac{F_y}{b \cdot h^2} \right| \cdot \delta(h)$$

$$\delta(\sigma_{y,15.7\%}) = \left| \frac{1}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 1208 \cdot 5 \cdot 10^{-3} + \left| -\frac{1208}{0.01^2 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 10^{-5} + \left| -\frac{1208}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}^2} \right| \cdot 10^{-6}$$

$$\delta(\sigma_{y,15.7\%}) = 4.107 MPa$$

$$- \delta(\sigma_{y,26.5\%}) = \left| \frac{1}{b \cdot h} \right| \cdot \delta(F_y) + \left| -\frac{F_y}{b^2 \cdot h} \right| \cdot \delta(b) + \left| -\frac{F_y}{b \cdot h^2} \right| \cdot \delta(h)$$

$$\delta(\sigma_{y,26.5\%}) = \left| \frac{1}{0.01 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 984 \cdot 5 \cdot 10^{-3} + \left| -\frac{984}{0.01^2 \cdot 5 \cdot 10^{-4}} \right| \cdot 10^{-5} + \left| -\frac{984}{0.01 \cdot (5 \cdot 10^{-4})^2} \right| \cdot 10^{-6}$$

$$\delta(\sigma_{y,26.5\%}) = 3.345 MPa$$



## REFERENCIAS

- [1] Baik, J.M., J. Kameda, and O. Buck, *Small punch test evaluation of intergranular embrittlement of an alloy-steel*. Scripta Metallurgica, 1983. 17(12) 1443-1447.
- [2] Kameda, J. and O. Buck, *Evaluation of the ductile-to-brittle transition-temperature shift due to temper embrittlement and neutron-irradiation by means of a small-punch test*. Materials Science and Engineering, 1986. 83(1) 29-38.
- [3] Lucas, G.E., A. Okada, and M. Kiritani, *Parametric analysis of the disc bend test*. Journal of Nuclear Materials, 1986. 141-143, Part 1(0) 532-535.
- [4] Mao, X.Y. and H. Takahashi, *Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for tem disk ( $\varnothing$  3 mm) small punch tests*. Journal of Nuclear Materials, 1987. 150(1) 42-52.
- [5] Mao, X., T. Shoji, and H. Takahashi, *Characterization of fracture-behavior in small punch test by combined recrystallization-etch method and rigid plastic analysis*. Journal of Testing and Evaluation, 1987. 15(1) 30-37.



- [6] Misawa, T., et al., *Determination of the minimum quantity of irradiated ferritic steel specimens for small punch dbtt testing*. Journal of Nuclear Materials, 1991. 179, 421-424.
- [7] Misawa, T., et al., *Comparison of stress-corrosion cracking susceptibility of austenitic and ferritic stainless-steels in small punch testing*. Journal of Nuclear Materials, 1991. 179, 611-614.
- [8] Misawa, T., et al., *Fracture-toughness evaluation of fusion-reactor structural-steels at low-temperatures by small punch tests*. Journal of Nuclear Materials, 1989. 169, 225-232.
- [9] Misawa, T., Y. Hamaguchi, and M. Saito, *Stress-corrosion cracking and hydrogen embrittlement studies of austenitic and ferritic steels by small punch test*. Journal of Nuclear Materials, 1988. 155, 749-753.
- [10] Misawa, T., et al., *Small punch tests for evaluating ductile brittle transition behavior of irradiated ferritic steels*. Journal of Nuclear Materials, 1987. 150(2) 194-202.
- [11] Lucas, G., *Review of small specimen test techniques for irradiation testing*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1990. 21(5) 1105-1119.
- [12] Mao, X., H. Takahashi, and T. Kodaira, *Supersmall punch test to estimate fracture-toughness  $J_{ic}$  and its application to radiation embrittlement of 2.25cr-1mo steel*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 1992. 150(2) 231-236.
- [13] Mao, X., M. Saito, and H. Takahashi, *Small punch test to predict ductile fracture-toughness  $j_{ic}$  and brittle-fracture toughness  $k_{ic}$* . Scripta Metallurgica Et Materialia, 1991. 25(11) 2481-2485.
- [14] Mao, X., *Estimation of mechanical properties of irradiated nuclear pressure vessel steel by use of subsized CT specimen and small punch specimen*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1991. 25(11) 2487–2490.



- [15] Suzuki, M., et al., *Evaluation of toughness degradation by small punch (sp) tests for neutron-irradiated 21/4cr-1mo steel*. Journal of Nuclear Materials, 1991. 179, 441-444.
- [16] Kameda, J. and X. Mao, *Small-punch and tem-disk testing techniques and their application to characterization of radiation-damage*. Journal of Materials Science, 1992. 27(4) 983-989.
- [17] Kameda, J. and R. Ranjan, *Characterization of deformation and fracture-behavior in amorphous and or ceramic coatings and aluminum-alloy substrates by small punch testing and acoustic-emission techniques*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 1994. 183(1-2) 121-130.
- [18] Chi, S.H., J.H. Hong, and I.S. Kim, *Evaluation of irradiation effects of 16 mev proton-irradiated 12cr-1mov steel by small punch (sp) tests*. Scripta Metallurgica Et Materialia, 1994. 30(12) 1521-1525.
- [19] Fleury, E. and J.S. Ha, *Small punch tests on steels for steam power plant (II) - Modeling*. Ksme International Journal, 1998. 12(5) 827-835.
- [20] Fleury, E. and J.S. Ha, *Small punch tests to estimate the mechanical properties of steels for steam power plant: I. Mechanical strength*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1998. 75(9) 699-706.
- [21] Joo, Y.H., et al., *The use of small punch (bulge) tests to estimate fracture-stress in the lower shelf regime*. Journal of Testing and Evaluation, 1992. 20(5) 336-342.
- [22] Khan, M.A., et al., *Computer modeling of elasto-plastic fracture mechanics of ball indentation in ductile aluminium sheet*. Euro-Mat 95 Conference, Symposium D. Podova, Italia, 1995. 491-494.
- [23] Bulloch, J.H., *Toughness losses in low alloy steels at high temperatures: an appraisal of certain factors concerning the small punch test*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1998. 75(11) 791-804.



- [24] Bulloch, J.H., *The small punch toughness test - some detailed fractographic information*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1995. 63(2) 177-194.
- [25] Ule, B., et al., *Small punch test method assessment for the determination of the residual creep life of service exposed components: outcomes from an interlaboratory exercise*. Nuclear Engineering and Design, 1999. 192(1) 1-11.
- [26] Kurtz, S.M., et al., *Validation of a small punch testing technique to characterize the mechanical behaviour of ultra-high-molecular-weight polyethylene*. Biomaterials, 1997. 18(24) 1659-1663.
- [27] Foulds, J.R., et al., *Fracture-toughness by small punch testing*. Journal of Testing and Evaluation, 1995. 23(1) 3-10.
- [28] Saucedo-Munoz, M.L., et al., *Small punch creep test of service-exposed sus 316 htb superheater tubes of fossil boilers*, in *Tms 2010 139th Annual Meeting & Exhibition - Supplemental Proceedings, Vol 3: General Paper Selections*. 729-736.
- [29] ASTM, *E813-89 Standard test for  $J_{IC}$  a measure of fracture toughness*. Annual Book of ASTM Standards, 1997.
- [30] ASTM, *E813-81 Standard test for  $J_{IC}$  a measure of fracture toughness*. Annual Book of ASTM Standards, 1985.
- [31] Shekhter, A., et al., *Assessment of temper embrittlement in an ex-service 1Cr-1Mo-0.25V power generating rotor by Charpy V-Notch testing,  $K_{Ic}$  fracture toughness and small punch test*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2002. 79(8-10) 611-615.
- [32] Ruan, Y., P. Spatig, and M. Victoria, *Assessment of mechanical properties of the martensitic steel EUROFER97 by means of punch tests*. Journal of Nuclear Materials, 2002. 307, 236-239.



- [33] Ju, J.B., J.I. Jang, and D. Kwon, *Evaluation of fracture toughness by small-punch testing techniques using sharp notched specimens*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2003. 80(4) 221-228.
- [34] ASTM, *E 1921 Standard Test Method for Determination of the Reference Temperature  $T_0$  in the Transition Range*. ASTM, West Conshohocken, PA, 2002.
- [35] Finarelli, D., M. Roedig, and F. Carsughi, *Small punch tests on austenitic and martensitic steels irradiated in a spallation environment with 530 MeV protons*. Journal of Nuclear Materials, 2004. 328(2-3) 146-150.
- [36] Campitelli, E.N., et al., *Assessment of the constitutive properties from small ball punch test: experiment and modeling*. Journal of Nuclear Materials, 2004. 335(3) 366-378.
- [37] Campitelli, E.N., et al., *Assessment of irradiation-hardening on Eurofer97' and Zircaloy 2 with punch tests and finite-element modeling*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2005. 400, 386-392.
- [38] Lacalle, R., et al., *Aproximación basada en el concepto de CTOD para la determinación de la tenacidad mediante probetas Small Punch*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2011. 28, 749-754.
- [39] Arroyo, B., et al., *Caracterización de aceros de vasija en la zona de transición dúctil-frágil en base a ensayos small punch*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2012. 29, 121-126.
- [40] Peñuelas, I., et al., *Determinación analítica y experimental de la tenacidad a fractura de aceros mediante el uso de probetas spt entalladas mediante femtolaser*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2012. 29, 183-188.
- [41] Cárdenas, E., et al., *Application of the small punch test to determine the fracture toughness of metallic materials*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2012, 1460-2695.



- [42] Rodríguez, C., et al., *Aplicación del ensayo spt en la caracterización mecánica de distintos tipos de acero*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2012. 29, 579-584.
- [43] Eskner, M. and R. Sandstrom, *Mechanical property evaluation using the small punch test*. Journal of Testing and Evaluation, 2004. 32(4) 282-289.
- [44] Callaghan, M.D., et al., *An analysis of deformation and fracture behaviour of Zircaloy-4 alloy using small punch test*, in *Prism 5: the Fifth Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing, Pts 1-5*. 2005. 1415-1420.
- [45] Komazaki, S., T. Shoji, and K. Takamura, *Evaluation of thermal aging embrittlement in directionally solidified Ni-base superalloy by small punch test*. Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme, 2005. 127(4) 476-482.
- [46] Dunne, N.J., et al., *Validation of the small-punch test as a technique for characterizing the mechanical properties of acrylic bone cement*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part H-Journal of Engineering in Medicine, 2006. 220(H1) 11-21.
- [47] Nakata, T., et al., *Evaluation of high-temperature tensile properties of reduced activation ferritic steels by small punch test*. Journal of the Japan Institute of Metals, 2006. 70(8) 642-645.
- [48] Budzakoska, E., et al., *Predicting the J integral fracture toughness of Al 6061 using the small punch test*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2007. 30(9) 796-807.
- [49] Hyde, T.H., W. Sun, and J.A. Williams, *Requirements for and use of miniature test specimens to provide mechanical and creep properties of materials: a review*. International Materials Reviews, 2007. 52(4) 213-255.
- [50] Kim, M.-C., et al., *Evaluation of critical fracture stress in low alloy steels by finite element analysis of small punch test*, in *Progresses in Fracture and Strength of Materials and Structures, 1-4*. 2007. 416-419.



- [51] Sunjaya, D., et al., *Finite element modelling of small punch test on 304H stainless steel*, in *Mechanical Behavior of Materials X, Pts 1 and 2*. 2007. 1165-1168.
- [52] Wang, Z.-X., et al., *Small punch testing for assessing the fracture properties of the reactor vessel steel with different thicknesses*. *Nuclear Engineering and Design*, 2008. 238(12) 3186-3193.
- [53] Cheon, J.S. and I.S. Kim, *Evaluation of thermal aging embrittlement in CF8 duplex stainless steel by small punch test*. *Journal of Nuclear Materials*, 2000. 278(1) 96-103.
- [54] Song, S.H., et al., *Small punch test evaluation of neutron-irradiation-induced embrittlement of a Cr-Mo low-alloy steel*. *Materials Characterization*, 2004. 53(1) 35-41.
- [55] Song, S.H., et al., *Temper embrittlement of a CrMo low-alloy steel evaluated by means of small punch testing*. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2000. 281(1-2) 75-81.
- [56] Ha, X. and Y. Dai, *Small punch tests on martensitic/ferritic steels F82H, T91 and Optimax-A irradiated in SINQ Target-3*. *Journal of Nuclear Materials*, 2003. 323(2-3) 360-367.
- [57] Kim, M.C., Y.J. Oh, and B.S. Lee, *Evaluation of ductile-brittle transition temperature before and after neutron irradiation for RPV steels using small punch tests*. *Nuclear Engineering and Design*, 2005. 235(17-19) 1799-1805.
- [58] Serre, I. and J.B. Vogt, *Liquid metal embrittlement of T91 martensitic steel evidenced by small punch test*. *Nuclear Engineering and Design*, 2007. 237(7) 677-685.
- [59] Dobes, F. and K. Milicka, *On the Monkman-Grant relation for small punch test data*. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2002. 336(1-2) 245-248.



- [60] Dobes, F., K. Milicka, and P. Kratochvil, *Small punch creep in Fe<sub>28</sub>Al<sub>3</sub>CrO.02Ce alloy*. Intermetallics, 2004. 12(12) 1397-1401.
- [61] Dobes, F. and K. Milicka, *Small punch testing in creep conditions*. Journal of Testing and Evaluation, 2001. 29(1) 31-35.
- [62] Yang, Z. and Z.W. Wang, *Relationship between strain and central deflection in small punch creep specimens*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2003. 80(6) 397-404.
- [63] Zhai, P.C., et al., *Evaluation on small punch creep test by finite element method*, in *Advances in Fracture and Strength, Pts 1- 4*. 2005. 377-383.
- [64] Zhai, P.C., et al., *Numerical analysis for small punch creep tests by finite-element method*. Journal of Testing and Evaluation, 2004. 32(4) 298-303.
- [65] Sugimoto, T., S. Komazaki, and T. Misawa, *Evaluation of DBTT and creep properties of aged main valve casing by using Small Punch specimens*, in *Advances in Fracture and Strength, Pts 1- 4*. 2005. 1470-1476.
- [66] Chen, G., P.C. Zhai, and A.J. Shao, *Appraisalment of creep properties of 12Cr1MoV steel by Small Punch creep test method*, in *Functionally Graded Materials Viii*. 2005. 545-550.
- [67] Baek, S.S., et al., *Characterization of creep resistance for local structure of power plant weldment using SP-Creep technique*. Key Engineering Materials 326-328, 2006. 643-648.
- [68] Nakata, T., et al., *Evaluation of creep properties of reduced activation ferritic steels by small punch creep test*. Journal of the Japan Institute of Metals, 2006. 70(2) 130-133.
- [69] Komazaki, S.-i., et al., *Damage evaluation of a welded joint in a long-term serviceexposed boiler by using a small punch creep test*. Isij International, 2007. 47(8) 1228-1233.



- [70] CWA15627: 2008, *Small Punch Test for Metallic Materials*. European Committee for Standardization (CEN).
- [71] *Popular Science*. Journal of Science. Bonnier Corporation Ed. Dic. 1963. 51-57.
- [72] Davis J.R. & Associates: "*Handbook of aluminium and aluminium alloys*". ASM International. Handbook committee. 1993.
- [73] Groover M.P.: "*Fundamentos de manufactura moderna*". Ed. Mc Graw Hill. 1997. 456..
- [73] Kalpakjian S.: "*Manufacturing Processes for Engineering Materials*". Ed. Addison-Wesley.
- [74] ASTM, E 8M Standard Test Methods of Tensión Testing of Metallic Materials [Metric]. Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials. 3.01.
- [75] ISO12004: 2008 "Metallic materials - Guidelines for the determination of forming limit diagrams", 2008.
- [76] D. Gutiérrez, A. Lara, D. Casellas, J.M. Prado, "Effect of strain paths on formability evaluation of TRIP steels", *Advanced Materials Research* 89-91 (2010) 214-219.
- [77] D. Gutiérrez, A. Lara, D. Casellas, J.M. Prado, "Strain paths effects on the formability of advanced high strength steels evaluated by stretching tests", *IDDRG 2009 Inter. Conference* (2009) 491-502.